



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

Aspecte specifice privind comportamentul unor aliaje de oțel inoxidabil super duplex la procesarea termomecanică

Autor: Saleh Sabah Saleh ALTURAIHI

Coordonator științific: Prof. Habil. Dr. Ing. Vasile Dănuț COJOCARU

COMISIA DE DOCTORAT

President	Prof. Dr. Eng. Constantin Stelian STAN	From	University POLITEHNICA of Bucharest
Scientific supervisor	Prof. Dr. Eng. Vasile Dănuț COJOCARU	From	University POLITEHNICA of Bucharest
Scientific reviewer	Prof. Dr. Eng. Leandru-Gheorghe BUJOREANU	From	"Gheorghe Asachi" Technical University of Iași
Scientific reviewer	Prof. Dr. Eng. Gheorghe GURĂU	From	"Dunarea de Jos" University of Galati
Scientific reviewer	Prof. Dr. Eng. Doina RĂDUCANU	From	University POLITEHNICA of Bucharest

București, 2022



Cuprins

Rezumat	I
Capitolul 1: Introducere	
1.1. Prezentare generală	1
Capitolul 2: Aspecte metalurgice ale oțelurilor inoxidabile duplex și aplicațiile lor	
2.1. Introducere	1
2.2. Clasificarea oțelurilor inoxidabile duplex	2
2.6. Oțeluri inoxidabile duplex: unele domenii de utilizare	2
Capitolul 3: Prelucrarea termomecanică a aliajelor de oțel inoxidabil	
3.1. O scurtă introducere	2
Capitolul 4: Declarația problemei și obiectivele.	
4.1. Formularea problemei	2
4.2. Întrebări și ipoteze de cercetare	3
4.3. Obiectivele principale ale tezei	3
4.4. Structura tezei	4
Capitolul 5: Metodologia de cercetare	
5.1. Introducere	4
5.3. Rute de prelucrare termomecanică aplicate la UNS S32760/F55 SDSS	4
5.4. Analiza metalografică	5
5.5. Analiza mecanică	5
Capitolul 6: Evoluția proprietăților microstructurale în timpul prelucrării termomecanice a aliajului F55 SDSS	
6.1. Introducere	6
6.2. Proba inițială (AR)	7
6.3. Deformarea la cald la 1000°C (HD1)	10
6.4. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST1)	11
6.4.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST1.1)	11
6.4.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST1.2)	12
6.4.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST1.3)	13
6.5. Deformarea la cald la 1050°C (HD2)	14
6.6. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST2)	15
6.6.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST2.1)	15
6.6.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST2.2)	17
6.6.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST2.3)	18
6.7. Deformarea la cald la 1100°C (HD3)	19
6.8. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST3)	20
6.8.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST3.1)	20
6.8.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST3.2)	21
6.8.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST3.3)	22
6.9. Deformarea la cald la 1150°C (HD4)	23



6.10. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST4)	24
6.10.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST4.1)	24
6.10.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST4.2)	26
6.10.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST4.3)	27
6.11. Concluzii	28
Capitolul 7: Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice a aliajului F55 SDSS	
7.1. Introducere	29
7.2. Proba inițială (AR)	30
7.3. Deformarea la cald la 1000°C (HD1)	31
7.4. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST1)	32
7.4.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST1.1)	32
7.4.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST1.2)	33
7.4.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST1.3)	34
7.5. Deformarea la cald la 1050°C (HD2)	35
7.6. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST2)	36
7.6.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST2.1)	36
7.6.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST2.2)	37
7.6.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST2.3)	37
7.7. Deformarea la cald la 1100°C (HD3)	38
7.8. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST3)	39
7.8.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST3.1)	39
7.8.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST3.2)	40
7.8.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST3.3)	41
7.9. Deformarea la cald la 1150°C (HD1)	41
7.10. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST4)	42
7.10.1 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST4.1)	42
7.10.2 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST4.2)	43
7.10.3 Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST4.3)	44
7.11. Concluzii	44
Capitolul 8: Concluzii generale, contribuții personale, recomandări și direcții de cercetare viitoare	
8.1. Concluzii generale	45
8.2. Contribuții personale	47
8.3. Recomandări	48
8.4. Direcții de cercetare viitoare	48
Bibliografie	50
Diseminarea rezultatelor	51

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 oțelului inoxidabil superduplex SDSS F55 pentru a obține o combinație adecvată de proprietăți de rezistență și ductilitate. Programele experimentale dezvoltate au un nivel diferit de complexitate. Rutele de prelucrare s-au bazat pe doi parametri principali, care sunt temperatura de deformare a aliajului SDSS F55 în intervalul (1000-1150)°C și intervalul de temperatură (1000-1100)°C a tratamentului de punere în soluție cu durate diferite de 20, 40 și 60 de minute. La temperatura de deformare la cald de 1000°C și 1050°C, microstructura este constituită din fază de ferită, fază de austenită și fază de sigma. În timp ce la temperatura de deformare la cald de 1100°C și 1150°C, faza sigma a dispărut din microstructură. Prin aplicarea tratamentului de punere în soluție la 1000°C, faza sigma continuă să apară în microstructură, în timp ce în cazul tratamentului de punere în soluție la (1050-1100) °C faza sigma a dispărut din microstructură. Proprietățile mecanice (rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}), 0,2 rezistență la curgere ($YS_{0.2}$) și alungirea la rupere (ϵ_f) în timpul testării la tracțiune, pe lângă microdurețea (HV1) au crescut sau au scăzut în funcție de microstructura obținută după tratamentul de punere în soluție. Suprafața de rupere a probelor prelucrate a fost examinată după încercarea la tracțiune pentru a observa comportamentul materialului.

Cuvinte cheie: oțel inoxidabil super duplex (F55 SDSS); microstructură; proprietăți mecanice; prelucrare termomecanică; suprafață de rupere; microscopie optică; microscopie prin scanare cu electroni.

Capitolul 1 Introducere

1.1. Prezentare generală

Oțelul inoxidabil este un aliaj pe bază de fier conținând aproape 11% din crom, această compoziție împiedicând coroziunea fierului, conferind aliajului proprietăți de rezistență mecanică la temperaturi ridicate. Oțelurile inoxidabile sunt constituite din carbon (0,03-1,00) %, sulf, cupru, niobiu, molibden, aluminiu, siliciu, titan, nichel și seleniu. Unor tipuri de aliaje de oțel inoxidabil le sunt frecvent atribuite trei cifre, de exemplu, oțel inoxidabil 304. Existența cromului în microstructura aliajelor crește capacitatea de formare a oxidului feric în oțelul inoxidabil care generează o peliculă nefavorabilă pentru protejarea materialului subiacent de atacul coroziunii, precum și capacitatea de auto-vindecare în prezența oxigenului. Rezistența la coroziune ar putea fi crescută prin creșterea conținutului de crom peste 11%, creșterea cantității de nichel la 8% sau mai mult decât această cantitate și adăugarea molibdenului (îmbunătățește rezistența la coroziune în pitting). Adăugarea de azot poate crește rezistența la coroziune pitting și crește rezistența mecanică. Astfel, multe tipuri de oțeluri inoxidabile cu un conținut diferit de crom și molibden sunt potrivite în condiția în care aliajul trebuie utilizat. Descoperirea oțelurilor inoxidabile a continuat cu mai multe evoluții științifice, începând cu 1798 când Louis Vauquelin a prezentat cromul Academiei Franceze. La începutul anilor 1800, rezistența la agenții oxidanți a oțelurilor cu crom a fost descoperită de James Stodart, Robert Mallet și Michael Faraday. Rezistența cromului la acizi puternici a fost descoperită de Robert Bunsen în 1821. Rezistența la coroziune a aliajelor fier-crom a fost probabil observată pentru prima dată de Pierre Berthier, care a identificat rezistența la atacuri acide, și le-a recomandat în industria tacâmurilor. Oțelurile crom care au fost folosite cele din urmă, au fost produse în anii 1840 de producătorii de oțel din Sheffield și Krupp și folosite în anii 1850. Robert F. Mushet obține brevetul pentru oțel crom.

Capitolul 2: Aspecte metalurgice ale oțelurilor inoxidabile și aplicațiile lor

2.1. Introducere

Definirea oțelului inoxidabil duplex ca un grup de aliaje pe bază de fier care includ dimensiunea aproape egală a fazei de ferită (δ -Fe) ca matrice și a fazei de austenită (γ -Fe). Oțel inoxidabil duplex durificat ca ferită, o parte din acesta se transformă în austenită prin răcire succesivă, ca urmare, microstructura constând dintr-un amestec de ferită și austenită iar cantitatea depinde de compoziția chimică și tratamentul termic. Sunt fabricate aliaje care includ o proporție egală pentru fiecare fază la temperatura camerei. Combinația (ferită-austenită) ar putea fi obținută prin amestecarea unui element de stabilizare diferit al fazelor. Molibdenul și cromul sunt active ca stabilizatori ai feritei și generează o gamă mare de ferită în diagrama de fază. În general, ferita este considerată fază dominantă cu o bună rezistență la coroziune datorită capacității ridicate a cromului de a se topi în această fază. Cromul este considerat unul dintre elementele semnificative care formează oțelul inoxidabil datorită capacității sale de a genera un strat pasiv pe suprafața metalică, (Cr_2O_3).

2.2. Clasificarea oțelurilor inoxidabile duplex

Dezvoltarea oțelului inoxidabil Duplex se face în clase, iar elementele de aliere reprezintă un factor de eficiență al rezistenței la coroziune. În mod normal, proiectarea oțelului inoxidabil duplex se face cu patru numere: primele două numere indică fracțiunea de volum a Cr, iar ultimele două numere arată fracțiunea de volum a Ni. Astfel, oțelul inoxidabil duplex 2507 are

fracțiunea de volum 25% Cr și 7% Ni. Pe lângă aceasta, multe tipuri de oțel inoxidabil duplex conțin mărci înregistrate legate de acestea, cum ar fi Uranus 50, Ferralium 255 și Zeron 100. Nilsson a clasificat noile oțeluri inoxidabile duplex în patru clase:

2.2.1 Slab aliate

2.2.2 Mediu aliate

2.2.3 Înalt aliate

2.2.4 Oțeluri inoxidabile Super Duplex

2.6 Oțeluri inoxidabile duplex: unele domenii de utilizare

2.6.1 Producția de petrol :

- Schimbatoare de căldură
- Distilarea brută
- Hidrotratarea

2.6.2 Petrochimie

2.6.3 Instalații de desalinizare

2.6.4 Aplicații în industria automobilelor

Capitolul 3: Prelucrarea termomecanică a aliajelor de oțel inoxidabil.

3.1. O scurtă introducere

Acest capitol include un studiu al proceselor avansate de caracterizare care se desfășoară în timpul prelucrării termomecanice a oțelurilor inoxidabile. Principalele tratamente termomecanice sunt prezentate în acest capitol pentru a oferi o bază pentru înțelegerea obiectivului principal al diferitelor procese termomecanice aplicate oțelurilor inoxidabile. Evoluția oțelului se referă instantaneu la un pas continuu în noul mecanism de caracterizare structurală, ceea ce face probabil să înțelegem mai bine conexiunile între proprietățile (de procesare) microstructurale care au loc de multe ori la nivel nano. Principalele procese de tratamente termomecanice sunt prezentate în acest studiu pentru a oferi o bază pentru perceperea obiectivului major al diferitelor tratamente termomecanice asupra aliajului de oțel inoxidabil. Obiectivul procesului de tratare termomecanică a aliajelor de oțel inoxidabil este obținerea microstructurii dorite și a anumitor caracteristici pentru o utilizare specială.

Capitolul 4: Metodologie

4.1. Formularea problemei

Numeroși cercetători au încercat să observe relația dintre proprietățile microstructurii și caracteristicile mecanice ale oțelului inoxidabil duplex, precum și ale aliajelor din oțel inoxidabil dar nu au stabilit o relație exactă. De fapt, generarea unei relații complete este atât de complexă datorită mai multor proprietăți de microstructură care afectează proprietățile mecanice. În plus, aproape toate proprietățile microstructurii se influențează reciproc. De exemplu, dimensiunea grăunților fazei de ferită (δ) afectează mărimea grăunților fazei de austenită (γ), lățimea grăunților de austenită și de asemenea, alte proprietăți. Din cauza legăturii dintre proprietățile microstructurale este aproape imposibil de a schimba o singură caracteristică microstructurală pentru a observa influența acestei caracteristici microstructurale unice asupra caracteristicilor mecanice. De asemenea, pentru a obține dependențele practice ale caracteristicilor mecanice care se bazează pe caracteristicile microstructurii, este necesară caracterizarea exactă și cantitativă a caracteristicii microstructurii. Câteva metode moderne de deformare la cald cum ar fi laminarea, forjarea și

altele, pe lângă diferitele tratamente termice, cum ar fi recoacerea, îmbătrânirea, călirea etc., sunt utilizabile în cea mai mare parte pe aliajele din oțel inoxidabil super duplex (SDSS). În acest sens, la această teză vor participa mai multe procese termomecanice care urmăresc modul în care variază proprietățile microstructurii aliajului de oțel inoxidabil super duplex S32760 F55 pentru a le îmbunătăți proprietățile mecanice. În acest caz este ușor să utilizați proprietățile microstructurii ca o variabilă semnificativă de intrare prin datele care vor fi obținute prin experimente care conduc la observarea microstructurii oțelului inoxidabil super duplex S32760 F55, de asemenea și pentru a stabili dependențele practice ale caracteristicilor mecanice care depind de caracteristica microstructurii. Proprietățile microstructurii din oțel inoxidabil super duplex S32760 F55 vor fi investigate la scară nanometrică și micrometrică prin utilizarea microscopului electronic de scanare. Testele mecanice se vor aplica pentru descrierea proprietăților microstructurale și a relației dintre ele. În același mod, posibilitatea de a prezice caracteristicile mecanice ale unei structuri diferite poate fi de asemenea, utilizată pentru a prezice aliajele moderne cu proprietăți mecanice cerute. În plus poate fi capabil să îndeplinească nevoile practice dintre caracteristicile mecanice și proprietățile microstructurale. Apoi este posibil să se utilizeze nevoile practice, pentru îmbunătățirea modelelor fizice.

4.2. Întrebări și ipoteze de cercetare

Cele mai multe defecțiuni ale componentelor ingineresti, în special din industria petrolului și aschimbătoarelor de căldură, apar din cauza coroziunii clorurii. Prin urmare, alegerea unui aliaj adecvat în aceste domenii, ar putea avea un rol important în prelungirea duratei de viață prin creșterea rezistenței la coroziune a clorurilor și a proprietăților lor mecanice. Unul dintre materialele utilizate în prezent în componentele de inginerie, cum fi schimbătoarele de căldură și industria petrolului este oțelul inoxidabil super duplex (SDSS). SDSS poate fi utilizat în multe medii corozive în intervalul de temperatură de aproximativ -50 °C până la mai puțin de 300 °C. *Dacă am putea crește capacitatea oțelului inoxidabil duplex de a rezista la coroziunea clorurii și creșterea proprietăților mecanice după prelucrarea termomecanică, acest lucru poate conduce la un impact mare asupra industriei și aplicațiilor SDSS. Temperatura procesării termomecanice și temperatura tratamentului de punere în soluție, precum și durata tratamentului de punere în soluție au un efect mare asupra microstructurii și caracteristicilor mecanice ale SDSS .* În studiul de față, un oțel inoxidabil super duplex S32760 F55 a fost supus unei etape diferite de proces pentru a obține o structură dorită și proprietăți mecanice bune utilizate într-o gamă largă de aplicații.

4.3. Obiectivele principale ale tezei

Obiectivele tezei sunt clasificate după cum urmează:

- să aibă o mai bună înțelegere a modului de procesare adecvată a aliajului S32760 / F55 SDSS, folosind diferiți parametri de prelucrare și să cuantifice efectele induse asupra microstructurii aliajului și a comportamentului mecanic al acestuia;
- să optimizeze caracteristicile microstructurale și mecanice finale ale aliajelor S32760 / F55 SDSS;
- să utilizeze diverse tehnici de investigare, cum ar fi microscopia electronică cu scanare (SEM) și difracția cu raze X (XRD) pentru proprietățile microstructurale și testarea la tracțiune și microduritate pentru caracteristicile mecanice.

4.4. Structura tezei

Structura tezei constă în două părți. Prima parte conține prezentarea generală și introducerea explicate în capitolul 1, capitolul 2 prezintă viziunea metalurgică a oțelurilor inoxidabile și aplicațiile acestora, în timp ce capitolul 3 prezintă metodele de caracterizare a proprietăților microstructurale și mecanice împreună cu enunțul problemei, pe lângă obiectivul tezei.

A doua parte cuprinde partea experimentală, începând cu metodologia prelucrării probelor și caracterizarea avansată prezentată în capitolul 4, evoluția microstructurală în timpul prelucrărilor termomecanice în capitolul 5, evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrărilor termomecanice în capitolul 6, concluzii generale, contribuții personale, recomandări și direcțiile viitoare de cercetare din capitolul 7 și se termină cu lista de referințe, anexe și lista publicațiilor/diseminarea rezultatelor.

Capitolul 5: Metodologie

5.1 Introducere

Acest capitol prezintă o descriere detaliată a sistemului de probe de aliaj, a echipamentelor utilizate și a metodelor experimentale aplicate aliajului ales pentru studiul de față.

5.3. Rute de prelucrare termomecanică aplicate la UNS S32760/F55 SDSS

Au realizate patru experimente cu un aliaj UNS S32760/F55 SDSS. Dimensiunile inițiale ale probelor prelucrate termo-mecanic sunt 100 mm lungime, 14,8 mm lățime și 7,5 mm grosime. În experimente au fost utilizate patru temperaturi diferite de laminare la cald (1000, 1050, 1100, 1150)°C, toate tratamentele termice efectuate folosind un cuptor NABERTHERM de temperatură înaltă.

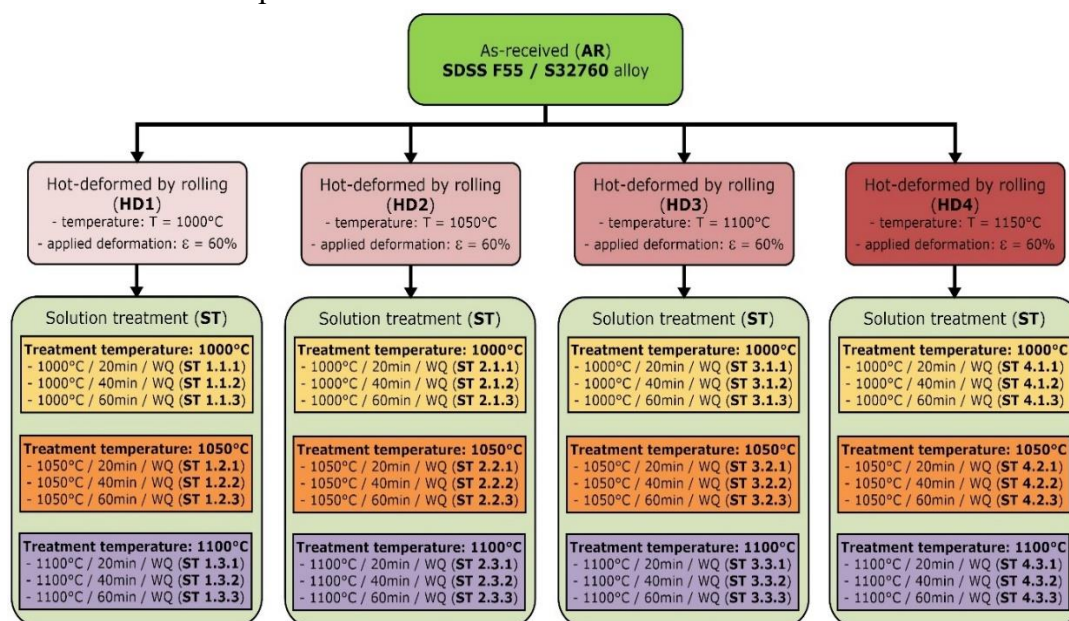


Fig. 5.1 Reprezentarea schematică a experimentelor de prelucrare termomecanică aplicată aliajului SDSS F55. După scoaterea probelor din cuptor, probele au fost supuse deformării la cald (HD) prin laminare folosind un laminor duo de Ø180 x 150 mm. Grosimea probelor supuse deformării la cald a scăzut în timpul deformării. Fiecare etapă de prelucrare a deformării la cald a fost urmată de un tratament de punere în soluție, folosind diferite temperaturi de tratament (1000°C, 1050°C și 1100°C) și durate diferite de tratament (20min, 40min și 60min) așa cum se prezintă în Figura 5.1.

5.4 Analiza metalografică

S-au extras probe pentru investigații metalografice din toate piesele prelucrate. Toate bucățile sunt pregătite cu un finisaj excelent al suprafeței și sunt montate la cald într-un prelevator cilindric Phenocure de rășină fenolică conductivă neagră folosind o presă hidraulică de montare BUEHLER Simplimet. Operația permite utilizatorilor să controleze ciclul de montare, toate probele au fost supuse șlefuirii mecanice cu hârtie SiC de granulație (180–1200) în șase treceri (60s/trecere) și lustruire cu suspensie de diamant policristalin de 6 μm și 1 μm (180s/trecere) folosind un sistem avansat de șlefuire și lustruire de ultimă generație de tip Metkon DIGIPREP Accura. Acest dispozitiv are o forță centrală cuprinsă între 10N - 100N și forță individuală cuprinsă între 5N -75N; poate susține maximum șase probe cu o viteză variabilă a roții care variază de la 50rpm-600rpm și o viteză variabilă a suportului de probe variind de la 50rpm-150rpm. Alegerea hârtiei abrazive este disponibilă pentru aproape orice aplicație de material, iar ciclul de timp oferă flexibilitate în metodele de lustruire. Toate probele au fost lustruite la calitate înaltă cu 0,05 μm suspensie de silice coloidală amestecată într-un raport de 1/5 de 20% H_2O_2 (300s/pas) și în final lustruire prin vibrație în silice coloidală de 0,02 μm amestecată într-un raport de 1/5 de 20% H_2O_2 (3,6ks) folosind un sistem BUEHLER Vibromet 2, acest aparat de lustruire prin vibrație fiind conceput pentru a pregăti suprafețe lustruite de înaltă calitate din bucăți mari de materiale, deoarece îndepărtează deformare ușoară rămasă după pregătirea mecanică și oferă o suprafață fără tensiuni, fără a fi nevoie utilizarea electroliților periculoși așa cum este cazul sculelor electrice de lustruit.

Caracterizarea microstructurală a fost realizată cu ajutorul Microscopiei electronice cu scanare (SEM) - TESCAN VEGA II – XMU. Dispersia elementelor de aliere din aliajul UNS 32760 F55 SDSS a fost determinată prin spectroscopie de dispersie a energiei (EDS) utilizând un detector BRUKER x-Flash 6/30 EDS conectat la TESCAN VEGA II – XMU SEM. Mașina de lustruit VibroMet2 asigură lustruirea chimio-mecanică pentru finisarea suprafeței probei și se potrivește pentru examinarea prin difracție cu retrodifuzare a electronilor (EBSD). Caracterizarea EBSD a fost efectuată folosind un detector BRUKER e-Flash 1000 EBSD conectat la TESCAN VEGA II – XMU SEM.

Analiza microstructurii aliajului a fost finalizată cu investigații de difracție cu raze X (XRD). Investigațiile XRD au fost efectuate folosind un difractometru Rigaku Mini Flex 600. Investigațiile XRD au permis identificarea rapidă a fazei și caracteristicile fazei pentru proba inițială.

