

J. M. Rodriguez Ibabe

MATERIALEN ZIENTZIA METALURGIARI APLIKATUA

Adibide industrialak



ELHUYAR
edizioak

Unibertsitatea



MATERIALEN ZIENTZIA METALURGIARI APLIKATUA

Adibide industrialak

J. M. Rodriguez Ibabe

CEIT eta TECNUN (Nafarroako Unibertsitatea)



ELHUYAR
edizioak

Ez da zilegi liburu hau osorik edo partzialki erreproduzitzea, ez informatikoki tratatzea, eta ezta inola edo dena delako baliabidez (baliabide elektroniko, mekaniko, optiko, grabazio magnetiko, fotokopia, erregistro edo bestelako baliabidez) transmititzea, Elhuyar Fundazioaren aldez aurretiko idatzizko baimenik gabe.



Hezkuntza, Unibertsitate eta Ikerketa Sailaren laguntzaz argitaratu da.

© ELHUYAR Fundazioa, Zelai Haundi, 3. Osinalde industrialdea.

20170 USURBIL (Gip.) (2003)

elhuyar@elhuyar.com - www.elhuyar.org

© Edizio honena: J. M. Rodríguez Ibabe

ISBN: 978-84-92457-42-7

*Naiara, Iruñe eta Enekeri,
gure altxor gazteak.
Horien trebakuntzari laguntzeko
asmoz idatzia da liburu hau.*

AURKIBIDEA

1. Txatarra oinarri duen altzairugintza:	
hondar-elementuen eragina	1
2. XXI. Mendeko altzairuak: nitrogeno-proporzioa	
handitzearen abantailak eta arazoak	47
3. Ia bukaerako formak egiteko teknologiak: altzairua .	87
4. Ia bukaerako formak egiteko teknologiak:	
aleazio arinen kasua	149
5. Egituretako altzairuak.....	195
6. Partikulen ingeniarietza altzairuetan	227

AURKEZPENA

Liburu hau fase baten amaiera dela esango genuke. Duela ia hamabost urte hasi ginen materialen zientziari buruzko liburuak eta artikulua euskaraz argitaratzen. Eskuetan daukazun hau bosgarren liburua da. Hemen aipatuko ditugun idazlanez gain, 1.700 bat orri plazaratuak ditugu jada materialen zientziaz.

Duela hamabost urte, helburua nagusia zen materialen portaera mekanikoa neurtzeko oinarritzko parametroak eta prozedurak zehaztea. Horrela sortu ziren honako bi liburuok:

- *Materialen portaera elastikoa eta plastikoa* (1987; 2. argitalpena, 1991n).
- *Hausturaren mekanika* (1990)

Bi liburu horietan, portaera mekanikoaren ikuspuntutik aztertu ziren materialak: lehenengoan, ohiko parametroak kontuan hartuta; bigarrenengan, berriz, neke-portaera eta haustura hauskorra ere aintzat hartuta. Unibertsitateko bigarren zikloko ikasleentzat eginak dira bi liburuok (ingeniaritza industrialak eta materialen ingeniaritza ikasten dutenentzat, bereziki), bai gaien tratamenduagatik bai horien sakontasunagatik. Horrez gain, eta ikerketaren alorrera gehiago hurbilduz, *Altzairuen zailtasuna hauskor/harikor trantsizioan* izenburuko lana (110 orrialdekoa) argitaratu zuen Elhuyar aldizkariak, ale monografiko batean, 1995ean, A. Linaza eta J.J. Urkola ikerlariekin batera.

Portaera mekanikoaren oinarriak finkatu ondoren, honako hau genuen hurrengo pausoa: zehaztea zein izan behar luketen materialen ezaugarriak propietate minimo batzuk lortzeko. Irizpide horretatik abiatuta, beste bi liburu argitaratu ziren:

- *Altzairuaren diseinurako metalurgia fisikoa* (1993. urtean, J.J. Urkolarekin batera)
- *Altzairuen berotako konformazioa* (1997. urtean, A. Linaza, I. Gutierrez eta B. Lopezekin batera).

Liburuen izenburuek adierazten dutenez, altzairua da gaia batean zein bestean, horixe baita –gaur egun ere– material nagusia ingeniaritzaren ohiko aplikazioetan. Lehenengo liburuan aztertzen dira altzairuan azal daitezkeen mikroegiturak eta horien eta propietate mekanikoen arteko erlazioak. Bigarren zikloko ikasleentzat dago egina liburua, eta, oro har, gaiaren tratamendu ‘klasikoa’ egiten du. Dena den, bi berrikuntza erantsi zitzaizkion liburuari. Lehenengoari dagokionez, kapituluaren bukaeran deskribatzen du nola neurtu behar diren laborategian testuan ageri diren mikroegitura-parametroak. Bigarren berrikuntza: industriako prozedura teknologiko batzuen metalurgia fisikoa aztertu zen kapitulu berezi batean.

Bigarren liburuak metalen beroko konformazioa (ijezketa eta forjaketa, bereziki) aztertzen ditu. Zenbait kapitulutik aurkezten diren emaitzek CEITen egindako ikerketa-proiektuak dituzte oinarri. Liburuaren sakontasuna ikusirik, egokia da doktoretzarako, atal batzuk bigarren zikloan emateko modukoak badira ere. Aplikazio industrial ugari dago, bestalde, liburu honetan.

Eskuetan duzun liburu honekin, berriz, beste pauso bat eman nahi izan dugu. Askotan, kontzeptuak banan-banan aurkezten dira, horien arteko lotura handirik gabe. Nahiko akademikoa da prozedura hori. Errealitatean, ordea, gaien konplexutasunak kontzeptu eta ikuspuntu ugari erabiltzera behartzen gaitu. Horrelakoetan, beraz, beste hurbilketa bat egin beharra dago. Bigarren bideari ekin diogu liburu honetan.

Material hobeak edo egokiagoak lortzea da materialen zientziaren helburua. Hala ere, batzuetan, aldaketaren oinarria ez da materialaren hobekuntza izaten, prozesu industrialari lotuta dauden ikuspuntu ekonomi-

koak baizik. Altzairuei dagokienez, ikuspuntu ekonomikoa izan dute beti abiapuntu forjaketa zuzenak, isurketa jarraituak, duela gutxi garatu den plantxoi meheen teknologia berriak edo aluminio-aleazioei aplikatutako tixogaldaketak eta tixoforjaketak. Hori dela-eta, oso aldaketa sakonak egin dira prozesu industrialetan, batzuetan material berriaren portaera espero baino apalagoa izan bada ere.

Horrelakoetan, aldaketa industrialak martxan jarri ondoren materialen zientziak eskaintzen dituen aukera guztiak aplikatu behar izan dituzte teknikariek ekoiztutako materialak aurreko prozesu teknologian lortutakoak bezain egokiak izan daitezen. Hori dela eta, konposizio kimiko berriak garatu dira eta, batzuetan, goitik behera birdiseinatu ere ohizko prozedura teknologikoak.

Irakaskuntzan, berriz, oso gutxitan hartu izan da kontuan –materialen zientziaren arloan– prozesu industrialaren eta erabaki ekonomikoen arteko elkarrekintza. Materialen ingeniariaren eta ingeniari industrialen curriculumetan materialaren zientziaren oinarriak irakasten dira. Era berean, zenbait gaitan material metalikoen (altzairuak eta aluminio-aleazioak, bereziki) metalurgia fisikoa aztertzen da. Hala ere, lehen esan dugunez, gehienetan bereizita aztertzen dira gaiak, ikuspuntu akademiko hutsetik.

Industrian, aldiz, askoz konplexuagoa izaten da egoera. Unibertsitate anglosaxoietan, aspalditik ari dira aintzat hartzen konplexutasun hori, eta ikasmaterialen artean *Cases Studies* deituriko gaiak erabiltzen dituzte. Gai horietan, ikasleak, oinarri teoriko minimo batzuk ikasi ondoren, errealitatearekin lotura handia duten adibideak aztertzen ditu, hainbat ikuspuntutatik aztertu ere.

Liburu honek ere osorik aztertzen ditu gaiak. Horretarako, sei kapitulutan banatutako sei gai jorratzen ditu. Adibide batzuen bidez, materialak ekoiz-

teko gero eta gehiago erabiltzen ari diren prozedura berriak aztertzen dira, baita bakoitzaren abantailak eta zailtasunak ere.

Liburu hau erabiltzeko, materialen zientziaren kontzeptu minimo batzuk menderatu beharra dauzka irakurleak. Beraz, kontzeptu berriak aurkeztu ordez, oinarri horiek industrian nola aplikatu aztertzen da liburuan.

Amaitzeko, hainbat gogoeta ere aipatu nahi genituzke liburu hau dela eta. Ezin ahaztu Javier Urkola zenak erakutsitako bidea. Gure ikerketa-taldean zebilenean, beti uztartzen zituen Urkolak materialaren zientziaren oinarriak eta industriaren betebeharrak teknologikoak. Gu ere bide horretatik jarraitzen saiatu gara, eta horren ondorio duzue liburu hau.

Bestalde, CEITeko Tratamendu Termomekanikoaren taldean egin diren edo martxan dauden ikerketa-proiektu askoren emaitzak erabili dira liburu hau prestatzeko. Beraz, ia talde osoak utzi digu hainbat material. Gure eskerrik beroenak, bada, horretan lagundu diguten guztiei.

Azkenik, liburu honetarako materiala lanorduetatik kanpo idatzia da ia erabat. Familiaren babesik gabe ezinezkoa izaten da hori. Eskerrik asko zuei ere, bada, izan duzuen pazientziagatik. Baita Elhuyar Fundazioko lagunei ere, idazlana txukundu eta aberasteagatik eta liburu hau argitaratzeko animoak eta laguntza emateagatik.

Zumaian, 2003ko maiatzean

1.

TXATARRA OINARRI DUEN ALTZAIRUGINTZA: HONDAR-ELEMENTUEN ERAGINA

1.1. Sarrera

1.2. Isurketa jarraitua: pitzaduren sorrera gainazalean

1.3. Beroko ijezketa: harikortasun-ezaren arazoa

**1.4 Hondar-elementuek sortutako disoluzio solidozko
eta hauspeatze bidezko gogortzea**

1.5. Erresistentzia aldatzeko bestelako mekanismoak

1.6. Hondar-elementuen eragina soldagarritasunean

1.7. Oxido-geruzak: alanbre-gaiaren kasua

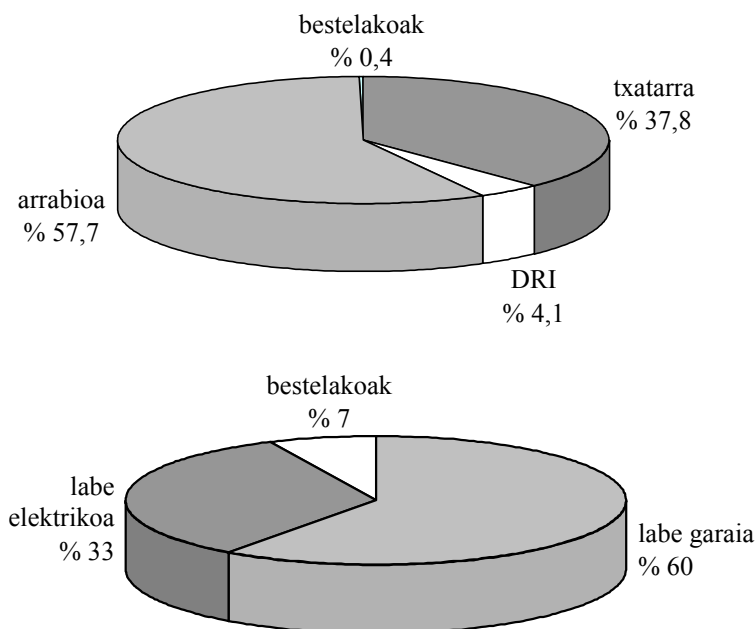
**1.8. Korrosioaren aurkako babesa: egituretako altzairu
mota berria**

1.9. Ondorioak

1.10. Erreferentziak

1.1. SARRERA

Txatarraren erabilpena zabaltzea ekarri du labe elektrikoaren teknologia oinarri duen altzairugintzaren gorako joerak. Txatarrean oinarritzen da, izan ere, munduko altzairuaren produkzio osoaren % 37-40 inguru azken urteotan. Labe elektrikoaren teknologia erabiliz egiten da ekoizpen osoaren herena [1.1], 1.1. irudiaren eskeman adierazten denez. Ekonomikoak dira aldaketa horren arrazoi nagusiak. Txikiegiak dira ohiko labe garai asko gaur egungo baldintzetarako; kostu handikoak eta produktibitate txikikoak, beraz, labe garai berriekin konparatuz gero. Labe garai berriak eraikitzeko inbertsio handiak behar direnez, labe zaharren, ordeztu labe elektrikoak jartzen dira askotan, horiei dagozkien teknologia eta prozedura berriekin batera.

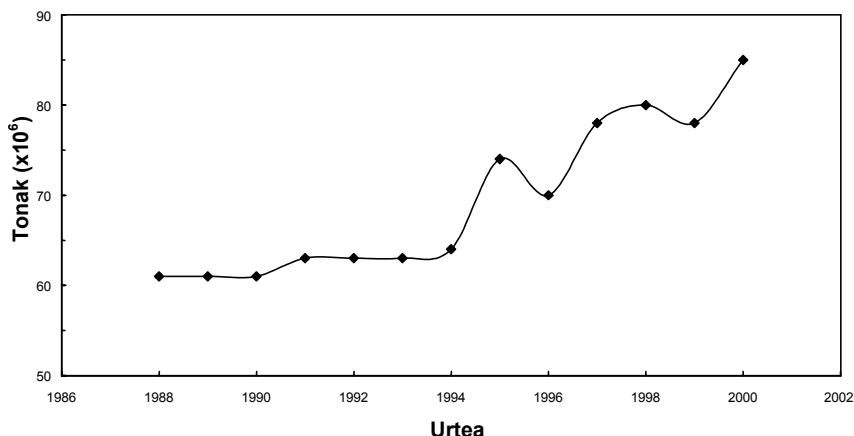


1.1. irudia. Altzairuaren produkzioa munduan, lehengaiaren eta prozeduraren arabera.

Hala ere, aldaketa hori dela-eta txatarrarekin erlazionatutako zenbait ezaugarri teknikok oso eragin handia izan dezakete altzairuaren bukaerako kalitatean eta, ondorioz, haren erabilpen zuzenean. Bestalde, ez dezagun ahaztu altzairugintza integralean ere txatarra erabiltzen dela altzairua ekoizteko –labe garaiaren bitartez– oxigeno-bihurgailuan. Dena den, atal honetan ez ditugu aztertuko txatarraren kalitateak eta hondar-elementuek sor ditzaketen arazoak: labe elektrikoetako teknologiarik (oxigeno-bihurgailuan erabiltzen den txatarra kalitate handikoa izaten da eta haren kopurua ez da ekoizpen osoaren % 20-25 baino handiagoa izaten) eskainiko diogu soilik kapitulu hau. Altzairugintza integralean ekoizten diren ‘altzairu ultragarbien’ arazoak ere ez ditugu aztertuko atal honetan, ohiko altzairuetan hondar-elementuek duten eragina baizik.

Labe elektrikoaren teknologia zabaltzen ari da; gero eta altzairu mota gehiago ekoizten dira prozedura horren bitartez. Hasieran altzairu bereziak (altzairu herdoilgaitzak barne), alanbre-gaia eta hormigoi armaturako altzairuak ekoizten ziren labe elektrikoetan. Gerora, produktu luzeak ere sistema horren bitartez hasi ziren egiten. Egituretako altzairuak eta profilak dira produktu horietarik aipagarrienak. Amaitzeko, labe elektrikoaren hedapena produktu lauei ere iritsi zaie, totxo meheen teknologiaren bidez.

Labe elektrikoaren hedatze horrek bi ondorio ekarri ditu. Alde batetik, hazten ari dira mundu osoan txatar-premiak (ikus, adibidez 1.2. irudia [1.2, 1.3]); ez da zaila, horrenbestez, txatar birziklatua aurkitzea hainbat lekutan. Bestalde, lehen aipatutako erabilpen berri horietan –altzairuaren bukaerako kalitate-baldintzak kontuan hartuz gero– hondar-elementuen kontrola askoz gehiago zorroztu behar izaten da.



1.2. irudia. Txatar-kontsumoan Europako Batasunean azken 15 urteotan izan den aldaketa [1.2, 1.3].

Mundu osoko altzairu-produkzioaren herena labe elektrikoaren bitartez egiten da gaur egun. Euskal Herriaren kasua desberdina da: ia ekoizpen osoa labe elektrikoan oinarritzen da (Europako Batasunean, berriz, 1997az geroztik altzairuaren % 40 labe elektrikoaren bidez ekoizten da [1.4]). Labe elektrikoaren erabilerak gora egingo du Mendebaldeko herrialdeetan datozen urteetan; kalkuluek aurreikusten dutenez, urtean % 2 ingurukoa izango da igoera [1.5]. Hainbat faktoreren ondorio da igoera hori. Alde batetik, oso garrantzitsuak dira alderdi ekonomikoak (inbertsioak, adibidez: labe elektrikoazko lantegi bat eraikitzeke labe garai bat egiteko baino askoz diru gutxiago behar da). Bestetik, gero eta garrantzi handiagoa hartzen ari diren beste alderdi batzuk ere ezin dira ahaztu, ingurumenaren babesarekin lotutakoak bereziki. CO₂ isurpenei dagokienez, adibidez, txikiagoak dira labe elektrikoarenak altzairugintza integralarenak baino. Labe elektrikoan tona bat altzairu ekoizteak 640 kg CO₂ sortzen ditu; altzairugintza integralak 2010 kg-raino igotzen du kopurua [1.6]. Altzairugintzaren CO₂ isurpen-kopurua jaitsarazteko bidea ere bada, hortaz, labe elektrikoa [1.7].

Beraz, labe elektrikoaren erabilpena gero eta zabalduegia izaki eta prozedura horren lehengai nagusia txatarra dela jakinik, ez dago zalantzarik honako honetaz: gero eta garrantzitsuagoa da txatarrarekin batera izaten diren hondar-elementuen portaera bai prozesuan bai altzairuaren ezaugarrietan (ez ezagun ahaztu labe elektrikoan ere txatarraren ordeztuak lehengai batzuk erabili daitezkeela: burdin harroa edo aurrerrereduzioaren bidez burdin mineraletatik ateratako produktu solidoa, adibidez). Hondar-elementuen kopurua kontrolatzea badago –neurri batean– kalitate handiko txatarra erabiliz; hala ere, horrek dakarren kostu-igoera jasanezina izaten da batzuetan. Era berean, prozesuan zehar hondar-elementu batzuk ezaba daitezke, edo neurri batean horien kantitatea jaitzi; beste kasu batzuetan, ordea, teknologikoki oso konplexua da hori. Dena den, gaitziazinak izaten dira mugak kasu gehienetan –prozesu-kostuak direla medio– eta, nahitaez, hondar-elementuak kontuan hartu behar izaten dira. Batzuetan onurak ekartzen dizkio horrek altzairuari; beste batzuetan, berriz, arazoak produkzioari eta bukaerako propietateei.

Ekoizpen-prozesuan altzairu likido baten konposizio kimikoa aztertu ondoren, sorburutzat txatarra duten ondoko elementuok azal daitezke: Cu, Sn, Pb, As, Sb, Bi eta Zn. Birziklatutako txatar-kopurua urtez urte handiagoz doan heinean, aipatutako elementuen kopurua ere gero eta handiagoa da. Hori guztia ikusirik, datozen 20 urteetan Cu eta Sn elementuen kopurua % 30 igoko dela aurrean gertatzeko [1.8].

Hondar-elementuek altzairuan duten eragina –bai produkzio-prozesuan bai haren ezaugarrietan– ondoko ikuspuntuaren arabera azter daitezke [1.9]:

- Gaitziazaleko akatsak (isurketa jarraituan zehar eta ondorengo beroko konformazioan sor daitezke).

- Altzairuaren mikroegituraren eragina, segregazio eta hauspeatzeen bidez bereziki.
- Ondorengo prozesaketarako behar diren propietateetan (mekanizagarritasunean, tenkagarritasunean eta abarretan) duten eragina.
- Propietate mekanikoak eta soldagarritasuna.

Hondar-elementuek aipatutako altzairuaren ezaugarrietan duten eragina aztertuko dugu hurrengo ataletan.

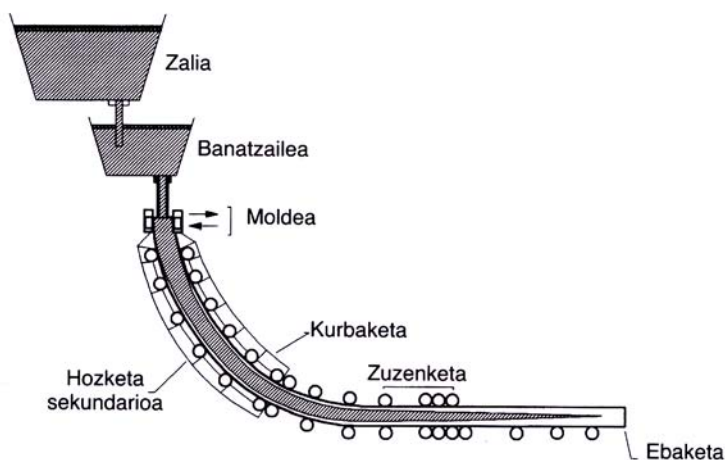
1.2. ISURKETA JARRAITUA: PITZADUREN SORRERA GAINAZALEAN

Gai honi buruzko liburuak sarritan aipatu izan dute hondar-elementuak kaltegarri gerta dakizkiokeela altzairuaren isurketa jarraituari. Hala ere, oso datu gutxi argitaratu izan da. Kasu gehienetan, hondar-elementu batzuk isurketa-norabidearekiko zut diren gainazaleko pitzaduren sorrerarekin erlazionatzen dira. Lehen adibide gisara, totxoien eta plantxoien kurbaketa-eta zuzenketa-operazioetan (ikus 1.3. irudian isurketa jarraituaren eskema) azal daitezkeen pitzaduren eragile nagusiak ondoko bi hauek dira [1.10, 1.11]:

- Nb(C,N), AlN, TiN, BN eta MnS partikulen hauspeatze mehea austenitaren ale-mugetan.
- Austenitaren ale-mugetan ferrita-geruza mehea izatea.

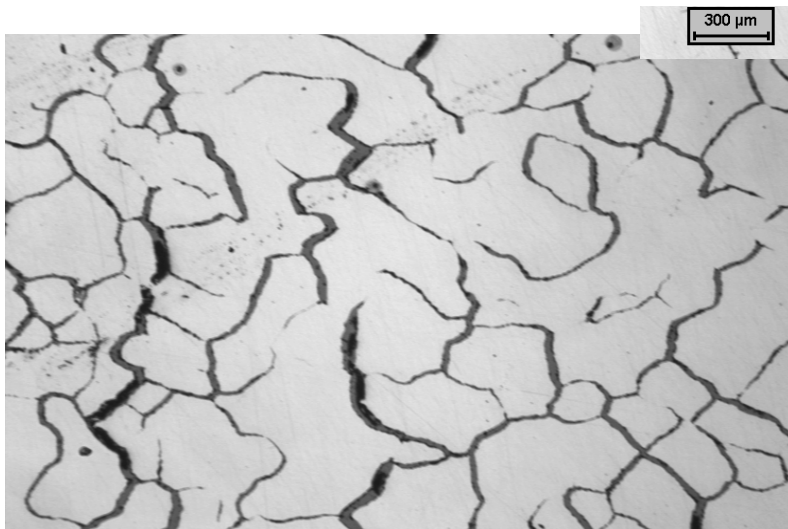
Batak zein besteak ale-mugen inguruetan eremu biguna sortzen dute. Gune horretan deformazioa erraz metatzen da, baita –ondorioz– ale-arteko pitzaduren sorrera eta hedapena bultzatzen ere. 1.4. irudian dituzue

aipatutako mekanismoek altzairu mikroaleatu batean sortutako akatsak (pitzadurak guztiz zabaldurik daude, altzairuaren gainazalean sare bat osatuz). Portaera horretan parte hartzen duten mekanismoak eta horien erlazioa isurketa jarraituaren parametroekin [1.10, 1.11] erreferentzian azaldu dira; beraz, ez dugu berriro horien aipamenik egingo hemen.



1.3. irudia. Isurketa jarraituaren eskema. Gainazaleko pitzadurei dagokienez, une larrienak kurbaketarena eta zuzenketarena dira.

Hondar-elementuek isurketa jarraituan duten eragina aztertzeko, aipatutako bi mekanismoak hartu behar dira kontuan. Horretarako, honakoa aztertu behar da: hondar-elementuak mekanismoen bultzatzaileak diren ala ez, eta, era berean, zer eragina duten horien sorrera-tenperaturan. Horrez gain, hondar-elementuek urtze-tenperatura baxuko faseen segregazioa gainazalean sortzen duten ala ez aztertu behar da. Erantzuna baiezkota bada, fase horiek isurketa jarraituan zehar egoera likidoan egongo dira eta, portaera mekanikoaren ikuspuntutik, pitzaduren antzekoak izango dira gune horiek. Azkena aipatu dugun kasua beroko konformazioan ere azaltzen denez, datorren atalean aztertuko dugu.



1.4. irudia. Totxo baten isurketa jarraituan sortutako gainazal-akatsak. Pitzadurak aleen artekoak dira eta sare bat osatzen dute (CEIT).

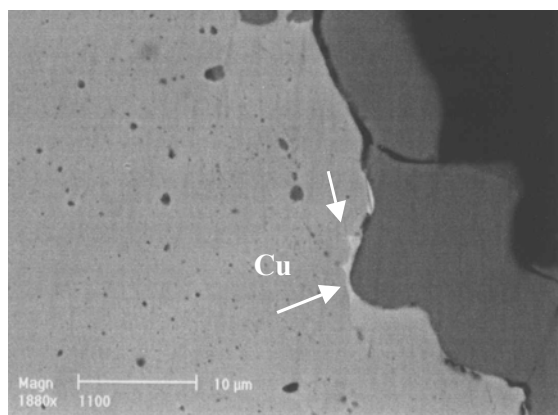
Austenitaren ale-mugetan partikulen hauspeatzeari dagokionez, laborategian eta industrian lortutako emaitzen arabera Nb mikroaletutako altzairuetan fosforoak portaera positiboa dauka, Nb hauspeatuen zinetika atzeratu egiten duelako [1.12] eta, ondorioz, harikortasun-ezaren arazoa tenperatura baxuagoetan hasten delako.

Elementu kaltegarria da kobrea isurketa jarraiturako. Alde batetik, kobreak areagotu egiten du ferrita-geruzaren sorrera; bestalde, kobrezko sulfuroen hauspeatzea ere bultzatzen du. Partikula horiek ale-mugetan kokatzen dira nagusiki eta aleen arteko haustura erraztu egiten dute. Dena den, aurreko bi efektu horiek ez dira kuantitatiboki erlazionatu kobre-edukiarekin.

1.3. BEROKO IJEZKETA:

HARIKORTASUN-EZAREN ARAZOA

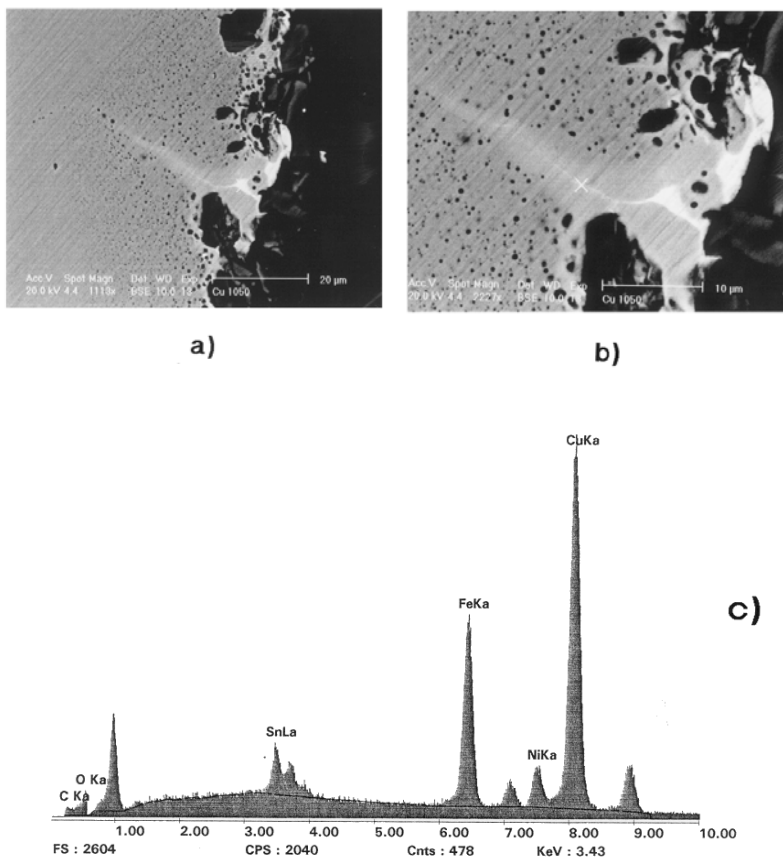
Hondar-elementuen segregazioaren ondorioz prozesaketan zehar izan daitezkeen gainazaleko akatsak dira arazo larrienetariko bat. Isurketa jarraituan eta ondorengo beroko ijezketan azal daitezke akats horiek. Hondar-elementu guztietatik larriena –ikuspegi honetatik begiratuta, bederen– kobrea da.



1.5. irudia. Kobrez aberastutako altzairu/oxido muga (eremu argia) (CEIT).

Tenperatura altuetan kobrea ez da oxidatzen eta, ondorioz, metal/oxido mugan hasten da metatzen. Oxidazio-baldintzetan eta nahikoa kobre-eduki txikiarekin (% 0,2 nahikoa da), elementu hori gainaseturik dago austenitan eta egoera likidoan hasten da hauspeatzen ($T_{urtze} = 1084\text{ }^{\circ}\text{C}$). Sb eta As elementuek ere antzeko portaera izaten dute. Cu egoera likidora heldutakoan altzairuaren ale-mugen barna hasten da sartzen, aleren arteko loturak hautsiz. Aleak banatuta egoten dira; ondorioz, tentsio mekanikoak (ala termikoak) aplikatzen direnean, berehala azaltzen dira pitzadurak. Aleren artean hedatzen dira pitzadurak eta hainbat eratako akatsak sortzen

dituzte altzairuaren gainazalean. Kobre likidoaren barneratze hori denboraren araberakoa izaten da: tenperatura konstante baterako, erlazio hori lineala izaten da [1.13].

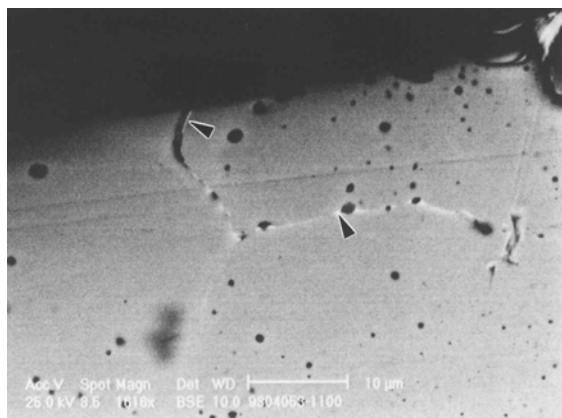


1.6. irudia. Kobre austenitaren ale-mugan zehar bereizita. EDAX analisiak Sn eta Ni ere kobrearekin batera daudela frogatzen du (CEIT).

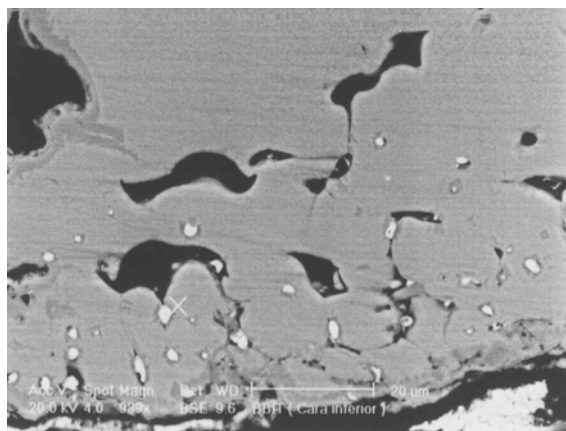
Ondorioz, kobreak altzairuaren gainazalean duen eragin kaltegarria honako faktore hauekin dago lotuta:

- Burdina baino askoz gutxiago oxidatzen denez, altzairu/oxido mugan Cu hasten da metatzen. 1.5. irudian duzue horren adibide bat.

- Austenitan duen disolbagarritasuna gaintitu ondoren, kobre likidoa hasten da austenitaren ale-mugetan hauspeatzen (1.6. irudia).
- Likido hori altzairuaren barrualdera sartzen da ale-mugen bidez, aleren arteko loturak hautsiz (1.7. irudia).



1.7. irudia. Austenitaren aleen arteko haustura kobre likidoak loturak hautsi ondoren (CEIT).



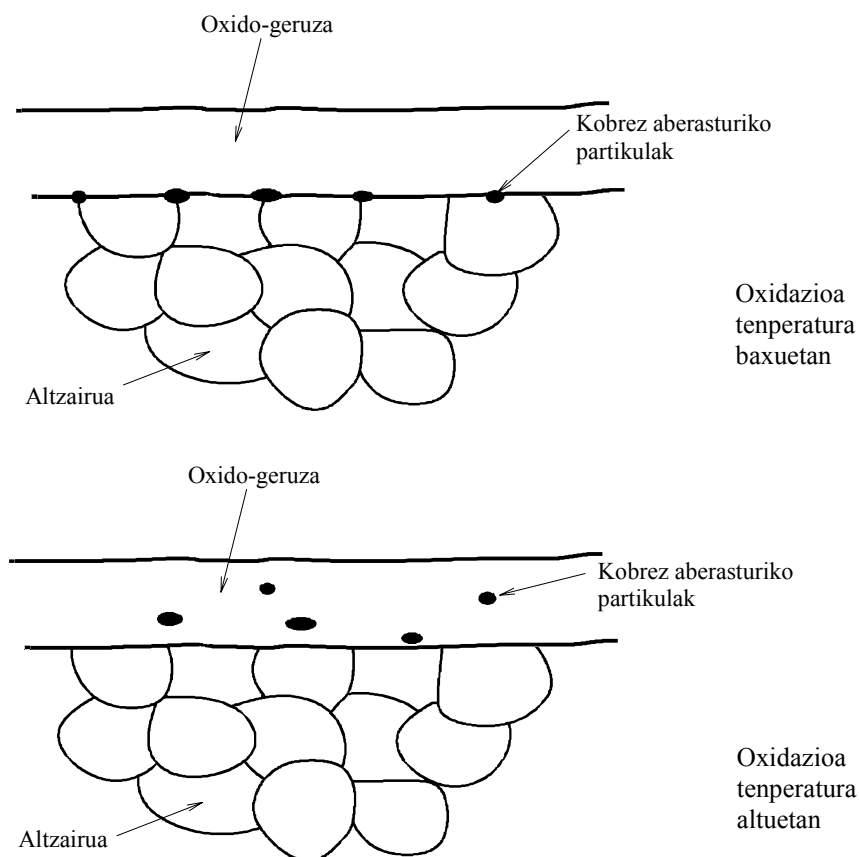
1.8. irudia. Kobre-partikulak (kolore argia) oxido-geruzaren barruan, berotze-temperatura 1200 °C izan ondoren. Oxidoan ere hutsuneak (eremu beltzak) daude (CEIT).

Beraz, kobreak eragin kaltegarria murrizteko, aurreko hiru faseak aztertu behar dira, kasu bakoitzean parametro kontrolatzailea zein den identifikatuz.

Azterketa horretan kontuan hartu beharreko lehen parametroa tenperatura da, Cu-aren segregazioan eragin handia baitu. 1100 °C inguruko tenperatura-tartean, kobrea bereziki altzairu/oxido mugan banantzen da, austenitaren ale-mugetan zehar zabalduz. Aldiz, tenperatura handiagoa baldin bada, metal/oxido mugan silizioz aberatsa den oxido bat azaltzen da (fayalita), kobre likidua oxido-geruzaren barrualdera desplazatzen duena [1.14]. Baldintza horietan, kobreak ez du altzairua ukitzen eta ez da ale-mugetan zehar zabaltzen. Horren adibide bat 1.8. irudian duzue ikusgai. Kasu horretan kobrezko partikulak (zuriz mikrografian) oxido-geruzaren barruan daude. Portaera honi oinarri dutela, kobre-kopuru handiko altzairuak arazorik gabe ijazten dira berotan, berotze-labearen tenperatura ohikoarena baino altuagoa mantenduz. 1.9. irudian duzue aipatutako berotze-tenperaturaren eragina eskema baten bidez azaldua.

Beraz, argi erakusten digu adibide honek kobreak eragin kaltegarria gaitztea badagoela baldintza industrialetan, teknologikoki, berotze-labearen tenperatura egokituz.

Berotze-labearen atmosfera ere kontuan hartu behar da kobreak segregazioa murrizteko. Ikerlari batzuen iritziz [1.15], labearen atmosfera oso erreduzitzailea baldin bada ($\% O_2 < 2$), nahiz eta tenperaturaren balioa 1100 °C ingurukoa izan, kobreak segregazioa eskasa da; ijazte ondoren gainazalean azaltzen den pitzadura-dentsitatea, berriz, oso txikia [1.16]. Hala ere, baldintza industrialetan ez da hain erraza izaten altzairuaren oxidazioa galaraztea.

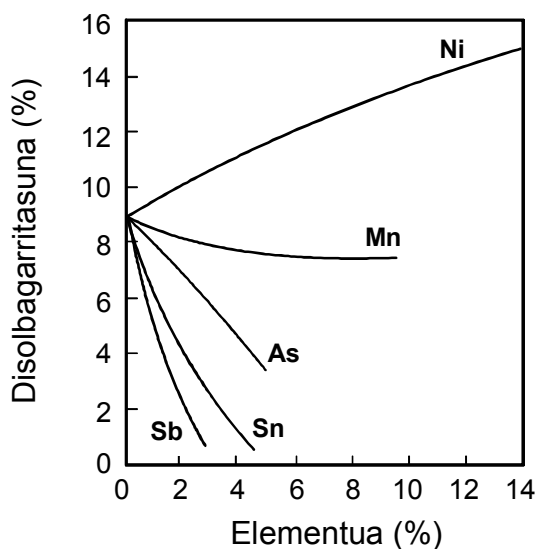


1.9. irudia. Berotze-tenperaturaren eragina kobreaken kokapenean.

Kobreak austenitan duen disolbagarritasuna ere alda daiteke fase likidoaren sorrera atzeratzeko. Dena den, kontrakoa ere gerta daiteke. Adibidez, Cu-arekin batera beste hondar-elementu batzuk azaltzen dira txatarrean. Horietako aipagarriena Sn da. Eztainua kobreakekin konbinatu egiten da, konposatu bat osatuz; urte-tenperatura, berriz, kobreak baxuagoa du. Horrez gain, eztainuak ere jaitsi egiten du kobreak austenitan duen disolbagarritasuna eta erraztu egiten du haren hauspeatzea,

1.10. irudian ikusten denez [1.17]. Aldiz, irudi berak beste honako hau ere adierazten digu: nikelaren eragina guztiz kontrakoa dela. Hiru elementu horien arteko elkarrekintzak auresatezea ez da erraza. Praktikan zenbait adierazpen enpiriko erabiltzen dira, 'kobre baliokide' bat definitzen dutenak. Horietatik erabilienetariko bat honako hau da [1.18]:

$$Cu_{baliok.} = \% Cu + 10(\% Sn) - \% Ni \quad (1.1)$$

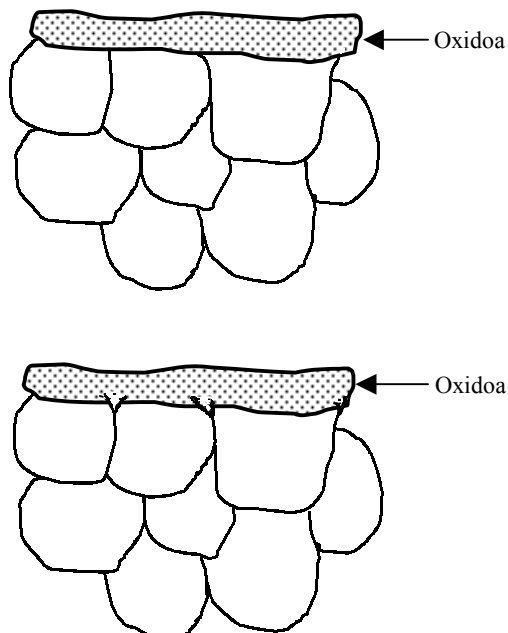


1.10. irudia. Hondar-elementuen eragina kobreak austenitan duen disolbagarritasunean [1.17].

Adierazpen honen arabera, eztainuaren eragina oso handia da, eta, beraz, kobreakin erlazonatutako gainazal-arazoak azaltzen direnean, elementu hori kontuan hartu behar da beti.

(1.1) adierazpena oinarri harturik, kobre baliokidearen muga bat definitzen dute zenbait ikertzailek. Horien ustez, altzairuaren konposizioa

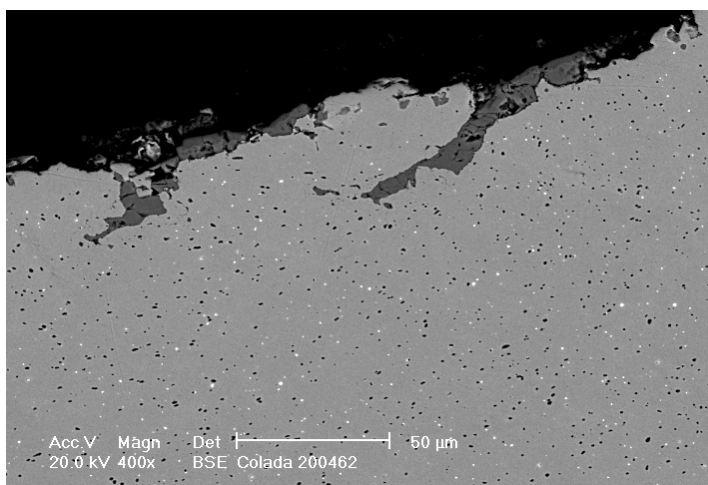
muga horren azpitik dagoenean ez da akatsik azaltzen. Hala ere, hori ez da ondo betetzen industriako jardueran [1.19], gainerako faktoreen eragina ere nabarmena delako (altzairu mota, berotze-labea...).



1.11. irudia. Nikelak bultzatutako oxidazio selektiboaren eskema. Altzairuaren oxidazioa ale-mugetan zehar izatean, oxidoaren desugerketa zailagoa izaten da.

Nikela gehitzea egokia da kobrearen hauspeatzea atzeratzeko, baina prozedura horrek beste arazo bat sor dezake: nikela gehitzean oxido/altzairu mugaren geometria aldatu egiten da. Nikela guztiz disolbatzen da burdin matrizean. Oxidazioa gauzatu ahala burdina gehiago oxidatzen denez, oxido/altzairu mugan hasten da Ni metatzen. Ondorioz, oxidazioa bereziki mugaren irregulartasunetan gertatzen da, hau da, ale-mugetan. Denboraren poderioz, oxidoa mugetatik barrualdera sartzen da, altzairuarekin lotura handiko geruza sortuz, 1.11. irudiko eskeman ikusten denez. Ijetzi aurretik

oxido-geruza hori kentzea zailagoa denez, desugerketa desegokia gauza daiteke. Oso kaltegarria da hori, ondorengo ijezketan hondar-oxido hori altzairuaren barrualdera sartzen delako eta bukaerako produktuan gainazaleko akatsak sortzen dituelako. Horren adibide bat 1.12. irudian ikusten da. Kasu horretan hondar-oxido batzuk altzairuan sarturik daude. Beraz, nikela nabarmenki igoz gero, altzairua garestitzeaz gain oxido-geruzaren desugerketa zaildu egiten da [1.20].



1.12. irudia. Ijetzi ondoren hondar-oxidoak sortutako bukaerako akatsa gainazalean. Hasieran gainazalean zegoen oxidoa; iraganaldien poderioz, altzairuaren barrualdera sartuz joan da (CEIT).

Kobre likidoa bereizi ondoren, austenitaren ale-mugetan barna hasten da zabaltzen. Zenbat eta barrurago sartu, hainbat eta handiagoak eta kaltegarriagoak ijezketan azalduko diren pitzadurak. Kobre-edukia konstante mantenduta, austenitaren ale-tamainaren araberakoa izaten da haren segregazioa ale-mugetan zehar. Ale-tamaina oso handia baldin bada, ale-mugen dentsitatea txikiagoa izaten da; handiagoa, aldiz, kobreak segregazioa ale-muga bakoitzean. Alderantziz gertatzen da ale-tamaina txikia bada.

Ohiko ijezketan hasierako austenitaren ale-tamaina tarte batean bakarrik kontrolatzen da. Oro har, ale-tamaina 200-250 μm ingurukoa izaten da. Zenbait kasutan –bukaerako produktuaren ale-tamaina oso txikia nahi denean bereziki (ijezketa kontrolatua)– berotze-labearen tenperatura baxuagoa izaten da; austenitaren ale-tamaina 100-150 μm -tara jaisten du horrek. Totxo meheen teknologiari eta beroko kargaren ijezketari dagokienez, hozteak austenita/ferrita sortzen duenez eta ondoren –ijetzi aurretik– berotzean ferrita/austenitak transformaziorik izaten ez duenez, austenitaren ale-tamaina ohiko prozedurarena baino askoz handiagoa izaten da (ikus 3.2. atala). Ohiko ijezketan 200-250 μm ingurukoa izaten da alea; totxo meheetan, berriz, 800-1000 μm -koa. Beraz, bigarren kasu horretan kobreak eragin kaltegarria handiagoa izan daiteke.

Altzairutegi trinkoei dagokienez, tunel-labearen tenperatura ohiko birberotze-labearena baino baxuagoa izaten da. Kasu gehienetan, hauspeatutako kobrea metal/oxido mugan erraz banantzen den tartean izaten da (une askotan, tenperatura hori 1100 $^{\circ}\text{C}$ inguru izaten da). Hori dela eta, kobre-edukiak halako balio jakin bat ez gainditzea gomendatzen du bibliografiak. Ameriketako Estatu Batuetako Nucor enpresan, adibidez, altzairua gainazal-akatsetik babesteko gehienez % 0,155 Cu eta % 0,015 Sn proposatzen da. Koladaren batean balio horiek gaindituz gero, berriz, altzairuari Ni gehitzea aholkatzen da [1.21, 1.22]. Hala ere, eta eguneroko jardura oinarri harturik, altzairu mota batzuetan balio horiek arazorik gabe gaindi daitezke. Horretarako ere berotan aplikatu behar den deformazio-kantitatea izan behar da kontuan, askotan ijezketak berak gainazalaren akatsak jaitsarazi egiten baititu.

1.4. HONDAR-ELEMENTUEK SORTUTAKO DISOLUZIO SOLIDOZKO ETA HAUSPEATZE BIDEZKO GOGORTZEA

Hondar-elementuen eragin positiboek dagokienez, erresistentziaren igoera aipatu beharrekoetako bat. Kasu gehienetan, igoera hori disoluzio solidozko gogortzeari esker lortzen da. Neurri apalagoan, tenplagarritasunaren igoerari esker mikroegituraren finketa eta, zenbait kasutan, hauspeatzearen sorrera ere azpimarratu behar dira.

Disoluzio solidozko gogortzeari dagokionez, eta hondar-elementuen kopuruak nahikoa txikiak direla kontuan izanik, elementu-kopuruak erresistentzia linealki igotzen duela esan daiteke, akats handirik egiteko beldurrik gabe. Bibliografiak ez du datu bateraturik eskaintzen emaitzei buruz [1.20]; zaila da, beraz, elementu bakoitzari faktore biderkatzaile bat zuzenean esleitzea. Kalkulu gisara, Cu, Ni, Mo eta Sn elementuen % 0,1ek elastikotasun-muga eta trakzio-erresistentzia 7 MPa-tan igo daitezkeela jo genezake.

Askotan, hondar-elementuen edukia nahikoa mugatua denez, zaila izaten da elementu horiek sortzen duten erresistentzia-igoera kuantifikatzea. Zeharkako prozedura bat Pickeringen ekuazio enpirikoak erabiltzea da, altzairu ferritiko eta ferritiko/perlitikoen kasurako. Ekuazio horiekin (ikus [1.23] erreferentzia), mikroegitura eta konposizio kimikoa ezagutuz gero, erresistentziaren balioa nahikoa zehaztasun handiz auresan daiteke. Labe garaiaren bidez lortutako altzairu garbiak erabilia kalkulatu dira ekuazio horiek. Beraz, hondar-elementuen eragina ez da kontuan hartu ekuazioetan. Trakzio-saiakuntzaren bidez erresistentzia neurtu eta ondoren ekuazioek

emandako balioekin konparatuz gero, horien arteko diferentzia honakoa litzateke: hondar-elementuek disoluzio solidozkoaren bidez sortutako gogortzea. Prozedura horrekin ezin da kuantifikatu hondar-elementuek sortutako gogortzea, tenplagarritasuna dela medio ale-finketa bultzatzen baldin badute. 1.1. taulan altzairu ferritiko/perlitiko baten adibidea duzue. Saiakuntzaren eta ekuazio enpirikoen arteko diferentzia 37 MPa-koa da.

1.1. taula. Hondar-elementuen eraginaren aurreikuspena altzairu ferritiko/perlitiko batean Pickeringen ekuazioen bidez

Konposizio kimikoa	Mikroegitura	Pickeringen ekuazioa	Neurria	Hondar-elementuen eragina
% 0,46C, %1,37Mn, % 0,24Si, % 0,16Cr, % 0,06Ni, % 0,034Al, % 0,0080N	α alea: 10 μm α frakzioa: % 32 $\lambda = 0,160 \mu\text{m}$	$\sigma_Y = 370 \text{ MPa}$	$\sigma_Y = 407 \text{ MPa}$	$\Delta\sigma_Y = 37 \text{ MPa}$

(α alea: ferritaren ale-tamaina; λ : perlita-orrien arteko distantzia)

Gogortzea disoluzio solidozkoaren bidez lortzen baldin bada, altzairuaren harikortasunak jaitsiera jasaten du beti. Honetaz ere datu gutxi dago. Oro har –Cu, Ni, Mo eta Sn elementuen kasuan–, harikortasunean (parametro hori sekzio-murriztapen edo luzapen gisa neurtuta) % 1eko jaitsiera egoten da % 0,1eko elementu bakoitzeko [1.20].

Hauspeatzeari dagokionez, hori lortzen duen elementu bakarra kobrea da. Hala ere, hauspeatze hori ez da izaten ijezketatik zuzenean hoztean, tratamendu termiko egokia aplikatuz gero baizik [1.24]. Ferrita fasean gainaseturik dagoen kobrea altzairua berotu ondoren hauspeatu egiten da. Hauspeatze horrek nabarmenki igo dezake ferritaren erresistentzia. Hainbat

altzairu mota berri garatu izan dira mekanismo horri esker. Hala ere, kasu honetan ezin da kobrea hondar-elementutzat hartu, aleazio-elementutzat baizik. Aplikazio horretan, kobreaken edukia % 1 izan daiteke; ε motako kobrezko hauspeatzearen bidez, berriz, altzairuaren karbonoa erresistentzia galdu gabe jaitz daiteke. Kapitulu honetan geroago aipatuko denez, karbono-edukia % 0,1etik behera mantenduz gero oso ona da altzairuaren soldagarritasuna. Aplikazio batzuetan (tenplaketa eta iraketa jasaten duten HY-80 eta HY-100 itsasontzietarako altzairu motek, adibidez) karbono-jaitziera horrek ekartzen duen biguntzea kobreaken hauspeatzeari esker orekatzen da [1.25].

1.5. ERRESISTENTZIA ALDATZEKO BESTELAKO MEKANISMOAK

Portaera mekanikoari dagokionez, altzairuaren tenplagarritasunean eta CCT kurbetan hondar-elementuek eduki dezaketen eragina ere kontuan hartu behar da. Aurreko ataletan aipatutako mekanismoez gain, transformazioan zehar ale-finketa baldin badago –nahiz eta zuzeneko ez izan–, hondar-elementuek ere igo dezakete altzairuaren erresistentzia.

CCT kurbei dagokienez, berriz, Cu, Ni eta Mo elementuek eragin handia eduki dezakete. Nikelak eta molibdenoak sortutako eraginari buruz ez dago zalantzarik, aleazio-gehigarri bezala altzairuaren tenplagarritasuna igotzeko erabiltzen direlako elementu horiek [1.26]. Kobreaken kasuan, badirudi ferrita, perlita eta bainitaren transformazioak zertxobait atzeratzen direla. Aldiz, M_s martensitaren hasierako tenperatura ez da ia aldatzen [1.27, 1.28].

Horrela gertatuz gero, hozketa jarraitu batean (baldintza industrialetan) ferritaren ale-tamaina fin daiteke eta, ondorioz, erresistentzia igo. Hala ere, ez dago datu zehatzik horri buruz.

Tenplagarritasunari dagokionez, kobreaken eragina nikelarenaren parekotzat jo daiteke [1.27]. Tenplagarritasunaren faktore biderkatzailea 0,2 bider kobre-edukia (pisua ehunekotan) hartzen da. Gainerako hondar-elementuek badirudi eragin eskasa dutela eta, normalean, ez dira aintzat hartzen.

Amaitzeko, altzairuaren mikroegitura ferritiko/perlitikoa bada, hondar-elementuek sortutako hauskortasuna hutsaren parekoa izaten da. Aldiz, mikroegitura martensitikoa bada edo tenplatu ondoren iraoketa-tratamenduak aplikatzen badira, P, Sn eta As elementuek –alaren arteko segregazioaren bidez– portaera hauskorra bultzat dezakete [1.29]. Portaera hori ez dugu kontuan hartuko hemen, baina tenplatutako piezei iraoketa aplikatuz gero oso garrantzitsua izan daiteke.

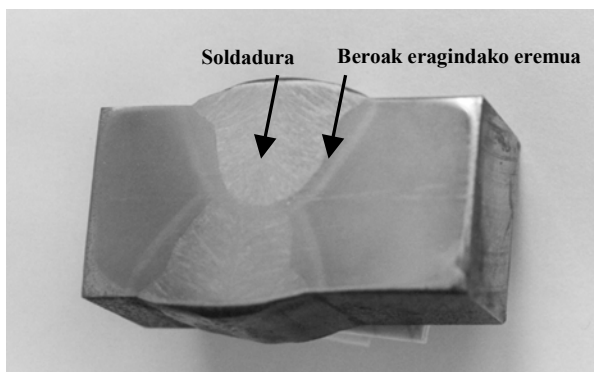
1.6. HONDAR-ELEMENTUEN ERAGINA SOLDAGARRITASUNEAN

Altzairu bat soldatzen denean, haren portaera hauskorra –normalean– nabarmen igo daiteke. Hauskortasun horren nondik norakoak ulertzeko, soldatzean izaten diren mikroegitura-aldaketak hartu behar dira kontuan. Horretarako, soldatze-prozesuaren ondoko bost aldiak aztertuko ditugu [1.30]:

- Urtze-frontean eta horren inguruetan (beroak eragindako eremuan) oso tenperatura altuak izaten dira.
- Hozte-abiadura aldakorrak dituzten ziklo termikoak. Ziklo horiek $t_{8/5}$ parametroaren bidez adierazten dira, hau da, hozterakoan 800 °C-tik 500 °C-raino erabiltzen den denbora.
- Soldadura iraganaldi anitzekoa denean, aurreko iraganaldietako soldadurek suberaketa-prozesua jasan dezakete, iraganaldi bakoitzari dagokion ziklo termikoaren ondorioz. Tratamendu horrek hobetu egin dezake zailtasuna, baina, era berean, gune hauskorrak ere sor ditzake.
- Beroketa handiak aplikatzen baldin badira, oinarritzko metalaren diluzioa gerta daiteke. Hondar-elementutan aberatsak diren guneak sor ditzake horrek; gune horien ezaugarri nagusia, berriz, urtze-tenperatura baxua da (hauskortasuna berotan).
- Balio handiko hondar-tentsioak (oinarrizko metalaren elastikotasun-muga bezain handiak), pitzaduren sorrera bultzatzen dutenak.

Aipatutako gertaerotan hondar-elementuek era askotako efektuak eduki ditzakete. Hona hemen kaltegarrienak:

- Beroak eragindako zonaren (BEZ) tenplagarritasunaren igoera (ikus 1.13. irudian BEZ zona soldadura baten inguruan [1.30]).
- Loturen pitzadurak (beroko haustura, hotzeko haustura...)
- Zailtasunaren jaitsiera BEZe an eta soldaduran bertan.
- Eragozpenak behar diren bezalako tentsioen lasaikuntzaren tratamendu termikoak aplikatzeko.



1.13. irudia. Altzairuaren soldaduran sortzen diren mikroegiturazko eremuaren adibidea [1.30].

Soldagarritasunari dagokionez, arazo handienetariko bat BEZaren gogortasunarekin (tenplagarritasunarekin, alegia) erlazionatuta dago. Horretarako, Cu, Ni, Mo eta Cr hartu behar dira kontuan. Normalean, karbono baliokidearen kontzeptuaren bidez adierazten da hori. Hainbat eratako adierazpenak daude, baina erabilienetariko bat ondokoa da [1.27]:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (1.2)$$

Ez da honakoa ekuazio bakarra. Bibliografian badira zenbait proposamen: denek altzairuaren gogortasunaren eboluzioa $t_{8/5}$ denboraren arabera adierazten dute [1.31]. Adierazpen horietatik desberdintasun handiena Cu elementuari ematen zaion koefizientearen balioa da. Zenbait kasutan, Cu-aren pisua CE-ren adierazpenean askoz txikiagoa izaten da (1/40, adibidez). Hala ere, praktikan soldadura-prozeduraren arabera CE balioari mugaren bat jartzen baldin bazaio (gehienetan 0,4 balioa ez gainditzea proposatzen da), eragozpenak ez dira kobreaken aldetik etortzen, C eta Mn elementuen aldetik baizik [1.20].

Kobrearekin batera Sn, Sb eta As hondar-elementuak azaltzen direnean, ordea, soldatzeko zenbait arazo azal daiteke. Kasu gehienetan arazo hori 'beroko hauskortasunarekin' erlazionatu izan da, aurreko elementuek kobreak disolbagarritasuna austenitan aldatu egiten dutelako (honen aipamena lehenago ere egin da; ikus 1.10. irudia). Gehienetan, Cu elementuak berez berotan arazoak izateko aukera gehiago eragiten du, baina, kasu gehienetan, inolako arazorik gabe solda daitezke altzairuak [1.27]. Horretarako, honako aholkuak proposatzen dira soldatzeko [1.31]:

- beroketa-abiadura azkarrak erabiltzea
- denbora gutxi ematea tenperatura altuetan
- tenperatura egokia aukeratzea metalean kobreak difusioa ahalik eta handiena izan dadin (ale-mugarekiko)
- gainazaleko oxidoa garbitzea metatutako kobrea kentzeko (honi buruz, ikus 1.7. atala).

Gainerako hondar-elementuei dagokienez, horien eragin kaltegarria ale-mugen segregazioarekin erlazionatuta dago (horretarako, ikus [1.32] erreferentziaren 6.13. irudia). Nikela, adibidez, banandu egiten da ale-mugetan, elementu hauskorrekin batera. Kromoa ere segregazioaren laguntzaile da. Aurreko elementuen eragin kaltegarria kuantitatiboki definitzea oso zaila da. Dena den, ale-mugetan segregazioa izateko denbora behar denez, fenomeno hauskor horiek ziklo termiko luze eta mantsoetan azaltzen dira bakarrik [1.31].

Amaitzeko, egituretako altzairuetan soldadura-prozedura da nagusi. Azken urte hauetan altzairuaren konposizioaren ikuspuntutik hurbilketa berriak ari dira garatzen, Gravillaren [1.33] diagraman oinarrituta. Horren arabera, karbono-edukia balio baten azpitik mantentzen baldin bada, gainerako elementuek ez dute arazorik sortzen soldaduretan (hotzeko

hausturan). Ikuspuntu hori egituretako altzairuei dagokien 5. kapituluari aztertuko dugu.

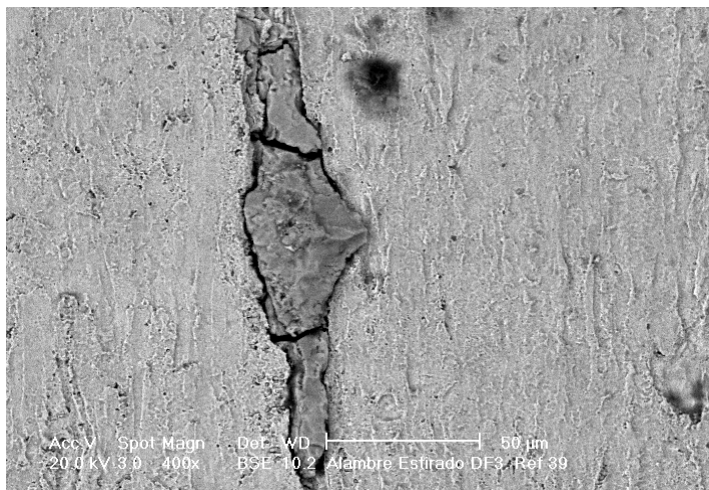
1.7. OXIDO-GERUZAK:

ALANBRE-GAIAREN KASUA

Altzairuaren produkzioan oxido-geruzaren desugerketa bi fasetan egiten da. Alde batetik, ljezketa izan aurretik egiten den birberotzearen ondorioz sortutako geruza kendu behar da. Oxido-geruza hori oso tenperatura altuetan sortzen da (kasu gehienetan 1200-1250 °C inguruan), lodiera handikoa da eta oxido primario deritza. Ljezketa aurretik hondar-oxidoak (irla modukoak) altzairuaren gainazalean gelditzen dira; iraganaldien poderioz, ordea, altzairuaren barrualdera sartzen dira. Ljezketa amaitu ondoren, oxido horiek matrizean sarturik egoten dira eta ia ezinezkoa izaten da horiek ezabatzea. Ondorioz, gainazalaren kalitatea nabarmenki jaitsarazten dute. Gainazalaren kalitate handiko aplikazioetarako, akats horiek nahikoa izan daitezke altzairuaren baliozkotasuna kolokan jartzeko. Akats mota horren adibide bat 1.14. irudian dugu [1.34]. Irudi horretan ikusten denez, oxidoa altzairuaren gainazalean guztiz txertatuta dago.

Bestetik, ljezketa amaitu ondoren, altzairua giro-tenperaturaraino hoztu arte berriro oxidatzen da. Nahiko mehea izan ohi da geruza hori. Oxido horri 'oxido sekundarioa' deitzen zaio. Hurrengo lanak egin aurretik guztiz ezabatu behar da. Adibidez, alanbre-gaien tenkaketari dagokionez, bai altzairu perlitikoetan bai karbono baxuko altzairuetan oxido sekundarioaren geruza guztiz garbitu behar da; bestela, oxido horrek altzairuaren haustura eragin dezake tenkaketan. Ondorioz, oxido-geruzak hainbat baldintza bete

behar ditu hori ez gertatzeko. Ezaugarri horiek oxidoa kentzeko erabili behar den prozeduraren arabera egokitu behar dira. Prozedura horiek ondoko bi taldeotan bana daitezke: eraso kimikoa eta desugerketa mekanikoa.



1.14. irudia. Oxido primarioa, ijezketaren ondorioz altzairuaren barrualdean sartuta (altzairu perlitikoa). Alanbre-gaiari desugerketa mekanikoa aplikatu zaio, baina oxido primarioa ez da askatu [1.34].

Duela urte gutxi arte eraso kimikoa izan da prozedura nagusia. Hala ere, sistema honek zenbait arazo sortzen ditu. Alde batetik, ingurumenaren ikuspuntutik hondakin azidoen tratamenduaren arazoa hartu behar da kontuan; bestetik, prozesu-kostuak jaisteko beharra. Ondorioz, desugerketa mekanikoaren erabilpena gero eta hedatuago dago. Prozedura honetan, oxido-geruza askatzeko hainbat makurdura-deformazio aplikatzen zaizkio –bata bestearen segidan– alanbre-gaiari. Hori lortzeko, geruzak ezaugarri batzuk eduki behar ditu, ijezketaren bukaerako tenperaturaren eta ondorengo hozketa-zikloaren arabera gehienetan. Baldintza horietan ere, geroago ikusiko denez, hondar-elementuen eragina (kobrearena, bereziki) oso handia izan daiteke.

Altzairu eutektoideei dagokienez, portaera mekaniko handiko aplikazioetan erabiltzen denez, altzairuan dagoen inklusio-kopuruak oso txikia izan behar du. Beraz, altzairua egiteko nahitaez labe elektrikoko prozedura erabili behar bada, nagusiki aurrerredukziozko produktuz eta –proportzio txiki batean– kalitate handiko txatarraz osatuta egon behar du lehengaiak. Ondorioz, altzairu mota horietan hondar-elementuek oso eragin txikia izaten dute alanbre-gaiaren desugerketan.

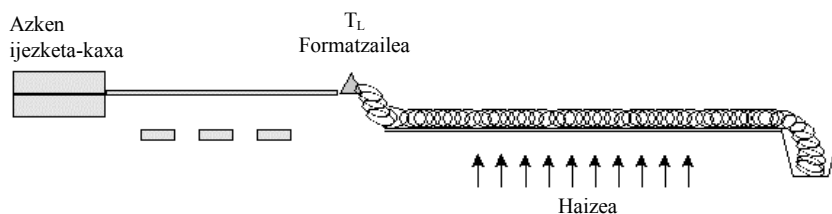
Karbono urriko altzairuetan ez da gauza bera gertatzen. Kasu gehienetan ez dira goi-mailako propietate mekanikoak eskatzen. Horrek txatarren erabilpenari atea irekitzen dio, gehienetan kalitate baxuko eta hondar-elementuz ondo hornitutako lehengaiak baita. Ondorioz, komeni izaten da desugerketa mekanikoan hondar-elementuen eragina aztertzea. Gai hauxe da, hain justu, atal honetan jorratuko duguna.

Desugerketa mekaniko ona lortzeko, honako baldintza hauek bete behar ditu oxido-geruzak, Tominagak eta bere laguntzaileek diotenez [1.35]:

- Geruza lodia eta osoa, hau da, pitzadura gutxikoa
- Geruzaren eta altzairuaren arteko itsaspen txikia
- FeO oxidoari Fe_3O_4 oxido mota bihurtzea galaraztea

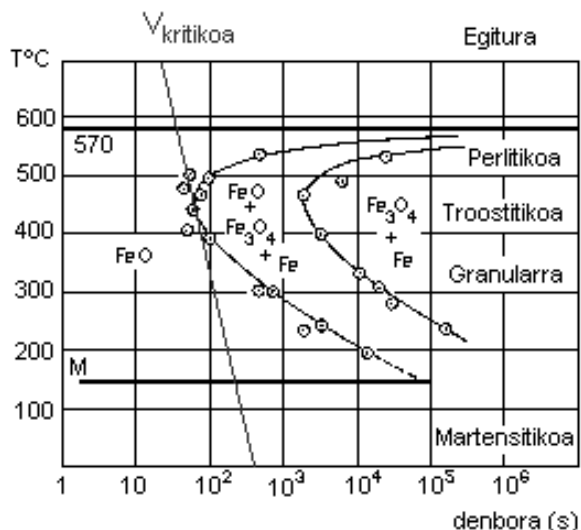
ljezketa amaitu ondoren, alanbre-gaia formagailuan biribilkatzen da; ondoren, hozte-plataformara erortzen da. Plataforma horretan, haizearen bidez altzairua hoztu eta, azkenik, jaso egiten da, 1.15. irudiaren eskeman ikusten denez [1.36]. Lehenbiziko baldintzari dagokionez, geruzaren lodiera alanbre-gaiak formagailuan duen tenperaturaren arabera denez, ahal den tenperatura altuena erabiltzea komeni da. FeO-ren transformazioari dagokionez, gauza jakina da kaltegarria dela 570 °C-ren azpitik altzairua

denbora luzez mantentzea. Wustita (FeO) oxidoa magnetita (Fe_3O_4) bihurtzeko behar den temperatura/denbora erlazioa (TTT-ren diagramaren bidez) 1.16. irudian ageri da [1.37]. Diagrama horren arabera, hoztea abiadura kritikoa baino baxuagoa baldin bada, wustita transformatu egiten da. Normalean, Stelmor motako industria-instalazioetan (1.15. irudiko eskema, adibidez) hozte-plataforman erabiltzen diren haizagailuen bidez kontrolatzen da hoztea, transformazio hori ez gertatzeko. Amaitzeko, itsaspen txikiko oxido-geruza behar denez, ijezketa dela-eta alanbre-gaiaren gainazal-ezaugarriak oso garrantzitsuak dira.



