

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AA206 ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMINDA EMPÜRİTE DEMİRİN
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Meltem AK

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı**

KASIM 2012

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AA206 ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMINDA EMPÜRİTE DEMİRİN
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Meltem AK

(506101217)

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı**

Tez Danışmanı: Prof. Dr. M. Kelami ŞEŞEN

KASIM 2012

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506101217 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Meltem AK**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “**AA206 ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMINDA EMPÜRİTE DEMİRİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. M. Kelami ŞEŞEN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. M. Ercan AÇMA**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Altan TÜRKEİ
Marmara Üniversitesi

Savunma Tarihi : 02 Kasım 2012

ÖNSÖZ

Çalışmalarım esnasında ve tezimi yazarken pek çok kişiden teşvik ve yardım gördüm. Bunlardan;
Çalışmalarımın her aşamasında yardımlarını esirgemeyen değerli yardım ve katkılarıyla beni sonuna kadar destekleyen ve yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. M. Kelami ŞEŞEN'e,
Laboratuar çalışmalarında yol gösteren, beni sonuna kadar yönlendiren ve kıymetli tecrübelerinden faydalandığım değerli hocam Yrd. Doç. Dr. C. Fahir ARISOY'a,
Tüm çalışmalar boyunca desteği ve bilgileriyle değerli katkılarda bulunan Araş. Gör. F. Erdem ŞEŞEN'e,
Numunelerin temin edilmesini sağlayan Tiryakioğlu Metal Sanayi A. Ş. çalışanlarına ve Dr. Saadettin ERGİN'e,
Lisansüstü eğitimim süresince gerek derslerde gerek laboratuar çalışmalarında ve tez hazırlık aşamasında yanımda olan dönem arkadaşlarıma,
Her zaman yanımda olan ve maddi manevi desteklerini hep yanımda gördüğüm ailem ve dostlarıma, sonsuz teşekkür ederim.

Kasım 2012

Meltem AK
Metalurji ve Malzeme Mühendisi

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖNSÖZ	v
İÇİNDEKİLER	vii
KISALTMALAR	ix
ÇİZELGE LİSTESİ	xi
ŞEKİL LİSTESİ	xiii
ÖZET	xvii
SUMMARY	xix
1. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	1
1.1 Alüminyum Endüstrideki Yeri.....	1
1.2 Alüminyumun Özellikleri	3
1.3 Alüminyum Alaşımları	3
1.3.1 Alüminyum alaşımlarının gruplanması	3
1.3.1.1 Döküm alaşımlarının sınıflandırılması	4
1.3.1.2 Alüminyum döküm alaşımlarının özellikleri	4
1.3.1.3 Yaygın alaşım sistemleri	5
1.4 Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi.....	5
1.4.1 Bakırın etkisi	5
1.4.2 Silisyumun etkisi	6
1.4.3 Magnezyumun etkisi	6
1.4.4 Manganezin etkisi.....	7
1.4.5 Çinkonun etkisi	7
1.4.6 Titanyumun etkisi.....	7
1.4.7 Demirin etkisi.....	7
1.5 Alüminyum – Bakır Döküm Alaşımları ve Parametreleri.....	7
2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE ISIL İŞLEMLER	13
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sembolleştirilmesi	13
2.1.1 Temel temper tasarımları	13
2.1.2 Soğuk işlem ile sertleştirilmiş alt bölümler	13
2.1.3 Isıl işlem uygulanmış alt bölümler	14
2.2 Alüminyum ve Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler	14
2.2.1 Yaşlanma ısıl işlemi	16
2.2.1.1 Solüsyona alma.....	17
2.2.1.2 Su verme (soğutma).....	19
2.2.1.3 Yaşlanma işlemi	20
2.2.1.4 Çökelme sertleşmesi ile dayanım artışı	24
2.3 Al-Cu Alaşımında Çökelme Sertleşmesi.....	26
3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA DEMİRİN ETKİSİ	29
3.1 Alüminyum Alaşımlarında Demirin Etkisi.....	29
3.1.1 Katılaşmada intermetaliklerin oluşumu	30
3.1.2 Demirin mekanik özelliklere etkisi	35
3.1.3 Demir içeriğinin dökülebilirlik/porozite üzerine etkisi	39
3.1.4 Demir nötralizasyonu	42
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	45
4.1 Kullanılan Malzemeler	45
4.2 Kullanılan Cihazlar.....	45
4.3 Deneylerin Yapılması.....	45

4.3.1 Isıl işlem	46
4.3.2 Mikroyapı ve makrografik yapı çalışmaları ve faz analizleri.....	47
4.3.3 Sertlik ölçümleri	48
4.3.4 Çekme testi	48
5. SONUÇLAR	49
5.1 Mikroyapı İnceleme Sonuçları	49
5.1.1. Optik mikroskop incelemeleri	49
5.1.2. SEM analizi	57
5.2 Sertlik Ölçüm Sonuçları	60
5.3 Çekme Testi Sonuçları	62
5.4 Sonuçların Değerlendirilmesi	67
KAYNAKLAR.....	69
ÖZGEÇMİŞ.....	71

KISALTMALAR

Al	: alüminyum
Å	: Angstrom
AA	: alüminyum alaşımları
ASTM	: American Society for Testing and Materials
°C	: santigrat derece
Cr	: krom
Cu	: bakır
EDS	: enerji dağılım spektrometresi
EDX	: enerji dağılım X-ray analizi
Fe	: demir
GP	: Guiner-Preston
MAP	: haritalama
Mg	: magnezyum
Mn	: mangan
Nm	: nanometre
Si	: silisyum
SEM	: taramalı elektron mikroskobu
Ti	: titanyum
To	: solüsyona alma sıcaklığı
T1	: su verme sıcaklığı
T2	: yaşlandırma sıcaklığı

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1.1 : Dünya rafine alüminyum tüketim ve üretimi	2
Çizelge 1.2 : Saf alüminyumun özellikleri	3
Çizelge 1.3 : Alüminyum döküm alaşımlarının ticari sınıflandırması	4
Çizelge 1.4 : Ticari AA206 alaşım kompozisyonları	8
Çizelge 2.1 : Alüminyum alaşımlarında temper kodlaması	16
Çizelge 3.1 : İntermetalik fazlar	31
Çizelge 4.1 : Deneylerde kullanılan örneklerin bileşimleri.	45
Çizelge 4.2 : Deney akış şeması	46
Çizelge 4.3 : Isıl işlem sıcaklıkları ve süreleri.	46
Çizelge 4.4 : Keller çözeltisinin kompozisyonu	48
Çizelge 5.1 : EDS analiz sonuçları, %ağırlık	60
Çizelge 5.2 : EDS analiz sonuçları, %atom.	60
Çizelge 5.3 : F, T4, T6 temper hallerinde AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.	64

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : Yıllar itibariyle alüminyum dış ticareti	1
Şekil 1.2 : 206.0-T4 alaşımının akma mukavemetine Cu içeriğinin etkisi.....	9
Şekil 1.3 : 206-T4 alaşımının çekme mukavemetine Cu içeriğinin etkisi.	9
Şekil 1.4 : 206-T4 alaşımının % uzama değerlerine Cu içeriğinin etkisi	10
Şekil 1.5 : 206-T7 alaşımının akma mukavemetine Cu içeriğinin etkisi.	10
Şekil 1.6 : 206-T7 alaşımının çekme mukavemetine Cu içeriğinin etkisi.	11
Şekil 1.7 : 206-T7 alaşımının % uzama değerlerine Cu içeriğinin etkisi	11
Şekil 2.1 : Yaşlandırma ısıtıl işlemi sıcaklık-zaman faz diyagramı	17
Şekil 2.2 : Al- Cu faz diyagramı	18
Şekil 2.3 : Yaşlandırma ısıtıl işleminde faz diyagramına göre işlem sıcaklıklarının gösterilmesi	19
Şekil 2.4 : Al-Cu faz diyagramı ve Al % 4 Cu alaşımının çözeltiye alma işlemi, su verme ve çökelme sertleşmesi safhalarında mikro yapı değişimleri	21
Şekil 2.5 : Yaşlandırma ısıtıl işlemi aşamaları ve mikro yapıları	23
Şekil 2.6 : Yaşlandırma işleminde ilk kademe değişimi	24
Şekil 2.7 : Çöktürler arasında oluşan yarım halka şeklindeki dislokasyonlar.....	25
Şekil 2.8 : Aşırı büyük çöktürlerin dislokasyonlar tarafından kesilmesi	25
Şekil 2.9 : Al-%4Cu sistemi için Cu ₂ Al fazının TTT diyagramı	26
Şekil 2.10 : Isıl işlem (yaşlandırma) sıcaklığı ve zamanının Al-%4Cu alaşımının akma dayanımına etkisi	26
Şekil 2.11 : Yaşlanma sertleşmesi ısıtıl işlemi faz diyagramı.....	27
Şekil 2.12 : Yaşlandırma aşamalarındaki mikro yapılar.....	27
Şekil 2.13 : Sertlik, çekme dayanımı ve yaşlanma basamakları	27
Şekil 3.1 : İkili Al-Fe denge faz diyagramı	30
Şekil 3.2 : Al-5%Si-1%Cu-0,5%Mg-(Fe) alaşımında farklı demir içerikli intermetalikleri tipik morfolojilerini gösteren mikroyapı fotoğrafları (a) β -Al ₅ FeSi plateletleri; (b) el yazısı şeklinde α -Al ₈ Fe ₂ Si; (c) β fazından gelişen π -fazı; (d) el yazısı şeklinde π -fazı	32
Şekil 3.3 : Al-9Si-3Cu-0,5Mg-1,0Fe alaşımının soğuma eğrisi ve soğuma hızı	33
Şekil 3.4 : Farklı Fe seviyelerinde AlSi7Mg0.3 alaşımının β faz plateletleri için öngörülen maksimum uzunluğu/ ikincil dendrit kol uzunluğu grafiği	34
Şekil 3.5 : 1,8 ağırlık % Fe içeren pres döküm Al alaşımının yüksek büyütmede SEM içyapı resmi, iğnemsiz Al ₅ FeSi ve blok yapıda Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂ intermetalikleri	34
Şekil 3.6 : Fe _{krit} demir seviyeleri ile birincil Al katılaşmasını gösteren üçlü Al-Si-Fe faz diyagramı ve 5%Si (x-x'), 7%Si (y-y') ve 9%Si (z-z') alaşımları- 0,8%Fe	36
Şekil 3.7 : Yaşlandırılmış Al-7%Si-0.4% Mg alaşımının ortalama kırılma noktalarını gösteren grafik.	37
Şekil 3.8 : Al-7%Si-0,4% Mg alaşımının yaşlandırılmış çekme numunelerinde maksimum sünekliği gösteren grafik.	38
Şekil 3.9 : Kırılmış (a) β -Al ₅ FeSi plateletleri ve (b) α -Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂ el yazısı numunelerinin mikroyapıları	38
Şekil 3.10 : Al döküm alaşımında demir miktarı/ sertlik grafiği	39

Şekil 3.11 : Al döküm alaşımında demir miktarı/ çekme mukavemeti, demir miktarı/ uzama grafiği	39
Şekil 3.12 : Al-5Si-1Cu-0,5Mg silindirik dökümünün sıcak bölgelerinde değişen demir seviyelerinde çekilme porozitesi	40
Şekil 3.13 : Grafikler a) Çekilme porozitesine karşılık demir içeriği- kritik Fe içeriği % 0,4'ü geçtikten sonraki artış belirgin- b) Toplam poroziteye karşılık Fe içeriği.	40
Şekil 3.14 : Bakırsız ve bakır içeren Al-9%Si alaşımında artan Fe içeriğiyle toplam döküm porozitesindeki sürekli artışı gösteren grafik.	41
Şekil 3.15 : Üç Al-9%Si alaşımında Al-Si ötektik tane nükleasyon yoğunluğuna demir ve manganın etkisi.....	41
Şekil 3.16 : Yıldız şekilli intermetaliklerin SEM mikroyapıları ve fazların elementel X-ray haritalaması	43
Şekil 4.1 : Isıl işlem yapılan fırının görüntüsü.	46
Şekil 4.2 : Mikroyapı analizi için numune hazırlama işlemlerinden görüntüler.	47
Şekil 4.3 : Mikro-sertlik ölçüm cihazı.....	48
Şekil 5.1 : AA206 alaşımlı sırasıyla %0.0, %0.1, %0.2, %0.3, %0.4 Fe içeren ısıl işlem uygulanmamış döküm halindeki numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	49
Şekil 5.2 : AA206 alaşımlı %0,1 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	50
Şekil 5.3 : AA206 alaşımlı %0,2 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	50
Şekil 5.4 : AA206 alaşımlı %0,3 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	51
Şekil 5.5 : AA206 alaşımlı %0,4 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm).	51
Şekil 5.6 : AA206 alaşımlı %0,0 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	52
Şekil 5.7 : AA206 alaşımlı %0,1 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	53
Şekil 5.8 : AA206 alaşımlı %0,2 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	54
Şekil 5.9 : AA206 alaşımlı %0,3 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	55
Şekil 5.10 : AA206 alaşımlı %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).	56
Şekil 5.11 : %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunenin SEM görüntü fotoğrafı.	57

Şekil 5.12 : %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin SEM görüntü fotoğrafı.....	57
Şekil 5.13 : %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunenin haritalama analizi.	58
Şekil 5.14 : %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin haritalama analizi. ...	58
Şekil 5.15 : %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelerin EDS analizi.	59
Şekil 5.16 : %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelerin EDS analizi.	59
Şekil 5.17 : Döküm sonrası ısıt işlem görmemiş AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri.	61
Şekil 5.18 : Oda sıcaklığında doğal yaşlandırılan AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri.	61
Şekil 5.19 : 200 °C’de 4 saat yapay yaşlandırma ısıt işlemi yapılan AA 206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri.	62
Şekil 5.20 : Isıt işlem uygulanmamış döküm sonu (F) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.	63
Şekil 5.21 : Oda sıcaklığında yaşlandırılmış (T4) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.	63
Şekil 5.22 : Yapay yaşlandırılmış (T6) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.	64
Şekil 5.23 : Isıt işlem uygulanmamış döküm sonu (F) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri.	65
Şekil 5.24 : Oda sıcaklığında yaşlandırılmış (T4) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri	66
Şekil 5.25 : Yapay yaşlandırılmış (T6) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri.	66

AA206 ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMINDA EMPÜRİTE DEMİRİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Bu çalışmada; AA206 döküm alaşımında demirin etkileri incelenmiştir. Bu amaçla, çalışmada alüminyum alaşımlarında yer alabilecek demir kaynaklarına ilişkin literatür bilgileri verilmiş, demirin katılaşma esnasında Al-Cu alaşımlarında oluşturduğu intermetalik fazlar ve bu fazların özellikle mikroyapıda oluşturduğu değişimler literatür ve deneysel sonuçlarla irdelenmiş ve içeriğinde belli oranlarda demir bulunan alüminyum alaşımlarının mikroyapısına, mukavemetine ve sertliğine etkileri araştırılmıştır.

Demir, alüminyum ve alüminyum alaşımlarında özellikle Al-Si temelli döküm alaşımlarında süneklik ve dökülebilirlik üzerinde negatif etkiler yaratan yaygın bir empüritedir. Bu çalışma; Al-Cu döküm alaşımında demirin etkilerini incelemektedir. Demirin çeşitli kaynaklarını ve alüminyum alaşımlarına giriş yollarını, demirin katılaşma esnasında oluşturduğu intermetalik fazları ve bu fazlara bağlı olarak özellikle mukavemet, süneklik, sertlik gibi mekanik özelliklerin artan demir içeriğinden nasıl etkilendiğini inceler. Buna bağlı olarak tolere edilebilecek demir seviyeleri, bu seviyelerin nasıl sağlanacağı ve demirin negatif etkilerinin nasıl minimize edilebileceği konusunda öneriler içerir.

Demir pek çok kaynağı olan, alüminyum alaşımlarında yaygın olarak rastlanan bir empüritedir ve özellikle alüminyum döküm alaşımlarında bir veya daha fazla negatif etkisi bulunmaktadır. Demirin etkisi her zaman negatif değildir, bazı dövme alüminyum alaşımlarında alaşımın işlenebilirliğini ve dövme ürününün mukavemetini arttırmak için demir bir alaşım elementi olarak kullanılır. Fakat bu durum dövme alaşımlar için geçerlidir ve dövme alaşımlar dökme alaşımlarla çalışan döküm endüstrisinde kullanılan alaşımlar değildir.

Bu çalışmada, ilk olarak demirin etkilerinin incelenmesi için 5 farklı seviyede demir içeriğine sahip numuneler hazırlanmıştır. Numuneler AA206 standart kokil döküm Al-Cu4 alaşımıdır. AA206 alaşımı havacılık ve askeri uygulamalarda kullanılan yüksek mukavemetli bir döküm alaşımıdır. Füze ve roket parçalarında ve daha nadir olarak bazı otomotiv parçalarında kullanılır. Al döküm alaşımları içinde en dayanıklı ve en tok döküm alaşımlarındandır.

Belirlenen deney değişkenlerine göre yapılan deneyler sonucunda; yaygın olarak kullanılmakta olan AA206 alüminyum alaşımının döküm sonu hiç işlem görmemiş numunelerinde ve ısıtma işlem uygulanmasıyla (çözültü alma, su verme ve yaşlandırma süreçleri sonucunda) demirin etkisinin nasıl gözlemlendiği ve değiştiği mikroyapı incelemesi ve SEM analiziyle belirlenmiştir.

Ayrıca, farklı demir içeriğinin diğer mekanik özelliklere etkisinin belirlenmesi ve literatürle karşılaştırma yapılması amacıyla sertlik ölçümleri ve çekme testi yapılmıştır. Tüm yapılan deneylerin sonuçları karşılaştırılmıştır.

AA206 alaşım döküm numunelerinin döküm halinin ve solüsyona alma ve yaşlandırma işlemi uygulanmış halinin mikroyapılarında demir içeriğine bağlı olarak oluşmuş çökelti ve platelet şeklinde veya Çin el yazısı olarak adlandırılan formlarda β fazı oluşumları mevcuttur. Optik mikroskop gözlemlerinde yalnızca en yüksek Fe içeriğine sahip (% 0,3 - 0,4) numunelerin bazı bölgelerinde iğnemi

kırılmış β plateletleri gözlemlenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde artan Fe içeriğiyle birlikte taneler arasında boşlukların ve porozite seviyesinin de arttığı gözlenmiştir. En yüksek Fe içerikli (%0,4) yapay ve doğal yaşlandırılmış numunelere SEM analizi yapılmıştır. Görüntülerde 250X ve 800X büyütme gibi ölçeklerde el yazısı şeklinde adlandırılan 'script β ' parçacıkları görülmüştür. Bu fazların boyutları 10-50 μm aralığında değişmektedir. Fakat literatürdeki bilgilere göre, bu büyüklükteki yapılar tolere edilebilecek boyuttadır. El yazısı ve iğnemsî görünümdeki fazlara haritalama (MAP) ve EDS analizi yapıldığında; bu bölgelerde diğer elementlerden daha yüksek oranda Fe bulunduğu ispatlanmıştır. Demirin bu bölgelerde yoğunlaşması ve değişik görünümde yapılar oluşturması Al-Cu-Fe (Cu_2FeAl_7) arasında bir intermetalik faz oluştuğunu ispatlamaktadır.

AA206 alaşımı için yapılan mekanik testler sonucunda kopma uzamalarında önemli değişiklik görülmemiştir. T4 ve T6 ısıtılmış ve döküm halindeki (F) numunelerin çekme mukavemeti artan Fe içeriğiyle birlikte azalmıştır. Sertlik ölçüm sonuçlarına göre ise artan Fe içeriğiyle birlikte sertlikte artış olmuştur. Ayrıca mikroyapı içerisinde bazı bölgelerde matrise göre çok sert bölgeler görülmüştür. Nitekim β fazının katılma esnasında yarattığı blokaj sonucu oluşan yüksek poroziteli bölgelerde de düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. Isıl işlem numunelerin mekanik özelliklerini iyileştirmiştir, fakat Fe etkisiyle oluşan fazlar üzerinde bir değişiklik oluşturmamıştır.

Özellikle süneklik ve kırılma tokluğu gibi mekanik özellikler üzerindeki negatif etkisini engellemek için demir seviyesi mümkün olduğunca az tutulmalıdır. Döküm ürününde çekilme porozitesiyle ilişkili ciddi oranlarda süneklik kayıplarına ve dökümde verimsizliğe yol açacağından kritik seviyenin üzerindeki demir miktarlarından kaçınılmalıdır. Bu amaçla Fe içeriği yüksek hurda kullanımından kaçınmak, alaşım elementlerinin saflığına dikkat etmek, birincil ingot kullanarak döküm yapmak, döküm ortamında ergimiş alüminyumla temas eden döküm malzemelerini oluşabilecek Fe çözünmelerine karşı korumak gibi hususlara dikkat edilmesi gerekir.

EFFECTS OF IMPURITY IRON ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF AA206 ALUMINIUM CASTING ALLOY

SUMMARY

This study examines the effects of iron on AA206 cast aluminium alloy. For this purpose, the literature study is given on sources of iron may be included in aluminum alloys, intermetallic phases formed by the effect of iron during solidification of Al-Cu alloys and microstructures of these phases specifically examined by the literature and experimental results. And the mechanical changes by a certain amount of iron content in the microstructure of aluminum alloys, strength and hardness changes were investigated. Accordingly, the paper provides recommendations on the iron levels can be tolerated, how to achieve these levels and how to minimize the negative impacts of iron.

Iron is a common impurity in aluminium alloys that arises from a number of possible sources and which, at least for Al-Si based casting alloys, is usually considered detrimental in one or more ways. Iron is a common impurity in aluminium and its alloys that is not readily removed and which can cause adverse effects to ductility and castability, particularly in casting alloys. This work discusses the iron effect in Al-Cu casting alloy and also the various sources of iron and how it enters aluminium alloys, the way that iron leads to the formation of complex intermetallic phases during solidification and how these phases can adversely affect mechanical properties, especially ductility and also lead to the formation of excessive shrinkage porosity defects in castings. As a result the main purpose of this study is to determine these effects in an Al-Cu alloy.

It should be noted that iron does not always exert a negative influence; in certain wrought aluminium alloys (that is, alloys used in forged, extruded or rolled forms), iron can be a deliberate alloying addition that is made to improve the processing capabilities of the alloy and/or the strength of the final wrought product. However, these wrought alloys are not of normal interest to the foundry industry, who instead works with the casting/foundry alloys.

Iron is the most common and detrimental impurity in aluminum casting alloys and has long been associated with an increase in casting defects. While the negative effects of iron are clear, the mechanism involved is not fully understood. It is generally believed to be associated with the formation of Fe-rich intermetallic phases. Many factors, including alloy composition, melt superheating, Sr modification, cooling rate, and oxide bifilms, could play a role. The Fe-rich intermetallic phases were characterized using optical microscope, scanning electron microscope. It was found that increasing the iron content changes the precipitation sequence of the β phase, leading to the precipitation of coarse binary β platelets at a higher temperature. In contrast, manganese, silicon, and strontium appear to suppress the coarse binary β platelets, and Mn further promotes the formation of a more compact and less harmful β phase. They are therefore expected to reduce the negative effects of the β phase. Finally, attempts are made to correlate the Fe-rich intermetallic phases to the formation of casting defects. The role of the β phase as a nucleation site for eutectic and Fe intermetallics are also discussed.

In this study, firstly, five different levels of iron containing samples have been prepared to examine the effects of iron. Samples are AA206 standard die-cast Al-

Cu4 alloys. The 206-alloy family is primarily employed in the production of very high strength premium castings for aerospace and military applications. As such it has been used to produce everything from missile and rocket parts through to structural castings for airliners. It has also seen some limited use in the automotive industry for suspension knuckles. According to the experimental results of the experiments which are conducted according to the determined criteria; in the samples of widely used AA206 aluminum casting alloy for the untreated samples and for heat treated samples (solution heat treated, quenched and aged) were observed, and how the effect of iron examined in the microstructure changes were determined.

In addition, to determine the effect of different iron content to other mechanical properties, with the aim to compare the literature, hardness measurements and tensile tests were applied. The results of all the tests carried out compared with the literature.

Platelet-like or Chinese script like forms of β phase formation only observed at high magnifications by SEM images. Only in some parts of high Fe containing (0,3-0,4%) samples, the needle-like broken β platelets was observed by light optical microscope. In microstructure examination, the gaps between grains and porosity level also increased with increasing Fe content. SEM analysis were applied to the samples with highest Fe content (0,4%) which are artificially and naturally aged. Dimensions of these phases are in the range of 10-50 μm . 250X and 800X magnification images, in the form of handwritten script-like β particles observed. However according to the information in the literature, structures of this size that can be tolerated. Also EDS and MAP analysis were applied on the appearance of China script-like and needle-like β phases particles and Fe has demonstrated a higher rate than other elements in these regions. Increase in the concentration of iron by these regions and determination the structures of different views proves the formation of an intermetallic phase between Al-Cu-Fe (Cu_2FeAl_7).

The grain size of the α -Al is reduced from about 50 μm in the ingot to about 15 μm in the die-casting alloys, due to a high cooling rate produced in the high-pressure, die-casting process. In addition, the needle-like and block-like phases are observed in the die castings. The amount of these phases and the length of the needles progressively increase with an increase in the content of Fe.

As a result of mechanical tests for alloy AA206, significant change was not observed in elongation at fracture. T4 and T6 heat treated and as cast samples tensile strength decreased with increasing Fe content. According to the results of measurement of hardness, hardness increased with increasing Fe content. In addition, in some areas of microstructure very harsh regions was observed according to the matrix. Indeed, as a result of blockage caused by β phase during solidification, these regions with high porosity have low hardness values. Heat treatment improved the mechanical properties of the samples but not cause a change in the influence of Fe.

The high volume fraction of hard intermetallics limits the plastic deformation during loading. Needle-like intermetallic phase plays an important role in the brittleness of the materials. The fracture path is preferentially a connection of the cracks formed at the interface between the needle-like intermetallic phase and Al matrix, due to the high stress concentration developed there. In addition, fracture of the intermetallics also contributes to the low ductility of the materials. These results demonstrate that an excess amount of iron results in the degradation and brittleness of the Al-Cu die-casting alloy, due mainly to the formation of the needle-like intermetallic phase,

Cu_2FeAl_7 , which serves as a site for crack formation or voids at the interface, consequently reducing strength and ductility. Therefore, iron should properly be controlled, even for the die-cast Al alloys, in order to achieve desired mechanical properties.

Especially in order to prevent negative effects on the mechanical properties such as ductility and fracture toughness, levels of iron should be kept as low as possible. Serious amounts of iron on the critical level would lead to loss of ductility that is related with shrinkage porosity and inefficiency in casting so serious amounts of iron should be avoided.

Wherever possible, iron levels in Al-Cu alloys should be kept as low as practical in order to avoid the detrimental effects on mechanical properties, particularly ductility and fracture toughness. This means minimizing iron contamination through careful selection of raw materials (i.e. ingots, alloying elements, etc.) and the maintenance of good refractory coatings on all steel tools used to prepare and handle melts.

Iron levels above the critical level for the copper content of the alloy should be avoided as these can cause serious loss of ductility in the final cast product and decreased casting productivity through increased rejects due to shrinkage porosity, and particularly “leakers”.

If solidification/cooling rates are very high (e.g. high pressure die casting), super critical iron contents may not be detrimental, but as the cooling rate decreases (gravity die casting → sand casting, etc.) the probability of super critical iron levels causing problems dramatically increases.

Traditional heat treatment regimes for Al-Cu alloys, e.g. T4 or T6, do not alter the nature of the offending Fe-containing phases. As-cast intermetallics are retained and although the overall performance of an alloy may be improved by heat treatment, it would be better still with low iron levels initially.

Additions of Mn to neutralise the effects of iron are common, at Mn/Fe ratios of ~ 0.5 , however, the benefits of this treatment are not always apparent. Excess Mn may reduce β -phase and promote α -phase formation, and this may improve ductility but it can lead to hard spots and difficulties in machining. Mn additions do not always improve castability and reduce porosity in high Fe alloys. Its affect is sensitive to alloy composition.

Since iron is inevitable and cannot be economically removed from the molten aluminum, strategies have to be developed to neutralize its negative effects. It is well known that addition of such elements as Mn, Cr, Be, and Ni can neutralize the embrittling effect of iron by modifying the platelet-like morphology to a less harmful, more compact form. However, some technical problems associated with addition of these elements to iron-containing melts exist. While much effort has been made with the aim of neutralizing the negative effects of Fe-rich intermetallic phases, almost all the work was conducted for specific commercial casting alloys containing many other elements, which might interact with the element of interest. Due to the complexity of commercial alloys, it is sometime difficult to generalize the results from one alloy to another.

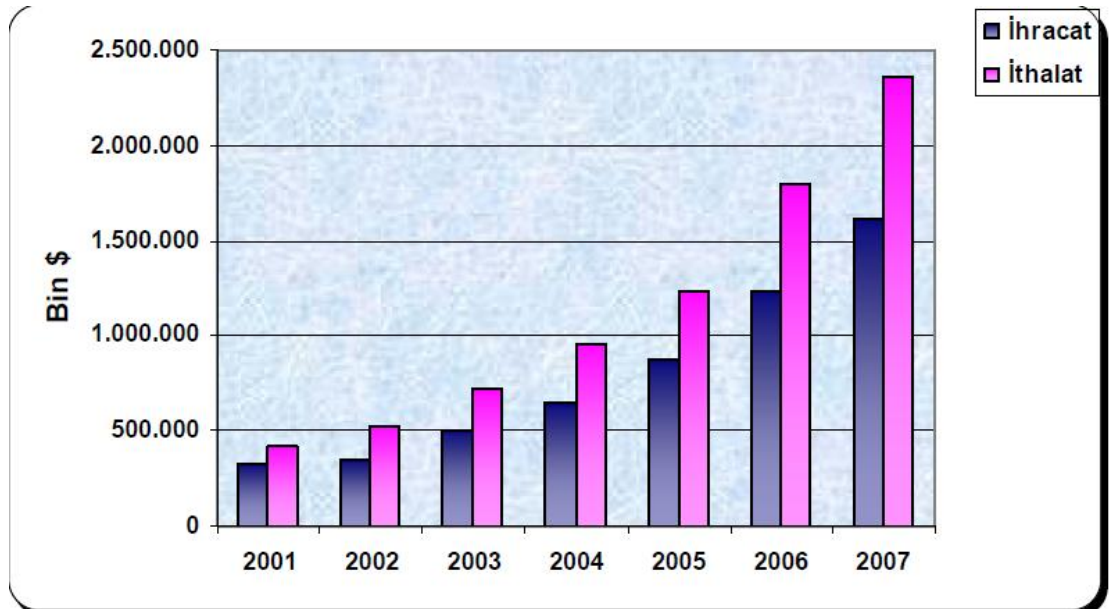
The literature investigation was hence aimed at determining the interactions between iron and each individual element commonly present in Al casting alloys in order to clarify the effects of these elements on the formation of Fe-rich intermetallic phases.

1. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

1.1 Alüminyum Endüstrideki Yeri

Alüminyum, yeryüzünde oksijen ve silisyumdan sonra en çok bulunan üçüncü element olmasına rağmen, endüstriyel çapta üretimi 1886 yılında elektroliz yönteminin kullanılmaya başlanması ile gerçekleşmiştir (URL-1, 2012). Alüminyum, metal pazarında demir ve çelikten sonra ikinci sırayı almaktadır. 1900’lü yılların başlarında yaygın olarak kullanılmaya başlanan alüminyumun birçok üstün özellikleri sayesinde endüstride kullanım alanı her geçen gün artmaktadır (Doğan, 1989; Aydın, 2002).

Alüminyum, taşıt araçları, uzay mekiği, uçak, ambalaj ve paketleme, dekorasyon, iletişim, ısı yalıtımı ve daha pek çok alanda kullanılmaktadır. Alüminyum, üretiminden tüketimine kadar çevreyle dost ve geri dönüşümlü olması nedeniyle önemli bir avantaja sahiptir (URL-2, 2012).



Şekil 1.1 : Yıllar itibariyle alüminyum dış ticareti (Alan, 2008).

Şekil 1.1’ de (Alan, 2008) görüldüğü gibi Türkiye’nin alüminyum dış ticareti yıllar itibariyle artış göstermiştir. 2006 yılında 1.233 milyon \$ olan alüminyum ihracatı 2007 yılı itibariyle %31 oranında artarak 1.616 milyon \$ olarak gerçekleşmiştir.

İthalat ise 2007 yılı itibariyle 2.353 bin \$ olarak gerçekleşmiş ve bir önceki yıla göre yaklaşık %31 oranında artmıştır. Türkiye alüminyum sektöründe net dış alıcı durumundadır. Bunun sebebi ülkenin girdi temininde dışa bağımlı olması ve ithal girdi ile üretilen ekstrüzyon ürünleri ve yassı ürünler dış satımının toplam dışalım karşılayacak düzeyde olmamasıdır. 2007 yılındaki alüminyum dış ticaret açığı %30 artarak 736 milyon \$ seviyesine yükselmiştir (Alan, 2008).

Alüminyum döküm parçalarına olan talep, dünya genelinde artış göstermektedir. Önümüzdeki 5 yıl içerisinde, her yıl ortalama %9,5 oranında artış beklenmektedir. Otomotiv sektörünün Türkiye’de kapasite artırması, ayrıca yurt dışı siparişlerin sürekli artması nedeniyle önümüzdeki 5 yıl içinde Türkiye’de yılda ortalama %15 seviyesinde talep artışı beklenmektedir. Üretilen döküm parçalarının yaklaşık %85’i ihraç edilecektir. Toplam üretim 2004 yılında 29,9 milyon tondan 2005 yılında 31,8 milyon tona ulaşmıştır. Çizelge 1.1’ de (Metals Industrial Aluminium, 2007) dünya rafine alüminyum tüketim ve üretim miktarları verilmiştir (Alan, 2008).

Çizelge 1.1 : Dünya rafine alüminyum tüketim ve üretimi (bin ton) (Metals Industrial Aluminium,2007).

a.Dünya rafine alüminyum tüketimi (bin ton)

YIL	ABD	KANADA	İSPANYA	FRANSA	ALMANYA	İTALYA	İNGİLTERE	JAPONYA	ÇİN	RUSYA	DÜNYA TOPLAM
2005	6,114	803	624	719	1,773	977	353	2,276	7,119	1,020	31,622
2004	5,800	760	603	749	1,795	987	439	2,319	6,043	1,020	29,888
2003	5,667	736	596	754	1,916	956	302	2,235	5,178	802	27,605
2002	5,509	747	533	762	1,690	850	428	2,010	4,115	990	25,370
2001	5,230	743	508	746	1,580	756	433	2,014	3,492	786	23,721
2000	6,161	800	526	782	1,491	780	576	2,225	3,499	748	25,059
1999	6,158	777	494	774	1,439	735	597	2,112	2,925	563	23,312
1998	5,814	721	436	734	1,519	675	579	2,082	2,425	489	21,825
1997	5,390	644	430	724	1,558	654	583	2,434	2,260	469	21,797
1996	5,348	614	360	672	1,355	585	600	2,386	2,135	444	20,650

b.Dünya rafine alüminyum üretimi (bin ton)

YIL	ABD	KANADA	FRANSA	ALMANYA	İNGİLTERE	NORVEÇ	HINDİSTAN	AVUSTRALYA	ÇİN	RUSYA	DÜNYA GENELİ
2005	2,480	2,894	442	662	368	1,376	942	1,903	7,806	3,647	31,895
2004	2,517	2,592	451	668	360	1,322	861	1,895	6,689	3,594	29,922
2003	2,704	2,792	443	661	343	1,192	799	1,857	5,547	3,478	28,001
2002	2,705	2,709	463	653	344	1,095	671	1,836	4,321	3,348	26,076
2001	2,637	2,583	461	652	341	1,068	624	1,784	3,371	3,302	24,436
2000	3,668	2,373	441	644	305	1,026	649	1,762	2,794	3,247	24,418
1999	3,779	2,390	455	634	270	1,020	621	1,719	2,598	3,146	23,710
1998	3,713	2,374	424	612	258	996	545	1,626	2,335	3,005	22,654
1997	3,603	2,327	399	572	248	919	547	1,490	2,035	2,906	21,798
1996	3,577	2,283	380	577	240	862	531	1,372	1,771	2,874	20,846

1.2 Alüminyumun Özellikleri

Alüminyumun fiziksel özellikleri çok az miktarda da olsa diğer elementlerin ilavesinden büyük ölçüde etkilenir. Çizelge 1.2’ de (Sun, 1998) % 99,995 saflıktaki alüminyumun özellikleri verilmiştir.

Çizelge 1.2 : Saf alüminyumun özellikleri (Sun, 1998).

Atom numarası	13
Atom ağırlığı	26,97 g/mol
Kristal yapısı	Yüzey Merkezli Kübik (YMK)
Yoğunluğu	2,7 g/cm ³
Ergime noktası	660 °C
Yeniden kristalleşme sıcaklığı	150 °C-300 °C
Buharlaşma noktası	2450 °C
Özgül ısısı	0,224 cal/g (100 °C)
Elastisite modülü	72x10 ³ MPa
Poisson oranı	0,33
Kayma modülü	27x10 ³ MPa
Çekme mukavemeti	40-90 MPa
Akma mukavemeti	10-30 MPa
Kopma uzaması	% 30-40

Alüminyum korozyona dayanıklı bir malzemedir. Alüminyumun yüzeyinde oluşan kararlı Al₂O₃ tabakası korozyonu önler ve metali korur. Alüminyum saflaştıkça korozyon direnci ve iletkenliği artar. Ayrıca dayanımı soğuk işlemle önemli ölçüde arttırılabilir (Karakışlak, 1978; Doğan, 1989).

1.3 Alüminyum Alaşımları

Bu bölümde alüminyum alaşımları ve döküm alaşımları sınıflandırılmıştır.

1.3.1 Alüminyum alaşımlarının gruplanması

Alüminyum alaşımları ürüne şekil verme yöntemine göre mekanik işlem (dövme) alaşımları ve döküm alüminyum alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Bu iki grup içerisindeki alaşımlar ısıtılabilir ve ısıtılabilir uygulanabilen ve ısıtılabilir uygulanamayan alaşımlar şeklinde alt gruplarda incelenebilirler. Isıtılabilir uygulanabilen alaşımlara ‘yaşlanma sertleşmesi’ ısıtılabilir işlemi uygulanır. Isıtılabilir uygulanamayan alaşımlara ise

katı eriyik, deformasyon ve dağılım sertleşmesi yöntemleri uygulanarak mekanik özellikleri iyileştirilebilmektedir.

1.3.1.1 Döküm alaşımlarının sınıflandırılması

Döküm alaşımlarının sınıflandırılması ve isimlendirilmesi kimyasal kompozisyonlarına göre yapılmaktadır. Alüminyum alaşımların sınıflandırılmasında uluslararası olarak kabul edilen isimlendirme U.S. Aluminium Association tarafından 2 yöntem kullanılarak yapılıyor. Döküme göre isimlendirme, 3 tane rakam ve virgülden sonra 1 tane daha rakamla, işlenecek alüminyum külçesi için de 4 haneli rakam sistemi kullanılarak nümerik dizilim ile yapılmaktadır. Bu dizilime göre Çizelge 1.3’ de (AA,1988) görülebileceği üzere ilk rakam grup içerisindeki ana alaşımlandırma elementini ifade etmektedir (The Aluminium Association [AA], 1988). Örnek; A356.0 3.seride demektir.

Çizelge 1.3 : Alüminyum döküm alaşımlarının ticari sınıflandırması (The Aluminium Association [AA], 1988).

Sınıflandırma	Temel Alaşım Elementi
1xx.x	Alaşımlandırılmamış Alüminyum (% 99,0 veya daha yüksek safiyet)
2xx.x	Bakır
3xx.x	Silis ile Magnezyum ve/veya Bakır
4xx.x	Silisyum
5xx.x	Magnezyum
6xx.x	Kullanılmayan seri
7xx.x	Çinko
8xx.x	Kalay
9xx.x	Diğer elementler

2xx.x, 3xx.x, 4xx.x ve 7xx.x serileri ısıtılma işlemine tabi tutuluyor. Sınıflandırma sisteminde 1xx.x grubunda noktanın solundaki iki rakam alaşım içerisindeki en az alüminyum içeriğini belirtmektedir. 2xx.x’den 9xx.x grubuna kadar olan aralıkta noktanın solundaki iki rakam sadece grup içerisindeki alaşımları ayırt etmek için kullanılmakta olup özel bir anlam taşımamaktadır. Örneğin 190.x dizilimi %99.90 saflığındaki alüminyumu ifade etmektedir. Aynı grupta noktadan sonraki hane ürün şeklini nitelendirmektedir. Bu dizilimde 0 dökümler için 1.ve 2. külçeler içindir.

1.3.1.2 Alüminyum döküm alaşımlarının özellikleri

Alüminyum gümüş renkte sünek bir metaldir. Alüminyum genel özellikleri içerisinde iyi işlenebilirlik, iyi yüzey kalitesi, düşük özgül ağırlık, mükemmel dökünebilirlik,

düşük gaz çözünürlüğü vardır. Kalıp tasarımında, alüminyumdaki katılaşma sırasındaki % 3,5 ile % 8,5 arasındaki hacimsel çekme oranı göz önüne alınmalıdır. Alüminyum döküm alaşımlarının dövme alaşımlara kıyasla mekanik özellikleri çok daha iyi olduğu bilinmekle birlikte grup içerisinde yer alan alaşımlarının bazıları ısıtılma işlemi tabii tutularak daha üstün mekanik özelliklere kavuşturulabilmektedir (Polmear, 1981).

Alüminyum alaşımların dökülebilirlik özellikleri akışkanlığın, sıcak yırtılma eğiliminin ve hacimsel çekme özelliklerinin değerlendirilebildiği özel numune kalıpları kullanılarak belirlenmektedir.

Mekanik özellikler ise, genellikle en iyi ısıtılma işlemi uygulanabilen ötektik kompozisyonları içeren alaşımlardan elde edilmektedir. Ayrıca döküm alaşımlarının mekanik özellikleri ergitme ve döküm pratiklerinin sıkı kontrolü, empürite seviyesinin kontrolü, tane boyutu kontrolü - inceltme, ötektik modifikasyon ile çok daha iyi karakterize edilmektedir.

Kullanım alanı olarak bakıldığında ise genel kullanım amacıyla üretilen alüminyum döküm parçalarında alaşım seçimi işlenebilirlik, korozyon direnci, sertlik ve mekanik değerler gibi karakteristiklere göre yapılmaktadır.

1.3.1.3 Yaygın alaşım sistemleri

Alaşımlar belirtildiği gibi uluslararası olarak kabul edilen şekilde, 9 seride tanımlanmış ve sınıflandırılmış olup 200'ün üzerinde kompozisyonu kapsamaktadır (The Aluminum Association [AA], 1988). Kapsamın geniş olması bireysel ihtiyaçlardan doğmaktadır; bazen harf konularak çeşitlendirme arttırılmaktadır (örneğin 356.0 ve A356.0 gibi).

Alüminyumda ısıtılma işlemi uygulanmıyorsa alaşım numarasını sonuna F harfi konularak belirtilir. Isıtılma işlemi tanımlamaları 0, T4, T5, T6 gibi sınıflandırmalar yapılmaktadır.

1.4 Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi

Bu bölümde sık kullanılan alaşım elementlerinin alaşıma etkileri açıklanmaktadır.

1.4.1 Bakırın etkisi

Alüminyumla alaşım elementi olarak kullanılan ilk element bakırdır. Bakır, alaşıma sertlik kazandıran başlıca elementtir (Doğan, 1989; Sun, 1998). Döküm

alaşımlarında ise en fazla % 12 oranında kullanılır ve bu orana kadar mukavemeti arttırır. % 12'den fazlası yapıda gevreklik meydana getirir. Dövme alaşımlarında % 3 ila % 5 oranında kullanılır. % 5'ten fazla kullanılırsa mekanik işleme güçlüğü arttırır. Ayrıca elektrik iletkenliği ve korozyon direncini düşürür (Aydın, 2002). Bakırın alüminyum içindeki çözünürlüğü sıcaklığa bağlı olarak artar. Bu nedenle bakır içeren alüminyum alaşımlarını ısıtma işlemiyle çökelme sertleşmesi ile sertleştirmek mümkündür. Çökelme için gerekli zaman, alaşımın bileşimi ve sıcaklık ile ilişkilidir. Çökelmenin mekanik özelliklere yapacağı etki, çökelen faz miktarına, boyutlarına ve dağılımına bağlıdır (Sun, 1998).

1.4.2 Silisyumun etkisi

Alüminyuma ilave edilen elementler içerisinde Cu'dan sonra en önemli element silisyumdur. Alüminyum içerisinde en fazla % 13 oranında bulunmalıdır. % 13'den fazla silisyum içeren alüminyum alaşımlarının işlenmesi çok zor olmaktadır. Özellikle bakır, nikel ve magnezyum ile birlikte ilave edilirse ısıtma işlemi görebilen alaşım elde edilir. Fakat bu alaşımların çekme mukavemetleri çok yüksek değildir ve mukavemet artışı silisyum artışı ile orantılıdır (Aydın, 2002).

Silisyum ilavesi ile akışkanlık, korozyon direnci, kaynak kabiliyeti artar. Tane küçültme ve modifikasyon işlemleri ile iyi işlenebilirlik özelliği sağlanır. Ayrıca sıvı alüminyumun akışkanlığını arttırır ve sıcak çatlama eğilimini azaltır. Mekanik özellikler alaşımın bileşiminden çok silisyum içeren fazın şekil ve dağılımına bağlıdır. Küçük ve primer faz yüksek mukavemet verir. İğne şeklindeki silisyumlu faz çekme mukavemetini arttırmakla beraber süneklik, darbe ve yorulma mukavemetini düşürür (Sun, 1998).

1.4.3 Magnezyumun etkisi

Önemli alaşım elementlerinden birisidir. Magnezyum, Al-Mg alaşımına yüksek mukavemet ve süneklik, mükemmel korozyon direnci kazandırır. % 8'den fazla Mg içeren Al-Mg alaşımları ısıtma işlemi tabii tutulabilir ve mekanik özellikleri bu şekilde geliştirilebilir. Dövme alaşımlarda % 1 ila % 6 Mg ise şekil verme kolaylığı sağlamak için kullanılır. Genel olarak Mg ilavesi mukavemeti, haddelenebilme kabiliyetini ve işlenebilirliği arttırır (Doğan, 1989; Sun, 1998; Aydın, 2002).

1.4.4 Manganezin etkisi

Alaşım içinde dökülebilirliği arttırmak için demirle birlikte kullanılır. Aynı zamanda metaller arası bileşiklerin özelliklerini değiştirir. Alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır ve işlenebilirliği olumlu yönde etkiler (Aydın, 2002).

1.4.5 Çinkonun etkisi

Çinko, alüminyuma ilave edilmesiyle yüksek mukavemete sahip Al-Zn alaşımları meydana getirir. Alüminyum alaşımlarının kopma mukavemeti bu şekilde artar ve haddelenebilme kabiliyeti artar. AA 7075 ve AA 7078 alaşımlarının temel alaşım elementleridir (Sun, 1998; Aydın, 2002). Çinko, sıcak yırtılmaya sebep olmasına rağmen diğer alaşım elementlerinden olan bakırın ilave edilmesiyle yetersiz olan bazı özellikler giderilmiş olur (Sun, 1998). Genellikle magnezyumla birlikte karıştırılarak ilave edildiğinde haddeleme kabiliyetini arttırdığı gibi yüksek çekme ve darbe mukavemeti de kazandırır. Al-Zn alaşımlarında ise % 20'e kadar çinko bulunabilmektedir. Bu alaşımlar genelde uçak sanayinde kullanılan Al-Mg-Zn alaşımları olup Zn ve Mg oranı % 1'den fazladır (Doğan, 1989; Sun, 1998; Aydın, 2002).

1.4.6 Titanyumun etkisi

Titanyumun tane küçültücü etkisi vardır. Mekanik özelliklerin iyileştirilmesini ve artmasını sağlar. Alüminyuma ilave edilme miktarı en fazla % 20'dir. En iyi etkisi bor ile kullanıldığı zaman görülür. Titanyum, çekme mukavemetini ve sünekliliği artırır ve ısı iletkenliği düşürür (Sun, 1998).

1.4.7 Demirin etkisi

Demir, alüminyum cevheri içerisinde doğal olarak bulunur. Bazı alaşımların sertlik ve dayanımlarını az miktarda arttırmaktadır. Döküm alaşımların sıcak çatlama eğilimini azaltıcı yönde etki etmektedir (Aydın, 2002).

1.5 Alüminyum – Bakır Döküm Alaşımları ve Özellikleri

Alüminyum kum ve kokil döküm endüstrisi, yaklaşık olarak % 8 bakır ihtiva eden bir alaşımın kullanılması ile gelişmiştir. Fakat günümüzde bu alaşımın yerini hemen hemen tamamen, bakıra ilaveten belirli miktarlarda demir, çinko, silisyum, nikel vs.

ihativa eden alaşımlar almıştır. Bu suretle dökümün yalnız kalitesi değil, fakat aynı zamanda mukavemet ve işlenebilme hususiyetleri de ıslah edilmiş olur.

206 alaşım grubu genellikle havacılık sektörü ve askeri uygulamalarda kullanılan çok yüksek mukavemetli bir alaşım grubudur. Roket parçalarından havacılıkta kullanılan yapısal dökümlere kadar kullanım alanı geniştir. Otomotiv endüstrisinde de kısıtlı bir kullanım alanı mevcuttur (URL-3, 2012).

206 alaşım grubu döküm alaşımları içinde en mukavim ve en tok alaşımlardan birisidir. Sadece çökelti sertleşme elementi olarak gümüş içeren 201 grubu, 206 grubu ile rekabet etmektedir. Isıl işlem uygulanabilen 206 grubuna yüksek kırılma tokluğu ile orta-yüksek mukavemet ve çok yüksek süneklik kazandırmak amacı ile T4 ısıl işlemi uygulanmaktadır. Daha yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda süneklikten bir miktar kayıpla T7 ısıl işlemi uygulanabilir. T6 ısıl işlemi daha yüksek özellikler için uygulanabilir fakat alaşım korozyon çatlamlarına açık hale geleceğinden bu ısıl işlem önerilmez.

206 grubunun farklı empürite limitlerinde ve farklı tane küçültme yöntemlerine göre üretilmiş 3 temel serisi vardır.

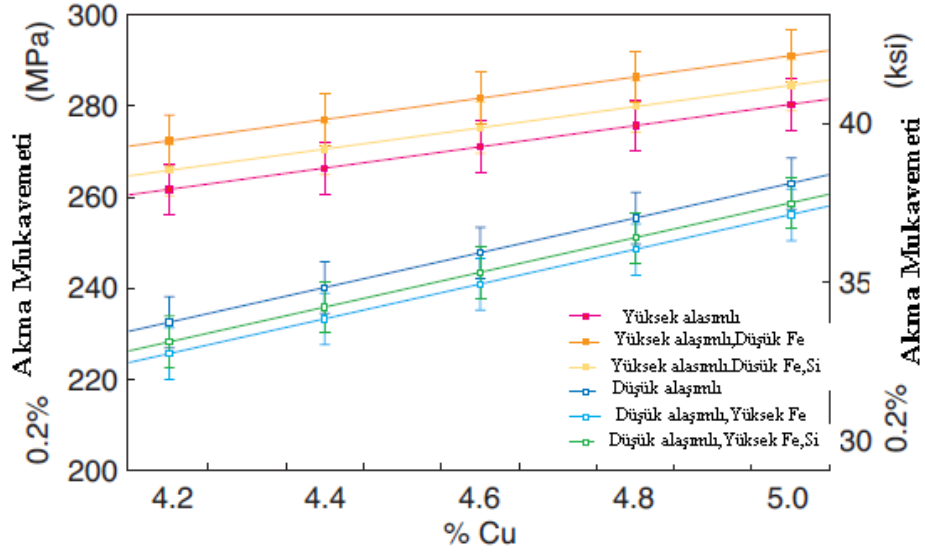
Temel tane küçültme reaksiyonları Al, Cu ve Mg içerir. 206 pek çok uygulamada kullanılan ticari ve temel bir döküm alaşımıdır. A206 yüksek saflıkta havacılık ve önemli askeri uygulamalarda kullanılan ve en yüksek mekanik performans istenen bir alaşımdır. Bu alaşımlar uzun yıllar önce geliştirilen ve döküm parçasında 0,15%-0,30% Ti içeren dökümlerdir. Ti tane küçültme amacı ile kullanılır.

Aluminium Association tarafından belirlenmiş 206 alaşım özellikleri Çizelge 1.4' de (URL-3, 2012) verilmiştir.

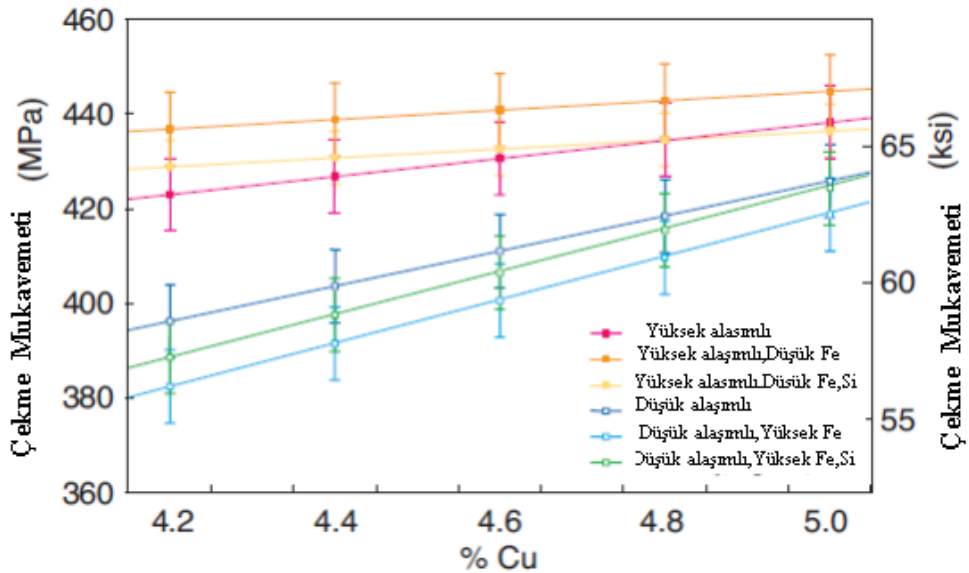
Çizelge 1.4 : Ticari AA206 alaşım kompozisyonları (URL-3, 2012).

Alaşım	Ağırlık, %							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Diğer Elementler
206.0	0,10	0,15	4,2-5,0	0,20-0,50	0,15-0,35	0,15-0,30	0,10	0,05-0,15
206.2	0,10	0,10	4,2-5,0	0,20-0,50	0,20-0,35	0,15-0,25	0,05	0,05-0,15
A206.0	0,05	0,10	4,2-5,0	0,20-0,50	0,15-0,35	0,15-0,30	0,10	0,05-0,15
A206.2	0,05	0,07	4,2-5,0	0,20-0,50	0,20-0,35	0,15-0,25	0,05	0,05-0,15
B206.0	0,05	0,10	4,2-5,0	0,20-0,50	0,15-0,35	0,10	0,10	0,05-0,15
B206.2	0,05	0,07	4,2-5,0	0,20-0,50	0,20-0,35	0,05	0,05	0,05-0,15

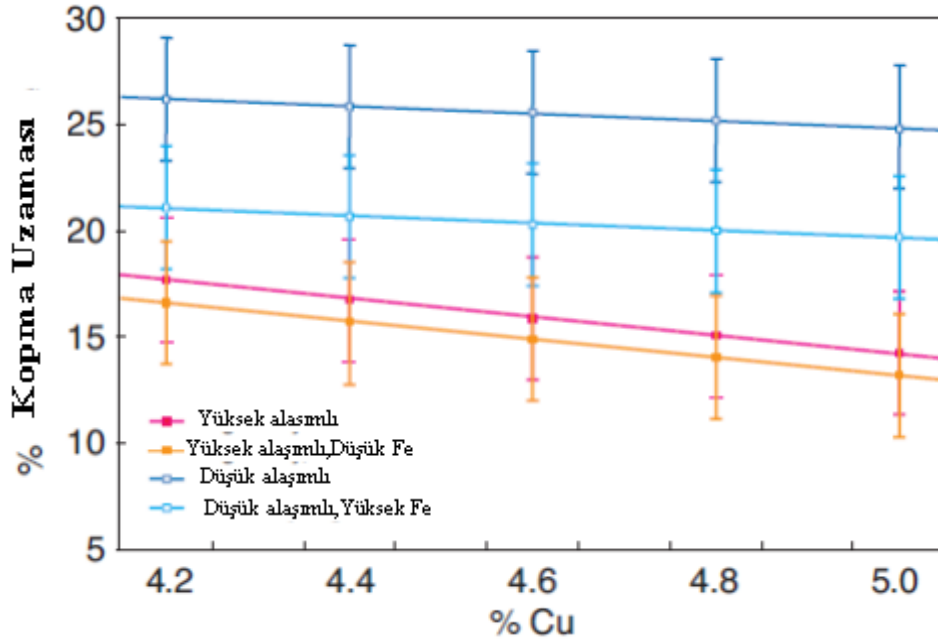
Bu gruplardaki temel fark saflıktır, örn. Fe seviyesi ve Ti limiti gibi. Çoğu döküm alaşımlarında olduğu gibi 206 alaışımının mekanik özellikleri pek çok faktöre bağlı olarak değişir. Bu faktörler metal temizliği, hidrojen seviyesi, kimyasal yapı, ısıt işlem ve katılaşma süresidir (ikincil dendrit kol uzunluğuna bağlı olarak). Şekil 1.2 (URL-3, 2012) kompozisyon ve akma mukavemeti arasındaki ilişkiyi gösteren empürite seviyelerinin de belirtildiği bir grafikdir. Akma mukavemeti Cu içeriği ile artmaktadır.



Şekil 1.2 : 206.0-T4 alaışımının akma mukavemetine Cu içeriğinin etkisi (URL-3, 2012).

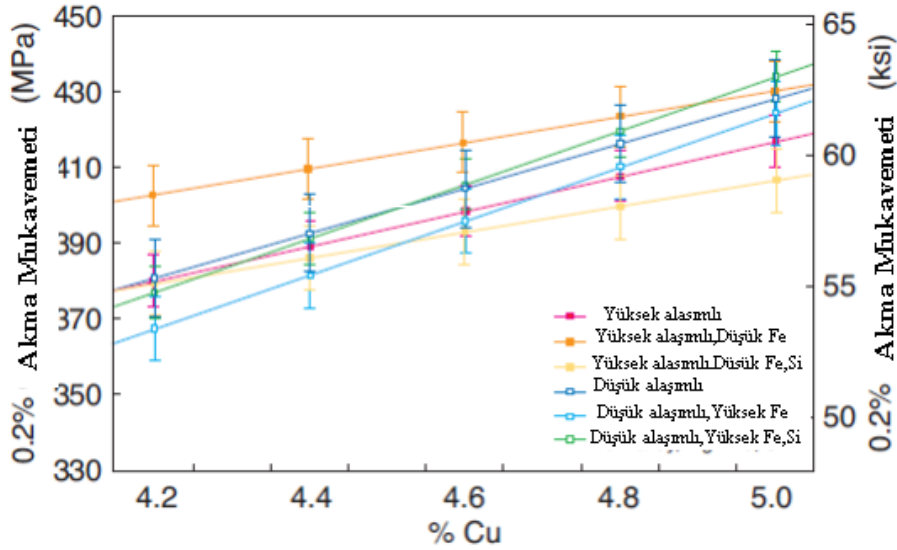


Şekil 1.3 : 206-T4 alaışımının çekme mukavemetine Cu içeriğinin etkisi (URL-3, 2012).



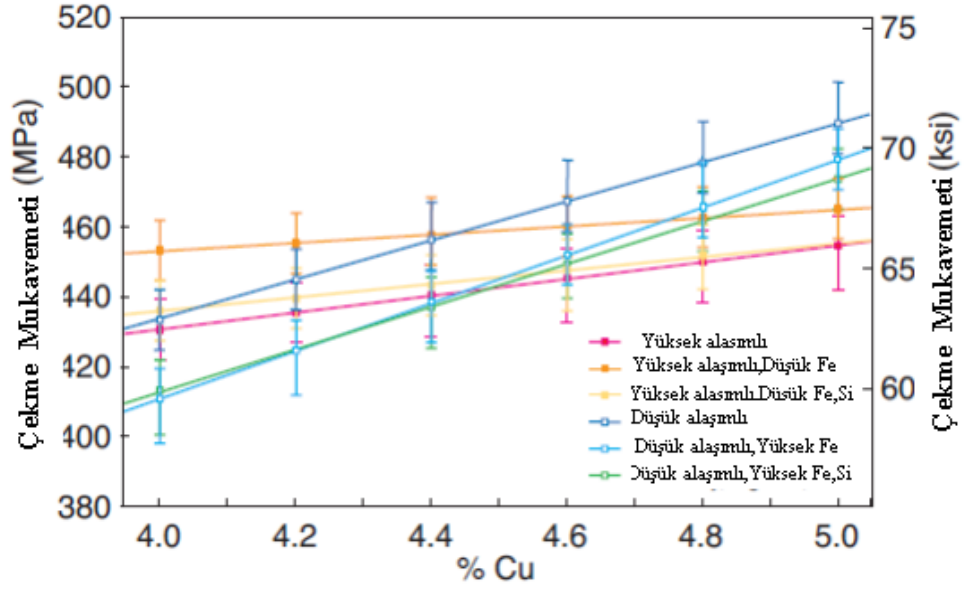
Şekil 1.4 : 206-T4 alaışımının % uzama değerlerine Cu içeriğinin etkisi (URL-3, 2012).

Tüm durumlarda temel alaşım elementleri mukavemet ve süneklik arasındaki dengeyi sağlamaya yönelik olarak ayarlanmıştır. Fe'in özelliklere etkisi negatif olabilirken, Si içeriğinin 206 alaışımında çok az etkisi olduğu bilinmektedir.

