

166771

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**EŞİT KESİTLİ KANAL İÇİNDE AÇILI
PRESLEME/EKSTRÜZYON (ECAP/ECAE) YOLUYLA
AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Mak. Müh. Ali Evren IŞIK
503021316**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 9 Mayıs 2005
Tezin Savunulduğu Tarih : 2 Haziran 2005**

Tez Danışmanı : Y.Doç.Dr. Turgut GÜLMEZ

Diğer Jüri Üyeleri Doç.Dr. Murat VURAL (İ.T.Ü.)

Y.Doç.Dr. Ekrem TÜFEKÇİ (İ.T.Ü.)

HAZİRAN 2005

ÖNSÖZ

Çalışmamı hazırlamam esnasında benden emeklerini esirgemeyen değerli hocam Yrd. Doç. Dr. Turgut GÜLMEZ'e ile Araş.Gör. A.Özgür ILGAZ'a ve çalışmam sırasında maddi ve manevi yardımlarını esirgemeyen aileme teşekkürü bir borç bilirim.

Mayıs 2005

Ali Evren IŞIK



İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	iv
TABLO LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ	vi
SEMBOL LİSTESİ	ix
ÖZET	x
SUMMARY	xi
1. GİRİŞ	1
2. AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON (SPD)	2
3. EŞİT KESİTLİ KANAL İÇİNDE AÇILI PRESLEME/EKSTRÜZYON (ECAP/ECAE)	13
4. ECAP'I ETKİLEYEN PARAMETRELER	19
4.1. Deformasyon Rotası	19
4.2. Kanal Açıları	24
4.3. Geçiş Sayısı	31
4.4. Sıcaklık	36
4.5. Sürtünme	44
4.6. Basınç-Yük	45
4.7. Karşı Basınç	47
4.8. Numunenin Başlangıç Boyutu	49
4.9. Tavlama	49
5.ECAP İLE TANE İYİLEŞMESİ	55
6. SÜPERPLASTİKLİK	60
7. SONUÇ	67
KAYNAKLAR	69
ÖZGEÇMİŞ	74

KISALTMALAR

UFG	: Ultra İnce Taneli
SPD	: Aşırı Plastik Deformasyon
HPT	: Yüksek Basınç Burulması
CEC	: Tekrarlı Ekstrüzyon Sıkıştırması
ARB	: Biriktirmeli Hadde Yapıştırması
DCAP	: Farklı Kesitli Kanal İçinde Açılı Presleme
ECAP	: Eşit Kesitli Kanal İçinde Açılı Presleme
ECAE	: Eşit Kesitli Kanal İçinde Açılı Presleme
SAED	: Seçilmiş Alanda Elektron Kırınimleri
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu
HAB	: Büyük-açılı sınır



TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1. Tane boyutuna göre malzemeler.....	2
Tablo 2.2. Malzemelere göre Ağustos-1999 ile Aralık-2002 yıllarına kadar yayın sayısı.....	5
Tablo 2.3. Değişik şartlar altında büyük-açılı tane sınırı oranları.....	7
Tablo 3.1. ECAP sonrası bazı nano malzemeler ile geleneksel malzemelerin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması.....	16
Tablo 4.1. Saf alüminyum için değişik kanal açılarında belirli birim şekil değişimlerine ulaşmak için gereken geçiş sayısı.....	26
Tablo 4.2. Değişik sıcaklıklarda %HAB oranı.....	39
Tablo 4.3. ECAP ile geleneksel ekstrüzyon sonrası elde edilen özelliklerin karşılaştırılması.....	47

ŞEKİL LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1 : Yüksek basınç burulması (HPT).....	9
Şekil 2.2 : Tekrarlı ekstrüzyon basması (CEC).....	10
Şekil 2.3 : Biriktirmeli hadde yapıştırması (ARB).....	10
Şekil 2.4 : Farklı kesitli kanal içinde açılı presleme (DCAP).....	11
Şekil 2.5 : DCAP kalıp şekli.....	12
Şekil 3.1 : ECAP kalıbının ve numunenin resmi.....	13
Şekil 3.2 : ECAP takımının ve malzemelerin deformasyonunun kısaca tarifi....	14
Şekil 3.3 : ECAP kayma düzlemi.....	15
Şekil 3.4 : Cu için 22°C (oda sıcaklığında) çekme gerilmesi- birim şekil değiştirme eğrileri.....	17
Şekil 4.1 : ECAP işlem rotaları.....	19
Şekil 4.2 : Dört farklı işlem rotasında dönme açıları ve yönleri.....	19
Şekil 4.3 : Değişik rotalarda numunenin esas düzlemi.....	20
Şekil 4.4 : Değişik rotalarda ve geçiş sayılarında farklı düzlemlere göre kübik eleman.....	21
Şekil 4.5 : Al-%3 Mg-%0,2 Sc için 8 geçiş sonrası mikroyapı (a) Rota A, (b) Rota B _C	22
Şekil 4.6 : Zn-%5 Al alaşımı için (a) başlangıçta (b) bir geçiş sonrası (c) Rota A'da 4 geçiş sonrası (d) Rota C'de 4 geçiş sonrası mikroyapılar.....	23
Şekil 4.7 : ECAP'ın prensip şeması	24
Şekil 4.8 : Kalıptan bir geçiş sırasında oluşturulan birim şekil değişiminin Φ ve Ψ açıları ile değişimi.....	25
Şekil 4.9 : Saf alüminyumda $\Phi=90^\circ$ iken (a) ~1, (b) ~2, ve (c) ~4 ' lük birim şekil değişimlerinde mikroyapı ve SAED modelleri.....	27
Şekil 4.10 : Saf alüminyumda $\Phi=112.5^\circ$ iken, (a) ~1, (b) ~2, (c) ~4, (d) ~5 'lik birim şekil değişimlerinde mikroyapı ve SAED modelleri.....	28
Şekil 4.11 : Saf alüminyumda $\Phi=135^\circ$ iken (a) ~1, (b) ~2, (c) ~4, (d) ~5'lik birim şekil değişimlerinde mikroyapı ve SAED modelleri.....	29
Şekil 4.12 : Saf alüminyumda $\Phi=157,5^\circ$ iken (a) ~1, (b) ~2, (c) ~4, (d) ~5'lik birim şekil değişimlerinde mikroyapı ve SAED modelleri.....	30
Şekil 4.13 : Al 6063 alaşımında ilk üç geçiş sonrası tane boyutunun değişimi... 31	
Şekil 4.14 : Al 6083'te çekme dayanımının geçiş sayısı ile ilişkisi..... 32	
Şekil 4.15 : Al 6082 'de akma gerilmesinin geçiş sayısı ile ilişkisi..... 32	
Şekil 4.16 : ECAPlanmış Al 1050 alaşımının sertlik ve geçiş sayısı arasındaki ilişki..... 33	
Şekil 4.17 : Al 1050 alaşımının başlangıç ve 2 geçiş sonrası TEM şekilleri..... 33	
Şekil 4.18 : ECAPlanmış Al 5083 alaşımının geçiş sayıları ile sertlik arasındaki ilişkisi..... 34	
Şekil 4.19 : TEM'le kalıp boyunca 4 geçişle ECAPlanmış malzemenin resmi.... 34	

Şekil 4.20	: Mg-%8 Li-%1 Al alaşımında ECAP geçişleri ile akma dayanımı, çekme dayanımı ve kopma uzaması arasındaki ilişki.....	35
Şekil 4.21	: Yüksek sıcaklıklarda ECAP'ın şematik gösterimi.....	36
Şekil 4.22	: Al5052 için farklı sıcaklıklarda malzemenin tane boyutu ve görünüş oranı değişimi.....	37
Şekil 4.23	: Al 1050 için farklı sıcaklıklarda deformasyon yapıları.....	38
Şekil 4.24	: Ekstrüzyon sıcaklığının alt tane boyutları üzerindeki etkisi.....	40
Şekil 4.25	: Saf alüminyum oda sıcaklığında, 373, 473, 573°K'den sonra mikroyapı.....	40
Şekil 4.26	: Al-%3 Mg için oda sıcaklığında, 373, 473, 573°K'den sonra mikroyapı.....	41
Şekil 4.27	: Al-%3 Mg-%0,2 Sc için oda sıcaklığında, 373, 473, 573°K sıcaklıklardan sonra mikroyapı.....	42
Şekil 4.28	: Saf Al, Al-%3 Mg, Al-%3 Mg- %0,2 Sc için ECAP sonrası presleme sıcaklığı ile tane boyutunun değişimi.....	42
Şekil 4.29	: Saf Al, Al-%3 Mg, Al-%3 Mg- %0,2 Sc için presleme sıcaklığı ile akma dayanımının değişimi.....	43
Şekil 4.30	: Al 5083 alaşımında farklı geçişlerden sonra (a) 373°K ve (b) 473°K'de çekme gerilmesi-birim şekil değiştirme eğrileri.....	43
Şekil 4.31	: Zn-%5 Al için Rota A'da yük ile ıstampanın yer değişimi arasındaki ilişki.....	46
Şekil 4.32	: Karşı basınçlı ECAP uygulamaları.....	47
Şekil 4.33	: 90°'lik kalıpta sürtünmesiz şartlarda saf alüminyum için FEM ile oluşturulmuş (a) düz (b) açılı şekle sahip karşı ıstampanın etkisi.....	48
Şekil 4.34	: Numune çapının akma dayanımına etkisi.....	49
Şekil 4.35	: 2 saat tavlama sonrası mikrosertlikte(Hv) düşme.....	51
Şekil 4.36	: ECAP'lı numunelerin mikroyapısı (a) 1 geçiş sonrası numune (tavlama yok) (b) 10 geçiş sonrası numune (tavlama yok) (c) 1 geçiş sonrası numune (300°C 2 saat tavlama) (d) 10 geçiş sonrası numune (300°C'de 2 saat tavlama).....	52
Şekil 4.37	: 10 ECAP geçişli numunelerde 2 saat farklı sıcaklıklarda tavlama sonrası mikroyapı (a) 150; (b) 210 (c) 270; (d) 500°C.....	53
Şekil 4.38	: Sıcaklığa bağlı olarak θ oranı.....	54
Şekil 5.1	: ECAP'la kayma prosesi.....	55
Şekil 5.2	: Sırasıyla 1 ve 2 geçiş sonrası TEM mikroskobu ile deformasyon mikroyapısı.....	56
Şekil 5.3	: Y düzleminde 3 geçiş sonrası TEM mikroskobu ile deformasyon mikroyapısı.....	57
Şekil 5.4	: AlMgSi alaşımında ilk geçiş sonrası mikroyapı.....	58
Şekil 5.5	: 2 ve 4 geçiş sonrası mikroyapı.....	58
Şekil 5.6	: B _C rotasında (a) bir geçiş (b) iki geçiş (c) 3 geçiş sonra mikroyapı...59	59
Şekil 6.1	: Birim şekil değiştirme oranı-kopma uzaması ilişkisinde tane boyutunun etkisinin incelenmesi.....	60
Şekil 6.2	: Al-Mg-Sc alaşımı için kopma uzaması- birim şekil değiştirme oranı değişimi.....	61
Şekil 6.3	: Al-%5,5Mg-%2,2Li-%0,12Zr alaşımı için değişik şartlarda uzama-birim şekil değiştirme ilişkisi.....	62
Şekil 6.4	: Al-2024 alaşımı için uzama-birim şekil değiştirme oranı ilişkisi.....	63
Şekil 6.5	: Değişik rotalarda gerçek gerilme-uzama ilişkisi.....	64

Şekil 6.6	: Farklı rotalarda hasardan önce çekme sonrası numunelerin görünüşü.....	64
Şekil 6.7	: B _C rotasında ECAP'ın değişik geçiş sayılarında, gerçek gerilme-uzama ilişkisi.....	65
Şekil 6.8	: B _C rotasında ECAP'ın değişik geçiş sayılarında gerçek gerilme-uzama ilişkisi.....	65
Şekil 6.9	: Farklı birim şekil değişimlerinde ve hasardan önceki çekmeler altında ECAP sonrası numunenin görünüşü.....	66



SEMBOL LİSTESİ

Φ	: Kalıp/Kanal açısı
Ψ	: Dış köşe açısı
N	: Geçiş sayısı
P	: Çalışma basıncı
θ	: Ortalama hatalı yerleşme açısı



EŞİT KESİTLİ KANAL İÇİNDE AÇILI PRESLEME / EKSTRÜZYON (ECAP / ECAE) YOLUYLA AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON (SPD)

ÖZET

Son on yılda, aşırı plastik deformasyona maruz kalan malzemelerin teknolojisi ve bilimi büyük bir evrime uğramıştır. Bu zaman diliminde görülen önemli gelişmeler, nano yapıli malzemeleri, Malzeme Biliminin bir dalı haline getirmiştir. SPD, hacimli nano malzemelerin üretiminde geleceğı parlak bir metod olarak ortaya çıkmakta, bunu da geleneksel metal ve alaşımların tanelerini mikron-altı ve nano seviyelere düşürerek elde etmektedir. Aşırı plastik deformasyon, malzemelerde olağandışı bir durum olarak yüksek dayanım ve yüksek süneklik kombinasyonu sağlar. Malzemelerde aşırı plastik deformasyon metodunu uygulamak amacı ile özel metodlar denenmektedir. Tüm bu metodlardan eşit kesitli kanal içinde açılı presleme/ekstrüzyon (ECAP/ECAE) tekniğı, herhangi bir artık porozite içermeyen hacimli, ultra-ince taneli malzeme üretime yeteneğı ile diğler SPD tekniklerine göre üstünlük sağlamıştır. Bu metodla malzemelerin boyutlarında hiçbir değışiklik olmaz. Bu çalışmanın amacı, ECAP tekniğinin anlaşılması, bağılı olduğı parametrelerin belirlenmesi ve süperplastikliğe ulaşabilme yeteneğidir. Bu çalışma başlıca yedi bölümden oluşmaktadır.

İlk aşamada SPD ile üretilen malzemeleri nanoteknoloji içersinde düşünmek uygundur. İlk bölümde nanoteknoloji ile ilgili kısa bir giriş yapılmıştır.

Aşırı plastik deformasyon, nanoteknoloji teknikleri arasında sağladığı avantajlarla öne çıkmaktadır. İkinci bölüm, aşırı plastik deformasyonun anlaşılması, önemi, üstünlükleri ve son yıllarda en gözde aşırı plastik deformasyon teknikleri hususundadır.

Eşit kesitli kanal içinde açılı presleme, mikron-altı veya nano mertebelerde tane yapısı elde etmek amacı ile kullanılmaktadır.(16). Üçüncü bölüm, aşırı plastik deformasyonun en rağbet gören metodu olan eşit kesitli kanal içinde açılı presleme/ekstrüzyon (ECAP/ECAE) tekniğı üzerinedir.

Dördüncü bölümde, ECAP'ın düzgün en verimli şekilde kullanılması için bilinmesi gereken parametrelerin açıklanmıştır.

Beşinci bölüm, ECAP tekniğı uygulanırken tane yapısının nasıl değıştirildiğı ve tane boyutunun nasıl düşürüldüğü hususundadır.

Altıncı bölüm, ECAP tekniğı ile daha düşük sıcaklıklarda ve daha yüksek birim şekil değıştirmelerde süperplastikliğe ulaşabilme potansiyeli hususundadır.

Yedinci bölümde ise sonuçlar değılendirilmiştir.

SEVERE PLASTIC DEFORMATION THROUGH EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING/EXTRUSION (ECAP/ECAE)

SUMMARY

The science and the technology of materials subject to severe plastic deformation (SPD) has evolved largely during the past decade. In this period has seen an important development drastically changed the status of nanostructured materials as a branch of material science. SPD has emerged as a promising method for producing bulk nanomaterials by refining the grains of conventional metal alloys to be submicrocrystalline or nanocrystalline. There is an extraordinary combination of high strength and high ductility produced in metals subject to severe plastic deformation. Special methods are developed to apply SPD to metallic materials. Among these methods, ECAP/ECAE process has advantages with the capability of producing large, free of any porosity, fully-dense samples having ultra fine grain size in sub-micrometer or nanometer range. Also, in this method, during the process, there is no change in sample size.

The objective of the present study are to understand the ECAP/ECAE method, its parameters and to achieve the superplastic forming capability through ECAP/ECAE. This study has seven chapters.

It is appropriate to first consider SPD produced metals in nanotechnology. In this chapter, a short information about nano technology is given.

Severe plastic deformation has many advantages among other methods. Second chapter is about to understand the severe plastic deformation, its advantages, importance and its favorite methods.

Equal channel angular pressing/extrusion was used to produce sub-micron or nanometer size grain structures. The third chapter is about the most promising method of severe plastic deformation named equal channel angular pressing.

In the fourth chapter, in order to use this method more efficiently, the parameter which the ECAP process has strongly dependant is explained.

The fifth chapter is to understand how the grain structure is changed and the grain size is reduced by ECAP/ECAE.

Sixth chapter is about to achieving the superplastic forming capability by ECAP/ECAE at relatively lower temperatures and higher strain rates.

In last chapter, the conclusion of the study has made.

1. GİRİŞ

Nano teknoloji, nanometrik (Nanometre metrenin milyarda birine, milimetrenin de milyonda birine denk gelen bir ölçü birimidir) boyutlardaki cisimlerle yapılan çok çeşitli araştırmalara verilen ortak addır. 1959 yılında, Richard P.Feynman'la yapılan konuşmada günümüzün nano-teknolojisinin temeli atılmıştır: 'Aşağıda yetecek kadar alan var'. Günümüzde nano-teknoloji birçok yöne sahiptir. Bunlardan bir tanesi 'yukarıdan-aşağıya' ('top-to-bottom') uygulamasıdır. Bu uygulama ile hem geleneksel hem de yeni alaşımların özellikleri gözle görülür derecede iyileştirilir [1]. Nano teknolojinin geleceğindeki parlaklık hızlı bir şekilde anlaşılmış; hükümetler, üniversiteler, laboratuvarlar, çeşitli endüstri şirketleri bu ortaya çıkan alanda çalışmalara önem vermişlerdir. Nano-teknoloji hususundaki yoğun ilgi sebebiyle yüksek harcamalar yapılmaktadır ki bu harcamalar araştırma ve geliştirmelerin ilk aşamalarında gerçekleşmekte, bunun sonucu olarak ta hızlı ticaretleşme konusunda zorlamalar yaratmaktadır. Nano teknolojinin global marketler üzerindeki ekonomik etkisinin 2008 yılında 700 milyar \$'ı aşacağı tahmin edilmektedir [2].

Son on yılda görülen önemli gelişmelerle nano yapılı malzemeler, Malzeme Biliminin bir dalı haline gelmiştir [3]. Özellikle 1999 yılından beri, nano teknoloji hususunda verimli konferanslar ve konuyla ilgili seminerler düzenlenmekte, buna paralel olarak ultra ince taneli (UFG) metaller konusunda düzenlenen sempozyumlar düzenli olarak artmaktadır Ultra ince taneli malzemeler, daha az malzeme kullanımı ve daha düşük imalat basamağı sağlaması ile metallerde (özellikle alüminyum ve alaşımlarında) tasarım ve imalatla tasarruf sağlar [4]. UFG malzemeler konusyla ilgili sempozyumlar, nano yapılı sistemlerde tane iyileşmesine ulaşmak için aşırı plastik deformasyonu (SPD) adres göstermektedir [2].

2. AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON (SPD)

Yeni çıkan nano teknolojilerden aşırı plastik deformasyon SPD, değişik kristal sistemlerde (örneğin alüminyum, demir, magnezyum) mikron-altı kristal yapıyı elde eden metodlardan biridir [5]. Bu metod yüksek basınç altında, düşük sıcaklıklarda (genellikle $0,4 T_m$ 'nin altında), yoğun birim şekil değişimi sağlar. SPD'ye maruz kalan malzemelerin teknolojisi ve bilimi son 30 yıl içinde evrime uğramış, önemli ilerlemeler sağlanmıştır. SPD ile üretilen malzemeleri, ilk olarak nano-teknoloji içerisinde düşünmek uygundur. Nano malzemelerdeki ticari ilgi, araştırmaları ve bu konudaki gelişmeleri hızlandırmakta, SPD ile elde edilen malzemelerin, ticari marketlere girişini kolaylaştırmaktadır.

SPD, makroskopik hacimde nanokristal yapı yaratmada en tercih edilen metoddur. Geleneksel metodlar (uzama, sıkıştırma v.b.) ise bu imkanı, sadece çok ince numunelerde verebilir [3]. SPD, büyük hacimli malzemelerin üretiminde geleceği parlak bir metod olarak ortaya çıkmakta, bunu da geleneksel metal ve alaşımların tanelerini, Tablo 2.1' de olduğu gibi mikron-altı kristal (tane boyutu 100nm - 1000nm) veya nano-kristal (tane boyutu 1nm - 100nm) seviyesine düşürerek yapmaktadır [2]. Ultra-ince yapıdaki malzemeler, tane boyutu $1 \mu m$ 'nin altındaki polikristallerdir [7].

Tablo 2.1: Tane Boyutuna Göre Malzemeler

	Tane Boyutu
Mikron-altı Malzemeler	100 nm ÷ $1 \mu m$
Nanokristal Malzemeler	1 nm ÷ 100nm
Ultra-ince Malzemeler	$< 1 \mu m$

SPD prosesi sadece nano-ölçekli tane boyutu yaratmak hususunda yetenekli değildir. Ayrıca, tane sınırı ve alt tane sınırı yapısı gibi, ek nano ölçekli özellikleri kontrole izin verir [2].

Geleneksel olarak, büyük plastik deformasyonlar metal şekillendirme ve kesme gibi çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır [7]. Haddeleme, çekme, ekstrüzyon gibi geleneksel şekillendirme metodlarının sebep olduğu plastik deformasyonun, metallerin dayanımını önemli derecede artırabildiği iyi bilinmektedir. Fakat, bu artışla birlikte süneklikte düşme olur. Örneğin plastik deformasyondaki artışla beraber Cu ve Al'un akma dayanımı monoton olarak artmakta, ancak kopma uzamaları ise azalmaktadır. Aynı eğilim diğer metal ve alaşımlar içinde geçerlidir.

SPD'ye maruz kalan malzemelerde ise olağandışı bir durum olarak yüksek sertlik ve yüksek süneklik kombinasyonu söz konusudur. Bu olağandışı mekanik davranışa sebep olarak SPD prosesi ile oluşturulan nanoyapı gösterilir [8]. SPD'nin en göze çarpan etkisi, tane boyutunun nanometre ölçeğine düşürülmesidir. Diğer etki ise, yoğun plastik birim şekil değiştirmeye eşlik eden dislokasyon yığılmasının, 10^{16}m^{-2} sınır yoğunluğa çıkmasıdır. İki faktör olan tane boyutu ve dislokasyon yoğunluğu, polikristal malzemelerin dayanımını sağlar [9].

Ultra-ince tane boyutu ve yüksek-yoğunluktaki dislokasyonların kombinasyonu yeni mekanizmalarda deformasyona olanak sağlar. SPD sayesinde metallerin ve alaşımların mikroyapısını değiştirme imkanı doğar ve bu yolla hem yüksek dayanım hem de süneklik elde edilir. Bu mekanik özellikler, ileri yapısal uygulamalar için cazip bir hal almıştır [8].

SPD'nin faydaları arasında ise basit yapısı, yüksek derecede deformasyon sağlayabilmesi, yüksek deformasyonu sadece bir numunede çalışabilme imkanı sağlaması, yüksek hidrostatik basıncı ayarlayabilme imkanı tanınması, sert ve gevrek malzemelerde de uygulanabilmesi gibi özellikler vardır [2].

Ultraince tane boyutları ile metallerin işlenmesi hususunda iki sebepten dolayı yoğun ilgi vardır. Birincisi, Hall-Petch bağıntısı doğrultusunda düşük sıcaklıklarda malzemenin dayanımında artış prensibidir çünkü dayanım tane boyutunun kare kökünün tersi ile değişir.

İkincisi, yüksek sıcaklıklarda yüksek birim şekil değiştirme oranlarında süperplastik şekillendirme yeteneğine ulaşabilme potansiyeli doğar çünkü süperplastik deformasyondaki akışın hızı, tane boyutunun karesi (d^2) ile ters orantılıdır [9]. Tane boyutunda azalma, süperplastik özelliklerin iyileşmesine sebep olur ve süperplastik davranış bölgesi, daha yüksek birim şekil değiştirme oranlarına ve daha düşük sıcaklıklara genişler[10]. Bir başka deyişle düşük sıcaklıklarda ve/veya yüksek birim şekil değiştirme oranlarında, ultra ince taneli (UFG) malzemeler, süperplastisite gösterir.

Yüksek deformasyon sıcaklıklarında süperplastik davranıştaki kayıp, önemli derecede tane kabalaşması ile ilgilidir [11]. Eğer bu ultra ince taneler, yükseltilmiş sıcaklıklarda oldukça kararlı olurlarsa genel olarak süperplastik olmayan alaşımlarda yüksek çekme sünekliğine ve süperplastik uzamalara ulaşma potansiyeli vardır. Bu, geleneksel alaşımlardan önemli derecede hızlıdır. Buna bağlı olarak SPD prosesi, süperplastik şekillendirme işlemleri ile karışık parçaların hızlı imalatını sağlar [12].

SPD tekniklerinin genel özelliği numunelerin işlem sırasında şeklinin aşağı yukarı eşit kalmasıdır. Böylece birim şekil değiştirmede herhangi bir geometrik kısıtlama kalmaz. Haddeleme ve ekstrüzyon gibi geleneksel metodlarda, efektif birim şekil değiştirme olarak 4'den büyük değerlere sadece çok az uygulamada kullanılan ince tel ve folyolarda ulaşılabilir [13]. SPD, haddeleme prosesinden katlarca fazla birim şekil değiştirme verebilir, malzemenin kristal yapısını değiştirebilir ve yeni fiziksel özellikler üretebilir [6]. Günümüzde metaller için soy gaz yoğunlaşması, yüksek enerjili öğütme, kayma aşınması, nano toz birleştirmesi, fiziksel ve kimyasal buhar çökeltme, hızlı katılaştırma, mekanik alaşımlama, soğuk haddeleme [7] gibi metodlarla ultra-ince tane boyutu üretilebilir [13]. Fakat, bu tekniklerle ilgili hala problemler vardır. Bunlardan bazıları, porozite ve büyük hacimli numunelerin imalat zorluğudur. Bu problem SPD vasıtasıyla kaba-tanelenmiş malzemelerde ultra ince tane boyutlarının üretimi ile önlenabiliyor (12). Termomekanik işlemlerle küçük tane boyutları elde edilebilir ancak bu işlemler her alaşım için farklıdır ve alaşımın bileşiminde değişiklik olmaması için işlem her alaşım için ayrı ayrı ayarlanmalıdır. Elde elde edilebilen en küçük tane boyutları 1-10 μm civarındadır.

Tablo 2.2: Malzemelere Göre Ağustos-1999 İle Aralık-2002 Yıllarına Kadar Yayın Sayısı

Malzeme	Yayın sayısı (Ağustos-1999)	Yayın sayısı (Aralık-2002)
Aluminyum ve aluminyum alaşımları	58	369
Bakır ve bakır alaşımları	48	182
Nikel ve nikel alaşımları	28	84
Demir ve demir alaşımları	24	160
Titanyum ve titanyum alaşımları	10	72
Geçiş metalleri	11	53
Yarı iletkenler	7	9
Kompozitler	7	59
Polimerler	3	15
Diğer metaller: Ag, Nb, Co, Zn, Mg, Li	11	96

1990 yılından önce SPD hususunda çok sınırlı araştırma yapılmış, Tablo 2.2'den anlaşıldığı üzere 1999 yılından itibaren ise yoğun ilgi sebebi ile araştırmalar hız kazanmıştır.

Araştırmaların çoğu aluminyum ve alaşımları konusunda yoğunlaşmıştır. Aluminyum ve bakır, nispeten düşük sıcaklıklarda SPD ile proses edilebilir ve temel çalışmalar için uygundur. Bakıra kıyasla aluminyum alaşımları konusunda araştırma sayısının fazlalığı, incelenen aluminyum sayısının fazlalığındandır. Ayrıca aluminyum alaşımlarının süperplastik özelliklerini kullanmak için ultra ince tane

formlarını geliştirme hususunda özel bir ilgi vardır [2]. Ultra-ince taneli malzemeler, alüminyum parçalarının imalatında ve tasarımında kolaylık sağlarken, daha düşük malzeme kullanımı ve daha düşük imalat basamağı gereksinimi sağlar. Bu da enerji ve imalat tasarruf sağlar [4].

Son yıllarda çelikler, geçiş metalleri ve kompozitler üzerinde de araştırmalarda artış olmuştur. Çelikler üzerinde artış Güney Kore, Çin ve Japonya'daki SPD üzerindeki çalışmalardan kaynaklanmaktadır.

Titanyuma olan ilgi ise belli faktörlerden kaynaklanmaktadır. Titanyum süperplastik olarak şekillendirilebilir. Titanyum ayrıca uzun-ömürlü uygulamalarda kullanılan nispeten daha pahalı bir metaldir çünkü korozyona dayanıklı ve biyo-uygunluğu vardır. Bunun neticesinde SPD ile titanyumun özelliklerini geliştirmede teknolojik zorlamalar vardır. Geçiş metalleri üzerine ilgi, Ni_3Al (18 yayın) ve TiAl (19 yayın) üzerinde odaklanmaktadır. SPD işlemi, polimer ve yarıiletken gibi metal olmayan malzemeler için başarılı bir şekilde uygulanabilir [14].

