T.C.
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ERİYİK EĞİRME YÖNTEMİ İLE Al-Si-Fe-TM (TM=B, Ni, Nb) ALAŞIMLARININ ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Salaheddin Salem E. ALTAIB

Danışman	**Doç. Dr. M. Fatih KILIÇASLAN**
Jüri Üyesi	**Doç. Dr. Arif UZUN**
Jüri Üyesi	**Dr. Öğr. Üyesi Can Doğan VURDU**
Jüri Üyesi	**Doç. Dr. Barış AVAR**
Jüri Üyesi	**Dr. Öğr. Üyesi Necati BAŞMAN**

DOKTORA TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

KASTAMONU-2019

TEZ ONAYI

Salaheddin Salem E. ALTAIB tarafından hazırlanan **"Eriyik Eğirme Yöntemi ile Al-Si-Fe-TM (TM=B, Ni, Nb) Alaşımlarının Üretilmesi ve Karakterizasyonu"** adlı tez çalışması aşağıdaki jüri üyeleri önünde savunulmuş ve **oy birliği** ile Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimler Enstitüsü **Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı**'nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman	Doç. Dr. Muhammed Fatih KILIÇASLAN Kastamonu Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Doç. Dr. Arif UZUN Kastamonu Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Dr. Öğr. Üyesi Can Doğan VURDU Kastamonu Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Doç. Dr. Barış AVAR Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Dr. Öğr. Üyesi Necati BAŞMAN Zonguldak Bülent Ecevit Üniversitesi	.....

19 /04/2019

Enstitü Müdürü Prof. Dr. Hasbi YAPRAK .....

TAAHHÜTNAME

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildirir ve taahhüt ederim.

Salaheddin Salem E. ALTAIB

ÖZET

Doktora Tezi

ERİYİK EĞİRME YÖNTEMİ İLE Al-Si-Fe-TM (TM=B, Ni, Nb) ALAŞIMLARININ ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Salaheddin Salem E. ALTAIB
Kastamonu Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. M. Fatih KILIÇASLAN

Bu çalışmada Ni katkısının geleneksel döküm ve hızlı katılaştırma tekniği ile üretilen Al-Si-Fe-Nb ve Al-Si-Fe-B alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkileri sistematik olarak incelenmiştir.

Birinci bölümde, geleneksel döküm Al-20Si-9Fe-1.2Nb ve Al-20Si-9Fe-1.2B alaşımlarının mekanik ve mikroyapı özellikleri ile bu alaşımlara yapılan Ni ilavesinin etkileri incelenmiştir. Sonuçlar, incelenen alaşımların mikro yapılarının temel olarak, birincil Si parçacıkları, β-fazı, δ-fazı ve α-Al matrisinden oluştuğunu göstermiştir. Al-Si-Fe-Nb alaşımına yapılan Ni ilavesinin hem Si taneciklerinin hem de Fe-içeren intermetalik fazların kabalaşmasına neden olduğu tespit edilmiştir. Bununla birlikte Ni ilavesi Al-Si-Fe-B alaşımının mikro yapısında dikkate değer bir incelmeye neden olmuştur. Ayrıca, yapılan Ni katkısı alaşımların mikro-sertlik değerleri üzerinde de önemli değişikliklere yol açmıştır. Al-20Si-9Fe-1.2Nb alaşımına yapılan Ni ilavesi sertlik değerinin 101 Hv'den 114 Hv'ye yükselmesine sebebiyet verirken, Al-Si-Fe-B alaşımında ise sertlik değerinin dikkate değer bir şekilde 157 Hv den 114 Hv ye düşmesini sağlamıştır.

İkinci bölümde ise, yukarıda belirtilen Al alaşımlarının hızlı katılaştırılmış karşıtları eriyik eğirme tekniği ile şerit formunda üretilmiştir. Hızlı katılaştırılımış Al-20Si-9Fe-1.2B alaşımına yapılan Ni katkısının, Al matrisi içerisinde Si katı çözünürlüğünü arttırdığı ve mikrosertlik değerini ise 215 Hv den 272.2 Hv çıkardığı gözlenmiştir. Al-Si-Fe-Nb şeritlerinde ise Ni katkısı, mikrosertlik-sertlik değerlerini hafif bir şekilde yükselterek 206.6 Hv'den 211.6 Hv'ye çıkarmıştır. Öte yandan üretilen alaşımların kristalografik analizlerinden Al-Si-Fe-Nb, Al-Si-Fe-Nb-Ni ve Al-Si-Fe-B alaşımlarının kısmen amorf yapıda, Al-Si-Fe-B-Ni alaşımının ise tamamen amorf olduğu tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Al-esaslı alaşımlar, eriyik eğirme, hızlı katılaştırma, amorf malzemeler.

2019, 94 sayfa
Bilim Kodu: 91

ABSTRACT

Ph.D. Thesis

PRODUCTION AND CHARACTARIZATION OF Al-Si-Fe-TM (TM = B, Ni, Nb) ALLOYS BY MELT- SPINNING PROCESS

Salaheddin Salem E. ALTAIB
Kastamonu University
Institute of Science
Department of Material Science and Engineering

Supervisor: Doç. Dr. M. Fatih KILIÇASLAN

In the present study, the effect of Ni additions on microstructure, morphology, mechanical and creep properties of the Al-Si-Fe-Nb and Al-Si-Fe-B alloys were systematically investigated.

In the first part, the effect of Ni addition on the microstructure evolution and mechanical properties of conventional cast Al-20Si-9Fe-1.2Nb and Al-20Si-9Fe-1.2B alloys were investigated. Results exhibited that the as-cast microstructure of studied alloys were mainly consisted of primary Si particles, β-phase, δ-phase and α-Al matrix. Ni addition resulted in coarsening both of Si particles and Fe-bearings in case of Al-Si-Fe-Nb alloy, in contrast the microstructure of Al-Si-Fe-B alloy was significantly refined. Hardness value was improved by Ni addition, was relatively increased from 101 Hv in Al-20Si-9Fe-1.2Nb alloy to 114 Hv in Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni alloy, while it was decreased from 156.9 Hv in as cast Al-Si-Fe-B alloy to 114 Hv in as cast Al-Si-Fe-B-Ni alloy.

In the second part, the above mentioned Al-alloys were further processed by melt-spinning technique, morphology and mechanical properties of resulted melt-spun Al-20Si-9Fe-1.2Nb, Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni, Al-20Si-9Fe-1.2B and Al-20Si-9Fe-1.2B-6Ni (at wt. %) ribbons were investigated in order to study the effect of Ni addition. It is observed that Ni addition increases Si solid solubility in α-Al matrix in both studied melt-spun Al-alloys. The obtained ribbons of Al-Si-Fe-Nb, Al-Si-Fe-Nb-Ni and Al-Si-Fe-B alloys were partially amorphous, while melt-spun Al-Si-Fe-B-Ni ribbons were fully amorphous. Vickers micro-hardness value has a slight increment from 206.6 Hv in Al-Si-Fe-Nb ribbons to 211.6 Hv in Al-Si-Fe-Nb-Ni ribbons, while it is drastically increased from 215 Hv in Al-Si-Fe-B ribbons to 272.2 Hv in Al-Si-Fe-B-Ni ribbons.

Key Words: Al-based alloy, melt-spinning, rapid solidification, amorphous materials.

2019, 94 pages
Science Code: 91

TEŞEKKÜR

Öncelikli olarak, lisansüstü çalışmalarım boyunca benim için sağladığı muazzam destek ve yol göstericiliği için danışmanım Doç. Dr. M. Fatih KILIÇASLAN' a en derin şükranlarımı sunuyorum. Ayrıca, Prof. Dr. Zekeriya YERLİKAYA ve Dr. Öğr. Üyesi Can Doğan VURDU' ya teşekkür ediyorum.

Benim için besledikleri sevgi ve sağladıkları destek için aileme, her zaman hayallerimin peşinden gitmem için beni yüreklendiren ve benim için güzel umutlar besleyen Annem Aisha'ya ve akademik çalışmalarımın her aşamasında destek ve teşvikleriyle yanımda olan eşim Suaad'a minnetimi ve teşekkürlerimi sunuyorum.

Salaheddin Salem E. ALTAIB
Kastamonu, Nisan, 2019

İÇİNDEKİLER

Sayfa

TEZ ONAYI ... ii
TAAHHÜTNAME ... iii
ÖZET ... iv
ABSTRACT ... v
TEŞEKKÜR ... vi
İÇİNDEKİLER ... vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ ... x
TABLOLAR DİZİNİ ... xi
ŞEKİLLER DİZİNİ ... xii
1. GİRİŞ ... 1
1.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması ... 2
1.2 Sertleştirme Yöntemleri ... 4
1.2.1. Tavlama ... 4
1.2.2. Ultrasonik Titreşim ... 6
1.2.3. Hızlı Katılaşma ... 8
1.2.3.1. *Eriyik eğirme tekniği* ... 8
1.2.3.2. *Gaz atomizasyonu* ... 10
1.2.4. Mekanik Alaşımlama ... 11
1.3. Derinlik Algılama Girintisi ... 12
1.4. Araştırma Amaçları ... 13
2. LİTERATÜR İNCELEMESİ ... 15
2.1. Mikroyapının Oluşumu ... 15
2.2. Alüminyum-Silisyum Alaşımları ... 18
2.2.1. Hiperötektik alüminyum-silisyum alaşımları ... 19
2.3. Alüminyum-Silisyum-Demir Alaşımları ... 20
2.4. Önceki Çalışmalara Genel Bakış ... 21
3. DENEYSEL YÖNTEMLER ... 26
3.1. Alaşımların Hazırlanması ... 26
3.1.1 Geleneksel Döküm Alaşımlarının Hazırlanması ... 26
3.1.2. Eriyik Eğirme Yöntemiyle Alaşım Şeritlerinin Hazırlanması ... 28
3.2. Örneklerin Karakterizasyonu ... 30
3.2.1. Bölümleme ve Cilalama Örnekleri ... 30

3.2.2. Optik Mikroskopi (OM) 31
3.2.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) (EDS) ile 31
3.2.4. XRD Analizi 32
3.2.5. Vickers Sertlik Testi 33
3.2.6. UMT Sertlik Testi 33
4. BULGULAR VE TARTIŞMA 34
4.1. Al - Si (ağırlıkça %20) - Fe (ağırlıkça %9) - Nb (ağırlıkça %1.2) Alaşımının % 6 Ni İlavesi Sonucunda Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri 34
4.2. Ni İlavesi ile Döküm Al-Si-Fe-B Alaşımının Mikro Yapısı ve Statik Mikro Sertliği 36
4.3. TM (TM = Nb, Ni, B) ilaveli Al-20Si-9Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinde Meydana Gelen Değişikliklerin Dinamik Mikro Girinti Analizi 38
4.3.1. X-ışını Kırılması 38
4.3.2. Ni'nin Al-Si-Fe-Nb Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi 41
4.3.3. Ni'nin Al-Si-Fe-Nb Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi 44
4.3.4. Mekanik Özellikler 48
4.4. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-Nb (ağırlıkça%) Alaşımının Hem Geleneksel Döküm Hem de Eritilerek Eğirilmiş Halinin Morfolojisi ve Mikro Yapısı Üzerindeki Etkisi 53
4.4.1. X-ışını Kırılması 53
4.4.2. Eriyik-Eğirme İşleminde Mikroyapı Değişikliği 56
4.4.2.1. *Geleneksel dökme AlCC1 ve eriyik-eğirme işlemiyle oluşturulmuş AlMS1'in mikro yapısı* 56
4.4.2.2. *Geleneksel döküm AlCC2 ve eriyik-eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS2' nin mikro yapısı* 60
4.4.3. Mikro Sertlik 62
4.5. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-B (ağırlıkça%) Alaşımının Hem Dökme Hem de Eriyik Eğirme Yöntemiyle Oluşturulmuş Şeritlerinin Mikroyapısı ve Morfolojisi Üzerindeki Etkisi 63
4.5.1. X-ışını Kırınımı 63
4.5.2. Eriyik-Eğirme İşleminde Mikroyapı Değişikliği 67
4.5.2.1. *Geleneksel döküm AlCC3 ve eriyik bükülmüş AlMS3'ün mikro yapısı* 67
4.5.2.2. *Geleneksel döküm ile üretilmiş AlCC4 ve eriyik eğirme yöntemiyle üretilmiş AlMS4'ün mikro yapısı* 70
4.5.3. Mikro Sertlik 72
4.6. Eriyik Eğirme Yöntemiyle Üretilen Al-Si-Fe-X'in (X = Nb, B) Alaşımlarının Ni İlavesiyle Morfolojisi ve Statik Mikro-Girintileri 73
5. SONUÇLAR 78

5.1. Al-20 (% ağırlıkça) Si-9 (% ağırlıkça) ve Fe-1.2 (yüzde ağırlıkça) Mekanik Yapı Özellikleri %6 Ni (yüzde ağırlık) İlavesiyle % Ağırlık Nb Alaşımı 78
5.2. Ni İlavesi ile Döküm Al-Si-Fe-B Alaşımının Mikro Yapısı ve Statik Mikro Sertliği.....78
5.3. TM (TM = Nb, Ni, B) ilaveli Al-20Si-9Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinde Meydana gelen Değişikliklerin Dinamik Mikro Girinti Analizi.....79
5.4. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-Nb (ağırlıkça%) Alaşımının hem Geleneksel Döküm Hem de Eritilerek Eğirilmiş Halinin Morfolojisi ve Mikro Yapısı Üzerindeki Etkisi.....80
5.5. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-B (ağırlıkça%) Alaşımının Hem Döküm Hem de Eriyik Eğirme Yöntemi Kullanılarak Oluşturulan Şeritlerinin Mikroyapısı ve Morfolojisi Üzerindeki Etkisi.....81
5.6. Eriyik Eğirme Yöntemiyle Oluşturulmuş Al-Si-Fe-X'in (X = Nb, B) Ni Eklemesinden Sonraki Morfolojisi ve Statik Mikro-Girinti yapısı.....82
KAYNAKLAR.....83
ÖZGEÇMİŞ.....94

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

a	Kafes parametresi
hc	Temas sertliği
he	Elastik toparlanma yükü
hf	Boşaltma işlemi sonrası artık derinlik
hkl	Miller indisleri
A	Verilen yükte temas alanı
E	Esneklik katsayısı
H	Sertlik
Hmax	Maksimum yükte yüzeye deplasman
Pmax	Maksimum uygulanan yük
θ°	Bragg açısı
β	Metaller arası faz
δ	Metaller arası faz
α	Saf alüminyum faz
AlCC1	Geleneksel döküm Al-Si-Fe-Nb alaşımı
AlCC2	Geleneksel döküm Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımı
AlCC3	Geleneksel döküm Al-Si-Fe-B alaşımı
AlCC4	Geleneksel döküm Al-Si-Fe-B-Ni alaşımı
AlMS1	Eriyik eğrilmiş Al-Si-Fe-Nb alaşımı
AlMS2	Eriyik eğrilmiş Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımı
AlMS3	Eriyik eğrilmiş Al-Si-Fe-B alaşımı
AlMS4	Eriyik eğrilmiş Al-Si-Fe-B-Ni alaşımı
EDS	Enerji dağılım spektroskopisi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
USV	Ultrasonik titreşim
XRD	X-ışını difraksiyon

TABLOLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 3.1. İncelenen Al alaşımlarının kimyasal bileşimi (yüzde ağırlık cinsinden %)……. 26
Tablo 4.1. α-Al en büyük tepe noktalarındaki AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 örneklerinin kristalografik verileri…….. 39
Tablo 4.2. 1 ve 1.5 N yüklerde mekanik özellik ölçümlerinin sonuçları.. 50
Tablo 4.3. 1.5 N maksimum yükleme için hesaplanan hf / hmax ve hmax-hf değerleri……. 51
Tablo 4.4. α-Al En büyük piklerde AlCC1, AlMS1, AlCC2 ve AlMS2 numunelerinin α-Al kristallografik verileri…….. 54
Tablo 4.5. AlCC1, AlMS1, AlCC2 ve AlMS2 alaşımlarının mikro sertlik sonuçları…… 63
Tablo 4.6. En yüksek tepe noktalarında AlCC3, AlMS3, AlCC4 ve AlMS4 örneklerinin α-Al kristallografik verileri …… 65
Tablo 4.7. AlCC3, AlMS3, AlCC4 ve AlMS4 alaşımlarının mikro sertlik sonuçları…… 73

ŞEKİLLER DİZİNİ

		Sayfa
Şekil 1.1.	Al-alaşımlarının sınıflandırılması……..……..……....	2
Şekil 1.2.	Tipik tavlama işleminin şematik gösterimi ……..……..	5
Şekil 1.3.	Tipik homojenleştirme işleminin şeması ……..……..	6
Şekil 1.4.	Ultrasonik döküm makinesinin şematik gösterimi ……..…...	7
Şekil 1.5.	Eriyik eğirme aparatının şematik görünümü…..…….....	10
Şekil 1.6.	Sprey oluşturma işleminin şematik diyagramı……..……..	11
Şekil 1.7.	Parçacıkları hazırlamak için kullanılan mekanik alaşım yönteminin şematik diyagramı…….	12
Şekil 1.8.	Aletli nano-girinti testi için tipik bir yük-yer değiştirme eğrisinin şematik gösterimi……..	13
Şekil 2.1.	Sertleştirme işlemini gösteren dendritin katılaşık kesiti…….....	15
Şekil 2.2.	Varsayımsal A ve B için örnek bir ikili ötektik faz diyagramı....	16
Şekil 2.3.	Alüminyum-Silisyum Faz Diyagramı…….	18
Şekil 2.4.	Alüminyum-Silisyum faz diyagramının alüminyum bakımından zengin kısmı…….	19
Şekil 2.5.	Al-12.4Si-8Fe (kütle %) alaşımının öngörülen denge katılaşma yolları……	21
Şekil 3.1.	Dijital Ağırlık Dengesi (VE)……..…….	27
Şekil 3.2.	MAHES elektrik indüksiyon ocağı……..	28
Şekil 3.3.	Üretilen döküm numuneleri; (a) Al-20Si-9Fe-1.2Nb alaşımı, (b) Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni alaşımı, (c) Al-20Si-9Fe-1.2B alaşımı, (d) Al-20Si-9Fe-1.2B- 6Ni alaşımı ……..……..	28
Şekil 3.4.	Kesme makinası (METACUT) ……..……	29
Şekil 3.5.	Tek merdaneli eriyik eğirme sisteminin şematik diyagramı ..…	29
Şekil 3.6.	Yerel eriyik eğirme makinası (Kastamonu Üniversitesi) ……	30
Şekil 3.7.	Eriyik-eğirme yöntemiyle üretilen şeritler (a) Al-Si-Fe-Nb alaşımı, (b) Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımı, (c) Al-Si-Fe-B alaşımı, (d) Al-Si-Fe-B-Ni alaşımı…….....	30
Şekil 3.8.	Reçinelerde kalıplanmış örnekler, (a) Al-Si-Fe-NB, (b) Al-Si-Fe-Nb - Ni, (c) Al-Si-Fe-B, (d) Al-Si-Fe-B-Ni. Şeritlerin Reçineleri (e) Al-Si-Fe-NB, (f) Al-Si-Fe-Nb-Ni, (g) Al-Si-Fe-B, (h) Al-Si-Fe - B-Ni……..	31
Şekil 3.9.	(Leica) Optik Mikroskopi…..……..	32
Şekil 3.10.	Püskürtme kaplama cihazı…..…….	32
Şekil 3.11.	Elektron sütununu, örnek odasını, EDS dedektörünü, elektronik konsolu ve görsel ekran monitörlerini gösteren, deneyde kullanılan SEM cihazı……..	33
Şekil 3.12.	Bruker'in X-ışını Kırınımı D8-Discover cihazı……..…….	33
Şekil 3.13.	Mikro Vickers sertlik test cihazı (HMV-G21D ……..…….	34
Şekil 3.14.	Ultra Mikro Sertlik Test Cihazı (UMT)…..……	34
Şekil 4.1.	AlCC1'in (Al-Si-Fe-Nb) optik mikroskopi mikrografları…….....	35
Şekil 4.2.	AlCC2'nin (Al-Si-Fe-Nb-Ni) optik mikroskopi mikrografları.....	36
Şekil 4.3.	Döküm AlCC3 (Al-Si-Fe-B) alaşımından elde edilen optic mikroskopi mikrografı …….	37

Şekil 4.4. Döküm AlCC4 (Al-Si-Fe-B-Ni) alaşımından elde edilen optic mikroskopi mikrografı…….…… 38
Şekil 4.5. (a) AlCC1, (b) AlCC2, (c) AlCC3 ve (d) AlCC4'ün XRD kırınım desenleri…….... 39
Şekil 4.6. 111) Al'in en yüksek tepe yoğunluğu kaymalarını gösteren AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 örneklerinin XRD difraksiyon modelleri..... 41
Şekil 4.7. (a) geleneksel dökme AlCC1, (b) geleneksel dökme AlCC2'nin optik mikroskopi görüntüleri…… 42
Şekil 4.8. Geleneksel dökme AlCC1'in farklı yakınlaştırma düzeylerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 60000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri…….. 42
Şekil 4.9. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC1'in kimyasal kompozisyon analizi……. 43
Şekil 4.10. Geleneksel dökme AlCC2'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri…… 43
Şekil 4.11. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC2'in kimyasal kompozisyon analizi …… 44
Şekil 4.12. (a) Geleneksel dökme AlCC3'e ait, (b) geleneksel dökme AlCC4'e ait optik mikroskopi görüntüleri ……... 45
Şekil 4.13. Geleneksel dökme AlCC3'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri ……... 46
Şekil 4.14. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC3'in kimyasal kompozisyon analizi …… 46
Şekil 4.15. Geleneksel dökme AlCC4'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x' te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri…… 47
Şekil 4.16. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC4'in kimyasal kompozisyon analizi …… 47
Şekil 4.17. Mikro girinti testleriyle elde edilen (a) AlCC1, (b) AlCC2, (c) AlCC4 ve (d) AlCC4 örneklerinin yük-yer değiştirme eğrileri... 48
Şekil 4.18. Döküm AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının dinamik mikro sertlik (H) değerlerindeki değişiklikler ……... 50
Şekil 4.19. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının elastic modül (E) değerlerindeki değişiklikler……..…….. 51
Şekil 4.20. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının sünme değerindeki değişiklikler ……. 51
Şekil 4.21. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının sünme değerindeki değişiklikler ……. 52
Şekil 4.22. (a) AlCC1, (b) AlMS1, (c) AlCC2 ve (d) AlMS2'den alınan XRD kırınım desenleri……. 55
Şekil 4.23. Al'in en yüksek tepe yoğunluğu kaymalarını gösteren AlCC1, AlCC1, AlCC2 ve AlCC2 örneklerinin XRD difraksiyon modelleri……... 55
Şekil 4.24. Optik mikroskopi mikrografları: (a) AlCC1, (b) AlMS1, (c) AlCC2 ve (d) AlMS2……... 56
Şekil 4.25. Geleneksel döküm AlCC1'in farklı yaklaştırma düzeylerinde (a)

1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 120000x' te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri …….. 57
Şekil 4.26. Geleneksel döküm AlCC1 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de …… 58
Şekil 4.27. Eriyik bükülmüş AlMS1'in farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 60000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri …….. 59
Şekil 4.28. Geleneksel döküm AlCC1 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de……. 59
Şekil 4.29. Geleneksel dökme AlCC2'nin mikroyapısını farklı büyütmelerde (a) 2000x'de, (b) 10000x'te, (c) 50000x'de gösteren SEM görüntüleri…… 60
Şekil 4.30. Geleneksel döküm AlCC2 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de…… 61
Şekil 4.31. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS2'nin farklı yakınlaştırma düzeylerinde (a) 2000x'de, (b) 50000x'te, (c) 80000x' de mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri ……. 61
Şekil 4.32. Geleneksel döküm AlMS2 için tespit edilen parçacıkların EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de……. 62
Şekil 4.33. (a) AlCC3, (b) AlMS3, (c) AlCC4 ve (d) AlMS4'ten alınan XRD kırınım desenleri …… 64
Şekil 4.34. (111) Al'un en yüksek tepe yoğunluğu kaymalarını gösteren AlCC3, AlMS3, AlCC4 ve AlMS4 örneklerinin XRD kırınım desenleri…… 65
Şekil 4.35. (a) AlCC3, (b) AlMS3, (c) AlCC4 ve (d) AlMS4'ün optik mikroskopi mikrografları …… 66
Şekil 4.36. Geleneksel döküm AlCC3'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 2000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri ……... 67
Şekil 4.37. Geleneksel döküm AlCC3 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de …… 68
Şekil 4.38. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan AlMS3'ün farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 10000x'te, (b) 20000x'te, (c) 150000x'de mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri ……. 69
Şekil 4.39. Geleneksel döküm AlCC3 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de……. 69
Şekil 4.40. Geleneksel döküm AlCC4'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 2000x'te, (b) 20000x'te, (c) 150000x' te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri…… 70
Şekil 4.41. Geleneksel döküm AlCC4 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de …… 71
Şekil 4.42. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS4'ün farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 5000x'te, (b) 10000x'te, (c) 50000 x' de mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri …… 72
Şekil 4.43. Geleneksel döküm AlCC4 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de……. 72
Şekil 4.44. AlMS1 (a1, a2) ve AlMS2'nin (b1, b2) mikro yapısını gösteren SEM görüntüleri…….. 74
Şekil 4.45. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS1 (a1.a2) ve

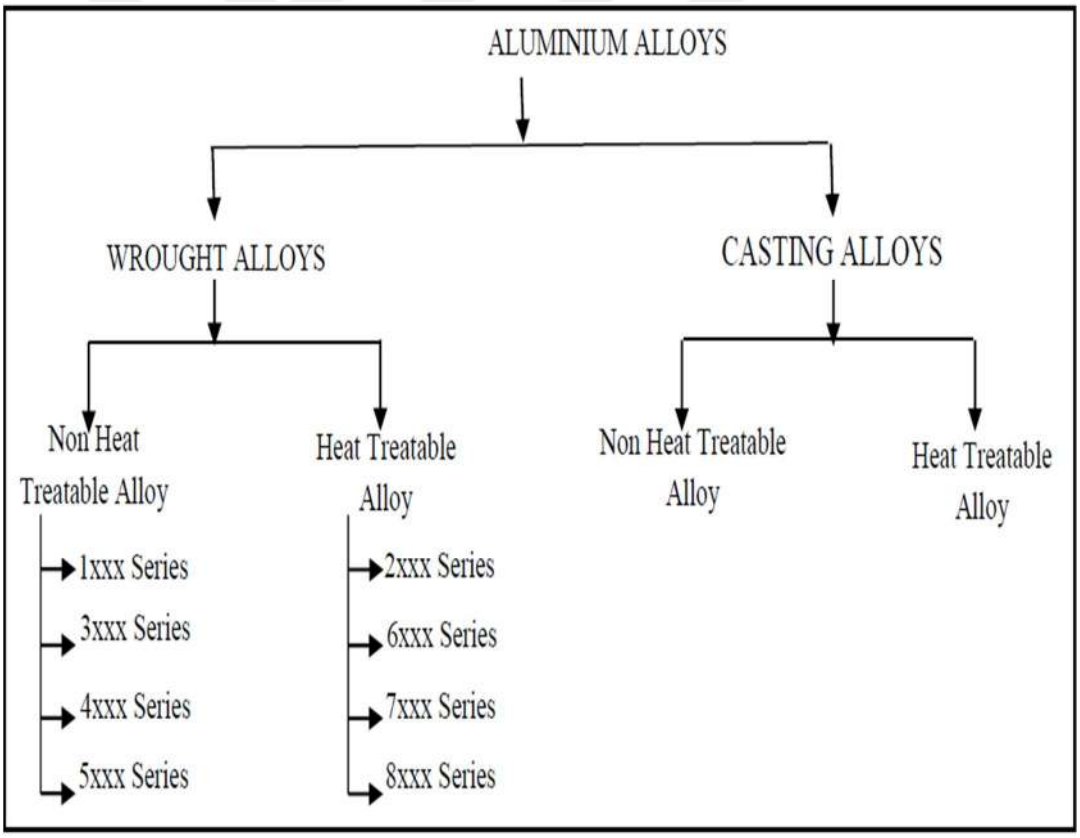
AlMS2 (bl, b2) şeritlerinin EDS haritaları……... 75
Şekil 4.46. AlMS3 (c1, c2) ve AlMS2'nin (d1, d2) mikro yapısını gösteren SEM görüntüleri…….….. 76
Şekil 4.47. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS3 (c1.c2) ve AlMS4 (d1, d2) şeritlerinin EDS haritaları ……. 76
Şekil 4.48. Eriyik eğirme yöntemiyle elde edilen AlMS1, AlMS2, AlMS3 ve AlMS4 şeritlerinin statik mikro sertlik (Hv) değerlerinde değişiklikler…….. 77

1. GİRİŞ

Alüminyum dünya üzerinde en çok kullanılan malzemelerden biridir. Bu nedenle alüminyum ve alaşımları ev ürünlerinden otomotiv bileşenlerine, inşaat ve yapıya, paketleme ve kaplara, denizcilik, havacılık, uçak ve elektrik sektörlerine kadar birçok modernist yaşam alanında yaygın olarak kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımları, onları en faydalı alaşım sistemlerinden biri yapan önemli teknik özelliklere sahiptir. Alüminyum; 2,7 g/cm3 yoğunlukta olup bakır, pirinç, nikel ve demir gibi diğer metallerle karşılaştırıldığında nispeten hafif bir metaldir. Bu, çeliğin yoğunluğunun yaklaşık üçte biri kadardır [1-5]. Bununla birlikte, birçok alüminyum alaşımının kuvveti tipik olarak düşük ile orta arasındadır; çinko (7XXX), magnezyum (5XXX) ve bakır (2XXX) gibi çöktürerek sertleştirme yöntemiyle oluşturulan elementler içeren alaşımlar bazı çeliklere eş değer mekanik özelliklere sahip olabilmektedir. Düşük yoğunluklu ve yüksek mukavemetli olmaları, bu alaşımları bünyesel ağırlığın çok önemli bir özellik olduğu alanlarda çekici kılmaktadır. Yüksek mukavemetin yanı sıra, alüminyum alaşımları korozyona karşı güçlü bir dirence sahiptir, bu da hava ile temas halinde hızlıca oluşan ve oldukça yoğun pas yüzeyinin bir sonucudur [6, 7]. Alüminyum ve alaşımları, örnek niteliğinde bir işlenebilirliğe ve tipik şekillendirilebilirliğe, yüksek korozyon direncine ve mükemmel elektriksel ve termal iletkenliğe sahiptir. Alüminyum alaşımlarının büyük oranlarda işlenebilirliğinin bir sebebi de, erime süreçleri içinde çözünen gazlar nedeniyle oluşan gözenekliliktir. Yüksek özgül mukavemet, yüksek aşınma ve pas direnci, hatırı sayılır sertlik gibi bu özelliklere ek olarak; tercih edilen yüksek sıcaklık dayanımı, iyileştirilmiş sönümleme kapasitesi ve yakalanan ısıl genleşme katsayısı da önem arz etmektedir. Bu gibi özellikler genellikle ekonomik bir şekilde dövülmelerine, haddelenmelerine ve kullanışlı şekillerde kalıplanmalarına olanak sağlar. Soğuk işleme, tavlama ve bazı alaşımlarda kuvveti kontrol etmek için çökelme sertleşmesi ve ısıl işlemler kullanılır [8-10].

1.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları temel olarak dövme kompozisyonları ve döküm kompozisyonları olmak üzere iki ana grupta sınıflandırılır. Alaşım tanımlama sistemleri, dövme ve döküm alaşımları için farklı tanımlamalar yapar ancak Şekil 1.1'de görüldüğü gibi işi kolaylaştırmak için alaşımları gruplara ayırır[3]. Döküm alüminyum alaşımları, geniş bir üretim için en az maliyetli üretim rotasıdır. Kuru kum, alçı kalıp, yeşil kum, kalıcı kalıp, kompozit kalıp, basınçlı kalıp döküm, yer çekimine karşı basınçlı döküm, kalıcı kalıp ve yatırım dökümü de dâhil olmak üzere çeşitli ticari döküm yöntemleri ile üretilmektedir. Döküm alaşımları son hallerine döküldüklerinden, ısıl işlemle güçlendirilebilirler, fakat pekleştirilemezler [1, 6, 11, 12].



Şekil 1.1. Al-alaşımlarının sınıflandırılması.

Dövülmüş alaşımlar, büyük alaşım elementlerinin temel davranışlarla ilgili birçok şeyi göstermesi bakımından döküm alaşımlarından farklıdır. Bu nedenle, dövülmüş alaşımlar hakkında bilgi sahibi olmak ikincil bir imalatçıya veya kullanıcıya da

yardımcı olacaktır. Ayrıca bu alaşımların deformasyonla şekillendirilebileceğini bilmeleri de önemlidir. Alüminyum dövme alaşımları ısıl işlemlerle (ısıl işlem görebilen alaşımlar için) ve pekleştirmeyle (pekleştirmeyle sertleştirilebilir olanlar için) güçlendirilebilir. Dövme alüminyum alaşımları ayrıca ısıl işlem görmüş ve ısıl işlem görmemiş olmak üzere iki kategoriye ayrılmıştır. Isıl işlem göremeyen alaşım dizileri aşağıdaki gibidir:

- 1XXX, alaşımsız (saf alüminyum) bileşim.
- 3XXX, manganez alaşımlamanın ana unsurudur.
- 4XXX, silisyum alaşımın ana unsurudur.
- 5XXX, magnezyum alaşımlamanın ana unsurudur.

Isıl işlem göremeyen alaşım dizileri soğuk işlemlerle ve genel olarak soğuk haddeleme ile sertleştirilirler. Isıl işlem görebilen dövme alaşımlar serisi de şunlardır:

- 2XXX, bakır esas alaşım unsurudur.
- 6XXX, magnezyum, silisyumun yanı sıra alaşımın ana unsurudur.
- 7XXX, çinko, (Cu, Mg, Cr ve Zr) ile alaşımlamanın ana unsurudur.
- 8XXX, algılanabilir miktarda kalay, lityum ve / veya demir içerir.

Isıl işlem görmüş alüminyum dövme alaşımları çok sayıda çözünür bileşen içermektedir. Bu nedenle bu alaşımlar, oluşturulmuş fazlarla güçlendirilebilmektedir [11, 13, 14].

Ayrıca alüminyum alaşımları, demir ve silisyum gibi yabancı maddeler içerebilir. Sınırlı çözünürlük nedeniyle, bu safsızlıkların ana çözünen ilaveler ile bir araya getirilmesiyle oluşan fazların morfolojisi, ısıl işlemden etkilenmez. Genellikle alüminyum alaşımlarında, alaşım elementlerinin ve ilave safsızlıkların miktarları doğru bir şekilde kontrol edilmelidir. Aksi takdirde mukavemet, sertlik, şekillenebilirlik ve korozyon direnci gibi bazı özellikler olumsuz etkilenebilir. Bunlarla birlikte bazı mekanik özellikler iyileştirilirken, çoğunlukla diğer özellikler negatif etkilenebilir. Örneğin, gerilme ve esneme dayanımları arttırılabilir fakat bu

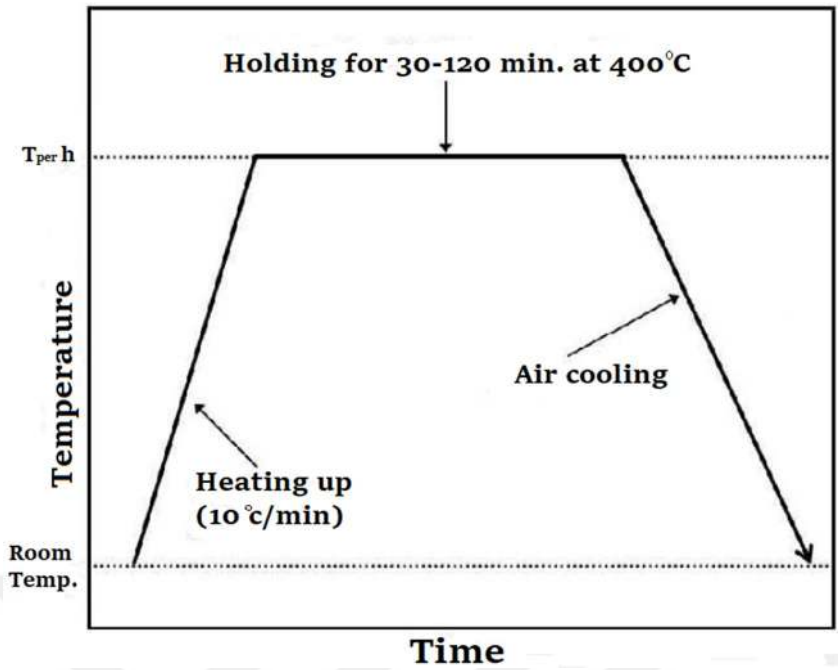
durum uzama direniminin azalışı ve kırılma sertliği ile sonuçlanır. Böylece ısıl işlemler, bu alaşımların özelliklerini iyileştirmek için hazırlanırlar [2, 15, 16].

1.2 Sertleştirme Yöntemleri

Isıl işlem, alüminyum alaşımlarının mekanik davranışlarını, çökelme sertleşmesi olarak bilinen bir işlemle iyileştirir. Çökelme sertleşmesi, alüminyum matrisinde çökeltilerin oluştuğu ısıtma işleminden sonra alüminyum alaşımının kademeli olarak soğutulması sırasında meydana gelir. Buna bağlı olarak ikinci fazdaki parçacıklar, mukavemeti etkileyen yer değiştirme hareketini engeller. Spesifik bir alaşımın bileşimi, işlem için uygun olan ısıl işlemin sıcaklığını tanımlar. Bir alüminyum alaşımı ısıtıldığında, matris içindeki ikincil fazların çözülme sıcaklığının çözülmesi sonuç olarak, alaşım elementlerinin alüminyum matris içinde çözülmesiyle oluşan katı çözeltidir. Söndürmenin (veya hızlı soğutmanın) ardından, alaşım elementleri çözeltiden çökeltilir. Olgunlaştırma olarak bilinen bu aşama, oda sıcaklığında gerçekleşir (doğal olgunlaştırma); bununla birlikte, işlemin hızını arttırmak amacıyla bir alaşım yüksek sıcaklıkta sentetik olarak olgunlaştırılabilir [17-20].

