

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

TERMO-MEKANİK İŞLEM UYGULANMIŞ
AA6082 ALUMİNYUM ALAŞIMLARININ
MİKROYAPISAL VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

YİĞİT ALEV ERDOĞAN

KOCAELİ 2018

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

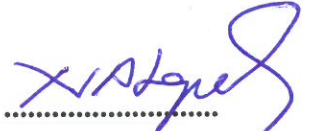
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

TERMO-MEKANİK İŞLEM UYGULANMIŞ
AA6082 ALUMİNYUM ALAŞIMLARININ
MİKROYAPISAL VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

YİĞİT ALEV ERDOĞAN

Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK
Danışman, Kocaeli Üniversitesi
Prof. Dr. Mehmet UÇAR
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi
Yard. Doç. Dr. Mehmet UYSAL
Jüri Üyesi, Sakarya Üniversitesi


.....

.....

.....

Tezin Savunulduğu Tarih: 08.01.2018

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜRLER

Çalışmalarına yön veren, bu yolda desteğini esirgemeyen, beni ilerlemem için destekleyen ve tezime büyük katkı sunan danışman hocam Doç. Dr. Ş. Hakan Atapek'e içten ve sonsuz teşekkür ederim.

Deneysel çalışma için gerekli hammadde ve ısıtma işlemlerinin gerçekleştirilmesini sağlayan, mikro yapısal analiz çalışmalarında laboratuvar altyapısı ile destek olan ve her daim ilerlememi teşvik eden Onat Profil ve Alaşım San. ve Tic. Ltd. Şti. firması ailesi ve özellikle Genel Müdürü ve Ar-Ge Müdürü Sayın Dr. Tanju Çeliker'e gönülden teşekkürlerimi sunuyorum. Tez sürecinde kendi doktora ekipmanları ve sistemleri ile deneysel çalışmaların başlamasında ve ilerlemesinde önemli katkısı bulunan Sayın hocam Dr. Hasan Kaya'ya en derin şükranlarımı sunarım. Ayrıca deneysel inceleme çalışmalarında desteklerini esirgemeyen Sayın Arş. Grv. Y. Müh. Fulya Kahrıman'a ve Arş. Grv. Y. Müh. Gülşah Aktaş Çelik'e teşekkür ederim. Yüksek lisans çalışmalarımda arka planda bana tüm desteğini sunan Sayın Dr. Emrah Fahri Özdoğru'ya tüm samimiyetimle teşekkür ederim.

Tüm yüksek lisans çalışmalarım boyunca hep yanımda olan ve maddi, manevi her türlü desteklerini sunan, stresimi çeken, çözüm arayışında her şekilde yanımda olan ve anlayışlarını hiç esirgemeyen babam Rıdvan Erdoğan'a, annem Sevim Erdoğan'a, sevgili ablam İclal Çalım, Serkan Çalım ve minik çocukları Bora Çalım'a sonsuz sevgi ve saygılarımı sunarım.

Aralık-2018

Yiğit Alev ERDOĞAN

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜRLER	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ	iv
TABLOLAR DİZİNİ	viii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	ix
ÖZET	xi
ABSTRACT	xii
GİRİŞ	1
1. ALUMİNYUM VE ALUMİNYUM ALAŞIMLARI	4
1.1. Alüminyum ve Alaşımlarının Genel Özellikleri	4
1.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırması	6
1.2.1. 1xxx serisi alüminyum alaşımları	7
1.2.2. 2xxx serisi alüminyum alaşımları	8
1.2.3. 3xxx serisi alüminyum alaşımları	8
1.2.4. 4xxx serisi alüminyum alaşımları	9
1.2.5. 5xxx serisi alüminyum alaşımları	9
1.2.6. 6xxx serisi alüminyum alaşımları	9
1.2.7. 7xxx serisi alüminyum alaşımları	11
1.2.8. 8xxx serisi alüminyum alaşımları	11
1.3. Isıl İşlem Uygulanamayan Alüminyum Alaşımları ve Tavlama Süreçleri	11
1.4. Isıl İşlem Uygulanabilen Alüminyum Alaşımları ve Tavlama Süreçleri	15
1.5. Alüminyum Alaşımlarında Toparlanma ve Rekristalizasyon Süreçleri	16
1.6. Alüminyum Alaşımlarında Mukavemet Mekanizmaları	22
1.6.1. Katı ergiyik sertleşmesi	24
1.6.2. Deformasyon sertleşmesi	28
1.6.3. Çökelti sertleşmesi	32
1.6.4. İnce tane boyutu sertleşmesi	37
2. METALLERDE AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON	41
2.1. Aşırı Plastik Deformasyon Süreçleri	41
2.2. Eşit Kanallı Açısız Presleme Prosesi ve Parametreleri	50
2.2.1. Kalıp geçiş açıları	55
2.2.2. İşlem rotaları	58
2.2.3. Paso sayısı	60
2.2.4. Proses hızı	60
2.2.5. Proses sıcaklığı	61
2.2.6. Geri Presleme Etkisi	62
3. MALZEME VE YÖNTEM	65
3.1. Malzeme	65
3.2. Deformasyon Öncesi Isıl İşlem Süreçleri	66
3.3. Soğuk ve Aşırı Plastik Deformasyon Süreçleri	67
3.3.1. Soğuk deformasyon süreci	67
3.3.2. Aşırı plastik deformasyon süreci	68
3.4. Deformasyon Sonrası Isıl İşlem Süreçleri	71

3.5. Karakterizasyon Çalışmaları.....	71
3.5.1. Mikroyapısal karakterizasyon	71
3.5.2. Kristalit boyutunun belirlenmesi	72
3.5.3. Isıl karakterizasyon	73
3.5.4. Mekanik karakterizasyon	73
4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	74
4.1. Ekstrüzyon ve deforme edilmiş alaşımların mikroyapısı	74
4.2. Kristalit Boyutu Verilerinin Değerlendirilmesi	79
4.3. Isıl Analiz Verilerinin Değerlendirilmesi.....	82
4.4. Mekanik Test Verilerinin Değerlendirilmesi.....	85
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	91
KAYNAKLAR.....	93
KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER	101
ÖZGEÇMİŞ	102



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Soğuk işlem derecesi ve tavlama sıcaklığının değişimi ile mukavemet değişimi.....	13
Şekil 1.2.	Malzeme mukavemetinin düşük ve yüksek sıcaklıklara göre değişimi.....	15
Şekil 1.3.	Dislokasyonların yok olmasının şematik olarak gösterimi. Dislokasyon varlığı (a), dislokasyon ilerlemesi (b) ve dislokasyonun yok olması (c)	17
Şekil 1.4.	Aluminyumun toparlanma mekanizması boyunca hücre yapısının ve alttanelerin gelişiminin şematik gösterimi. Tane sınırlarında dislokasyonların birikmesi (a), dislokasyonların düzene girmeye başlaması (b), dislokasyonların bir kısmının kaybolması (c), poligonizasyon yapıları (d)	18
Şekil 1.5.	Dislokasyon hareketi ile poligonizasyon oluşumunun şematik gösterimi, (a) düzensiz dislokasyonlar, (b) dislokasyonların düzenlenmesi.....	18
Şekil 1.6.	Toparlanma ve rekristalizasyonun tane yapısına etkileri	20
Şekil 1.7.	% 85 soğuk haddelenmiş Al-%0,8Mg alaşımının rekristalizasyonu sırasında mikroyapısal değişimleri. (a) haddelenmiş konumda toparlanma gerçekleşmiş malzeme, (b) rekristalizasyon başlangıcı, (c) tane büyümesi	21
Şekil 1.8.	Tane büyümesi esnasında tane sınırlarının değişiminin şematik gösterimi. (a) taneler arası sınırların küçülmesi, (b) yeni tane sınırının oluşması, (c) eski tane sınırının kaybolup yeni tane sınırının kazanılması.....	22
Şekil 1.9.	Tane birleşmesiyle tane büyümesinin şematik gösterimi. (a) tane sınırı kesişimi, (b) difüzyon ile tanelerin büyümesi, (c) düşük enerjili tanelerin büyümesi, (d) iki tanenin birleşmesi	22
Şekil 1.10.	Atomik boyutunun malzeme mukavemetine etkisi.....	25
Şekil 1.11.	Aluminyum alaşımlarında magnezyum miktarının gerilim-gerinim davranışına etkisi.....	26
Şekil 1.12.	Atom diziliminde yer alan ve ara yer atomlarının şematik gösterimi	27
Şekil 1.13.	Malzeme yapısında deformasyon sonucu oluşan dislokasyon yapısı gelişiminin şematik gösterimi. (a) deforme edilmemiş yapı, (b) tane sınırlarında dislokasyon birikmesi, (c) tane bölünmesi başlangıcı ve (d) tanelerin bölünmesi.....	29
Şekil 1.14.	Artan soğuk işlem miktarına bağlı olarak malzeme özelliklerinin değişimi.....	29
Şekil 1.15.	(a) Frank-Read kaynağı tarafından dislokasyon oluşumunun şematik gösterimi, (b) dislokasyon oluşumunu gösteren yüksek büyütme görüntüsü.....	30
Şekil 1.16.	Dislokasyon yoğunluğunun malzeme mukavemetine etkisi.....	31
Şekil 1.17.	Haddelenmiş alaşım mikroyapısının şematik gösterimi.....	31

Şekil 1.18.	Yapısında kaba ve ince çökeltiler içeren haddelenmiş alaşım mikro yapısının şematik gösterimi	32
Şekil 1.19.	Çökelti sertleşmesi işlem adımlarının şematik gösterimi	33
Şekil 1.20.	%15 oranında B atomu içeren (85A-15B) alaşımının mikroyapısı; tavlanmış orijinal yapı (a), çözündürüldükten sonra su verilmiş (aşırı doymuş) yapı (b) ve yaşlandırılmış yapının (c) şematik gösterimi	35
Şekil 1.21.	Yaşlandırma işlemi adımlarında alüminyum kafes yapısı değişimi. (a) kafes yapısında çözünen ve çözücü atomlar, (b) faz partiküllerinin oluşumu, (c) faz partiküllerinin büyümesi	35
Şekil 1.22.	Al-Mg ₂ Si ikili denge faz diyagramı	36
Şekil 1.23.	AlMgSi _{0,5} alaşımı için zaman-çökeltme diyagramı	37
Şekil 1.24.	(a) Polikristalin malzemede şematik tane yapısı, (b) çelik mikro görüntüsü	37
Şekil 1.25.	Tane sınırında A, B ve C noktaları için dislokasyon yığılması mekanizmasının görüntüsü	38
Şekil 1.26.	Arbby'nin polikristalin malzeme için deformasyon modeli. (a) tanelerin üst üste binmesi, (b) taneler arası boşluk oluşumu, (c) tanelerin yer değiştirmesi, (d) tanelerin tekrar düzenlenmesi	39
Şekil 2.1.	Tek fazlı ve ikili/çok fazlı malzemede gerilim ile yapısal iyileşmenin şematik gösterimi	43
Şekil 2.2.	EKAP işleminde tane sınırlarında dislokasyon gelişimi, (a) tane sınırı duvarlarının kalınlaşması, (b) toparlanma sonucu tane sınırlarının kalınlığında azalma, (c) yeni tane oluşumu	45
Şekil 2.3.	Çok ince taneli yapının oluşum evreleri, (a) başlangıç, eş kanallı tane yapısı, (b) deformasyon sonucu band yapısı oluşumu ve deformasyon yönünde uzama, (c) band yapısının içerisinde büyük açılı tane oluşumu, (d) band yapısı ve düzensiz oluşan büyük açılı tane yapısı	46
Şekil 2.4.	Polikristalin metallerin tane boyutuna göre sınıflandırılması	47
Şekil 2.5.	Tek pasolu EKAP uygulanması sonrası farklı kesitlerde tane yapısı	48
Şekil 2.6.	Sırası ile A, B ve C rotaları için EKAP prosesinde oluşan kesme gerilmelerinin şematik gösterimi	48
Şekil 2.7.	EKAP işlemi sırasında malzeme akışının şematik çizimi	52
Şekil 2.8.	Çoklu paso EKAP işlemi şematik gösterimi, (a) kalıp döndürme, (b) çoklu paso kanalları ve (c) tek paso kanalı şematik gösterimi	53
Şekil 2.9.	EKAP işlemi sırasında kalıp içindeki malzemede meydana gelen kayma mekanizmasının şematik gösterimi	54
Şekil 2.10.	EKAP prosesi prensibinin şematik gösterimi	54
Şekil 2.11.	EKAP kalıbında yer alan kanal açılarının şematik gösterimi	55
Şekil 2.12.	Kalıp iç açısının malzemede oluşturduğu deformasyona etkisi	57
Şekil 2.13.	EKAP kanal açıları (a) $\Psi=0^\circ$, (b) $\Psi=\pi$, (c) Ψ açısı; 0 ile π - Φ arasında	57
Şekil 2.14.	EKAP prosesi sırasında numunede oluşan deformasyon geometrisinin kalıp dış açısına göre değişimi	58
Şekil 2.15.	EKAP prosesinde kullanılan 4 temel işlem rotası	59
Şekil 2.16.	EKAP prosesinde kübik malzemelerde rotalara göre şekil değişimi	59

Şekil 2.17.	Al-%1Mg alaşımı alüminyum malzemenin oda sıcaklığında EKAP işleminde paso sayısına göre akma gerilmesi ve presleme hızı değişimi.....	61
Şekil 2.18.	Saf Al, Al-%3,0Mg alaşımı ve Al-%3,0Mg-%0,2Sc alaşımları için EKAP işlem sıcaklığının tane boyutuna etkisi.....	62
Şekil 2.19.	EKAP prosesinde geri basınç işlem prensibi, (a) P1 baskı kuvvetine karşı P2 baskı kuvveti uygulanması ve (b) geri basıncın viskoz-sünek ortam ile uygulanması	63
Şekil 3.1.	Temin edilmiş malzeme olarak tanımlanan alaşımın tornalama sonrası makro görseli.....	66
Şekil 3.2.	Soğuk deformasyon prosesleri için kullanılan hadde tezgahı.....	67
Şekil 3.3.	Soğuk deforme edilmiş alaşımlara ait makro görseller; a) % 10 ve b) % 30 soğuk deforme edilmiş numune	67
Şekil 3.4.	EKAP prosesinde kullanılan hidrolik pres, kalıp tutucusu ve plaka	68
Şekil 3.5.	EKAP prosesi düzeneğine ait ısıtılma fırını	69
Şekil 3.6.	Deneyisel çalışmalarda kullanılan EKAP kalıp sistemi a) EKAP kalıbı ve pimleri, b) kalıp ve tutucusu tasarım görüntüsü, c) kalıp ve pimleri	69
Şekil 3.7.	Proses sonrası açılmış EKAP kalıbı ve aşırı deforme edilmiş parça	70
Şekil 3.8.	Aşırı deformasyon uygulanmış parçadan alınan numunelere ait makro bir görsel	71
Şekil 4.1.	Ekstrüze ürün olarak temin edilmiş AA6082 alaşımına ait elektrolitik dağlanmış IM mikroyapıları; (a) yüzey ve (b) merkez.....	74
Şekil 4.2.	Ekstrüze ürün olarak temin edilmiş AA6082 alaşımına ait elektrolitik dağlanmış SEM mikroyapıları; (a) genel α -Al matriks yapısı ve (b) matriks içerisinde ikincil fazların dağılımı	75
Şekil 4.3.	Şekil 4.2’de işaretlenmiş farklı kontrastlı bileşenlere ait EDS spektrumları; (a) noktasal analiz-1 ve (b) noktasal analiz-2.....	76
Şekil 4.4.	Temin edilmiş alaşıma ait X-ışın kırınım difraksiyon paterni.....	76
Şekil 4.5.	Ekstrüze alaşımın 520 °C’de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve soğuk deformasyon uygulanmış konumuna ait elektrolitik dağlanmış mikroyapıları; (a) % 10 deformasyon ve (b) % 30 deformasyon.....	77
Şekil 4.6.	Ekstrüze alaşımın 520 °C’de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve aşırı plastik deformasyon uygulanmış konumuna ait elektrolitik dağlanmış mikroyapıları; (a) ince bantlı yapılar ve (b) farklı doğrultularda yönelmiş bantlı yapılar	78
Şekil 4.7.	Deneyisel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait X-ışın kırınım difraksiyon paternleri	79
Şekil 4.8.	Deneyisel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait (111) X-ışın kırınım difraksiyon paternleri.....	80
Şekil 4.9.	Deneyisel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait (200) X-ışın kırınım difraksiyon paternleri.....	80
Şekil 4.10.	Deneyisel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait (222) X-ışın kırınım difraksiyon paternleri.....	81
Şekil 4.11.	Temin edilen alaşımın yeniden çözeltiye alma ve su verme sonrası DSC analizi ile elde edilen termogram.....	83

Şekil 4.12.	Çözeltiye alma ve su verme işlemini takiben soğuk ve aşırı plastik deformasyona maruz kalmış alaşıma ait DSC eğrileri	85
Şekil 4.13.	Farklı koşullarda proseslenmiş AA6082 alaşımının sertlik değerleri	86
Şekil 4.14.	Ekstrüze alaşımın 520°C’de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve 190°C’de 300 dakika yaşlandırılmış konumuna ait mikroyapıları; (a) IM ve (b) SEM görüntüleri.....	87
Şekil 4.15.	Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak proseslenmiş AA6082 alaşımlarında sertliğin değişimi	88
Şekil 4.16.	Proses koşuluna bağlı olarak yaşlandırmada en yüksek sertlik değerine sahip alaşımlara ait XRD kırınım paternleri.....	89
Şekil 4.17.	Soğuk ve aşırı plastik deformasyona uğramış alaşım matrisinde yaşlandırma koşullarında rekristalizasyon oluşumuna ait elektrolitik dağlanmış mikroyapı görüntüleri; (a) % 10 soğuk deforme edilmiş ve 200 dakika yaşlandırılmış, (b) % 30 deforme edilmiş ve 60 dakika yaşlandırılmış ve (c) aşırı plastik deforme edilmiş ve 30 dakika yaşlandırılmış alaşım	90

TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 1.1.	Deformasyon sertleştirilmiş yarı ürünlerin yapısal uygulamasında kullanılan temper işlemlerinin gösterimi	14
Tablo 1.2.	Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar için temper işlemlerinin gösterimi	14
Tablo 1.3.	Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımları için temper işlemlerinin gösterimi	16
Tablo 1.4.	Farklı sertleştirme mekanizmalarının etkileri	23
Tablo 3.1.	Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşıma ait standart ve OES ile belirlenen kimyasal kompozisyon (ağ.-%)	65
Tablo 4.1.	XRD sonuçlarına göre soğuk ve aşırı plastik deformasyon uygulanmış numunelerin Debye-Scherrer formülüne göre hesaplanmış kristalit boyutları	82
Tablo 4.2.	Yaşlandırma süresine bağlı olarak çalışılan alaşımların sertlik ($HV_{0,5}$) değerleri.....	87

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

C'	: Çözünen Atomların Ortalama Konsantrasyonu, (mol/L)
ϵ_N	: Toplam Birim Şekil Değiştirme
σ_1	: Sürtünme Gerilmesi, (N/mm ²)
σ_F	: Akma Gerilmesi, (N/mm ²)
$\Delta\sigma_{ss}$	: Katı Ergiyik Akma Mukavemeti, (N/ mm ²)
b	: Burgers Vektörü
c	: Çözünen Madde Konsantrasyonu, (mol/L)
C_0	: Yaşlanma Sıcaklığındaki Denge Konsantrasyonu, (mol/L)
C_2	: Çözünen Atomların Sabiti
C_i	: Başlangıç Konsantrasyonu, (mol/L)
D	: Kristalit Tane Boyutu (nm)
d	: Ortalama Tane Çapı, (µm)
d_g	: Ortalama Tane Boyutu, (nm)
G	: Kayma Modülü, (N/ mm ²)
GP	: Guinier-Preston zonu
K	: Scherrer Sabiti
k	: Tane Sınırı Boyunca Kayma İletme Zorluğu
N	: Kalıp Boyunca Geçiş Sayısı
P	: Baskı Kuvveti
Q	: Aktivasyon Enerjisi, (J/mol)
R	: Gaz Sabiti
RH	: Reaksiyon Hızı
t	: Bağımlı Zaman Sabiti (sn)
α	: Malzeme Sabiti
β	: Maksimum Yükseklikte Yarı Genişlik, (Radyan)
β	: Mg ₂ Si fazı
β'	: Mg _{1.7} Si fazı
β''	: Mg ₅ Si ₆ fazı
ϵ	: Birim şekil değişimi (mm/mm)
θ	: Düzlem Bragg Açısı, (°)
λ	: X-ışını Kaynak Anodu Dalga Boyu
ρ	: Dislokasyon Yoğunluğu
σ_a	: Akma Gerilmesi, (N/mm ²)
σ_i	: Sürtünme Gerilmesi, (N/mm ²)
Φ	: Kanal Kesişim İç Açısı, (°)
Ψ	: Dış Eğrilik Açısı
τ	: Kayma Gerilmesi, (N/ mm ²)

Kısaltmalar

DSC	: Differential Scanning Calorimetry (Diferansiyel Taramalı
Kalorimetri)	
EDS	: Energy Dispersive Spectrometry (Enerji Dağılım Spektrometresi)

EKAP	: Eş Kanallı Açısal Presleme
EN	: European Standard (Avrupa Standardı)
FEM	: Finite Element Method (Sonlu Elemanlar Metodu)
FWHM	: Full Width At Half Maximum (Maksimum Yükseklikte Yarı
Genişlik)	
HV	: Hardness of Vickers (Vickers Sertliği)
OES	: Optical Emission Spectrometer (Optik Emisyon Spektrometresi)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
XRD	: X-ray Diffraction (X-ışını Difraksiyonu)



TERMO-MEKANİK İŞLEM UYGULANMIŞ AA6082 ALUMİNYUM ALAŞIMLARININ MİKROYAPISAL VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Bu çalışmanın amacı, termo-mekanik olarak işlenmiş AA6082 alaşımlarının mikroyapısal özelliklerini araştırmak ve bu bileşenlerin mekanik özelliklere etkisini ortaya koymaktır. Hammadde olarak ekstrüze edilmiş alaşım kullanılmış ve metalurjik analizlerle mikroyapısal özellikleri incelenmiştir. Bu analizler, matriksin α -Al içerisinde gömülü çeşitli çökeltiler içerdiğini göstermiştir. Isıl işlem prosedürü ekstrüze edilmiş alaşıma uygulanmış olup en yüksek sertlik değeri yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak belirlenmiştir. Mekanik sonuçlar, yaşlandırma boyunca sertlik değişimin mikron-altı çökeltilerin varlığı ile açıklanabileceğini göstermiştir. Ekstrüze edilmiş ve çözeltiye alınmış alaşımlar, soğuk deformasyona ve eş kanallı açısallı presleme ile aşırı plastik deformasyona maruz bırakılmıştır. Proseslenmiş alaşımların çökelti sıralamasını ve özellikle çökelti kinetiğini anlamak için termal analizler gerçekleştirilmiştir. Termogramlar, geçiş çökeltilerinin kararlılığında değişimlerin olabildiğini ve yaşlandırma kinetiğinin uygulanan deformasyon ile artabileceğini göstermiştir. Deforme edilmiş alaşımlar, benzer yaşlandırma prosedürüne maruz bırakılmış olup en yüksek sertlik değerleri de belirlenmiştir. Sonuç olarak, (i) soğuk ve aşırı plastik deformasyonun mekanik özellikleri arttırdığı ve en yüksek sertlik değerine karşılık gelen yaşlandırma sürelerini daha düşük sürelerle kaydardığı, (ii) aşırı plastik deforme edilmiş ve yaşlandırılmış alaşımların oldukça ince mikron-altı çökeltilerden ve oldukça azaltılmış kristalit boyutunun bir kombinasyonu sonucu en yüksek sertlik değerine sahip olduğu ve (iii) deforme matrikslerin aşırı yaşlandırma koşullarında sadece kabalaşmış çökeltilerden değil aynı zamanda rekristalizasyon nedeni ile yumuşama eğiliminde olduğu sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler: AA6082 Alaşımı, Mekanik Özellikler, Mikroyapı, Termo-mekanik İşlemler.

MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF THERMO-MECHANICAL TREATED AA6082 ALUMINUM ALLOYS

ABSTRACT

The aim of this study is to investigate the microstructural features of thermo-mechanical treated AA6082 alloys and reveal out the effect of these components on the mechanical properties. Extruded alloy was used as raw material and its microstructural features were examined by metallurgical analyzes. These analyzes showed that the matrix consisted of several precipitates embedded in α -Al. The heat treatment procedure was applied to extruded alloy and the peak hardness value was obtained as a function of aging time. The mechanical results indicated that the hardness variation could be clarified by the existence of sub-micron precipitates during aging. Extruded and solution annealed alloys were cold deformed and severe plastic deformed by equal channel angular pressing. In order to understand the precipitation sequence and especially precipitation kinetics of the processed alloys, thermal analyzes were done. The thermograms indicated that the stability of transitional precipitates could be changed and aging kinetics could be increased by deformation. The deformed alloys were subjected to similar aging procedure and the peak hardness values were determined. It was concluded that (i) cold and severe plastic deformation enhanced the mechanical properties and the aging times corresponding the peak hardness values were shifted to lower ones, (ii) severe plastic deformed and aged alloy had the highest hardness value due to a combination of very fine sub-micron precipitates and highly decreased crystallite size and (iii) the deformed matrices were tend to soften due to not only coarser precipitates but also recrystallization under overaging conditions.

Keywords: AA6082 Alloy, Mechanical Properties, Microstructure, Thermo-mechanical Treatments.

GİRİŞ

Aluminyum ve alaşımları sağladığı özellikler ve bu özelliklerin benzersiz kombinasyonları sayesinde geniş bir kullanım yelpazesine sahiptir. Bu sebeple aluminyum malzemeler farklı mühendislik uygulamalarında kullanılabilmesi ile çok yönlü, ekonomik ve cazip bir malzeme olma özelliğine sahiptir. Yapısal kullanım alanı bulan çelikten sonra ikinci sırada yer almaktadır.

Ayrıca aluminyum, çeliklerde paslanmaya sebep olan aşamalı oksitlenmeye karşı dirençli bir yapıya sahiptir. Açıkta kalan aluminyum yüzeyi oksijen ile birleşerek daha fazla oksitlenmeyi engelleyen bir oksit filmi oluşturur. Demirden farklı olarak bu film parçalanarak temiz metalin oksidasyona maruz kalmasına yol açmaz. Aluminyum yüzeyindeki bu koruyucu katman çizilmiş veya deforme olmuş ise hemen kendini yenileyecektir. Çıplak gözle görülemeyen bu şeffaf ve renksiz tabaka metale sıkı sıkıya yapışır. Aluminyum birçok üretim yöntemine uygun olması da bir diğer önemli özelliğidir.

Aluminyum alaşımları arasında, AA6082 alaşımları, yeterli fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv ve havacılık endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Aluminyum alaşımlarının mukavemet değerlerinin iyileştirilmesi ve daha yaygın alanlarda kullanılmasına yönelik olarak farklı mukavemet artırıcı mekanizmalar oluşturulmuştur. Mekanik özellikler katı ergiyik, deformasyon ve ayrıca çökelti sertleşmesinden oluşan birkaç mukavemet artırıcı mekanizma ile geliştirebilir. Dislokasyon hareketlerinin yavaşlatılması ya da durdurulması gibi mekanizmalar mukavemet değerlerini artırır. Bütün bu mekanizmalar malzemede dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemet artırır. Her malzeme birkaç farklı mukavemet artırıcı mekanizma bir arada kullanılabilir.

Aşırı plastik deformasyon yöntemi çok ince taneli malzeme üretmek için etkili bir yaklaşım olduğu görülmüştür. Bu tekniklerin geliştirilmesi, üretim için gerekli parametre ve işlemlerin oluşturulması konusunda geçmişten günümüze birçok çalışma gerçekleştirilmiştir. Yüksek miktarda plastik deformasyonun, metallerin ve

alaşımlarının mikroyapı ve özellikleri üzerine önemli etkileri olabileceği iyi bilinmektedir.

Aşırı plastik deformasyon tekniklerinden en bilinenleri yüksek basınç torsiyonu ve eşit kanallı açısız presleme (EKAP) yöntemleridir. Bu konuda son zamanlarda çeşitli araştırmalar ve deneyler gerçekleştirilmiştir. İşlemlerde temel zorluklar, düşük süneklik, deformasyonu zor alaşımlara uygulanması, yarı mamül üretiminin zorlukları ve mevcut imalatın aşırı plastik deformasyon tekniklerine adaptasyonudur.

EKAP yöntemi, metal kütüklerin üzerinde büyük gerilmelerin yarattığı basit kayma mekanizması ile aşırı plastik deformasyon sağlamaktır. Bu basit kesme işlemi sırasında malzeme kesit alanında herhangi bir değişim olmaz. Böylece işlem tekrar tekrar uygulanabilir ve yüksek kümülatif gerilme değerleri elde edilebilir.

İşlem temel olarak açılı şekilde kesilen, kesitleri aynı ve iki kanallı bir kalıp boyunca preslenmesi sonucu malzemede basit kayma mekanizması kullanarak şiddetli plastik deformasyon elde edilmesidir. Bu işlemin yapılmasında kalıp-zımba sistemi kullanılarak numune kalıba basılmaktadır. İşlemin zamanla geliştirilmesi ile nanometre boyutlarında tane boyutu ile çok ince taneli üretim sağlanabilmektedir. EKAP işlemi çeşitli metallerin ve alaşımlarına uygulanabilen yaygın bir tekniktir. Ayrıca bu işlem sadece silindirik değil köşeli malzemelere de uygulanabilmektedir. Ayrıca aşırı plastik deformasyon metodu olarak EKAP işleminin seçilmesinde; büyük boyutlu parçalar üretilebilir olması, oldukça basit bir proses olmasından dolayı farklı kristal yapıdaki malzemelere ve kompozit malzemelere kolayca uygulanabilir olması, üretim sonrası yapıda yüksek oranda homojenlik sağlanabilir olması, geliştirilmesi kolay aşırı plastik deformasyon tekniklerinden birisi olması, kurulum maliyeti diğer yöntemlere göre nispeten daha düşük olması bulunmaktadır.

Bu çalışmanın amacı, endüstriyel şartlarda üretilmiş AA6082 alüminyum alaşımında aşırı plastik deformasyon etkisinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerinden incelenmesidir. Bu amaçla öncelikle, homojen bir yapı sağlanması amacı ile numunelere öncelikle çözeltiye alma ve su verme işlemi uygulanmıştır. Sonrasında numunelerin bir kısmına, aşırı plastik deformasyon yöntemi olan EKAP işlemi uygulanmıştır. Aşırı plastik deformasyon etkisi ile karşılaştırma yapmak amacıyla diğer numunelere de % 10 ve % 30 soğuk deformasyon işlemi uygulanmıştır. Son

olarak bu soğuk deformasyon ve aşırı plastik deformasyon uygulanmış numunelere yapay yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Uygulanan işlemlerin ardından numunelerin yaşlandırma öncesi ve sonrası mekanik özellikleri belirlenmiştir. Bu verilere göre deformasyon miktarı ve yaşlandırma işleminin etkisi incelenmiştir. Deformasyon miktarı ile numunelerin içyapısında değişimin incelenmesi amacı ile mikro yapısal karakterizasyon çalışmaları uygulanmıştır. X-ışını kırınım paternleri çıkartılarak kristalit boyutlarının ölçümü gerçekleştirilmiştir. Ayrıca diferansiyel taramalı kalorimetre çalışmaları ile aşırı plastik deformasyon işleminin malzeme çökelme davranışına etkileri karakterize edilmiştir.



1. ALUMİNYUM VE ALUMİNYUM ALAŞIMLARI

1.1. Alüminyum ve Alaşımlarının Genel Özellikleri

Alüminyumun metal olarak özellikleri birçok durumda onun ideal ve ekonomik bir malzeme olmasını sağlamaktadır. Uygun mekanik özelliklerle birlikte düşük yoğunlukta olması, kolay işlenebilmesi, birçok yüzey işlemine uygunluğu, elektriksel ve ısı iletkenlik göstermesi, yüksek darbe sönümleme özelliğinde olması, korozyona karşı dayanım göstermesi, geri dönüştürülebilir olması alüminyum ve alaşımlarını günümüz endüstrilerinde yaygın bir şekilde kullanılan bir malzeme olmasına olanak vermiştir [1-3].

Alüminyum alaşımları, yapısal kullanım alanı açısından çelikten sonra ikinci sırada olup birçok mühendislik uygulamalarında tercih edilmektedir. Yapısal kullanımda alüminyum esaslı malzemelerin tercih edilme sebeplerin başında çeliğe göre daha düşük yoğunlukta bir malzeme olması gelir. Demir esaslı malzemelerin yoğunluğu $7,78 \text{ g/cm}^3$ iken alüminyum esaslı malzemeler için bu değer $2,70 \text{ g/cm}^3$ 'tür. Düşük yoğunlukta olması ve metalurjik olarak yüksek mukavemette tasarlanabilir matrisleri ile bu alaşımlar, çoğunlukla kara, hava ve uzay araçlarında kullanım alanı bulur [1-3]. Önümüzdeki yüzyılda artarak devam eden ekolojik kaygılar, dünyadaki otomobil üreticilerini yeni arayışlara ve araştırmalara yöneltmiştir. Güvenlikten ödün vermeden ve konfordan vazgeçmeden az yakıt tüketen otomobiller için hafif, fakat mukavemeti yüksek alaşımların geliştirilmesi otomobil üreticilerinin önemli hedefleri arasında yer almaktadır. Alüminyum, magnezyum, titanyum gibi hafif yapı metalleri, otomotiv endüstrisinde yakıt tasarrufu için gerekli hafif malzeme seçiminde önemli potansiyel kullanım alanına sahiptirler. Ancak bu alaşımlar içerisinde alüminyumun maliyet, işlenebilirlik, korozyon direnci ve geri dönüşüm yönünden avantajları, hızla gelişmekte olan otomotiv endüstrisinde kullanımının her geçen yıl daha da artmasına neden olmuştur. Alüminyum alaşımları bu özellikleri nedeniyle otomotiv endüstrisinde yakıt tasarrufu için gerekli hafif malzeme seçiminde önemli bir kullanım alanına sahiptir. Alüminyumun tercih

edilmesinin diğ er nedeni ise, araç tasarımlı alanında en nemli husus olan yolcu g venliğıdir. Çarpma sırasında ortaya çıkan enerji yolcular tarafından değıl darbe emiciler tarafından absorbe edilmelidir. Alüminyum bu amaç için en uygun yapısal elementtir. Hem taşıtl ağırlığını azaltma, hem de güvenlik önlemlerini iyileştirmek için alüminyum alaşımları kullanımı tercih nedenidir [4, 5].

Bilindiğı üzere, demir esaslı malzemeler birçok ortamda zamanla çeşitli oksit bileşenleri oluşturarak korozyona uğrayabilmektedir. Alüminyum esaslı malzemelerde ise, yüzeyde sadece alüminyum oksit (Al_2O_3) film yapısının oluştması halinde daha fazla oksitlenme engellenebilmekte ve böylece korozyona daha yüksek direnç sağılanabilmektedir. Alüminyum esaslı malzemelerin yüzeyindeki bu koruyuculuk sağılayan bileşen, herhangi bir çizilme veya deformasyon sonrasında kendini yenileyebilmektedir. Demir esaslı malzemelerde paslanma sonrası yüzeyde oluştan renksel değışiklikler ve pullanma korozyona uğrayan alüminyum esaslı malzemelerin yüzeylerinde gözlenmez. Alaşımlama ve ısıtl işlemleri uygulamaları ile alüminyum esaslı malzemelerin sulu, tuzlu ve atmosferik ortamlarda korozyona önemli ölçüde dirençli olduğı iyi bilinir. Alüminyum saflaştıka korozyon direnci artmakta olup toksik olmaması nedeni ile de yiyecek ve içecek kaplarında çoğunlukla kullanılmaktadır [6, 7].

Alüminyum esaslı alaşımlar, elektriksel ve ısıtl iletkenlikleri açısında da endüstriyel kullanım alanı bulmaktadır. Özel alaşımlar ile bu malzemeler, yüksek torklu elektrik motorlarında kullanılabilen yüksek elektrik direncine sahip malzemeler olarak da geliştirebilir. Alüminyum alaşımları, iletkenlikleri söz konusu iken bakır esaslı alaşımlara da rağıbet gösterebilmektedir. Yüksek iletkenlik ve mukavemetin istendiğı uzun hatlı ve yüksek voltajlı elik transmisyon kablolarında alüminyum tercih edilmektedir. Isıtl iletkenlik açısından da alüminyum alaşımları, bakırın sahip olduğı iletkenliğı % 50-60 seviyesinde olduğından esanj rlerde, buharlaştırmıcılarda, elektrik ile ısıtılan aletlerde, birçok mutfak eşyasında, otomotiv silindir kafalarında ve radyatör gibi sistemlerde kullanım alanı bulmaktadır. Ferromanyetik olmaması alüminyum esaslı malzemelerin elektrik ve elektronik endüstrisinde de kullanımına katkı vermektedir. Alüminyum esaslı malzemeler, birçok üretim yöntemi ile  retilenmektedir. oğı zaman daha düşük işlenebilirliğıne sahip ucuz malzemeler ile rekabet edebilir. Metal d k mhanesinde bilinen herhangi bir yöntem ile dökümü

yapılabilir. Kağıttan daha ince ve istenilen kalınlıklara kadar getirilip rulo yapılabilir. Ayrıca dövme ve şekillendirme işlemlerine de yatkındır. Alüminyum tel, haddelenmiş çubuktan çekilerek istenilen boyut ve türdeki kabloya sarılabilir. Alüminyum alaşımları aynı zamanda ekstrüzyon işlemi ile profiller halinde de üretilir [8, 9].