Aşırı deformasyonda mikron-altı ve nanokristal yapısı ile ne demek istendiği doğrudan kolay anlaşılır bir şey değildir çünkü mikroyapı, deformasyon gelişiminin doğal sonucu olarak meydana gelir. Örneğin, 1 μm 'den küçük ortalama hücre boyutuna sahip aşırı deformasyona uğramış bir alaşım, bir hayli fazla küçük-açılı sınırlar ihtiva edebilir ve taneler deformasyon yönünde aşırı uzamış olabilir. Aşırı deforme olmuş alaşımın gerçek mikron-altı veya nanokristal tane yapısı göstermesi için şu iki şart sağlanmalıdır:

- Büyük-açılı tane sınırlarının (HAGB) ortalama aralığı (örneğin $>15^\circ$ 'lerde hatalı yerleşmiş sınırlar), bütün yerleşmelerde 1 μm veya 100 nm'den küçük olmalı,
- Malzemedeki, büyük-açılı tane sınırı alanının, toplam sınır alanına oranı $\%70$ 'den büyük olmalıdır.

Malzemenin en az $\%70$ büyük-açılı sınır alanına sahip olması gerekliliği hem teorik olarak hem de deneysel olarak ispatlanmıştır. Böylece az sayıda alt tane içeren büyük-açılı tane sınırı ağı oluşturulur. Burada, en az $\%70$ büyük-açılı tane sınırı oranı, kararlı tane iyileşmesi için gereklidir. Tablo 2.3'e göre çeşitli şartlarda ECAP ile büyük-açılı tane sınırlarına ulaşılmıştır.

Tablo 2.3: Değişik Şartlar Altında Büyük-Açılı Tane Sınırı Oranları

Malzeme	İşlem rotası	Tane boyutu (μ)	% Büyük-açılı sınır alanı
Al-0,13 Mg	ECAP, Rota A 20°C $\epsilon \sim 10$	0,5 x 0,5 x 1,0	%73
Al-3 Mg	ECAP, Rota A 20°C $\epsilon \sim 10$	$\sim 0,1 \times 0,3$	%80
Cu	ECAP, Rota A 20°C $\epsilon \sim 10$	0,21	%90

Aşırı deforme olmuş alaşımların tane yapıları, işlem koşullarına ve malzemenin bileşimine bağlı olmasına rağmen, genel olarak tane boyutu alt tane düzeninde bulunmuştur. Aşırı plastik deformasyon ile mikron-altı yapılar, benzeş sıcaklık olarak $< 0,4 T_m$ sıcaklığın altında kolaylıkla elde edilir. Fakat genel olarak nanokristal yapılara ancak benzeş sıcaklık olarak $0,2 T_m$ 'den düşük sıcaklıklarda ulaşılabilir. Fakat çoğu alaşım, bu kadar düşük sıcaklıklarda kırılma olmaksızın işlem göremez.

Mikron-altı tane yapısı oluşumu, tane sınırı alanında çok büyük artışa gerek duyar. Düşük sıcaklıklarda ($T < 0,5 T_m$) plastik deformasyon sırasında, yeni büyük-açılı sınır alanı, aynı anda görülen başlıca iki mekanizma ile yaratılır:

- Önceden var olan sınırların uzaması ile,
- Tanelerin bölünmesi ile oluşan yeni büyük-açılı sınırların yaratılması ile.

Bunlardan birincisi, uygulanan birim şekil değiştirme ile orantılı olarak sınırların uzamasından kaynaklanır. İkincisi, plastik deformasyonun kristal karakterinin sonucudur.

Geleneksel birim şekil değiştirmelerde ($\epsilon < 3$), tane alt kısımlarından yeni büyük-açılı tane sınırları oluşumu hususunda, yüzey merkezli kübik (fcc) metallerin haddelenmesi işleminde geniş şekilde çalışılmaktadır ve geleneksel olarak bu durum aşağıda özetlenmiştir:

- Taneler, takılmış kayan dislokasyonların dizilişleri ile hücre sınırlarına bölünürler. Fakat, hücre sınırlarının hatalı yerleşmeleri az oranda artar ve çok yüksek birim şekil değiştirmelerde bile büyük-açılı sınırlar oluşturamazlar.
- Zorlanmış tane içersinde, deformasyon bandlarına bölünme olursa, deformasyon enerjik olarak kolaylaşır. Birim şekil değiştirme ile birlikte deformasyon bandları arasındaki hatalı yerleşmeler artar çünkü en yakın kararlı yerleşmelerden birine doğru dönmeye çalışacaktır. Eğer bu yerleşmeler önemli derecede ayrılırsa, büyük-açılı hatalı yerleşmeli yeni sınırlar oluşturabilir.
- Özellikle üçlü noktalarda ve tane sınırlarında, taneler arası etkileşimler ve diğer heterojenlikler, zorlamalarda bölgesel değişmelerle birim şekil değiştirme gradyenlerine sebep olabilir. Bu durum tane içersinde farklı noktalarda farklı kayma sistemlerini başlatabilir. Eğer bu aşırı derecede yeterli seviyede olursa büyük-açılı sınırlara dönüşebilir.
- Artan birim şekil değiştirme ile birlikte tane alt bölünmesi ilk olarak en büyük boyda başlar (başlangıç bandları ile) ve sonra bir aşağı seviyeye hareket eder (örneğin hücre blokları ve mikroband sınırları)

Aşırı deformasyonda önemli ilave faktörler de şunlardır:

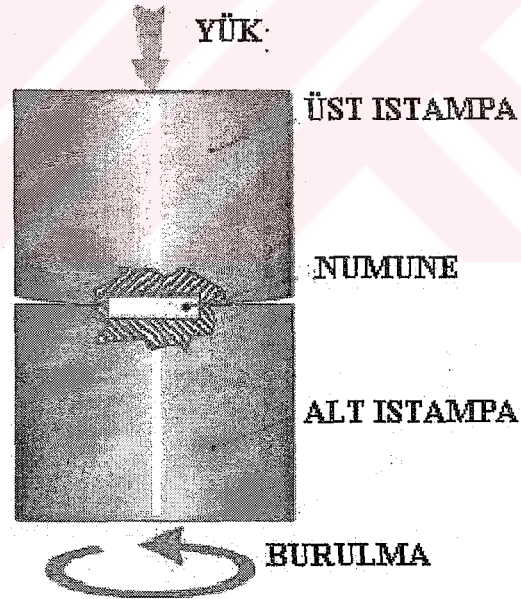
- Yüksek birim şekil değiştirmelerde akma yumuşaması, kayma banlarında yoğunlaşmış kaymalara yol açabilir. Bu, malzemelerin kayma bandları içersinde dönmesine ve ilave büyük-açılı sınırların yaratılmasına yol açabilir.
- Birim şekil değiştirmedeki eksenel değişiklikler, kayma bandlaşmasını geliştirerek ve yöne bağlı deformasyon yapılarına engel olarak tane iyileşmesine artırabilir.
- Alaşımlarda kaymanın engellendiği durumlarda ikizleme ile yeni büyük-hatalı yerleşmeli sınırlar yaratılabilir.

Yukarıda bilgilere rağmen, geleneksel birim şekil değiştirmedeki deformasyon yapı gelişimini, aşırı yüksek birim şekil değiştirmelerin görüldüğü aşırı deformasyon içinde kullanma hususunda bilgi eksikliği vardır.

Aşırı plastik deformasyon için düşük birim şekil değiştirmelerde, taneler birim şekil değiştirme ile orantılı olarak çarpılırlar ve deformasyon bandlarının oluşumu için

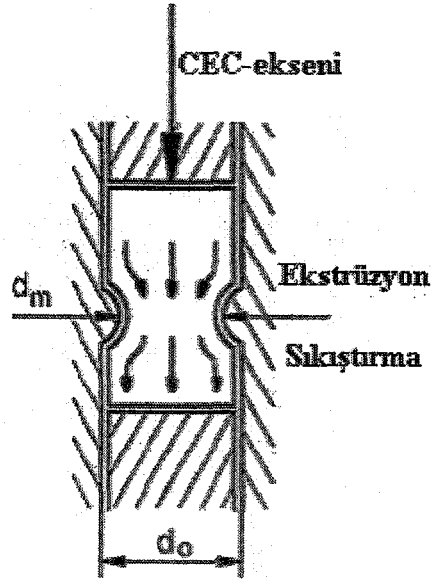
bölünmeye başlarlar. Geleneksel birim şekil değiştirme sınırına ($\epsilon \sim 4$) doğru birim şekil değiştirme artarken orjinal büyük-açılı sınırlar ve deformasyonun oluşturduğu yeni sınırlar, işlem yönüne doğru dönerler. Sıralanmış tabakalı büyük-açılı sınırlar içeren lifli yapı geliştirirler. Artan birim şekil değiştirme ile birlikte dizilmiş büyük-açılı sınırların enine aralığı düzenli olarak düşerek ~ 5 birim şekil değiştirmelerde ‘şeritli’ taneler üretirler. Daha yüksek birim şekil değiştirmelerde mikroyapıdaki iyileşme ‘şeritli’ tanelerin devamlı olarak düşük görünüş oranlı mikron-altı alt tanelere bölünmesi ile devam eder. Fakat mikron-altı taneler bandlarda homojen şekilde olmadan da oluşabilir ve $\epsilon \sim 4$ ’den düşük birim şekil değiştirmelerde gelişmeye başlayabilir [13].

SPD’nin son zamanlarda araştırılan en popüler 5 prosesi vardır: bunlar yüksek basınç burulması (HPT), tekrarlı ekstrüzyon basması (CEC), biriktirmeli hadde yapıştırması (ARB), farklı kesitli kanal içinde açılı presleme (DCAP) ve eşit kesitli kanal içinde açılı presleme/ekstrüzyon’dur (ECAP/ECAE).



Şekil 2.1 : Yüksek Basınç Burulması (HPT)

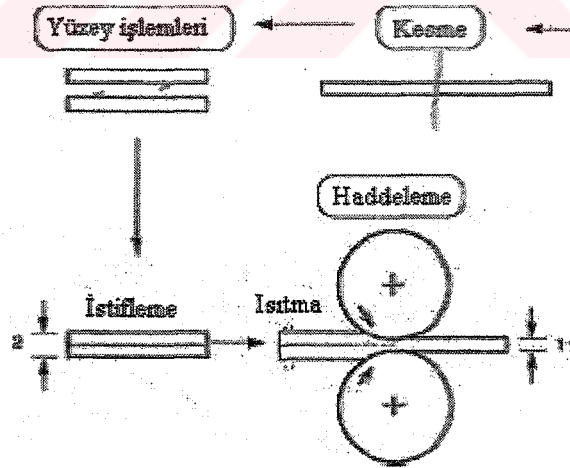
Şekil 2.1’deki gibi HPT, biri sabit diğeri dönen iki ıstampadan oluşur ve numune için hidrostatik basınç koşulları yaratılır. Numune konulduktan sonra, istenen basınç değerine kadar sıkıştırılır ve alt ıstampa dönmeye başlar. Yüksek basınçtan dolayı, numune burulmayla deformasyona uğrar[14]. HPT sadece küçük ve ince disk numunelerde uygulanabilmektedir [15].



Şekil 2.2 : Tekrarlı Ekstrüzyon Basması (CEC)

Burada ekstrüzyon sıkıştırma işlemi söz konusudur. Şekil 2.2'ye göre tekrarlı ekstrüzyon işlemleri ile numune çapı düşerken, sıkıştırma ile çap başlangıç boyutlarına artırılır.[15] HPT ve CEC'de zorlamalar bütün numune hacminde olur [14]

ARB, haddelenmenin kendisini kullanan tek SPD metodudur.

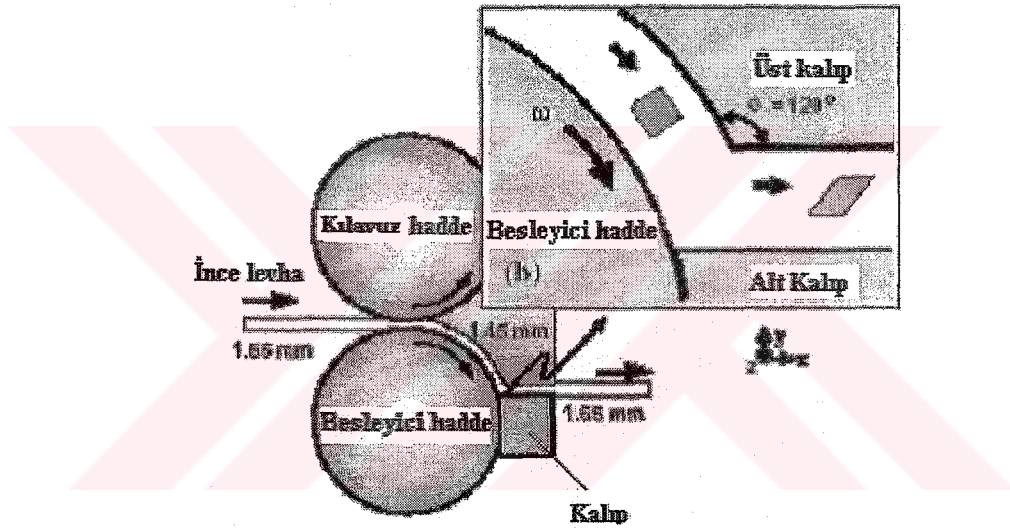


Şekil 2.3 : Biriktirmeli Hadde Yapıştırması (ARB)

Şekil 2.3'te görüldüğü üzere ARB işleminde %50 haddelenmiş levha ikiye kesilir. Başlangıç boyutlarında olacak şekilde istif edilir ve tekrar haddelenir. ARB'nin ciddi problemleri malzemelerin kırılması ile ilgilidir. Çünkü malzemelerde yüksek

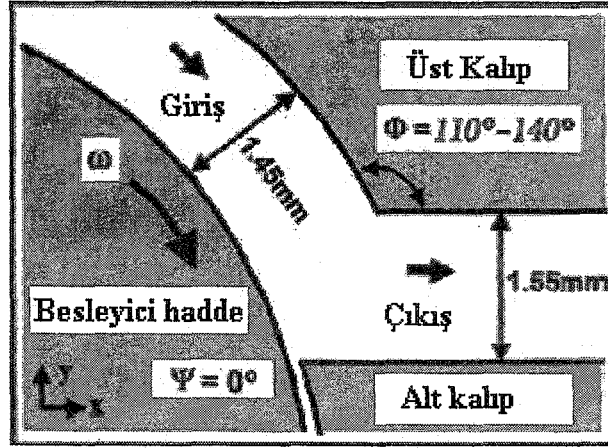
miktarda plastik deformasyon yığılır ve haddeleme hidrostatik bir işlem değildir. Özellikle yüksek tekrarlamalarda levhalarda kenar çatlakları oluşur [15].

Bu zamana kadar Eşit kesitli kanal içinde açılı presleme (ECAP) ile yapılan çalışmalarda uzun ve ince levha şeklindeki parçalar şekillendirilememektedir [16]. Bu da metalik levhalar için geniş uygulamalarda sınırlamalar yaratır [17]. Bunun üstesinden gelmek amacıyla çeşitli teknikler denenmektedir. Bu tekniklerden, yeni çıkmış bir ECAP-esaslı bir metod olan farklı kanal içinde açılı presleme (DCAP) tasarlanmış ve bu metodla Şekil 2.4.'te görüldüğü üzere uzun ve ince bir levhaya büyük oranda kayma deformasyonu verilebilir. DCAP'la meydana gelen büyük plastik deformasyon, tanelerin iyileşmesini sağlar.



Şekil 2.4 : Farklı Kesitli Kanal İçinde Açılı Presleme (DCAP)

Segal'in önceki çalışmalarına dayanarak Lee, ECAP'la ortaya çıkan deformasyon özelliklerini levha şekillendirme işlemleri için uygulamak için DCAP işlemini oluşturmuş ve bu yolla dar ve ince metalik levhalara kesit alanlarında önemli bir değişiklik olmadan kayma deformasyonu verilebilmektedir. Bu yeni yöntem, geleneksel ECAP tekniğinden ayırmak için DCAP denir.

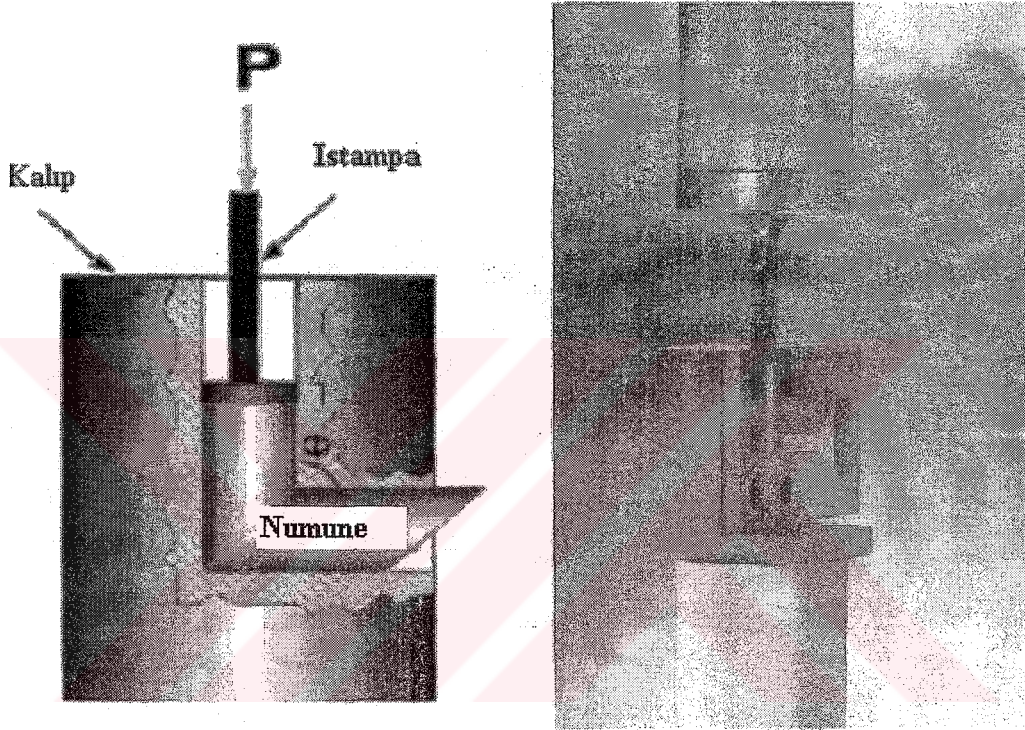


Şekil 2.5 : DCAP Kalıp Şekli

Şekil 2.5.'te üst ve alt hadde, uzun ve dar parçayı kanal boyunca kalıba vermektedir. DCAP kanalı için çıkış kanalı (1,55mm), giriş kanalından (1,45mm) biraz daha büyüktür. Burada Φ açısı, giriş ve çıkış kanallarının kesiştiği açıdır ve sabit bir eğrilik açısı $\Psi=0^\circ$ iken 110° ile 140° arası ayarlanabilir. Artan açıyla birlikte ultra ince tanelerin oluşması için gereken kritik birim şekil değiştirme artmaktadır. Bu eşsiz tasarım, uzun ve dar parçanın aşırı kayma deformasyonundan sonra başlangıç kalınlığında kalabilmesine olanak sağlar ve sürekli deformasyon ile birçok geçişe imkan tanır.

Ancak sonuç olarak numunenin yüzey kalitesi, geleneksel haddelenmiş malzemelerden kötü olmaktadır [15].

3. EŞİT KESİTLİ KANAL İÇİNDE AÇILI PRESLEME / EKSTRÜZYON (ECAP / ECAE)

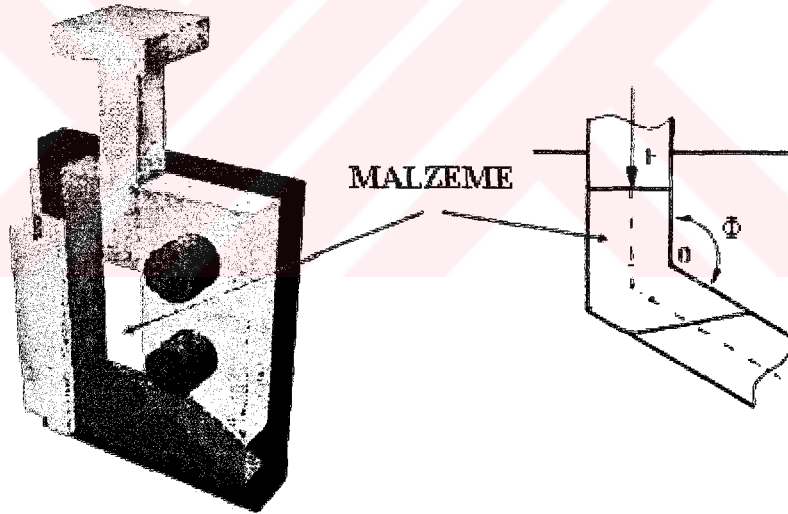


Şekil 3.1 : ECAP Kalıbının ve Numunenin Resmi

Şekil 3.1’de merkez parça, bir kenar parça ve ıstampa görülmektedir. Ultra ince taneli malzeme üretiminde çeşitli teknikler son yıllarda araştırılmaktadır. Bu tekniklerin ticari uygulamada malzeme miktarı ve boyutu üretim yeteneği sınırlıdır. Şekil 3.1.’deki gibi ultra-ince taneli malzeme üretimindeki yeni çıkan bir teknikte SPD’nin süreksiz bir prosesi olan eşit kesitli kanal içinde açılı presleme/ekstrüzyon (ECAP/ECAE)’dir [1]. Eşit kesitli kanal içinde açılı presleme (ECAP) tekniği Segal tarafından 1981 yılında [18] bulunmuş soğuk işleme tekniğidir [19]. Bu teknik, çok-adımlı yığın prosesidir [1]. ECAP, malzemeye basit kayma ile yoğun plastik birim şekil değiştirme veren bir metoddur [20].

ECAP prosesi ilk olarak 20 yıl önce eski Sovyetler Birliğinde yürütülen çalışmalarda geliştirilmiştir. Başlangıçta ECAP, ağır çubuklara plastik birim şekil değiştirme

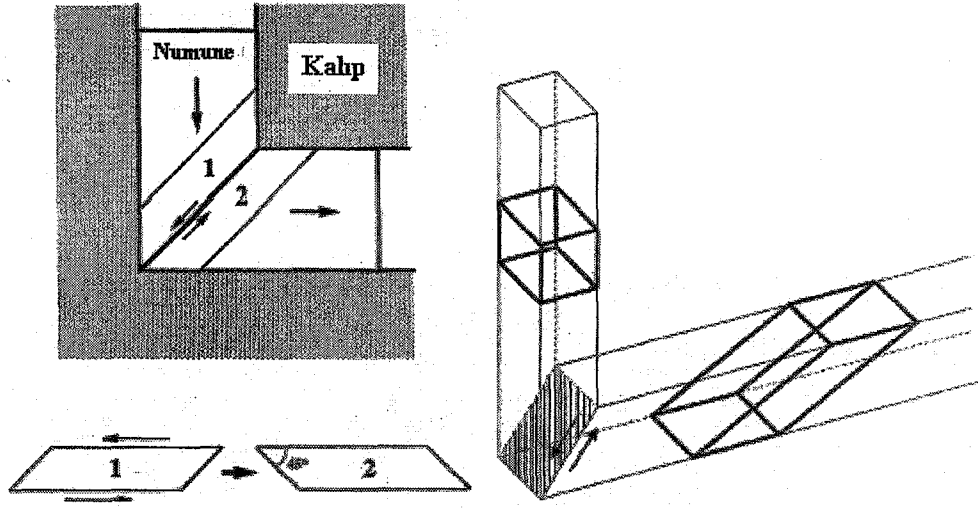
işlemi olarak kurulmuştur. Sonraları, yaklaşık 10 yıl önce, bu metodun ultra ince tane boyutlu malzeme üretmek için kullanılabileceği ispatlanmıştır ve son on yılda yoğun çalışmalara konu olmuştur [21]. ECAP tekniği, herhangi bir artık porozite içermeyen ultra-ince taneli malzemelerin üretiminde en etkili metod olarak görülmektedir. Bu teknikle iri hacimli numunelerde, kırılma olmaksızın aşırı büyük birim şekil değişimlerine ulaşılır. Metallere aşırı plastik birim şekil değiştirme uygulamak için birçok teknik geliştirilmiş fakat ECAP tekniği büyük hacimli ve düzgün UFG malzeme üretimi ve her geçişte büyük plastik kayma deformasyonu sağlaması ile diğer yöntemlere göre avantajlı bir tekniktir [20]. Bu tekniğe olan özel ilginin sebebi ağır malzemelerde ince-tane yapısından dolayı işleme esnekliğine sahip olmasıdır [21]. Ultra-ince tane boyutlarının üretilmesi, süperplastik olmayan malzemelerde muhteşem süperplastik şekillendirme potansiyeli sağlar. ECAP prosesinin, çok hızlı birim şekil değiştirme oranları hariç ve nispeten düşük benzeş sıcaklıklarda, süperplastik sünekliğe yol açtığı ispatlanmıştır [22].



Şekil 3.2 : ECAP Takımının ve Malzemelerin Deformasyonunun Kısaca Tarifi

İşlemde olarak bir Φ açısında kesişen, kesitleri aynı, iki kanal içeren bir kalıp boyunca basılması sonucu numune, Şekil 3.2'ye göre basit kayma sebebi ile şiddetli plastik deformasyona maruz kalır. Burada ıstampa kullanılarak numune kalıba basılmaktadır [6]. Numune kalıp içinden rijit olarak hareket eder [19]. Numunenin kesit boyutlarında herhangi bir değişme olmadığından dolayı büyük derecede birim

şekil değişimine ulaşmak için defalarca kez presleme yapılabilir ve böylece tane boyutu, mikron-altı seviyelerinde tane boyutuna düşürülebilir.



Şekil 3.3 : ECAP Kayma Düzlemi

ECAP prosesi kullanılarak numune, L-şeklinde bir kanal içeren kalıp boyunca preslenmiştir. Kayma, gelişime uğramış alt tane şeritleri oluşturur ve ilave sayıda presleme ile hatalı yerleşmeden kaynaklanan büyük açılara sahip sınırlarla ayrılmış tane dizileri oluşur. ECAP prosesi ile alaşımların hem dayanımı hem de tokluğu artar. Aşağıdaki tabloda ECAP’la işlenmiş bazı nano-malzemeler ile geleneksel malzemelerin mekanik özellikleri arasında karşılaştırma yapılmıştır:

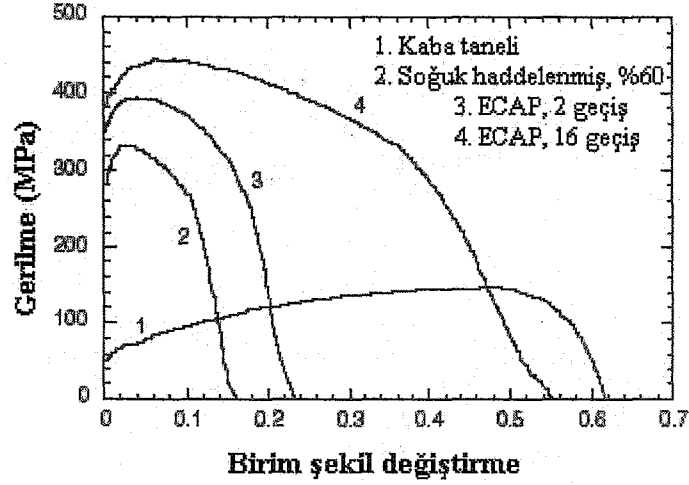
Tablo 3.1: ECAP Sonrası Bazı Nano Malzemeler İle Geleneksel Malzemelerin Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması

Malzeme	İşlem Tarzı	HV	$\sigma_{0,2}$, MPa	σ_{UTS} , MPa
α -Fe	ECAP	300	850	980
	Standart	90	200	350
Cu (99,98%)	ECAP	155	400	480
	Standart	55	100	240
Ni (99,86%)	ECAP	310	600	920
	Standart	70	170	400
Çelik 18-10	ECAP	640	1800	2240
	Standart	310	320	600
Fe-36%Ni	ECAP	300	820	850
	Standart	120	280	460
Fe-45%Ni	ECAP	360	1540	1650
	Standart	120	760	930

Tablo 3.1.'e göre Cu'nun akma dayanımı, kaba taneli saf Cu'dan 4 kat fazla bulunmuş, düşük karbonlu çelikler üzerine yapılan araştırmada ise dayanım olarak 900MPa aşılmış; bu da kaba taneli düşük karbonlu çelikten 3 kat fazladır [23]

Yazılı literatürde ECAP prosesi ayrıca ECAE terimi olarak ta benimsenmektedir. Fakat, teknik ekstrüzyon içermediği için proses metodu olarak ECAP ismi kullanılması tavsiye edilir [21]. Proses, Al' dan Cu' a , Mg , Ti, Ni ve demirli alaşımlara kadar farklı malzemelerde uygulanmaktadır. Geçmiş çalışmaların çoğu, ECAP'ın deformasyon mekanizması ve etkili faktörlerini anlamak amacıyla basit fazlı alaşımlar üzerine yürütülmüştür. Son zamanlarda, çalışmalar ticari alüminyum alaşımlarına adanmıştır çünkü ECAP, endüstriyel uygulamalar için yüksek potansiyele sahip olarak bilinmektedir. Önemli tane iyileşmesine, ECAP'la çeşitli

ticari alüminyum alaşımlarında ulaşılabilir. Bunlardan bazıları 1100, 2024, 3004, 5083, 6061 ve 7075'tir [24].



