



**Universitatea POLITEHNICA din București
Școala doctorală Știința și Ingineria Materialelor**

TEZĂ DE DOCTORAT

REZUMAT

**Fenomene specifice la procesarea termomecanică
a aliajelor inoxidabile de tip super duplex**

Autor: Ing. Elisabeta Mirela CĂPRARESCU (COJOCARU)

Coordonator științific: Prof.dr.ing. Doina RĂDUCANU

București, 2023



Universitatea POLITEHNICA din București
Școala doctorală Știința și Ingineria Materialelor

TEZĂ DE DOCTORAT

REZUMAT

**Fenomene specifice la procesarea termomecanică
a aliajelor inoxidabile de tip super duplex**

Autor: Ing. Elisabeta Mirela CĂPRARESCU (COJOCARU)

Comisie de doctorat

Președinte	Prof.dr.eng. Constantin Stelian STAN	de la	Universitatea POLITEHNICA din București
Coordonator științific	Prof.dr.ing. Doina RĂDUCANU	de la	Universitatea POLITEHNICA din București
Membru	Prof.dr.ing. Nicanor CIMPOEȘU	de la	Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iași
Membru	Prof.dr.ing. Anna NOCIVIN	de la	Universitatea „Ovidius” din Constanța
Membru	Conf.dr.ing. Mariana Lucia ANGELESCU	de la	Universitatea POLITEHNICA din București

București, 2023

CUPRINS

1. Prezentarea tematicii tezei de doctorat, a metodelor și conceptelor folosite	1
1.1. Tematica tezei de doctorat: <i>Fenomene specifice la procesarea termomecanică a aliajelor inoxidabile de tip super duplex</i>	1
1.1.1. <i>Aliaje inoxidabile pe bază de fier (oțeluri inoxidabile)</i>	1
1.1.2. <i>Rolul elementelor de aliere în aliajele inoxidabile pe bază de fier</i>	2
1.1.3. <i>Clasificarea oțelurilor inoxidabile</i>	3
1.1.3.1. Oțeluri inoxidabile de tip martensitic	4
1.1.3.2. Oțeluri inoxidabile de tip feritic	6
1.1.3.3. Oțeluri inoxidabile de tip austenitic	8
1.1.3.4. Oțeluri inoxidabile de tip ferito-austenitic (duplex)	1
1.1.4. <i>Faze secundare și precipitate în oțelurile inoxidabile de tip duplex</i>	19
1.1.6. <i>Oțelul inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53</i>	21
Obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosite: Fenomene	
1.2. <i>specifice la procesarea termomecanică a aliajelor inoxidabile de tip super duplex</i>	22
2. Articolele în extenso publicate ca rezultate științifice ale tezei de doctorat	27
3. Concluzii generale și contribuții personale	28
3.1. <i>Concluzii generale</i>	28
3.2. <i>Contribuții personale</i>	31
<i>Lista cu lucrările științifice publicate</i>	33
<i>Bibliografie</i>	35

1. Prezentarea tematicii tezei de doctorat, a metodelor și conceptelor folosite

1.1. Tematica tezei de doctorat: *Fenomene specifice la procesarea termomecanică a aliajelor inoxidabile de tip super duplex*

1.1.1. Aliaje inoxidabile pe bază de fier (oțeluri inoxidabile)

Oțelurile inoxidabile reprezintă o categorie de oțeluri care, de-a lungul celor mai bine de 100 de ani de la descoperirea lor, au cunoscut un interes deosebit, datorită atât a excelentelor proprietăți de rezistență la coroziune în medii tot mai agresive, puternic oxidante și la temperaturi ridicate, cât și a variatelor combinații de rezistență mecanică, ductilitate și tenacitate mult îmbunătățite, găsindu-și astfel utilitatea în cele mai diverse aplicații, de la cele mai simple, cum ar fi ustensilele de bucătărie, până la cele mai complexe, ca de exemplu vehiculele spațiale [1,2].

Conform standardelor [3], prin noțiunea de oțel inoxidabil se înțelege existența unui aliaj de fier (Fe) și carbon (C), în care conținutul de crom (Cr) din compoziția oțelului trebuie să depășească valoarea de 10,5%gr. Abilitatea cromului de a produce un strat de oxid, strâns aderent pe suprafața oțelurilor inoxidabile, în medii relativ blânde, suficient îmbogățite în oxigen pentru a menține acest strat, a condus la îmbunătățirea rezistenței la coroziune a acestora în comparație cu alte categorii de oțeluri, devenind astfel proprietatea lor cea mai importantă. Pentru a garanta o creștere a rezistenței la coroziune în medii mult mai ostile, trebuie adăugate conținuturi mai mari de crom, împreună cu alte elemente de aliere, astfel încât oțelurile inoxidabile au o compoziție chimică complexă, multicomponent, conținând cantități ridicate de elemente de aliere substituționale și interstițiale, cum ar fi: (10 ÷ 30)%gr. Cr, (1 ÷ 25)%gr. Ni, (1 ÷ 8)%gr. Mo, ≤ 1%gr. C, Mn, Cu, W, Ti, N, etc., acestea având o influență deosebită și asupra caracteristicilor mecanice, deformabilității, sudabilității și stabilității la tratamentul termic [4-7].

Baza compozițională a oțelurilor inoxidabile o constituie sistemul ternar Fe-Cr-Ni (Figura 1) [8,9] care, de asemenea, determină atât numărul și tipurile de faze prezente, cât și domeniul compozițional al acestora.

În cazul aliajelor inoxidabile pe bază de Fe, stabilitatea fazelor constituente, ferita (α/δ) și austenita (γ), depinde de conținutul elementelor de aliere. Astfel, elementele de aliere pot fi împărțite în elemente alfa-gene (Cr, Mo, Si, Nb), care stabilizează ferita, aceasta cristalizând în rețeaua cristalină cubică cu volum centrat (CVC), și elemente gama-gene (Ni, Mn, N, Cu), care stabilizează austenita ce cristalizează în rețeaua cristalină cubică cu fețe centrate (CFC). Având în vedere efectele acestor elemente asupra balanței de faze, în practică se utilizează, ca etalon, conținutul de crom echivalent (Cr_{ech}), în cazul elementelor stabilizatoare ale fazei feritice, și conținutul de nichel echivalent (Ni_{ech}), în cazul elementelor stabilizatoare ale fazei austenitice [10].

Cu ajutorul diagramei Schaeffler (Figura 2) [11,12], construită în coordonate crom echivalent și nichel echivalent, se poate prezice tipul microstructural al aliajului, conform relațiilor (1) și (2):

$$Cr_{ech}[\%gr.] = \%Cr + \%Mo + (1,5 \cdot \%Si) + (0,5 \cdot \%Nb) \quad (1)$$

$$Ni_{ech}[\%gr.] = \%Ni + (30 \cdot \%C) + (0,5 \cdot \%Mn) + (30 \cdot \%N) \quad (2)$$

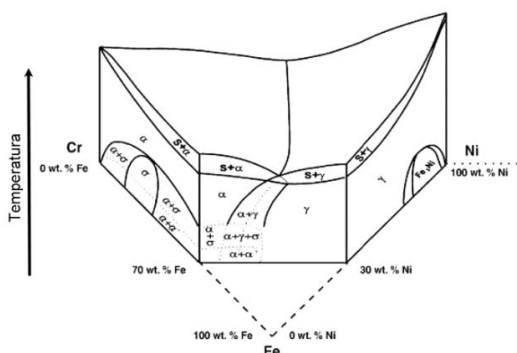


Figura 1. Diagrama de fază Fe-Cr-Ni [8,9].

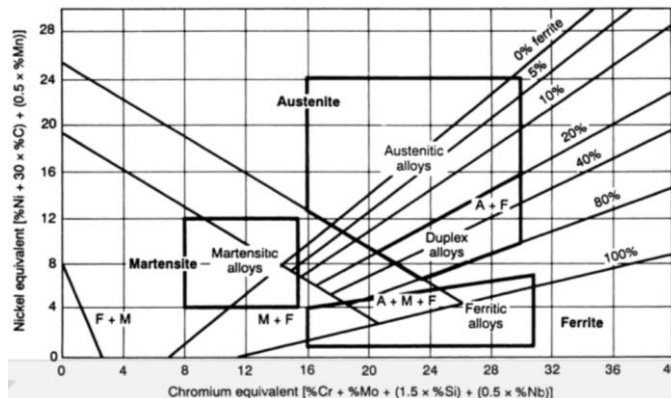


Figura 2. Diagrama structurală Schaeffler [11,12].

Din diagrama Schaeffler (Figura 2) [11,12], rezultă că tipul de structură obținută la răcirea în aer a oțelului inoxidabil este în funcție de compoziția chimică și de raportul existent între elementele alface și elementele gamagene, această diagramă fiind deseori utilizată pentru microstructuri sudate și de foarte mare ajutor pentru a aproxima ariile de stabilitate a microstructurilor diferitelor oțeluri inoxidabile [13].

În funcție de prezența fazei predominante în microstructură la temperatura camerei, oțelurile inoxidabile se clasifică în patru mari clase: martensitice, austenitice, feritice și duplex. Există o a cincea clasă de oțeluri inoxidabile, oțeluri care nu sunt caracterizate după microstructură, ci mai degrabă după un mecanism special de durificare ce conduce la formarea de precipitate în microstructură, constituind oțelurile inoxidabile durificabile prin precipitare [14].

Datorită atât rezistenței ridicate la coroziune în diverse medii (mediu umed, oxidant, acid, etc.), cât și combinației favorabile de proprietăți mecanice (rezistență, tenacitate, ductilitate, etc.), oțelurile inoxidabile pot fi folosite cu succes atât ca materiale structurale, cât și ca materiale de protecție, de regulă la temperaturi de până la 800°C, într-o gamă largă de aplicații industriale, pornind de la industria alimentară, până la industria petrolieră, de gaze, chimică și nucleară [15]. De asemenea, oțelurile inoxidabile, de obicei, posedă proprietăți tehnologice de prelucrabilitate și sudabilitate bune, făcându-le ușor de procesat și utilizat [1,2].

1.1.2. Rolul elementelor de aliere în aliajele inoxidabile pe bază de fier

În condiții deosebite de mediu, ca de exemplu aciditate, salinitate, etc., oțelurile inoxidabile nu sunt complet imune la coroziune, ele putând fi sensibile la coroziunea localizată, cele mai importante forme de atac localizat fiind coroziunea în puncte, coroziunea în crevasă, coroziunea inter-

granulară, coroziunea la solicitare mecanică [16]. Pentru a crește rezistența la coroziune, în compoziția acestora trebuie introduse cantități mari de elemente de aliere scumpe (Cr, Ni, Mo), ridicând însă costul de producție al oțelurilor inoxidabile [17]. Alte elemente pot fi adăugate pentru a mări, de exemplu, rezistența la coroziune în medii acide, agresive (Mo, Cu), rezistența la oxidare la cald (Si, Al), precum și pentru a îmbunătăți caracteristicile mecanice la temperaturi joase și înalte (Ti, Nb, Co) [18].

Deoarece rezistența la coroziune are o importanță deosebită în aplicațiile oțelurilor inoxidabile, a fost introdus un coeficient de protecție la coroziunea în puncte, coroziune cunoscută sub denumirea de *pitting*, și definită ca fiind o penetrare locală a stratului pasiv în soluții tipic clorurate, ionii de clor fiind unii dintre cei mai agresivi ioni împotriva acestor oțeluri, dar și omniprezenți în mediul înconjurător [19]. Acest coeficient are acronimul PRE (*Pitting Resistance Equivalent*) și depinde de compoziția aliajului, în principal de elementele cheie, precum Cr, Mo și N [20], de-a lungul anilor dezvoltându-se sub mai multe formule (Tabelul 1) [21], cea mai frecvent utilizată fiind relația (3):

$$PRE = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 16 N[\%] \quad (3)$$

Tabelul 1. Evoluția formulei de calcul a coeficientului de protecție la coroziunea în puncte, PRE [21].

PRE	Sursa
Cr[%] + 3,3 Mo[%]	Lorenz (1969)
Cr[%] + 3,3 Mo[%] + 16 N[%]	Truman (1978)
Cr[%] + 3,3 Mo[%] + 30 N[%]	Herbsleb (1982)
Cr[%] + 3,3 Mo[%] + 1 N[%]	Gysel (1987)
Cr[%] + 3,3 Mo[%] + 15 N[%] + 2 Cu[%]	Heimgartner (1988)
Cr[%] + 3,3 Mo[%] + 30 N[%] - 1 Mn[%]	Rondelli (1995)
[Cr(%) - 14,5 C(%) + 3,3 Mo[%] + 2 Cu[%] + 2 W[%] + 16 N[%]	API Standard 610/ ISO 13709 (2003)

Cu cât valoarea indicelui PRE este mai mare, cu atât oțelul inoxidabil are o rezistență mai mare la coroziunea în puncte. Acest număr nu se aplică pentru toate mediile corozive și nu reprezintă valoarea absolută a rezistenței la coroziune, cu toate acestea, deseori, se ține cont de acest parametru pentru că oferă o estimare generală a rezistenței la coroziunea în puncte într-o soluție apoasă clorurată [22].

1.1.3. Clasificarea oțelurilor inoxidabile

Deoarece microstructura are un efect decisiv asupra proprietăților, oțelurile inoxidabile pot fi clasificate în funcție de microstructura lor la temperatura camerei, în următoarele categorii (Figura 3): oțeluri inoxidabile martensitice (microstructura acestora fiind constituită din martensită), oțeluri inoxidabile feritice (microstructura acestora fiind constituită din ferită), oțeluri inoxidabile austenitice (microstructura acestora fiind constituită din austenită) și oțeluri inoxidabile ferito-austenitice (microstructura acestora fiind constituită dintr-un amestec de ferită și austenită) [1].

Oțelurile inoxidabile ferito-austenitice, conținând o structură bifazică, se mai numesc și oțeluri inoxidabile de tip duplex. De obicei, în această clasă de oțeluri, cantitatea / fracția masică a fazelor prezente în microstructură este aproximativ egală (50 austenită / 50 ferită) [27]. În funcție de compoziția chimică și de valoarea numărului echivalent al rezistenței la coroziunea de tip pitting pentru oțelurile inoxidabile ce conțin azot (PRE_N), acestea se clasifică la rândul lor în patru subcategorii: slab aliate duplex (lean-duplex), standard duplex, super duplex și hiper duplex.

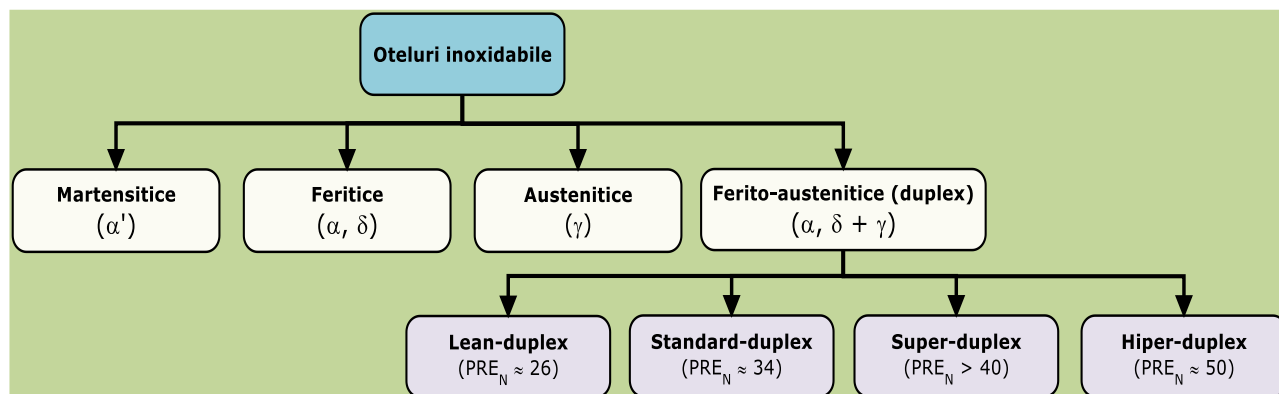


Figura 3. Clasificarea oțelurilor inoxidabile.

1.1.3.1. Oțeluri inoxidabile de tip martensitic

Oțelurile inoxidabile de tip martensitic conțin ca fază de bază, la temperatura ambiantă, martensita. De asemenea, la temperatura ambiantă, structura fazică a acestor oțeluri poate conține și faze reziduale, cum ar fi cele de tip feritic (α , δ) și/sau austenitic (γ). Oțelurile inoxidabile martensitice se obțin în urma aplicării unui tratament termic adecvat, ce presupune încălzirea aliajului în domeniul austenitic (γ) și răcirea rapidă a acestuia [14].

În microstructura acestor oțeluri, faza martensitică este răspunzătoare în mare parte de proprietățile manifestate de către aceste oțeluri. În general, oțelurile inoxidabile martensitice posedă duritate, rezistență și tenacitate ridicate, dar acestea sunt caracterizate de o ductilitate scăzută (fragilitate ridicată). De asemenea, aceste oțeluri sunt rezistente la coroziune în medii blânde și sunt feromagnetice [53].

În compoziția chimică a acestor oțeluri este regăsită o cantitate limitată de Cr, cuprinsă în mod normal între (11,5 ÷ 18)%gr. și un conținut de C printre cele mai mari dintre oțelurile inoxidabile, în general între (0,1 ÷ 1,2)%gr., fapt ce face ca aceste oțeluri să fie călibile în medii diferite, de la răcirea în aer, până la răcirea în diverse medii lichide (apă, uleiuri, emulsii, etc.). De asemenea, după tratamentul termic de călire, aceste oțeluri pot suferi tratamente termice de revenire, la diferite temperaturi, pentru a produce în final combinații favorabile de proprietăți mecanice (rezistență, tenacitate, etc.) și de plasticitate (ductilitate) [54].

De obicei, aceste oțeluri sunt supuse unui tratament termic de recoacere de înmuiere (*softening annealing treatment*) la temperaturi cuprinse între 750°C și 900°C, urmat de răcire lentă

(în cuptor sau în aer), asigurându-le o bună prelucrabilitate. Pentru obținerea proprietăților mecanice finale, acestor oțeluri li se aplică un tratament termic de îmbunătățire (călire urmată de revenire), fiind supuse încălzirii pentru călire la temperaturi cuprinse între 950°C și 1050°C, urmată de răcirea bruscă (în apă/ulei sau aer), în timp ce revenirea se execută la temperaturi cuprinse între 600°C și 750°C, urmată de răcirea în aer [55]. În aceste oțeluri, la temperatură ridicată, microstructura este austenitică, dar, în urma tratamentului termic de îmbunătățire, se obțin microstructuri de tip martensitic. Aliajele cu conținuturi crescute de Cr ($\geq 16\%$ gr.) și C ($0,6 \div 1,2\%$ gr.), în stare călită și revenită au o limită de curgere ce poate ajunge aproape de 1900 MPa și o duritate mare, aproape 60 HRC, făcându-le apte pentru organele de mașini rezistente la uzare, cum ar fi de exemplu gradul EN 1.4125 / UNS S44004 / AISI 440C [56].

Oțelurile inoxidabile martensitice, în mod obișnuit, sunt aliate cu Ni și Mo, pentru a obține, după tratamentul de îmbunătățire, o rezistență ridicată și o îmbunătățire a rezistenței la coroziune în anumite medii. Elemente ca V, W și Nb sunt adăugate pentru a îmbunătăți rezistența la revenire, prin formarea de carburi stabile. De asemenea, compoziția chimică a acestor aliaje poate conține o cantitate de Ni de până la 8%gr, necesară pentru a inhiba apariția feritei, care poate avea un rol dăunător asupra proprietăților mecanice [57]. De asemenea, pot fi aliate suplimentar cu S sau Se pentru îmbunătățirea prelucrabilității, ca în cazul mărcii EN 1.4005 / UNS S41600 / AISI 416.

Tabelul 2. *Compoziția chimică a unor oțeluri inoxidabile martensitice [61].*

Grad (standard) EN / UNS / AISI	Compoziția chimică, %gr											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Al	Cu	N
1.4006 / S41000 / 410	0,08 - 0,15	<1,5	<1,0	<0,04	<0,03	11,5 - 13,5	-	<0,75	-	-	-	-
1.4021 / S42000 / 420	0,16 - 0,25	<1,5	<1,0	<0,04	<0,03	12,0 - 14,0	-	-	-	-	-	-
1.4104 / S43020 / 430F	0,10 - 0,17	<1,5	<1,0	<0,04	0,15 - 0,35	15,5 - 17,5	0,2 - 0,6	-	-	-	-	-
1.4109 / S44002 / 440A	0,60 - 0,75	<1,0	<0,7	<0,04	<0,03	14,0 - 16,0	0,4 - 0,8	-	-	-	-	-
1.4112 / S44003 / 440B	0,75 - 0,95	<1,0	<1,0	<0,04	<0,03	16,0 - 18,0	<0,75	-	-	-	-	-

Oțelurile inoxidabile prelucrate prin deformare plastică sunt simbolizate conform standardelor internaționale (*European Standard* - EN, *American Iron and Steel Institute* - AISI) [58-60], fiecare tip de oțel fiind identificat după nume sau număr (*European Number* - EN, *Unified Numbering System* - UNS). Compozițiile chimice ale unor oțelurile inoxidabile martensitice prelucrate prin deformare, sunt prezentate în Tabelul 2 [61].

Aplicațiile tipice în care se folosesc oțelurile inoxidabile de tip martensitic cuprind o multitudine de domenii, de la domeniul construcțiilor de mașini (matrițe, scule de lucru, etc.), la domeniul alimentar (ustensile de bucătărie, etc.), ca de exemplu [61]:

- **EN 1.4006 / UNS S41000 / AISI 410**: componente mecanice care lucrează în medii apoase: bolțuri, valve, piese pentru pompe de apă, palete pentru turbine cu abur și hidraulice, etc.;
- **EN 1.4021 / UNS S42000 / AISI 420**: componente mecanice care lucrează în medii apoase și medii slab acide: palete pentru turbine cu abur și hidraulice, bolțuri, instrumente medicale, arcuri, construcții civile / fațade arhitecturale, etc.;
- **EN 1.4125 / UNS S44004 / AISI 440C**: componente mecanice care lucrează în medii apoase și medii slab acide/corozive, în special din industria alimentară și industria chimică: articole de menaj, valve, bolțuri, pompe, role, bile de rulmenți, etc.

1.1.3.2. Oțeluri inoxidabile de tip feritic

Oțelurile inoxidabile de tip feritic conțin ca fază de bază ferită, α/δ (CVC), cromul fiind elementul de aliere major, adăugat în cantități suficiente pentru a stabiliza complet ferita. În compoziția chimică a acestor oțeluri, cantitatea de Cr este cuprinsă între (10,5 ÷ 30)%gr., putând fi regăsite și mici cantități de elemente gamagene, cum ar fi C (de regulă sub 0,1%gr.), N, Mn, uneori Ni. Sunt feromagnetice și nu suferă transformări structurale la încălzire și răcire [62]. De obicei, pentru a le crește prelucrabilitatea, după operația de prelucrare prin deformare plastică la cald sau rece, aceste oțeluri sunt tratate termic prin recoacere, la temperaturi cuprinse între 680°C și 850°C, urmată de răcire în apă sau aer (de exemplu mărcile EN 1.4003 / UNS S40977 / AISI 410L, EN 1.4016 / UNS S43000 / AISI 430, EN 1.4512 / UNS S40900 / AISI 409L, EN 1.4521 / UNS S44401 / AISI 444) [63]. În unele cazuri, în urma răcirii rapide din domeniul austenitic (γ), în microstructura acestor oțeluri se poate regăsi o cantitate de austenită reziduală, care poate contribui la creșterea atât a caracteristicilor de sudabilitate, prelucrabilitate și ductilitate, cât și a rezistenței la coroziune [64].

Aceste oțeluri posedă tenacitate și prelucrabilitate scăzute și sunt susceptibile la fragilizare (*embrittlement*) din cauza posibilității de precipitare, în masa de ferită, a fazelor secundare (R, G, μ , ϵ , σ , χ , etc.), periculoase ductilității, tenacității și rezistenței la coroziune [65]. De asemenea, manifestă tranziția ductil-fragil, fapt ce conduce la scăderea tenacității acestor oțeluri atunci când sunt solificate la temperaturi negative [66].

Oțelurile inoxidabile feritice au o rezistență la coroziune bună (ca de exemplu în medii apoase ce conțin ioni de clor, alcooli, acizi organici, acid azotic, nitrați, etc.), superioară oțelurilor inoxidabile martensitice, dar inferioară celor austenitice [67]. Pentru a crește rezistența la coroziune, tenacitatea, ductilitatea și sudabilitatea acestor oțeluri, conținutul de elemente interstițiale trebuie redus la cantități mai mici de 0,03%gr. pentru fiecare dintre aceste elemente, dar, trebuie avut în vedere că, un conținut mult redus al acestor elemente interstițiale favorizează creșterea exagerată a grăunților de ferită, cu consecințe dăunătoare asupra proprietăților mecanice [68]. Astfel că, o mărime de grăunte fină, un conținut scăzut de elemente interstițiale și eliminarea sau reducerea pe cât posibil a fazelor secundare

printr-un tratament termic bine controlat, contribuie la îmbunătățirea ductilității, tenacității și rezistenței la coroziune a acestor oțeluri [69].