5.5. Analiza mecanică

Proprietățile mecanice ale probelor au fost investigate în direcția de laminare (RD) pe direcția normală (ND) și în direcția transversală (TD). Testul de rezistență la tracțiune a fost efectuat la temperatura camerei folosind o mașină universală cunoscută sub numele de INSTRON 3382. Toate bucățile tăiate ale probelor pregătite pentru testarea la tracțiune au fost prelucrate sub forma “os de câine”. Valorile medii ale rezistenței la rupere (σ_{UTS}), 0,2% limita de curgere ($\sigma_{0,2\%}$) și alungirea la rupere (ϵ_f) au fost estimate pentru a studia corelația dintre microstructură și comportamentul mecanic.

Testul de microduritate Vickers a fost efectuat la temperatura camerei folosind un echipament INNOVATEST Falcon 500. O urmă piramidală a fost făcută pentru toate probele cu un indentor de diamant cu formă piramidală pe prelevatorul cilindric de rășină epoxidică, unde

suprafețele lustruite și gravarea electrochimică oferă o indentare mai clar definită. Sarcina fixă aplicată probelor a fost de 0,1 kg (0,98066 N) cu un timp de păstrare de 10 secunde pentru faza de ferită și faza de austenită, în timp ce pentru faza sigma sarcina a fost de 0,025 kg (0,24516 N), iar măsurarea microdunității a inclus și austenita secundară, deoarece zona fazei sigma este mai mică decât amprenta de diamant de microdunitate și din acest motiv imprimarea testului de microdunitate a inclus austenita secundară. Testerul de microdunitate INNOVATEST Falcon 500 a fost echipat cu un software automat de măsurare, evaluare a datelor și procesare a imaginii.

Capitolul 6: Evoluția proprietăților microstructurale în timpul prelucrării termomecanice a aliajului F55 SDSS

6.1. Introducere

Acest capitol este axat pe analiza avansată a evoluției microstructurale în timpul prelucrărilor termomecanice prin deformare la cald și diferite tratamente călire cu punere în soluție ale aliajului de oțel inoxidabil super duplex (SDSS) F55 (UNS S32760) (vezi Fig. 6.1).

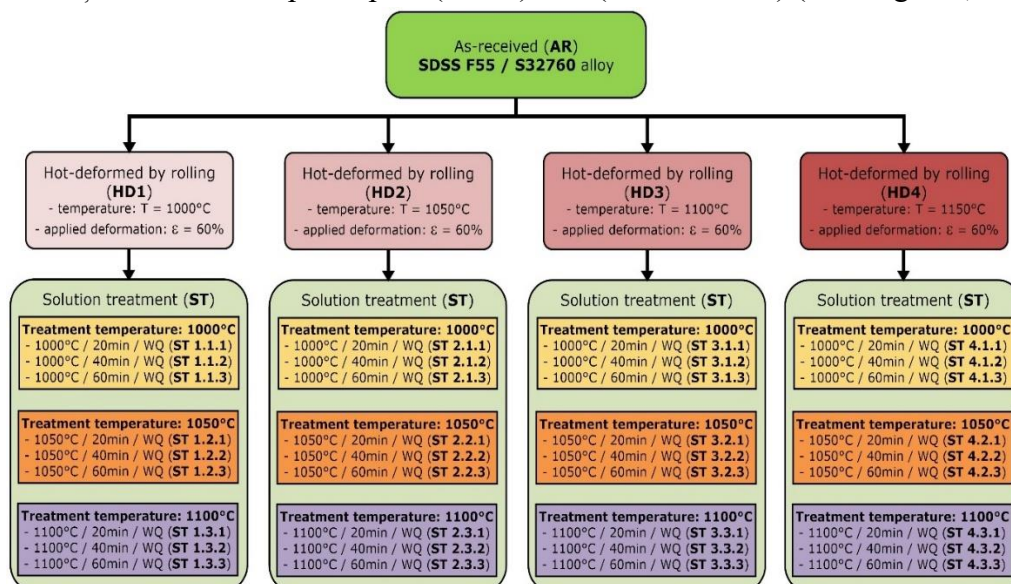


Fig. 6.1 Schema de prelucrare termomecanică aplicată aliajului SDSS F55 (UNS S32760).

După cum s-a observat (vezi Fig. 6.1), ruta de prelucrare termomecanică aplicată presupune, în primul rând, o deformare la cald (la diferite temperaturi: 1000°C; 1050°C; 1100°C și 1150°C) și, în al doilea rând, un tratament de călire cu punere în soluție (la diferite temperaturi: 1000°C; 1050°C și 1100°C; și diferite durate de tratament: 20min, 40min și 60min). Prin aplicarea unei astfel de rute de prelucrare se poate investiga evoluția microstructurii aliajului F55 în spațiul complex de influență a condițiilor termomecanice de prelucrare, ceea ce poate oferi observații/indicii importante în înțelegerea evoluției microstructurale în timpul prelucrării termomecanice.

Caracterizarea microstructurală poate fi realizată folosind următoarele tehnici de investigare: XRD (X-ray Diffraction), SEM-EBSD (Scanning Electron Microscopy–Electron Backscattering Diffraction), SEM-EDS (Scanning Electron Microscopy–Energy Dispersive Spectroscopy), SEM-SE (Scanning Electron Microscopy–Secondary Electrons), SEM-BSE (Scanning Electron Microscopy–Backscattered Electrons), etc. Pe baza acestor tehnici de

investigare se pot obține date importante privind natura și structura, fracția de volum, dimensiunea grăunților și chimia fazelor constitutive.

6.2. Proba inițială (AR).

Proba inițială de aliajul SDSS (AR) F55 (UNS S32760) a fost complet caracterizată din punct de vedere microstructural și mecanic. Caracterizarea microstructurală a folosit tehnici de investigare XRD, SEM-EBSD și SEM-EDS.

Prin analiza XRD (vezi Fig. 6.2) au fost identificate următoarele faze:

- **faza de ferită** (δ): indexată în sistem cristalin cubic centrat pe corp (BCC) 229 (Im-3m), cu un parametru de rețea $a = 2,883\text{\AA}$, pentru care s-au observat următoarele vârfuri de difracție: (110) - $44,41^\circ$; (200) - $64,59^\circ$; (211) - $81,76^\circ$.

- **fază de austenită** (γ): indexată în sistem cristalin cubic centrat cu fețe (FCC) 225 (Fm-3m), cu un parametru de rețea $a = 3,616\text{\AA}$, pentru care s-au observat următoarele vârfuri de difracție: (111) - $43,31^\circ$; (200) - $50,44^\circ$; (220) - $74,14^\circ$.

Analiza SEM-EBSD (vezi Fig. 5.3) a arătat că aliajul AR F55 SDSS constă din fracții de volum aproximativ egale ($50 \pm 0,7 / 49 \pm 0,3$) de fază γ / fază δ (vezi Tabelul 5.1). Se poate observa că faza- γ prezintă o morfologie asemănătoare insulei în matricea fazelor δ . De asemenea, se poate observa că mărimea medie a graunțelor fazei- γ este apropiată de $88 \pm 3 \mu\text{m}$ în timp ce faza δ se încheie $127 \pm 6 \mu\text{m}$ (vezi Tabelul 6.1). Figura 6.4a prezintă o imagine SEM-BSE caracteristică a aliajului AR F55 SDSS, în care poate identifica cu ușurință fazele constitutive de ferită (colorată în gri deschis) și austenită (colorată în gri închis). Compoziția chimică globală a aliajului AR F55 SDSS este prezentată în Tabelul 6.2, din care se poate observa că compoziția se încadrează în prescripția pentru aliajul 1.4501 / UNS S32760 / F55 [101]. Analiza SEM-EDS a hărților de distribuție a elementelor de aliere pentru Fe, Cr, Ni, Mo, Al, Si, Mn și Cu (vezi Fig. 6.4b – 6.4i) arată că ferita (faza- δ) este îmbogățită în Cr, Mo, W și Si și epuizată în Ni, Mn și Cu, în timp ce austenita (faza- γ) este îmbogățită în Ni, Mn și Cu și epuizată în Cr, Mo, W și Si. Aceste observații calitative sunt susținute de compozițiile chimice calculate atât pentru faza γ cât și pentru faza δ , care sunt prezentate în Tabelul 6.3 și 6.4.

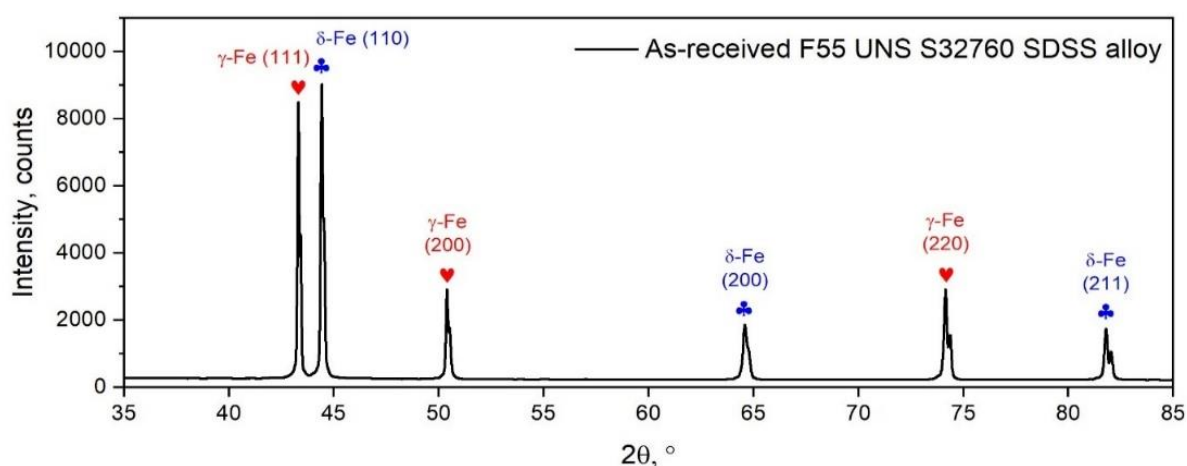


Fig. 6.2 Spectrele XRD ale aliajului inițial (AR) SDSS F55 (UNS S32760).

Analiza SEM-EDS arată că principalul element γ de aliere de stabilizare este constituit din Ni care trebuie să fie într-o fracție de greutate mai mare pentru a-și depăși limita de solubilitate în faza- δ . În aliajul inițial F55 SDSS, fracția de greutate Ni în matricea de fază- δ fiind

apropiată de 5,54 (%wt), în timp ce în faza γ este apropiată de 8,69 (%wt) și o medie generală apropiată de 7,50 (%wt).

Tabelul 6.1

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru aliajul AR F55 SDSS.

Stare structurală	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Proba inițială (AR) .	50 \pm 0,7	49 \pm 0,3	-	88 \pm 3	127 \pm 6	-

Fig. 6.3. Analiza microstructurii SEM-EBSD a aliajului proba inițială; distribuția fazelor de ferită și austenită (a), distribuția fazei de austenită (b), distribuția fazei de ferită (c).

Tabelul 6.2

Compoziția chimică a aliajului AR F55 SDSS[101].

Element	Nr.	Masa %	Atom abs %	eroare % (1 Sigma)	rel. eroare % (1 Sigma)
Fe	26	60.19	58,67	1,62	2,56
Cr	24	25.85	27.06	0,73	2,7
Ni	28	7.50	6,95	0,22	2,78
Mo	42	2,78	1,58	0,10	3,54
Al	13	1.45	2,93	0,10	6,64
Si	14	0,86	1,67	0,07	7.21
Mn	25	0,60	0,59	0,04	6.53
Cu	29	0,58	0,50	0,04	6.55
Tn	74	0,20	0,06	0,03	14.45
		100%	100%		

Tabelul 6.3

Compoziția chimică a austenitei (faza- γ)[101].

Element	Nr.	Masa %	Atom %	Eroare % (1 Sigma)	Eroare rel. % (1 Sigma)
Fe	26	62,58	61,85	1,55	2,57
Cr	24	25.72	27.30	0,68	2,72
Ni	28	8,69	8.18	0,24	2,83
lu	42	1.33	0,76	0,11	8.35
W	74	0,03	0,01	0,00	11.83
Si	14	0,34	0,67	0,04	13.23
Mn	25	0,55	0,55	0,04	7,89
Cu	29	0,59	0,51	0,04	7,78
V	23	0,166	0,17	0,03	20.73
		100.00	100.00		

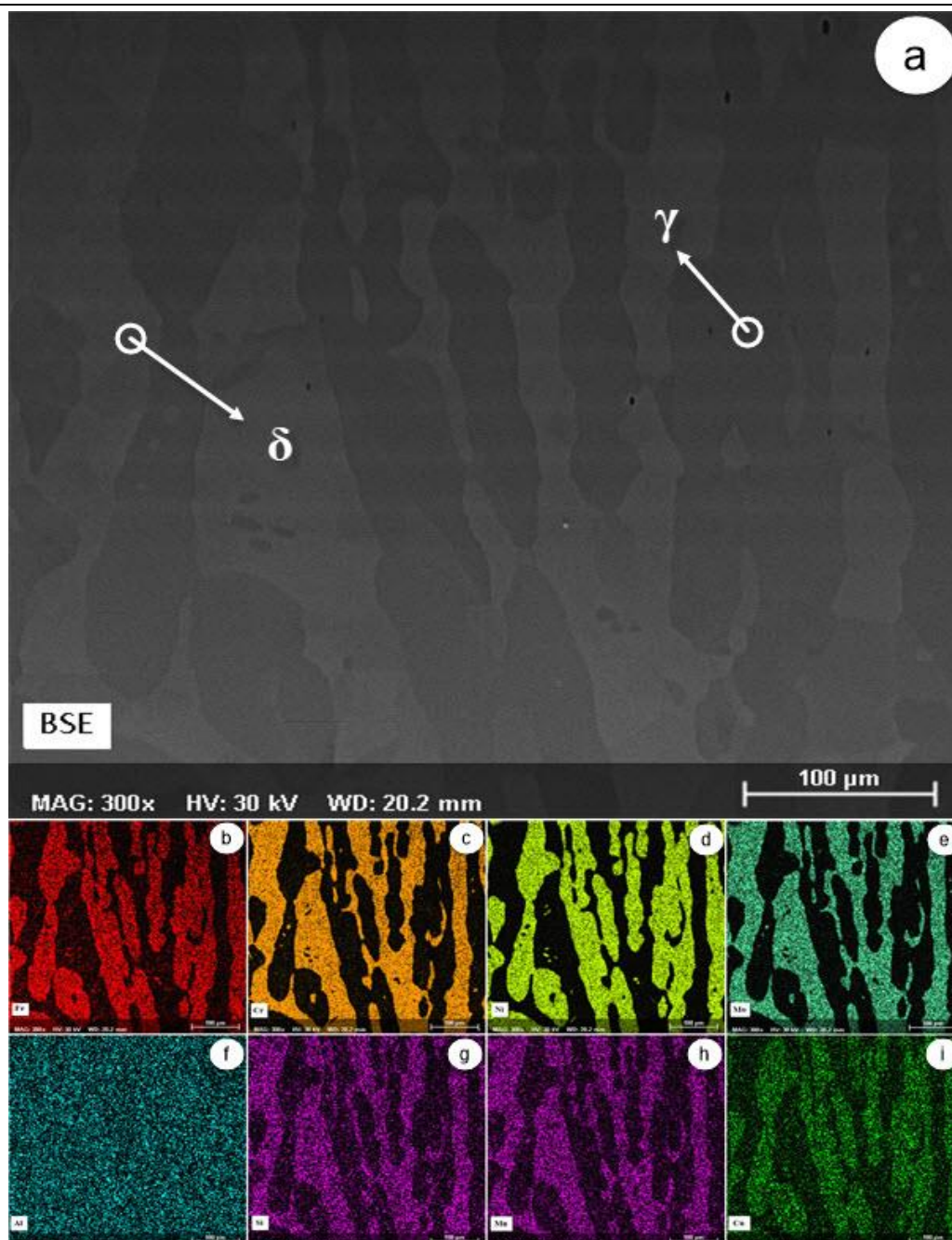


Fig. 6.4. Imagine microstructurală SEM-BSE a aliajului AR F55 SDSS (a); Imagini SEM-EDS ale hărții de distribuție pentru Fe (b); Cr (c); Ni (d); Mo (e); Al (f); Si (g); Mn (h); Cu (i).

Tabelul 6.4

Compoziția chimică a feritei (faza- δ)[101].

Element	Nr.	Norma de masă. %	Atom abs %	eroare % (1 Sigma)	rel. eroare % (1 Sigma)
Fe	26	60,77	60,41	1,53	2,57
Cr	24	28.50	30.43	0,76	2,71
Ni	28	5,54	5.24	0,16	3.04
lu	42	3.23	1,87	0,17	5.53
W	74	0,43	0,13	0,04	10.08
Si	14	0,45	0,89	0,05	11.06
Mn	25	0,46	0,46	0,04	8,82
Cu	29	0,47	0,41	0,04	9.01
V	23	0,14	0,16	0,03	21.88
		100.00	100.00		

6.3. Deformare la cald la 1000°C (HD1).

Analiza microstructurală SEM-EBSD a pieselor deformate la cald prin laminare la 1000°C (HD1) este prezentată în Figura 6.5. Se poate observa că deformarea la cald intensă aplicată (gradul de deformare total aplicat = 60%) conduce la următoarele observații, în primul rând se poate observa că o nouă fază (vezi Fig. 6.5a - colorată în galben) se generează/precipită în microstructură, această nouă fază a fost identificată ca faza- σ și în al doilea rând, ambele faze inițiale δ și γ prezintă semne de deformare intensă. Analiza în profunzime a precipitațiilor de fază σ arată că în principal precipitarea fazei σ a avut loc la limitele dintre faza δ și faza γ , în cadrul fazei δ în locurile în care apar condiții favorabile pentru a promova o reacție de precipitare $\delta \rightarrow \sigma$. De asemenea, în unele arii restrânse se poate observa că precipitarea de fază σ a avut loc la limitele fazei δ/δ , în cadrul fazei δ , în locurile în care apar condiții favorabile pentru a promova o reacție de precipitare eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constitutive arată că în timpul deformării la cald (la 1000°C) doar în cazul fazei δ și fazei σ se înregistrează variații, confirmând că faza- γ nu contribuie la precipitarea faza- σ (vezi Tabelul 6.4). Frația de greutate în fază σ general observată a fost situată aproape de 3,5 (%wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape de 5,32 μm (vezi Tabelul 6.5).

Tabelul 6.5

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea HD1.

Stare structurală	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Deformat la cald la 1000°C (HR1)	50,7	45,8	3,5	19,3	57,5	5,32

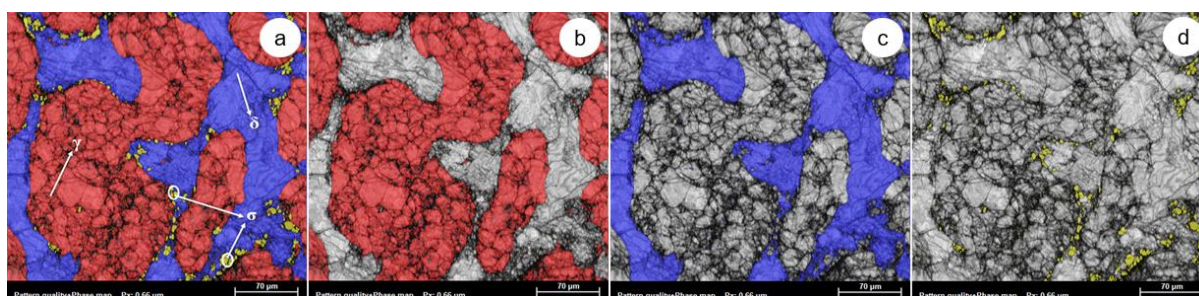


Fig. 6.5. Microstructura SEM-EBSD a probei deformată la cald la 1000°C (HD1) (a); faza de austenită (b); faza de ferită (c); faza sigma (d).

În ceea ce privește comportamentul mecanic, apariția fazei- σ este o fază nedorită datorită efectului său dăunător (fragilizarea indusă) asupra proprietăților de tenacitate ale aliajului [102]. Aspectele morfologice ale fazelor δ și γ deformate arată prezența grăunților deformați intens și fragmentați, precum și prezența fenomenelor de durificare la deformare în microstructură. Comparând grăunțele de fază δ cu grăunțele de fază γ , se poate observa că grăunțele de fază γ prezintă semne de fragmentare mai intensă în comparație cu grăunțele de fază δ , în timp ce grăunțele de fază δ prezintă semne de durificare la deformare mai intensă în comparație cu grăunțele de fază γ . Aceste observații pot fi explicate pe baza diferențelor în cristalografia ambelor faze care presupune că sistemul cristalin FCC (faza- γ) acceptă mai bine deformația aplicată în comparație cu sistemul cristalin BCC (faza- δ) prin alunecare/înfrățire pentru același nivel de stres/deformare aplicat deoarece este mai ușor de

activat alunecarea/maclarea pe planurile sale de densitate atomică mai mare [103], conducând de asemenea, la o densitate mai mică a defectelor interne (legată de durificarea la deformare) rezultată după acomodarea tensiunii/deformației aplicate [104]. Dimensiunea medie calculată a grăunților atât a fazei δ cât și a fazei γ arată că fragmentarea grăunților de fază- γ este mult mai intensă în comparație cu grăunții de fază- δ și se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza- γ a fost situată aproape de 19,3 μm , în timp ce în cazul fază- δ aproape de 57,5 μm (vezi Tabelul 6.5).

6.4. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST1).

6.4.1. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST1.1).

Figura 6.6 prezintă evoluția microstructurală ca urmare a aplicării unui tratament de călire de punere soluție la 1000°C, cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.6a), 40min (Figura 6.6b) și 60min (Figura 5.6c). În cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 1.1.1) se poate observa că grăunții de fază δ și fază γ intens deformați inițial sunt complet recrystalizați, toate grăunții prezentând o morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică. Dimensiunea medie a grăunților fazei- γ fiind apropiată de 15,1 μm , în timp ce faza- δ apropiat de 51,8 μm . Pe lângă faza- δ și faza- γ se poate observa că faza- σ este prezentă în microstructură, ceea ce sugerează că durata tratamentului este încă suficient de mică pentru a asigura precipitarea fazei- σ (Figura 6.6a). Analizând localizarea precipitatelor de fază σ se poate observa că, în principal, precipitațiile au avut loc la limitele δ/γ , din faza δ , în locurile în care sunt întrunite condițiile favorabile pentru a promova precipitarea $\delta \rightarrow \sigma$. De asemenea, se pot observa zonele de limită dintre fazele δ , acolo unde sunt întrunite condițiile favorabile pentru promovarea precipitării eutectoide/descompunerea $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. Frația de greutate de fază δ observată în general a fost situată aproape de 2,7 (% wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape 4,9 μm (vezi Tabelul 6.6). Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constituate arată că în timpul tratamentului de călire de punere în soluție (la 1000°C cu o durată de tratament de 20min) se înregistrează variații semnificative doar în cazul fazei- δ și fazei- σ , confirmând faptul că faza- σ este legată de faza- δ și nu este legată de faza- γ (vezi Tabelul 6.6).

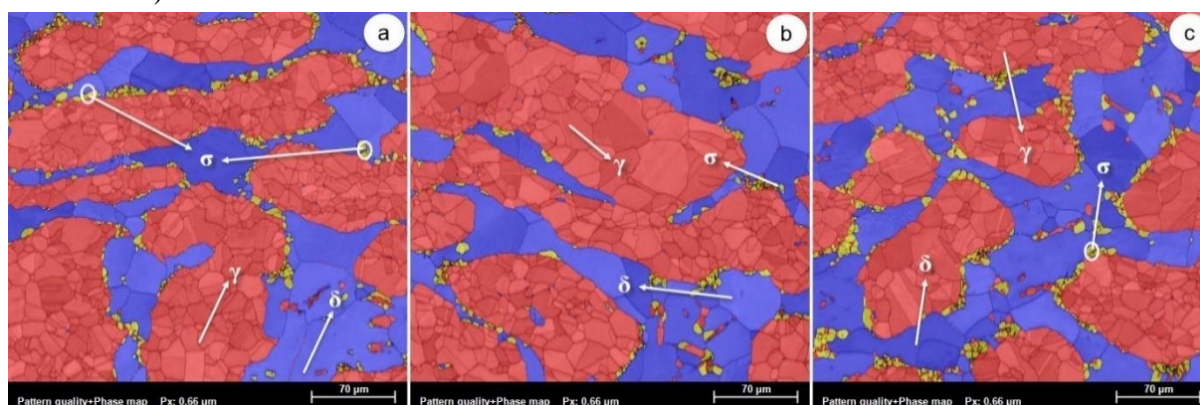


Fig. 6.6. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1000 °C (ST 1.1), cu o durată de tratament de 20 min (ST 1.1.1) (a); 40 min (ST 1.1.2) (b); 60 min (ST 1.1.3) (c).