Şekil 3.4 : Cu İçin Oda Sıcaklığında Çekme Gerilmesi-Birim Şekil Değiştirme Eğrileri

Şekil 3.4'e göre başlangıçta kaba taneli Cu, 30 µm tane boyutuna ve düşük akma gerilmesine sahiptir. Ancak önemli pekleşme ve büyük kopma uzaması gösterirler. Bu tipik olarak kaba taneli malzeme davranışdır. Kopma uzaması, sünekliğin sayısal ölçümüdür ve numunenin koptuğu yerdeki birim şekil değiştirmedir. Bakırın %60 kalınlığa soğuk haddelenmesi dayanımı önemli derece artırırken, kopma uzaması şiddetli şekilde düşer. Bu durum, plastik olarak deforme olmuş metallerin klasik davranışdır. Bu eğilim, Cu'nun ECAP'la 2 geçişi durumunda da geçerlidir. Ancak ileri deformasyon olan 16 geçiş sonrası Cu'nun hem sünekliği hem de dayanımı aynı zamanda artar. ECAP ile üretilen metallerde bu olağandışı mekanik davranışa neden olarak, ECAP'ın deformasyon mekanizmasında meydana getirdiği değişiklikler gösterilir. Kaba taneli metallerde, dislokasyon hareketi ve ikizleme esas deformasyon mekanizmalarıdır. Ultra-ince, büyük-açılı sınırlara sahip eş eksenli taneler, dislokasyon hareketlerini engellerler ve sonuç olarak dayanımı artırır. Bunun yanında, bu taneler tane sınırı kayması ve yükselmiş tane dönmesi gibi diğer deformasyon mekanizmalarını devreye sokarlar. Bu da sünekliği geliştirir. Bu malzemelerin olağandışı davranışları, SPD ile üretilmiş aşırı yoğunlukta büyük-açılı sınırlara, dislokasyonlara, noktasal kusurlara sahip nanoyapılı metaller ve alaşımlardan kaynaklanmaktadır [25].

ECAP tekniği ile oluşturulan mikroyapı ve elde edilen toplam birim şekil değiştirme ve özellikler, numunelerin tekrar kalıba verilmeden önce döndürülmesi (rotalar),

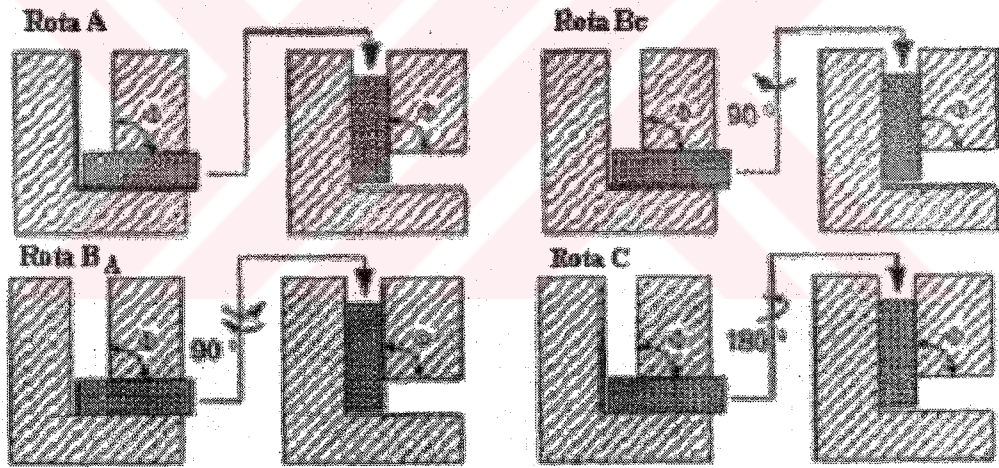
numunenin kalıptan geçme sayısı, kalıp dizaynı (örneğin kalıp açıları), numunenin geçişi sırasındaki sıcaklık v.b. gibi bir çok parametreden etkilenmektedir. Bu parametreler iyice bilinmeli ve ona göre teknik uygulanmalıdır.



4. ECAP'I ETKİLEYEN PARAMETRELER

4.1 Deformasyon Rotası

Bir numune birbirini takip eden geçişlerle preslenirken her geçişte numunenin dönmesi sebebi ile kayma karakteristiği değişebilir [21]. Tekrar kalıba koymadan önce, numunenin ikinci geçişinden önce, numune Şekil 4.1'deki gibi boylam ekseninde 90° ve 180° döndürülebilir [26]. ECAP malzemelerinin son mikroyapı ve mekanik özelliklerinin, kuvvetli şekilde Şekil 4.2'deki gibi bağımsız geçişler arasındaki numunenin dönme tipine bağlı olduğu bilinmektedir [10].



Şekil 4.1 : ECAP İşlem Rotaları

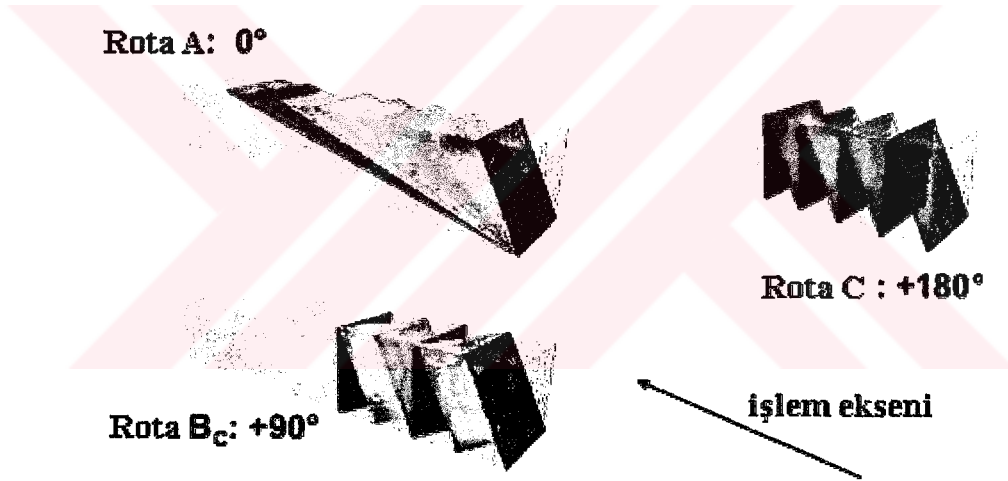
Rota	Geçiş sayısı						
	2	3	4	5	6	7	8
A	0°	0°	0°	0°	0°	0°	0°
B _A	90° ↺	90° ↻	90° ↺	90° ↻	90° ↺	90° ↻	90° ↺
B _C	90° ↺	90° ↺	90° ↺	90° ↺	90° ↺	90° ↺	90° ↺
C	180°	180°	180°	180°	180°	180°	180°

Şekil 4.2 : Dört Farklı İşlem Rotasında Dönme Açıları ve Yönleri

Numuneler farklı geçişlerde tekrarlı olarak kanalın tepesinden farklı yollarla verilir. Buna literatürde ‘Rotalar’ adı verilir. Genel bir kural olarak proses, malzemeye ve belirli rotaya bağlı olarak genellikle 12’den 15’e değişen N geçişten sonra doymaya ulaşınca kadar, akma gerilmesi, dayanım ve süneklikte önemli artış olur. Rotalar, kalıp kanalı boyunca her geçişte görülen kayma yönü vasıtasıyla fiziksel olarak ayırt edilir [27].

Pratikte 4 farklı proses rotası saptanmıştır:

- Rota A’da, numune herhangi bir dönme olmadan defalarca basılabilir,
- Rota B_A’da, numune her geçişte birbirine zıt yönlerde 90° döndürülür,
- Rota B_C’de, her geçiş arasında aynı şekilde 90° döndürülür,
- Rota C’de numune her geçişte 180° döndürülür.



Şekil 4.3 : Değişik Rotalarda Numunenin Esas Düzlemi

Şekil 4.3’teki değişik renkli bölgeler, Rota A, B_C ve C’de farklı sayıda presleme sonrası numunenin esas düzlemini göstermektedir. Bu değişik proses rotalarının analizi göstermiştir ki Rota A ve B_A, artan geçişlerle, kübik eleman içeren numunede sürekli deformasyona yol açmakta iken Rota B_C ve C gereğinden fazla birim şekil değiştirme içermektedir ki kübik eleman sırasıyla Rota B_C ve Rota C için her 4 ve 2 geçişte küp olarak onarılmaktadır.

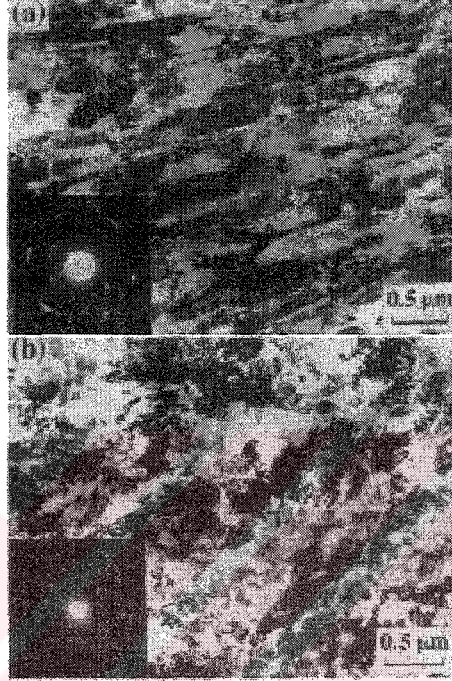
Rota	Düzlem	Geçiş Sayısı								
		0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	X									
	Y									
	Z									
B _A	X									
	Y									
	Z									
B _C	X									
	Y									
	Z									
C	X									
	Y									
	Z									

Şekil 4.4 : Değişik Rotalarda ve Geçiş Sayılarında Farklı Düzlemlere Göre Kübik Eleman

Şekil 4.4'e göre Rota B_C ve C, Rota A ve B_A'ya göre kübik elemanın onarılmasından dolayı daha çok tercih edilmekte, Rota B_C'de Z düzleminde Rota C'nin deformasyon eksinliğinden dolayı Rota C'ye göre daha çok tercih edilmektedir. Rota B_C ile Rota C arasındaki en temel fark Rota B_C'de kayma deformasyonu iki farklı düzlemde olurken Rota C'de hep aynı kayma düzleminde olmaktadır [21]. İlk geçişle oluşturulan 'büyük-açılı' dislokasyon duvarları kararlı duvarlardır; kayma birim şekil değiştirme miktarına ve kullanılan proses rotasına bağlı olarak ileri geçişler bunları yeni yerleşmelere doğru kaydırır [19]. Bir geçişten diğerine geçmek, birim şekil değiştirme yönünün değiştiğini gösterir [6].

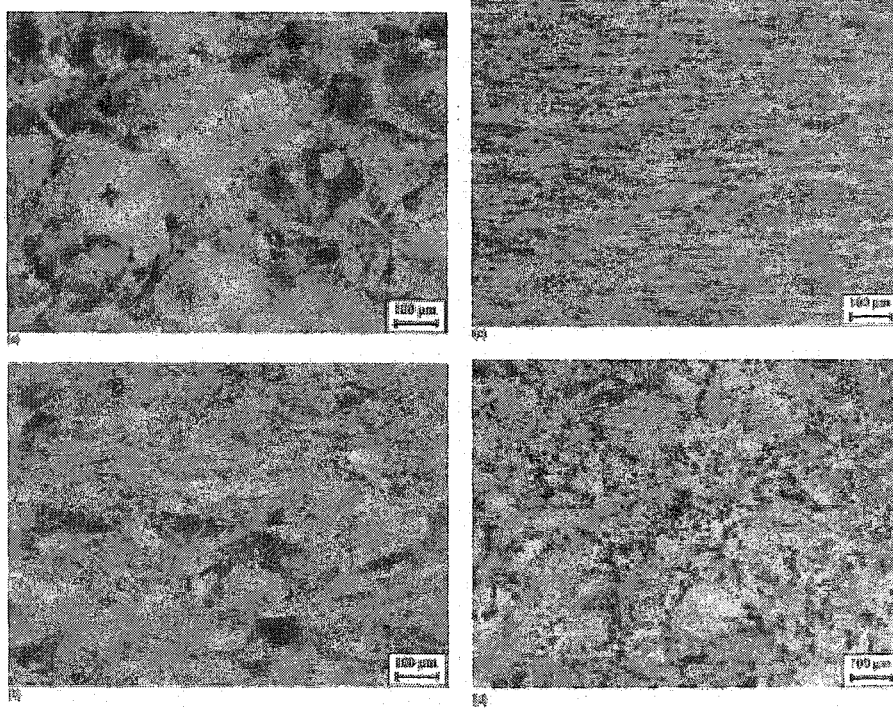
Kanalın iki parçası arasındaki Φ açısı 90° iken, optimum presleme şartları Rota B_C'de olmaktadır çünkü bu rota en süratli şekilde büyük-açılı hatalı yerleşmelere sahip sınırlarla ayrılmış ultra ince eş eksenli tane dizilişine yol açar [21]. Malzeme üretimi için en uygun işlem yönüdür ve bu malzemeler yüksek süperplastik uzama gösterme yeteneğine sahiptir [12]. Rota C ile 180° C 'lik dönmeye numuneler bir

düzlemde basit olarak deforme olmaktadır. Her ikinci geçişte kayma birim şekil değişimini ters döndürerek malzemenin mikro yapısını kuvvetli şekilde etkiler ve bu, artık birim şekil değişimi ile sonuçlanır [27]. A rotasında ise her geçiş arasında bir dönme söz konusu değildir[19]. Özetlemek gerekirse $\Phi = 90^\circ$ iken Rotaların tane iyileşmesi hususunda etkisi Rota $B_C > Rota C > Rota A$ 'dır [28].



Şekil 4.5 : Al-%3 Mg-%0,2 Sc için 8 Geçiş Sonrası Mikroyapı (a) Rota A, (b) Rota B_C

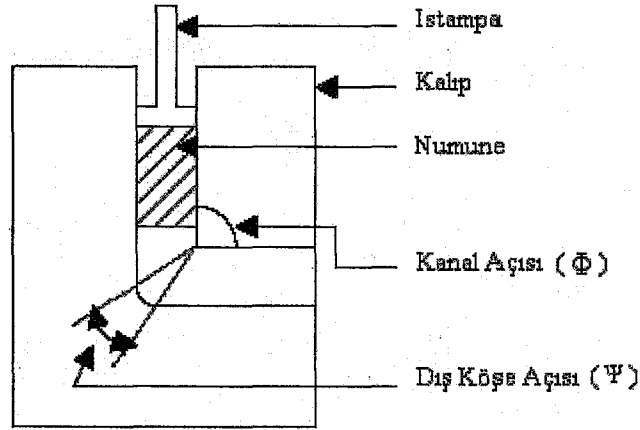
Rota B_C , Rota B_A 'ya göre daha çok tercih edilir çünkü ECAP'la oluşturulan küçük-açılı sınırların, daha hızlı şekilde büyük-açılı hatalı yerleşmelere sahip sınır dizilişlerine gelişmesini sağlar. Şekil 4.5'de numuneler yaklaşık birim şekil değişimi 8'e denk gelen toplam 8 geçiş sonrası, A ve B_C rotalarında preslenmiştir. Burada 8 geçiş Al-%3Mg-%0,2Sc alaşımında homojen yapıyı kurabilmek için yeterlidir. Rota A için, Şekil 4.5 (a)'da taneler uzamış düzendedir ve SAED modeli halkaların etrafında yayınmış ve bazıları güçlü yoğunluğa sahiptir. Bu durum küçük-açılı hatalı yerleşmeli tane sınırlarını ifade eder. Şekil 4.5 (b)'de, Rota B_C için ise 0,2µm ortalama boyutlu eş eksenli tanelerin oldukça homojen mikroyapısı söz konusudur ve SAED modeli iyi saptanmış halkalar ihtiva etmekte bu da büyük-açılı hatalı yerleşmeli sınırların varlığını göstermektedir [29]. Mikroyapı gelişimi en hızlı Rota B_C 'de olmakta, Rota C'de daha yavaş olmakta, Rota A veya B_A 'da ise en yavaş olmaktadır.



Şekil 4.6 : Zn-%5 Al Alaşımı için (a) Başlangıçta (b) Bir Geçiş Sonrası (c) Rota A’da 4 Geçiş Sonrası (d) Rota C’de 4 Geçiş Sonrası Mikroyapılar

Başlangıçta Zn-%5 Al alaşımının mikroyapısı (Şekil 4.6 (a)) 150-250 μm boyutlu eş eksenli tanelerden oluşmaktadır. ECAP’ın ilk geçişi ile birlikte bu yapı tamamen yok olmuştur ve yerini Şekil 4.6(b)’de görülen uzamış mikroyapıya bırakmıştır. Şekil 4.6 (c) ve (d) sırasıyla Rota A ve C’de ECAP’la dört geçiş sonrası alaşımın mikroyapısını göstermektedir. Şekil 4.6(c)’de artan geçiş sayısının sonucu olarak alaşımın şiddetli uzamış mikroyapısı oluşmuştur. Rota A’da hiçbir dönme olmadığından yapı her geçişte aynı yönde uzamaya devam eder. Diğer taraftan Rota C’de 4 geçiş sonrası uzamış yapı toparlanmış ve bazı taneli yapı görülmektedir. Bunun sebebi ECAP kalıbı boyunca her geçişte birim şekil değişiminin ters dönmesidir [30].

4.2 Kanal Açıları



Şekil 4.7 : ECAP'ın Prensip Şeması

Şekil 4.7'de içinde L-şekilli kanalın büküldüğü bir kalıp vardır. Kalıptan basit bir geçişte numunede oluşan birim şekil değiştirme Φ ve Ψ açılarına bağlıdır. Φ kanalın iki parçası arasındaki açı ($\Phi = \text{Kalıp veya Kanal Açısı}$), Ψ iki kanalın kesiştiği yerdeki eğrilik açısıdır ($\Psi = \text{dış köşe açısı}$). Toplam birim şekil değişimi tekrarlı presler vasıtası ile birikir $\rightarrow \epsilon_N$

Bağıntısı [32]:

$$\epsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left(2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right) \quad (4.1)$$

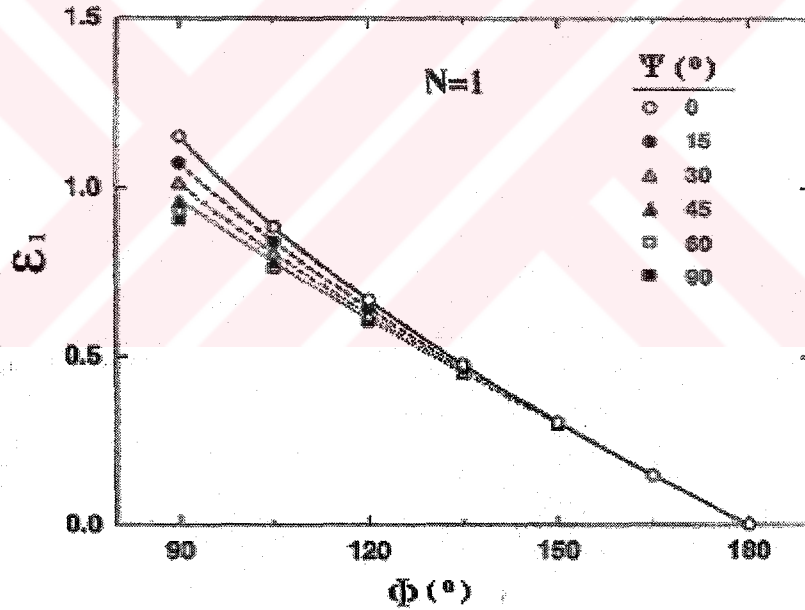
burada N, kalıp boyunca preslemelerin toplam sayısıdır. Denkleme göre bir geçişte $\Phi = 90^\circ$ ve Ψ 'nin herhangi bir açısında $\epsilon \approx 1$ 'e çok yakındır ve genelde ECAP için kalıp tasarımı yapılırken bir geçişte birim şekil değiştirme olarak ~ 1 alınır. ECAP'ta çubuk kalıp kanalına birçok kez preslenir, her seferinde maruz kalınan eşdeğer birim şekil değişimi katlanır. Aynı şekilde Segal tarafından sunulan ($\Psi=0^\circ$) iken bir geçişte ki eşdeğer plastik birim şekil değiştirme bağıntısı ise şöyledir:

$$\epsilon_N = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot \left(\frac{\Phi}{2} \right) \quad (4.2)$$

90° 'lik bir kalıpta bir geçişte bu formülle eşdeğer birim şekil değiştirme $(2/\sqrt{3})=1,1547$ bulunur.

Φ değeri büyürken kalıp boyunca numuneyi deneysel olarak basma kolay olmasına rağmen saf alüminyumda yapılan deneyler göstermiştir ki büyük-açılı sınırlara, kullanılan kalıbın Φ açısının 90° 'ye yakın olduğu, numunenin çok yoğun plastik birim şekil değiştirmeye maruz kaldığı durumlarda ulaşılmıştır. Pratikte, alüminyum esaslı alaşımlar gibi sünek malzemeler basılırken $\Phi = 90^\circ$ 'lik bir iç kanal açısının kullanılması uygundur ama çok sınırlı sünekliği olan malzeme kullanırsak, erken hasardan dolayı bu presleme işlemi zor hatta imkansız bir hal alır. Böyle durumlarda, pres işlemi kalıbın Φ açısını biraz artırarak yapılabilir. Örneğin tungstenin yüksek süneklik gösterebilmesi için en az $\approx 1400^\circ\text{C}$ 'lik bir sıcaklığa ihtiyaç vardır fakat bu malzeme, kanal açısı $\Phi = 110^\circ$ olan bir kalıp kullanarak 1000°C 'de 8 geçişe kadar basılabilir.[21]

Dış köşe açısı (Ψ) değerleri $\Psi=0^\circ$ ile $\Psi = (\Pi-\Phi)$ dereceleri arasında değişir. Ψ değerindeki artışla birim şekil değiştirme hafif olarak düşer [33].



Şekil 4.8 : Kalıptan Bir Geçiş Sırasında Oluşturulan Birim Şekil Değişiminin Φ ve Ψ Açıları ile Değişimi

Şekil 4.8'e göre ECAP'ta elde edilen birim şekil değişimi esas olarak Φ açısından ve küçük miktarda da Ψ açısından etkilenmektedir [34]. $\Phi = 90^\circ$ ve $\Psi = 0^\circ$ iken elde edilen birim şekil değiştirme maksimum olmaktadır. Fakat, $\Phi = 90^\circ$ ve $\Psi = 0^\circ$ iken bazı önemli zorluklar ortaya çıkmaktadır. Birincisi, numuneyi kalıp boyunca mükemmel basmak için yüksek basınç gerekmekte, bu da kalıp ve ıstampanın kırılmasına neden olabilmektedir. İkincisi, düşük sünekliğe sahip malzemelerin işlem sırasında kalıp köşesini (iki kanalın birleştiği nokta) tamamen

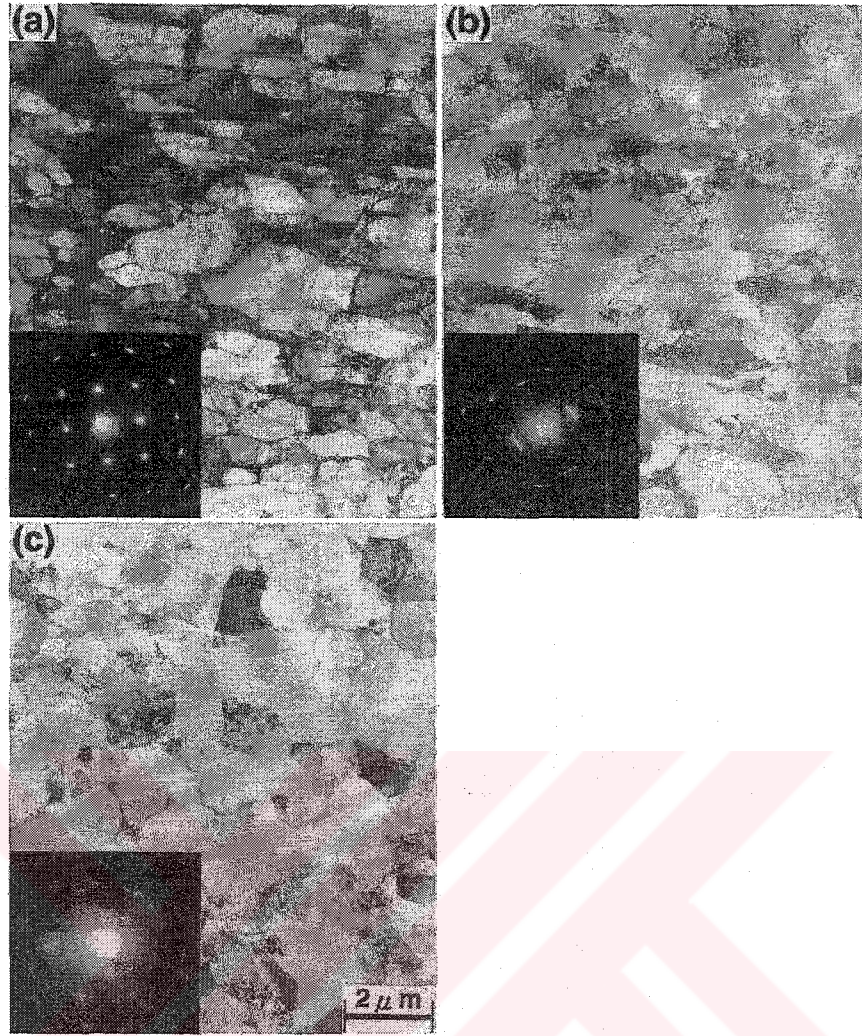
dolduramamasıdır. Bunu önlemenin bir yolu, Ψ 'nin (genelde $\Psi=20^\circ$ seçilebiliyor) belli bir derecede seçilmesidir. Diğer bir yol ise kanal açısı Φ için daha yüksek açılarının tercih edilmesidir.

$\Phi= 90^\circ$ ile elde edilen birim şekil değiştirmeleri $\Phi>90^\circ$ 'lik açılarla da elde etme imkanı vardır ancak bu durumda numuneyi kalıp boyunca daha çok geçiş yaptırmak gerekir.

Tablo 4.1: Saf Alüminyum İçin Değişik Kanal Açılarında Belirli Birim Şekil Değişimlerine Ulaşmak İçin Gereken Geçiş Sayısı

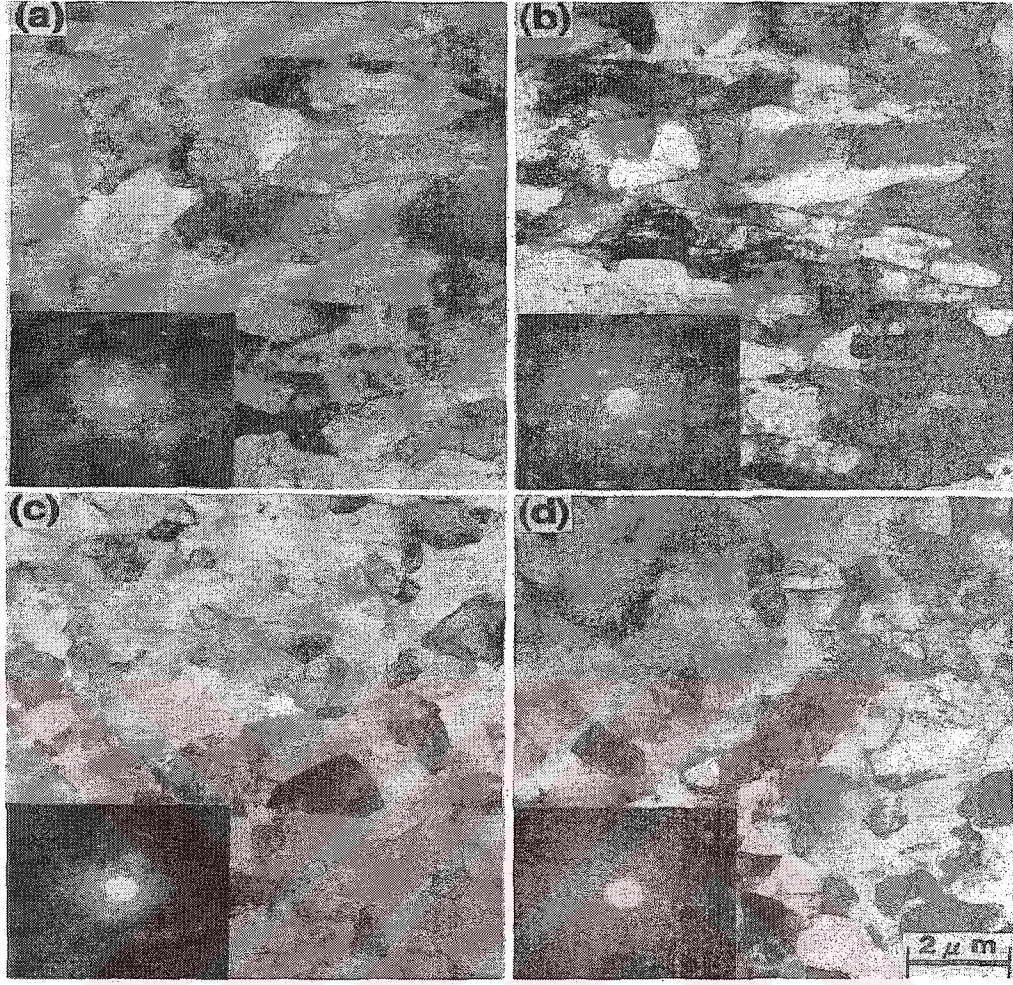
B.Ş.D, ϵ	$\Phi = 90^\circ$	$\Phi = 112.5^\circ$	$\Phi = 135^\circ$	$\Phi = 157.5^\circ$
~1	1 geçişle (1.05)	2 geçişle (1.42)	3 geçişle (1.40)	6 geçişle (1.37)
~2	2 geçişle (2.1)	3 geçişle (2.13)	5 geçişle (2.34)	9 geçişle (2.05)
~4	4 geçişle (4.22)	6 geçişle (4.27)	9 geçişle (4.21)	19 geçişle (4.33)
~5	--- -----	7 geçişle (4.98)	11 geçişle (5.15)	21 geçişle (4.78)

Tablo 4.1'deki gibi $\Phi = 90^\circ$ ile elde edilen ultra ince taneli yapı, $\Phi>90^\circ$ 'den büyük açılarla (daha yüksek geçişlerle aynı miktarda toplam birim şekil değiştirme elde edilse bile) sağlanamaz çünkü önemli olan elde edilen birim şekil değiştirme miktarı değil her geçişte numuneye verilen kayma karakteristiğidir. $\Phi=90^\circ$ iken kayma yönü, alt tane bandlarının oluşumu ve gelişiminde en etkili yöndür.