1.15. irudia. Alanbre-gaiaren ijezketa amaitu ondoren, formagailutik pasatzerakoan biribilkatu, hozte-plataformara erori eta, azkenik, bildu egiten da. Oxidoaren lodiera formagailuan alanbre-gaiak duen temperaturaren arabera izaten da nagusiki; oxidoaren ezaugarriak, aldiz, hozte-prozesu osoaren arabera izaten dira [1.36].

Desugerketa mekanikoari dagokionez, hondar-elementuen eragina ez da ondo ezagutzen. Karbono handiko alanbre-gaien kasuan, Murahashi eta bere laguntzaileek diotenez [1.38], Cu eta S elementuek desugerketa mekanikoa erraztu egiten dute. Dirudienez, kobreaki esker alanbre-gaiaren gainazalean kobre asko duen geruza bat sortzen da, deskarburazioa txikiagotuz eta, ondorioz, gainazalaren zimurtasuna jaitsaraziz. Altzairuen kobre-edukia % 0,19tik beherakoa izan zen aipatutako ikerketan.



1.16. irudia. Wustita magnetita bihurtzeko behar diren baldintzak TTT diagramaren bidez adierazita. Transformazio-tenperaturaren arabera, oxidoen egitura geometrikoa aldatu egiten da [1.37]

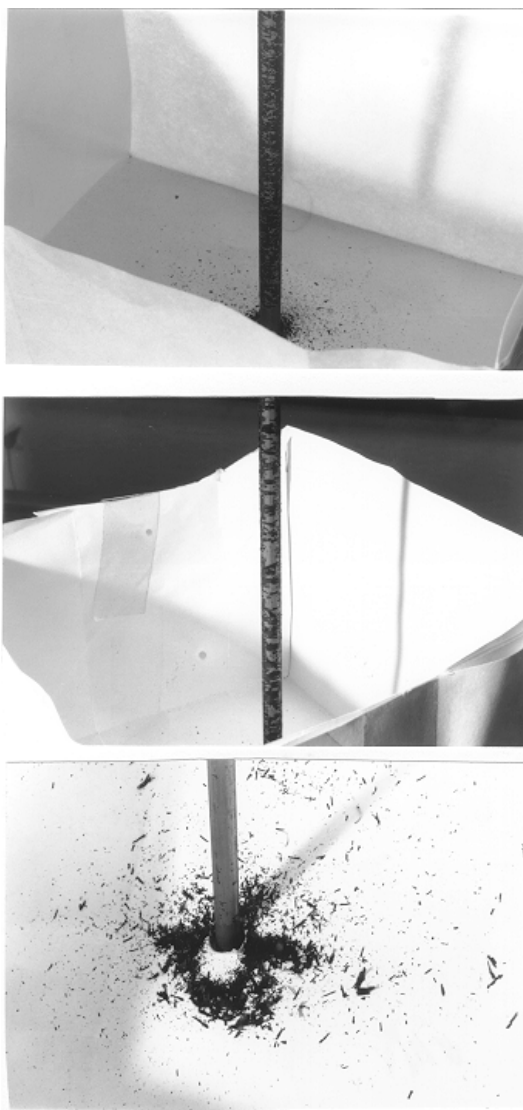
Goodyear-ek eta bere taldeak [1.39] bestelako emaitzak argitaratu zituzten. Desugerketa mekanikoak edo kimikoak egin ondoren, alanbre-gaiaren gainazalean Cu eta Ni elementuez aberastutako oxido-irlak gelditzen zirela frogatu zuten. Frogaren ondorengo tenkaketa oxido-hondar horiek labaintzea galarazten zuten, baita alanbre-gaia haustea errazten ere. Karbono-eduki handikoak ziren altzairuak ikerketa horietan; horien kobre-edukia, berriz, ez zen % 0,07tik gorakoa. Bestalde, karbono urriko altzairuekin egindako ikerketetan [1.40], zenbait kasutan altzairu/oxido muga Sn, Cr, Cu eta Ni elementuez aberastuta dagoela frogatu izan da. Azpimarratzekoa da altzairuaren kobre-edukia % 0,1etik azpikoa zela eta altzairu/oxido mugan % 0,4tik gorako kobre-kontzentrazioak neurtu zirela. Amaitzeko, alanbre-gaiaren tenkaketa kobreak duen eragina aztertu izan da karbono urriko altzairuei dagokienez, kobre-edukia % 0,35etik beherakoa zelarik [1.41]. Emaitzen arabera –eta industrian frogak egin ondoren–,

deformazioak eragindako gogortasunean eta hariaren harikortasunean ez dirudi kobreak aldaketa nabarmenik sortzen duenik.

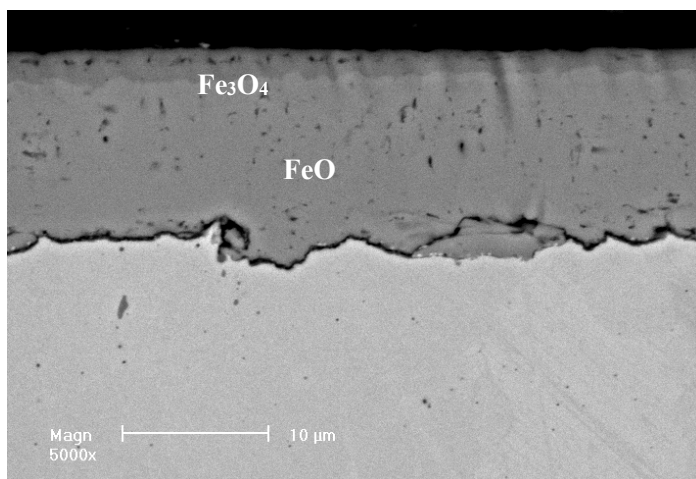
Aipatutako ikerlanen arabera, ez dago erabat argi zein den kobrearen eragina karbono urriko altzairuetan, batez ere kontuan harturik altzairu mota horietan kobre-edukia urtez urte igotzen ari dela. Hori dela eta, ikerketa espezifiko bat burutu zen 5,5 mm-ko alanbre-gai industrialen desugerketa mekanikoa aztertzeko [1.42]. Hainbat altzairu-konposizio analizatu ziren, kobre-edukia % 0,45erainokoa zutenak. Gainerako elementuen balioak honakoak izan ziren: C < % 0,06, Mn ~ % 0,35-0,40, Si < % 0,09. Kobrearen eragina bakarrik kontuan hartzeko, gainerako aldagaiak konstante mantendu ziren (formagailuaren temperatura ijezketa amaitzerakoan 935 eta 940 °C-ren bitartean; hozte-abiadura, beti bera). Desugerketa mekanikoa simulatzeko trakzio-saiakuntzak egin ziren, 300 mm-ko luzerako alanbre-gaiei % 7ko deformazioa aplikatuz, 1.17. irudian ikusten denez [1.36]. Zenbat eta handiagoa deformazioa, orduan eta oxido gehiago askatzen da (irudian, oxido hori paper batean bilduta ageri da). Hala ere, deformazioaren balio jakin batetik aurrera, altzairua deformatu egiten da, baina ez da oxido gehiago askatzen. Altzairuari itsatsita gelditzen den oxido horri 'hondar-oxido' deitzen zaio.

Azterketa metalografikoaren arabera, alanbre-gaien oxidoa hainbat geruzaz osatuta dago, 1.18. irudian ikusten denez [1.42]. Altzairu/oxido mugaren aldamenean azaltzen den oxidoa wustita da (FeO); gero magnetita (Fe_3O_4) azaltzen da, eta, azkenik, kanpoaldean, hematita (Fe_2O_3). Azken oxido mota hori ez da kasik ageri mikrografian, baina X izpien bidez egindako difrakzio-analisiak baieztatu egin du egon badagoela, nahiz eta oso kopuru txikian izan. Hori dela eta, askotan Fe_3O_4 eta Fe_2O_3 oxidoak ez

dira bereizten, biak batera aztertuz gero (finean, eta desugerketari dagokionez, bata bestea bezain kaltegarria da).

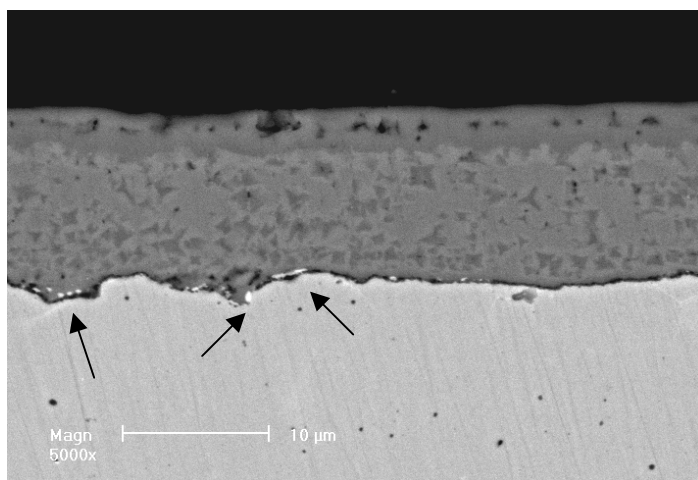
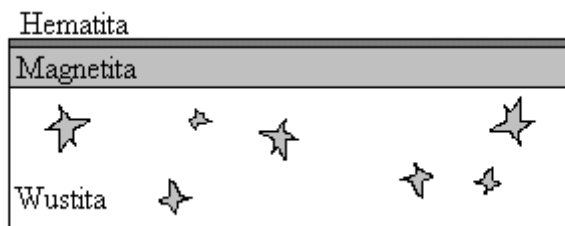


1.17. irudia. Desugerketa mekanikoaren simulazioa trakzio-saiakuntzaren bidez. Deformazioa aplikatzean oxidoa askatuz doa eta paper batekin biltzen da ondorengo azterketarako [1.36].



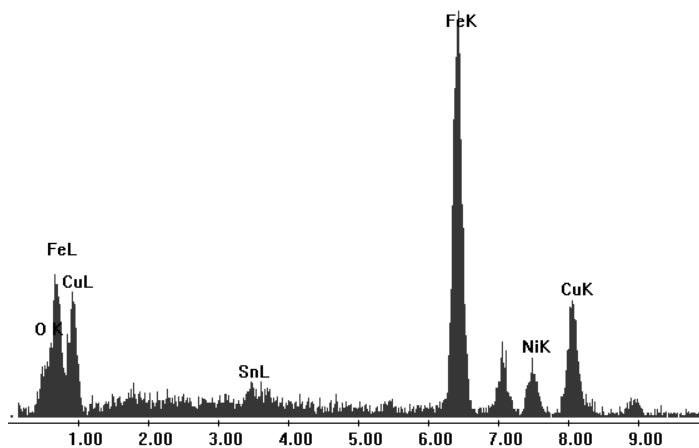
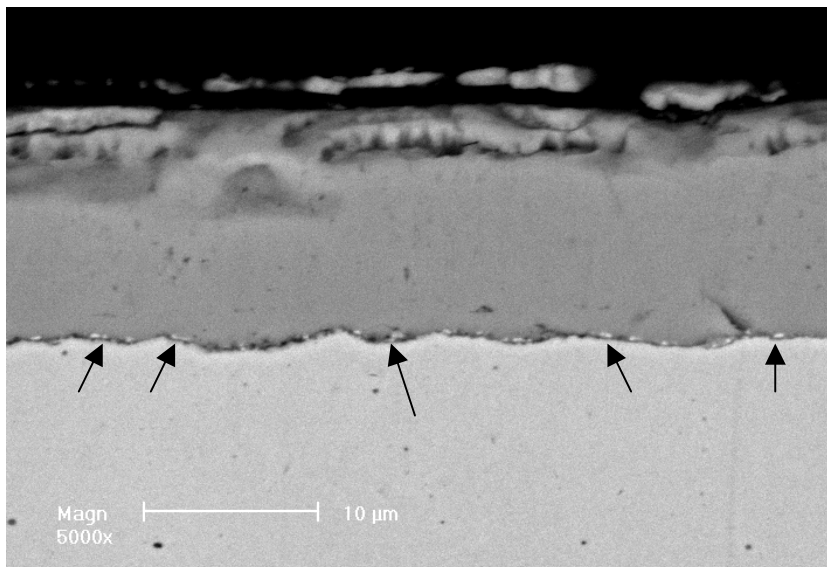
1.18. irudia. Alanbre-gai baten oxidoan hainbat oxido motaz osatutako geruzen mikrografia (altzairuaren kobre-edukia, % 0,19) [1.42].

Mikrografian ere agerian gelditzen da wustita dela geruza lodiena. Kanpoaldeko bi oxidoen artean askotan hutsuneak izaten dira (ikus 1.18. irudia). Zenbait kasutan, wustita-geruzaren barruan izar-formadun magnetita-hauspeakinak bereiz daitezke (1.19. irudia). Kasu horretan, altzairuaren kobre-edukia oso handia da (% 0,45). Hala ere, azterketa sistematiko baten ondorioz honakoa frogatu zen: Fe_3O_4 partikula horiek hozte-prozedurarekin zutela lotura, eta ez altzairuaren kobre-edukiarekin. Kasu batzuetan, izar horiek kobre-eduki handiko altzairuetan azaltzen ziren, baina kobre urriko alanbre-gaietan ere aurkitu izan ziren. Dirudenez, alanbre-gaia biribilkatzen denean hozte-zikloa ez baldin bada ondo kontrolatzen, zenbait tokitan hozte-abiadurak mantsoegiak izan daitezke eta wustitaren transformazioari lagundu [1.35], 1.16. irudiko TTT diagraman ikusten denez.



1.19. irudia. Magnetita hauspeakinak FeO geruzaren barruan (altzairuaren kobre-edukia, % 0,45). Altzairu/oxido mugan kobrez aberastutako partikulak bereiz daitezke [1.42].

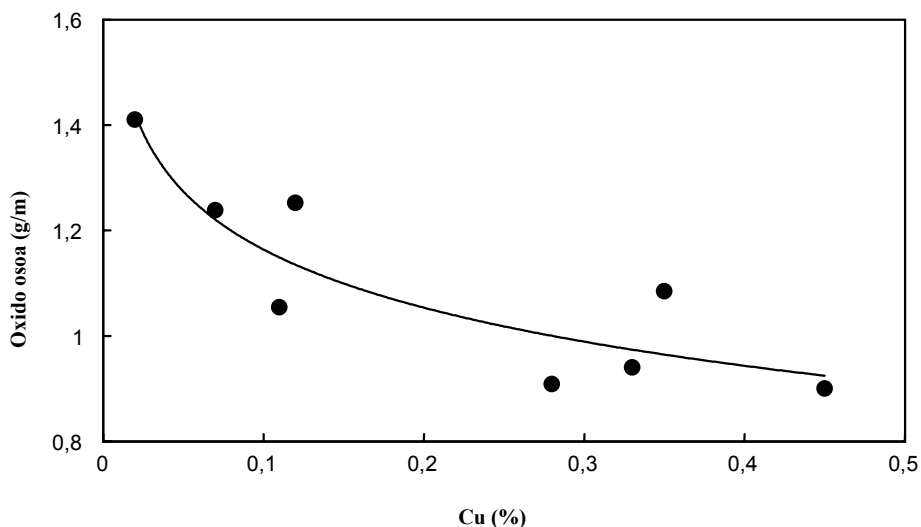
Oxidoaren kanpoko geruza oso antzekoa da altzairu guztietan, baina badira hainbat berezitasun altzairu/oxido mugan. Altzairuaren kobre-edukia urria denean, muga horretan ez da partikularik ikusten. Aldiz, kobre-edukia gehitu ahala nabarmenagoa izaten da tamaina txikiko partikulen presentzia. Horren adibideak 1.19. eta 1.20. irudietan dituzue [1.42]: lehenengoan alanbre-gaiaren kobre-edukia % 0,45ekoa da; bigarrenean, % 0,40koa. Partikula horien EDAX analisia egin ondoren, kobreak gain Ni eta Sn ere aurkitu izan dira. Horrelako partikula globularrak ijetzi aurretik totxo berotzean sortutako oxido primarioan ere aurkitu izan dira, altzairuaren lehengaia txatarra izan denean [1.20, 1.39].



1.20. irudia. Hondar-oxidozko geruza alanbre-gaiaren gainazalean (altzairuaren kobre-edukia, % 0,40). EDAX analisiak Cu, Ni eta Sn elementuen partikula txikiak badirela frogatzen du [1.42].

Desugerketa egin aurretik, alanbre-gaiaren oxido-kopurua kobreaken araberakoa da, 1.21. irudian ikusten denez [1.4]. Kasu horretan prozesu-parametro guztiak konstante mantendu dira: altzairuaren Cu edukia da

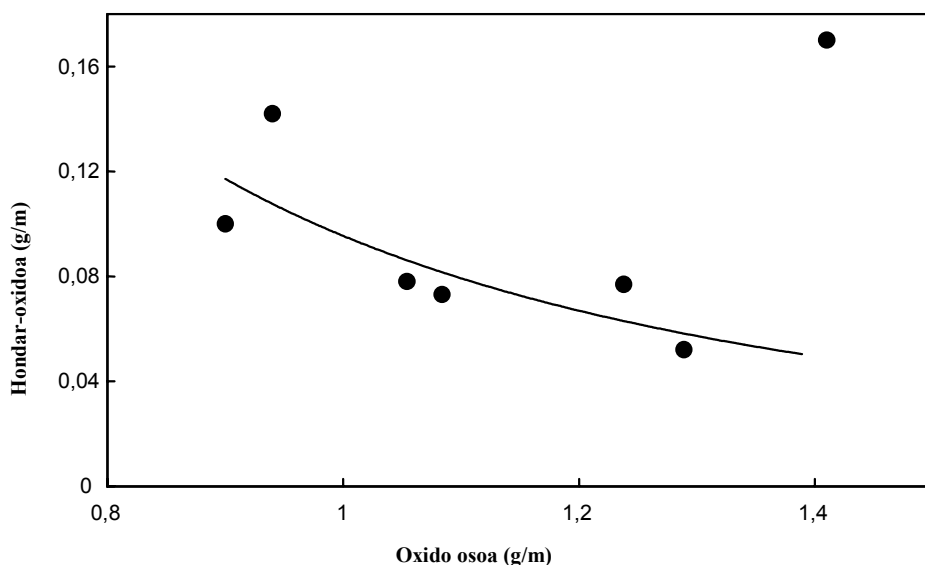
aldatu den parametro bakarra. Kobre urriko altzairuen kasuan oxido-kopurua $\sim 1,4$ g/m-koa da; kobrearen kopurua % 0,45 denean, aldiz, oxidoa 0,9 g/m-raino jaisten da. Bestalde, kobre-edukia % 0,15etik % 0,3raino igotzean oxidoa $\sim$ % 10 murrizten da (ikus irudia). Beraz, kobre-edukiak eragin handia du oxidazio-mailan; zeharka, berriz, formagailuaren tenperatura jaistean lortutako efektu bera agertzen da. Baarman eta Fredriksson ikertzaileek [1.43] formagailuaren tenperaturak karbono urriko altzairuen oxidazioan duen eragina aztertu zuten. Ikerketa horren emaitzen arabera, oxido-kopuruaren jaitiera % 10ekoa izateko formagailuaren tenperatura ~ 20 °C jaitsi behar da. Beraz, altzairuaren konposizioan kobrea igotzeak eta formagailuaren tenperatura jaistek antzeko eragina dute alanbre-gaiaren oxido-kopuruan.



1.21. irudia. Kobrearen eragina oxido osoaren kopuruan. Altzairuaren kobre-edukia igoz gero, oxido-geruza mehetu egiten da, gainerako prozesaketa-baldintzak konstante mantentzen badira [1.42].

Desugerketa mekanikoaren baliozkotasuna aztertzeko, alanbre-gaian gelditzen den hondar-oxidoa hartu behar da kontuan. Hondar-oxidoaren

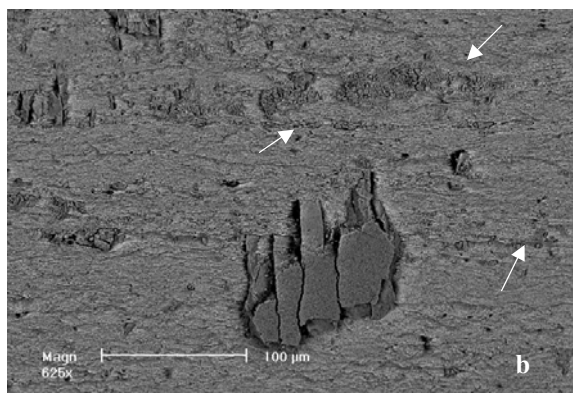
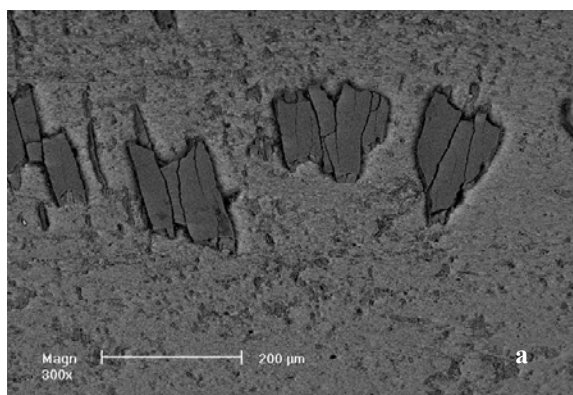
kopurua, hasierako oxido osoaren arabera, 1.22. irudian ageri da [1.42] (1.21. eta 1.22. irudietan altzairu berdinak aztertu dira). Irudian dituzuen emaitzen arabera, desugerketa mekanikoa aplikatu ondoren hondar-oxido gehiago gelditzen da hasierako oxido-kopurua txikia baldin bada. Emaitza horiek bat datoz bibliografian aipatutako oxido lodiko abantailekin desugerketa mekanikoa erabili nahi denean [1.35, 1.38, 1.44, 1.45].



1.22. irudia. Hondar-oxidoa desugerketa mekanikoa egin ondoren, hasierako oxido-kantitatearen arabera [1.42].

Hondar-oxido horien ezaugarriak jakitearren, alanbre-gaien gainazalak ekorketa bidezko mikroskopia elektronikoan analizatu ziren. Alanbre-gaiaren gainazalean bi motatako hondar-oxidozko partikulak daude. Lehenbiziko taldean, oxido-partikulak gainazalaren gainean daude, 1.23. irudiko adibidean ikusten den bezala [1.42]. Bestalde, gainerako oxido-partikulak alanbre-gaiaren barrualdean partzialki sarturik daude, 1.23. irudian geizien bidez adierazten denez. Azken oxido hauek ijezketa noranzkoaren arabera

daude orientaturik askotan. Beraz, oxido hauek alanbre-gaiaren gainazaleko kalitatearekin erlazionaturik daude, eta, ondorioz, arrabolen gainazal-kalitatearekin ijezketan zehar. Horien geometria kontuan izanik, desugerketa mekanikoaren ondorioz ia ezinezkoa da partikula horiek alanbre-gaitik askatzea (horixe gertatu zitzaion 1.22. irudiko kobre urriko altzairuari: gainazala aztertu ondoren, hondar-oxido gehiena gainazalean sartuta zegoela frogatu zen).



1.23. irudia. Hondar-oxidoak, alanbre-gaiaren gainazalean desugerketa mekanikoa egin ondoren. Gezien bidez ijezketan zehar altzairuaren barrualdean sartutako oxidoa adierazten da. a) altzairuaren kobre-edukia % 0,40; b) % 0,20 Cu [1.42].

Aipatu berri ditugun portaera hauek beste ikuspuntu batetik ere azter daitezke. Haustura mekanikoan oinarrituta, Robertson eta Manninek [1.46] ondoko ekuazioa proposatzen dute oxido-geruza altxatzeko behar den ε_c deformazio kritikoa kalkulatzeko:

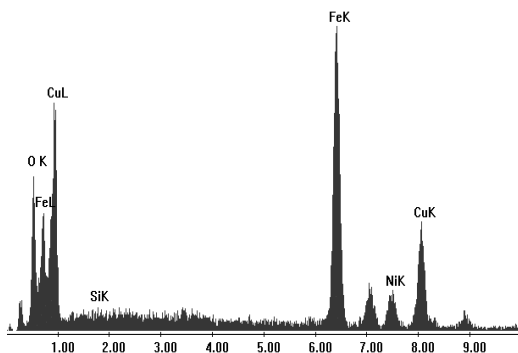
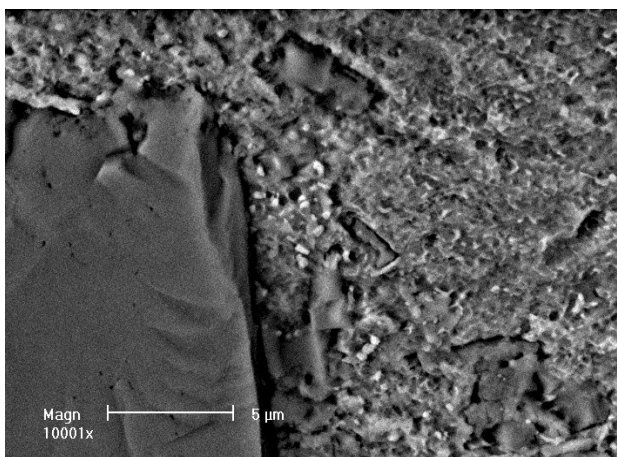
$$\varepsilon_c \propto \left(\frac{2\gamma(1+\chi^2)}{hE} \right)^{1/2} \quad (1.3)$$

non γ hausturaren gainazal-energia, h oxidoaren lodiera, χ altzairu/oxidoaren zimurtasun-indizea eta E oxidoaren Youngen modulua baitira. Adierazpen honen arabera, geruzaren lodiera igotzea komenigarria da desugerketa errazteko; aitzitik, gainazalaren zimurtasunak gainazalaren haustura-energiaren ekarpena igo egiten du.

Oxidoaren lodierak hondar-oxidoaren kopuruan duen eragina –karbono urriko altzairuei dagokienez– Conrat eta bere taldeak [1.44] ikertu zuten. Ikertzaile hauen iritziz, gutxienez 10 μm -ko lodiera izan behar du oxidoak altzairuak hondar-oxidorik ez edukitzeko. Beraz, kobre-edukia igo ahala oxido-lodiera jaisten denez, beste bide batzuk bilatu behar. Egokiena formagailuaren tenperatura igotzea da; izan ere, ondorengo hozte-zikloak apenas daukan eraginik lodieran. Hala ere, ez da tenperatura altuegirik erabili behar formagailuan. Tenperatura hori 1000 °C ingurukoa denean, oxido-geruzari sabelguneak ateratzen zaizkio, gune horietan oxidoa askatzen da eta beste oxido-geruza bat (finagoa, eta, ondorioz, desugerketa mekanikorako kaltegarriagoa) sortzen da. [1.44].

Desugerketa mekanikoan eragina duen beste faktore bat hausturaren gainazal-energia osoa da, hau da, $\gamma(1+\chi)^2$. γ energiaren balioa oxido

motaren araberakoa da eta 3tik 4.5 Jm^{-2} -raino igotzen da wustitatik magnetitara pasatzean [1.46]. Beraz, ekuazio horrek ere agerian uzten du altzairu/oxido mugan magnetita edukitzea kaltegarria dela. Hala ere, lortutako emaitzen arabera badirudi kobre-edukiak ez duela eraginik magnetitaren sorreran, oxido mota horren azalpena hozte-prozeduraren araberakoa baita soilik.



1.24. irudia. Kobrezko partikulak alanbre-gaiaren gainazalean desugerketa mekanikoa egin ondoren (altzairuaren kobre-edukia, % 0,40) [1.42].

1.18. eta 1.19. irudietan altzairu/oxido mugan kobrez aberasturiko partikulak ikusten dira. Desugerketa mekanikoa egin ondoren, partikula horiek oxidorik gabeko alanbre-gaiaren gainazalean jartzen dira, 1.24. irudian ageri denez. Partikula horiek oso banaketa heterogeneoa dute gainazalean. Bestalde, adierazgarria da frakzio handiagoa hondar-oxidoak gelditu diren inguruneetan azaltzen dela. Dirudienez, partikula horiek gainazalaren zimurtasuna zertxobait igo dezakete, baina eragin handia eduki dezakete γ energiaren osagai plastikoaren igoeran. Altzairuaren kobre-edukia igotzean ikusten den oxidoaren itsaspen handiagoa partikulek sortutako eragin horrekin erlaziona daiteke. Hori dela eta, oxido-lodieraren igoerarekin batera mugan dauden kobrezko partikulen frakzioa jaistea komenigarria litzateke. Bibliografian [1.39] arazo hori ijezketa hasi aurretik totxoaren berotze-zikloarekin erlazionatu izan da. Dirudienez, aukeratze-oxidazio baten ondorioz totxoaren gainazala kobrez aberasten da eta berezitasun horri ijezketa osoan zehar eusten dio. Beraz, desugerketa mekanikoa hobetzeko totxoaren birberotze-baldintzak ere egokitu egin behar dira ijezketa hasi aurretik [1.39].

1.8. KORROSIOAREKIKO BABESA:

EGITURETAKO ALTZAIRU MOTA BERRIA

Kobreak igo egiten du altzairuen erresistentzia korrosio atmosferikoarekiko, geruza babeslea sortzen baitu. Zenbait saiakuntza luze egin ondoren (batzuk 15 urtez) kobreak eta fosforoak altzairuaren korrosioarekiko erresistentzia igo egiten dutela frogatu da [1.48]. Hori lortzeko, herdoilezko estaldura bat osatu behar da altzairuan. Oso garrantzitsua da horretarako

kobrearen eragina. Bestalde, giroa ere kontuan hartu behar da. Baldintza industrialetan, adibidez, altzairuaren portaera baserri-giroan baino hobea izaten da; itsas giroan, berriz, askoz okerragoak izaten dira emaitzak.

Altzairuaren portaera neurtzeko korrosio atmosferikoarekiko erresistentzia-indize bat erabiltzen da. Parametro hori ondoko adierazpen enpirikoaren bidez neur daiteke [1.49]:

$$I = 26,01 (\% \text{ Cu}) + 3,88 (\% \text{ Ni}) + 1,20 (\% \text{ Cr}) + 1,49 (\% \text{ Si}) + \\ + 17,28 (\% \text{ P}) - 7,29 (\% \text{ Cu})(\% \text{ Ni}) - \\ - 9,10 (\% \text{ Ni})(\% \text{ P}) - 33,39 (\% \text{ Cu})^2 \quad (1.4)$$

Kalkulua egiteko, ondoko elementuen balio maximoak eduki dituzte erabili diren altzairuek: % 0,51 Cu, % 1,1 Ni, % 1,3 Cr, % 0,64 Si eta % 0,12 P. Balio horiek gainditu ondoren, (1.4) adierazpenaren estrapolazioarekin kontuz ibili behar da.

Arauk ez dio I indizeari altzairuaren korrosioarekiko babes zurtatzeko balio minimoren bat ematen. Wilsonek [1.50], adibidez, I indizearen balioa 6 baino handiagoa izan behar duela, hortik gora altzairuak korrosio atmosferikoarekiko babes ona edukitzen omen duelako.

1.9. ONDORIOAK

Onura ekologiko handiak ekar ditzake txatarra erabiltzeak. Alde batetik, energia gutxiago kontsumitzen da altzairua ekoizteko; bestetik, CO₂

isurpenak ere nabarmenki murrizten dira. Argi dago, beraz, txatarra erabiltzea bultzatu beharreko teknologia-prozedura bat dela.

Dena den, altzairua birziklatzeak sor ditzakeen hainbat arazo ere aurkeztu ditugu kapitulu honetan. Arazo horietako batzuk gainditzeko ekoizpen-bide egokiak badaude gaur egun (Cu-aren eragina beroko harikortasunean, adibidez). Beste batzuei dagokienez, ordea, txatarrak berekin dituen hondar-elementuen eragina kaltegarria da eta zenbait aplikazioetan ez da txatarra proportzio handitan erabili behar (kalitate handiko gainazala behar denean, adibidez).

Altzairugintzan izaten ari diren aldaketak ikusirik, gorako joeran jarraituko du kobre-edukiak. Gauza bera gertatuko da gainerako hondar-elementuekin. Aplikazio askotako, elementu horien proportzioak ez dira oraindik balio maximo onargarrietara iritsi. Dena den, gainerako aplikazioetarako ondoko bideak erabiltzen jarraitu behar da:

- Burdin minerala oinarri duen altzairugintza integralak (labe garaiak) kalitate handiko altzairuak (hondar-elementuen proportzioak oso kantitate baxutan mantenduz) hornitzen jarraituko dute. Horri esker, merkatuari txatarra berria iritsiko zaio etengabe.
- Bestalde, aplikazio ertainetarako, orain bezala, txatarrean eta burdina harroan garatutako kalitateak gero eta gehiago ekoitziko dira aurrerantzean. Horri esker, txatarrean dagokeen hondar-elementuen kontzentrazioa nahi den proportzioraino jaitsi ahal izango da (erabili behar den txatarra/burdina harroa erlazioaren arabera).
- Azken bide hori kontuan hartuta, burdin mineralaren egoera solidoko erredukzioa (burdina harroa lortzekoa, alegia) gero eta garrantzitsuagoa izango da.

1.10. ERREFERENTZIAK

- 1.1. Lockwood Greene, *Ironmaking Process Alternative Screening Study*, Department of Energy, USA, 2000.
- 1.2. Nilles, P.E., *Steel Times*, Maiatza, 1999, 179.
- 1.3. Eurofer, *Annual Report 2000*, 2001, 28.
- 1.4. Eurofer, *Annual Report 2000*, 2001, 32.
- 1.5. Millman, S., *Steel Times*, Urtarrila, 2000, 14.
- 1.6. *Steel Times*, Martxo, 2001, 96.
- 1.7. Eurofer, *The European Steel Industry and Climate Change*, 2000, 4.
- 1.8. Emi, T. eta Wijk, O., *Steelmaking Conf. Proceedings*, 79, ISS, Warrendale, 1996, 551.
- 1.9. Leroy, V. D'Haeyer, R., Defourny, J., Hoogendoorn, T., Birat, J.P., Grabke, H.J., Morrison, W.B., Henderson, N.G., Longbottom, R.D., Laux, T. eta Les, I., *Effects of Tramp Elements in Flat and Long Products*, European Commission, EUR 16672 EN, 1995, 1.
- 1.10. Rodriguez Ibabe, J.M., Gutierrez, I., Lopez, B. eta Linaza, M.A., *Altzairuen Berotako Konformazioa*, Elhuyar, 1997, 360.
- 1.11. Mintz, B., Yue, S. eta Jonas, J.J., *Int. Mater. Rev.*, 36, 1991, 187.
- 1.12. McPherson, N.A. eta McLean A., *Continuous Casting. Transverse Cracking in Continuously Cast Products*, ISI, 8, 1997, 36.
- 1.13. Fredriksson, H., Hansson, K. eta Olsson, A., *Scand. Journ. Metall.*, 30, 2001, 41.
- 1.14. Coutsouradis, D., Leroy, V., Greday, T. eta Lecomte-Beckers, *Copper in Steel*, Benelux Métallurgie, 23, 1983, 7.1.
- 1.15. Kremer, C., Debyser, B. eta Schanne, G., *Rev. Métallurgie*, 1991, Iraila, 913.
- 1.16. Nicholson, A. eta Murray, J.D., *JISI*, 203, 1965, 1007.
- 1.17. Habraken, L. eta Lecomte-Bckers, J., *Copper in Iron and Steel*, I. Le May eta L. McDonald arg., John Wiley and Sons, 1982, 79.

- 1.18. Les, I., *Effects of Tramp Elements in Flat and Long Products*, European Commission, EUR 16672 EN, 1995, 5.
- 1.19. Houpert, C., Jallon, M., Confente, M., Lanteri, V., Jolivet, J.M., Guttman, M. eta Birat, J.P., *Steelmaking Conf. Proceedings*, 79, ISS, Warrendale, 1996, 601.
- 1.20. Stephenson, E.T., *Metall. Trans.*, 14A, 1983, 343
- 1.21. Wigman, S.L. eta Millett, M.D., *Scaninjet VI. 6th Int. Conf. on Refining Processes*, 1992, 1.
- 1.22. Lubensy, P.J., Wigman, S.L. eta Johnson, D.J., *Microalloying'95*, M. Korchynsky, A.J. DeArdo, P. Repas eta G. Tither arg., ISS, 1995, 225.
- 1.23. Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Altzairuen Diseinurako Metalurgia Fisikoa*, Elhuyar-Elkar, 1993, 167.
- 1.24. Aroztegi, J.J., Urkola, J.J. eta Fuentes, M., *Metall. Trans.*, 20A, 1989, 1657.
- 1.25. Vaynman, S. eta Fine, M.E., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 41.
- 1.26. 1.23. erreferentzia, 196-197 or.
- 1.27. Okada, H., Sekino, S., Hosoi, Y. eta Murata, T., *Copper in Iron and Steel*, I. Le May eta L. McDonald arg., John Wiley and Sons, 1982, 83.
- 1.28. Zhao, J., *Mater. Sci. Technol.*, 8, 1992, 997.
- 1.29. 1.23. erreferentzia, 226-230 or.
- 1.30. Diaz, M., *Doktorego tesia*, Tecnun, 2002.
- 1.31. D'Haeyer, R., eta Defourny, J., *Effects of Tramp Elements in Flat and Long Products*, European Commission, EUR 16672 EN, 1995, 121.
- 1.32. 1.23. erreferentzia, 230. or.
- 1.33. Ray, K. eta Konkol. P.J., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 202.
- 1.34. Anelli, E., Rodriguez Ibabe, J.M., Stercken, K., Thiele, M., Schifferl, H.A. eta Haberk, K., *New Steel Generation for High Strength Large Diameter Wire Rods*, European Commission, EUR 20195 EN, 2002, 167. or.
- 1.35. Tominaga, J., Wakimoto, K., Mori, T., Murakami, M. eta Yoshimura, T., *Transactions ISIJ*, 22, 1982, 646.

- 1.36. Arrese-Igor, S. eta Rodriguez Ibabe, J.M., Ekaia, 10, 1999, 31.
- 1.37. Collongues, R., Sifferlen, R. eta Chaudron, G., Rev. Métallurgie, 50, 1953, 727.
- 1.38. Murahashi, M., Oki, Y., Kuchiisi, S., Miyawaki, S. eta Nakamura, T., Wire Journal Intern., Azaroa, 1993, 51.
- 1.39. Goodyear, J., Wood, D., Stephenson A. eta Stacey, A., Wire Journal, 1977, 70.
- 1.40. Confete, M., Geneve, G., Resiak, B. eta Jallon, M., Wire Journal Intern., Otsaila, 1995, 239.
- 1.41. Houpert, C. Jallon, M., Confete, M., Lanteri, V., Jolivet, J. M., Guttman, M. eta Birat, J.P., *79th Steelmaking Conference Proceedings*, ISS, Warrendale, 79, 1996, 601.
- 1.42. Mujika, L., Martin, S., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *43rd Mechanical Working and Steel Processing Conf.*, ISS, Warrendale, 39, 2001, 107.
- 1.43. Baarman, M.H. eta Fredriksson, J.T., Scand. Journ. Metall., 28, 1999, 25.
- 1.44. Conrat, J., Baud, J. eta Ferrier, A., Rév. Métallurgie, Urria, 1979, 675.
- 1.45. Quiroga, R.H., Macedo dos Santos, R.J. eta Santos, D.B., Wire Journal Intern., Urria, 1995, 56.
- 1.46. Robertson, J. eta Manning, M.I., Mater. Sci. Technol., 6, 1990, 81.
- 1.47. Llewellyn, D.T., Ironmaking and Steelmaking, 22, 1995, 25.
- 1.48. 1.27. erreferentzia, 112. or.
- 1.49. ASTM, *Annual Book of ASTM Standards*, 03.02, G101, 1998.
- 1.50. Wilson, A.D., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 41.

2.

XXI. MENDEKO ALTZAIRUAK: NITROGENO-PROPORTZIOA HANDITZEAREN ABANTAILAK ETA ARAZOAK

- 2.1. Altzairu batean lor daitezkeen nitrogeno-
-proportzioak
- 2.2. Nitrogeno askea
- 2.3. Nitrogenoaren alde ilunak: zailtasun-eza eta
hotzeko konformazioaren arazoak
- 2.4. Nitrogenoaren abantailak
- 2.5. Ondorio industrialak: nola erabili nitrogenoa
altzairua hobetzeko
- 2.6. Erreferentziak

2.1. ALTZAIRU BATEAN LOR DAITEZKEEN NITROGENO-PROPORTZIOAK

Txatarrarekin lotura duten hondar-elementuak aztertu ditugu aurreko kapituluaren. Honako honetan, berriz, labe elektrikoan egiten den altzairuaren beste berezitasun bat jorratuko dugu: nitrogeno-proportzioa. Handiagoa da labe elektrikoan egiten den altzairuaren nitrogeno-edukia labe garaian egiten denarena edo minerala oinarri duenarena baino. Nitrogenoa soluzio solidoan baldin badago, ordea, oso kaltegarria gerta dakioke altzairuaren zenbait propietateri. Aldiz, nitrogeno bera aleazio-elementuekin konbinatuz gero, nabarmen igo daiteke altzairuaren erresistentzia.

Eragin handia du nitrogenoak altzairuaren hainbat propietatetan. Elementu interstiziala da nitrogenoa, altzairu mota guztietan egoten dena, proportzio oso desberdinetan bada ere, prozesaketaren eta altzairu motaren arabera. Altzairu oso garbietan –labe garaian eginak eta zalian degasifikazio-prozesua aplikatu zaienak– nitrogeno-proportzioa ez da guztira 30 ppm-ra iristen [2.1]. Beste batzuetan, berriz, nitrogeno-edukia 200 ppm-ra irits daiteke (kasu honetan, altzairuari nitrogenoa gehitu zaio). 2.1. taulan [2.1] dituzue hainbat aplikazio industrialetarako egokiak izan daitezkeen nitrogeno-proportzioak (balio maximoak).

Kapitulu honetako analisiak ez dira zuzen-zuzenean nitrogeno urriko altzairuen ingurukoak izango, bistakoa den arren goi-mailako zenbait aplikaziotarako nahitaez hori egin beharra dagoela. Aurreko kapituluetan egin dugun bezala, hemen ere joera berriek (labe elektrikoak erabiltzen eta txatarra oinarri dutenak, gehienak) sortzen dituzten aldaketak aztertuko ditugu. Aldaketa horietako batzuk onerako izan dira; beste batzuk, berriz, kalterako. Horrenbestez, altzairuaren nitrogeno-proportzioa handia dela (hau

da, 60 ppm-tik gorakoa) joko dugu hasiera-hasieratik. Ezaugarri hori oinarri harturik, hiru alderdiok aztertuko ditugu kapitulu honetan:

- Nitrogenoak zenbait propietate mekanikotan sor ditzakeen eragin kaltegarriak.
- Nola egokitu altzairuaren konposizio kimikoa edo egite-prozesua nitrogenoaren eragin kaltegarriak saihesteko.
- Zenbait kasutan, propietate mekaniko batzuk hobetzeko erabil daiteke nitrogenoa.

2.1. taula. Zenbait aplikazio industrialetarako nitrogeno-proportzio maximoa [2.1].

Erabilpena	Nitrogeno-proportzioa (ppm)
Hormigoi armatutarako altzairua	120
Forjarako kalitateak	80
Karbono urriko alanbre-gaia	60
Beroko banda (kalitate komertziala)	60
Beroko banda (kalitate handikoa)	40
Automobilgintzarako enbutizio sakona	20

Labe elektrikoan eta oxigeno-bihurgailuan oso garrantzi handia izaten dute zenbait faktorek altzairuaren bukaerako nitrogeno-edukian. Goldstein eta Fruehan ikertzaileek [2.2] faktore horien honako sailkapena egin dute:

- *Karbonoaren oxidazioa*: deskarburazioa da altzairuaren nitrogeno-edukia jaisteko prozedura egokienetariko bat. Karbonoaren oxidazioan sortzen den CO gasak nitrogenoa likidotik kanpora bultzatzen du. Bestalde, likidoaren gainetik atmosfera babeslea sortzen denez, airetik har daitekeen nitrogeno-kantitatea jaitsi egiten da.
- *Nitrogeno-edukia metal likidoan*: bihurgailuan sartzen den metal likidoak 70-80 ppm nitrogeno eduki dezake. Deskarburazioan zehar nitrogeno-proportzioa jaitsi egiten da, eta, gehienetan,

bukaerako nitrogeno-edukia ez da hasierakoaren mendekoa izaten.

- *Nitrogeno-edukia txatarrean*: txatarrak nitrogeno-eduki totala igoaraz egin dezake bihurgailu-prozesuan. Labe elektrikoan, berriz, segurua da igoera.
- *Burdina harroa*: arazo horri (nitrogenoa igotzeari) aurre egiteko burdina harroa erabil daiteke txatarraren ordeiz. Bihurgailuari dagokionez, altzairuaren nitrogeno-edukia jaitsi egin daiteke burdin mota horri esker. Baina handiagoa izaten da horren eragina labe elektrikoan. Gogoan izan burdina harroak txatarrak baino nitrogeno gutxiago izaten duela.
- *Oxigenoaren purutasuna*: altzairua deskarburatzeko erabiltzen den oxigenoan nitrogenoa ager daiteke ezpurutasun gisara. Garrantzi handia izan dezake horrek oso nitrogeno baxua lortzeko.
- *Gas nahasien borborra*: homogeneotasun handiagoa lortzearen, metal likidua irabiatzen da gas geldo baten bidez. Argona erabiltzen da sarritan, baina nitrogenoa duten nahasketak ere erabil daitezke. Altzairuaren nitrogeno-proportzioari behean eutsi behar bazaio, gas nahasiaren osagaiak oso ondo kontrolatu behar dira.

Aipatu ditugun faktore horien garrantzia desberdina izaten da, altzairua lortzeko zein prozedura erabiltzen den. Hala ere, karbono-proportzio handiko altzairuetan ($\%C > 0,3$) karbono-proportzio txikikoetan baino errazagoa izaten da nitrogeno baxua lortzea, deskarburazioan sortutako CO-ri esker [2.2]. Labe elektrikoan, berriz, txatar-portzentajea jaisten baldin bada –burdina harroarena gehituz–, nitrogenoa ere nabarmen jaits daiteke.

Nitrogenoa altzairu guztietan egoten denez, altzairua egiteko prozesuan eta horren propietate mekanikoetan elementu hark duen eragina aztertu

egin behar da. Onerako izaten da, gehienetan, nitrogenoa egotea, baldin eta aleazio-elementuekin konbinatuta badago –altzairua austenitikoa edo ferritikoa baldin bada egin daitezke konbinazio horiek–. Bestalde, honako fenomeno hauetan izan dezake eragina: disoluzio solidozko gogortzean, hauspeatze bidezko gogortzean, ale-hazkundean, tenplagarritasunean, deformaziozko gogortzean, zahartze estatikoan eta dinamikoan, termoisurpenarekiko erresistentzian eta korrosioarekiko portaeran. Nabarmena da, beraz, nitrogenoaren eragina altzairuaren portaeran (hobeto esanda, nitrogenoarena eta, askotan, nitrogenoak sortutako partikulena).

2.2. NITROGENO ASKEA

Erabat ezberdina izaten da nitrogenoak altzairuan duen portaera, aske ala konbinatuta dagoen. Aske baldin badago –hau da, disoluzio solidoan– oso kaltegarria izan daiteke nitrogenoa zailtasunarentzat eta zahartze-mekanismoentzat. Aldiz, mikroaleazioaren onurak erabiltzeko nitrogeno askea behar da –nahitaez– hainbat elementurekin hauspeatzeko. Beraz, nitrogenoaren portaerak aztertu aurretik komeni izaten da kasu bakoitzean nola egongo daitekeen jakitea.

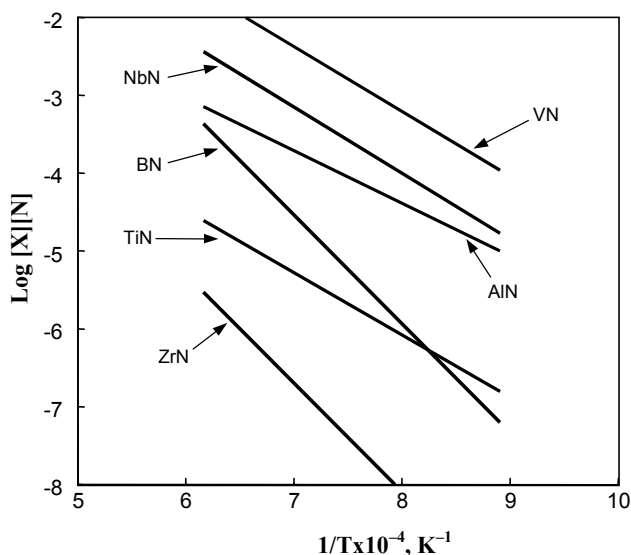
Nitrogenoak hainbat elementurekin konbinatzeko ahalmena dauka. Garrantzitsuenak honakook dira: Al, Ti, B, V, Nb eta Zr. Elementu hauetarikoren bat altzairuaren konposizio kimikoan egonagatik ere, horrek ez du esan nahi nitrogenoa elementu horrekin konbinatuta dagoenik eta bien artean nitruroak osatzen dituztenik. Altzairuaren prozesaketa nolakoa izan

den jakin behar da lehenbizi. Prozesuaren konplexutasunaz ohartzeko, honako berezitasun hauek hartu behar dira kontuan:

- Elementu motaren arabera, altzairua prozesatzeko hainbat unetan konbina daiteke nitrogenoa (solidotzean, beroko konformazioan zehar, transformazioan giro-tenperaturara hoztean edo horren ondorengo tratamendu termikoan).
- Aipatu ditugun elementuetako batzuek (Ti, B eta Zr) oxigenoarekin konbinatzeko joera handiagoa dute nitrogenoarekin baino. Beraz, nahiz eta konposizio kimikoan azaldu, baliteke –altzairu-prozesaketaren arabera– elementu horiek oxigenoaren konbinatuta izatea, eta ez nitrogenoarekin.
- Konposizio kimikoa (hau da, nitrogeno- eta gainerako elementu-erakia) eta tenperatura ez dira nahikoak nitrogenoaren konbinazioa ziurtatzeko. Hauspeakin mota bakoitzak bere zinetikak ditu, gehienetan CCT motako kurben bidez adierazita.

Berezitasun horiek kontuan harturik, garbi ikusten da handiak direla nitrogenoa hauspeatzeak dakartzan konplexutasunak. Bestalde, nitrogenoarekin konbinatzeko egokiak diren elementuak (lehentxeago aipatu ditugunak) bi taldetan bana daitezke, lortu nahi den funtzioaren arabera. Lehenengo multzoan Al, Ti, B eta Zr daude; bigarrenagoan, berriz, Nb eta V. Nitrogenoa finkatzeko erabiltzen dira askotan aluminioa, boroa eta titanioa (zirkonioa askoz gutxiago erabiltzen da; horren funtzioa titanioarena bezalakoa izaten da). Geroago ikusiko dugunez, bestelako erabilpenik ere badaukate elementu horiek. Aldiz, niobioa eta banadioa elementu mikroaleatzaileak dira; beraz, karbonoa eta nitrogenoa behar dituzte konbinatzeko eta bere funtzioa ondo betetzeko. Atal honetan ez ditugu aztertuko bi elementu horien portaera eta berezitasunak: 2.4. atalean ekingo diogu zeregin horri.

Nitrogenoaren konbinazioa aztertzeko disolbagarritasun-biderkadurak begiratu behar dira lehenbizi ([2.3] erreferentzian duzue horri buruzko zenbait datu eta xehetasun). Hemen, berriz, nitrogenoaren inguruko zenbait berezitasun ikusiko dugu. 2.1. irudian, bestalde, konposatuek austenitan dituzten disolbagarritasun-biderkadurak ageri dira [2.4-2.8]. Bada hauez gain erreferentzia gehiago ere: [2.3] ikusten denez, bibliografian argitaratutako datuak nahiko sakabanatuta daude. Irudi horrek erakusten digunez, ZrN da hoztean hauspeatzen den lehenbiziko konposatua; segidan datoz TiN, BN, NbN, AlN eta VN (sekuentzia hau ez da erabat zuzena, zinetikak aintzat hartuz gero aldaketa batzuk azaltzen baitira).



2.1. irudia. Hainbat nitruroren disolbagarritasun-biderkadurak austenitan [2.4-2.8].

Zirkonioa oso kasu gutxitan erabiltzen da, eta, egiten denean, titanioa ordezkatzeko izaten da gehienetan. Titanioari dagokionez, elementu hau honako bi eginkizun hauetarako erabil daiteke:

- Nitrogeno askea finkatzeko bakarrik, sortzen diren nitruroen berezitasunak alde batera utzita.
- Nitruro finak sortzeko eta horiei esker austenita-aleen tamaina kontrolatzeko.

Kasu batean zein bestean titanioa nitrogenoarekin konbinatzea zen helburua. Titanioak, ordea, oxidatzeko joera oso handia du. Beraz, oso ondo desoxidatu behar da altzairua titanioa gehitu aurretik. Horretarako, aluminioa nahasten zaio. Alabaina, titanioaren oxidazioa ez da bakarrik zalian gertatzen. Ondorengo prozesaketan, zalitik banatzailera eta hortik isurketa jarraituko moldera pasatzerakoan, likidoak ondo babestuta izan behar du. Titanioak oxidoak sortzen ditu; partikula horiek tenperatura altuetan (gehienetan altzairua egoera likidoan dagoela) azaltzen direnez, tamaina handikoak izaten dira eta ez dute ale-tamaina kontrolatzeko gaitasunik izaten [2.9]. Bestalde, oxido horiek arazoak sor ditzakete isurketa jarraituan [2.10].

Hori guztia kontuan izanik, titanioa gehitzen zaionean ondo desoxidatuta egon behar du beti likidoak. Horrenbestez, titanioaren eta nitrogenoaren arteko erlazio estekiometrikoa 3,4 da. Erlazio horrekin kalkula daiteke zenbat nitrogeno dagoen titanioarekin konbinatuta. Erabilitako titanio-kopurua hipoestekiometrikoa baldin bada, nitrogeno askea gelditzen da; aldiz, Ti/N erlazioa 3,4 baino handiagoa bada, nitrogeno totala konbinatzen da.

Titanio nitruroak honako egoera hauetan hauspea daitezke: altzairua egoera likidoan dagoela, likido/solido mugan solidotzean eta egoera solidoan [2.11]. Bestalde, nabarmen aldatzen da partikulen tamaina, sorrera-unearen arabera. Konposizio kimikoarekin (Ti, N eta C edukiarekin, bereziki) eta solidotze-abiadurarekin dauka horrek lotura. Helburu bakarra nitrogenoa finkatzea bada, nitruroen tamaina ez da hain garrantzitsua; aldiz,

beste erabilpen batzuetarako oso garrantzitsua da nitruro-tamainen kontrola (ikus 2.4. atala). Bukatzeko, titanio nitruroak oso egonkorak direnez (ikus 2.1. irudia), horien disoluzioa honela bakarrik gauza daiteke: altzairua birberotzeko oso tenperatura altuak erabiliz. Beraz, titanioa oso elementu egokia da nitrogenoa egonkor finkatuta edukitzeko.

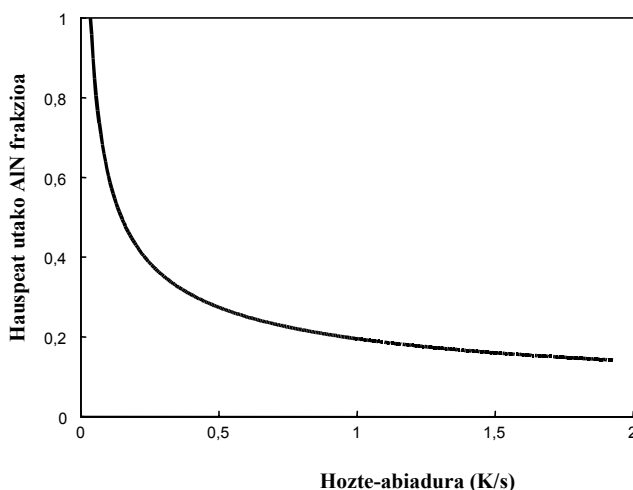
Boroa da nitrogenoa finkatzeko erabiltzen den beste elementua. Elementu honek ere oxidatzeko joera handia dauka [2.12]. Beraz, titanioarekin gertatzen den bezala, altzairuari boroa gehitu baino lehen erabat desoxidatuta egon behar du likidoak. Ondoren, boroarekin konbinatuta zenbat nitrogeno dagoen jakiteko kontuan izan behar da B/N erlazio estekiometrikoa 0,77 dela. Helburu bakarra nitrogenoa finkatzea baldin bada, berriz, ez da inoiz gaintitu behar erlazio estekiometrikoki hori. Boro askea gelditzen baldin bada, altzairuaren tenplagarritasuna nabarmen igotzen da (nahikoa izaten da horretarako kantitate oso txikia) [2.13] eta hoztean komeni ez diren fase hauskorak azal daitezke.

Aluminioa ere erabil daiteke nitrogenoa finkatzeko. 2.1. irudian duzuen disolbagarritasun-biderkaduraren arabera, badirudi aluminioa oso elementu egokia izan daitekeela horretarako. Errealitatean, ordea, ez da hori askotan gertatzen. Oso mantsoak izaten dira aluminio nitruroen hauspeatze-zinetikak austenitan. Honer eta Baliktay ikertzaileek diotenez [2.14], AlN-aren hauspeatze-maila (nitrogeno frakzioa AlN bezala hauspeatuta) honela adierazten da:

$$X_V = K \cdot V^m \quad (2.1)$$

non V hozte-abiadura (Kh^{-1}) eta K eta m bi konstante baitira. K konposizio kimikoaren (N eta Al edukiak) mendekoa da, eta $m = -0,5$ izaten da.

% 0,4 C, % 0,6 Mn, % 0,105 Al eta % 0,0140 N konposizio kimikoa duen altzairu baterako $K = 10,8$ balioa definitu dute aipatu ikertzaileek. Ekuazio hori 2.2. irudian duzue, hozte-abiaduraren funtzioan. Grafiko horren arabera, nahiz eta altzairu horretan aluminio-edukia oso handia izan, hozte-baldintza normaletan (ijezketa eta forjaketatik pieza ateratzean, alegia) nekez hauspeatzen dira AlN partikulak.



2.2. irudia. Hozte-abiaduraren eragina AlN-ren hauspeatzean C/Mn altzairu batean (% 0,4 C, % 0,6 Mn, % 0,105 Al, % 0,0140 N) [2.14].

Aurreko adibideak oso ondo definitzen du ijezketaren eta forjaketaren ondorengo egoera. AlN nitruroak ez du gehienetan nahikoa denbora izaten hauspeatzeko; hori dela-eta, nitrogeno totala aske dagoela jotzen da. Produktu lauei dagokienez, bestelakoa izaten da egoera. Hotzean ijetsi ondoren testura egokia lortu nahi bada, disoluzio solidoan ahalik eta nitrogeno-portzentaje txikiena egon behar du ijezketaren ondorenean suberaketa jarraitua aplikatzen bada. Hortaz, AlN hauspeatzea lortu behar da; horretarako, berriz, beroko ijezketa bukatu ondoren oso tenperatura altuetan egiten da bobinaketa. Izan ere, bobinaren hozte-abiadura oso mantsoa izaki, AlN hauspeakinak azal daitezke.

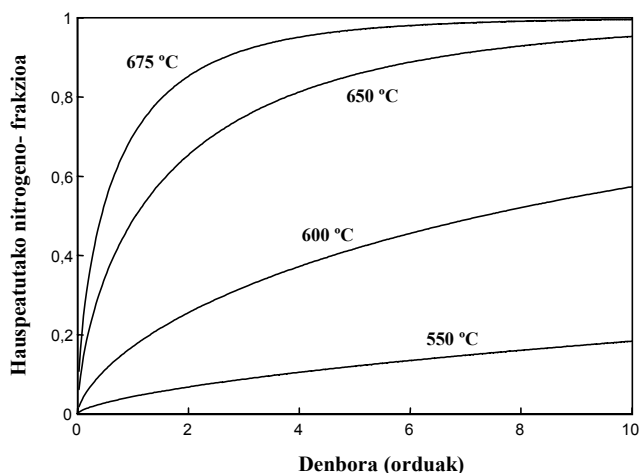
Bobinaketari dagokionez, Gutierrezek eta bere taldeak [2.15] ondoko Avramiren ekuazioa proposatzen dute AlN-aren hauspeatzea kalkulatzeko (bobina hozten ari den bitartean):

$$X = 1 - \exp \left[- \left(\frac{1}{A_1} \frac{Al}{N} \int_0^t \exp \left(- \frac{Q_N}{RT} \right) dt \right)^{k_1} \right] \quad (2.2)$$

non X hauspeatutako frakzioa –Al eta N disoluzio solidoan dauden aluminio- eta nitrogeno-edukiek altzairua berotu ondoren– $A_1 = 2,5 \cdot 10^{-10}$ s, $k_1 = 0,66$ eta $Q_N = 260$ kJ/mol baitira. Adierazpen hau karbono baxuko eta oso baxuko altzairuetarako kalkulatu da, industrian ohikoak diren Al eta N edukiak aintzat harturik. 2.3. irudian dituzue transformazio isotermikoetarako AlN partikulen hauspeatze-zinetikak, $Al/N = 20$ erlazioarako. Bobinaketa-tenperatura baxua bada -550 °C-tik beherakoa, AlN-aren hauspeatzea urria izaten da. Aldiz, ahalik eta hauspeatze handiena izateko bobinaketa 650 °C-tik gora egitea komeni da.

Aipatu produktu lauen kasua salbu, normalean ez da AlN hauspeakinik sortzen ijezketa eta forjaketa ondorengo aireko lehorketan. Beraz, egoera horretan nitrogeno totala aske dagoela jotzen da. Tratamendu termikoren bat aplikatzeko altzairua berriro berotzen bada aldatzen da egoera. Horrelakoetan, ferrita-fasean poliki berotuta AlN partikulak hauspeatzen dira (AlN-aren disolbagarritasuna askoz txikiagoa da ferritan austenitan baino [2.16]). Normalizazio-tratamendu termikoan gertatzen da hori. Ondorioz, tratamendu hori aplikatu ondoren, nitrogenoa aluminioarekin konbinatuta egoten da; beraz, guztiz desberdina izaten da nitrogenoaren egoera ijezketaren ondoren zuzenean hoztu ala normalizazio tratamendua aplikatu. Bestalde, tenperaturak igotzen jarraitzen baldin badu (normalizazioan $900-950$ °C-tik ez da pasatzen), disolbagarritasun-biderkadura kontuan hartu behar da AlN hauspeakinen disoluzioa hasita dagoen ala ez jakiteko.

Normalean, ijetzi eta forjatu aurretik erabiltzen diren temperatura altuek disolbatu egiten dituzte AIN partikula guztiak.



2.3. irudia. AIN partikulen hauspeatze-zinetika egoera isotermikoan, (2.3) adierazpenaren arabera.

Laburbilduz, nitrogenoaren egoera jakiteko ez da nahikoa disolbagarritasun-biderkadurak konposizio kimikoarekin batera erabiltzea. Atal honetan ikusi dugunez, beste faktore batzuk ere hartu behar dira kontuan. Bestalde, are konplexuagoa izan daiteke egoera altzairuan elementu bat baino gehiago badago nitrogenoarekin konbinatzeko (karbonoarekin ere, batzuetan).

2.3. NITROGENOAREN ALDE ILUNAK:

ZAILTASUN-EZA ETA HOTZEKO

KONFORMAZIOAREN ARAZOAK

Nitrogenoa aske baldin badago –hau da, beste elementu batzuekin konbinatu gabe– disoluzio solidozko gogortze handiak sortzen ditu; baina, era berean, hauskor/harikor trantsizio-tenperatura jaitsi egiten du eta altzairuaren zahartze-efektu nabarmenak agerian uzten ditu. Azken bi eragin horiek oso kaltegarriak dira aplikazio askotarako.

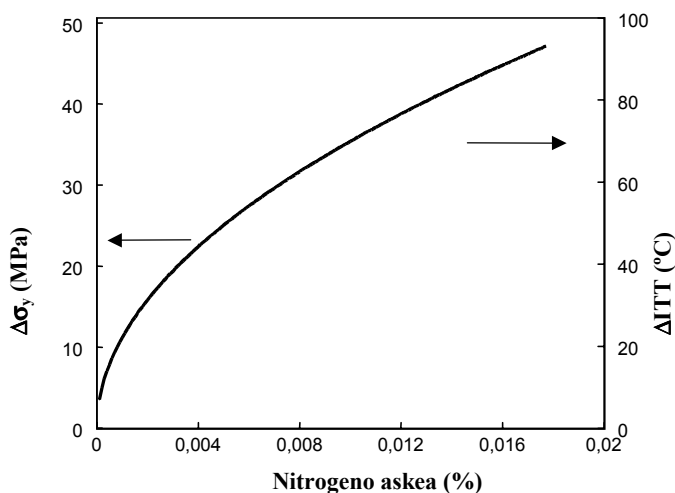
2.3.1. Nitrogeno askearen eragina hauskor/harikor trantsizioan

Oso kaltegarria da nitrogenoa zailtasunarentzat. Dena den, eragin kaltegarri hori nitrogenoa aske dagoenean bakarrik gertatzen da. Beraz, altzairuaren konposizio kimikoan nitrogeno-proportzioa neurtzea ez da nahikoa izaten nitrogeno-kantitate totala kontuan hartu behar den ala ez jakiteko (zailtasunari dagokionez betiere). Hau da, nitrogenoak zailtasunean zer eragin izango duen auresateko, lehenbizi nitrogeno hori nola dagoen jakin behar da.

Altzairu ferritikoetan eta ferritiko/perlitikoetan, Pickeringen adierazpe-naren bidez kalkula daiteke nitrogeno askearen eragin kaltegarria ITT hauskor/harikor trantsizio-tenperaturan (ikus [2.17] erreferentzia). Adieraz-pen horiek altzairu normalizatuetaarako kalkulatu zituen Pickeringek, baina zuzenean hoztean beroko konformaziotik sortzen diren mikroegiturei ere aplika dakieke arazorik gabe. Azkena aipatu dugun egoera horretan

altzairua mikroaleatuta ez baldin badago, nitrogenu guztia aske dagoela jotzen da (hau da, AIN hauspeakinak azaldu gabe).

2.4. irudian ikusten da nitrogenu askearen eragina elastikotasun-mugan eta ITT temperaturan, karbono urriko altzairu ferritiko batean. Irudiak azaltzen digunez, nitrogenuak elastikotasun-muga 1 MPa igotzen badu, ITT temperatura 2 °C igotzen da. Beraz, zuzenean ijezketatik ateratako mikroegitura ferritiko batean –adibidez– mikroaleaziorik ez baldin badago (nitrogenuarekin konbinatzeko), nitrogenozko 100 ppm-k 70 °C igotzen dute ITT temperatura; aldiz, 60 ppm-k 16 °C gutxiago. Nitrogenu-edukien arteko desberdintasun hori labe garaiaren eta labe elektrikoaren arteko diferentziak eragina izan daiteke. 5. kapituluari ikusiko dugunez, zenbait aplikaziotarako nahitaez finkatu behar da nitrogenu hori, zailtasun minimo batzuk lortzeko.