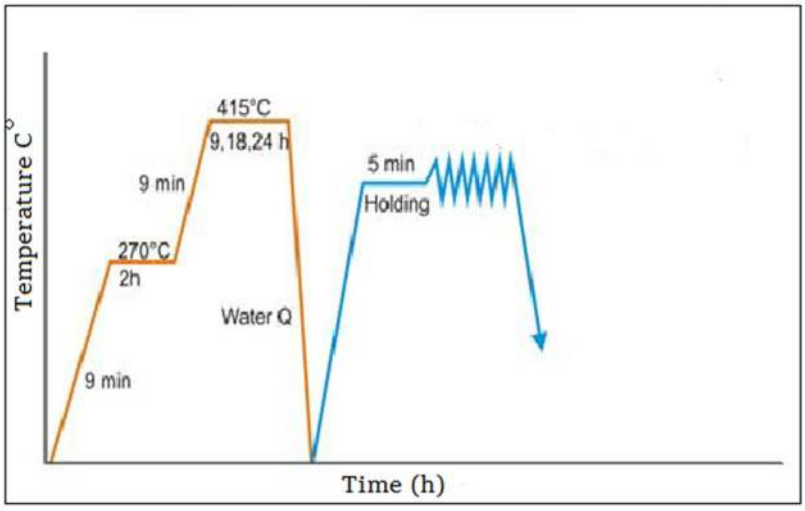
1.2.1. Tavlama

Çökelme sertleşmesi yoluyla oluşturulan alaşımlarda tavlama, belirtilen alaşımın (1) gerilmelerini azaltma; (2) yumuşaklığını, işlenebilirliğini veya sertliğini arttırmak ve (3) belirli bir mikro yapı üretmek amacıyla yapılır. Tavlama sırasında alaşımlar, çözünme sıcaklıklarının üzerindeki bir sıcaklıkta ısıtılır ve oda sıcaklığında yavaşça soğumaya bırakılır, tıpkı Şekil 1.2' de görüldüğü gibi. Ayrıca fiili tavlama süresi[25], gerekli herhangi bir dönüşüm reaksiyonuna izin verecek kadar uzun olmalıdır. Soğutma işlemi sırasında alaşım elementleri, çözeltiden çöker ve kayma için etkili engeller olmayan, kaba dağıtılmış fazlar oluşturur ve sonuç olarak düşük mukavemetli bir alaşım meydana getirir. Alüminyum alaşımlarının mukavemetini arttırmanın bir başka yöntemi de pekleştirmedir. Pekleştirme, daha iyi mukavemetli alaşımların oluşmasıyla sonuçlanan yer değiştirme konsantrasyonunu arttırır [21-24].



Şekil 1.2. Tipik tavlama işleminin şematik gösterimi.

Diğer sertleştirme kalıpları damgalama, dövme ve boru bükmeyi içerir. Mikroyapı özelliklerinin önemi, sertlik söz konusu olduğunda, ikinci faz parçacıkları ve tane yapıları üzerinde zirve yapar. İlgili ikinci faz parçacıkları: (i) döküm işlemi sırasında oluşan çözünmez kaba parçacıklar ya da döküm işlemi ve sonrasındaki süreçlerde oluşan doğal olarak çözünemeyen fazların kaba tanecikleri ya da (ii) ara homojenleştirme boyunca oluşan daha küçük parçacıklar ve (iii) olgunlaştırma çökeltileri işleminde oluşan parçacıklardır. Dövülmüş mikro yapı, çözünmüş element konsantrasyonunun ve ikincil fazların mikro yapısı boyunca eşit olmayan bir şekilde dağıldığı katılaşma sırasındaki kalay nedeniyle büyük ölçüde ayrılmıştır. Daha sonraki aşamada ise alaşım, ilk olarak homojenleştirme ile işlenmiştir. Yükseltilmiş ısıtma aşaması, esasen şekil 1'de gösterildiği gibi, çözünebilir fazların çözülmesi ve denge fazlarının çöktürülmesi yoluyla karotun sürüklenmesi (veya azaltılması) içindir. Şekil 1.3. Her ne kadar çökelti çözünmesi homojenizasyon sırasında gerçekleşen tek metalurjik işlem olmasa da en önemlisidir[28]. Homojenizasyon sıcaklığı, sunulan fazların termodinamik analizinden tahmin edilebilir [24, 26, 27].



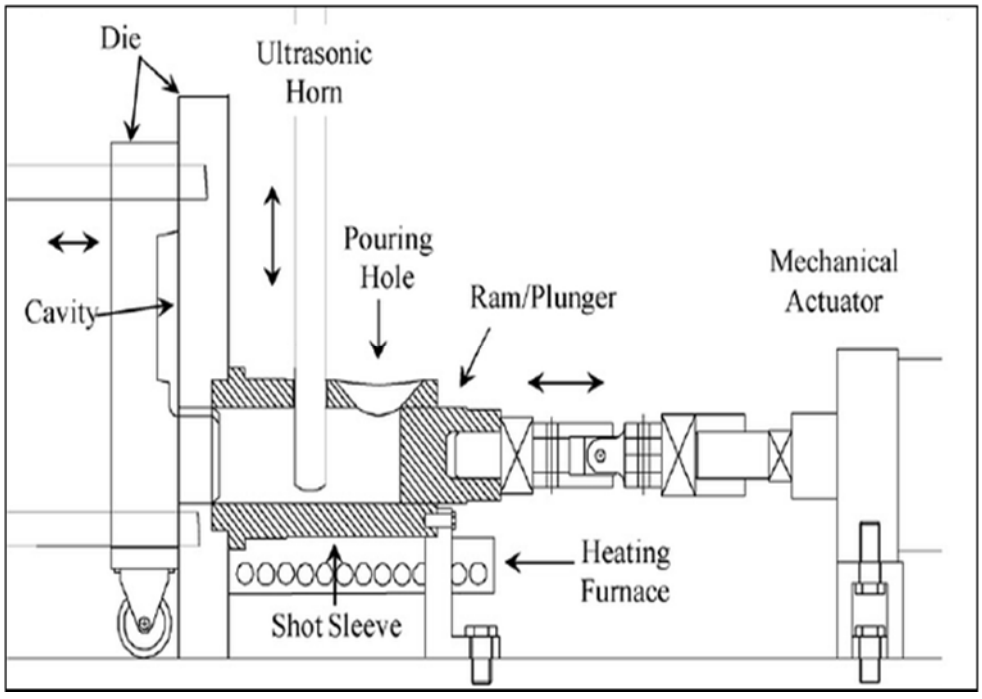
Şekil 1. 3. Tipik homojenleştirme işleminin şeması.

Belirli bir sıcaklıkta homojenleştirme süresi mevcut çökeltilerin tiplerine, şekillerine, boyutlarına, dağılımlarına ve kimyasal bileşimlerine bağlıdır. Dövme alaşımları için sonraki işlem adımları şunları içerir: Soğuk işlem sırasında bir alaşım, aynı anda deforme olur ve güçlendirilir; sıcak işlem esnasında ise bir alaşım kuvvetlendirilmeden yüksek sıcaklıklarda deforme olur ve soğuk işlemden kaynaklanan güçlendirme etkilerinin değiştirildiği tavlama olur. Bu işlemleri kontrol ederek, malzeme özellikleri geliştirilip kontrol edilirken, malzeme kullanılabilir bir şekilde işlenir. Mikroyapı gelişimi, büyük ölçüde alaşımın deneyimlediği tüm işlem adımlarına bağlıdır. Sonuç olarak mikroyapı gelişimi, mikroyapı malzeme özellikleri üzerinde en etkili parametredir, bilhassa ısıl işlemle mekanik olarak meydana gelen mikroyapısal çeşitliliklerin geniş bir şekilde anlaşılması faydalı olacaktır [28, 29].

1.2.2. Ultrasonik Titreşim

Ultrasonik titreşimin (USV), metallerin mikro yapılarının rafine edilmesinde etkili bir parametre olduğu bilinmektedir. Ultrasonik titreşim işlemi, metallerin yarı katı işlenmesi sektöründe -1990'lı yıllardaki sürekli döküm gibi birçok uygulamada- önemli bir rol oynamıştır. Şekil 1.4. yaygın kullanılan ultrasonik kalıp döküm makinesini göstermektedir. İşlem periyodu süresi 0 ile 15 s. arasında değişir[31]. Pistonu hareket ettirmek içinse yeterli kapasiteye sahip mekanik aktüatör uygulanır. Erimiş alüminyum alaşımlarının güçlü ultrasonla işlenmesi, düşük maliyet ve yüksek verimlilik gibi benzersiz avantajları olan, nispeten yeni ayrıca çevresel olarak güvenli

bir teknolojidir. Bu işlemde, kavitasyon başlangıcı üzerindeki irtifa baskısı, erimiş metalde bol miktarda boşluklar üretir. Bu boşlukların birkaçı, uygulanan alanın frekansında (yaklaşık 18 kHz) dalgalanırken oluşturulan boşlukların içindeki gaz sabit kalmaktadır. Bu nedenle, gerilme stresinden dolayı farklı boşluklar eriyikte çözünmüş hidrojenin iç difüzyonunu yoğun şekilde büyütür. Ve oyukların gaz ile yeterince doldurulmayan bir başka kısmı, uygulanan ses dalgasının sıkıştırma baskısı altında bozulmaya başlar. İkinci durumda, oluşturulan "döküntü" parçacıkları ve çökme enerjisi (~ 1000 MPa)'ya kadar olan basınç darbelerine ve kümülatif jetlere (~100 m/s) dönüştürülür. "Döküntü" oluşumunun kavitasyonun gelişimini kolaylaştırmakta yardımcı olduğu dikkat çekicidir. Seri reaksiyonlara göre, sıvılarda akustik kavitasyonun iyileştirildiği varsayılmaktadır. Sonrasında, gerçek çekirdeklerde bulunan farklı boşluklar o kadar ani gelişmektedir ki, birkaç mikrosaniye içinde verimli kullanılan kavitasyon bölgesi, kullanılan ultrasonun güç kaynağının yakınında üretilmektedir. Bununla birlikte, metalin yüzen küçük süspansiyon parçacıkları, hidrojene göre erimiş metal yüzeylerinde çözünen moleküller, yüzeydeki hidrojenin çok küçük bir bölümü, katılaşma ve gaz giderme için çekirdek haline gelen oksit parçacıkları üzerindeki kavitasyon kabarcıklarının ilerlemesi için yeterlidir [30-33].



Şekil 1.4. Ultrasonik döküm makinesinin şematik gösterimi.

1.2.3. Hızlı Katılaşma

Son on yılda, hızlı katılaşma (RS) konusunda çok sayıda araştırma yapılmıştır. Yüksek soğutma oranlarında elde edilen düşük soğutma ölçeği, mikro yapının rafine edilmesini ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesini sağlar. RS tekniklerinde alaşım geçiş metallerinin çözünürlüğü, normal dengelerini hayli aşan değerleri bulur. Bununla birlikte, alaşım elementlerinin alüminyum örgüsündeki denge-katı çözünürlükleri oldukça sınırlıdır; alüminyum alaşımları bu sertleştirme süreçleri için özellikle etkili olmuştur [34-36]. Metalik eriyiklerin hızlı katılaşma tekniğinin ilk kez 1960'da Duwez tarafından keşfedildiği bilinmektedir. İlk alüminyum bazlı amorf alaşımlarsa 1981'de Al-Fe-B alaşımları ile üçlü Al-Co-B de dâhil edilerek tanımlanmıştır [37-39]. Bileşimlere ve tekniklere bağlı olarak, bazı metallerin diğer metallerle ve ametallerle oluşturulan eriyikleri, kristalleşmesi önlenerek sert koşullarda soğutulabilir. Bu malzemeler kesinlikle metalik olsalar bile, yapıları gerçekten camsıdır (kristal değildir) ve bu nedenle metalik camlar amorf olarak bilinirler [40]. Metallerin ve alaşımlarının hızlı bir şekilde katılaşmasını sağlamak için çok çeşitli teknikler bulunmuştur. Bu yöntemler;

(i) Damlacık yöntemleri: Bu yöntemde erimiş metalin, soğuk bir hava veya etkisiz bir gaza (atomizasyon katılaşma) maruz bırakılması.

(ii) Jet yöntemleri: Erimiş metal akımının sürekli olarak şeritler şeklinde atılacak olan dönen bir soğutma çarkının sıkıştıracağı (eriyik-eğirme tekniği) yöntem.

(iii) Yüzey eritme teknolojisi: Dökme alaşım yüzeyindeki hızlı erimenin, erimiş blok içerisine ekstrakte edilmek üzere yüksek katılaşma oranına ilerlediği işlem (lazer yüzey işlemi) [41-44].

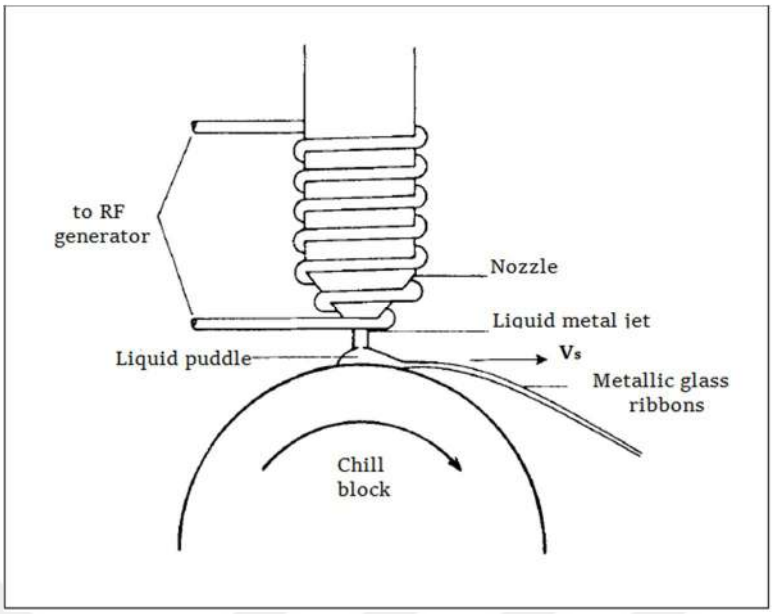
1.2.3.1. Eriyik eğirme tekniği

Günümüzde eriyik eğirme işlemi, sürekli şeritler oluşturmak için çeşitli, hızlı katılaşma işlemleri arasında çokça kullanılan bir yöntemdir. Hızlı katılaşma işlemi (RSP), erimiş durumdan katılaşma yoluyla, yaklaşık 10^4 ile 10^8 K/s arasında değişen sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu şekilde elde edilen yükseltilmiş düşük soğutma

seviyelerinin istisnai soğutma oranları, geleneksel koşullar altında üretilenlere kıyasla aniden katılaşmış mikro yapılarda önemlidir ve çoğu zaman potansiyel olarak yararlı gelişmelere katkı sağlamaktadır [22, 45-48]. Bu gibi etkilerden elde edilen iyileştirmeler arasında; katılaşmış mikro yapıların iyileştirilmesi, ince metaller arası fazın yeni dispersiyonu, ayrışma derecesinde azalma, çözünen elementlerin denge-katı çözünürlüğünde artışı ve hem kristalin hem de amorf fazların empoze edilemeyen metastazlarının üretilmesi sayılabilir. Bu nedenle bu teknik, eriyiklerin hızlı soğutulması için uygulanan bir tekniktir. Bu teknikte, döner bir tekerlek içten, normal su veya sıvı azot (LN2) ile soğutulur [49, 50]. Daha sonra dönen çarkın üzerine ince bir şerit halinde eriyik püskürtülür ve birden soğutulur ve bu, şekil 1'de gösterildiği gibi birkaç mikron kalınlığındaki şeritler şeklinde dışarı atılan hızlı katılaşma akımları ile sonuçlanır. Şekil 1.5.'te [54] son derece yüksek soğutma oranlarına sahip metalik camlar oluşturmak için ağırlıklı olarak bu teknik (RS) uygulanır. Dolayısıyla, çeşitli araştırmalar, eriyik eğirme işlemlerinin esas olarak iki grup alüminyum alaşımından faydalandığını gösteriyor:

(i) Alüminyum bazlı Al-EM-LM (EM: Mo, Nb, Ti, Hf, Zr, W, Cr, V gibi erken geçiş metali; LM: Ni, Fe, Cu ve Co gibi geç geçiş metali; Al-R (R: nadir toprak metali; Pr, La, Sm, Y, Yb, Er, Ho, Tb, Ce ve Dy), Al-R-M (M: geçiş metalleri) alaşımları.

(ii) Al-Fe-Cr-Ti, Al-Mn-Fe, Al-Si-Fe-Ni, Al-Fe-Cr veya Al-Si-Fe-Cr alaşımları, vb. gibi alüminyum matrisinde önemli ölçüde düşük denge çözünürlüğüne sahip elementler içeren kristalimsi alüminyum alaşımları [41, 51-53].

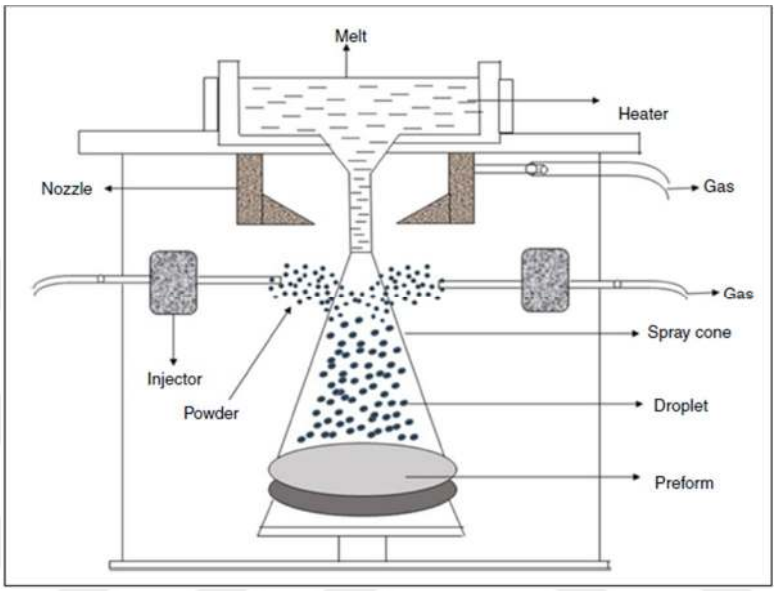


Şekil 1.5. Eriyik eğirme aparatının şematik görünümü.

1.2.3.2. Gaz atomizasyonu

Sprey tortusu işlemi, mikro yapıyı kontrol ederek yeni morfoloji ve mekanik özelliklere sahip yeni malzeme üretmek için kullanılan hızlı katılaşma işlemlerinden biridir. Sprey tortusu yöntemi için şematik örnekleme, Şekil 1.6' da gösterilmektedir. İşlem süresince[58], bir fırında bir alaşımın erimiş malzemeleri, küçük bir delikten geçmeye zorlanır. Burada erimiş bir alaşımın sıvı akışı, yüksek hızda bir gazla ayrıştırılarak çapı 200 mm'den az küresel parçacıkların konteyner yüzeyinde katılaşması sağlanır. Temel olarak, gazdan erimiş metale salınan yüksek kinetik enerji atomizasyona neden olur. Sonuçta oluşan damlacıklar substrat üzerinde toplanır. Gazın erimiş metale (G / M) oranı, erimiş metalin süper ısısı gibi çalışma parametreleri ve atomlaştırıcının tasarımı, atomizasyon prosesi boyunca tozların büyüklük ve damlacıkların dağılımı üzerinde önemli bir rol oynamıştır [55-57]. Oluşan sıvının herhangi bir yüzey ile teması, konteynerin daha az işlenmesiyle denge bozucu katılaşmanın arttırılması nedeniyle engellenir. Bu, çeşitli şekillerde bir artışa neden olan erimiş metalin yükseltilmiş aşırı soğutulmasına izin vererek heterojen çekirdeklenmenin geliştirilmesini sağlar ve bu da yarı stabil katı hallerin meydana çıkma sıklığını arttırır. Öte yandan, bir dereceye kadar karmaşık bir şekilde ortaya çıkan katılaşma yolu olarak gerçekte mikro yapı, kararlı kristal hal ve metabil hal

veya amorf (kristal olmayan) fazların bir karışımı gibi görünmektedir. Çelik, bakır, nikel bazlı üstün alaşımlar ve alüminyum alaşımları etkili bir şekilde sprey biçiminde oluşturulmuştur. Bu parçacıklar imalat işleminde dövme, ekstrüzyon ve sonra yüksek hızlı işleme ile gerekli bileşenlerin nihai biçimini üretmek için birleştirilebilir [58-60].

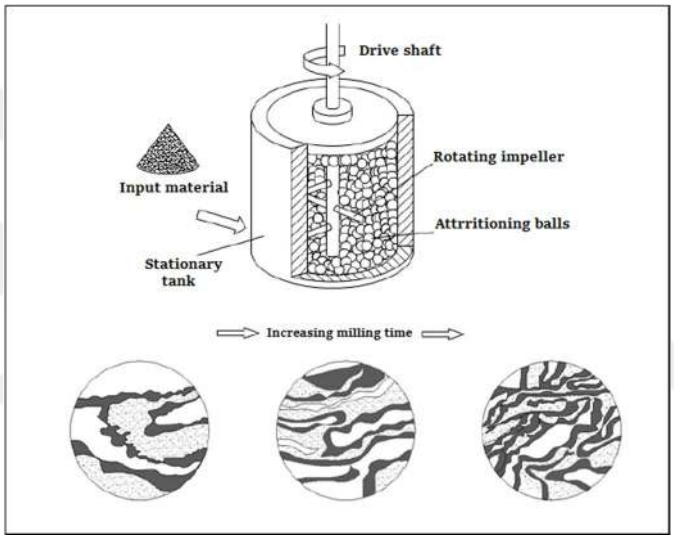


Şekil 1.6. Sprey oluşturma işleminin şematik diyagramı.

1.2.4. Mekanik Alaşımlama

Mekanik alaşımlama tekniği (MA), geleneksel eritme yöntemleriyle harmanlanması zor veya karmaşık olan elementlerin alaşımlanmasını sağlar. Genel olarak bu işlemle, metalin bir araya getirme bileşenlerinin kontrollü bir mikro yapı sergilediği görülmektedir. Katı çözeltinin iki metalden oluşması halinde bu durum, mekanik alaşımlama kullanılarak elde edilebileceği anlamına gelir, dolayısıyla yüksek sıcaklıkta bir çalışmaya gerek yoktur. Bu proseste; yinelenmiş soğuk kaynak veya yüksek enerji bilyesi değirmeni, harmanlanmış elementlerin parçacıkları ve öğütme ortamının (genellikle tungsten karbid veya paslanmaz çelik bilya) tozu bir flakon içerisine yüklenir ve istenen uzunluk için yüksek hızda çalkalanır [61-63]. Her bir metal veya bileşenin yumuşak toz parçacıkları ezilir ve krep gibi düz hale gelir. Farklı metallerden düz tanecikler, Şekil 1.4.' te gösterildiği gibi katman yapısını oluşturur. Şekil 1.7.’ de [64] gösterildiği gibi bu işlem binlerce kez tekrarlanır ve bu

da tozların topaklanmasıyla sonuçlanır. Tozun bir süre öğütülmesinden sonra, tek tek bileşenlerden oluşan çok ince katmanlı yapılar oluşur ve katman kalınlığı çok küçüktür. Tozların geçirdiği ağır plastik deformasyon nedeniyle yerinden çıkma, tane sınırları, boşluklar ve bunun gibi kristal kusurları, toz parçacıklarına girer. Aynı zamanda, toz parçacıklarının sıcaklığında da küçük bir yükseliş vardır. Lamellerin kombine etkilerine (ve dolayısıyla düşük difüzyon mesafelerine), artan difüziviteye (yüksek konsantrasyondaki kristal kusurlarının varlığına göre) ve toz sıcaklığındaki hafif artışa göre difüzyon kolaylaştırılır ve bu, oda sıcaklığında veya oda sıcaklığına daha yakın sıcaklıklarda alaşım üretilmesine izin verir [64-68].



Şekil 1.7. Parçacıkları hazırlamak için kullanılan mekanik alaşım yönteminin şematik diyagramı.

1.3. Derinlik Algılama Girintisi

Derinlik algılama nano-girinti sistemleri, şekilde gösterildiği gibi önemli mekanik özelliklerin değerlendirilmesinde, tam bir yükleme-boşaltma çevrimi testi boyunca aynı anda ölçülen yer değiştirmeye karşı belirli bir kuvvetin uygulanmasına izin verir. Şekil 1.8.'de [71] gösterildiği gibi elde edilen yük-yer değiştirme eğrilerinden, sertliği (H) ve elastik modülü (E) hesaplamak için kullanılan en etkili bilgi parçaları; maksimum uygulanan yük, Pmax, maksimum yükte yüzeye yer değiştirme, hmax ve boşaltma temas sertliği olan boşaltma eğrisinin başlangıcındaki eğim ve hc=dP/dh'dir. Elastik geri kazanım oranını (he) bulmak için kullanılan boşaltma

işleminden sonra kalan derinliğe (hf) ek olarak, maksimum yükte tutma süresi sürünmeyi tahmin etmek için çok önemlidir [69-71]. Malzeme sertliği, elastik modül ve elastik geri kazanım oranını bulmak için aşağıdaki ilişkiler kullanılır;

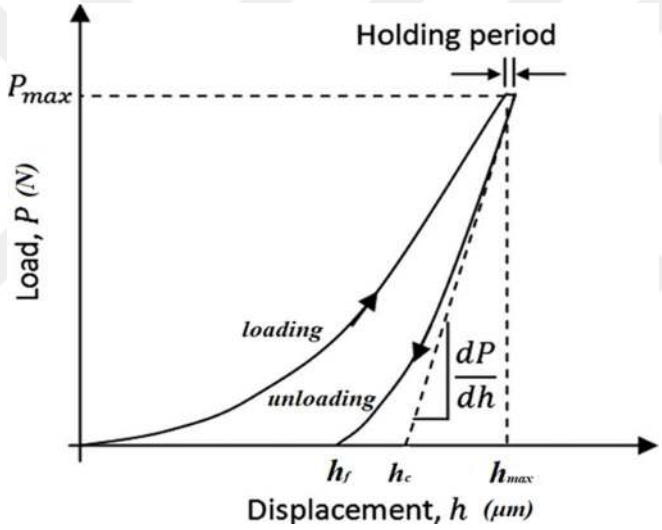
H = Pmax / A (1)

A verilen yükteki temas alanı A = 26, 43 hc^2 iken

hc temas derinliği iken

E = (S / 2) * (π / A) ½ (2)

he = hmax - hf (3)



Şekil 1.8. Aletli nano-girinti testi için tipik bir yük-yer değiştirme eğrisinin şematik gösterimi

1.4. Araştırma Amaçları

Alüminyum alaşımları, kabul edilen spesifik güçlü yönleri nedeniyle teknik olarak ilgi çekmiştir. Yüksek korozyon direncinin düşük yoğunluklu ve göreceli yüksek sıcaklık mukavemeti gibi özelliklere sahip yapısal malzemeler olduklarının varsayılması gibi sebepler alüminyum alaşımlarının otomotiv ve havacılık endüstrisinde en çok kullanılan alaşımlar haline gelmesini sağlamıştır. Günümüzde, mevzuatın, egzoz emisyonları konusunda yüksek verimli otomotiv motorlarının geliştirilmesini önerdiği iyi bilinmektedir. Bu bağlamda ikna edici çok sayıda

araştırma yapılmış ve incelenen alüminyum alaşımları arasında, hiperötektik Al-Si alaşımlarının, otomotiv ve havacılık uygulamalarında yüksek oranda tercih edilmelerini sağlayan korozyon aşındırıcı direnci ve düşük ısıl genleşme katsayısı gibi üstün özelliklere sahip oldukları ortaya çıkmıştır. Bazı araştırmacılar, geleneksel döküm alanında, optimum özellikleri arayan farklı hazırlama yöntemleriyle araştırırken, bazıları ise hızlı katılaşma veya özellik optimizasyonuna bakarak mekanik alaşımlama gibi farklı yöntemleri kullanmayı tercih etmiştir. Literatürlerin çoğu özellikle ikili ve üçlü alaşımları kapsadığından, bu çalışmada da bu tür alaşımlar üzerinde duruldu.

Bu nedenle, bu araştırma hem geleneksel hem de amorf alüminyum alaşımlarının katı halini daha iyi anlama, amorf ve kristal fazlarda yerel morfolojinin doğası hakkında bilgi edinme, kristalizasyon sürecini anlama ve bu bilgiyi kuaterner ve kinetik alüminyum alaşımlarının yeni yüksek mukavemetini geliştirme amacıyla kullanmaya çalışır. Bu araştırma aynı zamanda, amorf alüminyum alaşımlarının üretimi için yeni bir işleme metodolojisiyle, önceki çalışmalarda neredeyse hiç kullanılmamış olan yeni kullanılan kompozisyonların bir analizini sunar. Mevcut çalışmanın amacı, esas olarak altı bölümden oluşmaktadır ve spesifik hedefler aşağıdaki sıralanmıştır:

1- Al- %20 derişim Si- %9 derişim Fe- %1.2 derişim Nb alaşımına %6 derişimde Ni eklenmesiyle oluşan alaşımın mikroyapı ve mekanik özelilikleri,
2- Ni ilavesi ile dökme Al-Si-Fe-B alaşımının mikro yapısı ve statik mikro sertliği,
3- TM (TM = Nb, Ni, B) ilaveli Al-20Si-9Fe alaşımlarının mekanik özelliklerinde meydana gelen değişikliklerin dinamik mikro girinti analizi,
4- Ni ilavesinin, Al-Si-Fe-Nb (ağırlıkça %) alaşımının hem geleneksel döküm hem de eritilerek bükülmüş halinin morfolojisi ve mikro yapısı üzerindeki etkisi.
5- Ni ilavesinin, Al-Si-Fe-B (ağırlıkça %) alaşımının hem dökme hem de eritilerek bükülmüş şeritlerinin mikroyapısı ve morfolojisi üzerindeki etkisi.
6- Eriyik eğirme yöntemiyle üretilen Al-Si-Fe-X'in (X = Nb, B) alaşımlarının Ni ilavesiyle morfolojisi ve statik mikro-girintileri.

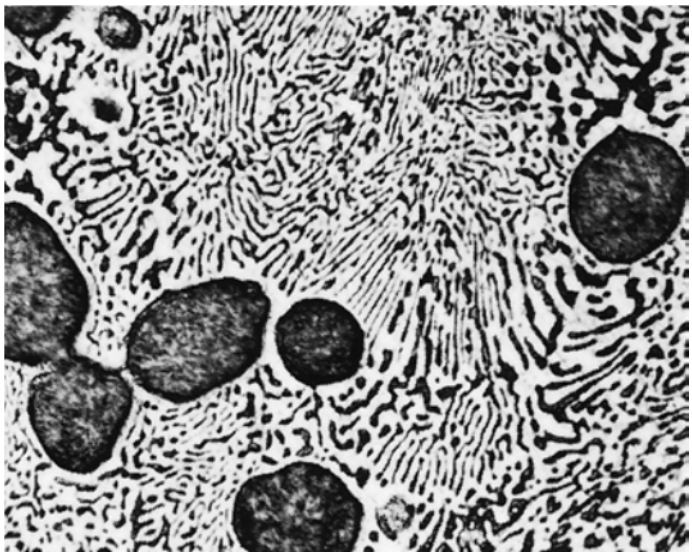
2. LİTERATÜR İNCELEMESİ

2.1. Mikroyapının Oluşumu

Genel olarak külçe dökümünün denge dışı bir fenomen olduğu bilinmektedir. Katılaşma sırasındaki denge dışı etkiler iki kategoriye ayrılır:

1) Çözünen metalin primer ve sekonder dendrit kolları üzerinde hızla soğutularak sertleştirme işlemine tabi tutulması,
2) Sıvı çözeltinin ötektik ayrışımıyla elde edilen boyutu katılaşma hızı ve alaşım bileşimiyle belirlenen dendrit içi borularda toplanan büyük (> 0,3 μm) ikincil arametalik bileşik parçacıkları ile belirlenen bir ikincil fazın çökeltilmesi.

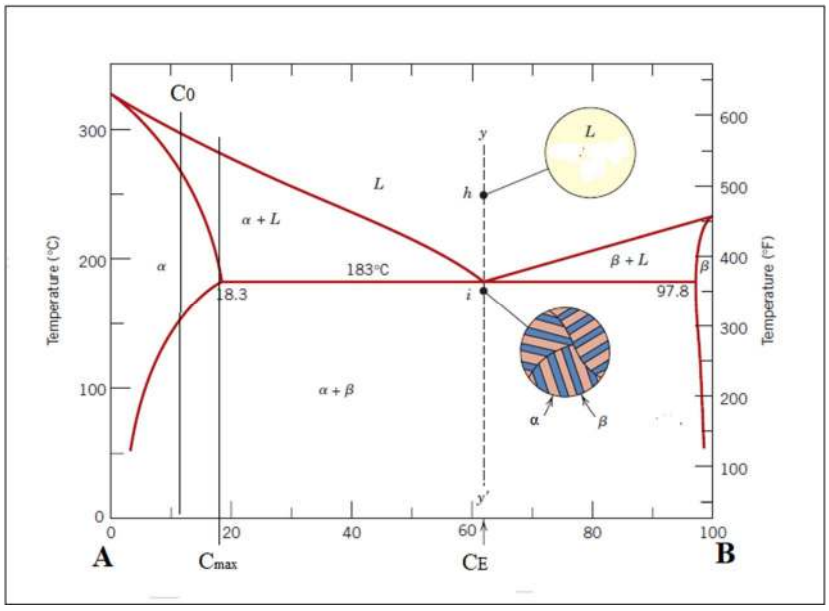
Tipik olarak ticari alaşımlar için bu parçacıklar en büyük ölçeklerinde 2-50 μm'dir [72]. Her iki denge dışı etki, daha ileri işlemlerle mikroyapı oluşumuna katkıda bulunur. Katılaşma üzerine çözünen elementlerin aşınması, mikroyapı içindeki her elementin eş merkezlilik gradyanlarını oluşturur. Döküm mikroyapı içindeki iri ikincil fazların varlığı, külçe üzerinde doğrudan çalışmayı engellemektedir.



Şekil 2.1. Sertleştirme işlemini gösteren dendritin katlaşık kesiti.

Sertleştirme, çeşitli sıcaklıklarda katılaşan tüm alaşım sistemlerinde meydana gelir. Örneğin, Al-Cu veya Al-Si gibi katılaşan bir ikili hipo-ötektik sistem durumunda, hücre merkezinden kenarlara kadar çok miktarda çözünen maddeye sahip dendritik hücreler oluşur. Şekil 2.1. bu fenomeni göstermektedir [24]. Hücreler arasında katılaşan son sıvı; sürekli, denge dışı bir ötektik fazdır. Herhangi bir metal ürününün sürekli fazı, metalin fiziksel özelliklerini kontrol ettiğinden ve ötektik yapılar tipik olarak kırılgan olduğundan elde edilen döküm yapısı kırılgandır ve bu, imalat işlemini engeller [73, 74].

Al-Cu ve Al-Si gibi birçok alüminyum ikili sistem ötektikleri oluşturur. Ötektik varsayımsal A ve B'nin esas faz diyagramı şekilde gösterilmiştir (Şekil 2.2) [24]. Ötektik kombinasyon ve A içindeki katı B'nin maksimum çözünürlüğü sırasıyla CE ve Cmax ile gösterilir. Ötektik bir alaşımdaki ilk bileşim Cmax'tan azsa, oluşan çökeltilerin tümü çözünür olacaktır. Tam tersine, ilk bileşim Cmax'tan daha yüksek ise, hem çözünür hem de çözünmez ikincil fazlar oluşacaktır. Bu çalışmada kullanılan kompozisyon hiperötektik Al-20Si alaşımı olduğundan, bu çalışmanın odağı çözünmez fazlar olacaktır.



Şekil 2.2. Varsayımsal A ve B için örnek bir ikili ötektik faz diyagramı.

Çalışmadan önce yapıyı homojenize eden ısıl işlemler, çözünür elementlerin ve safsızlıkların konsantrasyon gradyanlarını pürüzsüz hale getirir. Ek olarak,

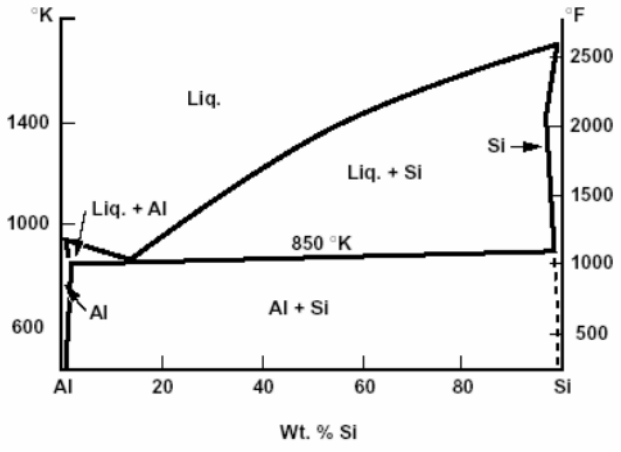
homojenizasyon aşaması, ana çözünen elementleri içeren çözünebilir ikinci fazların çözünmesine ve duman halindeki fazların çökmesine neden olacaktır. Oluşan duman halindeki elementler dökümden sonra süper doymuş katı çözeltisinde tutulur. Duman halindeki fazın ön ısıtma sıcaklığı kritik nokta sıcaklığının altında iken, kaba ve çözünür fazların sıcaklığı kritik nokta sıcaklığının üstündedir.

Bir alaşım önceden ısıtıldıktan sonra haddeleme, ekstrüzyon, çekme ve dövme yoluyla görünüş olarak deforme edilebilir. Oda sıcaklığında haddelemeye soğuk haddeleme, daha yüksek sıcaklıkta haddelemeye sıcak haddeleme denir. Bir külçenin haddelenmiş olması, kesit alanını azaltır ve en son ürüne dönüştürülmesini kolaylaştırır. Çözünmeyen bileşen fazlar haddeleme sırasında parçalanır, partiküllerin boyutu düşer ve partikül sayısı fraksiyonu artar. Deformasyon ayrıca, haddeleme ile oluşan gerilime dayanabilmek için mikro yapıya çıkıntıların eklenmesi yoluyla sertleşmeye de hizmet eder. Sıcak haddeleme, soğuk haddelemeye kıyasla daha düzenli bir çıkıntı mikroyapısı oluşturur. Mikroyapı, iki rakip mekanizma ile deformasyon sırasında ve sonrasında dengeyi sağlamaya çalışır: geri kazanım ve yeniden kristalleşme. Geri kazanım; eş zamanlı bir şekilde çıkıntıların yaratılması ve yok edilmesi anlamına gelirken, yeniden kristalleşme; serbest taneciklerin yeni bir gerilme ile çekirdekleşmesidir [75, 76]. Bir alaşımın yeniden kristalleşme davranışı sınırlı olmalıdır, çünkü yeniden kristalleşme, işlenmiş bir alaşımın güçlendirici özelliklerine zarar verebilir. Yeniden kristalleşme çalışma koşullarından, ikinci fazdaki parçacıklardan, alaşım elementlerinden ve birincil tane büyüklüğünden etkilenebilir. Bu faktörler katılaşma oranlarından ve çözünen ilavelerinden etkilenir.