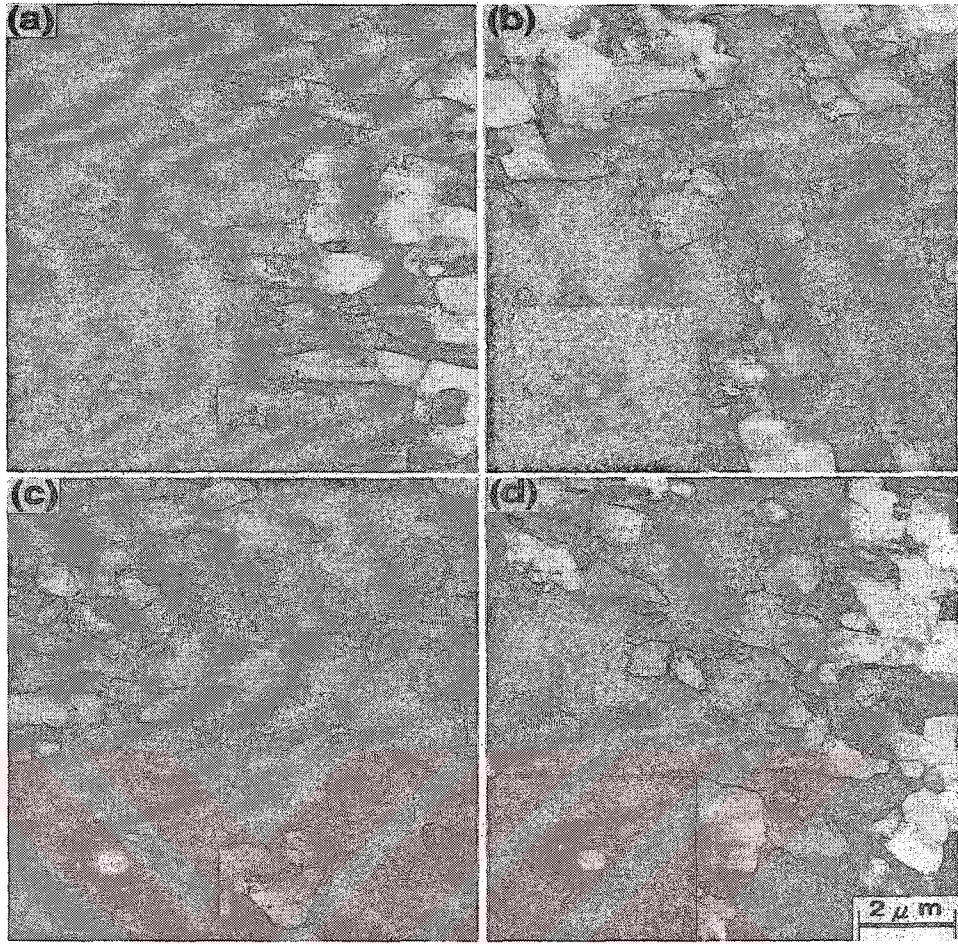
Şekil 4.9 : Saf Alüminyumda $\Phi=90^\circ$ iken (a) ~ 1 (1 Geçište) (b) ~ 2 (2 Geçište) Ve (c) ~ 4 (4 Geçište)' lük Birim Şekil Değişimlerinde Mikroyapı ve SAED Modelleri

Şekil 4.9 (a)'da $\epsilon \sim 1$ iken yapı, uzamış alt tane bandlarına bölünmüştür. SAED modelleri iyi-saptanmış kırınım noktalarına sahip bir net oluşturur. Bu durum, alt tanelerin, küçük-açılı hatalı yerleşmelere sahip sınırlarla ayrıldığına işaret eder. Şekil 4.9 (b)'de $\epsilon \sim 2$ iken taneler daha çok eş eksenli olarak görülmekte ve burada bandlı yapıya dair daha az kanıt bulunmaktadır. SAED modelinde kırınım noktaları yaygın hale gelmiş ve bundan dolayı komşu taneler arası sınırlar boyunca hatalı yerleşmelerde artış olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 4.9 (c) $\epsilon \sim 4$ iken, oldukça muntazam tane sınırları ile ayrılmış eş eksenli tane dizilişlerini göstermektedir. Bu durumda, SAED modeli kırınım noktalarının halkalarından oluşmakta bu da, büyük-açılı hatalı yerleşmeye sahip tane sınırlarını ifade etmektedir. Böylece, Rota B_C ve 4'lük birim şekil değiştirmede, saf alüminyum için büyük-açılı sınırlarla ayrılmış tanelerden oluşan ultra-ince taneli mikroyapı oluşturma imkanı vardır.



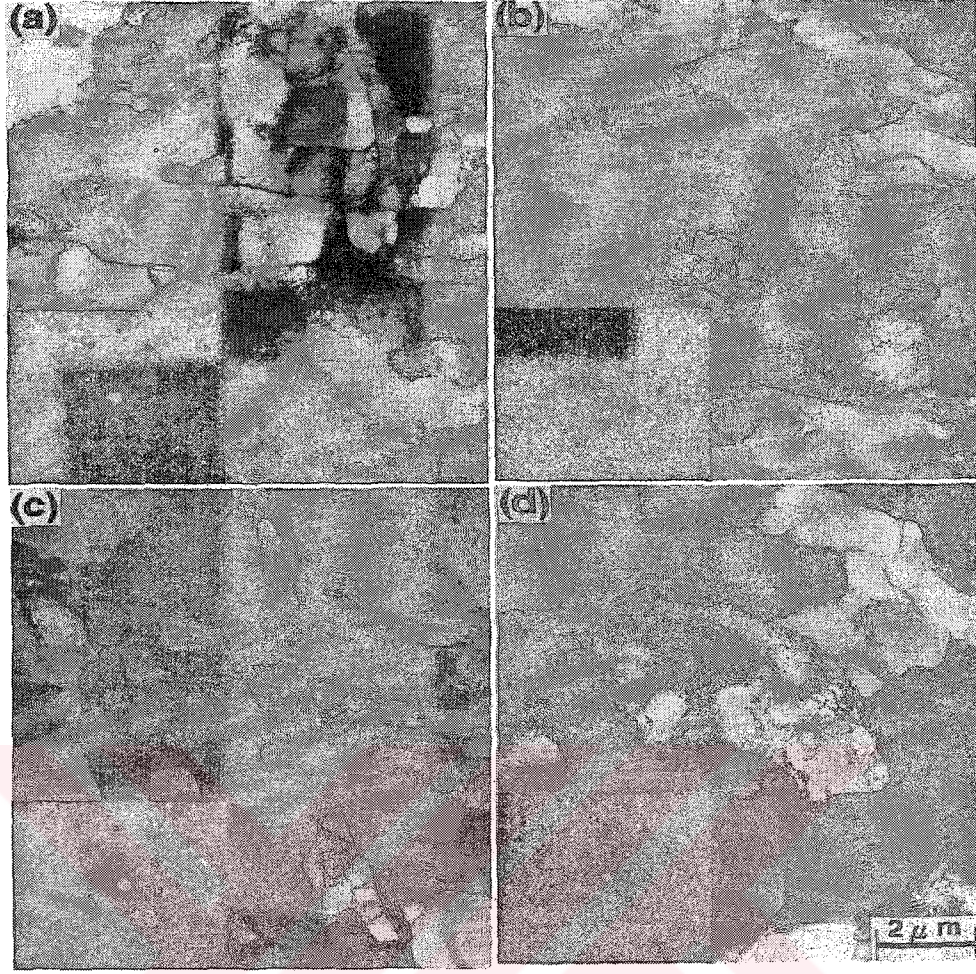
Şekil 4.10 : Saf Alüminyumda $\Phi=112.5^\circ$ iken, (a) ~ 1 (2 Geçişte), (b) ~ 2 (3 Geçişte), (c) ~ 4 (6 Geçişte) (d) ~ 5 (7 Geçişte)'lik Birim Şekil Değişimlerinde Mikroyapı ve SAED Modelleri

Şekil 4.10 (b)'ye göre $\epsilon \sim 2$ 'ye kadar sınırlar, küçük hatalı yerleşmelere sahiptir. Şekil 4.10 (c)'de $\epsilon \sim 4$ için SAED modelinde kırınım noktaları halkalar oluşturma eğilimindedir ve bu sınır hatalı yerleşmelerindeki artışa işaret eder. Şekil 4.10 (d)'de $\epsilon \sim 5$ iken büyük-açılılı hatalı yerleşmelere sahip sınırlarla ayrılmış eş eksenli tanelerin homojen dağılımı söz konusudur. $\Phi = 112,5^\circ$ ve $\epsilon \sim 5$ iken elde edilen mikroyapı, $\Phi=90^\circ$ ve $\epsilon \sim 4$ iken elde edilen mikroyapı ile nitelik olarak aynıdır.



Şekil 4.11 : Saf Alüminyumda $\Phi=135^\circ$ İken (a) ~1 (3 Geçiş), (b) ~2 (5 Geçiş), (c) ~4 (9 Geçiş), (d) ~5 (11 Geçiş)'lik Birim Şekil Değişimlerinde Mikroyapı Ve SAED Modelleri

Şekil 4.11 (a)'da $\epsilon \sim 1$ iken alt tane bandlarının oluşumuna dair kanıt bulunmaktadır fakat bu bandların gelişimi $\Phi = 135^\circ$ 'lik bir kanal kullanılması sebebi ile oldukça yavaştır. Şekil 4.11 (d)'de $\epsilon \sim 5$ 'lik toplam birim şekil değişiminde bile bantlı yapı kalmaktadır. $\Phi = 135^\circ$ 'deki SAED modeline göre, $\Phi = 90^\circ$ ve $\Phi = 112.5^\circ$ iken yürütülen preslemelerde ~5 birim şekil değiştirmelerde elde edilen büyük-açılı hatalı yerleşmelere sahip tanelerin eş eksenli düzeninin oluşturulması imkansızdır. Şekil 4.11(d)'deki SAED modelindeki kırınım noktaları hafifçe yaygınlaşmış ve model $\Phi = 90^\circ$ iken $\epsilon \sim 1$ ve $\epsilon \sim 2$ için kaydedilmiş ara kademeleri simgeler.



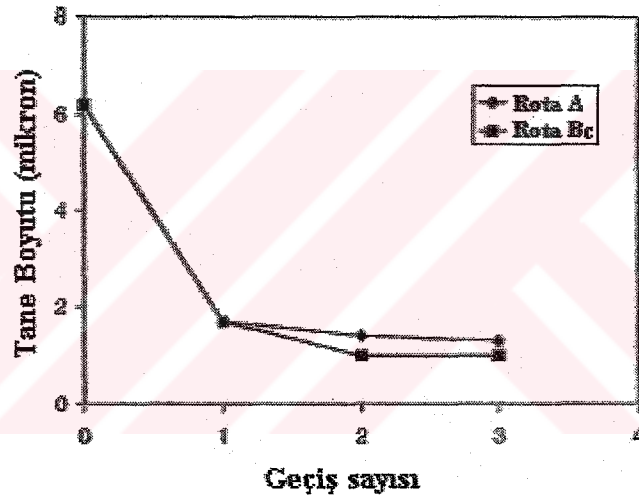
Şekil 4.12 : Saf Alüminyumda $\Phi=157,5^\circ$ iken (a) ~1 (6 Geçiş), (b) ~2 (9 Geçiş), (c) ~4 (19 Geçiş), (d) ~5 (21 Geçiş)'lik Birim Şekil Değişimlerinde Mikroyapı ve SAED Modelleri

Şekil 4.12'de her birim şekil değiştirme için, alt tane oluşumu ile ilgili kanıtlar vardır. Fakat bandlı yapı varlığı idrak edilememektedir. Fakat başlangıçta $\epsilon \sim 1$ iken daha düşük Φ 'lerde preslemelerden sonra gözlemlenenlerden biraz daha büyük alt taneler görülür. Bandlı yapıdaki düşme 90° 'lik dönmeler ve her geçişte ~ 1 'e yakın birim şekil değiştirmeler temin etmek için gereklidir. 21 geçiş ve $\epsilon \sim 5$ iken Şekil 4.12 (d)'de kırınım noktaları hafif şekilde yaygınlaşmış ve sınırlar küçük-açılı hatalı yerleşmeler olarak kalmıştır. Yani 21 geçişte bile $\Phi=157,5^\circ$ iken büyük-açılı hatalı yerleşmelere sahip sınırlarla ayrılmış ultra ince tane dizilişleri yaratma imkanı yoktur [34].

4.3 Geçiş Sayısı

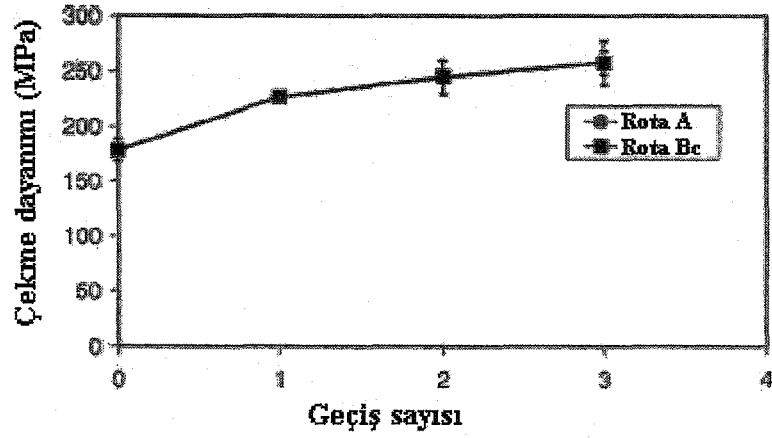
Geçiş sayısı önemli tane iyileşmesine neden olur. Genel bir kural vardır: ECAP prosesi malzemeye ve belirli bir rotaya bağlı olarak genellikle 12'den 15'e değişen N geçişten sonra oluşan doymaya ulaşınca kadar, akma gerilmesi, dayanım ve süneklikte önemli derecede artış olur [27].

ECAP tekniği ile ticari Al alaşımlarda genel olarak şu özellik görülmüştür: birinci preslemeden sonra büyük boy sebebi ile kopma uzaması düşerken, akma dayanımı, birinci geçişten sonra birim şekil değiştirmedeki ileri artışla birlikte artar ve birim şekil değiştirmedeki daha ileri artışla birlikte aynı kalır [35] veya önemsiz mertebelerde artar.



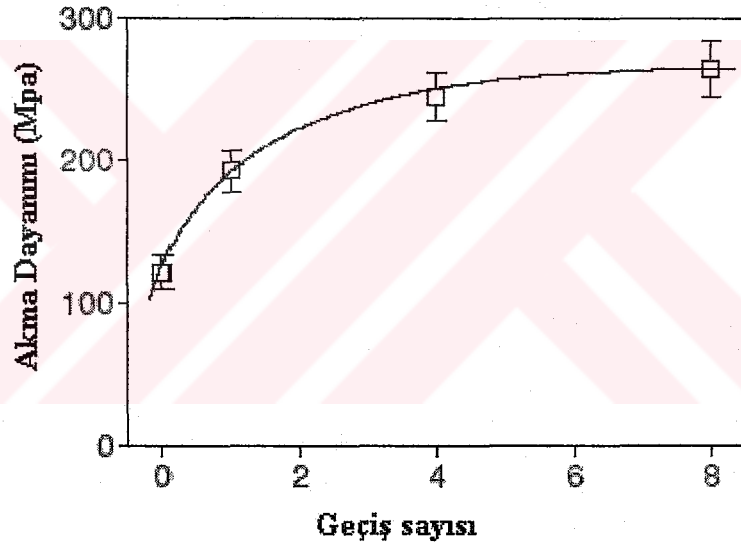
Şekil 4.13 : Al 6063 Alaşımında İlk Üç Geçiş Sonrası Tane Boyutunun Değişimi

Tane iyileşmesinin büyük bölümü ilk geçiş sırasında olur. Şekil 4.13'te olduğu gibi genel olarak alüminyum alaşımlarında, artan deformasyon ile tane iyileşmesi devam etmekte fakat bu iyileşme mikron-altı seviyelerinde olmakta, çok ileri geçişler ise tane iyileşmesine neden olmamaktadır [36].



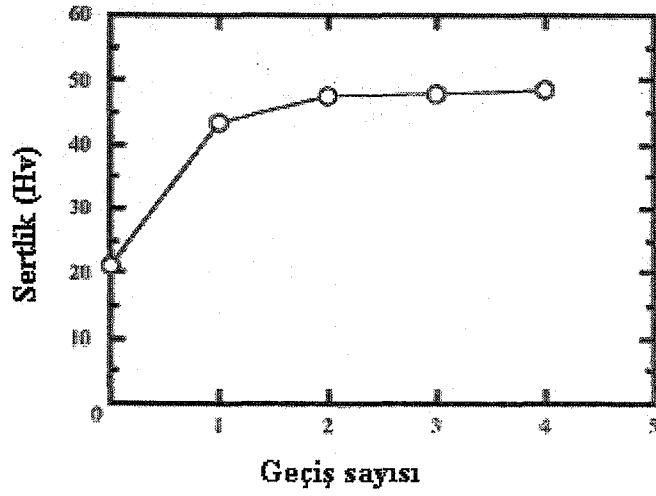
Şekil 4.14 : Al 6083'te Çekme Dayanımının Geçiş Sayısı ile İlişkisi

Beklendiği üzere Şekil 4.14'te artan geçiş sayısı ile birlikte çekme dayanımı artmaktadır.



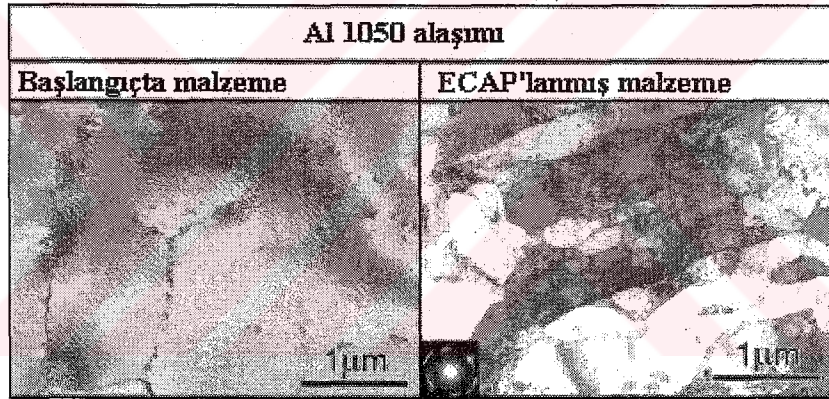
Şekil 4.15 : Al 6082 'de Akma Gerilmesinin Geçiş Sayısı ile İlişkisi

Çekme deneyi ile Şekil 4.15'te olduğu gibi, Al 6082 alaşımında artan ECAP geçişi ile birlikte akma gerilmesinin arttığı saptanmıştır. Burada 4 geçiş sonrası elde edilen akma gerilmesinin, Al 6082 alaşımının normal şartlardaki akma gerilmesinden iki kat fazla olduğu saptanmıştır [37].



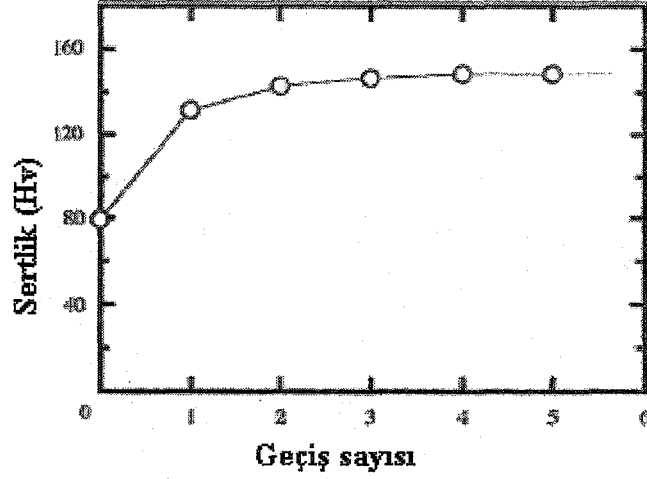
Şekil 4.16 : ECAPlanmış Al 1050 Alaşımının Sertlik ve Geçiş Sayısı Arasındaki İlişki

Şekil 4.16'daki başlangıç malzemesinin ortalama sertliği 21 Hv'dir. Geçiş sayısı ikiye artarken sertlikte 47 Hv'e kadar artmaktadır.



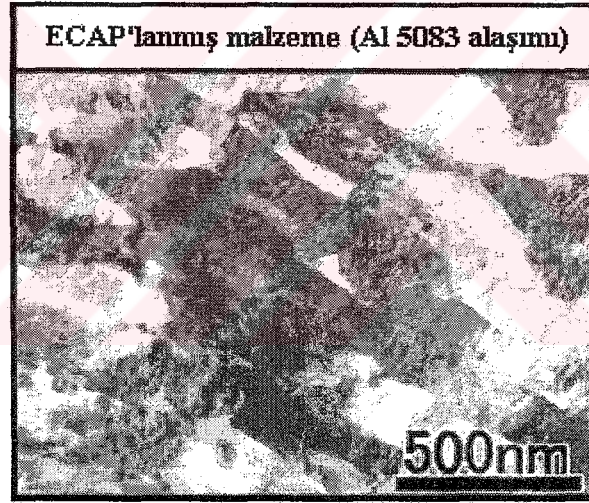
Şekil 4.17 : Al 1050 Alaşımının Başlangıç ve 2 Geçiş Sonrası TEM Şekilleri

Şekil 4.17'de başlangıç malzemesi düşük yoğunluklu kaba tanelere sahipken ECAP'lanmış malzeme uzamış dislokasyon hücre yapısından oluşur. Bunun nedeni kayma deformasyonudur.



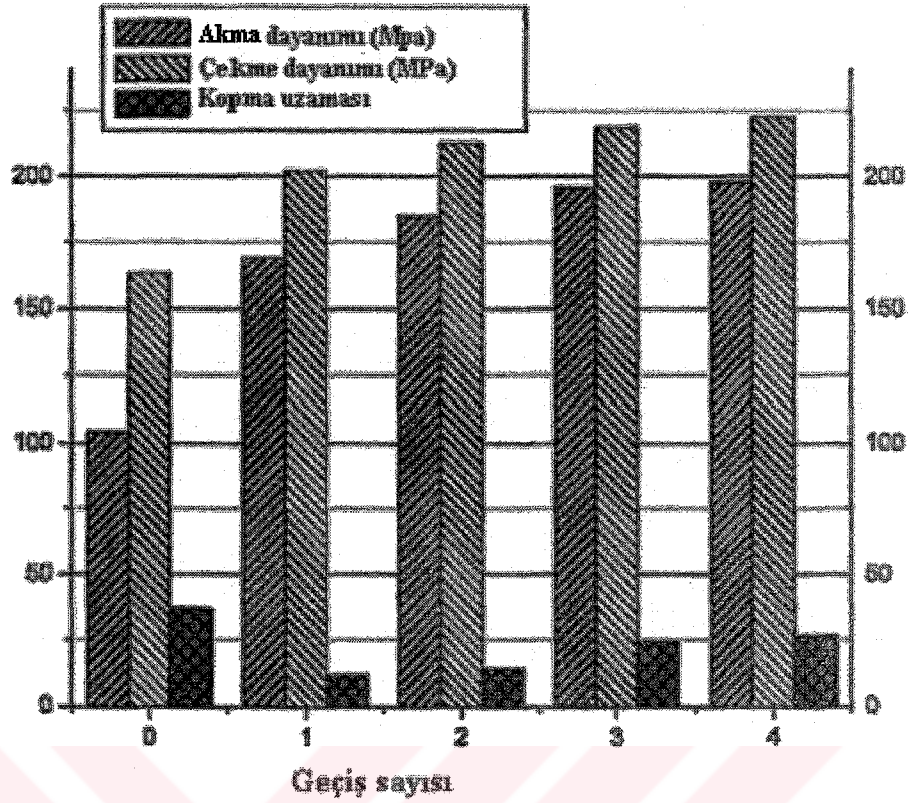
Şekil 4.18 : ECAPlanmış Al 5083 Alaşımının Geçiş Sayıları ile Sertlik Arasındaki İlişkisi

Şekil 4.18’de ECAP, kalıp boyunca 4 geçişle sertliği 148 Hv gibi bir sabit sertlik değerine artırmıştır.



Şekil 4.19 : TEM’le Kalıp Boyunca 4 Geçişle ECAPlanmış Malzemenin Resmi

Şekil 4.19’den anlaşıldığı üzere ECAPlanmış Al 5083 alaşımında dislokasyon hücre yapısı, ECAPlanmış Al 1050 alaşımından daha yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahiptir. Bunun sebebi, alüminyumdaki Mg atomlarının dislokasyonların yeniden düzenlenmesini engellemesidir. Geçiş sayısı 4’e kadar artarken dislokasyon hücrelerinin boyutu düşer [38].



Şekil 4.20 : Mg-%8 Li-%1 Al Alaşımında ECAP Geçişleri ile Akma Dayanımı, Çekme Dayanımı ve Kopma Uzaması Arasındaki İlişki

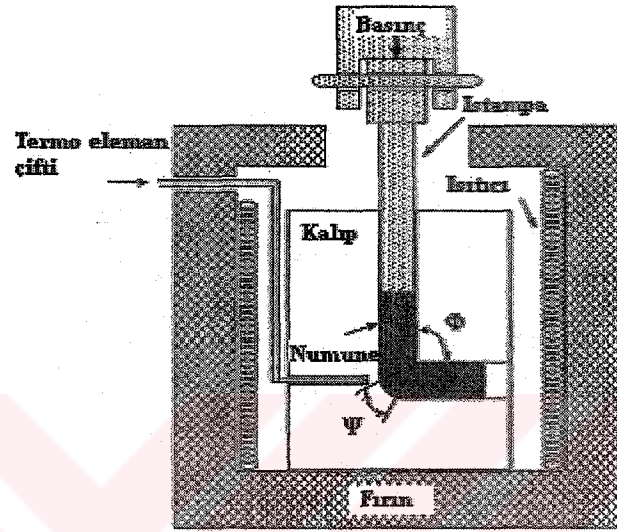
Şekil 4.20 'de akma dayanımı ve çekme dayanımı artan ECAP geçişleri ile birlikte artmaktadır. Kopma uzaması, ilk geçişle birlikte düşerken daha ileri geçişlerle birlikte artmaktadır [39].

Bir ECAP geçişinden sonra yapının homojen olmadığı, anizotropik olduğu ve çoğunlukla deformasyonun sebep olduğu özelliklerden oluştuğu söylenebilir. Tekrarlı ECAP'lardan sonra alüminyum malzeme homojen tane boyutu gösterir fakat mikroyapı anizotropik karakterde kalır. İleri bir geçişten sonra mikroyapı başlıca büyük-açılı sınırlarla çevrelenmiş ince tanelerden oluşur fakat küçük-açılı sınırların kaldığı da sezilebilir. Bu mikroyapı yeniden kristalleşme ve deformasyonun sebep olduğu özelliklere sahiptir.

İlk geçiş yüksek hatalı yerleşmelere sahip dislokasyon duvarları (HADW) yaratmada en etkili geçiştir. [9] İleri ekstrüzyon geçişleri tüm dislokasyon duvarlarının hatalı yerleşmelerini artırabilir ve yeni dislokasyon duvarları yaratabilir fakat bu sonradan yaratılmış dislokasyon duvarları, kalıp kayma düzleminde hizalanmaz veya bu ilk ekstrüzyon geçişinde oluşan bu HADW'ler gibi yüksek hatalı yerleşmelere sahip

olamazlar. İleri geçişler HADW'leri kayma birim şekil değiştirmesi ve numunenin yerleşmesine bağlı olarak yeni yerleşmelere doğru kaydırır.