2.4. irudia. Nitrogenu askearen eragina elastikotasun-mugan eta ITT temperaturan karbono baxuko altzairu ferritikoetan.

Altzairuaren portaera –zailtasunari dagokionez– harikorra baldin bada (hau da, piezaren ohiko lan-temperaturan mikroegitura guztiz harikorra

bada), nitrogeno-kantitateak eragin txikia du, matrizea gogortu egiten bata. Aldiz, lan-tenperatura ITT baliotik gertu badago, ezinbestekoa da nitrogenoa kontrolatzea. Arazoa nitrogeno askea dela jabetu ondoren, irtenbide bakarra –nitrogeno totala jaitsez gain– nitruroak sortzeko mikroaleatzaileak erabiltzea da. Bestalde, nahiz eta 2.4. irudiaren arabera disoluzio solidozko gogortzea oso nabarmena izan, prozedura hori ez da batere egokia zailtasuna behar denerako; beraz, beste gogortze-mekanismo batzuk aukeratu behar dira, zailtasunari dagokionez hain kaltegarriak ez direnak.

2.3.2. Altzairuen zahartzea

Zailtasunaz gain, elementu interstizialek sortzen duten beste arazo larri bat zahartze-mekanismoekin erlazionatuta dago. Hotzean deformatu ondoren, altzairu batzuen erresistentzia igo eta harikortasuna jaitsi egin ditzakete elementu horiek. Gertaera horri ‘zahartzea’ deitzen zaio –denboraren arabera baita– eta elementu interstizialekin (karbono eta nitrogenoarekin) erlazionatuta dago. Portaera ezagunenak hauek dira: deformazio ondorengo zahartzea hotzean eta hauspeatzeak eragindako zahartzea. Mekanismo horien nondik norakoak ongi kontrolatzeko karbono eta nitrogenoaren disolbagarritasunak, difusioa eta banaketa ferritan hartu behar dira kontuan.

Nitrogenoari dagokionez, honako egoera hauetan egon daiteke altzairuan, kopuruaren arabera betiere:

- Burdinaren sarean disolbatuta
- Dislokazioei lotuta
- Fe_4N nitruroak sortuz
- Fe_8N edo Fe_{16}N_2 nitruro konplexuak sortuz

- Al, V eta beste mikroaleazio-elementu batzuekin konbinatuta nitruoak sortuz (azken hauek lehendik ere aipatu ditugu).

Karbonoari dagokionez, oso apala da elementu honen disolbagarritasuna zementitarekiko 300 °C azpitik. Chipmanek [2.18] egindako adierazpena kontuan hartuz gero:

$$\log [C \text{ (ppm)}] = 6,38 - 4040/T \quad (2.3)$$

hortaz, 300 °C-tan ferritan izan daitekeen karbonoa disoluzio solidoan 0,21 ppm izango da.

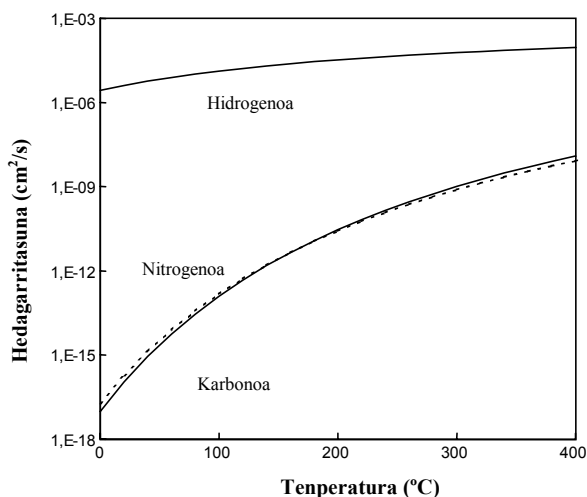
Nitrogenoari dagokionez, Fe₄N nitruroak sor daitezke. Beraz, hauspeakin mota honekiko ferritan disolbatuta izan daitekeen nitrogeno-kopurua kalkulatzeko honako adierazpena erabili behar da [2.19]:

$$N(\%) = 12,3 \exp(-4175/T) \quad (2.4)$$

Adierazpen horren arabera, 300 °C-tan ferritan izan daitekeen nitrogeno disolbatuaren proportzioa 84 ppm da. Beraz, karbonoarekin konparatuta, askoz nitrogeno gehiago izan daiteke ferritan tenperatura baxuetan (250 °C-tik behera), disoluzio solidoan. Beraz, elementu hau bereziki kontuan hartu beharrekoa da tenperatura-tarte horretan, deformazioak sortutako zahartze-mekanismoak aztertzean. Aldiz, hauspeatzeak eragindako zahartzean karbonoak garrantzi handia izaten du.

2.5. irudian ikusten da hidrogenoak, nitrogenoak eta karbonoak ferritan daukaten hedagarritasuna, tenperaturaren arabera [2.20]. Hidrogenoaren hedagarritasuna beste bi elementuena baino askoz handiagoa da, irudiak

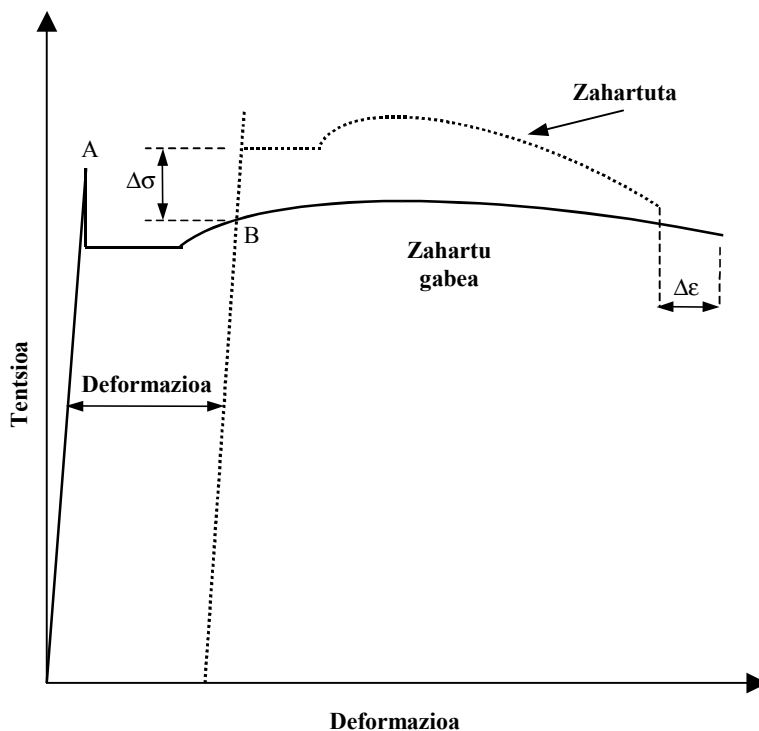
azaltzen duenez. Bestalde, nitrogenoak eta karbonoak ere dezenteko hedagarritasuna dute 100–200 °C bitartean –nahikoa denbora-epe laburrean (ordubete baino gutxiago)– ale-mugetara higitzeko (20 μm inguruko aleak). Beraz, hedagarritasunaren aldetik oso elementu egokia da nitrogenoa zahartze-efektuak sorrarazteko.



2.5. irudia. Hidrogenoaren, nitrogenoaren eta karbonoaren hedagarritasuna ferritan, tenperaturaren arabera [2.20].

2.3.2.1. Deformazioak sortutako zahartzea

‘Deformazioak sortutako zahartzea’ deitzen zaio deformazio plastikoan eta horren ondoren elementu interstizialen eta dislokazioen artean sortzen den elkarrekintzari. Elkarrekintza hori deformazioa aplikatu ondoren gertatzen bada ‘zahartze estatikoa’ esaten zaio; aldiz, deformazioa aplikatzen ari den bitartean gertatzen baldin bada, ‘zahartze dinamikoa’. Bai kasu batean bai bestean altzairuaren erresistentzia igo egiten da; harikortasunak, berriz, nabarmen egiten du behera.



2.6. irudia. Zahartze estatikoaren eragina altzairuaren trakzio-kurban.

Deformazioak sortutako zahartzearen eragina altzairuaren portaera mekanikoan ikusten da –2.6. irudiko eskema–. Trakzio-saiakuntzaren bidez lor daitekeen tentsio/deformazio kurba azaltzen du irudiak. Isurpen-tentsiora iritsi ondoren (A puntua, irudian) eta Lüdersen bandak (kurbaren zati horizontala) gainditu ondoren, materiala arazorik gabe deformatzen da, hautsi arte. Hori egin ordez B punturaino deformatuz karga kentzen eta berehala berriro karga aplikatzen baldin bada, B punturaino elastikoki deformatzen da altzairua, gero, plastikoki, aurreko kurbari jarraituz. Aldiz, denbora-tartea utzi eta bitartean zahartze-efektua gertatuz gero, marra etenez irudikatutako kurba jarraituko luke altzairuak. Bi tentsio/deformazio-kurbak konparatuta, honako desberdintasunak azaltzen dira:

- Isurpen-tentsioa berriro agertzen da
- Elastikotasun-muga igo egiten da ($\Delta\sigma$)
- Lüdersen deformazioa igo egiten da, zahartze-denborarekin batera
- Trakzio-erresistentzia igo egiten da
- Luzapena jaitsi egiten da ($\Delta\epsilon$)

Elastikotasun-mugaren eta Lüdersen deformazioaren igoerak denboraren arabera dira eta balio maximo bateraino iristen dira. Zailtasunari dagokionez, bestalde, zahartzeak sortzen duen gogortzea kaltegarria da, ITT tenperatura igoarazi egiten baitu.

Cottrell eta Bilby ikertzaileek plazaratu zuten [2.21] deformazioak eragindako zahartzeari buruzko lehenbiziko teoria. Solutuen eta dislokazioen artean sortzen diren elkarrekintzak ditu oinarri gaur egun ere baliagarri den teoria horrek. Atomo interstizialen erradioak ferritaren sarean izan daitezkeen hutsuneak baino handiagoak dira. Hori dela-eta, trakziopean banantzeko joera dute atomo horiek dislokazioen inguruneetan. *Cottrellen atmosferak* deitzen zaio banantze mota horri.

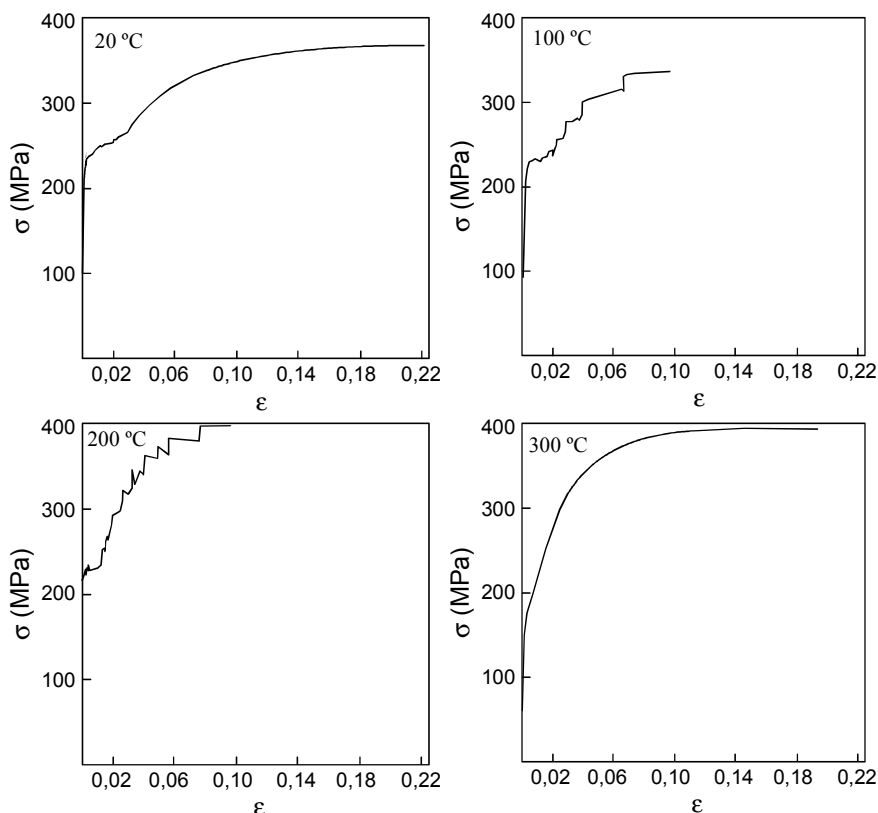
Altzairua plastikoki deformatuz gero dislokazioak mugitu eta beren atmosferetatik askatu egiten dira. Horretarako, aplikatu behar den tentsioa isurpenarenak baino handiagoa izan behar du. Atmosferetatik askatu ondoren dislokazioak errazago mugi daitezke; tentsioa, berriz, jaitsi egiten da (beheko isurpen-tentsioa). Eredu horren arabera, deformazio bat aplikatu ondoren berehala materiala berriro deformatzen baldin bada, solutu interstizialek ez dute denborarik izaten berriro dislokaziotan banantzeko. Egoera horretan tentsio/deformazio kurbaren portaera normala izaten da, inolako isurpen-tentsiorik eta gehigarritzko gogortzerik gabea.

Aldiz, denbora luzez giro-tenperaturan edo denbora gutxian tenperatura altuagoan utziz gero, dislokazioen inguruetan atmosferak sortzen dira berriro (gogoan izan karbonoaren eta nitrogenoaren hedagarritasunak handiak direla). Altzairua zahartu egiten da, eta, horrekin batera, lehen aipatutako aldaketak portaera mekanikoan azaltzen dira. Kasu honetan, aplikatutako lehenengo deformazioari esker dislokazio-dentsitatea handiagoa denez, erresistentzia igo egiten da; harikortasuna eta zailtasuna, berriz, jaitsi egiten dira, altzairuaren hasierako egoerarekin konparatuz gero.

Bestalde, zahartze dinamikoa materiala deformatzen ari den bitartean gertatzen da. Kasu honetan ere atomoen difusioa behar denez, zahartze dinamikoa tenperaturaren eta deformazio-abiaduraren araberakoa izaten da. Zahartze mota horren ezaugarriak honako hauek dira:

- Alderantzizko mendekotasuna deformazio-abiadurarekiko
- Tentsio/deformazio-kurbak ez dira jarraituak; etenak azaltzen dira
- Deformazioak sortutako gogortzea oso nabarmena izaten da. Dislokazio asko solutu interstizialen bidez lotuta daudenez, dislokazio berriak sortu behar dira materiala deformatzen jarraitzeko.
- Deformazio eta deformazio-abiadura jakin batean, gogortasunak balio maximoa hartzen du tenperatura jakin batean.

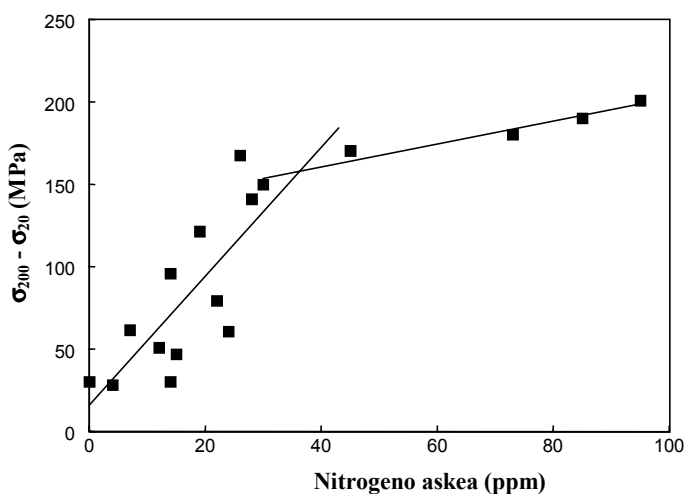
2.7. irudian dituzue aipatu ezaugarrietako batzuk. Irudi horretan karbono urriko altzairu baten trakzio-kurbak 20, 100, 200 eta 300 °C-tan neurtu dira. 20 °C-tan tentsio/deformazio kurba ohikoa izaten da; gainerako tenperaturetan, berriz, tentsioaren bat-bateko igoerak antzematen dira. Era berean, deformazioak eragindako gogortzea nabarmen igotzen da 100 eta 200 °C-tan; aldiz, 300 °C-tan zahartze dinamikoaren efektua 200 °C-takoa baino askoz apalagoa izaten da.



2.7. irudia. Karbono urriko altzairu baten tentsio/deformazio kurbak hainbat temperaturatarako. Giro-temperaturan kurba ohikoa da, baina 100 eta 200 °C-tan saltoz beterik daude kurbak, materialaren zahartze dinamikoa gertatzen ari dela adieraziz (CEIT).

Lehenago genioenez, deformazioak eragindako zahartzea nitrogeno askeari dago lotuta bereziki. Beraz, zenbat eta nitrogeno aske gehiago egon orduan eta nabarmenagoak izaten dira zahartzearen ondorioak altzairuan. Trakzio-saiakuntzen bidez ikus daitekeen diferentzia handiena trakzio-erresistentziaren igoera izaten da. 2.8. irudian duzue 200 °C eta 20 °C-ren arteko trakzio-erresistentziaren aldaketa nitrogeno askearen arabera. Altzairu batzuei Ti eta B eranstean zaie nitrogeno askea jaisteko. Aipatu

irudian, nitrogeno askearen balioak teorikoak dira (Ti eta B totala nitrogenoarekin konbinatuta daudela jorik kalkulatu dira, hau da $N_{askea} = N_{totala} - Ti/3,4 - B/0,77$). Hortaz, zenbat eta nitrogeno aske gehiago, hainbat eta handiagoa zahartzeak eragiten duen gogortzea.



2.8. irudia. 200 eta 20 °C bitarteko trakzio-erresistentzien arteko diferentzia nitrogeno askearen arabera, karbono urriko altzairuetarako. Altzairu batzuk Ti eta B-rekin mikroaleatu dira nitrogeno askearen proportzioa jaisteko (CEIT).

2.3.2.2. Hauspeatzeak sortutako zahartzea

Tenperatura jaitsiz gero karbonoaren eta nitrogenoaren disolbagarritasuna ferritan apalagoa izaten denez, karburoak eta nitruroak hauspea daitezke. Karbonoaren disolbagarritasuna nitrogenoarena baino apalagoa izaten denez –normalean–, karburoak izaten dira zahartze mota honen eragile nagusiak.

Hauspeatze guztietan gertatzen den bezala, zahartze mota honek eragiten duen gogortasuna balio maximo batera iristen da, denboraren

arabera. Denbora-epe motzetan altzairua azpizahartu egiten da; denbora-epe luzeetan, aldiz, gainzahartu. Bestalde, temperatura igotzen bada denbora-epe laburretarako gogortasun maximoa lortzen da, baina haren balioa gero eta txikiagoa izaten da.

Praktikan, aipatu hiru zahartze motak batera ager daitezke. Taherik eta beste zenbait ikertzailek, adibidez, honakoa baieztatu zuten [2.22, 2.23]: tenkaketarako erabiltzen diren karbono urriko altzairuetan, beroko ijezketatik atera ondoren karbonoa eta nitrogenoa hozte-abiaduraren arabera hauspea daitezke. Horrez gain, ijezketa bukatu ondoren tenkatu arte zenbat denbora behar den eta zein tenperaturatan dagoen materiala kontuan hartu behar da. Nitrogeno-proportzioa handia (100 ppm inguru) bada, adibidez, ijetzi ondoren altzairua azkar hoztuz gero (8 °C/s), hauspeatze bidezko zahartzea gertatzen da giro-tenperaturan metatzean. Aldiz, hozketa ohikoa bada (1–3 °C/s) hauspeatze bidezko zahartzerik ez da gertatzen (karburo batzuk hauspeatzen dira hozketa-prozesuan). Horrez gain, nitrogenoa aske gelditzen baldin bada, deformaziozko zahartzeak –estatikoa eta dinamikoa– gerta daitezke. Hauspeatze bidezko zahartze hori nitrogeno-edukiaren araberrakoa da [2.22, 2.23], karburoekin lotura badu ere. Dirudienez, nitrogeno-proportzioa handia izateak erraztu egiten du karburoen hauspeatzea.

2.4. NITROGENOAREN ABANTAILAK

Nitrogenoak (nitrogeno askeak, bereziki) sor ditzakeen arazoak aztertutitugu aurreko atalean. Honako honetan, berriz, ikusiko dugu zenbait aplikaziotan propietate mekanikoak hobetzeko balio duela elementu horrek.

Prozedura jakin batzuk erabili behar dira horretarako. Bi adibide aztertuko ditugu jarraian. Lehenengoan, nitrogenuari esker lortutako hauspeatzea erabiliz mikroaleazioaren errendimendu-igoera analizatuko dugu; bigarrenean, AlN eta TiN nitruro hauspeakinen bidezko austenitaren ale-tamainaren kontrola berotan.

2.4.1. Erresistentziaren igoera

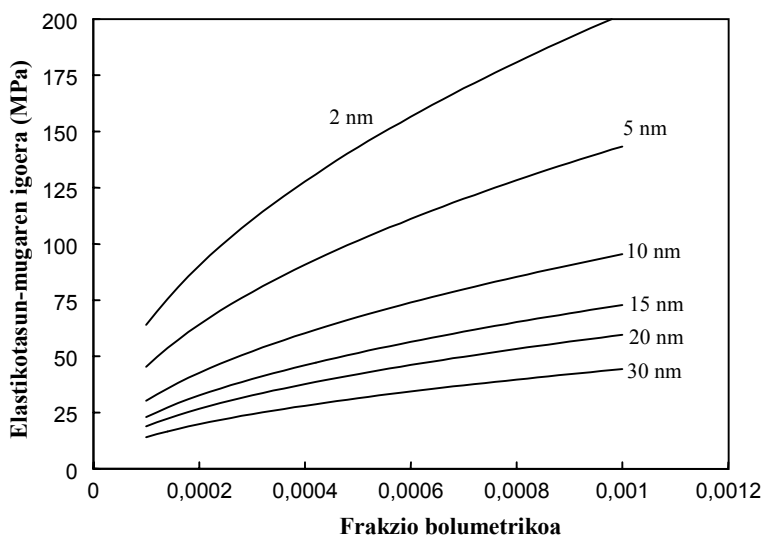
Nitrogenoak dakarren erresistentzia-igoera disoluzioaren edo hauspeatzearen bidez gauzatzen da. Lehenengo prozedura aipatua dugu jada kapitulu honetan. Bistakoa denez, nahiz eta erresistentzia igo, nitrogenoa disoluzio solidoan baldin badago beste arazo larri batzuk azal daitezke. Beraz, erresistentziaren igoera hauspeatzearekin erlazionatuko dugu bakarrik atal honetan.

Hauspeatzeari dagokionez, nitrogenoak dakarren abantaila nagusia karbonitruoen sorrera da. Titanioa, niobioa eta banadioa dira horretarako elementu egokienak. Hauspeatzeak eragiten duen gogortzea Ashby/Orowanen adierazpenaren bidez aurrean daiteke [2.24]:

$$\Delta\sigma_y(\text{MPa}) = \frac{10,8 \cdot f^{0,5}}{X} \ln \frac{X}{6,125 \cdot 10^{-4}} \quad (2.5)$$

non X μm -tan adierazitako partikulen diametroa eta f horien frakzioa batekotan baitira. Adierazpen horren arabera, hauspeatzea ugaria eta xehea izatea komeni dela argi dago. (2.5) adierazpena aintzat hartuta, bi parametro horien eragina elastikotasun-mugaren igoeran irudikatu dugu 2.9 irudian. Frakzio bolumetrikoaren garrantzia nabarmena da irudi horretan (konposizio

kimikoaren bidez kontrola daiteke, praktikan). Bestalde, partikulen tamaina ere oso garrantzitsua da. Benetako gogortzea lortzeko hauspeatze xehea lortu behar da nahitaez; bestela, partikulen eragina apala izan daiteke. Beraz, hauspeatzea lortzea ez da nahikoa erresistentzia minimo bat ziurtatzeko; horrenbestez, nitrogenoaren eragina nabarmena izan daiteke.



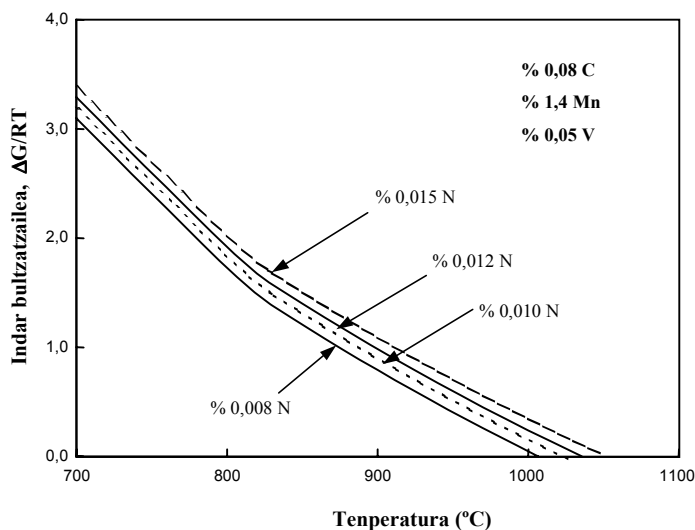
2.9. irudia. Hauspeakinen frakzio bolumetrikoaren eta tamainaren eragina elastikotasun-mugaren igoeran, (2.5) adierazpenaren arabera.

Ti, Nb eta V aipatu ditugu hauspeatze bidezko gogortzea lortzeko elementu egokien gisara. Titanioari dagokionez, nitruro horien ezaugarriak nahikoa konplexuak izan daitezke, lehenago genioenez. Tamaina kontuan hartuz gero, austenitan eta prozesaketaren azken uneetan hauspeatzen diren partikulak bakarrik dira egokiak gogortzeko; gainerako guztiak handiegiak dira horretarako.

Titanioaren disolbagarritasuna oso apala izaten denez (ikus 2.1. irudia), ohiko tratamendu termikoetan baxuegia izaten da berotze-tenperatura titanioa disoluzio solidoan jartzeko. Beraz, hori lortu ezean, altzairuan diren nitruroak handiegiak izaten dira gogortzea lortzeko. Ohiko beroko konformazioan ere gauza bera gerta daiteke. Ondorioz, titanio nitruroei buruz mintzatzean austenitaren ale-tamainaren kontrola azpimarratzen da gehienetan; gogortzea, berriz, bigarren mailako funtzioa litzateke.

Niobioaren kasua ere nahiko berezia da. Nb(C,N) hauspeakin konplexuen bidez gogortzea lor daiteke austenita/ferrita transformazioan zehar [2.25]. Bestalde, konformazioan zehar austenitan hauspeatzeko niobioaren joera oso handia denez, birkristaltze estatikoa geldiarazteko (edo atzeratzeko) erabiltzen da nagusiki, ohiko ijezketa kontrolatuaren oinarria baita [2.26]. Hauspeakin hauek gai dira –gehienetan– birkristaltze-zinetikan eragina edukitzeko, baina handiegiak izaten dira altzairuaren elastikotasun-muga giro-tenperaturan igotzeko (hauspeatzearen bidez, jakina; austenita-alea kontrolatuz eta deformazioa metatuz ferrita nabarmen fintzen denez, erresistentziak gora egiten du).

Banadioari dagokionez, elementu hauxe da egokiena hauspeatze bidezko gogortze nabarmena lortzeko. Banadio karbonitrueroak austenita/ferrita mugan –transformazioaren mugan– eta ferritan bertan hauspea daitezke. Beraz, nahikoa tenperatura baxuetan azaltzen direnez, oso xeheak izaten dira partikulak. Bestalde, hauspeakin mota horien disolbagarritasuna kontuan harturik oso erraza izaten da beroko konformazioa ia gehienetan banadio totala disolbatuta edukitzea (eta beraz, prest gero hauspeatzeko) [2.27].

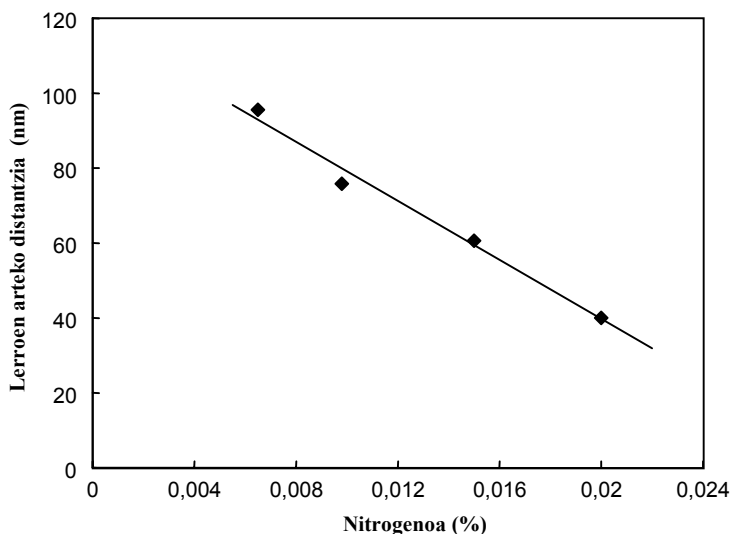


2.10. irudia. VN hauspeatzeko indar kimiko bultzatzailea, nitrogeno-proportzioaren arabera. Kalkuluak Thermo-Calc programaren bidez egin dira.

Hauspeatzea austenita/ferrita mugan izaten bada, lerrokaturik azaltzen dira partikulak. Zenbat eta txikiagoa izan lerro horien arteko distantzia, orduan eta handiagoa izaten da gogortzea [2.28]. Lerroen arteko distantzia transformazio-tenperaturaren eta nitrogeno-edukiaren arabera izaten da. Dirudienez, nitrogeno-proportzioa igoz gero banadio gutxiago behar da mugan V(C,N) hauspeatzea hasteko [2.29]. Thermo-Calc programaren bidez frogatu daiteke hori. 2.10. irudian ikusten da VN hauspeatzeko behar den indar kimiko bultzatzailearen balioan nitrogenoak duen eragina. Zenbat eta nitrogeno gehiago egon, orduan eta handiagoa indarraren balioa. Horri esker, hauspeatzea errazagoa izaten da eta partikula-lerroen arteko distantzia murriztu egiten da (ikus 2.11. irudiko [2.29] adibidea).

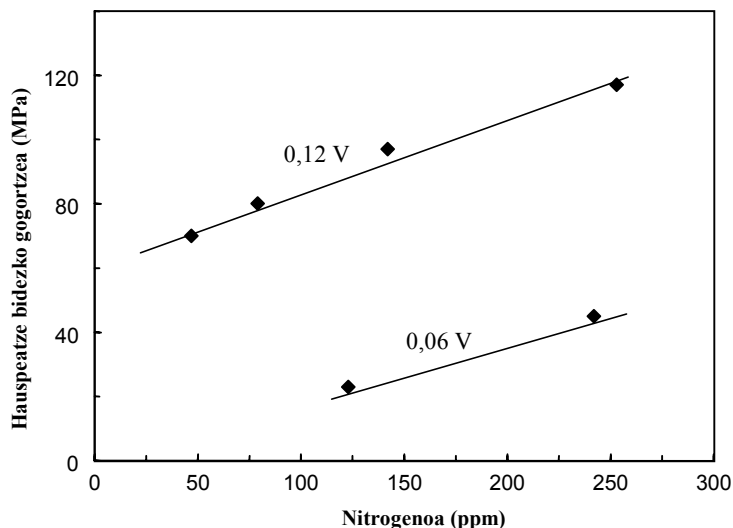
Bigarren hauspeatze mota ferritan bertan gertatzen dena izaten da [2.30]. Beraz, transformazioa amaituta dago eta ferritan gainasetuta dagoen

banadioak bultzatzen du hauspeatze mota hori. Ferritan zehar normalean sakabanatuta azaltzea dute ezaugarri geometriko nagusia partikula hauek (temperatura-tartea 600–650 °C izaten da). Kasu horretan, hozte-abiadurak eragin handia dauka partikulen tamainan eta, ondorioz, lortzen den erresistentzia-igoeran. Horrez gain, altzairuaren nitrogeno-edukiak ere eragin handia dauka. Nitrogenoa igoz gero partikulen sakabanatzea handiago izaten da, eta, era berean, txikiagoa horien tamaina [2.28].



2.11. irudia. Nitrogenoaren eragina V(C,N) hauspeakinen arteko distantzian (% 0,1C, % 0,12 V, 750 °C-tan transformatuta) [2.29].

Aurreko bi eraginak batera hartuta, banadioarekin mikroaleatuta dauden altzairuetan beharrezkoa da nitrogenoa hauspeatze bidezko gogortzea igotzeko. Ondorioz, nitrogeno-edukia igoz gero, banadio gutxiago behar da erresistentzia egiteko. 2.12. irudian duzue nitrogeno edukiaren arabera karbono-proportzio txikiko bi altzairutarako hauspeatze bidez lortutako gogortzea [2.31]. Oso nabarmena da kasu guztietan nitrogenoaren eragina.



2.12. irudia. Nitrogenoaren eragina hauspeatze bidezko gogortzean (R_{haus}). Hozte-abiadura $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ izan da transformazioan zehar [2.31].

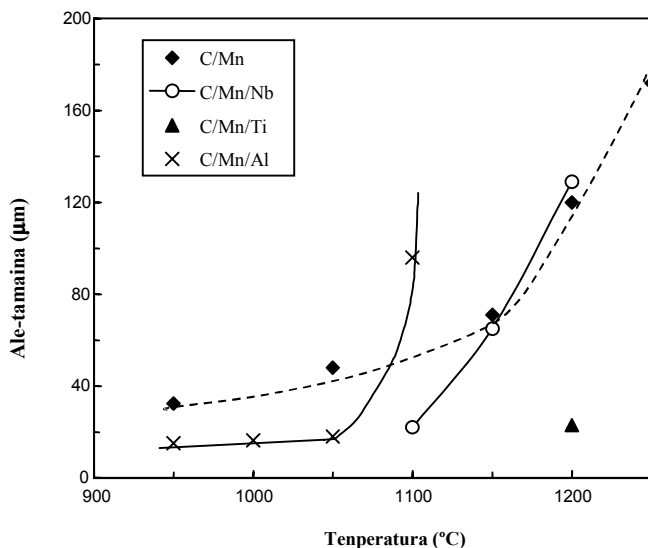
2.4.2. Austenitaren ale-tamainaren kontrola

Austenitaren ale-tamaina kontrolatzea lehenasunezko helburua izaten da askotan industrian, behar diren propietate minimoak lortzeko. Hona hemen hiru kasu aipagarrienak:

- Tratamendu termikoetan austenitizazio totala egin behar izaten denean.
- Beroko konformazioan zehar eta, bereziki, horren ondorengo hoztean, transformazioa izan aurretik.
- Soldadura-prozesuetan eta –bereziki– beroak eragindako eremuan.

Hauspeatzea da austenita-aleen hazkundera kontrolatzeko erabil daitekeen tresna egokiena aurreko hiru adibide horietan. Horretarako, partikula egonkorak behar dira, eta, 2.1. irudiaren arabera, aproposenak

TiN hauspeakinak dira, bereziki tenperatura oso altuak erabiltzen direnean (hau da, lehen aipaturiko bigarren eta hirugarren adibideetan).



2.13. irudia. Austenitaren ale-tamainaren eboluzioa berotze-tenperaturaren arabera zenbait altzairu motatarako: C/Mn (0,42C, 0,68Mn, 0,018Al), C/Mn/Al (0,14C, 0,73Mn, 0,027 Al, 0,010N), C/Mn/Nb (0,1C, 1,42Mn, 0,039Al, 0,035Nb, 0,0053N), C/Mn/Ti (0,05C, 0,25Mn, 0,034Al, 0,016Ti, 0,0079N) [2.32 –2.34].

Tenperatura altuegia ez bada –normalizazio-tratamendu termikoan, adibidez– AlN partikulak ere erabil daitezke. Aluminioa altzairua desoxidatzeko erabiltzen denean, beti sobera gehitzen da; beraz, oxigenoarekin konbinatu gabe gelditzen dena nahikoa izaten da nitruroak sortzeko. Gehiegi berotzen ez den bitartean, hauspeakin horiek austenita-aleen hazkundera kontrolatzeko gai izaten dira. 2.13. irudian [2.32-2.34] duzue horren adibide bat. Kasu horretan % 0,027 Al eta % 0,010N duen altzairuan ale-hazkundera ez da gertatzen 1050 °C gainditu arte. Tenperatura hori konposizio kimikoaren arabera aldatzen da, baina oso zaila izaten da 1100–1150 °C

gaintitzea –ale-hazkunderik eduki gabe– AIN bakarrik kontuan hartuta [2.16].

Parametro bakarra ez du tenperaturak izan behar. AIN hauspeakinak disolbatu ez ezik handiagotu ere egiten badira, ez dira hain egokiak izaten ale-tamaina kontrolatzeko. Gladmanen adierazpena gogoratuz, honako tamaina kritiko hau [2.35] ez dute gainditu behar partikulek:

$$r_{\text{krit}} = \frac{6Rf}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (2.6)$$

non r_{krit} ale-hazkundera oztopatzeko partikulak har dezakeen tamaina maximoa, R batez-besteko ale-tamaina, f hauspeakinen frakzio bolumetrikoa eta Z hazten ari den ale-tamainaren eta batez-besteko balioaren arteko zatidura (kasu askotan, $Z = 1,5$) baitira.

Beraz, partikulen tamainak txikia izan behar du eta horrela mantendu behar da denboran zehar. Kasu batzuetan, nahiz eta berotze-tenperatura baxua izan eta, ondorioz, disoluzioa apala, partikulen hazkundera denbora-epe luzean gerta daiteke (ikus [2.36] erreferentzia). Zementazio tratamendu termikoetan gerta daiteke hori. Tratamendu horretan, tenperatura ez da gehienetan 900 °C-tik gorakoa izaten, baina prozesuak 6–8 ordu iraun dezake. AIN partikulak ondo banaturik ez baldin badaude, aleen hazkunde anormala hasten da zenbait tokitan.

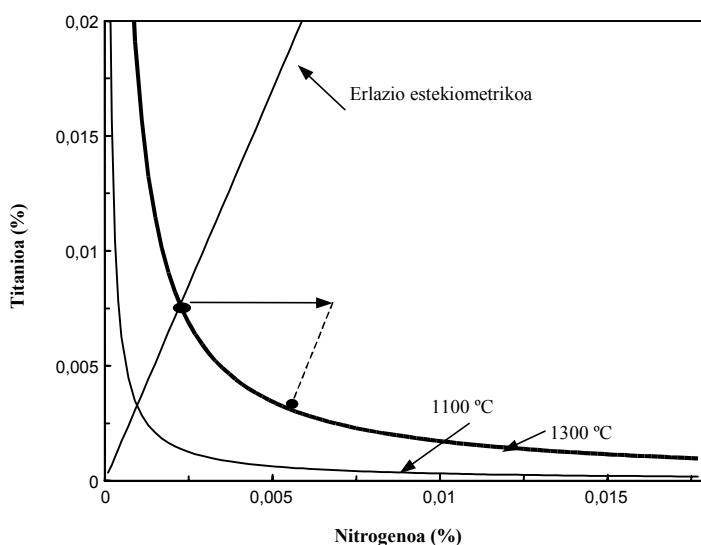
Austenitizatzeko tenperatura altuagoa erabili behar bada (beroko konformazioan, adibidez), Al nitruroak ez dira nahikoak izaten: titanioa da horretarako elementu egokiena. Dena den, TiN partikulekin ere (2.6) adierazpena kontuan hartu behar da, ale-tamaina egokiari eusteko. Kapitulu

honen hasieran aipatu dugunez, TiN partikulak hainbat unetan hauspea daitezke. Altzairuan titanio-edukia handia baldin bada (horretarako erlazio estekiometrikoa erabili behar da), tamaina handiko TiN partikulak likidoan bertan sortzen dira ($> 1 \mu\text{m}$). Gauza bera gertatzen da solidoan –baina urtze-tenperaturatik oso gertu– hauspeatzen baldin badira. Partikula horiek ez dira batere egokiak izaten ale-hazkundera eragozteko, eta, gainera, eragin kaltegarria izaten dute altzairuaren portaera mekanikoan [2.37]. Hori guztia kontuan harturik, aplikazio industrial askotarako titanio-edukia % 0,010 eta % 0,015 bitartean mantentzea aholkatzen da. Horrez gain, isurketa jarraitua erabili behar da, solidotzea eta ondorengo hoztea ahalik eta azkarrenak izan daitezen.

Hortaz, Ti/N erlazioa oso garrantzitsua da TiN partikula egokiak lortzeko. Titanio-proportzio jakin batean nitrogeno-proportzioa igo daiteke, Ti/N erlazioa nabarmen hipoestekiometrikoa izateko. Frakzio bolumetrikoa titanio-proportzioaren arabera den bitartean, hauspeakinen tamaina nitrogeno-kopuruarekin erlazionatuta dago. Nahikoa konplexua da mende-kotasun hori. 2.14. irudian ikusten da titanio nitruroaren disolbagarritasun-biderkadura (Naritarena [2.4]) bi temperatura desberdinetarako, erlazio estekiometrikoarekin batera. Irudiak adierazten digunez, zenbat eta handiagoa izan nitrogeno-proportzioa, orduan eta titanio gutxiago izaten da disolbatuta matrizean. Hori dela-eta, apalagoa izaten da TiN partikulen hazkundera altzairua berotzean, titanio gutxiago egoten baita disoluzio solidoan. Ondorioz, egokiagoa da TiN partikulen portaera ale-hazkundera eragozteko.

Altzairu likidoa solidotzeak, aldiz, bestelako efektuak eragiten ditu. TiN partikulen hauspeatzea lehenago hasten denez, tamaina handiko hauspeakinak izateko joera handiagoa egoten da. Eragin kaltegarria izan dezake horrek ale-hazkundera (2.15. irudian duzue adibide bat [2.28]). Honakoa

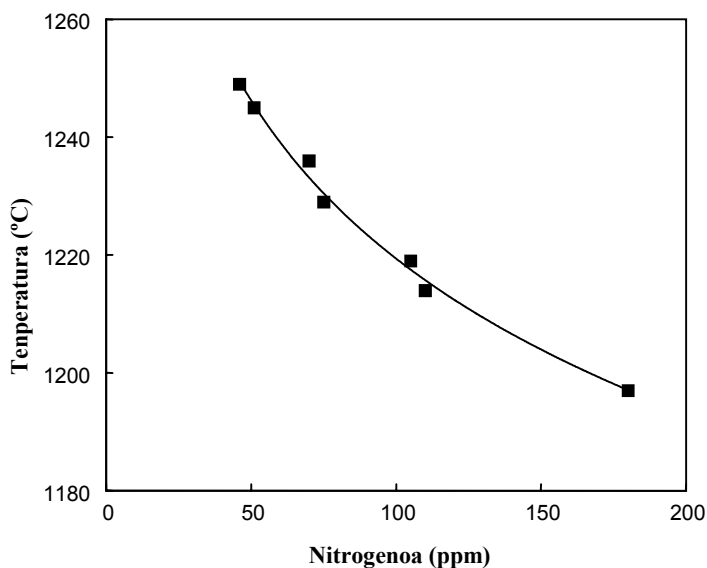
erakusten du irudi horrek: isurketa jarraituaren bidez lortutako altzairu baten portaera –ale-hazkundearekiko– nitrogeno-proportzioak gora egitean. Zenbat eta nitrogeno gehiago eduki, orduan eta tenperatura baxuagoetan hasten da austenitaren ale-hazkundera. Argi erakusten du horrek TiN partikulen dimentsioak baldintza egokienetatik urruntzen ari direla. Alabaina, ez da gauza bera gertatzen solidotze-abiadura aldatzen baldin bada (xafla meheagoa baldin bada, adibidez).



2.14. irudia. Titanio-proportzio batekiko nitrogenoa igoz gero Ti/N erlazioa gero eta hipoestekiometrikoa bihurtzen da eta matrizean disolbatuta dagoen titanioa jaitzarazi egiten du.

Aipa dezagun, amaitzeko, soldadura. Oso altua izaten da tenperatura soldaduraren beroak eragiten duen ingurunean. Ale-kontrolik ez baldin badago, hoztean fase hauskorrak azaltzen dira. Arazo horri aurre egiteko, titanioa da elementu egokiena. Soldadura-lanetan, altzairuaren tenperatura beroko konformazioarena baino handiagoa izan daiteke. Hala ere, denbora gutxian egoten da materiala tenperatura horretan, berehala hozten baita.

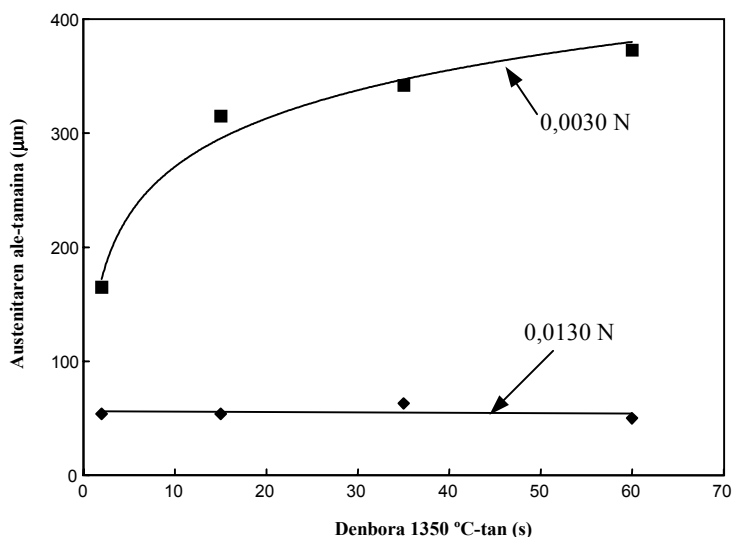
Beraz, badago hainbat desberdintasun aurreko egoerekin konparatuta: oraingo honetan temperatura oso altua da ($>1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, adibidez) baino denbora-epe laburrean. Oso garrantzitsua da TiN partikulek egoera horretan izaten duten egonkortasun termikoa.



2.15. irudia. Nitrogenoaren eragina austenitaren ale-hazkundearen temperatura kritikoan. Altzairuaren titanio-proportzioa % 0,01 da eta 220 mm-ko karratu bat solidotu da isurketa jarraituaren bidez [2.28].

Altzairuari nitrogeno-proportzioa igoz lortzen da egonkortasun hori. Horren adibide bat 2.16. irudian duzue [2.38]. Altzairua $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ -taraino berotu ondoren hainbat denbora-epetan neurtu da austenitaren ale-tamaina beroaren eraginpeko eremuan. Azterketa egiteko % 0,010Ti duten bi egitura-altzairu erabili dira, % 0,0030eko nitrogeno-proportziokoa bata eta % 0,0130ekoa bestea. Emaitzek adierazten dutenez, nitrogeno-proportzioak gora eginez gero nitruroak askoz egonkorragoak dira denboran zehar eta ale-tamaina ez da aldatzen. Aldiz, nitrogeno-proportzioa txikia bada, TiN

partikulak ez dira gai izaten austenitaren hazkundera eragozteko. Beraz, oso lagungarria da nitrogenoa TiN partikulen egonkortasuna hobetzeko.



2.16. irudia. Austenitaren ale-tamainaren eboluzioa berotze-denboraren arabera, beroaren eraginpeko soldadura baten eremuan [2.38].

2.5. ONDORIO INDUSTRIALAK: NOLA ERABILI NITROGENOA ALTZAIRUA HOBETZEKO

Labe elektrikoak gero eta gehiago erabiltzen direla ikusirik, goraka jarraituko du datozen urteotan nitrogeno-proportzio nahiko handiko altzairu-produkzioak. Kapituluaren zehar ikusi dugunez, alde ilunak eta abantailak izan ditzake igoera horrek. Altzairuaren zailtasunak eta zahartzeak garrantzi handia izanez gero, nitrogeno askea murriztu egin behar da. Hainbat aukera aurkeztu izan dira horretarako, eta, normalean, maiz erabiltzen dira

industrian. Boroa –adibidez– tenplagarritasuna igotzeko ez ezik nitrogeno askea finkatzeko ere erabiltzen da altzairugintzan.

Bestalde, oso elementu lagungarria da nitrogenoa hauspeakinak sortzeko. Baliagarriak izan daitezke partikula horiek (tamainaren arabera) berotze-prozesuetan ale-hazkundera kontrolatzeko eta giro-tenperaturetan erresistentzia mekanikoa igotzeko. Altzairuan dagoen nitrogenoak eragin handia eduki dezake bi erabilpen horietan, bai partikulak sortzeko unean bai horien dimentsioetan.

Azken kasu horri dagokionez, oso lagungarria da altzairuan nitrogeno askea proportzio handitan edukitzea. Dena den, egoera batzuetan nitrogeno-proportzioa igotzea komeni den arren, beste batzuetan ezin da irizpide bera erabili: kontu handiz eta kasuz kasu aztertu behar da gaia. Aluminioz desoxidatutako altzairuetan, adibidez, aluminio-proportzio jakin batean nitrogeno-proportzioa igoz gero beroko harikortasuna tenperatura altuagotan hasten da jaisten [2.39]. Isurketa jarraituaren geometriaren arabera, aldaketa horrek pitzaduren sorrera bultzatzen dezake.

2.6. ERREFERENTZIAK

- 2.1. Cramb, A.W., *Impurities in Engineering Materials*, C.L. Briant arg., M. Dekker, New York, 1999, 49.
- 2.2. Goldstein, D.A. eta Fruehan, R.J., *Metall. Mater. Trans.*, 30B, 1999, 945.
- 2.3. Rodriguez Ibabe, J.M., Gutierrez, I., Lopez, B. eta Linaza, M.A., *Altzairuen Berotako Konformazioa*, Elhuyar, 1997, 117.
- 2.4. Narita, K., *Trans. ISIJ*, 15, 1975, 145.
- 2.5. Leslie, W., Rickett, R.L., Dotson, C.L. eta Walton, C.S., *Trans. ASM*, 46, 1954, 1470.
- 2.6. Turkdogan, E.T., *Fundamentals of Steelmaking*, Institute of Materials, 1996.
- 2.7. Irvine, K.J., Pickering, F.B. eta Gladman, T., *JISI*, 205, 1967, 161.
- 2.8. Matsuda, S. eta Okumura, N., *Trans ISIJ*, 18, 1978, 198.
- 2.9. Gladman, T. eta Senogles, D.J., *TiN Technology in Microalloyed Steels*, IoM, 1997, 83.
- 2.10. Pickering, F.B., *35th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 31, 1994, 477.
- 2.11. Herman, J.C.; Messien, P. eta Greday, T., *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, A.J. DeArdo, G.A. Ratz eta P.J. Wray arg., AIME, 1982, 655.
- 2.12. Werner, D.H., *Boron and Boron Containing Steels*, Verlag Stahleisen, 1990, 10.
- 2.13. Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Altzairuen Diseinurako Metalurgia Fisikoa*, Elhuyar-Elkar, 1993, 192.
- 2.14. Honer, K.E. eta Baliktay, S., *Proc. 44th Int. Foundry Congress*, 1977, 11.
- 2.15. Gutierrez, I., Petite, M.M., Larburu, J.I. eta Zaitegi, J., *Modeling of Microstructural Development During Continuous Annealing Processes*, ECSC Final Report, 1997.
- 2.16. Wilson, F.G. eta Gladman, T., *Inter. Mater. Rev.*, 33, 1988, 221.
- 2.17. 2.3. erreferentzia, 167 or.

- 2.18. Chipman, J., Metall. Trans, 3A, 1972, 55.
- 2.19. Fast, J.D. eta Verrijp, M.B., JISI, 180, 1955, 337.
- 2.20. Leslie, W.C., *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, 1982, 73.
- 2.21. Cottrell, A.H. eta Bilby, B.A., Proc. Phy. Soc., 62A, 1949, 49.
- 2.22. Taheri, A.K., Maccagno, T.M. eta Jonas, J.J., Metall. Mater. Trans., 26A, 1995, 1183.
- 2.23. Taheri, A.K., Maccagno, T.M. eta Jonas, J.J., Mater. Sci. Technol., 11, 1995, 1139.
- 2.24. Ashby, M.F., Acta Met., 14, 1966, 679.
- 2.25. Kwon, O., Lee, K.J., Lee, J.K. eta Kang, K.B., *Microalloying '95*, M. Korchynsky, A.J. DeArdo, P. Repas eta G. Tither arg., ISS, 1995, 251.
- 2.26. 2.3. erreferentzia, 187 or.
- 2.27. Amin, R.K., Korchynsky, M. eta Pickering, F.B., Metals Technol., 1981, 250.
- 2.28. Zajac, S., Lagneborg, R. eta Siwecki, T., *Microalloying '95*, M. Korchynsky, A.J. DeArdo, P. Repas eta G. Tither arg., ISS, 1995, 321.
- 2.29. Lagneborg, R. eta Zajac, S., Metall. Mater. Trans, 32A, 2001, 39.
- 2.30. Lagneborg, R., Siwecki, T., Zajac, S. eta Hutchinson, B., Scand. Journ. Metall., 28, 1999, 186.
- 2.31. Zajac, S., Siwecki, T. eta Korchynsky, M., *Int. Symp. on Low Carbon Steels for the '90*, ASM, Pittsburgh, 1993, 139.
- 2.32. Fernandez, A., Uranga, P., López, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., ISIJ Intern., 40, 2000, 893.
- 2.33. Cepeda, L.E., Rodriguez Ibabe, J.M., Urkola, J.J. eta Fuentes, M., Mater. Sci. Technol., 5, 1989, 1191.
- 2.34. Ochoa, J., Doktorego Tesia, Tecnun, Donostia, 2002.
- 2.35. Gladman, T., Proc. Roy. Soc., 294A, 1966, 298.
- 2.36. 2.3. erreferentzia, 207 or.
- 2.37. Linaza, M.A., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., Elhuyar, 21, 1995, 34.

- 2.38. Liu, S., Liao, F., Mater. Sci. Eng., 244, 1998, 273.
- 2.39. Bannenberg, N., Bergmann, B., Jungblut, H.A., Müller, N. eta Reich, K., *Microalloying`95*, M. Korchynsky, A.J. DeArdo, P. Repas eta G. Tither arg., ISS, 1995, 83.



IA BUKAERAKO FORMAK EGITEKO TEKNOLOGIAK: ALTZAIRUA

- 3.1. Sarrera**
- 3.2. Altzairutegi trinkoa**
- 3.3. Totxo meheen ijezketa. Altzairu mikroaleatuak**
- 3.4. Ijezketa kontrolaturako irizpide berriak**
- 3.5. Totxo meheen ijezketa modelatzea**
- 3.6. Erreferentziak**

3.1. SARRERA

Aldaketa garrantzitsua izan da metalen alorrean 'ia bukaerako formen' garapena. Prozesu industrialaren eta lortutako piezen kostuak jaisteko, metala ahal den gutxiena konformatzea eta ondoren mekanizatzea komeni da. Horretarako, produktuek edo piezek bukaerako formara hasieratik hurbildu beharko lukete. Hori da, hain zuzen, 'ia bukaerako formak egiteko' teknologiaren helburua.

Ohiko hainbat prozesu sartzen dira ia bukaerako formen garapenaren taldean. Burdinurtuaren eta altzairuaren galdaketa eta hauts-metalurgia dira aipagarrienak. Burdinurtua da prozesu industrial zaharrena. Azken urteotan aldaketa nabarmenak izan dira teknologia mota honetan eta lehen ezinezkoak ziren propietate mekanikoak lortu dira. ADI deituriko burdinurtuetan dituzue horren zenbait adibide [3.1]. Hauts-metalurgiari dagokionez ere gauza bera esan daiteke. Bi teknologia horiek atal honen helburuetatik kanpo geratzen direnez, ez ditugu hemen jorratuko.

Bestalde, hainbat multzotan eta zenbait eratara sailka daitezke ia bukaerako formak garatzeko teknologiak. Materialaren egoera aintzat hartuz gero, kasu batzuetan teknologiaren oinarria materialaren egoera likidoan egon ohi da. Horren adibide dira altzairutegi trinkoa eta altzairu estrukturalen isurketa jarraitua. Egoera erdisolidoko konformaketa bereziki aleazio arinei aplikatzen zaie (4. kapituluaz aztertuko ditugu horren ezaugarriak). Amaitzeko, batzuetan konformazioa egoera solidoan egiten da; baldintza batzuk betez gero, piezaren geometria eta dimentsioak bukaerakoak izan daitezke. Talde horren adibide garrantzitsua doitasun handiko epeleko forjaketa da. Azken teknologia horri buruzko zenbait adierazpen eta berrikuntza [3.2-3.4] erreferentzietan dituzue.

Atal honetan altzairutegi trinkoaren teknologia edo totxo meheen isurketa eta ijezketa zuzenak aztertuko ditugu (altzairu estrukturaleri dagokienez, ia bukaerako formen berezitasunak 5. kapituluari aipatuko ditugu). Oinarrizko printzipioak nahiko sinpleak dituelako aukeratu dugu teknologia hori. Era berean, ordea, zailtasun handiak ere baditu industriako erabileran, metalurgiari dagokionez aldaketa nabarmenak eragiten baititu.

Ohiko teknologian, produktu lauak lortzeko totxo lodi bat solidotzen da, isurketa jarraituaren bidez. Totxoaren lodiera 150-350 mm bitartekoa izaten da. 250 mm-ko batez besteko balioa aukeratu dugu guk prozedura hori aztertzeko. Solidotutako produktuaren lodiera aurreko balioak baino txikiagoa baldin bada, beste izendapen batzuk erabiltzen dira. Nahiz eta bibliografian zehatz-mehatz definiturik ez egon, honakoa erabiliko dugu hemen [3.5]:

- Totxo mehea: 40-125 mm
- Xafla lodia: 8-25 mm
- Xafla: 1-8 mm
- Xafla mehea: < 1 mm

Totxo meheen isurketa eta ijezketa zuzena AEBetako Nucor enpresan hasi ziren erabiltzen, 1980ko hamarkadaren bukaeran; SMS teknologiaz baliatzen ziren. Horixe da gaur egun totxo meheak egiteko industrian gehien erabiltzen den prozesua. Badira, dena den, antzeko printzipioak oinarri harturik garatutako beste hainbat teknika ere, bakoitza bere berezitasunekin [3.6]. Aipatutako teknologia mota aztertuko dugu kapitulu honetan. Xaflen isurketa eta ijezketa, aldiz, ez dugu hemen jorratuko. Altzairu herdoilgaitzen alorrean garatu da gehienbat aipatu teknika; C/Mn kalitateetan erabilpen industrialak –oraingoz– apalagoa da.

3.2. ALTZAIRUTEGI TRINKOA

3.2.1. Sarrera

Altzairutegi trinkoaren garapena irizpide ekonomikoei estu-estu loturik etorri zen. Horixe (ekonomia, alegia) izan da arrazoi nagusia altzairuaren ohiko ekoizpenean sakoneko aldaketak eragiteko. 3.1. irudian totxoen ohiko isurketa eta ijezketa –batetik– eta totxo meheen isurketa eta zuzeneko ijezketa –bestetik– konparatzen dira. Prozesuen desberdintasun nagusiak honakook dira:

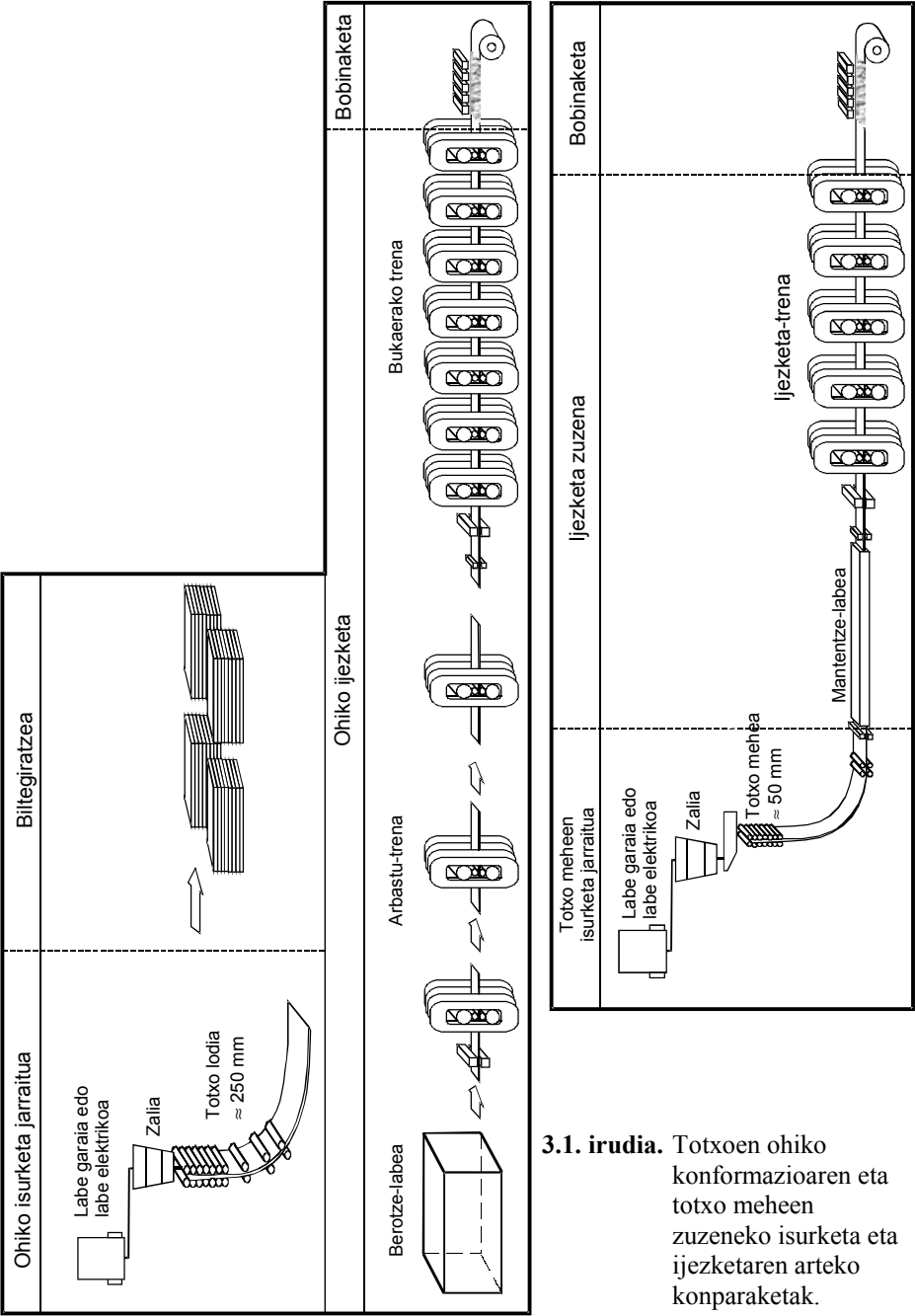
- Ohiko isurketa eta ijezketetan totxo bat solidotzen da, 250 mm inguruko lodiera duena. Isurketa amaitzean, hainbat luzeratan mozten da totxoa (gerora nahi den bobina-tamainaren arabera) eta giro-tenperaturaraino uzten da hozten. Egoera horretan metatzen da, handik puska batera (egun batzuk edo, batzuetan, aste batzuk barru) ijezteko. Ijetzi aurretik labe batean sartzen da totxoa eta giro-tenperaturatik ijezketa-tenperaturaraino berotzen da (1200-1250 °C bitarte). Totxoa lodia denez, beroketa eta tenperaturaren homogeneizazio-prozesuak luzeak izaten dira (2-3 ordu). Berotze-labetik atera eta zuzenean ijezten da. Totxoaren hasierako lodiera dela-eta, bi alditan egiten da ijezketa. Hasieran totxoa arbastatu egiten da, haren lodiera nabarmen jaitsarazi arte. Gero, akabera-ijezketan, altzairuaren bukaerako lodiera lortzen da, mikroegitura ondo kontrolatuta, giro-tenperaturaren propietate mekaniko egokiak lortzeko.
- Totxo meheen zuzeneko isurketan eta ijezketan, solidotutako produktuaren lodiera 50-60 mm-koa izaten da (hemendik aurrera tarte hori hartuko dugu erreferentziatzat; industrian, dimentsio horiek dira erabilienak, ‘totxo mehe’ izeneko produktu lodiagoak

ere badiren arren). Isurketatik ateratzean, altzairua ez da hozten uzten: moztu ondoren, labe luze batean sartzen da, temperatura homogeneizatzeko (normalean, 1100–1150 °C bitarte). Hamabost-hogei minutu edukitzen da altzairua labean; handik ateratakoan, zuzenean ijezten da. Solidotutako produktuaren lodiera dela-eta, ez da altzairua arbastatzen; beraz, akaberako-iraganaldiak bakarrik aplikatzen zaizkio ijezketa-treanean.

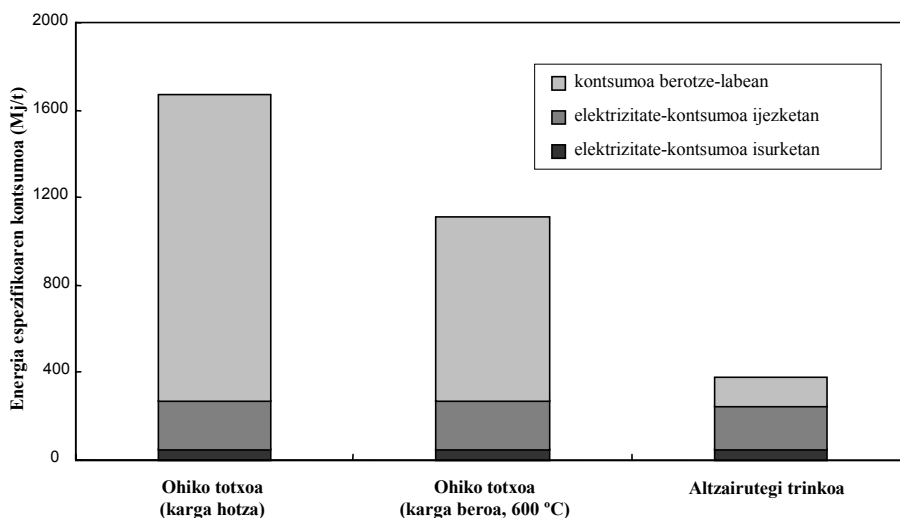
Hortaz, bi desberdintasun nagusi hauek daude ohiko totxoen eta totxo meheen prozesaketen artean (ikus 3.1 irudiko eskema):

- Altzairua ez da giro-tenperaturaraino hozten eta ondoren berriro berotzen (ez da, beraz, energiariak galtzen). Hau da, isurketa eta ijezketa era jarraituan egiten dira eta bi prozesuok ez dira bata bestetik erabat bereizten.
- Ijetzi behar den hasierako lodiera txikiagoa izaki, ohiko ijezketaren lehenengo iraganaldiak egin beharrik ez dago. Horrek ere energia asko aurrezteak dakar.

Kapitulu honen hasieran genioenez, arrazoi ekonomikoek bultzatu zituzten aldaketa hauek. Aurrezpena hiru alorretan egin daiteke: inbertsio-kostuetan, energia-kontsumoan eta produkzioa/langile-kopurua erlazioan. Kontuan izanik martxan dauden lantegi gehienak desberdinak direla (batzuetan labe elektrikoa eta txatarra zein burdina harroa erabiltzen dira; bestetan, berriz, isurketara iristen den likidoa labe garaitik etortzen da), oso zaila da ohiko produkzio-sistemaren eta altzairutegi trinkoaren arteko konparaketa ekonomiko eta energetikoak egitea. Horren guztiaren inguruan bada hainbat datu bibliografian. Jarraian laburbilduko ditugu.



3.1. irudia. Totxoaren ohiko konformazioaren eta totxo meheen zuzeneko isurketa eta ijezketaren arteko konparaketak.



3.2. irudia. Energia espezifikokoaren kontsumoa isurketa jarraituan eta ijezketan zehar hiru baldintza desberdinetarako [3.5].