Pentru a conferi oțelului caracteristici particulare, unele mărci sunt aliate cu Mo (pentru a îmbunătăți rezistența la coroziune în medii clorurate), cu S sau Se (pentru îmbunătățirea prelucrabilității, de exemplu EN 1.4105 / UNS S43020 / AISI 430F), cu Al și Si (pentru a crește stabilitatea structurii feritice și pentru a îmbunătăți rezistența la oxidare la cald), cu Ti și/sau Nb (pentru a contribui la îmbunătățirea rezistenței la coroziune inter-granulară și a sudabilității, de exemplu EN 1.4509 / UNS S43940 / AISI 441) [70,71].

În cazul oțelurilor inoxidabile de tip feritic cu un conținut de Cr de peste 18%gr. (oțeluri inoxidabile super feritice), conținutul de carbon este foarte mic (< 0,025%gr.), iar pentru a crește rezistența la coroziune și la oxidare, în compoziția chimică a acestora se introduc cantități mai mari de Mo (1,5 ÷ 2,5%gr.) și Ti (0,2 ÷ 0,8%gr.), de exemplu EN 1.4521 / UNS S44401 / AISI 444 [72]. De asemenea, nichelul poate fi adăugat fără a destabiliza ferita, de obicei, între (2 ÷ 4)%gr., pentru a crește tenacitatea, dar și pentru efectul pozitiv asupra rezistenței la coroziune în medii reducătoare, a coroziunii de tip pitting și în crevasă [73,74]. În Tabelul 3 [75] sunt prezentate compozițiile chimice ale unor oțelurile inoxidabile feritice deformabile plastic.

Tabelul 3. Compoziția chimică a unor oțeluri inoxidabile feritice [75].

Grad (standard) EN / UNS / AISI	Compoziția chimică, %gr											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Nb	N
1.4000 / S41008 / 410S	<0,08	<0,08	<0,1	<0,04	<0,03	12,0 - 14,0	-	<0,6	-	-	-	-
1.4003 / S40977 / 410L	<0,03	<1,5	<1,0	<0,04	<0,03	10,5 - 12,5	-	0,3 - 1,0	-	-	-	<0,03
1.4016 / S43000 / 430	<0,08	<1,0	<1,0	<0,04	<0,01 5	16,0 - 18,0	-	-	-	-	-	-
1.4105 / S43020 / 430F	<0,08	<1,5	<1,5	<0,04	0,15 - 0,35	16,0 - 18,0	0,2 - 0,6	-	-	-	-	-
1.4512 / S40900 / 409L	<0,08	<1,0	<1,0	<0,04	<0,03	10,5 - 11,7	-	<0,5	-	<0,75	-	-
1.4509 / S43940 / 441	<0,03	<1,0	<1,0	<0,04	<0,02	17,5 - 18,5	-	-	-	0,1 - 0,6	0,3 - 1,0	-
1.4510 / S43035 / 430TI	<0,05	<1,0	<1,0	<0,04	<0,03	16,0-18,0	-	<0,75	-	0,15-0,80	-	-
1.4521 / S44401 / 444	<0,02 5	<1,0	<1,0	<0,04	<0,02	17,0-20,0	1,8-2,5	-	-	0,15-0,80	-	<0,03

Aplicațiile tipice în care se folosesc oțelurile inoxidabile feritice cuprind o multitudine de domenii, de la domeniul alimentar (ustensile, articole de menaj, etc.), la cel arhitectural (structuri de rezistență, fațade, etc.), domenii în care aceste aliaje sunt utilizate, de obicei, în medii cu agresivitate medie, ca de exemplu [75]:

- **EN 1.4003 / UNS S40977 / AISI 410L**: componente mecanice și decorative care lucrează în medii neagresive: bolțuri, construcții civile, fațade arhitecturale, etc.;

- **EN 1.4000 / UNS S41008 / AISI 410S**: componente mecanice care lucrează în medii apoase și medii slab corozive, acide sau alcaline: coloane și vase de reacție în industria chimică, schimbătoare de căldură, țevi, etc.;

- **EN 1.4016 / UNS S43000 / AISI 430**: componente mecanice care lucrează în medii apoase și medii slab corozive, acide sau alcaline, cât și medii cu ioni clor, azot, etc.: coloane și vase de reacție din industria petrolieră, schimbătoare de căldură, țevi, etc.;

- **EN 1.4512 / UNS S40900 / AISI 409L**: componente mecanice care lucrează în medii apoase ce conțin ioni de clor (cu o concentrație < 200ppm), în special din industria marină: stații de desalinizare, schimbătoare de căldură, țevi, etc.

1.1.3.3. Oțeluri inoxidabile de tip austenitic

Oțelurile inoxidabile de tip austenitic, la temperatura ambiantă, conțin ca fază de bază, austenita, γ (CFC). În compoziția chimică a acestor oțeluri, de obicei, este regăsită o cantitate de Cr cuprinsă între (16 ÷ 25)%gr., de Ni între (8 ÷ 27)%gr., un conținut de C, de regulă 0,1%gr., precum și alte elemente de aliere (Mo, Nb, V, Ti, Cu, N, etc.) [76]. Nu sunt magnetice și, la fel ca oțelurile inoxidabile feritice, nu pot fi durificate prin tratament termic, putând fi durificate numai prin prelucrare la rece, atingând rezistențe mecanice ridicate prin ecrusare [77]. De obicei, pentru a le crește prelucrabilitatea, după operația de prelucrare prin deformare plastică, aceste oțeluri sunt tratate termic prin călire de punere în soluție (*solution annealing treatment*), la temperaturi cuprinse între 1050°C și 1160°C, urmată de răcire în apă sau aer (de exemplu mărcile EN 1.4361 / UNS S30600 / AISI 306, EN 1.4401 / UNS S31600 / AISI 316, EN 1.4438 / UNS S31703 / AISI 317L) [78].

Oțelurile inoxidabile austenitice prezintă avantajul unor proprietăți de sudabilitate, prelucrabilitate, ductilitate și tenacitate ridicate, și nu prezintă susceptibilitate la fragilizare, deoarece posibilitățile de precipitare a fazelor secundare (R, G, μ , ϵ , σ , χ , etc.) în masa de austenită sunt limitate [79]. Acest comportament este datorat, în principal, caracteristicilor cristalografice ale austenitei, γ , specifice materialelor cu rețea cristalină de tip CFC, dar și faptului că aceste oțeluri prezintă o tendință scăzută de creștere exagerată a dimensiunii grăunților de austenită în timpul încălzirii/procesării termice a acestora. În unele cazuri, în urma răcirii rapide din domeniul γ , în microstructura acestor oțeluri se poate regăsi o cantitate de ferită reziduală, care poate contribui la creșterea atât a caracteristicilor de rezistență (limită maximă de rezistență, limită de curgere), cât și a rezistenței la coroziune în medii bogate în ioni de clor [80]. Oțelurile inoxidabile de tip austenitic nu manifestă tranziția ductil-fragil, fapt ce conduce la creșterea tenacității, aceste oțeluri comportându-se foarte bine la solicitările prin șoc, chiar și la temperaturi scăzute [81].

Un efect important al alierii cu un grad ridicat de elemente gamagene (Ni, Mn) este creșterea stabilității austenitei la răcire, structura acestor oțeluri la temperaturi joase conținând austenită,

indiferent de viteza de răcire. Prin adăugarea nichelului se îmbunătățesc proprietățile mecanice la temperaturi ridicate, prelucrabilitatea la rece este ușoară, aceste oțeluri dispunând astfel de o rezistență la coroziune și o sudabilitate superioare altor clase de oțeluri inoxidabile [82].

Conținuturile înalte de Cr și Ni, fac aceste oțeluri costisitoare. În plus, au o susceptibilitate la coroziunea fisurantă sub tensiune, mai ales în medii care conțin soluții de cloruri și la temperaturi înalte, în special cele Fe-Cr-Mn, cunoscute ca seria AISI 200, ce conțin de obicei > 12%gr. Cr, < 7%gr. Ni, (4 ÷ 15.5)%gr. Mn [83].

În funcție de condițiile impuse de către diferitele domenii de utilizare, în jurul compoziției clasice, cu circa 18%gr. Cr și 8%gr. Ni (oțeluri 18 - 8), a fost dezvoltat un număr mare de mărci de oțeluri. Cele mai frecvente sunt oțelurile inoxidabile austenitice de Fe-Cr-Ni, cunoscute ca seria AISI 300, cu (16 ÷ 26)%gr. Cr, < 24%gr. Ni, < 3% gr. Mo, mărcile EN 1.4301 / UNS S30400 / AISI 304 și EN 1.4401 / UNS S31600 / AISI 316 având cea mai largă utilizare, fiind folosite la confecționarea pieselor din industria auto și cea aero-navală, elementelor din utilaje și instalații din industria chimică, dispozitivelor medicale, implante și proteze, în industria alimentară, precum și la confecționarea unor echipamente de uz casnic [84].

Mărcile care conțin peste 0,03%gr. C, când sunt încălzite la temperaturi cuprinse între 500 ÷ 800°C și răcite lent, prezintă o susceptibilitate ridicată la precipitarea carburilor metalice la limita de grăunte, fapt ce crește riscul de apariție a fenomenului de sensibilizare (*sensitisation*), fenomen ce presupune creșterea susceptibilității apariției coroziunii inter-granulare, la limita de grăunte având loc precipitarea carburilor îmbogățite în Cr, sărăcind în Cr zonele adiacente [85]. Acest tip de coroziune poate fi prevenit, fie prin scăderea conținutului de carbon din oțel până la limita sa de solubilitate în austenită, de obicei < 0,03%gr. (de exemplu mărcile EN 1.4306 / UNS S30403 / AISI 304L și EN 1.4404 / UNS S31603 / AISI 316L) [86], fie prin aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție, încălzind oțelul la temperaturi peste 800°C, până când carburile de crom se dizolvă în soluția solidă, apoi răcindu-l rapid, prevenind astfel formarea din nou a carburilor sau se poate recurge la alierea suplimentară cu elemente puternic carburigene, cum ar fi Ti și/sau Nb, acestea formând cu carbonul nedizolvat în austenită carburi stabile (de exemplu mărcile EN 1.4541 / UNS S 32100 / AISI 321 și EN 1.4550 / UNS S 34700 / AISI 347) [87].

În cazul oțelurilor inoxidabile austenitice cu un conținut ridicat de Cr, de obicei cuprins între (18 ÷ 28)%gr., cunoscute drept *oțeluri inoxidabile super austenitice*, pentru menținerea caracterului austenitic este necesară creșterea conținutului de elemente de aliere stabilizatoare ale fazei γ (Ni, Mn, N), astfel încât, la răcire, tranziția de fază $\gamma \rightarrow \delta$ să fie inhibată [88]. De aceea, în aceste oțeluri, cantitatea de Ni este cuprinsă între (20 ÷ 30)%gr., fiind prezente și adaosuri semnificative de Cu (0,5 ÷ 1,8%gr.) și N de până la 0,9%gr. [89]. Pentru a îmbunătăți sudabilitatea, acestor tipuri de oțel se adaugă Mn, care, în plus, înlocuiește parțial nichelul, fiind la rândul lui un element ce stabilizează

austenita, dar și ajută la creșterea solubilității azotului [90]. De asemenea, oțelurile super austenitice pot conține până la 8%gr. Mo, pentru a îmbunătăți rezistența la coroziune în medii ce conțin ioni de clor. Un exemplu de astfel de oțel este EN 1.4652 / UNS S32654 / AISI 654 SMO, care prezintă o combinație excelentă de proprietăți mecanice (limită de curgere de ~ 450 MPa, rezistență la tracțiune de ~ 750 MPa și alungire de 40%) și rezistență la coroziune ($PRE_N \approx 55$), concurând cu oțelurile inoxidabile duplex înalt aliate de tip super duplex [91,92]. Compozițiile chimice ale unor oțelurile inoxidabile austenitice prelucrate prin deformare plastic sunt prezentate în Tabelul 4 [93].

Tabelul 4. Compoziția chimică a unor oțeluri inoxidabile austenitice [93].

Grad (standard) EN / UNS / AISI	Compoziția chimică, %gr											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Cu	N
1.4301 / S30400 / 304	<0,07	<2,0	<1,0	<0,04	<0,02	17,5 - 19,5	-	8,0 - 10,5	-	-	-	<0,11
1.4305 / S30300 / 303	<0,15	<2,0	<1,0	<0,20	>0,15	17,0 - 19,0	-	8,0 - 10,0	-	-	<1,0	<0,11
1.4306 / S30403 / 304L	<0,03	<2,0	<1,0	<0,45	<0,03	17,5 - 20,0	-	8,0 - 13,0	-	-	-	<0,10
1.4303 / S30500 / 305	<0,06	<2,0	<1,0	<0,45	<0,03	17,0 - 19,0	-	10,5 - 13,0	-	-	-	<0,11
1.4361 / S30600 / 306	<0,02	<2,0	3,7 - 4,5	<0,02	<0,01	16,5 - 18,5	<0,2	14,0 - 16,0	-	-	<0,5	<0,11
1.4401 / S31600 / 316	<0,07	<2,0	<1,0	<0,45	<0,02	16,5 - 18,5	2,0 - 2,5	10,0 - 13,0	-	-	-	<0,11
1.4404 / S31603 / 316L	<0,03	<2,0	<1,0	<0,45	<0,03	16,5 - 18,5	2,0 - 2,5	10,0 - 13,0	-	-	-	<0,11
1.4438 / S31703 / 317L	<0,03	<2,0	<1,0	<0,45	<0,03	17,5 - 19,5	3,0 - 4,0	13,0 - 17,0	-	-	-	<0,11
1.4466 / S31050 / 310MoLN	<0,02	<2,0	<0,7	<0,25	<0,01	24,0 - 26,0	2,0 - 2,5	21,0 - 23,0	-	-	-	0,10 - 0,16
1.4652 / S32654 / 654 SMO	<0,02	2,00-4,00	<0,50	<0,3	<0,01	24,0 - 25,0	7,00 - 8,00	21,0 - 23,0	-	-	0,3 - 0,6	0,45 - 0,55
1.4550 / S 34700 / 347	<0,08	<2,0	<1,0	<0,45	<0,03	17,0 - 20,0	-	9,00 - 13,00	-	<1,10	-	-
1.4563 / N08028 / Alloy 28	<0,02	<2,0	<0,7	<0,3	<0,01	26,0 - 28,0	3,0 - 4,0	30,0 - 32,0	-	-	0,7 - 1,5	<0,10
1.4570 / S30330 / 303Cu	<0,08	<2,0	<1,0	<0,04	0,15 - 0,30	17,0-19,0	<0,6	8,0 - 10,0	-	-	1,4 - 1,8	<0,11
Nitronic 50 / S20910 / XM-19	<0,06	4,0 - 6,0	<0,75	<0,04	<0,03	20,5 - 23,5	2,0 - 3,0	11,5 - 13,5	0,1 - 0,3	0,1 - 0,3	-	0,2 - 0,4
Nitronic 60 / S21800 / Alloy 218	<0,1	7,0 - 9,0	3,5 - 4,5	<0,06	<0,03	16,0 - 18,0	<0,75	8,0 - 9,0	-	-	-	0,08 - 0,18

Datorită proprietăților avantajoase, ductilitate și rezistență mecanică ridicate, sudabilitate, tenacitate chiar și la temperaturi foarte scăzute, precum și rezistență la coroziune în medii puternic corozive (acizi oxidanți, neoxidanți, halogeni, etc.), oțelurile inoxidabile austenitice rămân cele mai populare, fiind apreciate în numeroase domenii, de la domeniul alimentar (vase și articole de menaj, mobilier alimentar, etc.), la domeniul industrial chimic și energetic (rafinării, cazane de ardere, etc.), exemple ale unor astfel de mărci de oțeluri fiind următoarele [93]:

- *EN 1.4301 / UNS S30400 / AISI 304*, folosit în aproape toate industriile, în construcția de componente și piese care lucrează în medii apoase, corozive și medii bogate în ioni de clor, fluor, azot, etc.: coloane și vase de reacție în industria chimică și petrolieră, tancuri de stocare, schimbătoare de căldură, instalații sanitare, conducte de apă, etc.;
- *EN 1.4361 / UNS S30600 / AISI 306*, folosit în aproape toate industriile, în construcția de elemente din utilaje și piese care lucrează în medii cu aciditate ridicată (acid sulfuric, azotic, clorhidric, etc.): coloane și vase de reacție în industria chimică, tancuri de stocare, schimbătoare de căldură, țevi, etc.;
- *EN 1.4401 / UNS S31600 / AISI 316* și *EN 1.4404 / UNS S31603 / AISI 316L*, folosite în aproape toate industriile, în construcția de componente și piese care lucrează în medii puternic corozive (acid fosforic, acid nitric, acid formic, acid acetic, acid lactic, săruri, etc.): instalații marine, instalații petrochimice, rafinării, instalații criogenice, echipamente din industria alimentară, boilere, schimbătoare de căldură, arzătoare, autoclave, etc.;
- *EN 1.4547 / UNS S31254 / AISI 254 SMO*, folosit în construcția de elemente din utilaje și instalații care lucrează în medii puternic corozive (cloruri și acizi neoxidanți): instalații petrochimice, rafinării, în industria de celuloză și hârtie, pentru tancuri de stocare, instalații criogenice, componente aviatice și aeronautice, bolțuri, șuruburi, valve, boilere, arzătoare, etc.;
- *Nitronic 50 / UNS S20910 / XM-19* și *Nitronic 60 / UNS S21800 / Alloy 218*, folosite în aplicații care necesită atât rezistență ridicată la coroziune, cât și temperatură înaltă de lucru, cum ar fi: vase de reacție, tancuri de stocare, coloane de extracție chimică, schimbătoare de căldură, etc.

1.1.3.4. Oțeluri inoxidabile de tip ferito-austenitic (duplex)

Apariția numeroaselor mărci inovative de oțeluri în care principalul element de aliere este cromul, vine ca urmare a mării diversități a condițiilor de lucru la care sunt supuse oțelurile inoxidabile, precum și a necesității utilizării unui oțel potrivit scopului tehnologic, care să fie, totodată, cât mai ieftin. Oțelurile inoxidabile de tip ferito-austenitic (duplex) reprezintă o categorie de oțeluri care a fost dezvoltată pentru a rezolva aceste probleme și de a îndeplini anumite cerințe, în special cele din industria de extragere și rafinare a petrolului, fiind astăzi utilizate într-o gamă largă de aplicații [94].

Oțelurile inoxidabile duplex sunt aliaje bifazice, ferito-austenitice la temperatura camerei, aparținând sistemului Fe-Cr-Ni (Figura 1) [8], în care elementele constituente asigură, în general, o balanță echilibrată a fracțiilor de volum ale celor două faze, ferita δ (CVC) și austenita γ (CFC), de multe ori într-un raport apropiat de 50 : 50, fără faze secundare nedorite, în vederea obținerii unor excelente proprietăți mecanice și de rezistență la coroziune [95,96]. Pentru a atinge acest raport, elementele care stabilizează ferita (Cr, Mo, Si, W, Nb, Ti) sunt echilibrate de elementele care

stabilizează austenita (Ni, N, C, Mn, Cu), proporțiile exacte de ferită și austenită fiind determinate și de tratamentele termice [27,97]. Partiționarea elementelor de aliere între cele două faze are loc printr-un proces de difuzie controlată, fiind puternic determinată de viteza de răcire la care este supus oțelul [98].

Microstructura duplex se formează în timpul procesului de solidificare. Pornind de la starea lichidă, un oțel inoxidabil duplex se solidifică într-o microstructură complet feritică (δ) și, pe măsură ce se răcește, are loc transformarea feritei (δ) în austenită (γ) [99]. Această austenită se formează din matricea de ferită printr-un proces de nucleare și creștere [100], dezvoltându-se apoi sub formă de lamele alungite (insule), uniform distribuite în matricea feritică, fracția masică a acestora crescând pe măsură ce temperatura scade, transformându-se într-o microstructură duplex [101].

În timpul deformării plastice la temperaturi ridicate, de obicei în intervalul de temperatură ($1200 \div 1050$)°C în care ferita δ și austenita γ sunt stabile termodinamic, are loc promovarea unei microstructuri duplex tipice deformării plastice, cu grăunți de austenită γ , alungiți în direcția de prelucrare plastică (insule), în matricea de ferită δ [102]. După deformarea plastică la cald, este necesară aplicarea unui tratament de călire de punere în soluție, la temperaturi cuprinse, de obicei, între 1050°C și 1100°C, urmată de răcirea în apă sau aer, pentru a obține o microstructură cu o balanță echilibrată de faze, ferită δ și austenită γ , de aproape 50 : 50, care să asigure o combinație atractivă a celor mai bune proprietăți ale acestor faze [103]. Astfel, pe de o parte, ferita asigură rezistența mecanică și fisurarea corozivă indusă de câmpul de tensiune (*Stress Corrosion Cracking – SCC*), iar, pe de altă parte, austenita asigură ductilitatea și tenacitatea, rezultând astfel un oțel cu granulație fină și rezistent la coroziune [104].

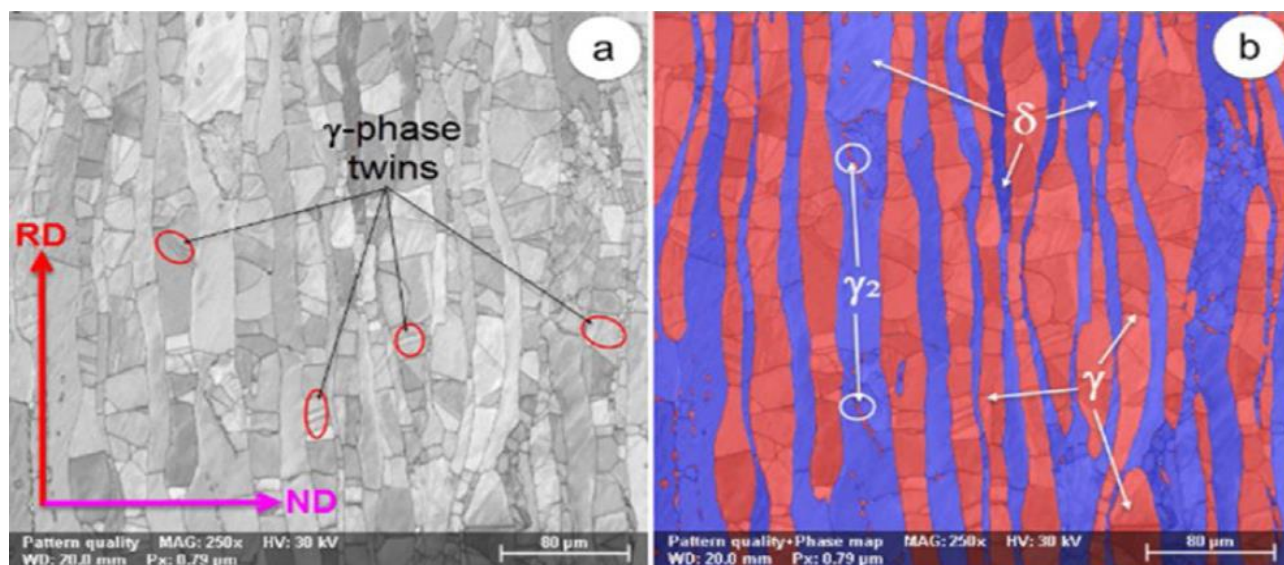


Figura 4. Imagini SEM-EBSD pentru microstructura oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53, laminat la cald (1100 °C) și supus apoi tratamentului de călire de punere în soluție (1050°C, cu durata de 30min și răcire în apă), prezentând insule de austenită γ , alungite în direcția de laminare (RD), unele având macle de recoacere, într-o matrice feritică δ (a); harta de distribuție a fazelor constituint: austenita γ (colorată cu roșu) și ferita δ (colorată cu albastru) (b) [105].

În Figura 4 sunt prezentate imagini de microscopie electronică cu scanare de electroni (*Scanning Electron Microscopy* – SEM), folosind tehnica de difracție de electroni retro-împrăștiați (*Electron Backscattered Diffraction* – EBSD). Aceste imagini sunt tipice unei microstructuri duplex obținute după deformarea plastică la cald, urmată de tratamentul de călire de punere în soluție, cu insule alungite de austenită γ (colorată cu roșu), într-o matrice de ferită δ (colorată cu albastru) [105].