4.3 Sıcaklık



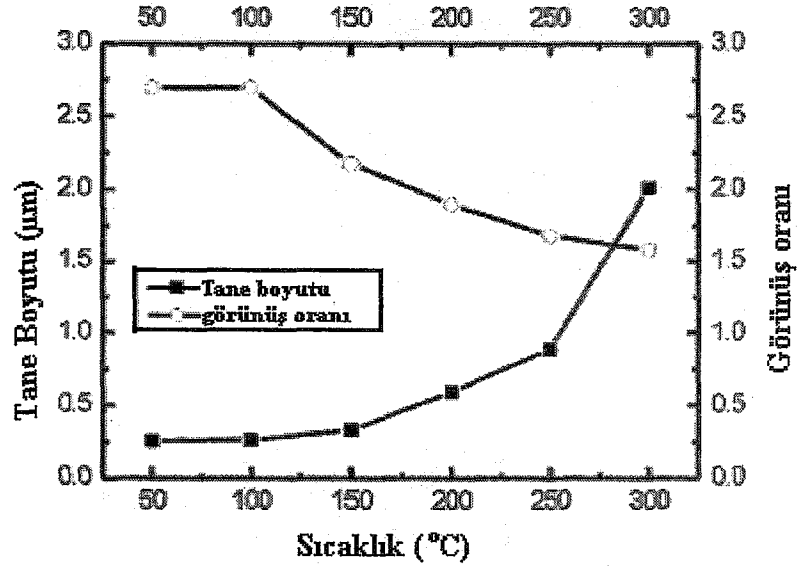
Şekil 4.21 : Yüksek Sıcaklıklarda ECAP'ın Şematik Gösterimi

Şekil 4.21'de kalıp bir fırın içersine yerleştirilmiş ve presleme sıcaklığı termo eleman çifti ile kontrol edilmektedir. Kalıbın içerisinde gereken sıcaklığa ulaşma süresi, 1 saati bulmakta ve sıcaklık dengesi için ilave ~10 dakika gerekmektedir [40].

Yüksek sıcaklık ECAP işlemi sünekliği düşük olan malzemeler için faydalı olabilir çünkü her geçişte oluşan yoğun kayma birim şekil değiştirmesi sebebi ile bu malzemelerde çatlak oluşabilir. Yüksek sıcaklıklarda çalışmak malzemelerin işlenebilirliğini artırır ve kayma sebebi ile çatlak oluşumundan kaçınılmış olunur. Ayrıca düşük dayanıma sahip malzemelerde yüksek sıcaklık, ECAP işlemini kolaylaştırabilir. Yüksek sıcaklık deformasyon prosesine yardım etmekte, dislokasyon yoğunluğunu düşürmektedir [41].

ECAP işleminde, presleme hızına bağlı olarak her ECAP geçişinde numuneler dakikalarca kalıp içinde kalır ve bu durumda tavlama koşulları söz konusudur. Düşük sıcaklıklar, dinamik toparlanmayı engeller. Yüksek sıcaklıklarda önemli sınır göçü olur. Şekil 4.22'de gösterildiği gibi ECAP sıcaklığının artması ile birlikte, tane

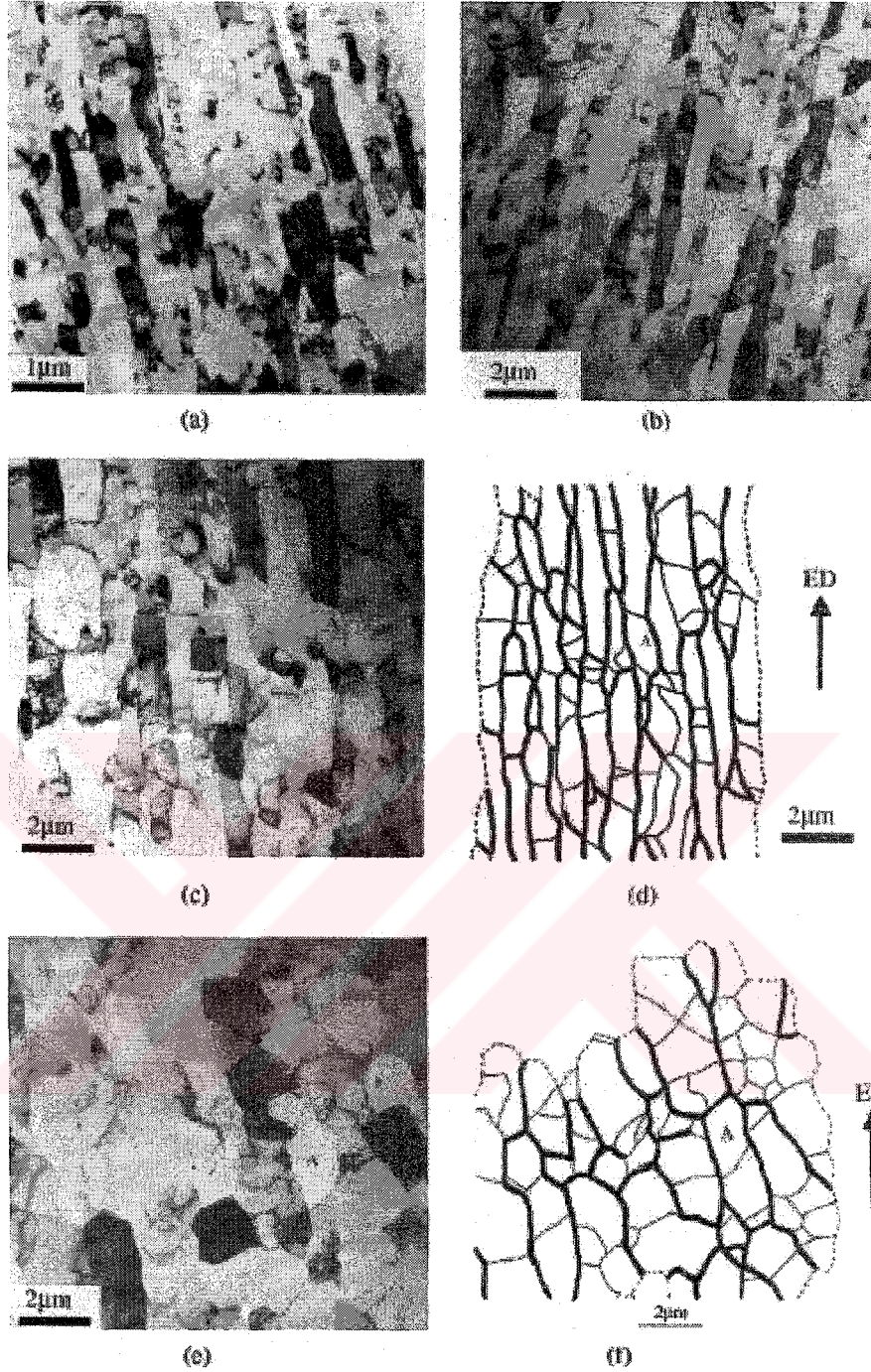
boyutları da artar ve tane şekli de daha eş-eksenli tane şekline kademeli olarak dönüşmeye başlar.



Şekil 4.22 : Al 5052 için Farklı Sıcaklıklarda Malzemenin Tane Boyutu ve Görünüş Oranı (Tanelerin Eksenlere Göre Boy Oranı) Değişimi

Burada Al 5052 için 300°C'de ECAP sıcaklığında önemli sınır göçü olur. Bu göçün sebebi numune kalıp içindeyken meydana gelen statik tavlama koşullarıdır. Şekle 4.22'ye göre tane boyutu artan sıcaklıkla artmakta taneler ise eş eksenli yapıya doğru dönüşmeye başlamaktadır. [41].

Aşağıda Şekil 4.23'te AA 1050 alaşımında ECAP sıcaklığının etkisi gösterilmiştir.



Şekil 4.23 : Al 1050 için Farklı Sıcaklıklarda Deformasyon Yapıları a) 298°K, b) 373°K, c) 473°K, d) (c)'deki Büyük Açılı Sınır (HAB) Dağılımının Kabataslak Resmi, e) 523°K, f) (e)'deki HAB Dağılımının Kabataslak Resmi

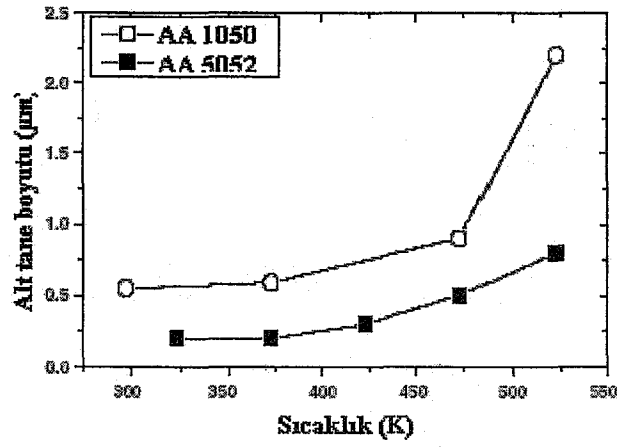
Şekil 4.23 (d) ve (f)'deki koyu çizgiler büyük-açılı sınırları simgelerken kesik çizgiler ölçülemeyen sınırları temsil etmektedir. 298°K'den 473°K'e ($\sim 0,5T_m$) kadar yöne paralel olarak lamelli yapı görülmektedir. Benzeş sıcaklık olarak $\sim 0,5 T_m$ yeniden kristalleşme sıcaklığı bölgesindedir. Yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda genellikle tane büyümesi söz konusu olmaktadır. Sınırların çoğu lamelli yapıya paralel olarak büyük hatalı yerleşme göstermektedir ($>15^\circ$),

bunlara dik sınırlar ise küçük açıdır. Sıcaklık 523°K'e doğru artarken mikroyapıda önemli değişiklikler olur. Sıcaklık 298°K'den 473°K'e artarken alt tane boyutu 0,55'den 0,9'a kademeli olarak artar, fakat 523°K'de önemli derecede artarak 2,2 μm 'ye ulaşmıştır. Sonuçlar Tablo 4.2'de gösterilmiştir.

Tablo 4.2: Değişik Sıcaklıklarda %HAB Oranı

Sıcaklık (°K)	% HAB	Alt tane boyutu (μm)
298	68	0,55
373	66	0,59
473	69	0,9
523	49	2,2

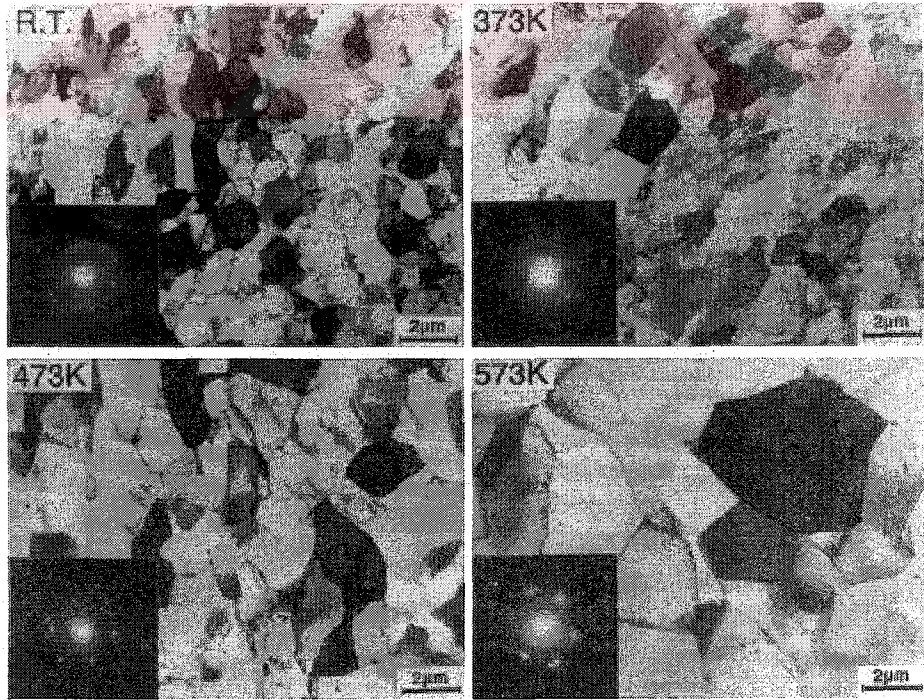
Burada büyük açı sınırlarının oranı 473°K'e ($\sim 0,5T_m$) kadar %69 oranında kalabilmiştir. Bu sıcaklıktan daha sonra ise bu oran %49'a düşmüştür. Yükseltilmiş sıcaklıklarda ($> 373^\circ\text{K}$), alüminyum alaşımına Mg eklenmesi daha iyi alt tane boyutları ile sonuçlanırken yeni oluşmuş sınırları, büyük-açılı sınırlara dönüştürmede etkisizdir. Bir alüminyum alaşımına Mg eklenmesi, toparlanma oranını düşürür. Bu ECAE için gereken geçiş sayısını artırmakta, sonuç olarak homojen mikroyapı kurulmakta ve artan Mg içeriği ile alt tane boyutunda bir düşme olmaktadır. Alt tane sınırlarının büyük-açılı sınırlara dönüşmesi, deformasyon sırasında hareket eden dislokasyonların sınırlara çekilmesi sebebiyledir. Yüksek sıcaklıklarda, çapraz kayma ve tırmanma ile dislokasyonların yok olması kolaylaşır, sonuç olarak dislokasyonların sınırlara çekilmesi daha düşük hale dönüşür. Yani sınır-hatalı yerleşmeleri artan sıcaklıklarla birlikte daha az etkili bir hale dönüşür.



Şekil 4.24 : Ekstrüzyon Sıcaklığının Alt Tane Boyutları Üzerindeki Etkisi

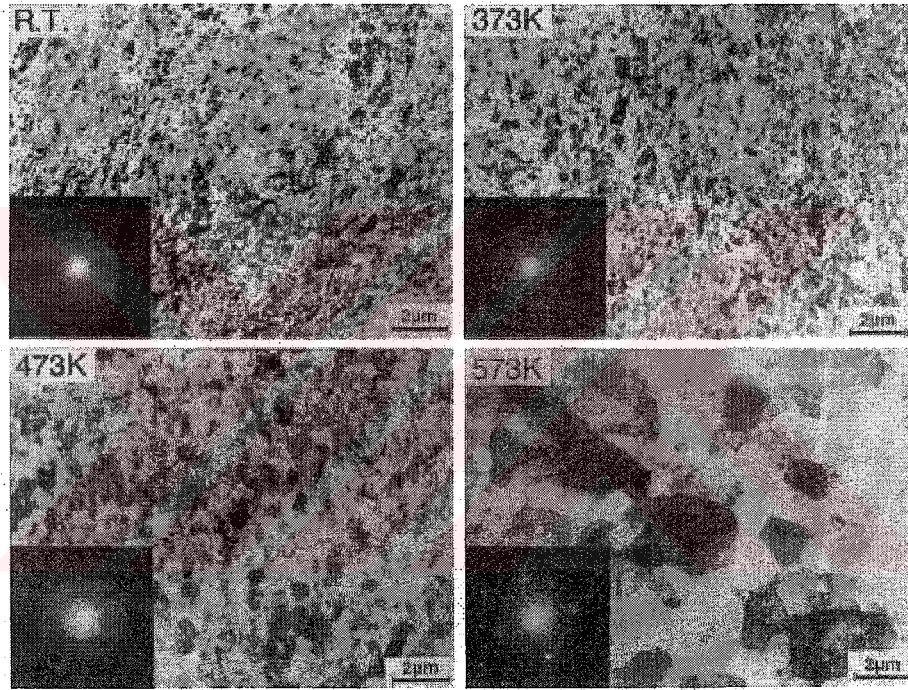
Şekil 4.24'te hem AA1050 hem de AA 5052'de, artan sıcaklıkla beraber alt tane boyutu da artmaktadır. Burada AA 5052 alaşımı ise karşılaştırma yapmak amacıyla verilmiştir. AA 5052'de tane boyutunun artışın AA 1050'den düşük olmasının sebebi ağırlıkça %2,5 Mg içermesindendir.

Aşağıda sıcaklığın etkisi üzerinde saf alüminyum, Al-%3 Mg, Al-%3 Mg- %0,2 Sc için oda sıcaklığında, 373, 473, 573°K sıcaklıklardan sonra ECAP sonrası mikroyapı incelemesi yapılmıştır.



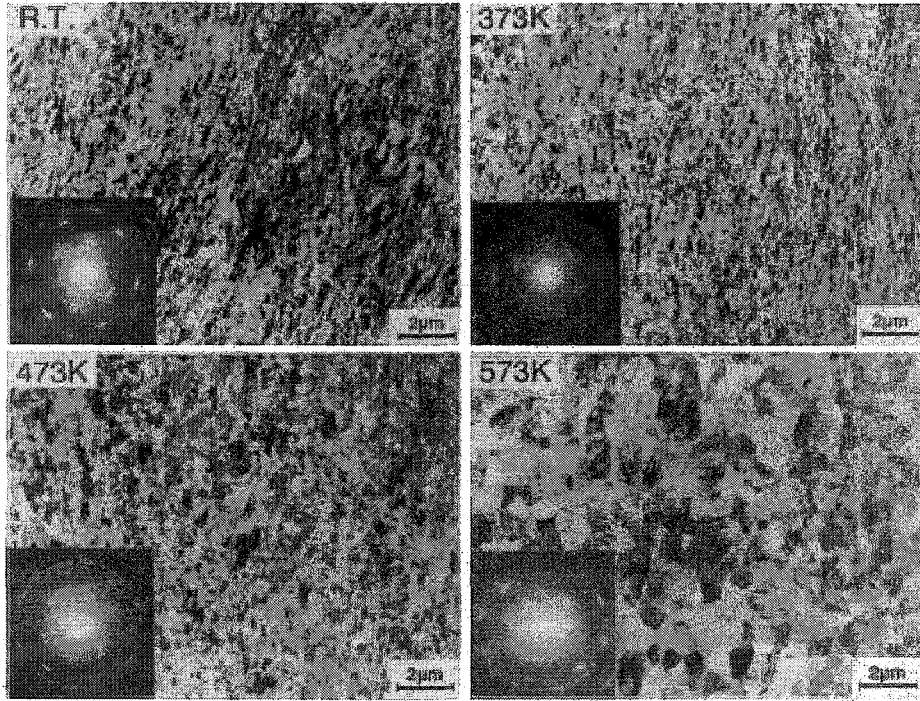
Şekil 4.25 : Saf Alüminyum Oda Sıcaklığında, 373, 473, 573°K'den Sonra Mikroyapı

Şekil 4.25'e göre saf alüminyum oda sıcaklığı ve 373K'den sonra mikroyapıları önemli derecede benzerdir. Her ikisinde de büyük açılı tane sınırları ile ayrılmış eş eksenli taneler vardır. Fakat 373K'de artan presleme sıcaklığı ile birlikte tane boyutunda hafif bir artış söz konusudur (oda sıcaklığında $\sim 1,3 \mu\text{m}$ 'den 373°K'de $\sim 1,5 \mu\text{m}$). Eş eksenli yapı, 473 ve 573°K'de de ECAP'tan sonra görülebilmekte fakat şimdi tane boyutları daha büyüktür ve sınırlar düşük-açılı hatalı yerleşmelere sahiptir. Yani saf alüminyumun, 373°K'e kadar preslenmesi büyük-açılı tane sınırlarının dizilişlerine yol açarken, 473°K ve üzeri sıcaklıklarda ECAP ~ 6 'lık birim şekil değişiminde artık alt taneler vardır.



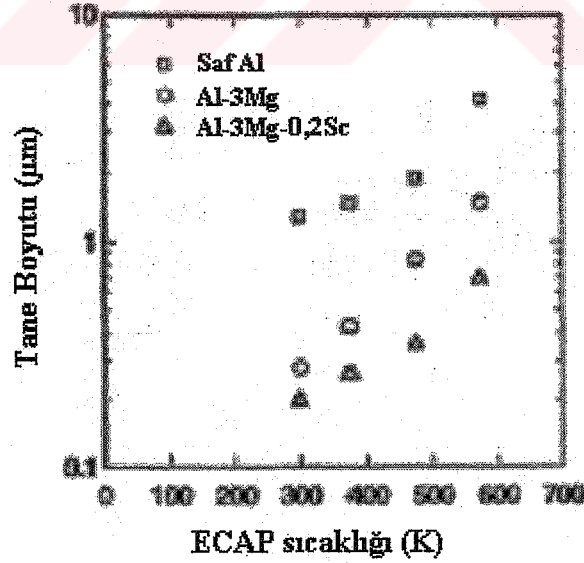
Şekil 4.26 : Al-%3 Mg için Oda Sıcaklığında, 373, 473, 573°K'den Sonra Mikroyapı

Aynı sonuçlar Şekil 4.26'da Al-%3 Mg alaşımı içinde görülebilmekte fakat burada tane boyutları önemli derecede daha düşüktür. Bunun sebebi artan Mg eklemesi ile dengeli tane boyutlarında düşme olmasıdır. Bu alaşım için 473°K ($\sim 0,5 T_m$) sıcaklıklara kadar ECAP prosesi ile büyük-açılı sınırlarla ayrılmış tane dizilişleri vardır fakat 573°K'de sınırlar başlıca düşük-açılı hatalı yerleşmelere sahiptir.



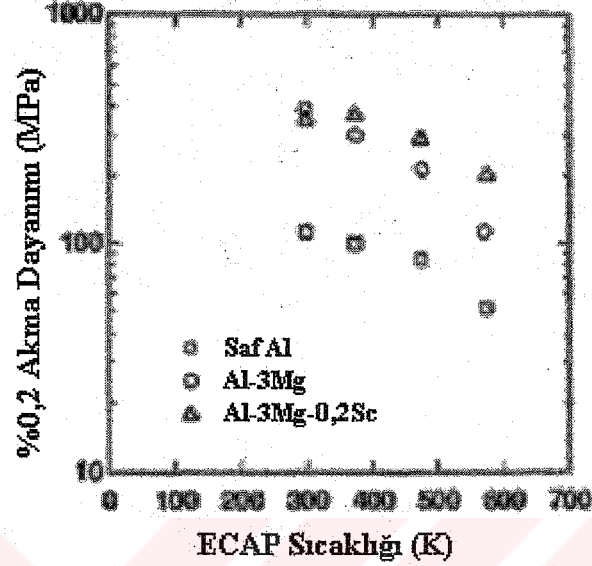
Şekil 4.27 : Al-%3 Mg-%0,2 Sc için Oda Sıcaklığında, 373 (0,42Tm), 473 (~0,53 Tm), 573°K (0,64Tm) Sıcaklıklardan Sonra Mikroyapı

Şekil 4.27’de Al-%3 Mg-%0,2 Sc alaşımı için 573°K’lik en yüksek sıcaklıkta preslemeden sonra ilave tane iyileşmesi görülebilmektedir. 573°K sıcaklıkta bile bütün mikroyapılar büyük-açılı tane sınırları ile ayrılmış tanelerden oluşur.



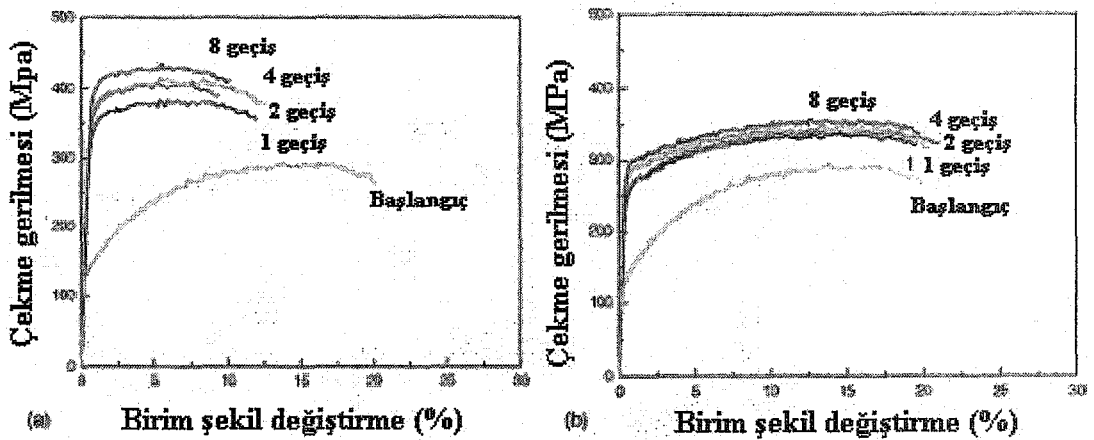
Şekil 4.28 : Saf Al, Al-%3 Mg, Al-%3 Mg- %0,2 Sc için ECAP Sonrası Presleme Sıcaklığı ile Tane Boyutunun Değişimi

Şekil 4.28'e göre artan presleme sıcaklığı ile birlikte tane boyutları artmakta, katı çözeltiye Mg eklenmesi ile ilave tane iyileşmesine ulaşılabilir. Özellikle yükseltilmiş sıcaklıklarda ileri iyileştirmeye Sc varlığı ile ulaşılabilir.



Şekil 4.29 : Saf Al, Al-%3 Mg, Al-%3 Mg- %0,2 Sc için Presleme Sıcaklığı İle %0,2 Akma Dayanımının Değişimi

Şekil 4.29'da artan presleme sıcaklığı ile birlikte tane boyutu artmakta, Hall-Petch bağıntısına bağlı olarak tane boyutunun artması ile gerilme düşmektedir. İlave etmek gerekirse, Al-%3 Mg- %0,2 Sc alaşımı ise en yüksek akma gerilmesi göstermektedir [42].



Şekil 4.30 : Al 5083 Alaşımında Farklı Geçişlerden Sonra (a) 373°K ve (b) 473°K'de Çekme Gerilmesi-Birim Şekil Değiştirme Eğrileri

Şekil 4.30'a göre Al 5083 alaşımı için yapılan deneylerde düşük sıcaklıklarda dayanım hususunda daha iyi gelişme görülmüştür. Bunun sebebi, düşük sıcaklıkların kullanımı dinamik toparlanmayı engeller, dizilmiş dislokasyonların yoğunluğunu daha yüksek dengeli hale dönüşmesine izin verir. Fakat 373°K' daha düşük olmaktadır. Yüksek sıcaklık, deformasyon prosesine yardım ederken, dislokasyon yoğunluğunda düşme olur [43].

4.5 Sürtünme

ECAP prosesinde sürtünme konusunda çok sınırlı sayıda araştırma vardır. Eğer ECAP kalıp dizaynı düzgün yapılırsa, sürtünmenin etkisi çok düşük olur [44]. Sürtünmenin bir etkisi varsa ancak çubuğun yüzey bölgesinin deformasyonunda olabilir [45]. Eğer numune boyutu çok düşük olursa, sürtünmenin bir etkisi olabilir. Fakat sürtünmenin mikroyapı üzerindeki etkisi açık değildir. Bu konuda ortaya sürülen iki fikir vardır. Birincisi, numunenin yüzeyine yakın kısımlarda sürtünme kayma modelini değiştirebilir. İkincisi ise numune küçükken ve sürtünme kuvveti yüksek iken adiyabatik ısıtma hususundadır. Ancak ECAP sırasında sıcaklık artışı henüz deneysel olarak ölçülmemiştir [38].

Eğer ıstampanın yer değiştirmesini sağlayan yükte sürekli bir artış varsa bu iki nedenden kaynaklanabilir. Birincisi, kalıp duvarları ile numune yüzeyleri arası temas yüzeyi birinci kanalda daha küçük olabilir, bu da ikinci yüzeyde daha yüksek sürtünmeye neden olabilir. İkincisi, ikinci kanalda daha yüksek sürtünme katsayısı olabilir. Bunun nedeni ise, kullanılan yağlayıcıyı maddedeki kayıp ve ECAP sonrası numunedeki pürüzlü yüzey olabilir. ECAP'la proses edilmiş numunelerde pürüzlü yüzey ve kötü yağ dağılımı, çıplak gözle görülebilir.

Sonuçlar göstermiştir ki sürtünme düzgün kalıp tasarımı ile önemli derecede düşürülmektedir. İkinci kanal mümkün olduğu kadar kısa yapılmalı ve böylece kanal, ECAP prosesi için yeterli derecede kuvvetli olmalıdır [44].

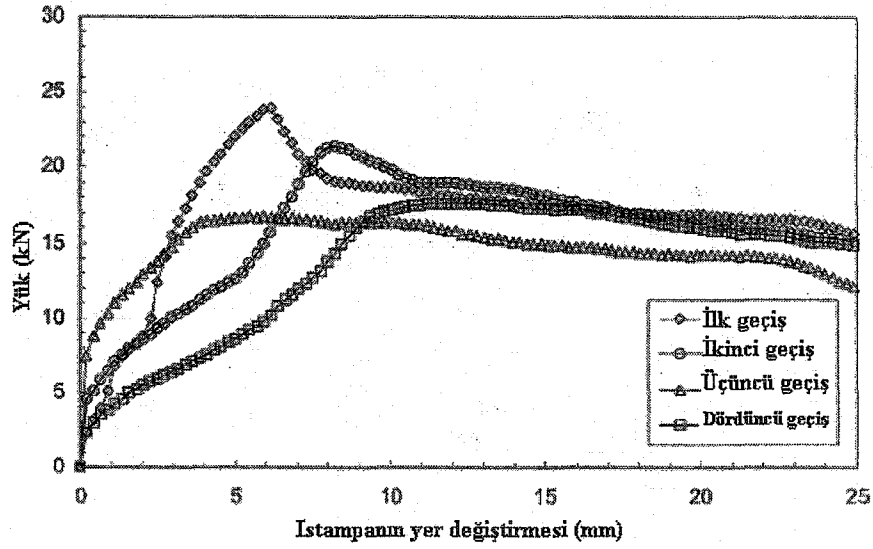
4.6 Basınç-Yük

ECAP prosesi geleneksel yöntemlerle karşılaştırılırsa, ECAP prosesi daha düşük basınç altında yürütülmektedir [38]. Uygulanan yük ve çalışma basıncı teorik analizden hesaplanabilir. Segal'e göre ECAP için çalışma basıncı şuradan hesaplanabilir:

$$\frac{P}{Y} = \Delta\epsilon_i \quad (4.1)$$

Burada P çalışma basıncıdır. Y, proses edilen malzemenin akma gerilmesi ve $\Delta\epsilon_i$, ECAP prosesi sırasında bir geçiş boyunca verilen birim şekil değiştirmedir. Pratikte, Y'nin presleme sırasında direk ölçümü zordur. Fakat Y için akma dayanımı ve çekme dayanımı arası bir değere sahip olması önerilir. Kanal açıları Φ ve Ψ 'ye göre bir geçişteki birim şekil değiştirme ($\Delta\epsilon_i$) yaklaşık olarak bilinmektedir (örneğin literatürde genel olarak kullanılan kalıp ile ECAP'ın bir geçişinden alınan gerçek birim şekil değiştirme yaklaşık 1'dir). Böylece, malzemenin akma gerilmesinin seçilmesi ile birlikte çalışma basıncı hesaplanabilmektedir. Çalışılan numunenin kesit alanının ölçülmesi ile birlikte kuvvet hesaplanabilir [46].