1.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırması

Alüminyum alaşımları ürüne şekil verme yöntemine göre dövme alaşımları ve döküm alüminyum alaşımları olmak üzere iki ana gruba ayrılır. Bu iki grup içerisindeki alaşımlar ısıtılma işlemi uygulanabilen ve ısıtılma işlemi uygulanamayan alaşımlar şeklinde alt gruplarda da incelenebilir. Isıtılma işlemi uygulanabilen alaşımlara ‘yaşlanma sertleşmesi’ ısıtılma işlemi uygulanır. Isıtılma işlemi uygulanamayan alaşımlara ise katı ergiyik, deformasyon ve dispersiyon sertleşmesi ile mekanik özellikleri iyileştirilebilir [8].

Pek çok alaşım faz çözünürlüğüne bağlı olarak ısıtılma işlemlere tepki vermektedir. Bu işlemler çözeltiye alma ısıtılma işlemi, su verme, çökelti sertleştirme/yaşlandırma ve sertleştirmeyi içerir. Her iki grup içinde bu alaşımlara ısıtılma işlemlenebilir alaşımlar olarak tanımlanmaktadır. Birçok şekillendirilebilir alüminyum alaşım kompozisyonu ısıtılma işlemi prosedürlerinin kombinasyonu ile pekleşme sağlanarak mekanik özelliklerinin artırılması sağlanır. Bu alaşımlar pekleşebilir alaşımlar olarak tanımlanır. Bazı döküm alaşımları ise temel olarak ısıtılma işlemi uygulanamamaktadır. Isıtılma işlemi uygulanamayan alaşımların soğuk işleme tabi tutularak mukavemetlerinde artış sağlanabilir [8, 9].

Alüminyum Birliği Sistemi tarafından hazırlanan ve en çok kabul gören isimlendirme terminolojisinde şekillendirilebilen ve döküm alüminyum alaşımları ailelere bölünür. Şekillendirilebilen alaşımları için dünyada en yaygın olarak kullanılan isimlendirme dizisi, Amerikan Standartlar Birliği tarafından belirlenendir. Daha önceden Amerikan Alüminyum Birliği tarafından kullanılan bu simgeleme 1957 yılında standart haline getirilmiştir. Bu sistemde [6];

- 1xxx: Kontrollü alaşımsız (saf) bileşim olup öncelikli olarak elektrik ve kimya endüstrisinde kullanım alanı bulmaktadır.

- 2xxx: Ana alaşım elementinin bakır olduğu alaşımlardır. Diğer alaşım elementi magnezyumdur. Bu alaşım ailesi özellikle uçaklarda yüksek mukavemet özelliklerinden dolayı kullanılır.
- 3xxx: Ana alaşım elementinin mangan olan alaşımlardır. Mimarı uygulamalar için ve çeşitli ürünlerde genel amaçlı kullanılır.
- 4xxx: Ana alaşım elementi silisyum olan alaşımlardır ve kaynak çubukları, lehimleme levhaları gibi alanlarda kullanılır.
- 5xxx: Ana alaşım elementi magnezyum olan alaşım ailesidir. Teknelerde ve parçalarında deniz suyuna maruz kalan ürünlerde kullanım alanı bulmaktadır.
- 6xxx: Alaşım elementi olarak magnezyum ve silisyum kullanılmaktadır. Ekstrüzyon ürünü olarak mimarı ve otomotiv sektöründe yoğun şekilde kullanılmaktadır.
- 7xxx: Ana alaşım elementi çinko olan alaşımlardır. Ancak bakır, magnezyum, krom ve zirkonyum gibi diğer elementleri de içerebilir. Uçak yapısal bileşenlerinde ve mukavemet istenilen uygulamalarda kullanılmaktadır.
- 8xxx: Muhtelif kompozisyonları karakterize eden alaşımlardır. Belirli miktarda kalay, lityum ve/veya demir ihtiva edebilir.
- 9xxx: Gelecekteki kullanımlar için ayrılmıştır [8].

1.2.1. 1xxx serisi alüminyum alaşımları

Bu alüminyum alaşımları %99,00 veya daha yüksek saflığa sahiptir. Özellikle elektrik ve kimyasal işlem gerektiren alanlarda birçok uygulamaya sahiptir. 1xxx serisinin son iki rakamı ise, % 99 değerinden sonraki kısmı belirlemede kullanılır. Örneğin 1100 malzemesinin % 99,0 oranında, 1050 malzemesinin % 99,50 oranında ve 1060 malzemesinin ise % 99,60 oranında saf alüminyum içerdiğini belirtir [6]. Bu alaşım sınıfları mükemmel korozyon direnci, yüksek ısıl ve elektrik iletkenliği, düşük mukavemet özellikleri ve mükemmel işlenebilirlik özelliklerine sahiptir. Mukavemet değerleri deformasyon sertleşmesi ile bir miktar arttırılabilir. Demir ve silisyum ana elementleridir [10, 11].

1.2.2. 2xxx serisi alüminyum alaşımları

Bu alüminyum alaşım sınıfının ana elementi bakırdır. Genellikle ikincil ilave olarak magnezyum kullanılır. Bu alaşımdan optimum özelliklerin elde edilebilmesi için çözeltiye alma ve takiben yaşlandırma ısı işlemi uygulanmalıdır [10].

İçeriğinde % ağırlıkça özellikle % 4,0 Cu, % 0,6 Mg ve % 0,7 Mn bulunmaktadır. Yapı içerisinde ağırlıkça bulunan % 4,4 Cu, % 0,5 Mg, % 0,8 Mn ve % 0,8 Si içeren 2014 alaşımı yapay yaşlandırmaya 2017 alaşımından daha fazla tepki vermesi için daha sonra geliştirilmiştir. Bugün en çok kullanılan Al-Cu-Mg alaşımlarından biridir [6].

Mekanik özellikleri düşük karbonlu çeliklere yakın değerlere ulaşabilir. Bazı durumlarda çökelti sertleşmesi mekanik özellikleri arttırmak için kullanılabilir. Bu işlem ile akma mukavemeti artışı sağlanır, yüzde uzama değerinde kayda değer bir azalma olur ve çekme mukavemeti üzerinde ise büyük bir etkisi görülmez. 2xxx serisi alaşımların korozyon direnci diğer alaşımlar gibi yüksek olmadığından belirli koşullarda taneler arası korozyona uğrayabilir. Bu nedenle genellikle, yüksek saflıktaki alüminyum, 6xxx serisi alüminyum veya %1,0 Zn içeren alüminyum alaşımları ile kaplanır. Kaplama galvanik koruma sağlayarak korozyonu önler. 2xxx serisi alüminyum alaşımları yüksek mukavemet ve düşük ağırlık gerektiren parçalar ve yapılar için uygundur. Kamyon, uçak tekerlekleri, kamyon süspansiyon parçaları, uçak gövdesi ve kanat parçaları gibi kısımlarda yaygın olarak kullanılır [11].

1.2.3. 3xxx serisi alüminyum alaşımları

Mangan, 3xxx serisi alaşımların ana elementidir. Bu alaşımlara ısı işlem uygulanamamaktadır. Ancak 1xxx serisi alüminyum alaşımları ile kıyaslandığında yaklaşık % 20 oranında daha yüksek mukavemete sahiptir. Mangan elementi alüminyuma eklenme sınırı olduğundan (yaklaşık %1,5'e kadar ilavesi) yalnızca birkaç alaşımda önemli rol oynamaktadır. Bu alaşım grubunun en popüler olanı 3003 alaşımdır. İyi işlenebilirlik gerektiren kuvvet uygulamalarda yaygın olarak kullanılır. 3xxx serisi alaşımlar, yaygın olarak çeşitli konstrüksiyonlarda, çatı sistemleri ve çatı kaplamaları gibi mimari alanlarda kullanılır [10, 11].

1.2.4. 4xxx serisi alüminyum alaşımları

Bu alaşım grubu ana elementi silisyumdur. Yeterli bir miktar (% 12'ye kadar) eklendiğinde kırılmalığa sebep olmadan, ergime aralığının önemli ölçüde düşüş sağlar. Bu nedenle alüminyum-silisyum alaşımları kaynak telinde ve lehim metalinden daha düşük ergime aralığına ihtiyaç duyulan alüminyum kaynaklarında lehim alaşımı olarak kullanılır. Bu serideki çoğu alaşım ısıt işleme uygulanamayan alaşımlardır. Fakat kaynaklı ısıt işleme tabi tutulan alaşımlarla kullanıldığında, ikinci kısımdaki alaşım bileşenlerini alırlar ve böylece ısıt işleme sınırlı miktarda tepki verirler [6].

Oldukça yüksek miktarda silisyum içeren bu alaşımlar anodik oksit kaplama uygulamalarında koyu gri odun kömürü rengini alırlar. Bu sebeple mimari uygulamalarda kullanım alanı bulurlar. Bazı alaşımlarıda (4032 gibi) düşük ısıt genleşme katsayısı ve yüksek aşınma direnci sebebi ile dövme motor pistonlarında kullanıma uygundur. Silisyumun alaşımın akıcılık özelliğini arttırması nedeni ile özellikle döküm teknolojisinde, geometrisi karmaşık şekillerin üretilmesine imkan vermektedir [10, 11].

1.2.5. 5xxx serisi alüminyum alaşımları

Ana alaşım elementi magnezyumdur. Magnezyum yanında ana alaşım elementi olarak mangan kullanıldığında orta yüksek mukavemete sahip ve işlemeye uygun bir alaşım elde edilmektedir. Magnezyum mukavemet konusunda mangandan daha etkili bir elementtir ve oldukça yüksek miktarlarda eklenebilir. Bu seri alaşımlar iyi kaynaklanabilir özelliklere ve deniz atmosferine karşı yüksek dirence sahiptir. Yüksek magnezyum ihtiva eden alaşımların gerilmeli korozyon çatlamasına karşı hassasiyetini önlemek için soğuk şekillendirme miktarı ve güvenli çalışma sıcaklıkları sınırlandırılmalıdır [10].

1.2.6. 6xxx serisi alüminyum alaşımları

Bu alaşım serisinde silisyum ve magnezyum gerekli oranlarda birleşerek magnezyum disilisit (Mg_2Si) oluşturur. Böylece ısıt işleme uygulanabilir hale gelmektedir. Mekanik özellikler bakımından çoğu 2xxx ve 7xxx alaşımları kadar olmasa da, orta

güçte iyi şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik, işlenebilirlik ve korozyon direncine sahiptir [10].

6xxx serisi alaşımlarından olan 6082, yakın zamanda hem ekstrüzyon ürünlerinin hem de otomotiv sektöründe dövülerek üretilen araç süspansiyon sistemi elemanlarının öncelikli alaşımı olmuştur. Bu grubun içerisinde dövmeye ve çökelti sertleştirilmesine en uygun alaşım EN AW 6082'dir. 6xxx grubundaki en yüksek dayanıma ve mükemmel korozyon direncine sahip olan EN AW 6082 nin bunun yanında kaynak edilebilirliği, şekillendirilebilirliği ve işlenebilirliği de daha iyidir [11].

Hafif malzemeler arasında, Al-Mg-Si alaşımları, yeterli fiziki ve mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv ve havacılık endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Mekanik özellikleri, katı ergiyik, deformasyon ve ayrıca çökelti sertleşmesinden oluşan birkaç mukavemetlendirme mekanizması ile geliştirilebilir. Al-Mg-Si alaşımları ailesinden AA6082 alaşımları, katı eriyik sertleşmesinden ve ayrıca çökelti sertleşmesinden sorumlu olan Mg, Si, Mn, Zr, Ti, V, Sc, Fe ve Cr elementlerini içerdiğinden en yüksek dayanıma sahip alaşımdır. Bu alaşımlar çözeltiye alma ısısal işlemi ve yapay yaşlandırma işlemi ile optimum mekanik özelliklere sahip konuma getirilebilir. Böylelikle mukavemet değerlerinde artış sağlanır [12-14]. Isıl işlemde uygulanan AA6082 alaşımlarında, katı ergiyik tavlama sırasında hem Mg hem de Si atomlarının çözünmesi sağlanır ve daha sonra su ile ani soğutma işlemi sonrası doymuş α -Al matriksi oluşur. Daha sonrasında yaşlandırma sertleştirme prosedürüne bağlı olarak matrikste ince dağılmış çökelti (Mg_2Si) arasındaki etkileşimlerle mukavemet sağlanır. Mukavemet değerleri artar, çünkü yüksek yoğunluklu ince uyumlu veya yarı uyumlu çökelti için çekirdeklenme oluşturur ve büyüme gerçekleşir. Yapay yaşlandırma esnasında çökelti kontrolünün yapılması, alaşımların optimum mekanik özelliklerini elde etmek için kritik önem taşır. [15-17].

Yapay yaşlanma sırasında ergiyik ve su verme işlemleri ile Al-Mg-Si alaşımının genel olarak kabul gören çökelti sıralaması genel olarak aşırı doymamış katı ergiyik - GP Zonlar – yarı kararlı β' çökelti - yarı kararlı β çökelti - kararlı β fazı olarak sıralanır [18, 19].

Bu çökelti sıralaması, üzerine en çok çalışma yapılan Al-Mg-Si alaşımları için nispeten geniş bir sıcaklık aralığı içinde gözlenmiştir. Önceki araştırmalar, Mg'nın Si'ye atomik oranı 2'den düşükse, çökelti dizisinin sonunda denge Si fazının oluştuğunu ve bu fazın sabit β parçacıkları boyunca çekirdeklenebileceğini göstermiştir [20].

1.2.7. 7xxx serisi alüminyum alaşımları

7xxx serisi alaşımların ana elementi çinkodur. % 1 - 8 oranında alaşımda bulunur ve daha düşük oranlarda magnezyum ile birleştiğinde orta yüksek mukavemete sahip ısıtılabilir alaşımlar elde edilir. Genellikle bakır ve krom gibi diğer elementler düşük miktarlarda ilave edilir. 7xxx serisi alaşımlar gövde yapıları, mobil teçhizat ve diğer yüksek mukavemetli parçalarda kullanılırlar. Bu alaşımlar gerilmeli korozyon çatlamasına karşı direnci azaltırlar. Mukavemet, korozyon direnci ve kırılma tokluğunun daha iyi kombinasyonlarının sağlanması için sıklıkla aşırı yaşlandırma konumunda kullanılırlar. Minimum çekme dayanımı 580 MPa olan 7178 alaşımı, uçak yapı malzemesi olarak kullanılmaktadır [10, 11].

1.2.8. 8xxx serisi alüminyum alaşımları

8xxx serisi alaşımlar kimyasal bileşimleri geniş bir yelpazeye sahiptir. Geliştirilmiş yüksek sıcaklık performansı ve toz metalurjik işleme yapılan dispersiyon sertleşmesine örnek olarak Al-Fe-Ce alaşımları (8019) veya Al-Fe-V-Si alaşımları (8009) verilebilir. Daha düşük yoğunluk ve daha yüksek rijitlik, lityum içeren alaşımlar ile elde edilir. Çökelti sertleşmesi ile elde edilen ikincil alaşımları bazı uçak ve uzay uygulamalarında 2xxx ve 7xxx serisinin yerini almıştır [10, 11].

1.3. Isıl İşlem Uygulanamayan Alüminyum Alaşımları ve Tavlama Süreçleri

Katı ergiyikte, katı eriyebilirliği sınırlı olan alüminyum alaşımları ısıtılabilir ve normalde çökelti sertleştirilebilir alaşımlar olarak kabul edilir. Buna ek olarak, diğer şartlar aşırı doymuş katı ergiyeğin zamanla parçalanmasıyla kararlı veya yarı kararlı katı fazın ani soğutulması ve çökertilmesi ile tek fazlı aşırı doymuş katı ergiyeğin oluşma ihtimalini içerir. Bakır (2xxx serisi), silisyum ve magnezyum (6xxx ve 3xxx serisi), çinko ve magnezyum (7xxx serisi) ve 8xxx serisi alaşımlar, ısıtılabilir alüminyum alaşımlardır.

Mg, Si, Zn, Cr ve Mn'nın ikili alüminyum alaşımları, çözünen madde tamamen ergiyikde, kısmen çökeltilmiş veya önemli ölçüde çökeltilmiş durumda ısıtılma işlemde az bir değişiklik gösterir. Bu alaşımlar, çökelti sertleşmesi için faz diyagramında katı ergiyebilirlikte bir azalma gösterebilirler. Ancak ısıtılma işlem sonrası mekanik özelliklerinde bir değişim görülmez. Çünkü doğal veya yapay yaşlandırma sonrası kararlı ya da yarı kararlı atom kümeleri oluşturamazlar [21, 22].

Isıtılma işlem, tipik olarak, istenen mekanik özelliklere yol açan mikroyapısal değişiklikleri tetikleyen bir ısıtılma uygulamadır. Uygulamada, ısıtılma işlem sertliği artırabilir, aşınma direncini iyileştirebilir, mukavemet ve diğer mekanik özellikleri değiştirebilir ve kalıntı gerilmeleri azaltabilir. Demir esaslı malzemelerde, ısıtılma işlem geniş bir alanı kapsar. Bununla birlikte, alüminyum alaşımlarında, özellikle ısıtılma işlem, çökelti sertleşmesi ile mukavemet artışı sağlar [22].

Isıtılma işlem uygulanabilen alüminyum alaşımları, silisyum, bakır, çinko ve magnezyum gibi bir veya daha fazla diğer element içerir. Bu elementlerin içeriği, ötektik sıcaklıkta maksimum katı eriyebilirliği düşük veya orta sıcaklıktaki çözünürlükten daha fazla olabilir [23].

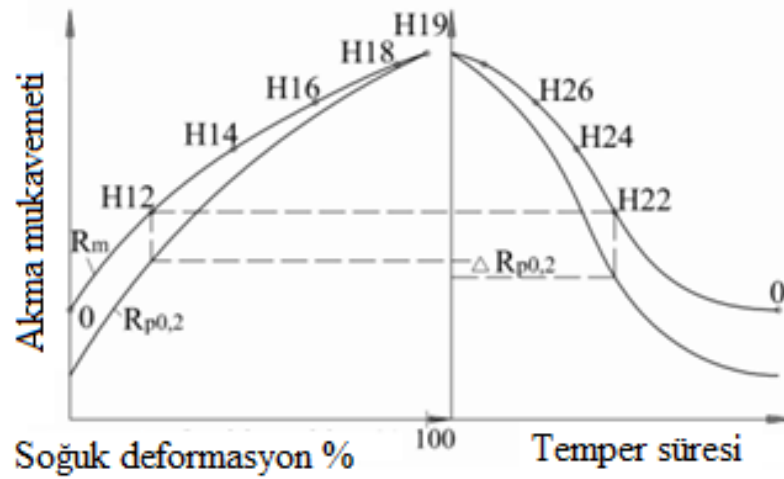
Isıtılma işlem uygulanamayan alüminyum alaşımları, mukavemet değerleri ağırlıklı olarak katı ergiyik elementleri ile sağlanır. Böyle alaşımlar ısıtılma işlem uygulanabilen alaşımlarda olduğu gibi çökelti sertleşmesi ile mukavemet artışı göstermemektedir. Al-Mn alaşımlarında görülen ince dağılmış mukavemet bileşenleri istisnai bir durumdur. Mukavemet değerleri, ısıtılma işlem uygulandığından çözünen atomların çökmesi sebebi ile düşüş gösterebilir. Bu sınıfa ait alaşımlar 1xxx (az miktarda Fe ve Si içeren), 3xxx (Mn ve Mg içeren), 5xxx (Mg ilaveli) ve 8xxx (1xxx serisinden daha yüksek alaşım ilaveli) olarak sıralanabilir [24].

Bu alaşımların mukavemeti, alaşım elementlerinin içeriğine bağlıdır. Bir dizi ticari ısıtılma işlem uygulanamayan alaşımların çekme mukavemeti alaşım elementlerinin miktarının bir fonksiyonu olarak Şekil 1.1.'de gösterilmiştir. Bahsi geçen çalışmada elde edilen bulgulara göre çekme mukavemetinin element tipine bakılmaksızın ağırlıkça toplam alaşım ilavesine yaklaşık olarak lineer bağlantılı olduğu görülmüştür. Şekilde O-temper, (tavlanmış koşul) ve aynı alaşımların H18 / H38 durumu (soğuk haddelenmiş veya soğuk haddelenmiş ve stabilize edilmiş) bu

alaşımlarda büyük gerinim sertleştirme potansiyelini gösteren ayırt edici özelliktedir [24].

Uzun yıllar boyunca birçok ülkede, ısıtıl işlem uygulanan ve uygulanmayan malzemeler için mukavemet değerinin, yumuşak, 1/4 sert, 1/2 sert gibi terimler ile ifade edildiği bir sistem kullanılmıştır. İsimlendirmeleri anlamak ve hatırlamak çok kolay olduğu için bu sistem tercih edilmiştir. Ancak sonrasında bu sistemden vazgeçilmiştir [9-11].

Soğuk işlem derecesi ve tavlama sıcaklığının değişimi ile mukavemet değişimi Şekil 1.1'de görülmektedir. Soğuk işlem derecesi arttıkça, çekme mukavemeti ve dayanım artar. En mukavemetli normal üretilen durumun tanımı H18, ilk hali 1/2 sertlikte H14 ile belirtilir [11].



Şekil 1.1. Soğuk işlem derecesi ve tavlama sıcaklığının değişimi ile mukavemet değişimi [11]

Kontrollü bir ısıtıl işlem, malzemeyi soğuk haddelenmiş temperli H18'den yumuşak bir hale getirir ancak hem teknik olarak hem de ekonomik açıdan avantajlar sağlamaktadır. Bu, hadde fabrikalarında günlük bir uygulamadır. Bu nedenle, mümkün olan en sert temper olmayan (H19 = ekstra sert olmayan) sert haddelenmiş bir temper konumundaki malzeme, H1x ve H2x olmak üzere iki farklı sıcaklıкта (örnek olarak H14 ve H24) piyasada bulunmaktadır. İki sıcaklıktaki çekme mukavemeti değeri aynıdır, ancak H2x malzemesi biraz daha düşük dayanıma sahiptir, ancak daha fazla %-uzama gösterir [9].

Durum H3x temper özelliklerine benzer özelliklerdedir. Bu sıcaklıklar, aşamalı bir deformasyon sertleştirme ve bunu takiben bir stabilleştirme ısıl işlemiyle karakterize edilir. Bu malzemedeki kalıntı gerilmeler H1x temperlerinden daha düşüktür. H4x temper aralığı, deformasyon sertleştirilen ve daha sonra boya veya pişirme işlemleri sırasında kısmi tavlama uygulanan malzemeler için piyasaya sürülmüştür. H4x temper türünün teknolojik değerleri, H2x / H3x temperleri ile özdeş olması gerekmez [11].

Aluminyum türevine bağlı olarak hafif farklılıklar olabilir. Deformasyon sertleştirilmiş yarı ürünlerin yapısal uygulamasında kullanılan temper işlemlerinin gösterimi ve açıklamaları Tablo 1.1’de ve ısıl işlem uygulanamayan alaşımlara ait özet temper gösterimleri ve açıklamaları Tablo 1.2’de sunulmuştur. [9, 21-24].

Tablo 1.1. Deformasyon sertleştirilmiş yarı ürünlerin yapısal uygulamasında kullanılan temper işlemlerinin gösterimi [2]

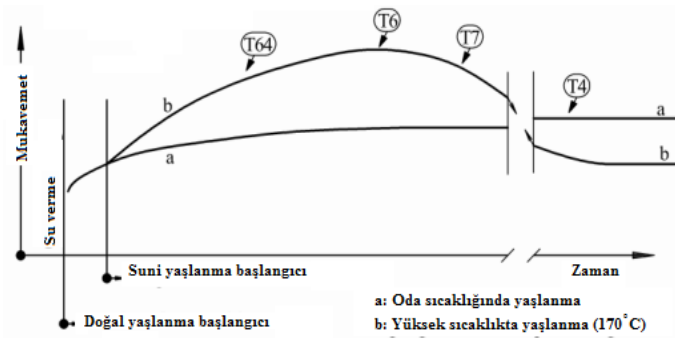
Sembol	Açıklama
O	Tavlanmış (yumuşak)
H111	Deformasyon veya benzeri işlem sırasında tavlanmış (H11'den daha düşük)
H12	Gerinim sertleştirilmiş, 1/4 sertlik
H22	Gerinim sertleştirilmiş ve kısmen tavlanmış, 1/4 sertlik
H32	Gerinim sertleştirilmiş ve stabilize edilmiş, 1/4 sertlik
H42	Gerinim sertleştirilmiş ve boyanmış, 1/4 sertlik
H14	Gerinim sertleştirilmiş, 1/2 sertlik
H18	Gerinim sertleştirilmiş, 4/4 sertlik (tam sertlik)

Tablo 1.2. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar için temper işlemlerinin gösterimi [2]

Sembol	Açıklama
F	Fabrikasyondan sonraki durumu ifade eder
O	Tavlanmış, yeniden kristalleşmiş yapıyı ifade eder
H	Soğuk işlem görmüş yapıyı ifade eder
H1	Plastik şekillendirme sınırları içinde sadece şekil verilmiş durumu ifade eder
H2	Plastik şekillendirmeden sonra kısmi tav uygulanmış durumu ifade eder
H3	Plastik şekillendirme ve takiben stabilizasyon durumunu ifade eder
W	Çözeltiliye alma ısıl işleminden sonraki kalıcı olmayan yapıyı ifade eder

1.4. Isıl İşlem Uygulanabilen Alüminyum Alaşımları ve Tavlama Süreçleri

Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımları esas olarak çökelti sertleşmesi ile mukavemet artışı gösterirler. 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi alüminyum alaşımları bu grupta yer alır. Bu alaşımlar birincil çözeltiye alma ile tüm alaşım elementlerinin katı ergiye alınarak tek fazlı alanına ısıtılır. Ani soğutma ile bir aşırı doymuş katı ergiyik halindeki atomlar dondurur. Çökelme genellikle oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) meydana gelir ancak mümkün olduğunca yüksek mukavemetli stabilize edilmiş bir malzeme elde etmek için yapay yaşlandırma işlemi kullanılır. Çökelti oluşum sıralamasını takiben, çökelti boyutu artmakta ve matris ile çökelti arasındaki kararlılık yavaş yavaş kaybolmaktadır. En yüksek mukavemet, genellikle uyumlu ve yarı uyumlu çökeltilerin bir karışımı olduğunda oluşur. Aşırı yapay yaşlandırma, düşük mukavemet veren kararlı ve uyumsuz çökelti oluşturur [24]. Alaşıma bağlı olarak su ya da kuvvetli hava ile soğutma işlemi gerçekleştirilebilir. Suyla soğutma çarpılma ve kalıntı gerilmeler üretir. Havayla soğutma ise bazı teknik ve ekonomik avantajlara sahiptir, ancak çoğu yüksek mukavemetli alaşımlar su ile soğutulur. Çözeltiye alma veya ani soğutma işlemi uygun şekilde gerçekleştirilmezse, mekanik mukavemet ve uzama (süneklik) açısından daha beklenenden düşük değerler elde edilir. Isıl işlem çevrimi, bir çözeltiye alma ısıl işlemi, bir ani soğutma işlemi ve nihai sertleşmenin gerçekleştiği yaşlandırma işlemlerinden oluşur. Ani soğutma işleminden sonra çelikten farklı olarak alüminyum alaşımlarının sert olmadığı söylenebilir. Şekil 1.2'den de görüleceği üzere en yüksek mukavemet değerlerini elde etmek için malzemeyi doğru çözeltiye alma sıcaklığında yeterli süre tutmak ve doğru soğutma prosedürünü izlemek önemlidir [11].



Şekil 1.2. Malzeme mukavemetinin düşük ve yüksek sıcaklıklara göre değişimi [24]

Isıl işlem uygulanabilen alaşımlar birçok sıcaklıkta üretilmektedir. Bazı önemli temper tanımları Tabloda 1.3’de listelenmiştir. Tabloda yer alan "çözeltiye alma" ifadesi genel olarak şok soğutmayı da içermektedir. Yaşlandırma süreci açısından T5 temper işlemi, genel düşünülenin aksine T4 ile T6 arasında bir işlem değildir (Şekil 1.2) [11].

Malzemenin tam olarak çözeltiye alınamadığı (örnek olarak çok düşüktür sıcaklık) ve ani soğutmanın optimum olmayabileceği durumu karakterize eder. Sonuç olarak, T6, maksimum mukavemete kadar suni yaşlandırmayı karakterize eder ve daha düşük mukavemet değerlerine ve daha düşük uzama değerlerine (zayıf şekillendirilebilirlik) sahiptir [24].

Tablo 1.3. Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımları için temper işlemlerinin gösterimi [24]

Sembol	Açıklama
T1	Sıcak işlemden sonra soğutulur ve doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir
T2	Sıcak işlemden sonra soğutulur, soğuk işlemden geçirilir ve doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir
T3	Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanır, soğuk işlemden geçirilir ve doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir
T4	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilir, doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir
T5	Sıcak işlemden sonra soğutulur ve yapay yaşlanma ile sertleştirilir
T6	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilir ve yapay yaşlanma ile sertleştirilir
T7	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilir ve yapay aşırı yaşlanma yapılır
T8	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilir, soğuk işlemden geçirilir ve yapay yaşlanma yapılır
T9	Çözeltiye alma ısıl işleminden geçirilir, yapay yaşlanma yapılır ve soğuk işlemden geçirilir
T10	Sıcak işlemden soğutulur, soğuk işlemden geçirilir ve yapay olarak yaşlandırılır

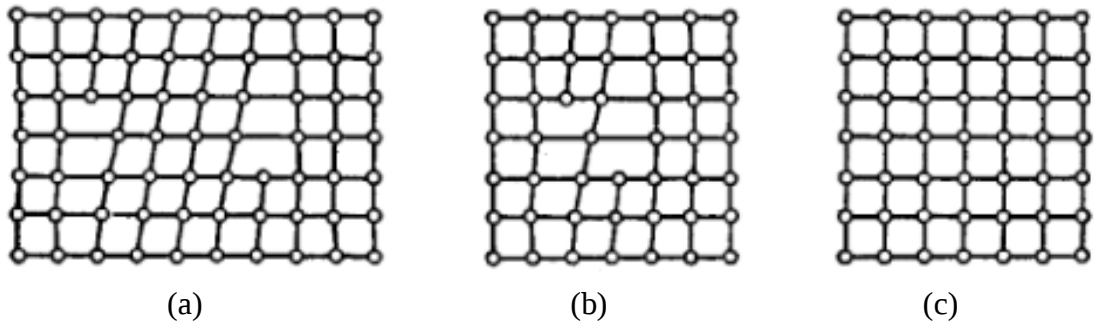
1.5. Alüminyum Alaşımlarında Toparlanma ve Rekristalizasyon Süreçleri

Bir metal soğuk deformasyona uğradığında hemen hemen tüm fiziksel ve mekanik özellikleri değişir. Soğuk deformasyon; mukavemet, sertlik ve elektrik direncini artırır, sünekliği azaltır. Yüksek sıcaklıklarda, dislokasyonlar daha hareketli hale

gelir ve deforme yapı artık mekanik olarak kararlı durumda değildir. Deformasyon ile malzemede depolanan enerji, metalin mikro yapısını geri çeviren prosesler için bir itici güç olarak işlev görür. Alaşımın mekanik özellikleri bu süreç boyunca önemli ölçüde değişebilir.

Toparlanma kademesinde, soğuk deformasyon sonucu değişikliğe uğramış fiziksel ve mekanik özellikler orijinal değerlerine dönme eğilimindedir. Orijinal hale dönüşün ilk aşaması “toparlanma” olarak bilinir. Toparlanma aşamasında dislokasyonlar düzene girer ve malzemenin soğuk işlem mukavemetinde veya sertliğinde bir miktar azalır. Toparlanma prosesinde çeşitli fiziksel ve mekanik özelliklerin geri kazanılma hızları düşüktür [25-27].

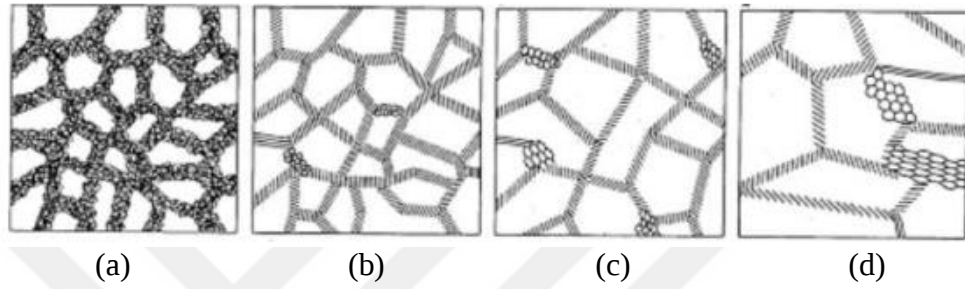
Aluminyum için, yeniden yapılanma işleminin ilk adımı toparlanmadır. Yüksek sıcaklıktaki artan difüzyon oranlarına bağlı olarak, dislokasyonlar birbirlerine uyguladığı kuvvetleri barındıracak şekilde tırmanabilir veya çapraz kayabilir. Bunlar, Şekil 1.3’de görülebileceği gibi elastik distorsiyonları yok etmek için, parçalanabilir ya da diziler halinde düzenlenebilirler. Süreç boyunca dislokasyonun oluşumu (Şekil 1.3a), dislokasyonun kafes yapısında ilerlemesi (Şekil 1.3b) ve yok olması (Şekil 1.3c) adımları gerçekleşir [27].



Şekil 1.3. Dislokasyonların yok olmasının şematik olarak gösterimi. Dislokasyon varlığı (a), dislokasyon ilerlemesi (b) ve dislokasyonun yok olması (c) [27]

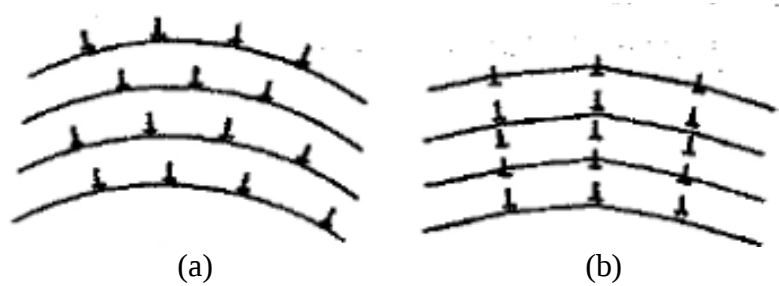
Deformasyon sırasında ortaya çıkan dislokasyon düğümleri ve kaba dislokasyon hücreleri süreç boyunca değişime uğrar. Bu değişim dislokasyonların yer değiştirmesi veya alt tane dizilimlerine şeklinde olabilir. Sonuçta bazı alt tane sınırları birleşerek bazı alt sınır kombinasyonlarını oluştururlar. Şekil 1.4’te şematik olarak verilen toparlanma esnasında, deforme olmuş tane yapıları korunur, ancak dislokasyon yoğunluğu azalmış durumda olur. Şekilden de görüleceği üzere

toparlanma aşamasında dislokasyon yoğunluğu ve mekanik özellikler hemen hemen sabit kalır. Ancak, bu safhada soğuk deforme olmuş metallerdeki dislokasyonlar daha düşük enerjiye sahip oldukları “poligonizasyon” adı verilen bir düzene girerler. Toparlanma aşamasında tanelerin yönlenmesinde değişim olmaz fakat soğuk işlem sonucu yapıda oluşan dislokasyonlar yeniden düzene girer ve bir kısmı yok olur. Bu yok olma ters işaretli dislokasyonların bir araya gelmesiyle meydana gelir [25, 28, 29].



Şekil 1.4. Alüminyumun toparlanma mekanizması boyunca hücre yapısının ve alttanelerin gelişiminin şematik gösterimi. Tane sınırlarında dislokasyonların birikmesi (a), dislokasyonların düzene girmeye başlaması (b), dislokasyonların bir kısmının kaybolması (c), poligonizasyon yapıları (d) [29]

Bu proses dislokasyonların kayma ve tırmanma hareketlerini kapsar. Bu hareketler için itici güç, poligonizasyon sonunda dislokasyonların enerjisinin azalmasından gelir (Şekil 1.5). Poligonizasyon hızı, sıcaklıkla artar, çünkü dislokasyonların tırmanması boşlukların hareketine bağlıdır. Yüksek sıcaklıklarda dislokasyonların kayması da kolaylaştığı için sıcaklığın atması poligonizasyonu kolaylaştırır [28-30].



Şekil 1.5. Dislokasyon hareketi ile poligonizasyon oluşumunun şematik gösterimi, (a) düzensiz dislokasyonlar, (b) dislokasyonların düzenlenmesi [30]

Bu işlemle esasen dislokasyon yoğunluğu değişmemekte, ancak dislokasyonlar yeniden ve daha alt enerji seviyelerinde düzenlendikleri için elektrik iletkenliklerinde

bir iyileşme olur. Ancak, malzemenin yapısal ve mekanik özelliklerinde önemli bir değişim oluşmaz [29-31].

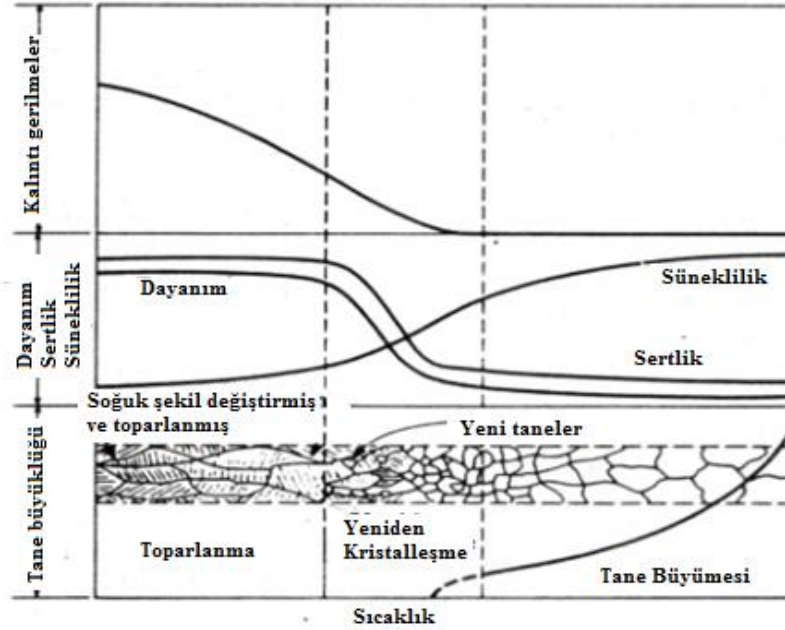
Bu adımda dislokasyon içeren toparlanmış taneler kaybolur ve yerine yeni taneler çekirdeklenir. Rekristalizasyon çekirdeklenme ve büyüme kademelerini içerir. Bu nedenle, rekristalizasyon sıvı metalin katılaşmasına benzer ve çekirdeklenme teorisi aynen kristalleşme için de geçerlidir. Çekirdeklenme genellikle, hata içeren bölgelerde ve tane sınırlarında meydana gelir [30, 32].