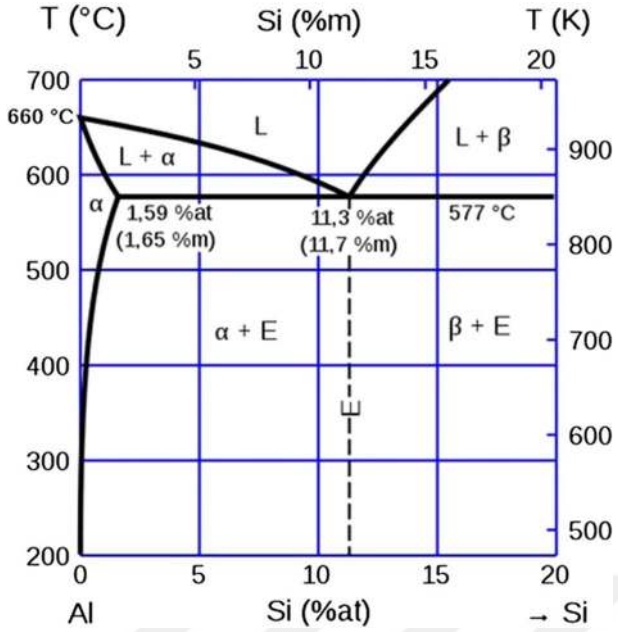
Özetlemek gerekirse, bir alüminyum alaşımı endüstriyel kullanımdan önce aşağıdaki işlem adımlarından geçecektir: döküm (veya katılaşma), homojenleştirme (veya ön ısıtma) ve haddeleme (işlenebilir alaşımlarda). İdeal bir mikro yapı, homojen konsantrasyonlarda çözünür elementler ve düzenli olarak çökeltilerin ve duman durumundaki fazların dağılımını içerecektir. Ne yazık ki, son ürün normalde ideal değildir. Çözünürlük gradyanlarının ve ikincil faz dağılımlarının etkilerinin daha iyi anlaşılması, daha ideal bir mikro yapı üretilmesini sağlayacaktır [77, 78].

2.2. Alüminyum-Silisyum Alaşımları

Günümüzde, ana alaşım malzemesi olarak silisyumlu alaşımlar, özellikle diğer alaşımlara kıyasla üstün döküm özelliklerinden dolayı en yaygın döküm alaşımları olarak bilinirler. Bu alaşımlarda çok çeşitli mekanik ve fiziksel özellikler görülmektedir. Bu nedenle, en dikkat çekici alüminyum alaşımları grubu; döküm, kaynak uygulamaları ve lehimlemede yüksek akışkanlığı ve düşük büzüşmesi nedeniyle ticari olarak uygulanabilir alüminyum-silisyum sistemidir. İkili alaşımlar alüminyum-silisyum sisteminin düşük özgül yoğunluğun yanı sıra, diğer karakteristikleri şunlardır: yüksek korozyon direnci, kaynaklama işlemine yatkınlık [79]. Al-Si alaşımları basit bir ötektik sisteme sahiptir ancak Al-Si sistemi "standart" ötektiklerden farklıdır. Alüminyum-silisyum sisteminde, katı alüminyumun katı silisyumdaki herhangi bir sıcaklıktaki çözünürlüğü önemsizdir, bu Şekil 2.3.' deki faz diyagramında görülebilir [11]. Şekil 3'te verilen büyütülmüş alüminyum zengini bölüm Şekil 2.4.' te detaylıca açıklanmıştır [59]. Bu, β fazın olmadığı ve bu yönden çözünmeyi göz önüne aldığımızda, bu ikincil fazın saf silisyum olduğu anlamına gelir. Dolayısıyla, Al-Si alaşımları için ötektik kompozisyon, α + β'dan ziyade bir α + Si yapısıdır. Birincil Si, kübik formdadır. Ötektik, lamel olmayan formdadır ve izole edilmiş plakalardan oluştuğu ortaya çıkmaktadır. Ötektikteki bu kaba Si plakaları, bu alaşımlardaki kırılganlık artışlarının etkili nedenidir. Kullanılmış Al-Si alaşımlarının büyük çoğunluğu, ötektik bileşime sahiptir ve bu, onlara dökümü zahmetsiz hale getirmeye yarayan düşük bir erime sıcaklığı sağlar [80].



Şekil 2.3. Alüminyum-Silisyum Faz Diyagramı.



Şekil 2.4. Alüminyum-Silisyum faz diyagramının alüminyum bakımından zengin kısmı.

Ticari alüminyum-silisyum alaşımlarının çoğu ötektik bileşimde veya daha yüksektir. Bu döküm alaşımları, aşınma dirençlerinden dolayı kullanılır. Alaşımdaki silisyum miktarı ötektik bileşimini aştığında mikroyapı, çözünmeyen silisyum parçacıkları içeren bir alüminyum matris ile karakterize edilir. Kabalaşmadan dolayı bu parçacıklar şekil olarak küresel hale gelir, ancak bu fenomen bu çalışmada ele alınmamıştır. Bununla birlikte, sistemin sadeliği nedeniyle, bu katı maddenin çözünürlüğünden daha az silisyum içeren Al-Si alaşımlarında silisyumun çökeltilmesi ve çözünmesi hakkında çok sayıda araştırma yapılmıştır [11, 74].

2.2.1. Hiperötektik alüminyum-silisyum alaşımları

Al-Si alaşım yapısında yaklaşık %12,6'dan fazla silisyum bulunduğundan hiperötektik alüminyum-silisyum sistemi olarak adlandırılır. Bu alaşımların ana karakterleri; üstün korozyon ve aşınma direnci, ısıl genleşme katsayısının nispeten düşüklüğü ve önemli döküm özelliklerine sahip olmalarıdır. Bununla birlikte, aşırı sert birincil silisyum parçacıkları içerdiği için, işleme ömrünü kısaltan kullanımına bağlı olarak sayılı kullanım alanlarında sınırlandırılmıştır. Ayrıca, mikro yapı ve döküm katılığını tamamen düzenlemek için gereken bu alaşım sistemlerinin spesifik dökümhane davranışları ve ihtiyaçları, geleneksel sistem alaşımlarının hipoötektik

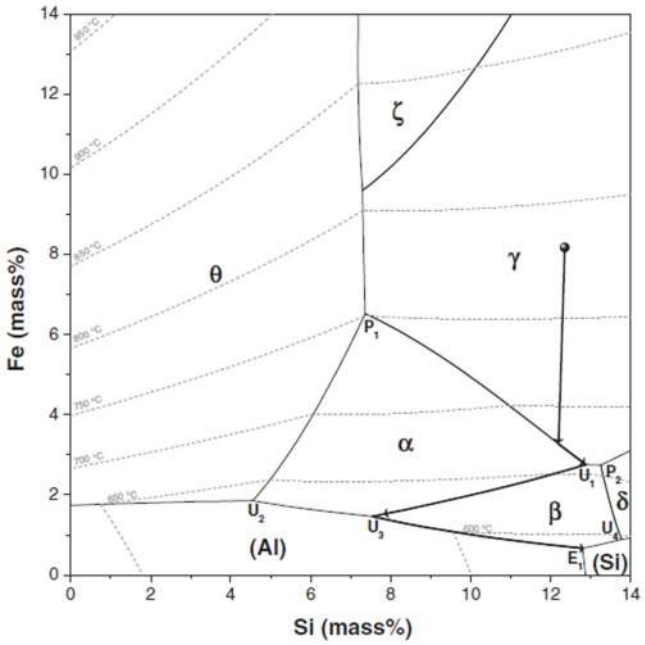
özellikleri kadar açık bir şekilde anlaşılmamıştır. Bu nedenle bu alaşımlar, bitirme yüzeyi ve talaş özellikleri koşullarında üstün akışkanlığa ve üstün işlenebilirliğe sahiptir. Böyle bir durumun önemli bir örneği, kullanım oranında muazzam bir büyüme ile sonuçlanan, üstün aşınma karşıtı özellikleri olan 390-alaşımıdır (%0,5 magnezyum -%4,5 bakır- %17 silisyum). Genellikle otomatik şanzımandaki bazı bileşenlere ek olarak küçük motorların, klimadaki kompresör pistonlarının, ana fren silindirlerinin ve pompaların imalatında kullanılır [81, 82].

2.3. Alüminyum-Silisyum-Demir Alaşımları

Üçlü Al-Fe-Si alaşım sistemlerinin tamamı, yakın zamanda yeniden değerlendirilmiş ve alüminyum zengini alaşımlarla ilgili mevcut deneylerin bilgileri arasında birçok argüman sunulmuştur. Kompozisyon yelpazesinin tamamını araştırmak için Al-Fe-Si sisteminin özelliklerinin çoğu, kapsamlı çalışmada tanımlanmıştır [83]. Kuşkusuz, ikili Al-Fe ve üçlü Al-Fe-Si fazlarının, alüminyum alaşım sistemlerinde yapının önemli bir bölümünü oluşturduğu varsayılmıştır [84]. Fe'nin sıvı çözünürlüğü, Al-Si alaşımlarındaki düşük katı çözünürlüğünün aksine yüksek olsa da, Fe bu alaşımların eriyiğine katılmak ve θ-Al_3Fe, α-Al_8Fe_2Si, β-Al_5FeSi ve δ-Al_4FeSi_2 gibi Fe içeren zengin arametal fazları oluşturmak için Şekil 2.5.'te görülebildiği gibi farklı rotalar izler [85]. Fe, bu ve bundan başka nedenlerden dolayı ticari Al-Si alaşımlarında kalıcı olarak var olmuştur ve bu alaşımlardaki mekanik özelliklerin dejenere olması için en etkili unsur olarak kabul edilmiştir [85].

Demir ya silisyum gibi düşük saflıkta alaşıma katılabilen bazı malzemelerin eklenmesiyle alüminyum eriyiğine sokulabilir ya da primer metalde bulunandan daha büyük arka plan demir miktarları içeren hurdaların eklenmesiyle. Bu, her seferinde eritme döngüsünde Al alaşımlarında Fe seviyelerinin sürekli olarak artmasının ardındaki temel nedendir. İkincil alaşımlar durumunda bile -özellikle yüksek basınçlı döküm (HPDC) için hazırlanan Al-Si alaşımları ile- demir içeriği, yaklaşık %1,5 ile sınırlandırılabilir. HPDC durumunda yüksek oranda Fe içeren alaşımlar, maddenin lehimleme sorununu azalttığı için kalıcı olarak sorunlu olmamıştır. Örneğin Al-Si alaşımlarında bulunan Fe, HPDC dışı döküm işlemleri için hayli düşük seviyelerdeyken (%ağırlıkça ~ 0,25 ile 0,8) % 0,4 ile 0,7 arasında değişen ağırlık

değerlerinin hayli çok olduğu gözlemlenmektedir. Metal maliyet düşürme faydaları ve bazı mekanik özelliklerin kabul edilen kayıpları arasında talep edilen dengeye göre ticari gereklilik nedeniyle, ılımlı demir seviyeleri bu alaşımlarda geniş kullanım alanı bulmuştur [86, 87].



Şekil 2.5. Al-12.4Si-8Fe (kütle %) alaşımının öngörülen denge katılaşma yolları.

2.4. Önceki Çalışmalara Genel Bakış

Gerçek ek yerindeki alüminyum türü kullanımlar için çok yumuşaktır ve zayıf bir gerilme mukavemeti vardır, bu nedenle manganez, magnezyum, çinko, silisyum ve bakır gibi bazı elementlerle kolayca saf alüminyumdan alaşım oluşturmak mümkündür [88, 89]. İşlenebilirlik, dayanıklılık, düşük yoğunluk ve imalat endüstrisinde çok önemli olan alüminyum alaşımlarının yüksek mukavemet gibi üstün mekanik özellikleri ve rakibi olan malzemelere kıyasla ulaşılabilirliği ve düşük maliyeti gibi hususlardan dolayı, alüminyum alaşımları yıllar boyunca önemli ölçüde dikkat çekmiştir [88]. Başlıca konular, motor ve blok tasarımcılarının, makine parçalarının aşınma ve çizilmeye neden olan bazı faktörlerle ilişkilendirilen problemleri şöyle sıralanabilir:

(i) Sıcak havanın ve gazların etkisiyle ciddi bir baskıya neden olan yüzey temasları nedeniyle kullanılan malzemelerin aşındırıcı yıpranma üzerindeki etkisi,

(ii) Aşındırıcı yıpranma, sert faz parçacıkları, kullanılan soğutma ve yağlama işlemlerinden etkilenmesi,

(iii) Piston segmanları ve blok silindir çeperi arasındaki sürtünmeden kaynaklanan yapışma.

Kullanılan malzemelerin yorulma davranışına ek olarak [90, 91] yukarıda belirtilen sorunları önlemek için yapılan birçok araştırmayla alüminyum alaşımları geliştirilmeye çalışılmıştır. Bu nedenle geliştirme, işlevsel olarak birçok yönden temel alır. Son on yıl içerisinde büyük özen gösterilmiş olan alüminyum bazlı alaşımların şekillendirilmesine ek olarak bazıları, metalde bazı alaşım bileşenlerinin eklenmesini (katı-çözelti güçlendirme); diğerleri, soğuk iş sertleştirme (haddeleme, dövme, ekstrüzyon ve çizim) hatta ısıl işlem (söndürme, tavlama, temperleme ve çökeltme yoluyla sertleştirme) kullanır [6, 51]. Bu nedenle, hızla katılaşan Al-Si alaşımları yakın zamanda, mükemmel mekanik ve korozyon önleyici özelliklerinden dolayı dikkat çekmiş ayrıca (RS) Al-Si alaşımlarının incelenmesi, bunlardan optimum mekanik özelliklerin elde edilmesi ve bu alaşımların üretim sektöründe kullanılabilmesi için çok sayıda çaba gösterilmiştir [92, 93].

Kılıçaslan [94], Al-25Si-5F için mikroyapının ve mikrosertliğin (% 1,3 ve %5 yüzde ağırlık) Co eklenmesiyle yapısını araştırmış, ve sonuçlarda mikro yapı karakterizasyonları göstermiştir ki, ince Si parçacıkları hızlı bir şekilde katılaşan Al-Si-Fe alaşımında Co ilavesi ile homojen olarak dağılmıştır. Aynı zamanda, hiperötektik Al-Si-Fe alaşımında küresel Si parçacıklarının yaratılması için tercih edilen Si-Co oranı, 6 ile 8,3 arasındadır. Test edilen alaşımın mikro sertliği, Co ilavesiyle önemli ölçüde iyileşmiştir. Bu ilave, 211'den 370 Hv'ye kadar artışa neden olmaktadır.

Zhang, [95] hipoötektik Al- 10Si - 1,2Cu-0,7Mn'nin deformasyon davranışlarını ve gerilme özelliklerini incelemiştir. Bu alaşım, HPDC ile kendi kendini güçlendirme ve küresel mikroyapı mekanizmalarından destek alarak hazırlanmıştır. Gözlemler, oda

sıcaklığında test edilen alaşımın, yaklaşık %0.2 daha yüksek, 206 MPa'lık bir kanıt stresi gösterirken nihai gerilme dayanımı, 331 MPa ve yaklaşık %10'luk uzama gösterdiğini kaydetmiştir. Aynı zamanda olgunlaştırma sürecinin, zorlama ve nihai çekme gerilimini iyileştirdiği ve alaşımın sünekliğini de azalttığı gözlenmiştir. Olgunlaştırma sürecinin 72 saatten uzun tutulması, gerilme kuvvetlerini önemli ölçüde artırmaz. Testlerin sıcaklığındaki artışlar, çekme dayanımlarında önemli bir düşüşe ve alaşımın sünekliğindeki artışa yol açar.

Skolakova [22], çalışmalarıyla eriyik eğirme yöntemi kullanılarak hazırlanan Al-Si-Fe-X'in (X = Ni, Cr) mikroyapısını, faz bileşimini ve ısıl kararlılığını test etmeye odaklanmıştır. Kaba intermetalik Al_5FeSi ve Al_2FeSi fazları, döküm alaşımlarının mikro yapısında ortaya çıkarken, test edilen alaşımın şeritleri, çok ince ve homojen bir mikro yapı sergilemiş ve bu da eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan alaşımın sertliğinin, dökümle oluşturulana kıyasla oldukça yüksek olduğunu göstermiştir. Diğer taraftan alaşımın mekanik özellikleri, Ni ilavesi nedeniyle yüksek sıcaklıkta stabilize olmuşken Co ilavesi, çalışılan alaşımın ısıl kararlılığı üzerinde daha fazla etkili olmuştur.

Shafizadeh [96], geleneksel döküm Al-30Si-5Fe alaşımının mikro yapısının rafine edilmesinde eriyik eğirme ve tikso-döküm tekniklerinin bir kombinasyonunu kullanmış, araştırma sonucunda da tüm tikso-döküm ürünü numunelerinin iğne-benzeri intermetalik yapılar gösterdiği ve Si parçacıklarının döküm sırasındaki gibi yuvarlanmış ve eşit dağılmış mikro-yapılar gösterdiği ortaya çıkmıştır. Mikro sertlik değerlerinin karşılaştırılması, tikso-döküm yöntemleriyle oluşturulmuş numuneler için %12'den 29'a, eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulanlar içinse % 23'ten 94'e artış gösterdiğini kaydetmiştir.

Ma [97], Al-20Si-5Fe-3Cu-1Mg alaşımı imalatında selektif lazerli eritmeyi kullanmıştır. Isıl işlem görmüş alaşımlar araştırması, birincil Si ve Al-Si-Fe intermetalik bileşiğini rafine etmekle birlikte ötektik Si'nin morfolojisinin, çubuk benzeri şekilden dendrit ve partiküllerin karışımına değiştiğini gösterdi. Sonuçlar ayrıca M-Al_4FeSi_2 fazının SLM alaşımında bulunduğunu, β-Al_5FeSi ve δ-Al_4FeSi_2 fazlarının hem döküm hem de ısıl işlem sonrası ortaya çıktığını göstermektedir.

Wang [98], hiperötektik Al-8Si alaşımının farklı katılaşma aşamalarında yüksek yoğunluklu ultrason cihazının kullanılmasını araştırmıştır. Primer α-Al fazı ve Al-Si ötektik yapısının, uygulanan ultrasonik işlem aşamasına göre çeşitli derecelerde ve çeşitli morfolojilerde yüksek derecede rafine olduğu gözlenmiştir. Özellikle, ultrason gücünün ötektik dönüşüm aşamasına getirilmesi sırasında, alaşım numunelerinin zirvesinde homojen bir şekilde ötektik doku ve çiçek şeklinde ötektik yapı oluşmuştur. Hipoötektik Al-%8Si alaşımının mekanik özellikleri, her katılaşma aşamasında ultrasonun uygulanmasıyla akma dayanımını artırarak geliştirilmiştir.

Tan [10], katı yağlama kompozitlerinin, ağırlıkça yüzde 0-30'luk bir Al-20Si-5Fe-2Ni grafit örneği içeren çalışmasında, tribolojik uygulama için önemli bir potansiyel gösterdiğini belirtmiştir. Grafit kaplı %Cu, kıvılcım plazma sinterleme işlemi kullanılarak hazırlanmıştır. Biçimlendirilmiş Al_2Cu arayüzünün üretilen kompozitin mekanik özelliklerini artırdığı gözlenmiştir. Her ne kadar Cu kaplı grafitin ve uygulanan yükün miktarı hem sürtünme katsayısı hem de kompozitin aşınma oranı üzerinde yüksek etkiye sahip olsa da, en düşük sürtünme katsayısı ve aşınma oranı ağırlıkça yüzde 30 ile elde edilen alaşımla elde edilmiştir.

Li [99], sıkma döküm tekniğini kullanan hiperötektik Al-xSi (x = % ağırlık: 15, 17.5, 22) alaşımlarının mekanik ve mikroyapı özelliklerini araştırmıştır. Test edilen hiperötektik Al-xSi alaşımlarının mikro yapısının, sıkma döküm işlemi ile belirgin şekilde değiştiği gözlenmiştir. Ayrıca, kaba primer Si fazının miktarının azaldığı, primer ince a-Al dendritlerin ise, sıkma döküm basıncının artmasıyla önemli ölçüde artırıldığı fark edilmiştir. Bununla birlikte, kaba primer Si taneleri azalmış ve mikro yapının bölünmesinin azalması sağlanmıştır. Ayrıca, test edilen alaşımlardaki sıkma döküm ile hem mikroyapı hem de mekanik davranışlar önemli ölçüde iyileştirilmiştir.

Zuo [100], mikroyapıları ve mekanik özellikleri arasındaki ilişkiyi incelemek amacıyla düzenli kalıp döküm PMC ve yüksek basınçlı döküm HPDC işlemlerini kullanarak Al-12Si-3,5Cu-2Ni-0,8Mg hazırlamıştır. Araştırmalar, çalışılan alaşımların faz yapılarının kullanılmış (hem PMC hem de HPDC) süreçlerle aynı olduğunu göstermiştir. Ancak HPDC alaşımı PMC'ye kıyasla oldukça rafine mikro

yapı ortaya çıkarmış, bu nedenle de nihai gerilme direnci PMC'de 244 MPa'yken HPDC'de 310MPa'ya yükseltilmiştir. Yüksek gerilme bölgesinde, gerilme katsayısı HPDC'de 3,07'den PMC'de 5,18'e yükselirken bu, sünme mekanizmasının kullanılan döküm tekniğine göre değiştiğinin bir göstergesidir.

Seleman [101], toz metalurji tekniği kullanılarak başarılı bir şekilde hazırlanmış (ağırlıkça %0-20) grafitli yoğun bir A6016 alaşımı üzerinde çalışmıştır. Sonuçlar, çeşitli yoğunluklara sahip grafitin, incelenen alaşım matrisinde iyi dağılım gösterdiğini ortaya koymuştur. Üretilen tüm kompozitlerin sertliği, alüminyum alaşımlı matrisinkinden daha yüksektir. Sıcak haddelenmiş tüm malzemeler için %23'ten daha az gerginlikte çatlak gözlenmemiştir. Üretilen kompozitlerin sünek kırılma modu, artan serbest grafit içeriği ve yerinde oluşturulan karbürlerle daha az baskın hale gelmiştir. Al/grafit kompozitlerin aşınma direnci, grafit içeriği arttıkça artmıştır. Alüminyum/ağırlıkça %20 grafit kompozit, A606 alüminyum alaşımı üzerinde üstün aşınma direnci göstermiştir.

Bu araştırma, önceki araştırmayı tamamlayıcı bir şekilde, nikel elementinin kuvarterner alüminyuma geleneksel döküm ve eriyik eğirme teknikleri kullanıldığında yarattığı mikroyapı ve mekanik özellik değişikliklerini incelemektedir. Yaygın işleme tekniğinin kullanılmasına rağmen bu çalışma, diğer çalışmalarda hiç kullanılmamış alaşımları kullanması yoluyla diğerlerinden ayrılır. Bu, gelecekteki araştırmalar için başka bir yeni alaşım, hatta bu alaşımların farklı bileşimlerle kullanılması için fırsatlara işaret etmektedir. İncelenen alaşımlara nikel ilavesiyle, araştırma alanı hem dördüncül hem de beşincil alaşımları kapsar. Her bir element, çökeltme fazının kalınlaşma direncini artırmak, sünme direncini artırmak, arametalik bileşiklerin sertliğini iyileştirmek ve hatta alaşımın hızlı katılaşma sürecindeki amorfizasyonunun iyileştirilmesi için rafine edilmesi dâhil olmak üzere alaşımlar üzerindeki farklı etkileri için seçilmiştir. Bu tez beş bölüme ayrılmıştır; Bölüm 1 genel tanıtım niteliğindedir, Bölüm 2 bu çalışma ile ilgili konuyla ilgili bir literatür taramasına atanmıştır, Bölüm 3 bu çalışmada kullanılan deneysel araçların/tekniklerin ayrıntılarını, Bölüm 4 deney sonucunda elde edilen sonuçların detaylı açıklamalarını içermekte, Bölüm 5 yorumlanan verilerin sonuçlarını özetlemektedir.

3. DENEYSEL YÖNTEMLER

3.1. Alaşımların Hazırlanması

3.1.1 Geleneksel Döküm Alaşımlarının Hazırlanması

Al-Si-Fe-Nb, El-Si-Fe-B, El-Si-Fe-Nb-Ni ve El-Si-Fe-B-Ni alaşımları, Tablo l'de verilen nominal bileşimler ışığında aşağıdaki gibi hazırlanmıştır, alaşım elementlerinin nispeten yüksek saflığı (Al % 99,99; Nb % 99,99; B % 99,99; Fe % 99,99; Si % 99,99; Ni % 99,99) farklı deneysel numune alaşım bileşimlerine bağlı olarak, Şekil 3.1.' de görüldüğü gibi dijital ağırlık dengesini (AND) ve külçeler yapmak için kullanılmıştır. Aynı zamanda Şekil 3.1.' de görülebileceği gibi, her Al temelli alaşım kompozisyonunun ağırlığının ayrı ayrı kesinleştirilmesi sağlanmıştır. Bu çalışmada geleneksel döküm Al-Si-Fe-Nb, Al-Si-Fe-Nb-Ni, Al-Si-Fe-B ve Al-Si-Fe-B-Ni alaşımları sırasıyla AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 olarak gösterilmiştir.

Tablo 3.1. *İncelenen Al alaşımlarının kimyasal bileşimi (yüzde ağırlık cinsinden %.*

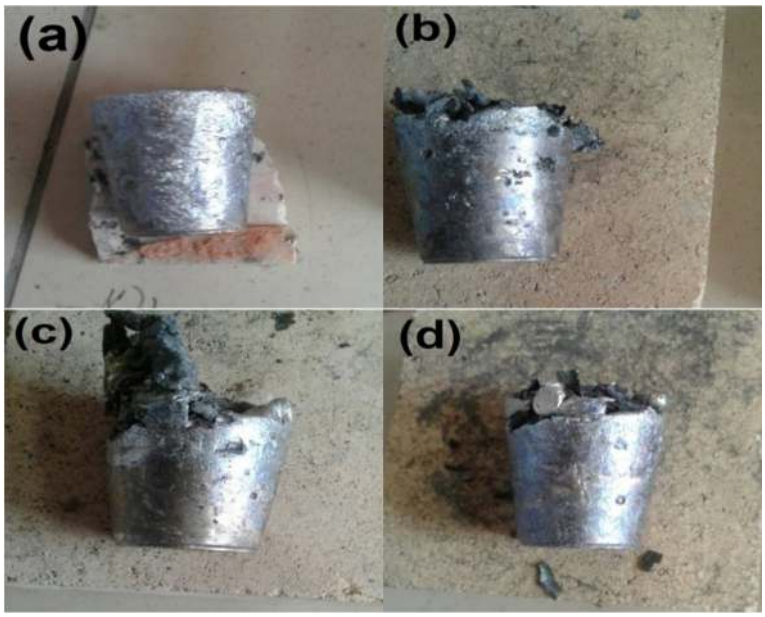
alaşım	**Al**	**Si**	**Fe**	**NB**	**B**	**Ni**
Al-Si-Fe-Nb	69,8	20	9	1,2	-	-
Al-Si-Fe-Nb-Ni	63,8	20	9	1,2	-	6
Al-Si-Fe-B	69,8	20	9	-	1,2	-
Al-Si-Fe-B-Ni	63,8	20	9	-	1,2	6

Şekil 3.1. Dijital ağırlık dengesi (VE)

Yukarıda gösterilen alaşımların bileşimi ile belirtilen miktarların, elektrik indüksiyon fırınında eritilebilecek grafit potada toplanması ve elementlerin homojen bir dağılıma sahip olabilmesi için külçeler Şekil 3.2.' de görülebileceği gibi sürekli çevrilir ve en az üç kez yeniden eritilir.

Şekil 3.2. MAHES elektrik indüksiyon ocağı

Ana Al bazlı alaşımlar, erimiş metalin kalıba dökülmesi ile hazırlanır ve üretilir. Alaşımların üretilen nihai şekilleri, Şekil 3.3.' te gösterildiği gibidir.



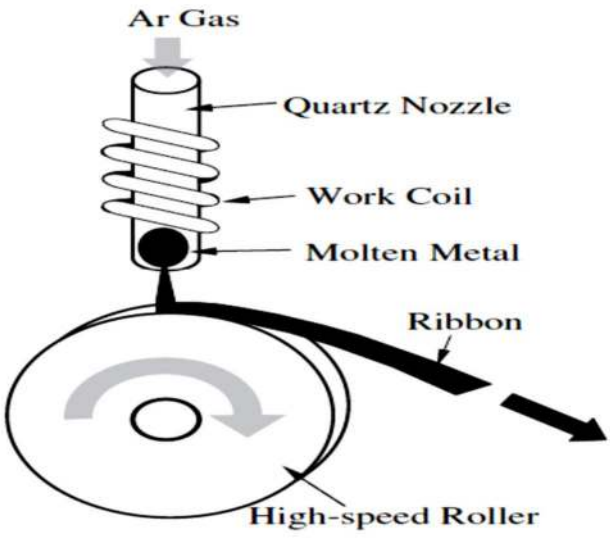
Şekil 3.3. Üretilen döküm numuneleri; (a) Al-20Si-9Fe-1.2Nb alaşımı, (b) Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni alaşımı, (c) Al-20Si-9Fe-1.2B alaşımı, (d) Al-20Si-9Fe-1.2B-6Ni alaşımı.

3.1.2. Eriyik Eğirme Yöntemiyle Alaşım Şeritlerinin Hazırlanması

Üretilen döküm halinde Al esaslı alaşımlar, Şekil 3.4.' te görüldüğü gibi kesme makinesi (METACUT) ile parçalar halinde kesilir. Bu işlemin amacı, hızlı bir katılaşmış Al-bazlı alaşımlı şerit üretmek için bu küçük parçaların bir kısmını kullanmaktır.

Şekil 3.4. Kesme makinası (METACUT).

Kalıp ve ilave haddeleme kullanmadan doğrudan sıvı halinden katı hale tabaka veya şerit üretmek için bir merdanenin tabanlarını kullanma yöntemi bu çalışmada, Şekil 3.5.' te [102] gösterildiği gibi örnek alaşımların şeritlerini üretmek için kullanılmıştır.

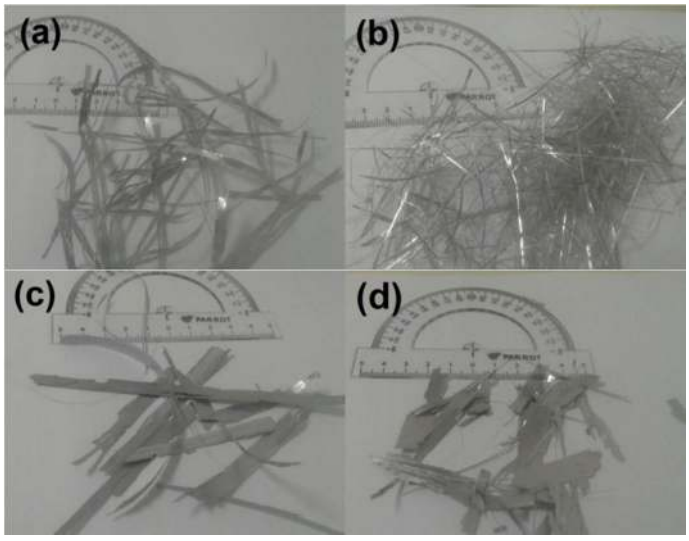


Şekil 3.5. Tek merdaneli eriyik eğirme sisteminin şematik diyagramı.

Şeritler, şekil l'de görüldüğü gibi yerel bir eriyik büküm makinası kullanılarak üretilmiştir. Şekil 3.6.' da gösterildiği gibi hızlı katılaşma için, eritme işlemi için çoğunlukla grafit konteyner ve su verme işlemi için de bakır döner diskten oluşur. Yukarıda belirtilen bileşimler eritilir ve 2 mm'lik nozülden argon vasıtasıyla atmosfer basıncı altında dönen çark üzerine basınçlandırılır.

Şekil 3.6. Yerel eriyik eğirme makinası (Kastamonu Üniversitesi).

Teker hareket ettikçe (250 mm çapında ve çevresel hızı 20 m / s) erimiş malzeme son aşamada, ayrılmış ve katılaşmış bir şerit biçiminde yayılmış olarak, cilalı pirinç tekerleğin silindirik yüzeyine çarpmaktadır (Şekil 1'de görülebileceği gibi, yaklaşık 1-8 mm genişliğinde ve 20-30 μm kalınlığında olan şeritler). Bu çalışmada Al-Si-Fe-Nb, Al-Si-Fe-Nb-Ni, Al-Si-Fe-B ve Al-Si-Fe-B-Ni alaşımlarının şeritleri sırasıyla AlMS1, AlMS2, AlMS3 ve AlMS4 olarak adlandırılmıştır (Şekil 3.7.).

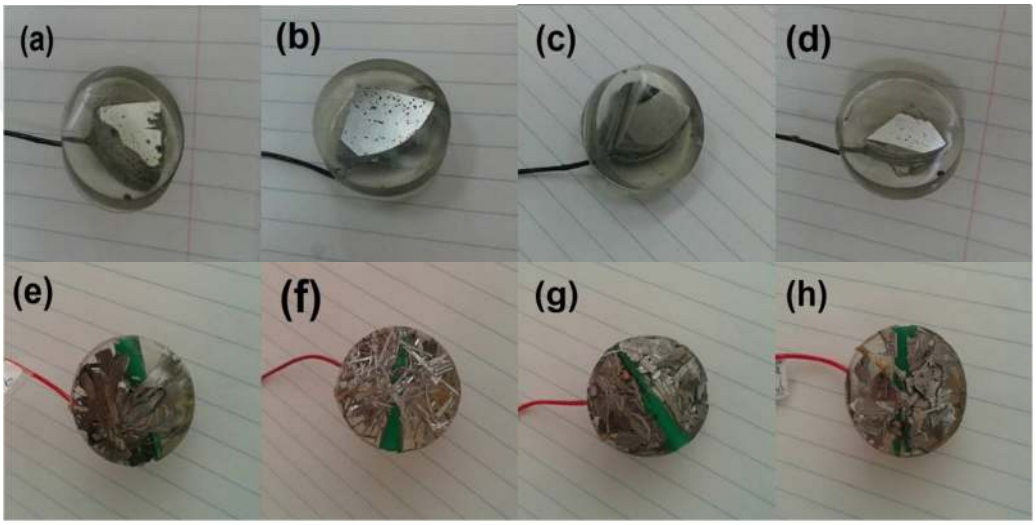


Şekil 3.7. Elde edilen eriyik-eğirme yöntemiyle üretilen şeritler (a) Al-Si-Fe-Nb alaşımı, (b) Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımı, (c) Al-Si-Fe-B alaşımı, (d) Al-Si-Fe-B-Ni alaşımı.

3.2. Örneklerin Karakterizasyonu

3.2.1. Bölümleme ve Cilalama Örnekleri

Kesme makinesini (METACUT) kullanarak (Şekil 3.4.), küçük bıçaklarla ve eş zamanlı su ile soğutma yaparak, döküm numuneleri küçük bölümlere dilimlenir. Sonuç olarak, epoksi reçine içine kalıplanmış dökme ve şerit numuneleri, Şekil 3.8.'de görülebilir. Bu, cilalama ve dağlama hazırlıkları sırasında numunelerin taşınmasını ve hatta korunmasını sağlar.



Şekil 3.8. Reçinelerde kalıplanmış örnekler, (a) Al-Si-Fe-NB, (b) Al-Si-Fe-Nb-Ni, (c) Al-Si-Fe-B, (d) Al-Si-Fe-B-Ni. Şeritlerin Reçineleri (e) Al-Si-Fe-NB, (f) Al-Si-Fe-Nb-Ni, (g) Al-Si-Fe-B, (h) Al-Si-Fe-B-Ni.

Parlatma işlemi ilk olarak, 600 µm ile 120 µm arası kaba tanecikli silisyum karbür aşındırıcı tabakalar kullanılarak, araştırma konusu olan numunelerin kabaca parlatılmasıyla başlamıştır. Art arda ince numunelerin parlatılması, (su bazlı, polikristalin elmas süspansiyonu) 3µm kullanılarak elde edilmiştir. Numunelerin bakıldığında tamamen düz ve çiziksiz olması için mikroskop cihazlarının (optik mikroskopi ve taramalı elektron mikroskobu) yardımı ile bahsi geçen bileşimlerin incelenen alaşım örnekleri, en sonunda Keller reaktif maddesi (2 ml HF +3 ml HCI +5 ml HNO_3 +190 ml H_2O, alüminyum alaşımları için özel) kullanılarak temizlenmiş ve kazınmıştır.

3.2.2. Optik Mikroskopi (OM)

Optik mikroskobun (OM, Leica) kullanılmasıyla, Şekil 3.9'da görüldüğü gibi bir objenin büyütülmüş görüntüsü, kullanıcıların çıplak gözlerle gözlemleyebilmelerini sağlayacak şekilde, bir mercek aracılığıyla oluşturulabilir. Ayrıca, bu dijital mikroskoplara koyulan örnekleri incelemek için görüntü gerçek zamanlı olarak (Olympic programı ile bağlantılı) bir bilgisayar ekranına yansıtılabilir.

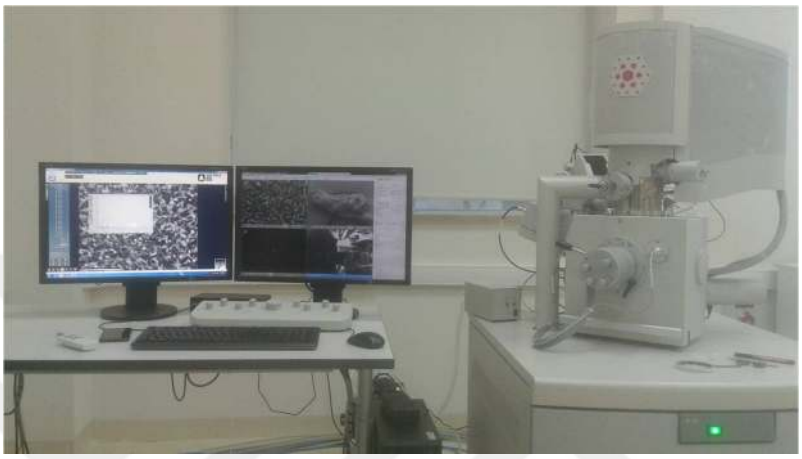
Şekil 3.9. (Leica) Optik Mikroskopi.