Datorită acestei microstructuri duplex, pot fi obținute valori aproape duble ale limitei de curgere, dând astfel oportunitatea de a reduce greutatea oțelului, fără a compromite calitatea și performanța acestuia, precum și o mai bună rezistență la coroziunea pitting, în crevasă și la fisurarea corozivă indusă de câmpul de tensiune în medii care conțin soluții clorurate (*Chloride Stress Corrosion Cracking* – CSCC), comparativ cu cele ale oțelurilor inoxidabile austenitice convenționale, cum ar fi AISI 304 (UNS S30400 / EN 1.4301) și AISI 316 (UNS S31603 / EN 1.4401) [106,107]. Principala diferență dintre un astfel de oțel inoxidabil austenitic și oțelurile inoxidabile duplex este că, acestea din urmă, de obicei, au conținuturi mai mari de Cr, (20 ÷ 30)%gr., conținuturi mai mari de Mo, până la 5%gr., conținuturi mai mici de Ni, până la 8%gr., N-ul până la 0,5%gr., Mn-ul până la 5%gr., C-ul menținut între (0,01 ÷ 0,08)%gr., precum și alte elemente de aliere (Cu, Si, W, Nb, Ti, etc.) [108,109]. De asemenea, oțelurile inoxidabile duplex au o tenacitate și o plasticitate mai bune, sunt mai ușor de sudat, neprezentând probleme serioase de fragilizare, în comparație cu oțelurile inoxidabile feritice, cum ar fi AISI 430 (UNS S43000 / EN 1.4016) [107,110].

Clasificarea oțelurilor inoxidabile duplex

Primele oțeluri inoxidabile de tip duplex, numite *oțeluri duplex de primă generație*, au fost produse între anii 1930 și 1960. Inițial, acestea au avut ca obiectiv principal rezolvarea problemei privind coroziunea inter-granulară la care erau susceptibile oțelurile inoxidabile austenitice cu conținut mare de carbon [177]. Aceste noi oțeluri prezentau o rezistență la coroziune inter-granulară mult îmbunătățită și o limită de curgere ridicată, fiind utilizate, în special, în construcția de elemente din utilaje și instalații din industria celulozei și hârtiei, precum și în multe aplicații din industria produselor lactate și alimentare [178]. Apoi, au fost concepute mărci care prezentau o rezistență bună în acizi și care au făcut dovada clară că o microstructură cu o balanță de faze, ferită și austenită, oferă o rezistență mai bună la CSCC decât o microstructură complet austenitică [27]. Aceste mărci de oțel duplex de primă generație aveau însă o mare sensibilitate la sudare, din cauza conținutului mare de ferită care se obținea în zona afectată de căldură, producând scăderea tenacității și reducând semnificativ rezistența la coroziune. De asemenea, aceste oțeluri prezentau valori ridicate ale impurităților reziduale și incluziunilor [179].

La sfârșitul anilor '60 și începutul anilor '70, odată cu introducerea de noi tehnologii metalurgice de elaborare a oțelului, cu procese avansate de decarburare cu oxigen și argon (*Argon-Oxygen Decarburization – AOD*) și sub vid (*Vacuum Oxygen Decarburization – VOD*), a fost posibilă producerea de oțeluri cu conținuturi mai scăzute de C, S, O și alte elemente reziduale, precum și un mai bun control al conținutului de azot [180]. De asemenea, introducerea procedurii de turnare continuă a oțelurilor inoxidabile a contribuit la îmbunătățirea calității și la o scădere a costurilor de producție [181]. Toți acești factori, împreună cu creșterea prețului oțelurilor inoxidabile austenitice, în combinație cu o activitate intensă a industriei petroliere offshore, ce solicita un oțel inoxidabil rezistent în medii agresive, precum și o mai bună cunoaștere și înțelegere a microstructurii duplex, au condus la introducerea unei noi generații de oțeluri inoxidabile duplex mai moderne, al căror control al proprietăților era mult îmbunătățit [182]. Astfel că, adăugarea controlată a (0,14 ÷ 0,20)%gr. N a dus la dezvoltarea *oțelurilor inoxidabile duplex de a doua generație*, având (22 ÷ 23)%gr. Cr [183,184]. Microstructura acestora este compusă de regulă din fracții volumetrice aproximativ egale ale celor două faze, ferita și austenita, asigurându-le oțelurilor o excelentă rezistență la coroziunea inter-granulară, coroziunea pitting și cea în crevasă, o bună rezistență la coroziunea fisurantă sub tensiune în medii clorurate, precum și o stabilitate crescută a structurii în timpul sudării, aceste noi oțeluri fiind utilizate intens în aplicații din industria de petrol și gaze [185]. Aliajul cunoscut sub numele 2205 (EN 1.4462 / UNS S31803/ S32205), cu un conținut de ferită de obicei cuprins între (44 ÷ 55)%gr., a câștigat o importanță comercială în producerea de conducte de gaz natural pentru industria de petrol și gaze, vase petroliere, aplicații din industria chimică, petrochimică, celulozei și hârtiei [186,187]. Acesta intră în grupa oțelurilor inoxidabile standard duplex [188].

Extinderea tot mai mult a industriei offshore de petrol și gaze, precum și solicitările venite din partea celor din industria chimică și petrochimică, au dus la necesitatea producerii de materiale de înaltă performanță, cu proprietăți mai ridicate de rezistență mecanică și coroziune în medii mai agresive și cu sudabilitatea îmbunătățită. Astfel că, la mijlocul anilor '80, a fost dezvoltată o varietate de aliaje înalt aliate, având în general 25%gr. Cr, 7%gr. Ni, 3,5%gr. Mo și (0,22 ÷ 0,3)%gr. N, numite oțeluri inoxidabile super duplex (*SDSS*), *oțeluri inoxidabile duplex de a treia generație* [181]. Inițial, acestea au fost sub formă turnată, apoi sub formă deformabilă plastic (forjate, laminate), fiind utilizate pentru aplicații specifice, în special în medii agresive clorurate, concurând cu succes cu oțelurile inoxidabile austenitice de înaltă performanță [189,190]. Marca de oțel super duplex EN 1.4410 / UNS S 32750 / F 53, cu o compoziție chimică tipică: (24 ÷ 26)%gr. Cr, (6 ÷ 8)%gr. Ni, (3 ÷ 5)%gr. Mo, (0,24 ÷ 0,32)%gr. N, ≤ 1,2%gr. Mn, ≤ 0,5%gr. Cu, ≤ 0,03%gr. C, ≤ 0,8%gr. Si, ≤ 0,035%gr. P, ≤ 0,02%gr. S, este un exemplu de oțel inoxidabil de tip duplex de generație nouă, fiind și materialul de studiu în cadrul acestei teze.

Pentru aplicații în medii foarte severe, cum ar fi cele din industria de petrol și gaze, recent au fost dezvoltate oțelurile inoxidabile hiper duplex (*HDSS*), mult mai înalt aliate decât oțeluri inoxidabile super duplex (*SDSS*), cu proprietăți mecanice și de rezistență la coroziune mult superioare, putând chiar înlocui superaliajele pe bază de Ni în aplicații ce țin cont de protecție corozivă eficientă și cost [191].

De asemenea, o altă tendință de dezvoltarea a oțelurilor inoxidabile duplex moderne este îndreptată spre producerea de oțeluri duplex slab aliate (*LDX*), cu proprietăți mecanice ridicate, fiind competitive cu mărcile oțelurilor inoxidabile austenitice AISI 304 și 316, dar mai puțin rezistente la coroziune decât tipul standardul EN 1.4462 / UNS S31803/ S32205 deoarece au un conținut mai mic de Ni și fără sau cu un conținut mai mic de Mo, însă au avantajul unor costuri mai mici [192].

Dezvoltarea oțelurilor inoxidabile duplex este continuă și, în prezent, acestea pot fi clasificate în funcție de rezistența la coroziune, caracterizată de valoarea parametrului PRE, calculat empiric pe baza compoziției chimice a oțelului inoxidabil [193] fie cu relația (4), comună oțelurilor inoxidabile care conțin N (PRE_N), fie cu relația (5), pentru oțelurile inoxidabile care conțin N și W (PRE_W) [194]:

$$PRE_N = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 16 N[\%] - \text{oțeluri austenitice și duplex} \quad (4)$$

$$PRE_W = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 1,65 W[\%] + 16 N[\%] - \text{oțeluri austenitice și duplex} \quad (5)$$

În funcție de valoarea parametrului PRE_N , oțelurile inoxidabile de tip duplex pot fi împărțite în patru clase distincte [195]:

- oțeluri inoxidabile slab aliate duplex: $24 \leq PRE_N \leq 30$;
- oțeluri inoxidabile standard duplex: $30 < PRE_N < 40$;
- oțeluri inoxidabile super duplex: $40 \leq PRE_N < 48$;
- oțeluri inoxidabile hiper duplex: $48 \leq PRE_N \leq 55$.

Se observă că, pentru a obține valori crescute ale parametrului PRE_N , este nevoie de o creștere continuă a cantității de Cr (sau a Cr_{ech}), dar trebuie avut în vedere că, de asemenea, conținutul de Ni (sau a Ni_{ech}) trebuie crescut continuu pentru a obține balanța de faze, ferită și austenită, și implicit proprietățile mecanice în domeniul optim (Figura 2).

Oțeluri inoxidabile slab aliate duplex

Oțelurile inoxidabile slab aliate duplex au fost dezvoltate cu scopul de a reduce costul de producție al oțelurilor inoxidabile de tip duplex, prin micșorarea conținutului de elementele de aliere scumpe (Ni și Mo) și creșterea conținutului de elemente ieftine (Mn și N), fără a modifica substanțial structura fazică a acestora și, implicit, proprietățile de rezistență la coroziune și de rezistență mecanică [196]. Astfel, rolul acestor adaosuri este acela de a înlocui efectul nichelului de a stabiliza austenita și de a asigura o balanță de faze adecvată în microstructură (~ 50% austenită: 50% ferită) [197].

În compoziția chimică a acestor oțeluri, de obicei, Cr-ul este cuprins între (21 ÷ 24)% gr., Ni-ul între (1,0 ÷ 5,5)% gr., Mo-ul între (0,1 ÷ 0,8)% gr., N-ul între (0,05 ÷ 0,26)% gr., Mn-ul până la

2%gr., suplimentar cu Cu, până la 0,8%gr., precum și alte elemente (Si, P, S, etc.), ca de exemplu mărcile: EN 1.4062 / UNS S32202 , EN 1.4162 / UNS S32101 ; EN 1.4362 / UNS S32304 [198]. Aceste oțeluri inoxidabile pot înlocui cu succes oțelurile inoxidabile de tip austenitic, având proprietăți de rezistență comparabile sau chiar superioare majorității oțelurilor inoxidabile austenitice, datorită atât structurii duplex, cât și prețului de cost inferior. Un neajuns al acestor oțeluri rezidă în tenacitatea scăzută la temperaturi negative, din cauza conținutului scăzut de Ni [199].

Oțelurile inoxidabile slab aliate duplex ($24 \leq PRE_N \leq 30$), posedă atât o rezistență bună la coroziunea localizată de tip inter-granular, pitting sau în crevasă, cât și la oxidare la temperatură ridicată, dar, din cauza fenomenului de fragilizare, utilizarea acestora este limitată până la temperatura de 300°C [200]. În Tabelul 6 [198] sunt prezentate compozițiile chimice și valorile parametrului PRE_N ale unor mărci duplex slab aliate deformabile plastic.

De obicei, pentru a le crește prelucrabilitatea, după operația de prelucrare prin deformare plastică la cald sau rece, aceste oțeluri sunt tratate termic prin călire de punere în soluție la temperaturi cuprinse între 1000°C și 1080°C, urmată de răcire în apă sau aer (EN 1.4162 / UNS S32101 și EN 1.4362 / UNS S32304) [201].

Oțelurile inoxidabile slab aliate duplex sunt folosite cu succes într-o multitudine de aplicații industriale, în care cerințele privind rezistența la coroziune sunt mai puțin stricte, dar care necesită proprietăți mecanice ridicate, cum ar fi [198]:

- **EN 1.4162 / UNS S32101**, în construcția de componente și piese pentru industria aeronautică, construcții maritime: instalații de tratare a apei, tancuri și containere de stocare și transport, etc.;
- **EN 1.4362 / UNS S32304 / F 68**, în construcția de componente și piese pentru construcții maritime, industria chimică: valve, pompe, amestecătoare, instalații de tratare și de desalinizare a apei, tancuri și containere de stocare și transport, etc.

Tabelul 6. Compoziția chimică și valoarea PRE_N ale unor oțeluri inoxidabile slab aliate duplex [198].

Grad (standard) EN / UNS / ASTM A182	Compoziția chimică, %gr								
	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE_N^*
1.4062 / S32202	<0,03	21,50- 24,00	1,00- 2,80	0,45	0,18- 0,26	<2,00	-	-	26
1.4162 / S32101	<0,04	21,00- 22,00	1,35- 1,70	0,10- 0,80	0,20- 0,25	4,00- 6,00	0,10- 0,80	-	26
1.4362 / S32304 / F 68	<0,03	21,50- 24,50	3,00- 5,50	0,05-0,6	0,05- 0,20	<2,50	0,05- 0,60	-	26
$PRE_N = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 16 N[\%]$									

Oțeluri inoxidabile standard duplex

În compoziția chimică a acestor oțeluri, de obicei, este regăsită o cantitate de Cr cuprinsă între (21 ÷ 23)%gr., Ni-ul este între (4,5 ÷ 6,5)%gr., Mo-ul cuprins între (2,5 ÷ 3,5)%gr., N-ul între (0,08 ÷ 0,20)%gr., Mn-ul de până la 2%gr. și alte elemente (Si, P, S, etc.). Mărcile cele mai cunoscute

sunt EN 1.4462 / UNS S31803 / F51 și varianta îmbunătățită a acestuia, EN 1.4462 / UNS S32205 / F60, având o compoziție chimică optimizată pentru a crește rezistența la coroziune [198]. În Tabelul 7 [198] sunt prezentate compozițiile chimice și valorile parametrului PRE_N corespunzătoare acestor mărci, fiind simbolizate cu numere specifice produselor forjate, conform standardelor internaționale [202].

Oțelurile inoxidabile standard duplex ($30 < PRE_N < 40$), posedă atât o rezistență bună la coroziunea localizată de tip inter-granular, pitting sau în crevasă, cât și la fisurarea corozivă în medii acide și bogate în ioni de clor, fiind net superioare oțelurilor inoxidabile de tip austenitic pentru utilizări la temperaturi de până la 250°C [203].

De obicei, pentru a le crește prelucrabilitatea, după operația de prelucrare prin deformare plastică la cald sau rece, aceste oțeluri sunt tratate termic prin călire de punere în soluție la temperaturi cuprinse între 1020°C și 1100°C urmată de răcire în apă, ulei sau aer [204].

Aplicațiile tipice în care sunt folosite oțelurile inoxidabile standard duplex cuprind o multitudine de domenii, cum ar fi: chimic, petrolier, construcții navale, aeronautică, etc., unde este nevoie atât de o rezistență bună la coroziune, cât și de proprietăți mecanice de rezistență ridicate, cum ar fi exemplele de mărci [198]:

- **EN 1.4462 / UNS S31803 / F51**, în construcția de componente și piese: bolțuri, șuruburi, valve, pompe, răcitoare, tancuri și containere de stocare și transport, etc.;
- **EN 1.4462 / UNS S32205 / F60**, în construcția de componente și piese: bolțuri, șuruburi, valve, pompe, rotoare, role de presare, amestecătoare, răcitoare, etc.

Tabelul 7. Compoziția chimică și valoarea PRE_N ale unor oțeluri inoxidabile standard duplex [198].

Grad (standard) EN / UNS / ASTM A182	Compoziția chimică, %gr								
	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE_N^*
1.4462 / S31803 / F51	<0,03	21,0- 23,0	4,50- 6,50	2,50- 3,50	0,08- 0,20	<2,0	–	–	33
1.4462 / S32205 / F60	<0,03	22,0- 23,0	4,50- 6,50	3,00- 3,50	0,14- 0,20	<2,0	–	–	35
$PRE_N = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 16 N[\%]$									

Oțeluri inoxidabile super duplex

În compoziția chimică a acestor oțeluri, de obicei, principalele elemente de aliere se regăsesc în cantități cuprinse între (24 ÷ 27)%gr. Cr, (4,5 ÷ 8,0)%gr. Ni și (2,9 ÷ 5,0)%gr. Mo, cantități superioare de elemente de aliere în comparație cu cele ale oțelurilor inoxidabile slab aliate și standard duplex [125]. De asemenea, aceste oțeluri sunt aliate cu N, între (0,2 ÷ 0,35)%gr., Mn de până la 1,5%gr. și suplimentar cu Cu (0,5 ÷ 2,5%gr.) [109]. Exemple de mărci de oțeluri inoxidabile super duplex deformabile plastic sunt prezentate în Tabelul 8 [198], împreună cu compozițiile chimice și valorile parametrului PRE_N corespunzătoare acestora.

Oțelurile inoxidabile super duplex sunt caracterizate de o rezistență la coroziune superioară celor slab aliate duplex și standard duplex, având o valoare a parametrului $PRE_N > 40$, fapt pentru care acestea sunt utilizate cu precădere în aplicații cu temperaturi de până la 300°C și în care, de asemenea, este nevoie de o rezistență ridicată la coroziunea localizată de tip inter-granular, pitting sau în crevasă, precum și la fisurarea corozivă în medii acide și bogate în ioni de clor [205].

Tabelul 8. Compoziția chimică și valoarea PRE_N ale unor oțeluri inoxidabile super duplex [198].

Grad (standard) EN / UNS / ASTM A182	Compoziția chimică, %gr								
	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE_N^*
1.4410 / S32750 / F53	<0,03	24,0- 26,0	6,00- 8,00	3,00- 5,00	0,24- 0,32	<1,2	<0,50	–	43
1.4501 / S32760 / F55	<0,03	24,0- 26,0	6,00- 8,00	3,00- 4,00	0,20- 0,30	<1,0	0,50- 1,00	0,50- 1,00	42
$PRE_N = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 16 N[\%]$									

Prin comparație cu compozițiile chimice ale oțelurilor inoxidabile slab aliate duplex și standard duplex, în cazul oțelurilor inoxidabile super duplex creșterea adaosurilor de elemente de aliere s-a făcut pe baza următoarelor considerente [206]:

- Cr-ul pentru a îmbunătăți atât rezistența la coroziune, cât și rezistența mecanică;
- Ni-ul pentru a menține balanța între fazele de bază (ferită/austenită);
- Mo-ul pentru a îmbunătăți rezistența la coroziune;
- N-ul pentru a menține balanța între fazele de bază și a îmbunătăți rezistența la coroziune;
- Cu-l pentru a îmbunătăți rezistența la coroziune, în special în medii înalt acide (acid sulfuric, clorhidric, azotic, etc.).

De obicei, pentru a le crește prelucrabilitatea, după operația de prelucrare prin deformare plastică la cald sau rece, aceste oțeluri sunt tratate termic prin călire de punere în soluție la temperaturi cuprinse între 1050°C și 1150°C, urmată de răcire în apă, ulei sau aer [207].

Aplicațiile tipice în care se folosesc oțelurile inoxidabile de tip super duplex cuprind o multitudine de domenii, cum ar fi: chimic, petrolier, energetic, nuclear, construcții navale, construcții civile, etc., unde este nevoie atât de o rezistență ridicată la coroziune cât și de proprietăți mecanice de rezistență, astfel [198]:

- **EN 1.4410 / UNS S32750 / F53** și **EN 1.4501 / UNS S32760 / F55**, în construcția de componente și piese pentru industria chimică, industria petrolieră și de gaze naturale, maritimă, aeronautică, etc.: tancuri de stocare, reactoare chimice, coloane de extracție, cazane, pompe, răcitoare, țevi, instalații de desalinizare, etc.;
- **EN 1.4507 / UNS S32520 / F59** și **EN 1.4507 / UNS S32550 / F61**, în construcția de componente și piese pentru industria chimică, industria petrolieră și de gaze naturale, maritimă, aeronautică, etc.: amestecătoare, instalații de tratare și de desalinizare a apei, tancuri de stocare, reactoare chimice, etc.

Oțeluri inoxidabile hiper duplex

În compoziția chimică a acestor oțeluri, se regăsesc cantități superioare de elemente de aliere, în comparație cu cele ale oțelurilor inoxidabile super duplex, de obicei având (26 ÷ 33)%gr. Cr, (5,5 ÷ 9,0)%gr. Ni și (3,0 ÷ 5,0)%gr. Mo [208]. De asemenea, aceste oțeluri sunt aliate cu Mn de până la 1,5%gr., Cu până la 1,0%gr. și un conținut crescut de N, între (0,3 ÷ 0,6)%gr., în Tabelul 9 [198] fiind prezentate compozițiile chimice și valorile PRE_N corespunzătoare unor mărci de oțeluri inoxidabile hiper duplex deformabile plastic.

Oțelurile inoxidabile hiper duplex sunt caracterizate de o rezistență la coroziune superioară celor super duplex, având, de obicei, o valoare a parametrului $PRE_N > 50$, fapt pentru care acestea sunt utilizate cu precădere în aplicații speciale, în care este nevoie de o maximă rezistență la coroziune (inter-granulară, pitting, crevasă, fisurarea corozivă, etc.) [209]. Pentru a atinge aceste valori este nevoie de creșterea conținutului de elemente de aliere, însă aceste compoziții înalt aliate fac aceste oțeluri mai susceptibile la precipitarea de faze secundare intermetalice nedorite (σ , χ , etc.) în timpul procesării termomecanice și sudării [210].

Oțelurile inoxidabile de tip hiper duplex au fost dezvoltate ca o alternativă la superaliajele pe bază de Ni, care au un cost de producție mult superior acestora [211]. Aplicațiile tipice în care se folosesc oțelurile inoxidabile hiper duplex cuprind o multitudine de domenii, cum ar fi: chimic, petrolier, energetic, nuclear, etc., unde este nevoie de proprietăți mecanice și de rezistență la coroziune superioare, astfel [198]:

- *EN 1.4658 / UNS S32707* și - / *UNS S33207* sunt folosite în construcția de componente și piese din industria chimică, industria petrolieră și de gaze naturale, industria maritimă, nucleară, etc.: tancuri de stocare, reactoare chimice, coloane de extracție, cazane, pompe, răcitoare, țevi, valve, etc.

Tabelul 9. Compoziția chimică și valoarea PRE_N ale unor oțeluri inoxidabile hiper duplex [198].

Grad (standard) EN / UNS	Compoziția chimică, %gr								
	C max.	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE_N^*
1.4658 / S32707	0,03	26,0- 29,0	5,50- 9,50	4,00- 5,00	0,30- 0,50	<1,5	<1,00	–	49
- / S33207	0,03	29,0- 33,0	6,00- 9,00	3,00- 5,00	0,40- 0,60	<1,5	<1,00	–	50

$PRE_N = Cr[\%] + 3,3 Mo[\%] + 16 N[\%]$

1.1.4. Faze secundare și precipitate în oțelurile inoxidabile de tip duplex

Oțelurile inoxidabile de tip duplex sunt caracterizate ca având o structură de bază bifazică, compusă din ferită (α , δ) și austenită (γ), prezentând un raport masic între aceste faze foarte apropiat, 50 : 50, raport necesar pentru a obține caracteristici superioare de rezistență mecanică și coroziune [212]. Deci, pentru a atinge aceste performanțe, această balanță de faze este foarte importantă, ea

fiind influențată de modul cum sunt partiționate elementele de aliere. În funcție de caracterul fazic stabilizator al acestora, acestea se pot grupa în elemente stabilizatoare ale fazei feritice (Cr, Mo, Si, Nb, V, Al, etc.) și elemente stabilizatoare ale fazei austenitice (Ni, Mn, N, etc), cantitatea acestora determinând, în final, caracteristicile de rezistență mecanică și coroziune [27]. De asemenea, este esențial ca acestor oțeluri duplex să se aplice un tratament termic corect. Orice modificare a valorii optime a balanței de faze, precum și aplicarea incorectă a tratamentului termic, după prelucrarea la cald, pot conduce la o serie de fenomene, cum ar fi descompunerea spinodală a feritei, precipitarea de faze secundare și transformări de fază (Figura 6) [213], cu efecte negative asupra proprietăților mecanice și de rezistență la coroziune [214].

O prezentare schematică a principalelor fenomene care pot să apară în masa de ferită, aceasta având o difuzivitate a elementelor de aliere mai ridicată comparativ cu masa de austenită, este cuprinsă în Figura 6 [213]. Din analiza diagramei schematice de transformare temperatură-timp (*Time-Temperature Transformation – TTT*), se observă că există două intervale de temperatură în care este posibilă apariția de faze secundare, compuși intermetalici, carburi și nitruri, astfel:

- **între 300°C și 600°C:** în acest domeniu este posibilă apariția descompunerii spinodale a feritei ($\delta \rightarrow \alpha + \alpha'$) și apariția/precipitarea de faze secundare (G, ε , π , τ , etc.);
- **între 600°C și 1000°C:** în acest domeniu este posibilă apariția/precipitarea de faze secundare (R, χ , σ) și, de asemenea, este posibilă apariția de nitruri și carburi metalice (CrN, Cr₂N; M₇C₃, M₂₃C₆, etc.).