Rekristalizasyonun kinetiği toparlanmadan tamamen farklıdır, çekirdeklenme ve büyüme kademelerini içerir. Toparlanma ve rekristalizasyon arasındaki fark, toparlanmanın tavlama sürecinin başlangıcında ve ilk enerji çıkışının sebebi olmasıdır [32]. Yapının iyileşmesi esnasında toparlanma işlemini takiben birincil rekristalizasyon diye adlandırılan rekristalizasyon mekanizması gerçekleşir. Toparlanma sonrası kalan dislokasyon yoğunluğu hala denge değerleri için yüksektir. Bu depolanan enerji rekristalizasyon sürecini yönetir. Bu süreç boyunca, deforme edilmiş yapının yerini yeni ve şekillendirmeye uğramamış taneler alır [25, 30].

Rekristalizasyon, düşük iç enerjiye sahip küçük kristallerin oluşumu ile başlar. Bunlar yüksek açılı tane sınırları ile çevrilidir ve komşu parçacık göçü ile büyürler. Bu tane sınır göçü ile deforme olmuş mikroyapı kademeli olarak değiştirilmesi ile olur. Bu yeni taneler sayesinde malzemede denge dislokasyon yoğunluğuna sahip deforme olmuş taneler oluşur. Sonrasında malzeme tamamen rekristalizasyon olmuş olur. Deformasyona uğramış bir malzemenin yeniden kristalleştirilmesi için gereken sıcaklık, deformasyon derecesinin artmasıyla düşer. Bu işlem sonucunda, malzemenin sertlik ve mukavemetinde önemli azalmalar olurken, süneklik değerleri de deformasyon öncesi seviyelerine yükselir. Rekristalizasyon sıcaklığı plastik deformasyona uğramış bir malzemenin pratik olarak bir saat içerisinde tamamen yeniden kristalleştiği sıcaklık olarak tanımlanır ve yaklaşık olarak malzemenin ergime sıcaklığının yarı sıcaklığı civarında yer almaktadır [33, 34].

Rekristalizasyon gerçekleşmesi için gerekli bazı kriterler vardır. Öncelikli olarak rekristalizasyon için gerekli kritik deformasyon miktarı sağlanmalıdır. Nihai konumda tane boyutu özellikle deformasyon miktarı artışına ve tavlama sıcaklığının düşük olmasına bağlıdır. Rekristalizasyon için sıcaklık ve süre şartları sabit

tutulduğunda, şayet tavlama öncesi tane boyutu büyükse soğuk işlem miktarının yüksek tutulması gerekir. Rekristalizasyondan sonra tavlamanın devam etmesi halinde tane büyümesi gerçekleşir. Toparlanma ve rekristalizasyonun malzeme özellikleri üzerine etkisi Şekil 1.6’da verilmiştir [30].

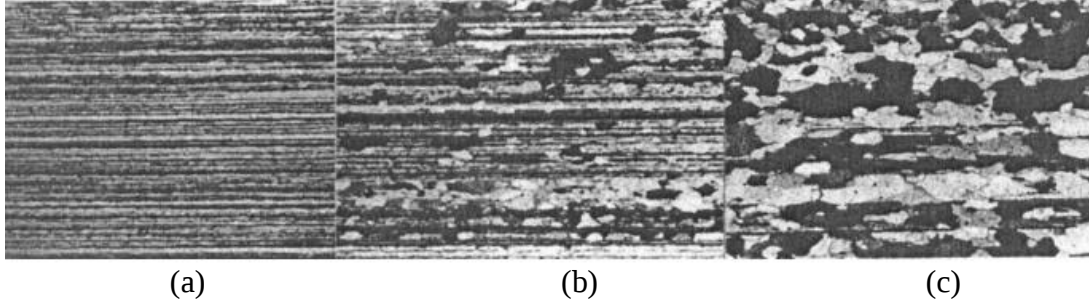


Şekil 1.6. Toparlanma ve rekristalizasyonun tane yapısına etkileri [30]

Eşitlik 1.1, rekristalizasyon reaksiyonunun birçok metalde basit bir aktivasyon denklemiyle açıklanabileceğini göstermiştir. Ancak, bu ampirik eşitlik rekristalizasyonda meydana gelen atomik mekanizmaları göstermez. Bunun sebebi rekristalizasyonun çekirdeklenme ve büyüme prosesini içermesidir. Çekirdeklenme ve çekirdek büyüme hızı aynı zamanda nihai tane boyutunu da belirler. Eğer çekirdek hızlı oluşur ve yavaş büyürse birçok kristal oluşur. Bu durumda nihai tane boyutu küçük olur. Diğer yandan, çekirdeklenme hızı çekirdek büyüme hızına göre küçükse tane boyutu büyük olacaktır. Rekristalizasyon kinetiği, çekirdeklenme hızı ve çekirdek büyüme hızına bağlıdır. Bu bağlantı aşağıdaki formülde gösterilmiştir. Eşitlikte verilen, “RH” reaksiyon hızı, “Q” aktivasyon enerjisi ve “R” gaz sabitidir. Şekil 1.7’de soğuk haddelenmiş alüminyumun malzemenin rekristalizasyon ve tane büyümesi adımları esnasında mikroyapı değişimi görülmektedir. Yapıda mevcut veya yeniden kristalleşen tanelerin uzun süre tavlama neticesinde tane büyümesi

meydana gelir. Büyük taneler küçük tanelerden daha düşük serbest enerjiye sahiptir. İdeal koşullar altında bir metal için en düşük enerji hali tek kristaldir [26].

$$RH = A e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1.1)$$



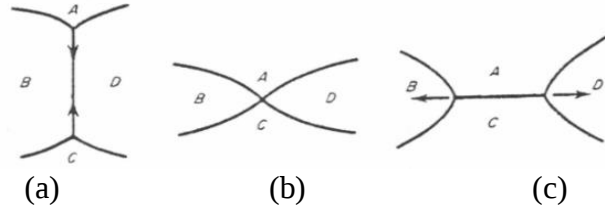
Şekil 1.7. % 85 soğuk haddelenmiş Al-%0,8Mg alaşımının rekristalizasyonu sırasında mikroyapısal değişimleri. (a) haddelenmiş konumda toparlanma gerçekleşmiş malzeme, (b) rekristalizasyon başlangıcı, (c) tane büyümesi. [26]

Tamamen yeniden kristalleşmiş bir metalde tane büyümesi için gerekli kuvvet tane sınırlarının yüzey enerjisinden gelir. Taneler boyutça büyüyüp, sayıları azaldıkça, tane sınırları azalır. Böylece tane sınırlarının yüzey enerjisi azalmış olur. Tane büyümesi gösteren en basit örnek; yüzey enerjisini azaltmak için büyüyen sabun köpüğüdür. Sabun köpüğü, hücrel büyümeyi ideal şekilde gösterir. Sabun köpüğünün içindeki gazın basıncı yüzey gerilmesi sebebiyle dış kısımdan daha yüksektir [26, 33].

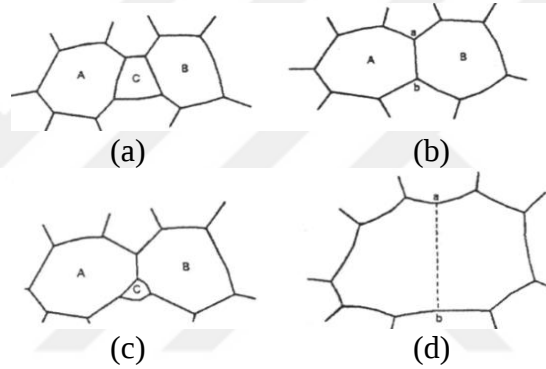
Metal kristallerinin tane büyümesine etki eden faktörleri çok daha fazladır. Tane büyümesi tane sınırlarının hareketiyle meydana gelir. Tane sınırlarının hareketi, Şekil 1.8’de görüldüğü gibi gerçekleşir. B ile D tanelerini ayıran sınır küçülerek ortadan kalkar (Şekil 1.8a) ve A ile C taneleri arasında yeni bir sınır oluşur (Şekil 1.8b). Bu işlem sonrası B ile D taneleri bir sınır kaybederken, A ile C taneleri bir sınır kazanır (Şekil 1.8c). Tane sınırı hareketiyle üç kenarlı taneler yok olurken, komşu taneler bir kenar kaybeder.

Diğer bir mekanizma; tane birleşmesi mekanizmasıdır. Bu mekanizmanın oluşum kademeleri Şekil 1.9’da gösterilmiştir. Tane birleşmesi, basit olarak aralarında düşük enerjili tane sınırı bulunan iki tanenin birleşerek tek bir tane haline gelmesi esasına dayanır. Tane büyümesinin diğer bir özelliği de büyüme esnasında ortalama tane boyutunun eşit olmasıdır. Tane büyümesine neden olan iki farklı kuvvet vardır.

Bunlardan ilki, farklı tanelerdeki farklı deformasyon miktarlarının neden olduğu kuvvet, diğeri ise tane sınırlarının enerjisinden doğan kuvvettir [26].



Şekil 1.8. Tane büyümesi esnasında tane sınırlarının değişiminin şematik gösterimi. (a) taneler arası sınırların küçülmesi, (b) yeni tane sınırının oluşması, (c) eski tane sınırının kaybolup yeni tane sınırının kazanılması [26]



Şekil 1.9. Tane birleşmesiyle tane büyümesinin şematik gösterimi. (a) tane sınırı kesişimi, (b) difüzyon ile tanelerin büyümesi, (c) düşük enerjili tanelerin büyümesi, (d) iki tanenin birleşmesi [26]

1.6. Alüminyum Alaşımlarında Mukavemet Mekanizmaları

Malzeme biliminde dayanım, malzemenin plastik şekil değiştirmeye olan direnci şeklinde tanımlanır. Metallerin plastik şekil değişimi ise esas olarak dislokasyon kusurlarının kristal içerisinde ilerlemesiyle meydana gelmektedir. Dolayısıyla dayanım, sertlik, süneklik gibi mekanik özellikler, metallerin içyapılarındaki dislokasyonların gerek yoğunluğu, gerekse hem kendileri, hem de diğer kusurlarla olan etkileşimleri ile açıklanır. Metallerin içyapısında bulunan dislokasyonların hareketini zorlaştıracak veya engelleyecek her türlü etken malzemede dayanım artışına yol açacaktır. Bunun tersi olarak, dislokasyon hareketlerini kolaylaştıracak her türlü etken ise plastik şekil değişiminin daha kolay gerçekleşmesini sağlayacaktır [35].

Aluminyum ve alaşımlarının kullanıldığı alanlara göre yüksek yüklere karşı plastik deformasyona uğramadan dayanma, yük karşısında kolay kırılma göstermeme gibi nitelikler metallerin mukavemetinin artırılması konusunu ortaya çıkarmıştır. Aluminyum alaşımlarının mukavemet değerlerinin iyileştirilmesi ve daha yaygın alanlarda kullanılmasına yönelik olarak farklı mukavemet arttırıcı mekanizmalar oluşturulmuştur. Bunlardan bazıları, tane boyutu küçültme, katı ergiyikte daha büyük atom ilavesi, yeni faz çökeltileri oluşturma, soğuk deformasyon, çökelti sertleşmesi ve dispersiyon sertleşmesi prosesleridir. Bu bölümde aluminyum alaşımlarında bazı mukavemet arttırıcı mekanizmaları anlatılmıştır. Dislokasyon hareketlerinin yavaşlatılması veya durdurulması gibi mekanizmalar mukavemet değerlerini artırır. Bütün bu mekanizmalar malzemede dislokasyon hareketlerini engelleyerek mukavemet artırır. Her malzeme için birkaç mekanizma kullanılabilir. Ancak her mekanizmanın vermiş olduğu katkı aynı değildir. Tablo 1.4'te farklı mukavemet mekanizmalarının aluminyum üzerindeki etkileri gösterilmiştir [32, 36].

Tablo 1.4. Farklı sertleştirme mekanizmalarının etkileri [32]

Malzeme	Ana mukavemet mekanizması	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	% Uzama
Saf Al	-	20	45	-
Saf Al-% 1,2Mn	Katı ergiyik sertleşmesi	40	110	2
Sal Al (%75 soğuk işlenmiş)	Deformasyon sertleşmesi	150	170	7,5
Al (soğuk işlenmiş ve ince taneli yapı)	İnce tane boyutu sertleşmesi	190	200	9,5
Al-4,0% Cu-%1,6Mg	Çökelti sertleşmesi	440	480	22

Bu verilere göre aluminyum için en etkili mukavemet mekanizması çökelti sertleşmesi ve en az etkili mekanizma katı ergiyik sertleşmesi yöntemidir. Bu durum farklı alaşımlar için değişkenlik gösterebilir. Örneğin katı ergiyik sertleşmesi, magnezyum alaşımları için çökelti sertleşmesi ile eş veya daha yüksek etkiler gösterebilmektedir [36, 37].

Dislokasyonlar kristal yapıda plastik şekil değişimini çok küçük gerilmeler yardımıyla gerçekleştirilmesini sağlamaktadır. Ancak bu durumda gerçek kristallerin, dislokasyon hareketi için gereken gerilmelere oranla neden daha yüksek dayanımlara sahip olduğunun açıklanması gereği ortaya çıkmaktadır. Bu ise kristal yapıdaki dislokasyonların hareketine karşı koyan faktörlere bağlanmaktadır [32].

1.6.1. Katı ergiyik sertleşmesi

Katı ergiyikler, saf metallere göre daha yüksek mukavemete sahiptir. Bunun nedeni, çözen ve çözünen atomların boyut farklılığı sonucunda oluşan kafes çarpımları ile çözünen atomlarla hareket halindeki dislokasyonların etkileşimi sonucu oluşan iç gerilmelerdir. Bu durumda, dislokasyon hareketleri engelleneceği veya yavaşlatılacağı için malzemenin sertlik ve mukavemet değerleri artmaktadır. [35, 38].

Katı ergiyik sertleşmesinin düzeyi iki faktöre bağlıdır. Birincisi, çözen ve çözünen atomlar arasındaki boyut farkı, diğeri ise ilave edilen alaşım elementi oranıdır. Çözen ve çözünen atom çaplarındaki büyük boyut farkları, kafes yapısı daha fazla bozarak daha çok distorsiyona neden olur ve böylece dislokasyonların kafes yapısı içerisindeki hareketleri daha fazla engellenir. Başka bir deyişle kafes yapının dislokasyon hareketine karşı direnci artar [36, 38].

İçerisinde çözünen atom barındıran alüminyum katı ergiyik mukavemet değeri, saf alüminyum ile karşılaştırıldığında daha yüksektir. Bunun sebebi çözünen atomların dislokasyon hareketlerini engelleyici görevi görmesidir. Ortalama konsantrasyonda (C') çözünen atomların akma mukavemeti üzerindeki kayma direnci etkisi aşağıdaki formülde sunulmuştur [37];

$$\Delta\sigma_{SS} = C_2(C')^{2/3} \quad (1.2)$$

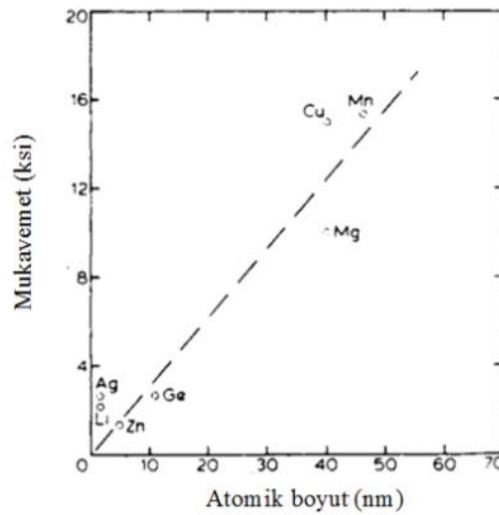
C_2 sabiti, malzeme içinde çözünen atom boyutu, modülleri ve elektronik uyumsuzluğu ile alakalıdır. C' simgesinin ise formülü aşağıdaki şekilde verilmiştir [37].

$$C'(t) = C_0 + (C_i - C_0) \exp\left(-\frac{t}{\tau_1}\right) \quad (1.3)$$

Burada C_i , ilk haldeki konsantrasyon durumunu, C_0 yaşılanma sıcaklığındaki denge konsantrasyonunu ve t ise bağımlı zaman sabitini ifade etmektedir [39]. Diğer bir bakış açısı ile katı ergiyikte çözünen atomlar ile çözücü atomları arasındaki atom boyutu farklılıklarından veya elastik modül farklılıklarından mukavemet artışı ortaya çıkmaktadır. Modül etkileri konsantrasyon ile akış stresindeki değişim dikkate alınarak analiz edilebilir, Eşitlik 1.4'te “G” kayma modülüdür ve “c”, çözünen madde konsantrasyonu ve “ τ ” ise kayma gerilmesidir [32].

$$\frac{1}{G} \left(\frac{dG}{dc} \right) \left[1 + \frac{1}{2G} \left(\frac{dG}{dc} \right) \right] \quad (1.4)$$

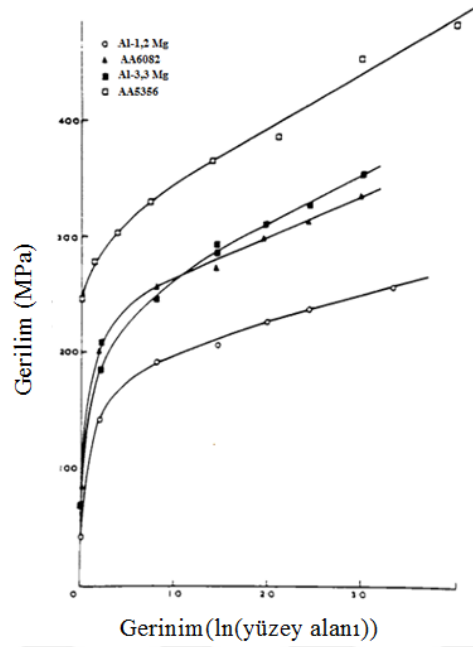
Şekil 1.10'dan da görüleceği gibi alüminyum matrisinde çözünen atomların boyutları katı ergiyik sertleşmesinin ana kaynağıdır. Alüminyum alaşımı hazırlanırken ilave edilen alaşım elementi miktarı ve bunun yanında ilave edilen alaşım elementinin atomik boyutu kafes yapısı düzeninde sebep olduğu gerilme etkisi sebebi ile yüksek etkiye sahiptir. Örneğin, alaşıma eklenen çinkonun, bakır veya mangandan daha düşük atomik boyutuna sahip olması sebebi ile nihai durumda mukavemete etkisinde katı ergiyik sertleşmesi açısından yine aynı oranda düşük olmaktadır [32].



Şekil 1.10. Atomik boyutunun malzeme mukavemetine etkisi [32]

Ancak malzeme yapısında yer alan diğer mukavemet mekanizmaları eş zamanlı şekilde etkide bulunduğu için, örneğin çökelti sertleşmesi gibi, bu katı ergiyik sertleşmesi etkisinin açık olarak tespit edilmesini zorlaştırmaktadır. Bu sebeple daha çok teorik olarak etki farklarından bahsedilebilmektedir. Malzemede çözünen atomların en önemli etkisi, başlangıç akma mukavemetinden ziyade büyük

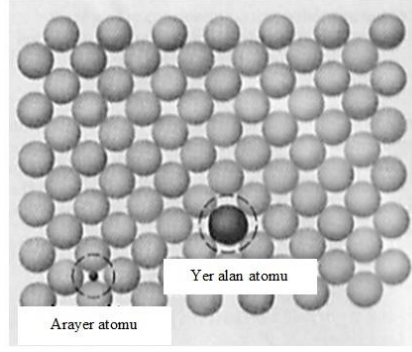
gerilmelerde deformasyon sertleşme davranışını değiştirmesidir. Yani magnezyum gibi çözünen alaşım elementi atomları, büyük plastik gerilmelerden sonra saf alüminyum üzerinde oluşan akış gerilmelerini arttırabilir (Şekil 1.11) [32].



Şekil 1.11. Alüminyum alaşımlarında magnezyum miktarının gerilim-gerinim davranışına etkisi [32]

Metale, matriks yapısı içerisinde tamamen eriyen atomların ilavesi ile elde edilen katı ergiyikler “yer alan ve ara yer katı ergiyikleri” olmak üzere iki gruba ayrılır (Şekil 1.12) [37, 38]. “Ara yer katı ergiyiği”, çözünen atomların, çözen kafes atomlarına göre çok daha küçük olduğu durumlarda, kafes içerisindeki atomların boşluklarına yerleşmesi ile gerçekleşir. Daha çok; hidrojen, bor, karbon ve azot gibi atom yarıçapı çok küçük olan element atomlarının geçiş elementlerinin atomları arasına yerleşmesi ile oluşur. Örnek olarak, karbon’un α -Fe içerisinde çözünmesi ile oluşturduğu katı ergiyik gösterilebilir [38].

Çözünen atomların kafes yapısında çözen matriks atomlarının yerlerini alarak alaşım oluşturması durumunda “yer alan katı ergiyiği” oluşur. Yer alan katı ergiyiğin oluşabilmesi için bazı şartların sağlanması gerekir. [38, 39].



Şekil 1.12. Atom diziliminde yer alan ve ara yer atomlarının şematik gösterimi [37]

Hume-Rothery ilkeleri olarak bilinen bu şartlar kısaca dört maddeye ayrılabilir. (i) Çözünen ve çözen atomların boyutları arasındaki fark % 15'den az olmalıdır, (ii) İki metalin birbirleri içerisinde tam olarak çözünebilmesi için bunların aynı kristal yapıya sahip olmaları gerekir, (iii) elektro-negatiflik özellikleri birbirine yakın olan metaller yer alan katı ergiyiksi yapabilirler ve bu fark arttıkça metaller arası bileşik yapma eğilimi de artar, (iv) çözen ve çözünen atomlarının valans seviyelerinin aynı olması durumunda her oranda bir biri içerisinde çözünerek katı ergiyik yapabilirler [38, 39].

Metallerin alaşım elementi ilavesi ile her oranda çözünen katı ergiyik oluşturmalarının da bir sınırı vardır. Bu sınıra ulaşıldığında, fazla alaşım elementinin de içyapıda bulunabilmesini sağlayacak yeni bir oluşuma ihtiyaç vardır. Bu durum ise ikinci bir fazın oluşumu ile sağlanır. Ticari olarak kullanılan alaşımların çoğu birden fazla faz içeren alaşımlardır [37].

İki fazlı yapının sertleşmesi genel olarak katı eriyik sertleşmesine eklenebilir. İki fazlı alaşımlarda, ikinci faz, matriks fazı içerisinde bölgesel iç gerilmeler oluşturmaları nedeniyle alaşımın mekanik özelliklerini etkilemektedir. Her faz ayrı özelliklere sahip olduğundan, bunların ortaklaşa olarak alaşım üzerindeki etkisi yapıdaki hacimsel oranları dikkate alınarak belirlenmektedir. Katı ergiğin güçlendirme etkisi o kadar etkili değildir [38].

1.6.2. Deformasyon sertleşmesi

Deformasyon sertleşmesi, metallere soğuk plastik deformasyonla uygulanarak elde edilir. Soğuk deformasyon veya soğuk şekil değişimi, en genel olarak metallerin ergime sıcaklığının (Kelvin) yarısından daha düşük sıcaklıklarda, ve genellikle de oda sıcaklığında gerçekleştirilir. Bu sıcaklık aralığında yapılan deformasyon işlemi metalik yapıda pekleşmeye neden olur. Deformasyon sertleşmesi, dislokasyonların birbirleri ile ve dislokasyonların hareketini zorlaştıran çeşitli engellerle etkileşimi sonucunda oluşur. Ayrıca, soğuk deformasyon sırasında yeni dislokasyonların oluşumunda buna katkıda bulunur [36, 38].

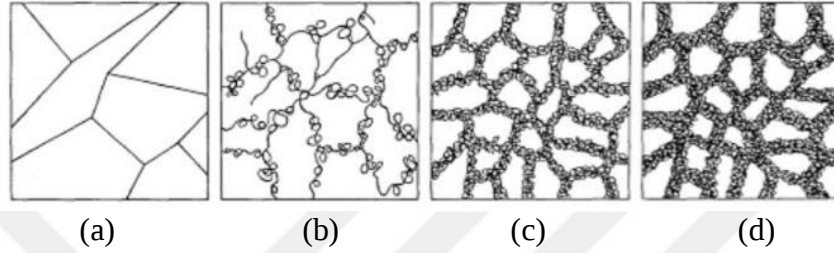
Plastik şekil değişimine uğramamış tavllanmış durumdaki bir metalin iç yapısında dislokasyon yoğunluğu 10^4 - 10^6 cm/cm³ mertebesinde olduğu belirlenmiştir. Bu değerlerdeki bir dislokasyon yoğunluğu büyük oranda plastik deformasyon için yeterli değilse de, plastik şekil değiştirdikten sonra kristal içerisindeki dislokasyon yoğunluğu 10^{11} - 10^{12} cm/cm³ mertebelerine yükselmektedir. Bu durum ise plastik deformasyon sırasında dislokasyon doğuran kaynakların varlığını kanıtlamaktadır. Yoğunluğu artan dislokasyonların gerek birbirleriyle ve gerekse başka engeller ile etkileşimi neticesinde pekleşme ve buna bağlı olarak da dayanım artışı meydana gelir. Özellikle ısıtılma işlemle sertleştirilemeyen metal ve alaşımlar deformasyon sertleşmesi ile sertleştirilirler [37].

Plastik deformasyon sonucunda malzeme yapısında meydana gelen dislokasyon yoğunluğunun malzemenin mukavemetine etkisi Eşitlik 1.5 ile hesaplanabilir [25].

$$\sigma_a = \sigma_i + \alpha G b \rho^{1/2} \quad (1.5)$$

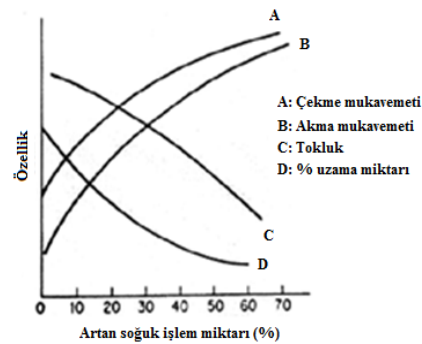
Burada; σ_a : Akma gerilmesi, σ_i : Sürtünme gerilmesi, G : Kayma elastisite modülü, b : Burgers vektörü, ρ : dislokasyon yoğunluğu, α : malzeme sabiti (0,3-0,6 arasında). Alüminyumda, bu yoğun dislokasyon duvarları sonucu taneler bölünür. Malzemede artan gerilme oranları bu hareketliliğin artmasına yol açar. Böylece bölünme artarak devam eder. Sonuç olarak tane boyutu daha sınırlara doğru ilerler. Alt sınır tane boyutuna ulaşıldığında ise gerilimin artması sadece dislokasyon yoğunluğu yüksek bölgelerin artmasına neden olur. Mekanizmalar Şekil 1.13'de özetlenmiştir. Dislokasyonların oluşumu deformasyon yoluyla uygulanan işin bir

kısmını alüminyum matriks içinde enerji olarak saklar. Bu enerji depolaması, alaşım oda sıcaklığında mekanik olarak kararlı olmasına ve malzemenin ısı uygulanıncaya kadar değişmeden kalmasına rağmen, malzemeyi enerji olarak dengesiz bir halde bırakmaktadır. Soğuk deformasyon sırasında sarf edilen enerjinin bir kısmı dislokasyon enerjisine harcanır, bir kısmı ise ısı halinde kaybolur. Böylece enerjinin büyük bir kısmı dislokasyon enerjisi olarak depo edilir [25].



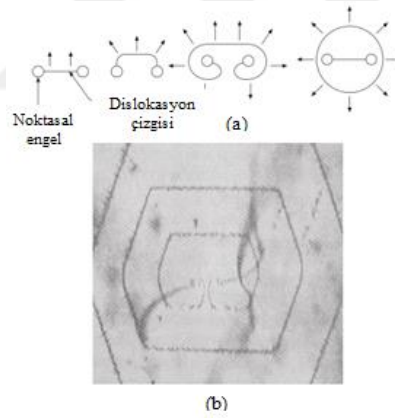
Şekil 1.13. Malzeme yapısında deformasyon sonucu oluşan dislokasyon yapısı gelişiminin şematik gösterimi. (a) deforme edilmemiş yapı, (b) tane sınırlarında dislokasyon birikmesi, (c) tane bölünmesi başlangıcı ve (d) tanelerin bölünmesi [37]

Şekil 1.14’de soğuk deformasyonun artması ile malzeme mukavemet değerlerinin değişimi gösterilmiştir. Çekme mukavemetindeki değişim şekilde A ile gösterilmiştir. Soğuk deformasyon ile fiziksel özelliklerde etkilenir, örneğin yoğunluğunda düşüş, elektrik iletkenliğinde azalma, ısıl genleşme katsayısında azda olsa artış gibi sonuçlar oluşabilir. Soğuk deformasyonda iç enerjinin artması ile kimyasal reaktivlik artar, ayrıca gerilmeli korozyon çatlaması oluşumu açısından düşen korozyon direnci de göz önünde bulundurulmalıdır [37].



Şekil 1.14. Artan soğuk işlem miktarına bağlı olarak malzeme özelliklerinin değişimi [37]

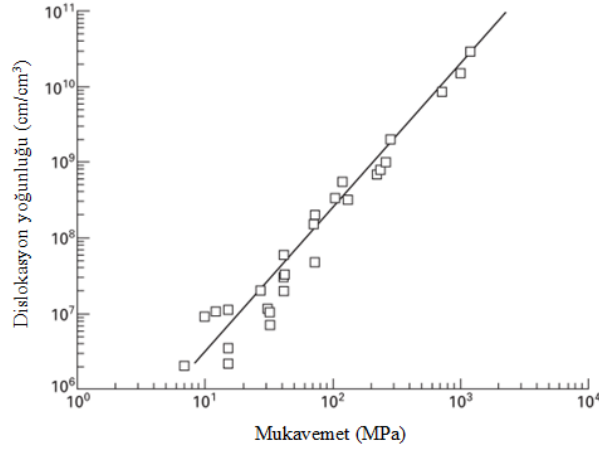
Dislokasyonlar, tane sınırları, serbest yüzeyler ve kafes matriksi ile ikinci faz parçacıkları arasındaki ara yüzeylerde oluşur. Frank-Read kaynağı denilen bir mekanizmayla homojen çekirdeklenme ile çok sayıda dislokasyon da oluşur. Bu mekanizma şematik olarak Şekil 1.15’de gösterilmiştir. Dislokasyonların oluşumu, metale uygulanacak akma direncinden daha büyük bir gerilme gerektirir. Bu, yer değiştirmeleri, yer değiştirme çizgisinin uçlarını durduran bir engelle karşılaşana kadar kayma düzlemleri boyunca hareket ettirmeye zorlar. Yer değişimine neden olan en yaygın engel, tane içinde sert ikincil faz parçacıklarının bulunmasıdır. Yer değiştirme, uygulanan gerilme altında hareket etmeye devam etmeye çalışır ancak sabitlenmiş uçlar hareketsiz dururken yalnızca sabitlenmiş hat kısmı hareket edebilir. Bu, dislokasyonların merkezde bükülmesine neden olur. Yer değiştirme o kadar çok bükülebilir ki, parçalanmaya neden olan parçacıklar etrafında döner. Döngüsel dislokasyon kendine temas ettiğinde, yeni bir dislokasyon oluşturulur. Yeni yer değiştirme, serbestçe hareket etmekte ve yeni dislokasyonlar oluşturma işlemi birçok kez tekrarlanmaktadır [40].



Şekil 1.15. (a) Frank-Read kaynağı tarafından dislokasyon oluşumunun şematik gösterimi, (b) dislokasyon oluşumunu gösteren yüksek büyütme görüntüsü [40]

Deformasyon sertleşmesi, yer değiştirmelerin birbirinin etkileşimine girmesini ve birbirlerinin hareketini engellemesini gerektirir. Bir dislokasyonu çevreleyen gerilme alanı diğer dislokasyonları durdurur ve bu kuvvetler dislokasyonların yakın temasta hareketini engeller. Dislokasyon hareketi daha kısıtlandığında, metali deforme etmek için gerekli uygulanma geriliminin artırılması ve böylece daha yüksek mukavemete dönüşmesi gerekir. Dislokasyon hareketine direnç yoğunluğu arttıkça,

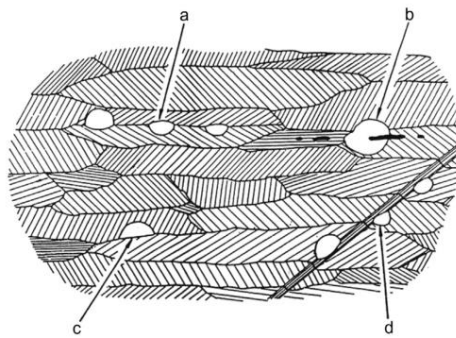
metalin mukavemetide artar. Mukavemet-dislokasyon yoğunluğu arasındaki değişim Şekil 1.16’da verilmiştir [40].



Şekil 1.16. Dislokasyon yoğunluğunun malzeme mukavemetine etkisi [40]

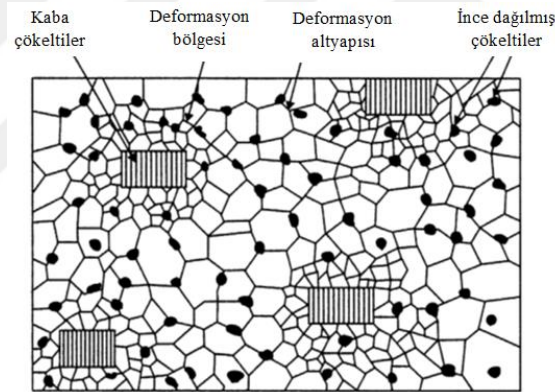
Metallere uygulanan deformasyon sırasında dislokasyonların yer değiştirme miktarı ve oluşumu, bunları yok edecek dinamik toparlanmadan daha hızlı olur ise dislokasyon yoğunluğu artar. Dislokasyon zincirleri, taneler ve alt tane sınırlarını oluştururlar, tane şekilleri ve içyapılarını değiştirirler. Tüm bunlar ortalama serbest kayma mesafesini azaltır ve mukavemet artışına yol açar [28].

Şekil 1.17’de deformasyon sırasında gelişen olayları gösteren, haddeleme işlemi görmüş alüminyum bir malzemenin mikro yapısını göstermektedir. Ayrıca rekristalize olmuş taneler için muhtemel çekirdeklenme yöreleri gösterilmiştir. Tek tanelerde kayma meydana gelmiş ve taneler uzamıştır. Böylece toplam tane sınır bölgesinde artış olmuştur [28].



Şekil 1.17. Haddelenmiş alaşım mikroyapısının şematik gösterimi [28]

Deformasyon işlemi sırasında iki ayrı yönde gelişen iki iç bölgeyi birbirinden ayıran bir tanecik içinde, deformasyon bandı veya geçiş bandı olarak adlandırılan yapılar Şekil 1.17’de a, b ve c ile gösterilmiştir. Ayrıca yüksek gerilme bölgelerinde (gerçek gerinim $\epsilon > 1$) oluşan eğilimli kayma bandı olarak bilinen daha büyük bir gerilim söz konusu olduğu bölgelerde şekilde d ile gösterilmiştir. Bu bantlar tipik olarak haddeleme düzlemine $\sim 35^\circ$ ’de yönlendirilir ve mevcut tene yapılarını keser. Çok yüksek gerilme seviyelerine kadar haddelenen tabaka halinde parçada, daha büyük kayma bantları bu çaprazlamayı bir yüzeyden diğerine geliştirebilir ve hata meydana gelebileceği yolları sağlayabilir. Şekil 1.18’deki şematik çizimden de görüleceği gibi kaba çökelti partikülleri ve daha ince çökelti içeren çok fazlı alüminyum alaşımlarında deformasyon daha heterojen şekilde gerçekleşebilir. Şekildeki gibi alt yapılar, kaba çökelti her birinin yoğun biçimde deforme olmuş bölgelerinde gelişebilir [28].



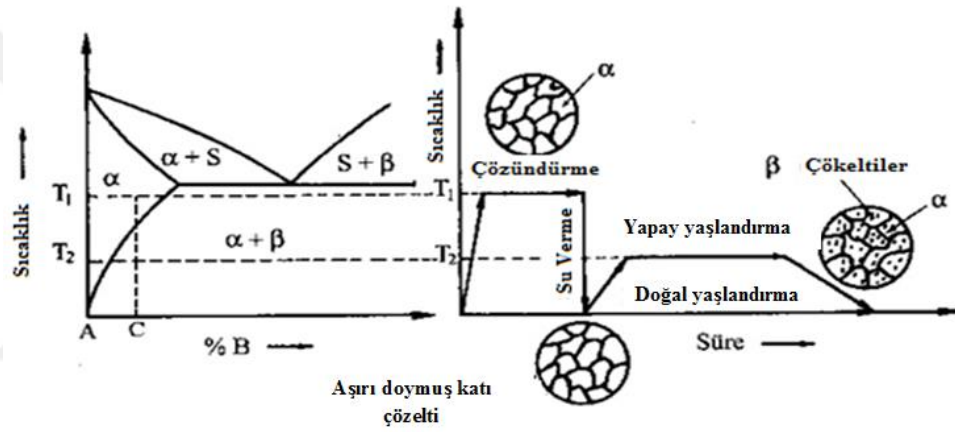
Şekil 1.18. Yapısında kaba ve ince çökelti içeren haddelenmiş alaşım mikro yapısının şematik gösterimi [28]

1.6.3. Çökelti sertleşmesi

Yaşlandırma sertleşmesi adı da verilen bu yöntemde, ikinci faz küçük tanecikler halinde matriks fazı içerisinde çökelti olarak oluşturulur. Yaşlandırma veya çökelti sertleşmesi, yumuşak ve daha sünek matrikste sert ve uyumlu çökeltinin üniform dağılımını sağlamak için tasarlanır [41-43].