3.2. irudian [3.5] dituzue energia espezifikokoaren kontsumoa isurketa jarraituan eta ijezketan. Hiru kasu desberdin konparatu dira irudi horretan. Lehenengo biak ohiko totxo lodien prozesaketari dagozkio eta bi aukera desberdin aztertu dira: bata, karga hotza (totxo giro-tenperaturaraino hoztu da); bestea, karga beroa (totxo 600 °C-raino hoztu da berotze-labeen sartu aurretik). Hirugarren kasua altzairutegi trinkoarena da. Energia-kontsumoak isurketan bertan, berotze-labeen eta ondorengo beroko ijezketan kalkulatu dira. Hiru prozesuen arteko diferentzia nagusia berotze-labeen dago. Guztiz hoztu ondoren totxo berotze-labeen sartzen den unea izaten da egoera okerreana. Aurrezpen handiena, berriz, totxo 600 °C-tan dagoela labeen sartzen denean lortzen da. Teknologiaren aldetik, badu hainbat zailtasun aldaketak, isurketa jarraitutik ateratzen den totxoaren gainazalak kalitate handikoa izan behar baitu (giro-tenperaturaraino hoztean beti egoten da aukera gainazala akatsez 'garbitzeko'). Amaitzeko, ijezketan ere totxo mehea erabiltzen denean energia-kontsumoa % 10 jaisten dela diote

kalkuluek. Normalean (ikus aurreko irudia) ohiko prozeduraren kontsumoa altzairutegi trinkoarena baino 4,4 bider handiagoa izaten da.

Fruehan-ek eta bere taldeak [3.7] altzairua produzitzeko behar den gutxienerako energia-kopurua kalkulatu zuten (kalkulu teorikoak dira, beraz, ez neurketa errealak). Prozesu osoa aztertuz gero (txatarra eta labe elektrikoa erabiliz), altzairutegi trinkoak (50 mm-tik 2 mm-raino) ohiko prozedurak (hau da, labe garaia eta totxoa 254 mm-koa) beharko lukeen baino 5,8 aldiz energia gutxiago kontsumituko luke.

Aurreko bi adibideek azaldu digutenez, altzairutegi trinkoaren energia-kontsumoa ohiko altzairutegiarena baino 4-5 aldiz txikiagoa izan daiteke. Dena den, bi prozesaketen arteko kostu energetikoen diferentziak jaitسي egiten dira praktikan. Bereizi egin behar dira, izan ere, energia elektrikoaren eta gas naturalaren (berotze-labea) kostuak. Azkena aipatu ditugunak txikiagoak izaten direnez, kontsumo-erlazioa 4-5 baldin bada kostuarena 2,5-3raino jaisten da.

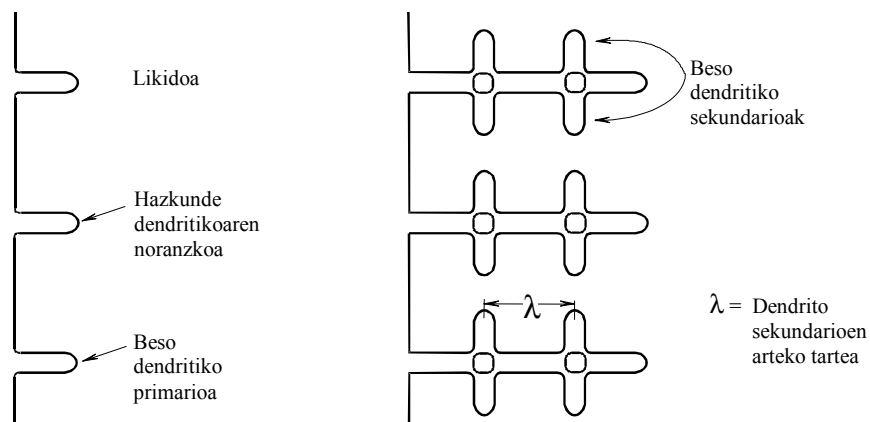
Altzairutegi trinkoan kontuan izan beharreko beste bi faktore ekonomiko inbertsioak eta langileak dira. Inbertsioari dagokionez, hor ere arazoak agertzen dira konparaketak eginez gero. Ohiko lantegi batean instalazioak produktibitate-baldintza maximoetan erabiltzeko, urteko produkzioak gutxienez 2,5 milioi tonakoa izan behar du [3.6, 3.8]; altzairutegi trinkoan (SMS-k garatutako CSP teknologian, adibidez), aldiz, produkzioa 0,8 milioi tonakoa izaten da isurketa jarraitu bakarra badago (kasu horretan ekoizpenaren itogunea isurketan dago; ijezketa-instalazioa, berriz, gutxiegi erabiltzen da) eta 1,5 milioi tonakoa isurketan bi lerro badaude (ekoizpen horri esker ijezketa-trenaren erabilpena nabarmen igotzen da). Baldintza horietan konparaketak egiten baldin badira, lerro bakarreko altzairutegi

trinkoaren inbertsio-kostuak, altzairu-tona bakoitzeko, ez dira ohiko plantaren % 80ra iristen. Isurketa jarraitua bi lerrokoa baldin bada, ijezketa-trenaren erabilpena nabarmen igotzen da, eta, ondorioz, altzairu-tona bakoitzeko inbertsio-kostuak % 65era jaisten dira. Amaitzeko, ohiko prozedurarekin konparatuta, langile- eta mantentze-kostuak % 40ra jaisten dira [3.6]. Beste zenbait argitalpenek diotenez, jaitsiera hori % 45-50 ingurukoa ere bada [3.9].

3.2.2. Isurketa jarraituan sortutako mikroegituraren berezitasunak

Totxo meheen eta zuzeneko ijezketaren abantaila ekonomikoak aurkeztu ditugu aurreko atalean. Nolanahi dela ere, prozesuan sortzen diren aldaketa guztiek eragin handia dute altzairuaren mikroegituran. Beraz, nahiz eta helburua hori ez izan, azkenean ekoizpen-prozedura horrek mikroegituraren zenbait ezaugarri aldatu egiten ditu. Aldaketa nagusiak aipatuko ditugu jarraian.

Lehenbiziko aldaketa solidotze-abiadurari dagokio. Totxo meheen kasuan, galdaketa-abiadura handiagoa izaten da isurketa jarraituan. Ondorioz, solidotze-prozesuan zehar sortzen den mikroegitura xeheagoa izaten da. Dendritoen beso sekundarioen arteko distantzia solidotze-abiaduraren arabera denez, totxo meheen kasuan distantzia hori txikiagoa da (ikus 3.3. irudiaren eskema). Bibliografian aipatzen denez [3.5], distantzia hori totxo normal baten 300 μm -koa izan daiteke totxoaren erdigunean eta 100 μm -koa bakarrik 50 mm-ko totxo mehe batean.



3.3. irudia. Beso sekundarioen sorrera eta horien arteko distantzia, solidotzea egitura dendritikoa osatuz gertatzen denean.

Dendritoen beso sekundarioen arteko distantziak segregazioarekin du zerikusia. Dendrito horiek hasierako uneetan solidotzen direnez, materiala nahikoa garbia izaten da, eta disoluzioan dauden elementuak likidoan gelditzen dira. Beraz, solidotzeak aurrera egin ahala, gero eta handiagoa izaten da gelditzen den likidoko elementu batzuen kontzentrazioa. Hau da, zenbat eta txikiagoa besoen arteko distantzia, orduan eta txikiagoa segregazioa [3.10, 3.11]. Ondorioz, totxo meheetan solidotzean zehar sortutako segregazioa ohiko totxoetakoa baino txikiagoa izaten da.

Oso lan gutxi argitaratu da segregazioari buruz. Garrantzitsuenetarikoa bat Subramanian eta Zhou ikerlariak [3.12] egindakoa da. Lan horretan, C eta N elementuak gainerakoetatik bereizten dira. Elementu interstizialak ia beti oreka-baldintzetara iristen dira; mikrosegregazioa, berriz, oso txikia izaten da. Aldiz, ordezkapen bidezko disoluzio solidozko elementuak banandu egiten dira solidotzean zehar. Ondorengo hozte-prozesuan, altzairuaren konposizio kimikoaren arabera, mikrosegregazioa aldatu egiten da. Karbono-edukia % 0,09 baino txikiagoa baldin bada, altzairua (bereziki

delta-fasean zehar) hoztu egiten da. BCC egitura horretan ordezkapen bidezko elementuen difusibitatea oso handia izaten da eta homogeneousazio-prozesu bat gertatzen da. Aldiz, karbono-edukia handiagoa baldin bada, hoztean berehala transformazio austenitikoa hasten da. FCC egituren ordezkapen bidezko elementuen difusibitatea BCC egitura kristalinoan gertatzen zena baino ia hamar aldiz mantsoagoa izaten da. Ondorioz, elementu horien hedapenik ez da apenas gertatzen eta solidotzean sortutako segregazioa ez da txikiagotzen. Beraz, argi dago (gainerako parametroak kontuan izan gabe) honakoa: konposizio kimikoa egokitzuz –hau da, karbono-edukia baxu mantenduz (altzairu peritektikoei buruz mintzatzean zenbait zehaztasun eskainiko ditugu honetaz)– solidotzean sortutako mikrosegregazioa homogeneousazio-prozesu bati esker jaits daiteke.

Amaitzeko, nahiz eta zalantzarik ez izan segregazio txikiago horrek onura kualitatiboak ekarriko dizkiola altzairuari, errealitatean eragin positibo hori kuantifikatzea oso zaila da. Beraz, totxo meheen kasuan abantaila hori aipatzen da beti, baino ohiko altzairu-kalitateetan (produktu lauen kasuan, askotan karbono urriko altzairuak izaten dira) hobekuntza horiek ez dira normalean zenbakiekin zehazten.

3.2.3. Aleazio mota berriak beroko harikortasun-eza gainditzeko. Altzairu peritektikoak

Lehenago aipatu dugunez, totxo meheetan handiagoa da solidotze-abiadura. Era berean, solidotutako produktuaren lodiera txikiago horrek eragina du altzairuaren hozte-prozesuan isurketan zehar. Eragin garrantzitsuena hauspeatzearen ezaugarrietan izaten da.

Isurketan zehar izaten ari diren baldintzak ikusirik, hauspea daitezkeen elementuak (ia beti nitruroak osatzen dituzte) ondokoak dira: Al, V, B, Ti eta Nb. Ohiko isurketa jarraituetan kaltegarriena Nb da [3.13]. Aluminioa ere nahikoa konplexua izan daiteke [3.14]. Aldiz, V eta Ti ez dira kaltegarritzat hartzen. Titanioa, aitzitik, AlN partikula kaltegarriak ez hauspeatzeko erabiltzen da gehienetan [3.15].

Atal honetan ez dugu aztertuko hauspeatzearen funtzioa gainazaleko pitzaduren sorreran. Hala ere, honako bi faktoreok azpimarratu beharrekoak dira, daukaten eragin kaltegarriagatik:

- Hauspeakinen frakzio bolumetrikoa
- Hauspeakinen tamaina

Hauspeakinen frakzio bolumetrikoa konposizio kimikoaren eta tenperaturaren arabera da. Lehenbizikoa finkotzat jotzen denez, ez dugu hemen horren eragina aztertuko. Bigarrenari dagokionez, totxo meheen kasuak ez digu ezer asko argitzen. Lodierak hozketa- (eta solidotze-) abiaduran eragina dauka. Beraz, mehea bada azkarrago hozten da totxoa eta erraztu egiten du hauspeatzea. Tamainarekin gauza bera gertatzen da. Zenbat eta azkarragoa hozketa, orduan eta errazago sortzen dira hauspeakin xeheak. Bestalde, zenbat eta xeheagoak izan hauspeakinak, hainbat eta errazagoa pitzadurak sortzea eta hedatzea.

Laburbilduz, hozte-abiaduraren eta tenperatura-jaitzieraren eraginez ohikoa baino konplexuagoa da totxo meheen isurketa jarraitua, gainazaleko pitzadurei dagokienez. Aipatu aldagaien eragina hain handia izaki, berez kalte txikia sortzen duten elementuak ere (titanioa, adibidez) guztiz kaltegarri bihurtzen dira. Beraz, ohiko galdaketan elementu batzuekin (Nb) ibili behar izaten da kontuz; totxo meheen isurketa, berriz, are zailagoa da. Bide beretik

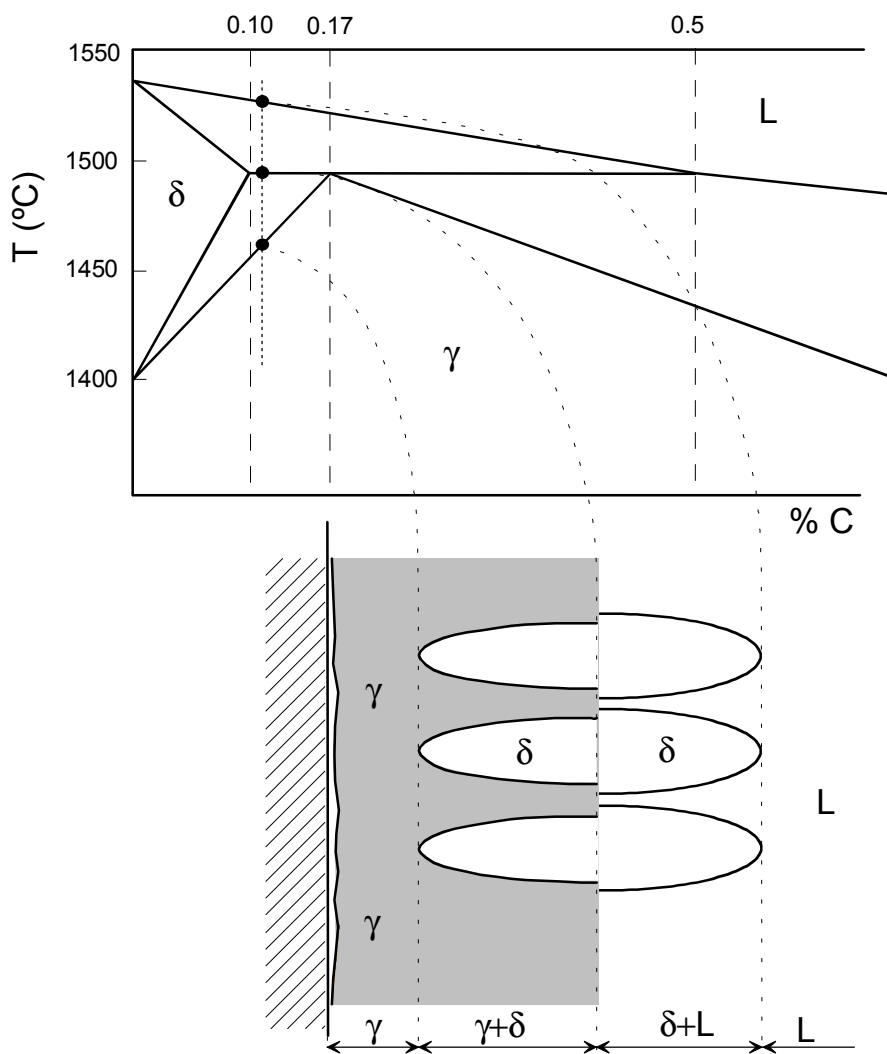
jarraituz, Ti ere aipa dezagun. Lehenago genioenez, egokia da titanioa pitzaduren sorrera galarazteko. Hona horren zergatia: Ti hauspeatzean tamaina handiko TiN partikulak sortzen dira. Aldiz, totxo meheetan alderantzizko efektua sortzen da. Solidotze-abiadura handiagoa denez, TiN partikulak beranduago azaltzen dira eta tamaina oso txikikoak izaten dira [3.16]. Beraz, TiN partikulak kaltegarri bihurtu dira, AlN edo Nb(C,N) partikula meheen eragin berbera sortuz. Ondorioz, totxo meheetan oinarritutako teknologietan ez dago batere garbi Ti egokia den ala kontrako efektua sortzen duen. Gaur egun kaltegarritzat hartzen da gehienbat.

Eragin kaltegarri hori frogatu ondoren, Ti/Nb eta Ti/V konbinazioetan oinarritutako aleazioak ez dira jada egokiak totxo meheen kasurako. Beraz, ohiko prozeduran Ti-an oinarritutako aleazioekin birkristaltze-ijezketa kontrolatua erabili ahal da; altzairutegi trinkoan, ordea, horretarako aukerarik ez dago (inguru honetan iritzi kontrajarriak daude).

Amaitzeko, altzairu peritektikoen kasua ere azpimarratzekoa da. Solidotzen ari den bitartean –isurketaren molde barnean dagoela– metal solidoan δ fasetik γ fasera pasatzean (BCC-tik FCC-ra) uzkurdura batzuk agertzen dira egitura kristalinoen eraginez (austenitaren egitura kristalinoa trinkoagoa denez, solidoaren bolumena % 0,3-0,5 jaisten da). Geruza solidoa moldearen paretik zertxobait askatzen da, totxoaren eta moldearen arteko bero-transmisioa jaitsaraziz. 3.4. irudiko eskeman ikusten da egoera hori.

Bero-transmisioa apalagoa denez, moldetik atera aurretik ez da nahikoa solidotuta egoten metala. Ondorioz, likidoak (totxoaren erdialdean dagoenak) presio handiegia egiten du eta totxoaren pareta solidoak hautsi ere egin daitezke. Egoera horretan (zulaketa deitzen zaio) berehala gelditu behar da isurketa, isuritako metala garbitu arte. Gertaera hori nahikoa larria da, ordu

batzuez isurketa jarraituaren produkzioa guztiz geldirik geratzen delako (totxo meheei dagokienez, isurketa jarraitua ez ezik, planta osoa gelditzen da).



3.4. irudia. Altzairu peritektikoen eskema. Altzairua delta-fasetik austenitara pasatzean, bolumen-alaketaren ondorioz metal solidoa moldearen paretik askatzen da. Sortutako tarte horrek bero-transmisioa oztopatzen duenez, erraztu egiten du pitzadurak sortzea eta likido-isurketak izatea.

Delta ferrititik austenitara izaten den transformazioa karbono-tarte batean gertatzen da nagusiki: erreakzio peritektikoa da aipatu tartea. Beraz, praktikan % 0,1 C – % 0,17 C bitartean ezin da altzairurik ekoitzi, bereziki CSP motako lantegietan (zenbait molde motekin arazo hori gaindi daitekeela dio bibliografiak [3.17]). Muga hori dela-eta, ohiko prozedura jarraituz ekoizitako zenbait kalitate ezin dira altzairutegi trinkoetan produzitu. Kasu horietan, altzairuaren karbono-edukia igo egiten da normalean, eta gainditu egiten du % 0,16–0,17 muga.

Dena den, tarte peritektikoaren muga finkatzea ez da hain erraza izaten. Oro har, eta lehendik ere esana dugunez, aintzat hartzen da karbono-edukia. Errealitatean, gainerako aleazio-elementuek tarte hori mugitu egiten dute. Adibidez: nahiz eta karbono-edukia baxu mantendu (% 0,08 C, esate baterako) posible da tarte peritektikoaren barruan egotea Mn edukia handia baldin bada (% 1,5 ingurukoa). Aleazio-elementuek tarte peritektikoan duten eragina ez da erraz kontrolatzen.

Guyote eta bere kideak [3.18] honako honetaz ohartu ziren: akats gehiago izaten du totxo arrunten (hau da, 200 mm lodierakoan) gainazalak karbono baliokidea % 0,1 baino handiagoa bada. Haien ustez, karbono baliokide hori ondoko adierazpen enpirikoaren bidez emana dago:

$$C_p (\%) = (\%C) + 0,014(\%Mn) + 0,023(\%Ni) - 0,037(\%Si) - 0,222(\%S) - 0,04(\%P) + 0,003(\%Cu) - 0,004(\%Mo) \quad (3.1)$$

Totxo meheetarako ez da garatu izan adierazpen hori. Hala ere, akatsen sorrera erreakzio peritektikoan gertatu ohi denez, ia bukaerako teknologien kasura aplikatu daiteke.

Wolfek [3.19], bestalde, beste ekuazio bat proposatzen du karbono baliokidea kalkulatzeko:

$$C_p (\%) = (\%C) + 0,02(\%Mn) + 0,04(\%Ni) - 0,1(\%Si) - 0,04(\%Cr) - 0,1(\%Mo) \quad (3.2)$$

Bi adierazpenen artean ez da egoten, normalean, desberdintasun handirik. Beste koefiziente batzuk ere proposatu dira [3.19], erreferentzian ikusten denez.

Erreakzio peritektikoaren puntu berezi guztiak –hau da, likidoa (% 0,5 C) + δ (% 0,09 C) $\rightarrow$ γ (% 0,17 C)– berdin mugitzen direla jotzen da. Beraz, konposizio kimikoei dagokienez, altzairu baten karbono baliokidea tarte peritektikoan sartzen baldin bada, isurketa jarraituan arazoak sortzen dira.

3.3. TOTXO MEHEEN IJEZKETA.

ALTZAIRU MIKROALEATUAK

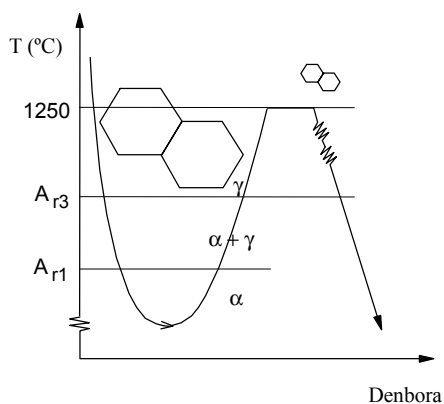
3.3.1. Sarrera

Berotze-labetik ateratako totxo mehe baten mikroegitura ezin da konparatu ohiko totxo lodi batekin. Hona hemen diferentzia nagusiak:

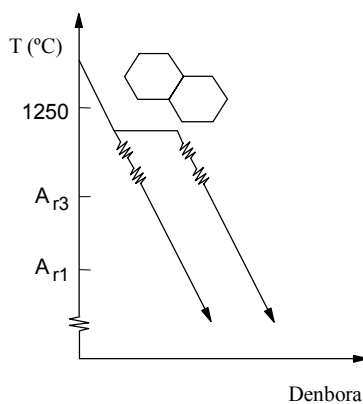
- Austenitaren ale-tamaina
- Hauspeatzea

Ohiko prozeduretan, solidotu ondoren altzairua hoztean austenita/ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformazioa gertatzen da. Gero, berriro berotze-labearen $\alpha \rightarrow \gamma$ izaten da. Ondorioz, austenitaren ale-tamaina berotze-labearen tenperaturaren arabera izaten da bakarrik (konposizio kimiko zehatz baterako). Labearen temperatura nahikoa altua izaten da, normalean, izezketaren hasierako iraganaldiak errazteko asmoz. Temperatura hori 1200-1250 °C bitartekoa izaten da. Altzairu motaren arabera, tarte horretan austenitaren ale-tamaina 200-250 μm -koa izaten da (Ti duten altzairuetan, askoz txikiagoa). Aplikazio zehatz batzuetarako, eta ondorengo izezketa kontrolaturako azken iraganaldietara ale txiki batekin iristeko, hasierako ale-tamaina apur bat txikiagotu egiten da (150 μm , adibidez) berotze-labearen temperatura jaitsarazita.

Ohiko prozeduretan austenita-alea ez da 250 μm -tik pasatzen, eta, gainera, haren hasierako hazkunde hori murrizteko hainbat aukera ere badaude.



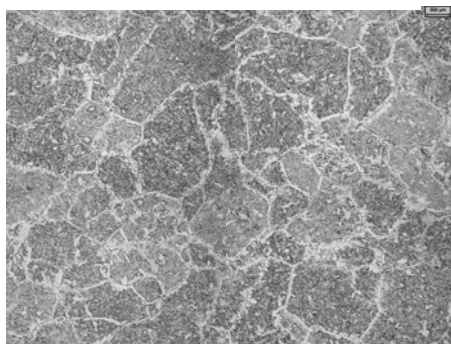
Ohiko izezketa



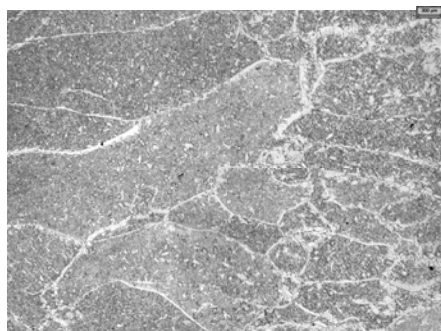
Zuzeneko izezketa

3.5. irudia. Isurketa jarraitutik altzairua atera ondoren hozten baldin bada, xeheagoa izaten da austenita-alea (bi transformazioen ondorioz ijetzki aurretik), solidotze-egiturarekin konparatuz gero.

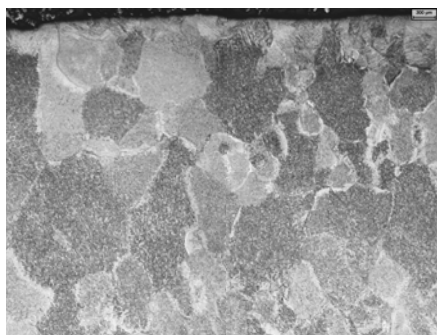
Totxo meheen zuzeneko ijezketa egiten denean guztiz desberdina da egoera (gauza bera gertatzen da ohiko totxoekin zuzeneko ijezketa egiten baldin bada. Ikus 3.5. irudiko eskema). Nahiz eta isurketan zehar altzairuaren tenperatura jaitsi, ez da inoiz $\gamma \rightarrow \alpha$ transformazioa izan behar den tenperaturaraino iristen. Beraz, altzairuan dagoen egitura austenitikoa solidotzetik dator zuzenean. Baldintza horietan, austenita-ale horiek bi ezaugarri dituzte: batez besteko tamaina handia eta tamainen banaketa zabala.



a)



b)

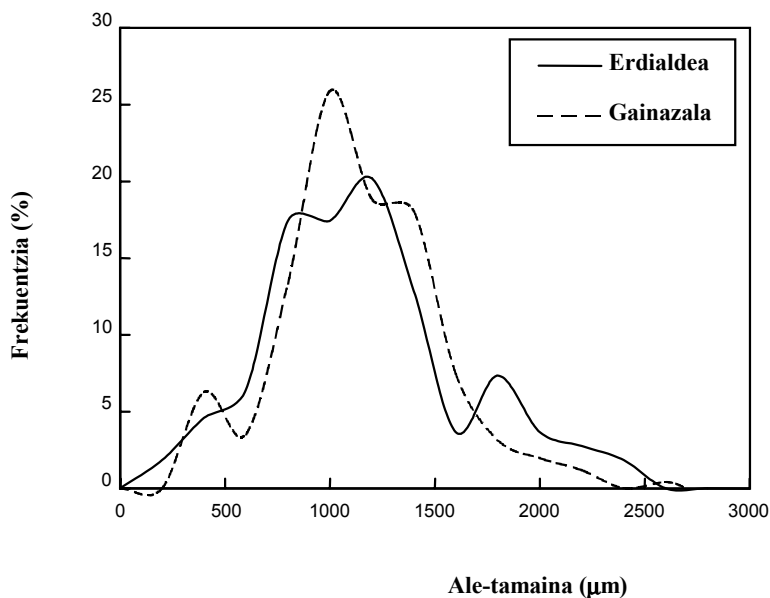


d)

1 mm

3.6. irudia. Totxo mehe bat azkar hoztu ondoren sortutako mikroegitura (baldintza industrialak). Mikrografietan austenitaren ale-mugak bereiz daitezke. a) totxoaren erdian ale ekiaxikoak; b) ale luzatuak isurketa-norabidearekiko elkarzut den planoan eta d) totxoaren gainazaletik gertu ale txikiagoak (CEIT).

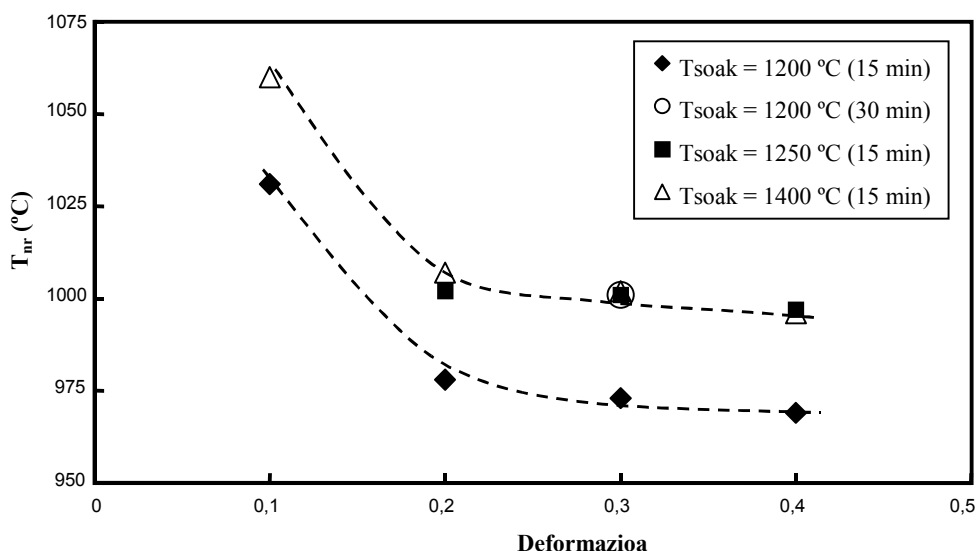
3.6. irudian totxo mehe baten mikroegitura ikusten da. Gainazaletik gertu aleak ekiaxikoagoak dira, baina barrualdean –batzuetan– luzaturik egoten dira eta tamaina handikoak izaten dira. Totxo mehe industrial batean neurtutako ale-tamainen banaketa 3.7. irudian [3.20] duzue. Batez besteko ale-tamaina $\sim 800 \mu\text{m}$ -koa da, hau da, ohiko prozedurarekin konparatuta, lau aldiz handiagoa. Bestalde, ale oso handiak (2 mm ingurukoak) daudela ikusten da irudian. Egoera hori guztiz berria da eta ijezketaren iraganaldietan zuzeneko eragina izango du.



3.7. irudia. Totxo mehe batean neurtutako austenitaren ale-tamainaren banaketa erdialdean eta gainazalean [3.20].

Mikroegiturarekin lotura duen beste ezaugarria hauspeatzearena da. Kasu hau ia niobioarekin bakarrik erlazionatu behar da. Ohiko sisteman totxoa poliki hoztean niobioa hauspeatu egiten da eta Nb(C,N) partikulak osatzen dira. Gero, labearen tenperatura egokia erabiliz gero hauspeakin

guztiak disolbatu egin behar dira (bestela, ez da niobio osoa aprobetxatzen). Askotan –disolbagarritasun-ekuazioek aukeratutako temperatura nahikoa dela dioten arren– disoluzioaren zinetika ere kontuan hartu behar da dena disolbatuta dagoela ziurtatzeko. Ondorioz, Nb edukiaren arabera, badirudi askotan lantegian izaten diren baldintzak ez direla nahikoa niobio osoa disoluzioan izateko [3.21].



3.8. irudia. Laborategian egindako saiakuntzetan, deformatu aurretik erabilitako berotze-temperaturaren arabera, T_{nr} temperaturaren balioa alda daiteke. Disoluzio solidoan dagoen Nb edukiarekin du zerikusia horrek [3.22].

Totxo meheen zuzeneko ijezketan aldatu egiten da egoera. Kasu gehienetan, isurketa ondorengo berotze-labeen niobioa ez da hauspeatzen. Beraz, ijezketa hasi aurretik niobio gehiago izango da erabilgarri, ohiko prozedurarekin konparatuta. Horrela gertatuz gero, altzairutegi trinkoan niobioak eragin handiagoa izango du ijezketan zehar, konposizio kimiko batean. Portaera hori laborategian frogatu izan da. Temperatura altuagotik etortzean, Nb osoa disoluzio solidoan dago eta ijezketan zehar birkristaltze

estatikoa tenperatura altuagoetan geldiarazten da (T_{nr} tenperatura altuagoa da). Aldiz, ohiko berotze-labearen tenperatura aukeratzen bada, niobioa ez dago guztiz disolbatuta eta horrek ez-birkristaltze tenperatura balio baxuagoetara jaisten du [3.22, 3.23]. Bi adibide hauek 3. 8. irudian dituzue.

Hortaz, altzairutegi trinkoan beti niobio osoa erabili behar da ijezketarako. Dena den, kalkuluetan konposizio kimikoaren batez besteko balioa erabiltzen bada bakarrik gertatzen da hori. Niobioa bereizita baldin badago, egoera aldatu egin daiteke. Totxoaren zenbait tokitan Nb edukia nahikoa baldin bada, berotze-labearen bertan, ohiko berotze-tenperaturan, has daiteke hauspeatzen. Beraz, aldaketak eragin ditzake segregazioak aipatu egoeran.

Gauza bera gertatzen da isurketa jarraituan zehar izan daitezkeen hozte-aldaketekin. Aurreko atalean esan dugunez, tenperatura baxuegia baldin bada, isurketan zehar niobioaren hauspeatzea hasi egiten da eta altzairuaren berotako harikortasunari nabarmen egiten dio kalte. Hori gertatuz gero, agerian geratzen da hauspeakin horiek ez direla egokiak izango ijezketan zehar birkristaltze-zinetika atzeratzeko (denboraren poderioz hauspeakinak hazi egingo dira eta, horrela, birkristaltzea geldiarazteko ahalmena galdu egingo dute).

Laburbilduz, niobioaren hauspeatzeari dagokionez kontrako portaerak izan daitezke, lantegi bakoitzaren ezaugarrien arabera. Isurketan zehar niobioa ez baldin bada hauspeatzen, ijezketa hastean ohiko prozeduretan baino elementu gehiago izango da disoluzio solidoan. Aldiz, gainerako lantegietan niobioa isurketan zehar (edo hurrengo unetan) hauspeatzen baldin bada, ez da batere argi egongo zenbat niobio beharko den ijezketa hasi aurretik austenita-eboluzioa kontrolatzeko.

Mikroegiturari dagozkion aldaketak ikusi ondoren, ijezketa berari dagozkion berezitasunak hartu behar dira kontuan. Ijezketan zehar iraganaldi bakoitzean aplikatu behar diren deformazioak, deformazio-abiadurak eta, finean, ijezketaren deformazio osoa oso desberdinak dira ohiko teknologia eta altzairutegi trinkoarena konparatzen badira. Laburbilduz, ondoko desberdintasun hauek azpimarra daitezke [3.24]:

- Ijezketaren hasierako tenperatura baxuagoa da eta ez da 1100-1150 °C baino handiagoa izaten (askotan ez da 1100 °C-ra iristen).
- Lehenengo iraganaldietan aplikatzen den deformazioa ohiko ijezketan baino askoz handiagoa da (askotan 2-3,5 aldiz handiagoak). Hasierako mikroegitura larria lehenbailehen aldatzea da haren helburua.
- Ijezketa osoan zehar aplikatzen den deformazio osoa ez da 3.0 baino handiagoa izaten; aldiz, ohiko ijezketan 4,5eraino irits daiteke. Deformazio hori iraganaldi-kopuru txikiagotan aplikatzen da.
- Deformazio-abiadurari dagokionez, ohikoan baino baxuagoa da; beraz, iraganaldien arteko denbora, luzeagoa.

3.3.2. C/Mn altzairuen ijezketa

Aipatutako ezaugarriei dagokienez, totxo meheen zuzeneko ijezketak antzekotasun txikia dauka ohiko ijezketarekin. Hasteko, lehenengo iraganaldiaren portaera aztertu behar da, honako bi ikuspuntuak kontuan izanik:

- Erredukzioaren eta tenperaturaren arabera birkristaltze dinamikoa hasten den ala ez.

- Lehenengo eta bigarren iraganaldien artean baldintzak (nahikoa denbora) betetzen diren, solidotzetik datorren mikroegitura larria guztiz finduta izateko.

Lehenengo ikuspuntuari dagokionez, birkristaltze dinamikoa hasteko behar den deformazio kritikoa, ε_c , hartu behar da kontuan. Deformazio hori honako adierazpenaren bidez kalkula daiteke:

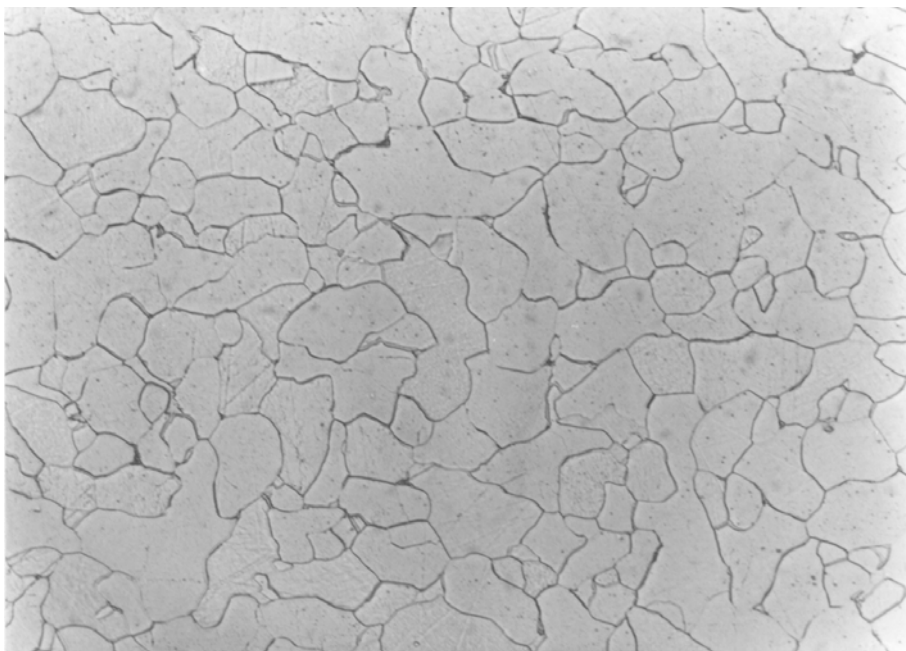
$$\varepsilon_c = AZ^p D_0^q \quad (3.3)$$

non Z Zener/Hollomonen parametroa, D_0 hasierako austenitaren ale-tamaina eta A , p eta q konstanteak baitira. C/Mn altzairuei dagokienez, Sellarsek [3.25] honako balioak proposatzen ditu: $A = 4,9 \cdot 10^{-4}$, $p = 0,15$, $q = 0,5$ eta $Q_{\text{def}} = 312 \text{ kJ/mol.K}$ (azken hori Z kalkulatzeko).

Adierazpen hori erabiltzean birkristaltze dinamikoa gertatzen da –batzuetan– lehenengo iraganaldian deformazio handia aplikatuz gero. Ondorioz, iraganaldien artean birkristaltze metadinamikoa eta estatikoa batera azal daitezke [3.26]. Dena den, praktikotasunaren aldetik ez dauka garrantzi handirik, 3.5. atalean ikusiko duzue. Ijezketaren hasieratik mikroegitura findu egiten da eta hasierako ale larriak guztiz desagertzen dira (gehigarritzat Nb erabiltzen bada ez da gauza bera gertatzen eta altzairu mota horiek analisi berezia behar izaten dute). Austenitaren ale-tamainak ijezketan zehar izaten duen bilakaera 3.5. atalean aztertuko dugu.

Transformazioa izan ondoren, mikroegitura ferritikoa oso homogeneoa izaten da. 3.9. irudian ikusten da horren adibide bat. Arrazoietako bat honakoa da: altzairuak prozesu osoan zehar duen tenperatura homogeneoa [3.27]. Horri esker, propietate mekanikoak (eta mikroegitura) ia konstante mantentzen dira bobina luzean. Portaera hori desberdina da ohiko

produkzioarekin konparatuz gero. Azken kasu honetan desberdintasun gehiago izaten da [3.28].



30 μm

3.9. irudia. Mikroegitura ferritikoa % 0,03 C duen altzairu goxo batean (CEIT).

Normalean, C/Mn altzairuekin lortzen diren erresistentzia mekanikoak ez dira 355 MPa-raino iristen. Balio horiek edo handiagoak lortzeko, altzairua mikroaleatu egin behar da (badago beste aukera bat: ijezketa tenperatura baxuetan bukatzea; horrela, tarte interkritikoan deformatzean, ferritan azpiegitura bat lor daiteke. Altzairuaren erresistentzia nabarmen igoarazten du horrek [3.29]). Bestalde, hotzean deformatzeak izateko hainbat altzairu

mota lor daitezke C/Mn konposizioekin. Horretarako, suberaketa jarraitua aplikatzen zaio gero altzairuari [3.27].

3.3.3. Altzairu mikroaleatuen ijezketa. Banadioaren eta niobioaren erabilpenak

Totxo meheei dagokienez, batez ere V eta Nb elementuak hartu behar dira kontuan mikroaleazioan. Atal honetan ikusiko dugunez, bi elementu horiek eragin oso desberdina dute ijezketan. Gauza bera gertatzen da ohiko ijezketan. Bigarren horren inguruan ikerketa asko egin izan dira eta esperientzia ugari dago; totxo meheen inguruan, ordea, zalantza asko dago oraindik. Altzairuaren produkzioan bi elementu horiek sortzen dituzten berezitasunak aztertuko ditugu hurrengo lerrootan.

3.3.3.1. Banadioz mikroaleatutako altzairuak

Altzairuaren erresistentzia handitzeko erabil daitekeen prozeduretako bat banadioa gehitzea da. Isurketa jarraituari eta ijezketari dagokienez, C/Mn eta V altzairuak elkarren oso antzekoak dira. V(C,N) hauspeakinak nahikoa temperatura baxutan azaltzen direnez isurketan, ohiko baldintzetan hauspeatze hori ez da isurketan zehar gertatzen [3.30]. Beraz, banadioz mikroaleatutako altzairuek ez dute normalean problema handirik (pitzadurak gainazalean...) sortzen isurketa jarraituan zehar.

Ijezketari dagokionez, CSP motako lantegietan disoluzio solidoan mantendu behar da beti banadioa (dena den, V eta N edukiak altuak baldin badira, 1050 °C-rako berotze-labearen bertan banadiozko hauspeakinak azal daitezke [3.31]). Berotze-labearen temperatura nahikoa altua izaten da banadioa hauspeatzen hasteko (ohiko banadio-kopuruak aintzat hartuz

gero, hau da, % 0,10etik behera kasu gehienetan). Eragin txikia izaten du egoera horretan elementu horrek austenitaren bilakaeran. Alde batetik, disoluzio solidoan dagoen banadioak oso gutxi aldatzen du austenitaren birkristaltze estatikoaren zinetika (zer edo zer atzeratzen du, baina niobioarekin konparatuta askoz txikiagoa da haren eragina) [3.4]. Ale-hazkundeaz ere gauza bera esan daiteke [3.32]. Beraz, banadioz mikroaleaturiko altzairuek eta C/Mn altzairuek portaera antzekoak dituzte –oro har– isurketan eta ijezketan zehar.

Banadioaren portaera garrantzitsua ijezketa amaitu ondoren izaten da. Altzairua hozten ari den bitartean V(C,N) partikula meheen hauspeatzea gertatzen da. Beraz, nahiz eta C/Mn altzairuekin konparatuta ijezketa (eta beraz, austenita ale-tamainaren eboluzioa) antzekoa izan, gero fase-transformazioan (austenita/ferrita) eta ondorengo hoztean zehar hauspeatzeak nabarmen igotzen du altzairuaren portaera mekanikoa [3.30, 3.31, 3.33]. Abantaila hori C/Mn/Nb altzairuetan ere aplika daiteke.

Ondorioz, banadioaren garrantziak badu lotura ijezketa amaitu ondoren sortzen den hauspeatzearekin. Beraz, ijezketan zehar banadioak eragin txikia duenez, badirudi totxo meheen kasuan elementu horrek ez duela arazo berririk sortzen. Geroago ikusiko dugunez, elementu horrek C/Mn eta C/Mn/Nb altzairuen portaera mekanikoa igo egin dezake, transformazioaren aurretik austenitaren ezaugarriak kontuan hartu gabe (horrek ez du esan nahi edozein austenita-ale egokia denik propietate-maila onak lortzeko).

Banadioak sortzen duen hauspeatze bidezko gogortzea ez dago ijezketaren iraganaldiekin lotuta. Aldiz, kontuan hartu behar diren parametroak honakook dira: bobinaketa tenperatura eta konposizio kimikoa. Tenperaturari dagokionez, komeni izaten da lehenbizi, ijezketa

amaitu ondoren, azkar hoztea bobinaketa-tenperaturaraino, Horrela eginez gero hauspeatze gehiena xehea izango da [3.34]. Bestalde, bobinaketa-tenperatura baxuegia baldin bada oztopatu egin dezake hauspeatzea eta altzairuaren erresistentzia jaitsarazi. Gehienetan, 600-650 °C izaten da tarterik egokiena.

Konposizio kimikoari dagokionez, banadioaz gain altzairuan dagoen nitrogeno-edukia ere oso garrantzitsua da. Azken elementu horrek hauspeatzea xeheagoa izatea bultzatzen du [3.34]. Banadioaren eta nitrogenoaren eragina –biena batera– kontuan hartuta, Glodowskik [3.30] elastikotasun-mugaren igoera honakoa izan daitekeela aurreikusi zuen (datu esperimentaletan oinarrituta eta bobinaketa-tenperatura 600 °C-koa izanik):

$$\Delta\sigma_y(\text{MPa}) = 1370(\%V) + 6995(\%N) \quad (3.4)$$

Banadioaren hauspeatze bidezko gogortzea austenita/ferrita transformazioa izatean gertatzen denez, portaera hori ez da –berez– berezia totxo meheen kasurako. Hau da, bibliografian banadioaren hauspeatzeaz dagoen informazioa (eta lantegietako esperientzia) totxo meheen kasurako aplikatu daiteke zuzenean neurri handi batean.

Laburbilduz, honako abantaila hauek ditu erresistentzia igotzeko banadioa erabiltzeak [3.30]:

- Egokia da txatarrean oinarritutako labe elektrikoko produkzioan erabiltzeko. Lehenengo kapituluan esana dugunez, teknologia horren ezaugarri bat nitrogeno-edukia altua da. Banadioa nitrogenoarekin konbinatzen denez, zenbat eta nitrogeno gehiago, orduan eta egokiagoa hauspeatzea.

- Prozesaketan zehar (hau da, isurketa jarraituan eta ijezketan) disoluzio solidoan mantentzen denez, banadio osoa erabili behar da hauspeatze bidezko gogortzea lortzeko.
- Ijezketan zehar, hauspeatzerik izaten ez denez, ez da arazorik izaten zilindroen indarrekin. Oso garrantzitsua da datu hori xaflaren bukaerako lodiera oso txikia denean eta, beraz, ijezketaren azken iraganaldietan indar handiak aplikatu behar direnean.

3.3.3.2. Niobioz mikroaleatutako altzairuak

Altzairuari niobioa gehitzen bazaio, nabarmen aldatzen da austenitaren bilakaera ijezketan zehar. Ohiko ijezketan ere gauza bera gertatzen da, baina orain, faktore berriak sartuta, austenitaren portaera goitik behera alda daiteke. Totxo meheen eta ohiko totxoen arteko desberdintasunak –ijezketan zehar– ondokoak dira:

- C/Mn altzairuetan gertatzen den bezala, hasierako iraganaldietan aplikatutako deformazio handiak birkristaltze dinamikoa eta ondorengo birkristaltze metadinamikoa sor ditzake. Dena den, hasierako ale-tamaina handiak eta niobioak disoluzio solidoan duten eragin handia ikusirik, birkristaltze dinamikoa hasteko behar den deformazio kritikoa, ε_c , oso handia da.
- 3.7. irudian ikusi dugunez, hasierako austenita-aleen tamaina-banaketa oso zabala da. ε_c , deformazio kritikoak ale-tamainarekiko duen mendekotasuna handia izatean, birkristaltze dinamikoa ale txikiko eremuetan has daiteke, baina ez ale handietan. Hau da, bigarren iraganaldiaren sarreran nahiko heterogeneoa izan daiteke altzairuaren mikroegitura portaera horren ondorioz (eremu batzuetan birkristaltze dinamikoa gertatzen da; besteetan, berriz, birkristaltze estatikoa bakarrik).

- Erredukzio handiak eta hasierako temperatura baxuak baturik, niobio karbonitruroak has daitezke hauspeatzen ijezketaren hasierako uneetatik. Hori gertatuz gero, hasierako austenita-ale batzuk birkristaldu gabe geldi daitezke ijezketa osoan zehar.

Aipatutako hiru ezaugarri horiek ez dira ohiko ijezketa kontrolatuan gertatzen. Kasu horretan, helburu nagusia hau da: ahalik eta deformazio handiena metatzea austenitan. Aldiz, ia bukaerako formak egiteko teknologian hori aztertu aurretik beste arazo batzuk gainditu behar dira. Horretarako, altzairuaren konposizio kimikoa (karbonoa eta niobioa, bereziki) eta ijezketaren parametroak (deformazioa, temperatura eta iraganaldien arteko denbora) egokitu egin behar dira. Desberdintasun horiek aintzat harturik, ezin esan ijezketa kontrolatuaren oinarriak zuzenean aplikatzen direnik totxo meheen kasuan. Beraz, tratamendu berriak garatu behar dira. Hurrengo atalean jorratuko ditugu horien ezaugarri nagusiak.

3.4. IJEZKETA KONTROLATURAKO IRIZPIDE BERRIAK

Niobioak dituen berezitasunak ikusirik, ijezketa kontrolatua aplikatzeko irizpide berriak landu behar dira. Ondoko bi helburu nagusiotan laburbil daitezke irizpide horiek:

- Hasierako iraganaldietan (deformazioak eragindako hauspeatzea hasi aurretik solidotze-prozesutik datorren egitura austenitikoa guztiz ezabatu behar da.
- Hori lortuz gero, ijezketa-trenaren azkeneko zatian (egitura austenitikoan) ahal den deformazio handiena metatu behar da.

Bigarren helburua ohiko ijezketa kontrolatuaren oinarria da; lehenbizikoa, aldiz, totxo meheen zuzeneko ijezketaren berezitasuna da. Ondorengo lerroetan ikusiko dugunez, biak batera betetzea nahikoa zaila izan daiteke zenbait kasutan; beraz, prozesuaren parametroak zehatz-mehatz definitu behar dira.

3.4.1. Hasierako mikroegituraren finketa

3.4.1.1. Sarrera

Hasierako mikroegituraren finketa ahalik eta era azkarrenean lortu behar da. Hau da, hauspeatzea hasi aurretik mikroegiturak guztiz finduta izan behar du. Beraz, altzairuaren konposizio kimikoa eta ijezketaren hasierako baldintzak (tenperatura, iraganaldi bakoitzaren deformazioa...) horretara egokitu behar dira.

Birkristaltze dinamikoa eta ondorengo biguntze metadinamikoa oso tresna interesgarriak izan daitezke finketa hori lortzeko. Beraz, nahitaez bi mekanismo horien berezitasunak kontuan hartu behar dira. Era berean, iraganaldien arteko birkristaltze estatikoaren ezaugarriak ezagutu behar dira. Hona hemen, bada, ijezketan zehar erabil daitezkeen tresnak hasierako austenita larria ezabatzeko.

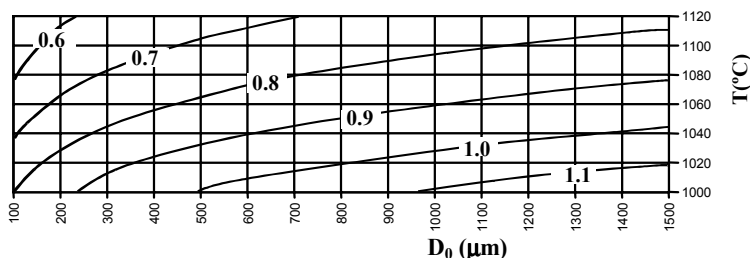
3.4.1.2. Birkristaltze dinamikoa eta metadinamikoa

Hasierako mikroegituraren ezaugarri nagusietakoak ale-tamaina eta distribuzio zabala dira, 3.7. irudian ikusten denez. Egoera hori dela-eta, hona ijezketak eragiten digun lehenbiziko galdera: birkristaltze dinamikorik

izango da, ala ez? Horretarako, ε_c deformazio kritikoa gainditu behar da. Nb-z mikroaleatutako altzairuen kasurako, ε_c deformazioa honako adierazpenaz dago definituta [3.20]:

$$\varepsilon_c = 2,8 \cdot 10^{-3} \frac{\{1 + 20 ([\text{Nb}] + 0,02[\text{Ti}])\}}{1,78} D_o^{0,147} Z^{0,155} \quad (3.5)$$

non $[\text{Nb}]$ eta $[\text{Ti}]$ temperatura zehatz baterako disoluzio solidoan dauden Nb eta Ti edukiak, D_o austenitaren ale-tamaina eta Z Zener/Hollomon-en parametroa ($Q = 341 \text{ kJ/mol.K}$) baitira. Horrenbestez, (3.5) adierazpenean ere Ti-zko altzairuak kontuan hartzeko egokituta dago.



3.10. irudia. Birkristaltze dinamikoa hasteko deformazio kritikoa balioa, temperaturaren eta hasierako austenitaren ale-tamainaren arabera (% 0,035 Nb eta deformazio-abiadura 5 s^{-1}) [3.35].

Adierazpen hori oinarritzat hartuta, birkristaltze dinamikoa hasteko behar den deformazio minimoa, austenitaren ale-tamainaren eta temperaturaren arabera, 3.10. irudian [3.35] ikusten da, % 0,035 Nb duen altzairu mikroaleatu baten kasurako deformazio-abiadura 5 s^{-1} denean. Irudiaren arabera, ijezketa-tenperatura $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ baino baxuagoa (ohiko baldintza industrialak) eta erredukzioa % 55 baino handiagoa badira (hau da, $\varepsilon \sim 0.8$) birkristaltze dinamikoa ale txikietan hasten da ($700 \mu\text{m}$ -z azpiko aleak). Aldiz, ale handietan deformazioa ez da nahikoa izaten balio kritikora iristeko.

Bestalde, irudian ikusten denez, tenperatura jaisten edo deformazio apalagoa aplikatzen baldin bada, orduan birkristaltze dinamikoa ere murriztu egiten da.

Beraz, (3.5) nahikoa zaila dirudi –adierazpenaren arabera– birkristaltze dinamikoa material osoan izatea, baldintza industrialei dagokienez behintzat. Horrez gain, beste galdera bat ere sortzen da. Ohiko ijezketetan ϵ_c gaingitza nahikoa baldintza da gero iraganaldien artean birkristaltze metadinamikoa izateko [3.36, 3.37]. Hori totxo meheen kasuan ere betez gero, altzairu mikroaleatuen ijezketa nabarmen erraztuko litzateke. Horretarako, ondoko ikuspuntuak gogoratu behar dira:

- Birkristaltze estatikoa gertatzen denean, austenitaren ale-tamaina hasierako alearen arabera izaten da.
- Aldiz, birkristaltze metadinamikoaren ondorioz sortutako ale-tamaina Zener/Hollomon-en parametroaren arabera da bakarrik (hau da, deformazio-abiaduraren eta tenperaturaren arabera).

Ondorioz, birkristaltze metadinamikoa gauzatzen baldin bada, altzairuaren isurketan zehar sortutako mikroegitura larria guztiz ezabatzen da (ale berriak ez dauka zerikusirik hasierako mikroegiturarekin). Alderantziz, birkristaltze estatikoak eutsi egiten dio hasierako alearekiko loturari.

Birkristaltze metadinamikoan ez da ale berririk nukleatzen. Birkristaltze dinamikoan zehar berez nukleatzen dira aleak; egoera metadinamikoan, berriz, hazkundera izaten da, besterik gabe. Ondorioz, ale metadinamikoak dinamikoak baino handiagoak izaten dira. Hodgsonen zioenez, [3.38], C/Mn altzairuen kasurako erlazio hori 1,7 da. Ale dinamikoa normalean txikia

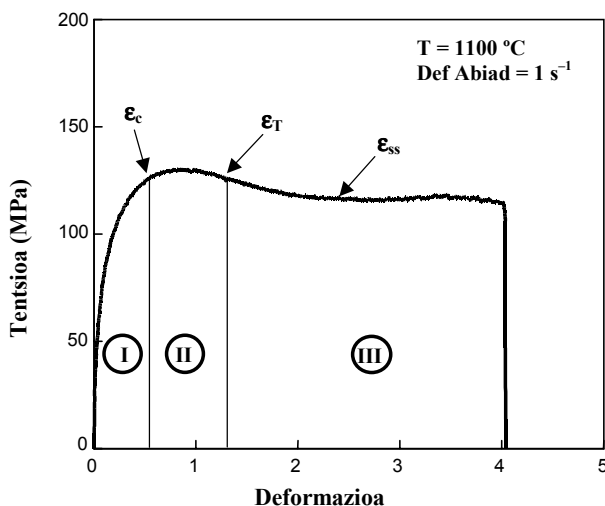
izaten denez, aipatutako erlazioa aintzat hartuz gero ale metadinamikoa ere nahikoa txikia izango da.

Ohiko ijezketa kontrolatuan nahikoa txikia izaten da austenita-alea bukaerako iraganaldietan. Deformazio kritikoa gainditu ondoren, birkristaltze dinamikoa aktibatzean sortzen diren nukleoak eta aleak nahikoa izaten dira ondorengo egoera estatikoan (birkristaltze metadinamikoa) austenita-ale zaharrak guztiz betetzeko. Egoera horretan guztiz fidagarria da honakoa: ε_c deformazio kritikoa gainditu ondoren austenita-alearen eboluzioa birkristaltze metadinamikoari bakarrik lotzea. Eraitza horietan oinarrituta, ohiko ijezketaren eredu matematiko guztiak garatuta daude.

Egoera ez da berdina ale larriz osatutako totxo meheen hasierako iraganaldietan. Birkristaltze dinamikoaren ondorioz izaten den birkristaltze metadinamikoa ez da nahikoa izaten ale zaharrak guztiz betetzeko, hasierako frakzio dinamikoa minimo batera ez baldin bada iritsi behintzat. Kasu horretan, birkristaltze estatikoa beharrezkoa da materiala guztiz biguntzeko. Ondorioz, birkristaltze dinamikoa minimo bat (hau da, frakzio bolumetrikoko minimo bat) behar da hasierako mikroegitura guztiz ezabatzen. Birkristaltze dinamikoaren frakzio bolumetrikoko aplikatutako deformazioaren arabera denez (ε_c deformazioak hasiera definitzen du eta ε_{ss} bukaera, hau da, egoera egonkorra), aurreko baldintza ε_T deformazio kritiko baten bidez adierazten da. 3.11. irudiko [3.39] eskeman hiru deformazio horiek irudikatzen dira tentsio/deformazio kurba batean.

ε_T deformazio minimoaren balioa prozedura esperimentalen bidez kalkulatzen da [3.35, 3.40]. 3.12. irudian [3.41] ikusten da horren adibidea: % 0,035 Nb duen altzairu baten kasurako hasierako ale-tamaina 800 μm -koa da. ε_c deformazio kritikoa gaindituz gero, prozesu osoa

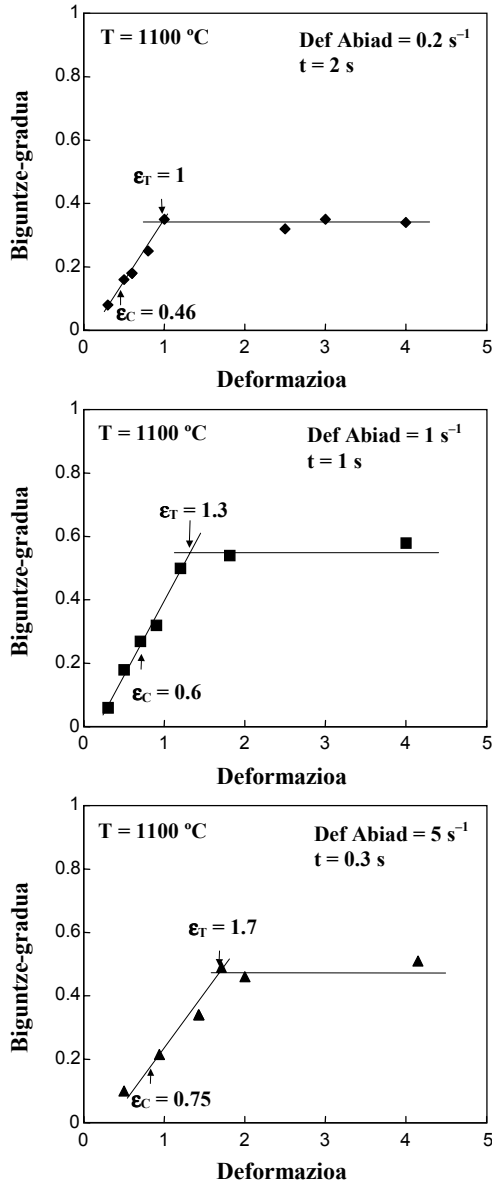
birkristaltze dinamikoaren mendekoa bakarrik izango balitz, ondorengo biguntzea aplikatutako deformazioarekiko independentea izango litzateke. Irudian, portaera hori ez da betetzen. Horrenbestez, askoz deformazio handiagoa aplikatu behar da ondorengo biguntzea deformazioarekiko independentea izateko. Deformazio horri ε_T deritzo. Uranga eta bere taldearen [3.35, 3.41] neurketak dioenez, % 0,035 Nb duen altzairu baten kasurako deformazio hori 2,1 aldiz ε_c da. Balio minimo hori oso handia da; baldintza industrialetan ia ezinezkoa da gainditzea. Beraz, prozesu industrialetan hasierako iraganaldietan aplikatutako deformazioa ε_c baino txikiagoa (birkristaltze estatikoa bakarrik) edo ε_c eta ε_T -ren bitartekoa izaten da (birkristaltze estatikoa eta metadinamikoa batera).



3.11. irudia. Hiru deformazio bereziren eskema tentsio/deformazio kurba batean. Deformazio bakoitzak eremu bat definitzen du [3.39].

Laburbilduz, hasierako mikroegituraren finketa ezin da frogatu, birkristaltze dinamikoa hasteko behar den deformazio minimoa aplikatu delako. Prozesua askoz konplexuagoa da. Hori guztia ikusirik, iraganaldien

arteko birkristaltze estatikoa (hau da, biguntze-prozedura klasikoa) oso garrantzitsua da solidotzetik datorren mikroegitura larria fintzeko.

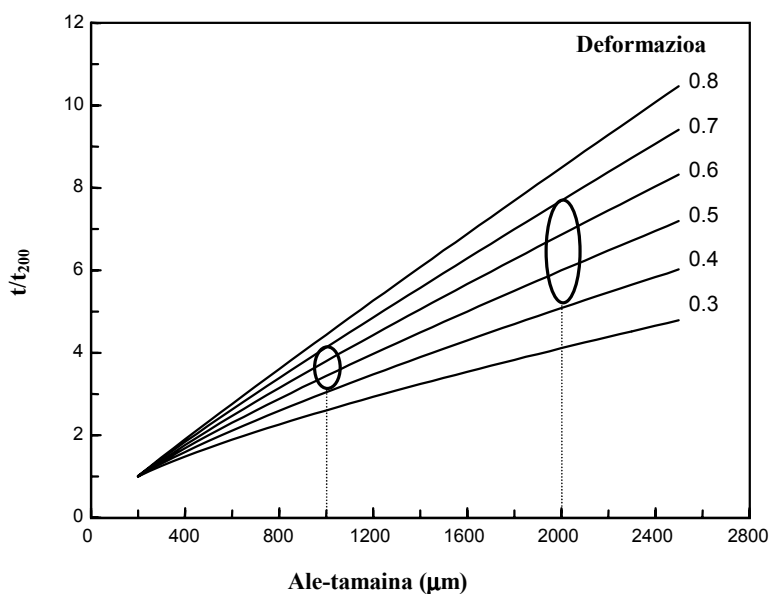


3.12. irudia. ϵ_T deformazioaren neurketa esperimentalak % 0,035 Nb duen altzairu baten kasurako, hiru deformazio-abiadura desberdin erabilita [3.41].

3.4.1.3. Ijezketa-baldintzak ale-tamainaren fintzean

Birkristaltze estatikoak oso garrantzi handia dauka hasierako iraganaldietan mikroegituraren fintze minimoa lortzeko. Biguntze hori ondoko bi parametro hauen bidez dago definituta:

- Denbora minimoa egitura guztiz birkristaltzeko
- Birkristaldutako mikroegituraren ale-tamaina berria



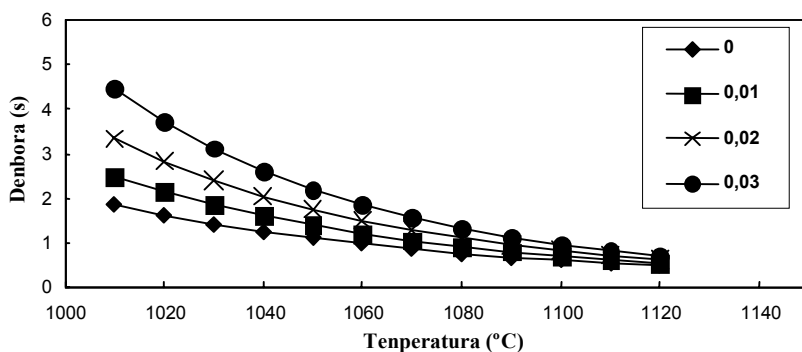
3.13. irudia. Hasierako austenitaren ale-tamainak birkristaltze-denboran duen eragina hainbat deformazio-baliotarako. Denbora t_{200} -ren bidez zatituz normalizatu da (t_{200} 200 μm -ko ale bati dagokion birkristaltze-denbora da) [3.20].

Estatikoki mikroegitura guztiz birkristaltzeko zenbait zailtasun azaltzen dira niobiozko altzairu mikroaleatuetan. Alde batetik, hasierako ale-tamaina oso handia izanik, ohiko mikroegiturarena baino mantsoagoa izaten da birkristaltze-zinetika (birkristaltzea nukleazio heterogenearen bidez gertatzen

denez, zenbat eta handiagoak izan aleak, orduan eta gune gutxiago nukleazioa hasteko). Bestetik, niobioak, disoluzio solidoan badago, birkristaltze osoa atzeratu egiten du. Bistakoa da totxo meheen kasuan bi faktore horiek ez diotela birkristaltze-prozesuari batere laguntzen. Aldiz, iraganaldi bakoitzean aplikatzen den deformazioa ohiko sistemetan baino handiagoa izanik, birkristaltze estatikoa erraztu egiten da. Faktore guztiak batera hartuta, azkenean atzerapena nagusitzen da [3.42].

Austenitaren ale-tamainak birkristaltze denboran duen eragina 3.13. irudian ikusten da [3.20]. Irudi horretako denbora normalizatu egin da, 200 μm -ko aleari dagokion denboraren bidez zatituta (t_{200}). Horrela bereizten da ohiko sistemarekin (prozesu honek 200 μm -ko mikroegitura duela joko dugu) dagoen aldea. Denbora kalkulatzeko, Nb eta Nb/Ti altzairuentzat garatutako adierazpena erabili da [3.43]. Aplikatutako deformazioa 0,4 eta 0,7 bitartean dagoenean (balio hauek nahikoa ohikoak dira CSP motako lantegietan), ale-tamaina 200 μm -tik 1 mm batera pasatzean birkristaltze-denbora 3-4 bat bider luzatzen da. Ale-tamaina 2 mm-koa baldin bada, denbora lau aldiz luzeagoa izaten da. 3.7. irudiko emaitzak ikusirik, argi dago egoera industrialetan ale-frakzio handi bat azken multzo horretan sartuta dagoela. Beraz, ijezketako iraganaldien parametroak diseinatzeko kontuan hartu behar dira berezitasun hauek.