Mărind durata tratamentului la 40min (Figura 6.6b) se poate observa că fracția de masă a fazei- σ este în creștere, înregistrându-se aproape de 3,7 (%wt). Se poate observa că precipitatele de fază σ sunt situate aproape în fracții egale la limitele de fază γ și δ până la

limitele de fază δ , sugerând că odată cu creșterea duratei tratamentului mecanismul de precipitare este schimbat în precipitarea eutectoidă/descompunerea $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, observație confirmată de creșterea mică observată în fracția de greutate de fază ($\gamma+\gamma_2$) de la 50,3(%wt) la 51,6(%wt) (vezi Tabelul 6.6). Din punct de vedere al granulometriei medii se poate observa o creștere pentru toate fazele de la 15,1 μm la 19,6 μm pentru faza γ , de la 51,8 μm la 54,9 μm pentru faza δ și de la 4,9 μm la 5,5 μm pentru faza σ datorită creșterii de grăunțilo prin mecanismul de difuzie (vezi Tabelul 6.6). Prin creșterea duratei tratamentului la 60 min (Figura 6.6c) fracția de greutate a fazei- σ crește în continuare atingând o valoare apropiată de 5,5 (%wt). Se poate observa că precipitatele de fază σ sunt situate în principal, la limitele fazelor δ/δ din cadrul fazei δ unde sunt întrunite condiții favorabile pentru a promova precipitarea eutectoidă /descompunerea $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, sugerând că precipitarea eutectoidă /descompunerea $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$ tinde să devină cel mai influent mecanism de precipitare în faza σ , observație confirmată de creșterea în continuare a fracției de greutate ($\gamma+\gamma_2$), de la 51,6(%wt) la 51,9(%wt) (vezi Tabelul 6.6). În ceea ce privește mărimea medie a graunțelor, se poate observa că atât faza- δ cât și faza- σ prezintă o creștere la 57,7 μm și respectiv 6 μm , în timp ce faza- γ arată o scădere la 16,6 μm . Trebuie remarcat că aceasta este o scădere aparentă, datorită creșterii numărului de grăunți de dimensiuni mici în faza γ_2 nou precipitate generate de descompunerea eutectoidă în cadrul fazei δ .

Tabelul 6.6

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 1.1.

Stare structurală / Tratament de călire de punere în soluție la 1000°C (ST 1.1)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 1.1.1)	50.3	47,0	2.7	15.1	51,8	4.9
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 1.1.2)	51.6	44.9	3.5	19.6	54,9	5.5
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 1.1.3)	51.9	42.6	5.5	16.6	57,7	6.0

6.4.2. Tratament de călire de punere în soluție la 1050°C (ST1.2).

În figura 6.7 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire de punere în soluție la 1050°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.7a), 40min (Figura 6.7b) și 60min (Figura 6.7c). În cazul tratamentului de punere în soluție în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 1.2.1) se poate observa că grăunții de fază δ și fază γ intens deformați inițial sunt complet recristalizați, toți grăunții prezentând o morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică (vezi Figura 6.7a). Dimensiunea medie a grăunților fazei- γ fiind apropiată de 15,8 μm în timp ce ai fazei- δ aproape de 52,8 μm (vezi Tabelul 6.7).

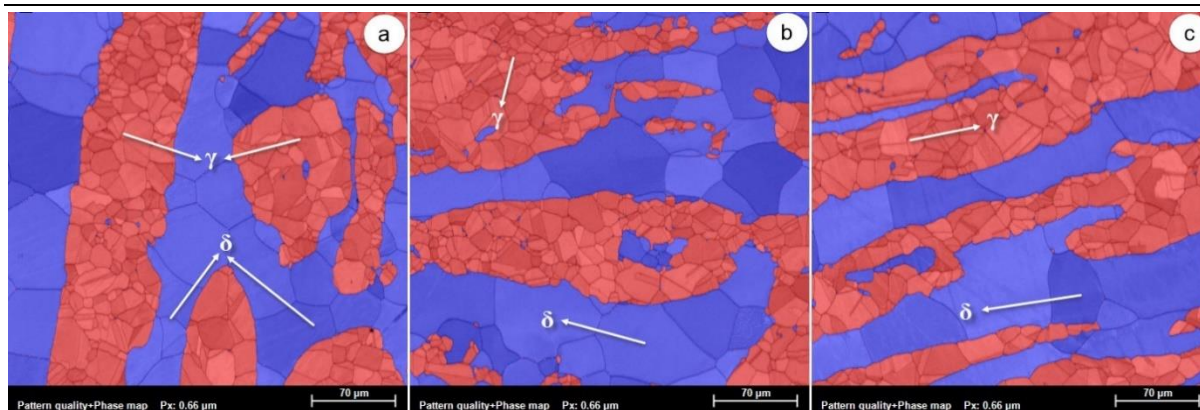


Fig. 6.7. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1050 °C (ST 1.2), cu o durată de tratament de 20 min (ST 1.2.1) (a); 40 min (ST 1.2.2) (b); 60 min (ST 1.2.3) (c).

Tabelul 6.7

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 1.2.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 1.2)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 1.2.1)	51,5	48,5	-	15,8	52,8	-
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 1.2.2)	50,5	49,5	-	18,4	55,1	-
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 1.2.3)	49,2	50,8	-	20,1	58,5	-

Nu se observă alte faze secundare precipitate, ceea ce sugerează că temperatura de tratament este situată peste temperatura de prag pentru a induce precipitarea fazei σ nocive. Frația de greutate medie totală a fazei γ observate a fost situată aproape de 51,5 (% wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei δ aproape de 48,5 (% wt) (vezi Tabelul 5.7). Creșterea duratei tratamentului la 40 min (Figura 6.7b) are ca rezultat o creștere mică a fracției de greutate a fazei- δ de la 48,5 (% wt) la 49,5 (% wt), sugerând că la această durată de tratament, are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ dar cu o rată de transformare mică. De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților fazei γ și fazei δ constituente este în creștere de la 15,8 μm la 18,4 μm și respectiv, de la 52,8 μm la 55,1 μm datorită creșterii grăunților prin mecanism de difuzie (vezi Figura 6.7b și Tabelul 6.7). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (Figura 5.7c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei- δ ajungând la 50,8 (%wt), confirmând că la 1050°C și durate suficient de lungi are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și poate fi semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată (vezi Figura 6.7c și Tabelul 6.7). De asemenea, creșterea observată a mărimii medii a grăunților ambelor faze γ și δ constituente, la 20,1 μm și respectiv, la 58,5 μm confirmă că grăunțiile cresc datorită mecanismului de difuzie (vezi Figura 6.7c și Tabelul 6.7).

6.4.3. Tratament de călire de punere în soluție la 1100°C (ST1.3).

În figura 6.8 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament cu soluție la 1100°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.8a), 40min (Figura 6.8b) și 60min (Figura 6.8c). În cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 1.3.1) se poate observa că microstructura este constituită din grăunți de fază γ și δ complet recristalizați complet, toți grăunții prezentând morfologie uniformă și densitate de defect foarte mică. Dimensiunea medie a granulației fazei- γ este apropiată de 19,4 μm în timp ce a fazei- δ aproape de 56 μm (vezi Figura 6.8a și Tabelul 6.8). Nu se observă alte faze secundare precipitate. Frația de greutate medie

generală a fazei- γ observate a fost situată aproape de 48,3 (% wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei δ este aproape de 51,7 (% wt) (vezi Tabelul 6.8).

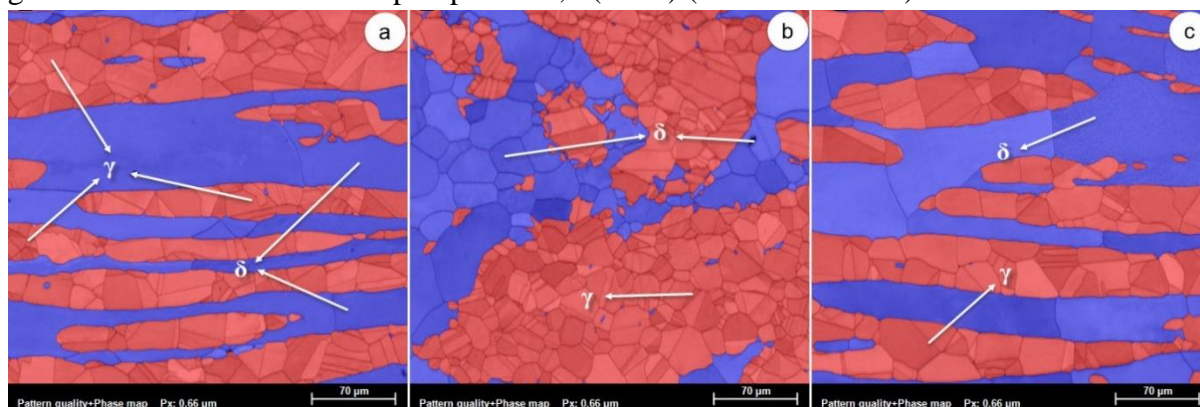


Fig. 6.8. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1100 °C (ST 1.3), cu o durată de tratament de 20 min (ST 1.3.1) (a); 40 min (ST 1.3.2) (b); 60 min (ST 1.3.3) (c).

Tabelul 6.8

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μ m] pentru starea ST 1.3.

Stare structurală / Tratament cu soluție la 1100°C (ST 1.3)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μ m]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 1.3.1)	48.3	51.7	-	19.4	56.0	-
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 1.3.2)	46.4	53.6	-	22.6	78.2	-
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 1.3.3)	44.9	55.1	-	26.5	88.3	-

Creșterea duratei tratamentului la 40 min (ST 1.3.2) (Figura 6.8b) are ca rezultat o creștere a fracției în greutate a fazei- δ de la 51,7 (%wt) la 53,6 (%wt), sugerând că la această durată de tratament, are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ dar cu o viteză de transformare mai mare în comparație cu tratamentul de călire de punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 1.2). De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza γ și faza δ constituență este în creștere la 22,6 μ m și respectiv, la 78,2 μ m indicând de asemenea, că rata de creștere a grăunților este mai mare comparativ cu tratamentul de călire cu punere în soluție efectuat la caz 1050°C (ST 1.2) (vezi Figura 6.8b și Tabelul 6.8). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (ST 1.3.3) (Figura 6.8c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei δ ajungând la 55,1 (%wt), confirmând că la 1100°C și durate suficient de lungi are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și este semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată (vezi Figura 6.8c și Tabelul 6.8). De asemenea, se poate observa o creștere semnificativă a mărimii medii a grăunților ambelor faze constituențe γ și δ la 26,5 μ m și respectiv, la 88,6 μ m (vezi Figura 6.8c și Tabelul 6.8).

6.5. Deformarea la cald la 1050°C (HD2).

Analiza microstructurală SEM-EBSD a probelor deformatelor la cald prin laminare la 1050°C (HD2) este prezentată în Figura 6.9. Se poate observa că deformarea intensă aplicată (gradul de deformare total aplicat = 60%) la cald conduce la următoarele observații: în primul rând, se poate observa că faza σ generată/precipitată în continuare în interiorul microstructurii (vezi Fig. 6.9a - colorat în galben) se generează/precipită în interiorul microstructurii și în al doilea rând, ambele faze inițiale δ și γ prezintă semne de deformare intensă.

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea HD2.

Stare structurală	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunțelor [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Deformat la cald la 1050°C (HR2)	48,8	50,8	0,4	33,2	77,2	5,32

Analiza aprofundată a precipitațiilor în fază σ arată că în principal precipitațiile în fază σ au avut loc la limitele de fază γ/δ , în locurile în care apar condiții favorabile pentru a promova o reacție de precipitare $\delta \rightarrow \sigma$. Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constitutive arată că în timpul deformării la cald (la 1050°C) numai în cazul fazei δ și fazei σ nu s-au înregistrat variații mari, confirmând că faza- γ contribuie la precipitarea în faza σ (vezi Tabelul 6.9). Fracția de greutate globală de fază σ observată a fost situată aproape de 0,4 (% wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților lor a fost situată aproape de 5,32 μm (vezi Tabelul 6.9).

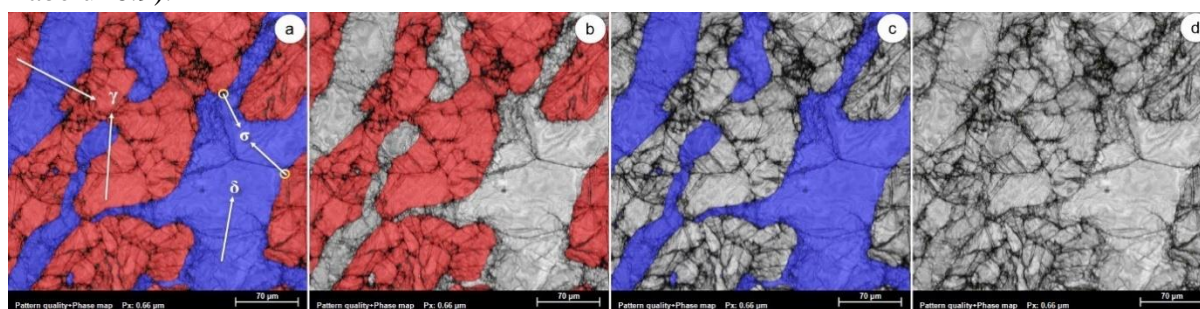


Fig. 6.9. Microstructura SEM-EBSD probei deformată la cald la 1050°C (HD2) (a); faza de austenită (b); faza de ferită (c); faza sigma (d).

Aspectele morfologice ale fazelor δ și γ deformate arată prezența grăunților deformați intens și fragmentați precum și prezența fenomenelor de durificare la deformare în microstructură. Comparând grăunțele de fază δ cu grăunțele de fază γ , se poate observa că grăunțele de fază γ prezintă semne de fragmentare mai intensă în comparație cu grăunțele de fază δ , în timp ce grăunțele de fază δ prezintă semne de durificare la deformare mai intensă în comparație cu grăunțele de fază γ . Dimensiunea medie calculată a grăunților atât a fazei δ cât și a fazei γ arată că fragmentarea grăunților de fază γ este mult mai intensă în comparație cu grăunții de fază δ , se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza γ a fost situată aproape de 33,2 μm , în timp ce în cazul fazei δ aproape de 77,2 μm (vezi Tabelul 6.9).

6.6. Tratament de călire de punere în soluție la 1050°C (ST2).

6.6.1. Tratament de călire de punere în soluție la 1000°C (ST2.1).

Figura 6.10 prezintă evoluția microstructurală ca urmare a aplicării unui tratament cu soluție la 1000°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.10a), 40min (Figura 6.10b) și 60min (Figura 6.10c). În cazul tratamentului decălire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20 min (ST 2.1.1) se pot observa grăunții de fază δ și fază γ intens deformați, inițial sunt complet recrystalizate, toți grăunții prezentând morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică. Granulația medie a fazei- γ este apropiată de 19,1 μm , în timp ce faza- δ se apropie de 57,2 μm . Pe lângă fază δ și fază γ se poate observa că faza σ este prezentă în microstructură, ceea ce sugerează că durata tratamentului este încă suficient de mică pentru a asigura precipitarea fazei σ (Figura 6.10a). Analizând localizarea precipitatelor de fază σ se

poate observa că în principal precipitatele s-au produs la limitele fazelor δ/γ din cadrul fazei δ în locurile în care sunt întrunite condițiile favorabile pentru a promova precipitarea $\delta \rightarrow \sigma$. De asemenea, pot fi observate porțiuni la granițele fazei δ/δ din cadrul fazei δ unde sunt întrunite condiții favorabile pentru promovarea precipitării/descompunerii eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. Frația de greutate în fază σ generală observată a fost situată aproape de 1,1 (% wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape de 5,3 μm (vezi Tabelul 6.10). Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constituente arată că în timpul tratamentului de călire de punere în soluție (la 1000°C cu o durată de tratament de 20min) se înregistrează variații semnificative doar în cazul fazei δ și fazei σ , confirmând faptul că faza- σ este legată de faza- δ , dar nu este legată de faza- γ (vezi Tabelul 6.10).

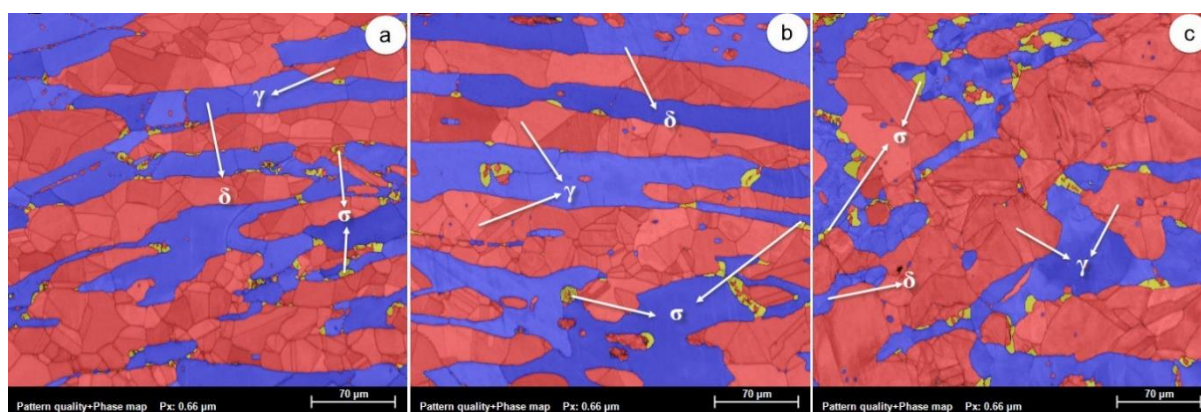


Fig. 6.10. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1000 °C (ST 2.1) , cu o durată de tratament de 20 min (ST 2.1.1) (a); 40 min (ST 2.1.2) (b); 60 min (ST 2.1.3) (c).

Tabelul 6.10

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 2.1.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 1.1)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 2.1.1)	50.2	48,7	1.1	19.1	57.2	5.3
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 2.1.2)	51,7	46.6	1.7	24.4	69.2	7.2
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 2.1.3)	52.6	44,5	2.9	29.5	74,5	8.2

În cazul creșterii duratei tratamentului la 40min (Figura 6.10b) se poate observa că fracția de greutate a fazei- σ este în creștere, înregistrându-se aproape de 1,7 (%wt). Se poate observa că precipitatele de fază σ sunt situate aproape în fracții egale la limitele de fază γ/δ și până la limitele de fază δ/δ , sugerând că, odată cu creșterea duratei tratamentului, mecanismul de precipitare este deplasat spre precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, observație confirmată de creșterea mică în fracția de greutate ($\gamma + \gamma_2$), de la 50,2(% wt) la 51,7(%wt) (vezi Tabelul 6.10). Din punct de vedere al granulometriei medii se poate observa o creștere pentru toate fazele de la 19,1 μm la 24,4 μm pentru faza γ , de la 57,2 μm la 69,2 μm pentru faza δ și de la 5,3 μm la 7,2 μm pentru faza σ , datorită creșterii grăunților prin mecanism de difuzie (vezi Tabelul 5.10). Cu creșterea duratei tratamentului la 60min (Figura 6.10c) se poate observa că fracția de greutate a fazei- σ este în continuare creștere atingând o valoare apropiată de 2,9 (%wt). Se poate observa că precipitatele de fază σ sunt situate, în principal, la limitele de fază δ/δ , în cadrul fazei δ unde sunt întrunite condițiile favorabile pentru a

promova precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, sugerând că precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma$ ($\sigma + \gamma_2$) tinde să devină cel mai influent mecanism de precipitare în faza γ , observație confirmată de creșterea în continuare a fracției de greutate ($\gamma + \gamma_2$), de la 51,7(%wt) la 52,6(%wt) (vezi Tabelul 6.10). În ceea ce privește mărimea medie a grăunților se poate observa că faza δ , faza γ și faza σ prezintă o creștere la 74,5 μm , 29,5 μm și respectiv, 8,2 μm ,

6.6.2. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST2.2).

În figura 6.11 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire de punere în soluție la 1050°C, cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.11a), 40min (Figura 6.11b) și 60min (Figura 6.11c).

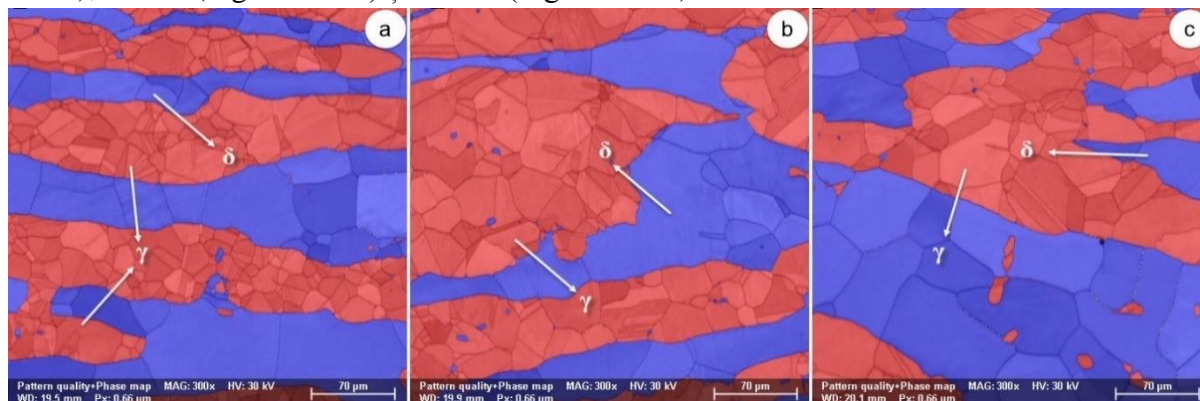


Fig. 6.11. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1050 °C (ST 2.2), cu o durată de tratament de 20 min (ST 2.2.1) (a); 40 min (ST 2.2.2) (b); 60 min (ST 2.2.3) (c).

În cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 2.2.1) se poate observa că grăunții de fază δ și fază γ intens deformați inițial sunt complet recrystalizați, toți grăunții prezentând morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică. Dimensiunea medie a grăunților fazei- γ este apropiată de 24,4 μm în timp ce faza- δ are o dimensiune medie de 63,5 μm (vezi Tabelul 6.11). Nu se observă alte faze secundare precipitate. Frația de greutate medie totală a fazei- γ a fost situată aproape de 51,1 (% wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei- δ aproape de 48,9 (%wt). Cu creșterea duratei tratamentului la 40 min se poate observa o mică creștere a fracției de greutate a fazei- δ , de la 48,9 (%wt) la 50,7 (%wt), sugerând că la această durată de tratament are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$. De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza- γ și faza- δ constituente este în creștere de la 24,4 μm la 31,8 μm și respectiv de la 63,5 μm la 71,5 μm datorită creșterii grăunților prin mecanismul de difuzie (vezi Figura 6.11b și Tabelul 6.11). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (Figura 6.11c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei- δ ajungând la 52,2 (%wt), confirmând că la 1050°C și durate suficient de lungi are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și poate fi semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată (vezi Tabelul 6.11). De asemenea, s-a observat creșterea granulometriei medii a ambelor faze γ și δ constituente, la 33,3 μm și respectiv la 74,4 μm (Tabelul 6.11).

Tabelul 6.11

Frația de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 2.2.