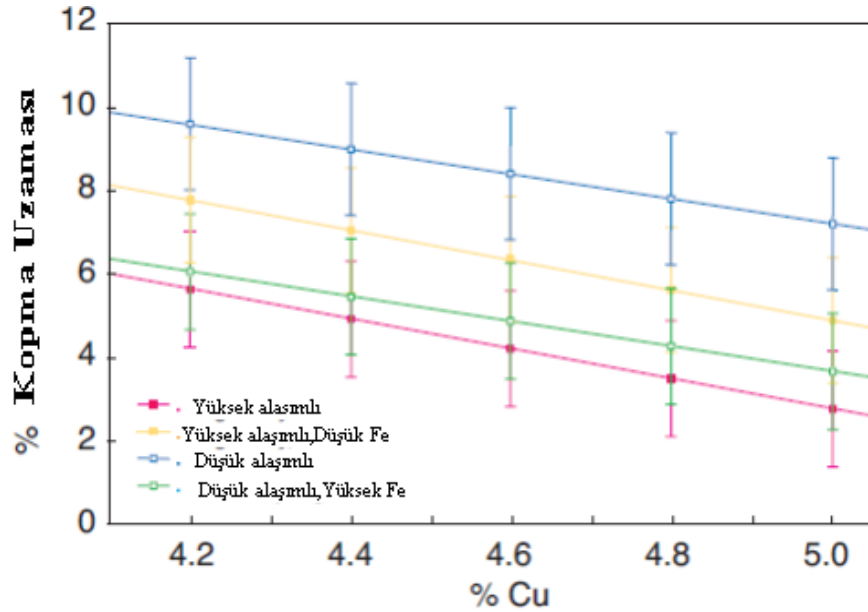


Şekil 1.5 : 206-T7 alaışımının akma mukavemetine Cu içeriğinin etkisi (URL-3, 2012).

Şekil 1.5, Şekil 1.6 ve Şekil 1.7 (URL-3, 2012); T7 ısıt işlemleri görmüş alaşımların grafikleridir. Şekil 1.5'te 206-T7 alaşımının kompozisyona bağlı akma mukavemeti empürite seviyeleriyle birlikte verilmiştir. T7 işleminde yüksek süneklik elde edilmiştir. Maksimum süneklik eldesi için daha saf alaşım elementleri ile döküm yapılmalıdır. Tüm şekillerde empürite seviyelerinin artmasıyla mukavemette azalma olduğu görülmektedir (URL-3, 2012).



Şekil 1.6 : 206-T7 alaşımının çekme mukavemetine Cu içeriğinin etkisi(URL-3, 2012).



Şekil 1.7 : 206-T7 alaşımının % uzama değerlerine Cu içeriğinin etkisi (URL-3, 2012).

2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI VE ISIL İŞLEMLER

2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sembolleştirilmesi

Alüminyum alaşımlarının sembolleştirilmesi, alaşım elementlendirme sisteminden daima bir harf ilavesiyle ayırt edilir. Bundan başka bazı işaretler sadece dövme mamullere, bazıları yalnız dökme mamullere, bazıları da her ikisine tatbik edilmiş olduğunu gösterir (Doğan, 1989).

Alaşımlar belirtildiği gibi uluslararası olarak kabul edilen şekilde, 9 seride tanımlanmış ve sınıflandırılmış olup 200'ün üzerinde kompozisyonu kapsamaktadır (The Aluminum Association [AA], 1988). Kapsamın geniş olması bireysel ihtiyaçlardan doğmaktadır; bazen harf konularak çeşitlendirme arttırılmaktadır (örneğin 356.0 ve A356.0 gibi).

Alüminyum alaşımlarına mekanik veya ısı işlemlerin ya da her ikisinin uygulanması, alaşımın temper durumunu belirtir. Temper durumunun gösterilişi döküm ve mekanik işlem (dövme) alaşımları için aynıdır. Temper simgesi alaşım kodundan sonra gelir ve birbirinden (-) ile ayrılır. Değişik temper işlemleri varsa temperi ifade eden ana harf yazıldıktan sonra, temper işlemleri yapılış sırasına göre yazılır. Temper işlemleri F, O, H, W ve T harfleri ile ifade edilir (Sun, 1998).

2.1.1 Temel temper tasarımları

F, Üretildiği şekilde; üzerinde hiçbir işlem yapılmamış işlem ve dökümleri için kullanılır.

O, Tavlanmış ve yeniden kristalleştirilmiş; en düşük dayanım ve en yüksek sünekliğe sahip döküm ürünler için kullanılır.

H, Soğuk işlem ile sertleştirilmiş (yalnız işlem alaşımları için); soğuk işlemle deformasyon işlemine tabi tutulmuş alaşımı ifade eder (Doğan, 1989; Sarıtaş, 1995; Sun, 1998).

2.1.2 Soğuk işlem ile sertleştirilmiş alt bölümler

H1, Sadece soğuk işlem ile sertleştirilmiş.

H2, Soğuk işlem ile sertleştirilmiş ve kısmen tavlanmış.

H3, Soğuk işlemle sertleştirilmiş ve kararlı yapılmış (Sarıtaş, 1995; Sun, 1998).

2.1.3 Isıl işlem uygulanmış alt bölümler

W, Solüsyona alma ısıl işlemi görmüş kararsız bir temper işlemidir. Yalnızca solüsyona alma ısıl işleminden sonra oda sıcaklığında kendi kendilerine yaşlanabilen alaşımlar için kullanılır. T, Kararlı bir temper elde etmek için alaşıma F, O veya H işleminden başka uygulanan temper işlemini gösterir. Kararlı temperi ifade eden T harfinden sonra 1'den 10'a kadar rakam kullanılır.

T1, Sıcak işlenmiş, fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış.

T2, Fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırılmış.

T3, Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılmış (işlem (dövme) alaşımları için).

T4, Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve doğal olarak yaşlandırılmış.

T5, Fabrikasyon sıcaklığında soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmıştır.

T6, Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve yapay yaşlandırma uygulanmış.

T7, Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve dengeli duruma getirilmiş (döküm alaşımları için).

T8, Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırma uygulanmış (işlem alaşımları için).

T9, Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk işlem uygulanmış yapay yaşlandırma uygulanmış.

T10, Yapay olarak yaşlandırılmış ve soğuk işlenmiş (işlem alaşımları için) (Brooks, 1982; Doğan, 1989; Sarıtaş, 1995; Sun, 1998; Aydın, 2002).

2.2 Alüminyum ve Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Isıl işlem, metallerde istenilen özellikleri geliştiren bir ısıtma işlemi veya işlemler zinciri olarak bilinmektedir. Bir diğer ifadeyle metallerin ısıtılmasını ve soğutulmasını gerektiren durumlarda ve kimyasal bileşiminde herhangi bir değişme yapmadan sadece mekanik özelliklerini istenilen şekilde olmasını sağlayan işlemler olarak tarif edilebilir (Beton and Rollason, 1958; Doğan, 1989). Alüminyum alaşımlarına ilave edilen alaşım elementlerinin ısıl işlem uygulanması neticesinde

dayanımı arttırdığı gibi bazı alaşım elementlerinin ilavesiyle de ısıtılma tabi tutulmasına engel olmaktadır. Bu sebepten dolayı, ısıtılma karşı gösterdikleri hassasiyete göre dövme veya dökme alüminyum alaşımları, ısıtılma uygulanabilen veya ısıtılma uygulanamayan alaşımlar olarak iki gruba ayrılmaktadır (Su, 1988; Doğan, 1989; Yüksel, 1991; Aydın, 2002).

Isıtılma yapılabilen alaşımların içinde bulunan elementler, yüksek sıcaklıklarda büyük ölçüde katı halde erime özelliklerine sahip olmakla beraber, düşük sıcaklıklarda katı halde eriyebilme özellikleri sınırlı kalmaktadır. Bu önemli neden alaşımların ısıtılma yapılabilmesine olanak sağlamaktadır (Aydın, 2002).

Dövme alaşımları arasında ısıtılma tabi tutulabilenler grubuna dahil olanlar: 2XXX, 6XXX ve 7XXX serileridir. 2011, 2014, 2017, 2018, 2024, 2025, 4032, 6151, 6061, 6063 ve 7075'dir (Doğan, 1989; Aydın, 2002).

Alüminyum alaşımlarına uygulanan sertleştirme amaçlı ısıtılma ile sertlik artışı, ikinci faz çökeltilerinin ince ve homojen olarak matris içinde çökmesiyle sağlanır. Bu nedenle sertleştirme yöntemi “çökeltme sertleşmesi” olarak adlandırılmıştır. Demir dışı metallerin mukavemetini arttırmada kullanılan en önemli yöntemlerden birisi de çökeltme sertleşmesidir. Özellikle uçak sanayisinde kullanılan hafif alüminyum alaşımları çökeltme sertleşmesi ile sertleştirilmektedir. Bu işlem malzemenin sadece mekanik özelliklerini değil, aynı zamanda manyetik ve iletkenlik özelliklerini de etkilemektedir. Bu nedenle yaşlandırma ısıtılma işlemi, elektronik malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla da uygulanmaktadır (Çimenoglu, 1989; Sun, 1998).

Çökeltme ile sertleşebilen alüminyum alaşımlarında mekanik özellikleri arttıran çökeltiler farklı alaşımlarda ve farklı bileşiklerden oluşmaktadır. Bunları aşağıdaki şekilde sıralayabiliriz.

a) Al-Cu alaşımları, CuAl_2 bileşiği ile dayanım kazanır.

b) Al-Cu-Mg alaşımları, Mg'un yoğun olarak bulunduğu bileşiklerle dayanım kazanır.

c) Al-Mg-Si alaşımları, Mg_2Si bileşiği ile dayanım kazanır (Aydın, 2002).

Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıtılma işlem prosedürlerinin kodlaması ve açıklamaları Çizelge 2.1' de (Geçkinli, 2002) verilmiştir (Geçkinli, 2002).

Çizelge 2.1 : Alüminyum alaşımlarında temper kodlaması (Geçkinli, 2002).

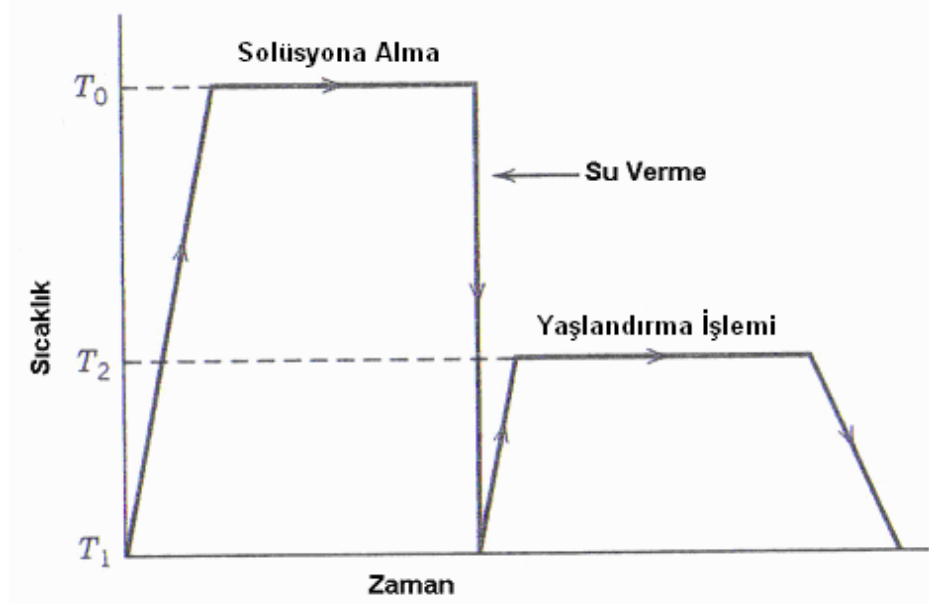
Temper	Temper Kodu	Açıklama
F		Mekanik veya ısıl işlem görmemiş (döküm, dövülmüş vb.) halde
O		Tavlanmış ve yeniden kristalleşmiş
H	H1x	Soğuk işlem uygulanmış
	H2x	Soğuk işlenmiş ve kısmen tavlanmış (x, farklı sertlikleri ifade etmektedir.)
	H3x	Sadece soğuk işlem uygulanmış ve kararlı
	H4x	Soğuk işlem uygulanmış ve malzeme yaşlanmaması için düşük sıcaklıkta ısıl işlemle stabilize edilmiş (x, stabilizasyon sonrası sertleşme işlemini ifade eder.)
W		Çözeltiliye alınmış
T	Yaşlandırma işlemini göstermektedir	
	T1	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş ve doğal olarak yaşlanmış
	T2	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş, soğuk deformasyon uygulanmış, doğal olarak yaşlanmış
	T3	Çözeltiliye alınmış, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırma uygulanmış
	T4	Çözeltiliye alınmış ve doğal yaşlanmış
	T5	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş ve yapay yaşlandırılmış
	T6	Çözeltiliye alınmış ve yapay yaşlanmış
	T7	Çözeltiliye alınmış ve stabilize edilmiş (aşırı yaşlanmış)
	T8	Çözeltiliye alınmış, soğuk işlenmiş, yapay yaşlandırılmış
	T9	Çözeltiliye alınmış, yapay yaşlandırılmış ve soğuk işlem uygulanmış
	T10	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş, soğuk işlem uygulanmış yapay yaşlanmış

2.2.1 Yaşlanma ısıl işlemi

Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarında yaşlanma ısıl işlemi, üç ana safhadan oluşmaktadır (Ersümer, 1960; Doğan, 1989; Aydın, 2002). Plastik şekil değiştirmesine ihtiyaç duyulmaksızın ve üretimi sırasındaki istenen bir kademede malzemenin sertleştirilmesi, çökeltme sertleşmesi yönteminin üstünlükleri olarak özetlenebilir. Çökeltme sertleşmesi, ancak denge diyagramlarında solvus eğrisi bulunan alaşımlarda oluşur. Yani alaşım elementinin çözünme miktarı sıcaklıkla

artmalıdır. Çökelme sertleşmesinin aşamalarından birincisi öncelikle solüsyona alma işlemi, ikincisi su verme (soğutma), üçüncü olarak yaşlandırma işlemi olarak bilinmektedir (Sun, 1998).

Şekil 2.1’de (Callister, 2002) yaşlandırma ısıl işleminin aşamaları gösterilmektedir.

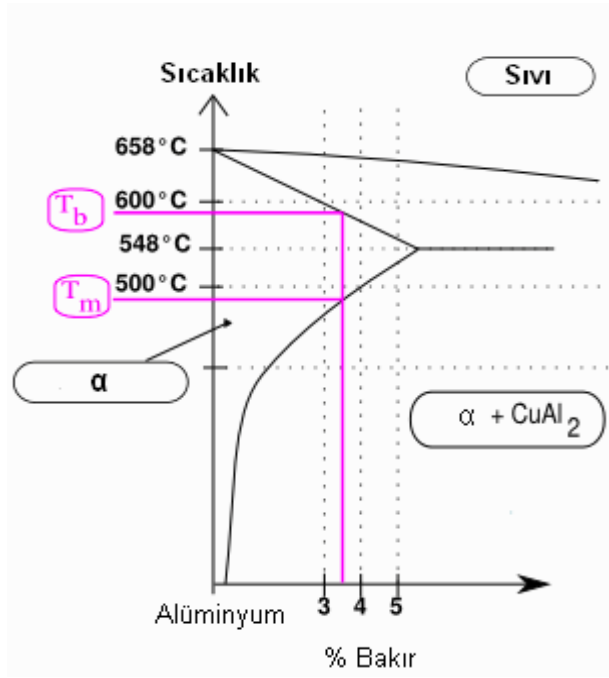


Şekil 2.1 : Yaşlandırma ısıl işlemi sıcaklık-zaman faz diyagramı (Callister, 2002).

2.2.1.1 Solüsyona alma

Çökelme sertleşmesi ile malzemenin dayanımının arttırılmasında ilk aşama solüsyona alma işlemidir. Solüsyona almada amaç mukavemet arttırıcı alaşım elementlerinden maksimum miktarını katı ergiyik içine almaktır. Bu nedenle alaşım, artan alaşım elementi miktarıyla yükselen tek fazlı bölgeye girme sıcaklığına ulaşıldığına emin olunan sıcaklığın yani solvüs sıcaklığının birkaç derece üzerine kadar ısıtılmalıdır. Bu aşamada alaşımın ötektik ergime sıcaklığından daha düşük sıcaklığa kadar ısıtılmalıdır (Aydın, 2002).

Isıl işlem uygulanabilen alaşımlarda Şekil 2.2’de (URL-4, 2012) görüldüğü gibi solvüs sıcaklığı artan alaşım elementi miktarıyla birlikte daha yukarı sıcaklıklara yükselmektedir. Bundan dolayı ısıl işlem uygulanacak malzemenin kimyasal bileşimini tespit ederek çözelti ısıl işlem sıcaklığının belirlenmesi büyük faydalar sağlamaktadır.

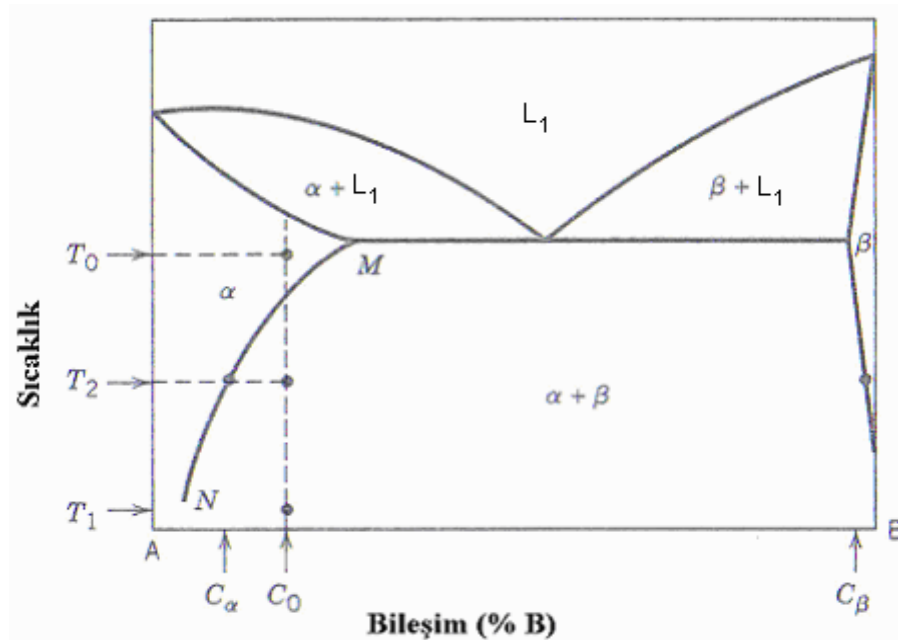


Şekil 2.2 : Al- Cu faz diyagramı (URL-4, 2012).

Eğer alaşımın ötektik ergime sıcaklığı aşılsa tane sınırı ergimesi meydana gelir ve malzemenin mekanik özelliklerinde azalma olur. Solüsyona alma işleminde ısıtma hızı, dikkat edilmesi gereken hususlardan biridir. Çünkü ısıtma hızı, dengesiz ergimelere sebep olmaktadır. Örneğin, % 4 Cu içeren Al alaşımının F durumunda (döküm, sıcak işlenmiş vb.) CuAl_2 çökeltileri bulunur. Bu çökeltiler ancak uygun ısıtma hızlarında 500 °C’ de çözünürken hızlı ısıtmalarda CuAl_2 ’nin birçoğu çözünmeden kalmaktadır (Aydın, 2002).

Solüsyona alma işleminde diğer önemli nokta ise solüsyonda bekleme süresidir. Bu süre, malzeme yapısında çözünmemiş faz bırakmayacak ve homojen bir yapı verecek şekilde ayarlanmalıdır. Solüsyona alma süresi, ince kesitli malzemelerde düşük olup artan kesit miktarıyla birlikte artmaktadır (Aydın, 2002).

Ötektik başlangıç sıcaklığının aşılmasına dikkat edilmelidir. Şekil 2.3’deki (Callister, 2002) faz diyagramına göre T0 sıcaklığından daha fazla bir sıcaklık üzerine yani ötektik ergime sıcaklığı üzerine çıkılmamalıdır. Alt sıcaklık değeri ise, katı ergiyiğe alma işlemlerinin tamamlandığı sıcaklıktan biraz yüksek olmalıdır. Yani T0 sıcaklığından daha az bir sıcaklık seçilir.



Pratikte su verme işlemi normal olarak azami su verme gecikmesi ve azami su sıcaklığı ile kontrol edilir (Karakışlak, 1978; Doğan, 1989).

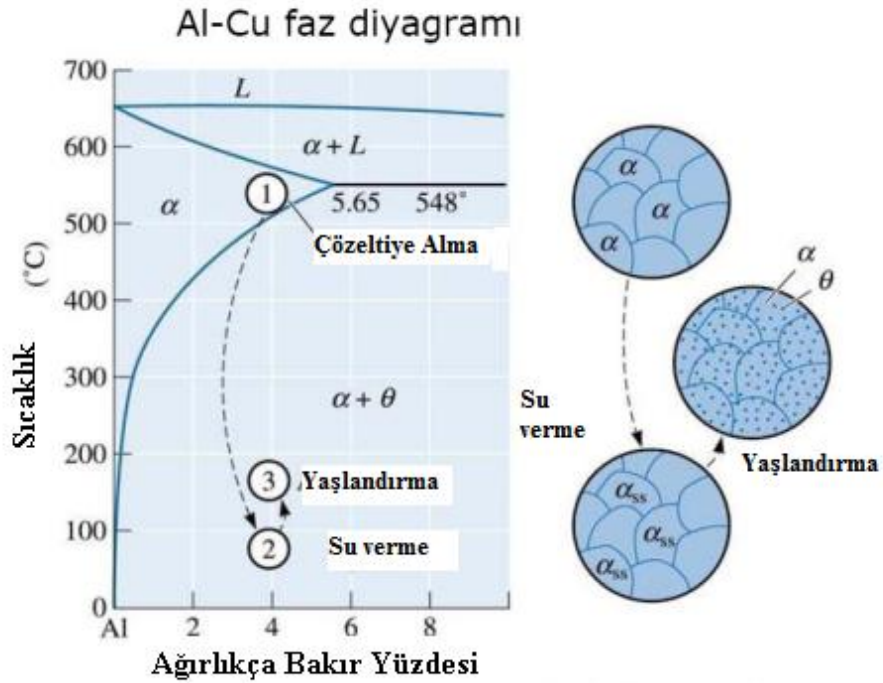
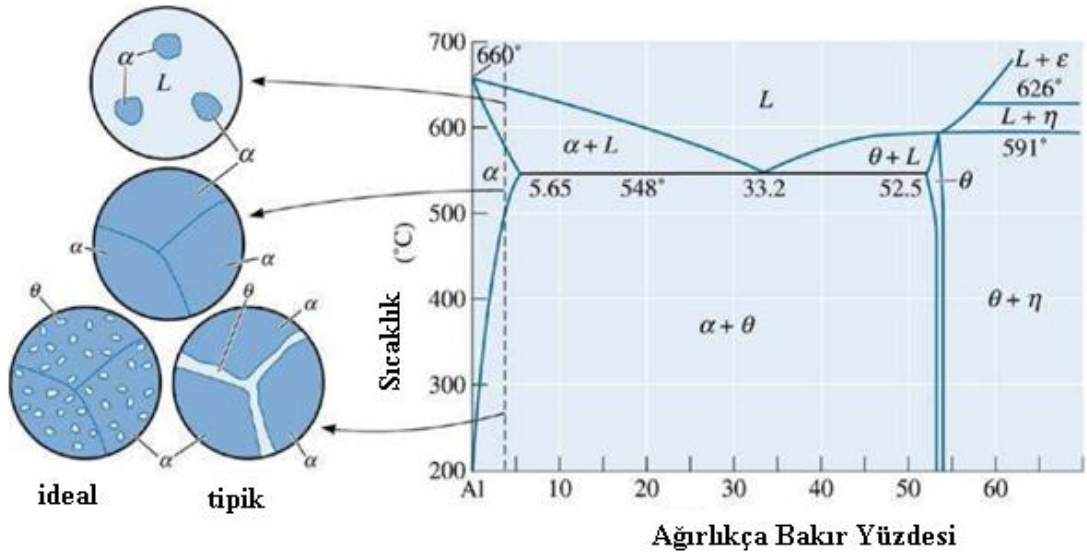
Malzemeler fırında su verme ortamına ister mekanik olarak isterse de otomatik olarak gönderilsin; bu süre azami su verme gecikmesini aşmamalıdır. Standart su verme gecikmesi, fırın kapısının açılmaya başlaması ile malzemenin su verme ortamına dalmasıyla biten süredir. İzin verilen maksimum zaman sıcaklık ve oda sıcaklığındaki havanın hızına ve parçaların kesitlerine bağlıdır (Karakışlak, 1978; Doğan, 1989). Su verme işleminde kritik faktörler, su verme aralığı ve su verme ortamıdır. Su verme aralığı fırın kapaklarının açılıp, yükün daldırılmasına kadar geçen zaman olup, mümkün olduğunca azaltılmalıdır. Su verme aralığı 10 ila 20 saniyelik sürelerde olmalıdır (Doğan, 1989).

Genel kural olarak en iyi maksimum dayanım ve tokluk hızlı soğuma ile elde edilir. Daha hızlı su verme, çözündürme işleminin kalıcılığını daha fazla arttıracak, bu da daha sonra çökeltme sertleşmesinin daha etkin olarak yapılmasını sağlayacaktır. Ulaşılabilecek en yüksek dayanıma en hızlı su verme hızıyla erişilebilir (Doğan, 1989; Aydın, 2002).

Dayanımı arttırma işlemlerinde kırılmalardan sakınmak için, dayanımı arttırma işlemi mümkün olduğu kadar su vermeden hemen sonra olmalıdır. Bu işlem genellikle 24 saat içinde yapılmalıdır (MMO, 1978; Doğan, 1989).

2.2.1.3 Yaşlanma işlemi

Aşırı doymuş katı eriyiğin çözeltiye alınması ve su vermeden sonra oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) veya denge solvüs eğrisinin altında (suni yaşlanma) bir sıcaklıkta çökelmeye alınması olayı yaşlandırma veya çökelti ısıl işlemi olarak bilinir. Bir diğer ifadeyle aşırı doymuş bir katı fazdan zaman ve sıcaklık etkisiyle yeni bir fazın oluşmasına çökeltme sertleşmesi (yaşlanma) adı verilir. Şekil 2.4' de (Erdoğan, 1996) görüldüğü gibi solüsyona alma işleminden sonra su verme işlemi sonucunda yaşlandırma işlemi yapılmaktadır. Yaşlandırma işleminin yapılabilmesi için alaşımın hangi sıcaklıklarda yaşlandırılması gerektiği bilinmelidir. Katı eriyiğe alma ısıl işleminden sonra uygulanan su verme sonucu alüminyum alaşımları, tam olarak uygun bir sertlik ve mukavemete ulaşamazlar. Bu alaşımlarda maksimum sertlik ve mukavemeti elde etmek için alaşım yaşlandırılır (Doğan, 1989; Aydın, 2002).



Şekil 2.4 : Al-Cu faz diyagramı ve Al % 4 Cu alaşımının çözeltiye alma işlemi, su verme ve çökeltme sertleşmesi safhalarında mikro yapı değişimleri (Erdoğan, 1996).

Çökelti sertleşmesinin ana mekanizması çözünen atomların uyumlu bir topluluk oluşturmasını sağlamaktır. Bu oluşum ile bir araya toplanan çözünen atomlar bir taraftan matris kristal yapısına uyum gösterirken atom boyutları arasındaki farktan dolayı büyük miktarda gerilme meydana gelir. Bu nedenle çökeltinin gerilme alanının varlığı malzemede dislokasyon hareketine engel olduğundan malzemeye

daha fazla mukavemet veya gerilme kazandırır. Malzeme mukavemetinin artmasında önemli bir etki ise çökelti veya çözünen atom gruplarının uyumlu veya uyumsuz olmasına bağlıdır. Çökelmenin ilk safhalarında ikinci faz tamamen oluşmakta, fakat ikinci fazınkine benzer bir kristal yapısı katı ergiyikle sıkı temas halinde büyümektedir. İki yapı arasındaki atom dizilişi uygun ise katı ergiyik distorsiyona uğramaktadır. Bu küçük boyutlu çökelti parçacıkları ilk olarak 1938'de Guinler-Preston tarafından x ışınları ile bulunmuştur. Bundan dolayı bu ön kademe çökeltilerine literatürde GP zonları denir (Doğan, 1989). Guiner-Preston (GP) bölgesi olarak bilinen çözünen atomların çökeltileri kristal ve mikro yapıda değişiklik nedeniyle malzeme özelliklerinde önemli derece de etkili olurlar. GP bölgesinin boyutu, şekli ve dağılımı; alaşımın kimyasal bileşimi, uygulanmış olan mekanik ve ısı işleme bağlıdır. GP bölgeleri X ışınları ile tanımlanabilirken bazı durumlarda elektron mikroskoplarıyla görülebilir. Çözen ve çözünen atom boyutlarının birbirine yakın olduğu durumlarda GP bölgeleri küresel şekildedir (Al-Ag ve Al-Zn). Ancak atom boyutları arasındaki fark büyükse (Al-Cu sistemi) GP bölgesi disk şeklinde olur. GP bölgeleri boyut itibarıyla yaklaşık 100 Å° çapında 10-15 Å° yüksekliğinde olup açıkça yeni bir faz veya yeni bir kristal yapı oluşturmaktan ziyade matris kafesinde distorsiyona uğramış bir bölge oluştururlar. Bu tür oluşum tamamen dengeli bir yapı oluşturduğundan mikro yapıda önemli bir değişim olmadan ürettikleri geniş bir deformasyon ve dislokasyon hareketlerini kısıtlayan gerilme alanlarının oluşturmalarından dolayı malzemenin mekanik özelliklerini artırır (Doğan, 1989; Aydın, 2002).

Alüminyum alaşımlarına uygulanan yaşlandırma ısı işleme esnasında çeşitli bölgeler oluşmaktadır. Bu bölgeler; GP-1, GP-2, θ^{11} ve θ^1 bölgeleri olarak sıralanmaktadır.

Alüminyum-bakır içeren alaşımların çoğunda GP-1 bölgeleri (100) düzlemleri boyunca alüminyum matris kafes yapısıyla uyumlu zengin bakır içeren yaklaşık 100 Å° uzunluğunda ve birkaç atom kalınlığında bakır atomları kümeleri şeklindedir. Bakır atomunun atomik yarıçapı (r) alüminyumun atomik yarıçapından küçük olması nedeniyle ($r_{Al}=0,143$ nm, $r_{Cu}=0,128$ nm) GP bölgesinin çevresindeki matris düzlemi bakır katmanına doğru yaşlanır (Aydın, 2002).