3.2.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) (EDS) ile

Yüksek çözünürlüklü elektron görüntüleme elde etmek için, incelenen alaşımların hazırlanan örnekleri, Şekil 3.10'da görüldüğü gibi püskürtme kaplama cihazı (CRESSINGTON-108auto) kullanılarak, ince bir iletken malzeme tabakası (altın) ile kaplanmıştır.

Şekil 3.10. Püskürtme kaplama cihazı.

Şekil 3.11'de görüldüğü gibi enerji dağıtıcı X-ışını spektroskopik (EDS) tesisleri ile bağlantılı taramalı elektron mikroskobu (SEM, FEI, Model: Quanta FEG 250) hem döküm hem de eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş örneklerin morfolojik ve kristal yapı farklılıklarını anlamak ve çalışılan numuneler üzerinde belirtilen çeşitli noktalarda doğru bir kimyasal kompozisyon elde etmek için kullanılmıştır.



Şekil 3.11. Elektron sütununu, örnek odasını, EDS dedektörünü, elektronik konsolu ve görsel ekran monitörlerini gösteren, deneyde kullanılan SEM cihazı.

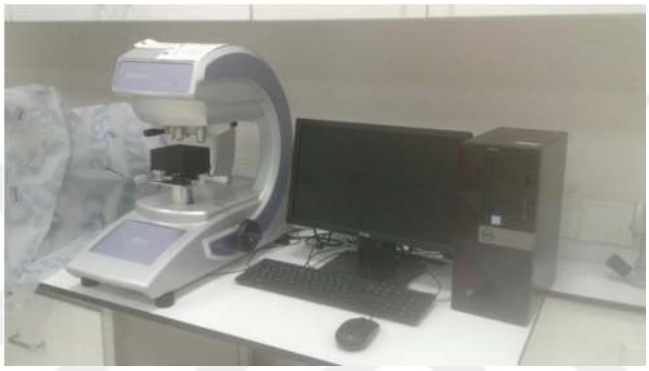
3.2.4. XRD Analizi

Çalışılan numunelerin kristalliğini ölçmek ve örnek mikroyapıda sunulan evreleri tanımanın yanı sıra, şekilsiz ve kristalin materyali ayırt etmek için X-ışını kırınımı (XRD) analizi, şekil l'de görüldüğü gibi (Bruker. Model: D8 Advance) yapılır. Şekil.3.12 Cu Kα radyasyonu (λ = 1,5406A˚) 2θ-adım 0,15°'de, 3° ile 90° aralığında.

Şekil 3.12. Bruker'in X-ışını Kırınımı D8-Discover cihazı.

3.2.5. Vickers Sertlik Testi

Mikro Sertlik Test Cihazı (HMV-G21D (E, 230v)) kullanılarak çalışılan alaşımların numuneleri üzerinde Micro Vickers sertlik testi yapılmıştır (Şekil 3.13). Test yükü, 16 saniyelik tutma süresi için 200 g olacak şekilde sabitlenmiştir ve izleme köşegeni 40−60 µm aralığındadır. Sertlik testleri için tüm numuneler, yaklaşık 5 µm'lik bir yüzey pürüzlülüğüne cilalanmıştır. Her örnek için minimum 5 ölçüm yapılmış, ortalama değer hesaplanmış ve sertlik değeri olarak kabul edilmiştir.



Şekil 3.13. Mikro Vickers sertlik test cihazı (HMV-G21D).

3.2.6. UMT Sertlik Testi

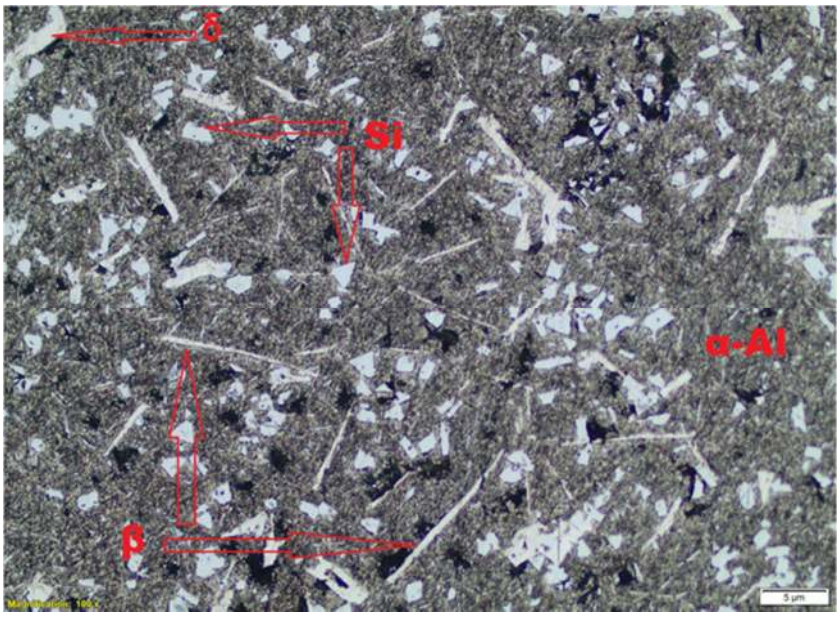
Kompaktların mekanik dayanımı, Şekil 3.14'te görüldüğü gibi Ultra Micro sertlik Test Cihazı (Bruker. Model: UMT) metodu ile oda sıcaklığında incelenmiştir. Bu cihazda girici, test edilen malzeme numunesinin yüzeyinden belli bir süre içinde (15 saniye) sabit yükleme hızıyla kademeli olarak nüfuz eder ve yük maksimum sabit tutulduktan sonra, boşaltma aynı yükleme oranında gerçekleşir, yükleme-boşaltma yollarının veri ve eğrileri, söz konusu cihaz tarafından özel bir yazılım ile kaydedilmiştir.

Şekil 3.14. Ultra Mikro Sertlik Test Cihazı (UMT).

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

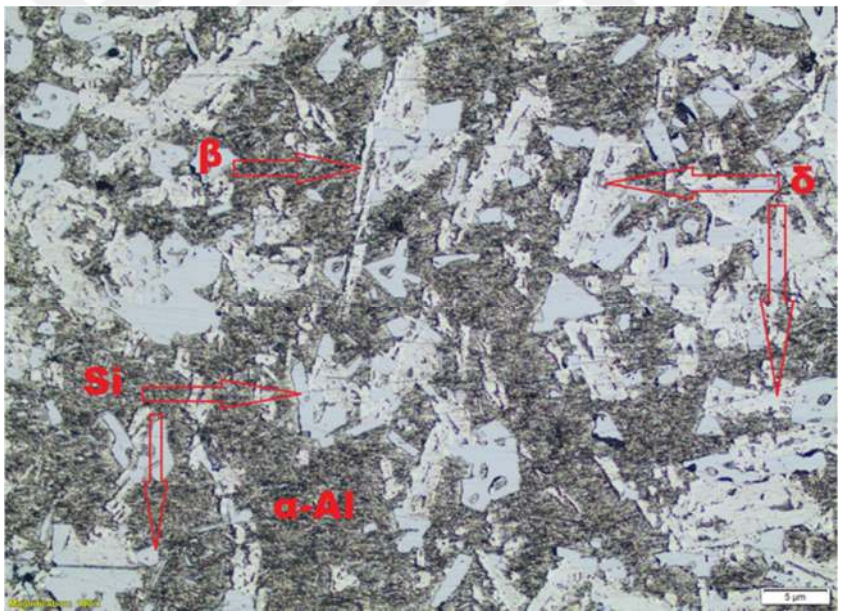
4.1. Al - Si (ağırlıkça % 20) - Fe (ağırlıkça % 9) - Nb (ağırlıkça % 1.2) Alaşımının % 6 Ni İlavesi Sonucunda Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri

Şekil 4.1. bir optik mikroskopta görüldüğü gibi fazların morfolojisine dayanan, geleneksel döküm işlemi ile oluşturulan AlCC1 numunesinin tipik mikroyapısını gösterir. Dört faz; (i) yaklaşık olarak büyüklüğü (1,0 xm x 1,0 tom – 2,0µm x 2,0µm) olan birincil Si (gri) parçacıklarından oluşmasıyla, (ii) fibröz ötektik Al-Si durumuyla, (iii) farklı beyaz iğne benzeri veya ince bloklar Fe taşıyan intermetaliklikle tanınabilir. Geçiş metallerinin erimiş alüminyumdaki sınırlı çözünürlüğü nedeniyle, Al-Si alaşımına eklenen aşağı yukarı tüm demir ve niyobyum elementleri intermetalik bileşikler oluşturma eğilimindedir [42]. Önceki araştırmaya atıfta bulunulduğunda, [48,103] beyaz uzun asiküler (yaklaşık 0,5µm genişlik x 10.0µm uzunluğunda) faz β-Al_5 (FeNb) Si iken, bazı ince beyaz bloklar (~ 2,0µm x 3.0µm boyutunda) δ-Al_4 (Fe Nb) Si_2 fazına aittir. Bununla birlikte, bu durumda katılaşma işlemi, bu peritektik zincir L + δ-Al_4FeSi_2 → β-Al_5FeSi'yi takip etmiştir [104]. Şekil 4.1'de görülebileceği gibi, yüksek sıcaklıkta oluşan yarı dengeli δ-fazın büyük kısmı zararlı bir iğnemsi-faza dönüşmüştür.



Şekil 4.1. AlCC1'in (Al-Si-Fe-Nb) optik mikroskopi mikrografları.

Ni ilavesi, şekil 1 ile ve şekil 4.2'de gösterildiği gibi intermetalik bileşiklerin morfolojisinde kayda değer bir değişiklik göstermiştir. AlCC2 alaşımının faz yapısının, AlCC1 alaşımının aynısı olduğu ancak farklı miktarlarda ve faz boyutlarında olduğu fark edilebilir. Şekil 4.2'de verildiği gibi, ana dört faz (i)AlCC1 alaşımı olanlardan çok daha büyük olan yaklaşık (1,0 um x 1,0 um ile 4,0 um x 5,0 um) büyüklüğünde birincil Si (gri) parçacıkları (Şekil 1'de görüldüğü gibi), (ii) lifli ötektik Al-Si (koyu gri), (iii) her ikisi de intermetalik bileşikler δ-Al_4 (Fe Ni Nb) Si_2 (beyaz kaba bloklar ve iğne benzeri) ve β-Al_5 şeklinde (Fe, Ni, Nb) Si (ince uzun iğneye benzer şekillerde) mikroyapıda bir arada bulunur [33,105]. Şekil 4.2'den, β-Al_5 (FeNiNb) Si'nin nadir olduğu görülebilir. (Ni eklemesinden sonra Şekil 4.1'dekine kıyasla) Ancak, δ-Al_4 (FeNiNb) Si_2, geleneksel Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımının morfolojisindeki Ni ilavesinin etkisini yansıtan AlCC2 alaşımında baskındır.



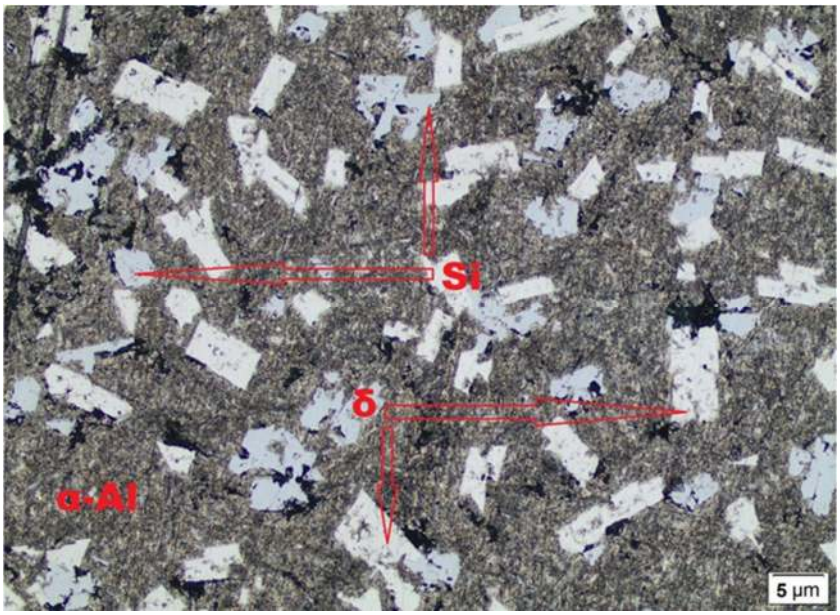
Şekil 4.2. AlCC2'nin (Al-Si-Fe-Nb-Ni) optik mikroskopi mikrografları.

Fe-taşıyan intermetalik maddenin alaşımların sertliği ve aşınma direncinin arttırılmasında önemli bir rol oynadığı açıktır. Bu nedenle, iğnemsi Fe-içeren faz, aşınma direncini ve alaşımın sertliğini azaltır (daha düşük mekanik özellikler), bunun tersi olarak da mekanik özellikler, rafine δ-faz ile iyileştirilir [48,104] geleneksel

döküm AlCC1 alaşımının ölçülen sertliği 101 Hv'dir ve Ni ilavesinden sonra AlCC2 alaşımında 114 Hv'ye ulaşır.

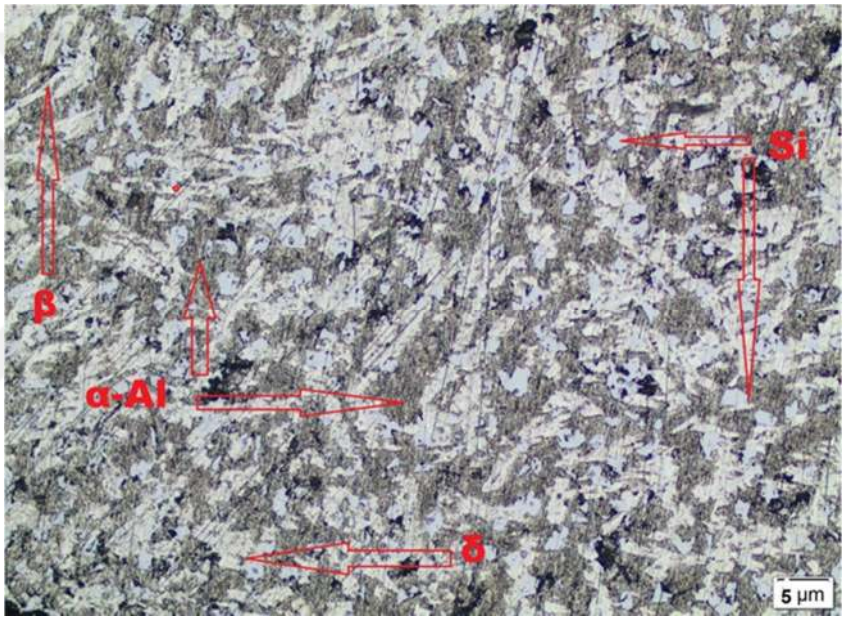
4.2. Ni İlavesi ile Döküm Al-Si-Fe-B Alaşımının Mikro Yapısı ve Statik Mikro Sertliği

Hazırlanan döküm AlCC3 alaşımının optik mikrograf görüntüsü, Şekil 4.3'te gösterilmektedir. Yüksek silisyumlu AlCC3 alaşımının mikroyapısının 3 fazdan oluştuğu açıktır: (i) birincil Si, (ii) δ-Al_4 (Fe, B) Si_2 intermetalik, (iii) a-Al matrisi. Bununla birlikte demir, normal katılaşma işlemi sırasında alüminyumda düşük bir çözünürlüğe sahiptir. Al-Si alaşımına ilave edilen demirlerin neredeyse tümü intermetalik bileşikler oluşturma eğilimindedir [38]. Sonuç olarak, bir kez δ-Al_4 (Fe, B) Si_2 eşzamanlı olarak oluşturulduktan sonra, dendritik alüminyumdaki söz konusu elemanların çözünürlüğünün azalmasına bağlı olarak Fe ve Si, δ-Al_4 (Fe, B) Si_2 fazının kenarlarına taşınacaktır [5]. Genellikle birincil Si partikülleri, 2,0 µm x 2,0 µm'den daha büyük (açık gri) kaba plakalar olarak ortaya çıkar. Bu arada, beyaz δ-Al_4 (Fe, B) Si_2 partikülleri rastgele 3,0 µm x 3,0 µ'den daha büyük bir boyuta dağılır.



Şekil 4.3. Döküm AlCC3 (Al-Si-Fe-B) alaşımından elde edilen optik mikroskopi mikrografı.

Şekil 4.4'de gösterildiği gibi Ni ilavesinden sonraki gözlemler temelinde, Şekil 4.4'te geleneksel bir AlCC4 alaşımının morfolojisinin AlCC3 alaşımından tamamen farklı olduğu açıkça görülmektedir. Bileşimdeki fazlarının tamamen rafine edildiğini ve Ni ilaveli α-Al matrisinde homojen bir şekilde dağıldığını fark etmek mümkündür. AlCC4 alaşımının mikro yapısı temel olarak; α-Al matriksinden, açık gri primer Si partiküllerinden (boyutu> 0,5µm x 0,5µm), iğne benzeri β-Al_5 (Fe Ni B) Si_2 fazı ve ince blok δ-Al_4 (FeNiB) Si_2 fazından oluşur [47,103]. Peritektik reaksiyonlarla daha önce oluşan δ-fazı düşük sıcaklıkta L + δ-Al_4 (Fe, Ni, B) Si_2 → β-Al_5 (Fe, Ni, B) Si + Si ile β-fazına dönüşür [103].



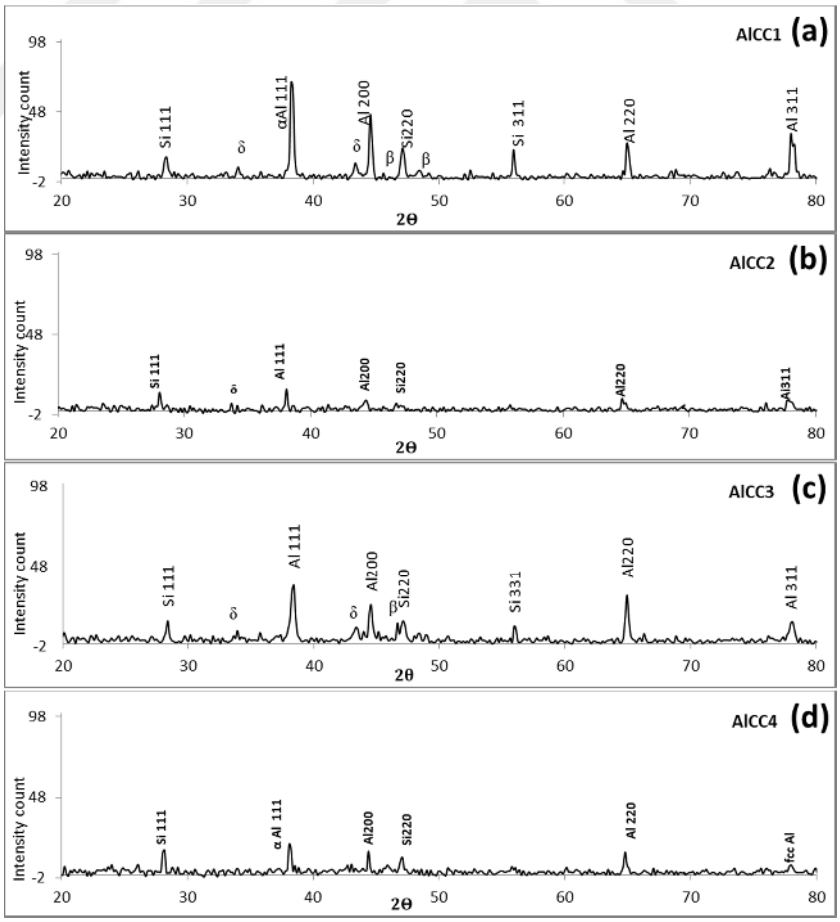
Şekil 4.4. Döküm AlCC4 (Al-Si-Fe-B-Ni) alaşımından elde edilen optik mikroskopi mikrografı.

Hem birincil Si hem de Fe içeren intermetalik bileşiklerin, Ni ilavesinden sonra dökme AlCC4 alaşımı mikro yapısında tamamen rafine edilmiş olmasına rağmen, AlCC3 alaşımının ölçülen mikro-sertlik değeri, AlCC4 alaşımından (114 Hv) nispeten daha yüksek olan 156,9 Hv'dir. Bu, Ni ilavesinden sonra, düşük mekanik özelliklere neden olan zararlı bir iğnemsi β-fazının oluşumuna bağlanabilir [5, 106].

4.3. TM (TM = Nb, Ni, B) ilaveli Al-20Si-9Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinde Meydana Gelen Değişikliklerin Dinamik Mikro Girinti Analizi

4.3.1. X-ışını Kırılması

Şekil 4.5 (a) ve (b), sırasıyla AlCC1 ve AlCC2 alaşımlarının geleneksel dökümlerinden alınan XRD modellerini göstermektedir. AlCC1 alaşımının XRD modellerini temsil eden Şekil 4.5 (a)'dan JCPDS veritabanına göre gözlemlenen zirvelerin, tetragonal δ (AlFeSi) ile bir arada bulunan fcc α-Al, kübik elmas Si ve monoklinik β (Al_5FeSi)'ye karşılık gelen Bragg açıları ve düzlemleri gösterdiği tespit edilebilir. α-Al'in farklı 2θ açılarında daha büyük kırınım piklerine sahip olduğu açıktır. AlCC2'nin oluşturulması için ağırlık yüzdesi cinsinden Ni eklendiği Şekil 4.5 (b)'de açıkça görülebilir.



Şekil 4.5. (a) AlCC1, (b) AlCC2, (c) AlCC3 ve (d) AlCC4'ün XRD kırınım desenleri.

AlCC2'yi oluşturmak için Ni (% ağırlık cinsinden), Şekil 4.5 (b) kırınım tepe noktaları ve şekil 2'deki AlCC1 ile karşılaştırıldığında çok düşüktür. Şekil 4.5 (a). Bununla birlikte δ (AlFeSi), β (AlFeSi) yokluğunda 2θ 33, 75°'de tespit edilmiştir. Bu da demektir ki, tepe noktalarının olmaması fazın tamamen yokluğunu göstermez [107]. Başka bir deyişle bu, fazın çok düşük bir miktarını içerebilir. Ayrıca Şekil 4.6'da görüldüğü gibi, AlCC2 alaşımının Al (111) tepe pozisyonlarının, AlCC1 alaşımının tepe pozisyonlarına göre nispeten daha yüksek bir 2θ değere kaydığını göstermektedir. Kafes parametresi 'a', AlCC1'de 0,4094 nm'den AlCC2 alaşımında 0,4075 nm'ye, Tablo 4.1'de gösterildiği gibi, saf alüminyumdan biraz daha yüksek olan bir değere (a = 0,4049 nm) azalmıştır [a52]. Fe, Si ve α-Al'ın intermetalikte ve önemli derecede bir tanecik rafinasyonunda kombine edilmesini gösteren değişiklikler [9, 108]. Yapıdaki değişikliklerle ilgili bu durum Ni eklenmesinden kaynaklanmaktadır. Ni ilavesi, yapısal aşırı soğutmanın kayda değer bir şekilde iyileştirilmesini sağlamıştır [71]. Öte yandan, Al, Nb ve Ni'in sırasıyla 0,143; 0,164 ve 0,124 nm olan yarıçaplarına göre, Ni içeren eriyik katılaşması sırasında α-Al'daki Ni katı çözünürlüğünün arttığı ve muhtemelen Al matris kümesindeki bazı Nb parçacıklarının, daha küçük kafes parametresi ile sonuçlanan daha küçük Ni parçacıkları ile değiştirildiği varsayılmıştır. Aynı şekilde, Ni ilavesinden sonra maksimum genişlikte daralma görülür ve bu, kristal boyuttaki artışa ve sıkıştırılmış numunelerde faz için ana kafes gerginliğinin azaltılmasına atfedilir [109].

Tablo 4.1. *α-Al en büyük tepe noktalarındaki AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 örneklerinin kristalografik verileri.*

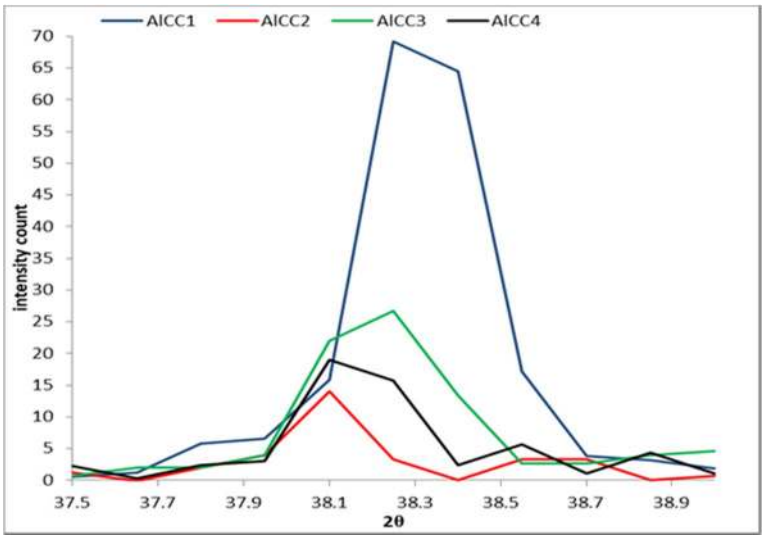
örnek	**2θ**	**Int. % miktarı**	**Yapı par.**	**FWHM**
AlCC1	38,035 °	64,5	0,4094 nm	0,35
AlCC2	38,217 °	13,97	0,4075 nm	0,22°
AlCC3	38,216 °	54,0	0,4075 nm	0,4 °
AlCC4	38,256	28,5	0,4071 nm	0,29 °

Kafes parametrelerinin değerlendirilmesi için Bragg denklemi

$n\lambda = 2d \sin(\theta)$ ……. …… .. …… .. (1)

$a = d * (h^2 + k^2 + l^2)^{½}$ …… …….. .. (2)

λ = 0,15404 nm, d aralık, a kafes parametresi, {hkl} Miller endeksleri ve θ tepe Bragg açısı iken [110].



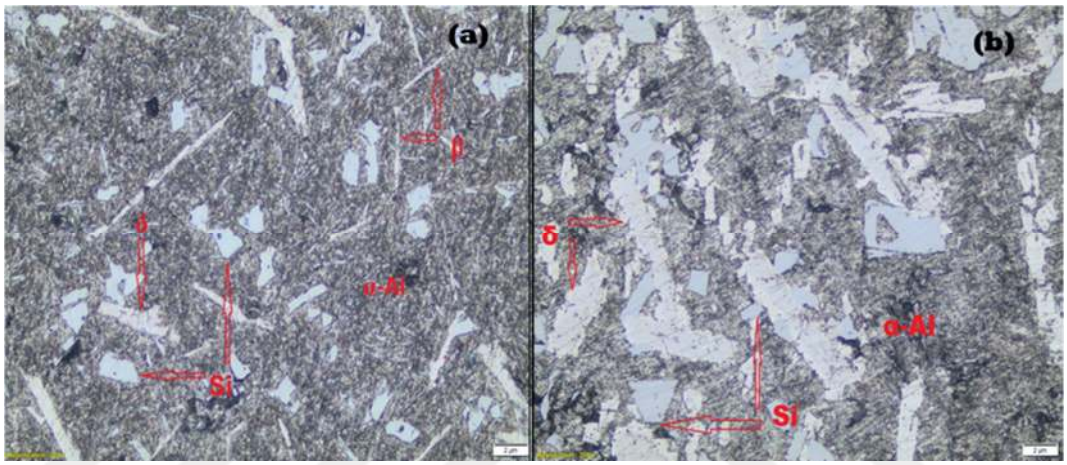
Şekil 4.6. (111) Al'in en yüksek tepe yoğunluğu kaymalarını gösteren AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 örneklerinin XRD difraksiyon modelleri.

Şekil 4.5 (c) elde edilen XRD paternlerine göre geleneksel bir AlCC3 döküm fazını tanımlamıştır. Bu faz, genel olarak AlCC1'de gösterilenlerle aynı olan α-Al, Si, δ (AlFeSi) ve β (AlFeSi)'den oluşur. Şekil 4.5. (a) Ancak nispeten daha düşük tepe yoğunluğuna sahipken, Şekil 4.5. (d)' deki AlCC4'ün XRD kırınım modellerine kıyasla hem intermetalik bileşiklerinin ortadan kalktığı hem de sadece Si, α-Al fazlarının tepe noktalarının düşük bir yoğunlukla görülebileceği açıktır. Düşük Si kırınım zirvelerinin yoğunluğu, şekil l'de görülebileceği gibi Si fazının birincil poligonlarının rafine edildiğini açıkça belli eder. Şekil 4.12. (b), Aynı şekilde, intermetalik bileşiklerin ortadan kalkması, aynı zamanda, Şekil 4.13(b)'deki daha küçük taneciklerin ve iğne benzeri şekillerde ortaya çıkan hem δ (AlFeSi) hem de β (AlFeSi) fazlarının rafine edilmesi şeklinde ifade edebilir. Şekil 4.12 (b), Bu nedenle, (111) α-Al kırınım zirvesi, AlCC3'te 2θ den (38,216°) AlCC3'te biraz daha yüksek bir 2θ'ye (38,256°) kaydırılır, FWHM, Şekil 4.6'de gösterildiği gibi nispeten düşüktür. Sırasıyla (111) α-Al'in kafes parametresi, AlCC3'te 0.4075 nm'den AlCC3'te 0,4071 nm'ye düşürüldü; bu, saf Al (0.4049 nm) değerinden biraz daha büyüktür [41, 109, 111]. Kılıçaslan [112], kristal boyutunun küçülmesini Al (111) zirvesinin genişlemesine bağladığından, bu çalışmada hem AlCC2 hem de AlCC4'te FWHM'nin azaltılması ve kristal boyutunun arttırılmasıyla Ni'nin AlCC1 ve AlCC3'e eklenmesi üzerine durulmuştur. Ni'nin Al matrisinde yükseltilmiş çözünürlüğüne ek

olarak, kümelerdeki diğer kaba taneciklerin bazı küçük tanecikli bölgelerinin yarıçaplarındaki farklılığa göre değiştirilmeleri bile önerilebilir.

4.3.2. Ni'nin Al-Si-Fe-Nb Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi

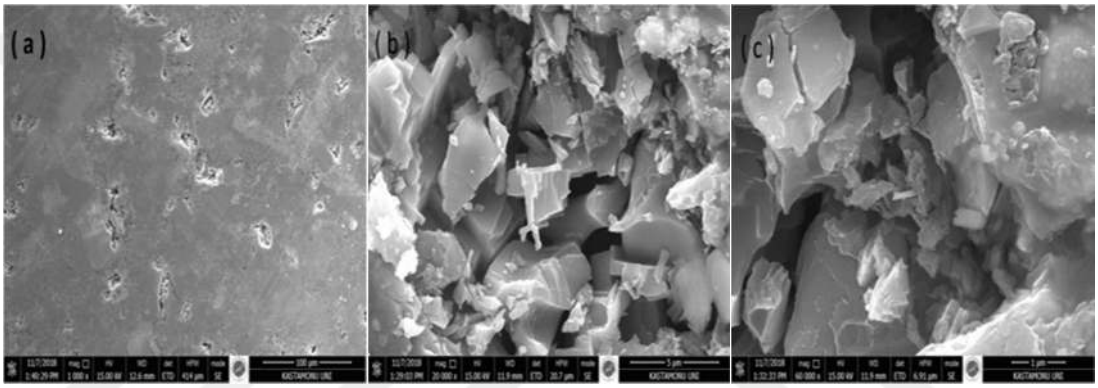
Dökme AlCC1 ve AlCC2 alaşımlarının mikrografı, Şekil 4.7. (a) ve (b)' de sırasıyla verilmiştir. Görülebileceği gibi, bu alaşımlar, esas olarak α-Al faz, ötektik Si, primer Si (gri) partiküller ve beyaz Fe içeren intermetalik bileşiklerden oluşurlar.



Şekil 4.7. (a) geleneksel dökme AlCC1, (b) geleneksel dökme AlCC2'nin optik mikroskopi görüntüleri.

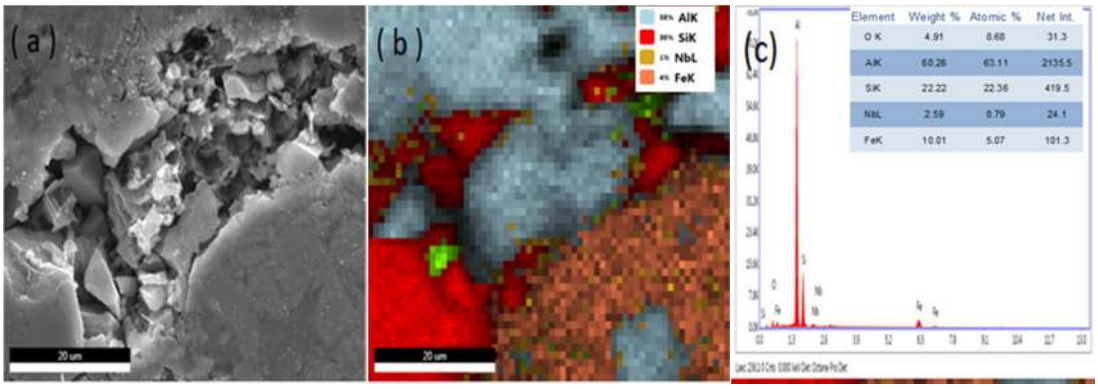
Oysa iğne benzeri şekil morfolojisi β-fazıyla eşleştirilirken, [38], δ-fazı, Al-25Si-5Fe-3Cu ve Al-25Si-5Fe alaşımlarının dökümünde kabaca iğne benzeri bir şekil alır [52, 113]. Bu nedenle, Şekil 4.7. (a)' daki iğne benzeri şekiller, Şekil 4.5 (a) 'da X-ışını difraksiyonu ile uyumlu olan β-fazını ve kabaca iğne benzeri şekli veya δ-faza işaretli ince blok şekillerini temsil eder. Şekil 4.9' daki EDS taramasının kompozisyon analizine bakarak Nb parçacıklarının ince blok fazının δ-Al_4 (FeNb) Si_2 ve uzun iğnemsi fazın β-Al_5 (FeNb) Si olduğu ve bu parçacıkların tüm AlCC1 yapısı boyunca yayıldığı ortaya çıkmıştır [30]. AlCC2'nin mikro yapısında, Şekil 4.6(b)'de β fazı görünmüyor ya da ihmal edilebilir bir değerde görülebiliyorken, farklı şekillerde olan kaba δ-faz, Şekil 4.7 (a)'da gösterildiği gibi yapının önemli bir kısmını kaplar ve AlCC1'den (4-5) kat daha büyüktür [114]. Fe alaşımları ile hiperötektik Al-Si'deki normal katılaşma işlemine göre, daha önce δ-fazı, daha sonra

600° C'nin altındaki sıcaklıkta β-faza (sıvı + δ-faz → β-faz + Si) dönüştürülmüş peritektik reaksiyonla ve bu yüzden Ni'nin eklenmesi katılaşma sürecini değiştirici olarak etkiler ve bu denge dönüşümünü gömerek sırayla β-fazını düşürürken, yarı stabil δ-fazını arttırır. Ayrıca, Şekil 4.11. 'deki AlCC2 alaşımının EDS sonuçları Şekil 4.7 (b) 'deki beyaz blok fazının, δ-Al_4 (FeNiNb) Si_2 olduğu sonucuna varılan element kompozisyonunun çeşitlilik ve dağılımını göstermektedir, AlCC2'nin primer Si parçacıklarının AlCC1'inkilerden iki kat daha büyük olduğu gözlenebilir ve bu parçacıklar Şekil 4.7 (b)'deki δ-intermetalik bileşiklerle bağlantıda olacak şekilde dağıtılmışlardır.



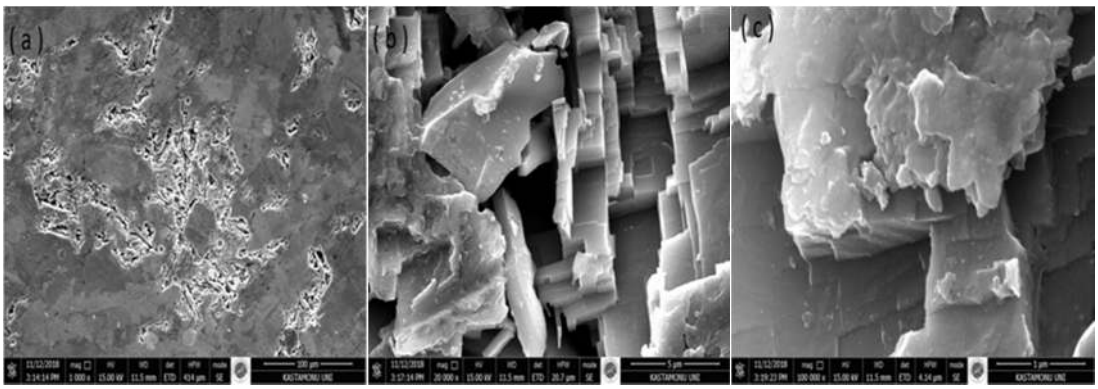
Şekil 4.8. Geleneksel dökme AlCC1'in farklı yakınlaştırma düzeylerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 60000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Daha fazla yapısal karakterizasyon elde etmek için, numuneler ayrıca SEM mikroskopisi ile de incelenmiştir. Şekil 4.8. (a), (b) ve (c), geleneksel büyütülmüş AlCC1'in SEM mikrograflarını, farklı büyütme ölçeklerinde gösterir, Şekil 4.8 (a), Şekil 4.6 (a)'da belirtilen ve açıklanan fazların mikro-yapısını gösterir. Şekil 4.7 (b) ve (c)'nin 1-5 µm ölçekli yapıyı tanımlamak için derinlemesine inceleme yaparken, boyutları 0,5 µm'den 6 µm'ye kadar değişiklik gösteren keskin kenarlı çokgenlerin şekillerinde açığa çıkan evrelerin fark edildiği görülmektedir.



Şekil 4.9. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC1'in kimyasal kompozisyon analizi.