Stare structurală / Tratament cu soluție la 1050°C (ST 2.2)	Frația de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunțelor [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 2.2.1)	51.1	48,9	-	24.4	63,5	-
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 2.2.2)	49.3	50,7	-	31.8	71,5	-
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 2.2.3)	47,8	52.2	-	33.3	74.4	-

6.6.3. Tratament de călire de punere în soluție la 1100°C (ST2.3).

În figura 6.12 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire de punere în soluție la 1100°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.12a), 40min (Figura 6.12b) și 60min (Figura 6.12c). În cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 2.3.1) se poate observa că microstructura este constituită din grăunți de fază γ și fază δ complet recristalizați, toți grăunții prezentând o morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică. Dimensiunea medie a grăunților a fazei- γ este apropiată de 20,4 μm în timp ce ai fazei δ aproape de 66,5 μm (vezi Tabelul 6.12). Nu se observă alte faze secundare precipitate. Frația de greutate medie generală a fazei- γ observată a fost situată aproape de 47 (%wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei- δ aproape de 53 (% wt) (vezi Tabelul 6.12).

Cu creșterea duratei tratamentului la 40min (ST 2.3.2) se poate observa o creștere a fracției de greutate a fazei- δ de la 53(% wt) la 55(% wt) sugerând că la această durată de tratament are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ arătând o viteză de transformare mai mare în comparație cu tratamentul cu soluție efectuat la 1050°C (ST 2.2). De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza γ și faza δ constituență este în creștere la 30,4 μm și respectiv la 74,6 μm , indicând de asemenea, că rata de creștere a grăunților este mai mare comparativ cu cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 2.2) (vezi Tabelul 6.12). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (ST 2.3.3) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei- δ ajungând la 57,2 (%wt) confirmând că la 1100°C și durate suficient de lungi, tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ este semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată (vezi Tabelul 6.12). De asemenea, se poate observa o creștere semnificativă a mărimii medii a grăunților ambelor faze γ și δ constituențe la 44,3 μm și, respectiv, la 78,1 μm (vezi Figura 6.12c și Tabelul 6.12).

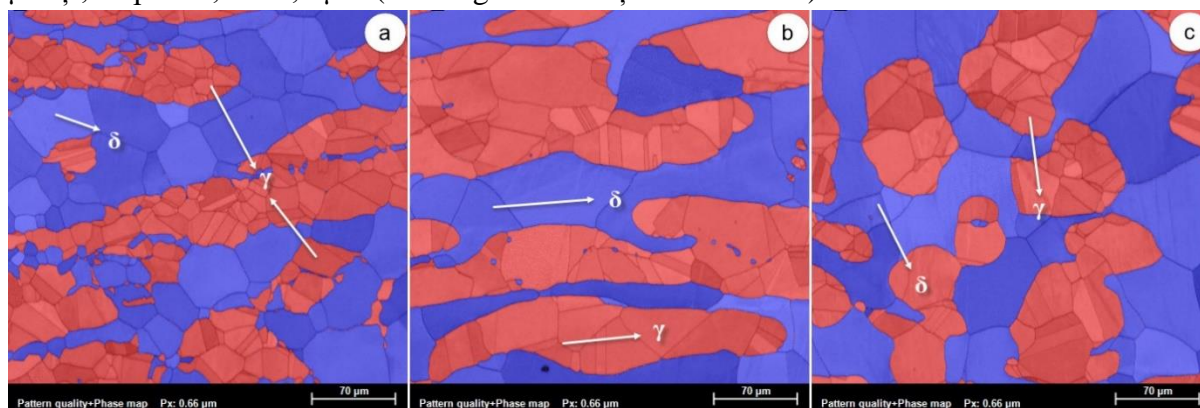


Fig. 6.12. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călrite cu punere în soluție la 1100°C (ST 2.3), cu o durată de tratament de 20 min (ST 2.3.1) (a); 40 min (ST 2.3.2) (b); 60 min (ST 2.3.3) (c).

Tabelul 6.12

Frația de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 2.3.

Stare structurală / Tratament de călire de punere în soluție la 1100°C (ST 2.3)	Frația de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 2.3.1)	47,0	53,0	-	20,4	66,5	-
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 2.3.2)	44,5	55,5	-	30,4	74,6	-
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 2.3.3)	42,8	57,2	-	44,3	78,1	-

6.7. Deformarea la cald la 1100°C (HD3).

Analiza microstructurală SEM-EBSD a deformatelor la cald prin laminare la 1100°C (HD3) este prezentată în Figura 6.13. Se poate observa că deformarea la cald intens aplicată (gradul de deformare total aplicat = 60%) conduce la următoarele observații, în primul rând, atât fazele inițiale cât fazele δ și γ prezintă semne de deformare intensă, în al doilea rând, nu se observă alte faze secundare precipitate ceea ce sugerează că temperatura de deformare la cald este situată deasupra temperaturii de prag pentru a induce precipitarea fazei- σ dăunătoare (vezi Fig. 6.13a) .

Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constituente arată că în timpul deformării la cald (la 1100°C) doar în cazul fazei- δ s-au înregistrat mici variații confirmând faptul că faza- γ contribuie la tranziția fazei δ (vezi Tabelul 6.13). Frația de greutate a fazei- δ observate a fost aproape de 52,6 (%wt), iar faza de austenită aproape de 47,4 (%wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape de 113 μm și respectiv 73,8 (vezi Tabelul 6.13).

Tabelul 6.13

Frația de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea HD2.

Stare structurală	Frația de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Deformare la cald la 1100°C (HR3)	47,4	52,6	-	73,8	113	-

morfologice ale fazelor δ și γ deformate arată prezența graunțelor deformate intense și fragmentate, precum și prezența fenomenelor de întărire la deformare în microstructură.

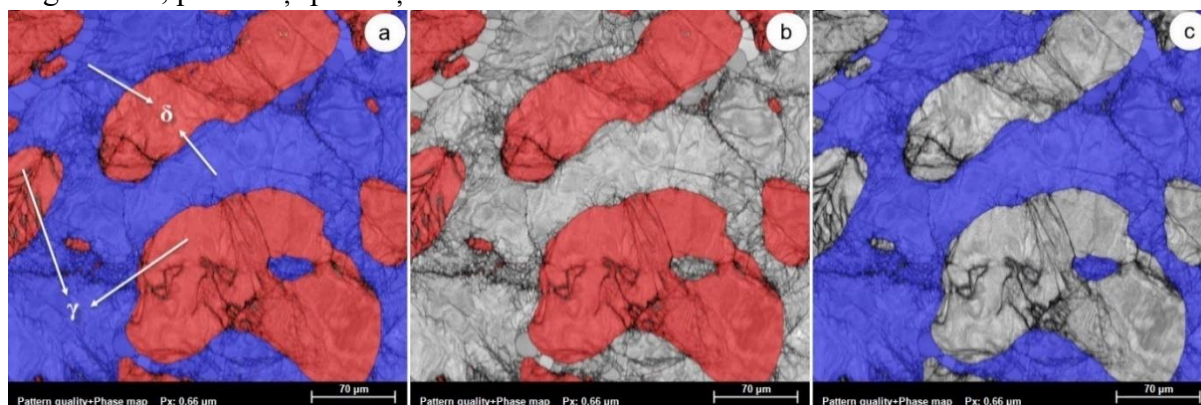


Fig. 6.13. Microstructura SEM-EBSD a probei deformată la cald la 1100°C (HD3) (a); faza de austenită (b); faza de ferită (c).

Comparând grăunțele de fază- δ cu grăunțele de fază- γ , se poate observa că grăunțele de fază- γ prezintă semne de fragmentare mai intensă în comparație cu grăunțele de fază- δ , în timp ce grăunțele de fază- δ prezintă semne de durificare la deformare mai intensă în comparație cu

grăunțele de fază- γ . Dimensiunea medie calculată a grăunților atât a fazei δ , cât și a fazei γ arată că fragmentarea grăunților de fază- γ este mult mai intensă în comparație cu grăunții de fază- δ , putând fi observant faptul că mărimea medie a grăunților din faza- γ a fost situată aproape de 73,8 μm , în timp ce în cazul fazei- δ este aproape de 113 μm (vezi Tabelul 6.13).

6.8. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST3).

6.8.1. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST3.1).

Figura 6.14 prezintă evoluția microstructurală ca urmare a aplicării unui tratament de călire de punere soluție la 1000°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.14a), 40min (Figura 6.14b) și 60min (Figura 6.14c). În cazul tratamentului cu soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 3.1.1) se poate observa că grăunții de fază- δ și fază- γ inițiali sunt intens deformați și complet recristalizați, toți grăunții prezentând morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică. Granulația medie a fazei γ este apropiată de 26,1 μm în timp ce în cazul fazei- δ apropiat de 40,2 μm . Pe lângă fază- δ și fază- γ se poate observa că faza- σ este prezentă în microstructură, ceea ce sugerează că durata tratamentului este încă suficient de mică pentru a asigura precipitarea fazei σ (Figura 6.14a).

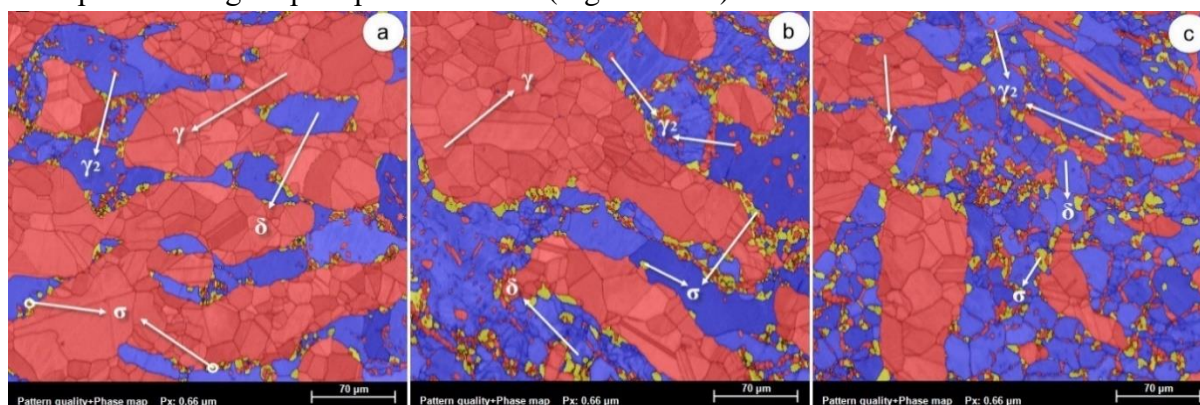


Fig. 6.14. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1000°C (ST 3.1), cu o durată de tratament de 20 min (ST 3.1.1) (a); 40 min (ST 3.1.2) (b); 60 min (ST 3.1.3) (c).

Analizând localizarea precipitatelor de fază- σ se poate observa că în principal precipitatele s-au produs la limitele faze δ/γ din cadrul fazei δ , în locurile în care sunt întrunite condițiile favorabile pentru a promova precipitarea $\delta \rightarrow \sigma$. De asemenea, pot fi observate porțiuni la limitele de faze δ/δ din cadrul fazei δ unde sunt întrunite condițiile favorabile pentru promovarea precipitării/descompunerii eutectoide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. Frația de greutate a fazei- σ generală a fost situată aproape de 2,9 (%wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape de 4,7 μm (vezi Tabelul 6.14). Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constituente arată că în timpul tratamentului de călire de punere în soluție (la 1000°C cu o durată de tratament de 20min) se înregistrează variații semnificative doar în cazul fazei δ și a fazei σ , confirmând faptul că faza- σ este legată la faza- δ și nu este legată de faza- γ (vezi Tabelul 6.14).

Cu creșterea duratei tratamentului la 40min (Figura 6.14b) se poate observa că fracția de greutate a fazei- σ este în creștere, înregistrându-se aproape de 4,5(%wt). Se poate observa că precipitatele de fază- σ sunt situate aproape la limitele de fază δ/δ și mai puțin la δ/γ , sugerând că odată cu creșterea duratei tratamentului mecanismul de precipitare este deplasat spre precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, observație confirmată de creșterea mică a fracției de greutate ($\gamma + \gamma_2$), de la 54,3(%wt) la 55,6(%wt) (vezi Tabelul 6.14). Din punct de

vedere al granulometriei medii se poate observa creșterea în cazul fazei- δ de la 40,2 μm la 58,6 μm , și de la 4,7 μm la 6,8 μm pentru faza- σ datorita creșterii grăunților prin mecanism de difuzie. Pentru scăderea mărimii medii a grăunților de fază- γ de la 26,1 μm la 22,7 μm datorită generării grăunților mici de austenită secundară la granițele fazei δ/δ , are efect asupra mărimii medii a grăunților fazei de austenită (vezi Tabelul 6.14). Cu creșterea duratei tratamentului la 60min (Figura 6.14c) se poate observa că fracția de greutate a fazei σ este în continuare creștere, atingând o valoare apropiată de 7,5 (%wt). Se poate observa că precipitatele de fază- σ sunt situate în principal la limitele de fază δ/δ , în cadrul fazei δ unde sunt întrunite condițiile favorabile pentru a promova precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, sugerând că precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$ tinde să devină cel mai influent mecanism de precipitare în faza- σ , observație confirmată de creșterea în continuare a fracției de greutate ($\gamma+\gamma_2$) de la 55,6(%wt) la 57,9(%wt) (vezi Tabelul 6.14). Din punct de vedere al granulometriei medii se poate observa faza- σ de creștere de la 6,8 μm la 7,1 μm datorită creșterii grăunților prin mecanismul de difuzie. Pentru faza- γ și faza- δ , dimensiunea medie a grăunților scade la 19,1 și respectiv, 55,7 μm datorită generării grăunților mici de austenită secundară la granițele fazei δ , care are efect asupra mărimii medii a grăunților fazei de austenită (vezi Tabelul 5.14).

Tabelul 6.14

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 3.1.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 3.1)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 3.1.1)	54.3	42,8	2.9	26.1	40.2	4.7
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 3.1.2)	55.6	39.9	4.5	22.7	58,6	6.8
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 3.1.3)	57,9	34.6	7.5	19.1	55,7	7.1

6.8.2. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST3.2).

În figura 6.15 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire de punere în soluție la 1050°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.15a), 40min (Figura 6.15b) și 60min (Figura 6.15c). În cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 3.2.1) se poate observa că grăunții inițiali de fază- δ și fază- γ intens deformați sunt complet recrystalizați, toți grăunții prezentând morfologie uniformă și densitate de defect foarte mică. (vezi Figura 6.15a). Dimensiunea medie a grăunților fazei γ este apropiată de 36,7 μm , în timp ce în cazul fazei- δ se apropie de 54,2 μm (vezi Tabelul 6.15). Nu se observă alte faze secundare precipitate. Fracția de greutate medie generală a fazei γ observată a fost situată aproape de 54,4 (%wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei δ este aproape de 45,6 (% wt) (vezi Figura 6.15a și Tabelul 6.15). Cu creșterea duratei tratamentului la 40 min (Figura 6.15b) se poate observa o mică creștere a fracției de greutate a fazei δ de la 45,6 (%wt) la 48,3 (%wt), sugerând că la această durată de tratament are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$, dar cu o rată de transformare mică. De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților fazei δ constituate este în creștere, de la 54,2 μm la 71,5 μm datorită creșterii grăunților prin mecanismul de difuzie (vezi Figura 6.15b și Tabelul 6.15). În timp ce dimensiunea medie a grăunților fazei γ constituate a scăzut de la 36,7 μm la 33,8 μm datorită generării de grăunților mici de

austenită secundară γ_2 din cadrul fazei de ferită la granițele fazelor δ/δ , care afectează dimensiunea medie a graunților fazei de austenită (vezi Tabelul 6.15). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (Figura 6.15c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei δ , ajungând la 50,8 (%wt), confirmând că la 1050°C și durate suficient de lungi are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și poate fi semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată (vezi Figura 6.15c și Tabelul 6.15). De asemenea, creșterea observată a mărimii medii a grăunților fazei- δ la 84,2 μm , confirmă că grăunții cresc datorită mecanismului de difuzie, în timp ce, în cazul fazei- γ au scăzut la 30,9 μm (vezi Figura 6.15c și Tabelul 6.15) datorită generării grăunților mici de austenită secundară γ_2 în faza de ferită (vezi Tabelul 6.15).

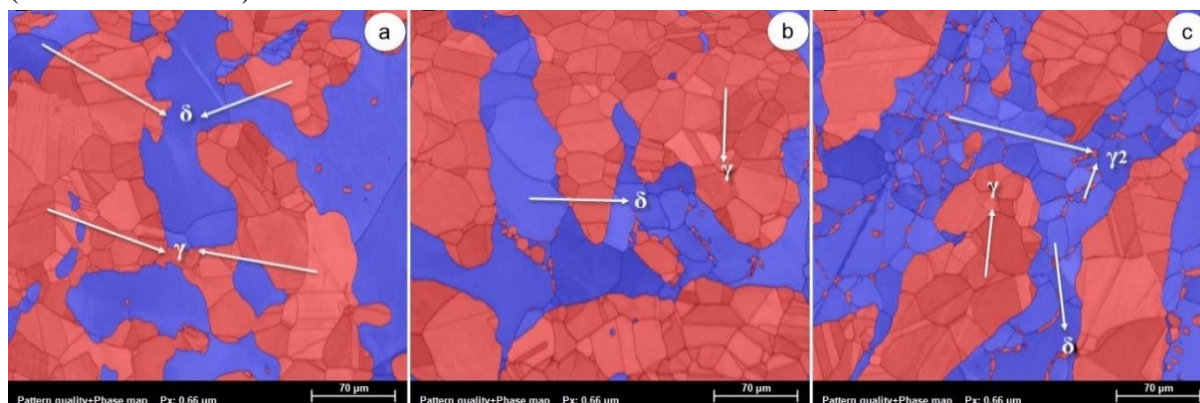


Fig. 6.15. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1050°C (ST 3.2), cu o durată de tratament de 20 min (ST 3.2.1) (a); 40 min (ST 3.2.2) (b); 60 min (ST 3.2.3) (c).

Tabelul 6.15

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a graunților [μm] pentru starea ST 3.2.

Stare structurală / Tratament cu soluție la 1050°C (ST 3.2)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 3.2.1)	54.4	45.6	-	36.7	54.2	-
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 3.2.2)	51,7	48.3	-	33.8	71,5	-
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 3.2.3)	49.2	50,8	-	30.9	84.2	-

6.8.3. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST3.3).

În figura 6.16 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire cu soluție la 1100°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.16a), 40min (Figura 6.16b) și 60min (Figura 6.16c). În cazul tratamentului cu soluție efectuat cu o durată de 20min (ST 3.3.1) se poate observa că microstructura este constituită din grăunți de fază- γ și fază- δ complet recrystalizați, toți grăunții prezentând morfologie uniform și densitate de defect foarte mică. Dimensiunea medie a grăunților fazei γ este apropiată de 33,1 μm , în timp ce în cazul fazei- δ aproape de 72,5 μm (vezi Tabelul 6.16).

Nu se observă alte faze secundare precipitate. Fracția de greutate medie generală a fazei γ observată a fost situată aproape de 45,1 (% wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei δ este aproape de 54,9 (% wt) (vezi Tabelul 6.16). În cazul creșterea duratei tratamentului la 40 min (ST 3.3.2) (Figura 6.16b) se poate observa o creștere a fracției de greutate a fazei δ de la 58,2 (%wt) la 41,8 (%wt), sugerând că la această durată de tratament are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$, dar cu o viteză de transformare mai mare în comparație cu tratamentul de punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 3.2). De asemenea, se poate observa că mărimea medie a

grăunților din faza- γ și faza- δ este în creștere la 37,6 μm și respectiv la 87,5 μm , indicând, de asemenea, că rata de creștere a grăunților este mai mare comparativ cu tratamentul de punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 3.2) caz (vezi Tabelul 6.16). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (ST 3.3.3) (Figura 6.16c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei δ ajungând la 61,1 (%wt), confirmând că la 1100°C și durate suficient de lungi are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și este semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată. De asemenea, se poate observa o creștere semnificativă a mărimii medii a grăunților ambelor faze γ și δ constituent, la 40,1 μm și respectiv la 107 μm (vezi Tabelul 6.16).

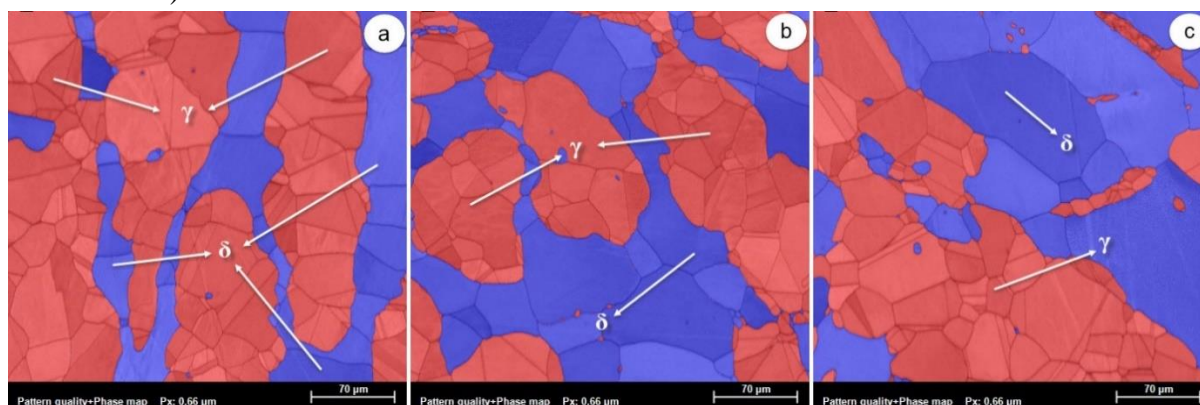


Fig. 6.16. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1100°C (ST 3.3), cu o durată de tratament de 20 min (ST 3.3.1) (a); 40 min (ST 3.3.2) (b); 60 min (ST 3.3.3) (c).

Tabelul 6.16

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 3.3.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 3.3)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunțilot [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 3.3.1)	45.1	54,9	-	33.1	72,5	-
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 3.3.2)	41,8	58.2	-	37.6	87,5	-
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 3.3.3)	38.9	61.1	-	40.1	107	-

6.9. Deformarea la cald la 1150°C (HD4).

Analiza microstructurală SEM-EBSD a probelor deformatelor la cald prin laminare, la 1150°C (HD4) este prezentată în Figura 6.17. Se poate observa că deformarea la cald intens aplicată (gradul de deformare total se aplică=60%) conduce la următoarele observații, în primul rând atât fazele inițiale fazele δ , cât și fazele γ prezintă semne de deformare intensă, iar în al doilea rând nu se observă alte faze secundare precipitate, ceea ce sugerează că temperatura de deformare la cald este situată deasupra temperaturii de prag pentru a induce precipitarea fazei σ dăunătoare (vezi Fig.6.17a) .

Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor componente arată că în timpul deformării la cald (la 1150°C) variațiile înregistrate de fază- δ confirmă că faza- γ contribuie la tranziția fazei δ (vezi Tabelul 6.17). Fracția de greutate a fazei δ observată a fost aproape de 59,3 (% wt), iar faza de austenită aproape de 40,7 (% wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape de 119 μm și respectiv 42,7 (vezi Tabelul 6.17). Aspectele morfologice ale fazelor δ și γ deformatate arată prezența grăunților deformați intens și fragmentați precum și prezența fenomenelor de durificare la deformare în microstructură. Comparând grăunții de fază δ cu grăunții de fază γ , se poate observa că grăunții de fază γ prezintă semne de

fragmentare mai intensă în comparație cu grăunții de fază δ în timp ce grăunții de fază δ prezintă semne de durificare la deformare mai intensă în comparație cu grăunții de fază- γ . Dimensiunea medie calculată a grăunților, atât a fazelor δ , cât și a fazelor γ , a arătat că fragmentarea grăunților de fază- γ este mult mai intensă în comparație cu cea grăunților de fază- δ și se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza- γ a fost situată aproape de 42,7 μm , în timp ce în cazul fazei - δ aproape de 119 μm (vezi Tabelul 6.17).