Teorik olarak hesaplanmış ECAP basıncı hem malzemenin akma dayanımına hem de numunenin boyuna bağlı olarak değişir. Geçiş sayısının artması ile birlikte malzemenin dayanımı da artacağından hesaplanan basıncın da artması gerekir. Ancak, ECAP'ta bir geçiş sonrası oluşan mikrobantlar, ileri geçişlerde deformasyon için yeni yerleşmeler yapacaktır. Böylece malzemelerin bir geçişten diğerine dayanımı artsa bile basınç artmayacaktır. Basıncın artması ancak yağlayıcı maddenin bozulması ve sürtünme nedeni ile olabilir [9].



Şekil 4.31 : Zn-%5 Al için Rota A’da Yük ile Istampaın Yer Değışimini Arasındaki İlişki

Şekil 4.31’den anlaşılaçağı üzere deformasyonun erken saflarında kalıp boyunca istampaın yer değıştirmesinin artması ile birlikte uygulanan yükte artar, maksimuma ulaşır ve işlem sonuna kadar hafif şekilde düşer.

Numune kalıbı doldurduktan sonra, tek olasılık numunenin deformasyonu için kalıbın yatay kanalı boyunca hareket etmesidir. Presleme yükünün maksimum noktası, alaşımanın akma direncinin üstesinden gelindikten sonra deformasyonun başlangıcını gösterir. Bu noktadan sonra yük, hafif şekilde düşmeye başlar. Maksimum yük bir geçişten diğeriine sürekli olarak düşer. Buna sebep olarak oda sıcaklığında yumuşama etkisi yaratan kayma bantları gösterilir. Benzer sonuçlar Korbel ve Bochniak tarafından da bulunmuş ve mikrobantlarda taneler arası kayma olurken plastik deformasyon için gereken yük düşer.

Aynı birim şekil değıştirmelerde, geleneksel alaşımlarla karşılaştırılırsa ECAP için daha düşük presleme basınçlarına ihtiyaç vardır. Bu da enerji tasarrufu anlamına gelir.

AA 6063 alaışımında ECAP’la $\Phi = 120^\circ$ ’lik bir kalıp kanalı ile her geçişte eşdeğer birim şekil değışimi olarak $\sim 0,67$ oluşturulmuş ve karşılaştırma yapmak amacıyla kesit alanında %47 düşme olan 120° ’lik kalıpta geleneksel soğuk haddeleme yapılmış ve eşdeğer birim şekil değıştirme olarak $\sim 0,65$ elde edilmiştir. Bu değeri ECAP’la bir geçiş sonrası elde edilen birim şekil değıştirmeye çok yakın bir değerdir. Tablo 4.3’de elde edilen özellikler belirtilmiştir.

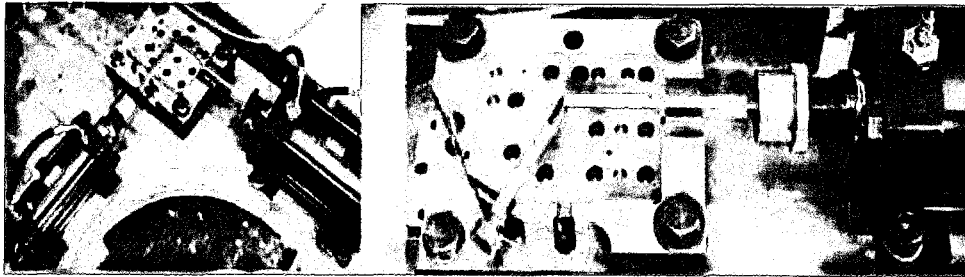
Tablo 4.3: ECAP İle Geleneksel Ekstrüzyon Sonrası Elde Edilen Özelliklerin Karşılaştırılması

Özellikler	ECAP	Geleneksel Ekstrüzyon
Çekme dayanımı (MPa)	227 ± 2	237 ± 10
Sertlik (VHN)	72 ± 3	62 ± 2
Kopma uzaması (%)	8,2	$7,2 \pm 0,8$

Tabloda 4.3’de değerler hemen hemen yakındır. Fakat geleneksel ekstrüzyon işlemlerinde daha yüksek yüklere ihtiyaç vardır. Ekstrüzyon için ~630 MPa’lık bir maksimum ekstrüzyon basıncına ihtiyaç varken ECAP için bu değer 250 ile 300 MPa arasındadır. Ayrıca geleneksel soğuk ekstrüzyonda kesit alanında (burada %47) düşme olur. ECAP’ta ise kesit alanında herhangi bir düşme olmadığından ileri deformasyonlara olanak sağlar [38].

4.7 Karşı Basınç

ECAP sırasında yüksek karşı-basınç uygulanırsa, malzemeler kırılma olmaksızın büyük birim şekil değiştirmelere dayanır. Yüksek basıncın poroziteyi, çatlakları ve diğer makroskopik kusurları düşürdüğüne inanılır [13]. Hidrostatik sıkıştırma basıncından dolayı, çubuklarda çekme tipi çatlama oluşmaz [46].



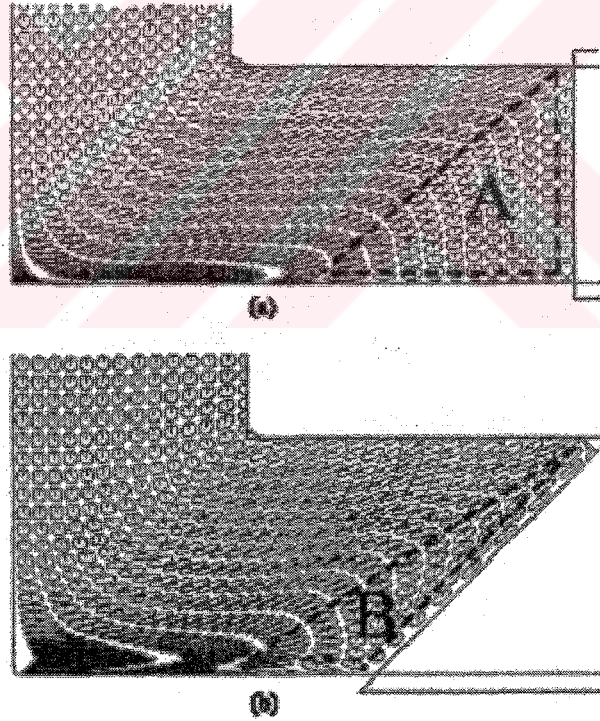
Şekil 4.32 : Karşı Basıncılı ECAP Uygulamaları

Şekil 4.32’deki gibi karşı basınç uygulanırsa, sıkıştırıcı hidrostatik basınç altında kayma birim şekil değiştirmesi olacağından deforme olmuş numunelerde hasar yığılması düşer.

Karşı basınç , ECAP’la alaşımların işlenebilirliğini artırır. Karşı basınç özellikle, düşük süneklığe sahip alüminyum alaşımları için önemlidir çünkü düşük süneklilik sonucu sadece bir geçişten sonra hasar oluşabilir [47].

Deformasyon büyük bölümü, kalıbın köşesinde meydana gelir. Dış kuvvetler (örneğin karşı basınç, ıstampa şekli) iyi çalışmalıdır. Köşe şekli ECAP işleminin kontrol edilmesi için gereken en önemli faktörlerden birisidir. Kalıp köşe boşluğundan, Karşı basınç vasıtası ile kaçınılabilir. Karşı basınç, numunenin iki ucunun aynı hızda hareket etmesini sağlayacak kuvvette olmalıdır [48].

B_C rotasında AA 5083 alaşımı için yapılan bir deneyde Karşı Basınç yokluğunda veya 62,5 gibi küçük değerlerinde ilk ECAP geçişi ile birlikte numune çatlamış ikinci geçişte ise hasara uğramıştır. 200 MPa’lık karşı basınç uygulanmış ve 3 ECAP geçişi sonrası bile numunede çatlak görülmemiştir. 3 ECAP geçişi sonrası mikrosertlik ve çekme özellikleri önemli derecede artmıştır [47].

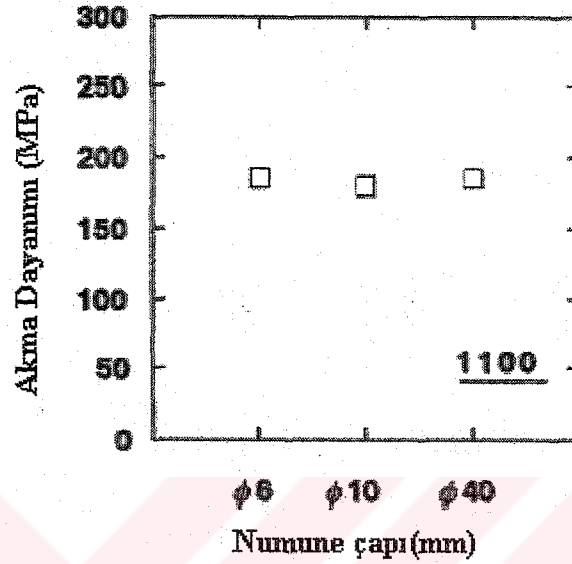


Şekil 4.33 : 90°'lik Kalıpta Sürtünmesiz Şartlarda Saf Alüminyum için Sonlu Elemanlar Analizi ile Oluşturulmuş (a) Düz (b) Açılı Şekle Sahip Karşı İstampa'nın Etkisi

Verimlilik için, açılı karşı basınç ıstampa şekli, daha düşük deformasyon alanından kaçınmak için yapılmıştır. Şekil 4.33 (b)'deki B bölgeleri hariç diğer bölgelerde plastik deformasyon düzgündür.

4.8 Numunenin Başlangıç Boyutu

Numunenin başlangıç boyutunun ECAP sonrası elde edilen özelliklerde hiçbir etkisi yoktur.



Şekil 4.34 : Numune Çapının Akma Dayanımına Etkisi

Burada 6, 10 ve 40 mm çapa sahip numuneler oda sıcaklığında 6 ECAP geçişine maruz kalmıştır. Şekil 4.34'e göre akma dayanımı değişik numune boyutları için hemen hemen aynıdır.

Numunenin başlangıç boyutunun tane boyutu dahil mikroyapıda ve mekanik özelliklerde yoktur. Ancak uzun ve ince levhalar için ECAP işlemi yapılamamakta bunun için ise DCAP gibi çeşitli teknikler geliştirilmeye çalışılmaktadır.

4.9 Tavlama

ECAP işleminde geçiş sayısı ve rotalar yapı kontrolünde en önemli iki parametredir. Tavlama ise üçüncü en önemli parametre olarak düşünülebilir [49]. Ağır şekilde deforme olmuş malzemeler, deformasyon sırasındaki pekleşme sebebi ile düşük çekme birim şekil değiştirmesine sahiptir. Dayanımda mümkün olduğu kadar az azalma ile sünekliği geliştirmek için tavlama davranışını çalışma gereği vardır.

ECAP işleminde ECAP-öncesi, ECAP ara kademelerinde ve ECAP-sonrası olmak üzere üç tip ısıtım işlemi uygulanabilmektedir.

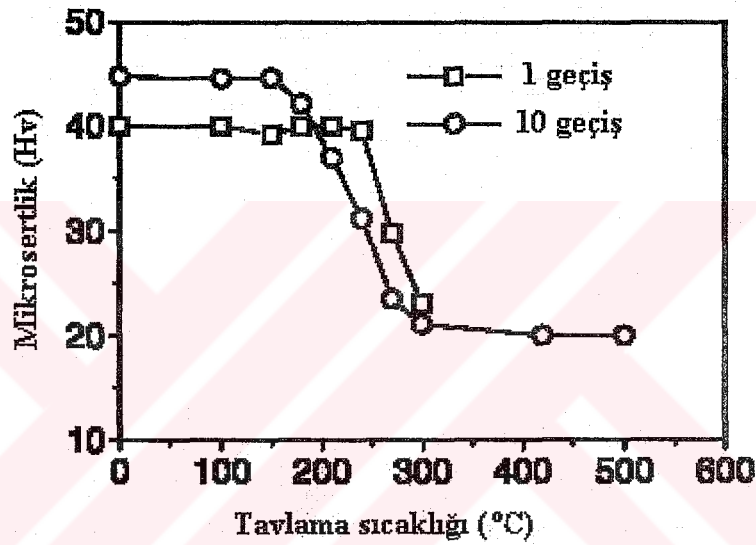
ECAP öncesi alüminyum alaşımları, erime sıcaklığında (T_m) veya erime sıcaklığına çok yakın sıcaklıklarda katı çözeltiye alınmakta, bu sıcaklıkta belli bir süre tutulmakta (homojen katı çözelti α oluşana kadar), sonra su ile hızlı şekilde (β fazı tekrar oluşmamakta) soğutulmaktadır. Bu yolla çökelti içermeyen dengeli katı çözelti elde edilmektedir. Örneğin Al 2024 alaşımı 497°C 'de (Al 2024 için $T_m \sim 500^\circ\text{C}$) katı çözeltiye alınmış ve sonradan su ile soğutulmuş. Böylece çökelti içermeyen dengeli katı çözelti matrisi üretilmiştir [26]. İkinci fazın yüksek hacim oranına sahip olduğu iki fazlı mikroyapı aşırı plastik deformasyon için uygun değildir çünkü yüksek hacim oranına sahip ikinci faz, aşırı plastik deformasyona dayanamayabilir.

ECAP öncesi katı çözeltiye alma muamelesinin ECAP sonrası düşük sıcaklık yaşlandırma muamelesi ile birleştirilmesinin alüminyum alaşımlarının oda sıcaklığı dayanımını geliştirmede çok etkili olduğu bulunmuştur [50]. Örneğin Al 7075 alaşımı yaşlandırılabilen bir alaşımdır ve dayanımı esas olarak çökelti sertleşmesinden kaynaklanmaktadır. ECAP öncesi katı çözeltiye alınmış ve ECAP sonrası oda sıcaklığında doğal yaşlandırılmış Al 7075 alaşımı yüksek dayanım gösterirler ($\sim 700\text{MPa}$). Bu değer ECAP'la veya yaşlandırma ile tek başına elde edilen dayanım değerlerinden yüksektir [51].

ECAP ara geçişlerde kayma tarzına bağlı olarak malzemede çatlak oluşabilir. Bunun üstesinden gelmek amacıyla çatlak oluşan ECAP geçişinden önce numune yaşlandırma muamelesine tabi tutulabilir. Bu yaşlandırma işlemleri, uzun süreyle oda sıcaklığında doğal yaşlandırma ile veya daha kısa sürelerde yapay yaşlandırma ile yapılmaktadır. Bunun neticesi olarak daha yüksek ECAP geçişlerine olanak sağlanır. Örneğin bir deneyde Rota B_C'de Al 2024 için ikinci geçişten sonra kayma modundan dolayı çatlak oluşmuştur. İlk geçiş sonrası 100°C 'de yapay yaşlandırma yapılmıştır ve böylece daha çok sayıda geçişe olanak sağlanmıştır.

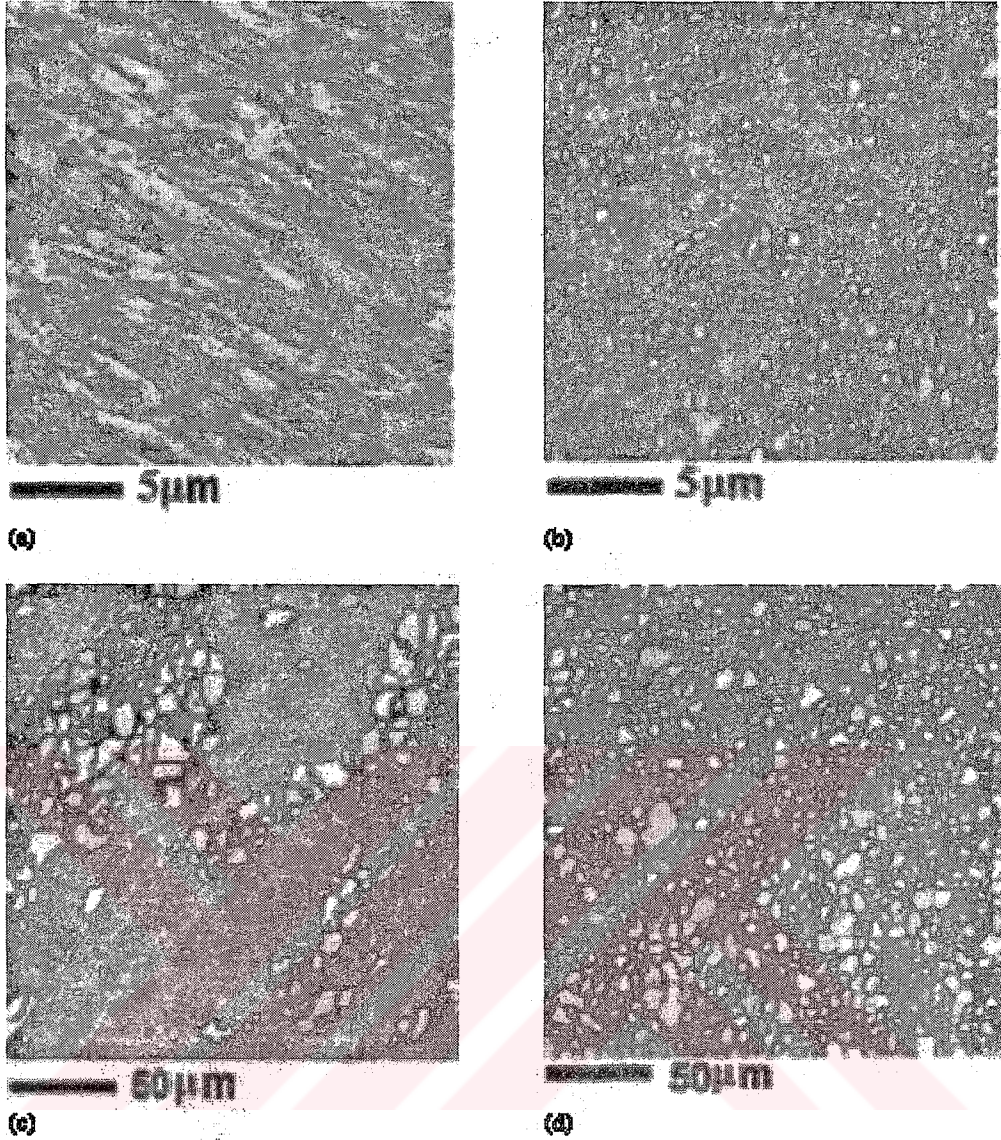
Çevre sıcaklıklarında, ECAP sonrası çoğu alaşımın mikroyapısı oldukça karışıktır [52]. ECAP sonrası yapı sadece çok ince olarak değil ayrıca yüksek artık gerilme ile bağlantılı olarak iç hacim ve sınırların dengesiz durumları ile karakterize edilir [53]. Mikroyapıyı oluşturan elemanların şekli lamelliden polihedral şekle kadar değişebilmektedir. Komşu elemanları ayıran sınırlar, düşük açıdan büyük açıya

değişen hatalı yerleşme açılı kısımların karışımıdır ve sınır yapısı, dislokasyon duvarlarından, kısmen dönüşmüş kısımlardan, tane sınırlarına kadar değişebilir. ECAP sonrası mikroyapı çoğunlukla ‘uzamış tavlama’ sonucu gibi görülebilir. ECAP işleminden sonra tavlama çoğunlukla bunları eş eksenli tanelere çevirir[52]. Düşük sıcaklık tavlaması sırasında parçalı yapı, mikron-altı kristal ‘tane’ yapısına dönüştürülebilir. Mikron-altı kristal ‘tane’ yapısı, biraz daha kaba ve daha eş eksenli taneler, dengeli tane ve tane yapısı ile karakterize edilir. Bu yapısal değişimler sebebi ile SPD malzemelerinin oda sıcaklığı çekme dayanımı değersiz mertebelerde düşerken, süneklik önemli derecede artar [53].



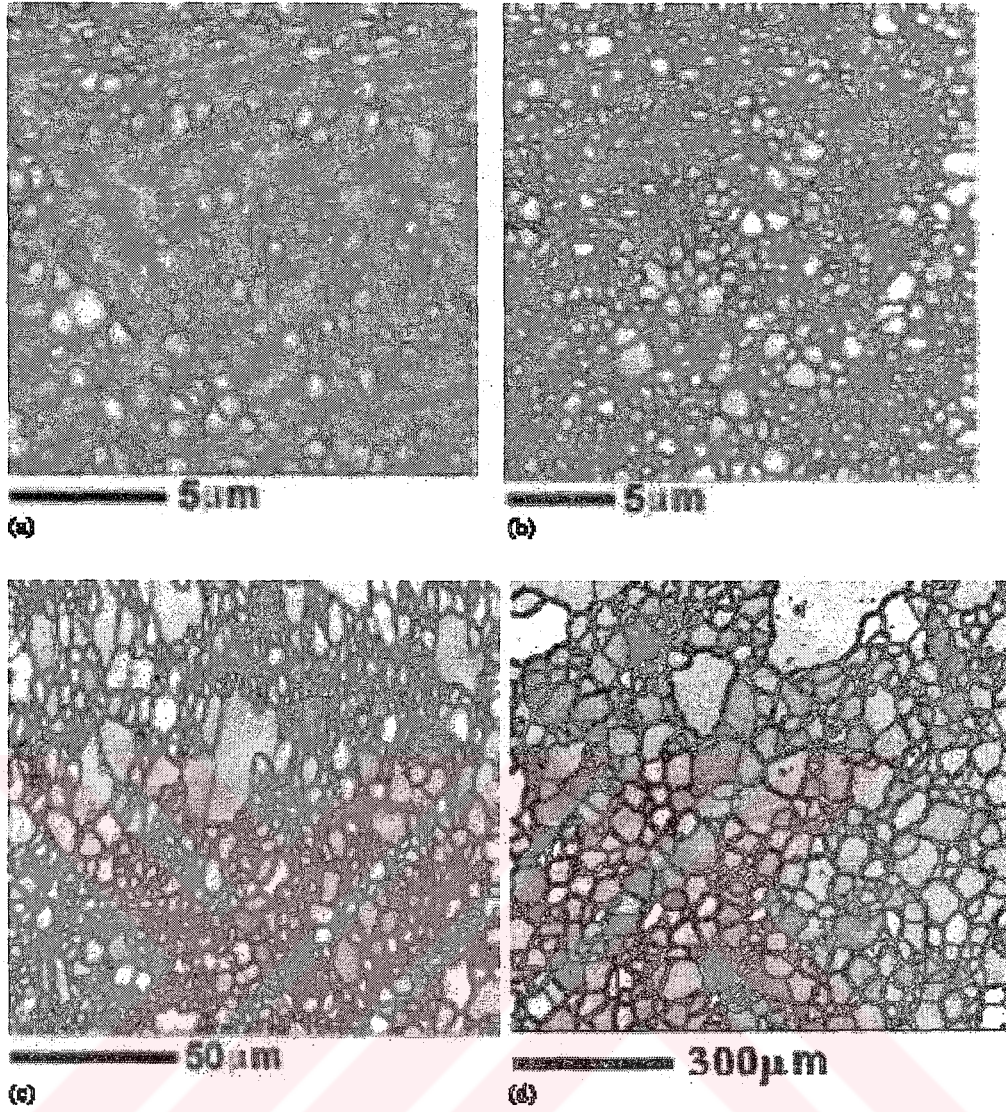
Şekil 4.35: 2 Saat Değişik Sıcaklıklarda Tavlama Sonrası Mikrosertlikte (Hv) Düşme

Şekil 4.35’de 1 ve 10 geçiş sonrası saf Al(%99,5) için artan tavlama sıcaklığı ile mikrosertliğin değişimi gösterilmiştir. 1 geçişli numune için 240°C’lik sıcaklıkta mikrosertlik şiddetli şekilde düşmüştür. 10 geçiş sonrası ise numunenin sertliğinde yine hızlı bir düşüş olur fakat bu düşme 1 geçişli numune ile karşılaştırılırsa daha az şiddetli bir düşmedir ve daha düşük sıcaklık olan 180°C’de başlar. Buradaki serlik değeri 300°C’de ki tavlamaya benzer değerlere düşmüştür. 1 geçişli numune için yeniden kristalleşme başlangıcı 10 geçişli numune ile karşılaştırılırsa daha yüksek sıcaklıklara ertelenmiştir ve yeniden kristalleşme süresiz karakterdedir. 1 geçişli numune 300°C’de 2 saat tavlandıktan sonra bile yeniden kristalleşme halen süresiz karakterdedir. Bundan dolayı 10 geçişli numune ile karşılaştırılırsa halen hafifçe daha yüksek mikrosertliğe sahiptir.



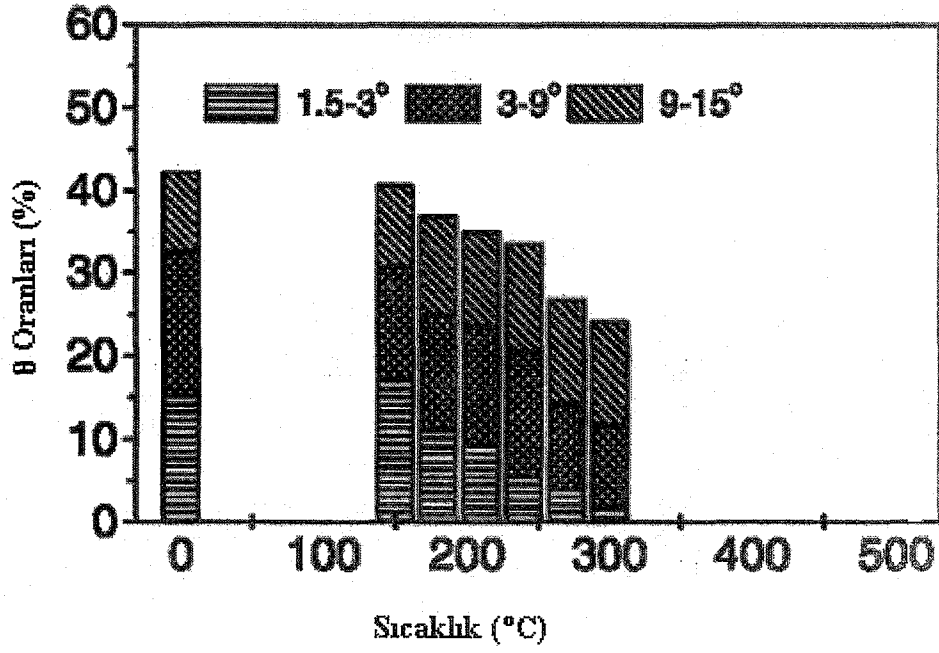
Şekil 4.36 : ECAP'lı Numunelerin Mikroyapısı (a) 1 Geçiş Sonrası Numune (Tavlama Yok) (b) 10 Geçiş Sonrası Numune (Tavlama Yok) (c) 1 Geçiş Sonrası Numune (300°C'de 2 Saat Tavlama) (d) 10 Geçiş Sonrası Numune (300°C'de 2 Saat Tavlama)

Şekil 4.36'da $>1.5^\circ$ ve $>15^\circ$ lik hatalı yerleşme açıları sırasıyla ince ve kalın çizgiler olarak gösterilmiştir. 1 geçişli numunenin tavlamasından sonra numune geleneksel (sürekli) bir şekilde yeniden kristalleşmeye uğramış ve şekilde deformasyon sonrası kalan bölgeler ile birlikte büyük açılı sınırlarla çevrilmiş yeniden kristallenmiş taneler görülmektedir. 10 geçişli numunede ise baştan başa kabalaşma gözlenmektedir.