Çökeltme sertleştirme, ana alaşımdaki sert çökelti partiküllerinin oluşumunu içeren ve dislokasyonların kaymasını kısıtlayan bir mukavemet artırıcı işlemdir. Çökelti ile sertleştirilmiş alaşımlar, uçak yapılarında ve motorlarda yaygın olarak kullanılır

ve alüminyum, magnezyum, titanyum ve nikel alaşımlarının yanı sıra çeşitli çelik türleri de içerir. Çökelti sertleşmesi son derece etkili bir mukavemet artırıcı mekanizmadır. Örneğin, alüminyum alaşımlarının mukavemeti, çökelti sertleşmesi sağlanarak yaklaşık 150'den 500 MPa'ya (veya % 300'den fazla) yükseltilebilir. Çökelti sertleşmesi, metal alaşımın ısıtılmasına tabi tutulmasıyla dislokasyonların hareketini engelleyen ince çökeltilerin dağılımı ile sağlanır [34, 42-44]. Metallere uygulanan çökelti sertleşmesi için işlem adımları ve bu adımlar boyunca oluşan teorik mikro yapı görüntüleri Şekil 1.19'da sunulmuştur. Buradan yola çıkarak çözeltiye alma, su verme ve takiben uygulanan yapay yaşılandırma adımlarından oluşur [34].



Şekil 1.19. Çökelti sertleşmesi işlem adımlarının şematik gösterimi [34]

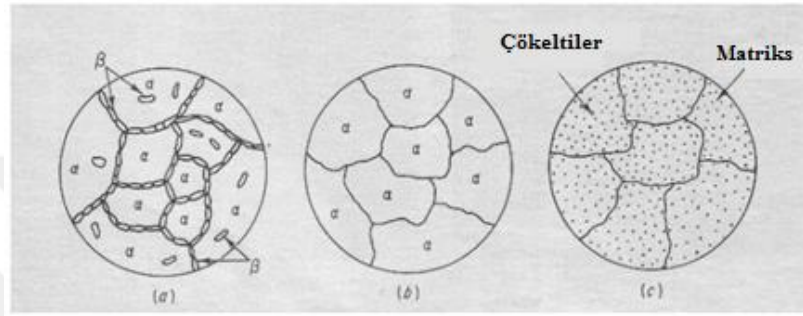
Ana metalin matriksinde alaşım elementlerini çözmek ve dağıtmak için metali tek fazlı bölge içinde yüksek sıcaklıkta ısıtmak yapay yaşılandırmanın ilk adımını oluşturur. Alaşım, bu sıcaklığın tüm alaşım elementleri için bir homojen faz kazanıp katı çözeltiye girecek kadar tutulur. Bu aşama çözeltiye alma olarak bilinir. Çözeltiye alma adımı "C" bileşimindeki alaşım önce tek fazlı yapı elde etmek amacı ile " T_1 " sıcaklığına kadar ısıtılır ve bu sıcaklıkta β -fazı α -fazı içerisinde tamamen çözülünceye kadar beklenir. Bu durumda tek fazlı (α -fazı) homojen bir ergiyik oluşturulur. Bu işlem çözeltiye alma olarak adlandırılır. Bu aşamada, alaşımda herhangi bir mikro oluşumun varlığı sıcak yırtılmaya neden olabilir. O nedenle, ötektik karışımın ergimemesi için çözündürme işlemi genellikle solvus çizgisi ile ötektik nokta arasındaki bir sıcaklıkta gerçekleştirilir [40-44].

Ana metal içinde alaşım elementleri için bir aşırı doymuş katı ergiyik elde etmek için çözeltiye alma sıcaklığından ani soğutma işlemi uygulanır. Ani soğutma, soğutma esnasında denge fazlarının oluşmasını engeller, böylece alaşım elementlerini oda sıcaklığına kadar katı ergiyik içinde tutar. Alaşım, daha sonra, bir sonraki doymuşluk için en uygun konumda olan, bir aşırı doymamış haldedir [40].

Su verme (aşırı doymuş katı ergiyik oluşturma) ise çözündürme uygulamasından sonra, alaşım herhangi bir atomsal yayınma mekanizmasının çalışmasına fırsat verilmeyecek şekilde su verilerek hızlı bir şekilde oda sıcaklığına soğutulmasıdır. Bu durumda β -fazı tekrar oluşmaya fırsat bulamaz ve alaşım elementlerine ait tüm atomlar α -fazı içerisinde aşırı doymuş bir durumda zoraki olarak kalırlar. Bu işlem aşırı doymuş katı ergiyik oluşturma veya su verme işlemi olarak bilinir [40-43].

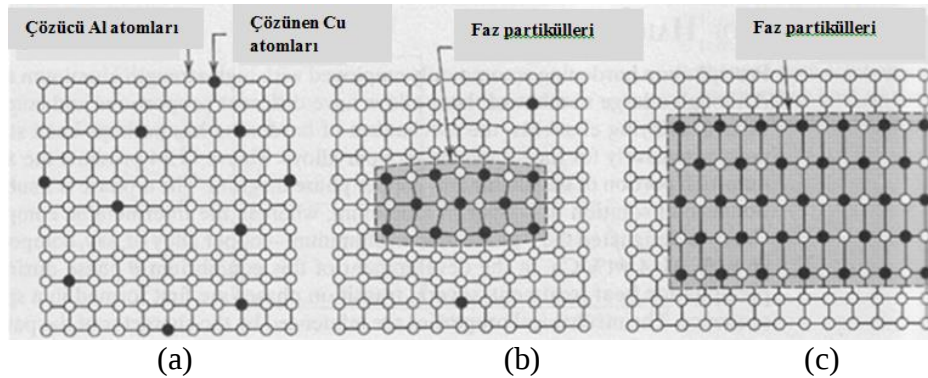
Aşırı doymuş katı ergiyiği ince dağılmış çökelti parçacıklarına geliştirmek için ara sıcaklığa ısıtma yapay yaşlandırmanın son adımını oluşturur. Buna yaşlandırma ile sertleştirme aşaması denir. Bu işlemde, alaşım ara sıcaklığa, tipik olarak 115°C ile 190°C arasında yeniden ısıtılır. Bu yükseltilmiş sıcaklık difüzyon oranlarını artırır ve böylece alaşım elementlerinin, malzemenin mukavemetini arttıran çökelti oluşturmaya izin verir [42]. Yaşlandırma esnasında alaşım, ya çok uzun süreler oda sıcaklığında tutularak “doğal yaşlandırma”, veya oda sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda (solvüs çizgisinin altında), nispeten daha kısa sürelerde tutularak “yapay yaşlandırma” işlemine tabi tutulur. Bu işlem sırasında, ısı aktivasyonunun teşviki ile alaşım elementi atomları tercihen önce kenar dislokasyonlarının altında toplanmaya başlar. Bu atom kümeleri GP zonları (Guinier Preston Zones) olarak tanımlanırlar. Bu bölgeler kafeste bölgesel iç gerilmeler yarattığından belli oranda çarpılmaya neden olurlar ve dolayısıyla yapının az da olsa sertleşmesini sağlarlar. Yaşlandırmanın devam etmesi ile bu kümeler α -matriks fazı ile birlikte β -çökeltileri oluşturmaya başlar. Bu uyumlu çökeltiler sertliğin artmasında büyük rol oynar [40-44]. Yaşlandırma işlemi devamında uyumlu çökeltiler büyürler ve kritik bir boyuta ulaşırlar. Bu anda yapıda en büyük sertlik artışı sağlanmış olur. Bundan sonra yaşlandırma işlemine devam edilmesi durumunda çökeltilerin kafesle olan uyumu yavaş yavaş ortadan kalkar. Ayrıca bazı çökeltiler birbirleri ile birleşerek sayılarını azaltırlar. Bu iki faktörün ortak etkisi ile yapı giderek yumuşamaya başlar ve “aşırı yaşlanma” oluşur. Bu safha korozyona karşı direncin arandığı bazı

uygulamalar dışında istenmez. Şekil 1.20’de, aşırı doymuş, uyumlu ve aşırı yaşlanmış katı ergiyikler verilmiştir. Bu şekilde %15 B atomu içeren temsili bir alaşımının yaşlandırma süreci boyunca mikroyapısal değişimi gösterilmiştir. Tavlanmış ve kaba çökelti yapısına sahip orijinal yapı (Şekil 1.20a), çözeltiye alma sonrası su verme ile ani soğutulmuş ve bu sebeple aşırı doymuş yapı (Şekil 1.20b) ve yaşlandırma işlemi sonrası matris içinde dağılmış ince çökeltilerin gösterildiği nihai yapı şematik olarak gösterilmiştir [28, 41].



Şekil 1.20. %15 oranında B atomu içeren (85A-15B) alaşımının mikroyapısı; tavlanmış orijinal yapı (a), çözündürüldükten sonra su verilmiş (aşırı doymuş) yapı (b) ve yaşlandırılmış yapının (c) şematik gösterimi [28]

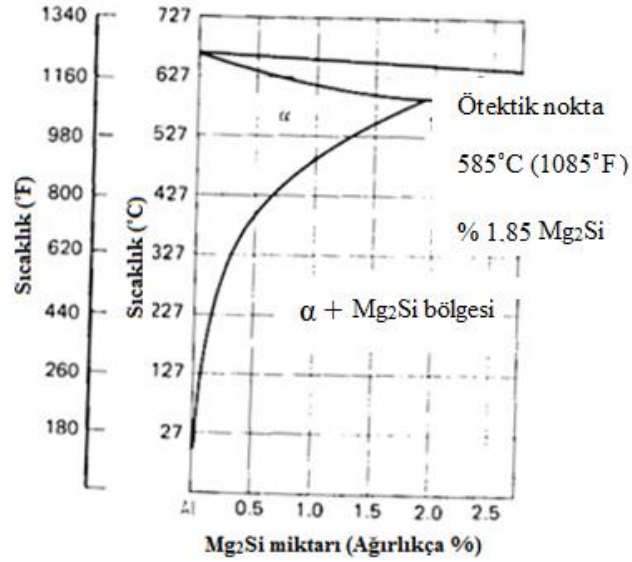
Şekil 1.21’de ise süreç boyunca malzeme kafes yapısında meydana gelen değişimler ve sonucunda oluşan çökeltiye ait yöresel hücre kısımları gösterilmiştir. Şekilde çözücü Al atomları içerisinde çözünmüş durumda bulunan bakır atomları gösterilmiştir. Sonrasında bu atomların oluşturduğu faz partikülleri ve bunların kafes yapısı içerisinde düzenli dizilimleri gösterilmiştir [28, 41].



Şekil 1.21. Yaşlandırma işlemi adımlarında alüminyum kafes yapısı değişimi. (a) kafes yapısında çözünen ve çözücü atomlar, (b) faz partiküllerinin oluşumu, (c) faz partiküllerinin büyümesi [28]

Yaşlandırmayı sıcaklık ve süre değişkenleri kontrol etmektedir. Sıcaklık arttıkça en büyük sertliğe ulaşma süresi azalmakta, ancak daha düşük sıcaklıklarda yapılan yaşlandırmalara oranla daha düşük sertlik değerleri elde edilmektedir. Süneklik değerleri ise yaşlandırma süresiyle devamlı olarak azalma göstermektedir. Bu nedenle uygulama açısından ekonomikliği de dikkate alarak en uygun sıcaklık-süre kombinasyonunun seçilmesine özen gösterilmelidir [45].

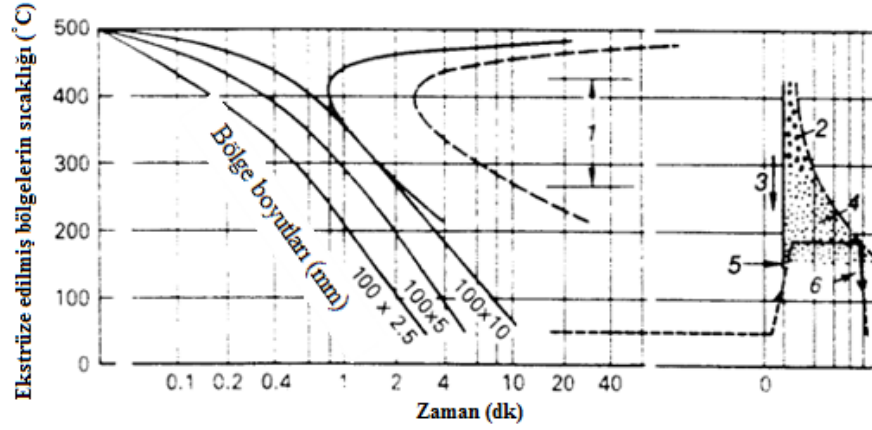
Her evrenin belirlenmesi ve özellikleri ayrıntılı olarak incelenmiştir. Şekil 1.22'de Al-Mg₂Si için ikili denge faz diyagramı gösterilmektedir. Malzemede çökelti sertleştirme amacıyla uygulanacak ısıtıl işlem sıcaklıkları bu grafik üzerinden incelenmektedir [37].



Şekil 1.22. Al-Mg₂Si ikili denge faz diyagramı [37]

Şekil 1.23'de alüminyum alaşımı için çökelti sertleşmesi esnasında örnek zaman-çökelme diyagramı sunulmuştur. Gösterilen sıcaklık aralığı "1", Mg₂Si çökmesi için tercih edilen aralıktır ve ekstrüzyonun soğutulması sırasında hızla geçilmesi gerekir. Soğutma eğrileri katı parabolik eğrisinin solunda ise soğutma sırasında Mg₂Si çökmesi bastırılır [30].

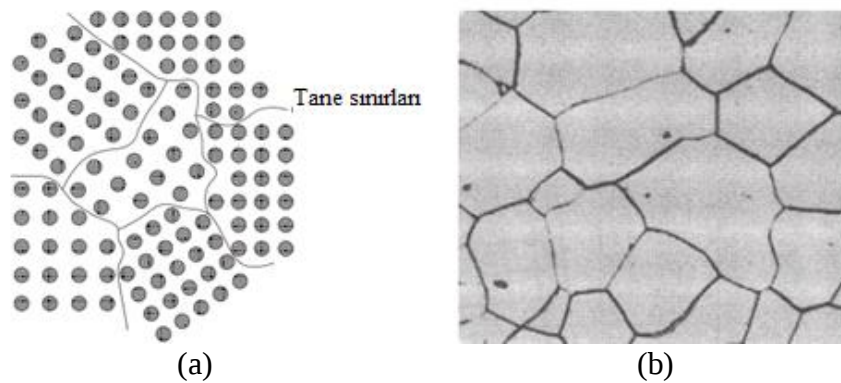
Çökelti sertleşmesi süreci 2-5 arasında izlenir. Bu adımlar kaba Mg_2Si çökeltileri (2), mukavemet arttırma eğilimi (3), ince Mg_2Si çökeltileri (4), yaşlanma (5) yok ve % 100 yaşlanma sertleştirme (6) olarak sıralanabilir [30, 37].



Şekil 1.23. AlMgSi0,5 alaşımı için zaman-çökeltme diyagramı [30]

1.6.4. İnce tane boyutu sertleşmesi

Polikristal malzemeler çok sayıda taneden oluşur. Her bir tane içindeki atomların kafes düzenlemesi neredeyse aynıdır, ancak atomların yönü birbirine bitişik her tanede farklıdır. Komşu taneleri ayıran yüzey tane sınırıdır (Şekil 1.24). Tane sınırları, dislokasyonların hareketini engeller ve böylece mukavemet arttırıcı bir etkiye sahiptir [36].



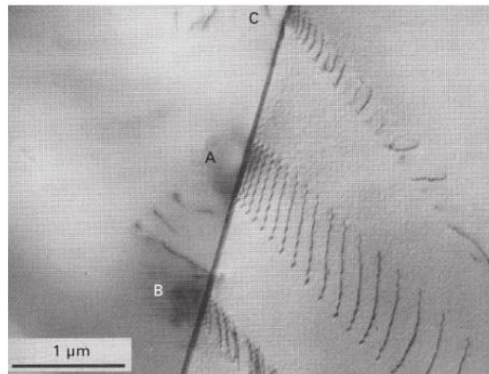
Şekil 1.24. (a) Polikristalin malzemede şematik tane yapısı, (b) çelik mikro görüntüsü [36]

Daha önce belirtildiği gibi, dislokasyon hareketini engellemek, bir metalin akma dayanımı ve sertliğini arttırır. Bu da ancak termo-mekanik işlem, ısıtım işlem veya mikro alaşım ile kontrol edilir. Tane boyutunun azaltılması aynı zamanda sünekliği,

kırılma tokluğunu ve yorulma ömrünü arttırmanın ek yararlı etkilerine de sahiptir. Mukavemet artar, çünkü bir tane sınırına erişmek için yer değiştirmelerin bir tane çekirdeği içinden geçmesi gereken mesafe tane boyutu ile azalır. Dislokasyonların bir sınıra erişmesi daha olasıdır ve dolayısıyla tane boyutu azaltıldığında metalin mukavemeti artar. Tane sınırları, dislokasyonların hareketini engelleyen bir başka özelliktir, bu nedenle bir malzemenin tane yapısı, mukavemeti üzerinde büyük etkisi vardır [36, 38, 46].

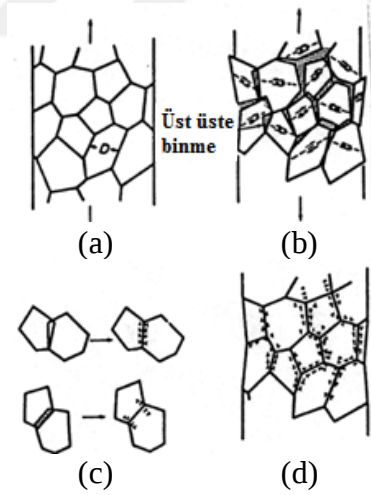
Tane büyüklüğü metallerin mekanik özelliklerine büyük ölçüde etki eder. Oda sıcaklığında tane boyutu azaldıkça genellikle akma sınırı, çekme dayanımı ve sertlik artar, süneklik ise azalır. Tane boyutunu; hızlı soğutma, çeşitli ısı, mekanik veya termo-mekanik işlemlerle küçültmek mümkündür. İnce tane yapısının malzemenin oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerine etkisi başlıca; mukavemet (veya sertlik) ve süneklik artması, dolayısıyla tokluğun artması şeklindedir. Tane sınırları deformasyon sırasında dislokasyon hareketlerine engel olduğunda ince taneli malzemenin mukavemeti kaba taneli malzemeye göre artmaktadır [36].

Tane boyutu sertleştirme süreci aşağıdaki olaylar dizisi ile açıklanabilir. Dislokasyonlar bir tane sınırına erişene kadar bir kristal kafes boyunca hareket eder. İki tane arasındaki sınırdaki kafes oryantasyonlarındaki uyumsuzluk, dislokasyonun kayma düzlemini bozar. Sınır ayrıca, dislokasyonun kayma hareketine karşı gelen itici bir gerilme alanı oluşturur. Şekil 1.25'te bu olayı gösteren örnek görsel sunulmuştur [36].



Şekil 1.25. Tane sınırında A, B ve C noktaları için dislokasyon yığılması mekanizmasının görüntüsü [36]

Malzeme yapısında daha fazla dislokasyon tane sınırının içine doğru ilerlemeye başladığında yığılmalar tane sınırında giderek artan bir kümelenme oluşturur. Bu kümelenme tane sınırını aşmadığı zaman 'toplama' işlemi gerçekleşir. Böylece dislokasyonlar kendi itici gerilme alanını oluşturur ve her ardışık yığının yığılma sınırında yer değiştirmesi ile sınırın en yakınındaki dislokasyon üzerine etki eden itme kuvveti yükselir. Sonunda, itici güç, sınırdan en yakın yer değiştirmeyi bitişik taneye geçmeye zorlayacak kadar yükselmiş olur. Tane sınırları boyunca yerinden hareket etmeyi kısıtlayan bu süreç mukavemet arttırma mekanizmasının temelini oluşturur [36]. Deformasyon işleminin şematize edilmesi konusunda Arby'nin polikristalin malzemeler için ön gördüğü modeli Şekil 1.26'da sunulmuştur. Burada, polikristaller kurucu tanelerinin içine parçalanır ve her biri Schmid yasasına göre kaymaya izin verir (Şekil 1.26a). Bu proses istatistiksel depolanmış dislokasyonları üretir, bu da taneler arası çakışma ve boşluklara yol açar (Şekil 1.26b). Bu uyumsuzlukların hepsi sıralanır ve düzenlenirler, uygun geometrik gerekli yer değiştirmelerini gerçekleştirir (Şekil 1.26c). Sonrasında bu taneler tekrar düzene girene kadar süreç devam eder (Şekil 1.26d) [37].



Şekil 1.26. Arby'nin polikristalin malzeme için deformasyon modeli. (a) tanelerin üst üste binmesi, (b) taneler arası boşluk oluşumu, (c) tanelerin yer değiştirmesi, (d) tanelerin tekrar düzenlenmesi [37]

Aluminyum ve alaşımları, bilinen Hall-Petch denkleminde göre tane boyu inceltilmesine bağı olarak mukavemet artışını göstermektedir [29].

$$\sigma_F = \sigma_1 + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (1.6)$$

burada σ_F akma gerilmesi, σ_1 sürtünme gerilmesidir, d ortalama tane çapıdır ve k , belirli bir alaşım sistemi için dislokasyon serbestleşmesini ifade eden bir sabittir. Hall-Petch bağıntısında ince tane boyutlarının mukavemet özelliklerinde önemli bir rol oynadığı görülmektedir [29].

Malzemelerde süneklilik özellikleri açısından, düşük sıcaklıktaki etki, tane sınırları düşük sıcaklıklarda malzemeye mukavemet kazandırır. Bunun nedeni, tane sınırlarının dislokasyon hareketine engel olmasıdır. Şöyle ki, tane içerisinde hareket eden dislokasyonlar tane sınırı ile karşılaştığında engellenir ve orada yığılırlar. Taneler arasındaki oryantasyon farkından dolayı komşu tanelerdeki kayma düzlemleri genellikle uyuşmaz. Dislokasyonlar komşu taneye geçebilmesi için ilave bir kuvvete ihtiyaç duyar. Bu malzemenin mukavemetinin artması demektir. Dislokasyon hareketi bir taneden diğerine geçip devam ederse malzeme plastik deformasyon ile şekil değişimine devam eder. Fakat bazı hallerde yığılan dislokasyonlar hiçbir zaman komşu taneye geçemezler. Bu durumda aynı işaret ve karakterde birçok dislokasyonun bir araya yığılması ile o bölgede mikro boşluk ve sonuçta çatlak oluşur. Oluşan çatlağın boyutu kritik bir değere ulaştığında ise iki tane, tane sınırları boyunca birbirlerinden ayrılır, diğer bir ifade ile malzeme kırılır. Genellikle gevrek malzemelerde görülen, plastik deformasyon oluşmadan meydana gelen kırılmanın nedeni budur. Yüksek sıcaklıktaki etki ise yüksek sıcaklıkta tane sınırları tanenin iç kısımlarına göre daha zayıftır. Bunun nedeni, tane sınırlarının atomik mertebede kusurlu bölgeler olmasıdır. Bu bölgede atomlar arası mesafe düzenli değildir ve ekstra atom tabakaları ve boşluklar mevcuttur. Yüksek sıcaklıkta difüzyon olayı da etkili olduğundan, bu kusurlu bölgenin (tane sınırının) hareket etme yeteneği bir hayli artar ve sonuç olarak yüksek sıcaklıkta tane sınırlarında kaymalar meydana gelir. Yüksek sıcaklıkta meydana gelebilecek ikinci olay da tane sınırlarının yer değiştirmesidir. Tane sınırlarındaki bu değişiklikler özellikle sürünme ve tavlama sırasında meydana gelir. Tavlama sırasında tanelerin büyümesi tane sınırlarının yer değiştirmesi ile oluşur [36].

2. METALLERDE AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON

2.1. Aşırı Plastik Deformasyon Süreçleri

Aşırı plastik deformasyon yöntemi çok ince taneli malzeme üretmek için etkili bir yaklaşım olduğu görülmüştür. Bu tekniklerin geliştirilmesi, üretim için gerekli parametre ve işlemlerin oluşturulması konusunda geçmişten günümüze birçok çalışma gerçekleştirilmiştir. Yüksek miktarda plastik deformasyonun, metallerin ve alaşımlarının mikro yapı ve özellikleri üzerine önemli etkileri olabileceği iyi bilinmektedir [47-49].

Aşırı plastik deformasyon parçaya yoğun bir birim şekil değişimi uygulanması ve dislokasyonların yeniden düzenlenmesi sonucunda geleneksel termo-mekanik yöntemlere kıyasla çok daha küçük, mikron altı hatta nanometre boyutlarında taneler elde edilmesiyle sonuçlanan plastik şekil değişimidir. Aşırı plastik deformasyon bir metalik malzemenin genellikle düşük sıcaklıklarda (Kelvin cinsinden ergime sıcaklığının 1/3'ü) yüksek miktarlarda plastik birim şekil değişimine maruz bırakılarak plastik deformasyona uğraması olarak bilinir. Kullanılan sıcaklık malzemede toparlanma ve yeniden kristalleştirme ile tane kabalaşmasını bastırırlar [46].

Son yıllarda aşırı plastik deformasyon ile şekillendirilmiş nano yapılı malzemeler bilim adamlarının yoğun ilgisini çekmeye başlamıştır. Çok ince taneli malzemelerini mühendislik olarak çekici kılan temel yanı nihai ürün boyutlarında küçülme potansiyelidir. Bununla birlikte, geleneksel deformasyon işleme yöntemleri genellikle malzeme sünekliğini azaltır. Bu, birçok yapısal malzeme uygulaması için istenmeyen veya kabul edilemez bir durumdur. Bu kısıtlama, arttırılmış süneklik de dahil olmak üzere yeni fiziksel ve mekanik özellikler sergileyen çok ince taneli yapılarının oluşturulmasını sağlayan aşırı plastik deformasyon yöntemlerinin geliştirilmesine artan ilgiyi motive etmiştir. Çok ince taneli malzemelerin, kaba taneli malzemeler ile karşılaştırıldığında mükemmel mekanik özelliklere ve ilginç

fiziksel özelliklere ve birkaç mikrometre tane boyutlarına sahip ince taneli malzemeler olduğu saptanmıştır [47].

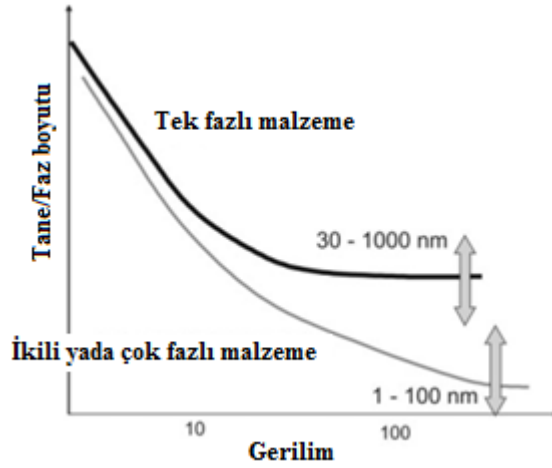
Nano yapılı malzemeler en azından bir ekseninde 1 - 100 nm sınırında mikroyapı içeren malzemeler olarak bilinirler. Aşırı plastik deformasyon ile elde edilen malzemelerin genel olarak tane boyutları 100 – 1000 nm arasında değişse de oluşan alt taneleri genelde 100 nm'nin altında olduğundan dolayı nano yapılı malzeme olarak adlandırılırlar. Nano yapılı malzemelerin sentezlenmesinde birbirini tamamlayan iki çeşit yöntemden söz edilebilir. Birincisi aşağıdan-yukarı yaklaşımıdır. Bu yaklaşımda nano yapılı malzemeler tek tek atomların birleşmesinden ya da nano partiküllerin bir araya getirilmesinden oluşmaktadır. Soygaz yoğunlaştırması, elektrodepozisyon gibi yöntemler burada sayılabilir. İkinci yaklaşım ise tepeden-aşağı yöntemlerdir. Aşırı plastik deformasyonda yüksek birim şekil değişimine maruz kalan ama kesitinde değişimin olmadığı bir yöntem olarak ikinci tarz bir yöntemdir [50-53].

Soğuk haddelemede ya da çekme gibi yoğun deformasyonlarla düşük sıcaklıklarda mikroyapının yüksek miktarlarda küçülmesi sağlanabilmektedir ancak oluşan yapılarda düşük açılı farklı oryantasyonlara rastlanmaktadır ve malzemenin sünekliği azalmaktadır. Aşırı plastik deformasyon ile oluşan nano yapılarda ise tane boyutu 100 – 200 nm olan taneler vardır ve yüksek açılı tane sınırları görülmektedir. Bu tarz nano yapıların oluşması aşırı plastik deformasyon metodlarının düşük sıcaklıklarda çok yüksek deformasyona neden olduğu sonucunu göstermektedir [50].

Metalik malzemelerde tane boyutunu ultra küçültmenin iki tane potansiyel avantajı bulunmaktadır. Birincisi Hall-Petch bağlantısından da görülebileceği gibi tane boyutunda küçülmenin malzemenin akma dayanımını artırması ve aynı zamanda beklenmedik bir biçimde malzemenin tokluğunun artmasıdır. Bir diğer avantaj ise malzemenin süperplastiklik özelliği kazanabilmesidir [50].

Aşırı plastik deformasyon sırasında yapısal değişimin sınırları vardır. Tek fazlı ve çok fazlı malzemeler aşağıdaki şekilde gösterildiği gibi çok farklı davranış gösterirler. Tek fazlı malzemelerde nispeten tekdüze bir davranış gözlenmiştir. Komşu elementler arasındaki farklı yönlenmenin artmasıyla yapısal boyutun azalması, 5 ve 50 eşdeğer bir gerilme arasında doygunluğa ulaşır (Şekil 2.1). Kararlı

durumun başlangıcını ve yapısal elementler gibi tane boyutunun asgari boyutunu etkileyen en önemli parametreler sıcaklık, alaşımlama ve deformasyon modudur [54].



Şekil 2.1. Tek fazlı ve ikili/çok fazlı malzemede gerilim ile yapısal iyileşmenin şematik gösterimi [54]

Çok fazlı malzemelerde ise davranış daha karmaşıktır. Alüminyum çökeltileri matris içindeki akımı ifade eder. Aşırı plastik deformasyon partikül dağılımını homojenize eder ve hatta çok büyük ve güçlü partikül kümeleri çözülebilir. Metal-metal matris kompozitlerinde her iki fazda da ciddi deformasyonlar görülür (Şekil 2.1). Fazlar sıklıkla parçalanma gösterirler ve sonunda bir nanokompozit oluşturabilirler. Faz sınırlarının yakınında bir veya her iki fazın çözünmesi gerçekleşebilir. Bu çözünme, partikül boyutu belirli bir kritik değerden küçükse ortaya çıkabilir. Bu nedenle aşırı plastik deformasyon, yoğunlaşma ve sinterleme prosesinde sorunlar yaşandığı klasik mekanik alaşımlara, bilyalı öğütme ile ilginç bir alternatif sunmaktadır. Bununla birlikte, yeterli parçalanma elde etmek için gereken gerilmeler bazen çok büyüktür [54].

Aşırı plastik deformasyon tekniklerinden en bilinenleri yüksek basınç torsiyonu ve EKAP yöntemleridir. Bu konuda son zamanlarda çeşitli araştırmalar ve deneyler gerçekleştirilmiştir. İşlemlerde temel zorluklar, düşük süneklilik, deformasyonu zor alaşımlara uygulanması, yarı mamül üretiminin zorlukları ve mevcut imalatın aşırı plastik deformasyon tekniklerine adaptasyonudur. EKAP yöntemi, metal kütüklerin üzerinde büyük gerilmelerin yarattığı basit kayma mekanizması ile aşırı plastik

deformasyon sağlamaktır. Bu basit kesme işlemi sırasında malzeme kesit alanında herhangi bir değişme olmaz. Böylece işlem tekrar tekrar uygulanabilir ve yüksek kümülatif gerilme değerleri elde edilebilir [46]. Bu işlemin zamanla geliştirilmesi ile nanometre boyutlarında tane boyutu ile çok ince taneli üretim sağlanabilmektedir. EKAP işlemi çeşitli metallerin ve alaşımlarına uygulanabilen yaygın bir tekniktir. Ayrıca bu işlem sadece silindirik değil köşeli malzemelere de uygulanabilmektedir [55].

Çoğu metal ve alaşımı için 30 nm'ye kadar olan aralıkta küçük tane boyutları üretmek açısından plastik şekillendirme verimlidir. Daha iyi sonuçlar elde etmek için ise, metal şekillendirme kullanıldığında, çok ince taneli metaller üretmek mümkündür. Son zamanlarda, nano tane boyutlu malzeme üretme kavramı popüler olmuştur. En temel tanımlama ile çok ince taneli malzeme, tane boyutu 1 mikron veya daha küçük boyutlara sahip malzemeler için kullanılır. Bu yöntemlerde çok ince taneli malzeme üretimi atomsal boyutta başlar ve proses sonucunda kütleli ve çok ince taneli malzeme üretilmiş olur [56, 57].

Deformasyon işleminin çok kristalli malzemelerin fiziksel ve mekanik özellikleri üzerine etkisi bilinmektedir. Haddeme, ekstrüzyon gibi işlemlerde amaç kaba taneli yapıyı kırarak daha ince taneli yapıya geçmektir. Ancak bu işlem sonucu akma ve çekme mukavemeti artar iken malzeme sünekliği düşüş gösterir. Bu istenilen bir durum değildir. Ayrıca tane boyutu küçüldükçe geçerli olan deformasyon mekanizmasında değişiklik gösterir [52, 56, 57].

Kaba taneli yapılarda deformasyon uygulandığında, dislokasyon-dislokasyon etkileşimi meydana gelir ve bu tane içinde gerçekleşir. Bu sebeple tane içinde yüksek dislokasyon yoğunluğu vardır. Malzemeye kritik kayma gerilmesinin üstünde bir gerilme uygulanır ise dislokasyonlar hareket etmeye başlar. Ancak deformasyon sertleşmesi sebebi ile bu ilerleme belirli bir süre sonra kendi kendine engellenir. Bu sebeple daha yüksek gerilmelere ihtiyaç duyulur. Çok ince taneli yapı üretmek için bu uygun parametrelerin seçimi ve plastik istikrarsızlık hatalarının ortadan kaldırılması veya geciktirilmesi mümkündür [57].

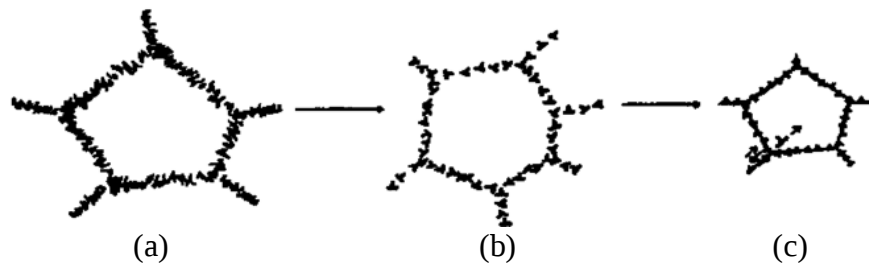
Çok küçük boyutlu tane yapısında deformasyon tane içerisinde meydana gelmektedir. Genel olarak dislokasyon yoğunluğu 10^{10} - 10^{14} mm/m³ olarak

değişmektedir. 100 nm tane boyutuna sahip bir malzemede birim alan başına düşen dislokasyon sayısı yaklaşık 1 adettir. Bu yüzden çok ince taneli malzemelerde dislokasyon-dislokasyon etkileşiminden bahsetmek mümkün değildir. Bunun yerine tane sınırları dislokasyon hareketlerini engelleyen temel unsur olmaktadır.

Çok ince taneli malzeme üretimi için birçok teknik geliştirilmesine rağmen, en büyük ilgiyi kütleli deformasyon prosesleri görmüştür. Aşırı plastik deformasyon olarak bilinen bu proseslerde kaba taneli yapıyı ince taneli bir yapıya dönüştürmek için, yüksek yoğunlukta dislokasyon oluşturacak deformasyonu malzemeye uygulamak gerekmektedir [57].

Ergime sıcaklığının yaklaşık üçte biri sıcaklıklarda gerçekleştirilen plastik deformasyon uygulamaları sırasında, yeni yüksek açılı tane sınırı alanı eşzamanlı olarak çalışan iki mekanizma tarafından üretilebilir. Bu sıradada önce gerinime oranla önceden var olan sınırlarda uzama gerçekleşir, sonra alt parçacıklardan oluşan yeni yüksek açılı tane sınırları oluşur. Tane parçalanması ile yeni deformasyona neden olan yüksek açılı tane sınırı oluşumu gerçekleşmiş olur [58].

Aşırı plastik deformasyon uygulanan malzemede deformasyonun ilk safhasında yapıda yüksek oranda dislokasyon oluşturulur. Bu dislokasyonlar tane yapısının içerisinde küçük açılı oryantasyona sahip hücreler oluştururlar. Bu aşamada hücre sınırları oldukça kalındır (Şekil 2.2) [52].