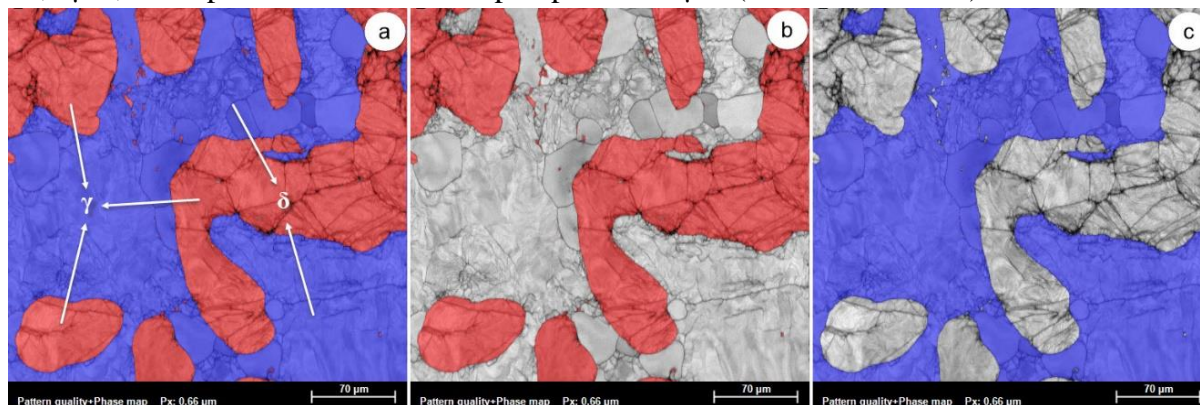


Fig. 6.17. Microstructura SEM-EBSD a proba deformată la cald la 1150°C (HD4) (a); faza de austenită (b); faza de ferită (c).

Tabelul 6.17

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea HD4.

Stare structurală	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunțior [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Deformat la cald la 1150°C (HR4)	40,7	59,3	-	42,7	119	-

6.10. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1105°C (ST4).

6.10.1. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST4.1).

Figura 6.18 prezintă evoluția microstructurală ca urmare a aplicării unui tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.18a), 40min (Figura 6.18b) și 60min (Figura 6.18c). În cazul tratamentului de călire cu punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 4.1.1) se poate observa că grăunții inițiali de fază- δ și fază- γ intens deformați sunt complet recrystalizați, toți grăunții prezentând morfologie uniformă și densitate de defect foarte mică. Granulația medie a fazei γ este apropiată de 30,9 μm în timp ce în cazul fazei- δ se apropie de 45,5 μm . Pe lângă fază- δ și fază- γ , se poate observa că faza- σ este prezentă în microstructură, ceea ce sugerează că durata tratamentului este încă suficient de mică pentru a asigura precipitarea fazei σ (Figura 6.18a). Analizând localizarea precipitatelor de fază- σ se poate observa că în principal precipitatele au avut loc până la la limitele fazei- δ din cadrul fazei δ , în locurile în care sunt întrunite condițiile favorabile pentru a promova precipitarea $\delta \rightarrow \sigma$. De asemenea, pot fi observate porțiuni la limitele fazei δ/δ din cadrul fazei δ unde sunt întrunite condițiile favorabile pentru promovarea precipitării/descompunerii eutectoide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. Fracția de greutate a fazei- σ generală observată a fost situată aproape de 1,5 (%wt), în timp ce dimensiunea medie a grăunților a fost situată aproape de 4,4 μm (vezi Tabelul 6.18). Analiza variațiilor fracției volumice medii a fazelor constituate arată că în timpul tratamentului de călire de punere în soluție (la 1000°C cu o durată de tratament de 20min) se înregistrează variații semnificative

doar în cazul fazei- δ și fazei- σ , confirmând faptul că faza- σ este legată de faza- δ , dar nu este legată de faza- γ (vezi Tabelul 6.18).

Cu creșterea duratei de tratament la 40min (Figura 6.18b) se poate observa că fracția de greutate a fazei σ este în creștere, înregistrându-se aproape de 2,4(%wt). Se poate observa că precipitatele de fază- σ sunt situate aproape la limitele de fază δ/δ și mai puțin la γ/δ , sugerând că odată cu creșterea duratei tratamentului mecanismul de precipitare este deplasat spre precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, observație confirmată de creșterea mică observată a fracției de greutate de $(\gamma+\gamma_2)$ de la 55,5(%wt) la 56,3(%wt) (vezi Tabelul 6.18). În ceea ce privește dimensiunea medie a grăunților, se poate observa o scădere în cazul fazei- δ de la 45,5 μm la 34,4 μm și de la 30,9 μm la 24,6 μm pentru faza $(\gamma+\gamma_2)$ datorită generării de grăunți mici de austenită secundară la limitele de fază- δ care are efect asupra dimensiunii medii a grăunților fazei de austenită (vezi figura 6.18b, Tabelul 6.18). Pentru creșterea mărimii medii a grăunților de fază- σ de la 4,4 μm la 5,2 μm datorită creșterii grăunților prin mecanismul de difuzie (vezi Tabelul 6.18).

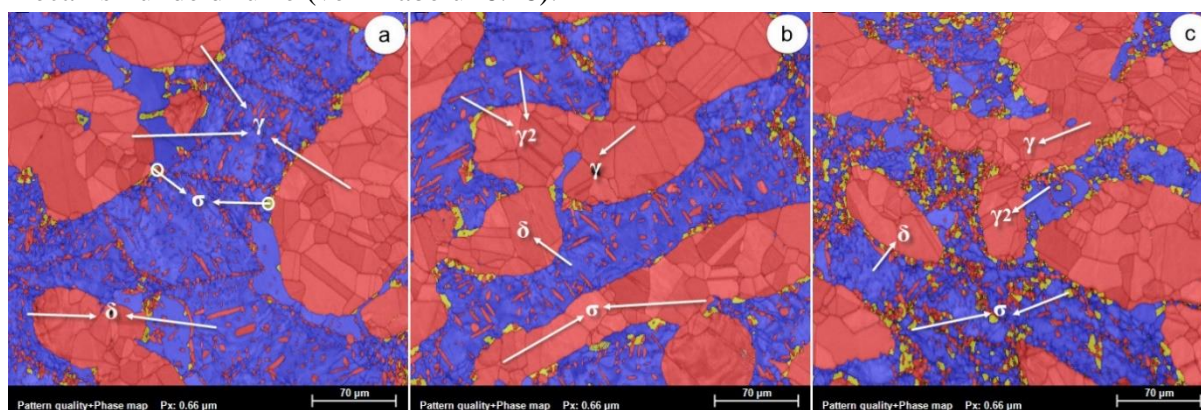


Fig. 6.18. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călitate cupunere în soluție la 1000 °C (ST 4.1), cu o durată de tratament de 20 min (ST 4.1.1) (a); 40 min (ST 4.1.2) (b); 60 min (ST 4.1.3) (c).

Tabelul 6.18

Fracția de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 4.1.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 4.1)	Fracția de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 4.1.1)	55,5	43,0	1,5	30,9	45,5	4,4
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 4.1.2)	56,3	41,3	2,4	24,6	34,4	5,2
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 4.1.3)	57,1	37,4	5,5	19,9	28,7	6,2

Cu creșterea duratei de tratament la 60min (Figura 6.18c) se poate observa că fracția de greutate a fazei σ este în continuare în creștere atingând o valoare apropiată de 5,5 (%wt). Se poate observa că precipitatele de fază- σ sunt situate, în principal, la limitele de fază δ/δ , în cadrul fazei- δ , unde sunt întrunite condițiile favorabile pentru a promova precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$, sugerând că precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$ tinde să devină cel mai influent mecanism de precipitare în faza- σ , observație confirmată de creșterea continuă a fracției de greutate $(\gamma + \gamma_2)$, de la 56,3(%wt) la 57,1(%wt) (vezi Tabelul 6.18). Din punct de vedere al granulometriei medii se poate observa o creștere a fazei sigma de la 5,2 μm la 6,2 μm datorită creșterii grăunților prin mecanismul de difuzie. Pentru faza- γ și faza- δ , dimensiunea medie a grăunților scade la 19,9 μm și

respectiv, 28,7 μm datorită generării grăunților mici de austenită secundară la granițele fazei δ/δ care are efect asupra mărimii medii a grăunților fazei de austenită (vezi Tabelul 6.18).

6.10.2. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1050°C (ST4.2).

În figura 6.19 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire de punere în soluție la 1050°C cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.19a), 40min (Figura 6.19b) și 60min (Figura 6.19c).

În cazul tratamentului de călire cu punere soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 4.2.1) se poate observa că grăunții inițiali de fază- δ și fază- γ intens deformați sunt complet recristalizați, toți grăunții prezentând o morfologie uniformă și densitate de defect foarte mică (vezi Figura 6.19a). Dimensiunea medie a grăunților fazei γ este apropiată de 33,2 μm , în timp ce în cazul fazei- δ aproape de 63,9 μm (vezi Tabelul 6.19). Nu se observă alte faze secundare precipitate. Frația de greutate medie totală a fazei γ observată a fost situată aproape de 47,9 (%wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei δ este aproape de 52,1 (%wt) (vezi Tabelul 6.19). Cu creșterea duratei tratamentului la 40 min (Figura 6.19b) se poate observa o mică creștere a fracției de greutate a fazei δ de la 52,1 (%wt) la 53,9 (%wt), sugerând că la această durată de tratament are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$, dar cu o rată de transformare mică. De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților fazei δ constituate este în creștere de la 63,9 μm la 87,9 μm datorită creșterii grăunților prin mecanismul de difuzie (vezi Figura 6.19b și Tabelul 6.19). În timp ce mărimea medie a grăunților fazei γ constituate a scăzut de la 33,2 μm la 31,5 μm datorită generării grăunților mici de austenită secundară γ_2 în faza de ferită, la granițele fazei δ/δ care afectează dimensiunea medie a grăunților fazei de austenită (vezi Tabelul 6.19).

Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (Figura 6.19c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei δ ajungând la 55,8 (%wt), confirmând că la 1050°C și durate suficient de lungi are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și poate fi semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată (vezi Tabelul 6.19). De asemenea, creșterea sesizată a mărimii medii a grăunților de fază δ la 103 μm , confirmă că grăunții cresc datorită mecanismului de difuzie, în timp ce în cazul fazei- γ a scăzut la 30,8 μm datorită creșterii ponderii grăunților mici de austenită secundară γ_2 în faza de ferită (vezi Figura 6.33b).

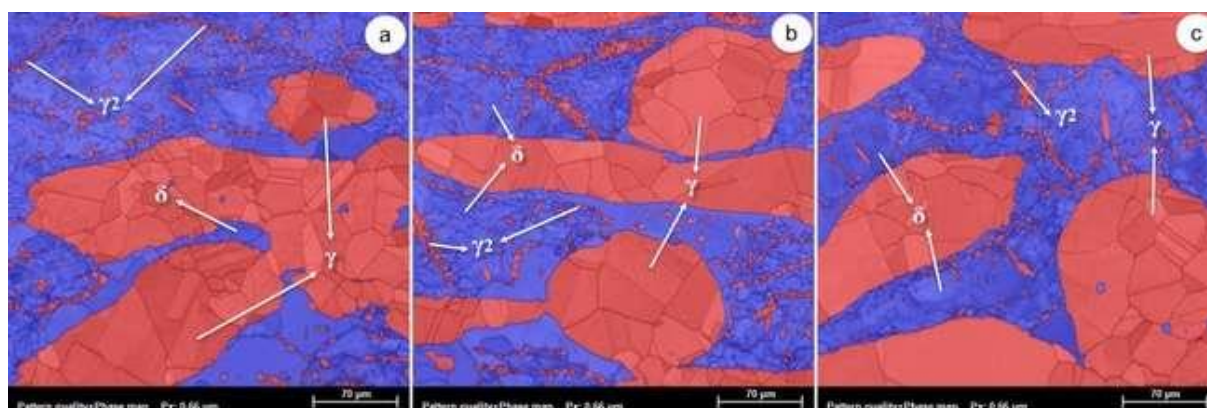


Fig. 6.19. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călite cu punere în soluție la 1050°C (ST 4.2), cu o durată de tratament de 20 min (ST 4.2.1) (a); 40 min (ST 4.2.2) (b); 60 min (ST 4.2.3) (c).

Tabelul 6.19

Frația de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 4.2.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere soluție la 1050°C (ST 4.2)	Frația de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 4.2.1)	47,9	52,1	-	33,2	63,9	-
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 4.2.2)	46,1	53,9	-	31,5	87,9	-
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 4.2.3)	44,2	55,8	-	30,8	103	-

6.10.3. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1100°C (ST4.3).

În figura 6.20 sunt prezentate aspectele microstructurale obținute în urma aplicării unui tratament de călire de punere în soluție la 1100°C, cu o durată de tratament de 20min (Figura 6.20a), 40min (Figura 6.20b) și 60min (Figura 6.20c). În cazul tratamentului de călire de punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 20min (ST 4.3.1) se poate observa că microstructura este constituită din grăunți de fază- γ și fază- δ complet recrystalizați, toți prezentând o morfologie uniformă și o densitate de defect foarte mică. Dimensiunea medie a grăunților fazei γ este apropiată de 33,5 μm , în timp ce în cazul fazei- δ se apropie de 80,8 μm . Nu se observă alte faze secundare precipitate. Frația de greutate medie generală a fazei γ observată a fost situată aproape de 43,1 (% wt), în timp ce fracția de greutate medie a fazei δ aproape de 56,9 (% wt) (vezi Tabelul 6.20). Cu creșterea duratei tratamentului la 40 min (ST 4.3.2) (Figura 6.20b) se poate observa o creștere a fracției de greutate a fazei δ de la 56,9 (%wt) la 60,4 (%wt), sugerând că la această durată de tratament are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$, indicând o viteză de transformare mai mare în comparație cu tratamentul de călire de punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 4.2). De asemenea, se poate observa că mărimea medie a grăunților din faza γ și faza δ este în creștere la 38,8 μm și respectiv la 106 μm , indicând de asemenea, că rata de creștere a grăunților este mai mare comparativ cu tratamentul de călire de punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 4.2) (vezi Tabelul 6.19). Creșterea în continuare a duratei tratamentului la 60 min (ST 4.3.3) (Figura 6.20c) duce la o creștere continuă a fracției de greutate a fazei δ ajungând la 61,1(%wt), confirmând că la 1100°C are loc tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ și este semnificativă în ceea ce privește fracția de greutate transformată. De asemenea, se poate observa o creștere a granulometriei medii a ambelor faze- γ și faze- δ constituent, la 40,6 μm și respectiv, 112 μm (vezi Tabelul 6. 20).

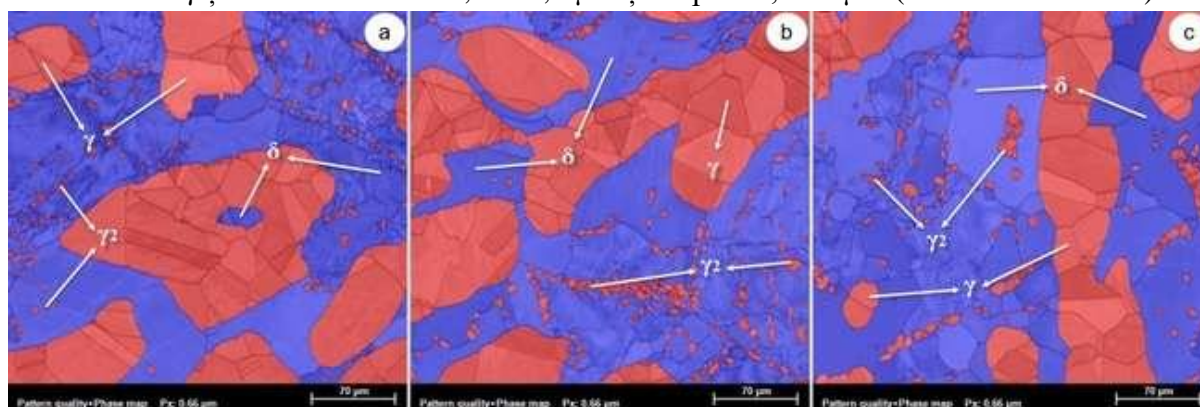


Fig. 6.20. Imagini microstructurale caracteristice SEM-EBSD ale probelor călrite cu punere în soluție la 1100°C (ST 4.3), cu o durată de tratament de 20 min (ST 4.3.1) (a); 40 min (ST 4.3.2) (b); 60 min (ST 4.3.3) (c).

Frația de volum medie [%wt] și dimensiunea medie a grăunților [μm] pentru starea ST 4.3.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 4.3)	Frația de volum medie [%wt]			Dimensiunea medie a grăunților [μm]		
	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ	$\gamma + \gamma_2$	δ	σ
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 4.3.1)	43.1	56,9	-	33.5	80,8	-
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 4.3.2)	39.6	60.4	-	38,8	106	-
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 4.3.3)	33.3	66,7	-	40.6	112	-

6.11. Concluzii

Următoarele concluzii rezultă din analiza avansată a evoluției microstructurale în timpul prelucrării termomecanice a aliajului F55 SDSS:

- Faza de austenită (γ) se adaptează mai bine la deformarea aplicată în comparație cu faza de ferită (δ), prin alunecare/maclare pentru același nivel de tensiune/deformare aplicat, datorită faptului că este mai ușor de activat alunecarea/maclarea pe planurile sale de densitate atomică mai mare ale sistemului cristalin FCC (faza γ) comparativ cu sistemul cristalin BCC (faza δ);
- Creșterea temperaturii de deformare de la 1000°C (HD1) la 1150°C (HD4), duce la creșterea deformabilității fazei de ferită (δ);
- Creșterea temperaturii de deformare, de la 1000°C (HD1) la 1150°C (HD4), duce la creșterea densității defectelor atât în faza de austenită (γ) cât și de ferită (δ);
- Creșterea temperaturii de deformare la cald, de la 1000°C (HD1) la 1150°C (HD4), duce la creșterea fracției medii de greutate a fazei de ferită (δ), de la 45,8% wt (HD1) la 59,3% wt (HD4) și scăderea fracției medii de greutate a fazei de austenită (γ), de la 50,7% wt (HD1) la 40,7% wt (HD4), datorită cineticii de creștere a tranziției de fază $\gamma \rightarrow \delta$;
- Precipitatele de fază sigma (σ) au fost detectate în microstructurile caracteristice stărilor deformate la cald la 1000°C (HD 1) și 1050°C (HD 2);
- Aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție, de la 1000°C până la 1100°C, după deformarea la cald duce la regenerarea ambelor faze de austenită (γ) și ferită (δ), toate fazele prezentând o densitate scăzută a defectelor, fără rotații/deformații în interiorul grăunțului și câmpuri de deformare reziduală scăzută;
- Precipitatele de fază Sigma (σ) rezultate în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție au fost identificate numai la o temperatură de tratament de 1000°C (ST1.1, ST2.1, ST3.1 și ST4.1); s-au observat două mecanisme de precipitare, în primul rând, precipitarea de fază sigma (σ) a avut loc la limitele fazei γ/δ , din cadrul fazei ferite (δ), de către transformarea $\delta \rightarrow \sigma$ și în al doilea rând, precipitarea de fază sigma (σ) a avut loc la limitele de faze δ/δ , din cadrul fazei de ferită (δ), de către transformarea precipitarea/descompunerea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$;
- Creșterea duratei de la 20min la 60min a tratamentelor de călire de punere în soluție efectuate la 1000°C (ST 1.1, ST 2.1, ST 3.1 și ST 4.1) duce la creșterea atât a granulometriei, cât și a fracției de greutate a fazei sigma precipitate (σ); cea mai mare dimensiune medie a grăunților (7,1 μm) și fracție de greutate (7,5% în greutate) fiind

înregistrate pentru probele deformate la cald la 1100°C (HD 3) și călite cu punere în soluție la 1000°C timp de 60 de minute (ST 3.1.3);

- Creșterea temperaturii tratamentului de călire cu punere în soluției, de la 1000°C la 1100°C și a duratei de la 20min la 60min, conduce la creșterea granulometriei medii a ambelor faze de austenită (γ) și ferită (δ); cele mai mari valori fiind înregistrate în cazul probelor deformate la cald la 1150°C (HD 4) și călite cu punere în soluție la 1100°C timp de 60 min (ST 4.3.3) când dimensiunea medie a grăunților de austenită era apropiată de 40,6 μm , iar dimensiunea medie a grăunților de ferită a fost aproape de 112 μm ;
- Creșterea temperaturii tratamentului de călire cu punere în soluție, de la 1000°C la 1100°C și durata de la 20min la 60min, duce la creșterea fracției medii de greutate a fazei de ferită (δ) și scăderea fracției medii de greutate a fazei de austenită (γ);
- Cea mai mare pondere medie a fazei de ferită (δ) este înregistrată în cazul probelor deformate la cald la 1150°C (HD4) și călite cu punere în soluție la 1100°C timp de 60 min (ST 4.3.3), aproape de 66,7% wt, în timp ce fracția medie de greutate a fazei de austenită aproape de 33,3 % wt;
- Germenii de recoacere se formează în faza de austenită (γ) în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție.
-

Capitolul 7: Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice a aliajului F55 SDSS

7.1. Introducere

Capitolul 7 este axat pe analiza avansată a evoluției proprietăților mecanice ca urmare a traseului de prelucrare termomecanică aplicată care presupune în primul rând, o deformare la cald (la temperaturi diferite: 1000°C; 1050°C; 1100°C; 1150).°C și în al doilea rând, un tratament de călire de punere în soluție (la diferite temperaturi: (1000°C; 1050°C; 1100°)C și durate diferite de tratament: (20min; 40min; 60min) (vezi Fig. 7.1).

Deoarece fiecare sistem mecanic este supus sarcinilor în timpul funcționării, de maximă importanță este să înțelegem cum se comportă materialele care compun aceste sisteme mecanice. De asemenea, diferiții parametri termomecanici de prelucrare conduc la obținerea unor caracteristici microstructurale diferite (de exemplu, natura și structura, fracția volumetrică, granulația fazelor constitutive) și în consecință comportament mecanic diferit.

Caracterizarea proprietăților mecanice poate fi efectuată folosind următoarele tehnici de investigare: încercări de tracțiune, încercări de compresiune, încercări de impact, încercări de microduritate, etc. Pe baza acestor tehnici de investigare se pot obține date importante privind proprietățile de rezistență ale materialului (limita de curgere 0,2 - $\sigma_{0,2}$), rezistența finală la tracțiune - σ_{UTS} , microduritate -HV0.1) și proprietăți de plasticitate: alungirea la rupere ϵ_f , etc. Analiza suprafeței de rupere poate fi folosită pentru a investiga mecanismul de rupere predominant care duce la defectarea probei în timpul testării mecanice.