Şekil 4.37 : 10 ECAP Geçişli Numunelerde 2 Saat Farklı Sıcaklıklarda Tavlama Sonrası Mikroyapı (a) 150; (b) 210 (c) 270; (d) 500°C

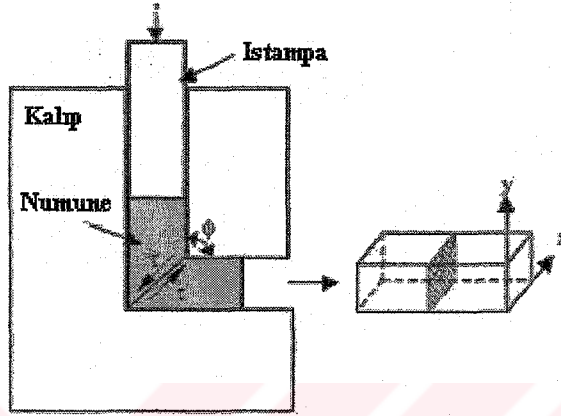
Şekil 4.37'ye göre 150°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda tüm mikroyapıda kabalaşma olmaktadır. Fakat bu kabalaşma aynı tarzda değildir çünkü tavlama, numunenin mikroyapısında hem düzgün hem de düzgün olmayan kabalaşmış bölgelere yol açar. Düşük sıcaklıklarda tavlama sırasında tane kabalaşması ile birlikte dayanımda düşüş yoktur. Yüksek sıcaklıklarda tavlama tüm yapıda kabalaşmaya yol açarken bu kabalaşma düzgün değildir.



Şekil 4.38 : Sıcaklığa Bağlı Olarak θ Oranı

Şekil 4.38'den anlaşılacağı üzere 300°C'ye kadar sıcaklıklarda tavlama sırasında $<3^\circ$ hatalı yerleşmede sürekli bir düşüş olur. $3.0^\circ < \theta < 9.0^\circ$ arası hatalı yerleşmede daha düşük bir düşme vardır. $9.0^\circ < \theta < 15.0^\circ$ arası hatalı yerleşme açıları ise aşağı yukarı aynı kalmıştır. 15.0°'den düşük hatalı yerleşmelerde tüm düşüş tamamen çok küçük hatalı yerleşme açılı sınırların yok olmasından dolayıdır. Humphreys'e göre, alt taneler arası ortalama hatalı yerleşme (θ) ne kadar büyükse, mikroyapı için süresiz büyüme o kadar az yaygın hale gelir. Ve $\theta > 10^\circ$ 'den büyükken, mikroyapı süresiz büyüme koşullarına karşı kararlıdır ve sadece normal tane büyümesi söz konusudur [52].

5. ECAP İLE TANE İYİLEŞMESİ



Şekil 5.1 : ECAP’la Kayma Prosesi

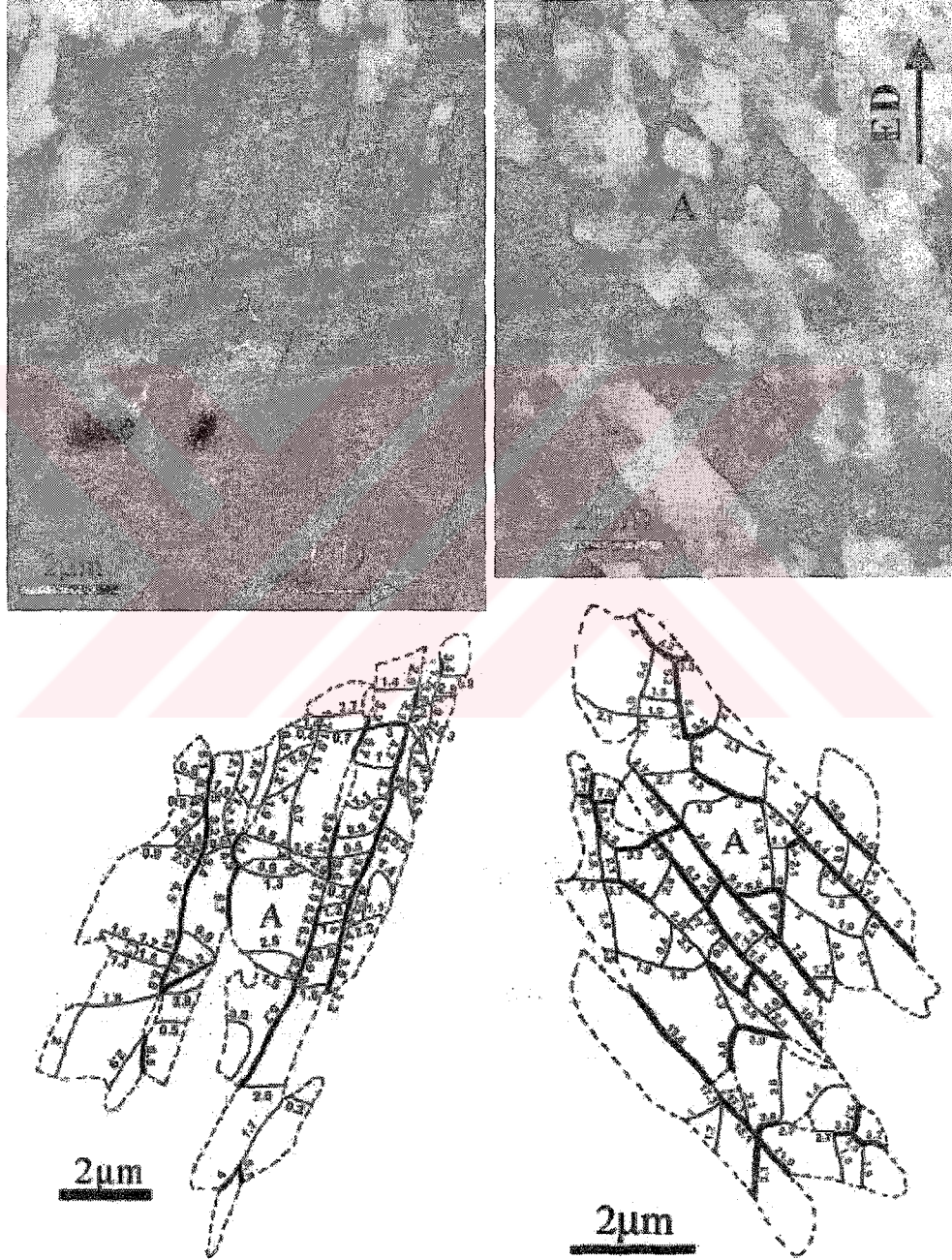
Şekil 5.1’den de anlaşılacağı üzere Segal’e göre kalıp açısı 90° olan bir kalıpta yapılan ECAP sırasında kayma, iki kanalın 45° ’lik kesişme düzlemi boyunca olur. Kalıbın sol köşesi yuvarlanırsa deformasyon azalır. Eğer kalıp yuvarlanmazsa, kayma sadece kalıbın 45° -düzleminde yer alır. Bu örneğin diğer basit kayma modellerinden farklıdır çünkü burulmada kayma hemen hemen numunenin bütün hacmi boyunca olur. ECAP prosesinde plastik akışın belirli bir yerde sınırlanması sebebi ile Segal’in modeline ‘sürekli kayma modeli’ denir ve bu model deformasyon yapısının anlaşılmasını sağlamıştır [54].

ECAP ile tane yapısı sırasıyla şöyle oluşturulur:

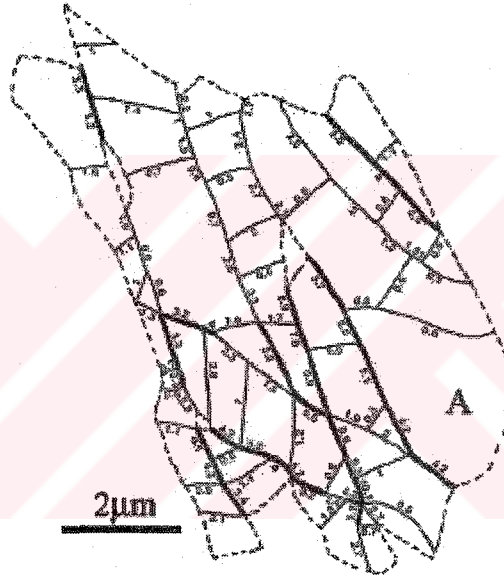
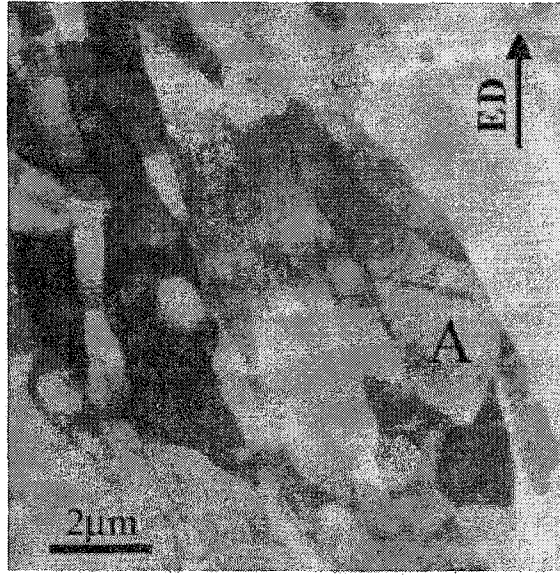
- 1- Önce dislokasyon duvarları yaratılır.
- 2- Bu dislokasyonlar düşük hatalı yerleşmeden yüksek hatalı yerleşmelere doğru geliştirilir.
- 3- Sonunda tane sınırlarına doğru geliştirilir.

ECAP ile dislokasyon duvarlarının yaratılması, haddeleme gibi geleneksel plastik deformasyon proseslerinden farklı değildir çünkü olay tamamen plastik şekil değiştirme olayıdır. Dislokasyon duvarlarının dağılımı, her geçişte oluşan

makroskopik kaymaya bağlı olarak nispeten yüksek hatalı yerleşmelere sahiptir. İlk geçişte oluşan dislokasyon duvarları, kararlı duvarlardır. İleri geçişlerle birlikte, kayma birim şekil değiştirmesi ve kullanılan proses yönüne bağlı olarak bu duvarlar yeni yerleşmeler oluşturacak şekilde kayarlar. Geçirimli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak ticari saf 1050 alüminyum (%99,5) alaşımı üzerinde yapılan deneyler sonucu yapılan ECAP prosesi, dislokasyon duvarlarının gelişimi aşağıdaki gibidir:



şekil 5.2 : Sırasıyla 1 ve 2 Geçiş Sonrası TEM Mikroskobu ile Deformasyon Mikroyapısı



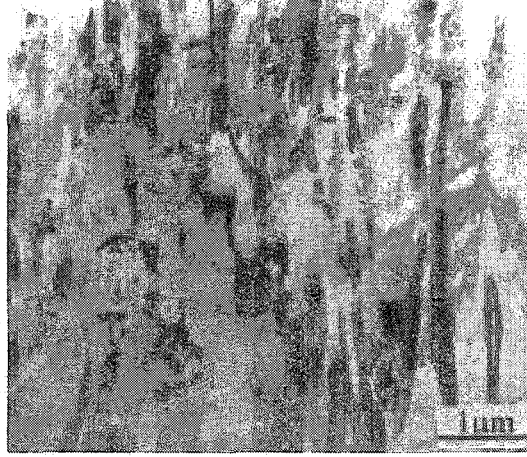
Şekil 5.3 : Y Düzleminde 3 Geçiş Sonrası TEM Mikroskobu ile Deformasyon Mikroyapısı

Şekil 5.3'te ölçülmüş dislokasyon duvarları ise ayrıca şematik olarak gösterilmiştir. İşaretlenmiş A harfi resimdeki referans yeridir. Kalın çizgilerle gösterilen dislokasyon duvarları 3°'den büyük hatalı yerleşmelere sahiptir. Kesik çizgiler ölçülmeyen dislokasyon duvarlarını göstermekte, sayılar ise duvar hatalı yerleşmelerini göstermektedir. Burada ED, ekstrüzyon yönüdür

A rotası için, Y düzleminde çoğu dislokasyon duvarlarının meyil açısı 60°'den 40°'ye ve sonra da 25°'ye değişir. (ekstrüzyon geçişi birden ikiye daha sonrada üçüncü geçişe doğru artarken).

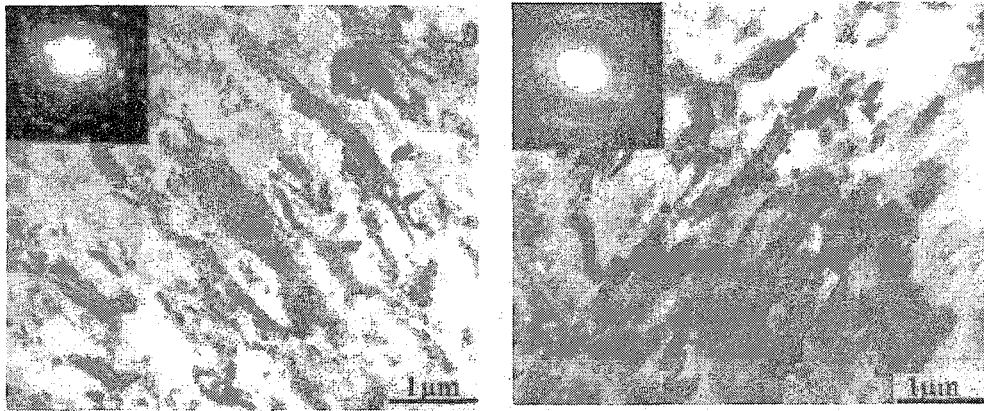
Yukarıda bulunanlar sürpriz değildir çünkü dislokasyon duvarları, burulmayla deformasyona uğramış numunelerin kayma düzlemi ile paralel bulunmuştur çünkü ECAP ve burulmanın ikisi de basit kayma prosesidir [55].

Şekil 5.4'te olduğu gibi ECAP'ın ilk geçişiyle uzamış bantlı yapı oluşmaktadır.



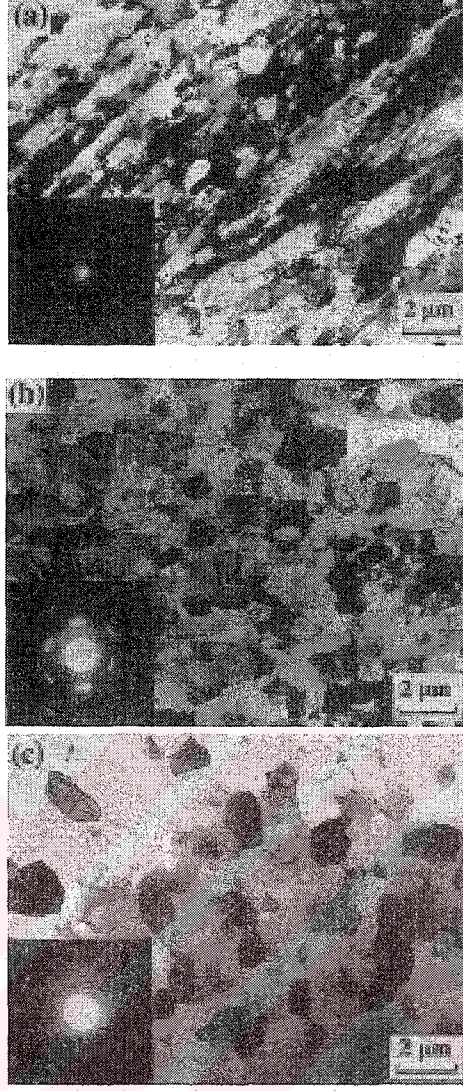
Şekil 5.4 : AlMgSi Alaşımında İlk Geçiş Sonrası Mikroyapı

Aluminyumun yüksek dizi hatası enerjisine sahip olduğu bilinmekte bu da dislokasyonların ayrılmasını önlemektedir. Deformasyon sırasında, uygulanan gerilme ile dislokasyonlar yaratılır ve alt tanelerin oluşumu için hızlı şekilde hareket ederler ve sınırlarda yok olurlar. Bu yok olma prosesi alt tanelerin dönmesine bağlanabilir. Sonuç olarak büyük-açılı sınırlara sahip tanelere dönüşür.



Şekil 5.5 : 2 ve 4 Geçiş Sonrası Mikroyapı

Şekil 5.5'te 4 geçiş sonrası ,ultra ince ve oldukça eş eksenli tane mikroyapısı elde edilmiştir.

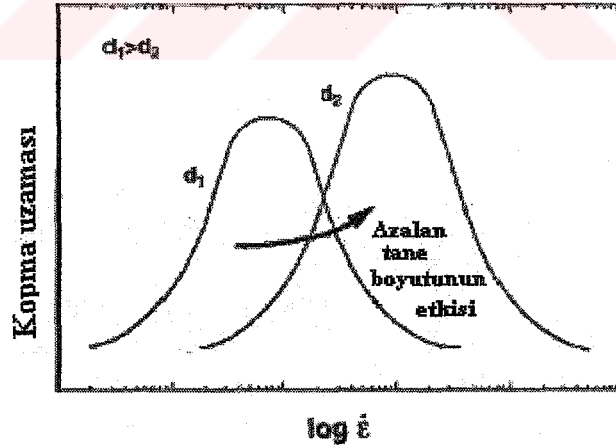


Şekil 5.6 : B_C Rotasında (a) Bir Geçiş (b) İki Geçiş (c) 3 Geçiş Sonrası Mikroyapı

Şekil 5.6 (a)'da kalıp boyunca basit bir geçişle birlikte özellikle kayma düzlemine paralel uzanan bantlı yapı oluşmaktadır ve alt taneler küçük açılı hatalı yerleşmelere sahiptir. Bantlı yapının içersinde yüksek yoğunluklu dislokasyonlar vardır. Ölçümler göstermiştir ki bu alt tane bantlarının ortalama genişliği, eş eksenli tanelerin boyutlarına benzer. Şekil 5.6 (b)'de bantlı yapının tutulduğuna dair deliller vardır. Mikroyapı hem uzamış hem de eş eksenli tanelerden oluşur. Ek ilave geçişlerle, alt tane sınırları boyunca ortalama hatalı yerleşmeleri artmaktadır. Şekil 5.6 (c)'de mikroyapı homojen eş eksenli tanelerden oluşmaktadır. Burada ECAP yüksek sıcaklıkta yapıldığı için tane büyümesi söz konusudur. Eğer 12 geçiş uygulanırsa büyük açılı tane sınırları ile ayrılmış eş eksenli tane dizilişleri oluşur. [17].

6. SÜPERPLASTİKLİK

Süperplastisite, polikristal malzemelerin gerilme altında hasara uğramadan önce çok uzama yeteneğidir. Süperplastik şekillendirme endüstrisi, levha metallerin karışık parçalarının imalatı için kurulmuştur. Fakat bu teknolojiye oldukça düşük birim şekil değiştirme oranları nedeniyle sınırlı şekilde yararlanılır. Örneğin, Al 2004 ve Al 5083 alaşımları için şekillendirme oranı $\sim 10^{-3} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ aralığındadır ve bunun sonucu olarak şekillendirme süresi her parça için $\sim 20-30$ dakikayı bulmaktadır. Eğer yüksek birim şekil değiştirme oranlarında ($\sim 10^{-1} - 1 \text{ s}^{-1}$ arası) süperplastik sünekliğe ulaşılabilirse her parça için şekillendirme süresi ~ 60 saniyeye düşecektir. ECAP sonrası ultra ince-tanelenmiş mikroyapıya sahip alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda küçük ve dengeli kalabilirlerse, gerilme altında çekilirken çok önemli süperplastik süneklik gösterme yeteneğine sahiptirler. Tane boyutu düştükçe, süperplastisite için en uygun birim şekil değiştirme oranı artmaktadır.



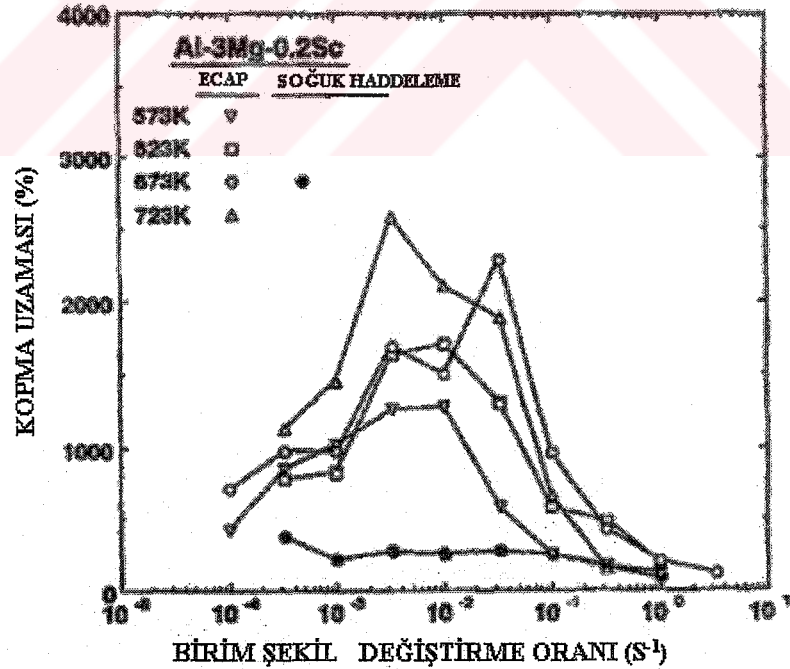
Şekil 6.1 : Birim Şekil Değiştirme Oranı-Kopma Uzaması İlişkisinde Tane Boyutunun Etkisinin İncelenmesi

Şekil 6.1'den de anlaşılacağı üzere tane boyutunu d_1 ' den d_2 ' ye düşürmek süperplastik bölgenin yerini değiştirerek birim şekil değiştirme oranını hızlandırır.

Yayınma prosesinin oldukça hızlı olduğu yükseltilmiş sıcaklıklarda (sıcaklık Kelvin derecesinde $\sim 0,5 T_m$ 'den düşük olmamalıdır), optimum süperplastisite altında birim şekil değiştirme oranı d^2 ile ters orantılıdır. Eğer tane boyutu küçük olursa geleneksel süperplastisitenin birim şekil değiştirme oranından daha hızlı birim şekil değiştirme oranlarında süperplastisiteye ulaşma potansiyeli doğar.

Kalıp açısı $\Phi = 90^\circ$ ve proses rotası B_C iken ECAP, büyük-açılı tane sınırları ile ayrılan oldukça eş eksenli tanelerin dizilişlerine yol açar. Süperplastisiteye ulaşmak için büyük-açılı tane sınırlarına ihtiyaç vardır çünkü küçük-açılı sınırlar, tane sınırı kayması için yetersizdir.

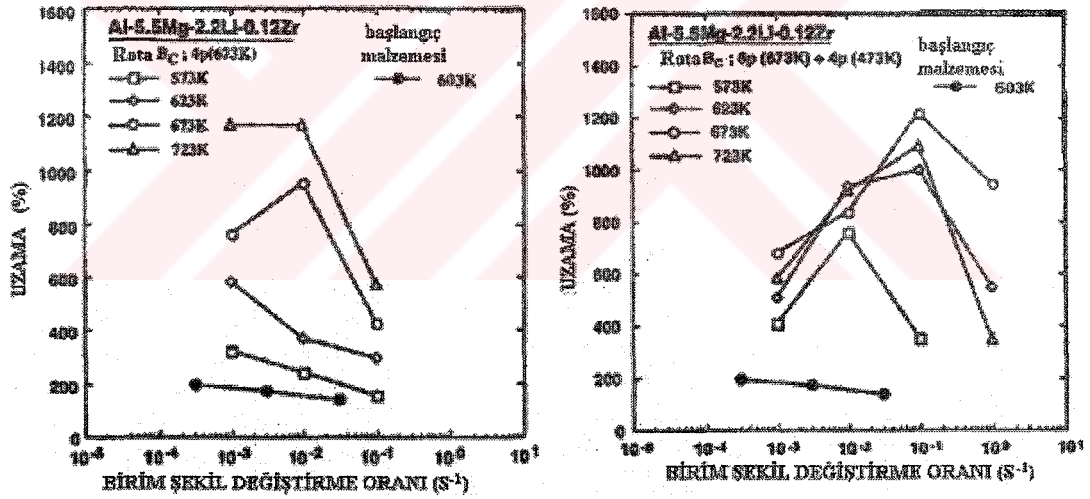
Süperplastik akış difüzyon-kontrollü bir işlem olduğu için taneler yüksek sıcaklıklarda kararlı olmalıdır. Genellikle ECAP'la süperplastisiteye ulaşmak için matris içinde küçük çökeltilere ihtiyaç vardır. Çökeltiler, süperplastik sıcaklıklarda tane büyümesini engellerler. ECAP üzerine yapılan çalışmalarda, genellikle Al-Mg-Li-Zr alaşımları δ' -Al₃Li ve β' -Al₃Zr çökeltileri, Al-Cu-Zr alaşımları CuAl₂ ve Al₃Zr çökeltileri içermekte, Al-Mg-Zr alaşımları Al₃Sc çökeltileri içermektedir. Bu şekilde yüksek sıcaklıklarda tane büyümesi engellenmektedir [56].



Şekil 6.2 : Al-Mg-Sc Alaşımı için Kopma Uzaması-Birim Şekil Değiştirme Oranı Değişimi

Şekil 6.2'de açık semboller ECAP'la hazırlanmış numuneyi, dolu sembol ise soğuk haddeleme ile hazırlanmış preslenmemiş numuneyi göstermektedir. Burada

numuneler 573(~0,6Tm) ile 723°K sıcaklıklar arası çekme deneyi yapılmıştır. Burada Al₃Sc çökeltisinin varlığı, tane sınırı hareketini ve tane büyümesini engellemektedir. Şekil 6.2’de ECAP prosesi sonrası alaşımda ulaşılabilen oldukça yüksek süperplastik uzamalar gösterilmiştir. Şekle göre bazı uzamaların %2000’i aştığı görülmektedir. Ayrıca 10⁻¹s⁻¹ gibi hızlı birim şekil değiştirme oranlarında da yüksek kopma uzamalarına ulaşılmıştır. Burada, soğuk haddeleme için kopma uzaması ~ %200’dür ve süperplastiklik yoktur. Mikroyapısı ECAP sonrası mikroyapıya benzemesine rağmen, soğuk haddelemede, küçük-açılı hatalı yerleşmelere sahip sınırlara ayrılmış alt tane dizilişleri oluşur ve bu alt tane sınırları kayamaz ve süperplastisite geçerliliğini yitirir. Süperplastiklik için büyük-açılı sınırlara ihtiyaç vardır. ECAP sayesinde de bu sağlanmaktadır. Yukarıda ECAP’lı alaşım için birim şekil değiştirme hızına duyarlılık faktörü ‘m’ ise 0,5’tir. Geleneksel olarak bu değerin süperplastik şekillendirme için 0,3’ten büyük olması gerekir. Benzer sonuçlar Al-Mg-Li-Zr alaşımı içinde doğrudur.

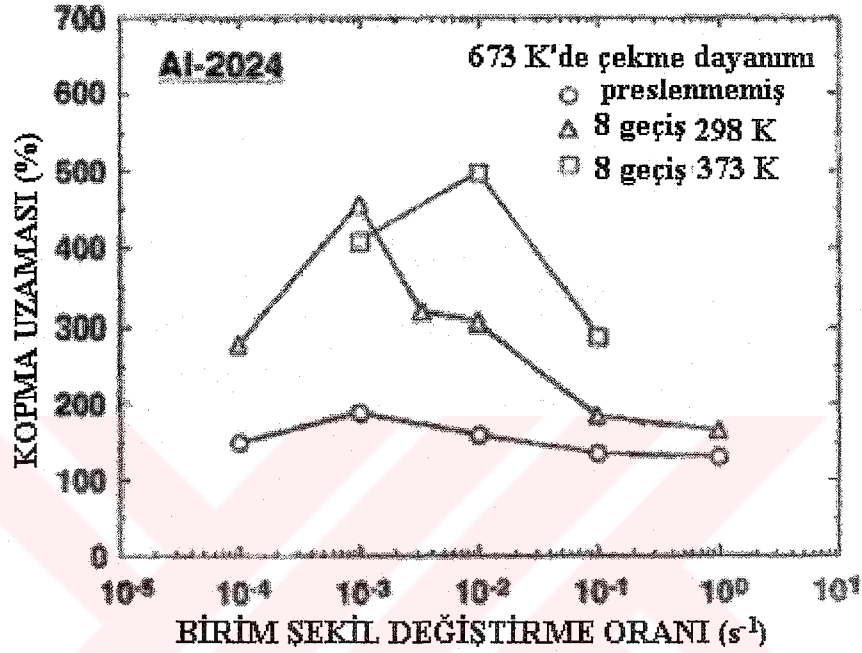


Şekil 6.3 : Al-%5,5Mg-%2,2Li-%0,12Zr Alaşımı için Değişik Şartlarda Uzama-Birim Şekil Değiştirme İlişkisi

Şekil 6.3’te p, geçiş sayısını simgelemektedir. Burada, δ’-Al₃Li ve β’-Al₃Zr çökeltileri vardır. Bunlar tane büyümesini engeller. Preslenmemiş Al-Mg-Li-Zr alaşımının sınırlı sünekliği vardır (~%100 - %200). ECAP’a maruz kalan numunelerde 10⁻¹s⁻¹ gibi birim şekil değiştirme oranlarında > %1000’den yüksek kopma uzaması elde edilmiştir.