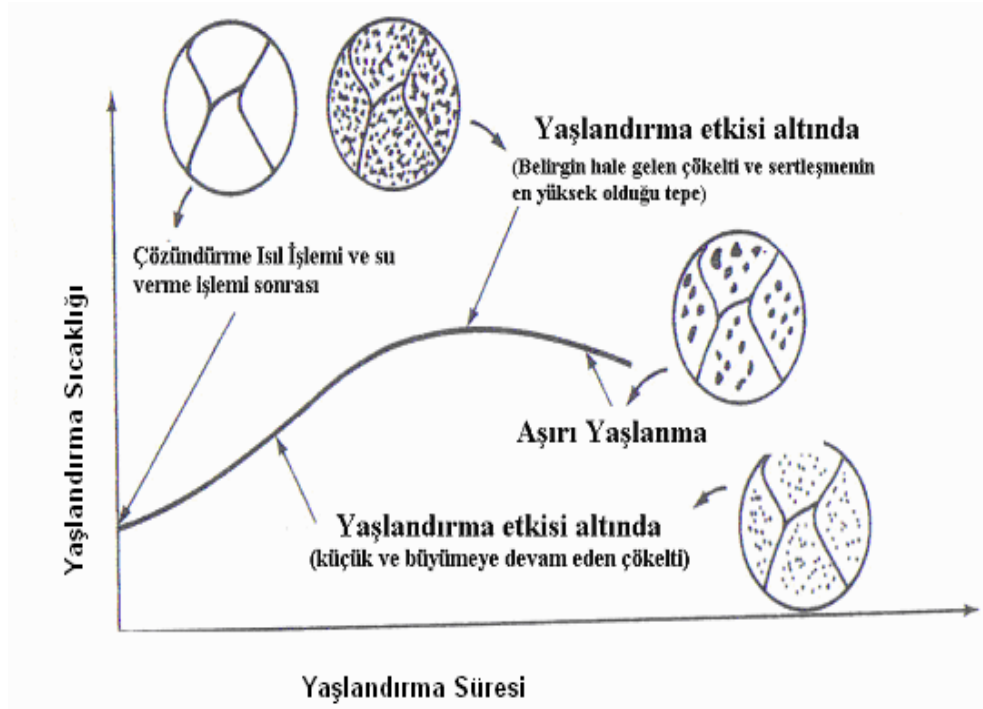
GP-2 bölgeleri GP-1 bölgelerinden daha kalın (yaklaşık olarak 150 Å°) ve daha geniş (yaklaşık olarak 1500 Å°) çapta tetragonal kristal yapıya sahip disk şeklinde çökelen

parçacıklardan oluşur. GP-2 bölgeleri Al ve Cu atomları Cu_2Al_5 bileşiği kapsayan bir yapı meydana getirirler (Aydın, 2002).

Gerilme yaşlandırması, uyumlu çökelti mesafelerinin düzenlenmesini kontrol etmede en önemli yöntemlerden biridir. Çökeltilerin anizotropik dağılımı yaşlandırma esnasında gerilim uygulayarak belirlenebilir. Bu anizotropik dağılım iki fazlı malzemenin anizotropik davranış göstermesini sağlar (Aydın, 2002).

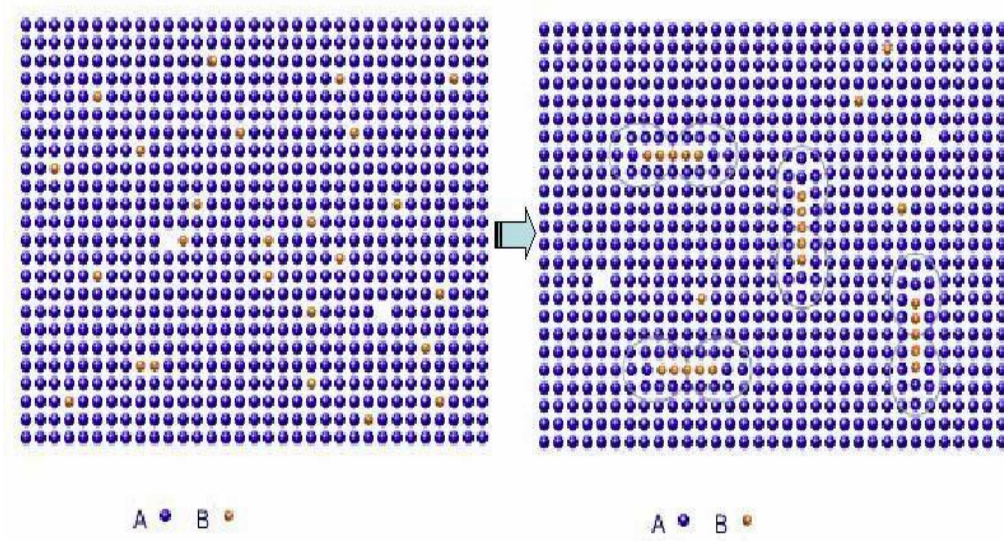
Al-Cu alaşımında, çökelti fazı (θ') tetragonal kristal yapıya sahiptir. $A\theta'=4,04 \text{ Å}^\circ$ ve $\text{Cu}\theta'=5,80 \text{ Å}^\circ$ matrisin $AA\theta'=4,049 \text{ Å}^\circ$ dur. Bu θ' fazı ve matris (Al) arasındaki yapısal farklılık düzensiz çökelti oluşumuna sebep olur (Aydın, 2002).

Yaşlandırma ısı işlemi sayesinde elde edilen maksimum özellikler θ' bölgesinde elde edilir. Isıl işleme devam edildiğinde çökeltilerin boyutları ve dağılımı Şekil 2.5'teki (Askeland, 1998) gibi ideal olmaktan çıkarak komşu çökeltilerde birleşip aşırı derecede büyürler. Bu durumda oluşan bölgeler $\theta\theta$ bölgeleri olarak bilinmektedir. Çökeltilerin aşırı derecede büyümesinden, çökeltiler arası mesafe de artmaktadır. Bu durumda oluşan çökeltiler arası mesafe dislokasyon hareketlerini önleyemeyecek durumdadır. Böylece alaşım θ' bölgesinde kazanmış olduğu üstün özellikleri $\theta\theta$ bölgesinde kaybeder (Aydın, 2002).



Şekil 2.5 : Yaşlandırma ısı işlemi aşamaları ve mikro yapıları (Askeland, 1998).

Şekil 2.6’da (URL-5, 2012) ise yaşlandırma ısıl işleminin nasıl olduğu görülmektedir.



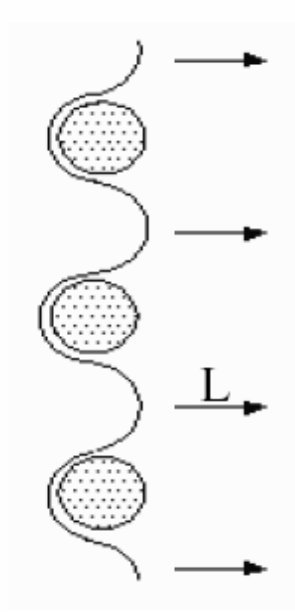
Şekil 2.6 : Yaşlandırma işleminde ilk kademe değişimi (URL-5, 2012).

2.2.1.4 Çökelme sertleşmesi ile dayanım artışı

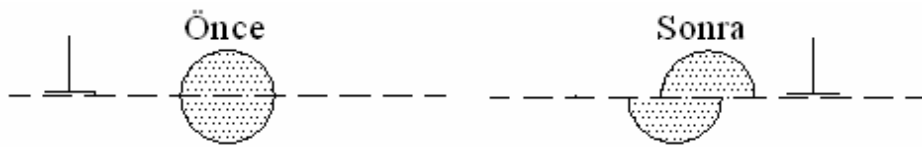
Çökelen partiküller dislokasyon hareketine engel oldukları zaman malzemenin sertliği artar. Çökelti partikülleri genellikle matristen daha serttir ve deformasyon esnasında dislokasyon hareketini engeller. Bu durumda çökelti arasında kalan dislokasyon parçası çökelti partiküllerini aşmak için uygulanan gerilime bağlı olarak hareket eder ve partiküllerin çevresini sarar. Dislokasyonlar her yönde hareket ettiği için çökelti etrafındaki halka sayısı artar ve malzemede dislokasyon yoğunluğunun artışına sebep olur. Şekil 2.7 (Öz, 2007) ve Şekil 2.8’de (Öz, 2007) açıkça dislokasyon hareketleri gösterilmiştir.

İnce çökelti fazı içeren malzemede dayanım veya sertliğin artmasının başlıca sebepleri;

- a) Dislokasyon yoğunluğunun artması.
- b) Dislokasyon hareketlerinin zor olması.



Şekil 2.7 : Çökeltiler arasında oluşan yarım halka şeklindeki dislokasyonlar (Öz,2007).



Şekil 2.8 : Aşırı büyük çökeltilerin dislokasyonlar tarafından kesilmesi (Öz, 2007).

Dislokasyon hareketi için gerilim miktarı teorik olarak 2.1’ de verilen eşitlik yardımıyla hesaplanır.

$$\tau a = \frac{2Gb}{L} \quad (2.1)$$

Burada;

τ a- Kayma modülü

Gb- Burgers vektörü

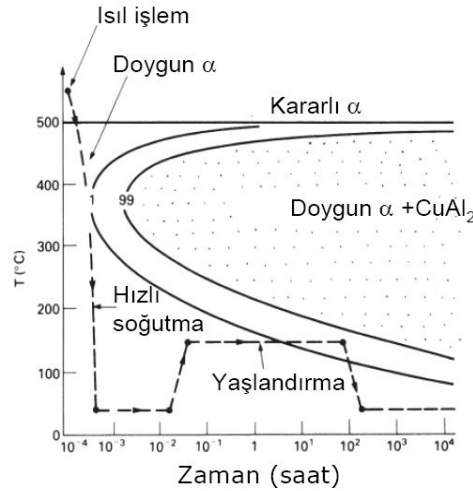
L- Çökeltiler arası mesafe

Bu bağıntıya göre çökeltilerin mesafe azaldıkça dislokasyon hareketini engelleyici etkileri artmakta ve buna bağlı olarak da malzemenin mukavemetinde artış olmaktadır (Doğan, 1989).

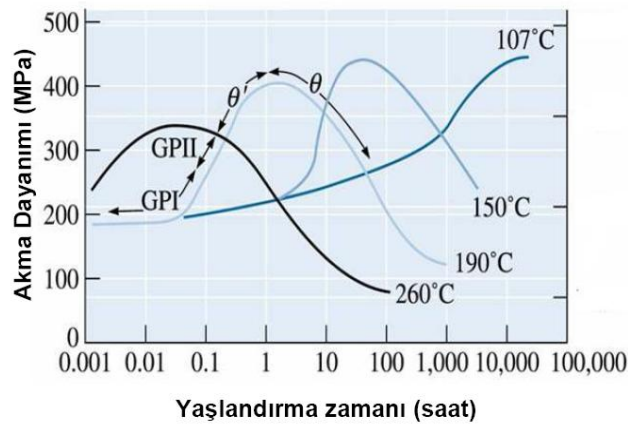
Aşırı yaşlanma bölgesinde 2.1 bağıntısı geçerlidir. Çünkü çözelti ile matris ara yüzeyindeki dislokasyonlar öncelikle hareket ederler ve bu da mukavemetin düşmesine sebep olur. Eğer çözelti aşırı derecede büyük ise dislokasyonlar çökeltiyi keserek mukavemetin düşmesine sebep olur (Doğan, 1989).

2.3 Al-Cu Alaşımında Çökelme Sertleşmesi

Al-Cu faz diyagramı incelendiğinde, eriyikten ayrılan ve en azından ötektik yapı bileşeni niteliğinde olan Al_2Cu arafazı, malzemenin gevrekleşmesine yol açtığı için döküm tekniği bakımından ötektik bileşime yakın olması gereken Al-Cu alaşımlarının pratikte kullanılmasını engeller. Öte yandan katılaşma aralığının genişliği nedeniyle yapısal aşırı soğuma dikkate alınarak teknik Al-Cu alaşımlarının bileşimindeki bakır miktarı % 4,5 ile sınırlandırılmıştır (Doğan, 1989).



Şekil 2.9 : Al-%4Cu sistemi için Cu_2Al fazının TTT diyagramı (Doğan, 1989).



Şekil 2.10 : Isıl işlem (yaşlandırma) sıcaklığı ve zamanının Al-%4Cu alaşımının akma dayanımına etkisi (Doğan, 1989).

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA DEMİRİN ETKİSİ

3.1 Alüminyum Alaşımlarında Demirin Etkisi

Demir pek çok kaynağı olan ve alüminyum alaşımlarında yaygın olarak rastlanan bir empüritedir. Literatür çalışmalarında özellikle Al-Si döküm alaşımlarında demirin negatif etkisi ile ilgili çalışmalar mevcuttur. Fakat demirin etkisi her zaman negatif değildir, bazı dövme alüminyum alaşımlarında (dövülmüş, ekstrüze edilmiş ve haddelenmiş formlarda) alaşımın işlenebilirliğini ve dövme ürününün mukavemetini arttırmak için demir bir alaşım elementi olarak kullanılır.

Demir Al alaşımlarında bir empürite olarak görülür ve Al alaşımlarındaki çözünürlüğü çok düşüktür, ötektik sıcaklığında çözünürlüğü $0,03\pm0,05\%$ seviyelerindedir. Demir bazı Al alaşımlarında yüksek sıcaklık özelliklerini arttırmak için eklenir. En başarılı sistemler Fe içeriği %8'lere ulaşan ani soğutulmuş Al-Fe ve mekanik alaşımlanmış Al-Fe temelli alaşımlardır çünkü Al-Fe intermetalik bileşikleri Al matrisine iyi dağılmış ve böylece yüksek sıcaklıklarda mukavemeti artmıştır. Al kokil döküm alaşımlarında, sıvı Al enjeksiyonu esnasında kalıpta ıstampalama ve lehimleme olmaması için ve kalıp ömrünü uzatmak için demir yüksek seviyelerde tutulmalıdır (1,0 ağırlıkça %).

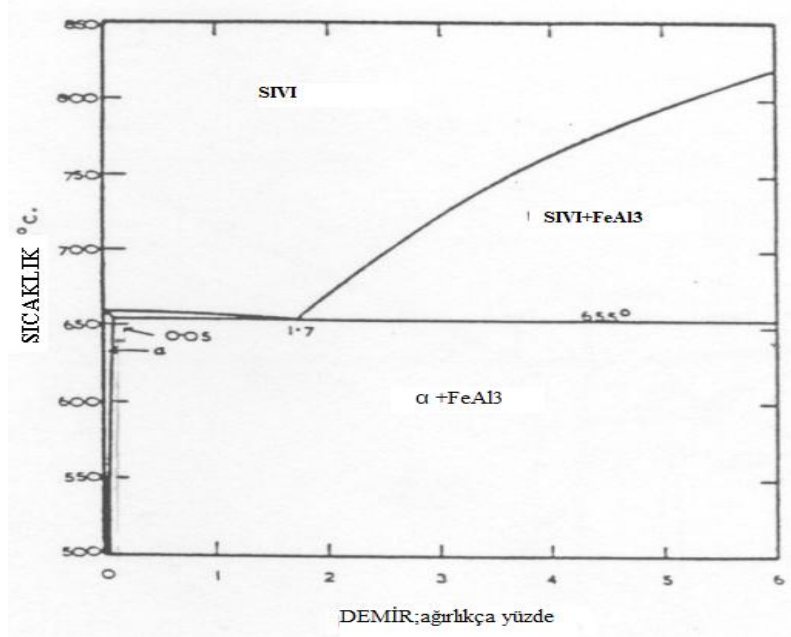
Boksiti (cevher) alüminaya çeviren ve Hall-Héroult elektrolitik indirgeme prosesi ile elektrik ve karbon kullanarak alüminayı ergimiş alüminyuma ($>900^{\circ}\text{C}$) dönüştüren Bayer prosesi ile üretilen birincil alüminyum üretiminde, demir doğal bir empüritedir. Cevherin kalitesine ve değişken proses parametrelerinin, diğer hammaddelerin kontrolüne bağlı olarak, ergimiş birincil alüminyum 0,03–0,15 ağırlıkça % oranında demir içerir ($\sim 0,07\text{--}0,10\%$ ortalama değer ile).

Alüminyumdan demiri ekonomik olarak uzaklaştırmanın bilinen bir yolu yoktur ve bütün ergitme prosesleri demir miktarını artırır. Demir eriyiğe döküm esnasında bilinen 2 mekanizma ile giriş yapar:

1. Sıvı alüminyum temas süresinin uzun olduğu durumlarda korunmamış çelik parçalardan ve fırın malzemelerinden demir çözebilir, $\sim 700^{\circ}\text{C}$ gibi normal ergime

sıcaklıklarında demir 2 ağırlık % seviyelerine ulaşabilir. Şekil 3.1’de (Taylor, 2004) verilen ikili Al-Fe faz diyagramında görüldüğü gibi 1,7 ağırlık % Fe seviyesinde ve 655°C’de bir Al-Fe ötektiği oluşur. 800°C’deki bir eriyikte, demir seviyesi 5%’e kadar ulaşabilir.

2. Demir, alüminyuma düşük saflıkta alaşım elementleriyle, örn. Si, veya eklenen yüksek demir içerikli hurdalar ile katılabilir (Taylor, 2004).



Şekil 3.1 : İkili Al-Fe denge faz diyagramı (Taylor, 2004).

3.1.1 Katılaşmada intermetaliklerin oluşumu

Demirin sıvı alüminyum ve alaşımlarında yüksek çözünürlüğü olmasına rağmen, katı halde çözünürlüğü çok azdır, çeşitli tiplerde intermetalik faz parçacıkları oluşturmak için diğer elementlerle birleşir. Si olmadığında, oluşan yaygın fazlar Al_3Fe ve Al_6Fe ’dir; Si bulunduğunda ise bilinen fazlar Al_8Fe_2Si (alfa ya da α -fazı) ve Al_5FeSi (beta ya da β) fazıdır. Eğer Mg ve Si bulunuyorsa $Al_8FeMg_3Si_6$ şeklinde alternatif bir π fazı oluşabilir. Mn bulunduğunda ise bu faz farklı bir α fazı oluşturur. Ni, Co, Cr, Be bulunduğunda oluşan nadir fazlar da mevcuttur. Al-Cu alaşımlarında oluşması muhtemel intermetalik fazlar ise Al_3Fe ve Al_6Fe , $FeAl_6$ (alfa ya da α -fazı) ve Cu_2FeAl_7 (beta ya da β -fazı), $CuAl_2$ (θ) fazlarıdır. Al-Si, Al-Mg-Si ve Al-Cu alaşımlarında oluşabilecek fazlar Çizelge 3.1’de (ASM Metals Handbook, 1994) verilmiştir.

Çizelge 3.1 : İntermetalik fazlar (ASM Metals Handbook, 1994).

Al-Si	Al-Si-Mg	Al-Cu
• $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ • $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$ • $\alpha(\text{Al-Fe-Si}), (\text{Al-Fe-Si})$ • $(\text{Fe,Cu})_3\text{SiAl}_{12}$ • $\alpha(\text{Al-Fe,Cr-Si})$ • $(\text{Fe,Mn})_3\text{SiAl}_{12}$ • $\alpha(\text{Al-Fe,Mn-Si})$ • $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ • $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ • $\text{Al}_{15}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2$	• FeMg_3Si_6 • $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ • $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	• Al_3Fe ve Al_6Fe • CuAl_2 (alfa ya da α-fazı) • Cu_2FeAl_7 (beta ya da β-fazı)

Al-Cu alaşımlarında önce, primer ve sekonder kolların teşekkül ettiği daha sonra bu kollar arasındaki bölgelerin (1. dereceden) dendrit levhalarını meydana getirmek üzere olduğu görülmüştür. Primer dendrit kolları esas ısı akışı yönünde çözününce fakir, fakat üniform bileşiminde değildirler. 2. ve 3. derecen kollar arasındaki bölgeler dolarak sekonder levhaları yaparlar.

Tek yönlü katılaştırmada alaşımların levha şeklinde yapı gösterme derecelerinin alaşım bileşimine bağlı olduğu belirtilmiştir. Al-4,5 % Cu alaşımlarında olduğu gibi, önemli miktarda ötektik içermeyen alaşımlar genellikle levhasal bir yapı gösterirken, nispeten yüksek oranda ötektik içeren alaşımlarda levhasal yapı azdır.

Dendrit yapısının sadece kompozisyona bağlı değildir, daha önemli ölçüde katılma hızına bağlıdır. %4 ile %24 Cu içeren alaşımlar, düşük katılma hızlarında levhasal dendritik büyüme; yüksek katılma hızlarında ise çubuksal dendritik büyüme göstermişlerdir. Düşük katılma hızlarında, dendritik kolları arasındaki açı 90° iken, yüksek katılma hızlarında çubuksal dendrit kolları ana gövdeye 60° lik açılarla bağlanmışlardır.

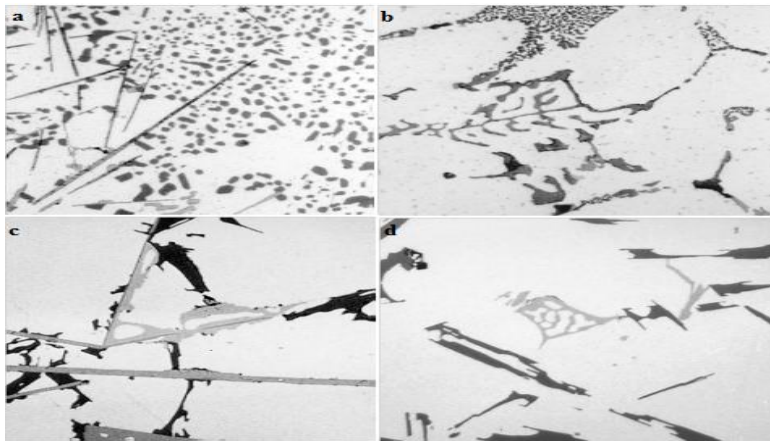
İkili alaşımların çoğunda primer fazların etrafını saran bir örtü tabakası görülür. Mikroyapı incelemeleri Al-Cu alaşımlarında da, α -Al dendritlerinin ince bir CuAl_2 tabakası ile sarıldığını göstermiştir. Bu örtü tabakasının kalınlığı katılma hızı ile azalacaktır.

Al-4,5 %Cu alaşımlarında çil yüzeylerde kıvrılmış dednrit yapısının olduğu gözlenmiştir. Deneylerde dendrit kıvrılmasının döküm sıcaklığının fonksiyonu olmadığı, fakat ince kesitli dökümlerde daha çok kıvrılmanın olduğunu görmüşlerdir. Dendritlerin 40° 'ye kadar kadar dönerek dairesel kıvrılma gösterdiği gözlenmiştir.

Bu kıvrılmanın büyüyen dendritteki ısı gerilmeden mi, mekanik gerilmeden mi veya çekirdeklenmeyi takiben oluşan başka bir nedenle mi olduğu saptanamamıştır. Dendrit kıvrılması ile ilgili genel kabul, dendritlerin etkin büyümeye elverişli kafes yöntemlerini sağlamak için kıvrıldıkları yolundadır.

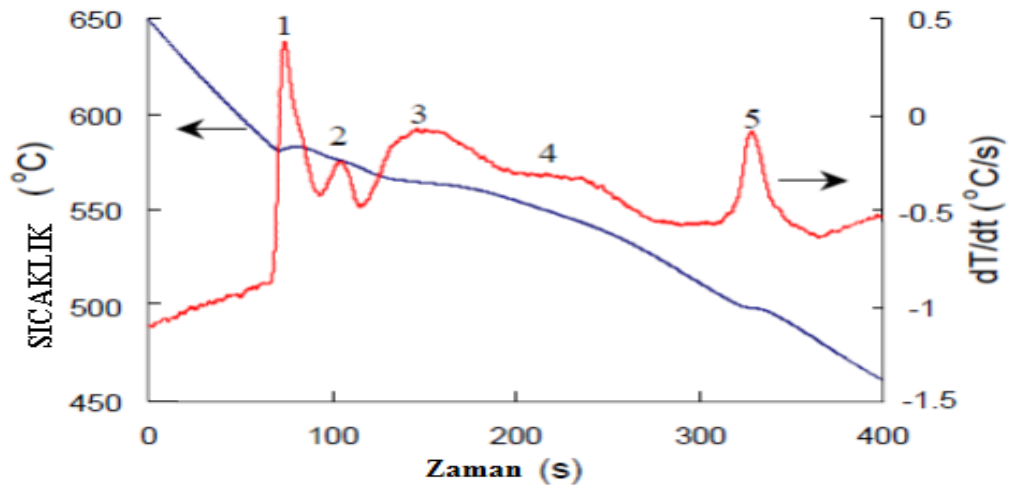
Alüminyum alaşımları (Al-Cu, Al-Sn, Al-Si, Al-Mg) üstünde çalışılarak α -alüminyum dendritlerinin büyümesi incelenmiştir. Yönlenmiş katılaştırılmış alaşımlarda, ikizlenme sonucu dendritlerinin büyüme yönünü değiştirdikleri gözlenmiştir. İkizli dendritler eş yönlenmiş ve serbest büyüyen dendritlerden çok farklıdır. Normal α -Al dendritleri 90° 'lık ikincil ve üçüncül kollar vererek büyüdüğü halde ikizli dendrit kolları dar açı yaparlar. Alaşım elementi ilavesi ve katılaşma hızı ile ikizlenmenin de arttığı bulunmuştur (Yılmaz, 1982).

Bu fazlar Al-Si alaşımlarının mikroyapısında mikroskop altında değişik şekilleri (morfoloji) ve renkleri ile belirgindir. α -fazı elyazısı şeklinde bir morfolojidedir (Şekil 3.2b (Taylor, 2004)), α' 'nın $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ biçimi daha kompakt, bloklu yapıdadır, bazıları polihedral kristaller şeklindedir. Π fazı elyazısı morfolojisi oluşturabilir (Şekil 3.2d (Taylor, 2004)), her zaman olmamakla birlikte sık sık β -fazına yakın olarak bağlanmıştır (Şekil 3.2c (Taylor, 2004)) ve belirgin platelet morfolojidedir (Şekil 3.2a ve c (Taylor, 2004)). β -fazı 3 boyutlu platelet şeklide olmasına rağmen, 2 boyutlu şekilde plateletler iğnemsî yapıda görünür. Bu demir intermetaliklerinin farklı şekilleri dökülebilirlik ve mekanik özellikler üzerinde etkilidir.



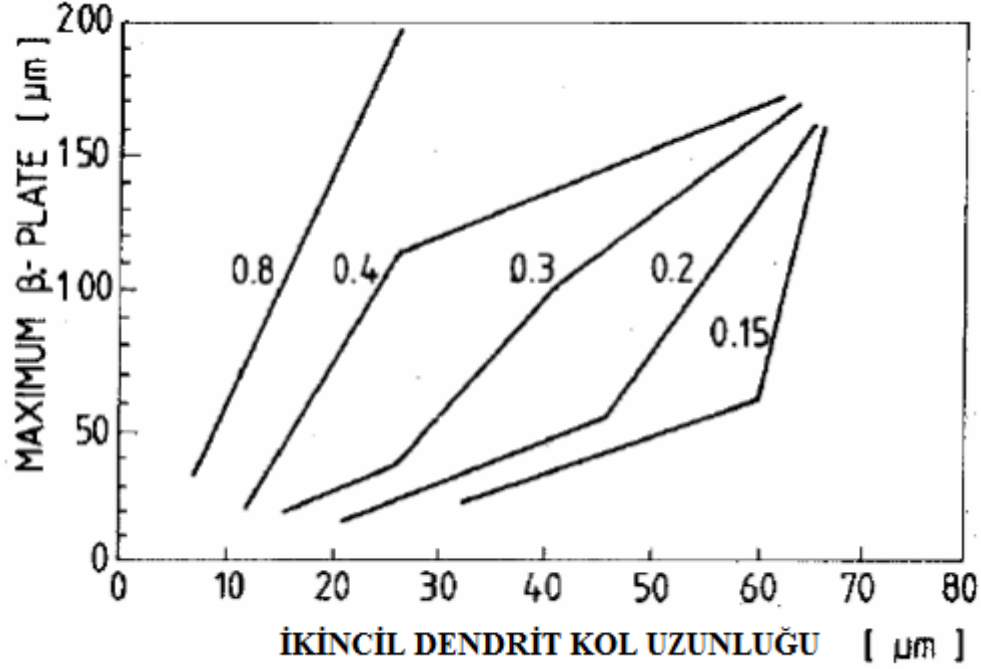
Şekil 3.2 : Al-5%Si-1%Cu-0,5%Mg-(Fe) alaşımında farklı demir içerikli intermetalikleri tipik morfolojilerini gösteren mikroyapı fotoğrafları (a) β - Al_5FeSi plateletleri; (b) elyazısı şeklinde α - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$; (c) β fazından gelişen π -fazı; (d) el yazısı şeklinde π -fazı (Taylor, 2004).

Soğutma hızları ve alaşım elementlerinin konsantrasyonu da farklı fazların katılaşma esnasında oluşumunu, demir intermetalikleri ve etkilerini değiştirir. Şekil 3.3 (Taylor, 2004) Al-Si-Cu-Mg-Fe alaşımının intermetalik faz oluşum noktalarını içeren tipik soğuma eğrisini gösterir. Alüminyumun iğnemsî tanecik yapısının katılaşmasında birincil olarak oluşan intermetalik parçacıklar (sıvının içinde bağımsız olarak büyüyen veya iğnemsî yapıyla aynı zamanda oluşup sıvının içinde kalanlar), Al-Si ötektik katılaşma esnasında veya sonrasında çok daha sonra oluşanlardan daha geniş büyümeye yatkındırlar çünkü sonraki aşamalarda büyümek için daha az sıvı alanı kalır. Tanecikler ne kadar büyükse, o kadar zarar vericidir. Fe miktarı arttırıldığında (ve de Mn) intermetalik faz taneciklerinin daha erken oluştuğu ve daha serbest büyüme olduğu görülmüştür. Daha yavaş soğuma hızı da büyüme için gerekli zamanı sağlayarak büyük taneciklerin oluşum riskini artırır. Demir içeren intermetalikler (özellikle β -Al₅FeSi plateletleri ve α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ el yazısı) yavaş soğutulmuş yüksek Fe/Mn içerikli Al-Si dökümlerde 2 veya daha fazla mm.'ye büyüebilir. Normal döküm şartlarında ve ortalama Fe seviyelerinde, bu intermetalikler tipik olarak 50 – 500 μ m boyutundadırlar. Çok yüksek soğutma hızlarına sahip dökümlerde (yüksek basınçlı döküm gibi) veya düşük Fe seviyelerinde (birincil alaşım ingot kullanıldığında) intermetalik tanecikler 10 - 50 μ m boyutundadır. Fe seviyesinin ve soğutma hızının etkisi Şekil 3.4'te (Taylor, 2004) görülmektedir (Taylor, 2004).