Zenbat eta niobio gehiago izan altzairuak, orduan eta larriagoa arazoa. Elementu hori disoluzio solidoan dagoenean (ijezketaren hasierako iraganaldietan izaten da egoera horretan) birkristaltzea nabarmen atzeratzen da. 3.14. irudian aurreko irudiko adierazpen bera erabilia konparatu da Nb edukiaren eragina birkristaltze-denboran, ale-tamaina 700 μm -koa izaki. Beraz, ijezketaren parametroak hasierako iraganaldietatik egokitu behar dira, Nb edukiaren arabera.



3.14. irudia. Niobio-edukiak (disoluzio solidoan dagoenean) birkristaltze-denboran duen eragina, 700 μm -ko ale-tamainaren kasurako (deformazioa, 0,6; deformazio-abiadura, 5 s^{-1}).

Mikroegitura birkristaldu ondoren, berehala eta nabarmen fintzen da (3.5. atalean aztertuko dugu). Beraz, hurrengo iraganaldietan birkristaltze-denbora asko laburtzen da. Arazo nagusia, hortaz, hasierako ale larriekin erlazionatuta dago. Hori lortuz gero, birkristaltze estatikoari esker iraganaldiz iraganaldi mikroegitura finduz joango da.

3.4.2. Deformazio-metatzea austenitan

Ijezketa kontrolatuaren helburu nagusia austenita deformatuz osatutako mikroegitura lortzea da. Horretarako, T_{nr} temperaturaren azpitik deformatu behar da materiala (T_{nr} ez-birkristaltzeko temperaturatzat hartzen da). Temperatura horren balioa deformazioaren, birkristaltzearen eta prezipitazioaren arteko elkarrekintzaren arabera da. Azken hori konposizio kimikoaren (karbono eta niobio-edukien) eta ijezketa-parametroen arabera da (temperatura eta deformazioa).

Totxo meheen ijezketan 6-7 kaxa bakarrik baldin badaude, eta hasierakoak (2 edo 3, adibidez) mikroegitura fintzeko erabiltzen baldin badira, deformazioa metatzeko nahikoa aukera mugatuak izango ditugu. Hori ere nabarmen aldentzen da ohiko ijezketa kontrolatutik. Beraz, lehenengo helburua honakoa litzateke: ijezketa-sekuentzia bakoitzean austenita egokitu ondoren zenbateko deformazio meta daitekeen jakitea.

3.4.1. atalean ikusi dugunez, austenita egokitzeko zenbat iraganaldi behar diren aurrez jakitea konplexua denez, irtenbideetako bat modelatzea erabil-tzea da. Hurrengo atalean bide hori erabiliko dugu ijezketa kontrolatuaren baldintza egokienak, kasu bakoitzerako, definitzeko.

3.5. TOTXO MEHEEN IJEZKETA MODELATZEA

Totxo meheen ijezketa kontrolatuaren zailtasunak ikusirik, austenita-alearen bilakaera modelatzea oso lagungarria izan daiteke baldintza egokienak definitzeko. Horretarako, hasieratik parametro batzuk guztiz finkaturik izatea komeni da. Hona hemen parametro horietatik aipagarrienak: aplikatu behar den deformazio osoa (hau da, bukaerako lodiera), konposizio kimikoa (askotan bukaerako propietate mekanikoen arabera aukeratuta) eta iraganaldien arteko denbora. Definitu behar diren parametroak honakoak dira: hasierako ijezketa-tenperatura (eta horrekin batera, iraganaldi bakoitzeko tenperatura) eta iraganaldi bakoitzean aplikatu daitekeen deformazio-kopurua.

Atal honetan erabili behar eredu matematikoak honako berezitasunak ditu [3.20, 3.35, 3.39]:

- Hasierako austenitaren ale-banaketa osoa hartzen da inputzat, ez ohiko eredueta batez besteko tamaina. Iraganaldi bakoitzaren bukaeran birkristaldutako eta ez-birkristaldutako ale-banaketak ematen ditu programak.
- Austenitaren eboluzioan hainbat biguntze-mekanismo hartzen dira kontuan (birkristaltze dinamikoa, metadinamikoa eta estatikoa). Era berean, birkristaltzearen eta deformazioak eragindako hauspeatzearen arteko elkarrekintzak behatu behar dira. Horrenbestez, hauspeatzea hasterako birkristaltzeak guztiz amaituta behar du izan.
- Erabiltzen diren ekuazioak garatu dira fase bakoitzean, Nb-altzairuentzako austenitaren ale-tamainen aukera zabala ikusirik. Hortaz, totxo meheen zuzeneko ijekketaren berezitasunak hatu dira aintzat. Adierazpen horiek 3.1. taulan dituzue.

3.1. taula. Austenitaren ale-eboluzioa aztertzeko eredu matematikoan erabiltzen diren adierazpenak (Nb-altzairuentzat)

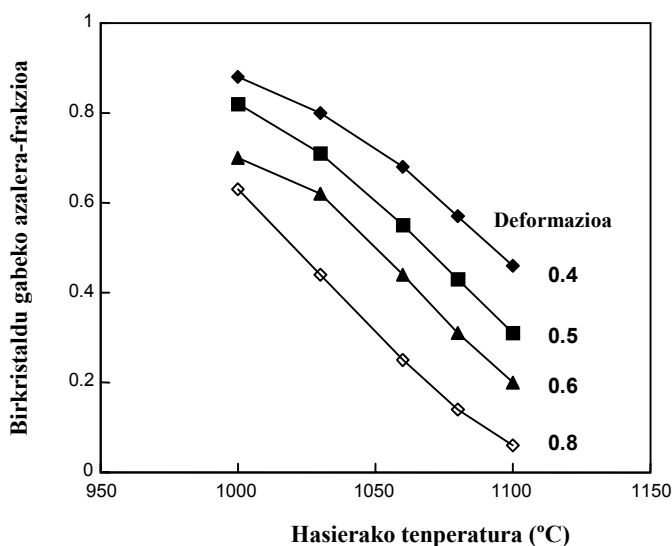
Ekuazioa		Errefer.
$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5X}} \right) \right]$	(3.6)	[3.43]
$t_{0,5X} = 9.92 \cdot 10^{-11} D_0 \dot{a}^{-5.6} D_0^{-0.15} \dot{a}^{-0.53} \exp \left(\frac{180000}{RT} \right) \cdot \exp \left[\left(\frac{275000}{T} - 185 \right) ([Nb] + 0.374 [Ti]) \right]$	(3.7)	[3.43]
$d_{rex} = 1,4 \frac{D_0^{0.56}}{\dot{a}} X^{\frac{1}{3}}$	(3.8)	[3.42]

$d_u = 1,06 D_0 \exp(-\epsilon) (1-X)^{1/3}$	(3.9)	[3.44]
$d^{4,5} = D_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} \exp\left(-\frac{435000}{RT}\right)$	(3.10)	[3.38]
$t_{0,05p} = 5,3 \cdot 10^{-7} [\text{Nb}]^{-1} \epsilon^{-1} Z^{-0,5} \exp \frac{270000}{RT} \exp \frac{1,3 \cdot 10^{10}}{T^3 \ln(k_s)^2}$ $Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{341000}{RT}\right)$ $k_s = [\text{Nb}] \left[C + \frac{12}{14} N \right] / 10^{\left(2,26 - \frac{6770}{T}\right)}$	(3.11)	[3.22]
$\epsilon_c = 2,8 \cdot 10^{-3} \frac{\{1 + 20 ([\text{Nb}] + 0,02 [\text{Ti}])\}}{1,78} D_0^{0,147} Z^{0,155}$	(3.5)	[3.42]
X: birkristaldutako frakzioa; t: denbora (s); $t_{0,5x}$: % 50 birkristaltzeko denbora (s); D_0: hasierako austenitaren ale-tamaina (μm); ϵ: deformazioa; $\dot{\epsilon}$: deformazio-abiadura (s^{-1}); T: temperatura (K); [Nb]: niobio-edukia disoluzio solidoan; d_{rex}: birkristaldutako ale-tamaina (μm); d_u: ez-birkristaldutako ale-tamaina (μm); $t_{0,05p}$: % 5 hauspeatzeko behar den denbora (s); R: gasen konstantea.		

3.5.1. Hasierako mikroegituraren finketa

Aipatu baldintzak aintzat harturik, mikroegitura iraganaldi bakoitzean nola aldatzen den azter daiteke. 3.15. irudian ikusten da bigarren iraganaldiaren sarreran birkristaldu gabeko azalera-frakzioa nola aldatzen den, hasierako ijezketa-tenperaturaren eta aplikatutako deformazioaren arabera. Honako altzairu hau erabili da kalkuluetarako: % 0,06 C, % 0,0080 N eta % 0,035 Nb. Aplikatutako deformazioa txikia bada (0,4 adibidez, hau da, bukaerako

xafaren lodiera $e \cong 8-10$ mm-koa izateko ijezketa-sekuentzia egokitu denean), birkristaldu gabeko frakzioa oso handia izaten da (ereduaren arabera betiere). Hots, bigarren iraganaldian materialaren zati handi batek isurketatik etorritako mikroegiturarekin jarraitzen du oraindik.

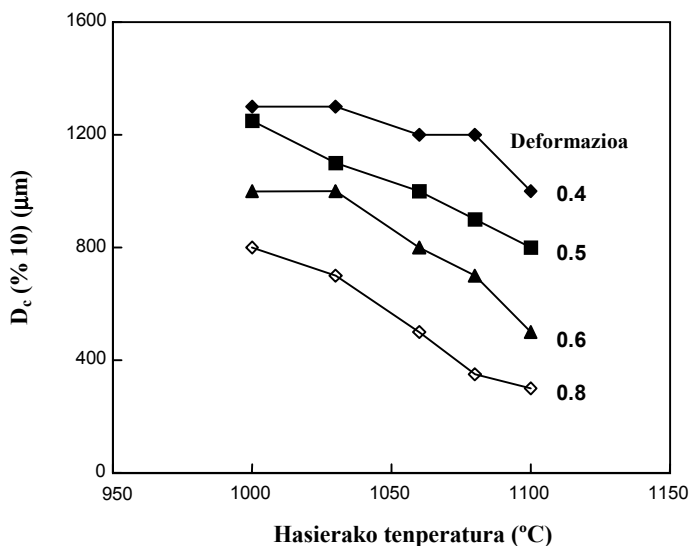


3.15. irudia. Lehenengo iraganaldian aplikatutako deformazioaren eta hasierako tenperaturak ez-birkristaldutako frakzioan bigarren iraganaldiaren sarreran duen eragina ($t = 6s$, hozte-abiadura = $5,8$ °C/s) [3.20].

Tenperaturaren garrantzia ere bistakoa da 3.15. irudian. Ijezketa tenperatura altuarekin (> 1060 °C) hasten baldin bada eta, era berean, hasierako deformazioa handia baldin bada, birkristaldutako frakzioa oso handia izango da. Alderantziz gertatzen da ijezketa tenperatura baxuarekin hasten bada.

Birkristaltzearen atzerapen horrek hasierako ale-tamainarekin eta niobio-
-edukiarekin dauka zerikusia. Lehenengo eta bigarren iraganaldien artean,

bestalde, ez da Nb(C, N) hauspeatzerik izaten, eredua zein den. Beraz, disoluzio solidoan dagoelako sortu du atzerapena niobioak, ez hauspeatzea gertatu delako.



3.16. irudia. Austenitaren ale-tamaina kritikoa $D_c(\% 10)$ hasierako ijezketa-tenperaturaren eta aplikatutako deformazioaren funtzioan bigarren iraganaldiaren hasieran.

Birkristaltze-frakzioarekin batera, garrantzi handiko gaia beste hau ere: nola aldatzen diren mikroegituraren ale handienak. 3.16. irudian ikusten da austenitaren ale-tamaina kritikoa $D_c(\% 10)$ tenperaturak eta deformazioak nola aldatzen duten. Balio kritikoa bera baino ale handiagoz osatutako % 10eko frakzioari dagokion ale-tamaina da. Irudian ikusten denez, deformazioa $\varepsilon \leq 0,5$ denean, beti 800 μm baino handiagoak diren aleak izaten dira bigarren iraganaldiaren sarreran. Ondorioz, 3.15. eta 3.16. irudien emaitzak batera harturik, tenperatura/erredukzio konbinazio askotarako austenita larriaren fintzea ez dela lehenengo iraganaldian

amaitzen argi legoke. Hau da, hurrengo iraganaldietan isurketa jarraitutik datorren mikroegitura ezabatzen jarraitu behar da.

Aipatu emaitzen arabera, hasierako mikroegituraren finketa ahalik eta azkarren lortzeko temperatura altuak eta deformazio handiak aplikatzea komeni da. Dena den, temperatura altua aukeratzen baldin bada, ijezketa osoan zehar iraganaldi guztien temperaturak altuegiak izan daitezke, niobioaren erabilera egokiari dagokionez bederen. Lantegi industrial gehienetan oso aukera gutxi dago gaur egun iraganaldi batetik bestera temperatura nabarmen jaisteko. Beraz, hasierako temperatura altua baldin bada, bukaerakoak ere horrelakoxea izan behar du. Horrek Nb(C,N) hauspeakinen sorrera galarazi edo atzeratu egin dezake. Ondorioz, ezin da oso temperatura altua erabili hasieratik.

Lehenengo iraganaldian birkristaltzea osoa izan ez denez, hurrengo iraganaldietan zer gertatuko den jakiteko ale zaharrak (isurketatik datozenak) aztertu behar dira. 3.2. taulan bi iraganaldi-sekuentzia desberdin aukeratu dira, bata bukaerako xaflaren lodiera 2,5 mm-koa izateko programatua eta bestea 5 mm-koa. Iraganaldien arteko denborak, temperatura-jaitsierak (ΔT) eta deformazio-abiadurak baldintza industrialetan izaten diren bezalakoak aukeratu dira. Austenitaren fintze ahalik eta handiena lortzeko asmoz, hasierako hiru iraganaldietan deformazio handiak aukeratu dira. Bestalde, hasierako temperaturaren eragina aztertzeko, hiru balio desberdin aukeratu dira: $T_h=1020$, 1040 eta 1060 °C. Gainerako parametroen balioei bere horretan eutsi zaie.

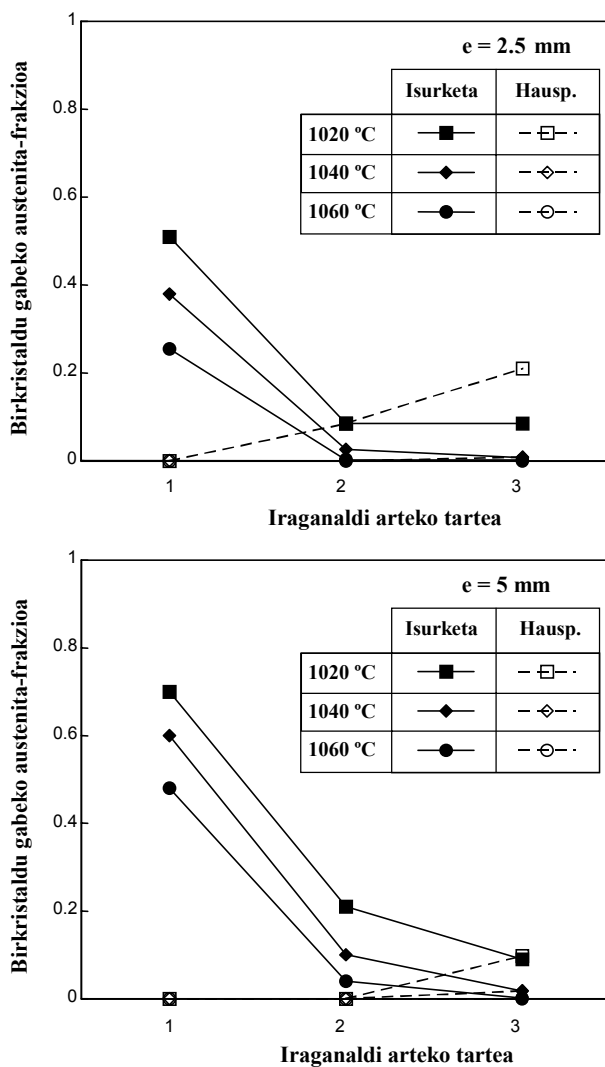
Ereduren bitartez austenitaren ale-tamainaren eta birkristaldutako frakzio bolumetrikokoaren eboluzioak batera azter daitezke, horien elkarrekintza-deformazioak eragindako hauspeatzea kontuan harturik. 3.17.

irudian [3.45] birkristaldu gabe hasierako mikroegituratik gelditzen den frakzio bolumetrikoa lehenengo hiru iraganaldietan ikusten da. Deformazioak eragindako hauspeatzeagatik birkristaldu gabe gelditu den frakzioa ere ageri da irudian. Hasierako tenperatura altua bada (1060 °C, adibidez), bigarren iraganaldia amaitu ondoren (hau da, hirugarren kaxa sartu aurretik) birkristaltzea ia erabatekoa da, xaflaren bukaerako lodiera 2,5 mm-koa izaki. Era berean, tenperatura horretarako 5 mm-ko kasuan ere ia dena birkristalduta dago. Bi kasu horietan hauspeatzea ez da hasi.

3.2. taula. Simulazioan erabilitako iraganaldien parametroak

Iraganaldia	Deformazioa		Deformazio- -abiadura (s ⁻¹)	Iraganaldien arteko denbora (s)	ΔT (°C)
	e = 2,5 mm	e = 5 mm			
1	0,85	0,60	5	6	35
2	0,80	0,60	10	4	30
3	0,70	0,55	15	3	30
4	0,50	0,40	25	2	30
5	0,40	0,35	50	1	30
6	0,30	0,25	75		

Gutziz bestelakoa da egoera tenperatura jaisten denean. Ijezketaren hirugarren kaxaren sarreran (2. iraganaldi-tartea) frakzio handi bat birkristaldu gabe dago (~ 22% tenperatura 1020 °C eta lodiera 5 mm). Gainera, egoera horretan hauspeatzea hasita dago. Nb(C,N) hauspeakin xehe horiek birkristaltze-prozesua geldiaraztean, hasieratik dauden birkristaldu gabeko aleek horrela jarraituko dute ijezketa osoan zehar. Beraz, egoera hori nahikoa larria da, ale horiek transformatzean (ijezketa amaitu ondoren) fase hauskorrak (bainita, martensita) sortuko dituztelako [3.20].



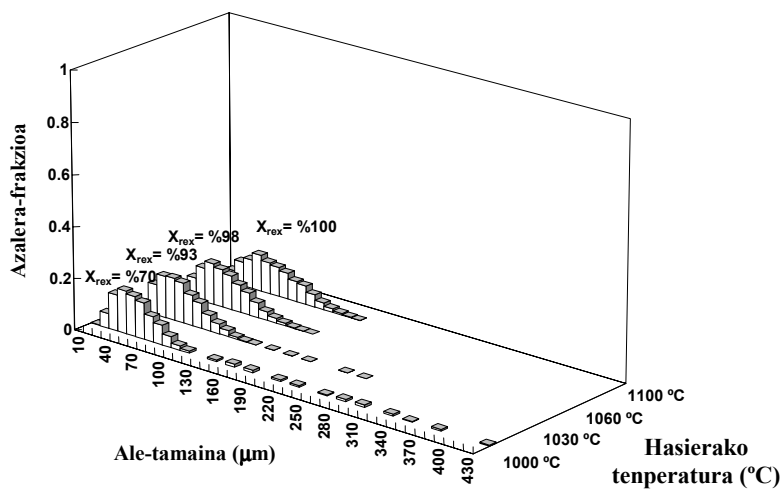
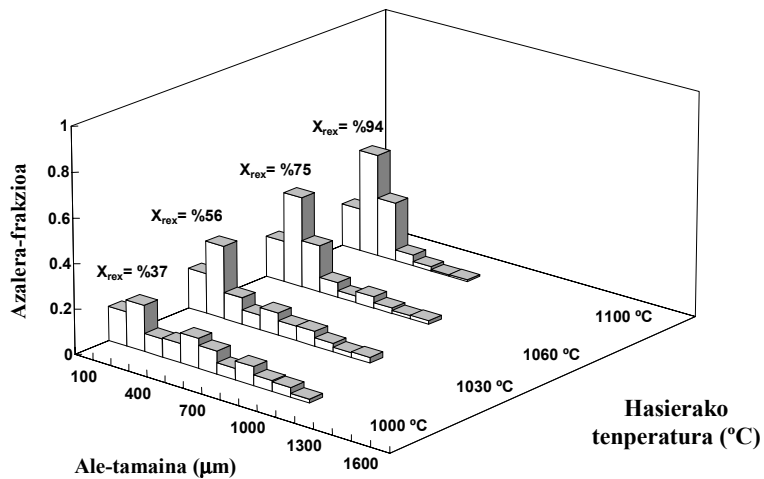
3.17. irudia. Birkristaldu gabeko austenitaren frakzio bolumetrikoaren eboluzioa ijeketaren lehenengo hiru iraganaldi-tarteetan [3.45].

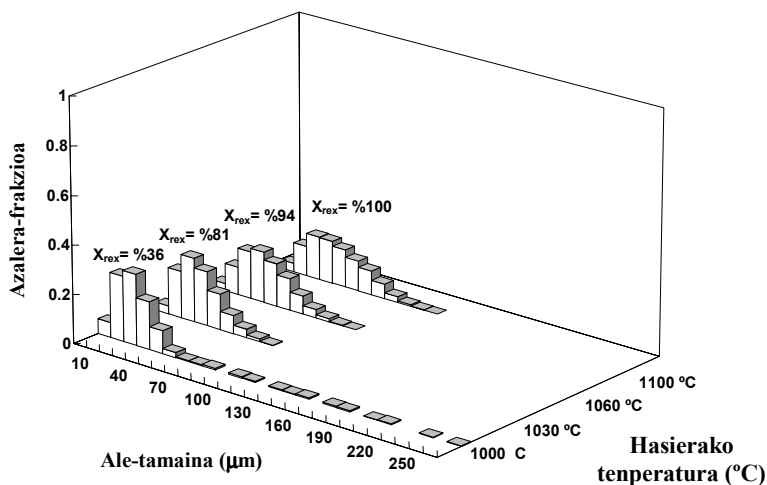
Ereduaren arabera, ijeketaren hasierako tenperatura ezin da nahierara jaitsi. Muga bat dago. Adibidez, aurreko irudietan erabilitako konposizio kimikorako (% 0,035 Nb) 1020 °C tenperatura nahikoa baxua da. Nahiz eta

hiru ijezketa-kaxa erabili, mikroegituraren % 10 birkristaldu gabe dago oraindik. 3.17. irudian ere bistakoa da xaflaren bukaerako lodieraren garrantzia. Bukaerako lodiera 2,5 mm-koa bada, lehenengo bi kaxetan ia dena birkristalduko da; aldiz, lodiera 5 mm-koa baldin bada, 1040 °C-rako beste kaxa bat erabili behar da ia dena birkristalduta izateko. Desberdintasun txiki hori oso garrantzitsua da, ondorengo iraganaldietan deformazioa metatzeko aukerak murriztea baitakar.

Aurreko irudietan frakzio bolumetrikoreen eboluzioa izan dugu kontuan. Gauza bera egin daiteke austenitaren ale-tamainarekin. 3.18. irudian [3.20] austenitaren ale-tamainaren eboluzioa ikusten da (lehenengo hiru iraganaldietarako). Kasu honetan, 0,8, 0,7 eta 0,6 deformazio-balioak aukeratu dira iraganaldietarako (gainerako parametroak, 3.2. taulan bezalakoak) eta hasierako tenperaturaren eragina aztertu da. Bigarren eta hirugarren kaxen sarreran garbi ikusten da tenperatura baxua bada (1000 eta 1030 °C bitartekoa) ale handiak birkristaldu gabe mantentzen direla oraindik. Laugarren ijezketa-kaxaren sarreran egoera hori 1000 °C-tan mantentzen da bakarrik. Bestalde, kasu horretan ere tenperatura altuegiaren eragin desegokiak ikusten dira. Tenperatura 1100 °C denean aleak azkar birkristaltzen dira, baina hazteko joera nabarmena izaten dute egoera horretan. Hortaz, hazkundeak ale-banaketa zabaltzen egiten du. Azkenean, 1100 °C tenperaturari dagokion mikroegitura laugarren kaxaren sarreran 1060 °C-ri dagokiona baino larriagoa da.

Ondorioz, ale-fintzea lortzeko tenperatura altuak behar dira. Dena den, konposizio kimikoaren eta aplikatu behar diren erredukzioen arabera, kasu bakoitzean baldintza egokiak aukeratu behar dira. Beraz, ezin dira parametroen balioak aldez aurretik orokorki finkatu.





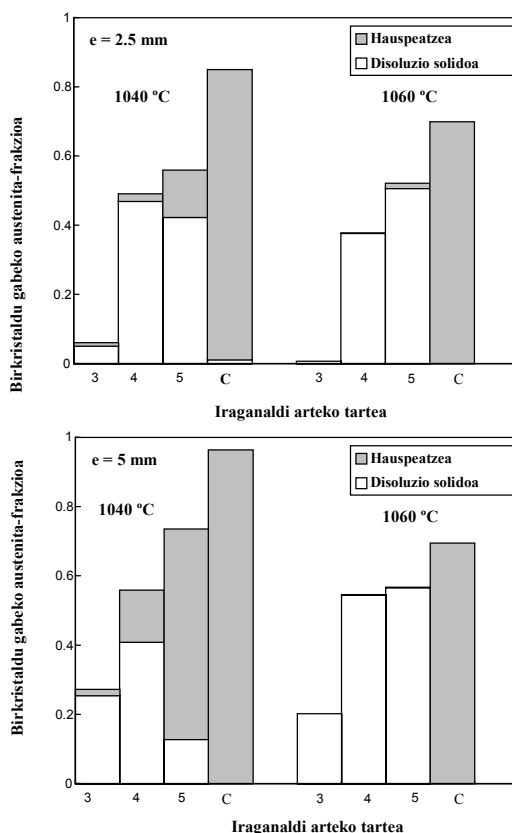
3.18. irudia. Austenitaren ale-tamainaren eboluzioa hasierako tenperaturaren arabera, aplikatutako deformazio-sekuentzia 0,8–0,7–0,6 izaki [3.20].

3.5.2. Deformazioaren metatzea

3.4.2. atalaren arabera, T_{nr} tenperaturaz behetik ahalik eta deformazio gehien aplikatzea komeni da. Birkristaltzea gelditzeko (eta, beraz, deformazioa metatzeko) bi aukera daude. Lehenengoa, niobioaren disoluzio solidoaren bidez; bigarrena, deformazioak eragindako Nb(C,N) hauspeatzearen bitartez. Beraz, mikroegitura aurreko iraganaldietan findu ondoren, bi mekanismo horietaz baliatu behar dugu azken iraganaldietan deformazioa metatzeko.

Azken lau iraganaldietan (3.2. taulako parametroen arabera) lortzen den birkristaldu gabeko frakzio bolumetrikoa 3.19. irudian duzue [3.45]. Austenitaren egoera (ferrita bihurtu aurretik) aztertzeko, ijezketaren bukaeratik aurrera 800 $^{\circ}C$ -raino 19 $^{\circ}C/s$ -ko hozte-abiadura aukeratu da. Bestalde, irudietan frakzio bolumetrikokoaren sorrera adierazi da (hau da,

disoluzio solidoak eta hauspeatzeak eragindako birkristaltzearen gelditzea). Xaflaren bukaerako lodiera 2,5 mm-koa denean ijezketaren hasierako temperatura 1040 °C baldin bada, 5. kaxa arte birkristaltzea ez da gelditu. Orduan, disoluzio solidoaren eraginez, frakzio handi bat deformatuta gelditzen da. Une horretan, hauspeatzeak ez du eraginik izan eta 6. kaxaren sarrera arte ia ez da gertatzen. Ijezketatik ateratzean eta 800 °C-raino iritsi arteko tarte horretan nagusitzen da hauspeatzea.



3.19. irudia. Azken lau iraganaldietan lortzen den birkristaldu gabeko frakzio bolumetrikoa hasierako temperaturaren eta bukaerako xafla-lodieraren arabera [3.45].

Hasierako temperatura 1060 °C baldin bada, disoluzio solidozkoaren eragina apalagoa izaten da. Deformazioak eragindako hauspeatzea ere beranduago azaltzen da. Ondorioz, transformazioa hasi aurretik deformazio gutxiago izango da metatuta kasu honetan.

Aurreko egoerak aldatu egiten dira bukaerako lodiera 5 mm-koa izateko deformazio-sekuentziak aplikatzen direnean. Bi lodierak konparatuta, 1060 °C tenperaturarako diferentziak oso txikiak dira; 1040 °C-tan, ordea, aldatu egiten da portaera. Hasieratik aplikatutako deformazioa txikiagoa izatean, niobioaren disoluzio solidoak eragin handiagoa dauka birkristaltzea atzeratzeko. Ondorioz, laugarren kaxan sartu aurretik birkristaldu gabeko frakzio bolumetrikoa handiagoa da. Metatutako deformazio horrek hauspeatzea bultzatu egiten du. Bere eragina, berriz, 2,5 mm-ko lodieraren kasuan baino handiagoa da. Azkenean, ijezketa amaituta, metatutako deformazioa handiagoa da.

Emaitza horiek kontrajarriak dirudite. Oro har, egokiagoa izaten da beti deformazio-kopuru handiagoa aplikatzea. 5 mm-ko lodierako xaflan gertatzen dena birkristaltze, disoluzio solidozko eta hauspeatzearen arteko elkarrekintza konplexuaren ondorioa da. Hala ere, gainerako parametroen balioak ere aztertu behar dira ondorio orokorrak atera aurretik.

Metatutako deformazioarekin batera, birkristaldutako azken austenitaren ale-tamaina ere izan behar da kontuan, bi parametro horiek ondorengo transformazioan eragina dutelako. Aipatu bi xafla-lodietarako ereduak kalkulatzeko dituen balioak 3.3. taulan daude. Bukaerako lodiera 2,5 mm-koa bada, austenitaren ale-tamaina xeheagoa izaten da. Beraz, 1040 °C-tan 2,5 mm-ko lodierari dagokion sekuentziak gehiago fintzen du alea, nahiz eta 5 mm-rako metatutako deformazioa handiagoa izan. Ondorioz, 3.19. irudiko

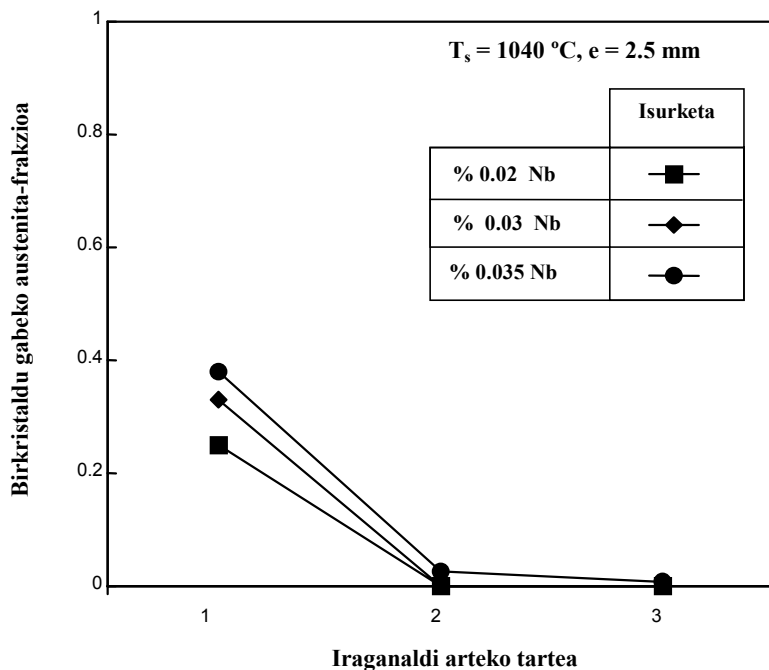
emaitzak berriro azertu behar dira, 3.3. taulako datuekin batera. Horrela eginez gero, 2,5 mm lodierako xaflaren mikroegitura egokiagoa izango da –ijezketa amaitu ondoren– ferrita xehea lortzeko.

3.3. taula. Batez besteko austenitaren ale-tamaina eta metatutako deformazioa 3.2. taulako ijeketa-sekuentziatarako.

Xaflaren lodiera (mm)	Hasierako temperatura (°C)	Batez besteko γ ale-tamaina (μm)	ϵ_a
2,5	1040 1060	~19 ~31	0,47 0,32
5	1040 1060	25 ÷ 51 35 ÷ 72	0,66 0,27

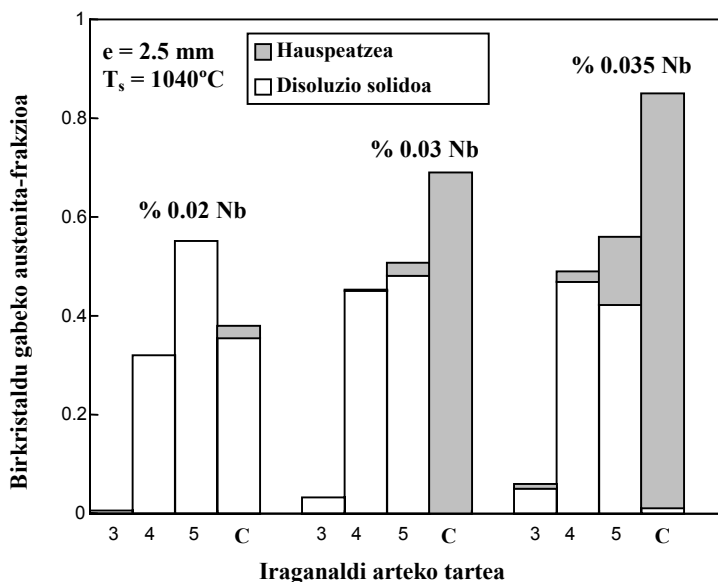
Deformazio-metatzearen prozesua aztertzean niobio-edukia beti izan behar da kontuan. Orain arteko kalkulu guztietan % 0,035-ko niobio-edukia aukeratu da. Kopuru hori jaisten baldin bada (erabilpen industrialean oso gutxitan gertatuko da hori baino handiagoa izatea), nabarmen aldatuko dira austenitaren ezaugarriak ijeketan zehar. Ondoren, % 0,035 Nb proportzioa-rekin lortutako emaitzak % 0,03 eta % 0,02-ekin lor daitezkeenekin konparatu behar dira, hasierako ijeketa-temperatura 1040 °C-koa eta bukaerako lodiera 2,5 mm-koa direla jorik betiere.

Birkristaldu gabeko frakzio bolumetrikoak hasierako iraganaldietan duen eboluzioa 3.20. irudian ikusten da [3.39]. Espero bezala, niobio-edukia jaistean errazago birkristaltzen da austenita ijeketaren hasieratik. Dena den, gutxienez bi iraganaldi aplikatu behar dira hiru kasu horietan, hasierako mikroegitura larria guztiz ezabatzeko. Beraz, niobioa jaisteak ez dakar aldaketa nabarmenik, alde horretatik behintzat (hala ere, zenbat eta niobio gehiago erabili hainbat eta errazago izaten dira ale handiak eta isolatuak bukaerako produktuan).



3.20. irudia. Hasierako iraganaldietan birkristaldu gabeko frakzio bolumetrikoren eboluzioa niobio-edukiaren arabera [3.39].

Desberdintasun handienak bukaerako iraganaldietan egoten dira. Ereduaren bidez lortutako emaitzak 3.21. irudian dituzue [3.39]. Niobio-edukia % 0,02 bada, ijezketan zehar ez dago kasik deformazioak eragindako Nb(C,N) partikulen hauspeatzerik. Ijezketan zehar azaltzen den birkristaldu gabeko frakzioa disoluzio solidoak sortutakoa da. Irudian dituzuen emaitzen arabera, ijezketaren azken kaxatik atera ondoren transformazioa hasi arte metatutako deformazioa jaitsi egiten da. Bistakoa da, beraz, disoluzio solidoa ez dela nahikoa izan tarte luze horretan (azken kaxatik 800 °C-ra iritsi arte) birkristaltzea guztiz oztopatzeko.



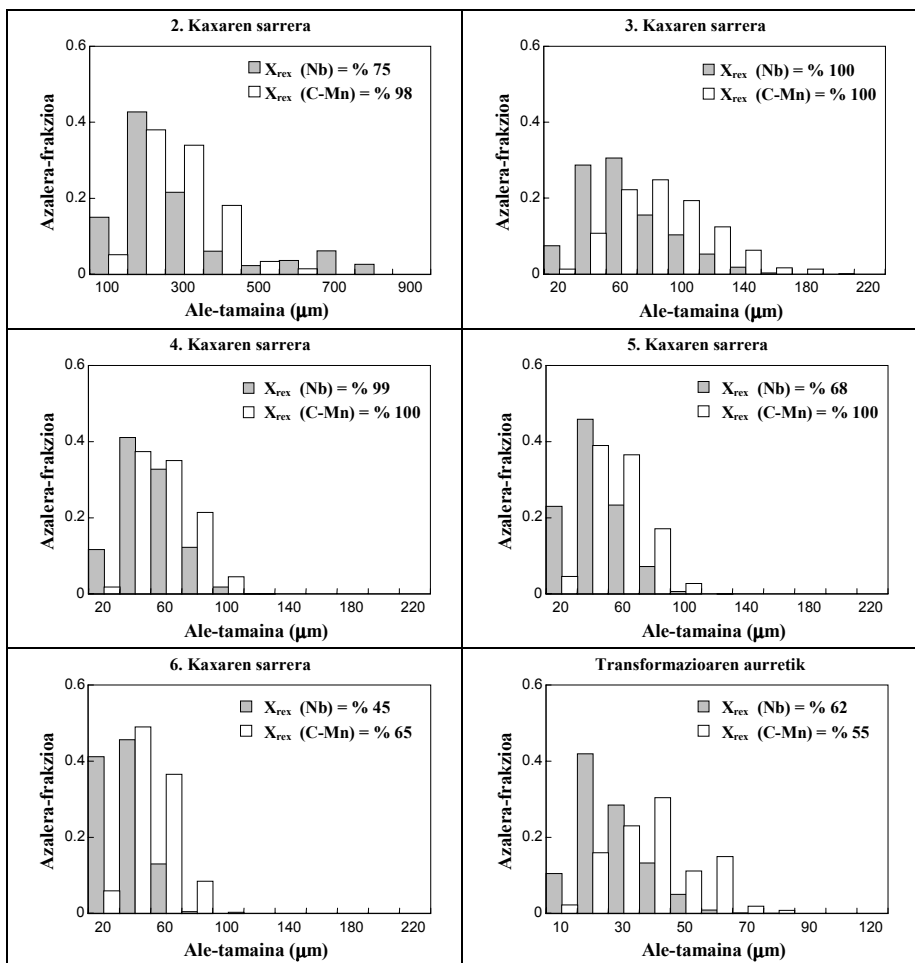
3.21. irudia. Niobio-edukiak birkristaldu gabeko frakzioan (bukaerako iraganaldietan) duen eragina [3.39].

Niobio-edukia % 0,03 bada, hauspeatzea gertatzen da ijezketaren bukaeratik austenita transformatu arte. Ondorioz, iraganaldi bakoitzean deformazioa metatzen da, maximoa transformazioaren aurretik izatean. Egoera hori eta % 0,035 Nb-arekin lortutakoa elkarren oso antzekoak dira.

3.5.3. Azken adierazpenak

Ereduaren arabera, niobioak sortutako disoluzio solidozko deformazio-metatzea oso garrantzitsua da totxo meheen ijezketan. Gainera, birkristaltzerik egon arren kasu batzuetan atzeratu egiten da ale-hazkundera iraganaldien arteko denboran. Beraz, bukaerako austenitaren ale-tamainari dagokionez abantailak dakartza niobioak. Hobekuntza horiek 3.22. irudiaren adibidean dituzue. Kasu honetan C-Mn altzairu baten eta % 0,02 Nb duen

altzairu baten arteko konparaketak egin dira honako kasu honetarako: bukaerako xaflaren lodiera, 2,5 mm; ijezketaren hasierako tenperatura, 1040 °C [3.39] (karbonoa % 0,06; nitrogenoa 80 ppm). Hasieran gehiago fintzen da C/Mn altzairuaren mikroegitura, baina hirugarren kaxatik aurrera (niobioaren eraginez) altzairu mikroaleatuaren aleak xeheagoak dira, transformazioraino iritsi arte.



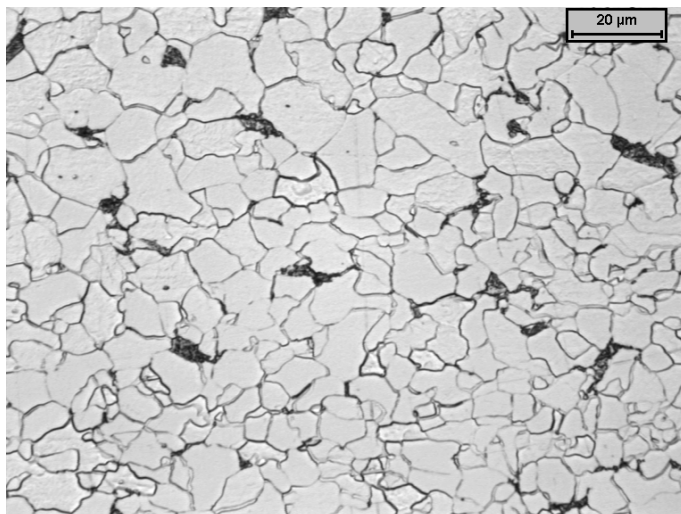
3.22. irudia. C/Mn altzairu eta % 0,02 Nb duen altzairu baten arteko konparaketak hasierako ijezketat-tenperatura 1040 °C eta xaflaren bukaerako lodiera 2,5 mm izaki [3.39].

Adibideok dioskutenez, honako bi eragin guztiz ezberdin hauek sortzen ditu niobioak ijezketan zehar:

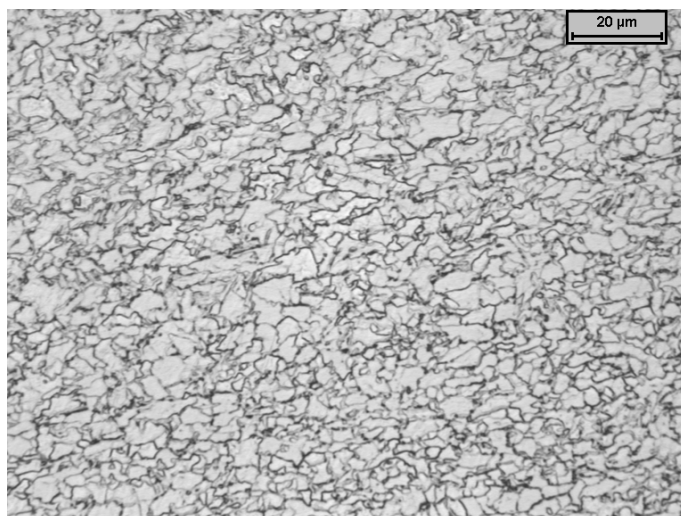
- Biguntze-mekanismoetan, disoluzio solidozko atzerapena eragin dezake niobioak isurketan sortutako mikroegituraren finketan. Ondorioz, lehenengo bi edo hiru iraganaldien premia egon daiteke birkristaltze osoa burutzeko.
- Azken iraganaldietan konplexua izan daiteke niobioaren eragina, konposizio kimikoaren eta ijezketa-parametroen arabera. Niobioaren disoluzio solidoak eragindako efektuek oztopatu egiten dute birkristaltzea eta ale-hazkundera iraganaldien artean; Nb(C,N) partikulen hauspeatzeak, berriz, deformazioa metatzea dakar.

3.22. irudian ikusi dugunez, C/Mn altzairu batekin konparatuz gero, bistakoak dira niobioaren onurak austenita-alearen fintzeari dagokionez. Hori eta banadioari buruz 3.3.3.1. atalean esandakoa kontuan harturik, hainbat aukera izan daitezke erresistentzia-mailak lortzeko.

C/Mn altzairuak nahikoa ez badira (gogoratu Mn edukia mugatuta izaten dela, tarte peritektikoan ez sartzeko), mikroaleazioaren bidez lor daiteke erresistentzia. Helburua erresistentzia baldin bada, elementu egokiak dira niobioa eta banadioa. 355 MPa-ko elastikotasun-muga, berriz, edozein elementurekin lor daiteke. Isurketa jarraituan arazorik baldin badago, egokiagoa da banadioa; bestela, niobioa ere lasai erabil daiteke (kasu honetan, elementu bat ala bestea aukeratzeko irizpide nagusia ekonomikoa, eta ez teknikoa, izan daiteke azkenean). Erresistentziarekin batera zailtasun handia behar baldin bada, ale-finketa handiagoa niobioarekin lor daiteke agian. 3.23. irudian, 355 MPa elastikotasun-muga duen mikroegitura ferritiko/perlitikoa erakusten da.



3.23. irudia. 355 MPa-ko elastikotasun-muga lortzeko Nb duen altzairu baten mikroegitura ferritiko/perlitikoa (% 0,06 C, % 0,45 Mn, % 0,02 Nb) (CEIT)



3.24. irudia. 500 MPa-ko elastikotasun-muga lortzeko V eta Nb dituen altzairu baten mikroegitura xehea. Ferritaz gain bainita ere badago mikroegituran (% 0,06 C, %1,16 Mn, % 0,11 V, % 0,029 Nb) (CEIT).

Erresistentzia igotzean (420, 460 MPa) elementu batekin bakarrik (hau da, niobioarekin ala banadioarekin) lor daiteke. Hala ere, bi elementuen portaerak guztiz lagungarriak direla ikusita, ale-fintzea niobioaren bidez lor daiteke; hauspeatze bidezko gogortzea, berriz, banadioaren laguntzarekin.

Portaera mekanikoaren baldintzak igotzen baldin badira, ferritaz (eta perlitaz) gain beste fase gogorrago batzuk ere lortu behar dira. Kasu hauetan 500 eta 550 MPa-ko elastikotasun-mugak lortzen dira niobioa eta banadio batera erabiltzen eta transformazioan fase mehe eta gogorrak (bainita, bereziki) lortzen badira [3.46]. Horren adibide bat 3.24. irudian duzue. Kasu honetan altzairuari banadioa (% 0,11) eta niobioa (% 0,02) gehitu zaizkio. 3.23. irudiko mikroegiturarekin konparatuta, desberdintasunak nabarmenak dira.

3.6. ERREFERENTZIAK

- 3.1. Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Metall. Mater. Trans.*, 28A, 1997, 1143.
- 3.2. Rodriguez Ibabe, J.M., Gutierrez, I., Lopez, B. eta Linaza, M.A., *Altzairuen Berotako Konformazioa*, Elhuyar, 1997, 268.
- 3.3. Garcia, C., Romero, J.L. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *Iron and Steelmaker*, 27, 10. zbkia, 2000, 79.
- 3.4. Garcia, C., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *Mater. Sci. Eng.*, 303A, 2001, 216.
- 3.5. Birat, J.P., Steffen, R., Wilmotte, S., *State of the Art and Developments in Near-Net-Shape Casting of Flat Steel Product*, European Commission, EUR 16671 EN, 1995.
- 3.6. Chatterjee, A. eta Chandra, S., *Steel World*, 3, 2. alea, 1999, 45.
- 3.7. Fruehan, R.J., Fortini, O., Paxton, H.W. eta Brindle, R., *Theoretical Minimum Energies to Produce Steel for Selected Conditions*, U.S. Dept. of Energy, 2000.
- 3.8. Kolakowski, M., *Proc. Symp. on Continuous Casting*, Cairo, 1992, 359.
- 3.9. Astier, J., *Steel World*, 3, 2. alea, 1999, 15.
- 3.10. Kajitani, T., Drezet, J.M. eta Rappaz, M., *Metall. Mater. Trans.*, 32A, 2001, 1479.
- 3.11. Won, Y. eta Thomas, B.G., *Metall. Mater. Trans.*, 32A, 2001, 1755.
- 3.12. Subramanian, S.V. eta Zhou, H., *Int. Conf. on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and other Modern HSLA Steels*, A.J. DeArdo arg., ISS, Warrendale, 1991, 23.
- 3.13. Rodriguez Ibabe, J.M., Gutierrez, I., Lopez, B. eta Linaza, M.A., *Altzairuen Berotako Konformazioa*, Elhuyar, 1997, 353.
- 3.14. Bannenberg, N., Bergmann, B., Jungblut, H.A., Müller, N. eta Reich, K., *Microalloying'95*, M. Korchynsky, A.J. DeArdo, P. Repas eta G. Tither arg., ISS, Warrendale, 1995, 83.
- 3.15. Cepeda, L.E., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *ISIJ Intern.*, 33, 1993, 799

- 3.16. Abushosha, R., Comineli, O. eta Mintz, B., *Mater. Sci. Technol.*, 15, 1999, 278.
- 3.17. Brimacombe, J.K. eta Samarasekera, I.V., *Proc. Ethem T. Turkdogan Symp.*, ISS, Pittsburgh, 1994, 171.
- 3.18. Guyot, V., Martin, J.F., Ruelle, A., d'Anselme, A., Radot, J.P., Bobadilla, M., Lamant, J.Y. eta Pontoire, J.N., *ISIJ Intern.*, 36, 1996, S227.
- 3.19. Wolf, M.M., *Continuous Casting. Initial Solidification and Strand Surface Quality of Peritectic Steels*, 9, 1997, 59.
- 3.20. Uranga, P., Fernandez, A.I., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *43rd Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 39, 2001, 511.
- 3.21. Sellars, C.M., *Materials Science Forum*, 284-286, 1998, 73.
- 3.22. Abad, R., Fernandez, A.I., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *ISIJ Intern.*, 41, 2001, 1375.
- 3.23. Abad, R., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *Journ. Mater. Proc. Technol.*, 117, CD-ROM, C4 atala, 2001.
- 3.24. Muojekwu, C.A., Jin, D.Q., Samarasekera I.V. eta Brimacombe, J.K., *37th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 33, 1996, 617.
- 3.25. Sellars, C.M., *Mater. Sci. Technol.*, 6, 1990, 1072.
- 3.26. Cobo, S.J. eta Sellars, C.M., *Ironmaking and Steelmaking*, 28, 2001, 230.
- 3.27. Pircher, H., Schmitz, H.P. eta Tesé, P., *Advanced Hot Rolling Practice and Products for the Production of the Hot Rolled Strips*, EU, CD-ROM, 2001.
- 3.28. Garcia, J.E., Wu, J., Wray, P.J., Garcia, C.I. eta DeArdo, A., *44rd Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 40, 2002, 965.
- 3.29. Zambrano, P.C., Guerrero, M.P., Colás, R. eta Leduc, L.A., *Mater. Charact.*, 47, 2001, 275.
- 3.30. Glodowski, R.J., *42nd Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 38, 2000, 441.
- 3.31. Mitchel, P.S., Crowther, D.N. eta Green M.J.W., *41st Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 37, 1999, 459.
- 3.32. Hernandez, D., *Doktorego tesia*, Tecnun, Donostia, 2003.

- 3.33. Li, Y., Crowther, D.N., Mitchell, P.S. eta Baker, T.N., ISIJ Intern., 42, 2002, 636.
- 3.34. Lagneborg, R., Siwecki, T., Zajac, S. eta Hutchinson, B., Scand. Jour. Metall., 28, 1999, 186.
- 3.35. Uranga, P., Fernandez, A.I., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., 44rd Mechanical Working and Steel Processing Conference, ISS, 40, 2002, 945.
- 3.36. Roucoules, C., Hodgson, P.D., Yue, S. eta Jonas, J.J., Metall. Trans., 25A, 1994, 389.
- 3.37. Roucoules, C., Yue, S. eta Jonas, J.J., Metall. Trans., 26A, 1995, 181.
- 3.38. Hodgson, P.D. eta Gibbs, R.K. ISIJ Intern., 32, 1992, 1329.
- 3.39. Uranga, P., Doktorego tesia, Tecnun, Donostia, 2002.
- 3.40. Bai, D.Q., Yue, S. eta Jonas, J.J., *Proc. J.J. Jonas Symposium on Thermomechanical Processing of Steel*, S. Yue eta E. Es-sadiqi arg., Metals Soc., 2000, 669.
- 3.41. Uranga, P., Fernandez, A.I., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., Mater. Sci. Eng., 345, 2003, 319.
- 3.42. Fernández, A.I., Doktorego tesia, Tecnun, Donostia, 2001.
- 3.43. Fernández, A.I., Uranga, P., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., ISIJ Intern., 40, 2000, 895.
- 3.44. Anelli, E., ISIJ Intern., 32, 1992, 440.
- 3.45. Uranga, P., Fernandez, A.I., Aizpurua, B., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *International Symposium on Thin Slab Casting and Rolling*, Guangzhou (China), 2002, 256.
- 3.46. Flemming, G., Hensger, K.E., *Thermomechanical Processing of Steels*, IOM, 2, 2000, 537.

4.

IA BUKAERAKO FORMAK EGITEKO TEKNOLOGIAK: ALEAZIO ARINEN KASUA

4.1. Sarrera

4.2. Ohiko galdaketaren egitura dendritikoak eta prozedura berrien egitura globularrak

4.3. Tixogaldaketaren oinarriak eta abantailak. Tixoforjaketa

4.4. Erreogaldaketa. Prozedura berria aluminio- eta magnesio-aleazioentzat

4.5. Ondorioak: altzairuen, burdinurtuen, aleazio arinen eta konpositeen arteko lehia

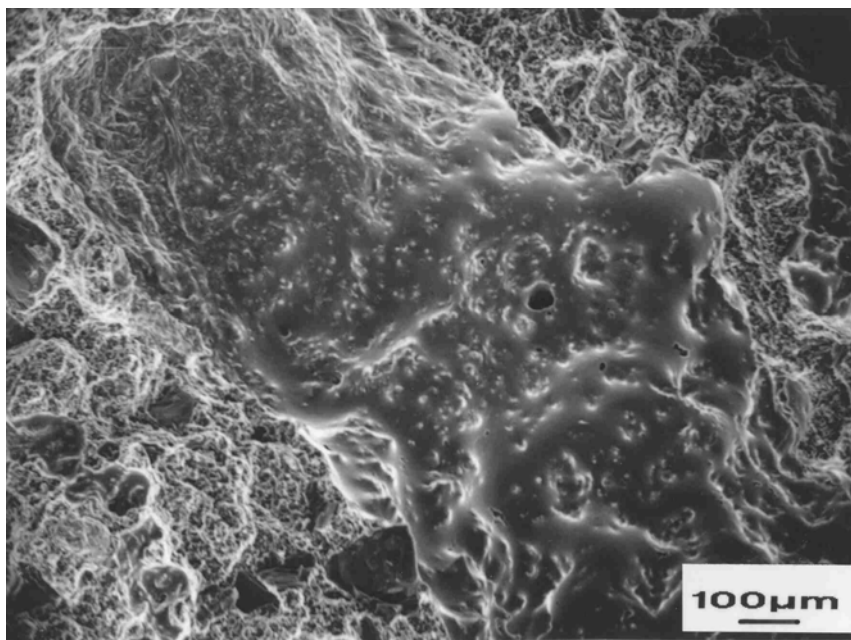
4.6. Erreferentziak

4.1. SARRERA

Hirugarren kapituluan aipatutakoa ez dagokie altzairuei bakarrik. Teknologia hori beste metal mota batzuetan ere ari da aplikatzen. Aipatzekoak dira, besteak beste, aleazio arinak (aluminio- eta magnesio-aleazioak hain zuzen). Aipatu aleazioei dagokienez, teknologia horien erabilpenak baditu beste helburu batzuk ere. Ohiko prozedurekin (egoera likidotik hasita), hau da, ohiko edo presiozko galdaketekin, behar diren propietate mekanikoak beti ez dira lortzen. Askotan hutsuneak gelditzen dira (uzkurdurak eta gasek sortutako hutsuneak); ondorioz, akats horiek tentsio-kontzentrazioen gune bihurtzen dira. Akats horiek nabarmen errazten dute piezaren haustura (4.1. irudian aluminio-aleazioz egindako pieza baten haustura-gainazala ikusten da).

Horrenbestez, forjaketa izan da –duela gutxi arte– osagai estruktural arin eta fidagarriak lortzeko prozedura nagusia industrian. Egoera solidoko transformazio baten bidez, lehengaitik bukaerako osagairako bidea egiten du forjaketak, energia asko kontsumituz eta ia bukaerako formak egiteko teknologiak erabili gabe (beraz, mekanizazio asko erabiliz). Ondorioz, piezaren kostuaren zati handi bat prozesaketan datza.

Ohiko galdaketen mugak gainditzeko asmoz eta, era berean, forjaketa-prozedura garestiari alternatiba merkeagoak bilatzeko (aleazio arinetarako, bereziki), prozedura berriak ari dira garatzen. Aipatzekoak dira, besteak beste, *squeeze casting*-a, presio handiko injekziozko galdaketa hutsean (*vacuum assisted high pressure die casting*), tixogaldaketa, tixoformaketa eta erreogaldaketa. Hala ere, prozesu berri horiek ere badituzte hainbat muga eta eragozpen.



4.1. irudia. Aluminio-aleaziotz egindako pieza baten haustura-gainazala. Ekortze-mikroskopioaren irudian ikusten denez, hutsune batek nabarmen erraztu du haustura. Ohiko galdaketaren bidez egin da pieza (CEIT).

Presio handiko injekziozko hutseko galdaketan, adibidez, alde zurretik airea kendu zaion matrize batean sartzen da metal likidoa, abiadura handiko injekzioaren bidez. Ohiko injekzio-galdaketarekin konparatuta, nabarmen jaisten da hutsune-kopurua sistema berri honen bidez, baita egiturazko osagaien ekoizpena ahalbidetzen ere. Dena den, propietate mekaniko handiak behar baldin badira, piezaren dimentsioak eta pareta-lodierak mugaturik daude. Bestalde, kasu gehienetan tratamendu termikoen aplikazioa ez da egokia izaten, askotan piezaren gainazalean sabelguneak azaltzen direlako [4.1].

Squeeze casting teknologian, metal likidoa matrize batean sartzen da pistoi baten bidez. Solidotze-prozesuan zehar, materialari presio handia

aplikatzen jarraitzen du pistoiak. Uzkurdurak eta hutsuneak sortzea zaildu egiten du horrek. Aldiz, presio horrek piezaren zati batzuen distortsioak, pitzadurak eta propietateen dispertsioa eragin ditzake batzuetan, presioa kontrolatzeko zailtasunak izan daitezkeelako batik bat. Teknologia horrekin, bestalde, ezin da edozein forma lortu, energia asko kontsumitzen da eta pieza baten ekoizpen-ziklo osoa luzea izaten da.

Tixogaldaketa, tixoforjaketa eta erreogaldaketa ditugu beste teknologiak. Prozedura horien ezaugarri nagusia egoera erdisolidoko konformazioa da. Horri esker, prozesaketan zehar piezaren ia bukaerako formak lortzeaz gain, piezen portaera mekanikoak ere hobeak izaten dira. Gehienetan, hutsune-kopuruaren jaitsierarekin erlazionaturik daude hobekuntza horiek. Hala ere, kasu gehienetan –geroago ikusiko denez– mikroegituran ere finketa nabarmenak lor daitezke; horrek, berriz, portaera mekanikoaren hobekuntza dakar. Aluminio-aleazioei aplikatzen zaizkie teknologia horiek, baita –apalago bada ere– magnesio-aleazioei ere.

Kapitulu honetan teknika berrien oinarriak, mugak eta abantailak aztertuko ditugu. Gogoan izan, bestalde, hauts-metalurgia ere ia bukaerako formak egiteko teknologiaren arloan sartzen dela. Hemen aztertuko ditugun zenbait ezaugarri hauts-teknologiaren bidez lor daitezke. Dena den, teknologia horren berezitasunak ikusirik (eta, beraz, materialen zientziaren adar propioa osatzen duenez), ez dugu hemen gai hori jorratuko: egoera erdisolidoko konformazioa analizatuko dugu soilik.

4.2. OHIKO GALDAKETAREN EGITURA

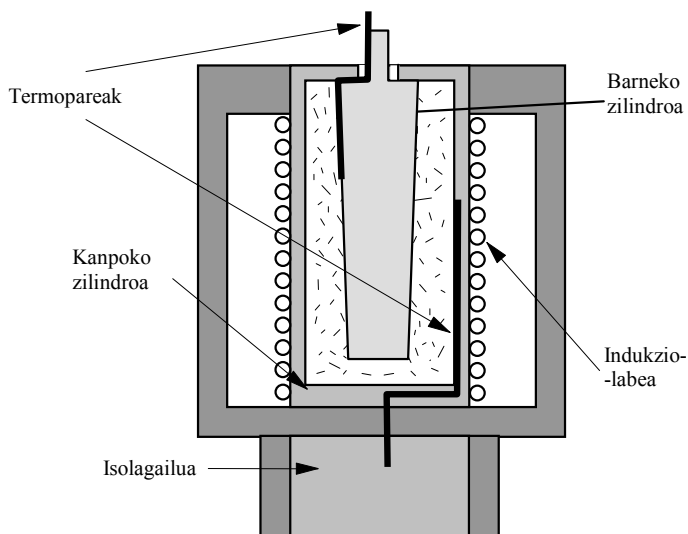
DENDRITIKOAK ETA PROZEDURA BERRIEN

EGITURA GLOBULARRAK

4.2.1. Metalen portaera tixotropikoa

Ohiko teknologietan ez da egoera erdisolidoko prozesaketa erabiltzen, galdaketa mota guztietan metala guztiz urtuta egoten baita. Horren arrazoia ohiko solidotze-prozesuen ezaugarrietan datza. Normalean, metalaren solidotzea egitura dendritikoa osatuz gauzatzen da. Urtutako metalaren % 20 solidotu ondoren, oso zurrun geratzen da materiala, egitura dendritikoaren ondorioz. Egoera horretan, materiala ezin da ondo konformatu, deformazioa heterogeneoki banatzen da eta pitzadurak agertzen dira. Amaitzeko, kontuan izan egitura dendritikoaren ezaugarrietako bat segregazioen sorrera dela (gogoratu 3. kapituluaren esandakoa); beraz, heterogeneotasunak ere nabarmenak izan daitezke.

1970eko hamarkadaren hasieran Massachusetts Institute of Technology (MIT) erakundeko laborategian [4.2, 4.3] egoera erdisolidoan zeuden metal batzuen portaera erreologikoak hasi ziren aztertzen. Hasieran, beroko pitzaduren sorrerarekin erlazionatuta zegoen ikerketen helburua. Hala ere, Flemings eta bere taldea berehala konturatu ziren egoera erdisolidoan materialaren biskositatea nabarmen aldatzen zela, saiakuntza-baldintzen arabera. Coulette motako biskosimetroa erabili zuten ikerketan. Zentrokide diren bi zilindro ditu aipatu tresnak (ikus 4.2 irudia); barnekoa 0,4 rpm-tik 1000 rpm-rainoko abiaduran ibil daiteke biraka. Barneko zilindroa mugitzean eta kanpoaldekoa geldirik uztean materialean ebakidura-tentsio handiak sortzen dira.

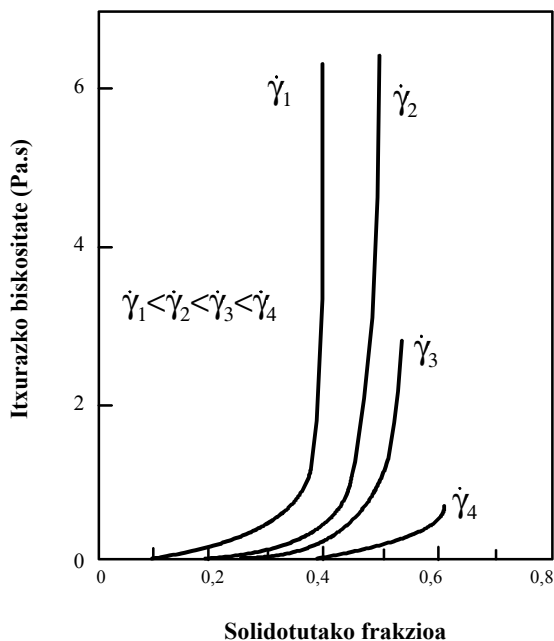


4.2. irudia. Coulotte motako biskosimetroaren eskema. Barneko zilindroaren mugimenduari esker hainbat ebakidura-tentsio lor daitezke materialean.

Flemingsek eta bere taldeak [4.2] Sn/% 15Pb aleazioaren portaera erreologikoa aztertu zuten tresna horrekin, aleazioa egoera erdisolidoan zegoela. Ikerketa hark frogatu zuenez, itxurazko biskositatea solidotutako frakzioaren arabera da. Irabiaketarik erabiltzen ez bada, metala zurrun bihurtzen da solidotutako frakzio bolumetrikoa % 20ra iristean. Ebakidura-deformazio handiak daudenean, % 40ra iritsi arte ez da hori gertatzen. Era berean, erabilitako deformazio-abiaduraren oso mendekoa da portaera hori. Abiadura handitzen bada itxurazko biskositatea baxu mantentzen da, solidotutako frakzio bolumetrikoko handiei dagokienez. Portaera aldakor hori 4.3. irudiko eskeman duzue ikusgai. Beraz, ikerketa horien arabera argi geratu zen egoera erdisolidoan bi portaera erreologiko oso desberdin izaten dituztela metalek.

Bi portaera horiek partikula solidoen morfologiarekin erlazionatu behar dira. Metala solidotzean egitura dendritikoa edo aglomeratua sortzen baldin

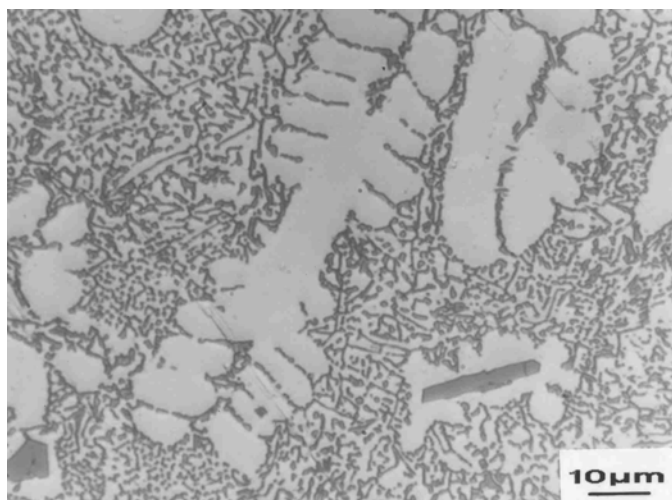
bada, hau da, irabiaketarik ez bada aplikatzen edo oso ebakidura-deformazio txikiak erabiltzen baldin badira, partikulen arteko talkak materialaren biskositatea nabarmen igoarazten du. Aldiz, ebakidura-deformazioa handia bada egitura globularra osatzen da eta materialaren biskositatea nabarmen jaisten da. Ebakidura-deformazioaren abiaduraren arabera bi portaera horiek 4.3. irudian daukazue ikusgai. Biskositatea txikia bada, material hori egoera erdisolidoan deformatzea edo matrize batean injektatzea badago, molde osoa ondo beteta betiere.



4.3. irudia. Itxurazko biskositatearen aldaketa, solidotutako frakzioaren eta ebakidura-deformazioaren abiaduraren arabera.

Propietate erreologiko horiek material erdisolidoaren egitura globularrekin erlazionatuta badaude, honakoa aztertu behar da: egitura dendritikotik globularrera nola pasatzen den ebakidura-deformazio bortitza

aplikatzen denean. Aldaketa hori gauzatzeko badagoela hainbat bide gaur egun uste dute adituek.

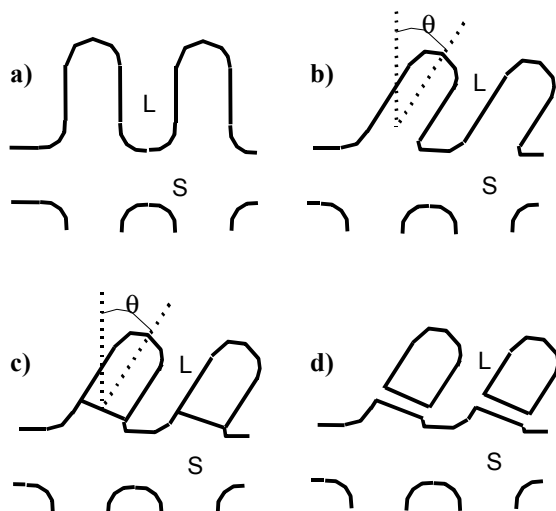


4.4. irudia. Al/Si aleazio hipereutektiko baten mikroegitura dendritikoa [4.4].

