

25926

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FAZ DAĞILIM PARAMETRELERİNİN
DÜŞÜK SOĞUK DEFORMASYON VE YENİDEN
KRİSTALLEŞME ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİ

Met.Müh. Selman ÇETİNTÜRK

F.B.E. Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalında
hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Zeki ÇİZMECİOĞLU

İSTANBUL, 1993

İÇİNDEKİLER

	Sayfa No
İÇİNDEKİLER	iii
ŞEKİL LİSTESİ	v
TABLO LİSTESİ	vi
TEŞEKKÜR	vii
ÖZET	viii
ABSTRACT	ix
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR	4
2.1 ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ VE TARİHÇESİ	4
2.1.1 Alüminyumun Eldesi	4
2.1.2 Alüminyumun Özellikleri	5
2.1.3 Alüminyum Alaşım Sınıflandırması	6
2.1.4 Alüminyum Isıl İşlem Sınıflandırması	7
2.1.5 Ekstrüzyon	8
2.2 REKRİSTALİZASYON	9
2.3 DEFORMASYON KARAKTERİSTİKLERİ	14
2.3.1 Depolanmış Enerji	14
2.3.2 Deforme Olmuş Malzeme Yapısı	14
2.3.3 Tek Fazlı Malzemelerde Deformasyon	14
2.3.4 İki Fazlı Alaşımlarda Deformasyon	15
2.4 ÇEKİRDEKLEŞME MEKANİZMALARI	16
2.4.1 Klasik Model	16
2.4.2 Alttane Büyümesi ve Alttanelerin Birleşme Modelleri	17
2.4.3 Deformasyon Kaynaklı Tane Sınırı Göç Modeli	17
2.5 REKRİSTALİZASYONA ETKİ EDEN DEĞİŞKENLER	19

2.5.1	Rekristalizasyon Kuralları	19
2.5.2	Kritik Deformasyon	20
2.5.3	Mekanik Özelliklere Tane Boyutu Etkisi	21
2.5.4	Akma Gerilmesine Tane Boyutunun Etkisi	21
3.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	24
3.1	Numunelerin Hazırlanması ve Ön İşlemler	24
3.2	Isıl İşlemler	25
3.3	Soğuk Haddeleme	25
3.4	Makro ve Mikro Dağlama	25
4.	DENEYSEL SONUÇLAR	27
4.1	Kritik Deformasyon ve Maksimum Tane Boyutu	27
4.2	Homojenizasyon Etkisi	28
4.3	Mikroyapısal Özellikler	30
5.	TARTIŞMALAR VE DEĞERLENDİRMELER	32
5.1	Homojenizasyon	32
5.2	Döküm Değişkenlerinin Etkisi	33
5.3	Yeniden Kristalleşmiş Tane Yapısı	34
5.4	Nihai Isıl İşlem Sıcaklığı ve Gerçek Deformasyon	35
6.	SONUÇLAR	37
7.	ŞEKİLLER	38
8.	TABLolar	49
9.	KAYNAKLAR	55

SEKİL LİSTESİ :

- Şekil 2.1 İki metalin tavlama sıcaklığıyla sertlik değişimi
- Şekil 2.2 Pekleşmiş bir malzemenin şematik içyapısı
- Şekil 2.3 Şekil değiştirme oranı ile tane boyut ilişkisi
- Şekil 2.4 Rekristalizasyon-sıcaklık ilişkisi
- Şekil 3.1 İşlem akış diyagramı
- Şekil 3.2 Deney numunesinin ölçütleri
- Şekil 4. 1a 1b. Rekristalizasyon eğrileri
- Şekil 4. 2a 2b. Rekristalizasyon eğrileri
- Şekil 4.3 Al-Fe denge faz diyagramı
- Şekil 4.4 Alüminyumun mukavemetine empürütelerin etkisi
- Şekil 4.5 Alüminyumun aktivasyon enerjileri
- Şekil 4.6 Sıcaklığa bağlı kritik deformasyon değişimi
- Şekil 4.7 Sıcaklığa bağlı maksimum tane boyut değişimi
- Şekil 4.8 Edax AL-Fe alaşımının analizi
- Şekil 4.9 Tarayıcı elektron mikroskop mikro resimleri

TABLO LİSTESİ :

Tablo I. Deney sonuç değerlerinin karşılaştırılması

Tablo II. % Gerçek deformasyon değerleri

Tablo III. Alüminyumun kullanım yerleri

Tablo IV. Bazı metal ve alaşımların kritik deformasyonları

Tablo V. Partikül boyut ve dağılımları



TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yürütülmesinde yardımlarını gördüğüm sayın hocam Prof.Dr. Zeki ÇİZMECİOĞLU'na ve numuneleri sağlayarak deneysel çalışmalar ve yazım esnasındaki desteğinden ve tecrübesinden istifade ettiğim Yrd.Doç.Dr. Mustafa ÇİĞDEM'e, Arçelik Araştırma Bölümünde elektron mikroskobu analizlerinde yardımcı olan Yrd.Doç.Dr. Rafet BOZDOĞAN ve Met.Y.Müh. Soner AKKURT'a, Tübitak-Gebze Malzeme Bölümünde haddeleme işini yürüten sayın Murat TEPECİK'e teşekkür ederim.