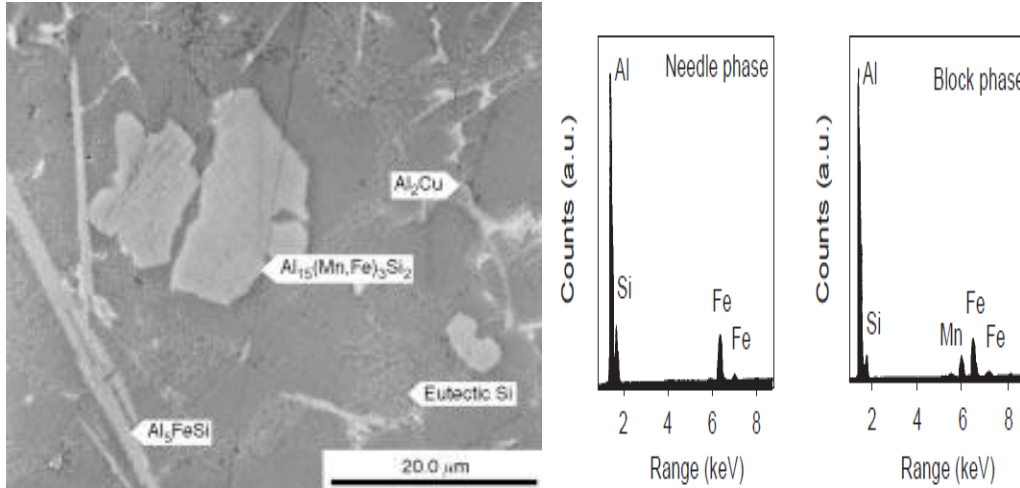


Şekil 3.3 : Al-9Si-3Cu-0,5Mg-1,0Fe alaşımının soğuma eğrisi ve soğuma hızı (Taylor, 2004).

Şekil 3.3'te (Taylor, 2004) ise numaralanmış pikler (1) birincil Al iğnecikleri, (2) β - Al_5FeSi , (3) Al-Si ötektiği, (4) kompleks Mg_2Si ötektiği, (5) kompleks Al_2Cu ötektiğini ifade etmektedir.



Şekil 3.4 : Farklı Fe seviyelerinde AlSi7Mg0.3 alaışımının β faz plateletleri için öngörülen maksimum uzunluğu/ ikincil dendrit kol uzunluğu grafiği (Taylor, 2004).



Şekil 3.5 : 1,8 ağırlık % Fe içeren pres döküm Al alaışımının yüksek büyütmede SEM içyapı resmi, iğnemsil Al_5FeSi ve blok yapıda $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ intermetalikleri (Niu, 1998).

Şekil 3.5'te (Niu, 1998) %1,8 Fe içeren bir alüminyum döküm alaışımının SEM incelemesinde gözlenen mikroyapılar verilmiştir. EDX analizine göre iğnemsil şekilde gözlenen faz, Fe ve Si içeren alüminattır ve bileşimi Al_5FeSi 'dir. Blok

yapıdaki fazlar da alüminattır; Mn,Fe ve Si içerir ve bileşimi $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ 'dir. Demir Mn ile $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ bileşimini oluşturur, şekildeki gibi genelde Çin el yazısı formundadır. Bununla birlikte Mn ve Fe'nin toplam miktarı %0,8'i geçerse intermetalikler birincil olur ve açılal globüller şeklinde görünür. Bu Mn ve Fe'nin toplam içeriğine bağlı olarak Çin el yazısı intermetalik fazın bu dökümde neden görülmediğini açıklar. Al döküm alaşımlarında artan Fe miktarı sert intermetaliklerin yüksek hacim fraksiyonu oluşumuna yol açar (Niu, 1998).

Alüminyum atom çapı $2,86 \text{ \AA}$ iken bakır atom çapı $2,56 \text{ \AA}$ 'dır ve alüminyum köşesinde oluşan α -katı eriyiği yeralan katı eriyik türündedir. Böyle katı eriyik oluşumunda, mikrosegregasyon hem primer faz içinde konsantrasyon gradyenti olarak (Coring) hem de dendritler arası ikincil faz olarak oluşacaktır. Al dendrit merkezi çözününce (Cu) çok fakirken, dış yüzeyler çok zengindir. Dendrit içi bu konsantrasyon farklılığı hem metalografik olarak hem de mikroskop analizleriyle tespit edilmiştir. Al dendritlerinin maksimum bakır eritebilirliği ötektik sıcaklıkta %5,65 Cu mertebesindedir. Dengeli soğutmada %5,65 Cu'den düşük kompozisyonlarda daima tek fazlı yapı, α -Al dendritleri oluşur. Normal soğutmada, alaşım bakır içeriği %5,65'ten az dahi olsa dendrit kolları arasında daima ikincil faz (ötektik) oluşmaktadır (Yılmaz,1982).

3.1.2 Demirin mekanik özelliklere etkisi

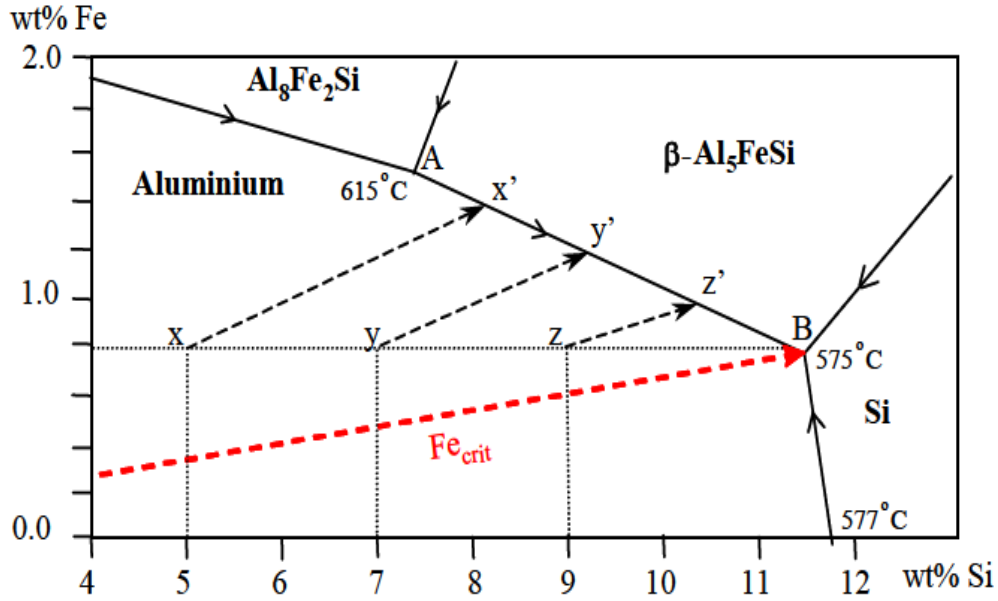
Fe seviyesi yükseldikçe alaşımların sünekliği azalır. Çekme dayanımı azalır, akma dayanımı demirden etkilenmez, süneklik ise akmaya ulaşmadan malzemede gevrek kırılma oluşacak biçimde etkilenir.

Demirin negatif etkileri düşük Fe seviyelerinden itibaren başlar, kritik Fe seviyesine doğru ciddi etkilere ulaşır. Demirin süneklik üzerindeki negatif etkisinin 2 sebebi vardır:

1)Demir içeren intermetaliklerin boyutu ve sayısı (özellikle β -fazı) demir miktarı ile artar ve bu direkt olarak kırılma mekanizmaları üzerinde rol oynar, intermetalikler arttıkça süneklik azalır.

2)Demir seviyesi yükseldikçe, porozite artar ve bu hatanın da süneklik üzerine etkisi vardır (Niu, 1998).

Kritik demir seviyesi direkt olarak alaşımların Si içeriğiyle ilişkilidir. Şekil 3.6 Al-Si-Fe üçlü faz diyagramının bir bölümünü göstermektedir. Alaşımların Silikon içeriği arttıkça β -fazı başlamadan önce tolere edilebilecek demir miktarı artar. 5% silikonda kritik demir içeriği ~0,35%, 7%Si'de ~0,5, 9%'da ~0,6 ve 11% 'de ~0,75%'e ulaşır. Sabit demir yüzdelerinde, artan Si miktarı ile β 'nın oluşabileceği sıcaklık azalır. β -faz alanı ve Al faz alanı arasındaki AB çizgisi en büyük ve en hasar verici intermetalik taneciklerin oluştuğu bir periyottur.

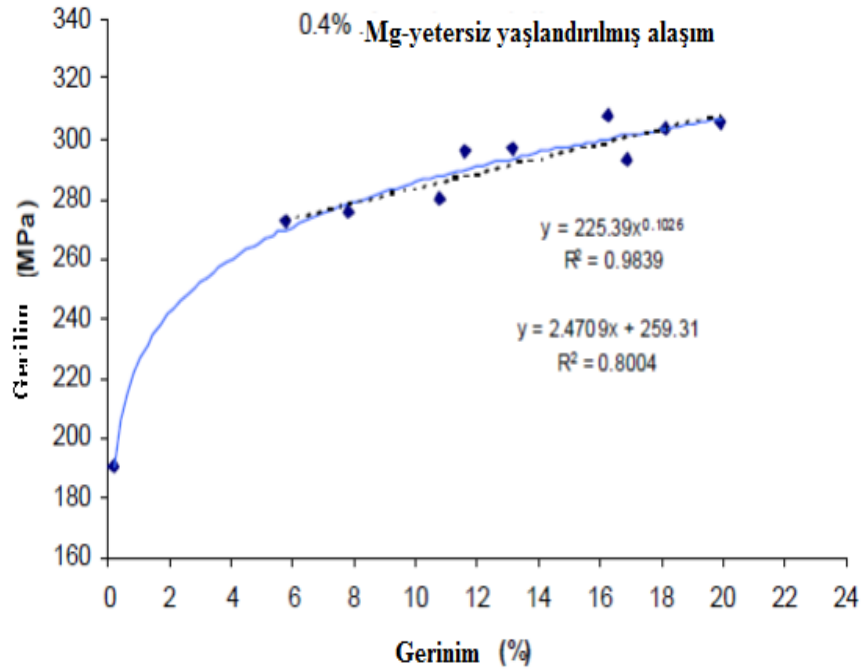


Şekil 3.6 : Fe_{krit} demir seviyeleri ile birincil Al katılaşmasını gösteren üçlü Al-Si-Fe faz diyagramı ve 5%Si (x-x'), 7%Si (y-y') ve 9%Si (z-z') alaşımları- 0,8%Fe (Taylor,2004).

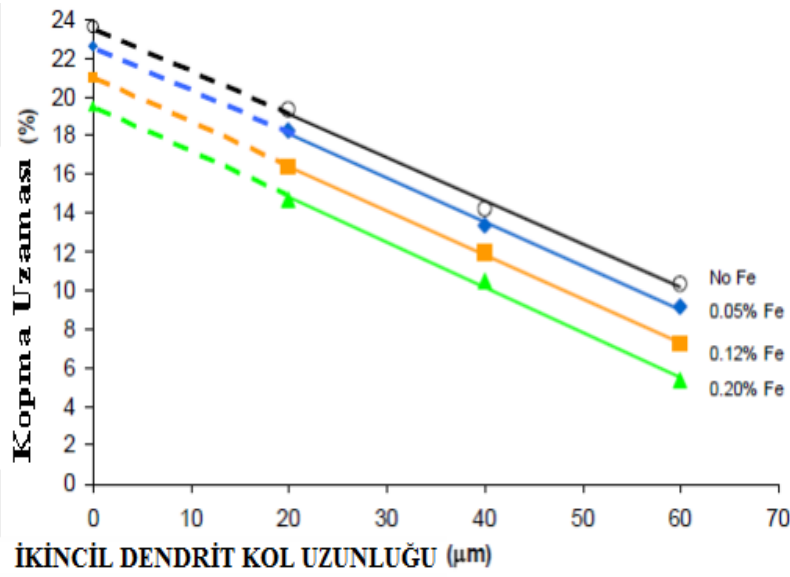
Çekme testi uygulanan ve kopma noktasına kadar uzatılmış bir dökme alüminyum alaşımı için, her testin kırılma noktası çizilmiş, bir çizgi boyunca aşağı düşme eğilimi Şekil 3.6'da (Taylor,2004) gösterilmiştir. Bu kırılmanın oluştuğu değişken noktalar; döküm hataları (örn. oksitler ve porozite), soğuma hızı (ikincil dendrit kol uzunluğu) ve Fe içeriği gibi çeşitli değişkenlerin birleşen etkisiyle oluşur. Bir alaşım daha az hata içerir, daha yüksek soğuma hızında katılaşır ve daha düşük Fe içerirse çekme numunelerinin kırılma noktası, süneklik ve çekme mukavemeti yüksek seviyelere çıkar. Numunelerin sadece en iyi kırılma noktaları alınırsa (Bu hesaplamadaki hataları azaltır.) kırılmadan önce uzamada, Şekil 3.7' deki (Taylor,2004) gibi, Fe miktarının süneklik üzerindeki etkisi görülebilir. Şekil 3.7 ve 3.8'deki (Taylor,2004) örneklerdeki gibi düşük demirli birincil T6 ısıtım işlemi ile yaşlandırılmış Al-7%Si-

0,4%Mg alaşımı düşük demir içeriğinde bile gl etkiler gösterir. Demir intermetalikleri ısııl işlemde değişiklik göstermezler.

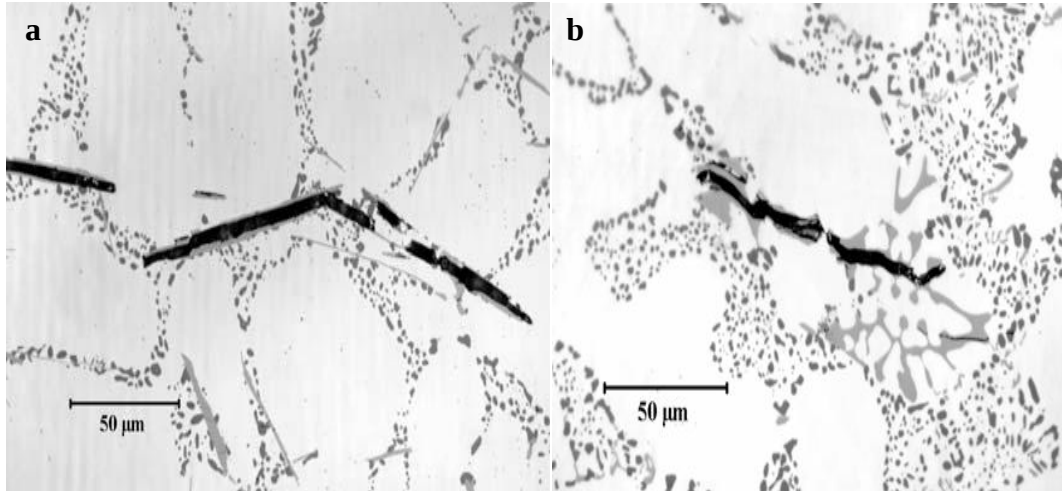
Bir alaşımın sünekliğine demirin etkisinde, demir seviyesi Fe_{krit} değerinin üstüne çıktığında soğuma yavaşlar ve çok fazla döküm hatası oluşur, süneklik çok düşük değerlere iner ($< 1\%$) ve bazen çekme numuneleri kopma noktasına ulaşmadan kırılır (rn. $< 0,2\%$). Fe içeren intermetalik parçacıkların bir alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz etkilemesinin sebebi, bu intermetaliklerin alüminyum matris ve modifiye edilmiş silikon tanelerinden bile daha kolay bir biçimde çekme yüklenmesinde kırılmalarıdır. Bu tanecikler mikro çatlak oluşumuna yatkındır ve makro çatlakların ilerlemesi bu taneciklerde kolaydır. Özellikle β -plateletler kırılmaya ve çatlak oluşumuna açıktır. şekil 3.9 (Taylor,2004) β - Al_5FeSi plateletleri ve α - $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ parçacıklarının numunelerini gösterir, bu numuneler çekme yüklenmesinde kırılmışlardır. β -plateletler α -el yazısı taneciklerine göre kırılmaya ve çatlak oluşumuna daha çok açıktırlar.



şekil 3.7 : Yaşlandırılmış Al-7%Si-0.4% Mg alaşımının ortalama kırılma noktalarını gösteren grafik (Taylor, 2004).



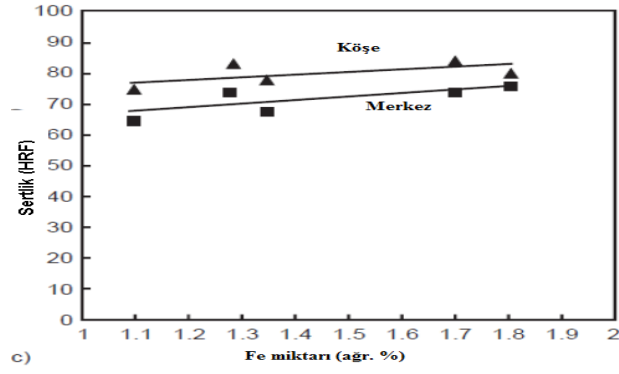
Şekil 3.8 : Al-7%Si-0,4% Mg alaışımının yaşlandırılmış çekme numunelerinde maksimum sünekliliği gösteren grafik (Değişken Fe içeriklerinde) (Taylor, 2004).



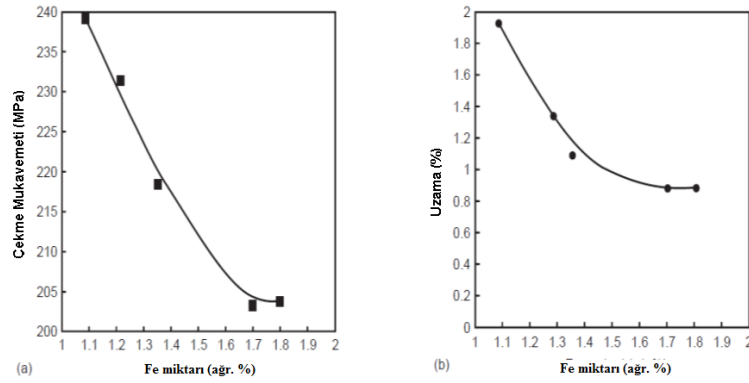
Şekil 3.9 : Kırılmış (a) β -Al₅FeSi plateletleri ve (b) α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ el yazısı numunelerinin mikroyapıları (Taylor, 2004).

İntermetalikler $5,7 \pm 1,5$ GPa mikrosertliğe sahiptir. Şekil 3.10'da (Niu, 1998) görüldüğü gibi sertlik büyük ölçüde olmasa da artan demir miktarı ile artmaktadır. Numunenin merkezinde köşe bölgelere göre daha düşük sertlik değerinin ölçülmesi o bölgede porozitenin yüksek olmasıyla ilişkilendirilebilir (Niu, 1998).

Şekil 3.11'de (Niu, 1998) çekme mukavemeti ve uzamanın artan demir miktarı ile ilişkisi verilmiştir. Çekme mukavemeti ve uzama değerleri demir miktarı %1,1'den % 1,8'e doğru arttıkça azalma göstermişlerdir.



Şekil 3.10 : Al döküm alaşımında demir miktarı/ sertlik grafiği (Niu, 1998).



Şekil 3.11 : Al döküm alaşımında demir miktarı/ çekme mukavemeti, demir miktarı/ uzama grafiği (Niu, 1998).

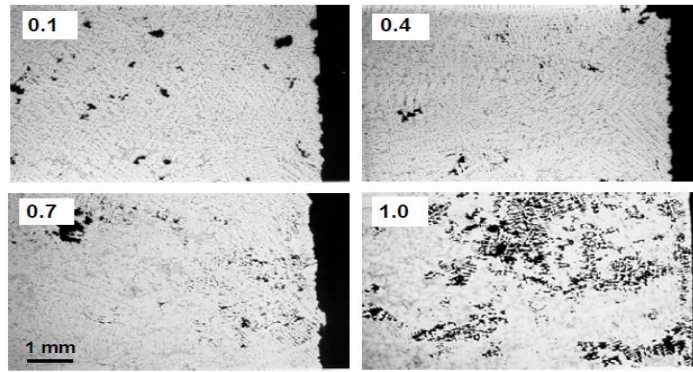
3.1.3 Demir içeriğinin dökülebilirlik/porozite üzerine etkisi

Demir ciddi oranlarda dökülebilirliği azaltır, yüksek demir seviyelerinde ise poroziteyi artırır. Yüksek Fe seviyesinin daha fazla β taneciğinin oluşmasına, bu taneciklerin de daha sonra porozite oluşumuna yol açan çekirdeklenme köşeleri oluşturduğu düşünülmektedir. Büyük β plateletleri besleme esnasında dendritler arası sıvının akışını engellemektedir ve böylece çekilme porozitesi daha kolay oluşur.

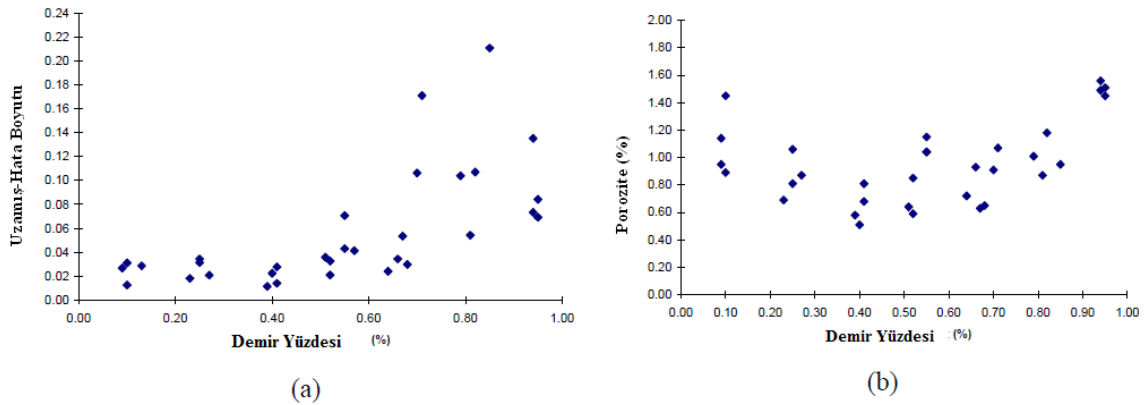
Şekil 3.6'daki (Taylor, 2004) gibi, kritik Fe seviyesinin üzerinde, Al-Si ötektik katılaşmasıyla birlikte β faz plateletlerinin oluşumunu kesen bir katılaşma aralığı oluşur ve bu oluştuğunda geniş ve hasar verici çekilme porozitesi hataları olur (Şekil 3.12 ve 3.13a) (Taylor, 2004). AB çizgisi üzerindeki kesişim noktaları B noktasındaki ötektik oluşumundan önce β faz plateletlerinin oluşmaya başlayabileceği noktalardır. Bu hata porozitelerinin, Al-Si ötektik tanelerinin birincil β plateletler üzerinde oluşması geçirgenlikteki ve beslemedeki ani düşüşe sebep olduğu düşünülmektedir. Şekil 3.13b'de (Taylor, 2004) görüldüğü gibi kritik Fe seviyesindeki minimum porozite incelendiğinde, süper-kritik Fe seviyelerinde Al-Si-

(Cu)-(Mg) alaşımlarında çekilme porozitesi yüksektir. Minimum porozite seviyesi, bakır içeren silikonlu (örn. 5% Si'ye karşılık 7-9%, en az 1% bakır ile) bazı özel alaşım kompozisyonlarında düşüktür (Taylor, 2004).

Porozite oluşumunda demirin zararlı etkisinin değişik katılaştan döküm bölgelerinde, örn. zayıf beslenmiş sıcak bölgelerde, daha etkili olduğu görülmüştür. Artan demir seviyeleri arka alan porozite seviyesini de arttırabilir ve böylece toplam porozite de artar. Şekil 3.14'de (Taylor, 2004) görüldüğü gibi demir düzenleyici element olan Mn eklenmesi; bakırsız alaşımlarda poroziteyi azaltmış, bakırlı alaşımlarda ise azaltmamıştır.



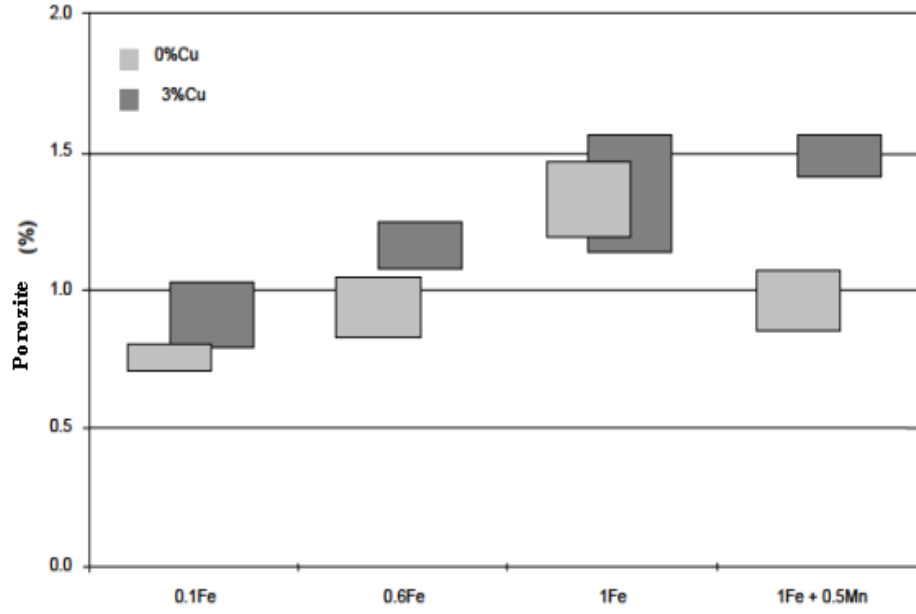
Şekil 3.12 : Al-5Si-1Cu-0,5Mg silindirik dökümünün sıcak bölgelerinde değişen demir seviyelerinde çekilme porozitesi (Bu alaşımda %0,4 kritik Fe seviyesidir.) (Taylor, 2004).



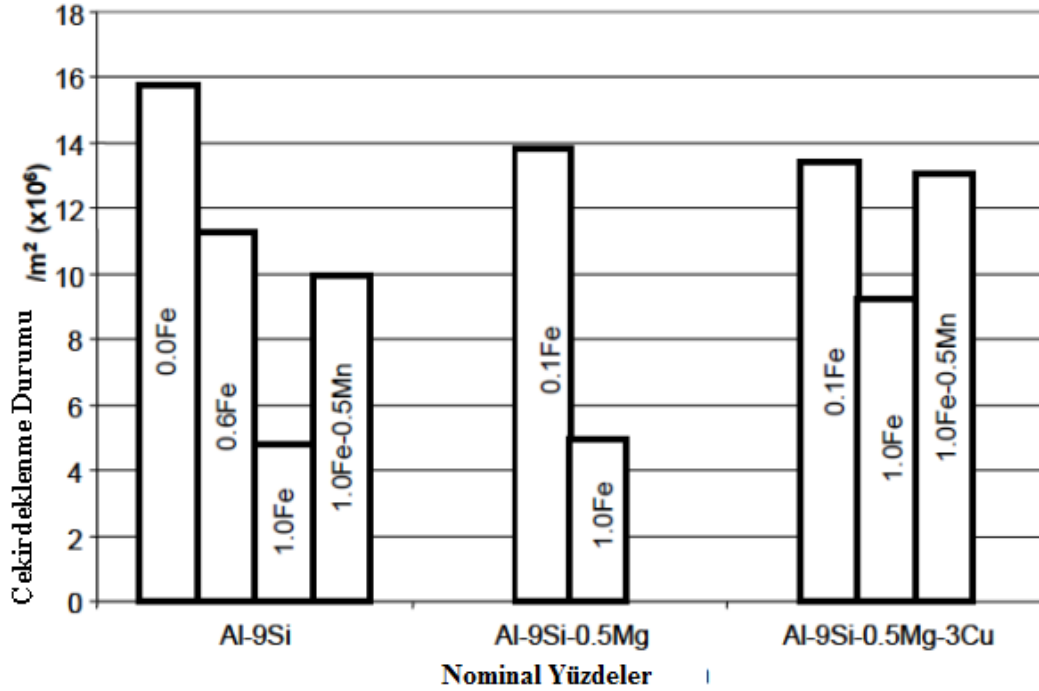
Şekil 3.13 : Grafikler a) Çekilme porozitesine karşılık demir içeriği- kritik Fe içeriği % 0,4'ü geçtikten sonraki artış belirgin- b) Toplam poroziteye karşılık Fe içeriği (Taylor, 2004).

Demirin gelişen Al-Si ötektik taneleri ile etkileşiminin nasıl beslemeyi azaltarak poroziteyi arttırdığı incelenmiştir. β -plateletler güçlü çekirdeklenme köşeleri olarak hareket etse de, artan demir seviyesi çekirdeklenme köşelerini olumsuz etkiler, Şekil

3.15'te (Taylor, 2004) gösterildiği gibi daha büyük Al-Si ötektik hücreleri oluşur. Daha büyük Al-Si ötektik hücreleri büyük β -plateletlerle geçirgenliği ve beslemeyi azaltır, böylece çekilme porozitesi artar (Taylor, 2004).



Şekil 3.14 : Bakırsız ve bakır içeren Al-9%Si alaşımında artan Fe içeriğiyle toplam döküm porozitesindeki sürekli artışı gösteren grafik (Taylor, 2004).



Şekil 3.15 : Üç Al-9%Si alaşımında Al-Si ötektik tane nükleasyon yoğunluğuna demir ve manganın etkisi (Taylor, 2004).

3.1.4 Demir nötralizasyonu

Orta veya yüksek Fe içeren Al-Si alaşımlarında hasar verici β -fazının oluşması yerine α -fazının oluşumunu sağlamak amacıyla Mn eklemek yaygın bir uygulamadır. Bu proses demir nötralizasyonu veya demir düzenlenmesi olarak adlandırılır. Mn genellikle 0,5Mn/Fe oranıyla eklenir, fakat Al-Si-Cu-Mg alaşımlarında β plateletlerinin tamamen elimine edilmesi mümkün değildir. Mn'nin eklenmesi demir intermetalik parçacıklarının yüksek hacim fraksiyonu ile sonuçlanır ve bu durumda süneklikten kazanca sebebiyet verir. Bu durum talaşlı işlemede zorluklara, özellikle sert α -fazının oluşumunun çok büyük, koloniler şeklinde oluşmasına da yol açar.

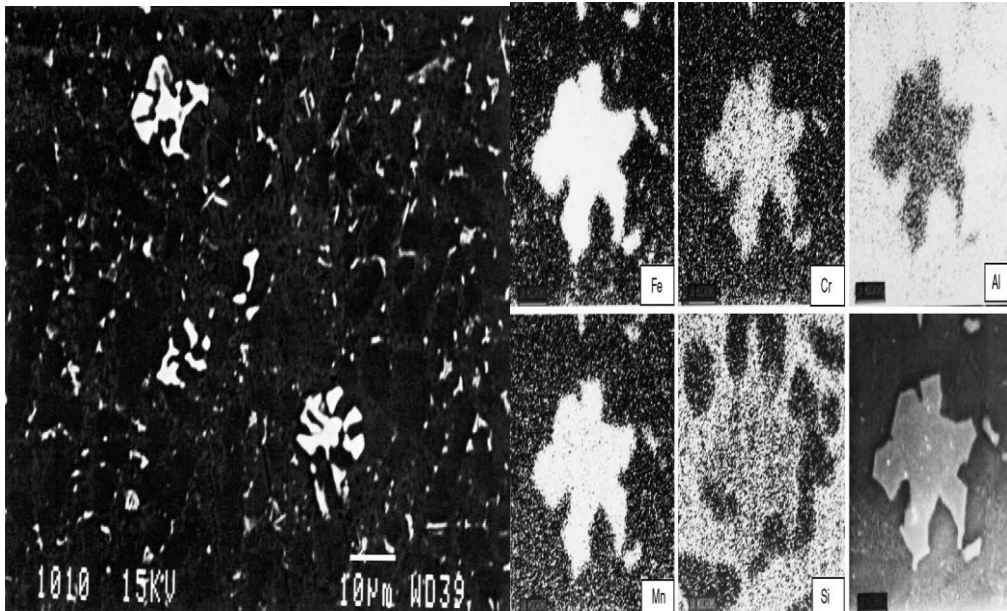
Co, Mo, Cr, Ni ve Be gibi diğer demir nötralizasyon elementleri denenmiştir ve bu elementler de oluşan demir intermetalik fazı değiştirmiştir, ama hiçbirisi maliyet, sağlık ve güvenlik gibi sebeplerden geniş kullanım alanı bulamamıştır. Be zehirli bir maddedir, fakat $\sim 0,2\%$ gibi bir oranda eklendiğinde bile süneklikte etkili ve önemli gelişmelere yol açmıştır. Berilyumun sünekliği nasıl arttırdığı bilinmemektedir. Fakat eriyiğin oksidasyon direncini arttırdığı, böylece oksit hatalarını azalttığı, ara dendritik veya tane sınırları yerine alüminyum tanelerin merkezinde daha küçük intermetalik tanecikler oluşturduğu görülmektedir (Shabestari, 2004).