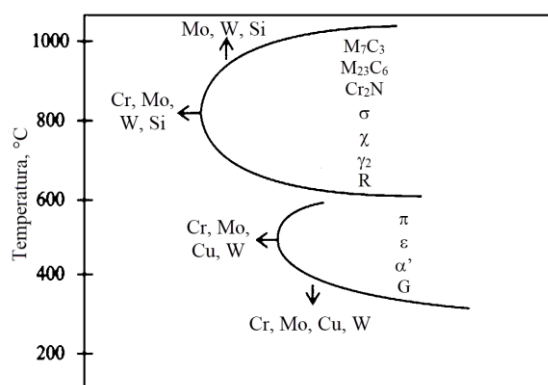


Figura 6. Diagrama schematică TTT pentru oțelurile inoxidabile de tip duplex [213].

De asemenea, din analiza diagramei schematice TTT (Figura 6) [213], se observă că, cinetica acestor transformări este influențată substanțial de concentrația principalelor elemente de aliere din compoziția acestor oțeluri, astfel:

- pentru transformările/precipitățile care au loc la temperaturi < 600°C, odată cu creșterea concentrației elementelor de aliere are loc o deplasare a intervalelor temperaturilor de transformare/precipitare către durate mai lungi și temperaturi mai scăzute;

- pentru transformările/precipitățile care au loc la temperaturi > 600°C, odată cu creșterea concentrației elementelor de aliere are loc o deplasare a intervalelor temperaturilor de transformare/precipitare către durate mai scurte și temperaturi mai ridicate.

Cercetările au arătat că toate aceste precipitate, faze și compuși, dezvoltăți în masa de ferită, au un efect negativ asupra proprietăților mecanice și de rezistență la coroziune ale oțelurilor inoxidabile, motiv pentru care, în proiectarea tehnologiilor de procesare termomecanică a acestor oțeluri, se evită procesarea termomecanică a acestora în aceste domenii de temperatură [215-217].

1.1.6. Oțelul inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53

Oțelul inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53, cunoscut sub numele generic de 2507, a fost ales drept material de studiu pentru investigarea fenomenelor specifice care pot avea loc la procesarea termomecanică a aliajelor inoxidabile de tip super duplex, deoarece acesta este un aliaj reprezentativ pentru această clasă de oțeluri inoxidabile.

Oțelul inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 a fost proiectat pentru a fi utilizat în medii agresive ce conțin cantități ridicate de ioni de clor, de acizi, etc. [318]. Acesta are o rezistență ridicată la coroziunea localizată de tip *pitting*, în crevasă și inter-granulară, precum și la fisurarea corozivă indusă de câmpul de tensiune în soluții înalt clorurate, fiind caracterizat de o valoare a parametrului $PRE_N > 40$ [319].

În compoziția chimică a oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 se regăsește o cantitate importantă de Cr, Ni, Mo și N, fapt ce face ca balanța dintre fazele de bază să fie aproximativ de 50 ferită δ : 50 austenită γ (Tabelul 14) [320,321].

Pe lângă caracteristicile ridicate de coroziune, de asemenea, oțelul inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 posedă caracteristici ridicate de rezistență mecanică (Tabelul 15) [320,321], având atât o limită maximă de rezistență $> 750\text{MPa}$, cât și o tenacitate (reziliență) minimă $> 100\text{J}$ la temperatură ambiantă.

Tabelul 14. Compoziția chimică a oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 [320,321].

Grad (standard) EN / UNS / ASTM	Compoziția chimică, %gr								
	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Si	Cu	W
1.4410 / S32750 / F53	<0,03	24,0- 26,0	6,00- 8,00	3,00- 5,00	0,24- 0,32	<1,2	<0,80	<0,50	–

Tabelul 15. Proprietăți mecanice minime pentru oțelul inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 [320,321].

Grad (standard) EN / UNS / ASTM	Caracteristici mecanice					
	Limita maximă de rezistență, MPa	Limita de curgere, MPa	Alungirea la rupere, %	Energia consumată la rupere, [J]		Duritatea, HB
				-40°C	20°C	
1.4410 / S32750 / F53	> 750	> 550	> 25	> 40	> 100	< 310

Datorită combinației optime de proprietăți ridicate de rezistență la coroziune și rezistență mecanică, oțelul inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 poate fi folosit cu succes în o serie de aplicații din domeniul petrolier, gaze naturale, instalații marine, stații de

desalinizare, turbine hidraulice, vase sub presiune, tancuri de stocare, vase și tancuri de reacție, etc. [322,323].

1.2. Obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosite: *Fenomene specifice la procesarea termomecanică a aliajelor inoxidabile de tip super duplex*

Oțelurile inoxidabile de tip super duplex au fost și sunt intens investigate, deoarece acestea prezintă o combinație favorabilă de proprietăți mecanice ridicate și de rezistență la coroziune în medii oxidative, acide, bogate în ioni de clor, etc. [324,325]. Față de cazul aliajelor înalt aliate cu nichel, care prezintă proprietăți similare, oțelurile inoxidabile de tip super duplex au avantajul costului mult mai redus, din acest motiv acestea cunosc o dezvoltare și o utilizare din ce în ce mai mare [326-329]. Având în vedere prezența fazelor de bază (ferita și austenita), precum și specificul compozițional special al acestor oțeluri, o atenție deosebită trebuie acordată transformărilor care pot să apară în ferită, atât pentru procesarea termomecanică la temperaturi mai mici de 700°C, cât și pentru procesarea termomecanică la temperaturi mai mari de 700°C, deoarece acestea duc la înrăutățirea proprietăților mecanice și de rezistență la coroziune [330-332]. Pe baza acestor considerente, obiectivele tezei de doctorat sunt următoarele:

Obiectivul 1: Investigarea efectelor induse de către deformarea plastică la cald asupra evoluției microstructurii oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53.

Pentru îndeplinirea acestui obiectiv, probele de aliaj EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflate în stare inițială (*as-received* – AR) au fost deformate plastic la cald, la temperaturi cuprinse între 1000°C și 1275°C (*hot deformation*), cu același grad total de deformare (ϵ_{total}) de 30%, în pași de 25°C, utilizând metoda refulării (*up-setting*) [333]. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată acestui aliaj este prezentată în Figura 21.

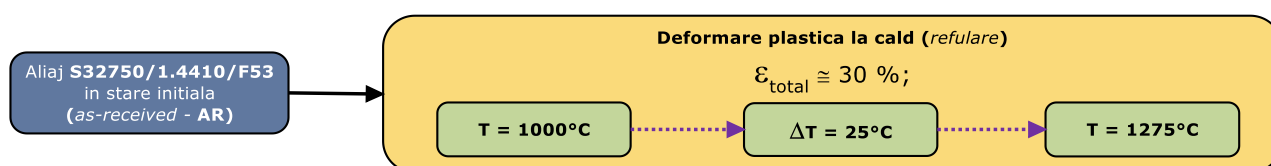


Figura 21. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată pentru îndeplinirea obiectivului 1.

Toate probele procesate termomecanic au fost investigate microstructural. Analiza microstructurală a fost efectuată cu ajutorul microscopiei electronice de baleiaj (SEM), folosind tehnici de spectroscopie cu dispersie de energie (*Energy Dispersive Spectroscopy* – EDS) și de difracție de electroni retro-împrăștiați (EBSD), fiind investigate: compoziția chimică, evoluția structurii fazice, morfologia fazelor, fracția masică a acestora, dimensiunea de grăunte a fazelor, omogenitatea structurală și procesul de recristalizare dinamic.

Obiectivul 2: Investigarea efectelor induse de temperatura tratamentului izocronal asupra evoluției microstructurii de recoacere și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53.

Pentru îndeplinirea acestui obiectiv, probele de aliaj EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflate în stare inițială (AR) s-au deformat la cald prin laminare (*hot-deformation by rolling – HR*), la temperatura de 1100°C, cu același grad total de deformare de 65% ($\epsilon_{total} \approx 65\%$), în șase pași de laminare.

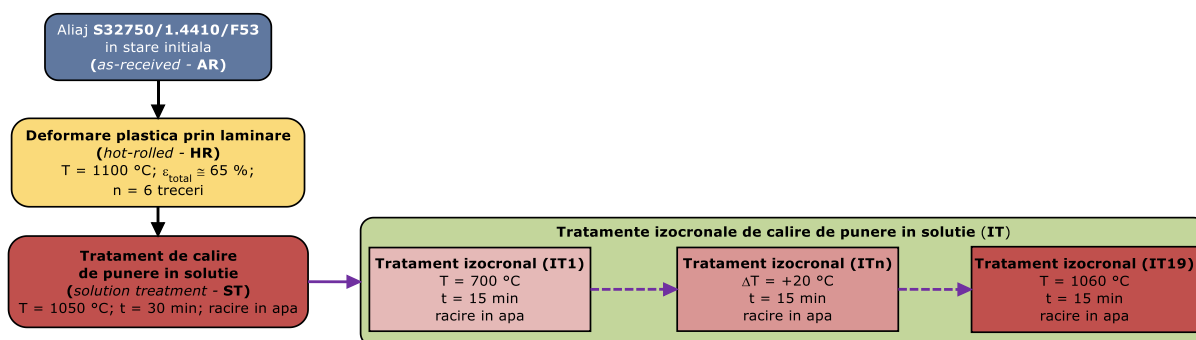


Figura 22. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată pentru îndeplinirea obiectivului 2.

Probele deformate au fost supuse unei prime etape de călire de punere în soluție (*solution treatment – ST*) la temperatura de 1050°C, cu durată de 30min și răcire în apă (*water quenching – WQ*). Etapa a doua de tratament a continuat cu tratamente izocronale (*isochronal treatments – IT*) efectuate la temperaturi cuprinse între 700°C și 1060°C, în pași de 20°C, cu o durată fixă de tratament de 15min și răcire în apă [253]. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflat în stare inițială (AR) este prezentată în Figura 22.

Toate probele procesate termomecanic au fost investigate microstructural și mecanic. Analiza evoluției microstructurale a probelor procesate termomecanic a fost efectuată cu ajutorul microscopiei electronice SEM, folosind tehnicile EDS și EBSD, fiind obținute date privind compoziția chimică, evoluția structurii fazice, morfologia fazelor, fracția masică a acestora, dimensiunea de grăunte a fazelor și omogenitatea structurală. Analiza evoluției proprietăților mecanice a fost efectuată cu ajutorul testelor de tracțiune și a încercărilor de reziliență, fiind determinate următoarele proprietăți mecanice: limita maximă de rezistență, limita de curgere, alungirea la rupere și energia absorbită la rupere (reziliența).

Obiectivul 3: Investigarea efectelor induse de durata și temperatura tratamentului de îmbătrânire asupra evoluției microstructurii și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53.

Pentru îndeplinirea acestui obiectiv, probele de aliaj EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflate în stare inițială (AR) s-au deformat la cald prin laminare (HR), la temperatura de 1100°C, cu același grad total de deformare de 65% ($\epsilon_{total} \approx 65\%$), în șase pași de laminare.

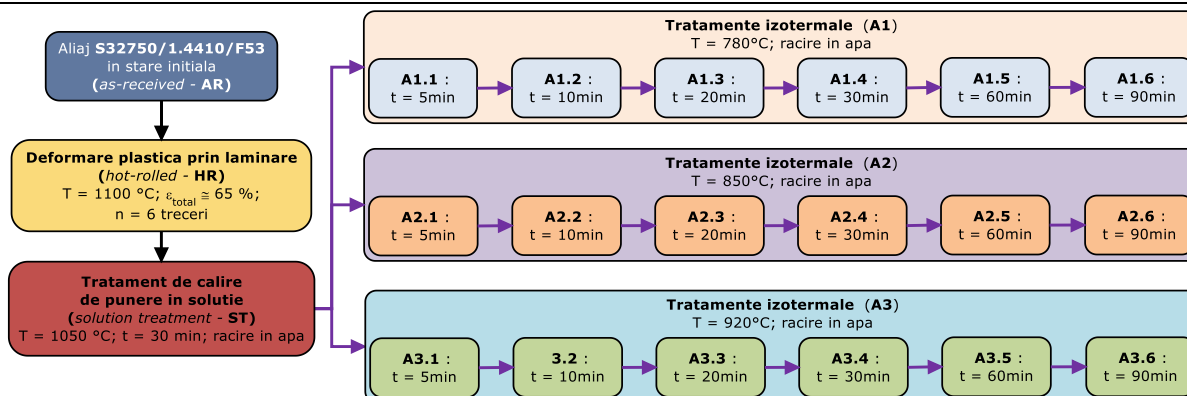


Figura 23. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată pentru îndeplinirea obiectivului 3 [334].

Probele deformate au fost supuse apoi unei prime etape de tratament termic și anume de călire de punere în soluție, tratament efectuat la temperatura de $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, cu durata de 30 min și răcire în apă (ST). Etapa a doua de tratament a continuat cu tratamente izoterme (*isothermal treatment – A*) efectuate la temperaturile de $780\text{ }^{\circ}\text{C}$, $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ și $920\text{ }^{\circ}\text{C}$, cu durate de menținere cuprinse între 5 min și 90 min și răcire în apă. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflat în stare inițială (AR) este prezentată în Figura 23 [334].

Toate probele procesate termomecanic au fost investigate microstructural și mecanic. Analiza evoluției microstructurale a probelor procesate termomecanic a fost efectuată cu ajutorul microscopiei electronice SEM-EBSD, fiind investigată evoluția structurii fazice, morfologia fazelor, fracția masică a acestora, dimensiunea de grăunte a fazelor și omogenitatea structurală. Analiza evoluției proprietăților mecanice a fost efectuată cu ajutorul testelor de tracțiune și a încercărilor de reziliență, fiind determinate următoarele proprietăți mecanice: limita maximă de rezistență, limita de curgere, alungirea la rupere și energia absorbită la rupere (reziliența). Pentru probele din a doua etapă de tratament, la tratamentul de îmbătrânire efectuat la $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ s-a analizat, în detaliu, evoluția compozițională a fazelor constituente în funcție de durata de tratament.

Obiectivul 4: Investigarea efectelor îmbătrânirii asupra evoluției microstructurii de deformare plastică la cald și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53.

Pentru îndeplinirea acestui obiectiv, probele de aliaj EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflat în stare inițială (AR) s-au deformat la cald prin laminare (HR), la temperatura de $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, cu același grad total de deformare de 65% ($\epsilon_{\text{total}} \approx 65\%$), în șase pași de laminare.

După etapa de deformare plastică la cald, probele au fost supuse unui tratament de îmbătrânire (A) efectuat la temperaturile de $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ și $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, cu durate de tratament de 3 h (*short-duration ageing treatment*) și 120 h (*long-duration ageing treatment*) și răcire în aer. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 este prezentată în Figura 24 [335].

Toate probele procesate termomecanic au fost investigate microstructural și mecanic. Analiza evoluției microstructurale a probelor procesate termomecanic a fost efectuată cu ajutorul microscopiei electronice SEM-EBSD, fiind investigată evoluția structurii fazice, morfologia fazelor, fracția masică a acestora, dimensiunea de grăunte a fazelor și omogenitatea structurală. Analiza evoluției proprietăților mecanice a fost efectuată cu ajutorul testelor de tracțiune și a încercărilor de reziliență, fiind determinate următoarele proprietăți mecanice: limita maximă de rezistență, limita de curgere, alungirea la rupere și energia absorbită la rupere (reziliența).

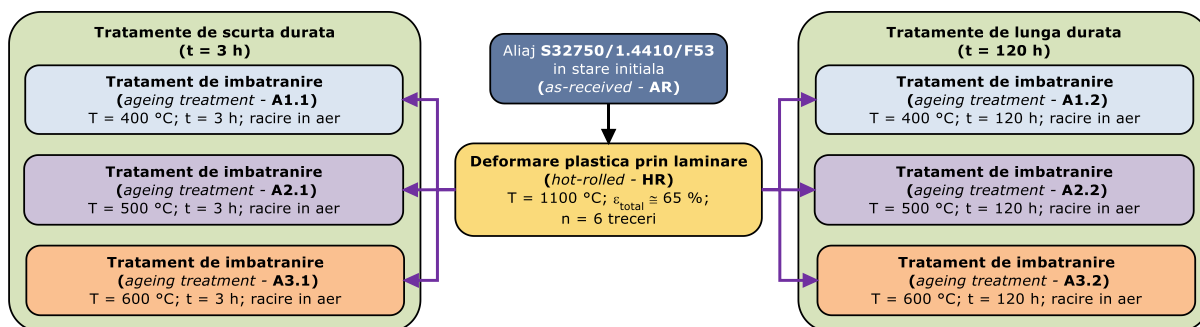


Figura 24. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată pentru îndeplinirea obiectivului 4 [335].

Obiectivul 5: Investigarea efectelor îmbătrânirii asupra evoluției microstructurii de recoacere și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53.

Pentru îndeplinirea acestui obiectiv, probele de aliaj EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflate în stare inițială (AR) s-au deformat la cald prin laminare (HR), la temperatura de 1100°C, cu același grad total de deformare de 65% ($\epsilon_{total} \approx 65\%$), în șase pași de laminare.

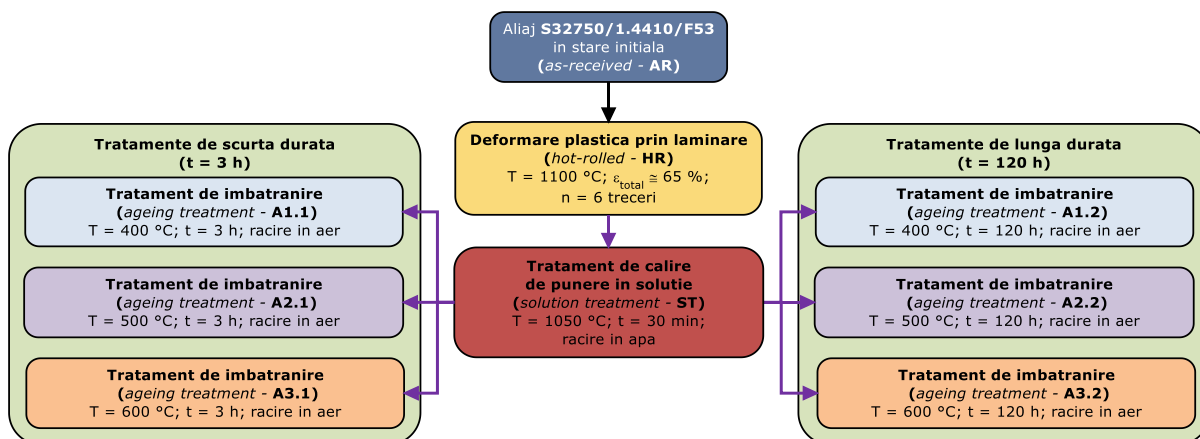


Figura 25. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată pentru îndeplinirea obiectivului 5 [105].

După etapa de deformare plastică la cald, probele deformate au fost supuse apoi unei prime etape de tratament termic și anume de călire de punere în soluție, tratament efectuat la temperatura de 1050°C, cu durata de 30min și răcire în apă (ST). Etapa a doua de tratament termic a fost continuată cu un tratament de îmbătrânire (A) efectuat la temperaturile de 400°C, 500°C și 600°C, cu durate de

tratament de 3h (*short-duration ageing*) și 120h (*long-duration ageing*) și răcire în aer. Reprezentarea schematică a rutei de procesare termomecanică aplicată aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 aflat în stare inițială (AR) este prezentată în Figura 25 [105].

Toate probele procesate termomecanic au fost investigate microstructural și mecanic. Analiza evoluției microstructurale a probelor procesate termomecanic a fost efectuată cu ajutorul tehnicilor microscopiei electronice SEM, EDS și EBSD, fiind achiziționate date despre compoziția chimică, evoluția structurii fazice, morfologia fazelor, fracția masică a acestora, dimensiunea de grăunte a fazelor și omogenitatea structurală. De asemenea, s-a analizat sistemul de maclare observat în cazul maclelor de recoacere dezvoltate în faza γ . Analiza evoluției proprietăților mecanice a fost efectuată cu ajutorul testelor de tracțiune și a încercărilor de reziliență, fiind determinate următoarele proprietăți mecanice: limita maximă de rezistență, limita de curgere, alungirea la rupere și energia absorbită la rupere (reziliența).

2. Articolele în extenso publicate ca rezultate științifice ale tezei de doctorat

Următoarele articole științifice au fost publicate ca urmare a derulării programelor experimentale pentru îndeplinirea obiectivelor tezei de doctorat:

Obiectivul 1: Investigarea efectelor induse de către deformarea plastică la cald asupra evoluției microstructurii oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

E.M. Cojocaru, A. Nocivin, D. Raducanu, M.L. Angelescu, I. Cinca, I.V. Balkan, N. Serban, V.D. Cojocaru. *Microstructure evolution during hot deformation of UNS S32750 Super-Duplex Stainless Steel alloy*; MATERIALS, 2021, 14, 3916; [10.3390/ma14143916](https://doi.org/10.3390/ma14143916) (FI 2022 - 3,4).

Obiectivul 2: Investigarea efectelor induse de temperatura tratamentului izocronal asupra evoluției microstructurii de recoacere și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

E.M. Cojocaru, D. Raducanu, S.S. Alturaihi, A. Nocivin, G. Coman, V.D. Cojocaru. *Influence of isochronal treatments on microstructure and mechanical properties of solution treated UNS S32750 SDSS alloy specimens*; JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH AND TECHNOLOGY, 2020, 9, 7870–7879; [10.1016/j.jmrt.2020.05.056](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.056) (FI 2022 - 6,4).

Obiectivul 3: Investigarea efectelor induse de durata și temperatura tratamentului de îmbătrânire asupra evoluției microstructurii și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

E.M. Cojocaru, D. Raducanu, A. Nocivin, V.D. Cojocaru. *Influence of ageing treatment temperature and duration on σ -phase precipitation and mechanical properties of UNS S32750 SDSS alloy*; JOURNAL OF ADVANCED RESEARCH, 2021, 30, 53-61; [10.1016/j.jare.2020.11.005](https://doi.org/10.1016/j.jare.2020.11.005) (FI 2022 - 10,7).

Obiectivul 4: Investigarea efectelor îmbătrânirii asupra evoluției microstructurii de deformare plastică la cald și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

E.M. Cojocaru, D. Raducanu, A. Nocivin, I. Cinca, A.N. Vintila, N. Serban, M.L. Angelescu, V.D. Cojocaru. *Influence of aging treatment on microstructure and tensile properties of a hot deformed UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*; METALS, 2020, 10, 353; [10.3390/met10030353](https://doi.org/10.3390/met10030353) (FI 2022 - 2,9).

Obiectivul 5: Investigarea efectelor îmbătrânirii asupra evoluției microstructurii de recoacere și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

E.M. Cojocaru, D. Raducanu, A.N. Vintila, S.S. Alturaihi, N. Serban, A.C. Berbecaru, V.D. 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, 2020, 9, 8592–8605; [10.1016/j.jmrt.2020.05.127](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.127) (FI 2022 - 6,4).

3. Concluzii generale și contribuții personale

3.1. Concluzii generale

În urma derulării programelor experimentale necesare pentru îndeplinirea obiectivelor tezei de doctorat, pot fi trase următoarele concluzii cu privire la comportamentul la procesarea termomecanică a oțelului inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

Obiectivul 1: Investigarea efectelor induse de către deformarea plastică la cald asupra evoluției microstructurii oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

- deformarea plastică prin refulare, la temperaturi cuprinse între 1000°C și 1275°C, cu un grad total de deformare de aproximativ 30%, nu influențează semnificativ raportul / fracția masică dintre fazele de bază (ferită δ / austenită γ). Practic, raportul / fracția masică între faze este aproximativ identic înainte și după procesul de deformare plastică la cald;
- ca urmare a procesului de deformare plastică, morfologia fazelor de bază este tipică microstructurilor deformate plastic, prezentând semne de ecrusare. În domeniul de temperatură (1000 ÷ 1275)°C, pentru un grad total de deformare de aproximativ 30%, în interiorul volumului probelor deformate nu sunt dezvoltate defecte microstructurale majore, cum ar fi: fisuri, micro-fisuri, crăpături, etc., fapt ce indică faptul că în acest domeniu de temperatură aliajul EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 poate fi deformat cu grade mari de deformare plastică;
- în timpul deformării plastice la cald, precipitarea de faze secundare în microstructura aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 este observată la temperaturi sub 1025°C. Faza sigma (σ) este observată în microstructură îndeosebi în zona limitelor/interfețelor δ / γ , în masa de ferită δ . La temperaturi de deformare plastică mai mari de 1050°C, faza σ este complet dizolvată în masa de ferită;
- în domeniul de temperatură de deformare (1200 ÷ 1275)°C se observă o creștere a cantității de austenită secundară (γ_2), precipitată îndeosebi la nivelul limitelor/interfețelor δ / δ ca urmare a creșterii cineticii procesului de recristalizare dinamică a grăunților de fază δ (în acest domeniu de temperatură analiza GROD pentru faza δ arătând o scădere accentuată, de la aproximativ 49° la aproximativ 21°);
- în domeniul de temperatură de deformare (1200 ÷ 1275)°C, procesul de recristalizare dinamică a grăunților deformați plastic este observat numai în cazul grăunților de ferită;
- procesul de deformare plastică la cald a aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 poate fi executat cu succes în domeniul de temperatură (1050 ÷ 1275)°C, cel puțin cu grade totale de deformare între etape succesive de deformare de 30%.