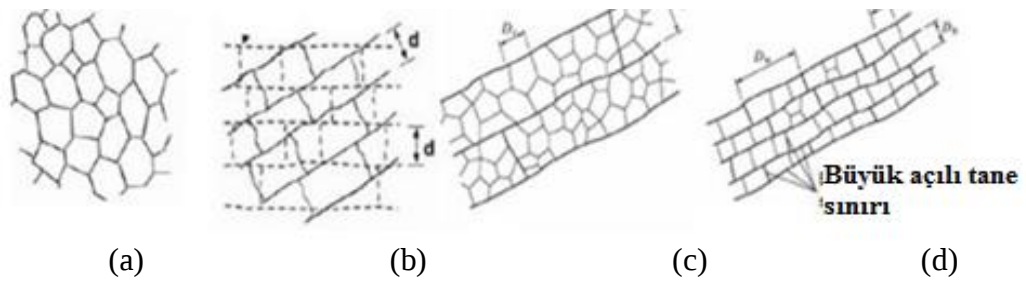
Şekil 2.2. EKAP işleminde tane sınırlarında dislokasyon gelişimi, (a) tane sınırı duvarlarının kalınlaşması, (b) toparlanma sonucu tane sınırlarının kalınlığında azalma, (c) yeni tane oluşumu [52]

Hücreler küçük enerjili tane sınırlarına sahiptirler ve birbirleriyle küçük açılı tane sınırlarıyla ayrılırlar. Deformasyon ilerledikçe hücre sınırlarındaki dislokasyon yoğunluğu artar (Şekil 2.2a) ve bu dislokasyonlar hücre sınırlarında enerjilerini düşürebilmek amacıyla tekrar düzene girerler. Toparlanma olarak bilinen bu olayın

sonucunda hücre sınırlarının kalınlıkları azalmaya başlar ve komşu hücreler arası açılal değır yükselmeye başlar. (Şekil 2.2b). Deformasyonun bu şekilde ilerlemesi neticesinde büyük açılı tane sınırlarıyla birbirinden ayrılmış çok ince taneli bir yapıya ulaşılır. (Şekil 2.2c) [52].

Deformasyon yapısı incelendiğinde tanelerin banda benzer bir formda ve deformasyon yönüne belli bir açıyla uzadıkları görölmüşür. Uzayan bantlar incelendiğinde birbiriyle küçük açılı tane sınırı ile ayrılan alt tane ve hücrelerden oluşukları belirlenmiştir [58].

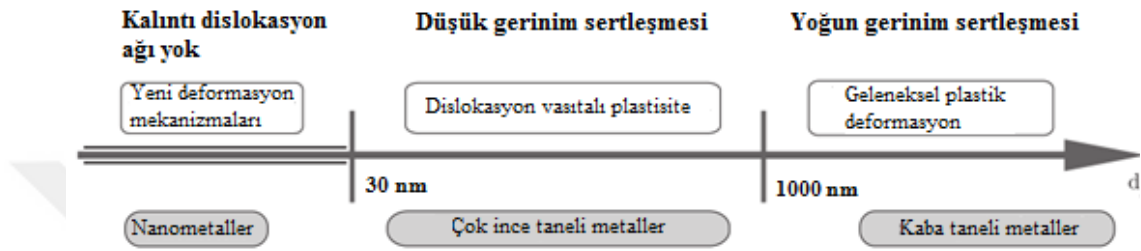
Aşırı plastik deformasyon tekniklerinde malzemeye deformasyon farklı rotalarda uygulanmaktadır. Özellikle EKAP işlemlerinde her bir paso sonrasında deformasyon yönü değıştirilerek aynı zamanda uzamış tanelerin kırılması da sağlanmaktadır. Bu yöntem yukarıda açıklanan ince taneli malzeme oluşum mekanizmasına da katkı sağlayan bir yöntemdir. Şekil 2.3'te deformasyon sonrası oluşan bandlaşmış yapının nasıl kırıldığı gösterilmiştir. Öncelikle başlangıç yapısı yani eş kanallı tane yapısı mevcuttur (Şekil 2.3a). Sonrasında deformasyon ile birlikte deformasyon yönünde bandsı bir yapı oluşur (Şekil 2.3b). Bu bandsı yapı içerisinde rekristalizasyon etkisi sonucu büyük açılı tane sınırlarının oluşumu gözlenir (Şekil 2.3c). Son olarak ise bandsı yapı içerisinde düzensiz şekilde oluşmuş büyük açılı tane sınırları bulunur (Şekil 2.3d) [52, 58].



Şekil 2.3. Çok ince taneli yapının oluşum evreleri, (a) başlangıç, eş kanallı tane yapısı, (b) deformasyon sonucu band yapısı oluşumu ve deformasyon yönünde uzama, (c) band yapısının içerisinde büyük açılı tane oluşumu, (d) band yapısı ve düzensiz oluşan büyük açılı tane yapısı [52]

Deformasyon davranışına ilişkin son literatür açıklamalarını dikkate alarak, polikristalin metalleri aşağıdaki tane boyu rejimlerine bölebiliriz. 1000 nm'den küçük olan geleneksel mekanizmalar deformasyonu belirler (kaba taneli polikristalin metaller). 1000 nm'den 30 nm'ye kadar olan aralıkta, düzensiz taneler sınırları

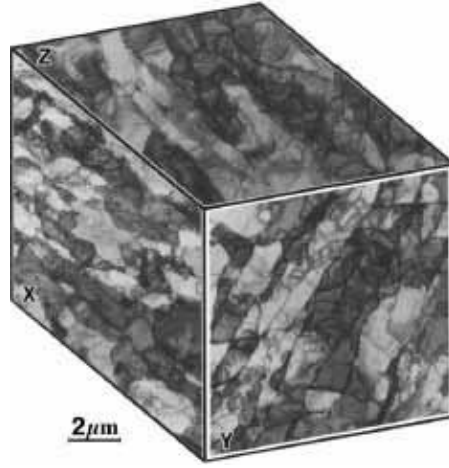
mekanik davranışa (ultra ince taneli polikristalin metaller) hakim olmaya başlar. Bu geçiş, 100 nm'nin altında çok daha belirgin hale geliyor. Daha küçük ölçeklerde, tane sınırlarındaki atomik kayma artar, böylece plastik olarak deforme olmuş metalin hemen hemen hiç iş sertleşmesine yol açmaz [52]. Belirtilen metal sınıfları Şekil 2.4'te mekanik tepkinin türünü ve dislokasyon aktivitesinin özelliklerini açığa çıkarmak için gösterilmiştir. Deformasyon mekanizmasındaki değişim için sözde tane boyutu, d_g , bir dizi işaretle belirtilmiştir [56].



Şekil 2.4. Polikristalin metallerin tane boyutuna göre sınıflandırılması [56]

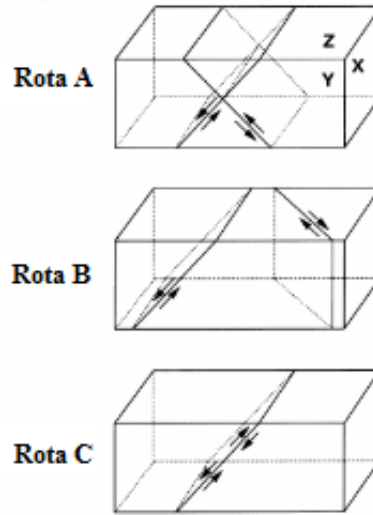
Deformasyon bantları arasındaki yönelme değişiklikleri, belirli bir deformasyon modu için yapıyı tanımlayan farklı istikrarlı yönlendirmelere doğru döndükleri veya farklı deformasyonlarla karşılaşacakları zaman gerinimle birlikte artacaktır. Yönler yeterince uzaklaşırsa, deformasyona neden olan yüksek açılı sınırlar oluşacaktır [58].

İlk tane boyutu yaklaşık 1 mm olan saf alüminyum malzeme yaklaşık 1,05 gerinim uygulayabilen bir EKAP kalıbında tek paso sonrasında mikron boyutunda (4 μ m) tane yapısı elde edilmesini sağlamıştır. İlk basım sonrası yapı uzunlamasına alt tane bantları yapısından oluşmaktadır. Uygulanan basım ile bir dizi eşit eksenli tanelerde değişim gözlenmektedir. İlk pasoda görülen bu etkili tane incelmesinin sebebi, ilk tanelerin alt tane bantlarına ayrılmasıdır. Bu alt sınırlar daha sonraki basımlarda yüksek açılı tane sınırlarına dönüşür ve sonucunda eş eksenli tane yapısı oluşur (Şekil 2.5) [59].



Şekil 2.5. Tek pasolu EKAP uygulanması sonrası farklı kesitlerde tane yapısı [59]

EKAP işleminde görülen yüksek boyutlu tane incelmesini ve özellikle işlem rotası ile ilişkisini incelemek için, farklı basım sayıları sonrası yapıda görülen kayma modelleri incelenmelidir (Şekil 2.6). Bu modeller aşağıdaki şekilde A, B ve C rotaları için baskın kayma yönleri şeklinde şematik olarak gösterilmiştir. Bu kayma modellerinin üç ayrı rota için farklılıklar gösterdiği görülmektedir [59, 60].



Şekil 2.6. Sırası ile A, B ve C rotaları için EKAP prosesinde oluşan kesme gerilmelerinin şematik gösterimi [60]

Alt tane bantlarının yüksek açılı tane sınırlarına en çok dönüştüğü rota olan B rotası için iki kesme yönü 120°'de kesişen düzlemlerde uzanır. Kesme yönündeki bu ikilinin sonucu olarak, alt tane bantları, iki ayrı ve birbirini kesen düzlemler seti

boyunca tekrarlanan baskılar üzerine geliştirilmiştir. Bu sınır yapısında, yüksek açılı tane sınırlarının makul olarak eş eksenli tane yapısına doğru hızlı bir dönüşüm sağlar. Dolayısıyla, B_C rotasında EKAP deneylerinde kullanılmak için tercih edilen prosedür olduğuna karar vermek mantıklı olur [60-64].

Kalıp tasarımında ise Segal'e göre kalıp açısı 90 derece olan bir kalıpta yapılan EKAP işlemi sırasında kayma, iki kanalın 45 derecelik kesişme düzlemi boyunca gerçekleşir. Kalıp köşesi yuvarlanırsa deformasyon miktarı azalır. Eğer yuvarlama olmaz ise kayma sadece kalıbın 45 derecelik düzleminde yer alır. Bu basit kayma modelinden farklılık gösterir. Çünkü burulmada kayma numunenin hemen hemen bütün hacmi boyunca olur. EKAP prosesinde plastik akışın belirli bir yerde sınırlanması sebebi ile Segal'in modeline 'süreksiz kayma modeli' denir [65, 66]. Süreksiz kayma modeli deformasyon yapısının anlaşılmasını sağlar. Bu model için "yakın ideal" deformasyon yöntemi olarak düşünülür. Bu, haddeleme gibi klasik metal işlemlerinde hasar oluşturmada numunenin büyük bir gerilmeye maruz kalmasını sağlar [59].

EKAP işleminde tane yapısı sırası ile, önce dislokasyon yöreleri yaratılır. Bu dislokasyonlar düşük hatalı yerleşmeden yüksek hatalı yerleşmelere doğru gelişir. Sonunda tane sınırlarına doğru gelişir. EKAP ile dislokasyon yöreleri yaratılması, haddeleme gibi geleneksel plastik deformasyon proseslerinden farklı değildir. Çünkü olay tamamen plastik şekil değiştirme olayıdır. Dislokasyon yörelerinin dağılımı, her geçişte oluşan makroskobik kaymaya bağlı olarak nispeten yüksek hatalı yerleşmelere sahiptir. İlk geçişte oluşan dislokasyon yöreleri, kararlı bölgelerdir. İleri geçişlerle birlikte, kayma birim şekil değiştirme ve kullanılan proses yönüne bağlı olarak bu yöreler yeni yerleşmeler oluşturacak şekilde kayarlar [65, 66].

Aluminyum yüksek dizilim hatası enerjisine sahip olduğu bilinmektedir. Bu da dislokasyonların ayrılmasını önlemektedir. Deformasyon sırasında uygulanan gerilme ile dislokasyonlar oluşur ve alt tanelerin oluşumu için hızlı bir şekilde hareket ederler ve sınırlarda yok olurlar. Bu yok olma prosesi alt tanelerin dönmesine bağlanabilir. Sonuç olarak büyük açılı sınırlara sahip tanelere dönüşür [66].

EKAP kalıpları pres işleminin daha kolay yapılabilmesi için iç açısı 90° olarak tasarlanmaktadır. Bundan dolayı dış açının etkisi ortadan kalkmaktadır. Çok düşük iç açıya sahip kalıplar kullanılması durumunda tek bir pasoda dahi çok yüksek deformasyonlar elde edilebilir. Ancak açının miktarının düşmesi durumunda malzemenin pres edilebilmesi güçleşmektedir. [64].

2.2. Eşit Kanallı Açısal Presleme Prosesi ve Parametreleri

Günümüzde çok ince taneli malzeme üretimi için geliştirilen birçok yöntem olmasına rağmen, basit ve birçok malzemeye uygulanabilirliği ve ticari uygulamaya açıklığı nedeniyle yöntemlerin arasında en çok göze çarpan EKAP olmuştur. EKAP yöntemi, diğer aşırı plastik deformasyon yöntemlerine göre birçok açıdan üstünlük göstermektedir. Bu üstünlüklerinin başında daha büyük boyutlu parçalara uygulanabilir olması gelmektedir. Ayrıca diğer yöntemlere göre nispeten daha kolay uygulanabilir bir yöntemdir. Birçok metal ve alaşıma uygulanabilmektedir. Malzemeye istenilen miktarda ve homojen olarak deformasyon uygulanması sağlanabilmektedir. Bu sebeplerden dolayı EKAP son zamanlarda birçok deneysel çalışmada zemin oluşturmıştır. Aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden en bilineni olan bu yöntem 1970 ve 1980'li yıllarda Sovyet bilim adamı Segal tarafından geliştirilmiştir. Amaç malzemede yüksek deformasyon uygulayarak şekillendirme sağlamaktır. Bu sağlanmış olsa da ilk yapılan çalışmalar sınırlı seviyede kalmış ve sonrasında 90'larda gerçekleştirilen çalışmalar daha olumlu sonuçlar vermiştir [67-68].

Daha öncede belirtildiği üzere Hall-Petch eşitliğine göre tane boyutunda meydana gelen küçülme malzeme mekanik özelliklerinde artışa yol açabilir. Ancak alüminyum gibi istif hatası yüksek malzemelerde tane boyutu 10 mikrondan aşağı düşürülememektedir. Bunun sebebi malzemede dislokasyonların kolayca toparlanma özelliğine sahip olmasıdır. Bu sebeple malzeme yapısında çok az bir enerji kalmaktadır. Bu çok ince taneli malzeme üretim teorisine ters düşmektedir [66-69].

EKAP işleminin amacı, prosesin tekrarlayan olmasını sağlayan kesit alanlarında herhangi bir değişiklik yapılmaksızın aşırı miktarda plastik gerilimi malzemeye uygulamaktır. Çok yüksek kesme gerilimi, malzeme boyutlarında herhangi bir değişiklik olmaksızın kalıp içinden çoklu geçişlerle elde edilebilir [69].

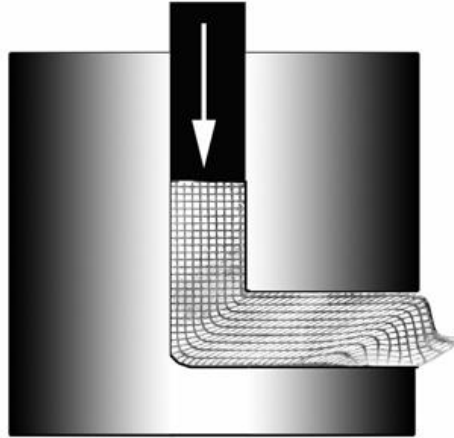
Böylece çok ince homojen tanelerin oluşumu elde edilir. Sonuç olarak mikron altı boyutlarda tane yapısı sağlanarak malzeme mukavemetlerinde oldukça yüksek değerlere çıkılabilmektedir [69].

Klasik bir EKAP kalıbı aynı kesit alanına sahip birbirine dik yatay ve düşey konumdaki iki kanalın birleşmesinden oluşmaktadır. EKAP işlemi numune kanala sığabilecek şekilde işlenip düşey kanala yerleştirildikten sonra presleme işlemi ardından yatay düzlemde çıkmasıyla gerçekleşmektedir. Son yıllarda bu işlem hakkında gerçekleşen gelişmeler ile daha kullanışlı kalıplar üretilerek malzeme EKAP kalıplarından çıkarmadan yüksek gerilimi elde etmek için döner kalıp veya çok kutuplu kalıp gibi uygulamalar ile işlem verimi arttırılabilir [70-71].

EKAP'ın önemli iki özelliği kalıptan her geçiş esnasında oluşan kayma birim şekil değişiminin kalıp açısıyla belirlenmesi ve her geçiş sonrası numune boyutlarının yaklaşık olarak aynı kalmasıdır. Plastik birim şekil değişimine uğrayan malzemenin şeklinin sabit kalması diğer geleneksel haddeleme ya da ekstrüzyon gibi malzemenin boyutlarının değiştiği yöntemlere göre büyük avantajlar sunmaktadır. Geleneksel yöntemlerde elde edilebilecek maksimum birim şekil değişimi $\epsilon = 5$ civarında iken EKAP yöntemi ile $\epsilon = 10$ 'dan büyük olduğu malzemeler elde edilebilmektedir. Parça boyutu sabit kaldığından maksimum şekil değişimini elde edilmesi için teorik bir engel bulunmamaktadır. Ayrıca işlem sonrası diğer işlemlerde görülen malzeme içi porozite bu işlemde oluşmamaktadır. Genel itibari ile EKAP işlemi ve geleneksel haddeleme işlemi karşılaştırıldığında, EKAP uygulanmış malzemede yüksek oranlarda yüksek açılı tane sınırı bulunurken, tane ve alt tane yapısında dislokasyon bulunmamıştır. Ancak haddelenmiş malzemelerde ise tane içlerinde yüksek yoğunlukta dislokasyon bulunur ve küçük açı ile birbirinden ayrılmış yapılar bulunmamaktadır [66-70].

Genelde metalik malzemelerde ergime sıcaklığının yarısına yakın sıcaklıklarda malzeme çekme sonrasında yüzde 200'den fazla birim şekil değişimi göstermesi durumu süperplastiklik olarak adlandırılır. EKAP işlemini diğer aşırı plastik değişimi yöntemlerinden ayıran bir özelliği de başta alüminyum alaşımlar olmak üzere normalde süperplastik davranış göstermeyen alaşımlara yüksek süneklik ve süperplastik uzama özellikleri katabilmesidir [71].

Mikron altı çok ince taneli alaşımların ispatlanmış olan birçok avantajları bulunmaktadır, yüksek dayanımlıdır, düşük sıcaklıklarda süperplastik özelliklere sahip olabilmektedirler ve de yeni türde malzemelerin oluşmasına neden olabilmektedirler. Çökelme sertleşmesine ihtiyaç duymayan alüminyum alaşımları gibi EKAP da bu özelliklerin elde edilebileceği aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden biridir. Amaç “neredeyse ideal” bir deformasyon işlemi gerçekleştirmektir. 1950 yılında saf kaymanın, çekme ve ekstrüzyon işlemleri için en ideal deformasyon olduğunu görmüştür. EKAP işleminde basit kayma ile ideale en yakın deformasyon işlemi gerçekleştirilebilmektedir [66-71]. Prosesin avantajı ise parça geometrisi değiştirilmeden tekrarlanabilen baskılar ile aşırı plastik deformasyon sağlanabilmesidir. Her baskıdan sonra malzeme yönünün değiştirilmesi, kayma düzlemi ve kayma yönünün değiştirilmesi, malzeme mikro yapısı, tekstürü ve mekanik özelliklerinin kontrol edilmesini sağlamaktadır. EKAP işleminde numune boyutlarında bir değişiklik olmaması geleneksel deformasyon yöntemlerinden EKAP’yi ayıran en önemli özelliktir. Boyutlar değişmediğinden malzeme teoride sonsuz çevrimde kalıptan geçirilebilir ve bu sayede çok yüksek oranda bir deformasyon değerine ulaşılabilir. Kalıptan her bir geçişte farklı kayma düzlemleri harekete geçebilir [72, 73].



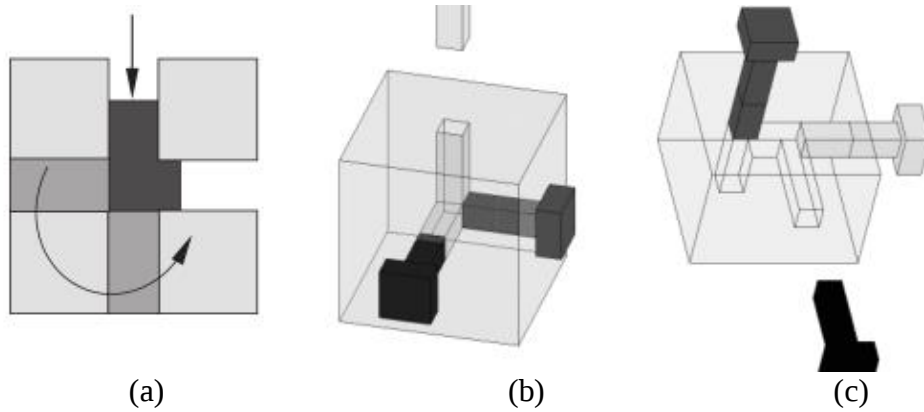
Şekil 2.7. EKAP işlemi sırasında malzeme akışının şematik çizimi [72]

Temel olarak bir Φ açısında kesişen, kesitleri aynı ve iki kanallı bir kalıp boyunca preslenmesi sonucu malzeme basit kayma mekanizması ile şiddetli plastik deformasyon elde edilir (Şekil 2.7). Bu işlemin yapılmasında kalıp-zımba sistemi

kullanılarak numune kalıba basılmaktadır. Nihai durumda numuneye aşırı plastik deformasyon uygulanması sağlanmaktadır [72].

Kalıp kesit alanı ve iki kalıp açısı (iki kanal arasındaki açı Φ ve dış eğrilik açısı Ψ) ile tanımlanır. Bu iki açı kullanılarak kesme gerilimi ya da von Mises gerilimi hesaplanabilir. Saf alüminyumda yapılan birçok deney sonucunda Φ kanal açısının önemi anlaşılmıştır. Bu gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda kanal açısı Φ değeri 90° ile $157,5^\circ$ arasında değişen değerler kullanılmıştır. Elde edilen numuneler üzerinden gerçekleştirilen deneylerde yoğun plastik şekil değişimi uygulanan parçalarda çok küçük taneli parçaları elde etmenin en kolay gerçekleştirildiği kalıp açılarının belirlenmesi hedeflenmiştir [72, 73].

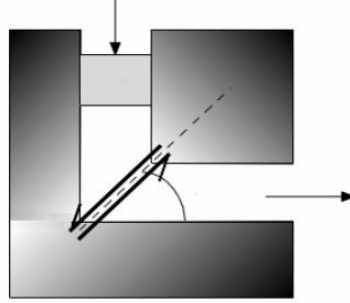
Deneysel sonuçlara göre EKAP işlemi ile aşırı plastik deformasyonun en kolay gerçekleştirilebildiği Φ kanal açısının 90° 'ye yakın değerler olduğu anlaşılmıştır. EKAP kalıbında tek paso bitiminde numunenin alınması ve sonrasında döndürülmesi Şekil 2.8a'da gösterilmiştir. Çoklu paso kanallarının kullanıldığı EKAP kalıbı ise Şekil 2.8b'de gösterilmiştir. Tek paso kanalı ise Şekil 2.8c'de şematik olarak gösterilmiştir [53, 73].



Şekil 2.8. Çoklu paso EKAP işlemi şematik gösterimi, (a) kalıp döndürme, (b) çoklu paso kanalları ve (c) tek paso kanalı şematik gösterimi [53]

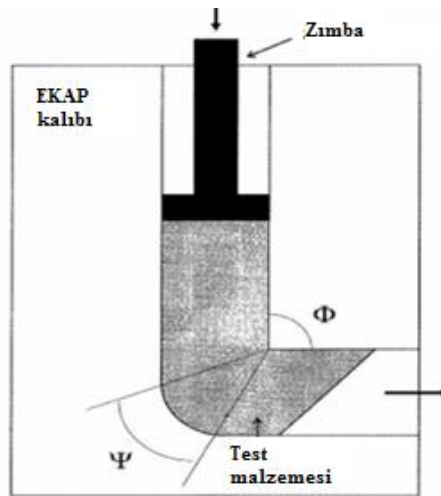
Malzemenin kesit ve boyutlarında herhangi bir değişme olmadığı için büyük miktarda birim şekil değişiminin elde edilmesinde defalarca presleme yapılabilir. Böylece malzemenin tane boyutu, mikron altı seviyesine düşürülebilir. EKAP işleminde malzemede meydana gelen kayma şematik olarak Şekil 2.9'da gösterilmektedir.

Aynı noktada kesişen iki kanal bulunan bir kalıp kullanılmaktadır. Uygun yağlama işlemi sonrası malzeme kanallardan birine yerleştirilir ve bir zımba yardımı ile presleme uygulanır. [67-71].



Şekil 2.9. EKAP işlemi sırasında kalıp içindeki malzemede meydana gelen kayma mekanizmasının şematik gösterimi [67]

Malzeme kanalların kesiştiği noktadan ilerlerken basit kayma kuvvetine maruz kalır (Şekil 2.10). Kayma mekanizması ile malzemede, alt taneler oluşur ve çok sayıda presleme ile daha büyük açılar ve sınırlarla ayrılmış yeni taneler oluşmaktadır. EKAP işlemi ile malzemenin mikro yapısında meydana gelen tane incelmelerinden dolayı malzemenin sertliği, akma ve çekme dayanımı etkili bir şekilde artar. İşlem tamamlandığında numune alt kısmı ve uç kısmında küçük birer kısım haricinde tek biçimli olarak deforme edilmiş olur [67, 72].



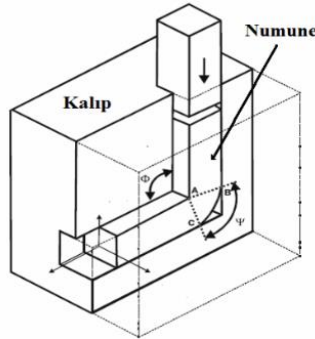
Şekil 2.10. EKAP prosesi prensibinin şematik gösterimi [72]

EKAP işleminde deformasyon esnasında yüksek oranda sürtünme meydana gelmektedir. Proses esnasında oluşacak sürtünme etkisini azaltmak amacıyla yağlayıcılar kullanılmaktadır. En sık rastlanan yağlayıcı MoS_2 'dir. Sürtünmeyi azaltmak amacıyla hareketli kalıp gibi yeni tekniklerde geliştirilmiştir [52].

EKAP ile üretilen metallerde bu olağandışı mekanik davranışa neden olarak, EKAP'ın malzemenin plastik deformasyon mekanizmasında meydana getirdiği önemli değişiklikler gösterilmektedir. Kaba gerilimsiz taneli metallerde, dislokasyon hareketi ile gerçekleşen kayma ve kaymanın zor olduğu durumda ise ikizleme esas plastik deformasyon mekanizmalarıdır [72]. Çok ince ve büyük açılı sınırlara sahip eş eksenel taneler, dislokasyon hareketlerini engelleyerek dayanımı arttırmırlar. Bunun yanında daha yüksek sıcaklıklarda, tane sınırı kayması sürünme yayınması gibi diğer deformasyon mekanizmaları da devreye girmektedir. Bu da malzemenin sünekliğini artırır. İnce taneli malzemelerin olağandışı davranışları, aşırı plastik deformasyon ile üretilmiş çok sayıda büyük açılı tane sınırlarından, dislokasyonlardan ve noktasal kusurlara sahip nanoyapılardan kaynaklanmaktadır [66, 67, 71].

2.2.1. Kalıp geçiş açıları

EKAP işleminde en önemli parametreler olan kanal açıları Şekil 2.11'de şematik olarak verilmektedir. Buradan da anlaşılabileceği gibi kalıptan basit bir geçiş sonrasında malzemede oluşan birim şekil değiştirme Φ ve ψ açılara bağlıdır. Burada Φ , iki kanalın kesiştiği noktanın açısı veya kanal açısı, ψ ise iki kanalın kesiştiği bölgenin kavis açısı veya dış köşe açısıdır.



Şekil 2.11. EKAP kalıbında yer alan kanal açılarının şematik gösterimi [73]

Numune üzerinde beklenenecek mikroyapı ve mikroyapının homojen veya heterojenlik miktarı yine bu geçiş açlarına bağlıdır. Numune kalıptan geçirilirken basit kayma ile aşırı plastik deformasyonu oluşturan kanallar malzeme akış karakteristiğinin yansıtmaktadır. Bu sebeple EKAP işlemlerinde kritik parametrelerdir [73].

EKAP işleminde malzemede tekrarlı preslemeler ile meydana gelen toplam birim şekil değişimi (ε_N) eşitlik 2.1’de verilen bağıntı ile açıklanabilir [60]

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left(2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right) \quad (2.1)$$

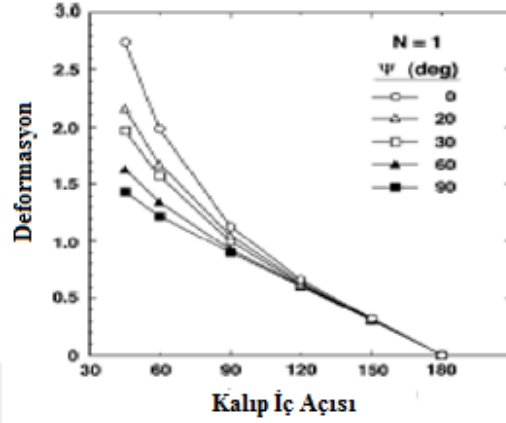
Burada N, kalıp boyunca geçişlerin toplam sayısıdır. Bağıntıya göre bir geçişte $\Phi = 90^\circ$ ve herhangi bir Ψ açısında $\varepsilon \sim 1$ ’e yakındır. Genellikle EKAP için kalıp tasarımı yapılırken bir geçişte birim şekil değiştirme ~ 1 olarak alınır [60].

Kalıp iç açısı incelendiğinde durum şu şekilde özetlenebilir. Malzemenin EKAP kalıbı geçişi esnasında oluşacak deformasyon öncelikli olarak kalıp iç açısına bağlıdır. Bundan dolayı kalıp iç açısı (Φ), en önemli kalıp parametrelerinden birisidir. Kalıp iç açısının malzeme üzerinde oluşacak deformasyonun miktarında önemli bir rolü bulunmaktadır. Bilindiği gibi kalıp iç açısı azaldıkça deformasyon miktarı artmaktadır. Bununla birlikte özellikle $90-120^\circ$ arasında yapılan işlemlerde deformasyon miktarı çok az etkilenmektedir [73].

Kalıp iç açısının büyümesiyle oluşan mikro yapının daha az homojen olduğu ve küçük açılı tane sınırlarının daha yüksek oranda oldukları görülmüştür. Bunun nedeni EKAP sisteminde her bir pasoda malzemeye etki eden deformasyon miktarıdır. Açının yükselmesi ile her bir pasoda malzemenin maruz kaldığı deformasyon miktarı düşmektedir. Kalıp açısı Φ artmasıyla, malzeme üzerinde aynı deformasyon değerine ulaşmak için daha fazla sayıda kalıptan geçirmek gerekmektedir. Ancak pratikte işlemin gerçekleştirilmesi kolaylaşmaktadır. Ayrıca $\Phi < 90^\circ$ olması durumunda, kanal köşesinde bozuk metal bölgesi oluşmaktadır. Tek bir çevrimde en yüksek deformasyon değerine $\Phi = 90^\circ$ ’lik kalıpta ulaşıldığından birçok araştırmada bu tip kalıplar kullanılmıştır [60-62]. Şekil 2.12’de kalıp dış açısı incelendiğinde ise, sonu elemanlar yöntemi (FEM) incelemelerinden Ψ ’in malzeme üzerindeki deformasyon dağılımını etkilediği anlaşılmıştır. Bunun nedeni olarak Ψ değerinin kalıp içerisindeki deformasyon bölgesini etkilemesi gösterilmektedir. Kalıp iç

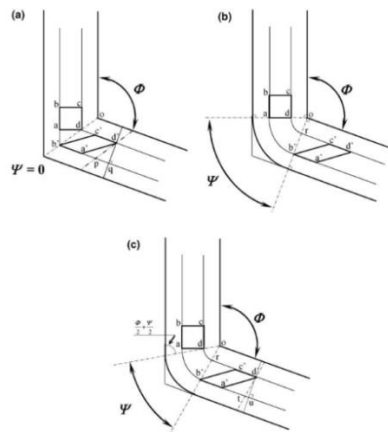
açısının yükselmesi, numune kalıptan geçişini kolaylaştırdığından, işlem sırasında malzemeye uygulanan deformasyon miktarının azalmasına yol açmıştır [60].

Kalıp dış eğrilik açısı incelendiğinde ise deformasyon miktarının açının yükselmesi ile azaldığı gözlenmektedir. Maksimum deformasyon için sıfır ve minimum deformasyon için 90° 'lik açının kullanıldığı görülmektedir [60].



Şekil 2.12. Kalıp iç açısının malzemede oluşturduğu deformasyona etkisi [60]

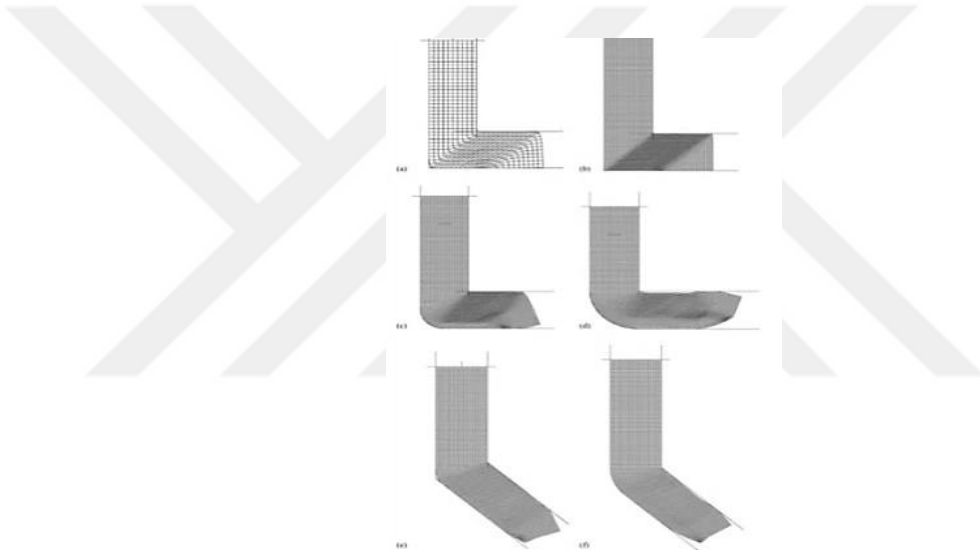
Kalıp iç açısı sıfıra yaklaştıkça malzemenin kalıbın köşesini doldurma oranı azalmaktadır. Bu değişim Şekil 2.13'te sunulmuştur. Böylece kalıp içerisinde ölü bölge yaratan ya da akış pratiğini değiştiren bir bölge yaratılmış olur. Bu sonuç özellikle malzemenin EKAP sonrası mikro yapı homojenliğini etkilemektedir.



Şekil 2.13. EKAP kanal açıları (a) $\psi=0^\circ$, (b) $\psi=\pi$, (c) ψ açısı; 0 ile $\pi-\Phi$ arasında [60]

Şekil 2.13'te verilere göre, sonuç olarak daha önce yapılan çalışmalarda göstermiştir ki işlem sonrası kesit boyunca sertliklerde buna göre değişiklik gösterebilmektedir. Yani kesit boyunca heterojen malzeme akışı ve heterojen deformasyon nihai mekanik özelliklerin kesit boyunca değişimini ortaya çıkarmıştır. Araştırmalar kalıp tasarımında kullanılacak optimum kalıp açıları olarak $\Phi:90^\circ$ ve $\Psi:20^\circ$ değerlerini bulmuştur [60-62].

Kalıp kesitinin dış köşe eğrilik açısı bir (ψ) açısı ile kullanılmaktadır. Yapılan presleme işlemleri sırasında (Φ) ve (ψ) açılarının derecelerine bağlı olarak, iş parçalarında çeşitli şekillerde deformasyon geometrileri oluşmaktadır (Şekil 2.14) [61].

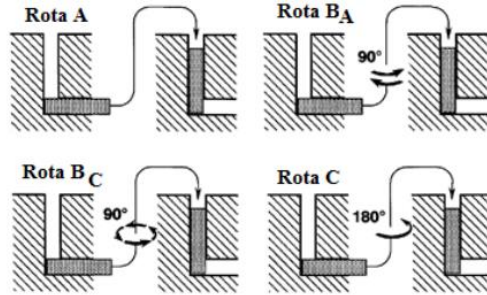


Şekil 2.14. EKAP prosesi sırasında numunede oluşan deformasyon geometrisinin kalıp dış açısına göre değişimi [61]

2.2.2. İşlem rotaları

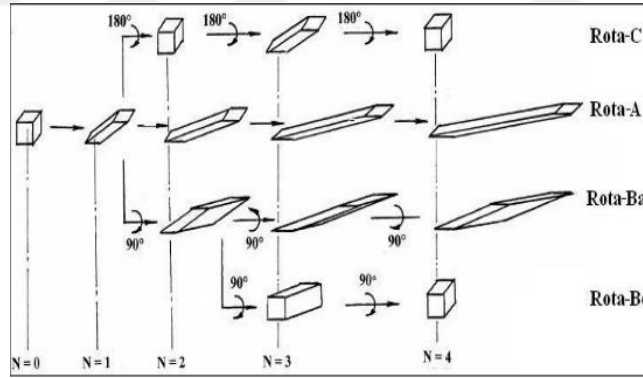
EKAP işleminde, optimum mikroyapı ve mekanik özellikleri elde etmek için, işlem rotaları ve paso sayıları kritik faktörlerdir. İşlem sırasında, kanaldan birkaç kez ard arda preslenerek geçirilen iş parçasının kayma karakteristikleri, iş parçasının her bir çevrim döndürülmesiyle değişebilir. Bu işlem, iş parçasının mikroyapı ve mekanik özelliklerini etkiler. Çünkü, EKAP işlemi sırasında ve kanallar boyunca parça pasolarının sayısı, mikro yapının daha küçük tanecik yapısının elde edilmesi ile doğru orantılı olarak artış göstermektedir. EKAP işleminde 4 temel işlem rotası

bulunmaktadır. Bu rotalar, presleme sırasında farklı kayma sistemleri oluştururlar ve böylece EKAP ile üretilmiş malzemelerin mikro yapılarında önemli farklılıklar oluşturmaktadır. Dört farklı rota Şekil 2.15’de verilmiştir [61-63].