Demir nötralizasyon elementlerinin kullanımı, özellikle Mn ve Be, Al-Si alaşımlarında yüksek Fe seviyeleri için döküm porozitesini azaltmıştır. Al-Si döküm alaşımlarında mekanik özellikleri arttırmak için özel Mn/Fe oranlarında Mn eklenmesi geniş kullanım alanı bulmaktadır, ayrıca bu işlem poroziteyi azaltır. α fazının β -plateletlerinin gelişimini kısıtlamadığı veya besleme sıcaklığının mangan eklenmesiyle genişlediği düşünülmüş fakat ispatlanmamıştır. Demir bulunmadığı zaman manganın olumlu hiçbir etkisi yoktur. Şekil 3.14'teki (Taylor, 2004) grafikte görüldüğü gibi özellikle Cu bulunmadığı zaman demire bağlı porozite oluşumunun azalmasında manganın büyük etkisi olur. Şekil 3.15'te (Taylor, 2004) çekirdeklenme durumuna bağlı grafikte verildiği gibi Al-Si ötektik çekirdeklenme köşelerinin azalması ile Mn'nin yararlı etkileri oluşur. Bu katılaşma sırasında çok fazla sayıda daha küçük Al-Si tanelerinin oluşumu ile sonuçlanır ve daha fazla geçirgenlik ve beslemeye yol açar, böylece porozite azalır. Şekil 3.15'de de (Taylor, 2004) görüldüğü gibi 1%Fe-içeren Al-9%Si alaşımına 0,5% Mn eklenmesi, aynı alaşıma 0,6% Fe içeren alaşıma göre porozite seviyesini azaltmak için yeterlidir (% 0,6 bu

kompozisyon için kritik Fe seviyesidir). Artan Fe içeriği çekirdeklenme yoğunluğunu azaltmıştır (Taylor, 2004).

Platelet morfolojisine sahip β fazının etkileri bazı Fe atomlarının maksimum ağırlıkça %3,0 Mn ve Cr ile yer değiştirmesi sonucu azaltılabilir. Bu elementler β fazının monoklinik kristal yapısının içinde çözünür. Böylece β fazının kimyasal formülü $Al_5(Fe, Mn, Cr)Si$ olarak değişir. Yapılan çalışmalarda da β platelet fazının yıldız şeklinde bir görünüme doğru değiştiği görülmüştür. Demirli fazların içeriği hakkında değişik yorumlar olsa da yıldız biçimli fazların β fazından daha yüksek Mn ve Cr içerdiği bilinmektedir.

β fazının ağırlıkça % 1,2 Fe gibi yüksek demir içeriklerinde oluşum gösterdiği bilinse de, Mn ve Cr'un yüksek konsantrasyonlarında (ağırlıkça % 0,2 Mn ve % 0,1 Cr gibi) tüm demir platelet fazları yıldız şekilli intermetaliklere dönüşür. İntermetalik bileşiklerin hacimsel yüzdesi tüm alaşımlarda artan Fe ve Mn miktarıyla artar. Bu artış yıldız şekilli fazların hacimsel ve boyutsal artışıyla da açıklanabilir. Yıldız şekilli ve patlamış yapıda intermetaliklerin stokiyometrisi $Al_{12}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ iken bazı Fe atomlarının ağırlıkça % 3,0 gibi bir oranda Mn ile yer değiştirmesi sonucu iğnemsî ve platelet şekilli fazların stokiyometrisi $Al_5(Fe, Mn, Cr)Si$ 'dir (Shabestari, 2004).



Şekil 3.16 : Yıldız şekilli intermetaliklerin SEM mikroyapıları ve fazların elementel X-ray haritalaması (Shabestari, 2004).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Kullanılan Malzemeler

Deneysel çalışmalarda çeşitli oranlarda Fe eklenmiş, 5 farklı Fe içeriğinde, AA206 standart Al-Cu4 alaşımı kullanılmıştır. Deney örnekleri çekme testi örnekleri olarak kokil döküm yoluyla Tiryakioğlu Döküm Sanayi A.Ş.'da üretilmiştir. Örneklerin bileşimleri Çizelge 4.1' de verilmiştir.

Çizelge 4.1 : Deneylerde kullanılan örneklerin bileşimleri.

No	Ağırlık, %									
	Al	Fe	Cu	Si	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni
1	95,5	0,07	3,51	0,15	0,3	0,20	0,01	0,20	0,00	0,01
2	95,4	0,11	3,56	0,17	0,29	0,20	0,01	0,21	0,00	0,01
3	95,3	0,20	3,50	0,18	0,29	0,20	0,01	0,21	0,00	0,01
4	95,4	0,32	3,34	0,18	0,29	0,20	0,01	0,21	0,00	0,01
5	95,3	0,40	3,42	0,19	0,3	0,20	0,01	0,22	0,00	0,01

4.2 Kullanılan Cihazlar

Deneysel çalışmalarda ısıtma işlem ve yaşlandırma işlemlerinde elektrik dirençli fırınlar, çekme testlerinde universal çekme cihazı, metalografik numune hazırlama işlemlerinde Metkon marka kesme ve parlatma cihazları, mikroskop incelemelerinde Olympus marka ışık mikroskobu, mikrosertlik ölçümlerde Struers marka mikrosertlik cihazı kullanılmıştır. Numuneler soğuk kalıplama yöntemiyle (akrilik ile) kalıplanmışlardır.

4.3 Deneylerin Yapılması

Deneylerde sırası ile numunelere ısıtma işlem uygulanmış, mikroyapı incelemesi için numune hazırlanmış, mikroyapı incelemeleri ve mekanik testler yapılmıştır. Deney akış şeması Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4.2 : Deney akış şeması



4.3.1 Isıl işlem

AA-206 Al-alışımları öncelikle 500 °C sıcaklıkta, 2 saat bekleme süresinde ve bu süreyi takiben 530 °C sıcaklıkta 17 saat bekleme süresinde katı eriyiğe alınmıştır. Katı eriyiğe alınan numuneler fırından hızlı bir şekilde alınıp yaklaşık 0 °C sıcaklıktaki suda soğutulmuştur. Böylece, oda sıcaklığında W-koşulu aşırı doymuş katı eriyik elde edilmiştir. Numunelerin ısıtılma sıcaklıkları ve süreleri Çizelge 4.3’de verilmiştir.

Çizelge 4.3 : Isıl işlem sıcaklıkları ve süreleri.

Çözeltiye Alma Sıcaklığı (°C)	Süre (saat)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Süre
530°C	17	200°C	4 saat
		Oda Sıcaklığı	5 gün

Numunelerin bir bölümünün T4 ısıtılma işlemi, aşırı doymuş katı eriyiğin oda sıcaklığında minimum 5 gün süreyle bekletilmesi ile yapılmıştır (doğal yaşlanma). Numunelerin diğer bölümüne yapılan T6 ısıtılma işlemi, aşırı doymuş katı eriyiğin 200 °C sıcaklıkta ve 4 saat süreyle bekletilmesi ile gerçekleştirilmiştir (yapay yaşlandırma). Şekil 4.1’de ısıtılma işlemlerden bir kısmının gerçekleştirildiği fırının görüntüsü verilmiştir.



Şekil 4.1 : Isıl işlem yapılan fırının görüntüsü.

4.3.2 Mikroyapı ve makrografik yapı çalışmaları ve faz analizleri

Alaşımların metalografik incelemesi için her beş malzeme grubu içinde farklı demir seviyeleri içeren ve ısıtıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış döküm halinde olan numuneler mikro yapı incelemeleri için kesildikten sonra soğuk gömme yöntemi ile akriliğe alınmıştır. Akrilik soğuk kalıplama tozu ile soğuk kalıplama sıvısı kullanılarak kalıplama yapılmıştır. Zımparalama ve polisaj işlemlerinde “Metkon Forcipol 2V grinder- polisher” model polisaj cihaz kullanılmıştır. Metalografik incelenmesi yapılacak numuneler sırasıyla 600, 1200, 2500 grit zımparalar ile yüzeyleri hazırlanarak, elmas solüsyon ile parlatılmıştır. Standart metalografik işlemlere tabi tutulan numuneler hazırlandıktan sonra optik mikroskop incelemeleri için dağlanmışır.



Şekil 4.2 : Mikroyapı analizi için numune hazırlama işlemlerinden görüntüler.

En yüksek Fe içerikli (%0,4) yapay ve doğal yaşlandırılmış numunelere SEM incelemesi yapılmıştır. Görüntülerde 250X ve 800X büyütmelere kadar mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerdeki fazların belirlenmesi ve Fe'in yoğunlaştığı bölgeleri tespit etmek amacı ile bazı bölgelerde haritalama analizi ve EDS analizi yapılmıştır.

Dağlama işlemi; Keller çözeltisi ile 15-20 sn. sürede yapıp yüzey su ile yıkanıp kurutulmuştur. Dağlayıcının kompozisyonu Çizelge 4.4 'de verilmiştir.

Çizelge 4.4 : Keller çözeltisinin kompozisyonu.

Dağlayıcı	Kompozisyon
Keller Çözeltisi	Saf su 100 ml. Nitrik Asit (kons.) 5 ml. Hidroklorik asit (kons.) 3 ml. Hidroflorik Asit (%48) 2 ml.

4.3.3 Sertlik ölçümleri

Isıl işlemler sonucunda ve farklı Fe içerikli numunelerin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimleri belirlemek için numuneler üzerinde mikrosertlik ölçümleri de yapılmıştır. Ölçümler, Struers marka Vickers mikro-sertlik ölçüm cihazında 10-15 s süreyle 50 g. lık yükleme altında yapılmıştır. Numunelerin sertlik değerleri, 6-8 sertlik ölçüm sonucunun ortalaması alınarak belirlenmiştir.



Şekil 4.3 : Mikro-sertlik ölçüm cihazı.

4.3.4 Çekme testi

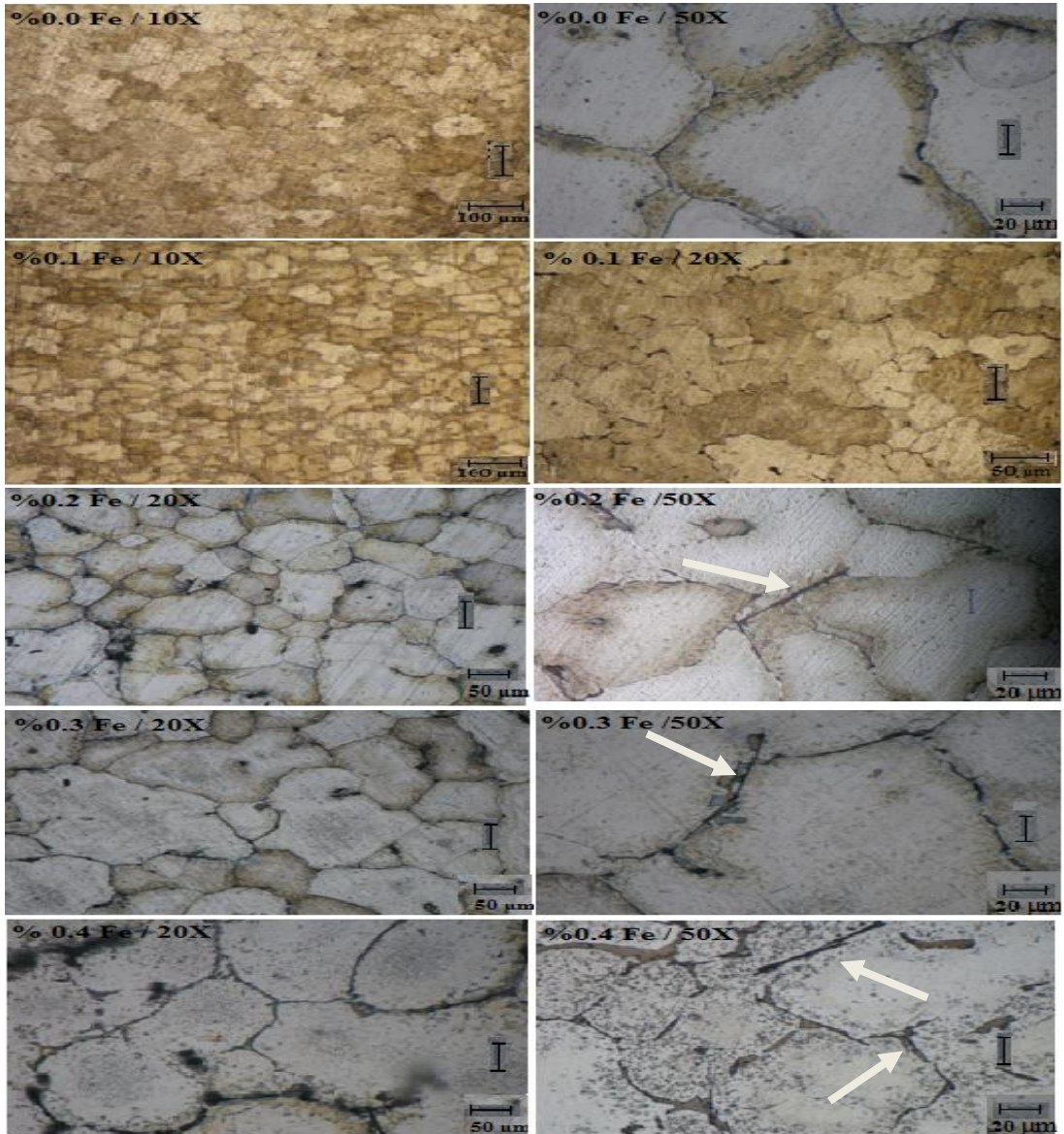
Çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılabilir olması için deneylerde kullanılan numunelerin belli ölçü ve özelliklerde olması gerekir. Bu yüzden çekme deneylerinde kullanılan tüm numuneler standartlara uygundur. Çekme deneyleri, çekme test cihazında oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.

5. SONUÇLAR

5.1 Mikroyapı İnceleme Sonuçları

5.1.1. Optik mikroskop incelemeleri

Döküm halinde ısıtıl işlem görmemiş, 530°C' de 17 saat solüsyona alındıktan sonra minimum 5 gün oda sıcaklığında doğal yaşlandırma ve 200 °C' de 4 saat yapay yaşlandırma ısıtıl işlemi yapılan AA 206 alüminyum alaşımlarının optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.1-5.10'da verilmiştir.



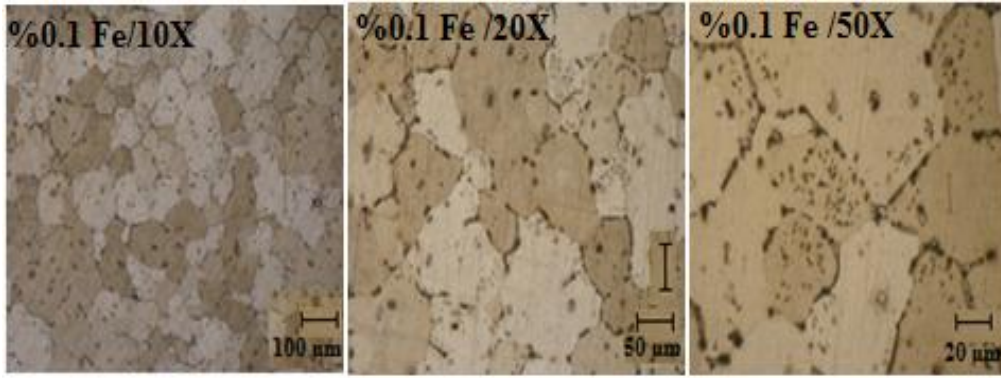
Şekil 5.1 : AA206 alaşımlı sırasıyla %0.0, %0.1, %0.2, %0.3, %0.4 Fe içeren ısıtıl işlem uygulanmamış döküm halindeki numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 μm), 20X (ölçek boyu 50 μm), 50X (ölçek boyu 20 μm).

Şekil 5.1’ de AA 206 alaşımlı sırasıyla %0.0, %0.1, %0.2, %0.3, %0.4 Fe içerikli ısıtıl işlem uygulanmamış döküm halindeki numunenin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Bir alaşımda kritik demir içeriği formül 5.1 ile hesaplanabilir:

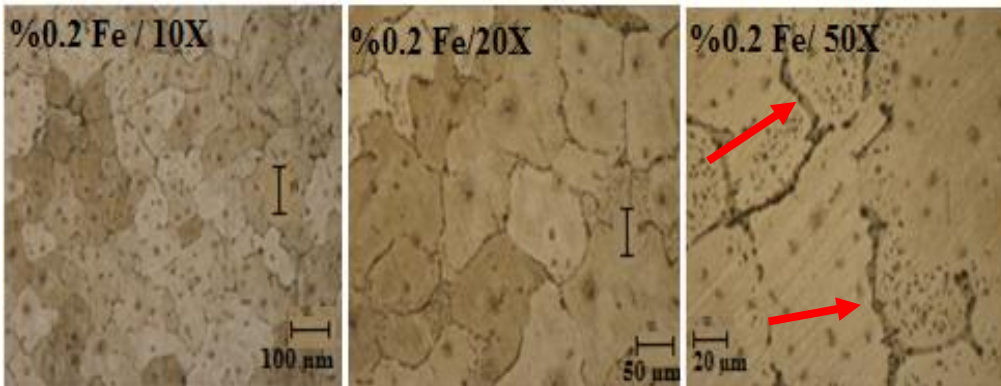
$$Fe_{krit} \approx 0,075 \times [\%Cu] - 0,05 \quad (5.1)$$

Çalışmada kullanılan alaşım için teorik olarak hesaplanan Fe_{krit} değeri 0,2’dir. Düşük Fe içerikli numunelerde demir etkisi görülmemiş, fakat AA206 alaşımı için Fe_{krit} seviyesi olan % 0,2 ‘den sonra iğnemsiz platelet fazları gri oklarla işaretlenen bölgelerde gözlemlenmiştir.

Şekil 5.2, Şekil 5.3, Şekil 5.4, Şekil 5.5’de sırası ile AA206 alaşımlı %0.1, %0.2, %0.3, %0.4 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.3’te kırmızı oklarla işaretlenmiş bölgelerde ısıtıl işlem sonucu çözünmeden kalmış fazlar mevcuttur.

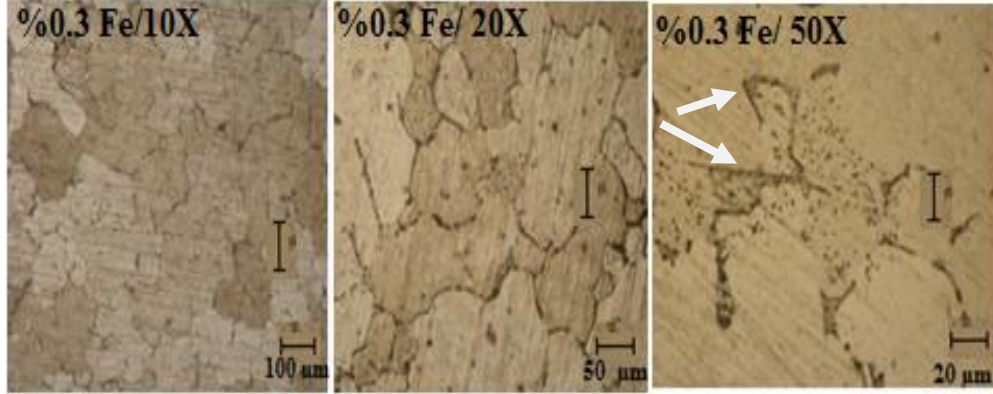


Şekil 5.2 : AA206 alaşımlı %0,1 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).

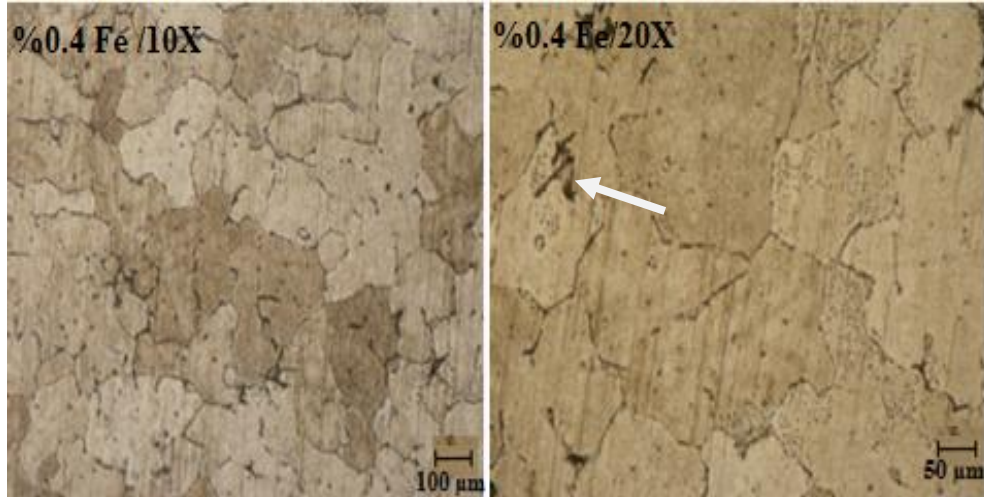


Şekil 5.3 : AA206 alaşımlı %0,2 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).

Şekil 5.4 ve 5.5'te gri oklarla gösterilen bölgelerde iğnemsî platelet fazları gözlenmiştir. Bu şekiller yüksek Fe içerikli numuneler olan %0,3 ve %0,4 Fe içerikli numunelere ait mikroyapı görüntüleridir ve Fe seviyeleri kritik Fe seviyesinin üstündedir. Şekillerde %0,3 ve %0,4 Fe içeren numunelerde görülen iğnemsî mikroyapıların boyutları 20-30 μm arasında değişmektedir. Bu boyutlar literatürde daha önceden incelenmiş diğer alaşımlardaki iğnemsî fazların boyutlarına göre oldukça küçük boyutlardadır.

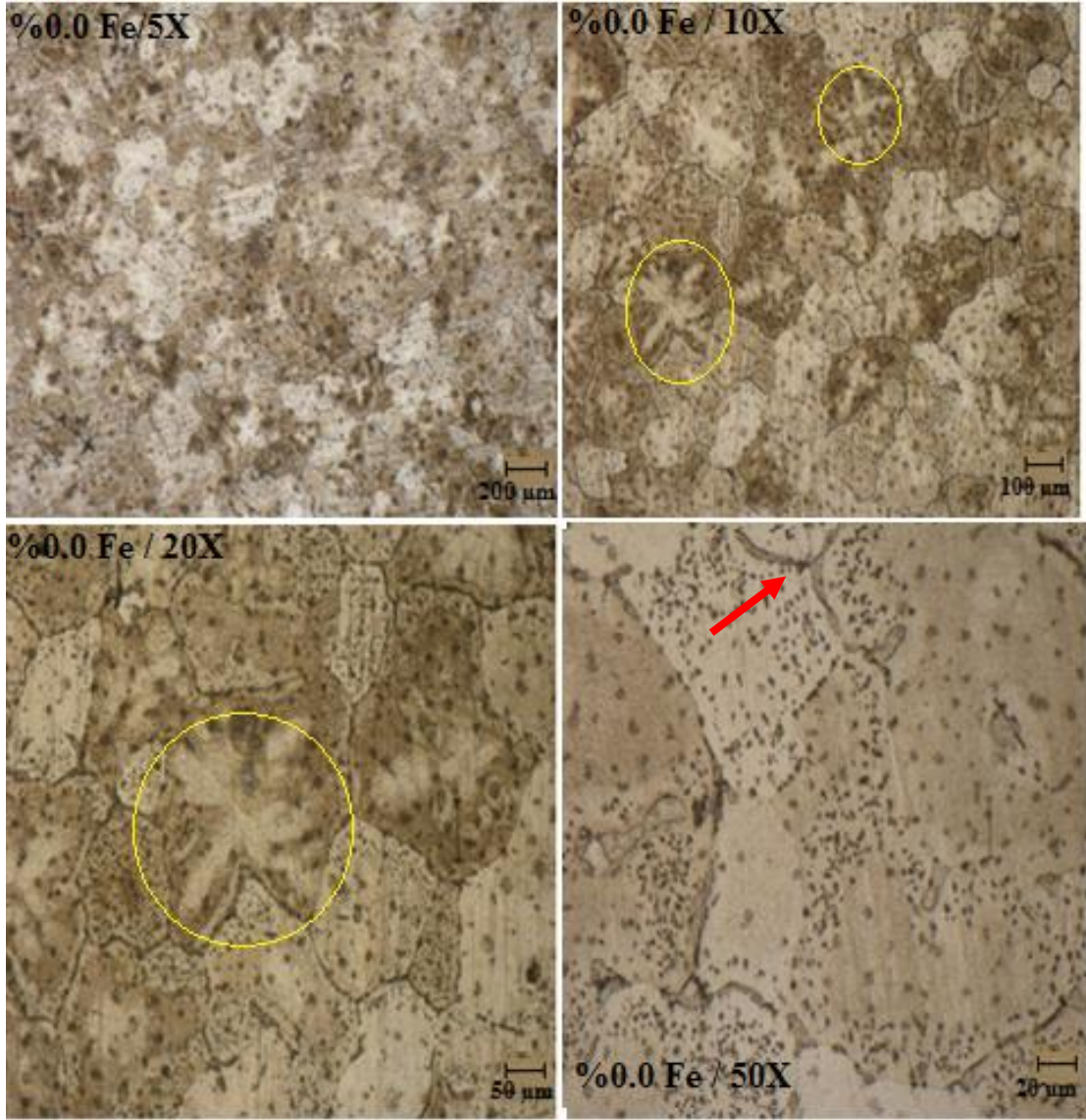


Şekil 5.4 : AA206 alaşımlı %0,3 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 μm), 20X (ölçek boyu 50 μm), 50X (ölçek boyu 20 μm).



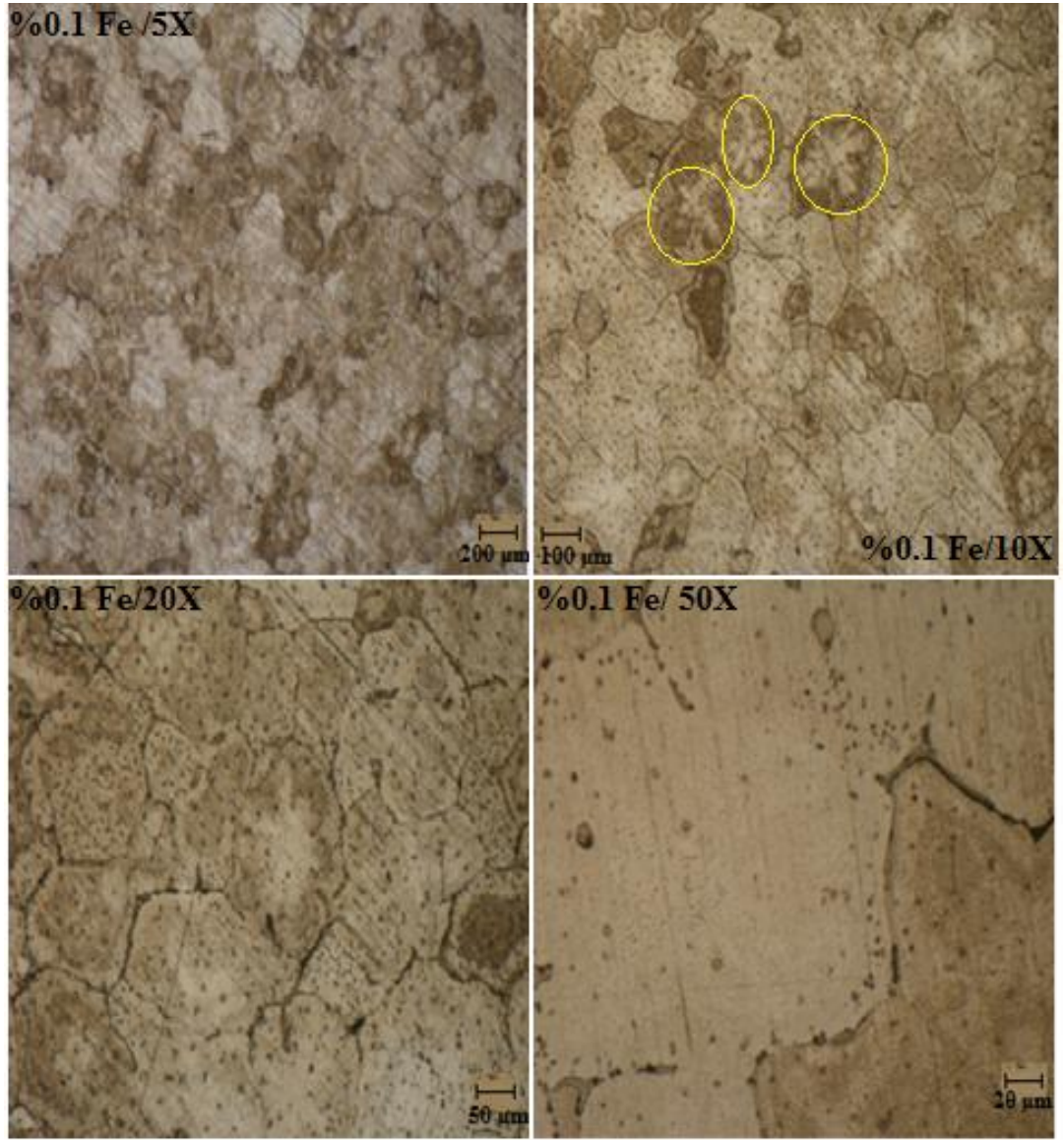
Şekil 5.5 : AA206 alaşımlı %0,4 Fe içerikli oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 10X (ölçek boyu 100 μm), 20X (ölçek boyu 50 μm).

Şekil 5.6, Şekil 5.7, Şekil 5.8, Şekil 5.9 ve Şekil 5.10'da sırası ile AA206 Alaşımlı %0,0, %0,1, %0,2, %0,3, %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.6 : AA206 alaşımlı %0,0 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).