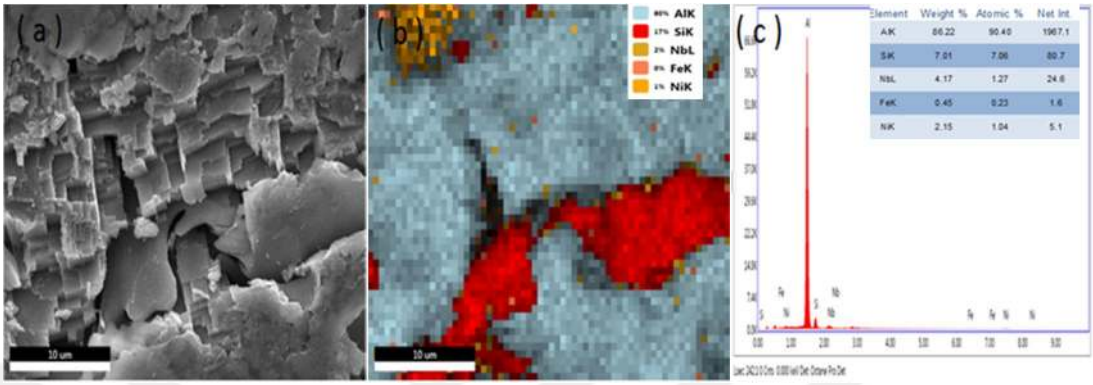
Bazı boyut lekelerinin (100 nm ile 400 nm), Nb veya Si parçacıklarına atfedilebilen poligonlara rastgele yayıldığı görülebilir. Şekil 4.9 (a), (b) ve (c)'de görülen EDS hat taraması, Si tamamen çözülmemiş ve sadece alüminyumun [52] sınırları etrafında yayılmışken, Nb parçacıklarının temel alaşım içinde homojen bir şekilde çözündüğünü onaylar. Gösterilen fazların genel kompozisyonu şöyledir: %60,26 Al; %22,22 Si; %10,01 Fe ve %2,59 Nb.



Şekil 4.10. Geleneksel dökme AlCC2'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Öte yandan, Şekil 4.10 (a), (b) ve (c)'de görülebileceği gibi, AlCC2'nin morfolojisi, farklı komşu piramitler şeklinde, farklı keskin Si çokgenleri ve δ-Al_4 (FeNiNb) Si_2 parçacıkları ortaya koymaktadır. Tahmin edildiği gibi bu geometrik formların ortalama boyutu, yaklaşık 1 µm ile 5 µm arasındadır. Bu, AlCC1'e boyut olarak yakınken şekil olarak tamamen farklılık gösterir. Şekil 4.10 (c)'den görülebileceği

üzere, farklı elemanların bazı parçacıkları, Şekil 4.11 (b)'ye göre Ni veya Nb elemanlarıyla ilişkili olduğu varsayılan ~100 nm boyutunda çokgenler üzerine dağılmışlardır.

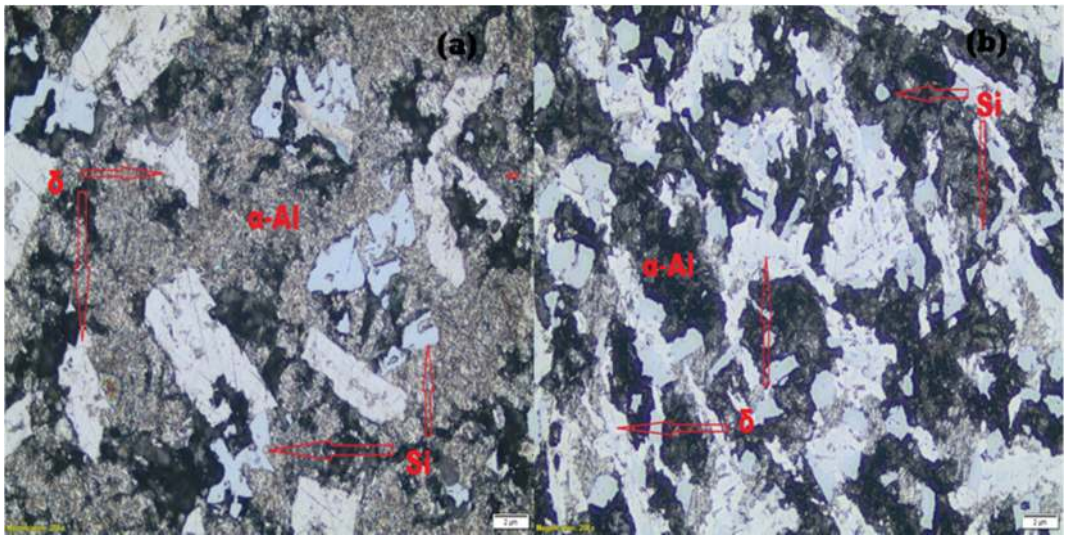


Şekil 4.11. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC2'in kimyasal kompozisyon analizi.

Şekil 4.11. (a), (b) ve (c), EDS analizi ile sentezlenen AlCC2'nin kimyasal kompozisyonunu gösterir. Si fazı α-Al matrisi ile sınırlandırılmıştır ve kendi içinde ayrışmamıştır. Bu nedenle, şekilde gösterilen Ni ve Nb miktarı, bu elementlerin fcc-Al kristalizasyonundan sonra alaşımda Ni'nin hızlı difüzyonuna atfedilen δ-Al_4 (FeNiB) Si_2 fazı ve α-Al matrisindeki varlığını doğrular [88]. Şekil 4.8 (c)'de verilen genel kompozisyonlar şöyledir: % 86,22 Al; % 7,01 Si; % 0,45 Fe; % 4,17 Nb ve % 2,15 Ni'dir (%ağırlıkça).

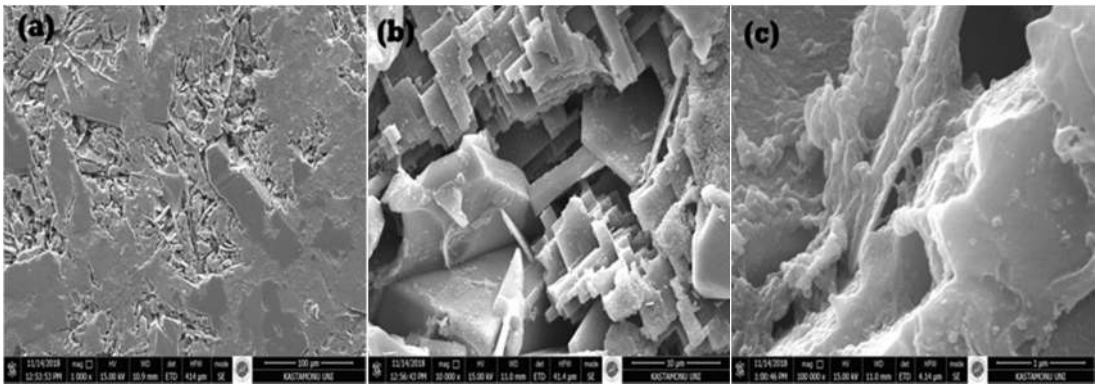
4.3.3. Ni'nin Al-Si-Fe-Nb Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi

Şekil 4.12. (a) ve (b), geleneksel döküm işlemi ile üretilen AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının asimetrik mikro yapılarını göstermektedir. Şekil 4.12. (a)'da görülebileceği gibi, AlCC3 alaşımının, büyüklüğü yaklaşık 1µm x 1µm ile 4µm x 4µm arasında değişen poligonal primer (gri) Si'nin, δ-fazda kaba bloklar ve ötektik yapılardan oluştuğu açıktır. Şekil 4.6. (a)'da XRD kırınım desenlerinde β-fazı tespit edilse de mikrografide ayırt edilmesi zordur.



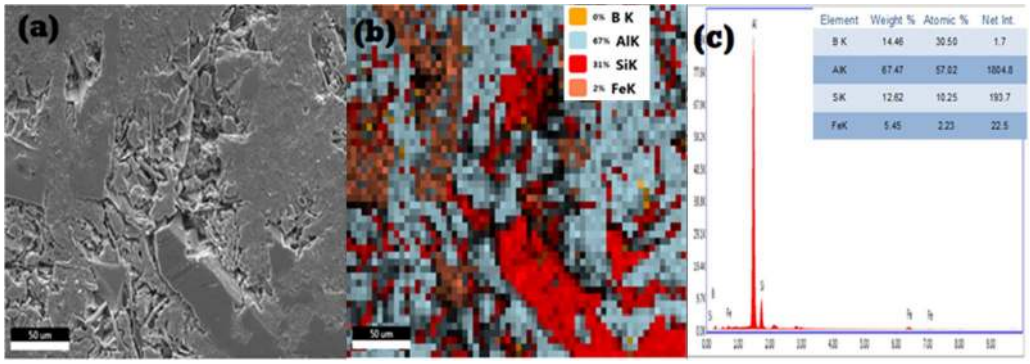
Şekil 4.12. (a) geleneksel dökme AlCC3'e ait, (b) geleneksel dökme AlCC4'e ait optik mikroskopi görüntüleri.

Bu nedenle, Şekil 4.14'teki EDS tarama sonuçları, yüksek Si-Fe içeriğindeki kaba bloklara ek olarak, matris boyunca B'nin homojen dağılımını ve [2, 33] Fe taşıyan intermetalik, yaklaşık 2x2 µ m ile 4x10µm arasında değişen boyutlarda farklı geometrik şekiller alan δ-Al_4 (FeB) Si_2'yi göstermektedir. Bununla birlikte, β-Faz matriste yoktur veya nispeten düşüktür ve bu da iyi mekanik özelliklere sahip bir yapıynın oluşmasını sağlar [2]. Buna karşılık, Ni ilavesi, Şekil 4.12 (b)'de görüldüğü gibi morfolojide önemli bir değişiklik meydana getirmiştir. Primer Si partiküllerinin ebadı yaklaşık 1,5 µm x 1,5 µm'ye düştüğü ve yapıda düzgün bir şekilde dağıldığı, Fe-içeren arametalin ise Şekil 4.12 (a)'daki AlCC3'dekinden 4-5 kat daha küçük farklı şekiller oluşturduğu gözlenmiştir. EDS'ye göre Şekil.4.16'de intermetalik fazlar, matristeki şaşırtıcı bir dağılımda ortaya çıkan δ-Al_4 (FeNiB) Si_2 ve β-Al_5 (FeNiB) Si'dir.



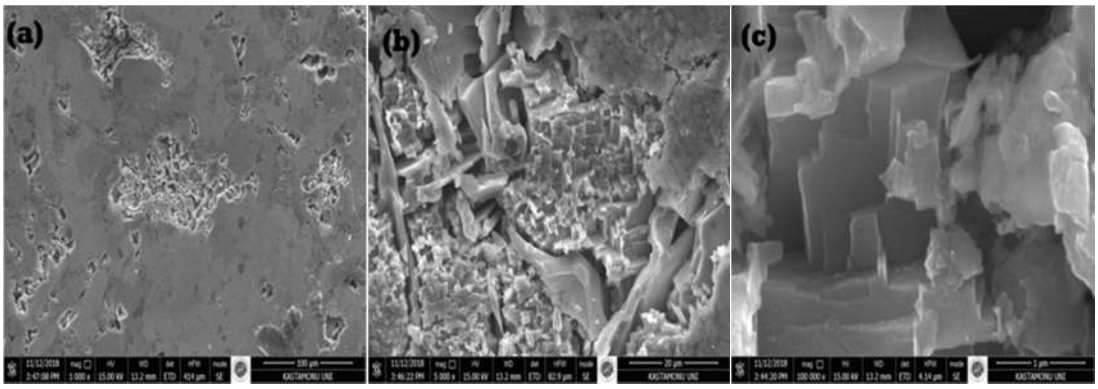
Şekil 4.13. Geleneksel dökme AlCC3'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Şekil 4.13. (a, b, c)'te SEM görüntüleri, AlCC3 alaşımının intermetalik fazının tam morfolojisini gösterir. Şekil 4.13 (a, b), yaklaşık 400 nm kalınlığında ince plakalar şeklinde β-intermetalik fazı ortaya çıkarırken, yaklaşık 4 µm kalınlığında büyük kalın plakalar, δ-fazını temsil eder. Bu intermetalik bileşiklerin erime noktasının eriyiğin geri kalanından daha yüksek olması, final üründe boşlukların oluşmasına yol açar [9]. Şekil 4.13 (c)'deki matristeki fibröz Si bile, B elementi ile ilişkili olabilecek, 100 nm'den küçük, saçılmış partikülleriyle görülebilir.



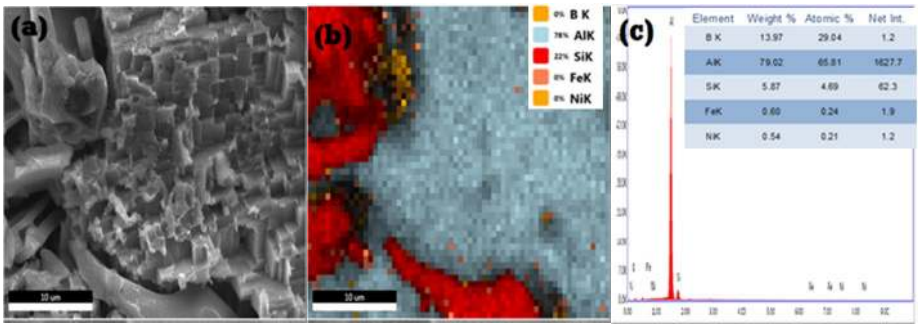
Şekil 4.14. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC3'in kimyasal kompozisyon analizi.

Şekil 4.14. (a), (b) ve (c)'deki EDS çizgi taraması, kompozisyon elemanlarının iyi karıştırıldığını ve taranan alandaki sunulan fazların genel kompozisyonunun, %67,47 Al; %12,62 Si; %5,45 Fe ve %14,46 Nb (% ağırlıkça) olduğunu doğrular.



Şekil 4.15. Geleneksel dökme AlCC4'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

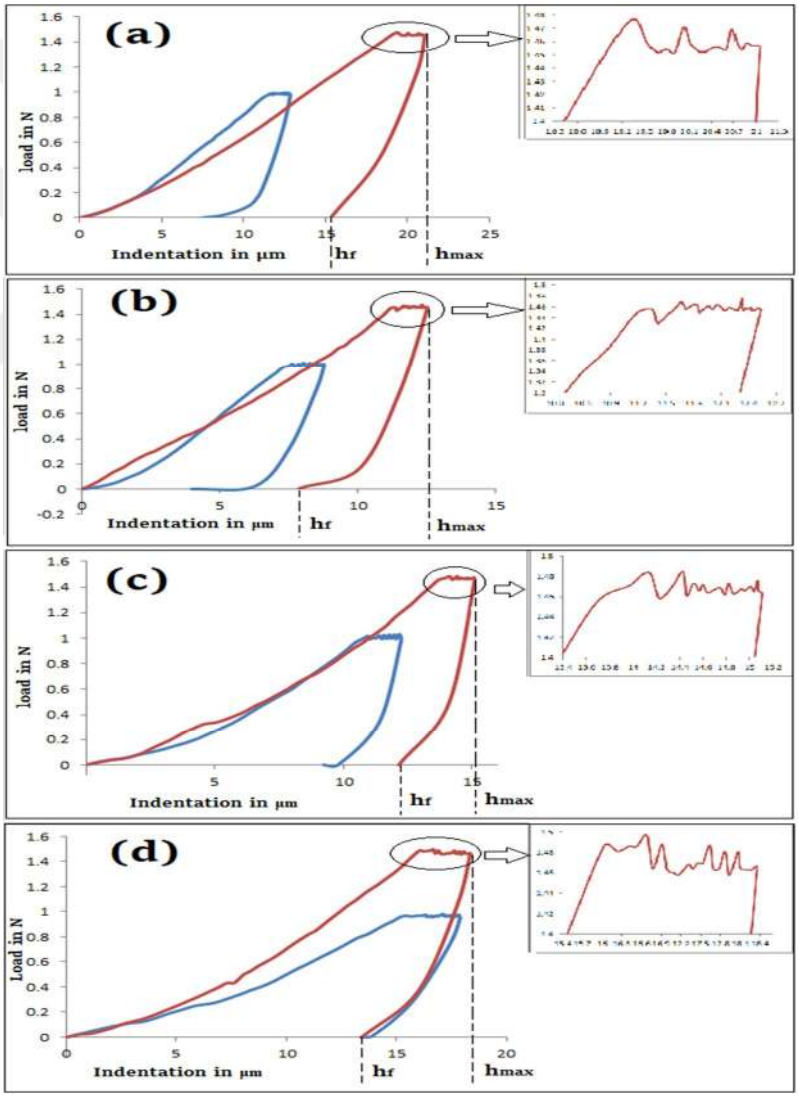
Şekil 4.15. (a, b, c)'de görülebileceği gibi, Ni ilavesi Fe içeren intermetaliklerin morfolojisinde önemli bir değişiklikle sonuçlanır. β-fazının, matristeki δ-faz ile bir arada var olduğu görülebilir. Şekil 4.13'teki AlCC3 ile karşılaştırıldığında, kaba parçacıkların δ-fazı AlCC3 ile aynı boyutlara sahipken, ince parçacıkların β-fazı AlCC3'ünkinden daha küçüktür, ancak bu levhaların keskin kenarları daha yuvarlak hale getirilmiş ve ayrıca matriste minimal boşluklu olacak şekilde doldurulmuştur. Ayrıca, birincil Si, Şekil 4.12 (a)'da görülebileceği üzere, ~ 1,5-2 µm büyüklüğünde yaygın parçacıklar olarak ortaya çıkar. Şekil 4.16.'daki genel bileşim; %79,02 Al; %5,87 Si; %0,6 Fe; %13,97 B ve %0,54 Ni'dir (% ağırlıkça). Bu, taranan alandaki iğnemsi intermetalik değerin δ-Al Fe (FeNiB) Si_2'e yakın olduğunu göstermiştir [115].



Şekil 4.16. EDS'li SEM kullanılarak geleneksel döküm AlCC4'in kimyasal kompozisyon analizi.

4.3.4. Mekanik Özellikler

Girinti ucu oda sıcaklığında belirtilen yükleme-boşaltma profili ile test numuneleri yüzeylerinden geçerken, tipik mikro-girme testi sırasında yük ve yer değiştirme kaydedilmiştir ve bu, Şekil 4.7.'de görülebileceği gibi, yük-derinlik-girinti eğrilerinin oluşmasını sağlamıştır. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının laboratuvar sıcaklığında elasto-plastik davranış gösterdiği ve aynı şekilde boşaltma eğrileri sırasında tüm numunelerin büyük ölçüde elastik olduğunun ortaya çıktığı açıkça görülmektedir.



Şekil 4.17. Mikro girinti testleriyle elde edilen (a) AlCC1, (b) AlCC2, (c) AlCC4 ve (d) AlCC4 örneklerinin yük-yer değiştirme eğrileri.

AlCC1, AlCC2 ve AlCC3 alaşımlarının yeniden yükleme eğrileri, Şekil 4.17 (a, b, c)' de görüldüğü gibi üst üste binme karakterleri gösterirken AlCC4 alaşım eğrileri, boşaltma eğrileri sırasında üst üste binme karakteri gösterir. Bu plastik deformasyona bağlanabilir.

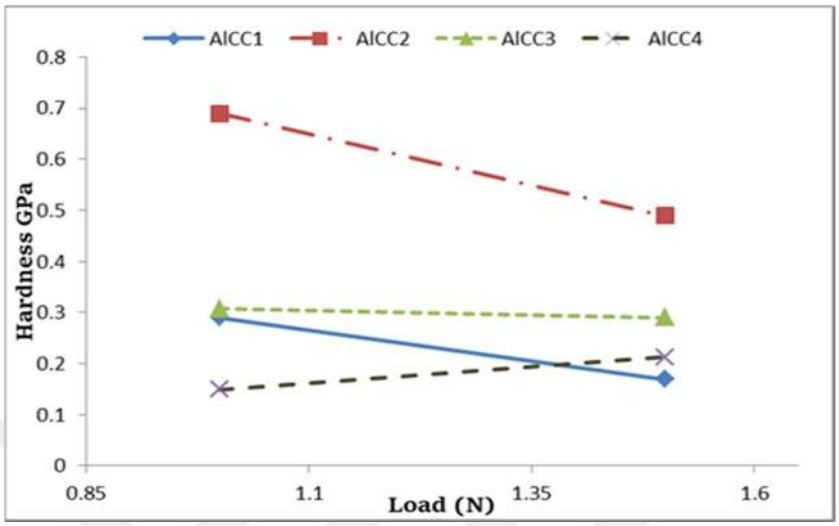
AlCC4'ün zamandan etkilenen düşük yükleme hızlarında birikmesi, ilk yük-yer değiştirme eğrisinin sağa kaymasına neden olur [116]. Aynı zamanda, Şekil 4.17 (b)'deki AlCC2 alaşımının yükleme eğrisi eğimlerinin, Şekil 4.17 (a)'daki AlCC1 alaşımlarınınkinden daha yüksek olduğu, yani ağırlıkça %6 Ni ilave edildiğinde yükleme eğrilerinin eğiminin arttırıldığı anlaşılır ki, bu da büyük olasılıkla döküm halindeki Al alaşımının küçük hacminde Ni tarafından arttırılmış mukavemet kabiliyeti ile ilişkilidir [47]. Aksine, AlCC4 alaşımı için yükleme eğrilerinin eğimi, Şekil 4.17 (c, d)'de görülebileceği gibi, AlCC3 alaşımı ile kıyaslandığında kayda değer ölçüde azalmıştır.

Tablo 4.2. *1 ve 1.5 N yüklerde mekanik özellik ölçümlerinin sonuçları.*

Yükle (N)	**Temas Derinlik (µm)**	**Sertlik (GPa)**	**I Modül (GPa)**	**Sünme (µm)**	**İletişim Derinlik (µm)**	**Sertlik (GPa)**	**I Modül (GPa)**	**Sünme (µm)**
	AlCC1 (Al-Si-Fe-Nb)				**AlCC2 (Al-Si-Fe-Nb-Ni)**			
1	11,748	0,2907	10,2837	1,33	7,6405	0,6893	15,3398	1,28
1.5	18,7189	0,1691	4,4432	1,59	11,0446	0,4893	12,0907	1,18
	AlCC3 (Al-Si-Fe-B)				**AlCC4 (Al-Si-Fe-B-Ni)**			
1	11,5033	0,3078	16,0009	1,28	16,1915	0,1498	4,6746	2,42
1.5	14,3457	0,2907	16,6890	1,03	16,6994	0,2130	7,1490	2,32

Bununla birlikte, malzemelerin plastik deformasyona karşı direncini tanımlamak için önemli parametre, sertliktir. Bu nedenle, test edilen alaşımları, AlCC1 < AlCC4 < AlCC3 < AlCC2 olarak sırayla 1.5N yükleme döngüsüne göre mikro sertliklerine göre kademeli olarak ayarlayabilmektedir. Tablo 4.2., Denklem (1) kullanılarak hesaplanan dinamik mikro sertlik değerlerini göstermektedir. Şekil 4.18, her iki yükleme-boşaltma döngüsü testinde alaşımların mikro sertliğindeki değişiklikleri açıkça göstermektedir. Test edilen alaşımın, girinti derinliğinin artmasıyla birlikte

sertlik değerlerinde azalma içerdiği açıkça görülmektedir. Bu, test numunelerinin girinti boyutu etkisine sahip olduğu anlamına gelir [117].

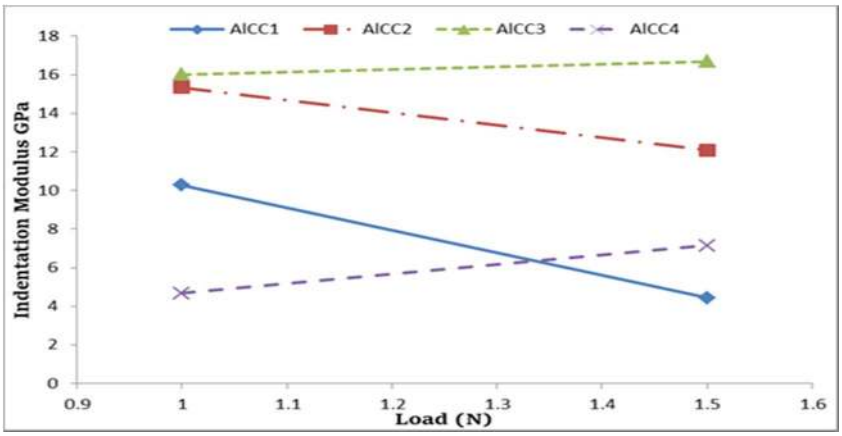


Şekil 4.18. Döküm AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının dinamik mikro sertlik (H) değerlerindeki değişiklikler.

Tablo 4.3. *1.5 N maksimum yükleme için hesaplanan hf / hmax ve hmax-hf değerleri.*

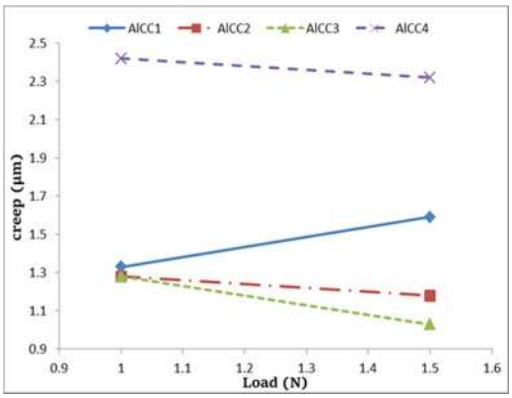
Test numunesi	**hf/ hmaksimum**	**hmax - hf (µm)**
AlCC1 (Al-Si-Fe-Nb)	0,725	5,786
AlCC2 (Al-Si-Fe-Nb-Ni)	0,628	4,659
AlCC3 (Al-Si-Fe-B)	0,831	2,557
AlCC4 (Al-Si-Fe-B-Ni)	0,753	4,522

Bununla birlikte sertlik ve aşınma direnci, intermetalik δ-fazı rafine edilerek geliştirilebilir; [2] ama iğnemsi β-fazı, mekanik özelliklere hayli negatif etkide bulunur [2, 118]. Daha sonra, AlCC2 alaşımı durumunda sertliğin artması, Şekil 4.7'de (a, b) gösterildiği gibi, ağırlıkça % 6 Ni ilavesinden sonra β-intermetalik azalmasıyla birlikte δ-intermetalik arttırılmasına bağlanır. Ayrıca, AlCC3 ve AlCC4 alaşımları için, bunun tersi de, ağırlıkça % 6 Ni ilavesiyle sertlik, AlCC3'te 290,7 MPa'dan, AlCC4'te 213MPa'ya düşmüştür ki, bu da Şekil 4.7 (a, b)'de görüldüğü gibi AlCC4 alaşımında hafif β-intermetalik varlığıyla δ-intermetaliğinin azalışına bağlanır.



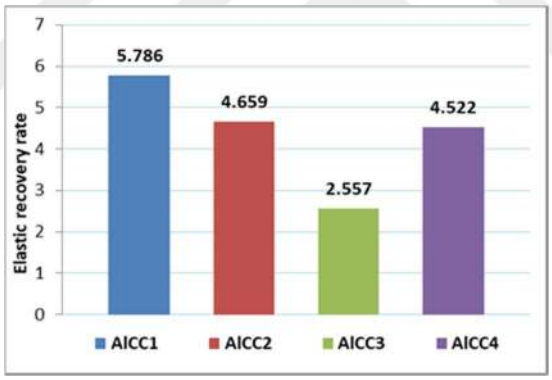
Şekil 4.19. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının elastik modül (E) değerlerindeki değişiklikler.

Tablo 4.2.'de görüldüğü gibi Denklem (2) kullanılarak hesaplanan AlCC1, AlCC2, ACC3 ve AlCC4 alaşımları için girinti modülü değerlerinin sonuç değerleri, Şekil 4.19'te verilen şekilde, AlCC1 ve AlCC3 alaşımlarına Ni ilavesinin etkilerini göstermektedir. Ni'nin AlCC1'e eklenmesi (E) değerlerinde yaklaşık 1/3 katı bir artış meydana getirmektedir. Atomlar ve Ti, Zr ve Sc gibi element alaşımları ilavesinin bağlanma kuvvetini (E) etkilediği [71] kanıtlanmaktadır ve Ni de periyodik tabloda bu elementlere yakın olduğu için, onun da AlCC1'e ilavesinin elastisite modülünü yükselteceği varsayılır. Öte yandan, AlCC3, Ni ilavesinden sonra (E) değerlerinde ciddi bir düşüş sergiler, bunun olası nedeni şunlar olabilir: İlk olarak, kırılgan iğnemsi β-intermetalik oluşumu, bir diğeri ise bazı boşlukların oluşumu, kristalimsi kusurlar ve kapanımlar.



Şekil 4.20. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının sünme değerindeki değişiklikler.

Şekil 4.20. ve Şekil 4.17.' de oda sıcaklığında 10 saniye bekletme süresi boyunca AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4' ün sünme-yük eğrilerindeki değişiklikleri gösterilmektedir. Maksimum yükte tutma süresi, malzemeler için zamanla birlikte önemli bir plastik deformasyon belirtisine sahiptir [117, 119]. AlCC1 alaşımının tutma yer değiştirmelerinin, Ni eklendikten sonra her iki yükleme-boşaltma döngüsünde azaldığı gözlenir ve bu, AlCC2'nin geliştirilmiş mekanik özelliklerini gösterir. Oysa her iki döngü için de AlCC3 alaşımına Ni ilavesi durumunda sünme değerleri arttırılmıştır. Elastik toparlanma oranlarındaki değişiklikler (he) malzemelerde kalıcı plastik/sünümlü deformasyonun açıklamasını ifade eder [33], ve bu da ya ($\boldsymbol{h}_{\text{maksimum}}$ - $\boldsymbol{h}_{\text{f}}$) ya da (hf / $\boldsymbol{h}_{\text{maksimum}}$) ile değerlendirilebilir. Şekil 4.21 ve Tablo 4.3.' te görülebildiği gibi, AlCC1 alaşımının $\boldsymbol{h}_{\text{e}}$ değeri Ni eklemesinden sonra nispeten azalmıştır. Aynı zamanda AlCC3 alaşımında $\boldsymbol{h}_{\text{e}}$ Ni ilavesinden sonra AlCC4' e kıyasla değeri önemli ölçüde yükseltilerek 2,557 µm'den 4,522 µm'ye çıkmıştır.



Şekil 4.21. AlCC1, AlCC2, AlCC3 ve AlCC4 alaşımlarının sünme değerindeki değişiklikler.

4.4. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-Nb (ağırlıkça %) Alaşımının Hem Geleneksel Döküm Hem de Eritilerek Eğirilmiş Halinin Morfolojisi ve Mikro Yapısı Üzerindeki Etkisi

4.4.1. X-ışını Kırılması

Kuaterner alaşımların faz yapısı Şekil 4.23. (a) ve (b)' de gösterildiği gibi AlCC1 ve AlMS1, XRD desenleri kullanılarak belirtilmiştir. α-Al'ın, söz konusu numunelerin her iki deseninde de keskin kristalin tepe noktalarına sahip olduğu açıktır. Şekil 4.23. (a)'da görülebileceği gibi, AlCC1 numuneleri parçalı ve tamamen kristallidir, Al piklerinin difraksiyonu ve diğer (Fe-intermetalik) fazlar açıkça gözlenir. 38,035° ve 44.35° (2θ)'de en güçlü ve keskin tepe noktalarının α-Al fazına ait olduğu, Si faz doruklarının ise daha düşük yoğunlukta, farklı (2θ) 28,2°; 47,1° ve 55,9°'de olduğu fark edilebilir. Bununla birlikte, demir alüminyum da çok sınırlı bir çözünürlüğe sahiptir. Tüm demir 34,05°; 43,3°; 45,15° ve 48,3°'de, (2θ) zayıf ve geniş pürüzlü kırınım desenleri ile sunulan intermetalik bileşikler δ- (Al_4FeSi_2) ve β- (Al_5FeSi) fazları oluşturmak üzere Al-Si'ye eklenmiştir. Bunun aksine, Şekil 4.23 (b) 38,296°; 44,61° ve 65,09° (2θ)'de yalnızca bazı α-Al piklerinin gözlemlenebileceğini ve Si, δ- ($Al_4Fe\ Si_2$) ve β- (Al_5FeSi) fazlarının toplamlarının eriyik eğirme işleminden sonra tamamen dağıldığını gösterir. Şekil 4.25 (a) ve (b), Tablo 4.4'te özetlenen verilerin ışığında, α-Al piklerinin XRD analizinden elde edilen kristalografik verilerle yapının hızlı katılaşmış işlemden sonra nasıl rafine edildiğini göstermiştir. AlMS1'in α-Al piklerinin, Şekil 4.24'te görülen AlCC1'lere kıyasla biraz daha yüksek açılara kaydığı ve AlMS1'in α-Al yapı parametresinin değerinin 0,4067 nm, AlCC1'ninkinin 0.4094 nm olduğu tespit edilmiştir. Bu değerler saf Al'den (0,4049 nm) biraz daha yüksektir. Kırınım açılarının ve yapı değerlerinin bu şekilde değişmesi -RS işlemi sırasında aşırı doymuş katı çözeltinin oluşumuna ek olarak- Al fazında, bir miktar Nb veya Fe'nin katı çözeltide kaldığını göstermiştir [108,115]. Yapı büyütmelerinin bir başka nedeni; Al, Fe, Si'nin bileşimlerinin atom yarıçapları (sırasıyla 0,143 pm> 0,132 pm > 0,111 pm) ile ilgisi olabilir, ancak Nb'nin atom yarıçapı (0,164 pm), kafesin büyümesiyle sonuçlanan Al'dan daha büyüktür [110]. Burada, belirtilen eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan Al-Si-Fe'nin XRD analizine atıfta bulunulmuştur. [96] Al-Si-Fe alaşımına Nb ilavesi, AlMS1'in kırınım modelinde kayda değer bir

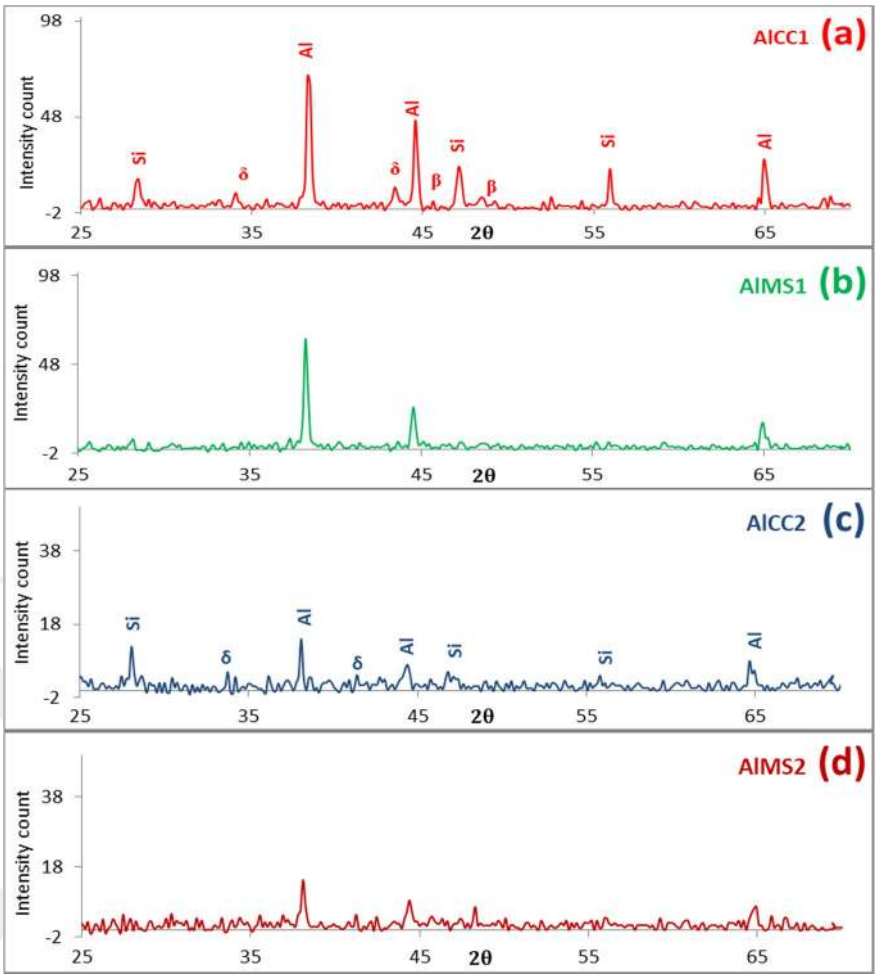
gelişme göstermiştir. Şekil 4.23 (b), ancak Ünlü'nün araştırmasına kıyasla [108] Al-Si-Fe alaşımına ilaveten, üretilen şeritler üzerinde bir etkisi yoktur ve bu, kullanılan alaşımların kimyasal bileşimindeki farklılıkla ilgili olabilir.

Tablo 4.4. *α-Al En büyük piklerde AlCC1, AlMS1, AlCC2 ve AlMS2 numunelerinin α-Al kristallografik verileri.*

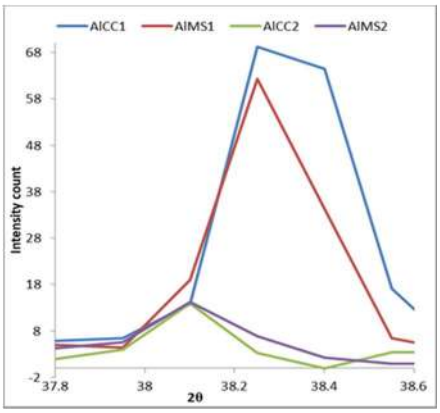
alaşım	2θ	Int. % miktarı	Yapı par.
AlCC1	38,035 °	64,5	0,4094 nm
AlMS1	38,296 °	62,3	0,4067 nm
AlCC2	38,217 °	13,97	0,4075 nm
AlMS2	38,035 °	14,97	0,4094 nm

Şekil 4.23. (c) ve (d), sırasıyla AlCC2 ve AlMS2 numunelerinin XRD modellerini temsil eder. Şekil 4.23. (c)' de AlCC2'nin XRD desenleri, α-Al, δ-Al (FeNiNb) Si ve Si fazlarının Bragg zirvelerini gösterir. Şekil 4.34(c)'de açıkça görülmektedir ki, Si 28,05°' de (2θ) zirveye ulaşırken, ortaya çıkan kırınım tepe noktaları, α-Al ve Si fazlarına, özellikle de α-Al fazını temsil eden Bragg Peak açılarına (38,03°; 44,25°; 64,65° ve 77,7°) (2θ) aittir. Buna karşılık, intermetalik kırınım zirvesi (çok düşük) neredeyse tamamen ortadan kaybolmuştur.

Şekil 4.22. (d), AlMS2 numunelerinin XRD kırınım modellerini temsil eder. Şekil 4.23. (d)'den açıkça anlaşılır ki, α-Al'ın kırınım tepe noktaları sadece görece olarak düşük yoğunluklu sayımlarla görülebilir. AlCC2' nin kırınım desenlerine referansla, AlMS2'nin α-Al kırılma tepe noktası, Şekil 4.23.' te gösterildiği gibi düşük Bragg tepe açısına 38,21° ile 38,03° (2θ) arasında biraz kaydırılır, aynı zamanda, kafes parametresi de 0,4075 nm'den 0,4094 nm'ye yükseltilir. Sonuçlar, aşırı soğuma nedeniyle alüminyum kafesteki Si çözünmesinin denge değeri olduğunu göstermiştir. Ek olarak, RS işlemi sırasında Ni'nin katı çözünürlüğü artar.