Obiectivul 2: Investigarea efectelor induse de temperatura tratamentului izocronal asupra evoluției microstructurii de recoacere și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

- în domeniul de temperatură ($700 \div 1060$)°C, pentru o durată de menținere de 15min, în microstructura aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 are loc precipitarea fazelor secundare sigma (σ) și chi (χ), începând cu temperatura de 780°C pentru faza σ și, respectiv, 820°C pentru faza χ ;
- fracția masică maximă de fază σ , de aproximativ 13,3%, este precipitată în urma tratamentului izocronal efectuat la temperatura de 920°C. Dizolvarea completă a fazei σ este observată în urma tratamentului efectuat la temperatura de 1020°C;
- faza secundară σ are o influență negativă maximă asupra alungirii la rupere și, respectiv, energiei consumate la rupere (rezilienței) aliajului EN 1.4410 / UNS S32750 / F53, acestea înregistrând valori minime de aproximativ 9% și, respectiv, 3,3J, pentru o fracție masică de fază σ cuprinsă între ($11 \div 13$)%.

Obiectivul 3: Investigarea efectelor induse de durata și temperatura tratamentului de îmbătrânire asupra evoluției microstructurii și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

- cinetica de precipitare a fazei secundare σ este puternic influențată atât de temperatură, cât și de durata de menținere la temperatură. Astfel, la temperatura de 780°C, timpul de incubare necesar pentru precipitarea fazei σ este de aproximativ 20min, în timp ce, la temperaturile de 850°C și 920°C, faza σ este detectată chiar de la durata de 5min;
- cinetica maximă de precipitare a fazei secundare σ este înregistrată la temperatura de 850°C, când se obțin fracțiile masice maxime de fază σ pentru aceeași durată de menținere în raport cu cele înregistrate la temperaturile de 780°C și 920°C;
- cinetica maximă de precipitare a fazei austenită secundară (γ_2) este înregistrată la temperatura de 920°C, când se obțin fracțiile masice maxime de fază γ_2 pentru aceeași durată de menținere în raport cu cele înregistrate la temperaturile de 780°C și 850°C;
- faza secundară σ are o influență negativă maximă asupra alungirii la rupere și energiei consumate la rupere (rezilienței) și, respectiv, o influență minimă asupra limitei maxime de rezistență și limitei de curgere, creșterea fracției masice de fază secundară σ ducând la scăderea drastică a alungirii la rupere și a energiei consumate la rupere (rezilienței) și, respectiv, la creșteri minime pentru limita maximă de rezistență și limita de curgere;
- pe lângă influența asupra fracției masice de faze secundare precipitate, creșterea duratei de menținere la temperatură influențează semnificativ și chimia acestora. Astfel, creșterea

duratei de menținere duce, în cazul fazei σ , la îmbogățirea acesteia în Cr și Mo și sărăcirea în Ni și, respectiv, în cazul fazei γ_2 , la îmbogățirea acesteia în Ni, Cr și Mo.

Obiectivul 4: Investigarea efectelor îmbătrânirii asupra evoluției microstructurii de deformare plastică la cald și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

- în aliajul EN 1.4410 / UNS S32750 / F53 deformat plastic la cald, tratamentul termic la temperaturi cuprinse între 400°C și 600°C, influențează major două categorii de fenomene și anume: fenomenul de detensionare a microstructurii deformate și, respectiv, precipitarea de faze secundare. Aceste fenomene, pe lângă temperatură, sunt puternic influențate și de durata de menținere la temperatură;
- dimensiunea medie a grăunților de ferită δ și, respectiv, fracția recristalizată dinamic a acestor grăunți cristalini, pot fi controlate prin varierea atât a temperaturii tratamentului de îmbătrânire, cât și a duratei tratamentului de îmbătrânire;
- la durate mici ale tratamentului de îmbătrânire, de 3h, se observă o creștere a proprietăților de rezistență (limita maximă de rezistență, limita de curgere și alungiri la rupere) și o scădere a proprietăților de reziliență (energia consumată la rupere), deoarece, în microstructura deformată plastic la cald, fenomenul de detensionare are rolul principal. Totodată, nu trebuie ignorate fenomenele de precipitare care pot avea loc. Astfel că, scăderea proprietăților de reziliență este cauzată de apariția descompunerii spinodale / precipitării fazei α' , fază care contribuie substanțial la fragilizarea microstructurii aliajului;
- la durate mari ale tratamentului de îmbătrânire, de 120h, se observă o scădere a proprietăților de rezistență (limita maximă de rezistență, limita de curgere și alungiri la rupere) și, de asemenea, o scădere substanțială a proprietăților de reziliență (energia consumată la rupere), deoarece, în microstructura deformată plastic la cald, fenomenul de precipitare are rolul principal. Fenomenele de precipitare care pot avea loc în intervalul de temperatură (400 ÷ 600)°C sunt puternic influențate de creșterea duratei de menținere. Astfel că, scăderea proprietăților de rezistență și de reziliență este cauzată, atât de intensitatea crescută a apariției descompunerii spinodale / precipitării fazei α' , cât și de apariția altor faze secundare, cum ar fi: G și R, faze care contribuie substanțial la intensificarea fenomenului de fragilizare a microstructurii aliajului.

Obiectivul 5: Investigarea efectelor îmbătrânirii asupra evoluției microstructurii de recoacere și a proprietăților mecanice ale oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:

- în aliajul EN 1.4410 / UNS S32750 / F53, deformat plastic la cald și recopt la temperatura de 1050°C pentru 30min și răcit apoi în apă, aplicarea unui tratament termic de îmbătrânire

la temperaturi cuprinse între 400°C și 600°C, cu durate de 3h și 120h, influențează major comportamentul mecanic al acestuia;

- tratamentul termic de îmbătrânire nu induce modificări majore privind fracția masică a fazelor de bază, morfologia fazelor, dimensiune medie a grăunților cristalini și orientarea modală a acestora;
- la durate mici ale tratamentului de îmbătrânire, de 3h, se observă o creștere a proprietăților de rezistență (limita maximă de rezistență și limita de curgere) și o scădere a proprietăților de ductilitate (alungirea la rupere și energia consumată la rupere), deoarece, în microstructura recoaptă, fenomenul de detensionare a acesteia are rolul principal. Și în această situație nu trebuie ignorate fenomenele de precipitare care pot avea loc. Astfel că, scăderea proprietăților de ductilitate este cauzată de descompunerea spinodală / precipitarea fazei α' , fază care contribuie substanțial la fragilizare microstructurii aliajului;
- la durate mari ale tratamentului de îmbătrânire, de 120h, se observă o creștere a proprietăților de rezistență (limita maximă de rezistență și limita de curgere) și, de asemenea, o scădere substanțială a proprietăților de ductilitate (alungirea la rupere și energia consumată la rupere), deoarece, în microstructura recoaptă, fenomenul de precipitare are rolul principal. Astfel că, se observă o creștere substanțială a descompunerii spinodale / precipitării fazei α' , precum și apariția altor faze secundare, cum ar fi: G și R, faze care contribuie substanțial la intensificarea fenomenului de fragilizare a microstructurii aliajului.

3.2. Contribuții personale

Contribuțiile personale aduse în domeniul abordat în cadrul acestei teze de doctorat sunt următoarele:

- realizarea unui amplu studiu documentar cu privire la rolul elementelor de aliere, clasificarea, caracteristicile microstructurale, fazele componente, proprietățile și utilizarea oțelurilor inoxidabile;
- conceperea unor programe experimentale complexe de procesare termomecanică a oțelului inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53, care să răspundă cerințelor necesare pentru îndeplinirea obiectivelor tezei de doctorat;
- conceperea și dezvoltarea unor proceduri specifice de pregătire a probelor pentru caracterizare avansată a oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53;
- utilizarea de metode moderne de pregătire a probelor pentru caracterizare avansată a oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53;

- realizarea unei proceduri de pregătire metalografică prin șlefuire – lustruire – super-lustruire (*vibropolishing*) a probelor pentru caracterizarea microstructurală;
- utilizarea de probe „standardizate” pentru caracterizarea mecanică: probe tip „dog-bone”, pentru testele de tracțiune și probe cu creștătura de tip V, pentru testele de reziliență;
- utilizarea de metode moderne de caracterizare avansată a oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53:
 - compoziția chimică: tehnica microscopiei electronice cu scanare de electroni SEM (*Scanning Electron Microscopy*) – spectroscopie cu dispersie de energie EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*);
 - caracteristicile microstructurale (faze, constituenți, morfologie, suprafețe de rupere, etc.): tehnica microscopiei electronice SEM, pentru realizarea de imagini în electroni secundari SE (*Secondary Electrons*) și pentru realizarea de imagini în electroni retroîmprăștiați BSE (*Backscattered Secondary Electrons*);
 - caracteristicile microstructurale (faze, constituenți, dimensiune de grăunte, orientare modală, identificare sisteme de alunecare/maclare, etc.): tehnica microscopiei electronice SEM – difracție de electroni retroîmprăștiați EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*);
 - proprietățile mecanice (limita maximă de rezistență, limita de curgere, alungirea la rupere, energia consumată la rupere): teste de tracțiune (*tensile testing*) și teste de reziliență (*Charpy impact testing*);
- investigarea avansată a fenomenelor de precipitare a fazelor secundare în masa de ferită a oțelului inoxidabil super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53, atât pentru temperaturi mai mici de 700°C, cât și pentru temperaturi mai mari de 700°C;
- realizarea / stabilirea unor corelații specifice între observațiile microstructurale și comportamentul mecanic rezultat în urma procesării termomecanice a oțelului inoxidabil de tip super duplex EN 1.4410 / UNS S32750 / F53.

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

A - Articole publicate în reviste de specialitate cotate ISI
- în calitate de prim-autor

1. **Elisabeta Mirela Cojocaru**, A. Nocivin, D. Raducanu, M.L. Angelescu, I. Cinca, I.V. Balkan, N. Serban, V.D. Cojocaru. *Microstructure evolution during hot deformation of UNS S32750 Super-Duplex Stainless Steel alloy*; MATERIALS, 2021, 14, 3916; DOI:10.3390/ma14143916; WOS:000676365200001 (**FI 2022 - 3,4**).
2. **Elisabeta Mirela Cojocaru**, D. Raducanu, S.S. Alturaihi, A. Nocivin, G. Coman, V.D. Cojocaru. *Influence of isochronal treatments on microstructure and mechanical properties of solution treated UNS S32750 SDSS alloy specimens*; JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH AND TECHNOLOGY, 2020, 9, 7870–7879; DOI:10.1016/j.jmrt.2020.05.056; WOS:000560697600002 (**FI 2022 - 6,4**).
3. **Elisabeta Mirela Cojocaru**, D. Raducanu, A. Nocivin, V.D. Cojocaru. *Influence of ageing treatment temperature and duration on σ -phase precipitation and mechanical properties of UNS S32750 SDSS alloy*; JOURNAL OF ADVANCED RESEARCH, 2021, 30, 53-61; DOI:10.1016/j.jare.2020.11.005; WOS:000652682400005 (**FI 2022 - 10,7**).
4. **Elisabeta Mirela Cojocaru**, D. Raducanu, A. Nocivin, I. Cinca, A.N. Vintila, N. Serban, M.L. Angelescu, V.D. Cojocaru. *Influence of aging treatment on microstructure and tensile properties of a hot deformed UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*; METALS, 2020, 10, 353; DOI:10.3390/met10030353; WOS:000530137000057 (**FI 2022 - 2,9**).
5. **Elisabeta Mirela Cojocaru**, D. Raducanu, A.N. Vintila, S.S. Alturaihi, N. Serban, A.C. Berbecaru, V.D. 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, 2020, 9, 8592–8605; DOI:10.1016/j.jmrt.2020.05.127; WOS:000560698600007 (**FI 2022 - 6,4**).

- în calitate de co-autor

6. F. Khoshnaw, C. Marinescu, A. Sofronia, C. Munteanu, M. Marcu, L.E. Barbulescu, C. Ciobota, **Elisabeta Mirela Cojocaru**, S. Tanasescu, A. Paraschiv. *Microstructural and thermoanalytical characterization of super duplex stainless steel - UNS S32760-F55*; MATERIALS TODAY COMMUNICATIONS, 2021, 28, 102644; DOI:10.1016/j.mtcomm.2021.102644; WOS:000697030000002 (**FI 2022 - 3,8**).
7. M.L. Angelescu, **Elisabeta Mirela Cojocaru**, N. Serban, V.D. Cojocaru. *Evaluation of hot deformation behaviour of UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*; METALS, 2020, 10,673; DOI:10.3390/met10050673; WOS:000540220000121 (**FI 2022 - 2,9**).
8. N. Serban, V.D. Cojocaru, M.L. Angelescu, D. Raducanu, I. Cinca, A.N. Vintila, **Elisabeta Mirela Cojocaru**. *High temperature deformation behaviour of an industrial S32760/1.4501/F55 super duplex stainless steel (SDSS) alloy*; METALLURGIA ITALIANA, 2019, 5, 41-48; WOS:000491966800004 (**FI 2022 - 0,3**).

9. M.L. Angelescu, V.D. Cojocaru, N. Serban, *Elisabeta Mirela Cojocaru*. *Evaluation of optimal forging temperature range for an industrial UNS S32750 SDSS alloy using SEM-EBSD analysis*; METALS, 2018, 8, 496; DOI:10.3390/met8070496; WOS:000445096800026 (*FI 2022 - 2,9*).
10. V.D. Cojocaru, N. Serban, M.L. Angelescu, *Elisabeta Mirela Cojocaru*, I. Cinca, D. Raducanu, A.N. Vintila. *Effect of short duration solution treatment at temperatures below 1000 degrees C on sigma-phase precipitation in a super duplex stainless steel alloy*; MATERIALWISSENSCHAFT UND WERKSTOFFTECHNIK, 2018, 49, 530-537; DOI:10.1002/mawe.201700280; WOS:000433499500004 (*FI 2022 - 1,1*).
11. V.D. Cojocaru, N. Serban, M.L. Angelescu, M.C. Cotrut, *Elisabeta Mirela Cojocaru*, A.N. Vintila. *Influence of solution treatment temperature on microstructural properties of an industrially forged UNS S32750/1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*; METALS, 2017, 7, 210; DOI:10.3390/met7060210; WOS:000404056600027 (*FI 2022 - 2,9*).
12. V.D. Cojocaru, D. Raducanu, M.L. Angelescu, A.N. Vintila, N. Serban, I. Dan, *Elisabeta Mirela Cojocaru*, I. Cinca. *Influence of solution treatment duration on microstructural features of an industrial forged UNS S32750/1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*; JOM, 2017, 69, 1439-1445; DOI:10.1007/s11837-017-2372-0; WOS:000406021800027 (*FI 2022 - 2,6*).

Bibliografie

- [1] J.R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, **1994**.
<https://doi.org/10.1002/maco.19950460815>.
- [2] J.R. Davis, *Stainless steels handbook*, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, **1996**.
- [3] EN 10088-1:2014, *Stainless Steels: List of Stainless Steels*, European Standard: Brussels, Belgium, **2014**.
- [4] C.O.A. Olsson and D. Landolt, *Passive films on stainless steels – chemistry, structure and growth*, *Electrochimica ACTA*, 48/9, pp. 1093-1104, **2003**.
[https://doi.org/10.1016/S00134686\(02\)00841-1](https://doi.org/10.1016/S00134686(02)00841-1).
- [5] D. Dulieu, *Stay Bright – A History of Stainless Steels in Britain*, Outokumpu Stainless Ltd., UK, **2013**.
<https://bssa.org.uk/product/stay-bright/>.
- [6] P.A. Schweitzer, *Fundamentals of Metallic Corrosion - Atmospheric and Media*, Corrosion of Metals. Second ed., CRC Press, Taylor & Francis Group, 129/15, pp. 4854-4856, **2007**,
<https://doi.org/10.1021/ja076915w>.
- [7] R.O. Adams, *A review of the stainless steel surface*, *Journal of Vacuum Science & Technology A*, 1, pp. 12-18, **1983**.
<https://doi.org/10.1116/1.572301>.
- [8] M. Pohl, O. Storz, T. Glogowski, *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*, *Materials Characterization* 58, pp. 65–71, **2007**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>.
- [9] E.C. Bain and W.E. Griffiths, *Introduction to the iron–chromium–nickel alloys*, *Trans. AIMME*, 75, pp. 166-211, **1927**.
- [10] McGraw-Hill, *The Handbook of Stainless Steels*, Ed. Peckner, D. and Bernstein, I. M.I, **1977**.
- [11] A. Schaeffler, *Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal*, *Metal Prog.*, 56 (11), **1949**.
- [12] W.T. DeLong, *Ferrite in austenitic stainless steel weld metal*, *Weld. J.* 53(7), pp. 273s–286s, **1974**.
https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1974_07_s273.pdf.
- [13] D.L. Olson, *Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties*, *Welding Journal* 64, pp. 281s-296s, **1985**.
http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1985_10_s281.pdf.
- [14] R.A. Lula, *Stainless Steel*, American Society for Metals, **1986**.
- [15] D. Henriët, *Stainless steels*, Les Ulis de Physique, **1993**.
- [16] J.K.L. Lai, H.S. Shek, K.H. Lo, *Stainless Steels: An Introduction and Their Recent Developments*, Sharjah: Bentham Science Publishers, **2012**.
<http://doi.org/10.2174/97816080530561120101>.
- [17] A.J. Sedriks, *Corrosion of Stainless Steel*, 2nd ed.; U.S. Department of Energy Office of Scientific and Technical Information: Oak Ridge, TN, USA, **1996**.
<https://www.wiley.com/en-us/Corrosion+of+Stainless+Steels%2C+2nd+Edition-p-9780471007920>.
- [18] G. Krauss, *Steels—Processing, Structure, and Performance*, 2nd ed., ASM International, Materials Park, Ohio, USA, pp. 682, **2015**.
- [19] B. Baroux, *Further Insights on the Pitting Corrosion of Stainless Steels*, *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice: Third Edition*; CRC Press: Boca Raton, FL, USA, chapter 9, pp.419-449, **2011**.
<https://doi.org/10.1201/b11020>.

- [20] K. Lorenz, G. Medawar, *About the corrosion behaviour of Cr–Ni–Mo austenitic steels with and without nitrogen addition taking their resistance in chloride solutions*, Thyssen Research 1(3), pp. 97-108, **1969**.
- [21] V. Orlov, L. Levkov, V. Dub, A. Balikoev, D. Shurygin, *New approach to development and manufacturing technologies of duplex steel*, I International Conference "Corrosion in the Oil & Gas Industry", E3S Web of Conferences 121, 04010, **2019**.
https://doi.org/10.1051/e3sconf/2019121_04010.
- [22] R. Merello, F.J. Botana, J. Botella, M.V. Matres, M. Marcos, *Influence of chemical composition on the pitting corrosion resistance of non-standard low-Ni high Mn-N duplex stainless steels*, Corrosion Science, 45 (5), pp. 909–921, **2003**.
[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00154-3](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00154-3).
- [23] P.J. Cuna, *Alloying elements in stainless steels and other chromium containing alloys*, Technical report Euro Inox, **2004**.
<https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.323.12&rep=rep1&type=pdf>.
- [24] A.J. Sedriks, *Plenary Lecture: Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels*, Corrosion, 42(7), pp. 376-389, **1986**.
<https://doi.org/10.5006/1.3584918>.
- [25] B. Leffler, *Stainless steels and their properties*, Technical report, Avesta Sheffield AB Research Foundation, Stockholm, **1996**.
https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_9/articles/stainless_steel.pdf.
- [26] C.P. Dillon, *Corrosion resistance of stainless steels*, Ed. Marcel Dekker, New York, USA, **1995**.
<https://archive.org/search.php?query=externalidentifier%3A1357621616%22>.
- [27] R.N. Gunn, *Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications*, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, Cambridge, England, pp. 1-204, **1997**.
<https://www.elsevier.com/books/duplex-stainless-steels/gunn/978-1-85573-318-3>.
- [28] D. Peckner, I.M. Bernstein (Eds.), *Handbook of Stainless Steels*, McGraw-Hill Inc., New York, **1977**.
<https://lib.ugent.be/catalog/rug01:000826601>.
- [29] J. Charles, *Composition and properties of duplex stainless steels*, Welding in the World (UK), 36, pp. 43-54, **1995**.
<https://www.infona.pl/resource/bwmeta1.element.elsevier-3962ba2b-c776-31e1-9302-0671de33d0ea>.
- [30] H. D. Solomon, T. M. Devine, Proc. Conf. 'Duplex stainless steels', (ed. R. A. Lula), Materials Park, OH, ASM, **1984**.
- [31] G.O. Ilevbare, G.T. Burstein, *The role of alloyed molybdenum in the inhibition of pitting corrosion in stainless steels*, Corrosion Science, 43(3), pp. 485-513, **2001**.
[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(00\)00086-X](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(00)00086-X).
- [32] N.J. Laycock, J. Stewart, R.C. Newman, *The initiation of crevice corrosion in stainless steels*, Corrosion Science, 39(10-11), pp. 1791-1809, **1997**.
[https://doi.org/10.1016/S0010938X\(97\)00050-4](https://doi.org/10.1016/S0010938X(97)00050-4).
- [33] S. Atamert, J.E. King, *Crack initiation mechanisms in duplex stainless steel HAZ microstructures*, International Conference on Fracture of Engineering Materials and Structures, Singapore, pp. 659-664, **1991**.
https://link.springer.com/10.1007/978-94-011-3650-1_97.
- [34] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, *Recent developments in stainless steels*, Materials Science and Engineering: R: Reports, 65(4-6), pp. 39-104, **2009**,
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>
- [35] J.W. Simmons, *Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels*, Materials Science and Engineering: A, 207(2), pp. 159–169, **1996**.
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09991-3](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09991-3).

- [36] T. Sakamoto, H. Abo, T. Okazaki, T. Ogawa, T. Zaizen, *Alloys for the Eighties*, Climax Molybdenum Company, **1980**.
- [37] L. Weber, P.J. Uggowitzer, *Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steels with respect to nitrogen and nickel content*, Materials Science and Engineering: A, 242(1-2), pp. 222-229, **1998**.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00521-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00521-2).
- [38] U.K. Mudali, S. Ningshen, *High Nitrogen Steels and Stainless Steels—Manufacturing Properties and Applications*, Alpha Science International Ltd., Pangbourne, UK, **2004**.
- [39] P. Hagenfeldt, S. Bernhardsson, S. Lagerberg, *High Nitrogen Containing Duplex Stainless Steel Having High Corrosion Resistance and Good Structure Stability*, US Pat 4,765,953 Aug 23, **1988**.
<https://patentimages.storage.googleapis.com/41/58/cd/0595f7b2ec1029/US4765953.pdf>.
- [40] J. Beddoes, J.G. Parr, *Introduction to Stainless Steels*, 3rd edition, ASM International, Materials Park, OH, USA, 315 pages, **1999**.
<https://www.asminternational.org/introduction-to-stainless-steels-3rd-edition>.
- [41] J. Stanko, D. Wellbeloved, *Manganese in corrosion-resistant steels*, Report Samancor Ltd., Johannesburg, South Africa, **1991**.
- [42] H. D. Solomon, T. M. Devine, *Duplex stainless steels—a tale of two phases*, Conference of the Duplex Stainless Steels, American Society of Metals Park, OH, pp. 693-756, **1982**.
<https://www.worldcat.org/title/duplex-stainless-steels-a-tale-of-two-phases/oclc/220244959>.
- [43] P. Soullignac, F. Dupouiron, *Duplex Stainless Steels: Past, Present and Future*, Stainless Steel Journal vol. 2, **1990**.
- [44] A.J. Sedricks, *Corrosion of stainless steels*, Corrosion of Stainless Steels, John Wiley & Sons, New York, **1979**.
- [45] C.V. Roscoe, K.J. Gradwell, *The history and development of duplex stainless steels*, proc.conf."Duplex Stainless Steels '86", The Hague, Holland, pub.Netherlands Institute of Welding, **1986**.
[https://www.neonickel.com/The-History-and-Development-of-Duplex-Stainless Steels-DSS-1986.pdf](https://www.neonickel.com/The-History-and-Development-of-Duplex-Stainless-Steels-DSS-1986.pdf).
- [46] A. Desestret, J. Charles, *Stainless Steels*, P. Lacombe, B. Baroux and G. Beranger, Eds., Les Editions dePhysique, Paris, 1993.
- [47] S. Hertzman, M. Nilsson, R. Jargelius-Pettersson, *Influence of W and Cu on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance in super duplex weld metals*, proc.conf."Duplex Stainless Steels '94", Glasgow, UK, **1994**.
- [48] J.E. Truman, *Stainless Steels*, Materials Science and Technology, Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, **2006**.
- [49] H. Okamoto, *The effect of tungsten and molybdenum on the performance of super duplex stainless steels*, Proc.conf "Applications of stainless steel '92", Stockholm, Sweden, **1992**.
- [50] L.A. Morris, *Handbook of Stainless Steels*, D. Peckner and I.M. Bernstein, Ed., McGraw-Hill, **1977**.
- [51] T.A. DeBold, J.W. Martin, and J.C. Tverberg, *Duplex Stainless Offers Strength and Corrosion Resistance*, Duplex Stainless Steels, R.A. Lula, Ed., American Society for Metals, **1983**.
- [52] MR-01-84, *Material Requirements: Sulfide Stress Cracking Resistant Metallic Materials for Oil Field Equipment*, National Association of Corrosion Engineers, **1984**.
- [53] D. T. Llewellyn, R.C. Hudd, *Steels: Metallurgy and Applications*, 3rd ed., Butterworth Heinemann, Oxford, UK, **1998**.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-3757-2.X5000-8>.
- [54] G.L. Huang, D.K. Matlock, G. Krauss, *Martensite formation, strain rate sensitivity and deformation behavior of Type 304 stainless steels sheet*, Metallurgical Transaction: A, 20, pp. 1239–1246, **1989**.
<https://doi.org/10.1007/BF02647406>.