Selman ÇETİNTÜRK

ÖZET

Bu çalışmada labaratuvar boyutlu yarı sürekli direk çil döküm metoduyla üretilmiş, aşırı doymuş ince tane yapılı bir Al- %0.3Fe alaşım ingotu kullanılmıştır.

Homojenizasyon parametreleri (sıcaklık ve süre) değiştirilerek partikül boyutu, partiküller arası mesafe ve katı çözelti halindeki alaşım elementi içeriği farklı değerlerde elde edilmiştir. Çalışmada dikdörtgen kama şekilli deforme edilmiş-ısıtıl işlem görmüş numuneler, 500°C de 1 saat nihai tavlandıktan sonra, sıfır ile % 25 deformasyon gradyanı verecek şekilde soğuk haddelenmiştir.

Homojenizasyon sıcaklık ve süresinin artması, partikül boyutu ve partiküller arası mesafeyi arttırmakta, rekristalizasyonu başlatmak için gerekli olan kritik deformasyonu azaltmakta olduğu ve böylece kritik deforme edilmiş malzemenin tavlama işleminden sonra tanelerinin aşırı bir kabalaşma gösterdiği bulunmuştur.

Eğer dövme kalıbının veya dizayn edilen profilin akış paterni bilinirse, homojenizasyon değişkenleri ve termo-mekanik işlem rotasının optimizasyonu, kritik bölgedeki deformasyonlardan kaçınmanın mümkün olabileceği görülmüştür.

ABSTRACT

In this study, an Al-0.3Fe alloy ingot was casted by using laboratory scale semi-continuous direct-chill casting method which produced finer structure with a super saturated matrix.

By changing homogenisation parameters (temperature and time), different values of particle size, inter-particles spacing and constants of alloy elements in solid solution were obtained. The influence low deformation-annealing properties (i.e. critical strain, and max. grain size) were investigated. Rectangular wedge shaped strain-annealing specimens were cold rolled which gave a strain gradient ranging from 0 to 25 and after annealing at 500 C temperature for 1 hour the structures were assessed.

It was found that increases in homogenisation time and temperature increase the particle size and spacing and thus reduce critical strain needed to trigger recrystallation and hence lead to occurrence of much coarser grains which develops after annealing of critically strained material.

It has been shown that if flow pattern in designed profile or hammering die is known, it is possible to avoid from the critical range of strain by optimising the homogenisation variables and thermo-mechanical processing route.

1. GİRİŞ

Alüminyum alaşımlarına ekstrüzyon, hadde ve döğme işlemleri uygulandığında, yeniden kristalleşme esnasında, aşırı derecede tane kabalaşması gözlenmektedir. Anormal tane büyümesi, kullanılan malzemenin deformasyon öncesi orijinal tane boyutu, mikroyapısal özellikleri, çekme veya hadde gibi uygulanan işlem modu, deformasyon derecesi ve rekristalizasyon tarafından kontrol edilir.

Rekristalizasyon işleminde, bazı durumlarda son derece büyük bir tane yapısıyla sonuçlanan kritik (minimum) bir deformasyon oranı vardır. Bu değerin altındaki çalışma yüzdelelerinde deforme olmuş malzemeler yeniden kristalleşme göstermezler. Kritik değerin üzerindeki çalışmalarda ise, deformasyon yüzdesinin artmasıyla, tane boyutu dereceli olarak düşer. Belirli deformasyon yüzdelerinin üzerindeki çalışmalarda ise değişmez ve hemen hemen sabit kalır.

Her şekil ve boyuttaki profil üretiminde, kritik deformasyon yada kritik deformasyona yaklaşık deformasyon oranları, tüm ekstrüzyon proseslerinde ürünlerin yüzeylerinde ve değişik noktalarda görülebilir. Ekstrüzyon işlemi yanısıra soğuk döğme, sıvama, döndürme ve derin çekme gibi çok kullanılan endüstriyel şekillendirme proseslerinde sonuç ürün geometrisi gerçekleştirilirken ürün boyunca yatay veya dikey deformasyon gradyanları meydana gelmektedir.

Depolanmış soğuk deformasyon enerjisinin değişik noktalarda farklılık arzemesi takibi yeniden kristalleşme işlemi sonucunda, ilgili bölgelerde değişen makro yapısal özelliklerin gelişimine ve bu yüzden aynı parça kütleğinde fiziksel ve mekanik özelliklerinin değişiklik göstermesine neden olur.