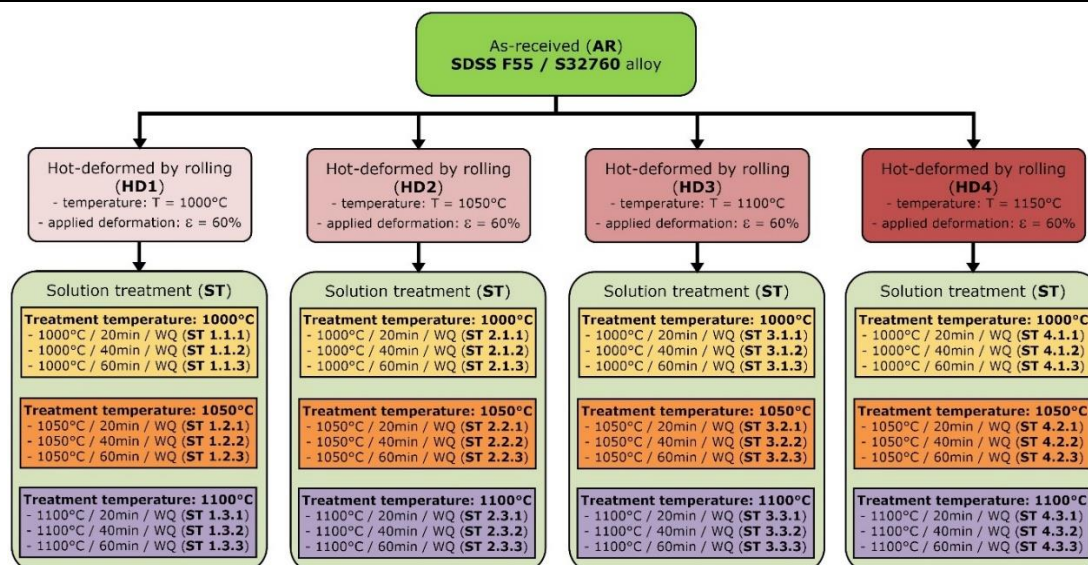


Fig. 7.1 Schema de prelucrare termomecanică aplicată aliajului SDSS F55 (UNS S32760).

7.2. Proba inițială(AR).

Pe baza diagramei deformare-tensiune obținută în timpul încercării la tracțiune se pot calcula următorii parametri mecanici: limită de curgere 0,2 - $\sigma_{0,2}$, rezistența maximă la rupere - σ_{UTS} și alungirea la rupere ε_f .

Prin utilizarea tehnicii de testare a microdurității se pot obține date referitoare la microduritatea fazelor individuale constitutive ale aliajului dacă urma de microduritate este suficient de mică pentru a se potrivi cu faza respective, sau duritatea totală a aliajului dacă urma de microduritate este suficient de mare pentru a se potrivi mai multor faze în același timp. Pentru a determina microduritatea individuală a aliajului F55 a fazelor de ferită (δ) și austenită (γ) constitutive, testarea microdurității a fost efectuată folosind o forță de testare de 100 g (vezi Fig. 6.2a și 6.2b), în timp ce microduritatea globală a fazei sigma (σ) + faza de austenită secundară (γ_2) a fost determinată folosind o forță de testare de 25 g (vezi Fig. 6.2c) datorită dimensiunii mici a fazei sigma (σ). Tabelul 6.1 prezintă proprietățile mecanice obținute pentru proba inițială (AR) a aliajului F55 SDSS. Se poate observa că aliajul F55 în stare AR prezintă proprietăți de rezistență ridicată, rezistență maximă la tracțiune mare $\sigma_{UTS} = 733$ MPa și limită de curgere $\sigma_{0,2} = 478$ MPa, combinate cu plasticitatea ridicată și alungire la rupere $\varepsilon_f = 55\%$, demonstrând astfel că aliajele F55 prezintă o combinație bună de proprietăți datorită fracțiilor de greutate aproximativ egale ale constituenților fazelor δ și γ , având în vedere că faza δ este responsabilă pentru proprietățile de rezistență în timp ce faza γ pentru proprietățile de plasticitate [107]. După cum se arată în Tabelul 6.1, microduritatea fazei δ constitutive (300HV0.1) este mai mare decât a fazei γ constitutive (264HV0.1). Această observație se poate explica în primul rând, pe baza cristalografiei fazelor constitutive fiind cunoscut faptul că sistemul cristalin BCC prezintă în mod inerent o microduritate mai mare în comparație cu sistemul FCC datorită solicitării sale mai mari necesare pentru a acomoda deformarea elastică/plastică și în al doilea rând, pe baza chimiei fazelor constitutive, faza δ fiind mai bogată în conținut mai mare de crom (Cr) (~28,5% wt), comparativ cu faza γ (~25,7% wt) (vezi Tabelul 6.2 și 6.3).



Figura 7.2 Imagini optice ale imprimării de microduritate a fazei de ferită (δ) (a), de austenită (γ) fazei (b) și fazelor sigma și austenită secundară ($\sigma + \gamma_2$) (c).

Tabelul 7.1

Proprietățile mecanice ale aliajului initial (AR) F55 SDSS .

Stare structurală	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma + \gamma_2$ [HV0.025]			
Proba inițială (AR) .	300 ±7	264 ±8	-	733 ±9	478 ±11	55 ±3

7.3. Deformarea la cald la 1000°C (HD1).

Tabelul 7.2 prezintă proprietățile mecanice obținute ale aliajului F55 SDSS datorită deformării la cald la 1000°C (HD1). În comparație cu starea AR se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o creștere mică, adică rezistența finală la rupere $\sigma_{UTS} = 768\text{MPa}$ și limita de curgere $\sigma_{0.2} = 524\text{MPa}$, în timp ce proprietățile de plasticitate, adică alungirea la rupere $\epsilon_f = 34\%$ înregistrează o scădere mare. Acest comportament poate fi explicat pe baza modificărilor microstructurale apărute în timpul deformării la cald. În timpul deformării are loc fragmentarea grăunților conducând la grăunți de dimensiuni mai mici, rotații ale grăunților și o densitate mai mare a defectelor pentru a se adapta câmpului de deformare/tensiune aplicat. După cum se arată în capitolul 5.3, se poate observa că din cauza grăunților de fază δ și fază γ intens deformați apar fenomene de călire la deformare ducând la creșterea rezistenței și la scăderea plasticității. De asemenea, trebuie luată în considerare influența fazei σ nocive precipitate, fiind cunoscut faptul că precipitatele de fază σ de dimensiuni mici pot acționa ca particule de întărire. Se știe că precipitatele din faza σ pot duce la o creștere mică a rezistenței, la o scădere mică a plasticității și la o scădere mare a proprietăților de tenacitate chiar și pentru fracțiile mici de greutate [108-109].

După cum se arată în Tabelul 7.2, se poate observa că microduritatea ambilor constituenți de fază δ și γ sunt în creștere, la 312 HV0.1 și respectiv 322HV0.1 datorită durificării prin deformare apărută în timpul deformării. Microduritatea mai mare înregistrată în cazul fazei γ demonstrează că grăunții din faza γ sunt mai duri la deformare, prezentând o densitate mai mare a defectelor comparativ cu constituenții de fază δ . Acest comportament rezidă în cristalografia FCC a fazei γ în comparație cu BCC a fazei δ , care găzduiește câmpul de deformare aplicată prin alunecare/maclare pe planurile sale mai mari de densitate atomică pentru același nivel aplicat de tensiune/deformare [110-111]. De asemenea, trebuie luată în considerare prezența fazei σ precipitate care se formează, fie prin precipitarea ($\delta \rightarrow \sigma$) sau prin descompunerea eutectoidă ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$). După cum se arată în Tabelul 6.2, se poate observa că microduritatea globală a ($\sigma + \gamma_2$) atinge 474 HV0.025. S-a demonstrat că chimia fazei σ posedă o pondere crescută de Cr, Mo și alte elemente de aliere și prin urmare, o microduritate mai

mare în comparație cu cea a fazei δ primară, atingând valori de la 400 HV la 800 HV [112-113].

Tabelul 7.2

Proprietățile mecanice a probei HD1 .

Stare structurală	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Deformarea la cald (HD1) la 1000°C	312 ±9	322 ±12	474±15	768 ±12	524 ±9	34 ±3

7.4. Tratamentul de călire de punere în soluție (ST1).

7.4.1. Tratamentul de călire de punere în soluție la 1000°C (ST1.1).

Tabelul 7.3 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție la 1000°C (ST 1.1) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 1.1.1), 40min (ST 1.1.2) și 60min (ST 1.1.3) pe probe deformate la cald la 1000°C (HD1). În comparație cu starea (HD1), se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o mică scădere atât în cazul rezistenței finale la tracțiune (σ_{UTS}) cât și al limitei de curgere ($\sigma_{0.2}$). De asemenea, în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 772MPa (ST 1.1.1) la 769MPa (ST 1.1.2) și în final, la 732MPa (ST 1.1.3), în timp ce limita de curgere ($\sigma_{0.2}$) de la 460MPa la 449MPa și în final, la 445MPa. Alungirea la rupere (ϵ_f) este de asemenea, în scădere continuă de la 53% (ST 1.1.1) la 50% (ST 1.1.2) și în final, la 43% (ST 1.1.3) (vezi Tabelul 7.3). Evoluția microdurității tuturor fazelor δ , γ și ($\sigma+\gamma_2$) constitutive arată că microduritatea nu prezintă modificări semnificative, apar variații minime la creșterea duratei de tratament de călire cu punere în soluției, toate valorile fiind legate de variația dispersiei (vezi Tabelul 7.3). În general se poate observa că faza δ prezintă o microduritate variind în intervalul 281 HV0.1 până la 294HV0.1, faza γ prezintă o microduritate mai mică în comparație cu faza δ , variind în intervalul 254 HV0.1 până la 277 HV0.1 și, ($\sigma+\gamma_2$) microduritate variind în intervalul 512 HV0.025 până la 522 HV0.025.

Tabelul 7.3

Proprietățile mecanice ale probei ST 1.1.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 1.1)	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 1.1.1)	289 ±18	256 ±14	512 ±21	772 ±14	460 ±11	53 ±3
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 1.1.2)	294 ±23	254 ±18	522 ±29	769 ±12	449 ±10	50 ±2
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 1.1.3)	281 ±27	277 ±24	518 ±15	732 ±9	445 ±12	43 ±4

Acest comportament mecanic observat trebuie explicat luând în considerare modificările microstructurale apărute în timpul tratamentului aplicat de călire cu punere în soluție. Explicația trebuie să ia în considerare următoarele mecanisme concurente în primul rând, legea amestecului de faze a fazelor constitutive și în al doilea rând, influența granulometriei Hall-Pech.

Legea amestecului de faze afirmă că o fracție de greutate mai mare a unei anumite faze induce o influență mai mare asupra proprietăților generale expuse ale materialului [114]. În cazul aliajelor SDSS, s-a dovedit că faza δ este responsabilă de proprietățile de rezistență, în timp ce faza γ este responsabilă de plasticitate/ductilitate [108], precipitarea fazelor

secundare, cum ar fi faza σ inducând efecte de înrăutățire asupra tuturor proprietăților mecanice prezentate [115]. După cum se arată în capitolul 5.4.1, se poate observa că datorită tratamentului aplicat de călire cu punere în soluție, pe lângă ambele faze δ și γ , este indusă și faza dăunătoare σ . De asemenea, se poate observa că fracția în greutate a fazei σ crește odată cu creșterea duratei tratamentului de la 2,7% wt (ST 1.1.1) la 3,5% wt (ST 1.1.2) și în final, la 5,5% în greutate (ST 1.1.3), diminuând toate proprietățile mecanice expuse (rezistență/ductilitate) (vezi Tabelul 7.3).

Influența Hall-Pech arată că comportamentul mecanic al unei anumite faze este guvernat de o relație granulație [116-117]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \times \frac{1}{\sqrt{D}}$$

unde: σ_y - tensiunea de curgere; σ_0 - limita de curgere a unui policristal cu granulație grosieră; k - constanta materialului; D - granulația medie a fazei luate în considerare.

De asemenea, s-a observat o dimensiune medie mai mică a grăunților unei faze va duce la o creștere a plasticității fazei, datorită creșterii numărului grăunților care vor participa la acomodarea câmpului de deformare-tensiune aplicată (aria totală la limită per volum unitar) [118].

Pe baza relației Hall-Pech se poate presupune că atât proprietățile de rezistență, cât și de plasticitate ale unei faze cresc odată cu scăderea dimensiunii medii a granulației fazei respective.

După cum se arată în capitolul 6.4.1 (vezi Tabelul 6.5), se poate observa că în timpul tratamentului de călire de punere în soluție apar mici variații ale dimensiunii medii a grăunților fazelor constituente (ST 1.1). Analizând cazul fazei δ se poate observa o mică creștere de la 51,8 μm (ST 1.1.1) la 54,9 μm (ST 1.1.2) și în final, la 57,7 μm (ST 1.1.3), de la 15,1 μm (ST 1.1.1) la 19,6 μm (ST 1.1.2) și în final, la 16,6 μm (ST 1.1.3) în cazul fazei γ și de la 4,9 μm (ST 1.1.1) la 5,5 μm (ST 1.1.2) și în final, la 6,0 μm (ST 1.1.3) în cazul fazei σ . Conform relației Hall-Pech, acele mici creșteri ale granulometriei medii ale fazelor constituente vor duce la o scădere generală a proprietăților de rezistență și plasticitate a aliajelor (vezi Tabelul 7.3).

7.4.2. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST1.2).

Tabelul 7.4 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 1.2), cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 1.2.1), 40min (ST 1.2.2) și 60min (ST 1.2.3), pe probe deformate la cald la 1000°C (HD1).

Analizând efectele induse prin aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 1.2) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 1.2.1) se poate observa că se obține o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) a fost crescută de la 768MPa (starea HD1) la 793MPa (starea ST 1.2.1) și alungirea la rupere (ϵ_f) de la 34% (starea HD1) la 61% (starea ST 1.2.1), indicând faptul că microstructura nou recristalizată a înlăturat efectele nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă.

Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire cu punere în soluție de la 20min (ST 1.2.1) la 40min (ST 1.2.2) și în final, la 60min (ST 1.2.3), se poate observa că atât proprietățile de rezistență, cât și de plasticitate sunt în scădere. De asemenea, se poate observa că rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 793MPa (ST 1.2.1) la

773MPa (ST 1.2.2) și în final, la 742MPa (ST 1.2.3). O rată mai mare de scădere se observă în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), care scade de la 61% (ST 1.2.1) la 59% (ST 1.2.2) și în final, la 46% (ST 1.2.3). Scăderea observată trebuie legată de modificările microstructurale induse (a se vedea tabelul 5.7), unde se poate observa că, creșterea duratei tratamentului de călire cu punere în soluție duce la creșterea atât a dimensiunii medii a grăunților, cât și a fracției de greutate medie a fazei δ constituente (scăderea fracției de greutate medie a fazei γ constitutivă). Nu a fost indusă nicio fază σ în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție la 1050°C.

Evoluția microduranței fazelor δ și γ arată o creștere continuă a microduranței. În ansamblu, se poate observa că faza δ prezintă o creștere de la 269HV0.1 (ST 1.2.1) la 307HV0.1 (ST 1.2.2) și în final, la 334HV0.1 (ST 1.2.3), în timp ce faza γ de la 263HV0.1 (ST 1.2.1) la 292HV0.1 (ST 1.2.2) și în final, la 354HV0.1 (ST 1.2.3) (vezi Tabelul 7.4). Acest tip de comportament trebuie să fie legat de schimbările din compoziția chimică a constituenților fazelor δ și γ care apar în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție. Pentru a explica acest comportament, ar trebui să ia în considerare influența generală a legii amestecului (influența fracției medii de greutate) și influența relației Hall-Petch (influența dimensiunii medii a grăunților) mecanismelor competitive. Comportamentul mecanic observat, scăderea proprietăților atât de rezistență, cât și de plasticitate, sugerează că cel mai influent factor este constituit de dimensiunea medie a grăunților constituenților fazelor δ și γ .

Tabelul 7.4

Proprietățile mecanice ale probei ST 1.2.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 1.2)	Proprietăți mecanice					
	Microduranță			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 1.2.1)	269 ±14	263 ±21	-	793 ±15	480 ±9	61 ±2
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 1.2.2)	307 ±16	292 ±19	-	773 ±12	496 ±14	59 ±2
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 1.2.3)	334 ±22	354 ±26	-	742 ±11	432 ±10	46 ±3

7.4.3. Tratament de călire de punere în soluție la 1100°C (ST1.3).

Tabelul 7.5 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 1.3), cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 1.3.1), 40min (ST 1.3.2) și 60min (ST 1.3.3) pe probe deformate la cald la 1000°C (HD1). Analizând efectele induse prin aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 1.3) cu o durată variabilă de tratament de 20 min (ST 1.3.1), rezultatul arată că a existat o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) crește de la 768 MPa (HD1) la 787 MPa (sat ST 1.3.1) și alungirea la rupere (ϵ_f) de la 34% (HD1) la 72% (ST 1.3.1) indicând faptul că microstructura nou recristalizată este complet lipsită de efecte nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă. Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire cu punere în soluție de la 20min (ST 1.3.1) la 40min (ST 1.3.2) și în final, la 60min (ST 1.3.3), se poate observa un comportament aproape identic cu cel al rezultat al tratamentului de călire cu punere în soluție efectuat la 1050°C (starea ST 1.2), că atât proprietățile de rezistență, cât și de plasticitate sunt în scădere. De asemenea, se poate observa că rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) a scăzut continuu de la 787MPa (ST 1.3.1) la 771MPa (ST 1.3.2) și în final la 744MPa (ST 1.3.3). De asemenea, o rată mai mare de scădere în cazul alungirii la rupere (ϵ_f) care a scăzut de la 72% (ST 1.3.1) la

64% (ST 1.3.2) și în final, la 54% (ST 1.3.3). Scăderea observată trebuie să fie legată de modificările microstructurale induse (vezi Tabelul 6.8), deoarece creșterea duratei tratamentului de călire cu punere în soluție duce la creșterea atât a dimensiunii medii a grăunților, cât și a fracției de greutate medie a fazei δ constituente (scăderea fracției de greutate medie a fazei γ constituente). Evoluția microduratei fazele δ și γ , de asemenea, arată o creștere continuă a microduratei. În ansamblu, se poate observa că faza δ prezintă o creștere de la 295HV0.1 (ST 1.3.1) la 286HV0.1 (ST 1.3.2) și în final, la 339HV0.1 (ST 1.3.3), în timp ce faza γ prezintă variații foarte minime (microdurate aproape constantă) de la 260HV0.1 (ST 1.3.1) la 266HV0.1 (ST 1.3.2) și în final, la 264HV0.1 (ST 1.3.3) (vezi Tabelul 7.5). Rezultatul indică faptul că modificările din compoziția chimică a constituenților fazelor δ și γ sunt minime.

Tabelul 7.5

Proprietățile mecanice ale probei ST 1.3.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 1.3)	Proprietăți mecanice					
	Microdurate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 1.3.1)	295 ±20	260 ±18	-	787 ±15	475 ±11	72 ±4
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 1.3.2)	286 ±24	266 ±16	-	771 ±12	477 ±7	64 ±2
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 1.3.3)	339 ±27	264 ±22	-	744 ±9	476 ±12	54 ±4

7.5. Deformarea la cald la 1050°C (HD2).

Tabelul 7.6 prezintă proprietățile mecanice obținute ale aliajului F55 SDSS datorită deformării la cald la 1050°C (HD2). În comparație cu starea AR se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o creștere mică, adică rezistența la rupere finală $\sigma_{UTS} = 826\text{MPa}$ și limita de curgere $\sigma_{0.2} = 540\text{MPa}$, în timp ce proprietățile de plasticitate, adică alungirea la rupere $\epsilon_f = 50\%$ prezintă o scădere. Acest comportament poate fi explicat pe baza modificărilor microstructurale apărute în timpul deformării la cald. În timpul deformării are loc fragmentarea grăunților, conducând la grăunți de dimensiuni mai mici, rotații ale grăunților și o densitate mai mare/crescută a defectelor pentru a se adapta câmpului de deformare/tensiune aplicat. După cum se arată în capitolul 5.5 se poate observa că din cauza grăunților de fază δ și fază γ intens deformați apar fenomene de călire la deformare, ducând la creșterea rezistenței și la scăderea plasticității. De asemenea, trebuie luată în considerare influența fazei σ nocive precipitate, fiind cunoscut faptul că precipitatele de fază σ de dimensiuni mici pot acționa ca particule de durificare. După cum se arată în Tabelul 6.6, microduratea atât a constituentului cât a fazelor δ și γ sunt în creștere la 306HV0.1 și respectiv 306HV0.1 datorită durificării prin deformare apărute în timpul deformării. Microduratea înregistrată în cazul creșterii mici a fazei γ demonstrează că grăunții din faza γ sunt mai duri la deformare, prezentând o densitate mai mare a defectelor comparativ cu faza δ . Acest comportament rezidă în cristalografia FCC a fazei γ în comparație cu BCC a fazei δ care găzduiește câmpul aplicat de tensiune/deformare prin alunecare/maclare pe planurile sale mai mari de densitate atomică pentru același nivel aplicat de tensiune/deformare [110-111]. De asemenea, trebuie luată în considerare prezența fazei σ precipitată care se fie prin precipitarea ($\delta \rightarrow \sigma$), fie prin descompunerea eutectoidă ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$). După cum se arată în Tabelul 6.6 se poate observa că microduratea globală a ($\sigma + \gamma_2$) atinge 491HV0.025.

Tabelul 7.6

Proprietățile mecanice a proba HD2 .

Stare structurală	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Deformat la cald (HD2) la 1050°C	306 ±12	306 ±14	491 ±19	826 ±8	540 ±12	50 ±2

7.6. Tratamentul de călire cupunere în soluție (ST2).**7.6.1. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST2.1).**

Tabelul 7.7 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere soluție la 1000°C (ST 2.1), cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 2.1.1), 40min (ST 2.1.2) și 60min (ST 2.1.3) pe probe deformate la cald la 1050°C (HD2). În comparație cu (HD2) se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o mică scădere atât în cazul rezistenței la tracțiune finală (σ_{UTS}) cât și al limitei de curgere ($\sigma_{0.2}$), în timp ce în cazul alungirii până rupere (ϵ_f) au crescut. Rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 746MPa (ST 2.1.1) la 745MPa (ST 2.1.2) și în final, la 730MPa (ST 2.1.3), în timp ce limita de curgere crește ($\sigma_{0.2}$) de la 468MPa la 485MPa și în final, până la 479MPa. Alungirea la rupere (ϵ_f) este de asemenea, în scădere continuă de la 64% (ST 2.1.1) la 61% (ST 2.1.2) și în final, la 61% (ST 2.1.3) (vezi Tabelul 7.7).

Evoluția microdurității tuturor fazelor δ , γ și ($\sigma+\gamma_2$) constitutive arată că microduritatea prezintă o mică scădere, apar variații minime în timp ce crește durata tratamentului de călire cu punere în soluției toate valorile fiind în legătură cu variația dispersiei (vezi Tabelul 7.7). În general, se poate observa că faza δ prezintă o microduritate variind în intervalul 284HV0.1 până la 309HV0.1 faza γ prezentând o microduritate mai mică în comparație cu faza δ variind în intervalul 243HV0.1 până la 253HV0.1, iar microduritatea ($\sigma+\gamma_2$) variind în intervalul 513HV0.025 până la 527HV0.025.

După cum arată în capitolul 6.6.1, se poate observa că datorită tratamentului de călire cu punere în soluție aplicat, pe lângă ambele faze δ și γ , a fost indusă și faza σ dăunătoare. De asemenea, se poate observa că fracția de greutate a fazei σ crește odată cu creșterea duratei tratamentului de la 1,1% wt (ST 2.1.1) la 1,7% wt (ST 2.1.2) și în final, la 2,9% wt (ST 2.1.3) diminuând toate proprietățile mecanice expuse (rezistență/plasticitate) (vezi Tabelul 7.7).

Tabelul 7.7

Proprietățile mecanice a proba ST 2.1.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 2.1)	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 2.1.1)	309 ±16	253 ±24	527 ±21	746 ±10	468 ±14	64 ±2
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 2.1.2)	292 ±22	250 ±23	523 ±24	745 ±7	485 ±8	61 ±3
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 2.1.3)	284 ±25	243 ±18	513 ±18	730 ±11	479 ±11	61 ±3

După cum se arată în capitolul 6.6.1 (vezi Tabelul 6.10), se poate observa că în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție apar mici variații ale mărimii medii a grăunților fazelor constitutive (ST 2.1). Analizând cazul fazei δ se poate observa o mică creștere de la 57,2 μm (ST 2.1.1) la 69,2 μm (ST 2.1.2) și în final, la 74,5 μm (ST 2.1.3), de la 19,1 μm (ST 2.1.1) la 24,4 μm (ST 2.1.2) și în final, la 29,5 μm (ST 2.1.3) în cazul fazei γ și de la 5,3 μm (ST 2.1.1) la 7,2 μm (ST 2.1.2) și în final, la 8,2 μm (ST 2.1.3) în cazul fazei σ . Conform

relației Hall-Pech, acele mici creșteri medii ale graunților fazelor constituente vor duce la o scădere generală a proprietăților de rezistență și plasticitate ale aliajelor (vezi Tabelul 7.7).