- [55] P.M. Unterweiser, H.E. Boyer, J.J. Kubbs, *The Heat Treater's Guide*, American Society for Metals, **1982**.
https://books.google.ro/books/about/Heat_Treater_s_Guide.
- [56] O. Bletton, *The martensitic stainless steels* (Chapter 13), Stainless steels, P. Lacombe, B. Baroux and G. Beranger (Eds.), les editions de physique, Les Ulis, France, **1993**.
- [57] P.T. Lovejoy, *Structure and constitution of wrought martensitic stainless steels* (Chapter 6), Handbook of stainless steels, D. Peckner and I.M. Bernstein (Eds.), McGraw-Hill, New York, **1977**.
- [58] EN 10088-1:2014, *Stainless Steels: List of Stainless Steels*, European Standard: Brussels, Belgium, **2014**.
- [59] ASTM A959-11, *Standard Guide for Specifying Harmonized Standard Grade Compositions for Wrought Stainless Steels*, ASTM International, USA, **2011**.
<https://www.astm.org/a0959-09.html>.
- [60] ISO 15510:2014, *Stainless steels – chemical composition*, ISO: Geneva, Switzerland, **2014**.
<https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:15510:ed-2:v1:en>.
- [61] *Stainless martensitic and precipitation hardening steel*, <https://virgamet.com/martensitic-precipitation-hardening-stainless-steel> (accesat: 14.05.2023).
- [62] R. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger, *Stainless Steels*, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, **1993**.
- [63] A.C.T.M. van Zwieten, J.H. Bulloch, *Some considerations on the toughness properties of ferritic stainless steels—a brief review*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 56(1), pp. 1-31, **1993**.
[https://doi.org/10.1016/0308-0161\(93\)90114-9](https://doi.org/10.1016/0308-0161(93)90114-9).
- [64] McGuire M., *Stainless Steels for Design Engineers*, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, **2008**.
<https://automaterials.com/stainless-steels-for-design-engineers.pdf>.
- [65] T.J. Nichol, A. Datta, G. Aggen, *Embrittlement of Ferritic Stainless Steels*, Metallurgical Transactions: A, 11, pp. 573-585, **1980**.
<https://link.springer.com/article/10.1007/BF02670694>.
- [66] F. Gao, Z.Y. Liu, H.T. Liu, G.D. Wang, *Toughness under different rolling processes in ultra purified Fe-17 wt% Cr alloy steels*, Journal of Alloys and Compounds, 567, pp. 141-147, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.03.072>.
- [67] H. Bhadeshia, R. Honeycombe, *Steels: microstructure and properties*, (4th ed.), Elsevier, Amsterdam, **2017**.
<https://www.elsevier.com/books/steels-microstructure-and-properties>.
- [68] A.C.T.M. van Zwieten, J.H. Bulloch, *The influence of interstitial solute level on the Charpy toughness properties of a 40% Cr–Fe stainless steel*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 56(1), pp. 69-91, **1993**.
[https://doi.org/10.1016/0308-0161\(93\)90118-D](https://doi.org/10.1016/0308-0161(93)90118-D).
- [69] R.A. Lula, *Toughness of Ferritic Stainless Steels*, STP 706, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, **1980**.
- [70] M. Avalos, I. Alvarez-Armas, A.F. Armas, *Dynamic strain aging effects on low-cycle fatigue of AISI 430F*, Materials Science and Engineering: A, 513–514, pp. 1–7, **2009**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.047>.
- [71] H.T. Yan, H.Y. Bi, X. Li, Z. Xu, *Microstructure and texture of Nb + Ti stabilized ferritic stainless steel*, Materials Characterization, 59(12), pp. 1741-1746, **2008**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.03.018>.
- [72] S.S.M. Tavaresa, J.A. de Souzaa, L.F.G. Herculanob, H.F.G. de Abreub, C.M. de Souza Jr., *Microstructural, magnetic and mechanical property changes in an AISI 444 stainless steel aged in the 560 °C to 800 °C range*, Materials Characterization, 59(2), pp. 112 – 116, **2008**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.11.002>.

- [73] E.L. Brown, M.E. Burnett, P.T. Purtscher, G. Krauss, *Intermetallic Phase Formation in 25Cr-3Mo-4Ni Ferritic Stainless Steel*, Metallurgical Transactions: A, 14, pp. 791-800, **1983**.
<https://doi.org/10.1007/BF02644282>.
- [74] J.C. Bavay, *The high chromium and molybdenum ferritic stainless steels*, Stainless steels, P. Lacombe, B. Baroux, and G. Beranger (Eds.), Les Editions de Physique, Les Ulis, France, **1993**.
- [75] *Stainless ferritic and superferritic steels*, <https://virgamet.com/ferritic-super-ferritic-stainless-steel> (accesat: 14.05.2023).
- [76] A. Pardo, M.C. Merino, M. Carboneras, F. Viejo, R. Arrabal, J. Munoz, *Influence of Cu and Sn content in the corrosion of AISI 304 and 316 stainless steels in H₂SO₄*, Corrosion Science, 48(5), pp.1075–1092, **2006**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.05.002>.
- [77] G. Sun, L. Du, J. Hu, B. Zhang, *Significant influence of rolling modes on martensitic transformation, microstructural evolution and texture development in a 304 stainless steel*, Materials Characterization, 159, Article No. 110073, **2020**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110073>.
- [78] L. R. Woodyatt, *Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties*, Springer, London, UK, 1st edition, **1984**.
- [79] S. Roychowdhury, V. Kain, A. Matcheswala, A. Bhandarkkar, *σ -phase induced embrittlement in titanium containing austenitic stainless steel tie-bars in a condenser*, Engineering Failure Analysis, 25, pp. 123-132, **2012**.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2012.05.002>.
- [80] J. Wang, H. Su, K. Chen, D. Du, L. Zhang, Z. Shen, *Effect of δ -ferrite on the stress corrosion cracking behavior of 321 stainless steel*, Corrosion Science, 158, Article No. 108079, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.07.005>.
- [81] P. Marshall, *Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties*, Elsevier Applied Science Publishers Ltd., New York, 23, **1984**.
- [82] E. Folkhard, *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, Springer, New York, NY, USA, 1st edition, **1988**.
- [83] H. Takahashi, Y. Shindo, H. Kinoshita, T. Shibayama, S. Ishiyama, K. Fukaya, M. Eto, M. Kusuhashi, T. Hatakeyama, I. Sato, *Mechanical properties and damage behavior of non-magnetic high manganese austenitic steels*, Journal of Nuclear Materials, 258-263, part 2, pp. 1644-1650, **1998**.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00282-7](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00282-7).
- [84] G.R. Odette and S.J. Zinkle, *Austenitic stainless steels*, Structural Alloys for Nuclear Energy Applications; Elsevier: Boston, MA, USA, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/C2011-0-07772-4>.
- [85] V. Randle, *Grain boundary engineering: an overview after 25 years*, Materials Science and Technology, 26(3), pp. 253-261, **2010**.
<https://doi.org/10.1179/026708309X12601952777747>.
- [86] C. Hu, S. Xia, H. Li, T. Liu, B. Zhou, W. Chen, N. Wang, *Improving the intergranular corrosion resistance of 304 stainless steel by grain boundary network control*, Corrosion Science, 53(5), pp. 1880-1886, **2011**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.02.005>.
- [87] A.F. Padilha, P.R. Rios, *Decomposition of austenite in austenitic stainless steels-review*, ISIJ International 42(4), pp. 325-327, **2002**.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>.
- [88] T. Koutsoukis, A. Redjaimia, G. Fournalis, *Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels*, Materials Science & Engineering: A, 561, pp. 477–485, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.066>.

- [89] B. Li, H. Qu, Y. Lang, H. Feng, Q. Chen, H. Chen, *Copper alloying content effect on pitting resistance of modified 00Cr20Ni18Mo6CuN super austenitic stainless steels*, **Corrosion Science**, 173, Article No. 108791, **2020**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108791>.
- [90] C. Lee, Y. Lee, C. Lee, S. Hong, *Possibility of Mn substitution of Ni through evaluation of mechanical properties and corrosion resistance in superaustenitic stainless steel weld metal*, *Materials Science and Engineering: A*, 733, pp. 16-23, **2018**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.034>.
- [91] B. Wallen, M. Liljas, P. Stenvall, *A new high-molybdenum, high-nitrogen stainless steel*, *Materials & Design*, 13(6), pp. 329-333, **1992**.
[https://doi.org/10.1016/0261-3069\(92\)90002-Y](https://doi.org/10.1016/0261-3069(92)90002-Y).
- [92] Y. Katada, M. Sagara, Y. Kobayashi, et al., *Fabrication of high strength high nitrogen stainless steel with excellent corrosion resistance and its mechanical properties*, *Materials and Manufacturing Processes*, 19(1), pp. 19-30, **2004**.
<https://doi.org/10.1081/AMP-120027495>.
- [93] *Austenitic acid-resistant and stainless steels*, <https://virgamet.com/austenitic-corrosion-resistance-stainless-steel> (accesat: 14.05.2023).
- [94] T. Cassagne, F. Busschaert, *Experience in duplex stainless steel in oil and gas production*, *Proceedings of 7th Duplex 2007 International Conference & Expo*, Grado, Italy. AIM, pp.1-12, **2007**.
<https://www.tib.eu/en/20071106432/Experience-with-duplex-stainless-steels-in-oil>
- [95] R.A. Lula et al., *Duplex Stainless Steels*, American Society for Metals, Mars, Pennsylvania, **1983**.
- [96] J. Charles, *Duplex Stainless Steel '94*, *Proceedings Conference*, TWI, Glasgow, England, vol.1, **1994**.
- [97] G. Berglund, P. Wilhelmsson, *Fabrication and practical experience of duplex stainless steels*, *Materials & Design*, 10(1), pp. 23–28, **1989**.
[https://doi.org/10.1016/0261-3069\(89\)90031-9](https://doi.org/10.1016/0261-3069(89)90031-9).
- [98] F. Bonollo, A. Tiziani, P. Ferro, *Welding processes microstructural evolution and final properties of duplex and super duplex stainless steels*, (chapter 4) in *Duplex Stainless Steels*, I. Alvares-Armas, S. Degallaix-Moreuli, (editors), London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons; pp. 141-159, **2009**.
<https://www.wiley.com/en-us/Duplex+Stainless+Steels-p-9781848211377>.
- [99] A. F. Padilha, R. L. Plaut, *Phase Transformation and Microstructure*, (chapter 3), in *Duplex Stainless Steels*, I. Alvares-Armas, S. Degallaix-Moreuli, (editors), London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons; pp. 115-139, **2009**.
<https://www.wiley.com/en-us/Duplex+Stainless+Steels-p-9781848211377>.
- [100] P.D. Southwick, W.K. Honeycombe, *Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel*, *Metal Science Journal*, 14 (7), pp. 253–261, **1980**.
<https://doi.org/10.1179/030634580790426418>.
- [101] G. Martin, *Hot workability of duplex stainless steels*, PhD Theses, 265 pages, Université de Grenoble, Français, **2011**.
<https://theses.hal.science/tel-00721764/document>.
- [102] C.R.F. Azevedo, H.B. Pereira, S. Wolyneć, A. F. Padilha, *An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels*, *Engineering Failure Analysis*, 97, pp. 161–188, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.12.009>.
- [103] B.I. Voronenko, *Austenitic-ferritic stainless steels: a state-of-the-art review*, *Metal Science and Heat Treatment*, 39, pp. 428-437, **1997**.
<https://doi.org/10.1007/BF02484228>.
- [104] J. Charles, *Duplex families and applications: a review*, DSS 2014, Stresa, Italy, **2014**.
- [105] E.M. Cojocar, D. Raducanu, A.N. Vintila, S.S. Alturaihi, N. Serban, A.C. Berbecaru, V.D. Cojocar, *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, 9(4), pp. 8592–8605, **2020**.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.127>.
- [106] Francis, R. *The Corrosion of Duplex Stainless Steels: A Practical Guide for Engineers*; NACE International: Houston, TX, USA, 256 pages, **2018**.
https://www.google.ro/books/The_Corrosion_of_Duplex_Stainless_Steels.
- [107] *Duplex Stainless Steels – A Simplified Guide*, British Stainless Steel Association, https://bssa.org.uk/bssa_articles/2-duplex-stainless-steels-a-simplified-guide-2/.
- [108] J.C. Gagnepain, *Duplex stainless steels: success story and growth perspectives*, Stainless Steel World America 2008 Conference & Expo., pp. 31-36, **2008**.
<https://pdf4pro.com/cdn/duplex-stainless-steels-success-story-and-growth-177482.pdf>.
- [109] *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*, 3rd ed., International Molybdenum Association (IMO), London, UK, 68, **2014**.
https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf.
- [110] W. Curtis Kovach, *High-performance Stainless Steels*, Nickel Development Institute, Reference Book Series No 11021, Toronto, Canada, 96 pages, **2000**.
https://books.google.ro/books/High_Performance_Stainless_Steels.
- [111] A. Comer, *Cracking in high performance superduplex stainless steel welds*, chapter 9, in *Weld cracking in ferrous alloys*, Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, pp. 353-392, **2009**.
<https://doi.org/10.1533/9781845695453.2.353>.
- [112] M. Liljas, F. Sjöholm, *Applications*, (chapter 12) in *Duplex Stainless Steels*, I. Alvares-Armas, S. Degallaix-Moreuli, (editors), London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons; pp. 403-423, **2009**.
<https://www.wiley.com/en-us/Duplex+Stainless+Steels-p-9781848211377>.
- [113] Z. Schulz, D. Wachowiak, P. Whitcraft, *The availability and Economics of Using Duplex Stainless Steels*, NACE International, Corrosion 2014, San Antonio, Texas, USA, Paper No. 4345, **2014**.
<https://www.rolledalloys.com/wp-content/uploads.pdf>.
- [114] *Duplex Stainless Steels*, https://www.worldstainless.org/files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Duplex_Stainless_Steels.pdf.
- [115] J.O. Nilsson, G. Chai, *The physical metallurgy of duplex stainless steels*, Duplex Stainless-Steel Conference, Beaune, France, pp. 369-390, **2010**.
- [116] C.J. Huang, D.J. Browne, S. McFadden, *A phase-field simulation of austenite to ferrite transformation kinetics in low carbon steels*, Acta Materialia, 54(1), pp. 11-21, **2006**.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.033>.
- [117] A.F. Padilha, D.J.M. Aguiar, R.L. Plaut, *Duplex stainless steels: a dozen of significant phase transformations*, Defect and Diffusion Forum, 322, pp. 163–174, **2012**.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.322.163>.
- [118] M. Breda, I. Calliari, E. Ramous, M. Pizzo, L. Corain, G. Straffelini, *Ductile-to-brittle transition in a Zeron[®]100 SDSS in wrought and aged conditions*, Materials Science and Engineering: A, 585, pp. 57-65, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.068>.
- [119] J. Olsson, M. Snis, *Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants*, Desalination 205(1-3), pp. 104–113, **2007**.
<https://doi.org/10.1016/j.desal.2006.02.051>.
- [120] G. Straffelini, S. Baldo, I. Calliari, E. Ramous, *Effect of Aging on the Fracture Behavior of Lean Duplex Stainless Steels*, *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 40(11), pp. 2616-2621, **2009**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-009-9968-0>.

- [121] J. Charles, *Past, present and future of duplex stainless steels*, Duplex Conference, Grado, Italy, 18–20 June, **2007**.
[https://www.worldstainless.org/Pastpresentandfutureoftheduplex stainless steels.pdf](https://www.worldstainless.org/Pastpresentandfutureoftheduplex%20stainless%20steels.pdf).
- [122] W. Zhang, L.Z. Jiang, J.C. Hu, H.M. Song, *Effect of aging on precipitation and impact energy of 2101 economical duplex stainless steel*, *Materials Characterization*, 60(1), pp. 50-55, **2009**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.07.002>.
- [123] J. Charles, *Duplex families and applications : a review Part 3 : The lean duplex grades*, *Stainless Steels World*, October, **2015**.
<https://ro.scribd.com/document/353751882/Duplex-Families-Applications-a-Review-Part3>.
- [124] T.R. Dandekar, A. Kumar, R.K. Khatirkar, D. Mahadule, G. Ayyappan, *Multistep cross rolling of UNS S32101 steel: microstructure, texture, and magnetic properties*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(5), pp. 2916-2929, **2021**.
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-05510-z>.
- [125] J. Charles, *Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties*, *Proceedings of Duplex Stainless Steels '91*, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, pp.3-151, **1991**.
- [126] P. Kangas, G. Chai, *Duplex stainless steels for oil & gas applications*, 17th Asian Pacific Corrosion Control Conference, IIT Bombay, Mumbai, India, **2016**.
- [127] G. Byrne, R. Francis, G. Warburton, M. Maligas, *The Selection of Superduplex Stainless Steel for Oil field Applications*, *CORROSION* 2004, paper no. 04123, Houston, TX: NACE, pp. 1-10, **2004**.
[https://www.rolledalloys.ca/The-Selection-Of-Super-Duplex-Stainless-Steel-rolled alloys.pdf](https://www.rolledalloys.ca/The-Selection-Of-Super-Duplex-Stainless-Steel-rolled%20alloys.pdf).
- [128] L. Levkov, D. Shurygin, V. Dub, K. Kosyrev, A. Balikoev, *New generation of super duplex steels for equipment gas and oil production*, *E3S Web of Conferences*, 121 (5-6), Article No. 04007, **2019**.
<https://dx.doi.org/10.1051/e3sconf/201912104007>.
- [129] G.Chai, U. Kivisaakk, J. Toraruk, J. Eidhagen, *Hyper duplex stainless steel for deep subsea applications*, *Stainless Steel World*, March, 27, pp. 1-5, **2009**.
<https://ro.scribd.com/document/370819099/Deep-subsea-applications-pdf>.
- [130] K.Göransson, M-L. Nyman, M. Holmquist, E. Gomes, *Sandvik SAF 2707HD-a hyper duplex stainless steel for a severe chloride containing environments*, *Revue de Metallurgie Paris*, 104(9), pp.411-417, **2007**.
<https://doi.org/10.1051/metal:2007207>.
- [131] U.N. Kivisaak, J. Eidhagen, A. Juhlin, *UNS S33207—A New Hyper Duplex Stainless Steel For Umbilicals*; Paper 09076; *Corrosion* 2009; NACE International: Houston TX, USA, **2009**.
- [132] M. Liljas, P. Johansson, H.-P. Liu, C.A. Olsson, *Development of a lean duplex stainless steel*, *Steel Research International*, 79(6), pp. 466–473, **2008**.
<https://doi.org/10.1002/srin.200806154>.
- [133] J.Chater, *The European market for duplex stainless steels: rapid growth expected*, *Duplex Steel World* March, **2010**.
- [134] *International Molybdenum Association*, https://www.imoa.info/download_files/molyreview/excerpts/17-2/Storage_tanks.pdf.
- [135] G. Chail, P. Kangas, *Super and hyper duplex stainless steels: structures, properties and applications*, *Procedia Structural Integrity*, 2, pp. 1755–1762, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.221>.
- [136] Z. Schulz, D. Wachowiak, P. Whitcraft, *The availability and Economics of Using Duplex Stainless Steels*, NACE International, *Corrosion* 2014, San Antonio, Texas, USA, Paper No. 4345, **2014**.
<https://www.rolledalloys.com/wp-content/uploads.pdf>.

- [137] *Global Duplex Stainless Steel Market Size By Grade, By Product Form, By End-Use, By Geographic Scope And Forecast*, Verified Market Research, Report No. 40373, 202 pages, **2022**.
<https://www.verifiedmarketresearch.com/product/duplex-stainless-steel-market/>.
- [138] S.S.M. Tavares, J.M. Pardal, B.B. Almeida, M.T. Mendes, J.L.F. Freire, A.C. Vidal, *Failure of superduplex stainless steel flange due to inadequate microstructure and fabrication process*, *Engineering Failure Analysis*, 84, pp. 1–10, **2018**.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.10.007>.
- [139] N. Serban, V.D. Cojocaru, M.L. Angelescu, D. Raducanu, I. Cinca, A.N. Vintila, E. M. Cojocaru, *High temperature deformation behaviour of an industrial S32760/1.4501/F55 super duplex stainless steel (SDSS) alloy*, *METALLURGIA ITALIANA*, 5, pp. 41-48, **2019**.
http://www.aimnet.it/la_metallurgia_italiana/2019/maggio/serban.pdf.
- [140] V. Orlov, L. Levkov, V. Dub, A. Balikoev, D. Shurygin, *New approach to development and manufacturing technologies of duplex steel*, *I International Conference "Corrosion in the Oil & Gas Industry"*, *E3S Web of Conferences* 121, 04010, **2019**.
<https://doi.org/10.1051/e3sconf/201912104010>.
- [141] L. Weber, P.J. Uggowitzer, *Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steels with respect to nitrogen and nickel content*, *Materials Science and Engineering: A*, 242(1-2), pp. 222-229, **1998**.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00521-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00521-2).
- [142] C. Örnek, M.G. Burke, T. Hashimoto, D.L. Engelberg, *748 K (475 °C) Embrittlement of duplex stainless steel: effect on microstructure and fracture behavior*, *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 48(4), pp. 1653–1665, **2017**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3944-2>.
- [143] F. Khoshnaw, C. Marinescu, A. Sofronia, C. Munteanu, M. Marcu, L.E. Barbulescu, C. Ciobota, E.M. Cojocaru, S. Tanasescu, A. Paraschiv, *Microstructural and thermoanalytical characterization of super duplex stainless steel - UNS S32760-F55*, *Materials Today Communications*, 28, Article No. 102644, **2021**.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102644>.
- [144] J. Li, Z. Ma, X. Xiao, J. Zhao, L. Jiang, *On the behavior of nitrogen in a low-Ni high-Mn super duplex stainless steel*, *Materials & Design*, 32 (4), pp. 2199-2205, **2011**.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.021>.
- [145] B. Zhang, H. Li, S. Zhang, Z. Jiang, Y. Lin, H. Feng, H. Zhu, *Effect of nitrogen on precipitation behavior of hyper duplex stainless steel S32707*, *Materials Characterization*, 175, Article No. 111096, **2021**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111096>.
- [146] R. Ordonez, W. Edwards, J. Paules, *Influence of Microstructure on the Hot Ductility Behavior of Super Duplex Stainless Steel*, *Proceedings of : 9th European Stainless Steel Conference - Science & Market*, Bergamo, Italy, **2017**.
<https://www.researchgate.net/publication/328772034>.
- [147] M.L. Angelescu, V.D. Cojocaru, N. Serban, E.M. Cojocaru, *Evaluation of optimal forging temperature range for an industrial UNS S32750 SDSS alloy using SEM-EBSD analysis*, *METALS*, 8(7), Article No. 496, **2018**.
<https://doi.org/10.3390/met8070496>.
- [148] V.A Hosseini, L. Karlsson, C. Örnek, P. Reccagni, S. Wessman, D. Engelberg, *Microstructure and functionality of a uniquely graded super duplex stainless steel designed by a novel arc heat treatment method*, *Materials Characterization*, 139, pp. 390–400, **2018**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.024>.
- [149] E. Ryengen, C. Wintermark, *Lessons Learned from Heat Treatment of Components in 22Cr and 25Cr duplex Stainless Steels*, *Proceedings of the Conference Duplex Stainless Steels*, Beaune, France, **2010**.