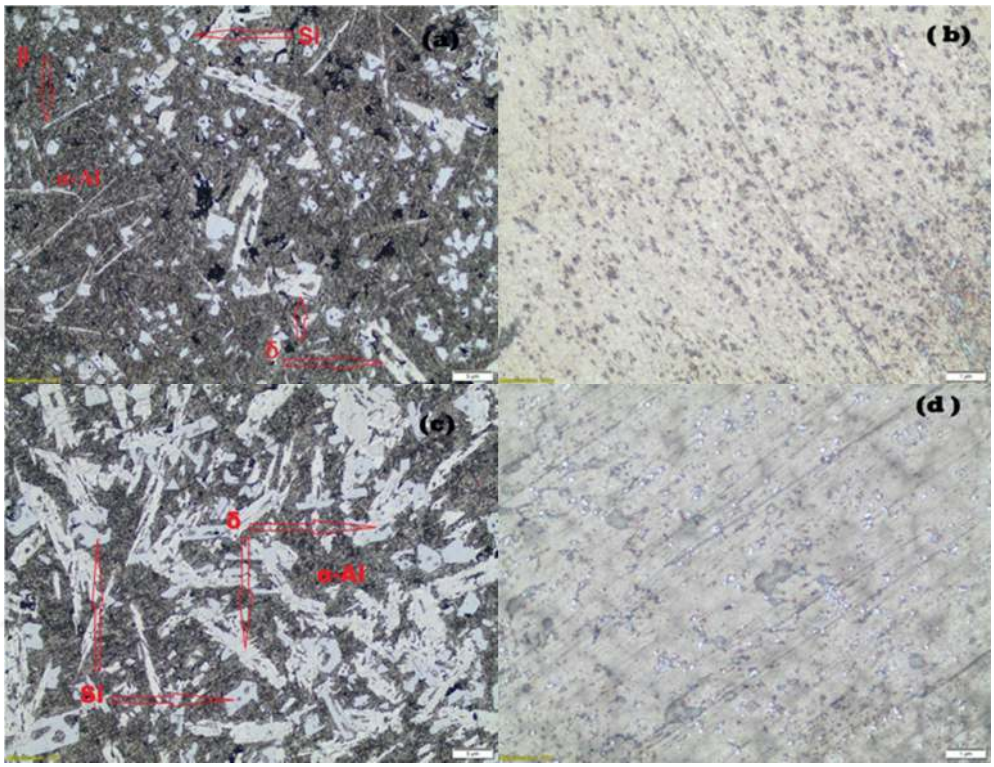


Şekil 4.22. (a) AlCC1, (b) AlMS1, (c) AlCC2 ve (d) AlMS2'den alınan XRD kırınım desenleri.



Şekil 4.23. (111) Al'in en yüksek tepe yoğunluğu kaymalarını gösteren AlCC1, AlCC1, AlCC2 ve AlCC2 örneklerinin XRD difraksiyon modelleri.

Ni, ana alaşıma eklenir. Bunun sonucunda [121] Si'nin Al içindeki çözünürlüğünün Ni miktarının artmasıyla arttığı bildirilmiştir. Ayrıca, X ışını kırınım modelinde intermetalik fazın olmaması, Al matrisinin artmış katı çözünürlüğüne işaret etmiştir [36]. Şekil 4.24. (c) ve (d), sırasıyla hem AlCC2 hem de AlMS2'nin yüzey şekilleri arasındaki farkı göstermektedir.



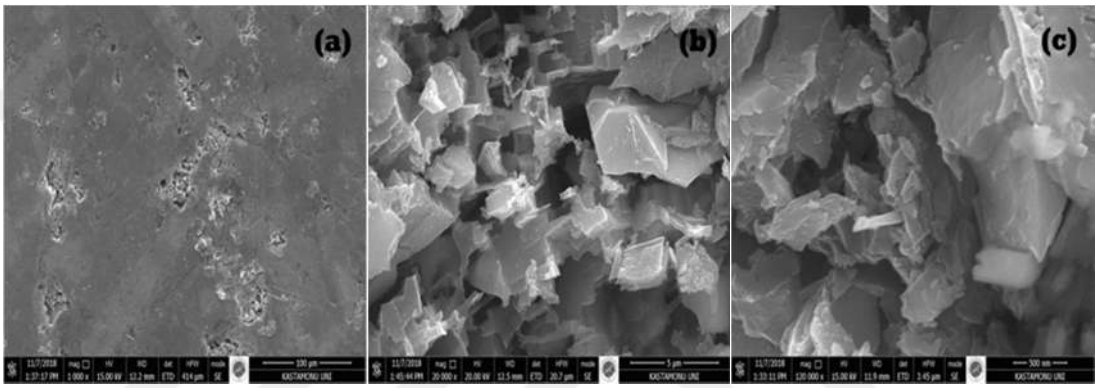
Şekil 4.24. Optik mikroskopi mikrografları: (a) AlCC1, (b) AlMS1, (c) AlCC2 ve (d) AlMS2.

4.4.2. Eriyik-Eğirme İşleminde Mikroyapı Değişikliği

4.4.2.1. Geleneksel dökme AlCC1 ve eriyik-eğirme işlemiyle oluşturulmuş AlMS1'in mikro yapısı

AlCC1 ve AlMS1'in tipik optik mikrografları, sırasıyla Şekil 4.24. (a) ve (b)' de görülmekte, ve Şekil 4.24. (a)' deki AlCC1'in mikro yapısının temel olarak üç fazdan oluştuğu fark edilmektedir: (i) farklı boyutlarda (0,2 µm - 1,5 µm x 2 µm - 10 µm) ve genişlikte beyaz bir iğnemsi form olarak sunulan intermetalik bileşik β-Al_5 (FeNb) Si, (ii) yaklaşık (2 µm x 4 µm) boyutlarında küçük δ-Al_4(FeNb)Si_2 parçacıkları, (iii)

yaklaşık (0,5 µm to 3 µm) boyutlarında olduğu görülen, görece olarak daha kare olan geometrik şekiller ve mikrografın büyük çoğunluğunu kaplayan, hatta az bir miktar (Nb, Si) içeren α-Al matrisini temsil eden karanlık alan. Oysa Şekil 4.24. (b)' de, eriyik-eğirme yöntemiyle oluşturulan AlMS1 OM mikrografı gösterilmiştir. Bu alaşımın mikroyapısı bazı kristallerin dağılmasından dolayı homojen ve incedir, ancak aşındırma işleminden sonra maruz kaldığı yüksek söndürme hızından dolayı bu özellikleri azalma gösterir [120, 122]. Daha fazla yapısal karakterizasyon elde etmek için, numuneler ayrıca SEM mikroskopisi ile de incelenmiştir.



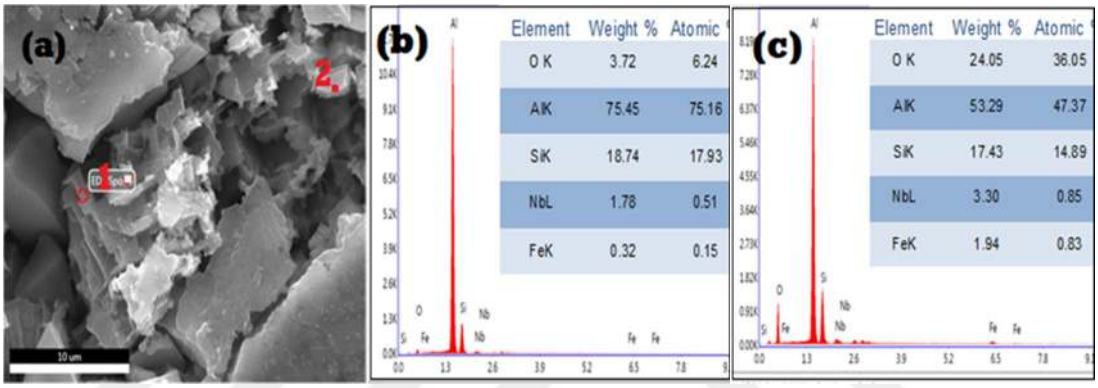
Şekil 4.25. Geleneksel dökme AlCC1'in farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 120000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Şekil 4.25. (a), (b) ve (c), geleneksel büyütülmüş AlCC1'in SEM mikrograflarını, farklı büyütme ölçeklerinde gösterir. Şekil 4.25. (a), Şekil 4.24. (a)'te belirtildiği ve açıklandığı gibi fazların mikro yapılarını gösterir. Bununla birlikte, Şekil 4.25 (b) ve (c) morfolojiyi 0,5-5 µm ölçeğinde tanımlamak için derinlemesine gösterir. Farklı boyutlarda keskin kenarlı poligon şekillerinde açığa çıkan fazların 0,5 µm ile 6 µm arasında değiştiği fark edilebilir. Bazı boyut lekelerinin (100 nm ile 400 nm), Nb veya Si parçacıklarına atfedilebilen poligonlara rastgele yayıldığı görülmüştür.

Şekil 4.37. (a), (b) ve (c)'deki EDS çizgi taraması; Nb partiküllerinin, Nb ve Fe'nin, Al matrisinde belirtilen intermetalik bileşiklere dahil edildiğini teyit ederken, Si'nin tamamen çözülmediği ve sadece alüminyumun kenarlarına yayıldığı doğrulanan baz alaşımda homojen olarak çözündüğünü doğrulamaktadır [123], Şekil 4.22. (a)' daki Si'nin XRD analizi, kırınım zirveleri ile bir korelasyona işaret ettiğini

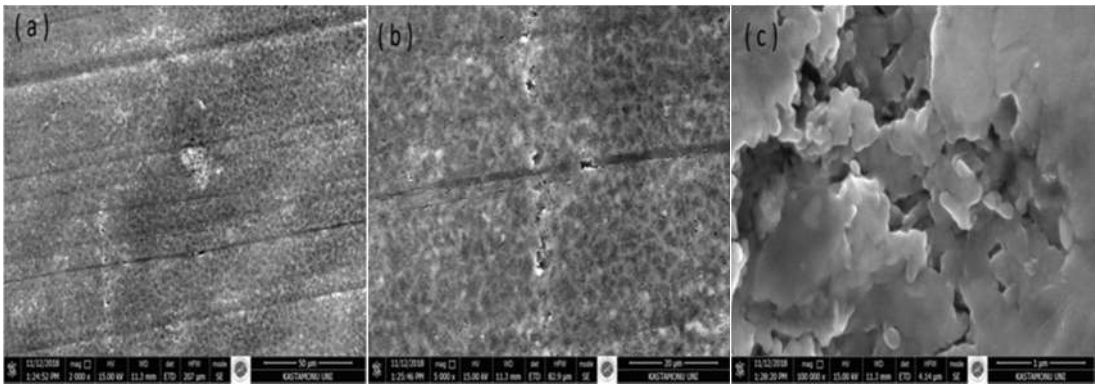
göstermektedir. Sunulan fazların 1. noktadaki genel bileşimi % 75,45 Al; % 18,74 Si; % 0,32 Fe ve % 1,78 Nb'dir.

Öte yandan, eriyik-eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS1 alaşımı, esas olarak α-Al fazı (koyu faz) ve intermetalik δ-AlN (FeNb) Si fazından (açık gri faz) oluşan çok ince poligonal bir yapı olarak algılanmıştır. Şekil 4.27 (a) ve (b)'de görüldüğü gibi, bu parçacık ve dendritlerin büyüklüğü 2 ile 5 µm arasındadır. Dendritlerin ortalama çapları ise (200 nm - 2 um) aralığındadır. Bu nedenle, hızlı katılaşma işlemi nedeniyle α-Al'nin katı çözünürlüğü artar [123].



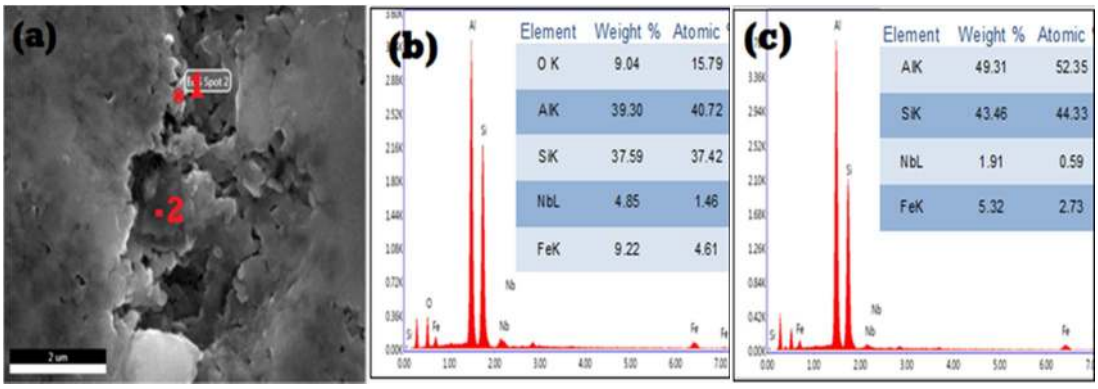
Şekil 4.26. Geleneksel döküm AlCC1 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

Tüm kompozisyonlar, Şekil 4.22 (b)'deki XRD kırınım modeli analizi ile doğrulanan a-Al matrisinde çözündürülür ve Si ve δ-Al_4 (FeNb) Si_2 kırınım piklerinin yokluğundan yararlanılarak dağıtılır. Dahası, bu sonuç morfolojinin homojenliği sonucu, bu bölgedeki katılaşmanın çok benzer bir şekilde meydana geldiğini ortaya koyar. Şekil 4.27 (c), a-Al'daki çökeltilmiş bileşim parçacıklarının morfolojisini, yüksek büyütme oranlarında, dendritik yuvarlatılmış şekiller olarak alüminyum matrisinde toplanmış halde gösterir. Başka bir deyişle, parçacıklar ve amorf matris arasındaki arayüz, geleneksel AlCCl'in geleneksel piramidal keskin poligonlarının tersine pusludur. Boyut olarak ölçülen en küçük boyuttaki dendritik parçacıkların büyüklüğü yaklaşık olarak 50 nm'dir. Bu, AlCC1 boyutundan en az iki kat daha küçüktür ve bu, bu çalışmanın alüminyum demir-silikon sistemindeki birincil alüminyum zengin fazının -tahmin edildiği gibi- dendritik bir şekilde büyüdüğünü gösterir.



Şekil 4.27. Eriyik bükülmüş AlMS1'in farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 1000x'te, (b) 20000x'te, (c) 60000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

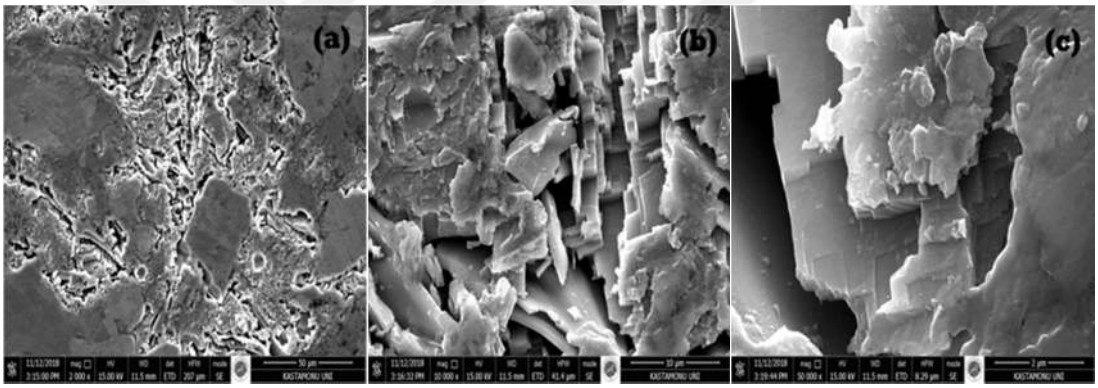
SEM'e göre, EDS taraması, Şekil 4.28 (a), (b) ve (c)'de, bu morfoloji yapısının karakteristik özelliğinin, verilen Al ve Si miktarlarından açıkça gösterildiği gibi, alfa alüminyum matrisinin hem sınırında hem de içinde dağılmış ayrı Si parçacıklarının olduğu gözlenmiştir. Buna karşılık, Şekil 4.26'de görüldüğü gibi geleneksel dökümde Si dağılımı genellikle α-Al matrisi etrafından noktalara kadar belirgin bir farkla yayılır. Hızlı katılaşmanın, Al-Si-Fe-Nb'nin faz yapısı vasıtasıyla elementlerin çözünürlüğü üzerinde önemli bir etkisi olduğu görülmüştür [45]. Başka bir deyişle, EDS analizi, hızlı bir şekilde katılaşmış şeritler ve kabul edilmeyen geleneksel döküm arasındaki elementlerin dağılım homojenliğinde belirgin bir fark göstermektedir [110]. EDS taranmış nokta l'deki elementlerin genel bileşimi % 39,30 Al; % 37,59 Si; % 9,22 Fe ve% 4,85 Nb'dir. Bu da önemli miktarda Si, Fe ve Nb'nin intermetalik bileşik içerisinde çözündüğünü gösterir.



Şekil 4.28. Geleneksel döküm AlCC1 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

4.4.2.2. Geleneksel döküm AlCC2 ve eriyik-eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS2'nin mikro yapısı

Şekil 4.24 (c) ve (d), sırasıyla AlCC2 ve AlMS2'nin beşli alaşımlarının optik mikrograflarını göstermektedir. Şekil 4.24 (c), esas olarak aşağıdaki aşamalardan oluşan geleneksel dökme AlCC2'nin mikro-yapısını gösterir: (i) (1 μm - 4 μm) aralığında çeşitli ebatlarda farklı bir geometrik (açık gri) form olarak açığa çıkarılan Si fazı, (ii) δ-$Al_4(FeNiNb)Si_2$; farklı şekil ve boyutlarda ≤ 10 μm olan beyaz topaklar (kaba parçacıklar) olarak görünür. Bununla birlikte, bu kaba bloklar iyi tanımlanmamış bir sınır değildir. Alfa-alüminyum matris ile çok küçük kökler boyunca dağılırlar, (iii) α-Al fazı; Si parçacıklarının ve minik β-fazının bile içerdiği denge matrisidir.

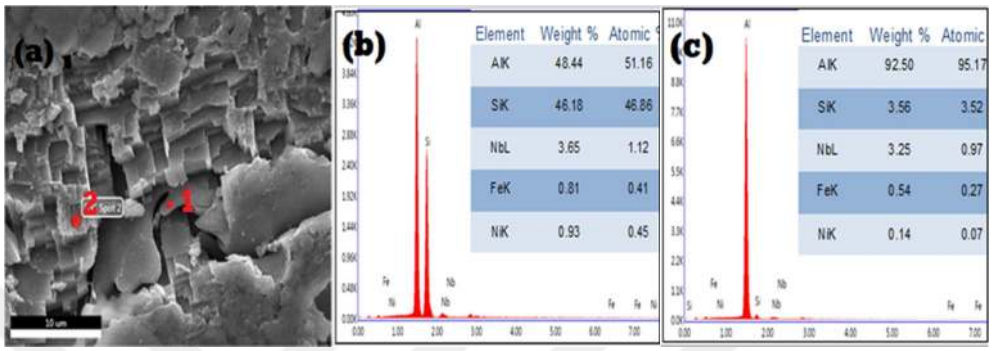


Şekil 4.29. Geleneksel dökme AlCC2'nin mikroyapısını farklı büyütmelerde (a) 2000x'de, (b) 10000x'te, (c) 50000x'de gösteren SEM görüntüleri.

Şekil 4.24. (d), erimiş eğri AlMS2'nin optik mikrografını gösterir. Şekil 4.24. (b)'deki AlMS1 vakasında gösterildiği gibi aynı eriyik eğirme ve geleneksel döküm yapılarına rağmen AlMS2 fazlarının tanınması zordur. Zira maruz kaldığı söndürme işlemi miktarının yüksek olması nedeniyle, kazıma işleminden sonra bu özelliklerde azalma olur [120, 122].

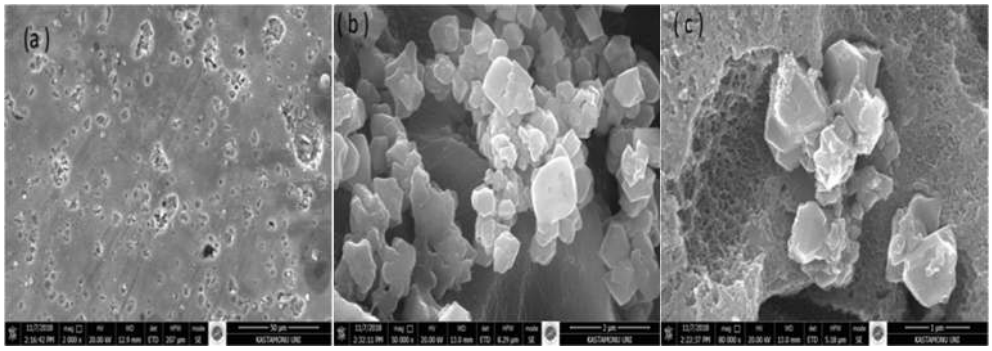
Şekil 4.29. (a), (b) ve (c) geleneksel AlCC2'nin farklı büyütme derecelerinde mikroyapısını göstermektedir. Şekil 4.29. (a), AlCC2'nin ana fazlarını, Şekil 4.24. (c)' de gösterildiği ve açıklandığı şekilde gösterir. Bu görüntüde görüldüğü gibi fazların katılaşma işlemi sırasında sıkışmış gazlara atfedilen çeşitli ayrı boşluklarla

serpiştirildiği açıktır. Şekil 4.29. (b) ve (c)'den fark edilebileceği gibi, AlCC2'nin mikro yapısı, farklı büyüklüklerde bitişik piramitler biçiminde (sırasıyla Si fazını ve δ fazını temsil eder) bazı keskin kenarlar sergiler ve bu kenarların uzunluğu yaklaşık 1 ile 5 µm'dir. Şekil 4.29. (c)'den de görülebileceği gibi, çok farklı elemanlardan bazı parçacıklar, ~ 100 nm boyutunda çokgenlerin üzerine dağılmış durumdadır.



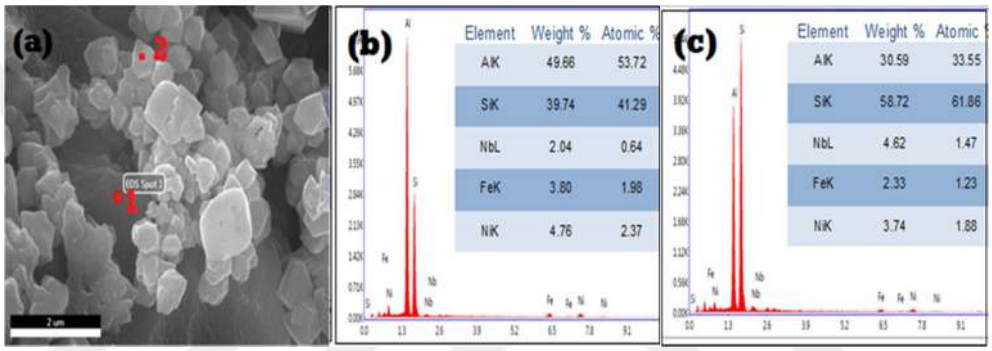
Şekil 4.30. Geleneksel döküm AlCC2 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

Şekil 4.30. (a), (b) ve (c), belirli noktalarda EDS analizi ile sentezlenen AlCC2'nin kimyasal bileşimini göstermektedir. Şekil 4.30. (b)'den, Ni ve Nb dağılımlarının hem Al hem de Si fazlarında oluşan intermetalik bileşikler içerdiklerini doğruladığı anlaşılabilir. Aynı zamanda, Şekil 4.30 (c) a-Al matrisinde, Şekil 4.30. (c)'de verilen parçacık miktarlarına göre oluşturulmuş intermetalik bileşiklerini işaret etmektedir. Şekil 4.30. (b)'de nokta 1'de verilen genel bileşimler, % 48,44 Al; % 46,18 Si; % 0,81 Fe; % 3,65 Nb ve% 0,93 Ni'dir (% ağırlık).



Şekil 4.31. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS2'nin farklı yakınlaştırma düzeylerinde (a) 2000x'de, (b) 50000x'te, (c) 80000x'de mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Şekil 4.31. (a), (b) ve (c) eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS2'nin morfoloji yapısını gösterir. Şekil 4.31. (a), yaklaşık 5 µm ile 25 µm arasında değişen, farklı çaplarda sonsuz dağılmış koloniler içeren, homojen ve ultra ince bir yapı gösterir. Şekil 4.31. (b) ve (c) yapının morfolojisi, ortalama bir kol boşluğuna sahip olan dendritiktir 100 ± 20 nm. Bu kolonilerde boyutları 100 nm ile 1 µm arasında değişen nano-kristalli parçacıklar farklı miktar ve boyutlarda dağılmış şekilde bulunur. δ-Al_4(FeNiNb)Si_2 ile ilişkili bu parçacıkları ve birincil Si parçacıklarını birbirinden ayırmak zordur. Bu nedenle, bu tür değişikliklerin mekanik özelliklerin geliştirilmesinde önemli bir rol oynadığı bilinmektedir [122, 124].



Şekil 4.32. Geleneksel döküm AlMS2 için tespit edilen parçacıkların EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

Şekil 4.32. (a), (b) ve (c)' deki EDS analizi Si'de, dendritik bir α-Al yapısıyla dağılmış olan Fe, NB ve Ni intermetalik bileşiklerin olduğunu gösterir. Şekil 4.30' deki AlCC2'nin aksine bu alaşım, α-Al matrisi üzerindeki bazı noktalarda düşük Si, Fe, Ni ve Nb konsantrasyonlarını göstererek, söz konusu elemanların geleneksel döküm işlemiyle düşük çözünürlüğünü doğrular. Taranan yapının, Şekil 4.32. (b)'de verildiği gibi, 1. noktadaki genel bileşimi % 49,66 Al; % 39,74 Si; %3,80 Fe; % 2,04 Nb ve % 4,76 Ni (% ağırlık) olarak bulunur. Bu tüm Si fazının intermetalik bileşik içerisinde çözündüğünü gösterir.

4.4.3. Mikro Sertlik

Mekanik özellikler, ileri tekniklerden ve özellikle hızlı katılaşan alaşımlar için kullanılan aletler arasında en kolaylarından olan sertlik testi ile izlenebilir. Hesaplanan değerler Tablo 4.5.' te verilmiştir ve her iki eriyik eğrilmiş (AlMS1 ve

AlMS2) örneklerin mikro sertlikleri, külçe (AlCC1 ve AlCC2) örneklerinden yaklaşık 2,5 kat daha yüksektir [36, 124, 125]. Bu durum içerdiği elementler arasındaki atomik yarıçap farkına bağlı olarak sağlanan gerilme alanına ek olarak, α-Al' nın süper doymuş katı çözeltisine atfedilmiştir [124].

Tablo 4.5. *AlCC1, AlMS1, AlCC2 ve AlMS2 alaşımlarının mikro sertlik sonuçları.*

Örnekler	**Mikrosertlik (Hv)**
AlCC1	81,7 ± 0,5
AlMS1	206,6 ± 0,5
AlCC2	85,6 ± 0,5
AlMS2	211,6 0,5

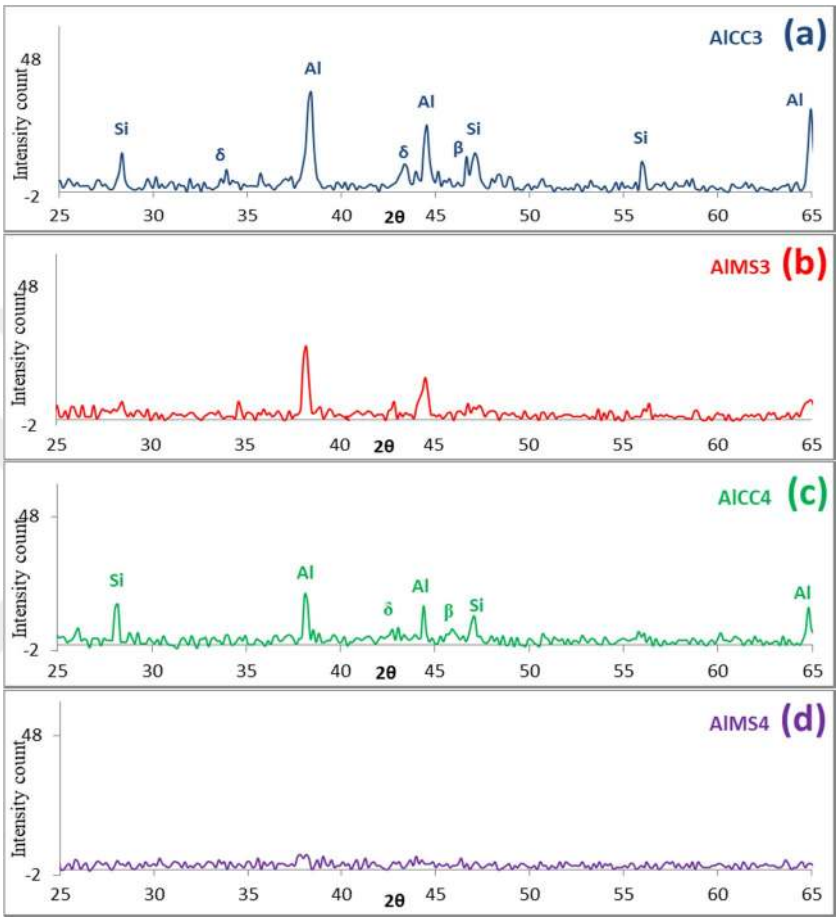
4.5. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-B (ağırlıkça %) Alaşımının Hem Dökme Hem de Eriyik Eğirme Yöntemiyle Oluşturulmuş Şeritlerinin Mikroyapısı ve Morfolojisi Üzerindeki Etkisi

4.5.1. X-ışını Kırınımı

Kuaterner alaşımların faz yapısı AlCC3 ve AlMS3, Şekil4.33 (a) ve (b)'de görüldüğü gibi XRD desenleri kullanılarak tanımlanmıştır. α-Al'nin, söz konusu numunelerin her iki deseninde de keskin kristalin tepe noktalarına sahip olduğu açıktır. Şekil 4.33. (a)' da da görülebileceği gibi, AlCC3 numuneleri parçalı ve tamamen kristallidir. Al piklerinin difraksiyonu ve diğer (Fe-taşıyan intermetalik) fazlar açıkça gözlenir. 38,22° ve 44,35° (2θ)'de en güçlü ve keskin tepe noktalarının α-Al fazına ait olduğu, Si faz doruklarının ise daha düşük yoğunlukta farklı açılarda (2θ) 28,35°; 46,65° ve 55,95° olduğu fark edilebilir.

Demirin alüminyumdaki düşük çözünürlüğünden dolayı [90] Al-Si alaşımına eklenen tüm demirlerin neredeyse tamamı δ-Al_4 (FeB) Si_2 ve β-Al_5 (FeB) Si intermetalik fazları oluşturma eğilimindedir. δ-fazının kırınım zirveleri, Şekil 4.33(a)'da görüldüğü gibi 33,9 ° ve 43,5 ° (2θ)'teki Bragg tepe açılarında açıkça görülür. Aynı zamanda β-fazı 46,65°'de (2θ) sadece bir tepe ile temsil edilir. Şekil 4.33 (b), AlMS3'ün (10-20μm kalınlığında eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş şerit) XRD

desenlerini göstermiş; 38,24 °; 44,485 ° ve 64,87 ° 'de (2θ) gözlenebilen sadece α-Al tepe noktalarının bazılarını ortaya çıkarmış ve Si, δ- Al_4 (FeB) Si_2 ve β-Al_5 (FeB) Si evreleri eriyik eğirme işleminden sonra tamamen dağılmıştır. Şekil 4.33 (a) ve (b)'de mikroyapının hızlı katılaşma sürecinde nasıl rafine edildiği gösterilmiştir.



Şekil 4.33. (a) AlCC3, (b) AlMS3, (c) AlCC4 ve (d) AlMS4'ten alınan XRD kırınım desenleri.

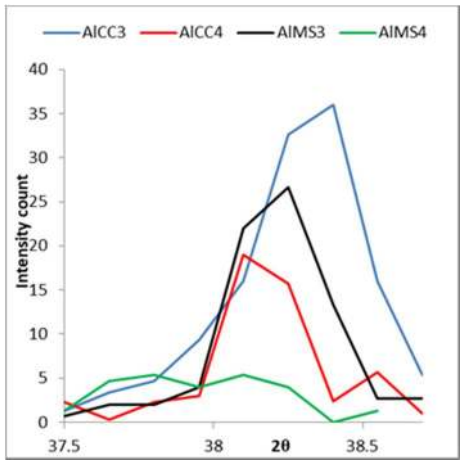
Tablo 4.6.' da özetlenen α-Al zirvelerinin XRD analizinden elde edilen kristalografik veriler, AlMS3'ün α-Al zirvelerinin, Şekil 4.34'te gösterilen AlCC3'ün zirveleriyle karşılaştırıldığında biraz daha yüksek açılara kaydığı fark edilmektedir. AlMS3'ün α-Al kafes parametresinin değeri (0,4071nm) ve AlCC3'ninki (0,4073 nm)'dir. Bu değerler saf Al'den (0,4049 nm) biraz daha yüksektir. Kırınım açılarının ve kafes değerlerinin bu şekilde değişmesi, RS işlemi sırasında aşırı doymuş katı çözeltinin oluşumuna ek olarak, Al fazında bir miktar Nb veya Fe'nin katı çözeltide kaldığını gösterir [108, 115]. Yapı büyütmelerinin bir başka nedeni, en küçük B atomu

büyüklüğünün etkili bir şekilde işgal ettiği Al, Fe, Si, B bileşimlerinin atom yarıçapları ile ilgisi olabilir (Al (0,143 pm)> Fe (0,132 pm)> Si (0,111 pm), B (0,84 pm)) [126,127].

Tablo 4.6. *En yüksek tepe noktalarında AlCC3, AlMS3, AlCC4 ve AlMS4 örneklerinin α-Al kristallografik verileri.*

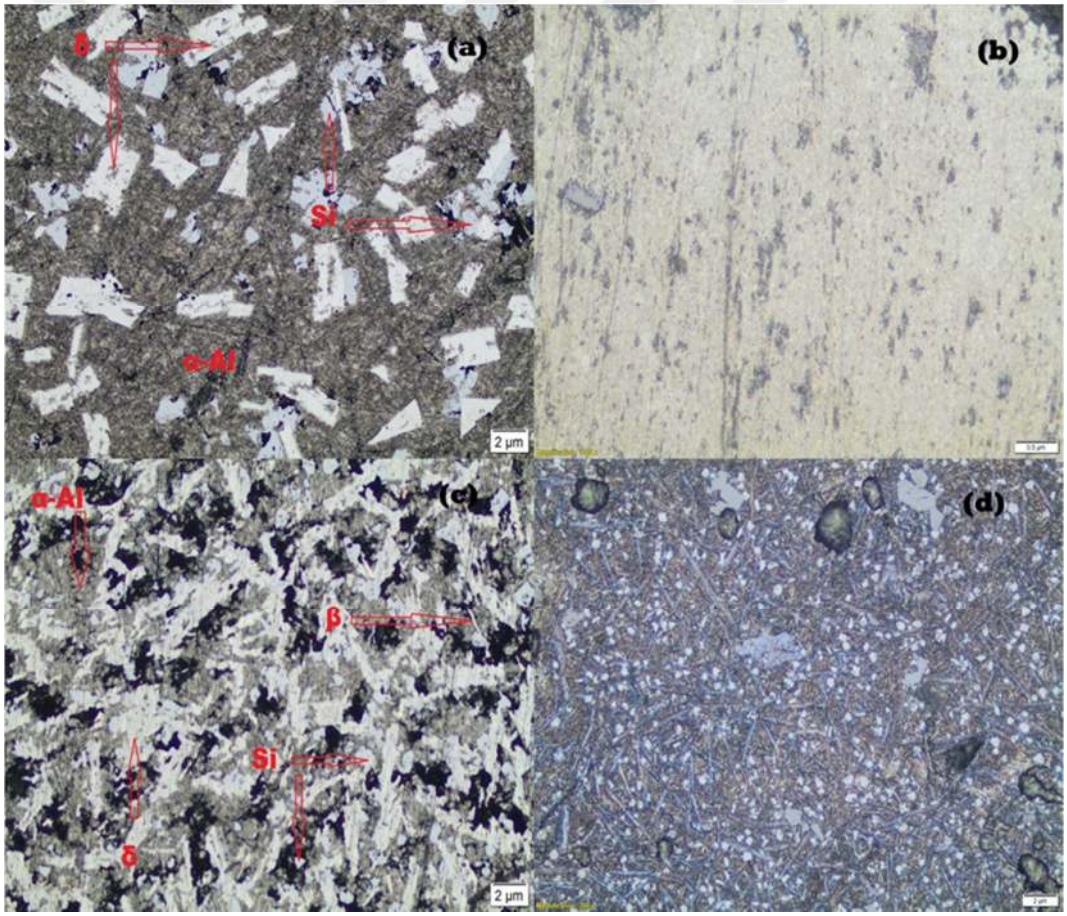
Alaşım	**2θ**	**Şiddet % miktarı**	**Yapı par.**
AlCC3	38,22 °	55	0,4073 nm
AlMS3	38,24°	41	0,4071 nm
AlCC4	38,26 °	28	0,4069 nm
AlMS4	37,85°	14,3	0,4112 nm

Şekil 4.33 (c) ve (d), sırasıyla dökme AlCC4 ve eriyik eğirme yöntemiyle üretilmiş AlMS4 numunelerinin XRD modellerini temsil eder. Şekil 4.33 (c)'de AlCC4'ün XRD desenleri; α-Al, δ-Al_4 (FeNiB) Si_2, β-Al_5 (FeNiB) Si ve Si'nin Bragg zirvelerini göstermektedir. Şekil 4.33 (c)'de açıkça görülmektedir ki, açığa çıkan difraksiyon tepe noktalarının α-Al ve Si fazlarına ait olduğu ortaya çıkmıştır. Özellikle Bragg tepe açıları (38,26 °; 44,383 ° ve 64,8 °) (2θ) α-Al fazını temsil ederken, Si 28,05 ° ve 46,95 ° de zirve yapmıştır (2θ). Buna karşılık, XRD kırınım desenlerinin hızlı bir katılaşma işlemi ile tamamen amorf bir yapı elde edildiği belirtilmiştir. Şekil 4.33 (d), eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS4'ün XRD kırınım modellerini temsil eder.