7.6.2. Tratamentul de călire cupunere în soluție la 1050°C (ST2.2).

Tabelul 7.8 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 2.2) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 2.2.1), 40min (ST 2.2.2) și 60min (ST 2.2.3) pe probe deformate la cald la 1050°C (HD2).

Analizând efectele induse prin aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 2.2) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 2.2.1), se poate observa că se obține o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) scade de la 826 MPa (HD2) la 793 MPa (ST 2.2.1), iar alungirea la rupere a crescut (ϵ_f) de la 50% (HD2) la 61% (ST 2.2.1).), indicând faptul că microstructura nou recristalizată a înlăturat efectele nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă. Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire cu punere în soluție de la 20min (ST 2.2.1) la 40min (ST 2.2.2) și în final, la 60min (ST 2.2.3) se poate observa că, atât proprietățile de rezistență, cât și de plasticitate sunt în scădere. Se poate observa că rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 793 MPa (ST 2.2.1) la 773 MPa (ST 2.2.2) și în final, la 742 MPa (ST 2.2.3). O rată mai mare de scădere este observată în cazul alungirii la rupere (ϵ_f) care scade de la 61% (ST 2.2.1) la 59% (ST 2.2.2) și în final, la 46% (ST 2.2.3). Scăderea observată trebuie să fie legată de modificările microstructurale induse (vezi Tabelul 5.11), unde se poate observa că, creșterea duratei tratamentului de călire cu punere în soluție duce la creșterea atât a dimensiunii medii a grăunților, cât și a fracției medie de greutate a fazei δ constituente (scăderea fracției medie de greutate a fazei- γ constitutivă). Nu a fost indusă nicio fază- σ în timpul tratamentului de călire de punere în soluție la 1050°C.

Evoluția microdunității fazelor δ și γ arată o creștere continuă a microdunității. În ansamblu, se poate observa că faza- δ prezintă o creștere de la 269HV0.1 (ST 2.2.1) la 307HV0.1 (ST 2.2.2) și în final, la 334HV0.1 (ST 2.2.3), în timp ce în cazul fazei γ de la 263HV0.1 (ST 2.2.1) la 292HV0.1 (ST 2.2.2) și în final, la 354HV0.1 (ST 2.2.3) (vezi Tabelul 7.8). Acest tip de comportament trebuie să fie legat de schimbările din compoziția chimică a constituenților fazelor δ și γ care apar în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție.

Tabelul 7.8

Proprietățile mecanice a proba ST 2.2.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 2.2)	Proprietăți mecanice					
	Microdunitate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 2.2.1)	269 ±19	263 ±13	-	793 ±8	480 ±13	61 ±3
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 2.2.2)	307 ±14	292 ±27	-	773 ±14	496 ±10	59 ±3
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 2.2.3)	334 ±19	354 ±24	-	742 ±14	432 ±11	46 ±2

7.6.3. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST2.3).

Tabelul 7.9 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 2.3) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 2.3.1), 40min (ST 2.3.2) și 60min (ST 2.3.3) pe probe de deformate la cald la 1050°C (HD2). Analizând efectele induse prin aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție la 1100°C (ST 2.3) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 2.3.1) se poate observa că se obține o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența finală la

tracțiune (σ_{UTS}) scade de la 826 MPa (HD2) la 782 MPa (ST 2.3.1), iar alungirea la rupere (ϵ_f) crește de la 50% (HD2) la 61% (ST 2.3.1), indicând faptul că microstructura nou recristalizată este complet lipsită de efecte nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă. Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire cu punere în soluție de la 20min (ST 2.3.1) la 40min (ST 2.3.2) și în final, la 60min (ST 2.3.3) se poate observa un comportament aproape identic cu cel observat. În cazul tratamentului de călire cu punere în soluție efectuat la 1050°C (ST 2.2), atât proprietățile de rezistență, cât și de plasticitate sunt în scădere. Se poate observa că rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 782MPa (ST 2.3.1) la 743MPa (ST 2.3.2) și în final, la 776MPa (ST 2.3.3). De asemenea, s-a observat o rată mai mare de scădere în cazul alungirii la rupere (ϵ_f) care scade de la 61% (ST 2.3.1) la 59 % (ST 2.3.2) și în final, la 54% (ST 2.3.3). Scăderea observată trebuie să fie legată de modificările microstructurale induse (vezi Tabelul 5.11) unde se poate observa creșterea duratei tratamentului de călire de punere în soluție duce la creșterea atât a dimensiunii medii a grăunților, cât și a fracției de greutate medie a fazei δ (scăderea fracției medie de greutate a fazei γ constitutivă). Evoluția microduratei fazelor δ și γ , de asemenea, arată o creștere continuă a microduratei. În ansamblu, se poate observa că faza δ prezintă o creștere de la 308HV0.1 (ST 2.3.1) la 338HV0.1 (ST 2.3.2) și în final, la 358HV0.1 (ST 2.3.3), în timp ce faza γ prezintă variații foarte minime (microdurate aproape constantă) de la 266HV0.1 (ST 2.3.1) la 249HV0.1 (ST 2.3.2) și în final, la 248HV0.1 (ST 2.3.3) (vezi Tabelul 7.9) indicând că modificările din compoziția chimică a constituenților fazelor δ și γ sunt minime.

Tabelul 7.9

Proprietățile mecanice ale stării ST 2.3.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 2.3)	Proprietăți mecanice					
	Microdurate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 2.3.1)	308 ±21	266 ±15	-	782 ±11	458 ±13	61 ±4
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 2.3.2)	338 ±14	249 ±18	-	743 ±14	463 ±11	59 ±3
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 2.3.3)	351 ±17	248 ±22	-	776 ±16	478 ±11	54 ±4

7.7. Deformarea la cald la 1100°C (HD3).

Tabelul 7.10 prezintă proprietățile mecanice obținute ale aliajului F55 SDSS datorită deformării la cald la 1100°C (HD3). În comparație cu starea AR, se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o creștere mică, adică rezistența la rupere finală $\sigma_{UTS}=804\text{MPa}$ și limita de curgere $\sigma_{0,2}=431\text{MPa}$, în timp ce proprietățile de plasticitate, adică alungirea la rupere $\epsilon_f = 45\%$ prezintă o scădere. Acest comportament poate fi explicat pe baza modificărilor microstructurale apărute în timpul deformării la cald. În timpul deformării are loc fragmentarea grăunților conducând la grăunți de dimensiuni mai mici, rotații ale grăunților și o densitate mai mare/crescută a defectelor, pentru a se adapta câmpului aplicat de deformare/tensiune. După cum se arată în secțiunea 6.7, se poate observa că din cauza grăunților de fază- δ și fază- γ intens deformați, apar fenomene de călire la deformare ducând la creșterea rezistenței și la scăderea plasticității. De asemenea, rezistența maximă la tracțiune σ_{UTS} este mai mică în comparație cu cazul (HD2) datorită lipsei precipitărilor în faza σ dăunătoare. După cum se arată în Tabelul 7.10, se poate observa că microduratea

constituentului ambelor fazelor δ și γ este în creștere la 321HV0.1 și respectiv 280HV0.1, datorită durificării prin deformare apărute în timpul deformării. Microduritatea înregistrată în cazul creșterii mici a fazei γ demonstrează că grăunții din faza- γ sunt mai duri la deformare prezentând o densitate mai mare a defectelor comparativ cu constituantul din faza δ .

Tabelul 7.10

Proprietățile mecanice a proba HD3 .

Stare structurală	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Deformare la cald la 1100°C (HD3)	321 ±8	280 ±14	-	804 ±7	431 ±12	45 ±3

7.8. Tratamentul de călire cu punere în soluție (ST3).**7.8.1. Tratamentul de călire cude punere în soluție la 1000°C (ST3.1).**

Tabelul 7.11 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție la 1000°C (ST 3.1) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 3.1.1), 40min (ST 3.1.2) și 60min (ST 3.1.3) pe probe deformate la cald la 1100°C (HD3). În comparație cu (HD3) se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o scădere atât în cazul rezistenței la tracțiune (σ_{UTS}) cât și al limitei de curgere ($\sigma_{0.2}$), în timp ce în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), crește. Rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 762MPa (ST 3.1.1) la 746MPa (ST 3.1.2) și în final la 673MPa (ST 3.1.3) în timp ce limita de curgere crește ($\sigma_{0.2}$) de la 410MPa la 420MPa și în final până la 423MPa. Alungirea la rupere (ϵ_f) este de asemenea, în scădere continuă de la 66% (ST 3.1.1) la 46% (ST 3.1.2) și în final la 37% (ST 3.1.3) (vezi Tabelul 7.11).).

Tabelul 7.11

Proprietățile mecanice a proba ST 3.1.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 3.1)	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 3.1.1)	295 ±11	257 ±16	507 ±29	762 ±7	410 ±12	66 ±4
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 3.1.2)	297 ±18	257 ±17	516 ±28	746 ±14	420 ±8	46 ±4
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 3.1.3)	282 ±19	260 ±14	513 ±21	673 ±12	423 ±9	37 ±4

Evoluția microdurității tuturor fazelor δ , γ și ($\sigma+\gamma_2$) constitutive arată că microduritatea prezintă variații minime în timp ce crește durata tratamentului de călire de punere în soluție, toate valorile fiind legate de variația dispersiei (vezi Tabelul 7.11). În general, se poate observa că faza δ prezintă o microduritate variind în intervalul 282HV0.1 până la 297HV0.1, faza γ prezintă o microduritate mai mică în comparație cu faza- $(\sigma+\gamma_2)$, variind în intervalul 257HV0.1 până la 260HV0.1, iar microduritatea variază în intervalul 507 HV0.025 până la 516 HV0.025.

După cum se arată în secțiunea 6.8.1, se observă că datorită tratamentului de călire de punere în soluție aplicat, pe lângă ambele faze γ și δ , este indusă și faza σ dăunătoare. De asemenea, se poate observa că fracția de greutate a fazei σ crește odată cu creșterea duratei tratamentului de la 2,9% wt (ST 3.1.1) la 4,5% wt (ST 3.1.2) și în final, la 7,5% wt (ST 3.1.3) diminuând toate proprietățile mecanice expuse (rezistență/plasticitate) (vezi Tabelul 7.11). După cum se arată în secțiunea 6.8.1 (vezi Tabelul 6.14), se poate observa că în timpul tratamentului de

călire de punere în soluție apar mici variații ale dimensiunii medii a grăunților fazelor constituente (ST 3.1). Analizând cazul fazei δ , se poate observa o mică creștere de la 40,2 μm (ST 3.1.1) la 58,6 μm (ST 3.1.2) și în final, la 55,7 μm (ST 3.1.3), de la 26,1 μm (ST 3.1.1) la 22,7 μm (ST 3.1.2) și în final, la 19,1 μm (ST 3.1.3) în cazul fazei γ și de la 4,7 μm (ST 3.1.1) la 6,8 μm (ST 3.1.2) și în final, la 7,1 μm (ST 3.1.3) în cazul fazei σ . Conform relației Hall-Pech, acele mici creșteri medii ale grăunților fazelor constituente vor duce la o scădere generală a proprietăților de rezistență și plasticitate ale aliajelor (vezi Tabelul 7.11).

7.8.2. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST3.2).

Tabelul 7.12 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție la 1050°C (ST 3.2), cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 3.2.1), 40min (ST 3.2.2) și 60min (ST 3.2.3) pe probe de deformare la cald la 1100°C (HD3). Analizând efectele induse de aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție la 1050°C (ST 3.2) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 3.2.1) se poate observa o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența finală la rupere (σ_{UTS}) scade de la 804MPa (proba HD3) la 764MPa (ST 3.2.1), iar alungirea la rupere a crescut (ϵ_f) de la 45% (HD3) la 65% (ST 3.2.1), indicând faptul că microstructura nou recristalizată a înlăturat efectele nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă.

Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire de punere în soluție de la 20min (ST 3.2.1) la 40min (ST 3.2.2) și în final, la 60min (ST 3.2.3) se poate observa că atât proprietățile de rezistență cât și de plasticitate sunt în scădere. De asemenea, se poate observa că rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 764MPa (ST 3.2.1) la 760MPa (ST 3.2.2) și în final, la 738MPa (ST 3.2.3). O rată mai mică de scădere este observată în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), care scade de la 65% (ST 3.2.1) la 63% (ST 3.2.2) și în final, la 62% (ST 3.2.3). Scăderea observată trebuie să fie legată de modificările microstructurale induse (vezi tabelul 6.15) care se pot observa la creșterea duratei tratamentului de călire de punere în soluție ce duce la creșterea dimensiunii medii a grăunților fazei de ferită și a fracției medii de greutate a fazei δ constituente (scăderea fracției medii de greutate a fazei γ constitutive). Nu a fost indusă nicio fază- σ în timpul tratamentului de călire de punere în soluție la 1050°C.

Evoluția microdunității fazelor δ și γ arată o creștere continuă a microdunității. În ansamblu, se poate observa că faza- δ prezintă o creștere de la 254HV0.1 (ST 3.2.1) la 303HV0.1 (ST 3.2.2) și în final, la 327HV0.1 (ST 3.2.3) în timp ce faza- γ de la 248HV0.1 (ST 3.2.1) la 248HV0.1 (ST 3.2.2) și în final, la 352HV0.1 (ST 3.2.3) (vezi Tabelul 7.12). Acest tip de comportament trebuie să fie legat de schimbările din compoziția chimică a constituentului fazelor δ și γ care apar în timpul tratamentului de călire de punere în soluție.

Tabelul 7.12

Proprietățile mecanice a proba ST 3.2.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 3.2)	Proprietăți mecanice					
	Microdunitate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma_{\gamma 2}$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 3.2.1)	254 ±14	248 ±20	-	764 ±14	439 ±11	65 ±4
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 3.2.2)	303 ±13	248 ±19	-	760 ±12	430 ±14	63 ±3
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 3.2.3)	327 ±11	252 ±11	-	738 ±10	419 ±11	62 ±3

7.8.3. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST3.3).

Tabelul 7.13 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 3.3), cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 3.3.1), 40min (ST 3.3.2) și 60min (ST 3.3.3) pe probe de deformare la cald la 1100°C (HD3). Analizând efectele induse prin aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 3.3) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 3.3.1), se poate observa o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) scade de la 804 MPa (HD3) la 776 MPa (ST 3.3.1), iar alungirea la rupere (ϵ_f) crește de la 45% (HD3) la 62%, indicând faptul că microstructura recristalizată este complet lipsită de efecte nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă.

Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire cu punere în soluție de la 20min (ST 3.3.1) la 40min (ST 3.3.2) și în final, la 60min (ST 3.3.3) că ambele rezistențe sunt în scădere, iar proprietățile de plasticitate sunt în creștere. Se poate observa că rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 776MPa (ST 3.3.1) la 770MPa (ST 3.3.2) și în final, la 759MPa (ST 3.3.3). De asemenea, s-a observat o mică rată de scădere în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), care este în scădere de la 62% (ST 3.3.1) la 61% (ST 3.3.2) și în final, la 60% (ST 3.3.3). Scăderea observată trebuie legată de modificările microstructurale induse (a se vedea tabelul 6.16), unde se poate observa că, creșterea duratei tratamentului de călire cu punere în soluție duce la creșterea atât a dimensiunii medii a grăunților, cât și a fracției de greutate medie a fazei δ constituate (scăderea fracției de greutate medie a fazei γ constitutivă). De asemenea, evoluția microdurității fazelor δ și γ , arată o creștere continuă a microdurității fazei δ , în timp ce faza γ este în scădere. În ansamblu, se poate observa că faza δ prezintă o creștere de la 289 HV0.1 (ST 3.3.1) la 307 HV0.1 (ST 3.3.2) și în final, la 358 HV0.1 (ST 3.3.3), în timp ce faza γ prezintă variații foarte mici (microduritate aproape constantă) de la 250 HV0.1 (ST 3.3.1) la 248 HV0.1 (ST 3.3.2) și în final, la 252 HV0.1 (ST 3.3.3) (vezi Tabelul 7.13), indică faptul că modificările din compoziția chimică a constituenților fazelor δ și γ sunt minime.

Tabelul 7.13

Proprietățile mecanice a proba ST 3.3.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 3.3)	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 3.3.1)	289 ±11	250 ±13	-	776 ±13	380 ±14	62 ±2
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 3.3.2)	307 ±18	248 ±19	-	770 ±16	351 ±13	61 ±2
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 3.3.3)	358 ±22	252 ±15	-	759 ±11	345 ±8	60 ±3

7.9. Deformarea la cald la 1150°C (HD4).

Tabelul 7.14 prezintă proprietățile mecanice obținute ale aliajului F55 SDSS datorită deformării la cald la 1150°C (HD4). În comparație cu starea AR, se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o creștere mică, adică rezistența la rupere finală $\sigma_{UTS}=765$ MPa și limita de curgere $\sigma_{0.2}=391$ MPa, în timp ce proprietățile de plasticitate, adică alungirea la rupere $\epsilon_f=43\%$, prezintă o scădere. Acest comportament poate fi explicat pe baza modificărilor microstructurale apărute în timpul deformării la cald. În timpul deformării are loc fragmentarea grăunților conducând la grăunți de dimensiuni mai mici, rotații ale grăunților și o densitate mai mare/crescută a defectelor, pentru a se adapta câmpului de

deformarea/tensiune aplicat. După cum se arată în secțiunea 6.17, se poate observa că din cauza grăunților de fază δ și fază γ intens deformați apar fenomene de călire la deformare, ducând la creșterea rezistenței și la scăderea plasticității. De asemenea, rezistența finală la tracțiune σ_{UTS} mai mică în comparație cu (HD3) datorită fazei σ nocive, nu mai precipită în microstructură. După cum se arată în Tabelul 7.14, se poate observa că microdurețea fazei γ este în creștere în timp ce faza- δ este în scădere la 304 HV0.1 și respectiv 291 HV0.1 datorită durificării prin deformare survenită în timpul deformării. Microdurețea înregistrată în cazul creșterii mici a fazei γ demonstrează că grăunții din faza- γ sunt mai duri la deformare prezentând o densitate mai mare a defectelor comparativ cu constituentul de fază- δ .

Tabelul 7.14

Proprietățile mecanice a proba HD4 .

Stare structurală	Proprietăți mecanice					
	Microdurețate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Deformare la cald la 1150°C (HD4)	291 ±11	304 ±8	-	765 ±12	391 ±9	43 ±2

7.10. Tratament de călire de punere în soluție (ST4).

7.10.1. Tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST4.1).

Tabelul 7.15 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 4.1) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 4.1.1), 40min (ST 4.1.2) și 60min (ST 4.1.3) pe probe deformate la cald la 1150°C (HD4). În comparație cu starea (HD4) se poate observa că proprietățile de rezistență prezintă o scădere atât în cazul rezistenței la tracțiune finală (σ_{UTS}) cât și al limitei de curgere ($\sigma_{0.2}$), în timp ce în cazul alungirii la rupere (ϵ_f) crește. Rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) este în continuă scădere de la 762MPa (ST 4.1.1) la 746MPa (ST 4.1.2) și în final, la 673MPa (ST 4.1.3) în timp ce limita de curgere crește ($\sigma_{0.2}$) de la 410MPa la 420MPa și în final la 423MPa. Alungirea la rupere (ϵ_f) este de asemenea, în scădere continuă de la 66% (ST 3.1.1) la 46% (ST 3.1.2) și în final la 37% (ST 3.1.3) (vezi Tabelul 7.15).

Evoluția microdureții tuturor fazelor δ , γ și ($\sigma+\gamma_2$) constitutive arată că microdurețea prezintă o mică scădere, apar variații minime în timp ce crește durata tratamentului de călire cu punere în soluție, toate valorile fiind în legătură variația dispersiei (vezi Tabelul 7.15). În general, se poate observa că faza- δ prezintă o microdurețate ce variază în intervalul 282HV0.1 până la 297HV0.1, faza- γ prezintă o microdurețate mai mică în comparație cu faza δ , variind în intervalul 257HV0.1 până la 260HV0.1, iar microdurețea ($\sigma+\gamma_2$) variază în intervalul 507 HV0.025 până la 516 HV0.025.

Tabelul 7.15

Proprietățile mecanice a probei ST 4.1.

Stare structurală / Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1000°C (ST 4.1)	Proprietăți mecanice					
	Microdurețate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1000°C/20min/WQ (ST 4.1.1)	299 ±10	249 ±11	525 ±27	756 ±14	310 ±8	52 ±4
Soluție tratată: 1000°C/40min/WQ (ST 4.1.2)	287 ±11	246 ±14	519 ±20	740 ±13	313 ±10	47 ±3
Soluție tratată: 1000°C/60min/WQ (ST 4.1.3)	292 ±13	239 ±10	518 ±28	737 ±13	308 ±14	44 ±4

După cum se arată în capitolul 6.10.1 (vezi Tabelul 6.18), se poate observa că în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție apar mici variații ale dimensiunii medii a grăunților fazelor constituente (ST 4.1). Analizând cazul fazei δ , se poate observa o mică creștere de la 45,5 μm (ST 4.1.1) la 34,4 μm (ST 4.1.2) și, în final, la 28,7 μm (ST 4.1.3), de la 30,9 μm (ST 4.1.3) la 24,6 μm (ST 4.1.2) și în final, la 19,9 μm (ST 4.1.3) în cazul fazei γ și de la 4,4 μm (ST 4.1.1) la 5,2 μm (ST 4.1.2) și în final, la 6,2 μm (ST 4.1.3) în cazul fazei σ . Conform relației Hall-Pech, acele mici creșteri medii ale grăunților fazelor constituente vor duce la o scădere generală a proprietăților de rezistență și ductilitate a aliajelor (vezi Tabelul 7.15).

7.10.2. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST4.2).

Tabelul 7.16 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție cu soluție la 1050°C (ST 4.2) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 4.2.1), 40min (ST 4.2.2) și 60min (ST 4.2.3) pe probe deformate la cald la 1150°C (HD4). Analizând efectele induse prin aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 4.2) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 4.2.1), se poate observa o creștere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) scade de la 765MPa (HD4) la 756MPa (starea ST 4.2.1) iar alungirea la rupere a crescut (ϵ_f) de la 43% (HD4) la 80% (ST 4.2.1) indicând faptul că microstructura nou recristalizată a înlăturat efectele nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă. Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire de punere în soluție de la 20min (ST 4.2.1) la 40min (ST 4.2.2) și în final la 60min (ST 4.2.3) se poate observa că proprietățile de plasticitate sunt în scădere în timp ce proprietățile de rezistență cresc. De asemenea, se poate observa că rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) crește continuu de la 735MPa (ST 4.2.1) la 737MPa (ST 4.2.2) și în final, la 754MPa (ST 4.2.3). S-a observat o rată mai mică de scădere în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), care scade de la 80% (ST 4.2.1) la 77% (ST 4.2.2) și în final la 70% (ST 4.2.3). Scăderea observată trebuie să fie legată de modificările microstructurale induse (vezi Tabelul 6.18), unde se poate observa o creștere a duratei tratamentului de călire de punere în soluție ce duce la scăderea atât a dimensiunii medii a grăunților cât și a fracției de greutate medie a fazei δ constituent, în timp ce fracția de greutate medie a fazei γ a crescut. Nu există nicio fază- σ indusă în timpul tratamentului de călire de punere în soluție la 1050°C.