Metala solidotzen hasten denean, dendritikoa izaten da –gehienetan– haren egitura (normalean erabiltzen diren baldintzetan; dena den, gogoratu gehigarriak erabiliz eta solidotze-abiadura egokituz badagoela globulizazioa hasieratik bultzatzea). 4.4. irudian [4.4] Al/Si aleazio hipereutektiko batean α aluminioaren egitura dendritikoa ikusten da (beso primarioa eta sekundarioak). Ebakidura-deformazio handia aplikatuz gero dendritoen besoak hautsi egiten dira eta globulizazio-prozesua abiarazten da. Haustura hori, Flemingsen iritziz [4.3], ondoko hiru mekanismo hauen arabera izaten da:

- Ebakidura-indarren ondorioz, dendritoen beso sekundarioak beso primarioetatik hausten dira. Lehenengo dendrito horiek ia akatsik gabeko kristalak direla kontuan izanik, ez dago argi haustura simple baten bidez besoen haustura erraz lor ote daitekeen.

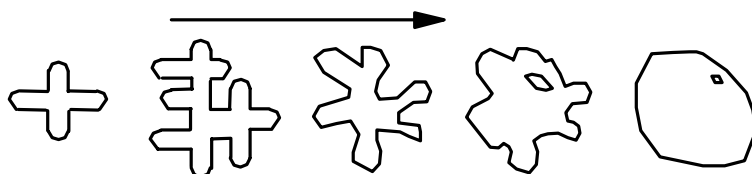
- Dendritoen besoak urtu egiten dira beso primarioekin elkartzen diren sekzioetan. Hainbat faktorek eragiten dute urtze lokal hori. Hona hemen garrantzitsuenak:
 - difusio-azelerazioa likidoan
 - fluktuazio termikoen sorrera
 - tentsioen sorrera sekzio horietan (urtze-prozesua erraztu egiten dute)
- Tentsioaren eraginez beso dendritikoak deformatu egiten dira. Egitura kristalinoa egokitzeko, besoen elkargunean (ikus 4.5. irudia) ale-muga bat sortzen da. Irudiko θ angelua 20° baino handiagoa bada, likidoa ale-mugetatik sartzen hasten da eta besoak askatu egiten da.



4.5. irudia. Makurdura bidezko adar dendritikoen hausturaren eskema (L: likidoa, S: solidoa).

Era batera nahiz bestera sortutako beso dendritikoak luzeak izaten dira, ez globularrak. Beraz, zenbait aldaketa egin beharra dago oraindik egitura globularra lortu arte. Hautsitako partikulak hazi egiten dira, batetik, *Ostwald*

ripenning prozesuaren bidez (gainazal-energia txikiagotu egiten da kurba handiko aldeak desagerraraztean). Bestetik, aglomeratu egiten dira. Faseka gertatzen da prozesua, 4.6. irudiaren eskemak erakusten digunez [4.3]. Irabiatetaren eraginez partikula dendritikoak hautsi, biribildu –poliki– eta hazi egiten dira, guztiz forma globularrak lortu arte. Prozesu hori dela-eta, globuluen barruan likidoa harrapatuta geldi daiteke.



4.6. irudia. Solidotzean zehar egituraren eboluzioaren eskema irabiatze bortitza aplikatzen denean [4.3]. Hasieran, guztiz dendritikoa da egitura, baina ebakidura-deformazioaren ondorioz erroseta-forma hasten da hartzen, guztiz biribildu arte (bukaeran ikusten denez, gerta liteke globulu barruan likido-burbuila bat gelditzea).

Egitura globularreko metalek portaera tixotropikoa dutela deritzo. Kontzeptu horren arabera, aleazio bati –egoera erdisolidoan dagoela– irabiatze bortitza aplikatzen baldin bazaio portaera tixotropikoa eragiteko, nabarmen jaisten da haren itxurazko biskositatea. Material tixotropikoek badaukate beste ezaugarri garrantzitsu bat. Guztiz solidotu ondoren, berriz egoera erdisolidoraino berotzen baldin badira, portaera tixotropikoa berreskuratzen du materialak. Horretarako, berotze-prozesua kontrolatu behar da; normalean, indukzio-labeetan ongi lortzen da hori).

4.2.2. Material tixotropikoak lortzeko prozedura nagusiak

Egitura globularrak lortzeko hainbat prozedura daude. Ohikoenean (eta metalaren hasierako egoera kontuan hartuta) honako bi talde bereiz

daitezke: egoera likidokoa eta egoera solidokoa. Bakoitzaren berezitasunak ondorengo ataletan aurkeztuko ditugu.

4.2.2.1. Egoera likidoko prozesaketa

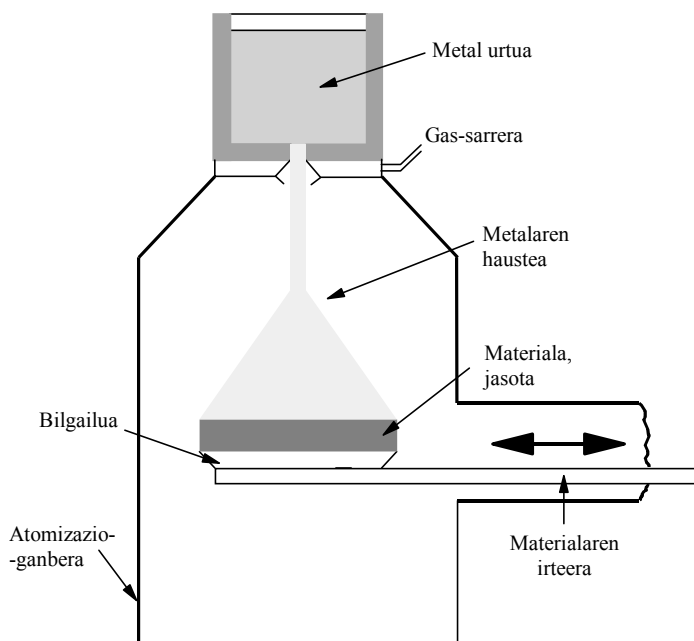
Mikroegitura globularra sortzeko, lehenengo frogak MIT-in egin ziren, egoera likidotik hasita, metalari irabiatze indartsua aplikatuz solidotzen ari zen bitartean. Laborategietan gaur egun ere erabiltzen da sistema hori. Hala ere, ekoizpen industrialari dagokionez, arazo ugari izaten dira produktibitate handia lortzeko. Gainera, irabiatzea prozedura mekanikoen bidez egiten denez, material zeramiko egindako osagaien higadura ere kontuan hartu beharreko arazoa da. Amaitzeko, metala solidotzean ere harrapatuta gera daiteke gasa [4.5].

Aipatutako arazoak gainditzeko asmoz, lingoteak egiteko isurketa jarraituaren prozedura erabiltzen da, solidotzen ari diren bitartean irabiatze elektromagnetikoa erabiliz. Likidoa isuri aurretik desgasifikazio-prozeduratik pasatzen da. Sistema honen abantaila produktibitatea da. Gaur egun, A356 eta A357 aluminio-aleazioak (besteak beste) prozedura honen bitartez egindako zenbait tamainatako (3" eta 6" bitartekoak) lingoteetan komertzializatzen dira (Pechiney [4.6] eta Alumax Inc industriak, adibidez). Bi aleazio horien konposizio kimikoak 4.1. taulan ageri dira.

4.1. taula. A356 eta A357 aleazioen konposizio kimikoak (% pisutan).

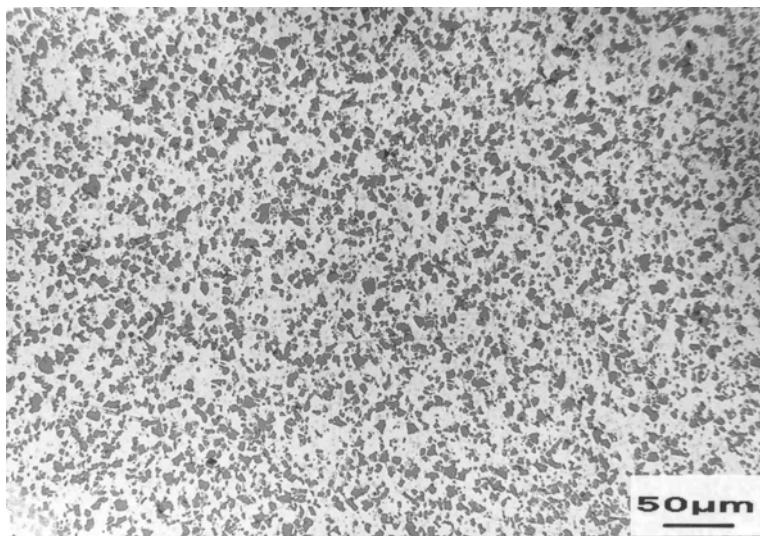
	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti	Be	Al
A356	6,5-7,5	0,25-0,45	0,20	0,20	0,10	0,10	0,20	—	Gainerak.
A357	6,5-7,5	0,40-0,70	0,20	0,20	0,10	0,10	0,04-0,20	0,04-0,20	Gainerak.

Aurreko bi prozeduretan irabiatze-teknikaren bidez ezabatzen dira dendritoak. Beste aukera batzuk ere badaude globulizazioa irabiaketarik gabe eragiteko. Kasu batzuetan likidoari ale-fintzaileak gehitzen zaizkio (Ti eta B aluminio-aleazioetan, adibidez). Hala ere, sistema horren bidez bi arazo azaltzen dira. Alde batetik, 100 μm baino txikiagoak diren globuluak lortzea oso zaila da. Bestetik, aleazioaren birziklapena dago (gehigarri horiek erabili ondoren, ezin da ohiko aleazioekin nahastu). Hala eta guztiz ere, prozedura hori erreogaldaketan erabiltzen ari da azken urteotan. Metala bertan birziklatzen denez, ez dago arazorik. Bestalde, totxo handiak egiten ez direnez (justu operazio bakoitzean egin behar diren piezen bolumena baizik), globulizazio-kontrola errazagoa izaten da.

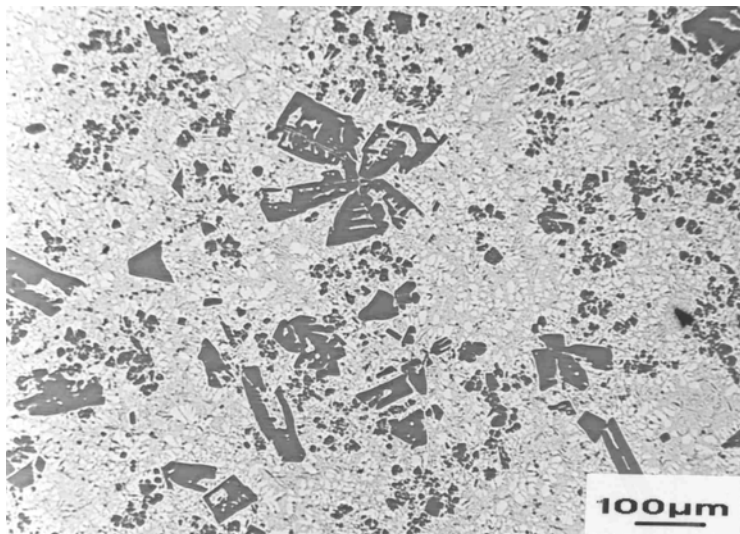


4.7. irudia. Osprey prozesuaren eskema.

Beste aukera bat spray bidezko jalkitzeak dira. Horietatik ezagunetakoa Osprey prozedura dugu [4.7, 4.8]. Osprey prozesuan material urtuaren hausketa egiten da, gas baten bidez tamaina txikiko partikulak lortuz. Ondoren, berehala solidotu aurretik tantak substratu batean biltzen dira (4.7. irudian duzue prozesuaren eskema). Prozesuaren berezitasun nagusia solidotze-abiadura da. Horren balioa 10^3 eta 10^6 K/s-ren bitartekoa izaki, mikroegitura oso xehea lortzen da. Beraz, ohiko sistemen bitartez (fase-diagramen arabera, alegia) lortzen ez diren aleazioak Osprey prozeduraren bidez ekoitz daitezke 4.8. irudian Osprey sistemaren bidez lortutako 25Si/5Cu aleazioaren mikroegitura duzue [4.9]. Aleak oso meheak dira; Si primarioaren tamaina, berriz, oso txikia. Konparazio gisa, ohiko galdaketaren bidez lortzen den mikroegitura 4.9. irudian daukazue, % 20 Si duen aleazio baten kasurako [4.9]. Bi irudiak konparatuta, nabarmenak dira diferentziak.



4.8. irudia. Osprey prozeduraren bidez lortutako mikroegitura xehea, % 25 Si eta % 5 Cu duen aluminio-aleaziorako [4.9].



4.9. irudia. Ohiko galdaketaren bidez lortutako mikroegitura larria % 20 Si duen aluminio-aleaziorako. Irudian ikusten denez, tamaina handiko Si primariozko partikulak azaltzen dira [4.9].

Amaitzeko, Osprey prozesuaren arazo nagusia kostua da. Prozesuaren ezaugarrirei esker, ekoizpena mugatua izaki prezioa nabarmenki igotzen da. Bestalde, substratuaren forma ez da egokiena izaten ondorengo prozesaketarako. Beraz, askotan material hori estrapatatu egin behar da zilindro forma hartzeko [4.10].

4.2.2.2. Egoera solidoko prozesaketa

Egoera solidoko prozesaketari dagokionez, lehenbizi metala birkristaldu egin behar da, horretarako deformazio handia aplikatuz. Baldintza horietan mikroegitura ale txikiz osatuta egoten da. Material hori berotzen baldin bada, partzialki urtuz, likidoa aleen artean kokatzen da, aleak askatu eta ondorengo hozketan globulu itxurako mikroegitura sortzen du. Oso globulu meheak ($\approx 30 \mu\text{m}$) lortzen dira sistema horren bidez.

Birkristaldutako aleak lortzeko bi bide desberdin daude. Lehenengo kasuan beroko konformazioaren bidez lortzen da aleak birkristaltzea. Bigarrenean, aldiz, birkristaltze-tenperaturaren azpitik deformatzen da materiala. Metala berotzean gertatzen da birkristaltze-prozesua, hau da, partzialki urtzen hasi aurretik.

Gogoan izan egoera solidoko globulizazioak ez direla beti egokiak izaten. Zenbait kasutan ez da emaitza onik lortu bide hori erabilita.

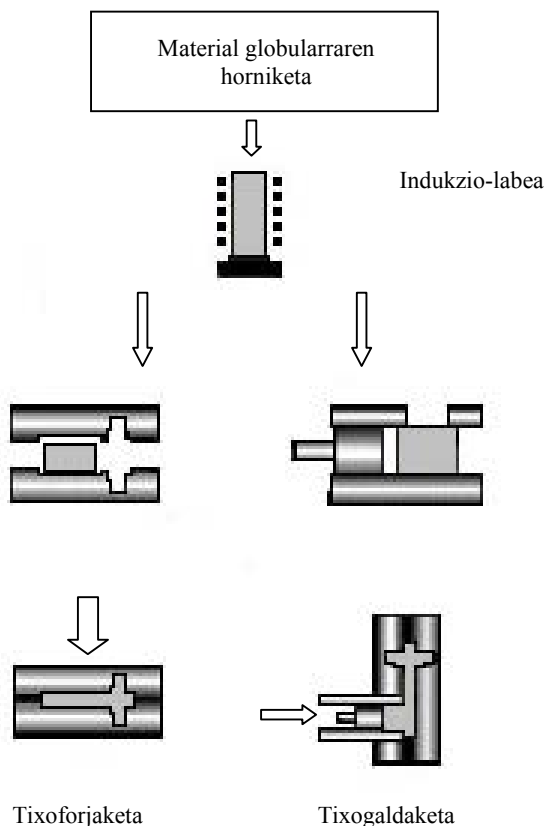
Amaitzeko, aipatutako zenbait prozedura oso egokiak dira aleazioetan partikula zeramikoak sartzeko eta, beraz, konpositeak osatzeko. Al_2O_3 edo SiC partikulak % 20 (frakzio bolumetrikoa) dituzten aluminio-aleazioetan oinarritutako konpositeak prozesatu izan dira Osprey eta isurketa jarraitua erabilita (irabaketarekin lagunduta), gero tixokonformaketaren bidez pieza egokiak lortuz [4.6].

4.3. TIXOGALDAKETAREN OINARRIAK ETA ABANTAILAK. TIXOFORJAKETA

4.3.1. Sarrera

Aurreko atalean egitura globularren propietateak eta berezitasunak aipatu ditugu. Horietariko nagusia materialen portaera tixotropikoa da. Ezaugarri horretan oinarritzen dira tixogaldaketa, tixoforjaketa eta erreogaldaketa prozesu industrialak.

Tixogaldaketari dagokionez, mikroegitura globularra duen totxo solidoa zatitan mozten da, lortu behar den piezaren bolumenaren arabera. Zatia indukzio-labea sartu eta berotu egiten da, egoera erdisolidoraino. Beroketa-zikloa oso garrantzitsua da. Alde batetik, temperaturak oso homogenea izan behar du, frakzio likidoak materialaren bolumen osoan aldaketa txikiak izateko. Bestetik, beroketa azkarra izatea komeni da, aleazioan dagoen egitura globularren ezaugarri tixotropikoak ez galtzeko. Baldintza horiek kontuan hartuta, prozedura egokiena totxo berotzeko indukzio-labea da.



4.10. irudia. Tixogaldaketa eta tixoforjaketen eskemak. Mikroegitura globulizatua duen lingote bat da lehengaia.

Berotze-tenperatura 580 °C ingurukoa izaten da aluminio-aleazio askorentzat. Berotu ondoren, materialak dituen propietate tixotropikoei esker, biskositatea baxua izaten da. Pistoi baten bidez matrizean sartu eta horrek dituen formak eta dimentsioak hartzen ditu, 4.10. irudiko eskeman ikusten denez. Solidotu ondoren, lortutako piezan sobera dauden zatiak kendu eta amaituta dago pieza.

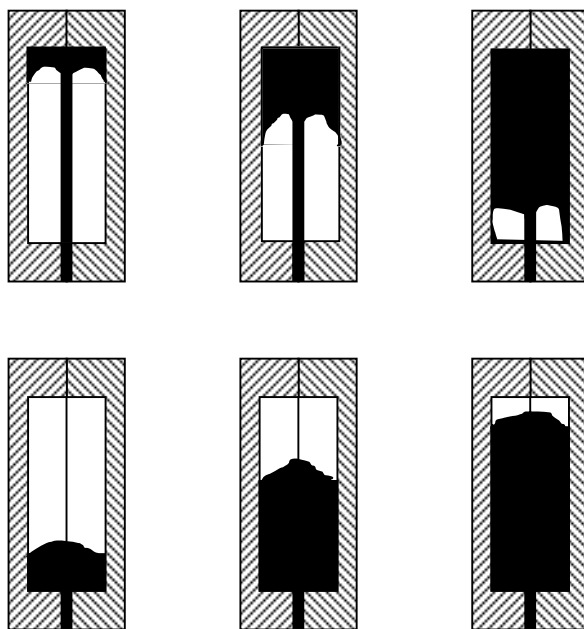
Tixogaldaketa-prozesuaren parametro garrantzitsu bat pistoiaren abiadura da [4.6]. Abiadura horrek materialak molde barruan duen fluxu-abiadura definitzen du. Konposizio kimikoaren arabera, abiadura txikiegia baldin bada moldeak ez da guztiz betetzen; aldiz, abiadura handiegia aukeratzen baldin bada, onartezinezko barne-hutsuneak sor daitezke piezan, injektatzerakoan sorten diren zurrumbiloen eraginez. Aurreko bi mugak kontuan hartuta, aleazio mota bakoitzerako pistoiaren abiadura-tarte egoki bat definitzen da.

Tixoforjaketa-prozesua ere oso antzekoa da. Berotu ondoren, totxoa injektatu ordez bi matrizeen artean deformatzen da (ikus 4.10. irudia). Kasu honetan badirudi materialaren fluxu-abiadura kontrolatzea zailagoa dela, matrizearen eremu batetik bestera nabarmen aldatzen delako.

Tixogaldaketaren abantailak, ohiko injekziozko galdaketa-prozesuarekin konparatuz gero, honako zerrendan dituzue:

- Injekzio-tenperatura baxuagoa (energia aurrezten da).
- Moldea betetzeko sistema laminarra denez, gasek sortutako hutsune-frakzioa txikiagoa izaten da (4.11. irudia).
- Solidotze-denbora txikiagoak (beraz, pieza baten ekoizpen-zikloa motzagoa izaten da).

- Tenperatura baxuagoa izaki, solidotzeak eragindako uzkurdurak txikiagoak izaten dira.
- Materialaren tenperatura baxuagoak moldearen bizitza luzatu egiten du.



4.11. irudia. Injekziozko galdaketan fluxu zurrunbilotsua izaten da moldea betetze-ko prozesua; tixogaldaketan, berriz, laminarra. Horri esker, bigarren kasuan gas gutxiago gelditzen da harrapatuta solidotutako piezetan.

Egoera erdisolidoari esker, matrizea ondo diseinatu ondoren bukaerako piezan ez da hutsunerik izaten (prozesuan zehar ez da haizea harrapatuta gelditzen). Hori dela-eta, propietate mekanikoak onak izaten dira, eta konposizio kimikoa egokitu ondoren materialari ere tratamendu termikoak aplika dakizkioke (T5 eta T6 tratamenduak; azkena aipatutako tratamendu horren aplikazioak mugatua izan behar du, geroago aipatuko dugunez).

4.3.2. Aleazioak, mikroegiturak eta propietateak

Tixogaldaketa eta tixoforjaketarekin bi material ezberdin lan daitezke. Lehenengo taldean ohiko aleazioak hartzen dira kontuan, hau da, gainerako prozeduretan (ohiko injekziozko galdaketan, adibidez) erabiltzen diren aleazioen antzekoak. Bigarren taldean, aldiz, ekoizpen-sistema berriei esker (Osprey, adibidez) garatutako aleazio berriak sartzen dira. Normalean, lehenengo taldean Al/Si aleazio hipoeutektikoak sartzen dira; bigarrenean, berriz, aleazio hipereutektikoak [4.10].

4.3.2.1. Ohiko aleazioak

Aplikazio industrialaren aldetik, tixokonformaketan gehien erabili diren aleazioak A356 eta A357 dira (horien konposizio kimikoak lehen aipatu ditugu, 4.1. taulan). Aleazio horiek 'klasikoak' eta oso ezagunak dira, egokiak baitira galdaketarako (silizioak aleazioari isurgarritasun ona ematen dio, izan ere). Beraz, ezin esan aleazio berriak eta zuzenean tixokonformaketarako garatuak direnik. Aleazio batek zein besteak ~% 7 Si daukate eta, beraz, hipoeutektikoak dira. Bestalde, Mg (proportzio batean zein bestean) erantsiz gero, T5 eta T6 tratamendu termikoak aplikatzeko aleazio egokiak dira.

Bi aleazio horiekin neurtutako propietate mekanikoak 4.2. taulan dituzue (prozesaketa-bidearen arabera sailkatuta) [4.11]. A356 aleazioari dagokionez, elastikotasun-mugaren (σ_y) eta trakzio-erresistentziaren (T_E) balio handienak forjaketaren bidez lortu izan dira. Dena den, tratamendu termiko bera erabilita (T6), tixokonformaketaren bitartez oso emaitza onak lortzen dira, erresistentzia % 7 txikiagoa baita bakarrik. Aldiz, harikortasunaren balio apalenak *squeeze casting* prozedurari jarraituz lortu dira. Bestalde, tixokon-

formaketaren bidez lortutako harikortasun eta forjaketaren balioak elkarrekin konparatzeko modukoak dira. A357 aleazioarekin lortutako emaitzak antzekoak dira. Aitzitik, egoera erdisolidoko prozesaketa erabilita materialaren harikortasuna nabarmen igotzen da, taulako datuek erakusten dutenez.

4.2. taula. A356 eta A357 aleazioekin lortutako propietate mekanikoak (trakzio-saiakuntzak), erabilitako prozesaketaren eta tratamendu termikoaren arabera [4.11].

Aleazioa	Prozesaketa	Tratamendua	σ_y (MPa)	T_E (MPa)	Luzapena (%)
A356 (Al7Si0,3Mg)	EEP	–	110	220	14
	EEP	T4	130	250	20
	EEP	T5	180	255	5-10
	EEP	T6	240	320	12
	EEP	T7	260	310	9
	SC	T6	186	262	5
	SC	T51	138	186	2
	Forjaketa	T6	280	340	9
A357 (Al7Si0,6Mg)	EEP	–	115	220	7
	EEP	T4	150	275	15
	EEP	T5	200	285	5-10
	EEP	T6	260	330	9
	EEP	T7	290	330	7
	SC	T6	296	359	5
	SC	T51	145	200	4

EEP: egoera erdisolidoko prozesaketa

SC: *squeeze casting*-a

Harikortasunaren hobekuntza hutsuneen frakzio bolumetrikotxikiagoarekin erlazionatu behar da bereziki. Hala izatekotan, hutsuneek garrantzi handia duten gainerako propietate mekanikoen portaeran ere nabaritu behar da. Horietariko bat nekearekiko portaera da. Davidsonen eta bere taldeak

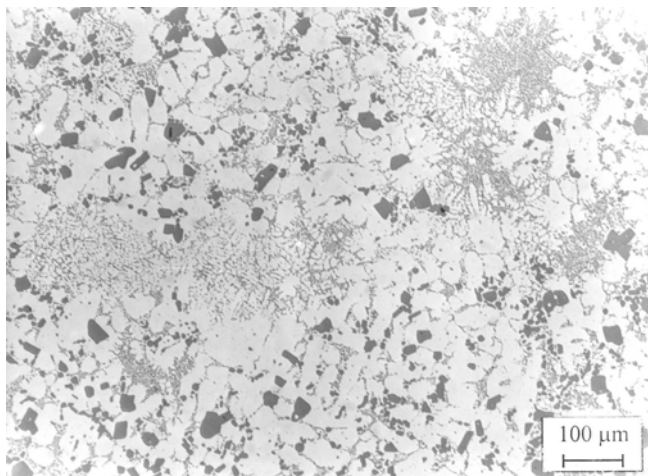
diotenez, [4.12], A356 aleaziorako hobeak dira tixogaldaketaren bidez lortutako nekearekiko emaitzak *squeeze casting* prozeduraren bidez neurtutako laginetakoak baino. Aipatu ikertzaileen iritziz, hobekuntza hori hutsune-dentsitatearen jaitsieran datza.

A356 eta A357 aluminio-aleazioez aparte, proportzio txikiagotan 355, 319 eta A390 aleazioak ere egokiak dira tixoformaketarako. Aleazio horien konposizio kimikoak 4.3. taulan dituzue. Konposizio kimikoetan ikusten denez, aleazio guztiek Ti daukate. Lehenengo biak hipoeutektikoak dira; A390 aleazioa, berriz, hipereutektikoa da (% 16-18 Si). Kobrearen edukia adierazgarria da hiru kasuetan, baita nikelarena ere 319 aleazioan.

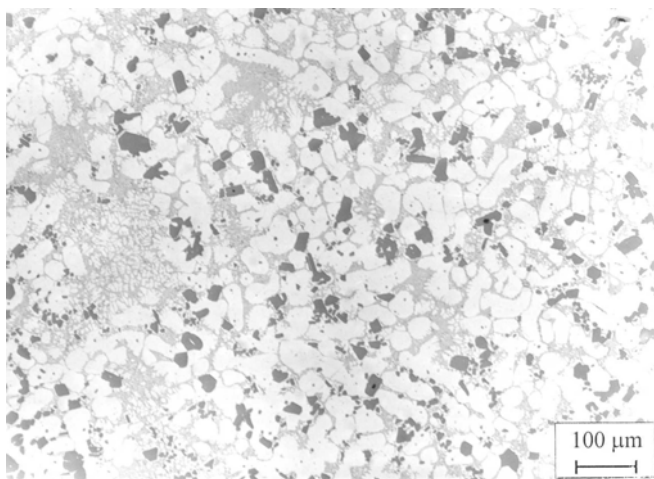
4.3. taula. 355, 319 eta A390 aleazioen konposizio kimikoak (% pisutan).

	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ti	Ni	Cr	Al
355 (AlSi5CuMg)	4,5-5,5	0,45-0,6	1,0-1,5	0,50	0,50	0,35	0,25	–	0,25	Gainerak.
319 (AlSi6Cu4)	5,5-6,5	0,10	3,0-4,0	1,0	0,50	1,0	0,25	0,35	–	Gainerak.
A390 (AlSi17Cu4Mg)	16,0-18,0	0,45-0,65	4,0-5,0	0,50	0,10	0,10	0,20	–	–	Gainerak.

A390 aleazioa oinarri hartuta, tixokonformaketarako egokiak diren beste aleazio batzuk garatu dira, nikel-edukia % 1 eta % 4 dutenak [4.13]. Tixokonformatu ondoren lortzen diren mikroegituren adibideak 4.12. irudian daukazue [4.14]. Mikrografietan agerian gelditzen denez, α aluminio globularraz, frakzio handiko silizio primariozko partikulez eta Al globuluak inguratzen dituzten metalarteko partikulez osatuta daude mikroegiturak.



a)

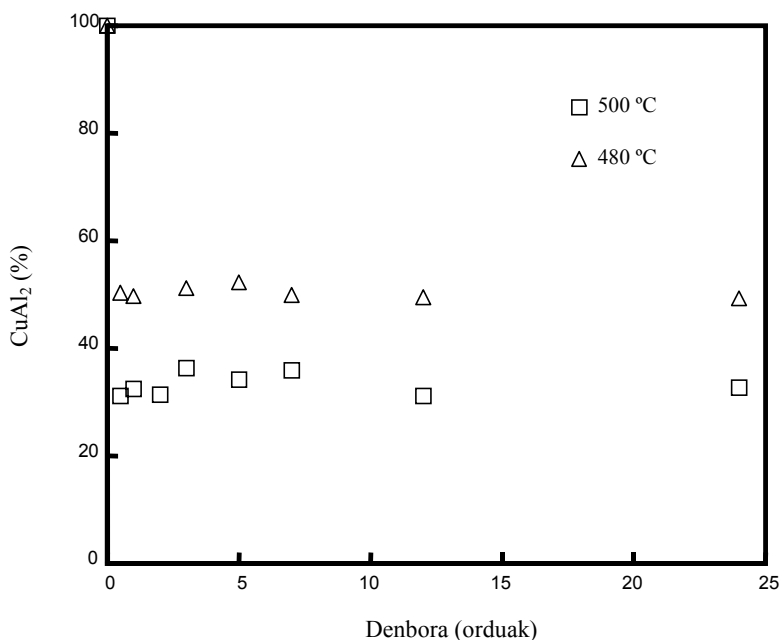


b)

4.12. irudia. A390 eta A390 (+ % 4 Ni) aleazioen tixokonformatu ondorengo mikroegiturak. α aluminioa, zuriz; Si eutektikoa eta primarioa, gris ilunez; metalartekoak, gris argiz [4.14].

Kasu honetan ere tixokonformaketari esker lortzen diren mikroegitura meheek zenbait hobekuntza dakartzate. T6 tratamendu termikoari dagokionez, hauspeatze bidezko gogortzea egin aurretik (zahartze-tratamendua)

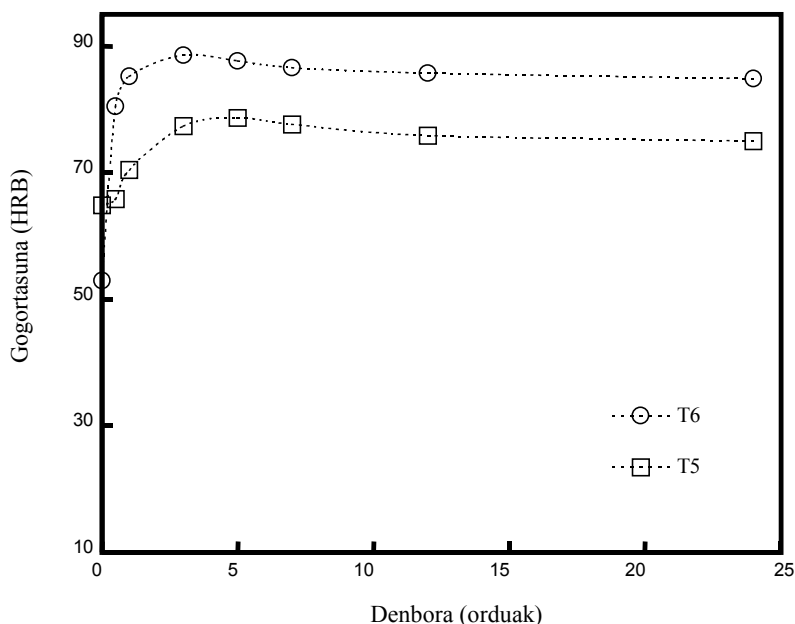
aplikatu behar den disoluziozko tratamendua (hauspeatu behar diren elementuek aldeztu aurretik matrizean disolbatuta egon behar dute) denbora gutxiagoan egiten da. 4.13. irudian dituzue tixokonformaketaren bidez lortutako A390 aleazio baten disoluzio-kurbak (irudi horretako disolbagarritasuna mikrogogortasunen bidez neurtu da denboran zehar) [4.15]. Irudiak argi erakusten digunez, CuAl_2 osagaiaren disoluzioa berehala iristen da egoera egonkorra.



4.13. irudia. CuAl_2 fasearen disoluzioa denboran zehar bi tenperatura desberdinetarako tixokonformaketaren bidez lortutako A390 aleazio baterako [4.15].

Era berean, T5 tratamendu termikoaren bidez lortzen diren emaitzak oso onak izaten dira A390 aleazioa tixokonformatuta dagoenean. 4.14. irudian [4.15] T5 eta T6 tratamenduen arteko konparaketak dituzue. T5 tratamen-

duari dagokionez, gogortasuna zertxobait txikiagoa da, baina gainerako galdaketa-sistemekin konparatuta txikia da T5 eta T6-ren arteko aldea.

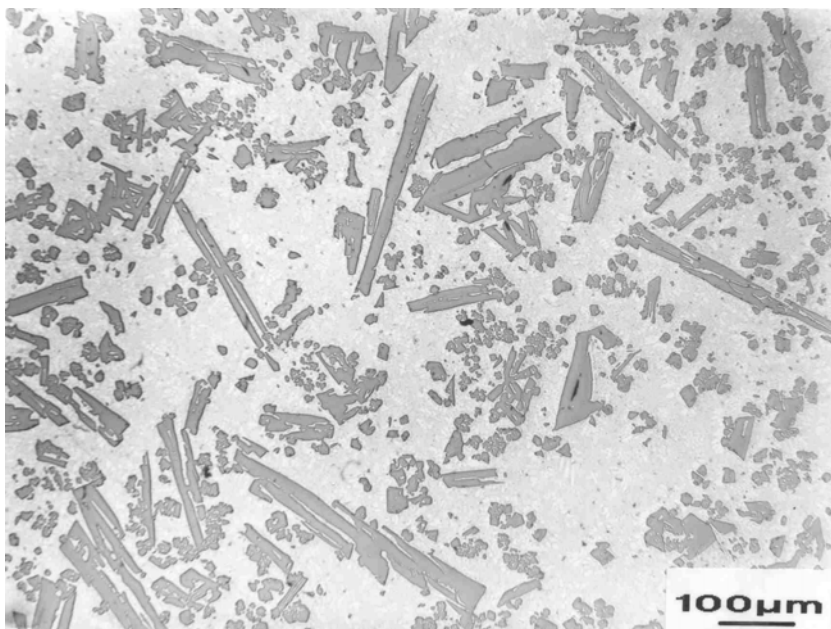


4.14. irudia. T5 eta T6 tratamenduak aplikatu ondoren lortutako gogortasunak A390 aleaziorako (zahartze-tenperatura, 180 °C) [4.15].

4.3.2.2. Aleazio hipereutektiko berriak

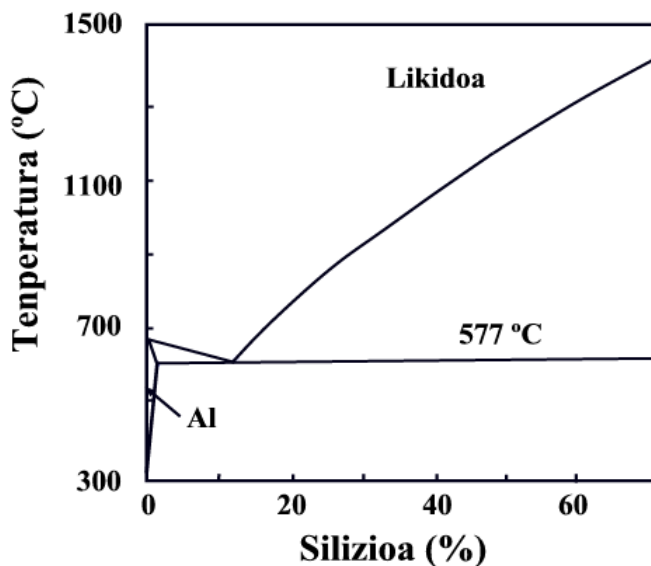
4.9. irudian % 20 Si duen aleazio baten mikroegitura larria ikusten da. Nahiz eta aleazioan silizioaren elementu-fintzaileak erabili, silizio-edukia oso handia denean ezin da tamaina handiko partikula primarioak egotea galazazi. Silizio-edukia igo ahala are larriagoa izaten da egoera. 4.15. irudian, adibidez, % 36 silizio duen aleazio batekin lortutako mikroegitura –ohiko injekziozko galdaketa bidez egina– ikusten da [4.14]. Ohartuko zinetenez, tamaina handiko silizio primarioz josita dago mikroegitura. Bestalde, osagaia ekoiztean gero eta arazo gehiago sortzen dira aleazioa hipereutektikoagoa

egin ahala (hutsuneak, akatsak eta abar gero eta nabarmenagoak izaten dira).



4.15. irudia. Ohiko injekziozko galdaketaren bidez lortutako % 36 Si duen aleazio baten mikroegitura [4.4].

Mikroegitura larriaren sorreraren nondik norakoak ulertzeko Al/Si fase-diagrama izan behar da kontuan. 4.16. irudian ikusten denez, aleazioaren silizio-edukia igotzen denean egoera likidora iristeko tenperatura nabarmen igo behar da. Ondorioz, hoztean solidotzearen tenperatura-tartea oso zabala izaten denez, sortutako silizio primariozko partikulek hazteko ahalmen handia izaten dute. Beraz, ohiko prozedurari jarraituz gero (metala guztiz urtu eta ondoren solidotu), gaindiezinezko mugak agertzen dira. 4.4. taulan duzue ohiko injekziozko galdaketaren bidez lortutako silizio primariozko partikula handien tamaina, aleazioaren Si edukiaren arabera [4.9]. Taulan ikusten denez, partikula horien tamaina kontrolaezinezkoa da.



4.16. irudia. Al/Si fase-diagrama. Silizio-edukia igotzean, tenperatura nabarmen igo behar da egoera likidora iristeko.

4.4. taula. Silizio primariozko tamaina handiena, konposizio kimikoaren eta solidotze-prozeduraren arabera [4.9].

Prozedura	Aleazioa	Si partikula handiaren tamaina (µm)
Ohiko injekziozko galdaketa	Al/20Si	250
	Al/36Si	350
	Al/50Si	600
Osprey	Al/25Si/5Cu	15
	Al/25Si/5Cu/2Mg	20
	Al/30Si/5Cu	20

Silizio partikulen tamaina handiak eta solidotzean sortutako akatsak baturik, lortutako mikroegituren propietate mekanikoak –azkenean– oso

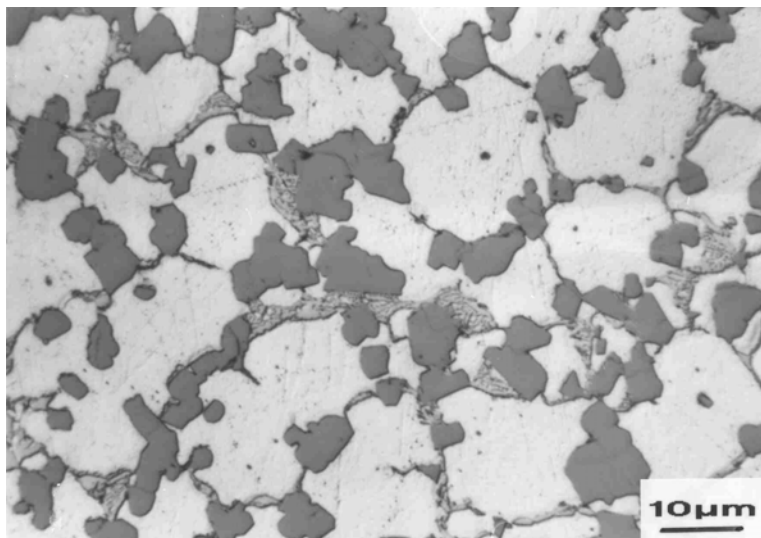
eskasak izaten dira. Ondorioz, % 20 Si gaintitzea ezinezkoa izaten da (errealitatean, % 18 ere nahikoa altua da). Horren adibide ditugu 4.5. taulako trakzio-saiakuntzen emaitzak [4.16]. Silizio-edukia % 20 denean aleazioa plastikoki deformatzen da hautsi baino lehen, nahiz eta deformazio plastikoa oso eskasa izan. Gainerako kasuetan materiala hautsi egiten da egoera elastikoan eta argi azaltzen da tamaina handiko Si partikulen eragin kaltegarria. Hortaz, aleazio horiek ez dute erabilpen praktikorik.

4.5. taula. Ohiko injekziozko galdaketaren bidez lortutako aleazio hipereutektiko-koen trakzio-emaitzak [4.16].

Aleazioa	Elastikotasun- -muga (MPa)	Trakzio- -erresistentzia (MPa)	Luzapena (%)
Al/20Si	137	189	1,2
	128	178	1
	117	157	0,9
Al/36Si	—	118	—
	—	81	—
Al/36Si/0,5Sr	—	64,5	—
	—	43	—
Al/50Si	—	44	—
	—	32	—

Egoera erdisolidoko prozesaketetan, materiala egoera guztiz likidoraino berotu behar ez denez, badago aurrez aipatutako arazoa gaintitzerik (geroago azpimarratuko denez, tixogaldaketa baterako nahikoa da 575-580 °C-raino berotzea, nahiz eta Si edukia % 20 baino handiagoa izan). Beraz, prozedura berriak aplikatuta aleazio berriak garatzea posible da. Horretarako, mikroegitura xehea duten aleazio tixotropikoak garatu behar dira lehenbizi.

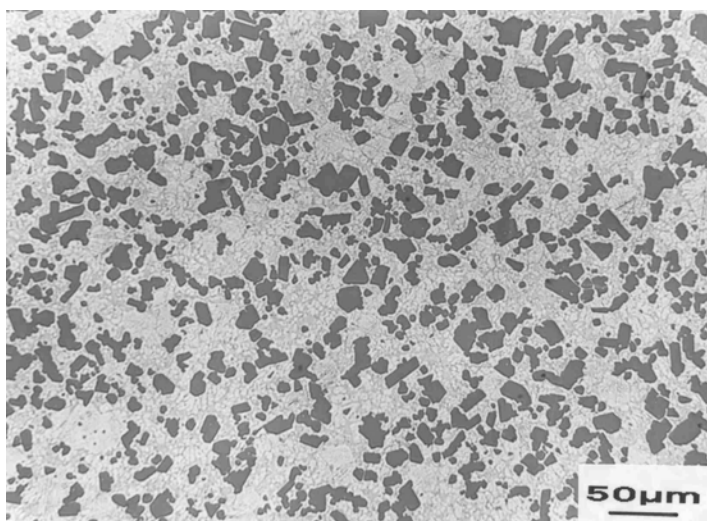
Dirudienez, isurketa jarraituaren bidez % 20 Si baino gehiago erabiltzea eta era berean akatsik gabeko lingoteak lortzea oso zaila da (hau da, A390-ren antzeko aleazioak lor daitezke mikroegitura globularrarekin; horregatik jarri da aleazio hori ohiko taldean). Muga hori gainditzeko erabil daitekeen bideetako bat Osprey prozedura da. 4.8. irudian % 25 Si eta % 5 Cu duen aleazio baten mikroegitura ikusten da: Osprey sistema erabili da. Mikroegitura oso mehea eta homogeneoa da eta ez dauka zerikusirik 4.9 eta 4.15. irudiko mikroegiturekin. 4.4. tauletako emaitzetan ere ikusten da hori. % 25 eta % 30 Si duten zenbait aleazioen Si primariozko partikula handien tamainak ageri dira taula horretan, Osprey sistemaren bidez adierazita betiere.



4.17. irudia. Al/25Si/5Cu aleazioaren mikroegitura, Osprey prozeduraren bidez egina (tixoformaketa errazteko asmoz, materiala estruitu egin da) [4.9].

Mikroegitura xehe eta globular hori oinarri hartuta, tixoformaketa aplikatu daiteke. 4.17 eta 4.18. irudietan tixoformatu ondoren aleazioek dituzten

mikroegiturak ikusten dira [4.4, 4.9]. Irudi horiek adierazten digutenez, materiala α aluminiozko globuluz osatuta dago eta Si partikulak eta CuAl_2 fasea globuluz inguratuta daude. Ohiko galdaketarekin konparatuz gero, nabarmenak dira diferentziak.

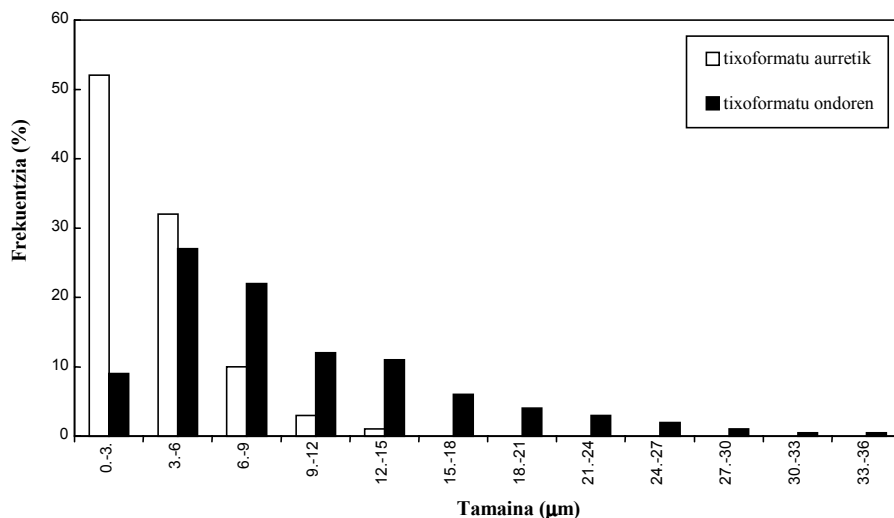


4.18. irudia. Al/30Si/5Cu aleazioaren mikroegitura, Osprey prozeduraren bidez egin (tixoformaketa errazteko asmoz, materiala estruitu egin da) [4.4].

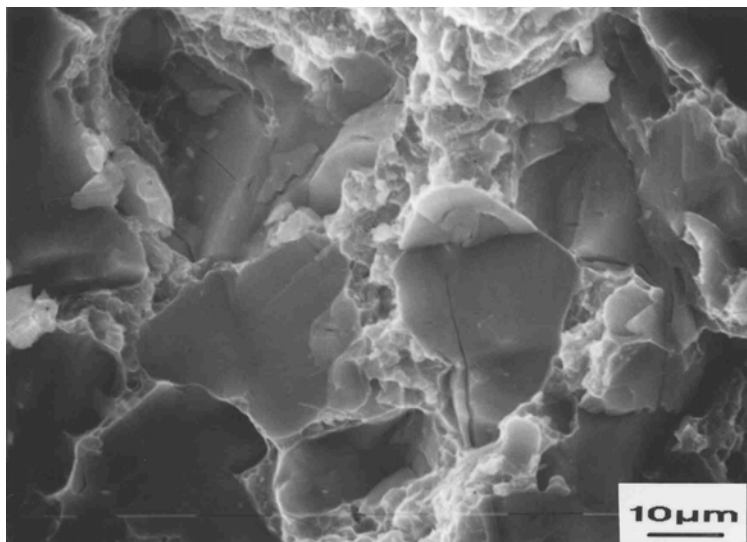
Tixokonformaketa aplikatu ondoren, larriagoa izaten da mikroegitura eta Si partikulen hazkundera adierazten du. 4.19. irudiko grafikoan ikusten da hori. Irudi horrek Si primariozko partikulen tamainen banaketa adierazten du, tixokonformaketaren aurretik eta ondoren [4.17]. Grafikoan ikusten denez, Si primariozko partikulek hazkunde txiki bat jasan dute.

Portaera mekanikoari dagokionez, zenbat eta xeheagoa izan mikroegitura, hainbat eta balio hobeak lortzen dira trakzio-saiakuntzetan (4.6. taula). Taulak erakusten digunez, tixokonformaketaren bidez portaera mekanikoa nabarmen hobetu da, ohiko galdaketarekin konparatuz gero.

% 25 Si duten aleazioetan trakzio-erresistentzia ona lortzen da. Hala ere, lehen gertatzen zen bezala, materialaren portaera plastikoa oso eskasa da. Aleazioetan dagoen Si edukiarekin du zerikusia horrek. 4.17. irudiko mikroegituran ikusten denez, Si primariozko partikulen frakzioa hain handia izaki, sare ia jarraitua osatzen dute partikula horiek. Ondorioz, aluminiozko matrizearen deformazio plastikoa oso mugatua da eta Si partikula hauskorrak materialaren haustura kontrolatu egiten du. Portaera hori 4.20. irudian ageri da [4.17]. Trakzio-probeta baten haustura-gainazalarena da irudia. Aluminioaren haustura harikorra izan da (hutsune txikiak irudian); silizioarena, aldiz, hauskorra (haustura lauak). Gainazalaren proportzio handiena azken horiek osatzen dute. Beraz, nahiz eta hausturan mikromekanismo harikorrekin parte hartu, makroskopikoki haustura guztiz hauskorra da.



4.19. irudia. Al/25Si/5Cu aleazioaren Si primariozko partikulen banaketa tixokon-formaketa aplikatu aurretik eta ondoren [4.17].



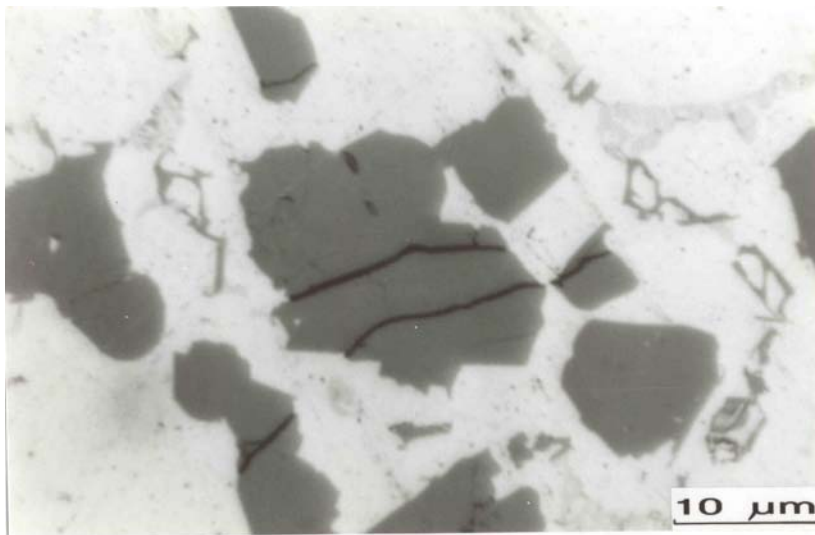
4.20. irudia. Al/30Si/5Cu aleazio baten gainazal-haustura (trakzio-probeta). Aluminioaren haustura harikorra izan da; Si partikularena, berriz, guztiz hauskorra [4.17].

4.6. taula. Tixoformatu ondorengo aleazio hipereutektikoen ezaugarri mekanikoak [4.17, 4.18].

Aleazioa	Elastikotasun- -muga (MPa)	Trakzio- -erresistentzia (MPa)	Luzapena (%)	K_{Ic} (MPa m ^{1/2})
Al/25Si/5Cu	266	290	0,5	10,1
Al/25Si/5Cu/2Mg	—	296	—	7,6
Al/30Si/5Cu	—	235	—	9,4

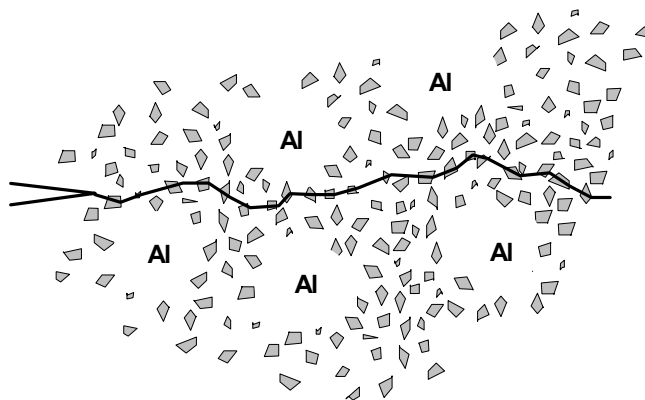
Beste propietate bat zailtasuna da. 4.6. taulan tentsioen intentsitate-faktorearen balio kritikoak (K_{Ic}) ageri dira [4.19]. Taula horretan ikusten denez, K_{Ic} -ren balioak nahikoa baxuak dira kasu guztietan. Portaera horrek ere badauka loturarik Si edukiarekin. Si primariozko partikulak hauskorrak direnez, pitzaduraren hedapena partikula horiek zeharkatuz gertatzen da

batik bat. 4.21. irudian [4.20] Si primariozko partikula hautsiak ikusten dira (mikrografia hori zailtasuna neurtzeko erabili den probeta batean aterata dago).



4.21. irudia. Mikropitzaduren nukleazioa Si primariozko partikuletan Al/25Si/5Cu aleaziorako [4.20].

Haustura-prozesuaren mikromekanismoak honela labur daitezke: tentsioaren eraginez, Si partikulak hautsi egiten dira (partikula horiek berez dira oso hauskorrak). Ondoren, mikropitzadura horiek elkartuz joaten dira, partikulen arteko aluminiozko zubiak zeharkatuz, pitzadura nagusia sortu arte. Beraz, pitzadurak Si primariozko partikulak hautsiz hedatzen dira nagusiki, 4.22. irudiko eskemaren arabera [4.17]. 4.7. taularen emaitzetan ere garbi ikusten da hori. Taula horretan, silizio-frakzioa haustura-gainazalean eta matrizean neurtu dira, zenbait zailtasun-probetatan. Emaitzek adierazten dutenez, gainazalean askoz Si partikula gehiago daude aleazioaren matrizean baino. Beraz, berriro frogatu du horrek Si partikulen bidetik jarraitzeko pitzadurak duen joera.



4.22. irudia. Pitzaduraren hedapena Si primariozko partikulak zeharkatzen [4.17].

4.7. taula. Silizioaren frakzioa haustura-gainazalean eta matrizean K_{Ic} neurtzeko egindako saiakuntzetan [4.19].

Aleazioa	Si frakzioa haustura- -gainazalean (%)	Si frakzioa matrizean (%)	Bi frakzioen arteko erlazioa
Al/25Si/5Cu	66	28,8	2,3
Al/25Si/5Cu/2Mg	64	24,5	2,6
Al/30Si/5Cu	50	31	1,6

Egoera erdisolidoko konformaketaren bidez sortutako aleazio berrien garapena ikusi dugu adibide hauetan. Kasu guztietan hipereutektikoak dira aleazioak, baina denek dute Cu eduki handia. Badu horrek zerikusia mikroegitura globularra berotzean egoera erdisolidoraino iristeko behar den erraztasunarekin. Aleazioari % 5 Cu gehitzean, tixoformatu aurretik likido-frakzioa kontrola daiteke. Aldiz, kontrol hori ia ezinezkoa da Al/Si aleazio hipereutektiko arruntetan [4.9]. Ondorioz, aurreko aleazioen konposizio kimikoak egokituta daude tixokonformaketarako.

Aplikazioen aldetik, argi dago aleazio berri hauek egokiak izan daitezkeela marruskadurarekiko erresistentzia handiko kasuetarako (silizioa oso egokia da horretarako) [4.9]. Aldiz, harikortasun eta zailtasun minimo batzuk behar direnean, aipatu aleazioak desegokiak dira. Dena den, aluminiozko matrizez osatutako gainerako konpositeekin konparatuta (aluminiozko matrizea % 20-25 SiC partikulekin, adibidez [4.21]) diferentziak ez dira oso handiak; aldiz, ohiko konpositeak baino merkeagoak dira aleazio horiek.

4.4. ERREOGALDAKETA. PROZEDURA BERRIA ALUMINIO- ETA MAGNESIO-ALEAZIOENTZAT

Tixogaldaketa teknika egokia da forma bereziak lortzeko. Egiturazko osagaiak edo akatsik gabeko baldintzak zorrotzak direnean (nekearekiko portaera ziurtatu behar denean, adibidez), badirudi emaitzak ez direla hain onak. Industrian egindako piezetan ez da lortu laborategiko emaitzak errepikatzea. Dirudienez, totxoa birberotu eta matrizean sartzen bada, batzuetan ez da oxidazioaren bidez sortutako geruza guztiz ezabatzen. Ondorioz, oxido hori gainazalean (batzuetan piezaren barrualdean) gelditzen da. Nekearekiko portaera zorrotza ez bada, oxido horrek ez du arazorik sortzen. Aldiz, portaera mekanikoetan dispertsioa bultzatzen dezake.

Bigarren arazoa tratamendu termikoekin lotuta dago. T6 motako tratamenduetan bereziki gainazaleko akatsak (sabelguneak) ager daitezke. Horrek, dirudienez, lubrifikatzailearen eta matrizearen gainazalarekin dauka zerikusia dago. Arazo hori ez da beti azaltzen; azalduz gero, ordea, oso zaila eta neketsua izaten da batzuetan hura kontrolatzea.

Amaitzeko, prozesuen kostua da tixogaldaketa eta tixoforjaketaren arazo handietako bat. Instalazioez gain, aleazioak ere garestiak dira eta ezin dira bertan birziklatu (beti material globularra erabili behar da lehengaitzat; beraz, sortutako hondakinak ezin dira urtu eta nahastu gainerako materialarekin, ohiko galdaketan ez bezala).

Arazo horiek gainditzeko asmoz, erreogaldaketa-prozeduraren lehenengo pausoak eman dira duela gutxi industrian [4.22, 4.23]. Erreogaldaketaren oinarri teoriko eta teknologikoak tixokonformaketarenak dira, hau da, egitura globularra duen material baten egoera erdisolidoko konformazioa [4.3, 4.5].

Erreogaldaketan, aleazio arina (egoera likidoan) ontzi egoki batean isuri behar da. Hor, prozesua kontrolpean dela (hozte-abiadura, bereziki) materiala egoera erdisolidora pasatzen da. Mikroegitura guztiz globularra izaten da. Honaino aipatu dugun prozesua tixogaldaketa edo tixoforjaketa bezalakoa da. Ondoren, materialaren tenperatura homogeneousatu eta zuzenean matrize batean injektatzen da. Hortaz, aurreko egoera erdisolidoko konformaketekin konparatuta, badago hainbat desberdintasun:

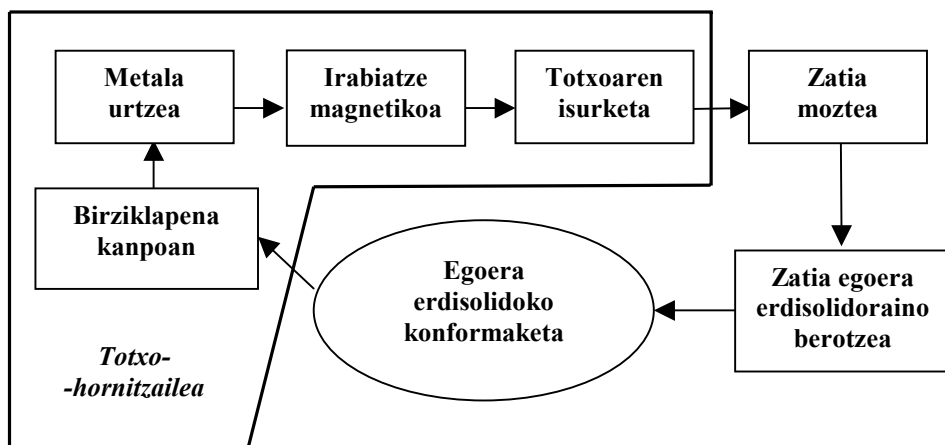
- Ez dago isurketa jarraituaren bidez totxo bat zertan lorturik. Prozesaketa hori irabiatze elektromagnetikoan (edo askoz garestiagoak diren Osprey eta antzeko teknikan) oinarrituta dagoenez, egoera berri honetan ez dago ekipamendu horien beharrik. Beraz, ez da birberotu behar totxoa egoera erdisolidoraino konformazio aurretik. Ondorioz, prozesuaren kostuak eta denborak nabarmen murrizten dira.
- Tixogaldaketa eta tixoforjaketaren arazo handietako bat materialaren birziklapena da. Piezak egiteko behar den bolumena baino

material gehiago erabiltzen da beti, matrizea edo moldeak ondo beteta izateko. Gainerako materiala, berriz, hurrengo pausoetan ezabatzen da. Ohiko eta presiozko galdaketan ere gauza bera gertatzen da. Azken bi sistema horietan sobera dagoen materiala erraz birziklatzen da; tixokonformaketa-prozesuetan, ordea, ez da hori gertatzen. Prozesu horietan lehengaia egitura globularra duen totxoa denez, ezin da materiala zuzenean birziklatu. Aldiz, erreogaldaketan ez da sortzen arazo hori, ez baita totxoa erabiltzen. Beraz, lantegian bertan (hornitzailearen eskuetan jarri gabe) berehala birzikla daitezke sobera dagoen materiala edo akatsak dituzten piezak.

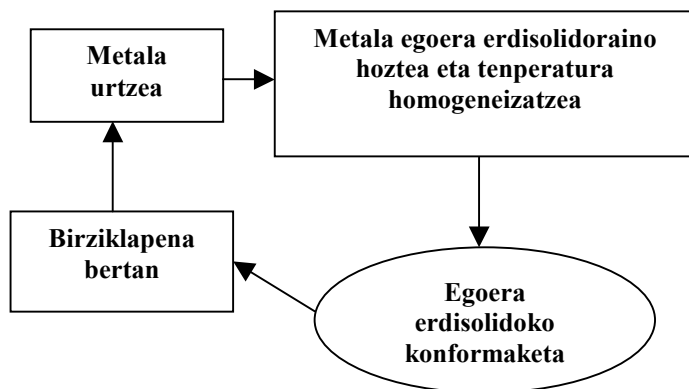
- Aleazio guztiak ez dira egokiak akatsik gabeko totxo globularrak egiteko. Ondorioz, tixogaldaketan eta tixoforjaketan erabiltzen diren aleazio motak mugatuak dira [4.24] (horixe da material-hornitzaileen erronka handienetakoa). Erreogaldaketa-prozesuan totxorik ez dagoenez, printzipioz ez dago aleazio moten mugarik. Horri esker, bai aluminio- bai magnesio-aleazioak erreogaldaketan lehengai gisa erabilita mikroegitura berriei osatutako piezak lortzen dira. Ondorioz, nahiz eta konposizio kimikoak ohikoak izan, mikroegitura desberdinak lortuta aleazio berriak sortzen dira.

4.23. irudian erreogaldaketaren eta tixokonformaketaren arteko desberdintasunak bereizten dira, eskema baten bidez. Irudian ikusten denez, prozesuaren faseak nabarmen murrizten dira erreogaldaketan.

TIXOKONFORMAKETA



ERREOGALDAKETA



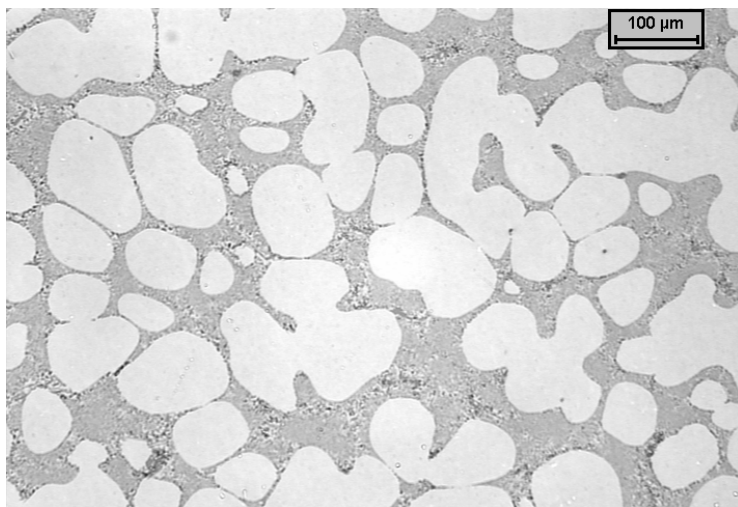
4.23. irudia. Tixokonformaketa- eta erreogaldaketa-prozesuen arteko konparaketa.

Mikroegiturari dagokionez, oso antzekoak dira tixogaldaketa eta erreogaldaketaren bidez lortutako produktuak. Beharbada, erreogaldaketaren prozesuan (birberoketa kendu denez) bukaerako mikroegitura homogeneoagoa izan daiteke. Tixoformaketa-prozesuarekiko erreogaldaketaren beste abantaila batzuk honakook dira:

- Tixoforjaketarekin konparatuta, pieza bera erreogaldaketaren bidez ekoiztea merkeagoa da. Hala ere, ez da erraza izaten diferentzia kalkulatzea, erreogaldaketarako erabili behar den tresneria (inbertsioa) nahikoa handia baita.
- Tixoforjaketan likido/solido frakzio bolumetrikoen erlazioa nahikoa mugatua izaten da (% 50 ingurukoa); erreogaldaketan, aldiz, askatasun handiagoa dago erlazio hori aldatzeko. Matrizearen betetze-lana erraztu egin dezake horrek, baita geometria zailagoko piezak egitea ahalbidetu ere. Likidoaren frakzio bolumetrikoa asko handituz gero, prozesua *squeeze casting* bihur daiteke mugan.
- Erreogaldaketan, α globuluen barruan ez da likidorik izaten. Aldiz, nahikoa ohikoa izaten da hori tixokonformaketetan. Bukaerako propietate mekanikoetan hasierako likido horrek ez du eraginik. Aldiz, portaera erreologikoari dagokionez, likido hori globulu solidoen artean ez dagoenez (ez ditu globuluak bustitzen), ez du balio biskositatea jaisteko. Beraz, portaera erreologikoari dagokionez likido-fasea baliagarriagoa da.
- Amaitzeko, eta hasieran genioen legez, aleazio mota gehiago erabiltzeko aukera badago, baita prozesua magnesio-aleazioei aplikatzekoa ere [4.25].