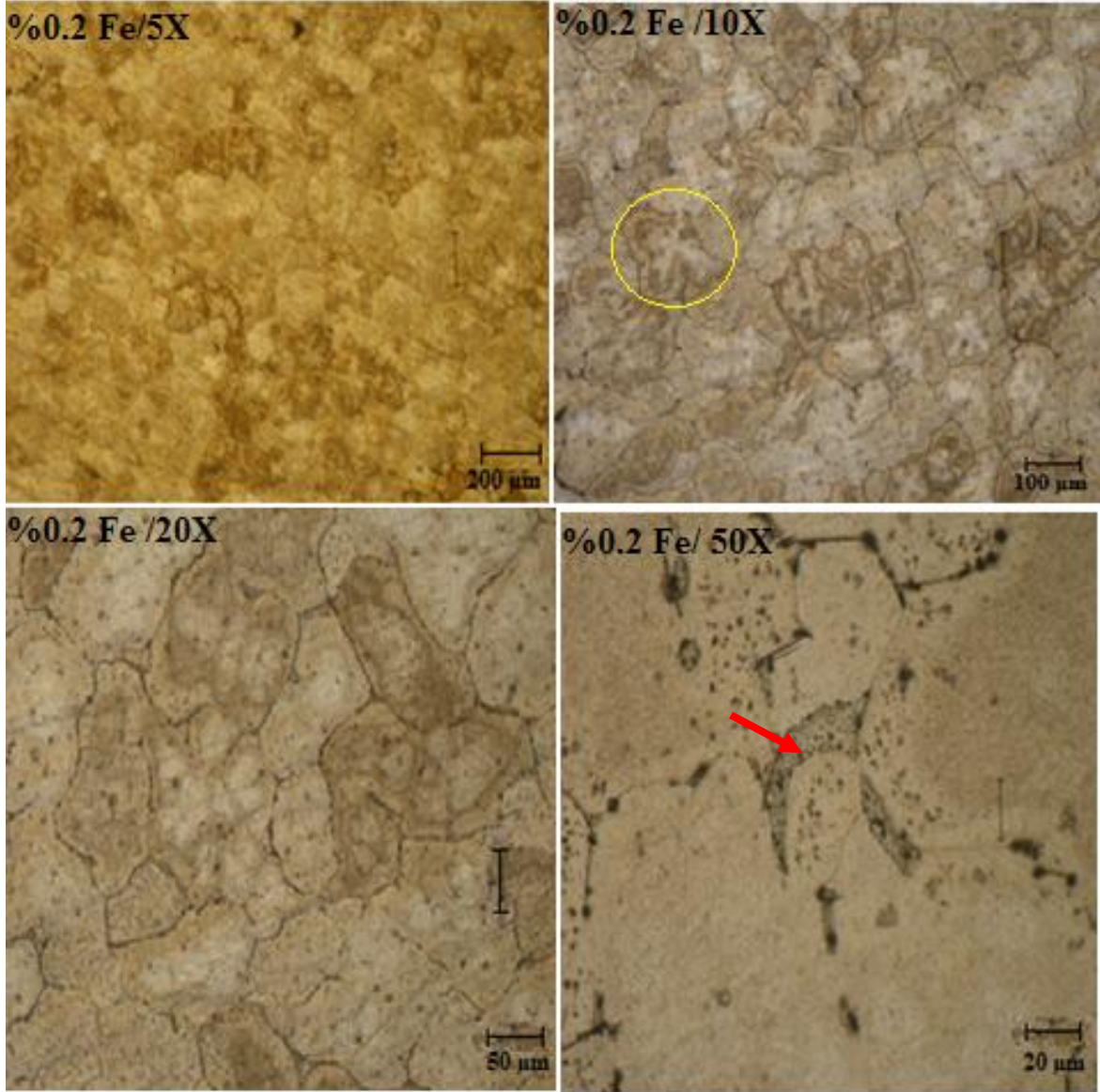
Yapay yaşlandırılmış (T6 ısıt işlem koşullu) numunelerin mikroyapılarında farklı büyütmelerde tane içerisinde ayrı bir faz görünümünde segregasyon olması muhtemel yıldız şekilli bölümler mevcuttur. Bu bölgeler sarı halkalar içinde belirtilmiştir. Şekil 5.6’ da %0,0 Fe içerikli T6 ısıt işlem koşullu numunede hem yıldız biçiminde segregasyonlar hem de kırmızı okla gösterilmiş bölgede çözünmeden kalmış fazlar gözlenmiştir.



Şekil 5.7 : AA206 alaşımlı %0,1 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).

Şekil 5.7’de %0,1 Fe içerikli T6 ısıt işlem koşullu (yapay yaşlandırılmış) numunede yıldız biçiminde segregasyonlar gözlenmiştir. Düşük Fe içeren bu numunede iğnemi ve platelet yapıda fazlara rastlanmamıştır.

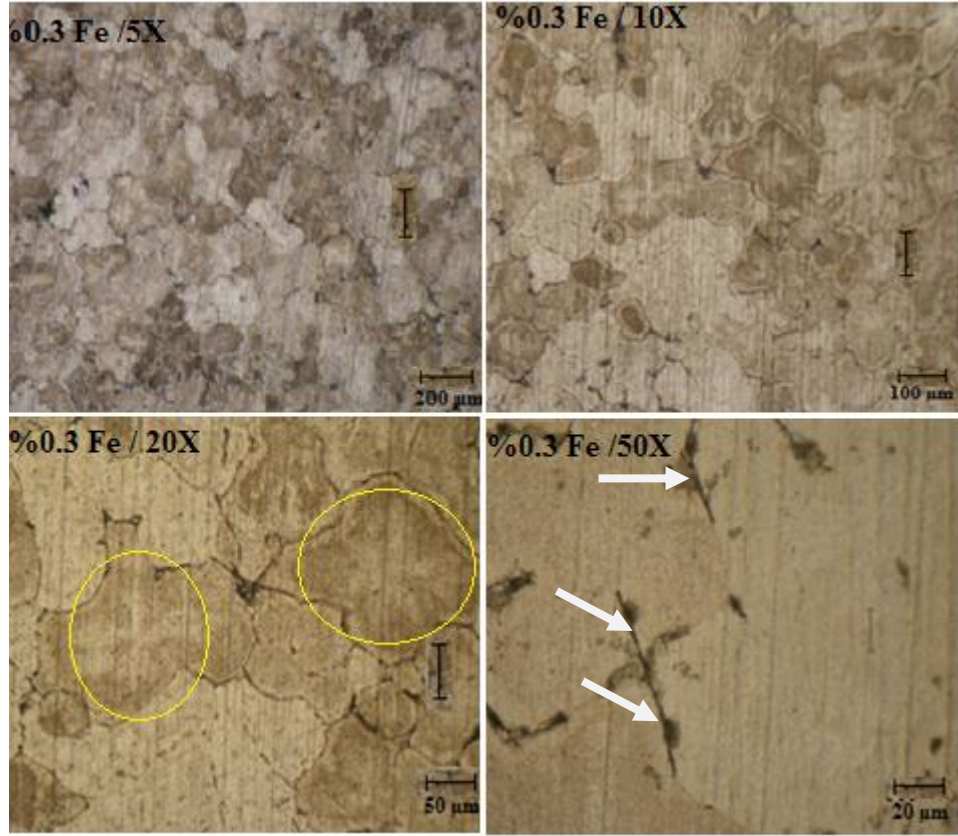
Şekil 5.8’ de %0,2 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış (T6 ısıt işlem koşullu) numunenin optik mikroskop görüntülerinde kırmızı okla işaretlenmiş bölgede ısıt işlem sonucu çözünmeden kalmış fazlar görülmektedir. Ayrıca bu numunede de yıldız şekilli bölümlerde segregasyon gözlenmiştir.



Şekil 5.8 : AA206 alaşımlı %0,2 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).

Şekil 5.9’da %0,3 Fe içerikli T6 ısıtıl işlem koşullu (yapay yaşlandırılmış) numunede yıldız biçiminde segregasyonlar gözlenmiştir. Gri oklarla gösterilen bölgelerde iğnems platelet fazları gözlenmiştir.

Mikroyapılarda görünen temel faz α -Al fazıdır, diğer fazlar ise ötektik fazlardır. Platelet şeklinde veya Çin el yazısı olarak adlandırılan formlarda β fazı oluşumlarına 100 kat büyötmeye kadar yapılan optik mikroskop incelemelerinde dökümlerin hiçbir bölgesinde rastlanmamıştır. Yalnızca en yüksek Fe içeriğine sahip (%0,3-0,4) numunelerin bazı bölgesinde iğnems kırılmış β plateletleri gözlenmiştir.



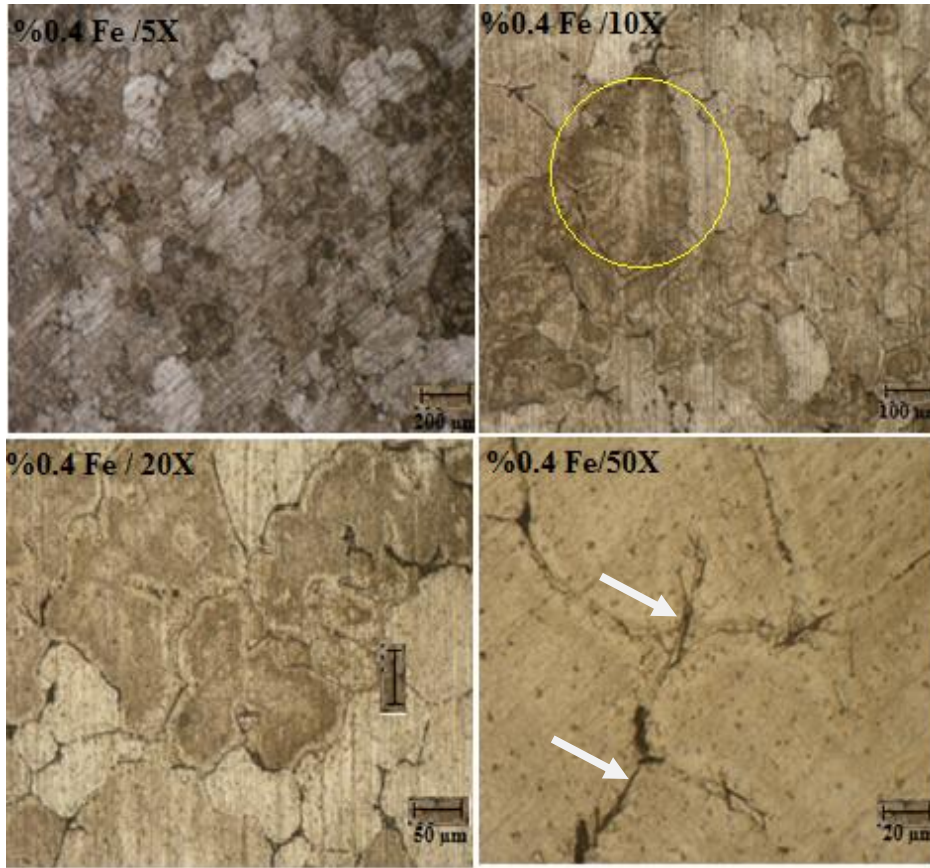
Şekil 5.9 : AA206 alaşımlı %0,3 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 µm), 10X (ölçek boyu 100 µm), 20X (ölçek boyu 50 µm), 50X (ölçek boyu 20 µm).

Şekil 5.10’da %0,4 Fe içerikli T6 ısıt işlemler koşullu (yapay yaşlandırılmış) numunede yıldız biçiminde segregasyonlar gözlenmiştir. Gri oklarla gösterilen bölgelerde iğnems platelet fazları gözlenmiştir.

Şekillerde %0,3 Fe ve %0,4 Fe içeren numunelerde görülen iğnems mikroyapıların boyutları 20-40 µm arasında değişmektedir. Bu boyutlar literatürde daha önceden incelenmiş diğer alaşımlardaki iğnems fazların boyutlarına göre oldukça küçük boyutlardadır.

Demirin dökme alüminyum alaşımları için en yaygın ve en zararlı empüritelerden biri olmasının döküm hatalarındaki bir artış ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Demir üzerindeki olumsuz etkileri açıkça olmakla birlikte, söz konusu mekanizma tamamen anlaşılmış değildir. Bu etkilerin genel olarak demirce zengin intermetalik fazların oluşması ile ilişkili olduğuna inanılmaktadır. Alaşım kompozisyonu dahil olmak üzere birçok faktör, Mn (veya Sr) modifikasyonu, soğutma hızını artırarak oksit bifilmelerin oluşumunu engellemek gibi, rol oynayabilir. Demirce zengin fazlar taramalı elektron mikroskobu, optik mikroskop kullanılarak karakterize edilmiştir.

Bu mikroyapılara bakılarak demir içeriğinin artırılmasının, kaba ikili β plateletlerin çökmesine neden olduğu tespit edilmiştir. Buna karşılık, manganez, silikon ve stronsiyum kaba ikili β plateletlerini bastırır ve Mn daha kompakt ve daha az zararlı β faz oluşumunu teşvik eder. Bu nedenle Mn'ın, β faz olumsuz etkilerini azaltması beklenir. Numunelerin Mn yüzdesi %0,3'tür ve bu yüzdenin Fe'li intermetaliklerin büyük plateletler şeklinde oluşumunun engellenmesinde rol oynadığı düşünülebilir. Son olarak, döküm hatalarının oluşumu da demirce zengin fazlarla ilişkilendirilir. Ötektik ve oksit bifilmilerin oluşumunda Fe intermetaliklerinin etkisi ve bir çekirdeklenme yapısı olarak β fazının rolü de ileride yapılacak çalışmalarda tartışılmalıdır.



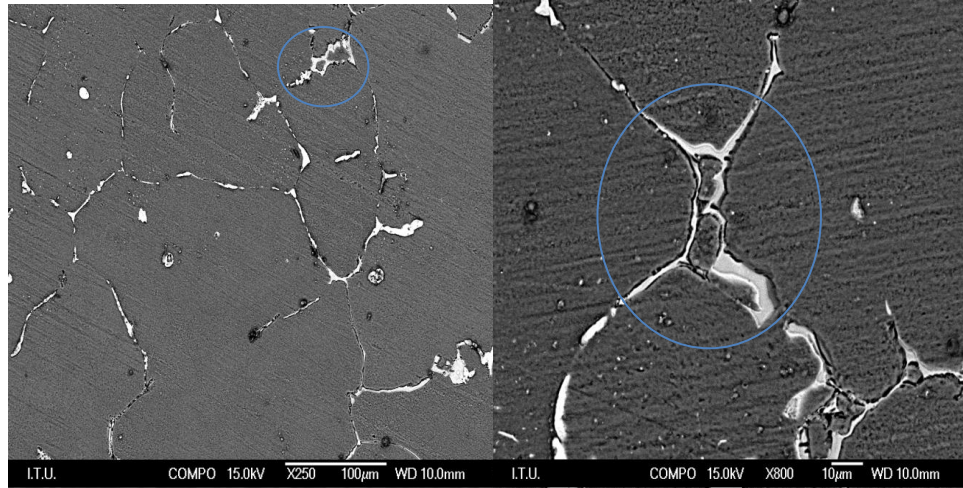
Şekil 5.10 : AA206 alaşımlı %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin optik mikroskop görüntüleri; 5X (ölçek boyu 200 μm), 10X (ölçek boyu 100 μm), 20X (ölçek boyu 50 μm), 50X (ölçek boyu 20 μm).

Fakat farklı ısı işlem özelliklerine sahip numunelerin tümünde görülen bu plateletlerin boyutu Al-Si-Mg alaşımlarındaki kadar büyük ve hasar verici boyuta ulaşmamaktadır. Ayrıca farklı ısı işlem özelliklerine sahip numunelerin tümünde tane sınırlarına yakın bölgelerde kırmızı oklarla işaretlenmiş bölümlerde ısı işlem sonucunda çözülmeden kalmış fazlar gözlenmiştir. Yapay yaşlandırılmış

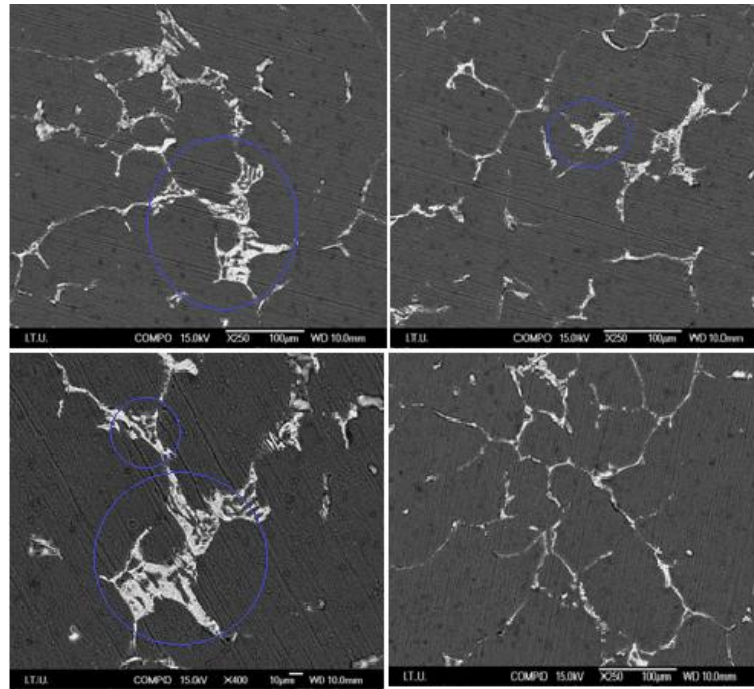
numunelerde ise tane içerisinde ayrı bir faz görünümünde olan ve sarı halkalarla işaretlenmiş segregasyon olması muhtemel yıldız şekilli bölümler mevcuttur. Mikroyapı incelemelerinde artan Fe içeriğiyle birlikte taneler arasında boşlukların ve porozite seviyesinin de arttığı gözlenmiştir.

5.1.2. SEM analizi

En yüksek Fe içerikli (%0,4) yapay ve doğal yaşlandırılmış numunelere SEM incelemeleri yapılmıştır.



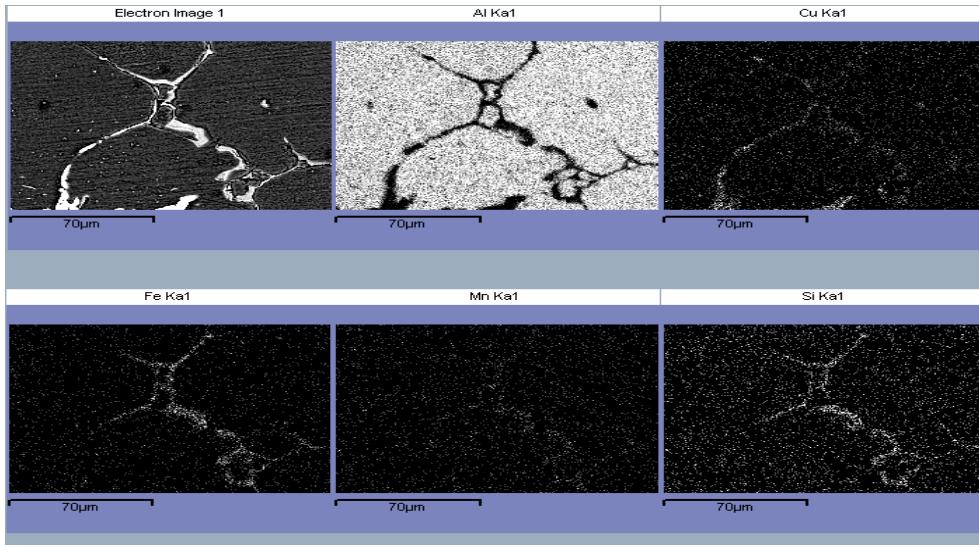
Şekil 5.11 : %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunenin SEM görüntü fotoğrafı.



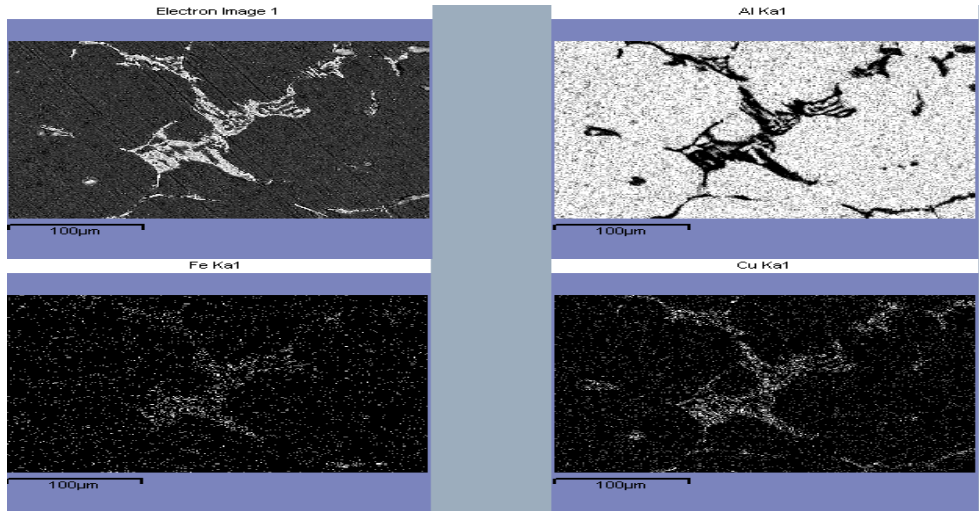
Şekil 5.12 : %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin SEM görüntü fotoğrafı.

Şekil 5.11’de %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunenin SEM görüntüsü, Şekil 5.12’de ise %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin SEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 5.11’de 250 ve 800 büyütmelerde halka içerisine alınmış bölgelerde platelet ve elyazısı biçimindeki fazlar görülmüştür. Bu fazların boyutları 20-50 μm arasında değişmektedir. Şekil 5.12’de de 250 ve 400 büyütmelerde yapılan incelemelerde boyutları 20-50 μm arasında değişen el yazısı formlarda halka içerisinde işaretlenmiş fazlar gözlenmiştir.

Bu bölgelerin Fe yoğunluğunu tespit edebilmek amacıyla elementel haritalama ve enerji dağılım spektrometre analizi yapılmıştır.



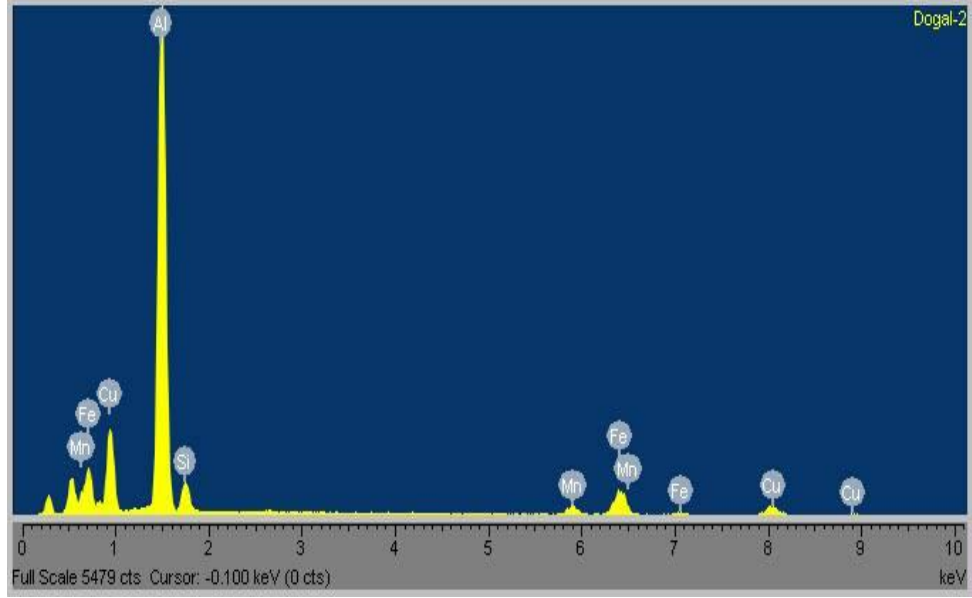
Şekil 5.13 : %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunenin haritalama analizi.



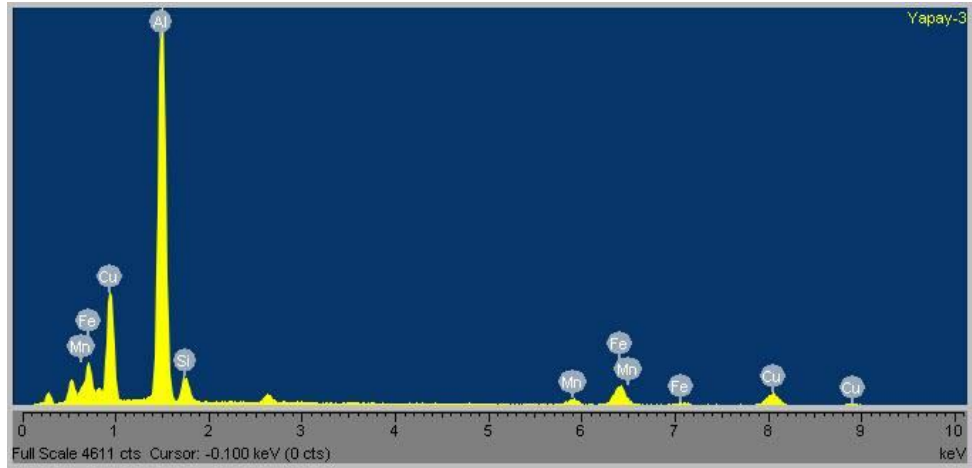
Şekil 5.14 : %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunenin haritalama analizi.

Şekil 5.13’de %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelere yapılan haritalama görüntüsü, Şekil 5.14’de ise %0,4 Fe

içerikli yapay yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelere yapılan haritalama görüntüsü verilmiştir. Al, Cu ve Fe temel alınarak yapılan haritalamalarda el yazısı formlarda gözlenen mikroyapıların temel içeriğini Al, Cu ve Fe'nin oluşturduğu tespit edildiği gibi, bu bölgelerde Fe miktarının yoğunlaştığı görülmüştür.



Şekil 5.15 : %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelerin EDS analizi.



Şekil 5.16 : %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelerin EDS analizi.

Şekil 5.15’de %0,4 Fe içerikli doğal yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelere yapılan EDS analizi, Şekil 5.16’de ise %0,4 Fe içerikli yapay yaşlandırılmış numunede platelet görünümündeki bölgelere yapılan EDS analizi verilmiştir. En yüksek pik temel faz olan (α fazı) alüminyuma aittir, ikinci

sırada alaşım elementi olan Cu ve üçüncü sırada ise Fe yer almaktadır. Çizelge 5.1’de ağırlıkça % cinsinden EDS sonuçları, Çizelge 5.2’de ise atomik % cinsinden EDS sonuçları verilmiştir. Ağırlıkça ve atomik yüzdelere göre Al’dan sonra alaşım elementi bakırın, daha sonra da demirin yüzdesinin yüksek olduğu görülmektedir. Bazı bölgelerde ise demir miktarı bakır miktarından bile daha fazla çıkmıştır. Bu analizler Al-Cu ve Fe arasında intermetalik bir bileşiğin yani β ya da platelet fazının oluştuğunu göstermektedir.

Çizelge 5.1 : EDS analiz sonuçları, %ağırlık.

Spektrometre	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Toplam
Doğal-1	53,64	5,37	5,57	19,25	16,17	100,00
Doğal-2	55,60	5,04	5,23	18,46	15,67	100,00
Yapay-1	49,45	5,39	4,28	18,26	22,62	100,00
Yapay-2	51,72	4,86	3,94	16,19	23,29	100,00

Çizelge 5.2 : EDS analiz sonuçları, %atom.

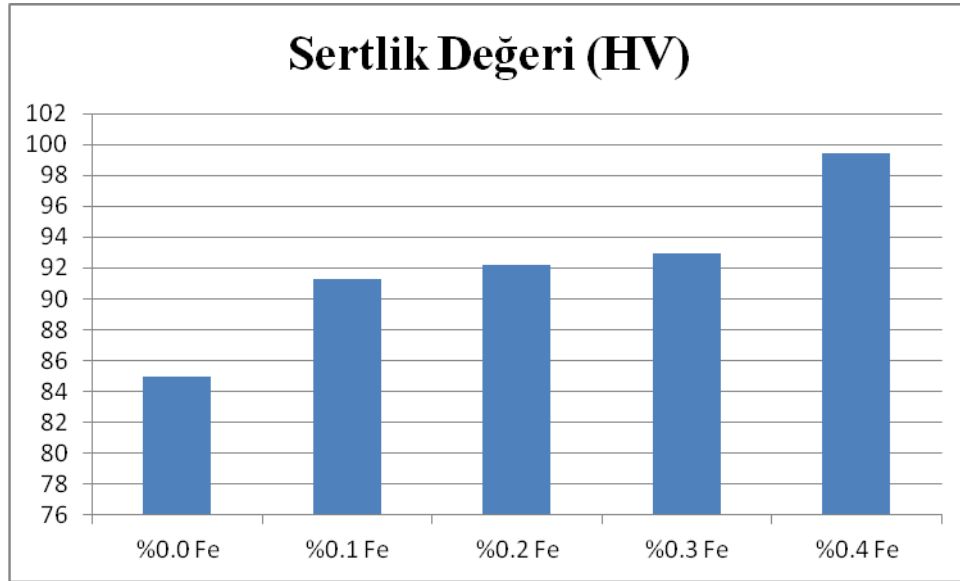
Spektrometre	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Doğal-1	69,03	6,64	3,52	11,97	8,84
Doğal-2	70,75	6,16	3,27	11,35	8,47
Yapay-1	65,79	6,89	2,80	11,74	12,78
Yapay-2	68,02	6,15	2,54	10,28	13,01

En yüksek Fe içerikli (%0,4) yapay ve doğal yaşlandırılmış numunelere yapılan SEM analizi görüntülerinde 250X ve 800X büyütme gibi ölçeklerde el yazısı şeklinde adlandırılan script β parçacıkları görülmüştür. Bu parçacıkların boyutları 10-50 μm aralığında değişmektedir. Fakat literatürdeki bilgilere dayanarak bu boyutun tolere edilebilecek boyutlar içerisinde olduğu söylenebilir.

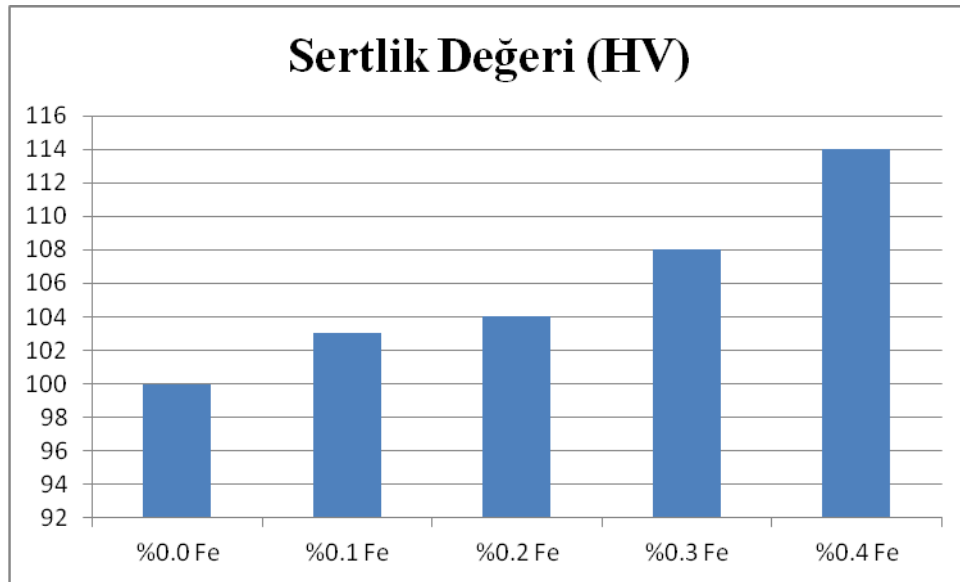
El yazısı ve iğnemsî görünümdeki fazlara haritalama ve EDS analizi yapıldığında; bu bölgelerde diğer alaşım elementlerinden daha yüksek oranda Fe bulunmuştur. Demirin bu bölgelerde yoğunlaşması ve değişik görünümde yapılar oluşturması Al-Cu-Fe (Cu_2FeAl_7) arasında bir intermetalik faz oluştuğunu ispatlamaktadır.