- [150] V.D. Cojocaru, N. Serban, M.L. Angelescu, M.C. Cotrut, E.M. Cojocaru, A.N. Vintila, *Influence of solution treatment temperature on microstructural properties of an industrially forged UNS S32750/1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*, METALS, 7(6), Article No. 210, **2017**.
<https://doi.org/10.3390/met7060210>.
- [151] V.D. Cojocaru, D. Raducanu, M.L. Angelescu, A.N. Vintila, N. Serban, I. Dan, E. M. Cojocaru, I. Cinca, *Influence of solution treatment duration on microstructural features of an industrial forged UNS S32750/1.4410/F53 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*, JOM, 69, pp. 1439-1445, **2017**.
<https://doi.org/10.1007/s11837-017-2372-0>.
- [152] Y. Zhao, Y. Wang, S. Tang, W. Zhang, Z. Liu, *Edge cracking prevention in 2507 super duplex stainless steel by twin-roll strip casting and its microstructure and properties*, Journal of Materials Processing Technology, 266, pp. 246–254, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.11.010>.
- [153] S. Sasaki, T. Katsumura, Y. Yanagimoto, *Grain refinement technology for duplex stainless steel using rapid cooling immediately before hot working*, Journal of Materials Processing Technology, 281, Article No. 116614, **2020**.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116614>.
- [154] X.Z. Liang, M.F. Dodge, W. Liang, H.B. Dong, *Precipitation of chromium nitride nano-rods on lamellar carbides along austenite-ferrite boundaries in super duplex stainless steel*, Scripta Materialia, 127, pp. 45-48, **2017**.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.09.004>.
- [155] J.S. Li, G.J. Cheng, H.W. Yen, L.T. Wu, Y.L. Yang, R.T. Wu, J.R. Yang, S.H. Wang, *Thermal cycling induced stress-assisted sigma phase formation in super duplex stainless steel*, Materials and Design, 182, Article No. 108003, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108003>.
- [156] A. Keplinger, C. Martinez, M. Hausbauer, M. Kapp, *Early stages of deleterious phases in super and hyper duplex stainless steel and their effect on toughness*, BHM Berg-und Huettenmaennische Monatshefte, 165, pp. 33-39, **2020**.
<https://doi.org/10.1007/s00501-019-00936-4>.
- [157] Y.J. Kim, S.W. Kim, H.B. Kim, C.N. Park, Y.I. Choi, C.J. Park, *Effects of the precipitation of secondary phases on the erosion-corrosion of 25% Cr duplex stainless steel*, Corrosion Science, 152, pp. 202–210, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.03.006>.
- [158] N. Llorca-Isern, H. López-Luque, I. López-Jiménez, M.V. Biezma, M.V. *Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels*, Materials Characterization, 112, pp. 20–29, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>.
- [159] B.C. Lee, E.J. Oh, C.Y. Kang, *Effect of R phase on the pitting corrosion in super duplex stainless steel*, Korean Journal of Materials Research, 24(11), pp. 610–616, **2014**.
<https://doi.org/10.3740/MRSK.2014.24.11.610>.
- [160] N. Pettersson, R.F.A. Pettersson, S. Wessman, *Precipitation of chromium nitrides in the super duplex stainless steel 2507*, Metallurgical and Materials Transactions: A, 46(3), pp. 1062–1072, **2015**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-014-2718-y>.
- [161] O. Storz, A. Ibach, M. Pohl, *Morphology of σ -phase and its effects on the mechanical properties of duplex steels*, Associazione Italiana Metallurgia (Ed.), Proceedings of Duplex 2007 International Conference, Grado, Italy, **2007**.
- [162] M. Næss, R. Johnsen, M. Iannuzzi, *Use of Electrochemical Techniques to Determine the Effect of Sigma (σ)-Phase Precipitation on a 25 wt% Cr Super Duplex Stainless Steel*, CORROSION 2015 paper no. 5595, Houston, TX: NACE, **2015**.
<http://hdl.handle.net/20.500.11937/75299>.

- [163] D.C. Santos, R. Magnabosco, *Kinetic study to predict sigma phase formation in duplex stainless steel*, Metallurgical and Materials Transactions: A, 47(4), pp. 1554–1565, **2016**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3323-z>.
- [164] V.D. Cojocaru, N. Serban, M.L. Angelescu, E.M. Cojocaru, I. Cinca, D. Raducanu, A.N. Vintila, *Effect of short duration solution treatment at temperatures below 1000 degrees C on sigma-phase precipitation in a super duplex stainless steel alloy*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 49(5), pp. 530-537, **2018**.
<https://dx.doi.org/10.1002/mawe.201700280>.
- [165] S. Kingklang, V. Uthaisangsuk, *Investigation of hot deformation behavior of duplex stainless steel grade 2507*, Metallurgical and Materials Transactions: A, 48(1), pp. 95–108, **2017**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3829-4>.
- [166] J.H. Kang, S.J. Heo, J. Yoo, Y.C. Kwon, *Hot Working Characteristics of S32760 Super Duplex Stainless Steel*, Journal of Mechanical Science and Technology, 33(5), pp. 2633–2640, **2019**.
<https://dx.doi.org/10.1007/s12206-019-0511-y>.
- [167] S.Sasaki, T. Katsumara, *Influence of thermal history before hot working on flow stress of multiphase steel*, Proceedings of 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Brno, Czech Republic, **2019**.
<https://doi.org/10.37904/metal.2019.697>.
- [168] H. Farnoush, A. Momeni, K. Mohadesi, H. Keshmiri, *Hot deformation characteristics of 2205 duplex stainless steel based on the behavior of constituent phases*, Materials and Design, 31(1), pp. 220-226, **2010**.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.06.028>.
- [169] M. Faccoli, R. Roberti, *Study of hot deformation behaviour of 2205 duplex stainless steel through hot tension tests*, Journal of Materials Science, 48(15), pp. 5196–5203, **2013**.
<https://doi.org/10.1007/s10853-013-7307-8>.
- [170] A. Mandal, S. Patra, D. Chakrabarti, S.B. Singh, *Effect of rolling and subsequent annealing on microstructure, microtexture and properties of an experimental duplex stainless steel*, Metallurgical and Materials Transactions: A, 48(8), pp. 5960–5977, **2017**.
<https://dx.doi.org/10.1007/s11661-017-4345-x>.
- [171] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd ed., Elsevier, Oxford, **2004**.
<https://www.researchgate.net/file.PostFileLoader.html?id=534e7a62d5a3f2a4098b45e2>.
- [172] Y. Yang, B. Yang, *The microstructure and flow behavior of 2205 duplex stainless steel during high temperature compression deformation*, Materials Science and Engineering: A, 579, pp. 194-201, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.05.020>.
- [173] M. K. Mishra, I. Balasundar, A.G. Rao, B.P. Kashyap, N. Prabhu, *On the high temperature deformation behavior of 2507 super duplex stainless steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 26, pp. 802–812, **2017**.
<https://doi.org/10.1007/s11665-017-2508-y>.
- [174] M.L. Angelescu, E.M. Cojocaru, N. Serban, V.D. Cojocaru, *Evaluation of hot deformation behaviour of UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*, METALS, 10(5), Article No. 673, **2020**.
<https://doi.org/10.3390/met10050673>.
- [175] Z. Gao, J. Li, Y. Chen, Y. Wang, *Effect of dual-phase structure on the microstructure and deformation inhomogeneity of UNS S32750 duplex stainless steel*, Ironmaking & Steelmaking, 48(4), pp. 393-401, **2021**.
<https://doi.org/10.1080/03019233.2020.1794766>.
- [176] T. Zhou, Y. Xiong, X. Zha, Y. Yue, Y. Lu, T.T. He, F.Z. Ren, E. Rani, H. Singh, J. Kömi, M. Huttula, W. Cao, *Hot-deformation-induced structural and mechanical properties of Ce-*

- modified SAF 2507 super duplex stainless steel*, Journal of Materials Research and Technology, 9(4), pp. 8379-8390, **2020**.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.123>.
- [177] H. D. Solomon, T. M. Devine, *Duplex stainless steels—a tale of two phases*, Conference of the Duplex Stainless Steels, American Society of Metals Park, OH, pp. 693-756, **1982**.
<https://www.worldcat.org/title/duplex-stainless-steels-a-tale-of-two-phases/oclc/220244959>.
- [178] J. Charles, *Duplex families and applications: a review Part 1: From Duplex Pioneers up to 1991*, Stainless Steels World, **2015**.
- [179] *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*, 1st ed., International Molybdenum Association (IMOA), London, UK, **2001**.
http://www.edelstahl.de/fileadmin/user_upload/ess_duplex_steel.pdf.
- [180] H.M. Cobb, *The history of Stainless Steel*, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, **2010**.
<https://www.asminternational.org/books-and-handbooks>.
- [181] J.R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, **1994**.
<https://www.asminternational.org/PUBLICATION/>.
- [182] M. Liljas, *80 years with duplex steels, a historic review and prospects for the future*, Proceedings of 6th European Stainless Steel Conference, Helsinki, **2008**.
<https://www.gbv.de/dms/tib-ub-hannover/574551638.pdf>.
- [183] J. Foct, T. Magnin, P. Perrot, J.-B. Vogt, J.-B., *Nitrogen Alloying of Duplex Stainless Steels*, Duplex Stainless Steels '91; Les Editions de Physique: Les Ulis, France, **1991**.
- [184] J. Charles, *Duplex families and applications: a review Part 2: From 1991 to nowadays*, Stainless Steels World, **2015**.
- [185] I. Alvarez-Armas, S. Degallaix-Moreuil, *Duplex stainless steels*, ISTE Ltd, UK and John Wiley & Sons, Inc, USA, **2009**.
- [186] J. Charles, *Duplex Stainless Steels '91*, ed. J. Charles and S. Bernhardsson, vol. 1, pp. 3–48, Beaune Bourgogne, France, **1991**.
- [187] P. Soullignac, J.-C. Gagnepain, *Why duplex usage will continue to grow*, Duplex conference, Grado, Italy, **2007**.
- [188] *The Atlas Steels, Technical Handbook of Stainless Steels*, Atlas Steels Technical Department, **2013**.
<https://www.atlassteels.com.au/Atlas%20Technical%20Handbook>.
- [189] I. Alvarez-Armas, *Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys*, Recent Patents on Mechanical Engineering, 1, pp. 51–57, **2008**.
<https://doi.org/10.2174/2212797610801010051>.
- [190] B.I. Voronenko, *Austenitic-ferritic stainless steels: a state-of-the-art review*, Metal Science and Heat Treatment, 39, pp. 428-437, **1997**.
<https://doi.org/10.1007/BF02484228>.
- [191] G. Chail, P. Kangas, *Super and hyper duplex stainless steels: structures, properties and applications*, Procedia Structural Integrity, 2, pp. 1755–1762, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.221>.
- [192] *Duplex stainless steel for storage tanks*, 1285EN-GB:2. RCB2, Sweden, **2007**.
<https://www.outokumpu.com/en/expertise/2022/duplex-for-storage-tanks>.
- [193] A. Iversen, B. Leffler, *Aqueous Corrosion of Stainless Steels*, Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Shreir's Corrosion, vol. 3: Elsevier, pp. 1802-1878, **2010**.
<https://doi.org/10.1016/B978-044452787-5.00091-3>.
- [194] H. Okamoto, Conf. Proc., *Applications of Stainless Steel '92*, Vol. 1, Stockholm, Sweden, Jernkontoret, pp. 360-369, **1992**.
- [195] ISO 17781, *Petroleum, Petrochemical and Natural Gas. Industries—Test. Methods for Quality Control. of Microstructure of Ferritic/Austenitic (Duplex) Stainless Steels*; ISO: Geneva, Switzerland, **2017**.

- <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:17781:ed-1:v1:en>.
- [196] J. Kerr, P. V. T. Sheers, R. Paton, *A new lean duplex stainless steel with a low nickel content*, 4th European Stainless Steel Science and Market Congress, Paris, **2002**.
- [197] I. Alvarez-Armas, *Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys*, Recent Patents on Mechanical Engineering, 1(1), pp. 51-57, **2008**.
<https://dx.doi.org/10.2174/2212797610801010051>.
- [198] *Duplex Stainless Steel, Lean Duplex and Super Duplex*, MONTANSTAHL Special Profiles in Steel, **2017**.
<https://www.montanstahl.com/blog/duplex-stainless-steel-lean-duplex-super-duplex/>.
- [199] Z. Wei, J. Laizhu, S. Hongmei, H. Jincheng, W. Zhiyu, *Comparative study of mechanical property and precipitation of duplex stainless steel 2101 and 2205*, Proc. Conf. Duplex World Stainless Steels, Beaune, France, **2010**.
- [200] Z.H. Feng, J.Y. Li, Y.D. Wang, *The microstructure evolution of lean duplex stainless steel 2101*, Steel Research International, 88(12), Article No. 1700177, **2017**.
<https://doi.org/10.1002/srin.201700177>.
- [201] A.N. Moura, L.N.O. Favarato, A. Itman Filho, C.M. Alcântara, M.A. Cunha, T.R. Oliveira, M.L.P. Machado, *Study of the recrystallization and crystallographic texture evolution during final annealing of UNS S32304 Lean Duplex stainless steel*, Materials Characterization, 130, pp. 39-49, **2017**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.05.025>.
- [202] ASTM A182/A182M-21 - *Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service*, ASTM International, United States, **2022**.
https://www.astm.org/a0182_a0182m-21.html.
- [203] M.B. Mampuya, M.C. Umba, K. Mutombo, P.A. Olubambi, *Effect of heat treatment on the microstructure of duplex stainless steel 2205*, Materials Today Proceedings, 38 (2), pp. 1107–1112, **2021**.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.06.196>.
- [204] J. Li, J. Tang, M. Zhang, *Effects of solid solution treatment on microstructure and properties of welded joint for 2205 duplex stainless steel*, Heat Treatment of Metals, 38 (7), pp. 13–16, **2013**.
<https://www.researchgate.net/publication/288681068>.
- [205] S.S.M. Tavares, V.G. Silva, J.M. Pardal, J.S. Corte, *Investigation of stress corrosion cracks in a UNS S32750 superduplex stainless steel*, Engineering Failure Analysis, 35, pp. 88-94, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2012.12.013>.
- [206] L. Weber, P.J. Uggowitzer, *Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steels with respect to nitrogen and nickel content*, Materials Science and Engineering: A, 242(1-2), pp. 222-229, **1998**.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00521-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00521-2).
- [207] H. Tan, Y. Jiang, B. Deng, T. Sun, J. Xu, J. Li, *Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750*, Mater Charact, 60 (9), pp. 1049-1054, **2009**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.009>.
- [208] G. Chai, P. Kangas, *New hyper duplex stainless steels*, Proceedings of the Conference “Duplex stainless steels '91”, Beaune, France **1991**.
- [209] K. Göransson, M-L. Nyman, M. Holmquist, E. Gomes, *Sandvik SAF 2707HD-a hyper duplex stainless steel for a severe chloride containing environments*, Revue de Metallurgie Paris, 104(9), pp.411-417, **2007**.
<https://doi.org/10.1051/metal:2007207>.
- [210] B.B. Zhang, Z.H. Jiang, H.B. Li, S.C. Zhang, H. Feng, H. Li, *Precipitation behavior and phase transformation of hyper duplex stainless steel UNS S32707 at nose temperature*, Materials Characterization, 129, pp. 31–39, **2017**.

-
- <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.04.018>.
- [211] G. Chail, P. Kangas, *Super and hyper duplex stainless steels: structures, properties and applications*, Procedia Structural Integrity, 2, pp. 1755–1762, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.221>.
- [212] M. Nystroem, B. Karlsson, *Plastic deformation of duplex stainless steel with different amount of ferrite*, 4th International Conference of Duplex Stainless Steels 1, pp. 259–270, **1995**.
- [213] J. Charles, *Duplex Stainless Steels – a review after DSS '07 held in Grado*, Materials Technology 79(6), pp. 455-465, **2008**.
<https://doi.org/10.1002/srin.200806153>.
- [214] C.J. Huang, D.J. Browne, S. McFadden, *A phase-field simulation of austenite to ferrite transformation kinetics in low carbon steels*, Acta Materialia, 54(1), pp. 11-21, **2006**.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.033>.
- [215] X. Wang, D. Dumortier, Y. Riquier, *Structural evolution of Zeron 100 duplex stainless steel between 550 and 1100°C*, Proceedings of the Conference “Duplex stainless steels '91”, Beaune, France, **1991**.
- [216] L. Karlsson, L. Ryen, S. Pak, *Precipitation of intermetallic phases in 22% Cr duplex stainless weld metals*, Welding Journal-Including Welding Research Supplement, 74(1), pp. 28-38, **1995**.
https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1995_01_s28.pdf.
- [217] O. Smuk, P. Nenonen, H. Hänninen, *Study of the mechanisms of the secondary phase precipitation in P/M-HIP Super Duplex Stainless steels*, Proceedings of Duplex 2000 - 6th World Conference & Expo, Venice, Italy, **2000**.
<https://www.researchgate.net/publication/285586732#fullTextFileContent>.
- [218] Y.S. Li, S.X. Li, T.Y. Zhang, *Effect of dislocations on spinodal decomposition in Fe–Cr alloys*, Journal of Nuclear Materials, Vol. 395 (1-3), pp. 120-130, **2009**.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2009.10.042>.
- [219] X.C. Jiang, T. Yoshimura, Y. Ishikawa, T. Shinohara, S. Tsujikawa, *Investigation of Alpha Prime Precipitation in Aged Duplex Stainless Steel*, Journal of Electrochemical Society 139(4), pp. 1001–1007, **1992**.
<https://doi.org/10.1149/1.2069331>.
- [220] T.F. Fontes, R. Magnabosco, M. Terada, A.F. Padilha, I. Costa, *Corrosion Versus Mechanical Tests for Indirect Detection of Alpha Prime Phase in UNS S32520 Super Duplex Stainless Steel*, Corrosion 67 (4), **2011**.
<https://doi.org/10.5006/1.3570538>.
- [221] K.H. Lo, C.T. Kwok, W.K. Chan, D. Zeng, *Corrosion resistance of duplex stainless steel subjected to long-term annealing in the spinodal decomposition temperature range*, Corrosion Science, 55, pp. 267–271, **2012**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.10.027>.
- [222] Y. Chen, X. Chen, X. Dai, Y. You, B. Yang, *Effect of spinodal decomposition on the pitting corrosion resistance of Z3CN20.09M duplex stainless steel*, Materials and Corrosion, 69(4), pp. 527–535, **2018**.
<https://doi.org/10.1002/maco.201709738>.
- [223] G. O. Subramanian, B. S. Kong, H.J Lee, C. Jan, *Evaluation of the thermal aging of δ -ferrite in austenitic stainless steel welds by electrochemical analysis*, Scientific Reports, 8, Article No. 15091, **2018**.
<https://www.nature.com/articles/s41598-018-33422-x>.
- [224] O. Soriano-Vargas, V. M. López-Hirata, E. O. Ávila-Dávila, M. L. Saucedo-Muñoz, N. Cayetano-Castro, *Analysis of spinodal decomposition in Fe-32 and 40 at.% Cr alloys using phase field method based on linear and nonlinear Cahn-Hilliard equations*, REVISTA DE METALURGIA 52(4), **2016**.
<https://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.078>.
-

- [225] L. Karlsson, *Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: Metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects*, Welding Research Council Bulletin, vol. 438, 28 pages, **1999**.
https://jglobal.jst.go.jp/en/detail?JGLOBAL_ID=200902140132402955.
- [226] S.S.M. Tavares, A. Loureiro, J.M. Pardal, T.R. Montenegro, V.C. da Costa, *Influence of heat treatments at 475 and 400 °C on the pitting corrosion resistance and sensitization of UNS S32750 and UNS S32760 superduplex stainless steels*, Materials and Corrosion 63(6), pp. 522–526, **2011**.
<https://doi.org/10.1002/maco.201006016>.
- [227] C.A.Della Rovere, F.S. Santos, R. Silva, C.A.C Souza, S.E. Kuri, *Influence of long-term low-temperature aging on the microhardness and corrosion properties of duplex stainless steel*, Corrosion Science, 68, pp. 84–90, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.10.038>.
- [228] F. Iacoviello, F. Casari, S. Gialanella, *Effect of “475 °C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance*, Corrosion Science, 47(4), pp. 909–922, **2005**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2004.06.012>.
- [229] C. Örnek, J. Walton, T. Hashimoto et al., *Characterization of 475 °C Embrittlement of Duplex Stainless Steel Microstructure via Scanning Kelvin Probe Force Microscopy and Magnetic Force Microscopy*, Journal of the Electrochemical Society, 164(6), pp. C207–C217, **2017**.
<https://doi.org/10.1149/2.0311706jes>.
- [230] J.D. Tucker, M.K. Miller, G.A. Young, *Assessment of thermal embrittlement in duplex stainless steels 2003 and 2205 for nuclear power applications*, Acta Materialia, 87, pp. 15–24, **2015**.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.012>.
- [231] X. Liu, C. Liu, J.Wu, X. Zhand, X. Zhu, J. Wang, *Morphological instability of the G-phase induced a different contribution to hardening of ferrite phase in a duplex stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, **832**, Article No. 14242, **2022**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142421>.
- [232] Y. Matsukawa, T. Takeuchi, Y. Kakubo, T. Suzudo, H. Watanabe, H. Abe, T. Yoyama, Y. Nagai, *The two-step nucleation of G-phase in ferrite*, Acta Materialia, 116, pp. 104–113, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.013>.
- [233] S.L. Li, Y.L. Wang, X.T. Wang, F. Xue, *G-phase precipitation in duplex stainless steels after long-term thermal aging: a high-resolution transmission electron microscopy study*, Journal of Nuclear Materials, 452 (1-3), pp. 382–388, **2014**.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.05.069>.
- [234] R. Badyka, G. Monnet, S. SAILLET, C. Domain, C. Pareige, *Quantification of hardening contribution of G-phase precipitation and spinodal decomposition in aged duplex stainless steel: APT analysis and micro-hardness measurements*, Journal of Nuclear Materials, 514, pp. 266–275, **2019**.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.12.002>.
- [235] J.J. Shiao, C.H. Tsai, J.J. Kai, J.H. Huang, *Aging embrittlement and lattice image analysis in a Fe-Cr-Ni duplex stainless steel aged at 400°C*, Journal of Nuclear Materials, 217(3), pp. 269–278, **1994**.
[https://doi.org/10.1016/0022-3115\(94\)90376-X](https://doi.org/10.1016/0022-3115(94)90376-X).
- [236] A. Mteo, L. Llanes, M. Anglada, *Characterization of the intermetallic G-phase in an AISI 329 duplex stainless steel*, Journal of Materials Science, 32, pp. 4533–4540, **1997**.
<https://doi.org/10.1023/A:1018669217124>.
- [237] C. Pareige, J. Emo, S. SAILLET, C. Domain, P. Pareige, *Kinetics of G-phase precipitation and spinodal decomposition in very long aged ferrite of a Mo-free duplex stainless steel*, Journal of Nuclear Materials, 465, pp. 383–389, **2015**.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.06.017>.