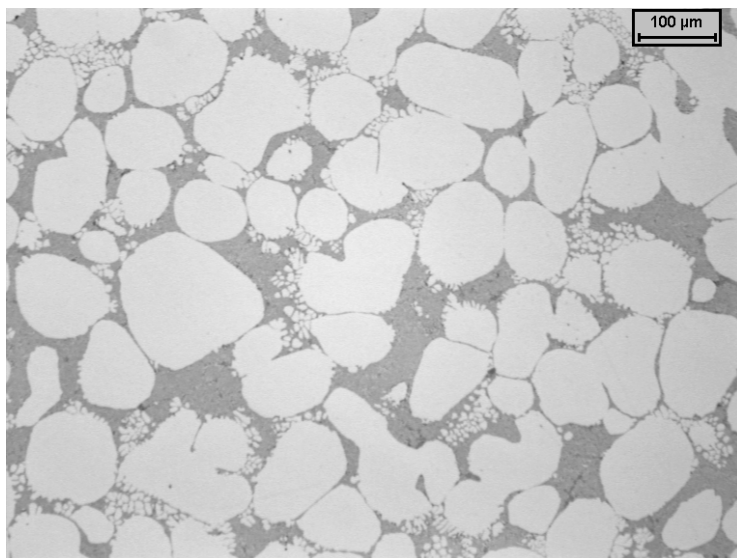
Erreogaldaketaren kontrol nagusia (mikroegiturari eta ondorengo akatsik gabeko piezagintzari dagokienez) egitura globularreko totxo erdisolidoa lortzean datza. Totxo hori oso txikia izaten denez (pieza bakar bat egiteko behar den materiala erdisolidotzen da arrago txiki batean; ondorioz, erreogaldaketazko instalazio industrialetan erruleta forma osatuz hainbat arrago, dozena bat adibidez, egoten dira), errazagoa da egitura globularra lortzea. Horretarako ale-fintzaileak eta nukleazio heterogeneoaren aban-

tailak erabiltzen dira (azken horrek likidoak arragoaren paretaren kontra jotzean sortzen den nukleo-multzoarekin dauka lotura [4.26]).



4.24. irudia. A357 aleazio baten mikroegitura globularra erreogaldaketa-prozeduraren bidez egina [4.27].

4.24. irudian [4.27] erreogaldaketaren bidez lortutako A357 aleazio baten mikroegitura ikusten da. Materiala urtu eta desgasifikatu ondoren arrago txiki batean isuri dute. Pieza egiteko, totxo hori matrizean injektatu ordez tenplatu egin dute, egoera erdisolidoko mikroegitura aztertzeko asmoz. Irudian ikusten denez, ale-fintzaileak (kasu honetan, Ti) erabiliz eta solidotze-hozketa kontrolatuz mikroegituraren globulizazio egokia lortu da. Amaitzeko, aleazio berarekin erreogaldaketa bidez egindako pieza baten mikroegitura ikusten da 4.25. irudian [4.27] (automobil baten biela da pieza). Aurreko mikroegiturekin konparatuta, desberdintasunak oso txikiak dira.



4.25. irudia. Erreogaldaketaren bidez A357 aleazioarekin egindako biela baten mikroegitura [4.27].

4.5. ONDORIOAK:

ALTZAIKURUEN, BURDINURTUEN, ALEAZIO ARINEN ETA KONPOSITEEN ARTEKO LEHIA

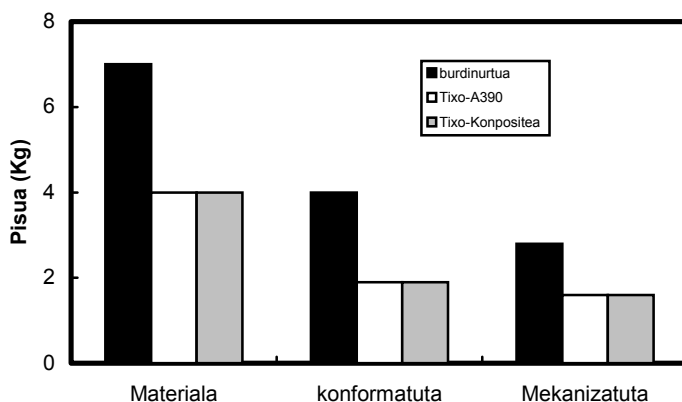
Materialen arteko lehia handia dabil gaur egun garraio-sektorean, automobilgintzan bereziki. Piezak ahalik eta prezio merkeenean egitea eta, era berean, ingurumen-baldintzak betetzea (produktzio garbia) dira helburu nagusiak. Gaur egungo ekoizpen-sisteman dauden eraginkortasun txikiko faseak aldaraztea dakar horrek. Horretarako, honako irizpideok izan behar dira kontuan:

- Piezaren ekoizpen-prozesuan galtzen den material-kantitatea gutxitzea.
- Pieza ekoizteko kontsumitu behar den energia-kantitatea murriztea (hor ere materiala lortzeko erabiltzen den energia hartu behar da kontuan).
- Osagaiaren kalitatea (alderdi guztietatik) igotzea.

Atal honetan aurkeztu ditugun teknikak egokiak dira aipatutako helburuak (batzuetan bakarra, denak besteetan) betetzeko. Horrenbestez, manufaktura-teknologian izan diren aurrerapenei esker oso bide desberdinak daude kalitate oneko osagai edo piezak ekoizteko. Aleazio arinei dagokienez, hona hemen aipagarrienak: forjaketa, tixokonformaketa, *squeeze casting*-a, erreogaldaketa eta injeziozko galdaketa. Teknika horiek erabiliz osagaiaren pisua nabarmen jaits daiteke, altzairuzko edo burdinurtuzko ohiko pieza baten ordeztu jartzen bada. Duela urte batzuk ezinezkoa izaten zen –askotan– aldaketa hori piezaren propietate mekanikoak galdu gabe. Atal honetan aurkeztu diren teknika berriei esker, lortzen diren propietateak nahikoa dira –gehienetan– betebeharrak mekanikoak ondo betetzeko. Automobilari dagokionez, osagai arinagoa erabiltzeak honako abantailak ekar litzake: energia-kontsumoa murriztea, poluzioa gutxitzea, erabiltzaileen erosotasuna hobetzea eta zarata zein bibrazioak jaisteak. Dena den, teknika berri horiek erabiltzeak badu arazorik ere. Nagusia, kostua.

4.26. irudian [4.28] automobil baten balazta-danborraren pisu-konparaketak dituzue, hainbat material eta prozesaketaren arabera. Hiru material hartu dira kontuan irudi horretan: burdinurtu bat, A390 aluminio-aleazioa eta aluminiozko matrizedun konposite bat. Prozesaketaren aldetik, burdinurtuarekin ohiko sistema erabili da; beste bi kasuetan,

tixokonformaketa. Eraitzen arabera, ez dago zalantzarik pisua nabarmenki murrizten dela aluminio-aleazioa edo konpositea erabiltzen direnean. Azken bi material hauen artean diferentzia txikiak daude, baina burdinurtuarekin konparatuta pisu-jaitsierak handiak dira.

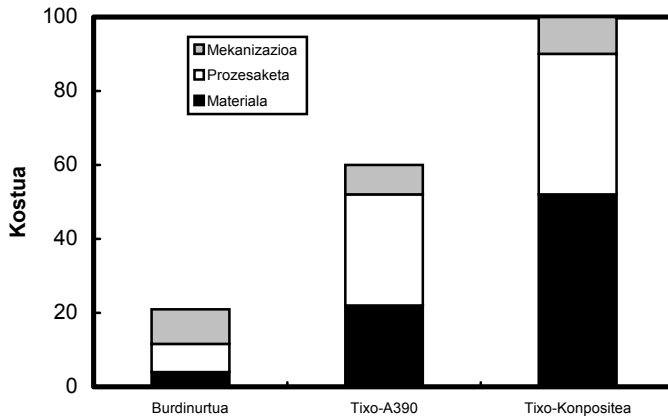


4.26. irudia. Automobil baten balazta-danborraren pisu-konparaketak, hainbat material eta prozesaketaren arabera [4.28].

Balazta-danborraren kostua kontutan hartzen denean egoera nabarmenki aldatzen da, 4.27 irudian ikusten denez [4.28]. Irudian pieza garestiari 100 balioa adierazi zaio eta gainontzeko bi kasuei horren arabera irudikatu dira. Burdinurtuaren kasuan materiala eta prozesaketa askoz merkeagoak dira. Bestalde, tixokonformaketaren bidez ekoiztutako piezak konparatzen badira, argi dago konpositearen kostua oso altua dela; aldiz, A390 ohiko aluminio-aleazioa merkeagoa da.

4.26. eta 4.27. irudiek gaur egungo pieza askoren egoera adierazten dute. Pisuaren aldetik, aleazio arinekin lortzen diren abantailak nabarmenak dira; hala ere, kostua beti azaltzen da alderdi negatibo gisara. Ondorioz, materialen eta prozesaketen aukeraketa piezaz pieza eta kasuz kasu egin behar da. Batzuetan onargarri izaten dira kostu handiagoak (goi-mailako

automobiletan, adibidez); automobil merkeetan, ordea, zaila (garestia) da horrelako aldaketak aplikatzea. Nolanahi dela ere, ez da erraza izaten aukeraketa horiek egitea. Energia-kontsumoa (eta zeharkako CO₂ isurpenak) gutxitzea helburu nagusizat hartuz gero, bada oraindik zer hobetua eta aldatua.



4.27. irudia. Balazta-danborraren kostu-konparaketak [4.28].

4.6. ERREFERENTZIAK

- 4.1. Winterbottom, W.L., Metallurgical Sci. Technol., 18, 2000, 5.
- 4.2. Spencer, D.B., Mehrabian, R. eta Flemings, M.C., Metall. Trans., 3A, 1972, 1925.
- 4.3. Flemings, M.C., Metall. Trans., 22A, 1991, 957.
- 4.4. Valer, J., Doktorego tesia, Tecnun, Donostia, 1995.
- 4.5. Kirkwood, D.H., Intern. Mater. Rev., 39, 1994, 173.
- 4.6. Blais, S., Loue, W. eta Pluchon, C., *4th Intern. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Components*, D.H. Kirkwood eta P. Kapranos arg., Sheffield, 1996, 187.
- 4.7. Elias, L.G., Ogilvy, A.J.W., Leathman, A.G. eta Kahl, W., *Proc. Conf. of PM, Aero 91*, Lausana, 1991, 41/1.
- 4.8. Liang, X. eta Lavernia, E.J., Metall. Trans., 25A, 1994, 2341.
- 4.9. Valer, J., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., Rev. Metal., 32, 1996, 231.
- 4.10. Ward, P.J., Atkinson, H.V., Anderson, P.R.G., Elias, L.G., Garcia, B., Kahlen, L. eta Rodriguez Ibabe, J.M., Acta Mater., 44, 1996, 1717.
- 4.11. Chiarmetta, G., *4th Intern. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Components*, D.H. Kirkwood eta P. Kapranos arg., Sheffield, 1996, 204.
- 4.12. Davidson, C.J., Griffiths, J.R., Badiali, M. eta Zanada, A., Metallurgical Sci. Technol., 18, 2000, 27.
- 4.13. Kapranos, P., Kirkwood, D.H., Atkinson, H.V., Rheilander, J.T., Bentzen, J.J., Toft, P.T., Debel, C.P., Laslaz, G., Maenner, L., Blais, S., Rodriguez Ibabe, J.M., Lasa, L., Giordano, P., Chiarmetta, G. eta Giese, *6th Int. Conf. on Semisolid Processing of Alloys and Composites*, 2000, 741.
- 4.14. Lasa, L. eta Rodriguez Ibabe, J.M., Scripta Mater., 46, 2002, 477.
- 4.15. Lasa, L., Doktorego tesia, Tecnun, Donostia.
- 4.16. Valer, J., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., Rev. Metal., 33, 1997, 10.
- 4.17. Valer, J., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., Key Engineering Materials, 127-131, 1997, 911.

-
- 4.18. Valer, J., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *4th Intern. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Components*, D.H. Kirkwood eta P. Kapranos arg., Sheffield, 1996, 326.
- 4.19. Valer, J., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Scripta Metall. Mater.*, 34, 1996, 483.
- 4.20. Valer, J., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *ECF10. Structural Integrity: Experiments, Models and Applications*, Berlin, EMAS, II, 1994, 1181.
- 4.21. Clyne, T.W. eta Withers, P.J., *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, 1993.
- 4.22. Basner, T., SAE Technical papers 2000-01-0059, Warrendale, 2000.
- 4.23. *Rheocasting: an Innovative and Ecological Process for Light and Cost Effective Applications in Different Industrial Sectors*, EU proiektua GRD1-2001-40422.
- 4.24. Pechiney txostena, *Development of Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloys for Automotive Components*, EU proiektua BRPR-CT96-0284, 2000.
- 4.25. Kaufmann, H., eta Uggowitzer, P.J., *Advanced Eng. Mater.*, 3, 2001, 963.
- 4.26. Haga, T. eta Suzuki, S., *J. Mater. Proc. Technol.*, 118, 2001, 169.
- 4.27. Da Silva, M., Doktorego tesia, Tecnun, Donostia.
- 4.28. Kapranos, P., Kirkwood, D.H., Atkinson, H.V., Rheilander, J.T., Bentzen, J.J., Toft, P.T., Debel, C.P., Laslaz, G., Maenner, L., Blais, S., Rodriguez Ibabe, J.M., Lasa, L., Giordano, P., Chiarmetta, G. eta Giese, *Journ. Mater. Proces. Technol.*, 135, 2003, 271.

5.

EGITURETAKO ALTZAIRUAK

- 5.1. Sarrera: egituretako altzairuen erronkak**
- 5.2. Isurketa jarraituan izan diren berrikuntzak**
- 5.3. Labe garaitik labe elektrikora: aldaketa teknologiko handiak erabaki ekonomiko baten eskutik**
- 5.4. Elastikotasun-muga (eta zailtasuna) igotzeko beharra**
- 5.5. Soldadurak sortzen dituen arazo berriak**
- 5.6. Suarekiko erresistentzia**
- 5.7. Ondorioa: altzairuaren eta beste material batzuen arteko lehia**
- 5.8. Erreferentziak**

5.1. SARRERA:

EGITURETAKO ALTZAIRUEN ERRONKAK

Egituretako altzairuen erabilera-eremua zabala da oso, baita –ondorioz– ugariak altzairu motak ere. Hona hemen zein eginkizun eta sektoretan erabiltzen diren, besteak beste, altzairuok [5.1]:

- Ontzigintzan (merkantzia-ontziak egiteko, bereziki).
- Automobilgintzan eta gainerako garraio-alorretan.
- Itsasoko gas- eta petrolio-plataformetan.
- Gas- eta petrolio-hodiak egiteko.
- Hormigoi armaturako barrak egiteko.
- Zubietarako eta eraikuntza zibilerako profilgintzan.

Altzairu mota oso desberdinak behar dira, beraz, aplikazio hain ugari eta berezietarako. Eginkizun batzuetarako produktu lauak (txapak, batik bat) ekoitzi behar izaten dira; beste batzuetarako, berriz, produktu luzeak. Baterako zein besterako erresistentzia mekaniko handia behar du altzairuak. Horrez gain, beste propietate hauek ere izan behar ditu, aplikazioen arabera [5.2]:

- Zailtasun handia (itsasontzietan, plataformetan eta hodietan, adibidez)
- Portaera mekaniko ona karga aldakorrek jasateko (nekearekiko portaera)
- Korrosioarekiko erresistentzia

Horiez gain, honako prozesatze-propietate hauek ere beharrezkoak izan daitezke:

- Soldagarritasuna (ia kasu gehienetan)
- Hotzeko deformagarritasuna

- Mekanizagarritasuna eta ebakigarritasuna
- Galvanizazioa eta gainazalak estaltzeko beste hainbat prozedura

Aipatutako ezaugarri horiek altzairuaren berdintasuna eskatzen dute. Propietate mekanikoei dagokienez, berriz, berdintasun hori mikroegitura eta konposizio kimikoarekin lotu beharra dago. Horrez gain, askotan dimentsio-berdintasunak ere behar izaten dira. Hori guztia ahalik eta kostu txikienean, jakina.

Baldintza horiek betetzearren, etengabeko aldaketa-bidean dabilta egituretako altzairuak. Aurreko kapitulueta adibideetan ere ikusi dugunez, bi helburu nagusi dituzte aldaketek:

- Propietate hobeak lortzea
- Prozesu-kostuak murriztea

Noski, alor bateko helburuak lortzearren aldaketaren bat egiten den gehienetan, beste arlo batzuetan ere aldaketak azaltzen dira.

Egituretako altzairuen taldea hain zabala izanik, familia jakin batez bakarrik –profilei buruz, alegia– arituko gara kapitulu honetan. Berezitasun hauek hartu ditugu aintzat profilak aukeratzeko:

- Profilen historia oso luzea da (XIX. mendean hasi zen). Era berean, etengabeko aldaketa-prozesua izan dute produktu hauek.
- Altzairuaren konposizio kimikoan, prozesaketan eta portaera mekanikoan izan dira aldaketak. Beraz, prozesu osoaren ia atal bat bera ere ez da hobekuntzarik gabe geratu. Azken hamarkadetan, gainera, oso aldaketa nabarmenak ari dira izaten.
- Erabakigarria izan da aldaketa guztietan profilaren azken kostua.

- Diseinu aldetik bide berriak jorratzeko aukera ekarri diete aldaketek arkitekto eta ingeniariari.

Aipatutako ikuspuntuak kontuan harturik, honako aldaketa hauek aztertuko ditugu kapitulu honetan:

- Ia bukaerako formen teknologiaren aplikazioa isurketa jarraituan
- Burdingintza integraletik labe elektrikoko altzairugintzara
- Portaera mekanikoa igotzeko premia
- Soldaduraren erabilpen zabalak sortzen dituen eskakizun berriak
- Suteen arazoa

Kasu guztietan, erabaki teknologikoak materialaren zientzian oinarritu izan dira, baina, era berean, ikuspuntu ekonomikoen garrantzia ere adierazten dute.

5.2. ISURKETA JARRAITUAN IZAN DIREN BERRIKUNTZAK

Antzina, lingote-ontzietan solidotzen zen profilak egiteko altzairua. Ondoren, lingoteak berotu eta nabarmen deformatzen ziren, arbastu-treanean, ijezkailutik akabatzeko pasatu aurretik. 1960ko hamarkadan, isurketa jarraitua hedatzen hasi zenean, asko erraztu zen prozesua. Alde batetik, totxo karratuak solidotzeak erraztu egiten zuen altzairua berotzea. Bestalde, arbastatzeko ere deformazio txikiagoa aplikatu behar izaten zen. Isurketa jarraituari esker honako abantaila hauek lortu ziren:

- Produktibitate handiagoa (totxoak eta lingoteak bereiztea)

- Lingoteekin konparatuta, propietate hobeak izatea totxoek (segregazio-arazoak...)
- Instalazioen sinplifikazioa (lingoteak berotzeko instalazioak eta arbastaketaren pauso batzuk ezabatu egin ziren)

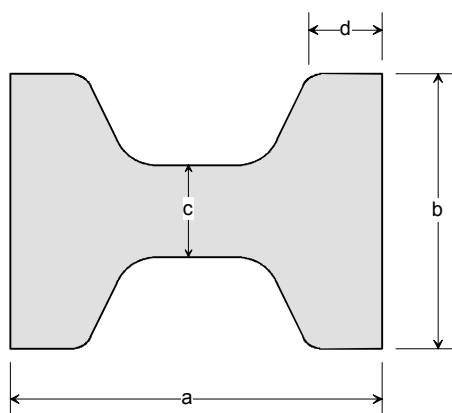
Dena den, lauki batetik H edo I formako profilak ateratzeko, deformazio eta iraganaldi asko aplikatu behar da. Beraz, artean ere bazegoen hobekuntzarik egiterik isurketa jarraituan. Horretarako, lauki batekin hasi ordez, bukaerako formatik hurbilago zeuden beste sekzio batzuk solidotu beharra zegoen.

Produktu lauen ekoizpenean ia bukaerako formak egiteko erabili beharreko teknologia aztertu dugu 3. kapituluan. Hurbilketa teknologiko hori produktu luzeak ekoizteko ere erabiltzen da, hainbat formatako profilak ijezteko batez ere. Berez, produktu lauak egiteko baino lehenago hasi zen aplikatzen ia bukaerako formen isurketa jarraitua profiletan. Lauki formako totxo bat solidotu ordez, *beam blank* edo zakur-hezur forma duen sekzioa egiten da isurketa jarraituan. 5.1. irudiko eskeman duzue horren adibidea.

Kanadako Algoma enpresan jarri zuten martxan lehenbizikoz aldaketa hori, 1968. urtean. Hurrengo urteetan Ameriketako Estatu Batuetako eta Japoniako zenbait lantegitan hasi zen aplikatzen. Europara, berriz, 90eko hamarkada arte ez zen heldu aldaketa. Gaur egun, mundu osoko 25 bat altzairutegik erabiltzen dituzte zakur-hezur formako sekzioak profilak ijezteko [5.3]. Euskal Herrian, Arcelor taldeko Olaberriako plantak erabiltzen du teknologia hori.

5.1. taulan [5.4] dituzue ohiko isurketa jarraituaren (hau da, totxoan oinarritua) eta *beam blank*-en oinarritutako geometriaren artean NKK

enpresa japoniarrean egindako konparaketa batzuk. Kalkuluak HE 800x300 geometria duen profila egiteko dira. Konparaketak erakusten duenez, ijetzki aurretik altzairua birberotuz gero % 10 energia gutxiago behar da, *beam blank*-en kasuan. Era berean, ijezketan zehar deformazio osoa txikiagoa denez –ia bukaerako formei esker–, ijezketaren produktibitatea % 35a igotzen da. Bestalde, isurketan sortzen diren gainazaleko akatsak (geometria handietan, bereziki) askotan garbitu behar izaten dira ijetzki aurretik. *Beam blank* erabiliz gero, ordea, ohiko prozedurarekin baino askoz gutxiago (erdia ere ez) egin behar izaten da egokitze hori.



a (mm)	b (mm)	c (mm)	d (mm)
450	400	120	75
533	230	50	46

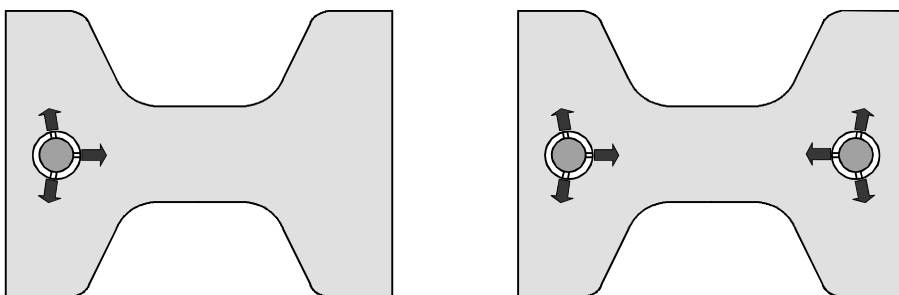
5.1. irudia. *Beam blank* edo ‘zakur-hezurra’ deritzon sekzioaren eskema, isurketa jarraituaren bidez lortuta. Dimentsio desberdinetako bi adibide industrial ditu irudiak.

Banatzaitetik moldera isurtzen da altzairu likidoa. Horretarako, moldearen geometria *beam blank* formari egokitu behar zaio. Kasu batzuetan, isurketa irekia izaten da; besteetan, berriz, isurbide-inbutua erabiltzen da metal likidoa airetik babesteko. Isurketari dagokionez, bi prozedura erabiltzen dira, zakur-hezurraren geometriaren arabera. Batzuetan zorrotada bakarra erabiltzen da; besteetan, berriz, bi zorrotada batera aplikatuz betetzen da

geometrietan moldea. Lehenengoari dagokionez, moldearen geometriarekiko albo batera izaten da zorrotada, 5.2. irudiko eskeman ikusten denez.

5.1. taula. HE 800x300 profila egiteko totxoan ala *beam blank*-ean oinarritutako isurketa jarraituen arteko diferentziak honako prozesaketa-aldietan [5.4]

Prozedura	Birberotze- -energia (kcal/t)	Ijezketaren produktibitatea (t/h)	Ijezketa aurreko egokitzea
Totxoa	$361 \cdot 10^3$	97	
Beam blank	$323 \cdot 10^3$	134	Besteak baino % 50 gutxiago



5.2. irudia. *Beam blank*-en moldea betetzeko zorrotada bakarreko ala bi zorrotadako prozeduren eskema.

Asko erabiltzen da gaur egun molde-geometria [5.3]. Kasu batzuetan, erdiko lodiera txikia izaten da (50 mm inguru). Horrelakoetan, plantxoi meheekin sortzen ziren arazo berberak azal daitezke solidotze-unean. 3.2.3 atalean aipatu genuenez, solidotzean tarte peritektikoan sor daitezkeen bolumen-aldaketek kalte egin diezaiokete isurketari. Plantxoi meheekin egiten zen bezala, kasu honetan ere gerta daiteke karbono-edukia jaitsi behar izatea.

Dena den, erabaki horrek hainbat abantaila ere ekarri ohi ditu, altzairuaren soldagarritasunari dagokionez batik bat, geroago ikusiko dugunez.

Beste bi ikuspuntu ere hartu behar dira kontuan. Batetik, *beam blank*-en geometria erabiltzeko, ijezketa aurreko berotze-labea egokitu egin behar izaten da batzuetan (totxotik tamaina handiko *beam blank* batera pasatzen bada, nabarmen alda daitezke berotze-baldintzak labe barnean) [5.5]. Bestetik, gogoratu isurketa mota honekin zuzeneko ijezketa aplikatzea badagoela. Nolanahi ere, praktikan beroko ijezketa aplikatzen da gehienbat, hau da, altzairua berotan sartzen da labean, baina haren tenperatura nahikoa jaitsi da austenita/ferrita transformazioa gauzatzeko. Horrenbestez, ijezketa hasi aurretik, berriro ferritatik austenitara pasatzeak nabarmen fintzen du ale-tamaina eta ezabatu egiten da solidotzeak sortutako egitura larria.

5.3. LABE GARAITIK LABE ELEKTRIKORA: ALDAKETA TEKNOLOGIKO HANDIAK ERABAKI EKONOMIKO BATEN ESKUTIK

Bi prozesu nabarmendu behar dira profilen produkzioan. Batetik, labe garaiaren teknologia izan da nagusi –industria handiaren babespean– profilak ijezteko behar zen altzairua ekoizteko; bestetik, labe elektrikoaren erabilera nagusitu zen industria txikiagoaren inguruan. Liburu honen lehenengo bi kapituluetan adierazi dugunez, aldaketa handiak eragin ditzakete bi erabaki horiek altzairuaren ezaugarrietan.

Bigarren taldeko lantegiek, hau da, txatarrean eta labe elektrikoko teknologian oinarritutako taldeek, urtez urte baieztatu dute ekoizpen-bide hori oso egokia dela kalitate handiko profilak egiteko. Horretarako, garrantzi handiko pausoak izan dira altzairuaren finketa sekundarioan lortutako hobekuntzak. Hori dela eta, kalitate handiko produktuak egiteko prozedura egokiak garatuta zeudenez, ekonomiaren ikuspegitik nahikoak dira labe elektrikoko teknologiararen abantailak ekoizpen-bide horri aukera guztiak emateko. Horixe da, hain zuzen ere, gertatzen ari dena.

Euskal Herrian gaur egun dauden profilak ekoizteko plantak –Olaberrikoa eta Bergarakoa; lehen Aristrain taldekoak, orain Arcelor-ekoak– hasiera-hasieratik jabetu ziren labe elektrikoaren abantailez. Gainerako lantegiek, ordea, ez dute bide beretik jo. Luxenburgoko Differdange-ko ProfilArbed lantegi ospetsuak, adibidez, itxi egin zituen labe garaiak 1994. urtean eta goitik behera birmoldatu zuen lantegia labe elektrikoko teknologia martxan jartzeko [5.6]. Lehendik ere aipatu ditugun arren, berriro azalduko ditugu ekoizpen-aldaketa horrek altzairuaren ezaugarrietan eragindako desberdintasunak [5.6]:

- Nitrogeno osoaren kopurua 40 ppm-tik 100-ppm-ra igotzea (zabalagoa ere izan daiteke tarte hori).
- Hondar-elementuak agertzea konposizio kimikoan (kobrea, eztainua, kromoa, molibdenoa...).
- Solidotze-abiadura handiagoa (eta, ondorioz, segregazio txikiagoak).
- Ijzketan zehar aplikatutako deformazio osoa txikiagoa izatea.

Beraz, aldaketa horiek guztiak bukaeran produktu berdina eta propietate berdinak eduki behar zituzten profiletan gertatzen ziren. Hondar-elementuak txatarraren kalitatearen bidez kontrolatzen dira; nitrogenoaren kasua, ordea,

konplexuagoa da. Bigarren kapituluaz azaldu dugunez, nitrogeno askearen kantitatea mugatu egin behar da zailtasun minimo bat lortzeko. Profilen kasuan ere, nitruroak sortzeko egokiak diren elementuak erabiliz lor daiteke hori. Horretarako ere titanioa da elementu egokiena [5.6].

Lantegi berean kalitate desberdinetako profilak ekoizten direnez, lortu behar diren elastikotasun-mugaren eta zailtasunaren konbinazioak oso desberdinak izaten dira. Zailtasun-betebeharrak zorrotzak ez badira, ez dago titanioa erabili beharrik; komeni izaten da, aldiz, zailtasun handiko profiletan nitrogeno askea ahalik eta baxuena izatea, baita ferritaren ale-tamaina xehea izatea ere. Horrelakoetan, % 0,015etik % 0,025erainoko titanio-edukia erabil daiteke [5.6, 5.7].

5.4. ELASTIKOTASUN-MUGA (ETA ZAILTASUNA) IGOTZEKO BEHARRA

Altzairu mota hauen arazo handienetarikoa bat honakoa izaten da: elastikotasun-muga igotzea, zailtasunik galdu gabe. Egituretako altzairuetan, aplikazio jakin baterako materialaren lodiera eta pisua jaistea badago, altzairuaren erresistentzia igotzen baldin bada. Karga-egoeraren arabera izaten da abantaila hori. Tentsioak ardatz bakarrekoak (uniaxialak) baldin badira (hau da, trakziopekoak ala konpresiopekoak bakarrik), tentsioarekiko alderantziz proportzionala da pisua. Hori da lor daitekeen jaitsiera handiena. Habe bat makurdupean baldin badago, edo xafla batek uniformeki banatutako karga bat jasaten badu, pisan jaitsiera garrantzitsua lor daiteke, baina ez hain nabarmena. Kasu bakoitzari dagokion erlazioa 5.2. taulan duzue (ikus [5.8] erreferentzia).

Era berean, 5.3. irudian dago altzairuaren elastikotasun-mugaren aldaketaren eragina pisuaren jaitsieran, aurreko hiru erlazio horietarako. Bistakoa da, beraz, elastikotasun-muga 275 MPa-tik 460 MPa-ra igotzeak abantaila nabarmenak dakartzala pisuari dagokionez (aipatu balioak kalitate estandarrak dira; datuak ksi unitateetara pasatuz gero, 40 ksi-tik 65 ksi-ra igotzen dira).

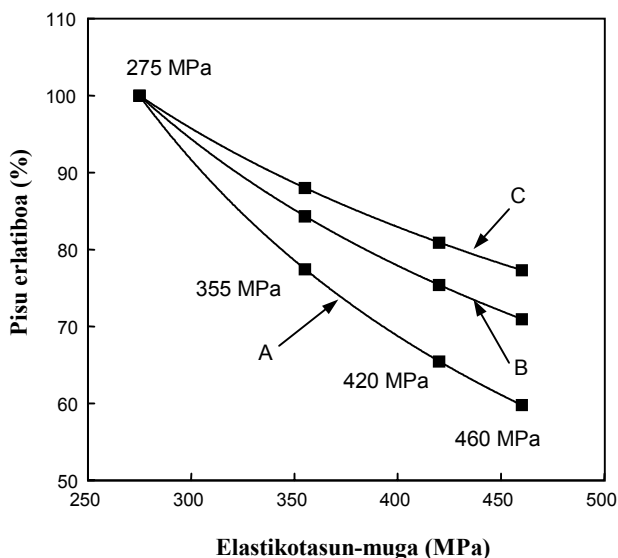
5.2. taula. Pisuaren eta tentsioaren arteko erlazioa, tentsio-egoeraren arabera.

Tentsio-egoera	Karga uniaxiala	Habea makurdurapean	Xafla uniformeki banatutako kargapean
Pisuaren menpekotasuna tentsioarekiko	$1/\sigma$	$1/\sigma^{2/3}$	$1/\sigma^{1/2}$

Pisua jaisteak beste zenbait onura ere badakar. Garraioa, adibidez, merkatu egiten du, baita fabrikazio-kostuak murrizten ere. Soldadurari lotutako arazoak eta kostuak dira aipatzekoak kostuen alorrean. Habearen lodiera txikiagotuz gero, soldaduran erabili behar den material-bolumena ere murriztu egiten da (ondorioz, baita soldaduraren kostuak ere) [5.9].

Bestalde, erresistentziaz gain, altzairuaren zailtasuna ere kontuan hartu behar da. Dimentsio handiko eraikinak aztertzen direnean, ezin da inoiz esan 'akatsik gabeko' egitura baten aurrean gaudenik. Batzuetan, materialaren prozesaketan sortuak izaten dira akatsak; beste batzuetan, eraikuntza egitean edo horren ondoren agertzen dira (korrosioak edo neke-pitzadurak sortuak). Onartu beharra dago, beraz, egitura metalikoek akatsak (mikropitzadurak) izan ditzaketela. Egitura metalikoen diseinuan akatsik baldin badago, honakoa erabiltzen da irizpidetzat: pitzadura hedatzen hasi aurretik, materialak plastikoki deformatzen hasi behar du. Hau

da, erabat eragotzi behar da etendura hauskorra. Horretarako, ordea, altzairuaren zailtasunak balio minimo bat bete behar du.



5.3. irudia. Elastikotasun-muga igotzearen eragina pisuaren jaitsieran (A: karga uniaxiala, B: habea makurdurapean, C: xafla uniformeki banatutako kargapean).

Profilak egiteko erabiltzen diren materialei dagokienez, zailtasuna neurtzeko prozedura hedatuena Charpyren saiakuntza da. Definitzen den parametroa 27 J-ri dagokien tenperatura da (gainerakoetan 40 J eskatzen da, gutxienez). Diseinuari dagokionez, ordea, K_{Ic} edo J_{Ic} parametroak erabiltzen dira akats baten portaera ezagutzeko. Kasu askotan, ezagutzen den balio bakarra Charpyren saiakuntzaren bidez lortutakoa izaten da. Ondorioz, entsegu asko egin behar izan dira bi saiakuntza mota horien arteko loturak aurkitzeko, hau da, K_{Ic} parametroaren eta Charpyren emaitzaren artekoak. Altzairu ferritikoei dagokienez, Wallin-ek honako erlazioa betetzen dela baieztatu du [5.10]:

$$T_{100\text{MPa}\sqrt{m}} = T_{27J} - 18^{\circ}\text{C} \text{ (altzairuaren lodiera 25 mm-rako)} \quad (5.1)$$

Erlazio hori oinarri harturik, badago auresatea altzairuaren portaera hauskorra egitura metalikoetan. Eredu mota hori erabiltzen du Eurocode 3 europar arauak. Horrez gain, deformazioa, deformazio-abiadura eta lan-tenperatura ere aintzat hartzen dira arau horretan. Hori dena kontuan hartuz gero, kalkulatzeko den tenperaturaren balioa altzairuak duen erresistentzia era hauskorrean hausteko behar duena baino altuagoa baldin bada, egituraren segurtasuna bermatuta dago.

Bestalde, nahiz eta altzairuaren portaera guztiz harikorra izan lan-tenperatura baterako, altzairuaren zailtasuna ez baldin bada nahikoa, akatsen hedapen harikorra gerta daiteke. Beraz, zenbait aplikaziotan J integral altua behar da [5.11]. Bestalde, akats jakin baterako (hau da, haren dimentsioak eta geometriak aldatu gabe) altzairuaren elastikotasun-muga igotzen baldin bada, materialaren zailtasunak ere gero eta hobeia izan behar du pitzadura ez hedatzeko. Gogora dezagun J integralaren eta trakziopean diharduen tentsio baten arteko erlazioa $J \propto \sigma^2$ dela [5.12]: argi dago, beraz, elastikotasun-mugarekin batera zailtasuna ere igo egin behar dela akatsen hedapen harikorraren arriskuak saihesteko. Kasu honetan ere erlazio enpirikoak garatu dira J_{Ic} balio kritikoa Charpyren energia harikorrarekin erlazionatzeko [5.13].

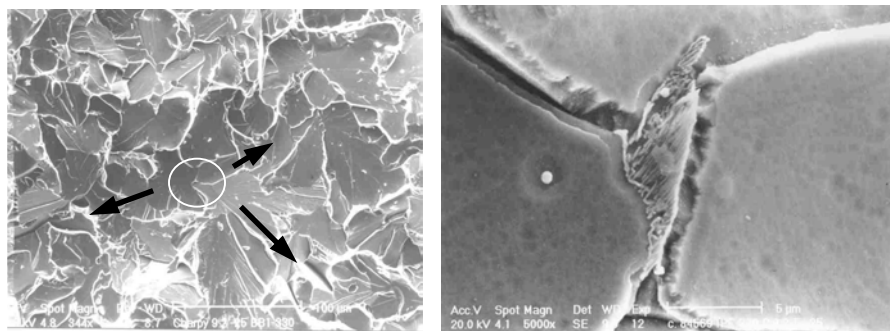
Elastikotasun-muga igotzeko dagoen bide bakarra tratamendu termomekanikoarena da. Datorren atalean ikusiko dugunez, altzairu mota hauek bete behar dituzten ezaugarriek nabarmen murrizten dituzte soldagarri izateko gainerako bideak (karbono-edukia igotzea, adibidez). Ondorioz, honako gogortze-mekanismoak erabiltzen dira elastikotasun-muga igotzeko, tratamendu termomekanikoen bidez:

- Ferritaren ale-finketa
- Hauspeatzea
- Fase gogorrek sortzea

Zailtasun-betebeharren arabera, lehenengo bidea mikroegitura ahalik eta xeheena lortzea da. Horrez gain, geroago aipatuko dugunez, altzairuaren garbitasuna –eta, bereziki, partikula hauskorren kontrola– ziurtatu behar da.

Lehendik ere esana dugunez, komeni izaten da karbono-edukia jaistea soldagarritasuna hobetzeko. Horrez gain, ia bukaerako formen isurketa jarraitua erabiltzen baldin bada, erreakzio peritektikoari dagozkion mugak ere kontuan hartu behar dira (ikus 3. atala). Beraz, argi dago karbono-edukia % 0,9-0,10etik beherakoa izango dela askotan. Bestalde, zailtasuna kontuan hartuz gero –eta ikusirik perlita etendura hauskorren bultzatzailea dela–, karbono-edukia baxu mantentzea guztiz komenigarria da. Beraz, neurri batean altzairua ia erabat ferritikoa izan daiteke. 5.4. irudian honakoa ikusten da: Charpyren probeta batean etendura hauskorra zonalde perlitiko batean sortu dela [5.14].

Perlitaren eragin kaltegarria kuantifikatzea zaila da. Hurbilketa-gisa, Pickering-en adierazpena erabiliz gero, hauskor/harikor trantsizio-tenperatura ($^{\circ}\text{C}$ -tan adierazita) perlitaren edukia baino 2,2 bider gehiago igotzen da (beste lan batzuek diotenez, berriz, are handiagoa da menpekotasuna [5.15]). Karbonoarenaz gain, gainerako elementuen edukia ere kontuan hartu behar da. Askotan, lehengaitzat txatarra erabiltzen denez, altzairuaren ‘karbono baliokidearen’ proportzioa nabarmen igo daiteke, hondar-elementuei esker. Horrelakoetan, perlitaren frakzio bolumetrikoa ere handiegia izan daiteke.



5.4. irudia. Charpyren probeta baten hausturaren hasiera hauskorra zonalde perlitiko batean (egituretako altzairua, $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ -tan entseatua) [5.14]

Egoera horretan, jokabide egokiena honakoa izaten da: austenita-alearen kontrola ijezketan zehar eta transformazioa hasi arte. Altzairuari niobioa gehituz eta ohiko ijezketa kontrolatua aplikatuz ala Ti-V erabiliz birkristaltze ijezketa kontrolatuarekin lortzen da hori. Bi prozesu horiei buruzko adierazpenak [5.16] erreferentzian dituzue. Azken batean, alea titanioaren bidez kontrolatzen den bitartean, banadioa transformazioan zehar hauspeatzen da, ferritaren gogortasuna igoaraziz (ez dugu hemen aipatuko nola erabili behar diren niobioa eta banadioa era egokian hauspeatzearen bidez ale-finketa eta gogortzea lortzeko; informazio zabala ematen dute horretaz 2. kapituluko erreferentziek eta lehen aipatutako [5.16] liburuak).

Titanioa erabiltzen bada, austenitaren ale-tamaina kontrolatzeko muga batzuk azal daitezke. 2.4.2. atalean adierazi dugunez, titanio nitruroek txikiak izan behar dute austenita-alea kontrolatzeko. Horretarako, egokiagoa da *beam blank* geometria ohiko laukien isurketa jarraitua baino. Solidotu behar den bolumena txikiagoa denez, *beam blank*-en hauspeatze txikiagoak lor daitezke. Beraz, Ti era egokian erabiltzea ezinezkoa zen zenbait

egoetarako aukera berriak dakartza orain *beam blank*-ak (zer esanik ez isurketa jarraituaren ordeztu lingote-ontziak erabiltzen badira, egin behar diren habeak oso handiak direlako [5.17]; horrelakoetan, askoz handiagoak izaten dira arazoak).

Prozedura hauekin 420 eta 460 MPa-eko elastikotasun-mugak lor daitezke, zailtasuna maila egokian mantenduz. Balio horiek gaintu behar baldin badira, mikroegitura ferritikoak ez da nahikoa izaten (hori ere altzairuaren bukaerako lodieraren arabera izaten da: zenbat eta lodiagoa, orduan eta zailagoa) [5.18]. Horrelakoetan, ferritaz gain beste fase gogorrago batzuk ere lortu behar dira: bainita eta martensita, adibidez.

Fase gogorrago horiek lortzeko, altzairuaren konposizio kimikoa egokitu behar da eta, ia kasu guztietan, ijezketa amaitu ondoren hozketa azkarrak aplikatu. Egitura austenitikoak xehe mantendu behar denez, altzairuaren tenplagarritasuna igotzeko beste elementu batzuk sartu behar dira (molibdenoa eta nikela, adibidez).

Fase anitzeko mikroegitura horietan, honako prozedura hauek konbinatuz lortzen da erresistentzia handia [5.18]: oso fina eta sakabanatuta dagoen bainita-fasea, ferrita-alearen finketa handia, hauspeatze bidezko gogortzea eta dislokazio-dentsitate handia ferritan. Beraz, elastikotasun-mugaren igoera altzairuari karbono gehiago gehitu gabe lortzen da.

Elastikotasun-muga aipatu prozeduren bidez igotzen bada, trakzio-erresistentzia ez da hainbeste igotzen. Normalizazioaren ondorioz (edo ohiko ijezketaren bidez) lortutako mikroegituretan, elastikotasun-muga 355 MPa-tik behera baldin badago, σ_y/R_T erlazioa 0,60-0,75 tartean izaten da. Tratamendu termomekanikoen eraginez elastikotasun-muga gehiago

igotzen da trakzio-erresistentzia baino, eta σ_y/R_T erlazioa gero eta handiagoa izaten da, 5.5. irudian ikusten denez [5.19]. Ondorioz, deformazioz gogortzeko ahalmena txikiagoa da altzairu horietan, baita akatsen inguruetan deformazioak birbanatzeko duten aukera ere. Dena den, horrek ez du arazorik sortzen, mikroegitura horien zailtasuna oso handia izaten baita.

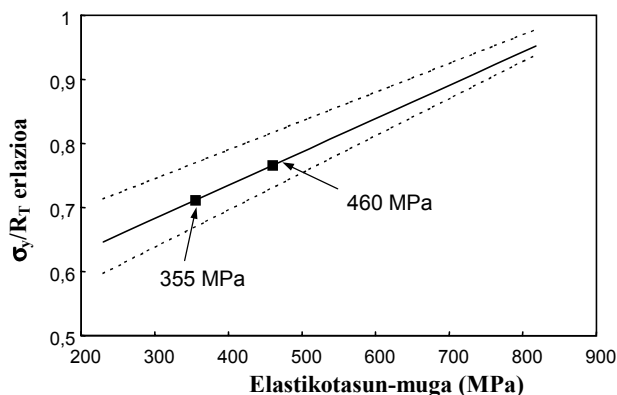
Ijotzi ondoren, ez da hain erraza hozketa azkarra erabiltzea H eta I formako habeetan. Produktu lauen tenperatura kontrolatzea nahikoa erraza den bitartean, geometriak ez du batere laguntzen profiletan (homogeneotasunari dagokionez). Lantegi askotan geometria eta dimentsio oso desberdinetako profilak ekoizten direnez, nahiko konplexua izaten da hozketa-prozedura orokorra jartzea. Hori guztia kontuan hartuta, bi prozedura erabil daitezke. Lehenengoan, altzairua azkar hozten da halako tenperatura jakin bateraino, produktu lauetan bezala. Hona prozedura horren helburuak:

- ale-hazkundera galaraztea (austenitarena eta ferritarena)
- transformazioan zehar nukleazioguneak igotzea (ale-finketa hobetzeko)
- fase gogorrak sortzea (bainita, bereziki)

Azkarra izan behar du hozketak, baina ez azkarregia ere, bestela hauspeatzea nabarmen murriztu baitaiteke. Ondorioz, hauspeakinen PTT kurbak ere kontuan eduki behar dira hozketa-abiadura egokiak definitzeko.

Beste prozedura QST (*quenching and self-tempering*, tenplaketa eta autoiraoketa) tratamendua da [5.20, 5.21]. Kasu honetan, azken ijezketa-iraganalditik ateratzean profila hozten da, gainazala tenplatuz baina tenperatura baxu horri barrualderaino iristen utzi gabe. Ondoren, hozketa

geldiarazi egiten da eta barneko beroak iraoketa-tratamenduaren efektua sortzen du (600 °C-tan inguru) gainazaleko tenperatura igotzean. Horri esker, oso konbinazio egokiak lor daitezke erresistentziaren eta zailtasunaren aldetik. Hala ere, prozedura horren konplexutasuna honetan datza: profilaren sekzio osoan zehar tenperaturen kontrol egokian. Ur-fluxuak aplikatuz bakarrik zuzen daiteke hori (profilaren zona lodietan, ur gehiago) [5.22].



5.5. irudia. Elastikotasun-mugaren eta trakzio-erresistentziaren arteko erlazioa, elastikotasun-mugaren arabera [5.19]

Arazo horiek guztiak aztertzeak –lodia handiarenak, bereziki– zenbait bide berri ireki ditu. Oso karbono-eduki baxuko altzairuen garapena da azpimarratzekoa, besteak beste. Kasu horretan, karbono-edukia % 0,02tik behera mantentzen da, eta, aleazio-elementuekin (Cu, Ni, B eta Ti) airean hoztuta mikroegitura guztiz bainitikoa lortzen da [5.23]. Prozedura horren bidez, 125 mm lodierako H formako profilak egin dira, 450 MPa-tik gorako elastikotasun-muga eta zailtasun ona dutenak.

Laburbilduz, argi asko dago profilen arloan bi helburu nagusi lortu behar direla, biak batera: elastikotasun-muga igotzea eta zailtasuna hobetzea.

Horretarako, altzairuaren karbono-edukia ahalik eta baxuen mantendu behar da, mikroaleazioa erabili behar da nagusiki (Nb, Ti eta V) eta hainbat tratamendu termomekaniko aplikatu behar dira. Zenbat eta propietate hobeak behar, orduan eta handiagoa tratamendu horien zailtasuna.

5.5. SOLDADURAK SORTZEN DITUEN ARAZO BERRIAK

Behin eta berriro azpimarratu dugu aurreko ataletan karbono-edukia ahalik eta baxuen mantendu behar dela. Soldaduretan sortzen diren arazoekin badu horrek lotura. 1.6. atalean azaldu genuenez, soldatze-prozesuetan gertatzen diren zenbait berezitasun kontuan hartu behar dira, beroak eragiten duen eremuaren mikroegitura bereziki.

1.6. atalean karbono baliokidearen (1.2) adierazpena aztertu genuen; 2.4. atalean, berriz, titanioaren erabilpena soldadurari dagokionez. Argi geratu zen –batean zein bestean– soldaduran azal daitekeen mikroegitura-arazo larrienetariko bat fase hauskorak direla. Arazo horiek saihesteko, oso egokiak izan dira egituretako altzairuetan azken urteotan egin diren aldaketa nagusiak.

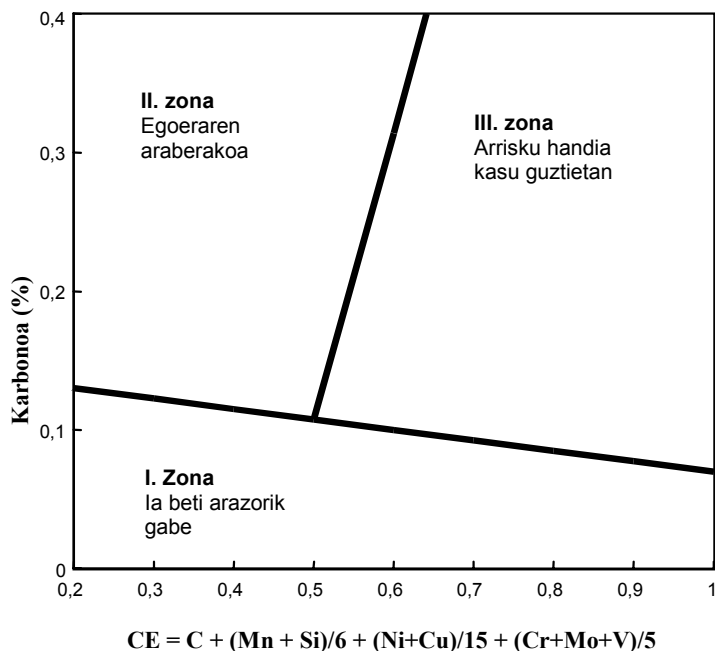
Zailtasuna igotzeko karbono-edukiak gero eta baxuagoa izan behar duenez, altzairuaren tenplagarritasuna jaitsi egiten da. Gauza bera gertatzen da *beam blank* erabiliz gero eta, ondorioz, konposizioa tarte peritektikotik aldentzean. Normalean, egituretako altzairuetan erresistentzia lortzeko karbonoari ez zaio ia batere garrantzirik ematen; beraz, tratamendu

termomekanikoen esku uzten da erresistentzia eta mikroegitura egokia lortzea.

Karbono-jaitsiera nabarmen horrek onurak ekartzen dizkio soldadurari alde guztietatik. Gravilleren diagrama kontuan hartuz gero, berriz, aukera berriak sortzen dira konposizio kimikoari dagokionez. 5.6. irudian duzue diagrama horren eskema [5.24]. Irudian ikusten denez, desberdinak dira beroaren eraginpeko ingurunean pitzadurak sortzeko arriskuak, karbono-edukiaren eta karbono baliokidearen arabera. Duela urte gutxi arte, egituretako altzairuen karbono-edukia % 0,15-0,20 bitartean izaten zen normalean. Egoera horretan, karbono baliokidearen balioa kontuan hartu beharra zegoen, soldatzean arriskurik ez izateko. Horrenbestez, karbono baliokide horrek balio jakin bat gainditzen zuenean kontu handiz egin behar zen soldadura. Argi dago, beraz, karbono baliokidearen garrantzia.

Gravillek, aldiz, beste eredu bat definitzen du bere diagramaren bidez. Altzairuaren karbono-edukia (hau da, karbono hutsa) baxua baldin bada, ez dago karbono baliokidea kontuan hartu beharrik arazorik ez izateko. Konposizio kimikoa egokitzea badago, gainerako aleazio-elementuak (Ni, Cr, Cu...) gehituz propietate mekaniko jakin batzuk lortzeko eta, era berean, soldagarritasun egokia mantenduz.

Laburbilduz, karbonoa jaitea oso prozedura egokia ari da suertatzen egituretako altzairuen soldagarritasun ona mantentzeko. Bestalde, Gravilleren diagramari esker kalitate berriak ari dira garatzen eta nabarmen ari da igotzen gainerako elementuen kopurua, konposizio kimikoan lehen zeuden mugak gaindituz [5.25, 5.26]. Berez, diagrama nahiko zaharra da, baina gero eta garrantzi handiagoa du karbonoaren erabilera arras jaitsi denetik.



5.6. irudia. Gravilleren diagrama soldadura batean, beroak eragindako zonaldean pitzadurak sortzeko arriskuak auresanez, altzairuaren konposizio kimikoaren arabera [5.24].

5.6. SUAREKIKO ERRESISTENTZIA

Giro-tenperaturari dagokio orain artean egituretako altzairuen erresistentziari buruz esandako guztia. Temperatura igoz gero, asko apaltzen da altzairuaren erresistentzia. Hori gertatzen da, hain zuzen, suteetan. Eraikuntza batean sutea piztu eta altzairuzko habeen eta zutabeen tenperatura nabarmen igotzen baldin bada, hura diseinatzeko erabili ziren erresistentzia-balioak ez dira betetzen, eta, ondorioz, eraikuntzaren hondamena gerta daiteke.

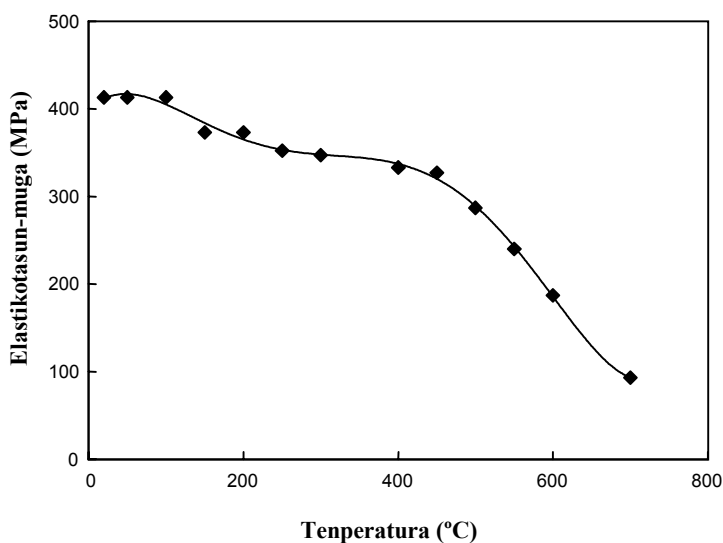
Oso larria da arazoa, eta sarritan erabiltzen da altzairuzko egituren kontrako argudio nagusitzat horien eta hormigoi armatuzko eraikinen aldekoen arteko eztabaidan. Geroago ikusiko dugunez, ohizko altzairuen elastikotasun-muga eta erresistentzia asko jaisten dira temperatura igo ahala, bereziki 400 °C-tik gora egiten badu. Bi prozedura daude arazo horri aurre egiteko:

- Lehenengo kasuari dagokionez, helburua da zutabeetako altzairuaren temperatura balio handiegietara ez iristea. Horretarako, altzairua estali egiten da, suaren eta metalaren arteko bero-transmisioa eteteko. Helburu horrekintxe, suaren kontrako defentsak ere jartzen dira eraikinetan. Ur-dutxa da defentsa ezagunena. Sutea hasten denean, dutxak aktibatzen dira; ez, ordea, sua itzaltzeko, egitura metalikoaren temperatura ahalik eta baxuen mantentzeko baizik.
- Bigarrenari dagokionez, altzairuaren ezaugarriak aldatzen dira, haren konposizio kimikoa eta prozesaketa egokituz, suarekiko portaera hobetzeko.

Sute handia pizten baldin bada, aipatutako bi prozeduren helburu nagusia ez da eraikuntza salbatzea, baizik eta haren hondamena ahalik eta gehien atzeratzea, jende guztia ebakatu ahal izateko. Horri buruzko nazioarteko arau bateraturik ez dagoenez, alde handiak daude estatu batzuetatik besteetara. Aipatutakoez gain, beste helburu batzuk ere aipatzen dituzte arauak: suhiltzaileen segurtasuna ziurtatzea, besteak beste [5.27]. Temperatura handiak sortzen badira, altzairua ez da gai bere ezaugarri mekanikoei denbora luzean eusteko, nahiz eta aipatu ditugun prozedurak aplikatu. Beraz, baldintza minimo batzuk (eraikuntzak zutik irautea, normalean) ahalik eta denbora luzeenean mantentzea da suarekiko

erresistentzia hobetzeko neurrietako bat. Egoera horretan, batera hartu behar dira kontuan tenperatura eta denbora.

Eraikin batean suaren aurkako defentsak jartzeak igo egiten ditu haren kostuak, baita hura amaitzeko epeak dezente luzatzen ere. Hori dela-eta, altzairuak galdu egin dezake beste material batzuekiko lehia, kostuei dagokienez bederen. Beraz, irtenbideetako bat altzairua bera hobetzea da, horretarako haren konposizio kimikoa eta mikroegitura egokituz. Hau da, suarekiko erresistentzia handia duten altzairuak garatzea da helburua.

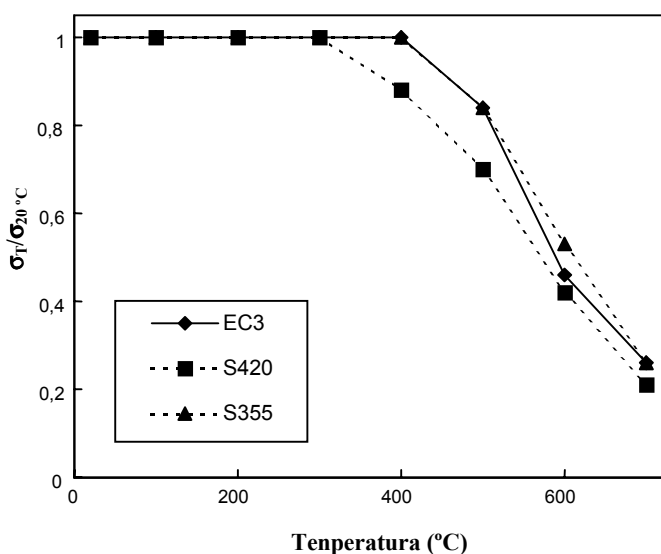


5.7. irudia. Egituretako altzairu baten elastikotasun-mugaren aldaketak tenperatura-errekiko. Irudiak garbi erakusten duenez, 400 °C-tik gora oso nabarmena da jaitsiera (CEIT).

5.7. irudian dituzue egituretako altzairu baten elastikotasun-mugaren aldaketak tenperaturarekiko. Trakzio-saiakuntzaren bidez atera dira emaitzak. Materiala saiakuntza-tenperaturara iritsi ondoren, 30 minutu mantendu

da karga aplikatu aurretik. Emaitzen arabera, altzairuak bi eratako portaerak ditu: 400 °C arte, poliki jaisten da erresistentzia; tenperatura horretatik gora, ordea, dezente azkarrago jaisten da. Erresistentzia desberdinetako altzairuak elkarrekin konparatuz gero, gauza bera gertatzen da.

5.8 irudian dituzue 355 eta 420 MPa-eko elastikotasun-mugak dituzten bi altzairuren eta Eurocode 3 arauak betetzen dituen altzairuaren portaera [5.28].



5.8. irudia. Giro-tenperaturan 355 eta 420 MPa-eko elastikotasun-mugak dituzten bi altzairu eta Eurocode 3 arauak betetzen dituen ohiko altzairu baten portaera tenperaturarekiko [5.28].

Irudi horren arabera, argi dago 400 °C-tik gora mikroegitura bigunduz doala, denboraldi baterako bada ere. Beraz, suarekiko erresistentzia igotzeko, biguntze hori tenperatura altuetara atzeratzea da bidea. Horretarako, altzairuaren konposizio kimikoa aldatu behar da. 5.3. taulan

hiru altzairuren konposizio kimikoak ikusten dira [5.29]: lehenengoa, 275 MPa-eko elastikotasun-muga duen altzairu arrunt batena; beste biak, suarekiko erresistentzia ona edukitzeko garatu diren bi altzairurenak.

Ondoko taulan ikusten denez, molibdenoa eta niobioa gehitu zaizkie altzairuei suarekiko erresistentzia igotzeko. Bestalde, sufre-edukia nabarmen jaitsi da. Aldaketa horien ondorioz, altzairuaren erresistentzia (giro-tenperaturan) ia 100 MPa igotzen da. Horrez gain, Mo-k eta Nb-k suarekiko portaera hobetu egiten dute (5.9. irudia [5.29]).

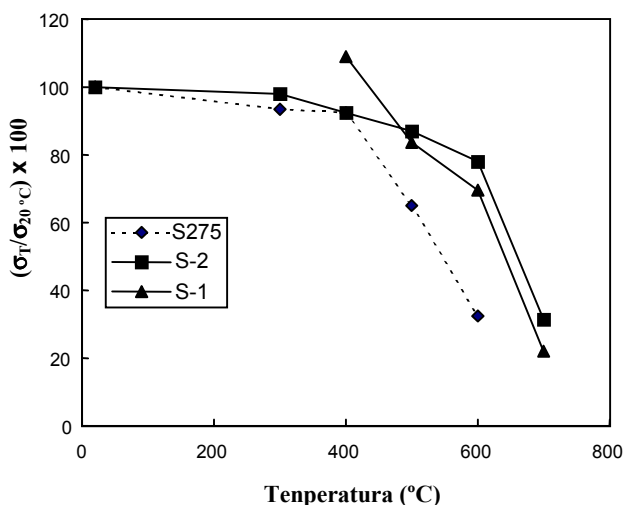
5.3. taula. Altzairu baten konposizio kimikoaren aldaketa suarekiko erresistentzia igotzeko [5.29].

Altzairua	C	Mn	Si	Mo	Nb	S
S275	0,1	0,9	0,35	—	—	0,05
S-1	0,1	1,14	0,24	0,52	0,03	0,002
S-2	0,1	0,64	0,1	0,51	—	0,005

5.9. irudian, elastikotasun-muga normalizatua (giro-tenperaturan hartzen duen balioarekiko) irudikatu da tenperaturaren funtzioetan. S275 altzairu arruntaren erresistentzia nabarmen jaisten da 400 °C-tik gora, lehen gertatzen zen bezala. Aldiz, beste bi altzairuetan jaitsiera ia 100 °C gehiagorekin hasten da. Horrez gain, hasierako erresistentzia handiagoa dela kontuan izanik, altzairu horien portaera mekanikoa oso ona da ia 600 °C-raino.

Nb-k eta Mo-k eragiten duten hobekuntzak badu lotura berotzean izaten den hauspeatzearekin [5.29]. Hala ere, elementu horiek gehitzea ez da nahikoa tenperatura altuetan portaera ona lortzeko. Yoo eta Choo ikertzaileen arabera [5.30], hobekuntza hori karbonitruro xeheen hauspea-

tzearekin uztarturik dago; hori, berriz, altzairuari beroko ijezketan aplikatzen zaion tratamendu termomekanikoaren emaitza izaten da, neurri handi batean. Ikertzaile hauen arabera, ijezketa tenperatura altuetan amaitzea eta ahalik eta azkarren hoztea komeni da, hauspeatzeak sor ditzakeen elementuak disoluzio solidoan egon daitezen. Suak altzairua berotzen duenean, elementu horiek (Nb eta Mo-z, Cr eta V ere erabil daitezke) gainasetu eta hauspeatu egiten dira, oso partikula xeheak sortuz. Partikula horiek eusten diote –denboran– altzairuaren erresistentziari.



5.9. irudia. 5.3. taulako altzairuen portaera tenperaturarekiko. Altzairuari Nb edo Mo gehituz gero, haren portaera nabarmen hobetzen da [5.29].

Neurri handi batean, tenplaketa ondorengo iraoketan sortzen den gogortze sekundarioa bezalakoa da portaera hori. Azkena aipatutako kasuari dagokionez, tenperatura igo edo denbora luzatzen baldin bada, partikula-kopurua hazi egiten da; horiek erresistentzia mekanikoan duten eragina, aldiz, apaldu egiten da. Suteetan ere horixe bera gertatzen da, baina bitarte horretan denbora irabazten da eraikinean dagoen jendea ebakutzeko.

Amaitzeko, taulan suarekiko erresistentzia igotzeko altzairuen sufre-
-edukia jaitsi egin da 5.3. taulan. Temperatura altuetan haustura harikorra
izaten denez, MnS inklusioen frakzio bolumetrikoa jaistean altzairuaren
harikortasuna igo egiten da eta nabarmen atzeratzen du hausturaren
hasiera.

5.7. ONDORIOA: ALTZAIRUAREN ETA BESTE MATERIAL BATZUEN ARTEKO LEHIA

Egituretako altzairuak era askotako eraikuntzetan erabiltzen direnez, beste
material batzuekin lehiatu behar izaten dute (gehienetan, hormigoi
armatuarekin, baina baita zurarekin ere) [5.31].

Norgehiagoka horretan –alde batera utzirik materialak aukeratzeko
moda-irizpideak–, honako abantailak ditu altzairuak gainerako materialekiko:

- Portaera mekaniko gero eta hobe, diseinu aldetik erabiltzaileei
aukera berriak eta ausartagoak eskaintzen dizkiena.
- % 100 birziklatzen den materiala da (askotan, bera ere material
birziklatua izaten da), hots, guztiz aproposa ingurumenaren aldetik.
Eraikuntza metalikoren bat botatzen denean, material guztia erabil
daiteke berriro, txatarra gisara.
- Prozesaketan lortzen den etengabeko hobekuntzari esker, kostuak
nabarmen murrizten dira. Altzairua da, hortaz, materialik egokiena
–ekonomiaren ikuspegitik– aplikazio askotarako.

Dena den, gainerako materialetan ere ari dira hobekuntzak egiten. Beraz,
dinamikoa da lehia. Bestalde, alde handiak daude estatu batzuetatik

besteetara. Oro har, zenbat eta aurreratuagoa izan herria, orduan eta gehiago erabiltzen dira egitura metalikoak.

Material egokia ekoiztea ez da nahikoa izaten haren erabilpen zuzena ziurtatzeko. Horretarako, kontuan hartu behar dira diseinugileen iritziak eta ohiturak ere. Halako bulego teknikoren ohitura oinarritzko materialtzat hormigoi armatua erabiltzea baldin bada, ez da nahikoa izango –segurenik– portaera hobeko beste material mota bat hari eskaintzea. Horrez gain, material-aldaketak kalkuluetan (eta, zenbaitetan, eraikinaren diseinu osoan) eragiten dituen aldakuntzak ere azaldu beharra dago. Horren garrantziaz jabeturik, ahalegin handiak ari dira egiten azken urteotan altzairu-ekoizleak diseinugileei kalkuluak errazteko tresna egokiak eskaintzeko. Materialen arteko lehia, beraz, alor guztietara ari da hedatzen.

5.8. ERREFERENTZIAK

- 5.1. Llewellyn, D.T., *Steels: Metallurgy and Applications*, Butterworth-Heinemann, 1992, 64.
- 5.2. *Steel. A Handbook for Materials Research and Engineering*, Springer-Verlag, 2, 1993, 6.
- 5.3. Dzierzawski, J., *The Continuous Casting of Beam Blanks*, Technical Report, SMS Demag, 2001.
- 5.4. Lessel, G., *METC Congress 94*, Düsseldorf, VDE, 1, 1994, 402.
- 5.5. Tomolillo, M., Fantuzzi, M., Nelli, D. eta Milani, A., *2nd Intern. Seminar on High Temperature Combustion*, Stockholm, 2000.
- 5.6. Donnay, B., Mathy, H., Leroy, V., Axmann, G., Creutz, R., Mertens, M. eta Michels, P., *Rev. Métall.*, urtarila, 1999, 99.
- 5.7. *Development of the Beam Blank Manufacturing Route to Achieve the Production of High Quality Structural Sections*, ECSC proiektua, 7210/EB/504, 1997.
- 5.8. Rodriguez Ibabe, J.M., *Materialen Portaera Elastikoa eta Plastikoa*, Elhuyar-Elkar, 1991, 111.
- 5.9. Hulka, K. eta Heisterkamp, F., *Mater. Sci. Forum.*, 284-286, 1998, 343.
- 5.10. Wallin, K., *Structural Integrity: Experiments, Models and Applications*, EMAS, 1, 1994, 81.
- 5.11. Hulka, K., Hillenbrand, H.G., Heisterkamp, F. eta Niederhoff, K.A., *Microalloying '95*, M. Korchynsky, A.J. DeArdo, P. Repas eta G. Tither arg., ISS, 1995, 235.
- 5.12. Rodriguez Ibabe, J.M., *Hausturaren Mekanika*, Elhuyar-Elkar, 1990, 65.
- 5.13. Wallin, K., *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 24, 2001, 537.
- 5.14. Hernandez, D., *Doktorego Tesia*, Tecnun, Donostia, 2003.
- 5.15. Müsgen, B., de Boer, H., Fröber, H. eta Petersen, J., *Steels. A Handbook for Materials Research and Engineering*, Springer-Verlag, 2, 1993, 40.