Şekil 2.15. EKAP prosesinde kullanılan 4 temel işlem rotası [61]

Şekil 2.16’da görüldüğü gibi, Rota A ve Rota B_A’da yapılan EKAP işleminde kübik elemanın çarpılması geçiş sayısı arttıkça artmakta ve kayma düzlemi yönünde yönlenme oluşmaktadır. Rota B_C ve Rota C de ise sırasıyla, 2. ve 4. geçişte deformasyon yönü tersine dönmektedir. Bu nedenle kübik eleman belirtilen geçiş sayılarında deformasyon öncesi sahip olduğu geometriye dönmektedir [61-63].



Şekil 2.16. EKAP prosesinde kübik malzemelerde rotalara göre şekil değişimi [61]

İşlem rotası kayma deformasyon yapısını ve buna bağlı olarak da mikroyapıyı etkilemektedir. Daha önce yapılan çalışmalara göre rota C ile yapılan çalışmalarda daha homojen ve eş kanallı bir tane yapısına ulaştıklarını görmüşlerdir. Sonrasında gerçekleştirilmiş çalışmalarda ise B_C rotasında mikroyapısal değişimlerin daha hızlı olduğunu görmüşlerdir. Aynı paso sayısını kullanarak yapılan araştırmada, B_A rotasında bazı alt tanelerin mikro yapıda değişmeden kaldığını, bunun yanı sıra aynı malzemede B_C rotasındaki incelemede ise nihai yapıda sadece eş eksenli çok ince

tanelerin varlığını görmüşlerdir. Araştırmalar B_C rotasının malzemenin homojenliği ve tane boyutu açısından en etkili rota olduğunu gösterirken, B_A rotasının ise en az etkili olduğunu ortaya çıkarmıştır [63].

2.2.3. Paso sayısı

Paso sayısı EKAP yönteminde malzemenin kaç tekrar şeklinde kalıptan geçirileceğini gösterir. Bu yöntem ile üretilecek malzemelerin özelliklerini etkileyecek önemli bir faktördür. Ancak toplam deformasyon miktarı-toplam paso sayısındaki benzer ilişkiyi tane boyutu-toplam paso sayısı arasında kurmak mümkün değildir. Genellikle EKAP prosesinde ilk pasodan sonra tane boyutu çok ciddi bir şekilde aniden düşmektedir. Ancak ilerleyen pasolarda tane boyutu hemen hemen sabit kalmaktadır ya da çok az bir şekilde değişmektedir [52].

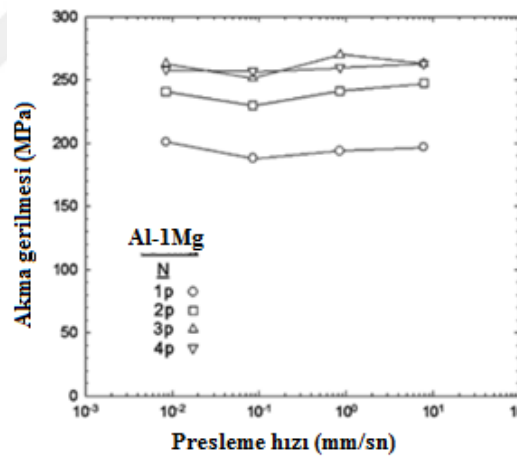
Paso sayısı malzeme homojenliğinde etkileyen bir parametredir. EKAP işleminde geçişler sonrası yapı homojen olmamakta, anizotropik yapıda olmaktadır. Paso sayısı değiştikçe alüminyum malzemeler daha homojen hale gelir. Ancak mikro yapı hala anizotropiktir. İlerleyen paso sayılarından sonra mikro yapı büyük açılı sınırlarla çevrelenmiş ince tanelerden oluşmaktadır. Fakat yapılan çalışmalarda küçük açılı sınırların olduğu da ortaya çıkmıştır. Bu şekildeki mikroyapıya sahip malzemeler deformasyonun ve rekristalizasyonun sebep olduğu özelliklere sahiptir. EKAP işlemi sırasında uygulanan paso sayısının malzeme tane boyutu üzerine etkisi incelendiğinde, en yüksek tane inceltme etkisi olan pasonun ilk paso olduğu görülmüştür. İlk pasodan sonra artan paso sayısının malzeme nihai tane boyutu üzerinde etkisinin yok denecek kadar az olduğu daha önce yapılmış çalışmalar ile kanıtlanmıştır. Nihai tane boyutu üzerinde önemsiz bir etkisi olmasına rağmen, malzeme özelliklerinin artan paso sayısı ile birlikte değiştiği görülmüştür [52].

2.2.4. Proses hızı

EKAP prosesleri genellikle 1-20 mm/sn hızların uygulandığı hidrolik preslerde gerçekleşir. Bununla birlikte uygun kalıp tasarımlarıyla mekanik test cihazlarının da kullanılacağı sistemler geliştirilmiştir. Bu sayede daha geniş hız aralıklarında çalışmak mümkün olmuştur [61, 62].

EKAP işleminde presleme hızı konusunda sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. EKAP prosesinde pres hızının etkileri üzerine yapılan araştırmalar sonucuna göre pres hızının malzeme tane yapısında herhangi bir etkisi olmadığı tespit edilmiştir. Ancak malzemede toparlanma mekanizması açısından, düşük hız ve buna bağlı fazla zaman aralığında oluşabileceğinden hız bir kriter olabilir. Şekil 2.17’de Al - %1,0Mg alaşımı alüminyum malzemenin oda sıcaklığında EKAP (1, 2, 3 ve 4 paso) yapıldıktan sonra akma gerilmesi – presleme hızı grafiği verilmiştir. Yapılan çalışma sonucunda, presleme hızının malzemenin akma gerilmesine etkisinin yok denecek kadar az olduğu belirtilmektedir [61].

Buradan da anlaşılabileceği üzere EKAP ile aşırı plastik deformasyon uygulanması sırasında kullanılan presleme hızı değişimi malzemenin nihai durumda akma mukavemetine gözle görülür bir etkide bulunmadığı gözlenmektedir. Aşırı plastik deformasyon prensibi doğrultusunda proses hızı faktörünün göz ardı edilebilir olduğu söylenebilir [61, 62].



Şekil 2.17. Al-%1Mg alaşımı alüminyum malzemenin oda sıcaklığında EKAP işleminde paso sayısına göre akma gerilmesi ve presleme hızı değişimi [62]

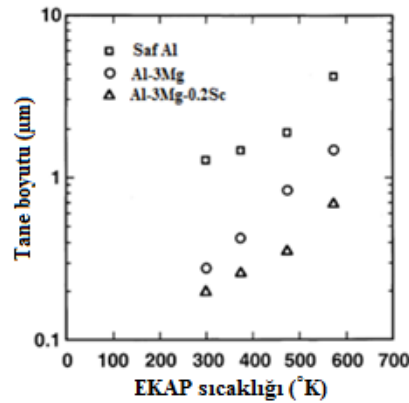
2.2.5. Proses sıcaklığı

Yüksek süneklik özelliğine sahip olan malzemeler, oda sıcaklığında EKAP ile şekillendirilebilir. EKAP uygulanan malzemelerin yapı ve mekanik özellikleri, işlem sıcaklığının etkisi ile değişmektedir. Ancak, süneklikleri sınırlı ve deformasyonu zor olan malzemelerde presleme işlemi daha yüksek sıcaklıklarda yapılmaktadır [64].

Yüksek sıcaklıkta yapılan deformasyon işlemlerinde malzemenin tane boyutu işlem sıcaklığından çok fazla etkilenmektedir. Bilindiği üzere yüksek sıcaklık işlemlerinde toparlanma ve yeniden kristallenme hızı artmakta ve sonuç olarak tane büyümesi meydana gelmektedir. Proses sıcaklığının bir etkisi malzeme sünekliliğine olan etkilerinden dolayı işlem sırasında çatlak oluşumunu engelleyici rol oynamasıdır [62-64].

EKAP işlemlerinde pres sıcaklığını araştırmak için yapılan çalışmalarda iki önemli sonuç ortaya çıkmıştır. Birincisi, sıcaklığın artmasıyla denge halindeki tane boyutu yükselmiştir. İkincisi ise, tane içerisinde dislokasyonların sönümlenmesine neden olan yüksek toparlanma nedeniyle küçük açılı tane sınırlarında artış meydana gelmiştir. Ayrıca yüksek sıcaklıkta yapılan pres işlemleri daha kolay gerçekleşmektedir [61-62].

İnce taneli mikroyapı ve mekanik özelliklerin artırılabilmesi için, presleme işlemi sıcaklığı düşük seviyede olmalıdır. Presleme sıcaklığı, EKAP işleminin yapılmasında anahtar bir rol oynamaktadır. Bazı malzemeler için Şekil 2.18’de presleme sıcaklığının tane boyutu üzerine sonuçları verilmiştir [62].



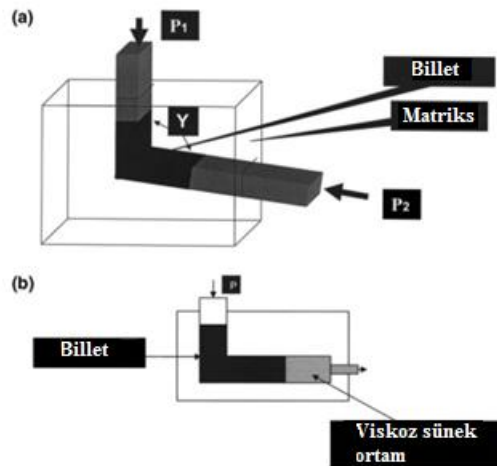
Şekil 2.18. Saf Al, Al-%3,0Mg alaşımı ve Al-%3,0Mg-%0,2Sc alaşımları için EKAP işlem sıcaklığının tane boyutuna etkisi [62]

2.2.6. Geri Presleme Etkisi

EKAP çalışmalarının ilk yıllarında, işlem mekanizması açısından geri preslemenin önemi vurgulanmış, ancak konu üzerine yeterince çalışma yapılmamıştır. Fakat son

yıllarda, bilgisayar kontrollü EKAP deney düzeneklerinin kurulmasından dolayı geri presleme işleminin önemi ortaya çıkmıştır. Geri preslemenin en önemli özelliği; EKAP işlemi uygulanan numunelerin işlenebilirlik özelliklerinin geliştirilmesi aşamasıdır. İşlem sırasında yüksek karşı basınç uygulandığında, malzemeler de kırılma olmaksızın büyük birim şekil değişimleri oluşur [61].

Yüksek basıncın poroziteyi, çatlakları ve diğer makroskopik kusurları azalttığı düşünülmektedir. Geri basıncın diğer bir önemli avantajı, EKAP işlemi sırasında metal akışının tekdüzeliğini güçlendirmedir. EKAP sırasında ölü bir bölgenin oluşmasından ötürü kalıp dış açısı kısmında bir açı verilmesi gerekmektedir. İşlem sırasında özellikle malzemenin alt yüzeyi çevresinden daha az üniform hale gelir. Buna karşılık, bir arka basınç uygulaması bu dış köşenin doldurulmasına ve dolayısıyla malzemenin pekleşmesine bakılmaksızın ölü bölgenin çıkarılmasına neden olur. Şekil 2.19’te EKAP işlemi sırasında geri presleme uygulama prensibi şematik şekil üzerinden anlatılmıştır. İşlem sırasında P2 basıncına maruz kalan ikinci bir zımba (Şekil 2.9a) ve çıkış kanalında yapışkan-sünek bir ortamın kullanımı (Şekil 2.9b) şematik örneklerini göstermektedir. Uygulamada, sadece ileri ve geri basınçları değil her iki zımbanın hızını kontrol etmek de mümkün ise bir bilgisayar kontrollü EKAP kalıbı kullanarak optimum koşullara ulaşılabilir [62].



Şekil 2.19. EKAP prosesinde geri basınç işlem prensibi, (a) P1 baskı kuvvetine karşı P2 baskı kuvveti uygulanması ve (b) geri basıncın viskoz-sünek ortam ile uygulanması [62]

Geri presleme üzerine yapılmış olan bir çalışmada; bakır malzemeye geri presleme olmaksızın uygulanan EKAP işleminde, numune 12 – 13 paso sonrasında yüzeyinde çatlaklar görüldüğü, ancak 300 MPa geri presleme basıncı kullanılarak EKAP uygulanan numunelerde ise 16 paso ve üzeri uygulamalarda herhangi bir çatlak oluşumu gözlenmediği belirtilmiştir. EKAP sonrasında elde edilen numunelere ait tane boyutları ölçüldüğünde ise, geri presleme yapılan sistemlerde daha küçük tane yapısının olduğu, ancak bu ölçülerin çok büyük farklar oluşturmadığı belirlenmiştir [61].

Sertleştirilmiş Al 6061 alaşımı, oda sıcaklığında 450 MPa basınç ile geri presleme olmaksızın EKAP yapıldığında, ilk geçiş sonrasında kırılmalar oluşurken, geri presleme yapıldığında kırılma olmaksızın 4 paso yapılabilmektedir. Sonuç itibari ile, biletlerin özellikle üretilen numunelerin kalıp içerisinde altta kalan yüzeylerinde elde edilen yapı üst tarafa oranla daha az üniform olmaktadır. Ancak EKAP kalıplarında geri presleme özelliğinin kullanılması sayesinde daha üniform bir yapı oluşturulabilmiş ve böylelikle mikroyapıda iyileştirme sağlanmıştır. En basit hali ile geri basınç, çıkış kanalındaki sürtünme seviyesini arttırmak veya viskoz iletken bir ortamdan faydalanmaktır. Bununla birlikte, gelişmiş ve daha kontrollü bir işlem için çıkış kanalında ikinci bir zımbanın uygulanması gibi özel cihazlardan da yararlanılabilmektedir [62].

3. MALZEME VE YÖNTEM

Bu tez çalışması kapsamında, başlangıçta ekstrüzyon ürünü alüminyum alaşımı (AA6082) üzerine konvansiyonel ısıtma işlemleri (çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma) yapılmış olup daha sonrasında su verme işlemini takiben ve yaşlandırma öncesinde soğuk deformasyonun mekanik özelliklere etkisi üzerinde çalışılmıştır. Nihai olarak aşırı plastik deformasyon süreci ile alaşımın özellikleri daha da geliştirilmeye çalışılmıştır. Tüm bu süreçte, AA6082 alaşımının farklı termo-mekanik işlemler sonrası içyapı ve mekanik özelliklerindeki değişimler fiziksel metalurjik yaklaşımlarla irdelenmiştir.

3.1. Malzeme

Çalışmada kullanılan malzeme AA6082 alaşımı olup kimyasal kompozisyonu Tablo 3.1’de verilmiştir. Kimyasal kompozisyon analizleri çoklu kez WAS Master optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak yapılmıştır ve her bir alaşım elementi için ortalama kompozisyon değerleri nihai kompozisyon değerleri olarak Tablo 3.1’de listelenmiştir.

Tablo 3.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşıma ait standart ve OES ile belirlenen kimyasal kompozisyon (ağ.-%)

Malzeme	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	Ti	Al
AA6082	0,60-	0,70-	0,40-	0,50	0,10	0,20	0,10	balans
(EN 573-9:2009)	1,20	1,30	1,00					
Deneysel	0,68	1,00	0,45	0,15	0,01	0,07	0,02	balans

Alaşımlar 22 mm çapında ve 55 mm uzunluğunda ekstrüzyon ürünü olarak Onat Profil ve Alaşım San. ve Tic. Ltd. Şti.’den temin edilmiştir. AA6082 alaşımı, geleneksel ergitme döküm yöntemi ile üretilmiş olup daha sonrasında alaşım ekstrüze edilmiştir. Ekstrüzyon işlemi, 127 mm çapa sahip 1000 tonluk ekstrüzyon presini kullanarak gerçekleştirilmiştir. Bu işlemde, ekstrüzyon çıkış sıcaklığı yaklaşık 520 °C seviyesindedir ve ekstrüze edilen alaşıma çıkış sonrası su verilmiştir.

Ekstrüzyon işlemi ile birlikte tipik T6 ısıtılmasının ilk adımı olan çözeltiye alma işlemi sağlanmıştır. Bu işlemi takiben alaşımlar, 190 °C sıcaklıkta 5 saat boyunca yapay yaşlandırılmıştır. Bahsi geçen tüm bu işlemler, temin edilmiş malzemeye ait geçmiş olarak tanımlanmıştır. Soğuk ve aşırı plastik deformasyon sürecinde kullanılmak üzere bu alaşımlara CNC tornama işlemi uygulanmıştır. Amaç kullanılacak hadde ve aşırı deformasyon işlemi sağlayacak EKAP kalıbına uygun ölçülerin elde edilmesidir. Bu amaçlar alaşımların ölçüleri CNC tornama ile 20 mm çapa indirgenmiştir. Elde edilen bu parçalar soğuk ve aşırı plastik şekil verme işlemleri için uygun hale gelmiştir, bu numuneler Şekil 3.1’de tornalama sonrası elde edilen numunelere ait makro bir görsel verilmiştir.



Şekil 3.1. Temin edilmiş malzeme olarak tanımlanan alaşımların tornalama sonrası makro görseli

3.2. Deformasyon Öncesi Isıl İşlem Süreçleri

Çalışmanın bu kapsamında, temin edilmiş ekstrüze alaşım yeniden çözeltiye alınmış ve su verilmiş olup daha sonrasında yapılacak olan soğuk ve aşırı plastik deformasyon süreçlerine hazır hale getirilmiştir. Böylece, malzemelerde soğuk ve aşırı plastik deformasyon öncesi eşdeğer ve homojen bir yapının eldesi ve yönlendirilmiş tane yapısının giderilmesi sağlanmıştır. Çözeltiye alma işlemi, laboratuvar tipi Linn High Therm VKM-135 model fırın içerisinde gerçekleştirilmiştir. Malzemeler çözeltiye alma amacı ile 520 °C’de 90 dakika tutulmuştur. Bu işlemi takiben malzemeler fırından alınmış ve suda su verilerek ani soğutma sağlanmıştır. Elde edilen bu numunelere soğuk ve aşırı plastik deformasyon öncesinde herhangi bir yaşlandırma işlemi uygulanmamıştır.

3.3. Soğuk ve Aşırı Plastik Deformasyon Süreçleri

3.3.1. Soğuk deformasyon süreci

Çalışmanın bu kademesinde, yeniden çözeltiye alınmış (520 °C, 90 dakika) ve su verilmiş malzemelere soğuk işlem olarak iki farklı deformasyon kademesi uygulanmıştır. Bu numuneler soğuk deformasyon için öncelikle 2 mm et kalınlığında numuneler kesilmiş ve sonrasında oda sıcaklığında eşdeğer kademedeki toplamda % 10 ve % 30 soğuk deforme edilmiştir. Soğuk deformasyon işlemlerinin sağlanması amacıyla Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü atölyesinde bulunan manuel hadde tezgahı kullanılmıştır (Şekil 3.2). Deformasyon işlemi eşdeğer kademeler uygulanarak sağlanmıştır. İşlem sonrasında % 10 ve % 30 oranında şekil değişimi uygulanmış alaşımlara ait makro görseller Şekil 3.3’de verilmiştir.



Şekil 3.2. Soğuk deformasyon prosesleri için kullanılan hadde tezgahı



(a)



(b)

Şekil 3.3. Soğuk deforme edilmiş alaşımlara ait makro görseller; a) % 10 ve b) % 30 soğuk deforme edilmiş numune

3.3.2. Aşırı plastik deformasyon süreci

Deformasyon sürecinin bir başka aşaması da aşırı plastik deformasyonu içermektedir. Bu aşamada, Kocaeli Üniversitesi, Makine Eğitimi Ana Bilim Dalı Temel İmalat İşlemleri atölyesinde bulunan EKAP düzeneği kullanılmıştır (Şekil 3.4). Bu düzende ön ısıtılmış malzeme EKAP kalıbına alınarak bir hidrolik pres ile aşırı plastik deformasyona maruz bırakılır. Aşırı plastik deformasyona başlamadan önce numuneler ve kalıp ile kalıp tutucuları bir miktar ısıtılır.



Şekil 3.4. EKAP prosesinde kullanılan hidrolik pres, kalıp tutucusu ve plaka

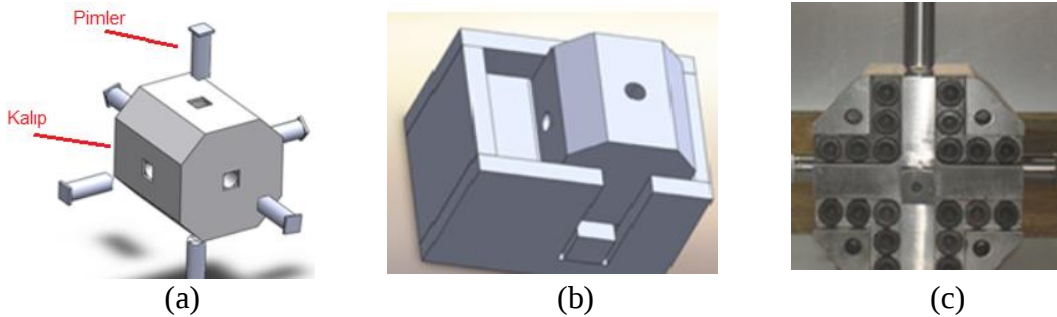
Şekil 3.5’de verilen el yapımı ısıtma işlemi fırını kullanılarak istenen ön ısıtma işlemi gerçekleştirilmiştir. Yapılan tüm ön ısıtma işlemleri ile aşırı plastik deformasyonun daha kolay yapılabilirliği, malzeme-kalıp arasındaki sıcaklık farklılığının en aza indirilmesi ve kalıp hasarlarının azaltılması sağlanmıştır.

Ön ısıtma işlemi sırasında fırın sıcaklığı 210 °C olarak ayarlanmış olup “K” tipi termo-eleman ile yapılan ölçümler hedeflenen sıcaklığı ulaşıldığını göstermiştir. Kullanılan kalıp ve tutucusu, Dr. Hasan Kaya’nın doktora tez çalışmasında kullandığı bir tasarım olup bu tasarı işlem süresinin kısaltılmasına, manuel rotasyon problemlerinin çözülmesine ve kalıbın çevrilmesi gibi ek yüklerin önlenmesine olanak vermektedir.



Şekil 3.5. EKAP prosesi düzeneğine ait ısıtıl işlem fırını

Aşırı plastik deformasyon işlemini sağlamak için 120 tonluk Hidroliksan hidrolik pres kullanılmıştır (Şekil 3.4). Kalıp ve tutucusunun düz bir zeminde muhafaza edilebilmesini sağlamak ve pres ile kalıbın aynı düzlemde çalışmasını sağlamak amacıyla hidrolik presin üzerine 1000 mm x 1000 mm x 70 mm ebatlarında düz bir plaka yerleştirilmiştir. Ön ısıtılmış malzeme, EKAP kalıbı ve tutucusu hidrolik sisteme yerleştirilmiştir. Proses öncesi, kalıp içerisine ve numune yüzeyine işlemi kolaylaştırması amacı ile Sonax marka MoS_2 sprey yağlayıcı püskürtülmüştür. Böylece olası yapışma sorunları ve kuvvet değişimleri önlenmiştir. Numune pres ekseninde olacak şekilde kalıbın üst açık gözüne yerleştirilmiş olup 1,5 mm/s zımba hızı ve 11 MPa yük altında preslenmiştir. Böylece aşırı plastik deformasyon tek pasoda gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan EKAP kalıp sistemi ile EKAP kalıbı ve pimleri şematik olarak Şekil 3.6a ve Şekil 3.6b’de gösterilmiştir. Şekil 3.6c’de ise kalıp ve pimlere ait makro bir görsel verilmiştir.



Şekil 3.6. Deneysel çalışmalarda kullanılan EKAP kalıp sistemi a) EKAP kalıbı ve pimleri, b) kalıp ve tutucusu tasarım görüntüsü, c) kalıp ve pimleri [61]

Gerçekleştirilen EKAP işleminde gösterilen 6 yüzey deliğinden 4 tanesi pimler ile kapatılmıştır. Sadece uygulanacak işlem rotasındaki delikler açık bırakılmıştır. Sonrasında giriş deliğine hazırlanan numune yerleştirilip 5. pim üzerinden baskı uygulanarak işlem gerçekleştirilmiştir. Bu esnada kalıbın pres ile aynı ekseninde bulunması ve kapatılan diğer 4 delik pimlerin işlem boyunca oynamaması amacı ile kalıp tutucusu kullanılmıştır. Baskının tamamlanması ile EKAP işlemi tamamlanmış sayılmıştır.

Şekil 3.7’de verilen makro görsel proses sonrası açılmış EKAP kalıbında bulunan ve aşırı deforme edilmiş parçayı göstermektedir. Aşırı plastik deformasyon işleminin çoklu kez yapılabilmesi için bir temizleme kademesi de mevcuttur. Bu kademede oda sıcaklığına soğutulmuş kalıp içerisinden numunenin alınmasını takiben kalıp yüzeylerinin 60 mesh zımpara ile mekanik temizlenmesi söz konusudur. Böylece bir sonraki deformasyon sürecinde numune yüzeylerindeki bozulmalar ve kalıp aşınmaları nispeten azaltılabilmektedir. İşlem sonucunda numuneler kalıptan çıkartılır.



Şekil 3.7. Proses sonrası açılmış EKAP kalıbı ve aşırı deforme edilmiş parça

Aşırı deformasyon işlemi uygulanmış numune arka kısmında kalıp pimlerinin izinin olduğu bir kısım oluşur. Numune ön yüzeyinde ise ilk deformasyonda kalıp içinde ilk geçmeye zorlanan burun kısmı vardır. Bu kısım heterojen şekilde şekillendirilmiştir. Bu sebeplerden dolayı numune baş ve son kısımları kesilir. Nihai olarak homojen

şekilde aşırı plastik deformasyona uğramış kısım test numunesi olarak kabul edilir (Şekil 3.8).



Şekil 3.8. Aşırı deformasyon uygulanmış parçadan alınan numunelere ait makro bir görsel

3.4. Deformasyon Sonrası Isıl İşlem Süreçleri

Çalışmanın bu kademesinde yaşlandırma işlemleri, laboratuvar tipi Linn High Therm VKM-135 model fırın kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırmada seçilen sıcaklık 190 °C olup bu sıcaklık endüstriyel şartlarda iş görececek AA6082 alaşımları için çoğunlukla tercih edilen bir yaşlandırma sıcaklığıdır. Herhangi bir deformasyona uğratılmamış olan numunelerde bu sıcaklıkta ve 0-600 dakika aralıkta yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Soğuk ve aşırı plastik deformasyona maruz bırakılmış numunelerde ise bu işlem aynı yaşlandırma sıcaklığında 0-330 dakika yapılmıştır. Yaşlandırma işlemini takiben fırından alınan numuneler havada soğutulmuştur.

3.5. Karakterizasyon Çalışmaları

3.5.1. Mikroyapısal karakterizasyon

Tez çalışması kapsamında, numuneler Metkon Finopress cihazı kullanılarak bakalite alınmıştır. Numune yüzeyleri, Metkon Grippo 2V cihazı ile sırasıyla 60, 240, 800, 1200 mesh SiC esaslı zımparalar kullanılarak zımparalanmıştır. Yüzeyler, başlangıçta Metkon Digiset 300-1V cihazı kullanılarak 3 µm'luk elmas pasta ile parlatılmış olup nihai parlatma kademesinde 1 µm'luk koloidal silika kullanılmıştır. Elektrolitik dağlama işlemlerinde Stuers TenuPol-5 model elektrolitik dağlama düzeneğinde HBF₄ (Barker) dağlayıcısı kullanılarak istenen dağlama işlemi

gerçekleştirilmiştir. Elektrolitik dağlamada, literatürde [74] önerildiği üzere 20 volt akım kullanılmış olup etkileşim süresi olarak 15 saniye seçilmiştir.

Mikroyapı incelemelerinde, dağlanmış yüzeyler Zeiss Axotech 100, Olympos AX41M-LED ve Nikon Eclipse L150 ışık mikroskopları (IM), Jeol JSM6060 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak karakterize edilmiştir. Faz bileşenlerinin belirlenmesinde RigakuSA-HF3 model X-ışın difraktometresi (XRD) kullanılmıştır.

3.5.2. Kristalit boyutunun belirlenmesi

Numunelerde deformasyon öncesi ve sonrası kristalit boyutlarının belirlenmesi amacı ile RigakuSA-HF3 model X-ışın difraktometresi kullanılmıştır. Analizlerde Cu-K α hedef malzemesi kullanılmış olup, tarama işlemi 10-100° (2 θ) aralığında 2 °/dak.'da gerçekleştirilmiştir. Maksimum yükseklikte yarı genişlik (FWHM) değerleri kullanılarak kristalit boyutları hesaplanmıştır. Bu hesaplamada aşağıda verilen Deby-Scherrer eşitliğinden faydalanılmıştır [75-77].

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (3.1)$$

Söz konusu eşitlikte, D; kristalit tane boyutunu, K; Scherarr sabitini (0, 94), λ ; x-ışını kaynak anodunun dalga boyunu, β ; radyan cinsinden maksimum yükseklikte yarı genişlik değerini ve θ ; incelenen düzlemin Bragg açısını ifade eder [75-77]. X-ışınları ile yapılan analizlerde pik şiddetlerinde görülen değişimlerin, daha zayıf distorsiyona uğramış tane içinde bulunan alt tane ve kristal boyutları ölçümü için anlamlı sonuçlar verdiği literatürde belirtilmiştir [52]. Deformasyon etkisi ile malzemenin kristalit boyutunda değişimlerin hesaplanabilmesi için öncelikle, paternler gerekli yarı genişlikte tam açıklık değerlerinin grafikten alınması amacı ile gürültülerinden arındırılmıştır. Bu filtreleme işlemi sonrası en yoğun α -Al düzlemleri olan (111) ve (222) düzlemleri için radyan cinsinden maksimum yükseklikte yarı genişlik değeri ve Bragg açıları tespit edilmiştir. Daha sonra bu değerler Debye-Scherrer eşitliği kullanılarak ortalama kristalit boyutleri tüm alaşımlar için hesaplanmıştır.

3.5.3. Isıl karakterizasyon

Isıl analiz çalışmaları, Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği ısı analiz laboratuvarında Netzsch marka STA 409PG Luxx tipi cihaz ile yapılmıştır. Yapılan diferansiyel taramalı kalorimetrik (DSC) analizler ile başlangıçta temin edilmiş AA6082 alaşımında yeniden çözeltiye alma ve su verme sonrası sıcaklığın bir fonksiyonu olarak faz dönüşümleri irdelenmiştir. Daha sonrasında yapılan analizlerde ise çoğunlukla farklı deformasyon süreçlerine maruz bırakılmış alaşımlara ait termogramlardaki değişimleri nedenleri ile irdelenmiştir. Deneysel çalışmalarda, süpürücü gaz ve inert ortam olarak argon gazı kullanılmıştır.

Yüzeyleri parlatılmış numuneler analizöre dahil edilmiş olup oda sıcaklığından ($\sim 25\text{ }^{\circ}\text{C}$) $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklığa kadar 10 K/dakika hızla ısıtılmıştır. Tamamen ergimenin sağlanması için $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta 5 dakika bekletilmiştir. Nihai olarak da 10 K/dakika hızla soğutma işlemi gerçekleştirilmiştir. Çökelmenin anlaşılabilmesi amacı ile ısı analiz çalışmalarında ısıtmada elde edilen termogramlar ile çalışılmıştır.

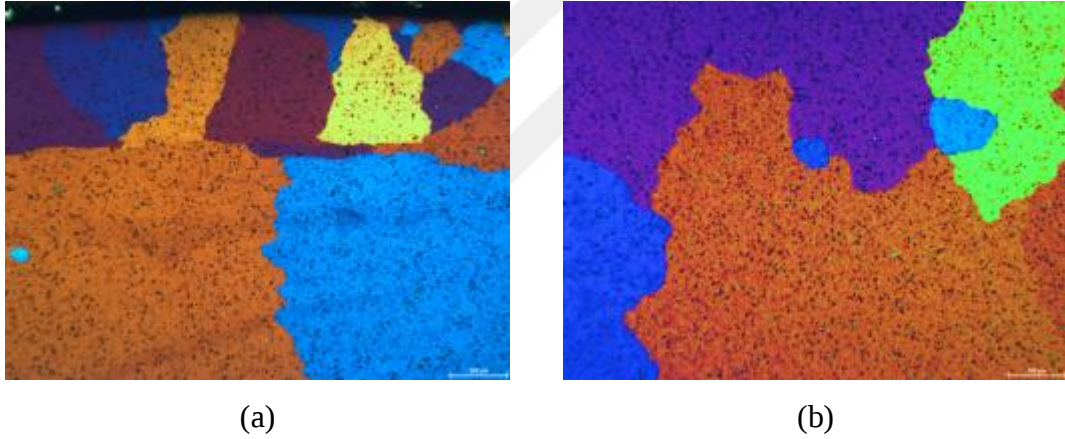
3.5.4. Mekanik karakterizasyon

Numunelerin sertlikleri elmas piramit uçlu Metkon Duroline-V model mikro sertlik ölçüm cihazı ile belirlenmiştir. Ölçümlerde $0,5\text{ kg}$ yük kullanılarak Vickers sertlik değeri $\text{HV}_{0,5}$ olarak tespit edilmiştir. Sertlik ölçümleri yüzeyleri parlatılmış konumda ve çoklu ölçüm (en az 10) alınarak yapılmıştır. Nihai sertlik değeri olarak ölçümlerin aritmetik ortalaması dikkate alınmıştır. Tüm sertlik ölçümleri için aynı zamanda standart sapma değerleri de belirlenmiştir.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. Ekstrüzyon ve deforme edilmiş alaşımların mikroyapısı

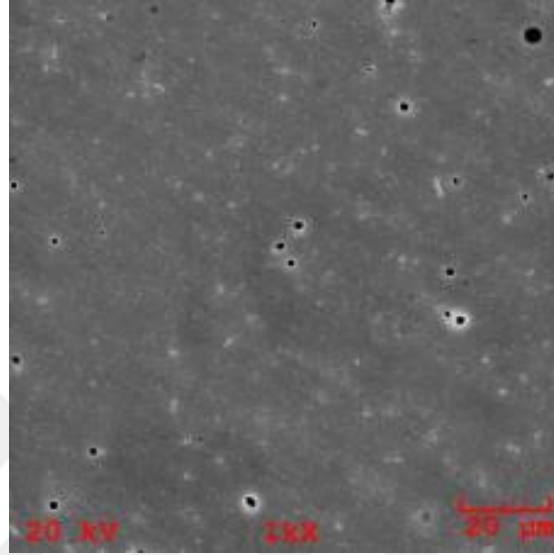
Şekil 4.1’de ekstrüzyon çıkış ürünü olarak temin edilmiş AA6082 alaşımının elektrolitik dağlanmış konumuna ait mikroyapılar verilmiştir. Mikroyapılar ekstrüze alaşımın yüzey ve merkez bölgelerine ait olup yüzeyde yaklaşık 400 μm kalınlığında bir kabuk (rekristalize) tabakasının varlığını göstermektedir. Alaşımın temel yapısı farklı kontrastta gözlenen α -Al fazıdır. Kabuk tabakasının dışında merkez yapı homojen bir tane boyut dağılımı içermekte olup ortalama tane boyutu $100 \pm 15 \mu\text{m}$ ’dir.



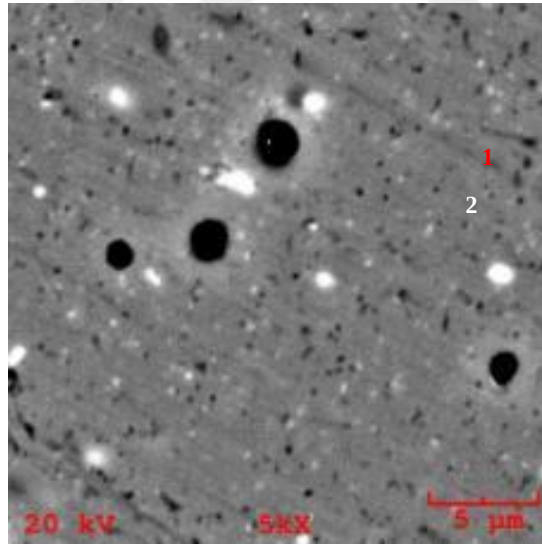
Şekil 4.1. Ekstrüze ürün olarak temin edilmiş AA6082 alaşımına ait elektrolitik dağlanmış IM mikroyapıları; (a) yüzey ve (b) merkez

Şekil 4.2’de temin edilmiş AA6082 alaşımın SEM mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Alaşım, α -Al matriksi içerisinde gömülü aydınlık ve karanlık kontratta gözlenen homojen dağılımlı ikincil fazlar da içermektedir (Şekil 4.2a). Aydınlık kontrastta gözlenen bileşen, yüksek ortalama atom numarasından dolayı diğer matriks bileşenlerine göre daha yüksek geri saçılmış elektron verimine sahip Al-Fe-Mn-Si intermetalikleridir. Matriks içerisinde daha karanlık kontrastta bulunan bileşenler ise çökelti sertleşmesine önemli ölçüde katkı veren Mg_2Si çökeltileridir (Şekil 4.2b).

Şekil 4.2b’de 1 ve 2 ile işaretlenmiş bahsi geçen kontrastlı bileşenler için noktasal analizler yapılmış olup elde edilen spektrumlar Şekil 4.3’de verilmiştir. Bu spektrumlara göre, Şekil 4.2b’de yer alan aydınlık kontrastlı bileşen ağırlıkça % 89.43 Al, 3.52 Fe, 3.62 Mn ve 3.43 Si içermekte iken karanlık kontrastlı bileşen ise ağırlıkça % 76.16 Al, 0.64 Mg ve 23.20 Si içermektedir.