Tabelul 7.16

Proprietățile mecanice ale probei ST 4.2.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1050°C (ST 4.2)	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1050°C/20min/WQ (ST 4.2.1)	277 \pm 9	246 \pm 16	-	735 \pm 7	405 \pm 10	80 \pm 5
Soluție tratată: 1050°C/40min/WQ (ST 4.2.2)	290 \pm 10	244 \pm 17	-	737 \pm 10	406 \pm 12	77 \pm 4
Soluție tratată: 1050°C/60min/WQ (ST 4.2.3)	301 \pm 12	243 \pm 12	-	754 \pm 11	406 \pm 12	70 \pm 4

Evoluția microdurității fazei δ arată o creștere continuă a microdurității în timp ce faza- γ este în scădere. În ansamblu, se poate observa că faza- δ prezintă o creștere de la 277HV0.1 (ST 4.2.1) la 299 HV0.1 (ST 4.2.2) și în final la 301 HV0.1 (ST 4.2.3), în timp ce faza- γ de la 246HV0.1 (ST 4.2.1) la 244 HV0.1 (ST 4.2.2) și în final la 243HV0.1 (ST 4.2.3) (vezi Tabelul 6.16). Acest tip de comportament trebuie să fie legat de schimbările din compoziția

chimică a constituenților fazelor δ și γ care apar în timpul tratamentului de călire de punere în soluție.

7.10.3. Tratamentul de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST4.3).

Tabelul 7.17 prezintă proprietățile mecanice obținute după aplicarea unui tratament de călire cu punere în soluție cu soluție la 1100°C (ST 4.3), cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 4.3.1), 40min (ST 4.3.2) și 60min (ST 4.3.3) pe probe de deformare la cald la 1150°C (HD4). Analizând efectele induse de aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție la 1100°C (ST 4.3) cu o durată variabilă de tratament de 20min (ST 4.3.1) se poate observa o scădere a proprietăților mecanice generale ale aliajelor. Rezistența finală la tracțiune (σ_{UTS}) crește de la 765MPa (HD4) la 769MPa (ST 4.3.1) iar alungirea la rupere (ϵ_f) crește de la 43% (HD4) la 69% (ST 4.3.1) indicând faptul că microstructura nou recristalizată este complet lipsită de efecte nedorite/dăunătoare induse de deformarea intensă.

Tabelul 7.17

Proprietățile mecanice ale proba ST 4.3.

Stare structurală / Tratament de călire cu punere în soluție la 1100°C (ST 4.3)	Proprietăți mecanice					
	Microduritate			σ_{UTS} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_f [%]
	δ [HV0.1]	γ [HV0.1]	$\sigma+\gamma_2$ [HV0.025]			
Soluție tratată: 1100°C/20min/WQ (ST 4.3.1)	311 ±15	241 ±11	-	769 ±11	406 ±11	69 ±4
Soluție tratată: 1100°C/40min/WQ (ST 4.3.2)	311 ±10	255 ±10	-	758 ±16	402 ±12	65 ±2
Soluție tratată: 1100°C/60min/WQ (ST 4.3.3)	354 ±17	265 ±11	-	746 ±12	404 ±9	62 ±3

Analizând influența creșterii duratei tratamentului de călire de punere în soluție de la 20min (ST 4.3.1) la 40min (ST 4.3.2) și în final la 60min (ST 4.3.3), se observă că atât proprietățile de rezistență cât și de plasticitate sunt în scădere. Se poate observa că rezistența maximă la tracțiune (σ_{UTS}) scade continuu de la 769MPa (ST 3.3.1) la 758MPa (ST 4.3.2) și în final la 746MPa (ST 4.3.3). De asemenea, s-a observat o mică rată de scădere în cazul alungirii la rupere (ϵ_f), care este în scădere de la 69% (ST 4.3.1) la 65% (ST 4.3.2) și în final, la 62% (ST 4.3.3). Scăderea observată trebuie să fie legată de modificările microstructurale induse (vezi Tabelul 6.20) unde se poate observa că, creșterea duratei tratamentului de călire cu punere în soluție duce la creșterea atât a dimensiunii medii a grăunților cât și a fracției de greutate medie a fazei δ constituențe (scăderea fracției de greutate medie a fazei- γ constitutivă).

De asemenea, evoluția microdurității fazelor δ și γ , arată o creștere continuă a microdurității fazei δ , în timp ce faza γ este în scădere. În general, se poate observa că faza δ prezintă o creștere de la 311 HV0.1 (ST 4.3.1) la 311 HV0.1 (ST 4.3.2) și în final la 354 HV0.1 (ST 4.3.3) în timp ce faza- γ prezintă variații foarte mici de la 241HV0.1 (ST 4.3.1) la 255HV0.1 (ST 4.3.2) și în final, la 265 HV0.1 (ST 4.3.3) (vezi Tabelul 7.17), ceea ce indică că modificările din compoziția chimică a constituenților fazelor δ și γ sunt minime.

7.11. Concluzii

Următoarele concluzii rezultă din analiza avansată a evoluției proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice a aliajului F55 SDSS:

- Faza de ferită (δ) este responsabilă pentru proprietățile de rezistență, faza de austenită (γ) pentru proprietățile de plasticitate, în timp ce faza sigma (σ) induce fragilizarea; comportamentul mecanic este guvernat de următoarele mecanisme concurente, în primul rând, legea amestecului de faze a fazelor constitutive și în al doilea rând, influența

granulometrică Hall-Pech; granulometria medie și fracția de greutate a constituenților microstructurali din fazele de austenită (γ), ferită (δ) și sigma (σ) influențează comportamentul mecanic al aliajului F55;

- În general, pentru o temperatură s tratamentului de călire de punere în soluție care asigură precipitarea fazei sigma (σ) se poate observa o deteriorare semnificativă a proprietăților de plasticitate (adică alungirea la rupere) în comparație cu proprietățile de rezistență datorită fragilizării induse chiar și pentru precipitate cu fracții de greutate reduse; adică în cazul probelor deformate la cald la 1100°C (HD3) și a tratamentului de călire cu punere în soluție la 1000°C cu o durată de tratament de la 20min (ST 3.1.1) la 60min (ST 3.1.1) se poate observa o scădere semnificativă a alungirii la rupere de la 66% (ST 3.1.1) la 37% (ST 3.1.3) în timp ce rezistența finală la rupere a prezentat o scădere mai mică de la 762MPa (ST 3.1.1) la 673MPa (ST 3.1.3);
- În general, pentru o temperatură a tratamentului de călire cupunere în soluție peste pragul necesar pentru a asigura precipitarea fazei sigma (σ), se poate observa că proprietățile de rezistență și plasticitate sunt strict legate de legea amestecului de faze și de influența granulometriei Hall-Pech; cea mai bună combinație pentru proprietățile mecanice, rezistență mare-plasticitate ridicată fiind obținută pentru un tratament de călire cu punere în soluție efectuat chiar peste pragul de precipitare al fazei sigma (σ) (1050°C); adică o rezistență maximă la tracțiune apropiată de 793MPa și o alungire la rupere apropiată de 61% înregistrată în cazul (HD1)+(ST1.1.1) 793MPa și 61% în cazul (HD2)+(ST 2.1.1) 764MPa și 65% în cazul (HD3)+(ST 3.1.1) și 735MPa și 80% în cazul (HD4) + (ST 4.1.1);
- Pentru a controla comportarea mecanică a aliajelor, obținând o combinație adecvată de proprietăți rezistență-plasticitate, acesta trebuie să controleze morfologia, granulația și fracția de greutate a fazelor constitutive ale aliajului.

Capitolul 8: Concluzii generale, contribuții personale, recomandări și direcții viitoare de cercetare

8.1. Concluzii generale

Teza se ocupă central de investigarea influenței parametrilor/condițiilor termomecanice de prelucrare asupra microstructurii dezvoltate/induse și comportamentului mecanic în cazul aliajului de oțel inoxidabil S32760/F55 (SDSS). Ca parametru cheie de influență în traseul procesării termomecanice, teza are în vedere generarea/precipitarea fazei σ nocive, care joacă un rol cheie atât asupra microstructurii cât și asupra comportamentului mecanic.

Următoarele concluzii generale cheie reies din teză:

- În timpul prelucrării mecanice, prin laminare la cald, creșterea temperaturii de deformare, de la 1000°C (HD1) la 1150°C (HD4), conduce la creșterea densității defectului atât în faza de austenită (γ) cât și în cea de ferită (δ).
- În timpul prelucrării mecanice, prin laminare la cald, creșterea temperaturii de deformare, de la 1000°C (HD1) la 1150°C (HD4), duce la creșterea fracției medii (wt) a fazei de ferită (δ) de la 45,8% wt (HD1) la 59,3% în greutate (HD4) și scăderea fracției medii (wt) a fazei de austenită (γ) de la 50,7% wt (HD1) la 40,7% wt (HD4), datorită cineticii de creștere a fazei de tranziție ($\gamma \rightarrow \delta$).
- Faza sigma (σ) a fost precipitată în microstructură în timpul prelucrării mecanice prin laminare la cald la temperaturi de deformare sub 1000°C. Faza sigma (σ) induce

fragilizarea cu un efect negativ asupra comportamentului mecanic al aliajului. *Prin urmare, temperatura de deformare la cald trebuie să fie mai mare de 1000°C, ideală peste 1050°C, pentru a preveni generarea/precipitarea fazei σ în cadrul microstructurii aliajului S32760 / F55.*

- Aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție, de la 1000°C până la 1100°C după deformarea la cald duce la regenerarea ambelor faze de austenită (γ) și ferită (δ), toate prezentând o densitate scăzută a defecte, fără rotații de grăunte/abateri și reziduuri câmpuri reziduale de deformare/tensiune.
- Faza σ a fost precipitată în microstructură, în timpul prelucrării prin tratament termic de călire cu punere în soluție, la temperaturi de tratament sub 1000°C (stările ST1.1, ST2.1, ST3.1 și ST4.1), iar fracția de greutate a acesteia crește odată cu creșterea duratei tratamentului de călire cu punere în soluție, cea mai mare cantitate obținându-se în toate cazurile pentru tratamentul de călire cu punere în soluție efectuat cu o durată de tratament de 60min: ST1.1.3 ~5,5% wt; ST2.1.3 ~2,9% wt; ST3.1.3 ~7,4% wt; ST4.1.3 ~5,5% wt. *Prin urmare, prelucrarea prin tratament termic de călire cu punere în soluție trebuie efectuat la o temperatură de tratament mai mare de 1000°C, ideală peste 1050°C, pentru a preveni generarea/precipitarea fazei σ în cadrul microstructurii aliajului S32760 / F55.*
- Faza σ poate fi generată după cum urmează:
 - La limitele de grăunte δ/γ , în cadrul fazei δ , prin precipitarea $\delta \rightarrow \sigma$.
 - La limitele de grăunte δ/δ , în cadrul fazei δ , prin descompunerea/precipitarea eutectoidă $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$.
- Creșterea temperaturii tratamentului de călire cu punere în soluție de la 1000°C la 1100°C și a duratei tratamentului de la 20min la 60min conduce la creșterea granulometriei medii a ambelor faze de austenită (γ) și ferită (δ); cele mai mari valori fiind înregistrate în cazul probelor deformate la cald la 1150°C (HD4) și a tratamentului de călire cu punere în soluție la 1100°C timp de 60 min (ST 4.3.3), când dimensiunea medie a grăunților de austenită era apropiată de 40,6 μm , iar dimensiunea medie a grăunților de ferită fost aproape de 112 μm ;
- Creșterea temperaturii tratamentului de călire cu punere în soluție, de la 1000°C la 1100°C și durata tratamentului de la 20min la 60min, duce la creșterea fracției medii de greutate a fazei de ferită (δ) și scăderea fracției medii de greutate a fazei de austenită (γ); cea mai mare fracție medie de greutate a fazei de ferită fiind înregistrată în cazul probelor deformate la cald la 1150°C (HD4) și a tratamentului de călire cu punere în soluție la 1100°C timp de 60 min (ST 4.3.3) aproape de 66,7% wt, în timp ce fracția medie în greutate a fazei de austenită aproape de 33,3% wt;
- Germenii de recoacere se formează în faza de austenită (γ) în timpul tratamentului de călire cu punere în soluție.
- Faza de ferită (δ) este responsabilă pentru proprietățile de rezistență, faza de austenită (γ) pentru proprietățile de plasticitate, în timp ce faza sigma (σ) induce fragilizarea; comportamentul mecanic este guvernat de următoarele mecanisme concurente, în primul rând legea amestecului de faze a fazelor constitutive și în al doilea rând, influența granulometrică Hall-Pech; dimensiunea medie a grăunților și fracția de

greutate a constituenților microstructurali, fazele de austenită (γ), ferită (δ) și sigma (σ), influențează comportamentul mecanic al aliajului F55.

- În general, pentru o temperatură a tratamentului de călire cu punere în soluție care asigură precipitarea fazei sigma (σ) se poate observa o deteriorare semnificativă a proprietăților de plasticitate (adică alungirea la rupere) în comparație cu proprietățile de rezistență datorită fragilizării induse chiar și pentru precipitate cu fracții de greutate reduse; adică în cazul probelor deformate la cald la 1100°C (HD3) și a tratamentului de călire cu punere în soluție la 1000°C cu o durată de tratament de la 20min (ST 3.1.1) la 60min (ST 3.1.3) se poate observa o scădere semnificativă în alungirea la rupere de la 66% (ST 3.1.1) la 37% (ST 3.1.3), în timp ce rezistența finală la rupere a prezentat o scădere mai mică, de la 762MPa (ST 3.1.1) la 673MPa (ST 3.1.3).
- În general, pentru o temperatură a tratamentului de călire cu punere în soluție peste pragul necesar, pentru a asigura precipitarea fazei sigma (σ), se poate observa că proprietățile de rezistență și plasticitate sunt strict legate de legea amestecului de faze și de influența granulometriei Hall-Pech; cea mai bună combinație de proprietăți mecanice, rezistență mare-plasticitate ridicată, fiind obținută pentru un tratament de călire cu punere în soluție efectuat chiar peste pragul de precipitare al fazei sigma (σ) (1050°C); adică o rezistență maximă la tracțiune apropiată de 793MPa și o alungire la rupere apropiată de 61% înregistrată în cazul (HD1)+(ST1.1.1), 793MPa și 61% în cazul (HD2)+(ST 2.1.1) 764MPa și 65% în cazul (HD3)+(ST 3.1.1) și 735MPa și 80% în cazul (HD4)+(ST 4.1.1);
- *Pe baza rezultatelor obținute în ceea ce privește datele de comportament microstructural și mecanic, se poate proiecta o cale de prelucrare termomecanică adecvată, constând din două etape de prelucrare, în primul rând, care se ocupă de prelucrarea prin deformare la cald și, în al doilea rând, de prelucrarea prin tratament termic de călire cu punere în soluție, pentru a obține o combinație adecvată de proprietăți mecanice constând atât din plasticitate ridicată, cât și din rezistență ridicată.*

8.2. Contribuții personale

În ceea ce privește noutatea, o serie de contribuții originale/personale rezultate în urma acestei teze pot fi rezumate astfel:

- Un studiu complex de literatură, axat pe aliajul de oțel inoxidabil super duplex (SDSS), în principal pe aliajul S32760/F55, care conține proporții aproximativ egale de faze de ferită/austenită axat pe cei mai influenți parametri de prelucrare termomecanică (combinând prelucrarea mecanică și termică), care vizează obținerea unei combinații adecvate de proprietăți mecanice.
- Elaborarea unui program experimental original, având în vedere infrastructura de laborator existentă în Universitatea POLITEHNICA din București, în vederea realizării obiectivelor asumate.
- Investigarea efectelor induse de deformarea la cald, în aliajul S32760 / F55, în spațiul experimental al temperaturilor de deformare cuprinse între 1000°C și 1150°C.
- Investigarea efectelor induse de tratamentul termic de călire cu punere în soluție asupra microstructurii și a proprietăților mecanice expuse într-o gamă largă de temperaturi de tratament. variind de la 1000°C la 1100°C cu durate de tratament de călire cu punere în soluție variind de la 20min la 60min.

- Obținerea de probe corespunzătoare prelucrate termo-mecanic din aliajul S32760 / F55 pentru a fi utilizate în evaluarea efectelor induse de prelucrare asupra microstructurii și proprietăților mecanice dezvoltate.
- Dezvoltarea unor proceduri specifice de investigare și caracterizare axate pe aliajul S32760 / F55 în vederea obținerii de date sigure despre microstructură și proprietățile mecanice prin teste SEM, de tracțiune și de microduritate.

8.3. Recomandări

Experimentele efectuate, concentrate pe aliajul S32760/F55, 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 cale de prelucrare termomecanică adecvată. Se pot face următoarele recomandări generale:

- Când se urmărește doar deformarea aliajului S32760 / F55, prelucrarea prin deformare la cald trebuie efectuată la temperaturi cuprinse între 1050°C-1100°C pentru a evita formarea fazei σ dăunătoare și pentru a maximiza proprietățile de plasticitate (adică la 1050°C nu s-a detectat fază- σ , iar plasticitate exprimată prin alungirea la rupere a atins valoarea maximă de aproximativ 50±2%. La temperaturi de deformare mai mari (>1100°C) trebuie luată în considerare și scăderea indusă a plasticității datorită fazei de tranziție $\gamma \rightarrow \delta$.
- Atunci când obiectivul este tratarea termică a aliajului S32760/F55 și obținerea proprietăților mecanice finale dorite (adică proprietăți de rezistență ridicată și/sau de plasticitate ridicată) atunci tratamentul cu soluție trebuie efectuat la o temperatură peste 1000°C pentru a evita formarea fazei- σ dăunătoare. Temperatura ideală a tratamentului termic de călire cu punere în soluție este situată aproape de 1050°C cu o durată de tratament de 20 min, când se obțin atât proprietăți de rezistență ridicată, cât și proprietăți de plasticitate ridicată.
- Când proprietățile de rezistență sau plasticitate maxime sunt luate în vedere, traseul de prelucrare termomecanică trebuie efectuat după cum urmează:
 - Cea mai mare rezistență la tracțiune, aproape de 793±8MPa, a fost obținută în cazul laminării la cald la 1050°C (HR2) și a tratamentului termic de călire cu punere în soluție la 1050°C timp de 20 de minute și în starea WQ (ST 2.2.1).
 - Cea mai mare alungire la rupere, aproape de 80±5%, a fost obținută în cazul laminării la cald la 1150°C (HR4) și a tratamentului termic de călire cu punere în soluție la 1050°C timp de 20 de minute și în starea WQ (ST 4.2.1).

8.4. Direcții viitoare de cercetare

Direcțiile viitoare de continuare a cercetării în domeniul prelucrării termomecanice și al caracterizării aliajelor SDSS pot fi rezumate astfel:

- Pe lângă metodele convenționale de examinare, alte tehnici avansate de investigare, cum ar fi: difracția cu raze X (XRD), microscopia electronică cu transmisie (TEM), etc, pentru a studia cu exactitate modificările microstructurale apărute în microstructura aliajului (fazele constitutive, morfologia fazelor, cristalografie, etc.), precipitarea fazelor secundare etc., pentru a oferi perspective în înțelegerea relației dintre microstructură și proprietățile mecanice expuse.

- Pe lângă parametrii considerați de procesare a tratamentului termic de călire cu punere în soluție (temperatura tratamentului și durata tratamentului) se poate lua în considerare și influența condițiilor de răcire care poate introduce un nou nivel de complexitate procedurii de analiză.
- Posibilitatea extinderii rutelor de prelucrare termomecanică cu etape suplimentare de prelucrare, adică tratamente de îmbatrânire care pot da naștere la o combinație mai bună a proprietăților de rezistență/ductilitate, extinzând astfel posibilele aplicații ale utilizatorului final.

Bibliografie

- [1]. Cobb, Harold M.; *The History of Stainless Steel. Materials Park*, OH: ASM International. (2010). Retrieved 8 March 2020.
- [2]. Peckner,; Donald; Bernstein,; McGraw Hill,; I.M. *Handbook of Stainless Steels*, 1997.
- [3]. Lacombe, P.; Baroux, B.; Beranger, G. *Les Aciers Inoxydables*. Les Editions de Physique, 1990.
- [4]. Davis, Joseph R.(ed.) (1994). *Stainless Steels ASM Specialty Handbook. Materials Park*.; OH: ASM International. Retrieved 8 March 2020.
- [13]. L. E. Newton.; R. H. Hausler.; *Methodology to Study Cost of Corrosion*. Corrosion Engineering, Science and Technology, University of Cantabria, Spain.; Vol. 40, No. 4.; Dec. 2005.
- [14]. M. G. Fontana.; *Corrosion Engineering*. Third Edition, McGraw Hill, New York 1987.
- [15]. S. Bradford.; *Corrosion Control*. Second Edition, Casti Publishing Inc. Alberta, Canada, 2003.
- [16]. Peckner, Donald; Bernstein, I.M.; *Handbook of Stainless Steels*.; chapter 8.; McGraw Hill. (1977)
- [17]. R. M. R. Davison.; *Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels*. Material Performance, 1990. 29(1): pp. 57-62.
- [18]. J.-O. Nilsson.; P. Kangas.; T. Karlsson.; A. Wilson.; *Mechanical properties, microstructural stability and kinetics of σ -phase formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N super duplex stainless steel*. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 31, No. 1, Jan 2000, pp. 35-45.
- [79]. Davison, Ralph M.; and James D. Redmond.; *Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels. Materials Performance*, January 1990, pp. 57-62.
- [80]. Degarmo, E. Paul; Black, J. T.; Kohser, Ronald A. *Materials and Processes in Manufacturing* (11th ed.). Wiley, 2011.
- [81]. *Heavy Manufacturing of Power Plants World Nuclear Association, September 2010*. Retrieved: 25 September 2010.
- [112]. Ayorinde Tayo et al. Data sets on the measurement of mechanical properties of ferrite and austenite constitutive phases using nanoindentation and micro hardness techniques. A.T. Olanipekun et al.; *Data in brief* 27 (2019) 1045512.
- [113]. C. Meena, V. Uthaisanguk. Micromechanics Based Modeling of Effect of Sigma Phase on Mechanical and Failure Behavior of Duplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, A volume 52, pages1293–1313 (2021).
- [114]. Elisabeta Mirela Cojocaru, et, al. Influence of ageing treatment on microstructural and mechanical properties of a solution treated UNS S32750/EN 1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy. *Journal of Materials Research and Technology*; Volume 9, Issue 4, July–August 2020, Pages 8592-8605.
- [115]. Kai Wang Chan and Sie Chin Tjong. Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. *Materials* 2014, 7, 5268-5304; doi:10.3390/ma7075268.

Diseminarea rezultatelor

A) Lucrări științifice publicate în reviste cu factor de impact ridicat:

- 1) Elisabeta Mirela COJOCARU, Doina RADUCANU, **Saleh Sabah ALTURAIHI**, Anna NOCIVIN, George COMAN and Vasile Danut COJOCARU. *Influence Of Isochronal Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of Solution Treated UNS S32750 SDSS Alloy Specimens*, **Journal of Materials Research and Technology** Volume 9, Issue 4, July–August 2020, Pages 7870-7879.
- 2) Elisabeta Mirela COJOCARU, Doina RADUCANU, Adrian Nicolae VINTILA, **Saleh Sabah ALTURAIHI**, Nicolae SERBAN, Andrei Constantin BERBECARU and Vasile Danut COJOCARU. *Influence of ageing treatment on microstructural and mechanical properties of a solution treated UNS S32750/EN 1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*, **Journal of Materials Research and Technology** Volume 9, Issue 4, July–August 2020, Pages 8592-8605.

B) Lucrări științifice publicate în revista ISI:

- 1) **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.
- 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**, Nicolae SERBAN, Ion CINCA, Mariana Lucia ANGELESCU and Irina Varvara BALKAN. *Influence Of Solution Treatment Temperature on Microstructural and Mechanical Properties of Hot Rolled UNS S32760 / F55 Super Duplex Stainless Steel (SDSS)*, **University Politehnica of Bucharest Scientific Bulletin Series B - Chemistry and Materials Science**, 2021, Vol. 83, No. 3, pp. 275-284.
- 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 publicate la conferințe internaționale indexate Scopus și Clarivate:

- 1) 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.