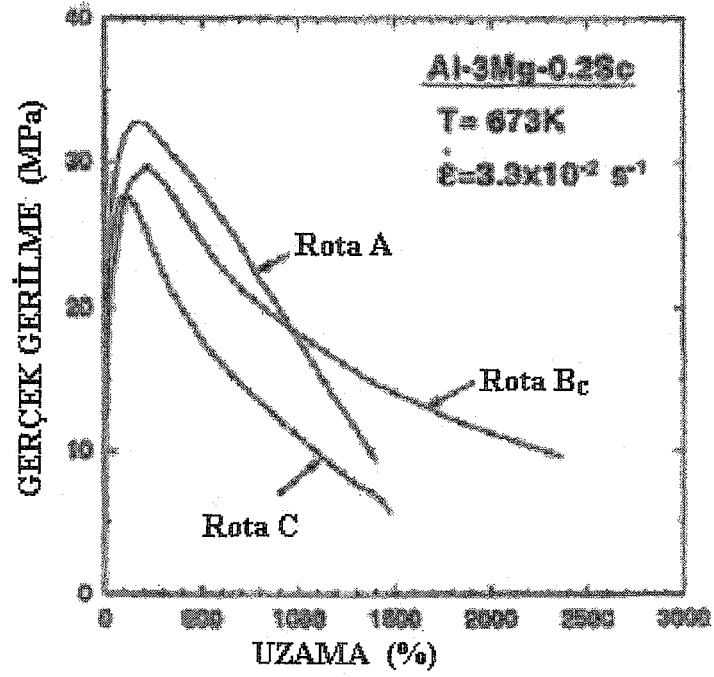
ECAP'la 4 geçiş büyük oranda kk-açılı hatalı yerleşmelere sahip alt tane sınırları oluşturmuştur.

Eğer alaşımda daha yüksek ECAP geçişi uygulanırsa, zirve uzama daha yüksek birim şekil değiştirme oranlarına yer değiştirir. Artan ECAP geçişi ile büyük-açılı sınırların oranı artar.



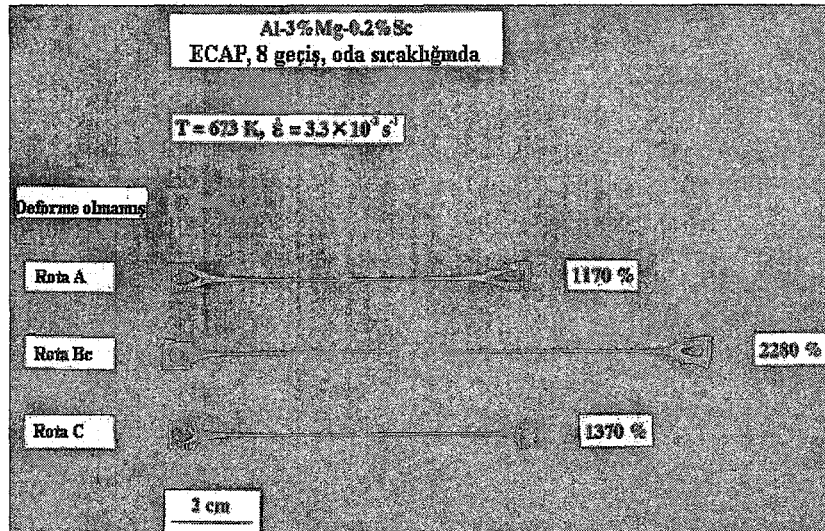
şekil 6.4 : Al-2024 Alaşımı için Uzama-Birim şekil Değiştirme Oranı İlişkisi

Al-2024 alaşımı skandiyum ve zirkonyum içermez. Yani tane büyümesini engelleyen çökelti yoktur. ECAP prosesinin toplam süneklikte önemli artışa yol açtığı bilinmektedir. Ancak Al-2024 alaşımı için Al-Mg-Li-Zr alaşımı ile karşılaştırma yapılırsa süneklikte artış daha düşüktür. şekil 6.4'te Al-2024 alaşımı için 10⁻²s⁻¹ birim şekil değiştirme oranlarında maksimum uzama ~ %500'dr. Fakat bu uzama diğer ticari Al-esaslı alaşımlardan (Al-5083 için <%320, Al-6062 alaşımı için <300) daha yüksektir. ECAP' ta ulaşılan yüksek uzama, alüminyum-esaslı alaşımlarda Sc ve Zr'nun eksikliğinde bile süperplastik karakteristiğin gelişimi için iyi bir potansiyeldir [57].

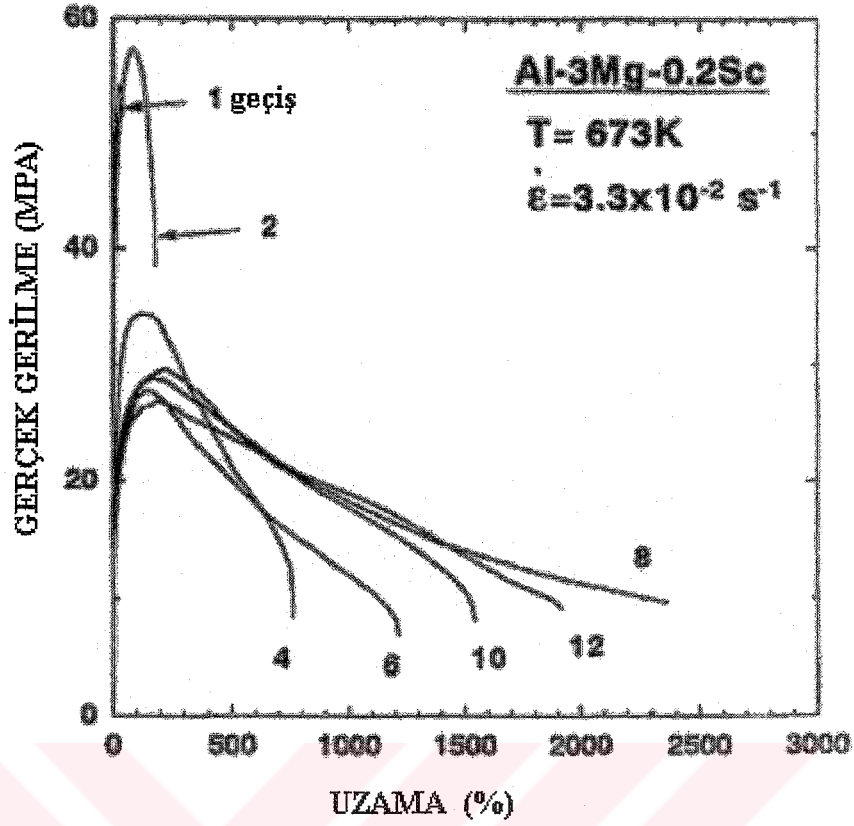


Şekil 6.5 : Değişik Rotalarda Gerçek Gerilme-Uzama İlişkisi

Burada, 90° kalıp açılı kanalda oda sıcaklığında değişik rotalarda 8 geçiş sonrası alınan numunelerle 673°K sıcaklıkta çekme deneyi yapılmıştır. Şekil 6.5'e göre bütün numuneler 27-33 MPa arası maksimum akma gerilmesi sunarken tüm numunelerde kopma uzaması > %1000'i aşmıştır. Fakat Şekil 6.6'da görüldüğü üzere toplam uzama Rota Bc'de %2200'ü aşmış, diğer rotalarda ise kopma uzaması %1500'den küçüktür. Bunun sebebi olarak büyük-açılı sınırlarla ayrılmış eş eksenli taneli mikroyapının, yüksek sünekliliğe ulaşmak için gerekli olmasıdır ve bunu Rota Bc'de en iyi şekilde sağlar.

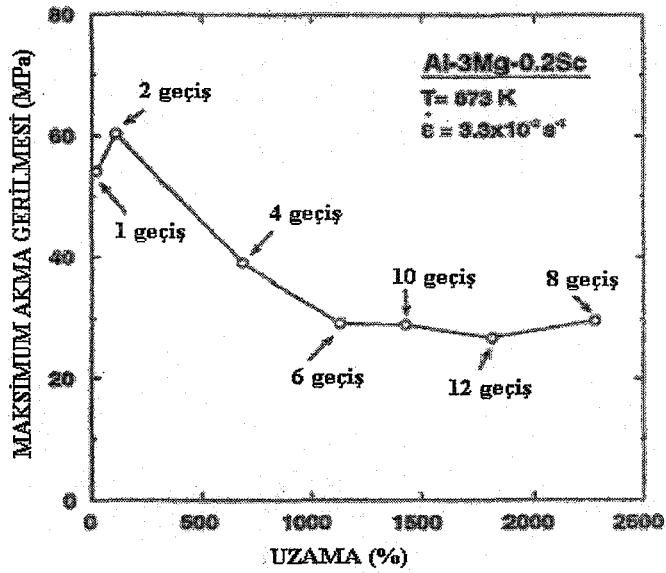


Şekil 6.6 : Farklı Rotalarda Hasardan Önce Çekme Sonrası Numunelerin Görünüşü



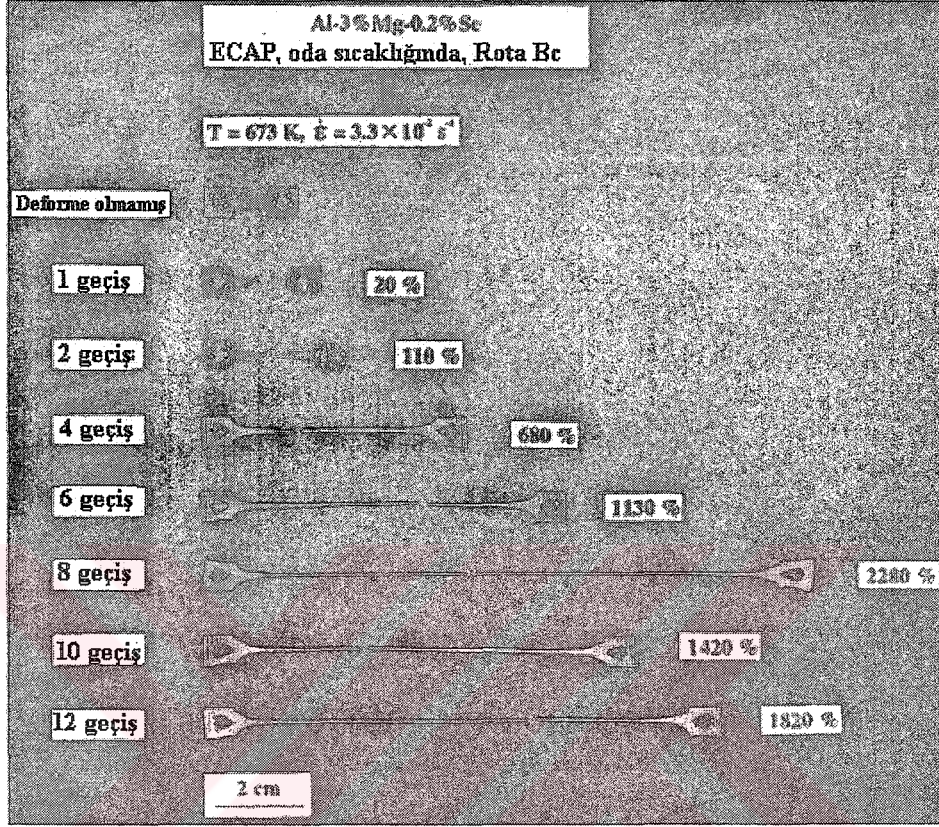
Şekil 6.7 : B_C Rotasında ECAP'ın Değişik Geçiş Sayılarında (1'den 12'ye), Gerçek Gerilme-Uzama İlişkisi

Şekil 6.7'ye göre ilk ve ikinci geçişten sonra akma gerilmesi yüksektir fakat artan geçiş sayısı ile birlikte düşer ve 6 geçişten sonra akma gerilmesi dengelenmiştir. İlk geçişten sonra uzama %20 iken 8 geçişten sonra % 2280 ile maksimuma ulaşır.



Şekil 6.8 : B_C Rotasında ECAP'ın Değişik Geçiş Sayılarında (1'den 12'ye) Gerçek Gerilme-Uzama İlişkisi

Şekil 6.8'deki gibi gerçekten akma gerilmesinin düşmesi ile numunelerin uzaması artar. Akma gerilmesi 30 MPa ve > %1000 iken akma gerilmesi dengelenmiştir. Şekil 6.9'da numunelerin görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 6.9 : Farklı Birim Şekil Değişimlerinde ve Hasardan Önceki Çekmeler Altında ECAP Sonrası Numunenin Görünüşü [58].

7. SONUÇ

Geleneksel şekil değiştirme yöntemlerinde (Örneğin, haddeleme, ekstrüzyon gibi) metal ve alaşımların dayanımı artırılırken, süneklikte düşme olur. Aşırı plastik deformasyona maruz kalan malzemelerde ise olağandışı bir durum olarak yüksek sertlik ve yüksek süneklik kombinasyonu söz konusudur. Bu olağandışı mekanik davranışa sebep olarak SPD ile oluşturulan nanoyapı gösterilir. Ultra ince taneli malzeme üretiminde çeşitli teknikler son yıllarda araştırılmaktadır. Bu tekniklerin ticari uygulamada malzeme miktarı ve boyutu üretim yeteneği sınırlıdır. Yeni ortaya çıkan tekniklerden ECAP, herhangi bir artık porozite içermeyen hacimli, ultra-ince taneli malzemelerin üretiminde en etkili aşırı plastik deformasyon metodudur.

ECAP işleminde, tane iyileşmesinin büyük bölümü ilk geçiş sırasında olur. Kalıp boyunca basit bir geçişle özellikle kayma düzlemine paralel uzanan bantlı yapı oluşmaktadır ve alt taneler küçük açılı hatalı yerleşmelere sahiptir. Ek ilave geçişlerle, alt tane sınırları boyunca ortalama hatalı yerleşmeleri artmaktadır. Yüksek sayıda geçiş uygulanırsa büyük açılı tane sınırları ile ayrılmış eş eksenli tane dizilişleri oluşur.

ECAP malzemelerinin, son mikroyapı ve mekanik özelliklerinin, kuvvetli şekilde bağımsız geçişler arasındaki numunenin dönme tipine bağlı olduğu bilinmektedir. Kanal açısı (Φ) 90° iken, en uygun presleme şartları Rota B_C'de olmaktadır çünkü bu rota en süratli şekilde büyük-açılı hatalı yerleşmelere sahip sınırlarla ayrılmış ultra ince eş eksenli tane dizilişine yol açar.

Kanal açısı (Φ) büyürken kalıp boyunca numuneyi deneysel olarak basma kolay olmasına rağmen saf alüminyumda yapılan deneyler göstermiştir ki büyük-açılı sınırlara, kullanılan kalıbın Φ açısının 90° 'ye yakın olduğu, numunenin çok yoğun plastik birim şekil değiştirmeye maruz kaldığı durumlarda ulaşılmıştır. Çok sınırlı sünekliği olan malzeme kullanırsak, erken hasardan dolayı bu presleme işlemi zor hatta imkansız bir hal alır. Böyle durumlarda, pres işlemi kalıbın Φ açısını biraz artırarak yapılabilir. Ancak, $\Phi = 90^\circ$ ile elde edilen ultra ince taneli yapı, $\Phi > 90^\circ$ den

büyük açılarla (daha yüksek geçişlerle aynı miktarda toplam birim şekil değiştirme elde edilse bile) sağlanamaz çünkü önemli olan elde edilen birim şekil değiştirme miktarı değil her geçişte numuneye verilen kayma karakteristiğidir.

Yüksek sıcaklıkta ECAP işlemi sünekliği düşük olan malzemeler için faydalı olabilir çünkü her geçişte oluşan yoğun kayma birim şekil değiştirmesi sebebi ile bu malzemelerde çatlak oluşabilir. Yüksek sıcaklıklarda çalışmak malzemelerin işlenebilirliğini artırır ve çatlak oluşumundan kaçınılmış olunur. Ayrıca, düşük dayanıma sahip malzemelerde yüksek sıcaklık, ECAP işlemini kolaylaştırabilir.

ECAP kalıp dizaynı düzgün yapılırsa, sürtünmenin etkisi çok düşük olur. Sürtünmeden kaçınmak için, ikinci kanalın mümkün olduğu kadar kısa yapılması önerilmektedir.

Düşük sünekliğe sahip alaşımlarda çatlak oluşumunun önlenmesinin bir yolu da karşı basınç uygulanmasıdır. Karşı basınç uygulanırken, sıkıştırıcı hidrostatik basınç altında kayma birim şekil değiştirmesi olacağından deforme olmuş numunelerde hasar yığılması düşer.

Çevre sıcaklıklarında, ECAP sonrası çoğu alaşımın mikroyapısı oldukça karışıktır. ECAP sonrası mikroyapı çoğunlukla ‘uzamış tavlama’ sonucu gibi görülebilir. ECAP işleminden sonra tavlama çoğunlukla bunları eş eksenli tanelere çevirir.

Son yıllarda yapılan araştırmalar, ECAP işlemi ile geleneksel olarak süperplastik olmayan alaşımlarda süperplastikliğe ulaşılabileceğini ortaya koymuştur. ECAP sonrası ultra ince-tanelenmiş mikroyapıya sahip alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda küçük ve dengeli kalabilirlerse, gerilme altında çekilirken çok önemli süperplastik süneklik gösterme yeteneğine sahiptirler. Tane boyutu düştükçe, süperplastisite için en uygun birim şekil değiştirme oranı artmaktadır. Eğer tane boyutu küçük olursa geleneksel süperplastisitenin birim şekil değiştirme oranından daha hızlı birim şekil değiştirme oranlarında süperplastisiteye ulaşma potansiyeli doğar. Süperplastiklik için büyük-açılı sınırlara ihtiyaç vardır. ECAP sayesinde de bu sağlanmaktadır. ECAP işleminin, düşük benzeş sıcaklıklarda, süperplastik sünekliğe yol açtığı ispatlanmıştır.

KAYNAKLAR

- [1] **Roven, H. and Jens, W.**, 2004. Conventional light alloys towards the bottom- a physical metallurgical approach, *NANOMAT conference*, Oslo, Norway, June 2004.
- [2] **Lowe, T. and Zhu, Y.**, 2003. Commercializm of nanostructured metals produced by severe plastic deformation processing, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 373-378.
- [3] **Firstov, S., Brodnikowski, M., Danylenko, M. and Podrezov, Y.**, 2002. Nanocrystalline structure formation under severe plastic deformation and its influences on mechanical properties, , *Rev.Adv.Sci.*, **4**, 155-162.
- [4] **Yankeelov, J. and Dahl, E.**, 2002. Continuous severe plastic deformation processing of aluminum alloys, *Yearly Progress Report*, Wright State University, May 2002.
- [5] **Rosochowski, A.**, 2005. Processing metals by severe plastic deformation, *Solid State Phenomena*, **101-102**, 13-22.
- [6] **Humbeeck, J., Froyen, L. and Messemacker, J.**, 2004. Quantitative microstructural analysis of IF steel produced by equal channel angular extrusion, *Proceeding of Ultrafined Grain Sized Material III.*, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), March 2004, 595-600.
- [7] **Purcek, G., Atlan, B., Miskinoğlu, İ. and Ooi, P.**, 2004. Prossesing eutectic Zn-5% Al alloy by equal channel angular pressing, *Journal of Materials Processing Technology*, **148**, 279-287.
- [8] **Valiev, R., Alexandrow, I., Zhu, Y.T. and Lowe, T.C.**, 2002. Paradoxes of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation, *Journal of Materials Research*, **17**, 5-8.
- [9] **Vinogradov, B. and Hashimoto, S.**, 2003. Fatigue of severely deformed metals, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 351-358.
- [10] **Malek, P., Cieslar, M., Islamgaliev, R.**, 2004. The influence of ECAP temperature on stability of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Journal of alloys and compounds*, **378**, 237-241.

- [11] **Valiev, R., Korzinikov, A.V. and Mulyukov, R.,** 1993. Structure and properties of nano structured metals prepared by severe plastic deformation, *Materials Sci. Eng.*, **A168**, 141-148.
- [12] **Xu, C., Furukawa, M., Horito, Z. and Langdon, T.,** 2003. Achieving a superplastic forming capability through severe plastic deformation, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 359-364.
- [13] **Pragnell, P., Bowen, J. and Gholina, A.,** 2001. The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe plastic deformation, *Proceeding of the 22nd Riso International Symposium on Materials Science*, Denmark, 105-126.
- [14] **Zehertbauer, M., Stüwe, H., Schafler, E. and Kohout, J.,** 2003. The role of hydrostatic pressure in severe plastic deformation, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 105-126.
- [15] **Tsuji, N., Saito, Y., Lee, S. and Minamino, Y.,** 2003. ARB (Accumulative Roll-Bonding) and other techniques to produce bulk ultrafine grained materials, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 330-337.
- [16] **Jining, Q., Han, J., Guoding, Z. and Lee, J.,** 2004. Characteristic of textures evolution induced by ECAP in 6061 aluminium sheets, *Scripta Materialia*, **51**, 185-189.
- [17] **Suh, J., Han, J., Oh, K. and Lee, J.,** 2003. Effects of deformation histories on texture evolution during ECAP or DCAP, *Scripta Materialia*, **49**, 185-189.
- [18] **Perez, C.,** 2004. On the correct selection of channel die in ECAP process, *Scripta Materialia*, **54**, 387-393.
- [19] **Wu, P., Chang, C. and Kao, P.,** 2004. The distribution of dislocation walls in the early stage of ECAE, *Material Science and Engineering*, **A 374**, 196-203.
- [20] **Shan, A., Moon, I., Ko, H. and Park, J.,** 1999. Direct observations of shear deformation during ECAP in pure aluminium, *Scripta Materials*, **41**, 353-357.
- [21] **Furukawa, M., Horito, Z. and Langdon, T.,** 2001. Developing ultrafine grain sizes using severe plastic deformation, *Advanced Engineering Materials*, **31**, 121-125.
- [22] **Xu, C., Furukawa, M., Horito, Z. and Langdon, T.,** 2005. Influence of ECAP on precipitate distribution in a spray-cast aluminium alloy, *Acta Materialia*, **53**, 749-758.

- [23] **Chang, S., Ahn, B., Hong, S., Kojimo, Y. and Shin, H.,** 2005. Tensile deformation characteristics of a nano-structured 5083 Al alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, **386**, 197-201.
- [24] **Mao, J., Kang, S. and Park, J.,** 2004. Grain refinement, thermal stability and tensile properties of 2024 aluminium alloy after ECAP, *Journal of Material Technology*, **159**, 279-282.
- [25] **Valiev, R.,** 2003. Paradoxes of severe plastic deformation, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 296-300.
- [26] **Toth, S.,** 2005. Texture evolution in severe plastic deformation by ECAP, *Advanced Engineering Materials*, **5**, 308- 316.
- [27] **Cabibbo, M., Evangelista, E. and Latini, V.,** 2004. Thermal stability study on two aluminum alloys processed by ECAP, *Journal of Material Science*, **39**, 5659-5667.
- [28] **Huang, W., Yu, C, Kao, P. and Chang, C.,** 2004. The effect of strain path and temperature on the microstructure develop in copper processed by ECAP, *Material Science and Engineering*, **A366**, 221-228.
- [29] **Komura, S., Furukowa, M., Horito, Z., Nemoto, M. and Langdon, T.,** 2001. Optimization the procedure of equal channel angular pressing for maksimum superplasticity. *Material Science and Engineering*, **A 257**, 328- 332.
- [30] **Furukowa, M., Iwashashi, Y., M., Horito, Z., Nemoto, M. and Langdon, T.,** 1998. The shearing characteristics associated with ECAP, *Material Science and Engineering*, **A 257**, 328- 332.
- [31] **Nagasekhar, A. and Hon, Y.,** 2005. Optimal tool angles for ECAP of strain hardening materials by FEM, *Computational Material Science*, **30**, 489-495.
- [32] **Aida, T., Matsuki, Z., Horito, Z. and Langdon, T.,** 2001. Estimating the equivalent strain in ECAP, *Scripta Materialia*, **44**, 575-579.
- [33] **Xu C., Langdon, T.,** 2003. Influences of a round corner die on flow homogeneity in ECAP, *Scripta Materialia*, **48**, 1-4.
- [34] **Nakashima, K., Horito, Z., Nemoto, M. and Langdon, T.,** 1998. Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in ECAP, *Acta Mater.*, **46**, 1589-1599.
- [35] **Kim, W., Chung, C., Mao, T. and Hong, T. and Kim H.,** 2003. Optimization of strength and ductility of Al 2024 by ECAP and post-aging, *Scripta Materialia*, **49**, 333-338.

- [36] **Khan, A., Chakkingal, U. and Venugopal, P.,** 2003. Analysis of forming bands in microstructure development and mechanical property evolution during ECAE of a commercial grade Al alloy, *Journal of Material Processing Technology*, **135**, 59-67.
- [37] **Gubicza, J., Krallics, G., Schiller, I. and Malgin, D.,** 2005. Evolution of the microstructure of Al 6082 alloy during ECAP, *Materials Science Forum*, **473-474**, 453-458.
- [38] **Sako, Y., Urata, M., Kokawa, H. and Ikeda, K.,** 2003. Hall-Petch relationship in friction stir welds of ECAP aluminium alloys, *Material Science and Engineering*, **A354**, 298-305.
- [39] **Liu, J., Zhang, W., Wu, S., Jiang, C., Li, S., and Xu, Y.,** 2003. Mechanical properties of a two-phase alloy Mg-8%Li-1% Al processed by ECAP, *Material Science and Engineering*, **A360**, 345-349.
- [40] **Yamashita, A., Yamaguchi, D., Horito, D. and Langdon, T.,** 2000. Influence of pressing temperature on microstructural development in ECAP, *Materials Science and Engineering*, **A 287**, 100-106.
- [41] **Chen, Y., Huang, Y., Chang, C. and Kao, P.W.,** 2002. The effect of extrusion temperature on the development of deformation microstructures in Al 5052 aluminium alloy processed by ECAP, *Acta Materialia*, **51**, 2005-2025.
- [42] **Wang, Y.Y., Sun, P. and Chang, C.,** 2003. Effect of deformation temperature on the microstructure development in commercial purity aluminium processed by ECAE, *Scripta Materialia*, **50**, 613- 617.
- [43] **Chang, J. and Shan, A.,** 2003. Microstructure and mechanical properties of AlMgSi alloys after ECAP at room temperature, *Material Science and Engineering*, **A347**, 165-170.
- [44] **Shan, A., Moon, I. and Park, J.,** 2002. Estimating of friction during ECAP of aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, **122**, 255-259.
- [45] **Li, S., Beyerlein, I., Necker, C., Alexander, C. and Bourke, M.,** 2005. Modeling texture evolution in equal channel angular pressing of bcc materials; effect of processing route and initial texture, modelling and simulation, *Material Science and Engineering*, **13**, 509-530.
- [46] **Oh, S.J. and Kang, S.,** 2003. Analysis of billet deformation during equal channel angular pressing, *Material Science and Engineering*, **A 343**, 107-115.
- [47] **Stolyarov, V. and Lapokov, R.,** 2004. Effect of back pressure on structure and properties of Al-based alloys processed by ECAP, *Mater. Sci. Forum*, **426**, 2825-2830.

- [48] **Alkarte, J. and Sevilano, G.**, 2003. A comparison of FEM and upper-bound analysis of ECAP, *Journal of Materials Processing Technology*, **141**, 313-318.
- [49] **Ferrase, S., Segal, V.M., Alford, F.**, Texture evolution during ECAE. II. An effect of post- deformation annealing, 2004, *Material Science and Engineering*, **A 372**, 235-244.
- [50] **Kim, J., Chung, C., Ma, D., Hong, S., and Kim, H.**, 2003. Optimization strength and ductility of Al 2024 Al by ECAP and post- ECAP aging, *Scripta Materialia*, **49**, 333-338.
- [51] **Saran, J.**, 2004. Nanomaterials by severe plastic deformation; Fundamentals, Modelling and Optimization, *Journal of Materials*, **56**, 57-63.
- [52] **Yu, C., Sun, P., Kao, P. and Chang, C.P.**, 2004. Evolution of microstructures during annealing of a severely deformed aluminium, *Materials Science and Engineering*, **A 366**, 310- 317.
- [53] **Markushev, M. and Murashin, M.**, 2004. Structure and mechanic properties of Al-Mg-1560 alloy after ECAE and annealing, *Materials Science and Engineering*, **A 367**, 234- 242.
- [54] **Laszlo, T. and Massion, R.**, 2002. Analysis of texture evolution in ECAE of copper using new flow field, *Acta Materialia*, **52**, 1885-1898.
- [55] **Cao, W., Godfrey, L. and Liu, Q.**, 2003. EBSD investigation of microstructure and texture evolution during ECAP of aluminium, *Material Science and Engineering*, **A 361**, 9-14.
- [56] **Neishi, K., Horito, Z. and Langdon, T.**, 2003. Achieving superplasticity in ultrafine grained copper, *Materials Science and Engineering*, **A 352**, 129-135.
- [57] **Xu, C. and Furukawa, M.**, 2004. Severe plastic deformation as a processing tool for developing superpastic metals, *Journal of Alloys and Compounds*, **378**, 27-34.
- [58] **Shogo, K., Furukawa M. and Horito Z.**, 2001, Optimizing the procedure of equal-channel angular pressing for maximum superplasticity, *Materials Science and Engineering*, **A 297**, 111-118.

ÖZGEÇMİŞ

Ali Evren Işık, 18 Eylül 1980'de Giresun'da doğdu. 1986 yılında ilköğretimine Antalya Mehmet Akif Ersoy İlkokulunda başladı. İlköğrenimini Giresun Cumhuriyet İlkokulunda bitirdi. 1991 yılında Giresun Hamdi Bozbağ Anadolu Lisesini kazandı ve 1998 yılında bu liseden mezun oldu. Aynı yıl Yıldız Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliğini kazandı ve 2002 yılında bu okuldan mezun oldu. 2003 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi, Malzeme ve İmalat yüksek lisans programını kazandı.