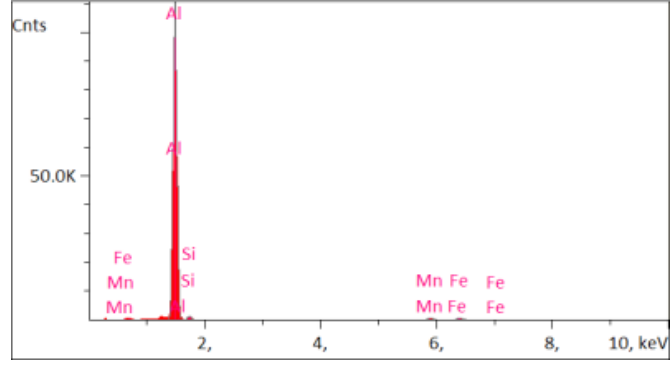


(a)

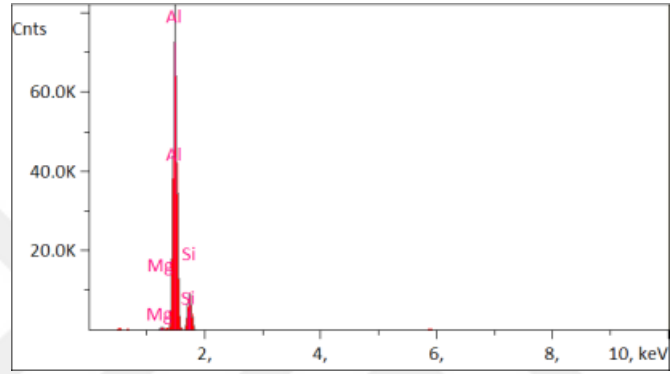


(b)

Şekil 4.2. Ekstrüze ürün olarak temin edilmiş AA6082 alaşımına ait elektrolitik dağlanmış SEM mikroyapıları; (a) genel α -Al matris yapısı ve (b) matris içerisinde ikincil fazların dağılımı



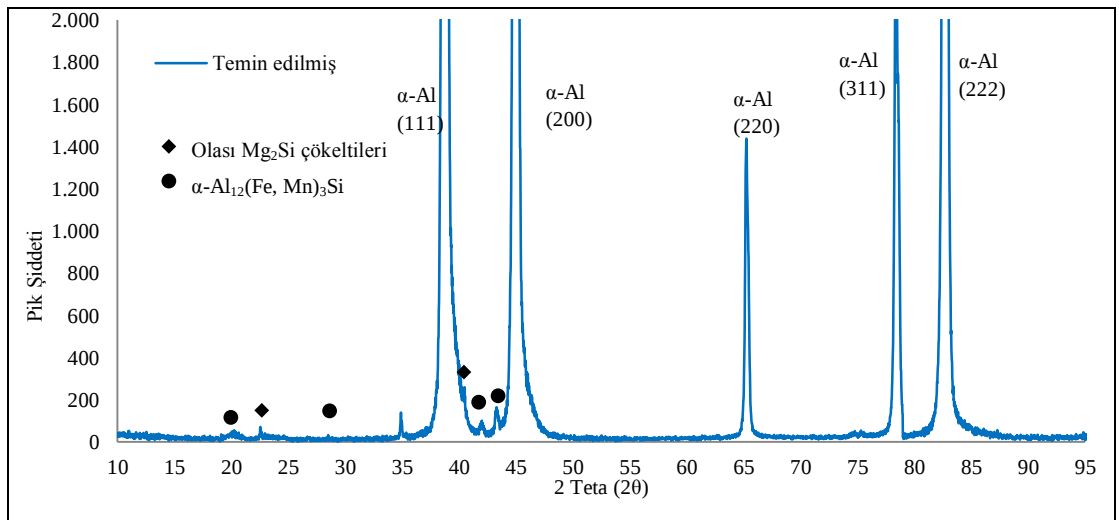
(a)



(b)

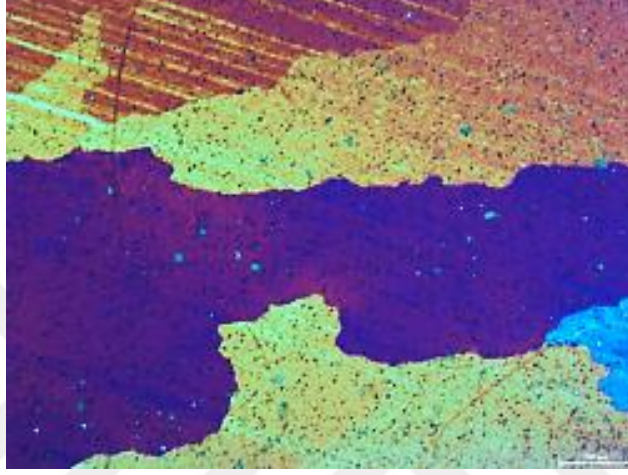
Şekil 4.3. Şekil 4.2’de işaretlenmiş farklı kontrastlı bileşenlere ait EDS spektrumları; (a) noktasal analiz-1 ve (b) noktasal analiz-2

Alaşımanın alüminyum matrisi olması nedeni ile noktasal analizlerde ağırlıkça Al baskın elementtir. Şekil 4.4’de ise alaşıma ait XRD paternleri verilmiş olup α -Al matrisi içerisinde α -Al₁₂(Fe, Mn)₃Si ve Mg₂Si fazları yer almaktadır.

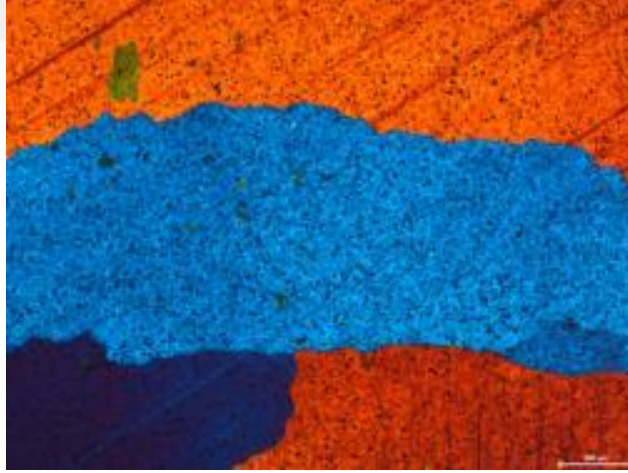


Şekil 4.4. Temin edilmiş alaşıma ait X-ışın kırınım difraksiyon paterni

Şekil 4.5’de 520 °C’de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve soğuk deforme edilmiş alaşımların mikroyapıları verilmiştir. Su verme sonrası oldukça yumuşak formdaki yapı deformasyon etkisi ile birlikte deformasyon doğrultusunda uzamış tane yapısına sahiptir. Deformasyon ile birlikte matriks içerisinde dislokasyon yoğunluğunun artışı, buna bağlı olarak yaşlandırma sürecinde yüksek dislokasyon yoğunluklu bölgelerde çökeltilerin oluşumunun teşviki hedeflenmiştir.



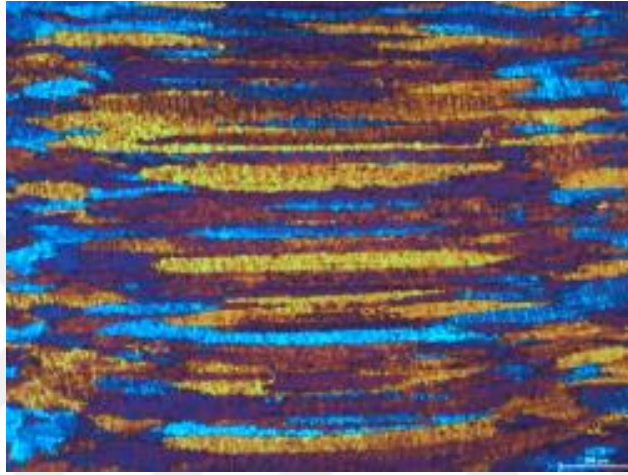
(a)



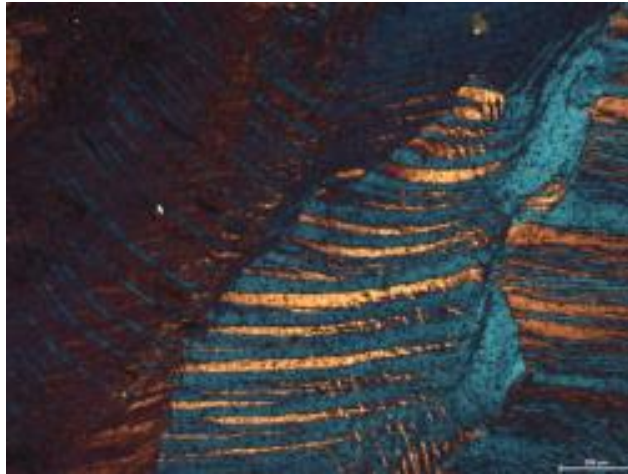
(b)

Şekil 4.5. Ekstrüze alaşımların 520 °C’de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve soğuk deformasyon uygulanmış konumuna ait elektrolitik dağlanmış mikroyapıları; (a) % 10 deformasyon ve (b) % 30 deformasyon

Çözeltiye alınıp su verilen alaşımlara 210 °C sıcaklıkta EKAP yöntemi ile aşırı plastik deformasyon gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.6'da verilen elektrolitik mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. Görüldüğü gibi aşırı plastik deformasyon nedeni ile matriks içerisinde ince bantsı alanların oluşabildiğini göstermiştir. Ayrıca paso geçişinin farklı noktalarında bu bantsı yapıların farklı yönlenmelerde olduğunu göstermektedir. Alaşım bu konumunda ortalama $35 \pm 5 \mu\text{m}$ tane boyutuna sahip olup oldukça ince bir tane boyut aralığındadır.



(a)

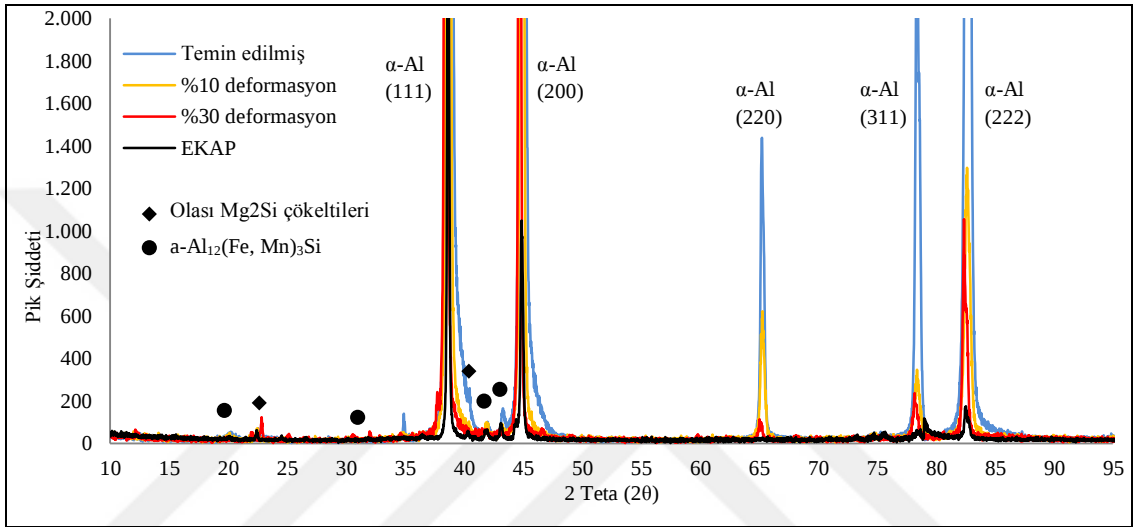


(b)

Şekil 4.6. Ekstrüze alaşımın 520 °C'de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve aşırı plastik deformasyon uygulanmış konumuna ait elektrolitik dağlanmış mikroyapıları; (a) ince bantsı yapılar ve (b) farklı doğrultularda yönlenmiş bantsı yapılar

4.2. Kristalit Boyutu Verilerinin Değerlendirilmesi

Şekil 4.7’de deneysel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait X-ışın kırınım difraksiyon paternleri verilmiştir. Şekildeki tüm paternler alüminyumun kırınım düzlemlerine ait olup bu düzlemler (111), (200), (220), (311) ve (222)’dir. Şekil 4.8 ve Şekil 4.9’de en yoğun düzlemler olan (111) ve (222) düzlemleri için her bir proseslenmiş alaşıma ait kırınım paternleri verilmiştir.

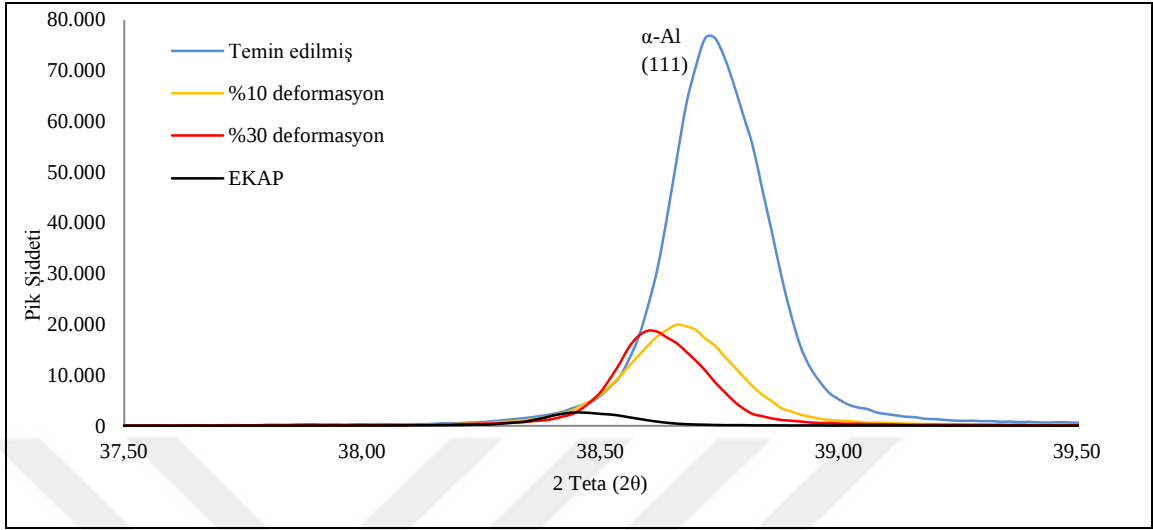


Şekil 4.7. Deneysel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait X-ışın kırınım difraksiyon paternleri

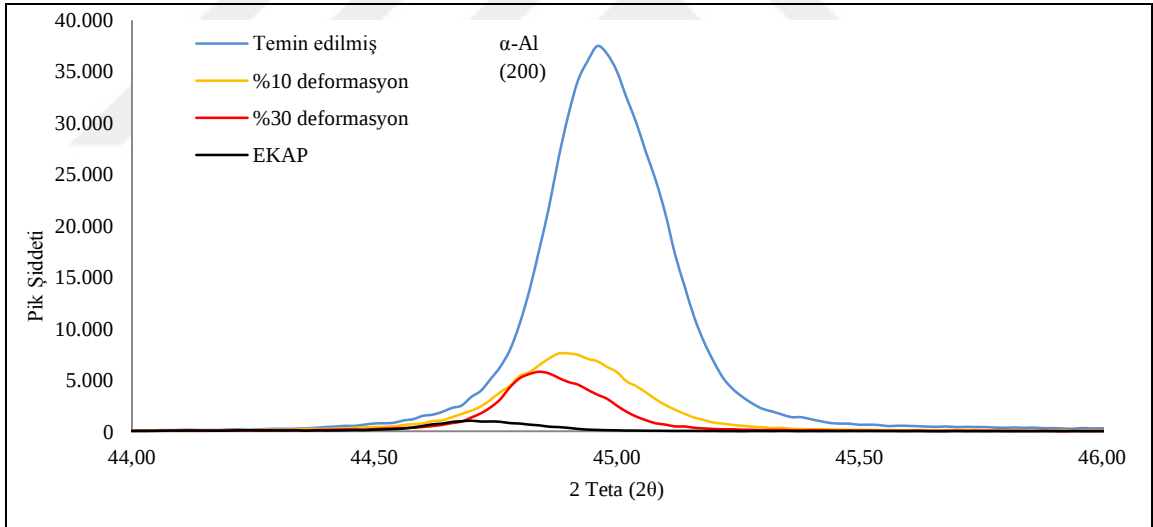
Soğuk deformasyon miktarındaki değişim ve aşırı plastik deformasyonun uygulanması halinde kırınımlarda belirgin değişimler gözlenmiştir. Bu değişimler Şekil 4.8, Şekil 4.9 ve Şekil 4.10’da kırınım yüksekliklerinin azalması, kırınım genişliklerinin artması ve kırınımın açısally olarak sağ-sol değerlere ulaşması olarak gözlenmiştir. Soğuk deformasyonun artması ile kırınım yüksekliğinin azaldığı ve özellikle EKAP işlemi ile kırınım yüksekliğinin en düşük seviyeye ulaştığı tespit edilmiştir. Aynı zamanda % 10’luk deformasyon oranından % 30’luk deformasyon oranına geçiş ile kırınım genişlemekte ve açısally farklılaşma başlamaktadır. EKAP işlemi ile hem genişlik hem de açısally farklılaşma en yüksek seviyededir.

Deformasyon etkisi ile birlikte çoğunlukla kırınımaya ait tepe noktasının kalıntı gerilmeler nedeni ile daha düşük değerlere ulaşması, deformasyonun türüne ve şiddetine bağlı olarak matriks içerisindeki çökeltilerin kırılıp yeniden α -Al katı

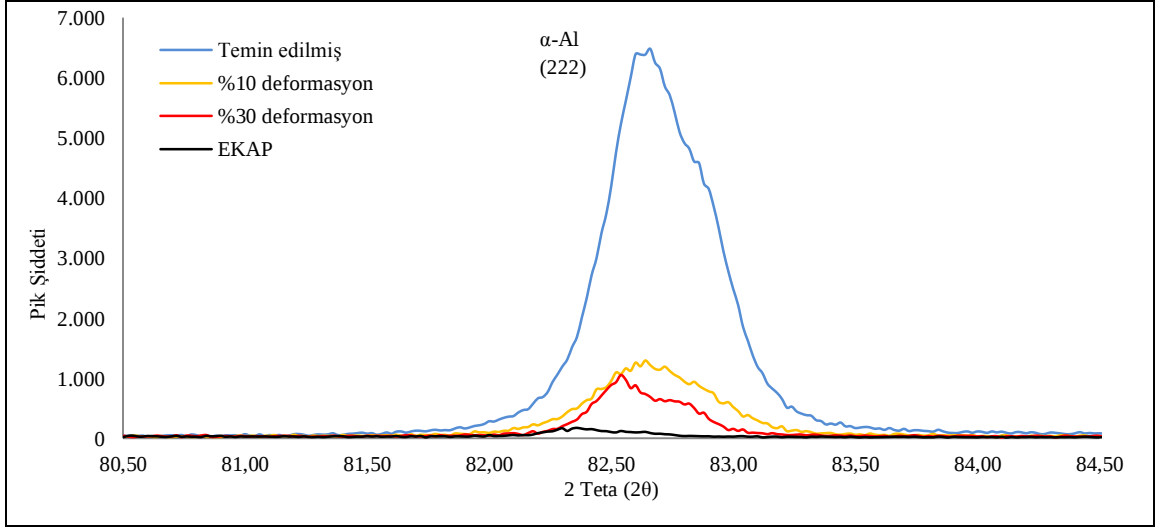
ergiyik içerisinde çözünmesi nedeni ile kırınım genişlemesi literatürde yapılan birçok benzer çalışmalarda da gözlenmiştir.



Şekil 4.8. Deneysel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait (111) X-ışın kırınım difraksiyon paternleri



Şekil 4.9. Deneysel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait (200) X-ışın kırınım difraksiyon paternleri



Şekil 4.10. Deneysel çalışmada kullanılan proseslenmiş alaşımlara ait (222) X-ışın kırınım difraksiyon paternleri

Aşırı plastik deformasyon sonucunda yapıdaki tane/alt taneler yüksek oranda distorsiyona maruz kalırlar ve bunun neticesinde yapıda birçok yeni hata (örneğin, tane sınırları) oluşmaktadır. Bu hataların oluşumunda deformasyon nedenli yeni oluşan dislokasyonların etkisi büyüktür. Distorsiyon sonucunda kristal kafes boyutu büyümekte ve atomlar bulunması gereken konumlarından giderek uzaklaşırlar. Tane sınırlarında bulunan atomların denge hallerine gelebilmek için yapacakları statik ve dinamik atom hareketleri, X-ışınlarında kırınım şiddetlerinde azalma ve tam yükseklikteki yarı genişlikte bir genişleme (pik genişlemesi) olarak gözlemlenir. Bundan dolayı, değişken deformasyon süreçlerine bağlı olarak alaşımın kristalit boyutunda değişim daha önceden tanımlanan Debye-Sherrer eşitliğine göre hesaplanır.

Tablo 4.1’den de görüleceği üzere, temin edilmiş konumdaki alaşımın kristalit boyutu en yüksek seviyededir. Bu malzemeye çözeltiye alma işlemini takiben uygulanan su verme ve sonrasında artan miktarlarda deformasyon uygulanması ile kristalit boyutunda azalma gözlemlenmektedir.

Temin edilmiş konumda kristalit boyutu 118,65 nm iken % 10 deformasyona uğramış numunenin kristalit boyutu ortalama 115,91 nm olarak hesaplanmıştır. Bu deformasyon miktarında malzeme (111) ve (222) düzlemleri üzerinden hesaplanan kristalit boyutunda çok fazla bir azalma olmadığı söylenebilir. Ancak deformasyon miktarı % 30’a çıkarıldığında kristalit boyutunda yaklaşık % 39’luk bir azalma

gözlemlenmiştir. Sonrasında ise aşırı plastik deformasyon uygulanması halinde ise alaşımanın kristalit boyutunun 35,28 nm değerlerine azaldığı gözlenmiştir. Temin edilmiş alaşıma kıyasla aşırı plastik deformasyon etkisi ile kristalit boyutunda % 70 mertebesinde bir azalma sağlanmıştır.

Tablo 4.1. XRD sonuçlarına göre soğuk ve aşırı plastik deformasyon uygulanmış numunelerin Debye-Scherrer formülüne göre hesaplanmış kristalit boyutları

Numune	Pik	Pik şiddeti	FWHM (β)		Pik açısı (θ)	Kristalit boyutu (nm)
			Derece	Radyan	Derece	
Temin edilen alaşım	111	18.725	0,21	0,0037	19,22	118,65
	222	1.055	0,43	0,0075	41,19	
% 10 deforme edilmiş alaşım	111	76.350	0,24	0,0042	19,36	115,91
	222	6.486	0,50	0,0087	41,33	
% 30 deforme edilmiş alaşım	111	19.920	0,28	0,0049	19,33	72,34
	222	1.296	0,54	0,0094	41,32	
EKAP görmüş alaşım	111	2.760	0,30	0,0053	19,31	35,28
	222	186	0,42	0,0073	41,27	

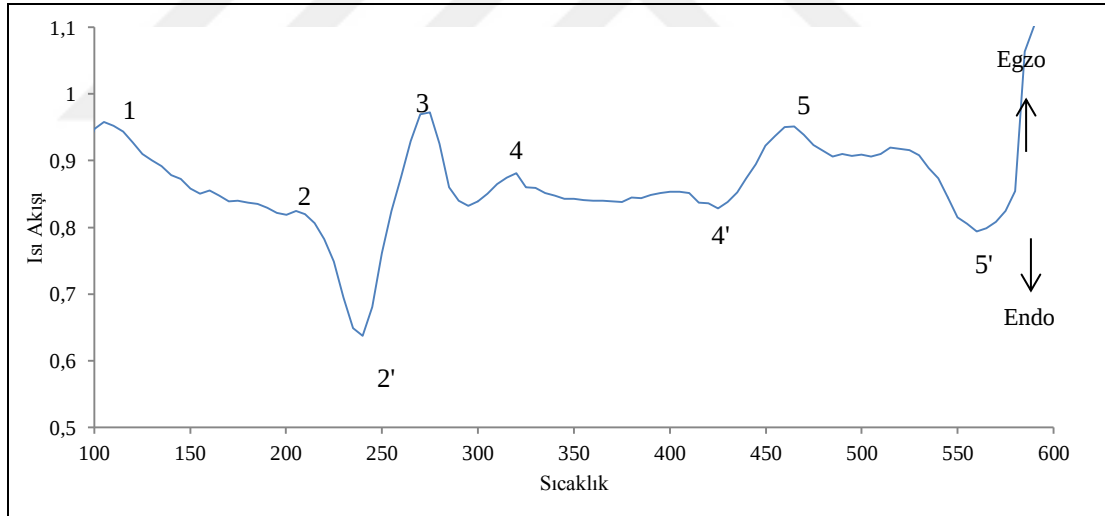
4.3. Isıl Analiz Verilerinin Değerlendirilmesi

Bu bölümde, başlangıçta temin edilmiş alaşımanın 520 °C’de 90 dakika yeniden çözeltiye alınma ve su verilmesi sonrası aşırı doymuş halinde alaşımda sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri DSC analiz verileri ile irdelenmiştir. Daha sonrasında ise deformasyon süreçlerine bağlı olarak DSC analizleri ile elde edilen termogramlardaki değişimler nedenleri ile açıklanmıştır.

Yeniden çözeltiye alınmış ve su verilmiş AA6082 alaşımına ait DSC termogramı Şekil 4.11’de verilmiştir. Termogram üzerinde birçok noktada nümerik işaretlemeler yapılmış olup metalurjik olgular sırası ile açıklanmıştır. Termogram üzerinde 100-110°C aralığı içerisinde yer alan ve “1” ile işaretlenen pik konumu çoğunlukla Si atomlarının aşırı doymuş matris içerisinde kümelenmesini işaret etmektedir. Bu sıcaklıklarda, Mg ve Si atomlarının çözeltiye alma ısı işleminden sonra yapıda oluşan boşluklara difüzyonu ve Si-Mg atom kümelenmesi söz konusudur. Sıcaklığın 150-200°C aralığına ulaşması halinde termogram üzerinde “2” ile işaretlenen

konumda düşük yoğunlukta gözlenen egzotermik pik genelde GP zonlarının oluşumunu ifade eder. Bu piki takiben 200 °C'nin bir miktar üzerindeki sıcaklıkta gözlemlenen endotermik pik (2') ise GP zonunun ve kümelerin bir kısmının çözünmesine karşılık gelir. Termogramda 240-270 °C aralığında gözlenen ve "3" ile işaretlenen egzotermik pik, matriksi ile uyumlu β'' fazının oluşumu olarak değerlendirilmiştir.

Artan sıcaklıkla birlikte yaklaşık 320 °C seviyesinde termogram üzerinde "4" ile işaretlenen egzotermik pik, β' fazının oluşumunu gösterir. Yaklaşık 370 °C sıcaklıkta gözlenen endotermik pik (4'), daha öncesinde raporlanan birçok çalışmadan da anlaşılacağı üzere β' fazının çözünmesini işaret eder [78-80]. Denge çökeltisi olan β fazının oluşumu ise termogram üzerinde egzotermik pik (5) olarak gözlenmekte olup bu denge çökeltisinin oluşum sıcaklık aralığı 450-470 °C'dir. Yaklaşık 550 °C sıcaklıkta gözlenen endotermik pik (5') β fazının çözünmesi olarak değerlendirilmiştir.



Şekil 4.11. Temin edilen alaşımın yeniden çözeltiye alma ve su verme sonrası DSC analizi ile elde edilen termogram

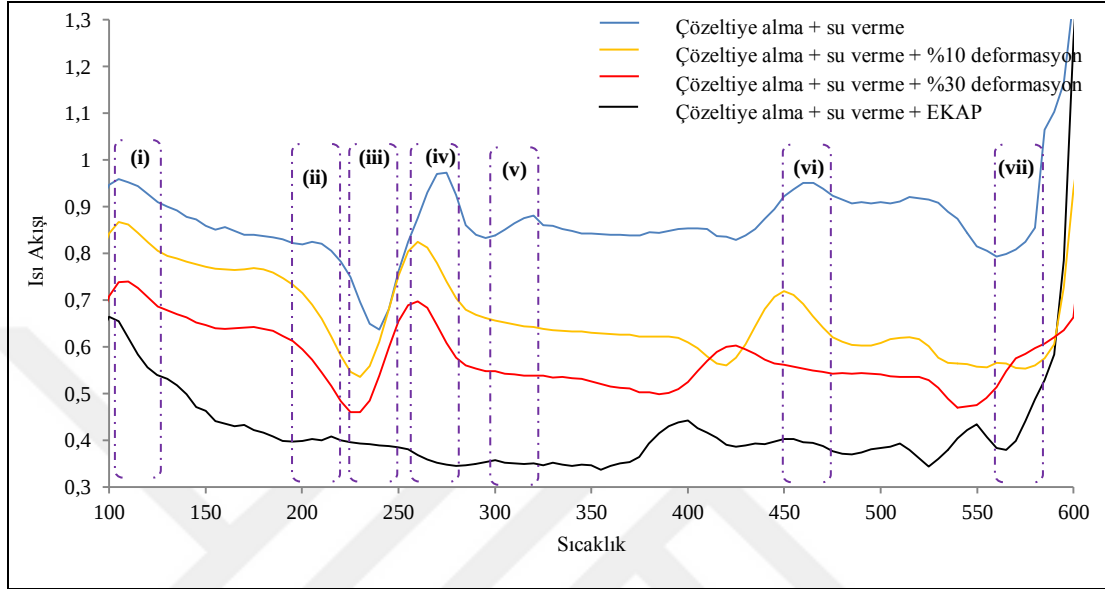
Şekil 4.12'de çözeltiye alma ve su verme işlemini takiben soğuk ve aşırı plastik deformasyona maruz kalmış alaşıma ait DSC eğrileri verilmiştir. Kolay bir kıyaslama yapabilmek amacı ile tüm grafikler "y" ekseninde kaydırılmış olup grafiklerde gürültülerin giderilmesi amacı ile filtreleme işlemi uygulanmıştır. Şekilden de görüleceği üzere, deformasyon etkisi ile birlikte kontrole göre (çözeltiye alma ve su verme konumu) grafiklerdeki pikler sola doğru ötelenmiştir. Bu ise deformasyonun

gerek çözünme gerekse de çökelme kinetiğine olan etkisi olarak bilinir. Çözeltiye alınmış ve su verilmiş konuma kıyasla artan deformasyon etkisi ile GP zon fazının oluşum sıcaklığı yaklaşık 40 °C azalmıştır. Ayrıca β'' fazının oluşum sıcaklığı da deformasyon etkisi ile yaklaşık 30 °C düşüş göstermiştir. Kontrol konumunda, 460 °C civarında oluşan β denge fazı olmuş, piki ise yaklaşık 60 °C kadar düşüş göstererek 400 °C gibi bir sıcaklığa gerilemiştir. Tüm bu veriler deformasyon sebebi ile çökelme kinetiğinin hızlandığını ve böylece reaksiyon için gerekli aktivasyon enerjisinin azaldığını işaret etmektedir.

Şekil 4.12’de verilen DSC eğrilerinde deformasyon nedenli değişimler çoğunlukla fiziksel metalurjik olgular eşliğinde açıklanır. Dislokasyonların tırmanma mekanizması ile su verme sonrası yapıda oluşan boş yerler azalır ve böylece boş yer konsantrasyonu düşer. Bilindiği üzere boş yer konsantrasyonun yüksek olduğu bölgeler su verilmiş yapının ısıtılması halinde Mg ve Si atomlarının kümelenmesi için ideal yörelerdir. Ancak kümelenmeyi sağlayan boş yerlerin var olmaması, Şekil 4.12’de açıkça görüleceği üzere Mg ve Si atomları kümeleri için çekirdeklenme görevi görece boşluklar azaldığından bu pikte azalma gözlemlenebilir. Termogram üzerinde gösterilen “i” konumunda bu pik azalması deformasyon seviyesinde artışa bağlı olarak keskin bir şekilde gerçekleşmektedir. Bu pikin değişimi sonrası katı ergiyik Mg ve Si atomlarınca zenginleşmiş olur. Bu sebeple GP zonu “ii” konumundan da görüleceği üzere daha düşük sıcaklıklara ötelenir. GP zonunun daha düşük bir sıcaklıkta çözünmesi (iii konumu), β'' fazının oluşum sıcaklığına da etkiler ve bu durumda dönüşümü gerektiren sıcaklık “iv” konumunu işaret eder. Deformasyon artışı ile daha düşük bir aktivasyon enerjisinde β'' faz oluşumu açısından iki önemli husus dikkat çekicidir. Bunlardan biri, deformasyon ile birlikte daha küçük tane yapısı ile tane sınırlarında aşırı bir serbest enerji birikimi sağlanır ve böylece aktivasyon enerjisi düşürülür. Aktivasyon enerjisinin azalmasının ikincisi bir nedeni ise deformasyon ile birlikte yüksek dislokasyon yoğunluklu bölgelerin oluşturulması ve bu bölgelerin birer çekirdeklenme yöresi gibi davranıp çekirdeklenmeyi nispeten kolaylaştırması ile açıklanabilir.

Şekil 4.12’de verilen termogram β' fazına ait egzotermik pikin deformasyon etkisi ile kaybolduğunu göstermektedir. Bunun sebebi olarak deformasyon nedeni ile β'' fazı daha da kararlı olmakta ve böylece matriksi ile yarı uyumlu olan β' fazının oluşumu

bastırılmaktadır. Bu durumda, soğuk ve aşırı plastik deforme edilmiş alaşımlar için DSC eğrisinde β'' ve β' pikleri yaklaşık 260 °C sıcaklıkta üst üste gelip çakışmaktadır. Bu fazlar için çözünme aralığı yaklaşık 400-450 °C aralığında bulunan “iv” ve “v” konumlarıdır.

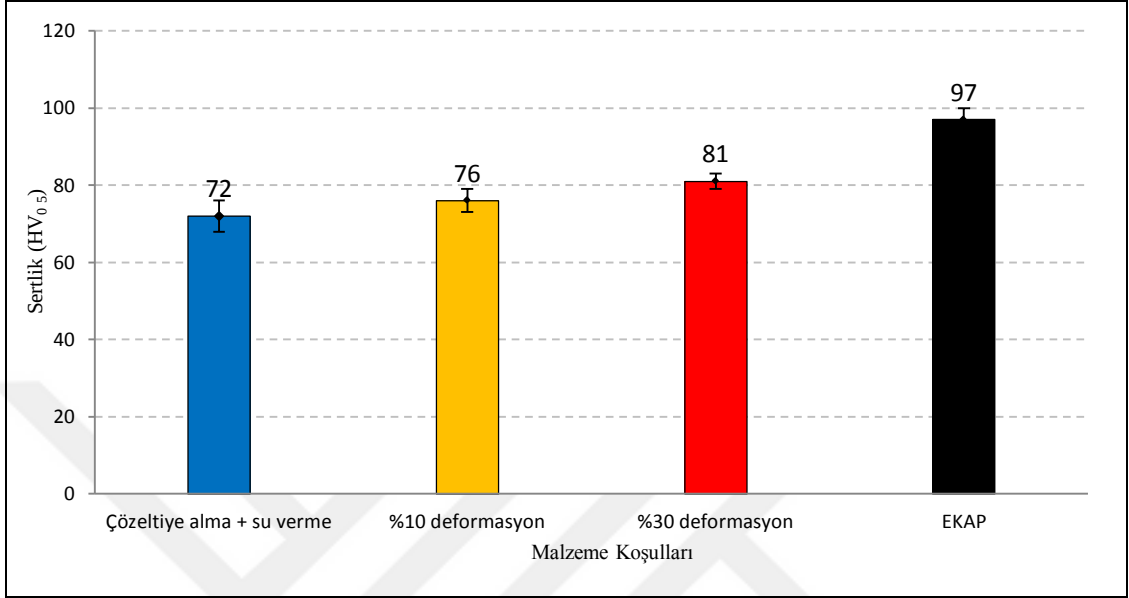


Şekil 4.12. Çözeltiye alma ve su verme işlemini takiben soğuk ve aşırı plastik deformasyona maruz kalmış alaşıma ait DSC eğrileri

4.4. Mekanik Test Verilerinin Değerlendirilmesi

Bu bölümde, tez çalışması kapsamında yapılan tüm termo-mekanik işlemler sonrası elde edilen sertlik verileri değerlendirilmiştir. Şekil 4.13’de AA6082 alaşımının farklı koşullarda sahip olduğu sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Çözeltiye alınmış ve su verilmiş konumda alüminyum alaşımı ortalama 72 HV_{0,5} sertliğine sahiptir. Malzeme bu konumunda alaşım elementlerince aşırı doymuş konumunda olduğundan ekstrüzyon çıkış ürün (ortalama 52 HV_{0,5}) sertliğine göre daha yüksek sertlik değerindedir. Bu alaşım üzerine çözeltiye alma ve su verme sonrası yapılan soğuk deformasyon işlemleri ile sertlik değeri bir miktar artmış olup alaşım % 10 deforme edilmiş konumunda ortalama 76 HV_{0,5} değerine, % 30 deforme edilmiş konumunda ise ortalama 81 HV_{0,5} değerine ulaşmıştır. Bilindiği üzere çözeltiye alma ve su verme konumunda alaşımın nispeten yumuşak olması uygulanan soğuk deformasyon koşullarında belirli bir oranda pekleşmenin gerçekleşmesine olanak verebilir. Deformasyon nedenli sertlik artışı çoğunlukla dislokasyon yoğunluğundaki artış ile açıklanabilir [81, 82]. Alaşımın aşırı plastik deforme edilmesi halinde

ortalama sertlik değeri 97 HV_{0,5} olarak tespit edilmiştir. Bu ise daha önceki bölümlerde bir çok literatür çalışmasında da örneklendiği üzere alaşımın daha düşük bir kristalit boyutuna ulaşmasındandır [83, 84].