5.2 Sertlik Ölçüm Sonuçları

AA 206 numunelerinin % Fe içeriklerine bağlı ve farklı ısıtma işlemlerinde ölçülen sertlik değerleri Şekil 5.17-5.19’da verilmiştir. 3 grafikte de görüldüğü gibi artan Fe seviyeleriyle birlikte sertlikte de az miktarda artış meydana gelmektedir.

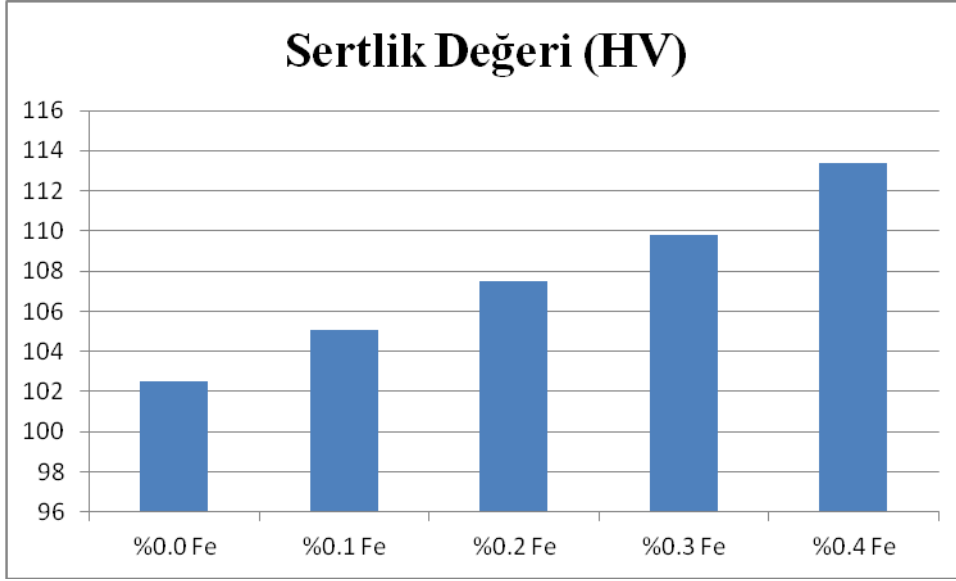


Şekil 5.17 : Döküm sonrası ısıt işlem görmemiş AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri.



Şekil 5.18 : Oda sıcaklığında doğal yaşlandırılan AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri.

Isıl işlem uygulanmamış olan numunenin % Fe seviyesine bağlı sertlik değerleri Şekil 5.17’de, oda sıcaklığında yaşlandırılmış numunenin %Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri Şekil 5.18’de, ve 200 °C’de 4 saat süre ile yapay yaşlandırılmış numunenin %Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri Şekil 5.19’da verilmiştir. Isıl işlem görmemiş döküm sonu numunenin sertlik değeri ortalama 92 HV iken, yaşlandırma ısıt işlemi sonrasında oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış numunenin sertlik değeri 106 HV’a, yapay yaşlandırılmış numunenin sertlik değeri 108 HV’a ulaşmıştır. Bu değerler literatürdeki sertlik değerleri ile benzerdir.



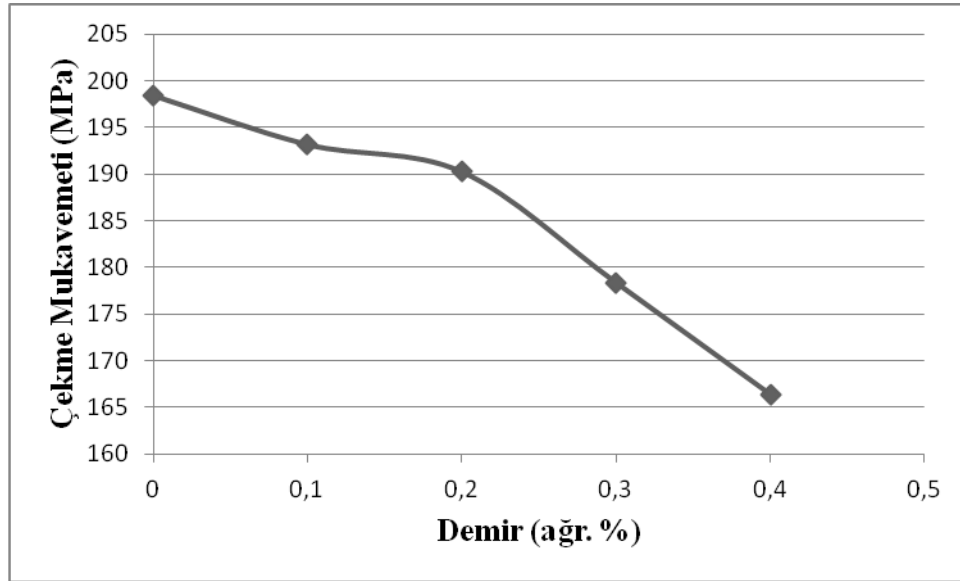
Şekil 5.19: 200 °C’de 4 saat yapay yaşlandırma ısıt işlemleri yapılan AA 206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı sertlik değerleri.

Özellikle %0,3-0,4 Fe içrikli numunelerde ortalama sertlik değeri 90-110 HV arasında iken, platelet yapılarında ise 160-165 HV sertlik ölçülmüştür. α -Al matrisinin içerisinde sert bölgelerin bulunması malzemenin kırılma mekanizmaları ve mukavemeti üzerinde olumsuz etki yaratmaktadır. Tüm numunelerde ise ortalama sertlik değerlerinin altında (70-80 HV) sertlik değerlerine sahip bölgeler mevcuttur. Bu bölgelerdeki sertlik düşmesinin nedeninin bazı alanlarda artış gösteren porozite olduğu düşünülmektedir.

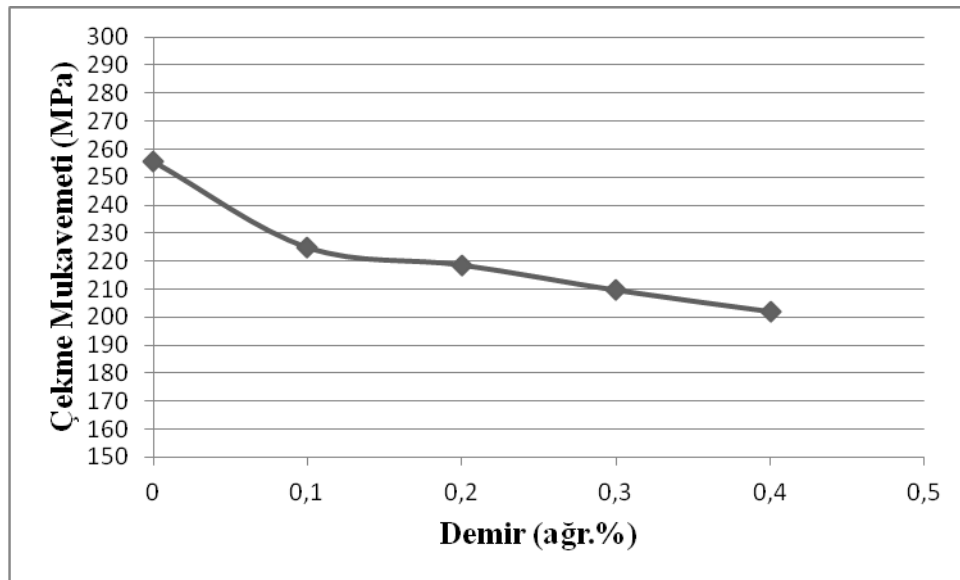
5.3 Çekme Testi Sonuçları

AA 206 numunelerinin farklı %Fe içriklerine bağlı ve farklı ısıt işlemleri koşullarında ölçülen çekme mukavemeti değerleri Şekil 5.20-5.22’de ve Çizelge 5.3’de verilmiştir.

Şekil 5.20’de ısıt işlemleri uygulanmamış döküm sonu (F) AA 206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri verilmiştir. Isıt işlemleri uygulanan numunelere göre mukavemet değeri düşük olan döküm sonu numunelerde artan demir yüzdesi ile birlikte mukavemet değeri giderek azalarak 199 MPa’dan 166 MPa’a düşmüştür.

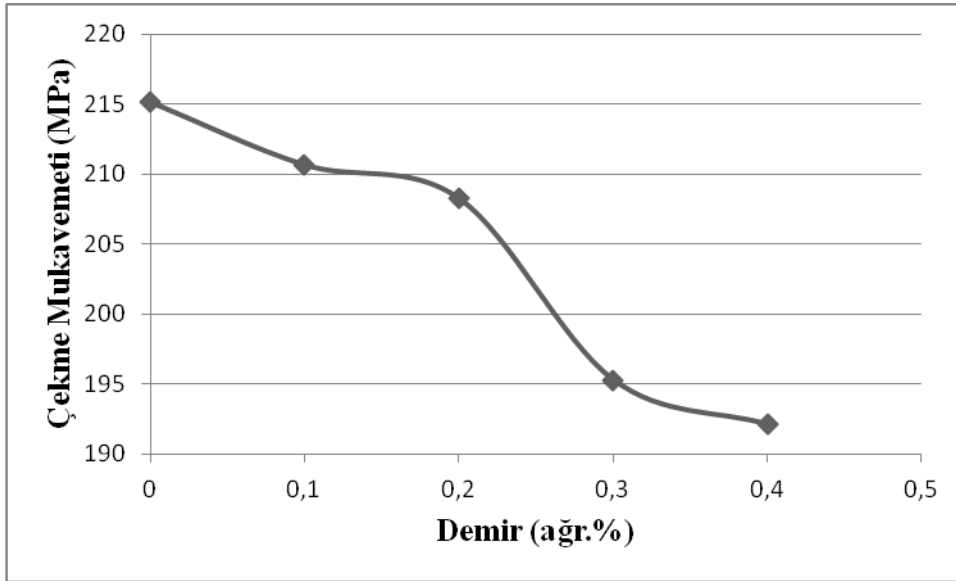


Şekil 5.20 : Isıl işlem uygulanmamış döküm sonu (F) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.



Şekil 5.21 : Oda sıcaklığında yaşlandırılmış (T4) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.

Şekil 5.21’de oda sıcaklığında yaşlandırılmış (T4) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri verilmiştir. Isıl işlem uygulanmamış numunelere göre mukavemet değeri yüksek olan doğal yaşlandırılmış numunelerde artan demir yüzdesi ile birlikte mukavemet değeri giderek azalarak 256 MPa’dan 202 MPa’a düşmüştür.



Şekil 5.22 : Yapay yaşlandırılmış (T6) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.

Şekil 5.22’de yapay yaşlandırılmış (T6) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri verilmiştir. Isıl işlem uygulanmamış numunelere göre mukavemet değeri yüksek olan yapay yaşlandırılmış numunelerde artan demir yüzdesi ile birlikte mukavemet değeri giderek azalarak 215 MPa’dan 192 MPa’a düşmüştür.

Çizelge 5.3 : F, T4, T6 temper hallerinde AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı olarak elde edilen çekme mukavemeti değerleri.

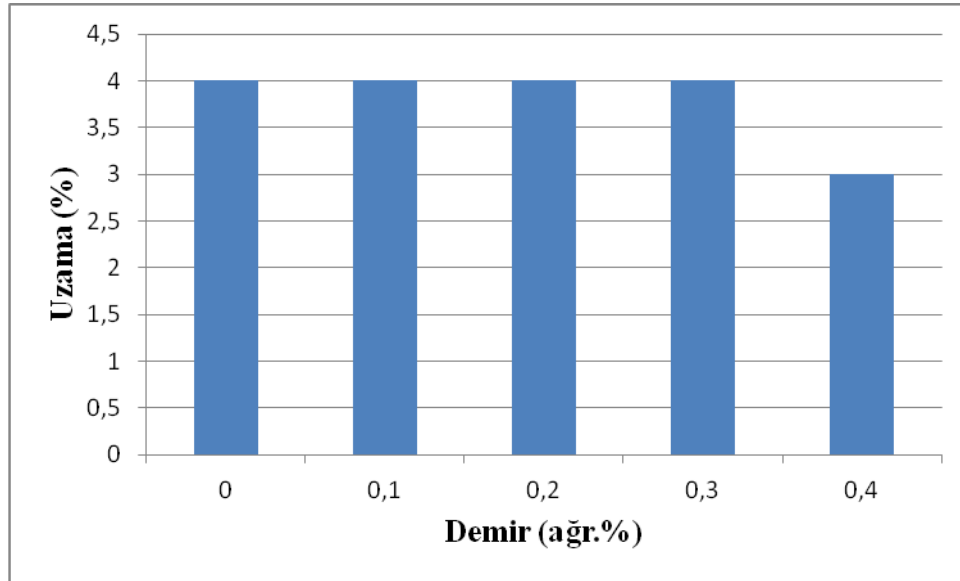
Isıl İşlem Koşulu	Çekme Mukavemeti, MPa				
	Demir içeriği, %Ağırlık				
	%0.0	%0.1	%0.2	%0.3	%0.4
F	198,47	193,21	190,27	178,36	166,36
T4	255,64	224,88	209,59	218,59	201,91
T6	215,15	210,66	208,27	195,3	192,12

Çekme testinde kopmanın olduğu nokta; döküm hataları (örn. oksitler ve porozite), soğuma hızı (ikincil dendrit kol uzunluğu) ve Fe içeriği gibi çeşitli değişkenlerden etkilenir. Süneklik ve çekme mukavemetinin yüksek değerlerde olabilmesi için malzemede daha az hatanın olması, daha yüksek soğuma hızında katılaşması, daha düşük Fe içermesi gerekmektedir. Yapılan testlerde ortalama değerler hesaplanırken numunelerin en iyi kırılma noktaları alınmıştır. 3 farklı ısıl işlem koşulunda bile demirin etkisinin değişiklik göstermediği grafiklerde görülmektedir. Her farklı ısıl işlem koşulunda da Fe etkisiyle çekme mukavemetinde ve uzamada azalma meydana

gelmiştir. Kırılmadan önce uzama grafiklerinde de Fe miktarının süneklik üzerine olumsuz etkisi görülmektedir. Fakat kopma uzamalarında demirin etkisiyle önemli bir değişiklik görülmemiştir.

Demir seviyesi Fe_{krit} değerinin üstüne çıktığında soğuma yavaşlar, buna bağlı artan döküm hatalarının sünekliği ve mukavemeti olumsuz etkilediği bilinmektedir. Böyle durumlarda bazı çekme numuneleri yığılma noktasına ulaşmadan kırılabilir. Fe içeren intermetalik parçacıkların bir alaşımın mekanik özellikleri üzerinde negatif etki oluşturmalarının sebebi, bu intermetaliklerin alüminyum matris ve modifiye edilmiş silikon tanelerinden bile daha kolay bir biçimde çekme yüklenmesinde kırılmalarıdır. Bu tanecikler mikro çatlak oluşumuna yatkındır ve makro çatlakların ilerlemesi bu taneciklerde kolaydır. Özellikle β -plateletler kırılmaya ve çatlak oluşumuna açıktır.

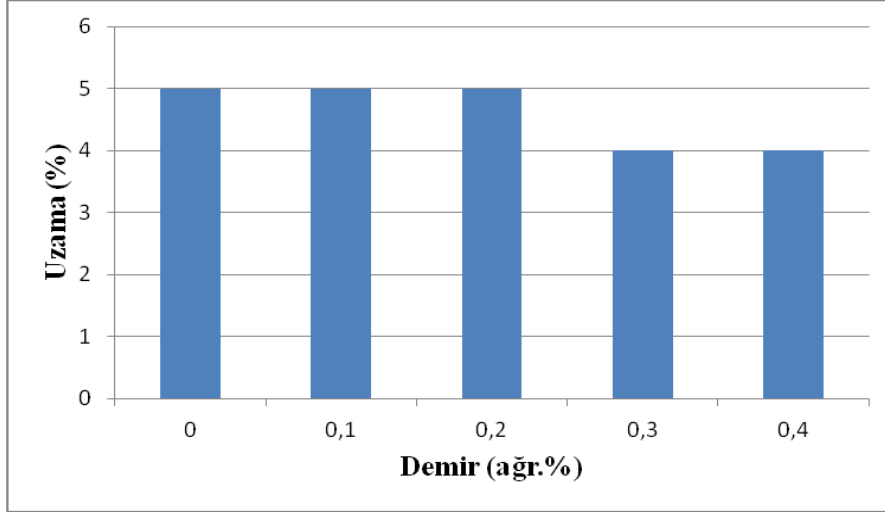
AA206 numunelerinin farklı %Fe içeriklerine bağlı ve farklı ısıtım işlem koşullarında ölçülen % uzama değerleri şekil 5.23-5.25’de verilmiştir.



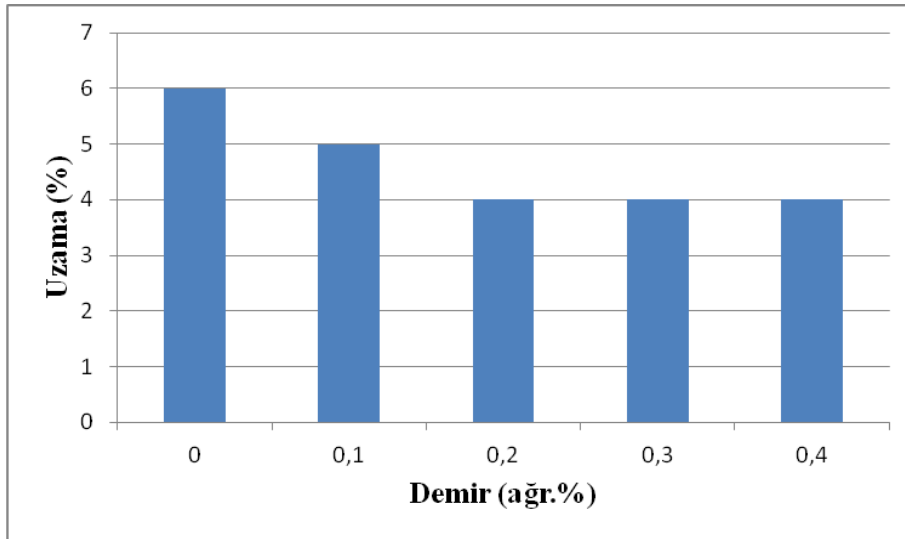
Şekil 5.23 : Isıtım işlem uygulanmamış döküm sonu (F) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri.

Şekil 5.23’te ısıtım İşlem uygulanmamış döküm sonu (F) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri verilmiştir. Isıtım işlem uygulanmamış numunede uzama değerleri diğer numunelere göre düşüktür. Ayrıca demir yüzdesi arttıkça uzama değeri %4’ten %3’e gerilemiştir.

Şekil 5.24'te oda sıcaklığında yaşlandırılmış (T4) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri verilmiştir. Isıl işlem uygulanmamış numunelere göre uzama değerleri yüksektir. Ayrıca demir yüzdesi arttıkça uzama değeri %5'ten %4'e gerilemiştir.



Şekil 5.24 : Oda sıcaklığında yaşlandırılmış (T4) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri.



Şekil 5.25 : Yapay yaşlandırılmış (T6) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri.

Şekil 5.25'te yapay yaşlandırılmış (T6) AA206 numunelerinin değişen Fe içeriğine bağlı uzama değerleri verilmiştir. Isıl işlem uygulanmamış numunelere göre uzama değerleri yüksektir. Ayrıca demir yüzdesi arttıkça uzama değeri %6'dan %4'e gerilemiştir.

5.4 Sonuçların Değerlendirilmesi

AA206 alaşım döküm numunelerinin döküm halinin ve solüsyona alma ve yaşlandırma işlemi uygulanmış halinin mikroyapılarında demir içeriğine bağlı olarak oluşmuş çökeltiler ve SEM incelemelerinde gözlenen platelet şeklinde veya Çin el yazısı olarak adlandırılan formlarda β fazı oluşumları mevcuttur. Optik mikroskop incelemelerinde yalnızca en yüksek Fe içeriğine sahip (% 0,3 - 0,4) numunelerin bazı bölgelerinde iğnemi kırılmış β plateletleri gözlenmiştir. Ayrıca farklı ısıtma işlem özelliklerine sahip numunelerin tümünde tane sınırlarına yakın bölgelerde ısıtma işlem sonucunda çözülmeden kalmış fazlar gözlenmiştir. Yapay yaşlandırılmış numunelerde ise tane içerisinde ayrı bir faz görünümünde olan ve segregasyon olması muhtemel yıldız şekilli bölümler mevcuttur. Mikroyapı incelemelerinde artan Fe içeriğiyle birlikte taneler arasında boşlukların ve porozite seviyesinin de arttığı gözlenmiştir.

En yüksek Fe içerikli (%0,4) yapay ve doğal yaşlandırılmış numunelere yapılan SEM analizi görüntülerinde 250X ve 800X büyütme gibi ölçeklerde el yazısı şeklinde adlandırılan script β parçacıkları görülmüştür. Bu parçacıkların boyutları 10-50 μm aralığında değişmektedir. Fakat literatürdeki bilgilere dayanarak bu boyutun tolere edilebilecek boyutlar içerisinde olduğu söylenebilir. El yazısı ve iğnemi görünümdeki fazlara haritalama ve EDS analizi yapıldığında; bu bölgelerde diğer alaşım elementlerinden daha yüksek oranda Fe bulunmuştur. Demirin bu bölgelerde yoğunlaşması ve değişik görünümde yapılar oluşturması Al-Cu-Fe (Cu_2FeAl_7) arasında bir intermetalik faz oluştuğunu ispatlamaktadır.

AA206 alaşımı için yapılan mekanik testler sonucunda kopma uzamalarında önemli değişiklik görülmemiştir. T4 ve T6 ısıtma işlemli ve döküm halindeki numunelerin çekme mukavemeti artan Fe içeriğiyle birlikte azalmıştır. Sertlik ölçüm sonuçlarına göre ise artan Fe içeriğiyle birlikte sertlikte artış olmuştur. Ayrıca mikroyapı içerisinde bazı bölgelerde matrise göre çok sert bölgeler görülmüştür. Isıtma işlem numunelerin mekanik özelliklerini iyileştirmiştir fakat Fe etkisinde bir değişiklik oluşturmamıştır.

Özellikle süneklik ve kırılma tokluğu gibi mekanik özellikler üzerindeki negatif etkisini engellemek için demir seviyesi mümkün olduğunca az tutulmalıdır, bunun için demir kontaminasyonu ham maddelerin dikkatli seçilmesi ile minimuma

indirilmeli (ingotlar, alaşım elementleri vb.) ve eriyiği tutmak için kullanılan tüm refrakter ve elik parçaların bakımı sağlanmalıdır.

Döküm ürününde çekme porozitesiyle ilişkili ciddi oranlarda süneklik kayıplarına ve dökümde verimsizliğe yol açacağından kritik seviyenin üzerindeki demir miktarlarından kaçınılmalıdır.

Bir alaşımda kritik demir içeriği aşağıdaki formülle hesaplanabilir:

$$Fe_{krit} \approx 0,075 \times [\%Cu] - 0,05$$

Çalışmada kullanılan alaşım için teorik olarak hesaplanan Fe_{krit} değerı 0,2'dir. Yapılan mekanik incelemelerde de negatif Fe etkisinin % 0,3 Fe yüzdesinden başladığı görülmektedir.

Katılaşma (soğuma) hızları çok yüksekse (rn. Yüksek basınçlı döküm), süper kritik demir içeriğinin olumsuz etkisi görülmez, fakat soğuma hızı düştükçe (kokil döküm, kum döküm vb.) süper kritik demir seviyesinin problem yaratma olasılığı da önemli ölçüde artar. Araştırmadaki numuneler de daha yavaş katılaşma hızlarında dökülmüş alaşım numuneleridir. Bu yüzden mekanik ölçümlerde standart sonuçlar vermedikleri gibi, çeşitli döküm hataları da içermektedirler.

Al-Cu alaşımları için klasik ısııl işlemler, T4, T6 gibi, Fe içeren fazların yapısını değiştirmez, intermetalikler olduğu gibi kalır, normalde ısııl işlem ile alaşımların performansı arttırılrsa da, bu başlangıçta düşük Fe seviyelerinin sağlanması ile gerçekleşebilir. İncelenen alaşımda artan demir seviyesinin mekanik performansı azalttığı belirlense de, bu etkinin daha önce literatürde başka alaşımlar üzerine yapılan incelemelerdeki sonuçlara oranla daha az etkiye sahip olduğu görülmüştür.

Demirin etkilerini nötralize etmek amacıyla ~0,5Mn/Fe oranında Mn eklenmesi yaygın bir uygulamadır, ancak her zaman yararlı olduğu ispatlanamamıştır. Mn, β fazını azaltır ve β fazının köşelerini yuvarlatır, α fazı oluşumunu destekler, böylece sünekliliği artırır. Genel anlamda Mn, sert bölgeler oluşurmaktadır ve talaşlı işlenebilirliği zorlaştırmaktadır. Mn eklemek yüksek Fe içerikli alaşımlarda her zaman dökülebilirliği iyileştirip poroziteyi azaltmaz. Mn etkisi alaşım kompozisyonuna bağlı olarak değişebilmektedir. İncelemelerde kullanılan tüm numunelerin Mn içeriği %0,3'tür. Bu Mn içeriği literatür ve pratik bilgilerle değerlendirildiğinde Fe'in etkisinin azalmasında rol oynamıştır.

KAYNAKLAR

- Alan, S.** (2008). Alüminyum Raporu, Orta Anadolu İhracatçı Birlikleri Genel Sekreterliği, Mayıs 2008,30 s.
- Askeland** (1998). *The Science and Engineering of Materials*, 3rd. edn. , Wadsworth Publishing Company, 812 s.
- ASM Metals Handbook** (1994). *Metallography and Microstructures*, Volume 9 of the 9th Edition, 1627 p.
- Aydın, B.** (2002). AA2014 Alaşımında Yaşlandırma Isıl İşleminin İşlenebilirlik Üzerindeki Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Ankara, 129 s.
- Beton, R. H. and Rollason, E. C.** (1958). Hardness reversion of dilute aluminium-copper and aluminium-copper-magnesium alloys. *Journal Of The Institute Of Metals*, 86: 77-85.
- Brooks, C. R.** (1982). *Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys*, ASM International The Materials Information Society, Ohio, USA, 95–114 pp.
- Callister, W. D. Jr** (2002). *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 6th. edn, Wiley publishing, 848 s.
- Çimenoglu, H. ve Kayalı, E. S.** (1989). Malzemelerin mekanik özellikleri, İ.T.Ü. Kimya Metalurji Fak.
- Doğan, M.** (1989). Alüminyumların Isıl İşlemi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 54 s.
- Erdoğan, M.** (1996). Al-Li-Cu-Mg Alaşımlarında Yaşlandırma Mekanizması ve Isıl İşlemi. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 140 s.
- Ersümer, A.** (1960). Alüminyum Alaşımlarının Isıl ve Mekanik İşlemleri. *İ.T.Ü. Yayını*, 43.
- Geçkinli, L. F.** (2002). *Alüminyum ve alaşımlarının ısıt işlemleri*, 2. Isıl İşlem Sempozyumu, İstanbul, TÜRKİYE, Şubat 07 - 08
- Karakışlak, M.** (1978). Alüminyum Alaşımları ve Isıl İşlemi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 60 s.
- Metals Industrial** (2007). Aluminium, Şubat 2007, Henry Fund Research, The University of IOWA
- MMO** (1978). Alüminyum Isıl İşlemi, *Metalurji Müh. Odası Yayınları*, Ankara.
- Niu X. P. and Hu B. H. and Hao S. W.** (1998). Effect of iron on the microstructure and mechanical properties of Al diecasting alloys, Gintic Institute of Manufacturing Technology, Republic of Singapore, 3 p.
- Öz, Ö** (2007). Yaşlandırma Isıl İşleminin AA 7075 Malzemeli Dikdörtgen Plağın Burkulma Yüğü Üzerine Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Z.K.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği A.B.D, Zonguldak, 54 s.
- Polmear, I. J.** (1981). *Light metals*, E. Arnorld Publishers, LONDON

- Sarıtaş, S.** (1995). *Engineering Metallurgy and Materials*. Gazi Üniversitesi, 510 s.
- Shabestari, S.G.** (2004). The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys, *Department of Materials and Metallurgical Engineering, Iran University of Science and Technology, Narmak, Tehran, Iran*, 10 p.
- Su, S.** (1988). 2XXX Grubu Alaşımlarda Katı Eriyiğe Almada Sıcaklık ve Sürenin Yaşlanma Sonrası Özelliklere Etkileri. Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 83 s.
- Sun, Y.** (1998). Yaşlanabilir Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları. Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, İstanbul, 89 s.
- Taylor, J. A.** (2004). The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys, Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST), The University of Queensland, Brisbane, Australia, 10 p.
- The Aluminium Association** (1988). *Aluminium Statistical Review*, Arlington, Virginia, USA
- Yılmaz F.** (1982). Ders Notları Malzeme Bilimi Döküm ve Katılaşma Yapısı, İTÜ Sakarya Mühendislik Fakültesi, 107 s.
- URL-1** (2012) <http://www.arslanaluminyum.com/aluNedir.asp>, 04.06.2012
- URL-2** (2012) <http://www.afsa.org.za/aluminium-and-alloys.asp>, 16.05.2012
- URL-3** (2012) <http://www.ingot.alcan.com/>, 24.01.2012
- URL-4** (2012) http://commons.wikimedia.org/wiki/Image:Diag_phase_AlCu.svg, 29.04.2012
- URL-5** (2012) alumatter, bt, <http://aluminium.matter.org.uk>, 30.05.2012

ÖZGEÇMİŞ



Ad Soyad: Meltem AK

Doğum Yeri ve Tarihi: Fatih / 04.08.1988

E-Posta: meltemak@itu.edu.tr

Lisans: Marmara Üniversitesi/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği (2006-2010)

Mesleki Deneyim:

09.2010-12.2010	Kaleporselen Elektroteknik Sanayi A.Ş. Ar-Ge Mühendisi	İstanbul
08.2009-08.2009	Kaleporselen Elektroteknik Sanayi A.Ş. Stajyer	İstanbul
06.2009-07.2009	ETİ Seydişehir Alüminyum A.Ş. Stajyer	Konya
07.2008-08.2008	Şişecam Anadolu Cam Sanayi A.Ş. Stajyer	İstanbul