Şekil 4.34. (111) Al'un en yüksek tepe yoğunluğu kaymalarını gösteren AlCC3, AlMS3, AlCC4 ve AlMS4 örneklerinin XRD kırınım desenleri.

Şekil 4.33 (d)'den açıkça anlaşılır ki, α-Al'ın tek kırınım pikleri, ihmal edilebilir bir kabalıkta yoğunluk sayımı ile görülebilir. AlCC4'ün kırınım desenlerine referansla AlMS4'ün α-Al kırınım zirvesi, şekil 6'da görüldüğü gibi düşük Bragg tepe açısına göreceli olarak 38,26 ° ile 37,85 ° (2θ) arasında kaydırılır ve Şekil 4.34'te de görüldüğü gibi, kafes parametresi 0,4069 nm'den 0,4112 nm'ye yükseltilmiştir. Sonuçlar, aşırı soğuma nedeniyle alüminyum kafesteki Si çözünmesinin denge değeri olduğunu göstermiştir. Ek olarak, RS prosesi sırasında Ni'nin genişletilmiş katı çözünürlüğü göz önüne alınmış ve Ni, ana alaşıma ilave edilmiştir; [121] bu deneyin sonuçları, Si'nin Al içindeki çözünürlüğünün Ni miktarının artmasıyla arttığını bildirmiştir. Ayrıca, X ışını kırınım modelinde intermetalik fazın olmaması, Al matrisinin artmış katı çözünürlüğüne işaret etmiştir [36].

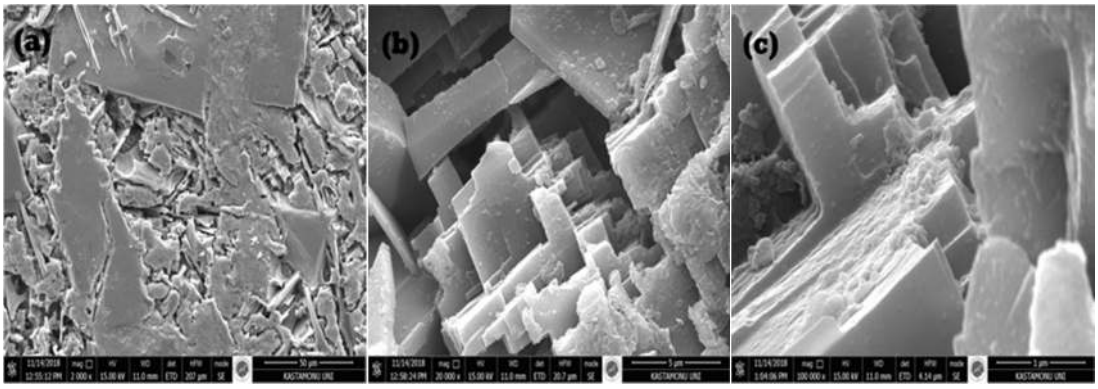


Şekil 4.35. (a) AlCC3, (b) AlMS3, (c) AlCC4 ve (d) AlMS4'ün optik mikroskopi mikrografları.

4.5.2. Eriyik-Eğirme İşleminde Mikroyapı Değişikliği

4.5.2.1. Geleneksel döküm AlCC3 ve eriyik bükülmüş AlMS3'ün mikro yapısı

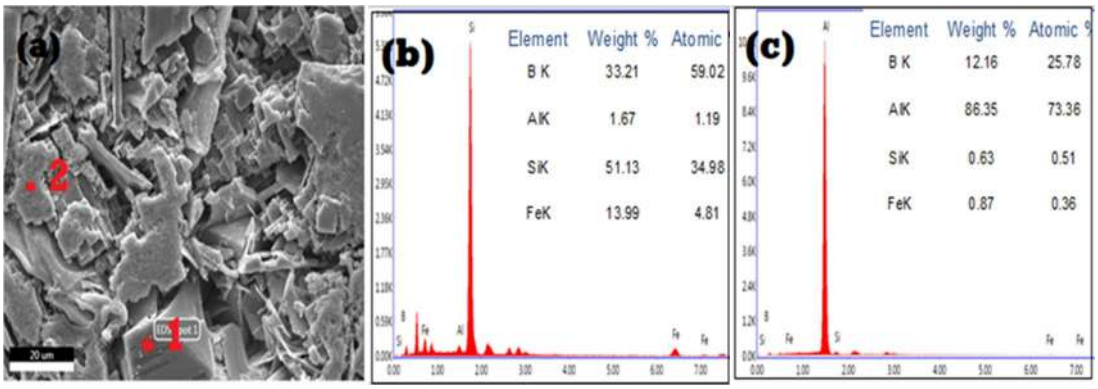
AlCC3 ve eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS3'ün döküm olarak tipik optik mikrografileri Şekil 2'de gösterilmektedir. Sırasıyla Şekil 4.35 (a) ve (b)'de, Şekil 2'deki AlCC3 alaşımının mikro yapısı olduğu görülmektedir ve Şekil 4.34 (a)'da görülebileceği gibi, bu yapı esas olarak üç fazdan oluşur: (i) farklı ebatlarda (2µmx4µm ile 4µm-10µm) ve genişliklerde beyaz kaba bloklar olarak sunulan intermetalik bileşik δ-Al_4 (FeB) Si_2, (ii) Büyüklüğü yaklaşık 1µm x 1µm ile 4µm x 4µm arasında değişen çokgen birincil (gri) Si, (iii) α-Al matrisi. Şekil 4.34 (a)'da XRD kırınım desenlerinde β-fazı tespit edilse de mikrografide ayırt edilmesi zordur. Ayrıca, β-fazının yokluğu veya α-Al matrisindeki miktarının düşürülmesi iyi mekanik özelliklere sahip bir yapının oluşmasını sağlar [2]. Oysa Şekil 4.35 (b)'de görülen, eriyik-eğirme yöntemiyle oluşturulan AlMS3, OM mikrografında görülebileceği gibi, bu alaşımın mikroyapısı bazı kristallerin dağılmasından dolayı homojen ve incedir, ancak aşındırma işleminden sonra maruz kaldığı yüksek söndürme hızından bu özellikleri azalma gösterir [120, 122].



Şekil 4.36. Geleneksel dökme AlCC3'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 2000x'te, (b) 20000x'te, (c) 100000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Daha fazla yapısal karakterizasyon elde etmek için, numuneler ayrıca SEM mikroskopisi ile de incelenmiştir. Şekil 4.36. (a), (b) ve (c), geleneksel büyütülmüş AlCC3'in SEM mikrograflarını, farklı büyütme ölçeklerinde gösterir. Şekil 4.35 (a)'da da fazların mikro yapılarını gösterir. Bununla birlikte, Şekil 4.35. (b) ve (c) morfolojiyi 1-5 µm ölçeğinde tanımlamak için derinlemesine gider; primer Si

parçacıklarının, keskin ebatlı keskin poligon şekillerinde açığa çıkarıldığı, farklı boyutlarda ise 0.5 6m ile 6 µm arasında olduğu fark edilir.

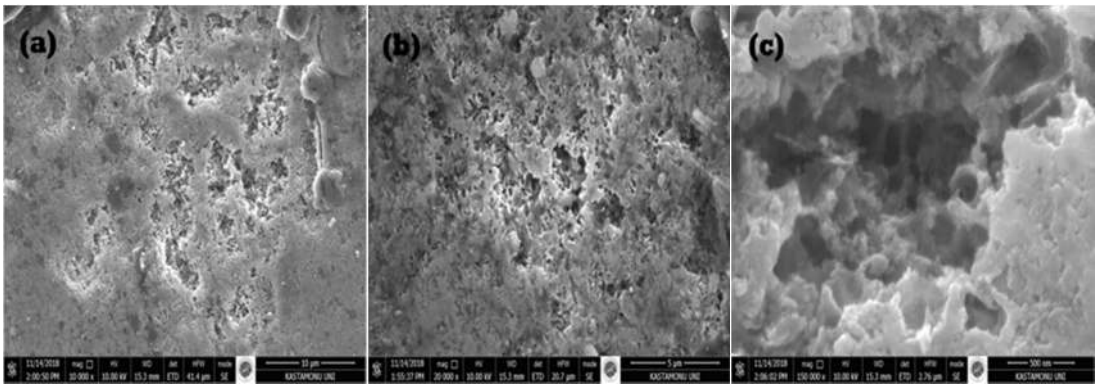


Şekil 4.37. Geleneksel döküm AlCC3 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

δ-$Al_4(FeB)Si_2$ ile ilgili yaklaşık (2µm x 4µm ile 4µm x 10µm) boyutlarındaki kaba taneciklerin, bazı boyut noktalarının (100 nm ile 400 nm) poligonlara rastgele yayıldığı görülebilir, ki bu davranış, B veya Si parçacıklarına atfedilebilir.

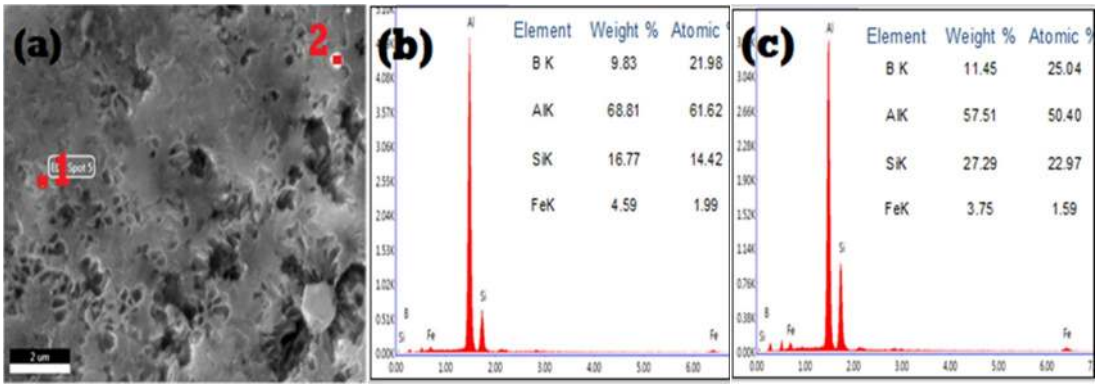
Şekil 4.37. (a), (b) ve (c)' deki EDS çizgi taraması, B parçacıklarının homojen bir şekilde çözündüğünü doğrular. Bu, B'nin bahsedilen intermetalik bileşiklere eklendiği kabul edilerek Si, Al matrisinde tamamen çözülmemekle birlikte, büyük kısmının alüminyumun sınırının etrafında yayıldığını ve kalanının da intermetalik bileşiklere dâhil edildiğini gösterir [123]. Bu da, Şekil 4.33. (a)' daki Si'nin XRD analizi kırınım zirveleri ile bir korelasyon göstermektedir. Sunulan fazların genel bileşimi, verilen noktadan tamamen farklıdır. Zira Şekil 4.37. elemanların, döküm AlCC3 alaşımı içinde α-Al matrisi boyunca homojen olarak dağılmadığını doğrulamaktadır.

Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS3 şeritlerinin dendritik morfolojisi, Şekil 4.38. (a) ve (b)' de açıkça görülebilir. Şekil 4.38. (a) ve (b), nanokristalin morfolojisi, Şekil 4.38. (c)' den ayırt edilebilir. Geleneksel döküm ve eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan şeritlerin aynı faz yapılarına rağmen, AlMS3 mikro yapısının ölçek uzunluğu, Şekil 4.36. (c)' de sunulan döküm AlCC3'ünkinden daha kısadır.



Şekil 4.38. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan AlMS3'ün farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 10000x'te, (b) 20000x'te, (c) 150000x'de mikroyapısını gösteren SEM görüntüleriç

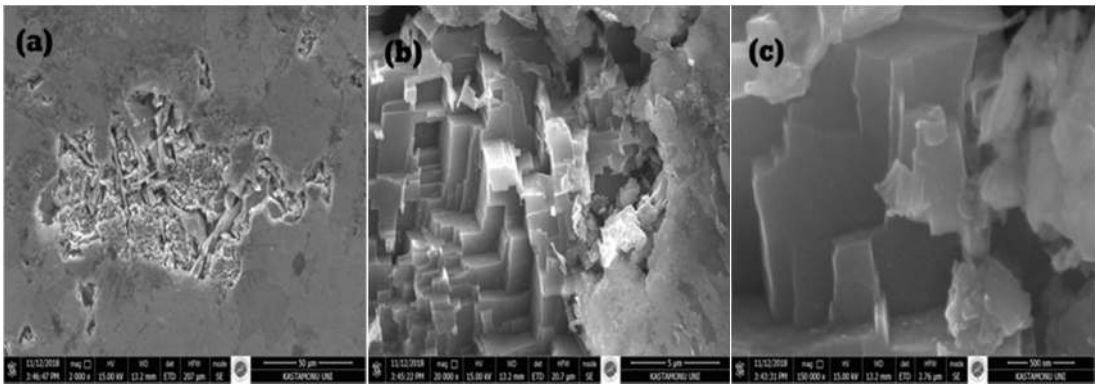
Bu da, hızlı katılaşma işleminin, Al-Si-Fe-B'nin mikro-yapısı üzerinde, α-Al matrisindeki elementlerin arttırılmış katı çözünürlüğünden kaynaklanan önemli bir etkiye sahip olduğunu gösterir [45, 123]. Şekil 4.39. (b) ve (c)' deki EDS tarama sonuçları ile teyit edildiği üzere, α-Al dendritte (birkaç alanın dendrit kol aralığı 0,5 µm ± 0,2 µm civarında olmak üzere) homojen olarak dağılmış ve dağıtılmış yaklaşık (> 50 nm)'lik yüksek miktarda nanoparçacık nanopartikülleri (Si, δ, β) görülmüş ve seçilen noktaların (1 ve 2) EDS analizi ile birbirine yaklaşık olarak yakın olduğu kabul edilmiştir. Bu nedenle mikro yapının, Şekil 4.33. (b)'de görülebileceği gibi, XRD ile gösterilen şekilde mikro yapıdaki primer Si, δ-Al_4 (FeB) Si_2, β-Al_5 (FeB) Si ve α-Al varlığına karşılık olarak kısmen amorf olduğu ortaya çıkmıştır.



Şekil 4.39. Geleneksel döküm AlCC3 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

4.5.2.2. Geleneksel döküm ile üretilmiş AlCC4 ve eriyik eğirme yöntemiyle üretilmiş AlMS4'ün mikro yapısı

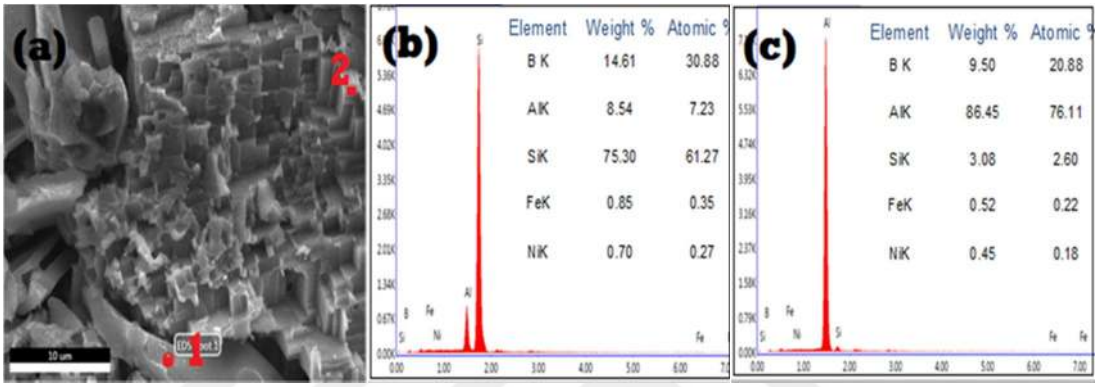
Şekil 4.35 (c) ve (d), sırasıyla AlCC4 ve AlMS4'ün beşli alaşımlarının optik mikrograflarını göstermektedir. Şekil 4.35 (c)'de görüldüğü gibi AlCC4'ü oluşturmak için Ni'nin eklenmesi, morfolojide önemli değişikliklere neden olmuştur. Şekil 4.35. (c). Birincil Si parçacıklarının, boyut olarak yaklaşık 1,5 µm x 1,5 µm'ye düştüğü ve yapıda Şekil 4.35. (a)' daki AlCC3'e kıyasla eşit bir şekilde dağıldığı gözlenmiştir. Aynı zamanda Fe-taşıyan intermetalik, AlCC3'e göre 4-5 kat daha küçük boyutlarda farklı şekiller oluşturmuştur. Şekil 4.41.' deki EDS sonuçlarına göre; intermetalik fazlar, matristeki şaşırtıcı bir dağılımda ortaya çıkan δ-Al_4 (FeNiB) Si_2 ve β-Al_5 (FeNiB) Si'dir. Oysa, Şekil 4.35. (d)' de gösterildiği gibi eriyik eğirme yöntemiyle üretilmiş AlMS4'ün mikro yapısı esas olarak minik küresel primer Si (0,3µm ± 0,05 boyutunda), ince iğnemsi δ-Al_4 (FeNiB) Si_2 intermetalik bileşiklerden (yaklaşık 0.1µm kalınlığında ve 4µm uzunluğunda) ve ince ötektik Al-Si fazından oluşur. Şekil 4.35'te de daha önce görüldüğü gibi Al (111) zirvesinin genişlemesi, Al fazındaki azalmaya bağlanır [112]. Bu çalışmada ise bu durum, Ni ilavesine bağlanmıştır.



Şekil 4.40. Geleneksel döküm AlCC4'in farklı yaklaştırma seviyelerinde (a) 2000x'te, (b) 20000x'te, (c) 150000x'te mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Şekil 4.40. (a, b, c)'de görülebileceği gibi, Ni ilavesi Fe içeren intermetaliklerin morfolojisinde önemli bir değişiklikle sonuçlanır. β-fazının, Şekil 4.37.' deki AlCC3 ile karşılaştırıldığında, matristeki δ-faz ile bir arada var olduğu fark edilebilir. Kaba parçacıkların δ-fazı AlCC3 ile aynı boyutlara sahipken, ince parçacıkların β-fazı AlCC3'ünkinden daha küçüktür, ancak bu levhaların keskin kenarları daha yuvarlak

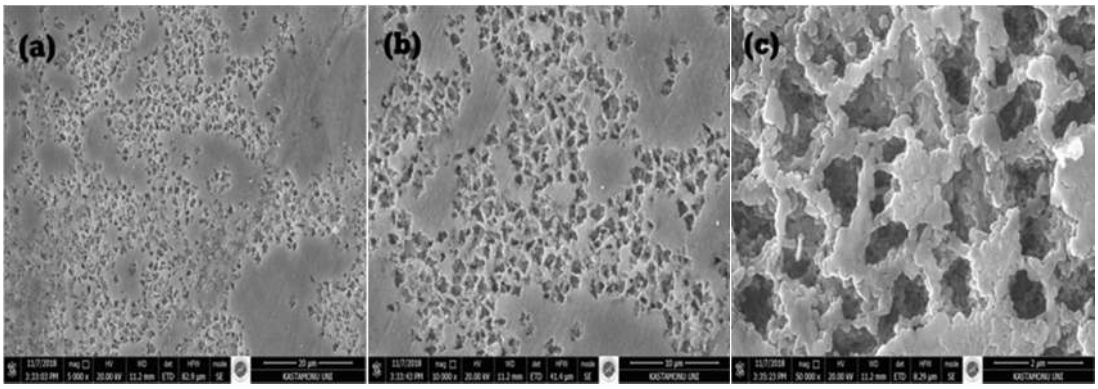
hale getirilmiş ve ayrıca matriste minimal boşluklu olacak şekilde doldurulmuştur. Ayrıca, birincil Si, Şekil 4.40. (c)' de görüldüğü üzere, α-Al ile birlikte ~ 1,5-2 µm büyüklüğünde yaygın parçacıklar olarak ortaya çıkmıştır. Şekil 4.41. (b) ve (c)' de verilen 1 ve 2 noktalarındaki kimyasal bileşimlerden bazı noktalarda Si fazında intermetalik bileşiklerin oluştuğu fark edilebilir. Ayrıca, taranan alandaki iğnemsi intermetalik miktarının δ-AlN (FeNiB) Si_2'ye yakın olduğu belirtilen noktalarda daha düşük miktarlarda demir olduğu görülmüştür [113].



Şekil 4.41. Geleneksel döküm AlCC4 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

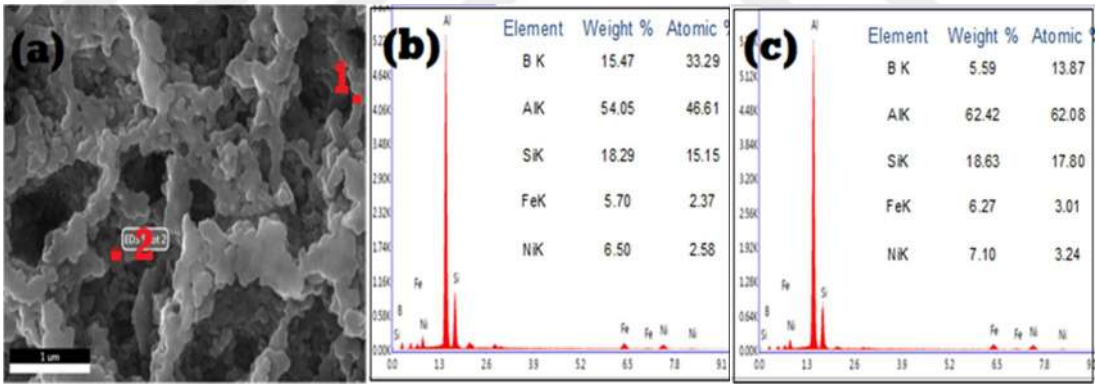
Şekil 4.42. (a), (b) ve (c) eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS4'ün kesitinden alınan SEM mikrograflarını göstermektedir. Bunlara bakılınca, dendritik katılaşmaların baskın olduğu ve yarı hücresel yapının tanımlandığı, yani bu alaşımın Al-Si-Fe sistemindeki zengin faz birincil alüminyumun dendritik olarak büyüdüğü fark edilir. Mikrograftan ölçülen ortalama dendrit kolu aralığı, yaklaşık olarak 0,2µm'dir ki bu da şekil 4.38'da gösterilen, eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan AlMS3'ün değerinin yarısı kadardır. Bu alaşımda açık hücresel bölgelerin bulunmamasının, bu çalışmada kullanılan düşük söndürme hızlarına bağlı olduğu söylenebilir [120].

Şekil 4.43 (a), (b) ve (c)'de seçilen noktalarda EDS analizi, Si, Fe, B ve Ni parçacıklarının bir dendritik α-Al yapısı boyunca dağıldığını göstermektedir. Şekil 4.41. (b)'deki AlCC4'ün aksine, Si ve bazı element parçacıklarının α-Al matrisinin etrafında birikir.



Şekil 4.42. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS4'ün farklı yaklaştırma düzeylerinde (a) 5000x'te, (b) 10000x'te, (c) 50000x'de mikroyapısını gösteren SEM görüntüleri.

Ve bu durum genel olarak, elementlerin Al matrisindeki artırılmış çözünürlüğü, hızlı katılaşma işleminden ve içerdiği elementlerin dengesinden diğerine kadar sebeplerden oluşabilecek bile olsa, söz konusu durumda Ni'nin ilave edilmesinden kaynaklandığını ve bunun da tüm Si fazının intermetalik olarak çözüldüğünü gösterdiğini doğrular.



Şekil 4.43. Geleneksel döküm AlCC4 için tespit edilen partiküllerin EDS spektrumu, (b) nokta 1'de ve (c) nokta 2'de.

4.5.3. Mikro Sertlik

Hem eriyik eğirme hem de geleneksel dökme yöntemleriyle oluşturulan alüminyum alaşımlarının Vickers sertliği Tablo 4.7' de gösterilmektedir, eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS3'ün ölçülen mikro sertliğinin döküm yöntemiyle oluşturulmuş AlCC3 değerlerinden 2,7 kat daha fazla arttığı görülmektedir. Bu fark,

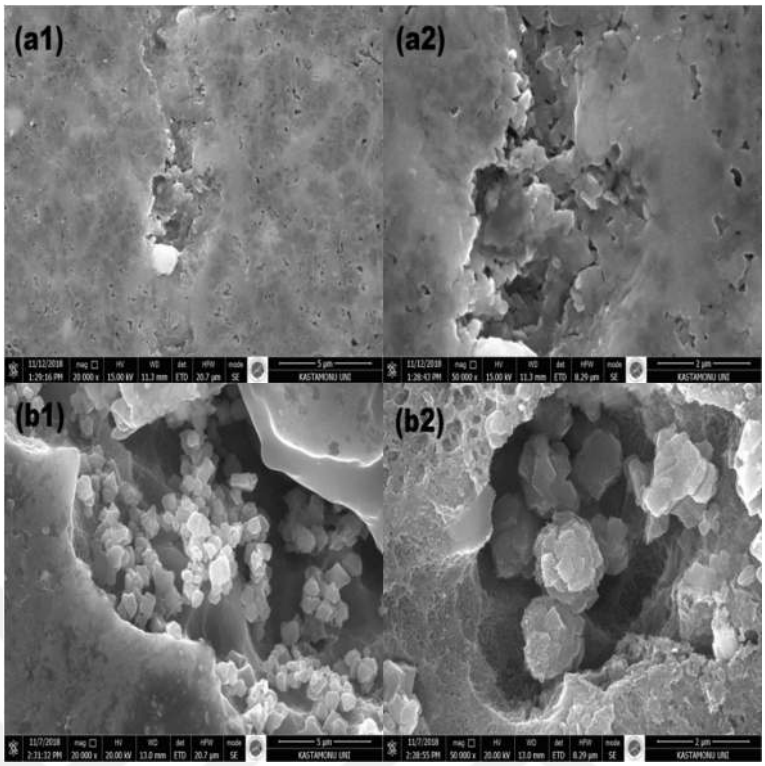
AlMS4' te yaklaşık olarak iki katıdır. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş alaşımların sertliğindeki bu önemli artışlar, hızlı katılaşmanın dikkate değer etkilerindendir, ayrıca bu durum ultra ince α-Al, Si intermetalik parçacıkların boyutları ile ilgilidir [121].

Tablo 4.7. *AlCC3, AlMS3, AlCC4 ve AlMS4 alaşımlarının mikro sertlik sonuçları.*

Örnekler	Mikrosertlik (Hv)
AlCC3	79,4 ± 0,5
AlMS3	215 ± 0,5
AlCC4	120,9 ± 0,5
AlMS4	272,2 ± 0,5

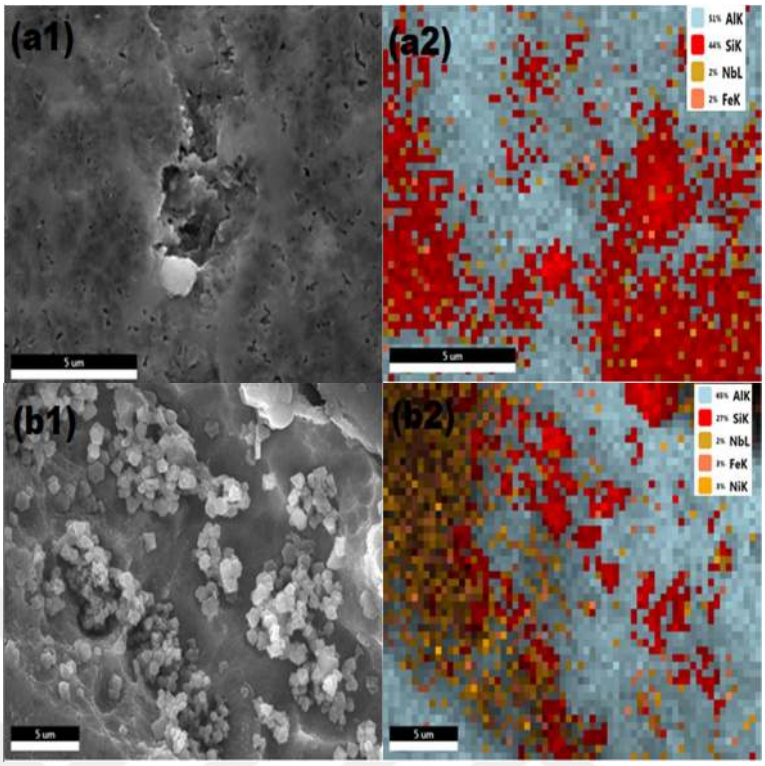
4.6. Eriyik Eğirme Yöntemiyle Üretilen Al-Si-Fe-X'in (X = Nb, B) Alaşımlarının Ni İlavesiyle Morfolojisi ve Statik Mikro-Girintileri

Şekil 4.44. (a) ve (b), AlMS1 ve AlMS2 örneklerinin taramalı elektron mikroskopi görüntülerini gösterir. AlMS1 ve AlMS2 şeritlerinin kalınlığı sırasıyla 15-20 ve 20-28 μm' dir. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS1 alaşımı, Şekil 4.45 (a)'da görülebildiği gibi esas olarak EDS ile tarama sonuçlarından çıkarılabilecek α-Al fazı (açık gri faz) ve intermetalik δ-Al_4 (FeNb) Si_2 ve Si fazlarından (koyu gri faz) oluşan çok ince bir poligonal yapı olarak ortaya çıkmıştır ve hatta bu örnek, yapının kısmen şekilsiz olduğunu bile gösterebilir. Hiperötektik alaşımlar dendritik bölgelere bir geçit oluşturduğundan dolayı [120], bu hücre ve dendritlerin büyüklüğü 2 ile 5 μm arasında değişirken, dendrit ortalama çapları (200 nm - 2 μm) olur. Bu nedenle, hızlı katılaşma işlemi sonucunda α-Al'nin katı çözünürlüğü büyür [123].



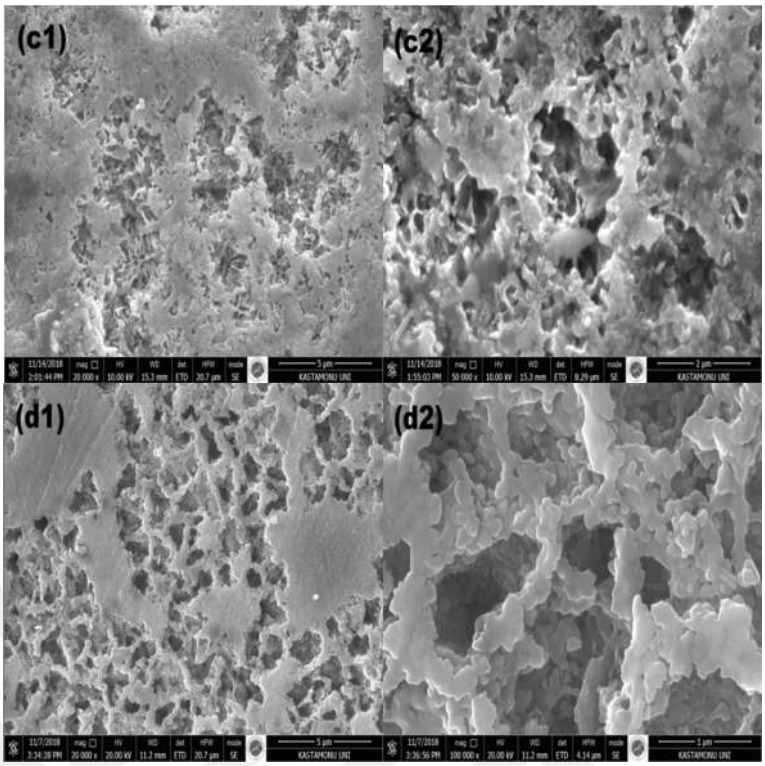
Şekil 4.44. AlMS1 (a1, a2) ve AlMS2'nin (b1, b2) mikro yapısını gösteren SEM görüntüleri.

Şekil 4.44. (b1, b2)'de görüleceği gibi, yapının morfolojisinin, ortalama bir kol boşluğuna sahip olan dendritik olduğu görülmektedir 100 ± 20 nm. Bu kolonilerde boyutları 100 nm ile 1 µm arasında değişen nano-kristalli parçacıklar farklı miktar ve boyutlarda dağılmış şekilde bulunur. δ-Al_4(FeNiNb)Si_2 ile ilişkili bu parçacıkları ve birincil Si parçacıklarını birbirinden ayırmak zordur. Bu nedenle, bu tür değişikliklerin mekanik özelliklerin geliştirilmesinde önemli bir rol oynadığı bilinmektedir [122, 124]. Şekil 4.45 (b1, b2)'de verildiği gibi, mikroyapı kısmen kristallidir. Ancak içerdiği fazların nano-metrik çökeltilere, Ni'nin ilave edilmesiyle birlikte, Si'nin Al matrisinde çözünürlüğü arttırılmıştır [128].

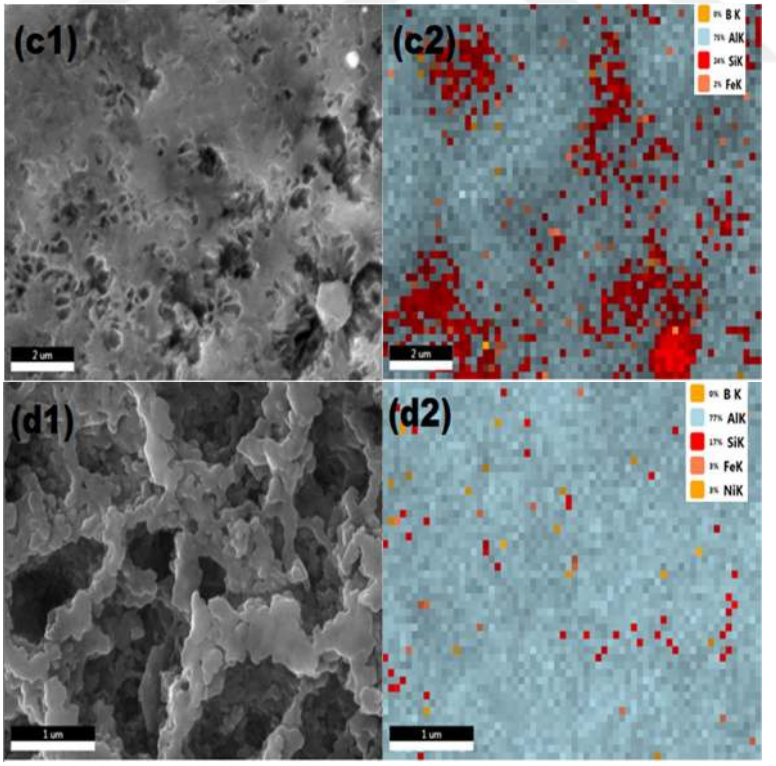


Şekil 4.45. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS1 (a1. a2) ve AlMS2 (bl, b2) şeritlerinin EDS haritaları

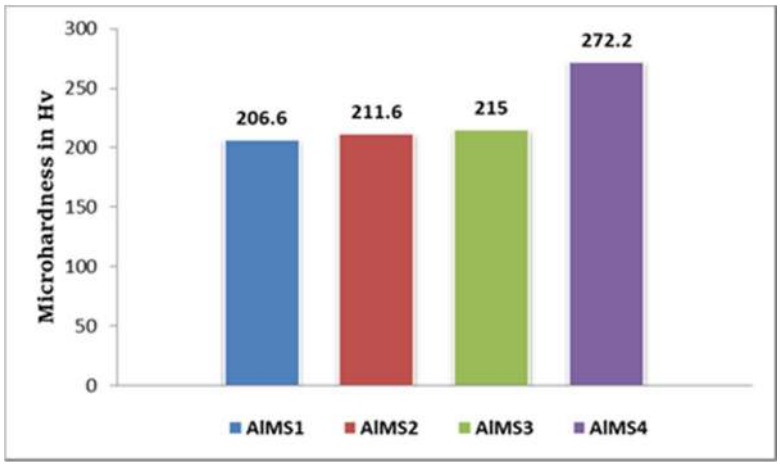
Şekil 4.46 (c1, c2)' de açıkça görülmektedir ki, AlMS3 şeritlerinin dendritik morfolojisi süngerimsi mikroyapı olarak ortaya çıkar. Çeşitli alanların dendrit kol aralığı homojen olmayan Si ve δ-Al_4(FeB) Si_2faz parçacıkları da dahil olmak üzere yaklaşık 0,5µm ± 0,2' dir. Şekil 4.47 (c1, c2)'deki EDS sonuçlarına göre; mikroyapının, birincil Si'nin çözünmeyen parçacıklarının varlığında kısmen amorf olduğu görülmüştür. Oysa dendritik katılaşmanın, Şekil 4.46 (d1, d2)'de gösterildiği gibi AlMS4 şeritleri için baskın ve yarı hücresel yapı olduğu fark edilebilir. Bu da, bu alaşımın Al-Si-Fe sistemindeki zengin faz primer alüminyumun dendritik olarak büyüdüğü anlamına gelir. Mikrograftan ölçülen ortalama dendrit kolu aralığı, yaklaşık olarak 0,2µm'dir, ki bu, eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan AlMS3'ün değerinin yarısı kadardır. Aynı zamanda, Şekil 4.47. (d1, d2)'de görüldüğü gibi, Ni ilavesiyle sonuçlanan AlMS4 şeritleri tamamen amorftur.



Şekil 4.46. AlMS3 (c1, c2) ve AlMS2'nin (d1, d2) mikro yapısını gösteren SEM görüntüleri.



Şekil 4.47. Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş AlMS3 (c1.c2) ve AlMS4 (d1, d2) şeritlerinin EDS haritaları.



Şekil 4.48. Eriyik eğirme yöntemiyle elde edilen AlMS1, AlMS2, AlMS3 ve AlMS4 şeritlerinin statik mikro sertlik (Hv) değerlerinde değişiklikler.

Şekil 4.48, Ni ilavesinin etkisine bağlı olarak incelenen şeritlerin Vickers mikro sertlik değerlerindeki değişiklikleri gösterir. Ni ilavesinin AlMS1'de (Al-Si-Fe-Nb) hafif bir artışa yol açtığı açıktır [129]. Ancak bunun aksine, AlMS3 (A-Si-Fe-B) durumunda artış hayli şiddetlidir [34]. Elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri AlMS1, AlMS2, AlMS3 ve AlMS4 sırasıyla 206,6; 211,6; 215 ve 272,2'dir.

5. SONUÇLAR

5.1. Al-20 (% ağırlıkça) Si-9 (% ağırlıkça) ve Fe-1.2 (yüzde ağırlıkça) Mekanik Yapı Özellikleri %6 Ni (yüzde ağırlık) İlavesiyle % Ağırlık Nb Alaşımı

1- Primer Si partiküllerinin boyut morfolojisi, Ni ilavesinden sonra nispeten kabalaşır.