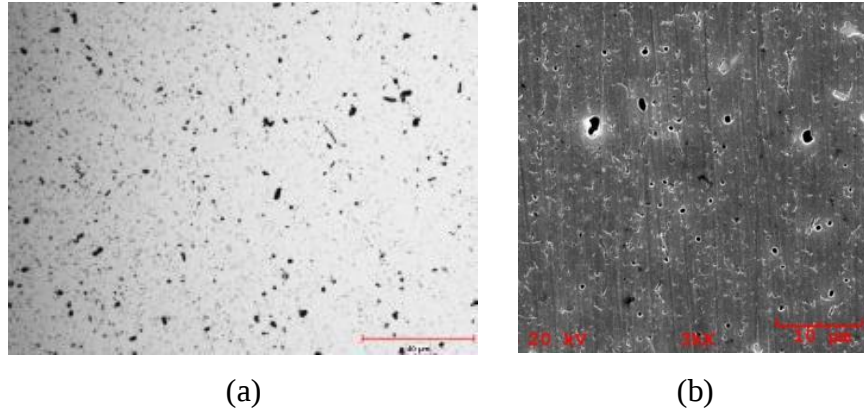


Şekil 4.13. Farklı koşullarda proseslenmiş AA6082 alaşımının sertlik değerleri

Tablo 4.2’de yaşlandırma süresine bağlı olarak tüm çalışılan alaşımların sertlik değerleri verilmiştir. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak farklı koşullarda proseslenmiş alaşımın sertlik değişim eğrileri de Şekil 4.15’de verilmiştir. Çözeltiye alınmış ve su verilmiş alaşım 190 °C yaşlandırma sıcaklığında 300 dakikalık bir tutma süresi sonrasında en yüksek sertlik değerine ulaşmış olup bu değer ortalama 122 HV_{0,5} değerindedir. Yaşlandırma süresince bilindiği üzere alüminyum alaşımlarında GP ve ara çökeltiler (β'' ve β') olarak bilinen bileşenler var olup matriksin dislokasyonları ile etkileşimi sonrasında çökelti sertleşmesinin gerçekleşmesine neden olmaktadır. Bu durumda matriks sertliğinin kritik boyutta çökelti ve bu çökeltilerin hacimsel dağılıma bağlı olarak en yüksek sertlik değerine ulaşması beklenir.

Şekil 4.14’de çözeltiye alınmış, su verilmiş ve 190 °C yaşlandırma sıcaklığında 300 dakika yaşlandırılmış matrikse ait mikroyapılar verilmiştir. Yapı, α -Al matriksi içerisinde homojen dağılımlı çökeltileri içermektedir. Ancak yaşlandırma koşulunun bu çökeltilerin kabalaşmasına olanak vermesi halinde sertlik azalmaya eğilimlidir [85-87]. Alaşım 300 dakikalık yaşlandırma süresi sonrasında denge

çökeltisini (β -Mg₂Si) oluşturmaya başlamakta ve artan sürelerde böylece sertliği azalmaya başlamıştır.



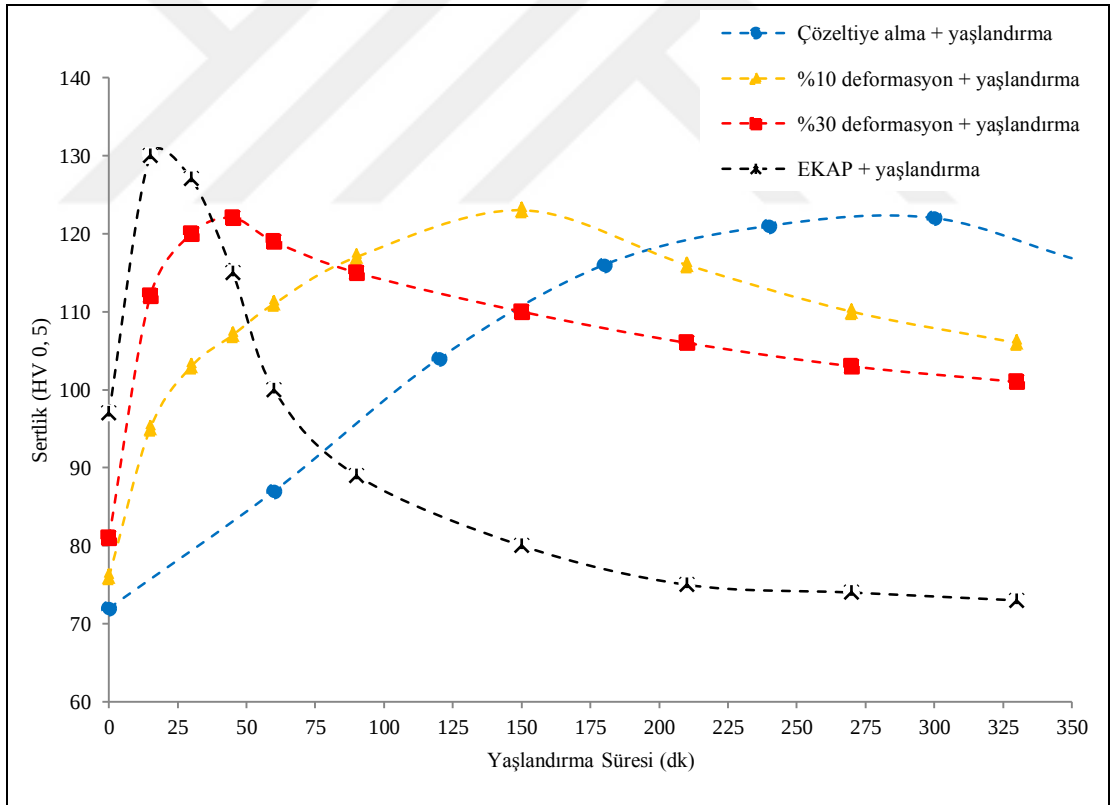
Şekil 4.14. Ekstrüze alaşımın 520°C’de 90 dakika çözeltiye alınmış, su verilmiş ve 190°C’de 300 dakika yaşlandırılmış konumuna ait mikroyapıları; (a) IM ve (b) SEM görüntüleri

Tablo 4.2. Yaşlandırma süresine bağlı olarak çalışılan alaşımların sertlik (HV_{0,5}) değerleri

Yaşlandırma süresi (dakika)	Proses koşulu			
	Çözeltiye alma sonrası sertlik	% 10 deformasyon sonrası sertlik	% 30 deformasyon sonrası sertlik	EKAP sonrası sertlik
0	72 ± 3	76 ± 6	81 ± 2	97 ± 5
15	78 ± 3	95 ± 4	112 ± 5	130 ± 1
30	80 ± 5	103 ± 6	120 ± 4	127 ± 4
45	83 ± 4	107 ± 3	122 ± 2	115 ± 2
60	87 ± 2	111 ± 6	119 ± 5	100 ± 5
90	92 ± 4	117 ± 3	115 ± 3	89 ± 2
150	110 ± 4	123 ± 5	110 ± 1	80 ± 1
210	117 ± 2	116 ± 5	106 ± 2	75 ± 4
270	121 ± 3	110 ± 6	103 ± 5	74 ± 5
300	122 ± 2	108 ± 6	102 ± 3	71 ± 3
330	116 ± 2	106 ± 6	101 ± 4	70 ± 1

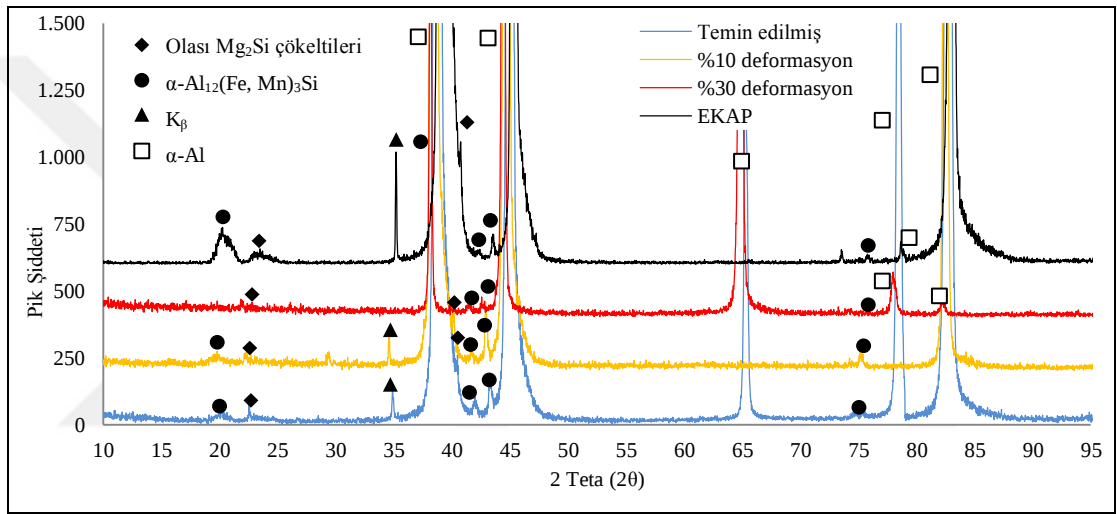
Soğuk deformasyon sonrası yaşlandırılmış malzemelerde en yüksek sertlik değerleri her iki deformasyon oranında birbirine yaklaşık değerinde (≈ 122 HV_{0,5}) olmasına rağmen bu değere ulaşım artan deformasyon oranına bağlı olarak daha düşük

yaşlanma sürelerinde gerçekleşmiştir. Soğuk deformasyonun % 10 seviyesinden % 30 seviyesine arttırılması, alaşımın en yüksek sertlik değerine ulaşmasında yaşlandırma süresini 150 dakikadan 45 dakikaya indirmiştir. Soğuk deformasyonun % 30 seviyesinde olması ve elde edilen sertlik değerinin konvansiyonel çözeltiye alınmış ve su verilmiş alaşımın yaşlandırma süresini de oldukça düşürmüştür. Şekil 4.14'den de görüleceği üzere çözeltiye alınmış ve su verilmiş malzeme 190 °C'de 300 dakika sonrasında en yüksek sertlik değerine ($\approx 122 \text{ HV}_{0,5}$) ulaşmıştır. Ancak % 30 soğuk deforme edilmiş alaşım için eşdeğer sertlik eldesi aynı yaşlandırma sıcaklığında sadece 45 dakikalık bir işlem sonrasında elde edilmiştir. Metallerin fiziksel metalurjisinden bilindiği üzere çözeltiye alınmış ve su verilmiş konumda alaşımın belirli bir oranda soğuk deformasyonu çökeltilerin çekirdeklenmesine kolaylık sağlayacak şekilde dislokasyon yoğunluğunun artışına neden olabilmektedir [88-90].



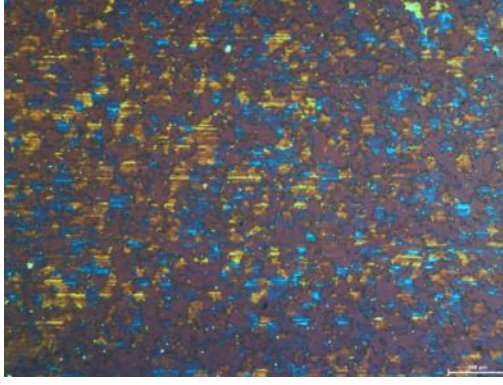
Şekil 4.15. Yaşlandırma süresinin bir fonksiyonu olarak proseslenmiş AA6082 alaşımlarında sertliğin değişimi

Aşırı plastik deformasyonun sağladığı yüksek dislokasyon yoğunluğu ve bu konumda alaşımın diğer proseslenmiş malzemelere kıyasla daha düşük kristalit boyutuna sahip olma becerisi tüm malzemelere kıyasla en düşük yaşlandırma süresinde (15 dakika) en yüksek ortalama sertlik değerine ($\approx 130 \text{ HV}_{0,5}$) ulaşmasına neden olmuştur. Şekil 4.16’da proses koşuluna bağlı olarak yaşlandırmada en yüksek sertlik değerine sahip alaşımların faz bileşenleri XRD çalışmaları ile yeniden tayin edilmiştir. Pik yükselti ve genişliklerindeki belirgin değişimler, çökelti sertleşmesine katkı veren bir diğer faktör olan çökelti miktarının deformasyon süreçleri ile artırıldığını işaret etmektedir.

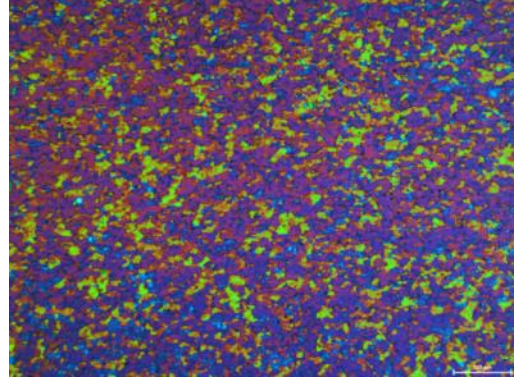


Şekil 4.16. Proses koşuluna bağlı olarak yaşlandırmada en yüksek sertlik değerine sahip alaşımlara ait XRD kırınım paternleri

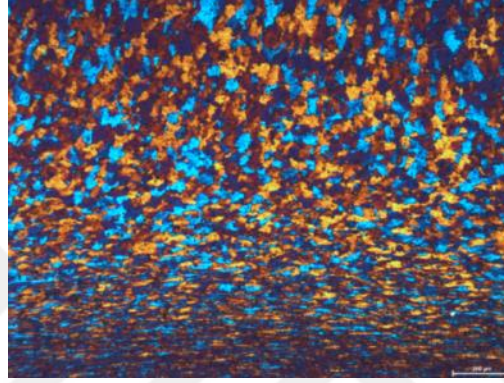
Bilindiği üzere, deformasyonu takiben uygulanacak olan herhangi bir ısıtma işlemi alaşımda rekristalizasyon sürecini de başlatabilir. Şekil 4.17’de verilen mikroyapılar deformasyon sonrası tavllanmış yapılarda meydana gelen rekristalizasyonu göstermektedir. Yapının rekristalize olması halinde matriksin yeni gerinmesiz tanelerden oluşmasının bir sonucu olarak sertlik azalacaktır.



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.17. Soğuk ve aşırı plastik deformasyona uğramış alaşım matrisinde yaşlandırma koşullarında rekristalizasyon oluşumuna ait elektrolitik dağlanmış mikroyapı görüntüleri; (a) % 10 soğuk deforme edilmiş ve 200 dakika yaşlandırılmış, (b) % 30 deforme edilmiş ve 60 dakika yaşlandırılmış ve (c) aşırı plastik deforme edilmiş ve 30 dakika yaşlandırılmış alaşım

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, endüstriyel birçok uygulamada kullanım alanı bulan AA6082 alüminyum alaşımlarının termo-mekanik işlemler sonrası mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar ve çalışmanın devam ettirilebilecek süreçlerine ilişkin öneriler aşağıda sırası ile verilmiştir;

(i) Ektrüze edilmiş konumda tedarik edilen alaşım α -Al matriksli olup yapı içerisinde Mg_2Si ve Al-Fe-Mn esaslı çökeltiler vardır. Alaşımın tane boyutu bu konumda $100 \pm 15 \mu m$ olup yaklaşık 52 HV_{0,5} sertliğindedir. Temin edilen bu alaşımda 520 °C sıcaklığında 90 dakika tutma süresinde yeniden çözeltiye alma işlemi gerçekleştirilmiş olup su verme sonrasında 190 °C sıcaklığında 0-600 dakika aralığında yapay yaşlandırılmıştır. En yüksek sertlik değerine 300 dakika yaşlandırma sonrası elde edilmiştir ve sertlik 122 HV_{0,5} olarak bulunmuştur. Alaşımın yeniden çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma süreçleri sonrasında Mg_2Si çökeltilerinin sertlik artışına katkı verebildiği çoğunlukla literatür eşliğinde açıklanabilmektedir. Mikron altı çökeltilerin çökelti sertleşmesine vereceği katkı çökelti boyutuna, hacim kesrine ve iki çökelti ara mesafesine şiddetle bağlıdır. Geçirimli elektron mikroskopik incelemeleri içeren ileri çalışmaların yapılması dahilinde bu mukavemet kazanım süreçleri detaylandırılabilir.

(ii) Çalışmanın ikinci kademesinde çoğunlukla soğuk ve aşırı plastik deformasyon süreçlerinin çökelti kinetiğine olan etkisi üzerinde durulmuştur. Başlangıçta 520 °C sıcaklığında 90 dakika çözeltiye alınan ve sonrasında su verilen alaşımlar % 10 ve 30 oranlarında oda sıcaklığında deforme edilmiştir. Deformasyonu takiben alınan sertlik değerleri artan deformasyon miktarı ile birlikte sertliğin arttığını göstermiştir. % 10 deformasyon sonrası ölçülen sertlik değeri 76 HV_{0,5} iken bu değer % 30 deformasyon sonrası 81 HV_{0,5} değerine ulaşmıştır. Bilindiği üzere, artan deformasyon oranı ile birlikte dislokasyon yoğunluğunun nispeten artar ve özellikle daha sonrasında uygulanan herhangi bir yaşlandırma işlemi ile çökeltme kinetiği artırılır. Tüm bunların dışında kristalit boyutunda herhangi bir azalma da sertlik

artışına neden olacaktır. XRD ölçümleri ile farklı proseslenmiş alaşımların kristalit boyutlarındaki değişimler de tespit edilmiş olup özellikle aşırı plastik deformasyon süreci ile en düşük kristalit boyutuna ulaşılmıştır. Soğuk deforme edilmiş alaşımlarda da benzer yaşlandırma çalışmaları yapılmış olup % 30 deforme olmuş matriksin 45 dakika sonra 122 HV_{0,5} değerine ulaştığı tespit edilmiştir. Deformasyon nedenli sertlik kazanımı aşırı plastik deformasyon sonrasında da gözlenmiştir. Aşırı plastik deformasyon sonrası matriks sertliği 97 HV_{0,5} olarak belirlenmiştir. EKAP sonrası yaşlandırma işlemi ile bir miktar sertlik artışı (130 HV_{0,5}) elde edilse de artan yaşlandırma süresi ile bir taraftan çökeltilerin kabalaşma eğilimine girmesi diğer taraftan da matriksin rekristalize olması sertliğin önemli ölçüde azalmasına neden olmuştur.

(iii) Termo-mekanik işlem görmüş alaşımların çökelme kinetiği DSC analizleri ile de takip edilmiş olup su vermeyi takiben ısıtma koşullarında alaşımlarda GP zonlarından ara çökelti formlarına geçişler ve nihai olarak denge çökelti oluşumları hassas bir şekilde belirlenmiştir. Deformasyon süreçleri ile konvansiyonel çökelme davranışının değiştiği ve çökelmenin hızlandığı sonucuna varılmıştır.

KAYNAKLAR

- [1] Starke Jr. E. A., Staley J. T., Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft, *Progress in Aerospace Sciences*, 1996, **32**(2), 131-172.
- [2] Mishra R. S., Sidhar H., Physical Metallurgy of 2xxx Aluminum Alloys, Editors: Mishra R. S., Sidhar H., *Friction Stir Welding of 2xxx Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys*, 1st ed., Butterworth-Heinemann, Australia, 15-36, 2017.
- [3] Benedyk J. C., Aluminum Alloys for Lightweight Automotive Structures, Editor: Mallick P. K., Materials, *Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, 1st ed., Woodhead Publishing, USA, 79-113, 2010.
- [4] Miller W. S., Zhuang L., Bottema J., Wittebrood A. J., Recent Development in Aluminium Alloys for The Automotive Industry, *Materials Science And Engineering*, 2000, **1**(280), 37-49.
- [5] Sakurai T., The Latest Trends In Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels, *KOBELCO Technology Review*, 2008, **28**(28), 22-28.
- [6] Ilgaz O., Döküm, Ekstrüzyon ve Dövme İşlemlerinin 6082 Al Alaşımılı Dövme Süspansiyon Parçalarında Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 2014.
- [7] Ak M., AA206 Aluminyum Döküm Alaşımında Empürite Demirin Mekanik Özelliklere Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek lisans tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2012.
- [8] Davis J. R., Aluminum and Aluminum Alloys, Editor: Davis J.R., *Alloying-Understanding The Basics*, 1st ed., ASM International, USA, 351-416, 2001.
- [9] Gitter R., Design of Aluminium Structures: Selection of Structural Alloys, *Gesamtverband Der Aluminiumindustrie*, 2008, **9**(1), 1-32.
- [10] Fang X., Song M., Li K., Du Y., Precipitation Sequence of An Aged Al-Mg-Si Alloy, *Journal of Mining of Metallurgy*, 2010, **46**(2), 171-180.
- [11] Polmear I., St John D., Nie J. F., Qian M., Wrought Aluminium Alloys, Editors: Polmear I., St John D., Nie J. F., Qian M., *Light Alloys from Traditional Alloys to Nanocrystals*, 5th ed., Butterworth Heinmann, USA, 157-263, 2017.

- [12] Davis J. R., Understanding Wrought and Cast Aluminum Alloys Designations, Editor: Davis J. R., *Alloying Understanding The Basics*, 1st ed., ASM International, USA, 23-37, 2001.
- [13] Shaha S., Czerwinski F., Kasprzak W., Ageing Characteristics and High-Temperature Tensile Properties of Al–Si–Cu–Mg Alloys With Micro-Additions of Cr, Ti, V and Zr, *Materials Science & Engineering A*, 2016, **652**(1), 353-364.
- [14] Jia Z., Ding L., Weng Y., Effects of High Temperature Pre-Straining on Natural Aging and Bake Hardening Response of Al–Mg–Si Alloys, *Transaction of Nonferrous Metals Society Of China*, 2016, **26**(1), 924-929.
- [15] Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J., Wierzbińska M., Analysis of Intermetallic Particles in AlSi1MgMn Aluminium Alloy, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2006, **20**(1), 155-158.
- [16] Nagaumi H., Suvanchai P., Okane T., Umeda T., Mechanical Properties of High Strength Al-Mg-Si Alloy During Solidification, *Materials Transactions*, 2006, **47**(12), 2918-2924.
- [17] Patakham U., Limmaneevichitr C., Effects of Iron On Intermetallic Compound Formation In Scandium Modified Al–Si–Mg Alloys, *Journal of Alloys And Compounds*, 2014, **616**(1), 198-207.
- [18] Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J., Influence of Heat Treatment on The Microstructure And Mechanical Properties of 6005 And 6082 Aluminium Alloys, *Journal Of Materials Processing Technology*, 2005, **162**(163), 367-372.
- [19] Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J., Wierzbińska M., Intermetallic Phase Particles In 6082 Aluminium Alloy, *Archives Of Materials Science And Engineering*, 2007, **28**(2), 69-76.
- [20] Edwards G. A., Stiller K., Dunlop L., The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys, *Acta Materialia*, 1998, **46**(11), 3893–3904.
- [21] Rashed H. M. M. A., Rashid A. K. M. B., Heat Treatment Of Aluminum Alloys, Editor: Saleem H., *Comprehensive Materials Finishing*, 1st ed., Elsevier Science & Technology, Bangladesh, 337-371, 2016.
- [22] Sankaran K. K., Mishra R. S., Aluminum Alloys, Editors: Sankaran K. K., Mishra R. S., *Metallurgy And Design of Alloys with Hierarchical Microstructures*, 1st ed., Elsevier Science & Technology, Australia, 57–176, 2017.
- [23] Quan G., Ren L., Zhou M., Solutionizing and Age Hardening of Aluminum Alloys, Editor: Saleem H., *Comprehensive Materials Finishing*, 1st ed., Elsevier Science & Technology, China, 372-397, 2016.

- [24] Kaufman J. G., *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*, 1st ed., ASM International, USA, 2000.
- [25] Krog S., Press Form Hardening of Aluminium Alloys 7021 and 6082, A Feasibility Study, MSc Thesis, Norwegian Univesity, Department Of Science And Technology, Trondheim, 2016.
- [26] Doğan E., 1050 ve 8006 Alüminyum Alaşımlarının Deformasyon ve Yeniden Kristalleşmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2006.
- [27] Humphreys J., Gregory S., Rollett R. A., Recovery After Deformation, Editors: Humphreys J., Gregory S., Rollett R. A., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 1st ed., Elsevier, UK, 199–244, 2017.
- [28] Polmear I., St. John D., Physical Metallurgy of Aluminium Alloys, Editors: Polmear I., St. John D., *Light Alloys from Traditional Alloys to Nanocrystals*, 5th ed., Butterworth Heinmann, USA, 31-107, 2017.
- [29] Poole W. J., Embury J. D., Lloyd D. J., Work Hardening in Aluminium Alloys, Editor: Lumley R., *Fundamentals of Aluminium Metallurgy, Production, Processing And Applications*, 1st ed., Woodhead Publishing, UK, 307-344, 2017.
- [30] Aastorp K. I., Plastic Deformation at Moderate Temperatures of 6xxx Series Aluminum Alloys, PhD Thesis, Norwegian Univesity, Department of Science and Technology, Trondheim, 2002.
- [31] Tan E., Severe Plastic Deformation of Age Hardenable Aluminum Alloys, PhD Thesis, Middle East Technical University, Institute of Science, Ankara, 2012.
- [32] Dembury J., Lloyd D. J., Ramachandran R., Strengthening Mechanisms in Aluminum Alloys, *Treatise on Materials Science & Technology*, 1989, **31**(1), 579-601.
- [33] Gregory J. H., Rohrer S., Rollett A., Grain Growth Following Recrystallization, Editors: Gregory J. H., Rohrer S., Rollett A., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 1st ed., Elsevier, 375–429, 2017.
- [34] Tan E., The Effect of Hot Deformation on Mechanical Properties and Age Hardening Characteristics of Al-Mg-Si Based Wrought Aluminum Alloys, MSc Thesis, Middle East Technical University, Institute of Science, Ankara, 2006.
- [35] Pefeifer M., Mechanism for Strengthening Aluminum, *Industrial Metallurgist*, 2009, **5**(1), 1-3.

- [36] A. P. Mouritz, Strengthening of Metal Alloys, Editor: A. P. Mouritz, *Introduction to Aerospace Materials*, Woodhead Publishing, UK, 57-90, 2012.
- [37] Quainoo G., Effect of Cold Work on Precipitation in AA6111 Aluminum, PhD Thesis, University Of Saskatchewan, Department of Mechanical Engineering, Saskatoon, 2004.
- [38] Fransson C., Accelerated Aging of Aluminum Alloys, MSc Thesis, Karlstad University, Faculty of Technology and Science, Karlstad, 2009.
- [39] Ryen Q., Work Hardening and Mechanical Anisotropy of Aluminium Sheets and Profiles, PhD Thesis, Norwegian University, Departments of Science And Technology, Trondheim, 2003.
- [40] Sun Y., Yaşlanabilir Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1998.
- [41] Demir E., Alüminyum Alaşımlarında Isıl İşlem Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir, 2008.
- [42] Ambriz R. R., Jaramillo D., Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds, Editor: Monteiro W. A., *Light Metal Alloys Applications*, Intech, 1st ed., Mexico, 978-953, 2014.
- [43] Smallman R. E., Ngan A. H. W., Precipitation Hardening, Editors: Smallman R. E., Ngan A. H. W., *Modern Physical Metallurgy*, 8th ed., Elsevier India Inc., 499-527, 2014.
- [44] Dirras G. F., Donnadieu P., Douin J., Dislocation/Precipitate Interaction Mechanisms in 6xxx Aluminum Alloys, *Problems of Material Science*, 2003, 1(33), 80-88.
- [45] Shan D., L. Zhen L., Aging Behavior and Microstructure Evolution in The Processing of Aluminum Alloys, Editors: Lin J., Balint D., Pietrzyk M., *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes*, 1st ed., Woodhead Publishing, UK, 267-297, 2016.
- [46] Olejnik L., Rosochowski A., Severe Plastic Deformation for Grain Refinement and Enhancement of Properties, Editors: Lin J., Balint D. S., Pietrzyk M., *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes: Modeling and Applications*, 5th ed., Woodhead Publishing, UK, 114-142, 2012.
- [47] Akdoğan S., Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) Die and Its Application, MSc Thesis, Marmara University, Institute Of Science, İstanbul, 2011.

- [48] Saraloğlu E., Effect of ECAP and Subsequent Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of 2024 Aluminum Alloys, MSc Thesis, Middle East Technical University, Institute of Science, Ankara, 2008.
- [49] Vedani M, Bassani P, Tuissi A, Angella G., Ultrafine Grained Alloys Produced by Severe Plastic Deformation: Issues on Microstructural Control and Mechanical Behaviour, *International Conference & Exhibition in Metallurgical Process Technology Proceedings*, Italy, 2004.
- [50] Dursunkaya B., Aging Behaviour and Mechanical Properties of A Solution Treated and Asymmetrically Rolled 6082 Aluminium Alloy, MSc Thesis, Politecnico Milano, Politecnico Milano, Milano, 2012.
- [51] Ünal O., Aşırı Plastik Deformasyonun Metalik Malzemelerde Difüzyon Karakteristiklerine Etkisi, Doktora Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta, 2015.
- [52] Özdoğru E. F., Eş Kanallı Aşışal Pres Yöntemiyle Üretilen Zr ve Sc İle Modifiye Edilmiş AA 6082 Alüminyum Alaşımının Karakterizasyonu, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2009.
- [53] Franko İ., Eş Kanallı Açılı Presleme ile Aşırı Plastik Deformasyon Uygulanan 2024 Alüminyum Alaşımının Yaşlandırılması, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2007.
- [54] Pippan R., Wetscher F., Hafok M., Vorhauer A., Sabirov I., The Limits of Refinement by Severe Plastic Deformation, *Advanced Engineering Materials*, 2006, **8**(11), 1046-1056.
- [55] Estrin Y., Murashkin M., Valiev R., Ultrafine-Grained Aluminium Alloys: Processes, Structural Features and Properties, Editor: Lumley R. N., *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 1st ed., Woodhead Publishing, UK, 468-497, 2011.
- [56] Olejnik L., Rosochowski A., Methods of Fabricating Metals for Nano-Technology, *Bulletin of The Polish Academy of Science Technical Sciences*, 2005, **53**(4), 413-423.
- [57] Sabirov I., Murashkin M. Y., Valiev R. Z., Nanostructured Aluminium Alloys Produced by Severe Plastic Deformation: New Horizons in Development, *Materials Science & Engineering A*, 2013, **560**(1), 1-24.
- [58] Prangnell B. P., Bowen J. R., Apps P. J., Ultra-Fine Grain Structures in Aluminium Alloys by Severe Deformation Processing, *Materials Science and Engineering A*, 2004, **375**(377), 178-185.
- [59] Werenskiold J. C., Equal Channel Angular Pressing (ECAP) of AA6082: Mechanical Properties, Texture and Microstructural Development, PhD Thesis, Norwegian University, Science and Technology, Trondheim, 2004.

- [60] Işık A. E., Eşit Kesitli Kanal İçerisinde Açılı Presleme/Ekstrüzyon (ECAP/ECAE) Yoluyla Aşırı Plastik Deformasyon, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2005.
- [61] Kaya H., Eşit Kanal Açılmal Presleme (EKAP) ve Yarı Katı İşleme ile Üretilen AA7075 Alaşımının Mikroyapı, Sertlik ve Yorulma Davranışının İncelenmesi, Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2013.
- [62] Valiev, R., Langdon, G. T., Principles of Equal-Channel Angular Pressing As A Processings Tool for Grain Refinement, *Progress in Materials Science*, 2006, **51**(1), 881-981.
- [63] Tanski T., Spinski P., Influence of Processing Routes on Structure and Residual Stress in Aluminium-Magnesium Alloy After ECAP, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2013, **1**(63), 5-12
- [64] Kovařík T., Zrník J., Cieslar M., Grain Refinement in Aluminum Alloy AlMgSi1 During ECAP at Room Temperature, *Metal 2009*, 2009, **1**(19), 1-9.
- [65] Iwashita, Y., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T. G., The Process of Grain Refinement in ECAP, *Acta Materialia*, 1998, **46**(1), 3317-3331.
- [66] Kapoor R., Severe Plastic Deformation of Materials, Editors: Tyagi A. K., Banerjee S., *Materials Under Extreme Conditions Recent Trends and Future Prospects*, 1st ed., Elsevier, 717–754, 2017.
- [67] Gür H., Ögel B. Haluk A., Alüminyum Alaşımlarının Aşırı Plastik Deformasyon İşlemleriyle Üretilmesi, Proje Sonuç Raporu, TÜBİTAK, Ankara, 2008.
- [68] Xu C., Evaluation of The Characteristics of Ultrafine-Grained Aluminum Alloys Obtained by Equal-Channel Angular Pressing, PhD Thesis, University of Southern California, University of Southern California, Los Angeles, 2003.
- [69] Gürbüz D., Eş Kanallı Açılmal Preslemenin (EKAP) Deneysel İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2008.
- [70] Valiev R. Z., İslamgaliev R. K., Alexandrov I. V., Bulk Nanostructured Materials From Severe Plastic Deformation, *Progress in Materials Science*, 2000, **45**(1), 103-189.
- [71] Segal V. M., Materials Processing by Simple Shear, *Materials Science And Engineering A*, 1995, **197**(1), 157-164.
- [72] Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T. G., An Investigation of Microstructural Evolution During Equal Channel Angular Pressing, *Acta Materialia*, 1997, **45**(11), 4733-4741.

- [73] Özel K., Aşırı Plastik Deformasyon Metotlarının Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne, 2005
- [74] Walker P., Tarn W. H., Aluminum Alloys, Editors: Walker P., Tarn W. H., *Handbook of Metal Etchants*, 1st ed., CRC Press, USA, 93-127, 1991.
- [75] Aşık B., UPS Yöntemi ile Nano Yapılı Kurşun Oksit Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2012.
- [76] Gürbulak B., Duman S. Erzenoğlu S. Z., InSe ve InSe:Zn Yarı İletkenlerin Bridgman/Stockbarger Tekniğiyle Büyütülmesi ve Yapısal Karakterizasyonu, *Dumlupınar Üniversitesi- Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 2004, **Özel Sayı**(1), 77-94.
- [77] Özbeh E., Gülce H., Çinko Oksit Nanopartikülleri Sentezi ve Karakterizasyonu, *Selçuk Üniversitesi Mühendislik Bilim Ve Teknoloji Dergisi*, 2014, 2(4), 82-87.
- [78] Osten J., Milkereit B., Schick C., Dissolution and Precipitation Behaviour During Continuous Heating of Al–Mg–Si Alloys in A Wide Range of Heating Rates, *Materials*, 2015, 1(8), 2830-2848.
- [79] Fare S., Lecis N., Vedani M., Aging Behaviour of Al-Mg-Si Alloys Subjected to Severe Plastic Deformation by ECAP and Cold Asymmetric Rolling, *Journal Of Metallurgy*, 2011, 1(11), 1-8.
- [80] Angella G., Bassani P., Tuissi A., Vedani M. , Aging Behaviour and Mechanical Properties of A Solution Treated and ECAP Processed 6082 Alloy, *Materials Transactions*, 2004, 7(45), 2282-2287.
- [81] Misovic M., Tadic N., Lucic D., Deformation Characteristics of Aluminium Alloys, *Gradevinar*, 2016, 1(3), 179-189.
- [82] Champbell F. C., Aluminum, Editor: Champbell F. C., *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, 1st ed., ASM International, USA, 487-508, 2008.
- [83] Farh H., Guemini R., Serradj F., Djemmal K., Effects of Deformation Ratio on The Mechanical Properties and Microstructures Changes in An Al-Mg-Si Alloy, *Turkish Journal Of Physics*, 2010, 1(34), 117-122.
- [84] Kazantzis A. V., Chen Z. G., De Hosson J., Deformation Mechanism of Aluminum–Magnesium Alloys at Elevated Temperatures, *Journal Of Materials Science*, 2013, 1(48), 7399-7408.
- [85] Reis D. A. P., Couto A. A., Domingues Jr. N. I., Hirschmann A. C. O., Effect of Artificial Aging on The Mechanical Properties of An Aerospace Aluminum Alloy 2024, *Defect And Diffusion*, 2012, 326(328), 113-198.

- [86] Guo G., Aluminum Microstructure Evolution and Effects on Mechanical Properties in Quenching and Aging Process, PhD Thesis, Worcester Polytechnic Institute, Manufacturing Engineering, UK, 2017.
- [87] Liu G. Y., Effect of Ageing Heat Treatment on The Hardness and Tensile Properties of Aluminum A356.2 Casting Alloy, MSc Thesis, Northeastern University, Material Science & Engineering, USA, 2009.
- [88] Penlington A., Static Recovery Modeling of Dislocation Density in A Cold Rolled Clad Aluminum Alloy, MSc Thesis, Queen's University, Department of Mechanical and Materials, Canada, 2013.
- [89] Li X., Wei Y., Yang W., Gao H., Competing Grain-Boundary and Dislocation Mediated Mechanisms in Plastic Strain Recovery in Nanocrystalline Aluminum, *The Weizmann Institute Of Science*, 2009, **38**(106), 16108-16113.
- [90] Root J. M. M., Structure Evolution and Recrystallization in 7xxx Series Aluminum Alloys, MSc Thesis, Washington State University, Department of Mechanical and Materials Engineering, USA, 2010.

KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER

- [1] **Erdoğan Y.A.**, Kaya H., Atapek Ş.H., Enhancement of mechanical properties of AA6082 alloy by equal channel angular pressing and aging processes, *18th International Metallurgy and Materials Congress*, İstanbul, Türkiye, 29 Eylül-1 Ekim 2016.



ÖZGEÇMİŞ

Yiğit Alev Erdoğan 1989 Bulgaristan'ın Silistre şehrinde dünyaya gelmiştir. İlk, orta ve lise öğrenimini İstanbul'da tamamlamıştır. 2007 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nü 2011 yılında bölüm üçüncüsü olarak tamamlamıştır. 2011 yılında lisans mezuniyetini takiben Onat Profil ve Alaşım San. Tic. Ltd. Şti. firmasında Ar-Ge Sorumlusu olarak iş hayatına başlamıştır. Çalışmaya devam ederken aynı zamanda eğitimine 2013 güz döneminde Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm'nde Yüksek Lisans Eğitimine başlayarak devam etmiştir.