- 5.16. Rodriguez Ibabe, J.M., Gutierrez, I., Lopez, B. eta Linaza, A., *Altzairuen Berotako Konformazioa*, Elhuyar, 1997, 185.
- 5.17. Garcia, C.I. eta DeArdo, A.J., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 180.
- 5.18. DeArdo, A.J., *ISIJ Intern.*, 35, 1995, 946.
- 5.19. Meesster, B., *ISIJ Intern.*, 37, 1997, 537.
- 5.20. De la Hamette, L., Becker, F., Dengler, J.M., Panunzi, C. eta Wilmotte, S., *Rev. Métal.*, iraila 1990, 786.
- 5.21. Arbed Researches, *Quenching and Self-tempering of Beams in the Rolling Heat*, European Commission, EUR 13939 EN, 1992.
- 5.22. Morrison, W.B., *Ironmaking and Steelmaking*, 22, 1995, 453.
- 5.23. Okatsu, M., Kawabata, F., Amano, K., Sato, M. eta Okui, T., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 122.
- 5.24. Graville, B.A., *Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels*, A.B. Rothwell eta J.M. Grady arg., ASM, 1976, 85.
- 5.25. Sause, R. eta Pense, A.W., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 3.
- 5.26. Wilson, A.D., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 41.
- 5.27. Bennetts, I.D. eta Thomas, I.R., *Prog. Struct. Engng. Mater.*, 4, 2002, 6.
- 5.28. Mäkeläinen, P., Outinen, J. eta Kesti, J., *Journ. Constr. Steel Research*, 48, 1998, 47.
- 5.29. Kelly, F.S. eta Sha, W., *Journ. Constr. Steel Research*, 50, 1999, 223.
- 5.30. Yoo, J.Y. eta Choo, W.Y., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 112.
- 5.31. Peterson, A.K. eta Solberg, B., *Environmental Science and Policy*, 5, 2002, 169.

6.

PARTIKULEN INGENIARITZA ALTZAIRUETAN

6.1. Sarrera

6.2. Inklusioen erabilpena altzairuen portaera hobetzeko

6.3. Banadioaren erabilpena ferritaren nukleazioa errazteko

6.4. Inklusioen erabilpena orratz-ferrita sortzeko

6.5. Mekanizagarritasunaren hobekuntza

6.6. Erreferentziak

6.1. SARRERA

Altzairuen eta gainerako metalen prozesaketan ezpurutasun batzuk geratu ohi dira, inklusioak izeneko partikulak osatzen dituztenak. Gehienetan, kaltegarriak izaten dira partikula horiek materialaren portaera mekanikorako. Hala ere, batzuetan alderantziz ere gertatzen da, eta altzairuari partikulak sortzeko gai diren elementuak gehitzen zaizkio. Duela urte batzuk altzairu mota berriak produzitzen hasi ziren Japoniako altzairutegietan, altzairu likidoari Ti oxidoak inokulatuz. Partikula horien bitartez orratz-ferrita deituriko fase berri bat sortzea lortzen zen, portaera mekaniko guztiz oneko fasea. Antzeko teknikak erabili izan dira altzairuaren mekanizagarritasuna hobetzeko ere.

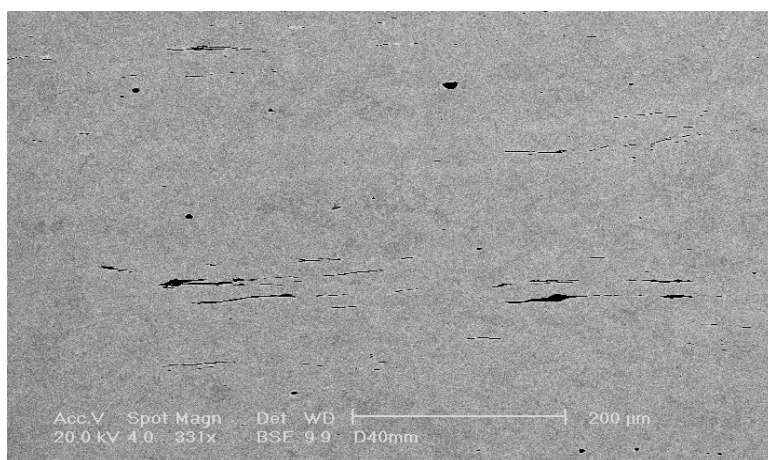
Oro har, eragin negatiboa dute inklusioek altzairuen zenbait portaera eta propietatetan. Hona hemen eragin horietako batzuk [6.1]:

- Etendura hauskorra eragiten duten nukleazioguneak sortzea
- Haustura harikorra erraztea
- Egoera dinamikoetan pitzadurak sortzea eta horien hedapena erraztea
- Hotzeko konformazioetan (ijezketa, tenkaketa ...) hausturak eta gainazaleko akatsak sortzea
- Soldaduretan zuntz-erako haustura bultzatzea

Zerrenda horren arabera, bistakoa da inklusioak oso kaltegarriak izan daitezkeela. Dena den, ez dago multzo berean sartzerik inklusio guztiak, era askotakoak baitaude. Horiek propietateetan eta konformazioan duten eragina kuantifikatzeko, honako parametroak aztertu behar dira: inklusioen jatorria, frakzio bolumetrikoa, tamaina, forma eta matrizean duten banaketa.

Aipatu ditugun adibideetan, kaltegarriak dira inklusioak, honako ondorio hauek eragiten baitituzte:

- Altzairua trakzio-tentsioak jasatean ari dela, partikulen inguruetan hutsuneak sortzen dira –hau da, matrizea deformatzen den bitartean, inklusioa ez da deformatzen (deformaezinak dira, izan ere), eta, ondorioz, partikulak askatzen hasten da, eta hutsune bat sortzen du—. Hutsune horiek hazi eta elkartu egiten dira, eta altzairuaren haustura harikorra eragiten dute. Haustura harikorra sortzeko aplikatu behar den deformazioa inklusioen geometriaren eta frakzio bolumetrikokoaren arabera izaten da [6.2].
- Altzairuaren beroko prozesaketan, oso deformagarriak dira inklusio batzuk. MnS motako inklusioak dira bereziki aipatzekoak multzo honetan. Konformazioan zehar inklusioak bereziki luzatzen direnez (ikus 6.1. irudia), altzairuaren propietateak oso desberdinak izaten dira ijezketaren norabidean edo ijezketaren norabidearekiko zut neurtzen diren. Beraz, inklusioek anisotropia sor dezakete propietate mekanikoetan.



6.1. irudia. MnS inklusioak, ijezketa-norabidean hedaturik (CEIT).

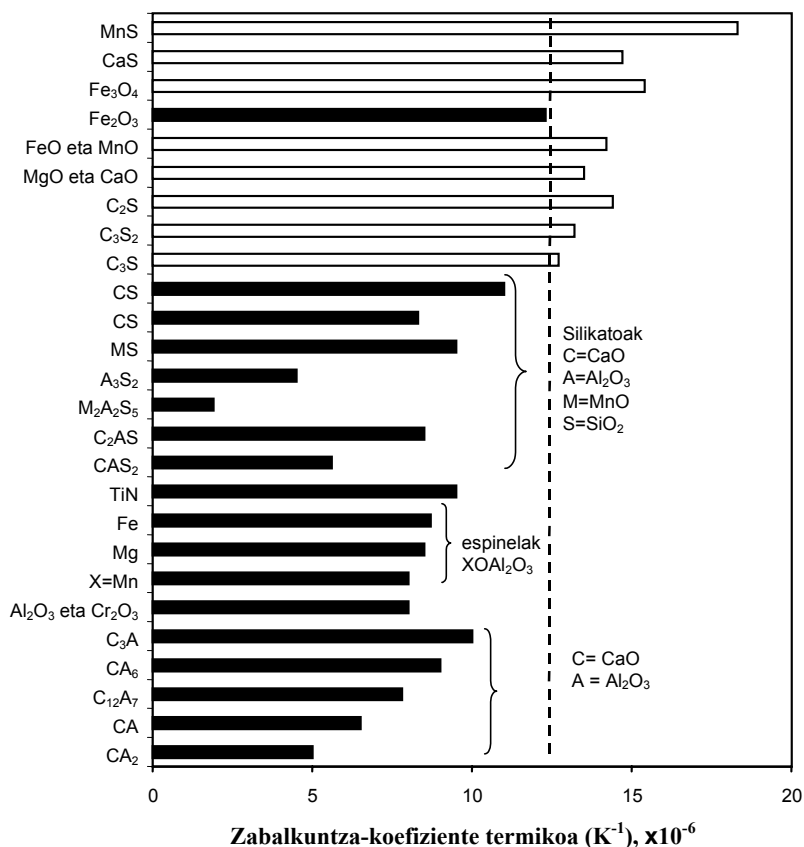
- Inklusio motaren arabera, desberdina ziaten da partikulen eta matrizearen arteko lotura. Partikularen eta matrizearen zabal-kuntza termikoaren koefizientearen arteko erlazioak definitzen du loturaren portaera. Matrizearen koefizientea partikularena baino handiagoa bada, partikula matrizeari ondo itsatsita gelditzen da, altzairua beroko konformaziotik (edo tratamendu termikotik) hoztean sortzen diren konpresio-tentsioei esker. Aldiz, koefizientearen arteko erlazioa alderantzizkoa bada, matrize-partikula lotura ahula izaten da; ondorioz, bien artean dekohesioa sortzeko joera agertzen da.

6.2. irudian dituzue hainbat partikula ez-metalikoren zabalkuntza termikoaren koefizienteak [6.1]. Burdinaren koefizientea oinarri hartuta, bi taldetan sailkatzen dira partikulak. Kaltzio aluminatoak, aluminak, espinelak, nitruroak eta silikato batzuk altzairuzko matrizeari oso ondo itsasten zaizkio. Aldiz, oxido sinpleak, burdin oxidoak, CaS, MnS eta zenbait silikato ez zaizkio ondo itsasten matrizeari.

Oso garrantzitsua da sailkapen hori zenbait propietate mekanikotan. Zailtasunari dagokionez, lotura handiko partikulek etendura hauskorra eragiten dute [6.3, 6.4]. Lotura ona denez, partikulak haustean sortzen den pitzadura erraz zabal daiteke matrizean, eta altzairuzko osagaiaren etendura hauskorra eragin dezake. Bestalde, partikula mota horiek ere tentsio-kontzentrazioak sortzen dituztenez, nekearen aldetik oso kaltegarriak dira [6.1, 6.5].

Partikulen gainerako ezaugarriak ere garrantzitsuak dira hotzeko konformazioan. Tenkaketan, adibidez, urtze-tenperaturaren arabera sailkatzen dira oxido konplexuak [6.6]. Altzairua hotzetan deformatzen

denean, urtze-tenperatura baxuko oxidoak ($< 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$) hautsi eta sakabanatu egiten dira; horien eragin kaltegarria, beraz, txikia izaten da. Urtze-tenperatura handiko oxidoak ($> 1900\text{ }^{\circ}\text{C}$), aldiz, nekez puskatzen dira tenkaketan, eta, azkenik, hariaren haustura eragiten dute.



6.2. irudia. Partikula ez-metalikoen zabalkuntza termikoaren koefizientea [6.1].

Adibide horiek erakusten digutenez, joera handia dago zenbait aplikaziotarako altzairu oso garbiak produzitzeko. Altzairuaren erabileraren araberakoa izaten da garbitasun-maila. Bestalde, zenbait prozedura garatu da altzairuaren prozesaketan kontrol zorrotzak jartzeko [6.7]. Era berean,

atal honen hasieran aipatu dugunez, beste egoera batzuetan inklusioak (edo partikulak) egokitzea badago mikroegituran zenbait aldaketa interesgarri eragiteko. Horri buruzko hainbat adibide aztertuko ditugu kapitulu honetan.

6.2. INKLUSIOEN ERABILPENA ALTZAIRUEN PORTAERA HOBETZEKO

Inklusioek sor ditzaketen zenbait efektu kaltegarri aipatu ditugu aurreko atalean. Ikerketa eta lan asko egin dira aspaldian altzairuen garbitasun-maila igotzeko. Horretarako parametro garrantzitsuenak hauek izaten dira: altzairuaren prozesaketako oxigeno- eta sufre-edukiak [6.7]. Bi elementu horiek kontrolatzen dute altzairuan izan daitekeen inklusioen frakzio bolumetrikoa.

Dena den, inklusioen eragina ez da beti kaltegarria izaten. Urte dezente dira honako honen berri badugula: MnS inklusioen kopurua igoz gero hobetu egiten da altzairuaren mekanizagarritasuna. Inklusioen erabilera hori klasi-kotzat hartzen da gaur egun. Kasu horretan, ezaugarri bat (mekanizagarritasuna) hobetzea da helburua. Era berean, beste propietate batzuk (harikortasuna, adibidez) apalagoak direla onartzen da. Beraz, MnS inklusioen erabilpen hori ezin da aintzat hartu *partikulen ingeniarietza*ren bide berrietan. Horretarako, sarritan konplexuagoak diren beste portaera eta ezaugarri batzuk bilatu behar dira.

Ikuspegi orokorretik begiratuta, honako hauek dira inklusioen erabilpen nagusiak *partikulen ingeniarietza*ren barruan:

- Mikroegituran (matrizean) aldaketak eragiteko erabiltzea inklusioak.
- Hainbat portaera hobetzeko aldatzea inklusioak (konposizioa, geometria...).

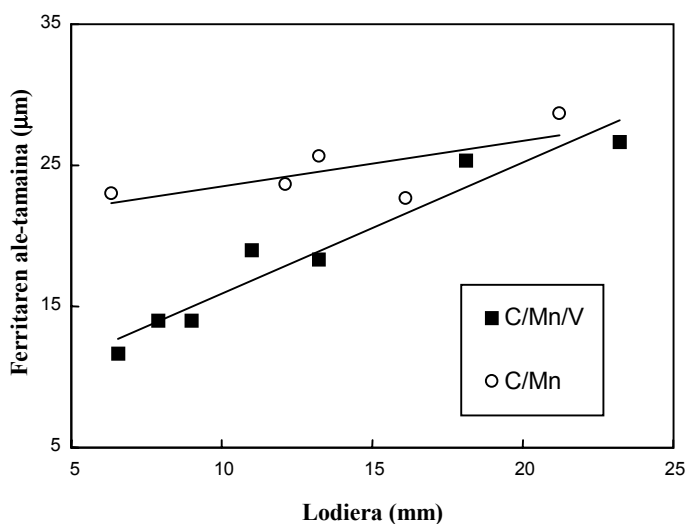
Bi horietako lehenbizikoan, altzairuari partikula egoki batzuk gehitzen zaizkio batzuetan (edo konposizio kimikoan elementu batzuk sartzen dira partikulak osatzeko), ohiko prozeduraren kontra abiatuz (betiko joera inklusio-frakzioa jaistea izaten da). Beste batzuetan, aldiz, partikulen ezaugarriak (konposizioa, normalean) aldatu egiten dira, baina altzairuari partikula gehiagorik gehitu gabe.

Partikulen ingeniari-tza erabiliz lor daitezkeen hobekuntzak aztertuko dugu hurrengo ataletan, hiru adibidez baliaturik. Lehenengo bi kasuetan, mikroegitura aldatzea da helburua; hirugarrengoa, berriz, partikula kaltegarriak aldatzea.

6.3. BANADIOAREN ERABILPENA FERRITAREN NUKLEAZIOA ERRAZTEKO

Egituretako altzairuetan banadioa mikroaleatzaile gisara erabiltzen bada, mikroegitura ferritiko xeheagoa lortzen da [6.8, 6.9]. Horren adibide bat 6.3. irudian duzue [6.8]. Adibide horretan, egituretako altzairuen ijezketa industrialaren bidez lortutako ferrita-aleak C/Mn eta C/Mn/0,025V altzairuekin konparatzen dira. Ijetzitako produktuaren lodieraren arabera, banadioa mikroaleatzaile gisara erabiltzen bada, ferrita xeheagoa ateratzen da. Irudi horretan ikusten denez, desberdina izaten da eragina, konformatutako

produktuaren lodiera zein den. Banadioaren eragina nabarmenagoa da produktua mehea bada. Kasu guztietan, ijezketa amaitu ondoren altzairua airean hoztu denez, desberdinak izan dira -lodieraren arabera- transformazioaren hozte-abiadurak.

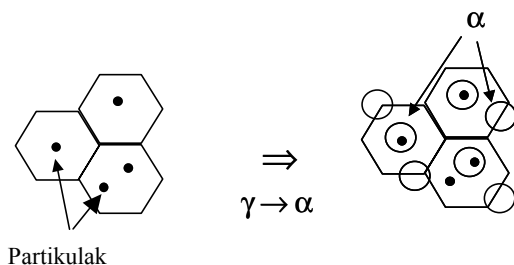


6.3. irudia. Banadioaren eragina egituretako altzairuetako ferritararen ale-tamainaren finketan, ijeztutako produktuaren lodieraren arabera [6.8].

Emaitza horiek adierazten digutenez, banadioa gai da ferrita fintzeko. Honako hiru bide hauek ditugu horretarako:

- Transformazioa gertatu aurretik, austenita-alea xeheagoa bilakatzeara
- Transformazioan zehar ferritararen nukleazioa erraztea
- Transformazioa amaitu ondoren, ferrita-aleen hazkundea galaraztea

Lehenengo aukerari dagokionez, bukaerako ijezketa-tenperatura 950 °C-tik gorakoa baldin bada, banadioa ez da gai disoluzio solidoaren bidez austenitaren ale-tamainan eragiteko [6.10]. Aldiz, banadioa austenitan hauspeatuta baldin badago, ferritaren nukleazioa erraztu egiten da [6.11]. Kimurak eta bere taldekideek diotenez [6.11], VN partikulak austenitan hauspeatzea lortzen baldin bada, hoztean hauspeatze horiek ferritaren nukleazioa bultzatzen dute (ikus 6.4. irudiaren eskema). Beraz, ohiko guneeetan ez ezik partikuletan ere aleak sortuz gero, batez besteko alea txikiagoa izaten da.



6.4. irudia. Ferritaren nukleazioa austenitan izan daitezkeen partikuletan.

Banadioaren hauspeatzeaz gain, beste batzuk ere gai dira ferritaren nukleazioa bultzatzeko. Horretarako, nukleazio-prozesuan sortzen den energiaren balantzea hartu behar da kontuan (ikus [6.12] erreferentziaren eta ondorengo orriak). Bi faseen artean sortutako mugari dagokion energia-gehikuntza aztertu behar da prozesu horretan. VN partikulei dagokienez, beste partikula mota batzuetan gertatzen dena baino egokiagoa da aldaketa hori transformazioa bultzatzeko [6.11].

Kapitulu honetan ez dugu aztertuko zergatik den banadioaren hauspeatzea beste partikula mota batzuk baino egokiagoa ferrita nukleatzeko.

Aztertuko dugu, aldiz, austenita-ferrita transformazio horretan inklusioek nola parte hartzen duten.

Banadio nitruroen (edo karbonitruroen) hauspeatzea austenitan nahiko mantsoa izaten da ohiko baldintzetan (hori da, hain zuzen, banadioaren abantailetakoa bat, hoztean altzairuari erresistentzia handia emateko behar diren partikula xeheak lortzeko). Zajakek dioenez [6.13], % 0,1 C, % 0,12 V eta % 0,082 N duen altzairu batek 850 °C-tan banadioaren % 10 hauspeatzeko ordubete –gutxienez– behar du. Beraz, baldintza industrialetan ia ezinezkoa da VN partikulak edukitzea austenitan.

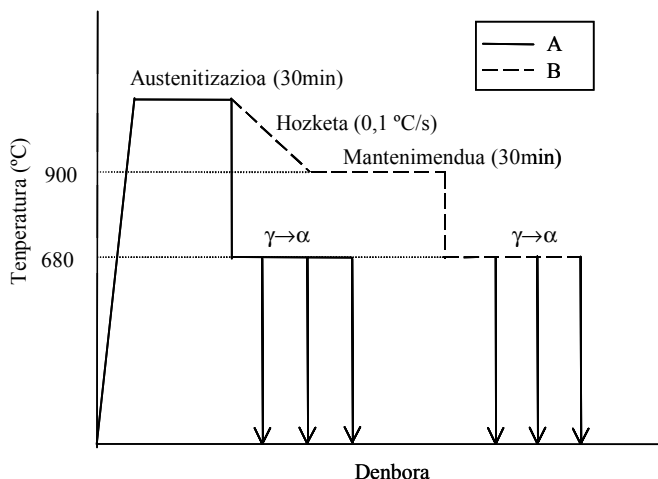
Aipatu emaitzak deformaziorik gabeko austenitan kalkulatu ziren. Hauspeatze-zinetika azkartzeko asmoz, Kimurak eta bere taldeak [6.11] proposatzen dute austenita deformatu batean hauspeatzen saiatzea. Hau da, ijezketako bukaerako iraganaldietan tenperatura baxuetan aplikatu behar da deformazioa. Metatutako deformazio horrek VN partikulen hauspeatzea erraztu egiten du. Aski da, beraz, transformazioa hasi aurretik ijezketan geldialdi txiki bat egitea nahiko hauspeakin edukitzeko.

Praktikotasunaren aldetik, ordea, badu hainbat eragozpen aipatu prozedurak. Deformazioa austenitan metatzen baldin bada, ijezketa kontrolatuaren itxura hartzen du prozedurak (bukaerako iraganaldietan indar gehiago, produkzioaren jaitsiera,...), ohiko ijezketarenaren orde. Beraz, badirudi nahikoa mugatua dela bide hori.

Deformazioa metatzea ez da bide bakarra partikulen nukleazio-zinetika azkartzeko. Hurrengo atalean ikusiko dugunez, altzairuan izan daitezkeen inklusio mota batzuk egokiak dira VN hauspeakinak sorrarazteko.

6.3.1. Inklusioen erabilpena VN partikulen hauspeatzea errazteko

VN partikulek inklusioetan hauspeatzeko joera dutela baieztatuta eta bibliografian dago [6.13-6.16]. Hauspeatze hori altzairu austenitiko den bitartean gertatzen baldin bada, ferritaren nukleazioa bultzatzen du. Hori baieztatzeko, zenbait ikerketaren emaitzak azalduko ditugu.

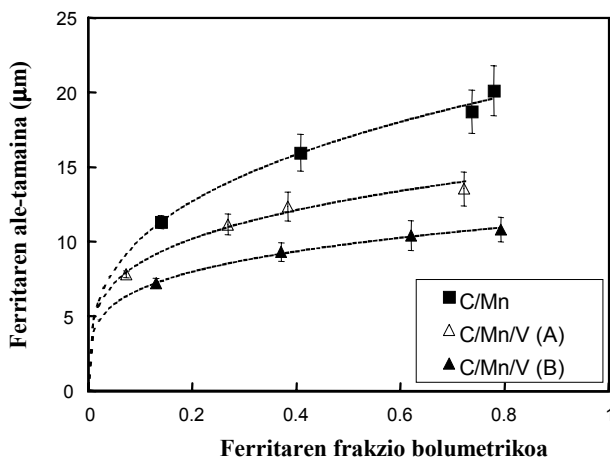


6.5. irudia. Austenita-ferrita transformazioan banadioaren eragina aztertzeko erabilitako ziklo termikoa [6.9].

Austenita-ferrita transformazioaren eboluzioa jarraitzeko asmoz, bi altzairurekin –bata C/Mn (% 0,08 C, % 0,68 Mn) eta bestea C/Mn/V (% 0,09 C, % 0,79 Mn, % 0,047 V)– aztertu ziren eta 6.5. irudiko tratamendu termikoa aplikatu zitzaizen [6.9]. Altzairua austenitizatu ondoren, azkar hoztu behar da, 680 °C-raino. Tenperatura horretan mantendu behar da, hainbat denboraz, tenplatu aurretik. Ferritak denboran zehar izan duen eboluzioa aztertzeko aukera ematen du prozedura horrek. Bestalde, VN-ren hauspeatzea bultza-

tzeko beste tratamendu mota bat ere erabili izan da: altzairua 900 °C-tan edukitzea 30 minutuz.

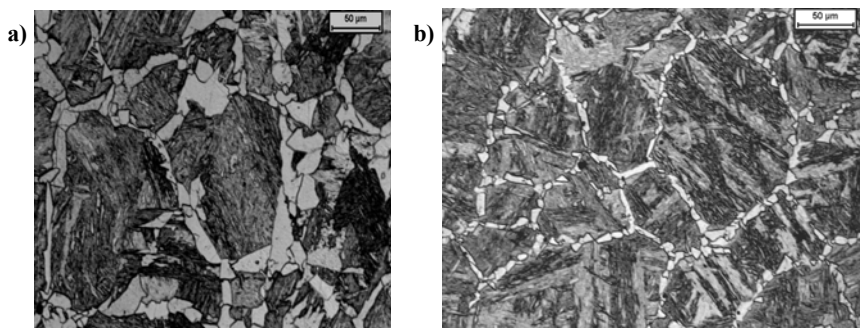
Ferritaren ale-tamainak denboran zehar izan duen eboluzioa (ferritaren frakzio bolumetrikiko bezala neurtua) 6.6. irudian duzue [6.16]. Ale-tamaina handiena C/Mn altzairuari dagokio, irudian ongi ikusten denez. Aldiz, altzairua banadioarekin mikroaleatuta dagoenean, xeheagoa da ferrita. Bestalde, 900 °C-tan egindako tratamenduak gehiago fintzen du ferrita, irudi berak erakusten duenez.



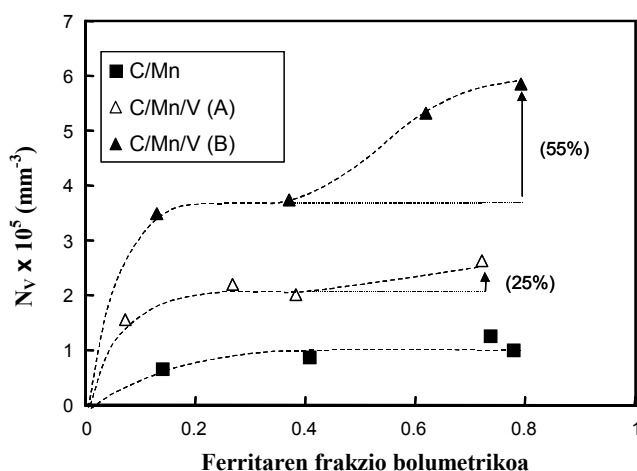
6.6. irudia. Ferritaren ale-tamainaren eboluzioa transformatutako frakzio bolumetrikoren funtzioan [6.16].

Banadioaren eragin hori transformazioaren hasieratik nabaritzen da. 6.7. irudian ikusten da mikroegituraren egoera transformazioaren lehenengo uneetan [6.16]. C/Mn altzairuari dagokionez, austenitaren ale-mugetan hasten da nukleatzen ferrita, baina C/Mn/V altzairuarekin konparatuz gero, azken kasu honetan ale-kopurua askoz handiagoa (eta, beraz, txikiagoa ale bakoitza) dela nabaritzen da. Gauza bera ikusten da 6.8. irudiko emaitzetan [6.16]. Kasu horretan, bolumen-unitateko ferritaren ale-kopurua (N_v parame-

troaren bidez adierazita) transformazioan neurtu da. Hasiera-hasieratik, handiagoa da ale-kopurua altzairuan banadioa baldin badago (6.7. irudiko mikrografien emaitza kualitatiboak baieztatu egiten ditu horrek). Bestalde, transformazioak aurrera egin ahala, C/Mn altzairuan ez dago apenas aldatarik ale-kopuruan; aldiz, altzairuan banadioa badago, igo egiten da kopurua. Are nabarmenagoa da portaera hori 900 °C-tan geldiunea egin ondoren.

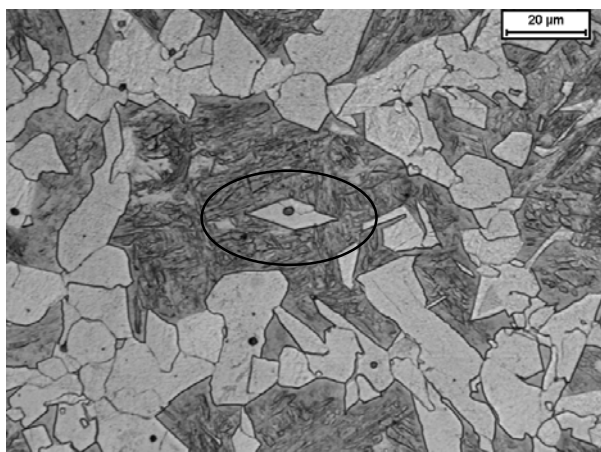


6.7. irudia. C/Mn eta C/Mn/V altzairuen mikroegiturak 680 °C-tan partzialki transformatu eta tenplatu ondoren: a) C/Mn ($f_\alpha = 0.18$) eta b) C/Mn/V ($f_\alpha = 0.13$) [6.16].



6.8. irudia. Ferrita-aleen kopuruaren aldaketa –bolumen-unitateko– transformazio-prozesuan. Altzairuak banadioa badu, ale-kopurua nabarmen igotzen da [6.16].

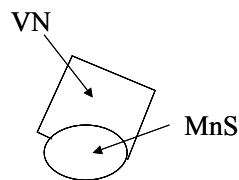
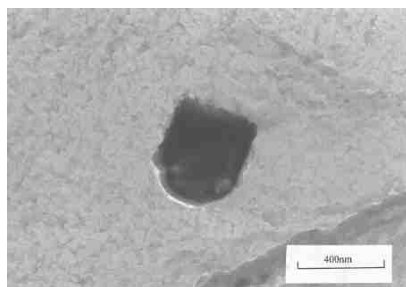
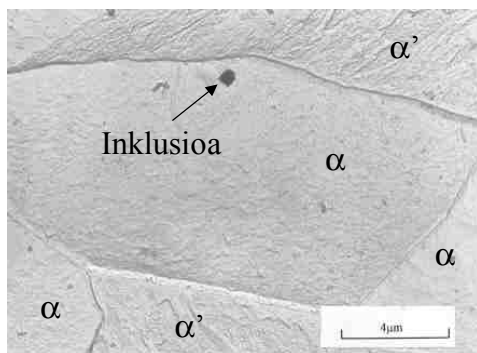
Emaizta horien arabera, bi eratak da banadioaren eragina transformazioan: bata, hasieratik ale gehiago nukleatzea lehenagoko austenitaren ale-mugetan; bestea, transformazioan zehar ale berrien sorrera bultzatzea. Bigarrenengan, aleen barne-nukleazioa gauzatzen da, 6.9. irudiko mikrografiak azaltzen digunez [6.16].



6.9. irudia. Ferritaren ale barneko nukleazioaren adibidea. Ferrita barnean inklusio bat ikusten da [6.16].

Banadioak eragiten dituen aldaketen nondik norakoak jakiteko, haren eta altzairuan dauden inklusioen arteko elkarrekintza aztertzea behar da. Egiturarako altzairuen ezaugarrietako bat S edukian datza. Bosgarren kapituluaren aipatua dugunez, altzairu mota horien produkzioa gero eta gehiago oinarritzen da txatarraren erabileran. Beraz, altzairuaren garbitasuna (inklusiok dagokienez) ez da goi-mailakoa izaten (ohiko aplikazioetarako behar diren propietate mekanikoak lor daitezke inklusio-frakzio bolumetrikotan aparteko arazorik eragin gabe). Inklusio horiek tamaina txikiko MnS motakoak izaten dira askotan.

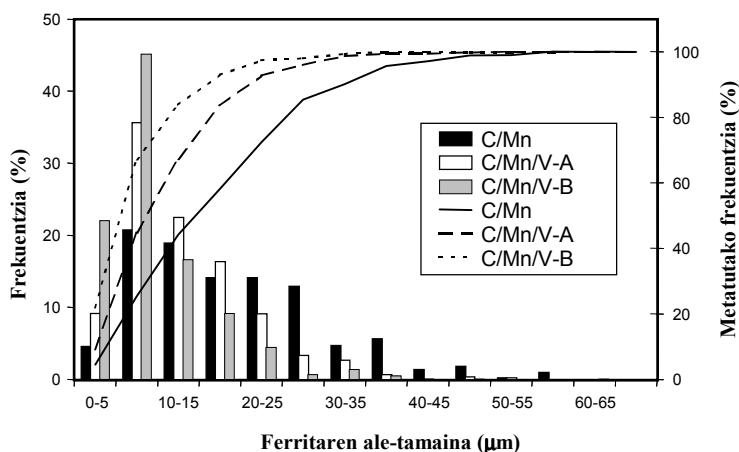
Fase-transformazioen, hauspeatzeen eta antzeko mekanismoen ezaugarri nagusietako bat nukleazio heterogeneoa da. Banadioaren hauspeakinekin ere gertatzen da hori. Ondorioz, oso mantsoa izaten da ohiko kasuetan VN edo V(C,N) partikulen hauspeatzea austenitan; austenita horretan partikulak baldin badaude, ordea, askoz azkarragoa izaten da zinetika. Beraz, VN partikulak MnS inklusioen gainean hauspeatzen dira, 6.10. irudiko adibidean ikusten denez [6.16].



6.10. irudia. Irudiko partikulatik ferrita-ale bat nukleatu da. Partikula aztertuta, MnS inklusio batez eta VN hauspeakin batez osatuta dagoela ikusten da [6.16].

MnS inklusioak ez dira egokiak ferritaren nukleaziegune izateko, C/Mn altzairuaren emaitzetan ikusienez (C/Mn eta C/Mn/V altzairuetan MnS inklusio-kopuru berdina dago). Aldiz, inklusio baten gainean banadiozko partikulak hauspeatzen badira, ferrita sortzeko egokia bihurtzen da gune hori [6.17].

Laburbilduz, adibide honetan, MnS inklusioak ez dira gai ferritaren nukleazioa bultzatzeko. Bestalde, VN partikulak austenitan baldin badaude, partikula horietan ferrita-aleak nukleatzen dira transformazioak dirauen bitartean. Errealitatean, banadioaren hauspeatzea austenitan oso mantso gauzatzen da: ia ezinezkoa da burutzea. Egoera horretan, austenitan MnS inklusio txikiak baldin badaude, nahiko azkar osatzen dira VN partikulak inklusio horien gainean, hauspeatze heterogeneoari esker. Hori dela-eta, ferritaren ale-gehiago azaltzen dira transformazioan; bestalde, altzairuaren mikroegitura xeheagoa izaten da giro-tenperaturan, 6.11. irudiko [6.16] mikrografietan ikusten denez.

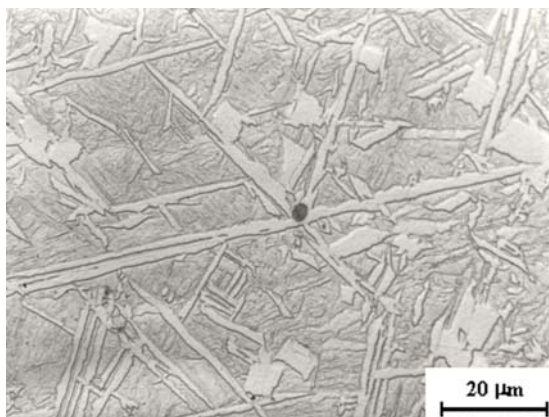


6.11. irudia. Banadioaren eta tratamendu termikoen eragina ferritaren ale-tamainan [6.16].

6.4. INKLUSIOEN ERABILPENA ORRATZ-FERRITA SORTZEKO

Oxido-partikula ugari izaten da soldaduretan, eta, hozten direnean, gai izaten dira orratz-ferritak sortzeko [6.18]. Ferrita horiek austenitaren ale-barnean azaltzen dira. Horien arteko norabide kristalografikoak desberdinak izaten direnez, oso egokiak dira zailtasun handiko altzairuak egiteko [6.19-6.21]. Hobekuntza horrek portaera hauskorrekin dauka zerikusia. Pitzadura sortu ondoren eta hedatzen ari dela, norabidez aldatzen da matrizean egitura kristalografikoari egokitzeko. Norabide bereko egitura horiek oso txikiak baldin badira, altzairuaren zailtasuna hobetu egiten da, zailagoa izaten baita hedapena. Beraz, orratz-ferrita oso mikroegitura egokia da zailtasuna igotzeko.

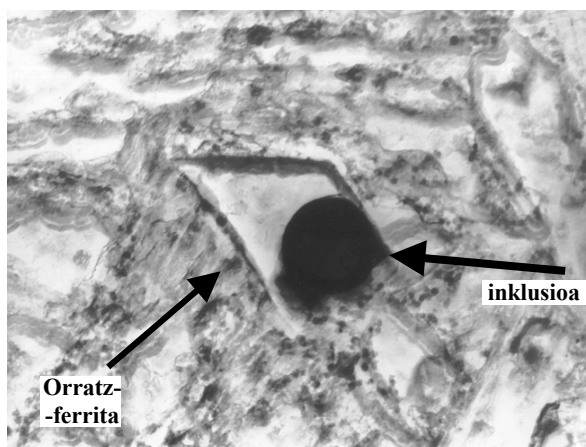
Soldaduretan gertatzen dena ohiko altzairuetan ere egitea interesgarria izan daiteke zenbait aplikaziotarako. Horretarako, orratz-ferritaren sorrera bultzatzen duten ezaugarriak lortu behar dira ohiko altzairuetan. Normalean, hainbat inklusio- edo partikula motarekin lotu izan da beti orratz-ferrita.



6.12. irudia. Orratz-ferritaren nukleazioa inklusio batean (karbono urriko altzairu bat) [6.22].

Horren adibide bat 6.12. irudian duzue [6.22]. Dena den, ikertzaile batzuek diote zenbait kasutan nahikoa izaten dela altzairuak banadioa edukitzea ferrita mota hori sortzeko, nahiz eta partikularik ez izan [6.23-6.24].

Ferrita nukleatzeko inklusioek zer-nolako eragina duten ez dago oso argi. Honako mekanismo hauek proposatzen dira horretarako [6.25]: konposizio kimikoaren aldaketa txikiak matrizean, tentsioak eta deformazioak sortzea inklusioen inguruetan eta transformazioan erabiltzen den energiaren balantzea hobetzea energia baxuko gainazalak sortzean. Hori dela-eta, bibliografiak partikula mota asko aipatu izan ditu egokitzen orratz-ferrita sortzeko: batzuetan, oxido sinpleak (Al_2O_3 , SiO_2 , TiO); beste batzuetan, oxido konplexua (MnO-SiO_2 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MnO-SiO}_2$) edo sulfuroak (MnS eta MnS-CuS). Partikula mota batzuen eta besteen eragina gero eta konplexuagoa bihurtzen ari da; horregatik, hainbat elementuren elkarrekintza behar izaten da askotan [6.26, 6.27].



6.13. irudia. Orratz-ferrita baten nukleazioa inklusio batean. Inklusio hori MnS eta oxido titanioz osatuta dago (altzairuari % 0,013 Ti gehitu zaio) [6.22].

Inklusio-zerrenda horretan bereizketa bat egin beharra dago. Ohiko egoeran, oxido mota batzuk (titanio oxidoak, adibidez) ez dira altzairuetan agertzen. Beste batzuetan, altzairua prozesatzearen ondorio bat izan daitezke partikula horiek (MnS eta MnS-CuS sulfuroak, adibidez). Lehenbiziko egoerari dagokionez, oxido horiek altzairuan azaltzeko nahitaez sartu egin behar dira (batzuetan, partikulak inokulatu egiten dira; beste batzuetan, altzairua titanioarekin desoxidatzen da; azken kasu honen adibidea 6.13. irudian duzue [6.22]). Bigarrenari dagokionez, inklusio horiek altzairuan egoten direnez, errazagoa izaten da prozesaketa.

Partikulen inokulazioa ez da erraza izaten errealitatean. Orratz-ferritazko mikroegituren helburu nagusia zailtasuna hobetzea baldin bada, nahitaez lortu behar da homogeneotasun handia altzairuan. Partikulak ez baldin badaude matrizean oso ondo sakabanaturik, zailagoa izaten da helburu hori lortzea. Beraz, orokorrean, badirudi egokiagoa dela altzairuaren prozesaketan zehar inklusio egokiak sortzea, metal likidoan partikulak inokulatzea baino.

Orratz-ferrita lortzea ez da nahikoa izaten propietate minimo batzuk ziurtatzeko. 6.1. taulan [6.28] dituzue egituretako altzairu batekin tratamendu isotermikoen bidez lortutako propietate mekanikoak. Taula horretan, hiru orratz-ferritazko mikroegitura eta egitura ferritiko-perlitiko bat konparatzen dira. Bistakoa denez, orratz-ferritaz osatutako mikroegituretan oso erresistentzia egokiak lortzen dira; bestalde, horien arteko desberdintasunak nahiko txikiak izaten dira. Zailtasunari dagokionez, aldiz, nabarmenak dira diferentziak. 6.14. irudian dituzue aipatu mikroegiturekin lortutako Charpyren kurbak [6.28]. Emaiza horien arabera, orratz-ferrita lortzea ez da nahikoa zuzen-zuzenean zailtasun handia izateko. Kasu horretan, $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ -tan egindako tratamendu isotermikoaren bidez sortutako mikroegiturak oso

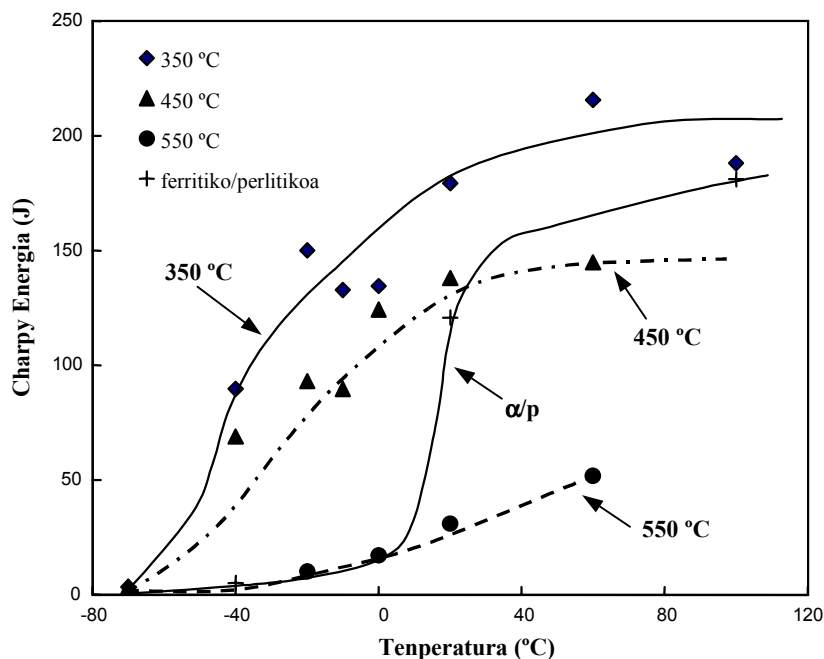
zailtasun apala dauka. Aldiz, 350 °C-tan lortutako orratz-ferritak oso portaera ona izaten du tenperatura-tarte zabal batean.

6.1. taula. Egituretako altzairu baten portaera mekanikoa mikroegitura desberdinen arabera [6.28]

Mikroegitura	Tratamendua (°C)	Elastikotasun-muga (MPa)	Trakzio-erresistentzia (MPa)	Luzapena (%)
Ferriko-perlitikoa	Ijetzia	345	519	32.5
Orratz-ferrita	550	510	655	35
Orratz-ferrita	450	479	659	36
Orratz-ferrita	350	515	626	35

Adibide horren arabera, honakoa ondorioztatzen da: zailtasun egokia iristeko, ez da nahikoa altzairuan orratz-ferrita lortzeko inklusio asko edukitzea. Diazek eta bere taldeak [6.22, 6.29] diotenez, orratz-ferritak ezaugarri minimo batzuk eduki behar ditu (orratzaren luzera; norabide kristalografikoa guztiz desberdina izatea inguruko beste orratzekiko, frakzio bolumetrikoko minimo bat...) zailtasunean benetako hobekuntzak lortzeko. Baldintza horiek betetzen ez baldin badira, pitzaduraren hedapen hauskorra ez da geldiarazten orratz-ferritaren bidez.

Laburbilduz: inklusio mota jakin batzuk eta hozte-abiadura egokiak aukatuz, orratz-ferritazko mikroegiturak lor daitezke altzairuetan. Mikroegitura horiek oso egokiak izaten dira zailtasun handiko produktuak egiteko; hala ere, orratz-ferritazko mikroegiturak baldintza minimo batzuk bete behar ditu zailtasunean benetako hobekuntzak lortzeko.



6.14. irudia. Charpyren kurbak egituretako altzairu batean [6.28]. Orratz-ferritak ijezketatik zuzenean lortutako egitura ferritiko-perlitikoarekin konparatzen dira.

6.5. MEKANIZAGARRITASUNAREN HOBEKUNTZA

Kostuaren zati handia hartzen du mekanizazioak osagaien ekoizpen-prozesuan. Beraz, ikerlan asko egin da aspaldi honetan altzairuaren mekanizazioa errazteko. Horretarako, honako bi sistema hauek erabili izan dira gehienbat: batetik, altzairuaren sufre-edukia igotzea; bestetik, altzairua kaltzioarekin tratatzea. Beste elementu batzuk ere erabili izan dira (Pb, Se, Te eta Bi, adibidez). Bi hurbilketa horietatik lehenbizikoa oso ezaguna da;

kaltzio-tratamenduak, berriz, baditu hainbat berezitasun. Horri buruzko hainbat azalpen eskainiko dugu atal honetan.

Altzairua kaltzioarekin tratatzen 1970eko hamarkadan hasi ziren. Harrezkerotik, kaltzioaren eginkizunak ugaltu egin dira; gaur egun, honako zeregin hauetarako erabiltzen da kaltzioa altzairuetan [6.30]:

- Desulfurazioa lortzeko
- Inklusioen (oxidoen) frakzioa jaisteko
- Isurketa jarraitua errazteko
- Inklusioen izaera aldatzeko

Hasieran, helburu nagusia altzairuen garbitasuna hobetzea zen. Isurketa ere nabarmen errazten du prozesuak. Isurketa egiteko tutu babestua erabiltzen bada, hodia itxi egin daiteke isurketan, inklusio solidoak metatu egiten baitira. Normalean, aluminatoak izaten dira inklusio horiek. Altzairuari Ca gehitzen bazaio, alumina-inklusioak aluminatu kaltzio bihurtzen dira. $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ diagramaren azterketak inklusioan gero eta CaO gehiago dagoela baldin badio, isurketan zehar inklusio hori egoera likidoan izateko gero eta aukera gehiago dago. Solidotze-tenperatura baxuena 1380 °C-tan dago, aluminan % 48 CaO denean. Beraz, isurketan erabili behar den tenperaturaren arabera izan behar du kaltzio-edukiak. Bestalde, gogoan izan CaS partikula asko sortzen baldin badira –kaltzio (ala S) gehiegi dagoelako–, arazoak azalduko direla isurketan [6.31]. CaS inklusioak solidotuta izaten dira isurketa-tenperaturetan; ondorioz, ahalik eta baxuen mantendu behar da horien frakzioa. Bereiki garrantzitsua da hori altzairua –mekanizagarritasuna hobetearren– birsulfuratuta baldin badago [6.32].

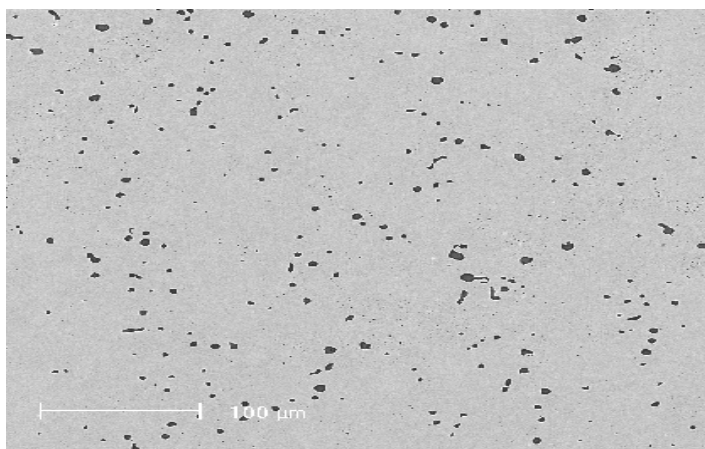
MnS inklusioak oso deformagarriak direnez, nabarmen igo daiteke altzairuaren propietate mekanikoen anisotropia. Altzairuari Ca gehitzen baldin

bazaio, inklusioaren beroko deformagarritasuna aldatu egin daiteke. Horretarako, komenigarria izaten da Ca/S erlazioa 2 eta 5 tartean egotea [6.33].

Duela urte batzuk, Reikelsek [6.34] mekanizagarritasun-indize (MI) bat proposatu zuen inklusioen eragina kuantifikatzeko. Hona zein den adierazpen hori:

$$MI = -5,4 + 9,6 \cdot V_{\text{sul}} (\%) - 15,6 \cdot V_{\text{sil}} (\%) - 126 \cdot V_{\text{alu}} (\%) \quad (6.1)$$

non V_{sul} MnS inklusioen frakzio bolumetrikoa, V_{sil} silikatoen frakzio bolumetrikoa eta V_{alu} aluminatoen frakzio bolumetrikoa diren.

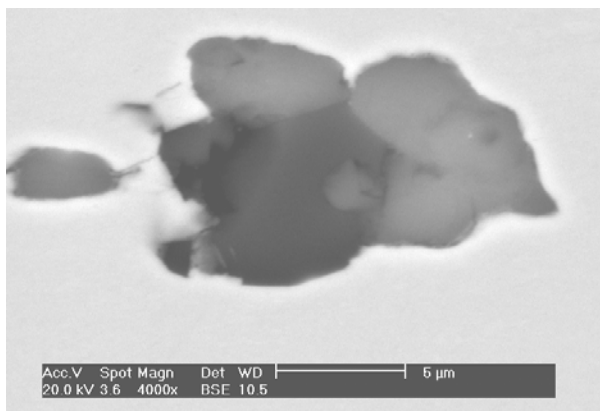


6.15. irudia. % 0,42 S duen altzairu baten MnS inklusioen banaketa, berotan deformatu aurretik. Inklusioen frakzio bolumetrikoa % 2,1 da [6.35].

Ekuazio horren arabera, MnS inklusioak egokiak dira mekanizagarritasuna hobetzeko. Horra hor, bada, zertarako erabiltzen diren birsulfuratutako altzairuak. % 0,42 S duen mekanizagarritasun handiko altzairu bat duzue 6.15. irudian [6.35]. Kasu horretan, altzairuan dagoen inklusioen frakzio bolumetrikoa % 2,1 da. Horrenbesteko inklusio-proportzioak ahuldu

egiten ditu zenbait propietate mekaniko. Aplikazio industrialaren arabera, kasu batzuetan inklusio-kopuru horrek ez du arazo berezik sortzen; beste batzuetan, aldiz, ezin da dentsitate hori onartu.

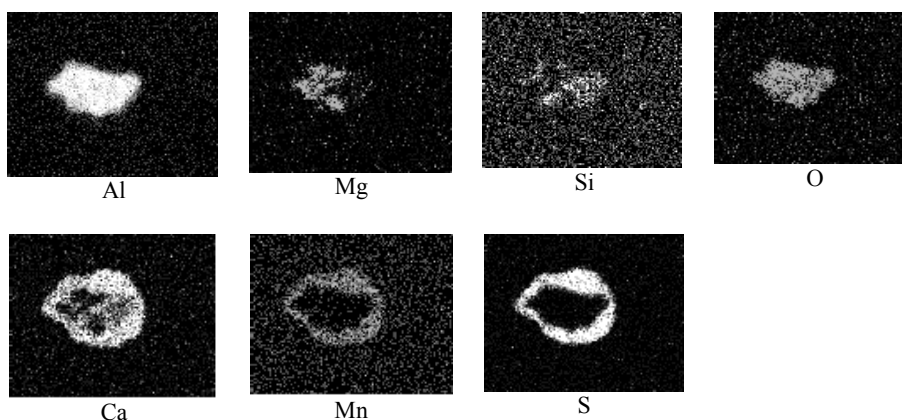
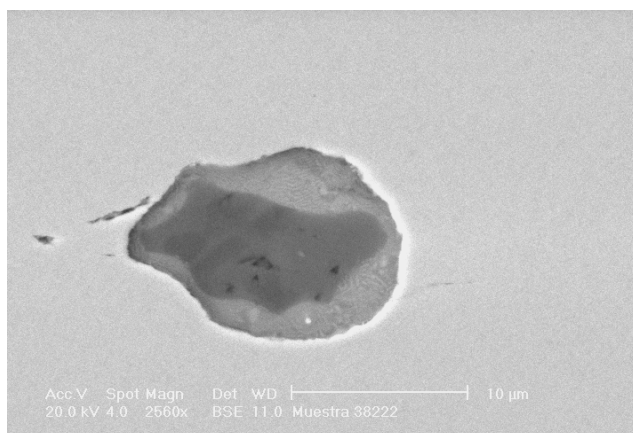
6.1. adierazpenaren arabera, Al_2O_3 inklusioak oso kaltegarriak dira. Beraz, beste bide bat honakoa litzateke: inklusio horien frakzio bolumetrikoa jaistea ala horien izaera aldatzea. Al_2O_3 inklusioak gogorrak eta urratzaileak izaten dira. Kasu honetan ere, altzairua kaltzioarekin tratatzen baldin bada, inklusio kaltegarri horien portaera aldatzea badago. 6.16. irudian duzue aluminaz eta magnesiaz osatutako inklusio kaltegarri baten adibidea [6.36]. Altzairuari Ca gehitzen baldin bazaio, globularrak diren aluminato kaltzikoak sortzen dira, eta, gainera, inklusioak $\text{S}(\text{Ca}, \text{Mn})$ sulfuroz osatutako geruza batez estalita geratzen dira.



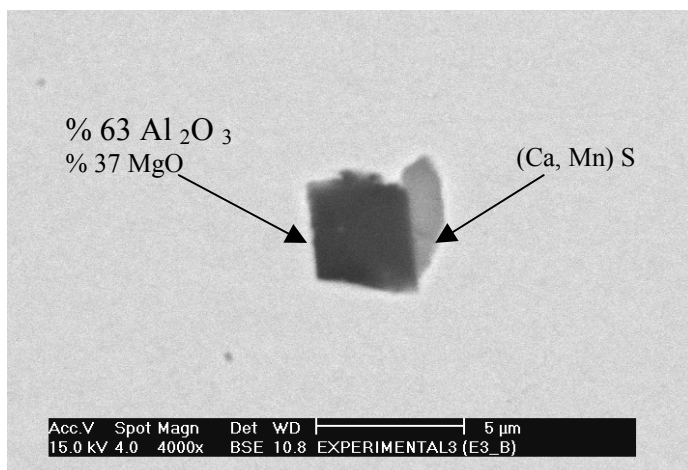
6.16. irudia. Aluminaz eta magnesiaz osatutako inklusio bat, guztiz kaltegarria mekanizagarritasunari dagokionez [6.36].

Horren adibide bat 6.17. irudian ikusten da [6.36]. Kasu horretan, inklusioa guztiz estalita dago. Egoera horretan, geruza horrek nabarmen luzatzen du erremintaren bizitza mekanizazio prozesuan [6.5]. Hala ere,

kaltzioaren tratamendua ez da batere erraza, bereziki altzairuan sufre-
-edukia handia bada. Askotan, Ca gutxiegi erabiltzen baldin bada inklusio
batzuk ez dira egokitzen (ikus horren adibide bat 6.18. irudian [6.36]);
gehiegi gehitzen baldin bada, berriz, CaS sulfuroak sortzeko (eta, beraz,
isurketan arazoak izateko) arrisku handia izaten da. [6.37] erreferentzian
hainbat bide proposatzen dira industrian arazo horiei aurre egiteko. Hala
ere, errealitatean arazoa nahikoa konplexua izaten da.



6.17. irudia. Inklusio konplexu baten adibidea. Altzairuari kaltzioa gehituz gero, S(Ca, Mn) sulfuroz inguratuta geratzen da [6.36].



6.18. irudia. Al₂O₃-MgO inklusio bat, Ca tratamenduaren bidez guztiz egokitu gabe [6.36].

6.6. ERREFERENTZIAK

- 6.1. Nicholson, A. eta Gladman, T., *Ironmaking and Steelmaking*, 13, 1986, 53.
- 6.2. Rodriguez Ibabe, J.M., *Hausturaren Mekanika*, Elhuyar-Elkar, 1990, 166.
- 6.3. Rodriguez Ibabe, J.M., *Mater. Sci. Forum*, 284-286, 1998, 51.
- 6.4. Linaza, M.A., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Elhuyar*, 21, 1995, 32.
- 6.5. Holappa, L.E.K. eta Helle, A.S., *Journ. Mater. Proc. Technol.*, 53, 1995, 177.
- 6.6. Kimura, H., Suzuki, M., Takeda, K. eta Tashiro, H., *36th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 32, 1995, 241.
- 6.7. Zhang, L. eta Thomas, G., *ISIJ Intern.*, 43, 2003, 271.
- 6.8. Boronat, M., Mastergo tesia, Tecnun, Donostia.
- 6.9. Hernandez, D., Doktorego tesia, Tecnun, Donostia, 2003.
- 6.10. García, C., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *Mater. Sci. Eng.*, A303, 2001, 216.
- 6.11. Kimura, T., Kawabata, F., Amano, K., Ohmori, A., Okatsu, M., Uchida, K. eta Ishii, T., *Int. Symposium on Steel for Fabricated Structures*, R.I. Asfahani eta R.L. Bodnar arg., ASM, 1999, 165.
- 6.12. Rodriguez Ibabe, J.M., Gutierrez, I., Lopez, B. eta Linaza, A., *Altzairuen Berotako Konformazioa*, Elhuyar, 1997, 128.
- 6.13. Zajak, S., *43rd Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ISS, 39, 2001, 497.
- 6.14. Ishikawa, F., Takahashi, T. eta Ochi, T., *Metall. Mater. Trans.*, 25A, 1994, 929.
- 6.15. Guo, Z., Furuhashi, T. eta Maki, T., *Scripta Mater.*, 45, 2001, 525.
- 6.16. Hernandez, D., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *Microalloyed Steels 2002*, ASM Intern., 2002, 64.
- 6.17. Hernandez, D., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *Mater. Sci. Forum*, 426-432, 2003, 1151.
- 6.18. Grong, O. eta Kluken, A.O., *Key Engin. Mater.*, 69-70, 1992, 21.

- 6.19. 6.12. erreferentzia, 298. or.
- 6.20. Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Scripta Met. and Mat.*, 29, 1993, 1217.
- 6.21. Linaza, M.A., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Urkola, J.J., *Elhuyar*, 21, 1995, 1.
- 6.22. Diaz, M., *Doktorego Tesia*, Tecnun, 2002.
- 6.23. He, K. eta Edmonds, D.V., *Heat Treating, 19th ASM Heat Treating Society Conf. Proc.*, ASM Intern., 1999, 519.
- 6.24. He, K. eta Edmonds, D.V., *Mater. Sci. Technol.*, 18, 2002, 289.
- 6.25. Zhang, Z. eta Farrar, R.A., *Mater. Sci. Technol.*, 12, 1996, 237.
- 6.26. Madariaga, I. eta Gutierrez, I., *Acta Mater.*, 47, 1999, 951.
- 6.27. Shim, J.H., Oh, Y.J., Suh, J.Y., Cho, Y.W., Shim, J.D., Byun, J.S. eta Lee, D.N., *Acta Mater.*, 49, 2001, 2115.
- 6.28. Diaz, M., Madariaga, I., Rodriguez Ibabe, J.M. eta Gutierrez, I., *J. Construct. Steel. Res.*, 46, 1998, 413.
- 6.29. Diaz, M., Madariaga, I. eta Gutierrez, I., *Thermomechanical Processing of Steel. J.J. Jonas Symposium*, Met. Soc., Ottawa, 2000, 489.
- 6.30. Turkdogan, E.T., *Proc. Intern. Calcium Treatment Symposium*, Univ. of Strathclyde, Glasgow, 1988, 2. artik.
- 6.31. Kemeny, F.L., *McLean Symposium Proc.*, ISS, 1998, 103.
- 6.32. McPherson, N.A., eta McLean, A., *Continuous Casting*, 7, ISS, 1995, 35.
- 6.33. Coulombet, D., Sancho, L. eta Schaffer, B., *Continuous Casting*, 7, ISS, 1995, 113.
- 6.34. Reikels, L.M., *Machinability of Engineering Materials*, ASM, 1982.
- 6.35. Ochoa, J., Lopez, B. eta Rodriguez Ibabe, J.M., *44th Mechanical Working and Steel Proc. Conf.*, 40, 2002, 525.
- 6.36. Mendizabal, L., *Doktorego tesia*, Tecnun, Donostia.
- 6.37. Boussard, P., Szezesny, R., Pellicani, F. eta Gueussier, A., *Proc. Intern. Calcium Treatment Symposium*, Univ. of Strathclyde, Glasgow, 1988, 15. artik.

AURKIBIDE TEMATIKOA

alea	
fintzailea	76
hazkundera	77, 82
tamaina	76, 106, 130, 135, 212
altzairutegi trinkoa	91
aluminioa	
hauspeatzea (nitruroa)	56, 77, 100
oxidoa	164, 249, 251, 252
Ashby/Orowanen adierazpena	71
Avramiren ekuazioa	58, 127
bainita	144, 211, 213
banadio	73, 112, 221, 234
<i>beam blank</i> (zakur-hezurra)	200
beroko harikortasuna	7, 10, 98
birkristaltzea	
dinamikoa	117
estatikoa	108, 129
metadinamikoa	117, 119
birkristaltze-ijezketa kontrolatua	107, 116, 142
birsulfurazioa	248
birziklapena	186, 222
bobinaketa	58
bobinaketa-tenperatura	58
boro	52, 56, 213
burdina harroa	43, 92
burdinurtua	89, 189
CCT kurba	53
Charpyren kurba	248
CO ₂	5
Cottrellen atmosferak	66
CuAl ₂	172
deformazio-abiadura	127, 132, 156
deformazio kritikoa	110, 115, 118
delta fasea	101
dendritoa	97, 157
desugerketa mekanikoa	28
disolbagarritasuna	54, 63
elastikotasun-muga	72, 114, 169, 205, 212, 218, 220
energi kontsumoa	94, 190, 201
erreakzio peritektikoa	102
erreogaldaketa	183

eztainua	14, 18, 30, 35
Eurocode 3	218, 219
fase hauskorra	208
ferrita	
ale-kopurua	239
ale-tamaina	239
geruza	7
nukleazioa	234
orratza	244
globulizazioa	
kontrola	188
prozesua	157
Graville-ren diagrama	25, 214, 215
habea	200, 206
hauspeatzea	
ale-hazkundean eragina	82
deformazioak eragindakoa	127
egonkortasuna	81
gogortzea	19, 71
t ₅ denbora	128
zinetika	58
hausturaren gainazal-energia	39
hematita	31
hondar-elementua	204
hormigoi armatua	222
hozte-abiadura	57, 247
injekziozko galdaketa	
ohikoa	151, 167
presio handikoa	151, 152
injekziozko tenperatura	166
inklusioa	221, 229
iraoketa	22
isurketa jarraitua	96, 199
kaltzioa	
oxidoa	249
sulfuroa	231, 252
tratamendua	249
kobre	
baliokidea	15
edukia	9
likidoa	11, 12
sulfuroa	246
konpositea	164, 189

korrosioa	41
labe elektrikoa	3, 61, 114, 203
labe garaia	3, 61, 203
Lüdersen deformazioa	66
Magnetita	28
mekanizagarritasuna	248
mekanizagarritasun-indizea	250
metal/oxido muga	10, 14
molibdenoa	21, 220, 221
M _s temperatura	22
Nikela	16, 18, 21, 35, 171
Niobio	7, 73, 100, 106, 115, 118, 220, 221
nitrogeno	
askea	52, 69
hedagarritasuna	63
eragin kaltegarria	60
osoa	52, 204
nitruro-sortzailea	52, 72
nukleazio heterogeneoa	242
Osprey prozedura	161, 175, 177
Ostwald ripening	158
Oxidazioa	11, 13
oxido-geruza	14, 16
partikula ez-metalikoa	232
partikulen ingeniariatza	233
perlita	
haustura	209
pisu erlatiboa	206
portaera	
erreologikoa	155, 187
tixotropikoa	159
produktibitatea	201
QST prozedura	213
segregazioa	8, 10, 97, 199
Si primarioa	162, 174, 179
soldadura	
arazoak	23, 206, 214
karbono baliokidea	24, 209, 215
beroak eragindako zonaldea	23, 82
haustura	229
soldagarritasuna	22
solidotze-abiadura	162, 167, 204

squeeze casting	151, 152
Stelmor	29
suarekiko erresistentzia	216
suberaketa jarraitua	58
sufrea	
edukia	219
inklusia	230, 241, 250, 252
tenplagarritasuna	22
tenplaketa	22
titanioa	
erabilpena	170
nitruroa	7, 55, 78, 100
oxidoa	245
tixogaldaketa	164
tixoforjaketa	165
totxo mehea	90
T_{nr} tenperatura	107, 125, 136
Trakzio-erresistentzia	169, 211, 247
Tratamendu termikoa	
T5	168, 172, 173
T6	168, 173
TTT kurba	30
wustita	28
zabalkuntza termikoaren koefizientea	232
zahartzea	
dinamikoa	67
estatikoa	65
hauspeatzeak sortutakoa	69
tratamendua	171
zailtasuna	
haustura harikorra	208, 231
haustura hauskorra	207
ITT tenperatura	61, 207
J integrala	208
K_{Ic}	180, 207
Zener-Hollomonen parametroa	110, 118

Materialen zientziaren helburua material hobeak edo egokiagoak lortzea da. Horrez gain, materialen eta prozesuen diseinuei loturik dauden ekoizpen industrialen ikuspuntu ekonomikoak ere kontuan hartu beharrekoak dira. Irakaskuntzan, oso gutxitan aztertzen da materialen zientziaren arloan prozesu industrialaren eta erabaki ekonomikoen arteko elkarrekintza. Liburu honen helburua hutsune hori betetzea da. Horretarako, sei kapitulutan banatutako hainbat gai aukeratu ditugu, materialen ekoizpenetan gero eta gehiago erabiltzen ari diren prozedura berriak analizatuz eta abantailak eta zailtasunak aztertuz.

Jose Mari Rodriguez Ibabe (Donostia, 1958)

Ingeniaritza industrialak ikasi ondoren, 1984. urtean doktore-gradua lortu zuen Nafarroako Unibertsitatean. Ordutik, Donostiako CEIT zentro teknologikoan eta Goi Mailako Ingeniaritza Eskolan (Tecnun) dihardu. Materialen ingeniaritzaren arloan euskaraz idatzitako beste lau libururen egilea (edo egilekidea) da eta ia 200 ikerketa-lan argitaratu ditu nazioarteko aldizkarietan eta kongresuetan. Argitaratutako idazlanak direla-eta, 2000. urtean AEBetako Iron and Steel Society-ren *Meritorius Award* saria jaso zuen, 2001.ean, *Vanadium Award*, eta, 2003.ean, *Charles Hatchett Award* saria. Azken biak Londreseko Institute of Materials-ek emanak dira.



ELHUYAR Edizioak

Unibertsitateko gaiak

- Giza zientziak
- Ingeniaritza
- Kimika
- Matematika
- Osasungintza
- Teknologia elektrikoa
- Teknologia mekanikoa



ELHUYAR
edizioak