2- Al-20Si-9Fe-1.2Nb alaşımının intermetalik bileşikleri esas olarak uzun iğne benzeri β-Al_5 (Fe, Nb) Si ve az miktarda δ-Al_4 (Fe, Nb) Si_2 plakalarıdır. Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni alaşımının Fe-taşıyıcı intermetaliği az miktarda iğnemsi β-Al_5 (Fe, Ni, Nb) Si ve önemli miktarda kaba δ-Al_4 (FE, Ni, Nb) Si_2 plakalarıdır.

3 - Ni eklenmesi alaşım sertliğini arttırır; Al-20Si-9Fe-1.2Nb alaşımından Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni alaşımına, serlik 101Hv'den 114 Hv'e çıkmıştır.

5.2. Ni İlavesi ile Döküm Al-Si-Fe-B Alaşımının Mikro Yapısı ve Statik Mikro Sertliği

1- Hem δ-faz (ince bloklar) hem de β-faz (iğne benzeri) intermetalik bileşikler, Ni eklendikten sonra alaşımın mikro yapısında birlikte bulunur.

2- Ni alaşım elementinin eklenmesiyle, hem birincil Si partikülleri hem de Fe içeren fazlar tamamen rafine edilmiş ve α-Al matrisi boyunca homojen olarak dağıtılmıştır.

3- Ni ilavesinden sonra ölçülen mikro-sertlik, Al-Si-Fe-B alaşımında 156.9 Hv iken Al-Si-Fe-B-Ni alaşımında 114 Hv'ye düşürülmüştür.

5.3. TM (TM = Nb, Ni, B) ilaveli Al-20Si-9Fe Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinde Meydana gelen Değişikliklerin Dinamik Mikro Girinti Analizi

Ni ilavesinin etkisini analiz etmek üzere, Al-20Si-9Fe-1.2Nb, Al-20Si-9Fe-1.2Nb-6Ni, Al-20Si-9Fe-1.2B ve Al-20Si-9Fe-1.2B-6Ni'nin morfolojisi ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Bu nedenle:

1- Al-Si-Fe-Nb ilavesinin yapılması, δ-faz intermetalik ipliğin iğnemsi-fazının kayması ile birlikte kaba parçacık oluşumuna yol açmıştır.

2- Al-Si-Fe-B'ye ağırlık olarak % 6 Ni ilavesiyle, δ-fazındaki kaba plakalar önemli ölçüde azalmış ve homojen olarak yeniden dağıtılmıştır. İğneye benzer şekilde β-fazında belirgin bir artış olmuştur.

3- Al-Si-Fe-Nb alaşımının mekanik özellikleri, Ni ilavesinden sonra sert artışlar sergilemiş, sertlik 290.7 MPa'dan 689.3 MPa'ya yükselirken, girinti modülü 10.28 GPa'dan 15.33 GPa'ya çıkarılmıştır.

4- Al-Si-Fe-B alaşımı, Ni ilavesinden sonra mekanik özelliklerde önemli bir düşüş olduğunu ortaya koymuştur Sertlik değeri 307.8 MPa'dan 149.8 MPa'ya düşerken, girinti modülü, 16 GPa'dan 4.674 GPa'ya kadar keskin bir düşüş göstermiştir.

5- Al-Si-Fe-Nb alaşımına Ni ilavesi, sünme değerinde hafif bir azalma sağlamıştır. Bunun aksine, Ni'nin Al-Si-Fe-B alaşımına eklenmesi, sünmenin sert şekilde artmasına neden olmuştur.

6- Al-Si-Fe-Nb alaşımı en yüksek elastik geri kazanım oranını elde ederken, Al-Si-Fe-B en düşük elastik geri kazanım değerini göstermiştir.

5.4. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-Nb (ağırlıkça %) Alaşımının hem Geleneksel Döküm Hem de Eritilerek Eğirilmiş Halinin Morfolojisi ve Mikro Yapısı Üzerindeki Etkisi

Bu yazıda, Ni ilavesinin hem geleneksel hem de Ai-Si-Fe-Nb (ağırlıkça %) alaşımının eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş kısmının morfolojisi ve mikro yapısı üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar şöyle özetlenmiştir:

1- Her iki metaller arası bileşikler de δ-β fazları döküm yöntemiyle oluşturulan Al-Si-Fe-Nb alaşımında bir arada bulunmuştur.

2- Döküm Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımında sadece δ-fazı mevcuttur.

3- Al-Si-Fe-Nb ve Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımlarının şeritlerinin XRD desenleri, sadece α-Al fazının zirvelerini ortaya çıkarmıştır.

4- Al-Si-Fe-Nb şeritlerinin α-Al kırınım pikleri, döküm Al-Si-Fe-Nb alaşımına göre nispeten daha yüksek açılara kaymıştır. Bunun aksine, Al-Si-Fe-Nb-Ni durumunda, bu alaşım, döküm Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımına göre daha düşük açılara kaymıştır.

5- Yapı parametresi, döküm Al-Si-Fe-Nb'deki 0.4094nm'den Al-Si-Fe-Nb şeridinde 0.4067nm'ye düşürülürken, Al-Si-Fe-Nb-Ni durumunda bu parametre eriyik eğirme yöntemiyle oluştrulunca 0.4075nm'yken, döküm yoluyla oluşturulunca 0.4094nm'ye kadar yükselmiştir.

6- İntermetalik bileşikler, Al-Si-Fe-Nb-Ni şeritlerinde ultra ince ve küreseldir. Bu da mekanik özelliklerin iyileştiğini gösterir.

7- Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan Al-Si-Fe-Nb ve Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımlarının mikro sertlik değerleri külçelerinden (Al-Si-Fe-Nb and Al-Si-Fe-Nb-Ni alaşımları) yaklaşık 2,5 kat yüksektir.

5.5. Ni İlavesinin, Al-Si-Fe-B (ağırlıkça %) Alaşımının Hem Döküm Hem de Eriyik Eğirme Yöntemi Kullanılarak Oluşturulan Şeritlerinin Mikroyapısı ve Morfolojisi Üzerindeki Etkisi

Bu çalışmada, Ni ilavesinin, Ai-Si-Fe-B (ağırlıkça %) alaşımının hem döküm hem de eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan çeşitlerinin morfolojisi ve mikro yapısı üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar şöyle özetlenmiştir:

1- Her iki intermetalik bileşik δ-β fazı, döküm olarak kullanılan Al-Si-Fe-B ve Al-Si-Fe-B-Ni alaşımlarında bir arada bulunur.

2- Döküm yöntemiyle oluşturulan Al-Si-Fe-B-Ni alaşımına Ni eklenmesiyle hem δ-faz hem de birincil Si rafine edilmiştir.

3- Al (111) kullanılarak döküm yöntemiyle oluşturulan Al-Si-Fe-B alaşımının XRD desenleri, Ni ilavesinden (Al-Si-Fe-B-Ni) sonra 2°'lik bir açıyla biraz daha yükseğe kaydırılmıştır. Oysa eriyik eğirme durumunda Al-Si-Fe-B şeritlerinin açısı, Al-Si-Fe-B-Ni şeritlerinde nispeten düşük Bragg açısına kaydırılmıştır.

4- Yapı parametresi, döküm yöntemiyle oluşturulan Al-Si-Fe-B'de 0.4075 nm'den, Ni ilavesinden sonra Al-Si-Fe-B-Ni'de 0.4070nm'ye düşerken, eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan şeritlerde Al-Si-Fe-B alaşımı 0.4070 nm'den, Al-Si-Fe-B-Ni alaşımında 0.4111 nm'ye çıkmaktadır.

5- Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş Al-Si-Fe-B şeritleri kısmen amorf, Ni ilave edilerek eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş Al-Si-Fe-B-Ni şeritleri tamamen şekilsizdir.

7- İntermetalik bileşikler ve primer Si, Al-Si-Fe-B-Ni şeritlerinde aşırı derecede inceltilmiş ve mekanik özelliklerin arttığını göstermiştir.

8- Eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulmuş Al-Si-Fe-B alaşımının ölçülen mikro sertliği, döküm yöntemiyle oluşturulmuş Al-Si-Fe-B alaşımına kıyasla 2.7 kat fazladır.

5.6. Eriyik Eğirme Yöntemiyle Oluşturulmuş Al-Si-Fe-X'in (X = Nb, B) Ni Eklemesinden Sonraki Morfolojisi ve Statik Mikro-Girinti yapısı

Al-Si-Fe-Nb, Al-Si-Fe-Nb-Ni, Al-Si-Fe-B ve Al-Si-Fe-B-Ni alaşımları, Ni ilavesinin etkisini araştırmak için, eriyik eğirme tekniği kullanılarak hızlı bir şekilde katılaştırılmıştır. Ve buradan:

1- Çalışılan her iki eriyik eğirme yöntemiyle oluşturulan Al alaşımında Ni eklemesinin α-Al matrisinde Si çözünürlüğünü arttırdığı.

2- Vickers mikro-sertlik değeri, Al-Si-Fe-Nb şeritlerinden Al-Si-Fe-Nb-Ni şeritlerine geçişte 206.6 Hv'den 211.6 Hv'ye hafif bir artış gösterirken, Al-Si-Fe-B'den Al-Si-Fe-B-Ni'ye geçişte 215 Hv'den 272.2 Hv'ye büyük ölçüde artış gösterdiği sonuçlarına ulaşılmıştır.

KAYNAKLAR

[1] A. Sharma, Y. S. Shin and J.P. Jung. Influence of Various Additional Elements in Al Based Filler Alloys for Automotive and Brazing Industry. September 10, 2015. ISSN 2287-8955.

[2] Z. Gu, W. Shu-sen, A. Ping, M. You-wu, L. Shi-zhao. Microstructure and properties of high silicon aluminum alloy with 2% Fe prepared by rheo-casting. 20(2010) 1603-1607.

[3] K. Chauhan. Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Aluminium Alloys (6xxx Series): A Literature Review. Vol. 6 Issue 03, March-2017. ISSN: 2278-0181.

[4] I. Lichioiu, I. Peter, B. Varga, M. Rosso. Preparation and Structural Characterization of Rapidly Solidified AleCu Alloys. J. Mater. Sci. Technol., 2014, 30(4), 394-400

[5] C. Tsau, Y. Chen. The coarsening of the precipitates in melt-spun Al–Ti–Zr ribbons. Materials Chemistry and Physics 73 (2002) 111–117.

[6] S. Katsas. Rolling of Aluminium: The Influence of the Casting route on Microstructural Evolution during Downstream Processing. (2011) ISBN: 978-1-61122-311-8.

[7] D.A.P. Reis, A.A. Couto, N.I. Domingues Jr, A.C.O. Hirschmann, S. Zepka, C. Moura Net. Effect of Artificial Aging on the Mechanical Properties of an aerospace Aluminum Alloy 2024. Defect and Diffusion Forum Vols. 326-328 (2012) pp 193-198.

[8] Mr. G. B. Jambukar, Prof. Dr. Y. R. Kharde. Study on Influences of Addition of Alloying Elements on Properties of Aluminium – Silicon Alloys. Vol. 3, Issue 1, January -February 2013, pp.1808-1813.

[9] F. Pruˇ ša, D. Vojteˇch, M. Bláhová, A. Michalcová, T. Kubatík, J. Cˇ ížˇek. Structure and mechanical properties of Al-Si-Fe alloys prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering. Materials and Design 75 (2015) 65–75.

[10] H. Tan, S. Wang, J. Cheng, S. Zhu, Y. Yu, Z. Qiao, J. Yang. Tribological properties of Al-20Si-5Fe-2Ni-Graphite solid-lubricating composites. Tribology International 121 (2018) 214–222.

[11] J.R. Davis. Aluminum and Aluminum Alloys. (2001) p351-416.

[12] S. Murali, A. Trivedi, K.S. Shamanna, and K.S.S. Murthy. Effect of Iron and Combined Iron and Beryllium Additions on the Fracture Toughness and

Microstructures of Squeeze-Cast AI-7Si-0.3Mg Alloy. JMEPEG (1996) 5:462-468.

[13] J. Gilbert Kaufman. Understanding Wrought and Cast Aluminum Alloys Designations. (2000) p23-37

[14] P.H. Tsai, J.B. Li, Y.Z. Chang, H.C. Lin, J.S.C. Jang, J.P. Chu, J.W. Lee, P.K. Liaw. Fatigue properties improvement of high-strength aluminum alloy by using a ZrCu-based metallic glass thin film coating. Thin Solid Films xxx (2013) xxx–xxx.

[15] J. Wang, Y. Du, S.-L. Shang, Z.-K. Liu, Y.-W. Li. Effects of Alloying Elements on Elastic Properties of Al by First-Principles Calculation. J. Min. Metall. Sect. B-Metall. 50 (1) B (2014) 37 – 44.

[16] L. Lasa, J.M. Rodriguez-Ibabe. Characterization of the dissolution of the Al2Cu phase in two Al–Si–Cu–Mg casting alloys using calorimetry. Materials Characterization 48 (2002) 371– 378.

[17] N.R. Overman, S.N. Mathaudhu, J.P. Choi, T.J. Roosendaal, S. Pitmana. Microstructure and mechanical properties of a novel rapidly solidified, high-temperature Al-alloy. Materials Characterization 112 (2016) 142–148.

[18] G. Davignon, A. Serneels, B. Verlinden, and L. Delaey. An Isothermal Section at 550 &C in the Al-Rich Corner of the Al-Fe-Mn-Si System. V. 27A, November 1996—3357.

[19] W.K. Ana, A.H. Cai, X.F. Tan, X.S. Li, J.J. Zeng, Y. Luo and T.L. Li. Heat treatment technology for Al-40Si alloy modified by Sr addition. Materials Science Forum Vols 697-698 (2012) pp 483-486.

[20] I. Özbek. A study on the re-solution heat treatment of AA 2618 aluminum alloy. Materials Characterization 58 (2007) 312–317.

[21] N. U¨ nlu¨, A. Genc, M.L. O¨ vec¸og˘lua, E.J. Laverniab, F.H. Froesc. M icrostructural evolution during annealing of the melt-spun ternary hypoeutectic Al–7.6Si–3.3Fe (in wt.%) alloy. Journal of Alloys and Compounds 343 (2002) 223–233.

[22] A. Školáková, P. Novák, D. Vojtěch, T. Kubatík. Microstructure and mechanical properties of Al–Si–Fe–X alloys. Materials and Design 107 (2016) 491–502.

[23] P. Sepehrband, X. Wang, H. Jinc and S. Esmaeili. Microstructural evolution during non-isothermal annealing of a precipitation-hardenable aluminum alloy: Experiment and simulation. Acta Materialia 94 (2015) 111–123.

[24] W. Callister, Jr. Materials Science and Engineering. TA403.C23 2007.

[25] J. Kim, T. Ha. Interface Analysis of Annealed Al/Cu Cladded Sheet. International Scholarly and Scientific Research & Innovation 8(3)2014.

[26] L. Shehadeh, I. Jalham. The Effect of Adding Different Percentages of Manganese (Mn) and Copper (Cu) on the Mechanical Behavior of Alumin. 1, March.2016. ISSN 1995-6665.

[27] T. Radetića, M. Popović, E. Romhanji. Microstructure evolution of a modified AA5083 aluminum alloy during a multistage homogenization treatment. Material charactarization 65(2012)16-27.

[28] G. Ebrahimi, A. Maldar, R. Ebrahimi, A. Davoodi. The effect of homogenization on microstructure and hot ductility behaviour of AZ91 magnesium alloy. Kovove Mater. 48 (2010) 277–284.

[29] B.J. McKay, P. Cizek, P. Schumacher, K.A.Q. O'Reilly. Heterogeneous nucleation in an Al–Ni–Si alloy studied using a metallic glass technique. Materials Science and Engineering A304–306 (2001) 240–244.

[30] W. Shu-sen, Z. Gu, W. Li, A. Ping, M. You-wu. Microstructure and properties of rheo-diecast Al-20Si-2Cu-1Ni-0.4Mg alloy with direct ultrasonic vibration process. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20(2010)s763-s767.

[31] W. Khalifa, Y. Tsunekawa, M. Okumiya. Effect of ultrasonic treatment on the Fe-intermetallic phases in ADC12 die cast alloy. Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 2178–2187.

[32] G. I. Eskin. Broad prospects of commercial application of the ultrasonic (cavitation) melt treatment of light alloys. 8(2001) 319-325.

[33] G. Zhong, S. Wu, H. Jiang, P. An Effects of Ultrasonic Vibration on the Iron-containing intermetallic compounds of high Silicon Aluminum alloy with 2% Fe. Journal of Alloys and Compounds 492 (2010) 482–487.

[34] M. Rajabi, A. Simchi, P. Davami. Microstructure and mechanical properties of Al–20Si–5Fe–2X (X = Cu, Ni, Cr) alloys produced by melt-spinning. Materials Science and Engineering A 492 (2008) 443–449.

[35] M. Rajabi, M. Vahidi, A. Simchi and P. Davami. Microstructural evolution of Al-20Si-5Fe alloy during rapid solidification and hot consolidation. Vol. 28, No. 6, Dec 2009, p. 639.

[36] M. Rajabi, M. Vahidi, A. Simchi, P. Davami. Effect of Rapid Solidification on the Microstructure and Mechanical properties of Hot-Pressed Al–20Si–5Fe alloys.60(2009)1370-1381.

[37] H. Warlimont. Amorphous metals driving materials and process innovations. Materials Science and Engineering A304–306 (2001) 61–67.

[38] S. Chen, J. Chen, S. Lin, Y. Lin. Effects of B upon glass forming ability of

Al87Y8Ni5 amorphous alloy. Journal of Alloys and Compounds 565 (2013) 29–36.

[39] Z. Zhanga, X. Bian, Y. Wang. Microstructural characterization of a rapidly solidified Al–5 Sb alloy. Journal of Alloys and Compounds 351 (2003) 184-189.

[40] R. C Budhani, T C Goel and K L Chorpa. Melt-spinning technique for preparation of metallic glasses. Bull. Mater. Sci., Vol. 4, No. 5, Deaember 1982, pp. 549-561.

[41] Y. Lin, S. Mao, Z. Yan, Y. Zhang, L. Wang. The enhanced microhardness in a rapidly solidified Al alloy. Materials Science & Engineering A 692 (2017) 182-191.

[42] L. Katgerman, F. Dom. Rapidly solidified aluminium alloys by melt-spinning. Materials Science and Engineering.A375-377(2004)1212-1216.

[43] E. Karaköse, M. Keskin. Structural investigations of mechanical properties of Al based rapidly solidified alloys. Materials and Design 32(2011) 4970–4979.

[44] Y. Lin, B. Wua, S. Li, S. Mao, X. Liu, Y. Zhang, L. Wang. The quantitative relationship between microstructure and mechanical property ofa melt-spun Al–Mg alloy. Materials Science & Engineering A621(2015)212–217.

[45] Y. Wang, Z. Zhang, S. Zheng, X. Bian. TEM observations of a rapidly solidified Al–20 Sb alloy. Journal of Alloys and Compounds 370(2004)159-163.

[46] Z. Zhang, X. Biana, Y. Wang. E ffect of ejection temperature and wheel speed on the microstructure of melt-spun Al–20 Ce alloy. Journal of Alloys and Compounds 349 (2003) 185–192.

[47] S.H. Zhou, J. Schmid, F. Sommer. Thermodynamic properties of liquid, undercooled liquid and amorphous Al-Cu-Zr and Al-Cu-Ni-Zr alloys. Thermo-chimica Acta 339 (1999) 1-9.

[48] H. Yang, R. Wang, X. Yuan, R. Li, J. Wang and M. Tan. Importance of chamber gas pressure on processing of Al-based metallic glasses during melt spinning. Vol. 91, No. 10, October 2011, 656-663.

[49] B. Baliga, Gopinathan. Rapidly solifified Al-Fe-Ni Ribbons and their Characterization. Materials Science Forum Vols 13-14 (1987) pp 567-572.

[50] D. Caoa, Y. Wua, H. Lia, X. Liua, H. Wanga, X. Wangb, Z. Lu. Beneficial effects of oxygen addition on glass formation in a high-entropy bulk metallic glass. Intermetallics 99 (2018) 44-50.

[51] O. Muratov, O. Roik, V. Kazimirov, V. Nosenko, G. Zelinskay. X-ray

diffraction studies of the liquid and melt-spun Al–Co–Si alloys. Journal of Non-Crystalline Solids 401 (2014) 44–49.

[52] P. Rizzi, R. Doglione, L. Battezzati. Mechanical properties of Al-based amorphous/nanocrystalline alloys. Materials Science and Engineering A375-377(2004)969-974.

[53] A. Bazlova, N. Tabachkovaa, V. Zolotorevskya, D. Luzgin. Unusual crystallization of Al85Y8Ni5Co2 metallic glass observed in situ in TEM at different heating rates. Intermetallics 94 (2018) 192–199.

[54] D. Agrawal and E. Chakachery. Preparation and properties of iron-boron metallic glass ribbons melt-spun in air. Bull. Mater. Sci., Vol. 7, No. 2, July 1985, pp. 137-i48.

[55] R. Yamanoglu, M. Zeren, R. German. Solidification Charactarization of Atomized AlCu4Mg1-SiC Composite Powders. J. Min. Metall. Sect. B-Metall.48(1) B(2012)73-79.

[56] F. Hadef. Atomization of Al-rich alloys: Three paradigmatic case studies. Journal of Alloys and Compounds 762 (2018) 203-208.

[57] Y. Kalay, L. Chumbley, I. Anderson, R. Napolitano. Characterization of Hypereutectic Al-Si Powders Solidified under Far-From Equilibrium Conditions. Materials Science and Engineering Publications. 7-2007.

[58] S. Kumar, S. Ramanathan, S. Sundarrajan. microstructural and mechanical properties of ex situ zircon particles (ZrSiO4) reinforced Metal Matrix Composites (MMCs): a review. Materrestecho1.201 5;4(3):333-347.

[59] I. Rosenthal, A. Stern, N. Frage. Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Parts Produced by the Laser Beam Additive Manufacturing (AM) Technology. Metallogr. Microstruct. Anal. (2014)3:448-453.

[60] J. Cheng, B. Wang, Q. Liu, X. Liang. In-situ synthesis of novel Al-Fe-Si metallic glass coating by arc spraying. Journal of Alloys and Compounds 716(2017) 88-95.

[61] A. Ali, P. Baumli, G. Mucsi. Mechanical Alloying and Milling. DOI: 10.26649/musci.2015.017.

[62] G. Huard, R. Angers, M. Krishnadiv, R. Tremblay and D. Dubr. SiCp/Mg Composites Made by Low-Energy Mechanical Processing. Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 38, No.3, pp. 193-200, 1999.

[63] V. Cherdyntsev, S. Kaloshkin, I. Tomilin, E. Shelekhov, A. Laptev, A. Stepashkin and V. Danilov. Structure and Properties of Mechanically Alloyed Composite Materials Al/Al–Cu–Fe Quasicrystal. The Physics of Metals and Metallography, 2007, Vol. 104, No. 5, pp. 497–504.

[64] Z. Zhao, Y. Li and M. Xie. Silk Fibroin-Based Nanoparticles for Drug Delivery. Int. J. Mol. Sci. 2015, 16, 4880-4903.

[65] J. Suñol, J. Fort. Materials developed by mechanical alloying and melt spinning. January 2007.

[66] P. Khadka, J. Ro, H. Kim, I. Kim, H. Kim, J. Cho, G. Yun, J. Lee. harmaceutical particle technologies: An approach to improve drug solubility, dissolution and bioavailability. Asian JOPS xxx (2014)1-13.

[67] E. Gaffet and G. Le Caer. Mechanical Milling. January (2008) 10.1007/978-3-540-72993-8_19.

[68] F. Hadef. Solid-state reactions during mechanical alloying of ternary Fe-Al-X (X¼Ni, Mn,Cu,Ti,Cr,B,Si) systems: A review. journal of Magnetism and Magnetic Materials 419(2016)105-118.

[69] H. Yamad, N. Ogasawar, Y. Shimizu, H. Horikaw, and H. Kobayash. Effect of high strain rate on micro-indentation test in pure aluminium. EPJ Web of Conferences 26, 01028 (2012).

[70] N. Chinh, J. Gubicza, Z. Kovacs, and J. Lendva. Depth-sensing indentation tests in studying plastic instabilities. J. Mater. Res., Vol. 19, No. 1, Jan 2004.

[71] M. Fatih Kilicaslan and E. Karakose. Depth Sensing Indentation Analyses of Hypereutectic Al-10Ni – XSc (X = 0, 1, 2) Alloys. Met. Mater. Int., Vol. 23, No. 3 (2017), pp. 473-480.

[72] H. Yi1, S. Ghosh, W. Liu, K. Lee and H. Bhadeshi. Non-equilibrium solidification and ferrite in d-TRIP steel. Materials Science and Technology (2010) VOL 26 NO 7 817.

[73] P. Peng, X. Li, D. Liu, Y. Su, J. Guo, and H. Fu. Secondary dendrite arm migration caused by temperature gradient zone melting in the directionally solidified Sn–40 at. % Mn peritectic alloy. J. Mater. Res., Vol. 28, No. 9, May 14, 2013.

[74] M. Zhu, C. Hong. Modeling of Dendritic and Eutectic Microstructures in Solidification of Aluminum Alloys. International Conference on Aluminium Alloys (2004).

[75] L. Zhang, D. Eskin and L. Katgerman. Formation of Microstructure in AL-SI Alloys under Ultrasonic Melt Treatment. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2012.

[76] Z. Dong, Z. Hu, H. Yan, H. Xie, and X. Li. Solidification Behavior and Microstructure of Al-7Si Alloys with Individual and Combined Additions of Sr and Yb. Advances in Materials Science and Engineering Volume 2019,

Article ID 9750526.

[77] D. Tsivoulas, P. Prangne. The effect of Mn and Zr dispersoid-forming additions on recrystallization resistance in Al–Cu–Li AA2198 sheet. Acta Materialia 77 (2014) 1–16

[78] Y. Lim, H. Kim and Y. Jeong. Recrystallization Behavior of Zr-xNb Alloys. Materials Transactions, Vol. 49, No. 7 (2008) pp. 1702-1705.

[79] R. Cobden, Alcan, Banbury. Aluminium: Physical Properties, haracteristics and Alloys. Date of Issue: 1994. EAA - European Aluminium Association.

[80] T. koutsoukis, M. Makhlouf. An Alternative Eutectic System for Casting Aluminum Alloys I. Casting Ability and Tensile Properties. (The Minerals, Metals & Materials Society), 2015.

[81] S. Nikanorova, M. Volkova, V. Gurina, Y. Burenkova, L. Derkachenko, B. Kardasheva, L. Rege, W. Wilcox. Structural and mechanical properties of Al–Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. Materials Science and Engineering A 390 (2005) 63–69.

[82] A. Haselhuhn, P. Sanders, J. Pearce. Hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloy Development for GMAW-Based 3-D Printing Using Wedge Castings.

International Journal of Metalcasting (2017). doi:10.1007/s40962-017-0133-z.

[83] L. Eleno, J. Vezelý, B. Sundman. Assessment of the Al corner of the ternary Al–Fe–Si system. Materials Science Forum 649 (2010) pp 523-528.

[84] W. Khalifa, F. Samuel, and J. Gruzleski. Iron Intermetallic Phases in the Al Corner of the Al-Si-Fe System. V 34A, MARCH 2003—807.

[85] S. Lee, B. Kim and S. Lee. Prediction of Solidification Paths in Al-Si-Fe Ternary System and Experimental Verification: Part II. Fe-Containing Eutectic Al-Si Alloys. Materials Transactions, Vol. 52, No. 6 (2011) pp. 1308 to 1315.

[86] J. Taylor. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. Procedia Materials Science 1 (2012) 19-33.

[87] S. Lee, B. Kim and S. Lee. Prediction of Solidification Paths in Al-Si-Fe Ternary System and Experimental Verification: Part I. Fe-Containing Hypoeutectic Al-Si Alloys. Materials Transactions, Vol. 52, No. 5 (2011) pp. 1053 to 1062.

[88] S. Kumar, S. Gandotra, S. Kumar, H. Tripathi. Ivestigate the Effect of dditives on Mechanical Properties during Casting of 6351 Aluminium. Matec Web of Conferences 57, 03008 (2016).

[89] Oghenekowho P, Odo J, Nnuka E. Effect of Nickel and Molybdenum on the Mechanical Properties of Aluminium- 4%Copper Alloy. Ijert, Vol. 5 Issue 04,

April-2016.

[90] Y. Osawa, S. Takamori, T. Kimura, K. Minagawa and H. Kakisawa. Morphology of Intermetallic Compounds in Al-Si-Fe Alloy and Its Control by Ultrasonic Vibration. Materials Transactions, Vol. 48, No.9(2007)2467- 2475.

[91] S. Ram, K. Chattopadhyay, I. Chakrabarty. Dry Sliding Wear Behavior of A356 Alloy/Mg2Sip Functionally Graded in-situ Composites: Effect of Processing Conditions. Vol. 38, No. 3 (2016) 371-384.

[92] V. Gaidarova, Structure modification of rapidly solidified Al–11wt% Si alloy by the addition of 2wt% Fe. Vacuum 81 (2007) 1082–1087.

[93] M. Andrzejczuk, M. Lewandowska, J. Latuch, K. Kurzydłowski. Multiscale characterization of nanostructured Al–Si–Zr alloys obtained by rapid solidification method. J Mater Sci (2011) 46:5454–5459.

[94] M. F. Kiliçaslan, F. Yilmaz, S. Ergen, S. Hong, O. Uzun. Microstructure and microhardness of melt-spun Al–25Si–5Fe–XCo (X=0, 1, 3, 5) alloys. Materials characterization 77(2013)15-22.

[95] P. Zhang, Z. Li, B. Liu, W. Ding. Tensile Properties and Deformation Behaviors of a New Aluminum Alloy for High Pressure Die Casting. Journal of Materials Science & Technology (2016) JMST.2016.02.013.

[96] M. Shafizadeh, H. Aashuri, K. Ferasat, S. Nikzad. Microstructural Modification of Al–30Si–5Fe Alloy Using a Combination of Rapid Solidification and Thixoforming Processes.

[97] P. Ma, Y. Jia, G. Prashanth, S. Scudino, Z. Yu, J. Eckert. Microstructure and phase formation in Al-20Si-5Fe-3Cu-1Mg synthesized by selective laser melting. Journal of Alloys and Compounds 657 (2016) 430-435.

[98] J. Wang, B. Wang, L. Huang. Structural evolution of Al–8%Si hypoeutectic alloy by ultrasonic processing. 10.1016/j.jmst .2017. 07. 018.

[99] R. Li, L. Liu, L. Zhang, J. Sun, Y. Shi, B. Yu. Effect of squeeze casting on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-xSi alloys. 10.1016/j.JMST.2017.02.004.

[100] L.Zuoa, B. Ye, J. Feng, X. Kong, H. Jiang, W. Ding. Microstructure, tensile properties and creep behavior ofAl-12Si-3.5Cu-2Ni-0.8Mg alloy produced by different castingtechnologies. Journal of Materials Science & Technology 34 (2018) 1222-1228.

[101] M.Seleman, M.Ahmed, S. Ataya. Microstructure and mechanical properties of hot extruded 6016aluminum alloy/graphite composites. Journal of Materials Science & Technology xxx (2018) xxx–xxx.

[102] A. Jassim and A. Hammood. Sustainable Manufacturing Process for Bulk Metallic Glasses Production Using Rapid Solidification with Melt Spinning Technique. (MSME 2014) ISBN: 978-1-60595-171-3.

[103] L. Zhang, F. Wang, P. Liang, X. Song. The electrochemical properties of melt-spun Al–Si–Cu alloys. Materials Chemistry and Physics 129 (2011) 1006- 1010.

[104] J. Yao, H. Yang and J. Wang. The influence of Nb and Zr on glass-formation ability in the ternary Fe–Nb–B and Fe–Zr–B and quaternary Fe–(Nb,Zr)–B alloy systems. J. Mater. Res., Vol. 23, No. 2, Feb 2008.

[105] L. Houa, H. Cuib, J. Zhang. Effect of (Mn + Cr) addition on the icrostructure and thermal stability of spray-formed hypereutectic Al–Si alloys. Materials Science and Engineering. A 527 (2009) 85–92.

[106] F. Audebert, M. Galano, F. Saporit. The use of Nb in rapid solidified Al alloys and composites. Journal of Alloys and Compounds 615 (2014) S621–S626.

[107] Y. Han, J. Cho, C. Choi, and D. G. McCartney. Intermetallic Phase Formation in Directionally Solidified Al-Si-Fe Alloy. Metals and Materials International, Vol. 10, No. 1 (2004), pp. 27-32.

[108] F. Pruša, M. Bláhová, D. Vojtech. High-Strength Ultra-Fine-Grained Hypereutectic Al-Si-Fe-X (X = Cr,Mn) Alloys Prepared by Short-Term Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering. Materials 2016, 9, 973; i:10.3390/ma9120973.

[109] M. Krasnowsk, T. Kulik. Nanocrystalline Al–Fe intermetallics – light weight alloys with high hardness. Intermetallics 18 (2010) 47-50.

[110] E. Karaköse, M. Keskin. Microstructures and microhardness evolutions of melt-spun Al–8Ni–5Nd–4Si alloy. Materials Charactarization 65(2012)37-47.

[111] J. Yin, H. Cai, X. Cheng. Enhanced mechanical properties due to nanocrystallization by isothermal annealing in Al85Ni9Er6 glassy alloy. Journal of Alloys and Compounds 695 (2017) 3048e3053.

[112] M.F. Kilicaslan, E. Karakose. Production of CNT-bearing melt-spun Al-2Sc-0.05CNT alloys. Journal of Alloys and Compounds 738(2018)182-187.

[113] H. Huanga, Y. Caia, H. Cuib, J. Huang. Influence of Mn addition on microstructure and phase formation of spray-deposited Al–25Si–xFe–yMn alloy. Materials Science and Engineering A 502 (2009) 118–125.

[114] C. Lin, S.Wu, G. Zhong, Li Wan, P. AN. Effect of ultrasonic vibration on Fe-containing intermetallic compounds of hypereutectic Al−Si alloys with high Fe content. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 23(2013) 1245-1252

[115] J. Yin, H. Cai, X. Cheng. Enhanced mechanical properties due to nanocrystallization by isothermal annealing in Al85Ni9Er6 glassy alloy. Journal of Alloys and Compounds 695(2017) 3048-3053.

[116] D. Chen, G. Zhuo. Nanoindentation experimental study on mechanical properties of as cast BNi-2 solder alloy. Procedia Engineering 130(2015) 652-661.

[117] G. Voyiadjis and A. Almasri. Variable Material Length Scale Associated with Nanoindentation Experiments. Journal of Engineering Mechanics, Vol. 135, No. 3, March 1, 2009.

[118] M. Sha, S. Wu, X. Wang, L.Wan. Effects of Co addition on Fe-bearing intermetallic compounds and mechanical properties of AlSi20Cu2Ni1Fe0.7–1 alloys. Journal of Alloys and Compounds 551 (2013) 468-474.

[119] D. Shuman, A. Costa, M. Andrade. Calculating the elastic modulus from nanoindentation and microindentation reload curves. Materials Characterization 58 (2007) 380-389.

[120] N. Unlu¨, A. Genc, M. Ovec¸ N. Eruslua, F. Froes. Characterization investigations of melt-spun ternary Al–xSi–3.3Fe (x510, 20 wt.%) alloys. Journal of Alloys and Compounds 322 (2001) 249–256.

[121] T. Lee, S. Hong. Microstructure and mechanical properties of Al–Si–X alloys fabricated by gasatomization and extrusion process. Journal of Alloys and Compounds 487 (2009) 218-224.

[122] E.Karaköse, M. Keskin. Morphological characteristic of the conventional and melt-spun Al-10Ni-5.6Cu (in wt.%) alloy. Materials characterization 60(2009)1569-1577.

[123] X. Dong, L. He, G. M, P. Li. Two directional microstructure and effects of nanoscale dispersed Si particles on microhardness and tensile properties of AlSi7Mg melt-spun alloy. Journal of Alloys and Compounds 618 (2015) 609-614.

[124] E. Karakose, T. Karaaslan, M. Keskin, O. Uzunc. Microstructural evolution and microhardness of a melt-spun Al–6Ni–2Cu–1Si (in wt.%) alloy. JMPT195(2008)58-62.

[125] F. Zupanič, T. Bončin, B. Šuštaršič. Microstructure of Al–Mn–Be melt-spun ribbons.MC 59(2008)1245-1251.

[126] Zs. Kovács, P. Henits, L.K. Varg, E. Schafler, Á. Révész. Stability of medium range order in Al-based metallic glass compacted by severe plastic deformation. Journal of Alloys and Compounds 561 (2013) 5–9.

[127] I. Figuero, I. Betancourt, G. Lara, J. Verduzco. Effect of B, Si and Cr on the

mechanical properties of Fe-based amorphous metallic ribbons. Journal of Non-Crystalline Solids 351 (2005) 3075-3080.

[128] C. Rios, M. Oliveir, R. Caram, W. Botta, C. Bolfarin, C. Kiminami. Directional and rapid solidification of Al–Nb–Ni ternary eutectic alloy. Materials Science and Engineering A 375-377 (2004) 565-570.

[129] S. Hong, T. Kim, W. Kim, B. Chun. The effects of Cr and Zr addition on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-20Si- 5Fe alloys. Materials Science and Engineering A226-228 (1997) 878-482.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Salaheddin Salem E. ALTAI B

Doğum Yeri ve Yılı : LİBYA - 1975

Medeni Hali : Evli

Yabancı Dili : İngilizce, İtalyanca

E-posta : salahaltaib@yahoo.com

Eğitim Durumu

Lisans : Engineering Academy, Tajoura (Libya), Aeronautical Engineering, 1998

Yüksek Lisans : Universita Degli Studi di Napoli Federico II (Italy), Automotive Engineering Faculty of Engineering, 2008

Mesleki Deneyim

İş Yeri : The Green Center For maintenance and Overhaul, Tripoli International Airport, Tripoli (2012'den önce)

İş Yeri : Mitiga International Airport, Tripoli (2012'den sonra)

Yayınları

[1] Salaheddin ALTAIB, M. Fatih KILIÇASLAN. Microstructure and Static Microhardness of as cast Al-Si-Fe-B alloy by the addition of Ni. International Journal of Engineering Research and Development, Volume 14, Issue 11 (November 2018), PP.20-23

[2] Salaheddin ALTAIB, M. Fatih KILIÇASLAN. Morphology and Static Micro-indentation of melt-spun Al-Si-Fe- X (X= Nb, B) alloys by the addition of Ni. International Journal of Engineering Research and Development. Volume 15, Issue 1 (January 2019), PP.16-21

[3] M. Fatih KILIÇASLAN, Salaheddin ALTAIB. Microstructure and Mechanical Properties of Al-20 wt% Si-9 wt% Fe-1.2 wt% Nb Alloy by the Addition of 6 wt%Ni. International Journal of Science and Research (IJSR). Volume 8 Issue 2, February 2019