- [238] B.S. Kong, J.H. Shin, C. Jang, Y. Na, D. Jang, H.J. Lee, J.S. Yang, *Effect of proton irradiation on δ -ferrite in the thermally aged austenitic stainless steel weld: precipitation of G-phase and additional hardening*, Journal of Nuclear Materials, 544, Article No. 152656, **2021**.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152656>.
- [239] H.M. Chung, O.K. Chopra, *Kinetics and mechanism of thermal aging embrittlement of duplex stainless steels*, J.R. Weeks and G.J. Theus, eds, Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, The Metallurgical Society, 20(16) pp. 359–370, **1988**.
<https://www.osti.gov/biblio/5856937>.
- [240] Y.H. Yao, J.F. Wei, Z.P. Wang, *Effect of long-term thermal aging on the mechanical properties of casting duplex stainless steels*, Materials Science and Engineering: A, 551, pp. 116-121, **2012**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.105>
- [241] J. Charles, *Duplex Stainless Steels – a review after DSS '07 held in Grado*, Materials Technology 79(6), pp. 455-465, **2008**.
<https://doi.org/10.1002/srin.200806153>.
- [242] J. O. Nilsson, P. Liu, *Aging at 400-600°C of submerged arc welds of 22Cr-3Mo-8Ni Duplex Stainless Steel and its effect on toughness and microstructure*, Materials Science and Technology, 7(9) pp. 853-862, **1991**.
<https://doi.org/10.1179/MST.1991.7.9.853>.
- [243] J.O. Nilsson, *Super duplex stainless steels*, Materials Science and Technology, 8(8), pp. 685-700, **1992**.
<https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.685>.
- [244] J. Cui, I.S. Park, C.Y. Kang, K. Miyaha, *Degradation of Impact Toughness due to Formation of R Phase in High Nitrogen 25Cr-7Ni-Mo Duplex Stainless Steels*, ISIJ International, Volume 41 (2), pp. 192-195, **2001**.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.192>.
- [245] A. Redjaimia, G. Metauer, M. Gantois, *Decomposition of Delta ferrite in an Fe-22Cr-5Ni-3Mo-0.03C duplex stainless steel. A morphological and structural study*, Proceedings of Duplex Stainless Steels'91 Conference, Beaune, France, paper 1, pp. 119-126, **1991**.
<https://www.researchgate.net/publication/262724866#fullTextFileContent>.
- [246] L. Karlsson, L. Ryen, S. Pak, *Precipitation of intermetallic phases in 22% Cr duplex stainless weld metals*, Welding Journal-Including Welding Research Supplement, 74(1), pp. 28-38, **1995**.
https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1995_01_s28.pdf.
- [247] A. Redjaimia, T. Otarola, A. Mateo, *Orientation Relationships between the δ -ferrite Matrix in a Duplex Stainless Steel and its Decomposition Products: the Austenite and the χ and R Frank-Kasper Phases*, Conference paper at 14th European Microscopy Congress (EMC 2008), Aachen, Germany, pp. 479-480, **2008**.
https://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-85226-1_240.
- [248] T.H. Hwang, J.H. Kim, K.H. Kim, W.J. Moon, C.Y. Kang, *Effect of R-phase on impact toughness of 25Cr-7Ni-4Mo super duplex stainless steel*, Metals and Materials International, 20(1), pp. 13-17, **2014**.
<https://doi.org/10.1007/s12540-014-1004-2>
- [249] N. Llorca-Isern, H. López-Luque, I. López-Jiménez, M.V. Biezma, *Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels*, Materials Characterization, 112, pp. 20–29, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>.
- [250] J.O. Nilsson, A. Wilson, *Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507*, Materials Science and Technology, 9 (7), pp. 545–554, **1993**.
<https://doi.org/10.1179/mst.1993.9.7.545>.

- [251] C. Gennari, L. Pezzato, E. Piva, R. Gobbo, I. Calliari, *Influence of small amount and different morphology of secondary phases on impact toughness of UNS S32205 Duplex Stainless Steel*, Materials Science and Engineering: A, 729, pp. 149–156, **2018**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.063>.
- [252] D.M. Escriba, E. Materna-Morris, R.L. Plaut, A.F. Padilha, *Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel*, Materials Characterization, 60(11), pp. 1214-1219, **2009**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.013>.
- [253] E.M. Cojocaru, D. Raducanu, S.S. Alturaihi, A. Nocivin, G. Coman, V.D. Cojocaru, *Influence of isochronal treatments on microstructure and mechanical properties of solution treated UNS S32750 SDSS alloy specimens*, Journal of Materials Research and Technology, 9(4), pp. 7870–7879, **2020**.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.056>.
- [254] J. Michalska, M. Sozańska, *Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel*, Materials Characterization, 56(4-5), pp. 355-362, **2006**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.11.003>.
- [255] T.H. Chen, K.L. Weng, J.R. Yang, *The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 338(1-2), 259-270, **2002**.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00093-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00093-X).
- [256] 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 superduplex stainless steel*, Metallurgical and Materials Transactions: A, 31, pp. 35-45, **2000**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-000-0050-1>.
- [257] M. Pohl, O. Storz, *Sigma-phase in duplex-stainless steels*, Zeitschrift für Metallkunde, 95(7), pp. 631–638, **2004**.
<https://doi.org/10.3139/146.017999>.
- [258] C.C. Hsieh, W. Wu, *Overview of intermetallic sigma phase precipitation in stainless steels*, ISRN Metallurgy, 1, pp. 1–16, **2012**.
<https://doi.org/10.5402/2012/732471>.
- [259] N. Haghdadi, D. Abou-Ras, P. Cizek, P.D. Hodgson, A.D. Rollett, H. Beladi, *Austenite-ferrite interface crystallography dependence of sigma phase precipitation using the five-parameter characterization approach*, Materials Letters, 196, pp. 264–268, **2017**.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.03.090>.
- [260] J.L. del Abra-Arzola, M.A. García-Rentería, V.L. Cruz-Hernández, et.all, *Study of the effect of sigma phase precipitation on the sliding wear and corrosion behaviour of duplex stainless steel AISI 2205*, WEAR, 400–401, pp. 43–51, **2017**.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.019>.
- [261] J. Michalska, M. Sozańska, *Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel*, Materials Characterization, 56(4-5), pp. 355-362, **2006**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.11.003>.
- [262] V.A. Hosseini, L. Karlsson, S. Wessman, N. Fuertes, *Effect of sigma phase morphology on the degradation of properties in a super duplex stainless steel*, Materials, 11(6), Article No. 933, pp. 1-20, **2018**.
<https://doi.org/10.3390/ma11060933>.
- [263] D.M.E. Villanueva, F.C.P. Junior, R.L. Plaut, A.F. Padilha, *Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex*, Materials Science and Technology, 22(9), pp. 1098-1104, **2006**.
<https://doi.org/10.1179/174328406X109230>.
- [264] H. Sieurin, R. Sandström, *Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205*, Materials Science and Engineering: A, 444(1-2), pp. 271-276, **2007**.
<https://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.107>.

- [265] R. Magnabosco, *Kinetics of sigma phase formation in a duplex stainless steel 2. Experimental procedure*, Materials Research, 12(3), pp. 321-327, **2009**.
https://dx.doi.org/10.1590/S1516_1439200_9000300012.
- [266] E. Symniotis, *Galvanic effects on the active dissolution of duplex stainless steels*, Corrosion (Houston), 46(1), pp. 2-12, **1990**.
<https://www.cabdirect.org/abstract/19901948037>.
- [267] K. Ravindranath, S.N. Malhotra, *The influence of aging on the intergranular corrosion of 22 chromium-5 nickel duplex stainless steel*, Corrosion Science, 37(1), pp. 121-129 and 131-132, **1995**.
[https://doi.org/10.1016/0010-938X\(94\)00120-U](https://doi.org/10.1016/0010-938X(94)00120-U).
- [268] H. Tan, Y. Jiang, B. Deng, T. Sun, J. Xu, J. Li, *Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750*, Materials Characterization, 60(9), pp. 1049–1054, **2009**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.009>.
- [269] M.V. Biezmaa, C. Berlangab, G. Argandonac, *Relationship between Microstructure and Fracture Types in a UNS S32205 Duplex Stainless Steel*, Materials Research, 16(5), pp. 965–969, **2013**.
<https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000085>.
- [270] P. Paulraj, R. Garg, *Effect of intermetallic phases on corrosion behavior and mechanical properties of duplex stainless steel and super-duplex stainless steel*, Advances in Science and Technology Research Journal 9(27), pp. 87-105, **2015**.
<https://doi.org/10.12913/22998624/59090>.
- [271] J. Li, T. Wu, Y. Riquier, *Sigma phase precipitation and its effect on the mechanical properties of a super duplex stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 174(2), pp. 149-156, **1994**.
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)91083-9](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)91083-9).
- [272] N. Lopez, N. Cid, M. Puiggali, *Influence of σ -phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels*, Corrosion Science, 41, pp. 1615-1631, **1999**.
<https://www.academia.edu/27173085>.
- [273] N. Ebrahimi, M. Momeni, M.H. Moayed, A. Davoodi, *Correlation between critical pitting temperature and degree of sensitisation on alloy 2205 duplex stainless steel*, Corrosion Science 53(2), pp. 637-644, **2011**.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.10.009>.
- [274] C. Örnek, D.L. Engelberg, *Correlative EBSD and SKPFM characterisation of microstructure development to assist determination of corrosion propensity in grade 2205 duplex stainless steel*, Journal of Materials Science, 51, pp. 1931-1948, **2016**.
<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9501-3>.
- [275] A.F. Ciuffini, S. Barella, C. di Cecca, A. Gruttadauria, C. Mapelli, D. Mombelli, *Isothermal austenite–ferrite phase transformations and microstructural evolution during annealing in super duplex stainless steels*, Metals, 7(9), Article no. 368, pp. 1-16, **2017**.
<https://dx.doi.org/10.3390/met7090368>.
- [276] L. Karlsson, *Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: Metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects*, Welding Research Council Bulletin, vol. 438, 28 pages, **1999**.
https://jglobal.jst.go.jp/en/detail?JGLOBAL_ID=2009021401_32402955.
- [277] L. Duprez, B.D. Cooman, N. Akdut, *Microstructure evolution during isothermal annealing of a standard duplex stainless steel type 1.4462*, Steel Research, 71(10), pp. 417–422, **2000**.
<https://doi.org/10.1002/srin.200001338>.
- [278] H. Sieurin, R. Sandström, *Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205*, Materials Science and Engineering: A, 444(1-2), pp. 271-276, **2007**.
<https://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.107>.

- [279] J.M. Pardal, S.S.M. Tavares, M.P.C. Fonseca, J.A. Souza, L.M. Vieira, H.F.G. Abreu, *Deleterious phases precipitation on superduplex stainless steel UNS S32750: characterization by light optical and scanning electron microscopy*, *Materials Research*, 13(3), pp. 401–407, **2010**.
<https://doi.org/10.1590/S1516-14392010000300020>.
- [280] G. Argandona, J.F. Palacio, C. Berlanga, M.V. Biezma, P.J. Rivero, J. Pena, R. Rodriguez, *Effect of the temperature in the mechanical properties of austenite, ferrite and sigma phases of duplex stainless steels using hardness, microhardness and nanoindentation techniques*, *Metals* 7(6), Article No. 219, **2017**.
<https://doi.org/10.3390/met7060219>.
- [281] V.A. Hosseini, L. Karlsson, S. Wessman, N. Fuertes, *Effect of sigma phase morphology on the degradation of properties in a super duplex stainless steel*, *Materials* 11(6), Article No. 933, **2018**.
<https://doi.org/10.3390/ma11060933>.
- [282] I. Mészáros, B. Bögre, *Complex study of eutectoidal phase transformation of 2507-type superduplex stainless steel*, *Materials*, 12(13), Article No. 2205, **2019**.
<https://doi.org/10.3390/ma12132205>.
- [283] J. Nowacki, A. Lukojc, *Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints*, *Materials Characterization*, 56(4-5), pp. 436–441, **2006**.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.02.007>.
- [284] R. Magnabosco, D. Caluscio dos Santos, *Intermetallic phases formation during short aging between 850 °C and 950 °C of a superduplex stainless steel*, *Journal of Materials Research and Technology*, 1(2), pp.71–74, **2012**.
<https://www.sciencedirect.com/S2238785412700133>
- [285] J. Charles, P. Chemelle, *The history of duplex developments, nowadays DSS:properties and duplex market future trends*, *Proceedings of 8th Duplex Stainless Steel Conference*, Beaune, France, **2010**.
<https://docplayer.net/94844779-The-history-of-duplex-developments-nowadays-dss-properties-and-duplex-market-future-trends.html>.
- [286] J.K. Du, C.H. Wang, K.C. Wang, K.K. Chen, *TEM analysis of 2205 duplex stainless steel to determine orientation relationship between $M_{23}C_6$ carbide and austenite matrix at 950 °C*, *Intermetallics*, 45, pp. 80-83, **2014**.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.10.001>.
- [287] K. Wiczerzak, P. Bala, R. Dziurk, T. Tokarski, G. Cios, T. Koziel, L. Gondek, *The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and M_7C_3 \square $M_{23}C_6$ carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy*, *Journal of Alloys and Compounds*, 698, pp. 673-684, **2017**.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.252>.
- [288] P.D. Southwick and R.W.K. Honeycomb, *Precipitation of $M_{23}C_6$ at austenite/ferrite interfaces in duplex stainless steel*, *Metal Science*, 16(10), pp. 475–482, **1982**.
<https://doi.org/10.1179/msc.1982.16.10.475>.
- [289] T. Thorvaldsson, H. Eriksson, J. Kutka, A. Salwén, *Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel*, *Proceedings of Stainless Steel '84*, Göteborg, Sweden, **1984**.
- [290] T. Sourmail, *Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels*, *Materials Science and Technology*, 17(1), pp. 1-14, **2001**.
<https://doi.org/10.1179/026708301101508972>.
- [291] J.Y. Maetz, S. Cazottes, C. Verdu, X. Kléber, *Precipitation and phase transformations in 2101 lean duplex stainless steel during isothermal aging*, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, pp. 239–253, **2016**.
<https://dx.doi.org/10.1007/s11661-015-3215-7>.

- [292] A.F. Padilha, P.R. Rios, *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*, ISIJ International, 42(4), pp. 325-327, **2002**.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>.
- [293] B. Kaplan, A. Blomqvist, C. Århammar, M. Selleby, S. Norgren, *Structural determination of (Cr,Co)₇C₃*, Proceedings of 18th Plansee Seminar 2013 - International Conference on Refractory Metals and Hard Materials, Reutte, Austria, **2013**.
<http://kth.divaportal.org/smash/record.jsf?pid=diva2%3A642410>.
- [294] K.M. Lee, H.S. Cho, D.C. Choi, *Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite*, Journal of Alloys and Compounds, 285(1-2), pp. 156-161, **1999**.
[https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(99\)00014-6](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(99)00014-6).
- [295] M. Liljas, P. Johansson, H.-P. Liu, C.A. Olsson, *Development of a lean duplex stainless steel*, Steel Research International, 79(6), pp. 466-473, **2008**.
<https://doi.org/10.1002/srin.200806154>.
- [296] G.L.F. Powell, R.A. Carlson, V. Randle, *The morphology and microtexture of M₇C₃ carbides in Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Si alloys of near eutectic composition*, Journal of Materials Science, 29, pp. 4889-4896, **1994**.
<https://doi.org/10.1007/BF00356539>.
- [297] H.U. Hong, B.S. Rho, S.W. Nam, *Correlation of the M₂₃C₆ precipitation morphology with grain boundary characteristics in austenitic stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 318(1-2), pp. 285-292, **2001**.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01254-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01254-0).
- [298] H.U. Hong and S.W. Nam, *The occurrence of grain boundary serration and its effect on the M₂₃C₆ carbide characteristics in an AISI 316 stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 332(1-2), pp. 255-261, **2002**.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01754-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01754-3).
- [299] K.J. Kim, H.U. Hong, K.S. Min, S.W. Nam, *Correlation between the carbide morphology and cavity nucleation in an austenitic stainless steels under creep-fatigue*, Materials Science and Engineering: A, 387-389, pp. 531-535, **2004**.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.126>.
- [300] M. Knyazeva, M. Pohl, *Duplex Steels. Part II: carbides and nitrides*, Metallography, Microstructure, and Analysis, 2(5), pp. 343-351, **2013**.
<https://doi.org/10.1007/s13632-013-0088-2>.
- [301] E. Bettini, U. Kivisäkk, C. Leygraf, J. Pan, *Study of corrosion behavior of a 22% Cr duplex stainless steel: Influence of nano-sized chromium nitrides and exposure temperature*, Electrochimica Acta, 113, pp. 280-289, **2013**.
<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2013.09.056>.
- [302] F. Shi, Y. Qi, C. Liu, *Effects of Mo on the precipitation behaviors in high-nitrogen austenitic stainless steels*, Journal of Materials Science & Technology, 27(12), pp. 1125-1130, **2011**.
[https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60007-3](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60007-3).
- [303] L.W. Xu, H.B. Zheng, H.B. Li, Z.H. Jiang, S.C. Zhang, J.T. Yu, H. Feng, Y. Lin, *Precipitation behavior of P550 steel for non-magnetic drill collars during isothermal aging at 650 - 900 °C*, Journal of Iron and Steel Research International, 29, pp. 636-646, **2021**.
<https://link.springer.com/article/10.1007/s42243-021-00566-6>.
- [304] I.F. Machado, A.F. Padilha, *Aging behaviour of 25Cr-17Mn high nitrogen duplex stainless steel*, ISIJ International, 40(7), pp. 719-724, **2000**.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.719>.
- [305] A.J. Ramirez, J.C. Lippold, S.D. Brandi, *The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels*, Metallurgical and Materials Transactions A, 34(8), pp. 1575-1597, **2003**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-003-0304-9>.

- [306] F. Vanderschaeve, R. Taillard, J. Foct, *Discontinuous precipitation of Cr₂N in a high nitrogen, chromium-manganese austenitic stainless steel*, Journal of Materials Science, 30, pp. 6035-6046, **1995**.
<https://doi.org/10.1007/BF01151525>.
- [307] F. Shi, L.J. Wang, W.F. Cui, C.M. Liu, *Precipitation behavior of M₂N in a high-nitrogen austenitic stainless steel during isothermal aging*, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 20(2), pp. 95-101, **2007**.
[https://doi.org/10.1016/S1006-7191\(07\)60013-1](https://doi.org/10.1016/S1006-7191(07)60013-1).
- [308] N. Pettersson, R.F.A. Pettersson, S. Wessman, *Precipitation of chromium nitrides in the super duplex stainless steel 2507*, Metallurgical and Materials Transactions A 46, pp.1062–1072, **2015**.
<https://doi.org/10.1007/s11661-014-2718-y>.
- [309] A.F. Padilha, P.R. Rios, *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*, ISIJ International, 42(4), pp. 325-327, **2002**.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>.
- [310] Y. Zhang, G. Miyamoto, T. Furuhashi, *Atom probe compositional analysis of interphase precipitated nano-sized alloy carbide in multiple microalloyed low-carbon steels*, Microscopy and Microanalysis, 25(2), pp. 447-453, **2019**.
<https://doi.org/10.1017/S1431927618015374>.
- [311] T.H. Lee, C.S. Oh, H.N. Han, C.G. Lee, S.J. Kim, S. Takaki, *On the crystal structure of Cr₂N precipitates in high-nitrogen austenitic stainless steel*, Acta Crystallographica B, 61, pp. 137–144, **2005**.
<https://doi.org/10.1107/s0108768104033919>.
- [312] J.Y. Maetz, T. Douillard, S. Cazottes, C. Verdu, X. Kléber, *M₂₃C₆ carbides and Cr₂N nitrides in aged duplex stainless steel: a SEM, TEM and FIB tomography investigation*, Micron, 84, pp. 43–53, **2016**.
<https://doi.org/10.1016/j.micron.2016.01.007>.
- [313] *Map: General Chemistry: Principles, Patterns, and Applications (Averill), 12: Solids, 12.2: The Arrangement of Atoms in Crystalline Solids*, **2022**.
https://chem.libretexts.org/GeneralChemistry/The_Arrangement_of_Atoms_in_Crystalline_Solids.
- [314] C. Örnek, *Performance Characterisation of Duplex Stainless Steel in Nuclear Waste Storage Environment*, PhD Thesis, **2015**.
<https://dx.doi.org/10.13140/RG.2.2.13272.44805>.
- [315] I. Alvarez-Armas, S. Degalliax-Moreuil, *Duplex stainless steels*, ISTE Ltd.,UK and John Wiley & Sons, Inc., USA, **2009**.
<https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9781118557990>.
- [316] J. Verma, R.V. Taiwade, *Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A Review*, Journal of Manufacturing Processes, Vol. 25, pp.134-152, **2017**.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.003>.
- [317] B.S. Mitchell, *An Introduction to Materials Engineering and Science for Chemical and Materials Engineers*, John Wiley & Sons, Canada, **2003**.
<https://www.wiley.com/en-pk/9780471473367>.
- [318] G. Byrne, G. Warburton, J. Wilson, R. Francis, *Fabrication of Superduplex Stainless Steel for Optimum Seawater Corrosion Resistance*, World Congress on Desalination and Water Reuse: Perth, Australia; IDA: Topsfield, MA, USA, **2011**.
<https://www.neonickel.com/wp-content/uploads/2016/12/91.pdf>.
- [319] Francis, R. *The Corrosion of Duplex Stainless Steels: A Practical Guide for Engineers*; NACE International: Houston, TX, USA, 256 pages, **2018**.
https://www.google.ro/books/The_Corrosion_of_Duplex_Stainless_Steels.

- [320] *Chemical composition and mechanical properties of Alloy 1.4410 / super duplex UNS S32750 / F53 / 2507*, according to : EN 10088-3, ASTM A276, ASTM A479, ASTM A182–11A, approved by: NACE MR0175, NORSOK M650, NORSOK M630 MDS D51/ D53/ D54/ D55/ D57/ D58. <https://www.sverdrupsteel.com/wp-content/uploads/2022/05/32750.pdf>.
- [321] *Super Duplex Stainless Steel EN 1.4410 – UNS S32750 - EN 1.4410 a super duplex stainless steel especially designed for service in aggressive chloride containing environments*, VALBRUNA NORDIC AB. https://www.valbrunanordic.se/wp-content/uploads/2014/10/EN_1_4410_1409_Valbruna_Nordic_English.pdf.
- [322] J. Howing, *Applications for Duplex Grades with High. PRE in Refineries*; Duplex 2010: Beaune, France; KCI: Zutphen, Holland, **2010**.
- [323] R. Francis, *Avoiding Corrosion in Desalination Plants*; NACE International: Houston, TX, USA, **2019**.
- [324] E.A. Lizlovs, *Corrosion Resistance of Some Commercial Duplex Stainless Steels*, Climax Molybdenum Report RP-33-80-08; Climax Molybdenum: Fort Madison, IA, USA, **1981**.
- [325] A.A. Kazakov, A.I. Zhitenev, A.S. Fedorov, O.V. Fomina, *Development of Duplex Stainless Steel Compositions*, CIS Iron Steel Review, 18, pp. 20–26, **2019**.
<https://doi.org/10.17580/cisirs.2019.02.04>.
- [326] G. Byrne, R. Francis, G. Warburton, R.J. Bullock, C. Kuzler, *The Selection, Design, Fabrication and Performance of Zeron 100® in SWRO Applications*, Proceedings of the IDA Conference, Bahamas, International Desalination Association: Topsfield, MA, USA, **2003**.
<https://www.neonickel.com/wp-content/uploads/2016/12/68.pdf>.
- [327] Z. Schulz, D. Wachowiak, P. Whitcraft, *The availability and Economics of Using Duplex Stainless Steels*, NACE International, Corrosion 2014, San Antonio, Texas, USA, Paper No. 4345, **2014**.
<https://www.rolledalloys.com/wp-content/uploads.pdf>.
- [328] G. Chail, P. Kangas, *Super and hyper duplex stainless steels: structures, properties and applications*, Procedia Structural Integrity, 2, pp. 1755–1762, **2016**,
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.221>.
- [329] L. Levkov, D. Shurygin, V. Dub, K. Kosyrev, A. Balikoev, *New generation of super duplex steels for equipment gas and oil production*, E3S Web of Conferences, Vol. 121 (5-6), Article No. 04007, **2019**.
<https://dx.doi.org/10.1051/e3sconf/201912104007>.
- [330] J.C.M. Farrar, *Group D: Duplex and superduplex stainless steel*, The Alloy Tree (A Guide to Low-Alloy Steels, Stainless Steels and Nickel-base Alloys), Woodhead Publishing, pp. 53-63, **2004**.
- [331] D. Villalobos, A. Albiter, C. Maldonado, *Microstructural changes in SAF 2507 superduplex stainless steel produced by thermal cycle*, Revista Materia (Rio de Janeiro), 14(3), pp. 1061–1069, **2009**.
<https://doi.org/10.1590/S1517-70762009000300017>.
- [332] M. Ma, H. Ding, Z. Tang, J. Zhao, Z. Jiang, G. Fan, *Effects of temperature and strain rate on flow behavior and microstructural evolution of super duplex stainless steel under hot deformation*, Journal of Iron and Steel Research International, 23(3), pp. 244–252, **2016**.
[https://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(16\)30041-3](https://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30041-3).
- [333] E.M. Cojocar, A. Nocivin, D. Raducanu, M.L. Angelescu, I. Cinca, I.V. Balkan, N. Serban, V.D. Cojocar, *Microstructure evolution during hot deformation of UNS S32750 Super-Duplex Stainless Steel alloy*, MATERIALS, 14, 3916, **2021**.
<https://dx.doi.org/10.3390/ma14143916>.
- [334] E.M. Cojocar, D. Raducanu, A. Nocivin, V.D. Cojocar, *Influence of ageing treatment temperature and duration on σ -phase precipitation and mechanical properties of UNS S32750 SDSS alloy*, Journal of Advanced Research, 30, pp. 53-61, **2021**.
<https://dx.doi.org/10.1016/j.jare.2020.11.005>.

- [335] E.M. Cojocaru, D. Raducanu, A. Nocivin, I. Cinca, A.N. Vintila, N. Serban, M.L. Angelescu, V.D. Cojocaru, *Influence of aging treatment on microstructure and tensile properties of a hot deformed UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel (SDSS) alloy*, METALS, 10, 353, **2020**.
<https://dx.doi.org/10.3390/met10030353>.