Yarı mamül ve nihai ürün bünyesinde yeniden kristalleşmiş kaba taneli bölgenin ve yeniden kristalleşmemiş kısımların mevcudiyeti hoş gitmeyen yüzey görünümüne

malzemede zayıflığa ve özelliklerde anizotropiye neden olur. Yarı mamül malzemelerin tane yapısındaki homojensizlik ve aşırı kaba tanelerin teşekkülü, sadece şekillendirme operasyonunun karakterine bağlı değildir.

Bu teknik problemler aynı zamanda kullanılan ingot, bilet ve bar gibi dökümlerin kesitleri boyunca yapısal değişimin derecesine de bağlıdır. Örneğin, konvensiyonel metodla üretilmiş ingotlar, yüzeyden merkeze doğru artan mesafeyle beraber dereceli olarak artan yapı kabalaşması gösterirler. Ekstrüzyon biletlerinde ise bu durumun tam tersi görülmektedir.

Her yapı için sabit proses değişkenleri kullanılması halinde, yeniden kristalleşme için gereken kritik deformasyon oranları fark edeceğinden, şekillendirme esnasında ürün bünyesinde farklı çalışırlık önlense bile, yapıların düşük deformasyon-yeniden kristalleşme özellikleri farklı olacağından aşırı tane büyümesi görülebilir.

Bütün bunlara ilaveten metal ve alaşımlarda sağlanabilecek tane incelmesi, mekanik özellikler ve proses hattındaki alaşımın davranışında (çalışma performansı) gelişmeye sebep olur.

Dökümden başlayarak proses parametrelerinin uygun bir şekilde kontrolü mekanik özellik ve çalışabilirliği maksimize eden ince bir yapının gelişimini sağlar. Bu nedenle döğme, ekstrüzyon ve hadde operasyonlarında aşırı tane büyümesine ve tane boyutu dağılımında homojensizliğe neden olan faktörlerin tanımlanması ve kontrolleri gerekir.

Yukarıda özetlendiği üzere kritik deformasyonu kontrol eden değişkenleri şöyle sıralayabiliriz. Kritik deformasyon oranı, yeniden kristalleşme esnasında gelişen maksimum tane boyutu, kritik deformasyonun üzerindeki çalışmalarda elde edilebilecek tane boyutu, dökümün orijinal başlangıç tane

boyutu, deformasyon modu, matrisdeki çözülmüş alaşım element miktarı, alaşım elementi Fe ve ana element Al arasında teşekkül eden incoherent metaller arası fazların dağılım parametreleri, faz ve faz gruplarının boyutu, (aralarındaki mesafe 1 μm den küçük olan faz toplulukları tek faz olarak değerlendirilirler), ve en yakın iki faz arası mesafe olarak sıralayabiliriz.

Al matris içinde bulunan Fe elementi, dengesel katılaşma şartları altında çözümlülüğe sahip değildir. Yapı içerisinde Al ile birleşerek intermetalik bileşikler teşkil ederler. Aşırı doymuş olan tranzisyon grubu elementleri, tabiki kademelerde maksimum çalışabilirlik ve tane rafinasyonu sağlayacak şekilde çökeltilebilir.

Tranzisyon grubu elementlerinin atom çaplarıyla Al atomu arasındaki çap farkının büyük olması nedeniyle, meydana gelen fazlar diğer Al ısıtma işlem alaşımlarından farklı olarak 500 - 550°C gibi yüksek sıcaklıklarda gerçekleşir.

Alternatif olarak ingot, bilet ve barların homojenizasyon sonrası metalurjik karakterlerinin, kritik deformasyon ile yeniden kristalleşme özelliklerine etkisi, kontrollü deformasyon homojenizasyon işlemleri sonucunda tespit edilirse bu bilgiler kalıp dizaynında kullanılabilir. Dolayısıyla aşırı tane büyümesi ve tane boyut dağılımındaki değişimin neden olabileceği problemlerden kaçınılabilir.

2. LİTERATÜR

2.1 ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ VE TARİHÇESİ

Alüminyum demir-çelikten sonra en fazla kullanılan metal olmasına rağmen, tarihçesi çok yenidir. 1886 yılında, gü-nümüztünden 103 yıl önce; Amerika'da ve Fransa'da elektroliz yöntemi ile üretimine başlanmıştır. 1886 yılından önce ancak laboratuvar çapında üretilen alüminyum, o tarihlerde son derece yüksek üretim maliyeti nedeniyle, altın ve gümüş gibi kıymetli metal olarak sınıflandırılıyordu (15).

Alüminyum, atom numarası 13, atom ağırlığı 26.981 ve esas izotopu ^{27}Al olan elementtir. ^{27}Al izotopu, 14 nötron ve 13 protona sahiptir. Ayrıca yarı ömrü 10 milyon yıl olan ^{26}Al izotopu da mevcuttur.

Alüminyum, kübik yüzey merkezli (KYM) tipte kristal-leşir. KYM alüminyum kristali, 4°K derecesinden, ergime sıcaklığına kadar kararlı durumda bulunur. Alüminyumun yoğun-luğu, kristal aralıkları hesaplarına göre 2698.72 kg/m^3 ola-rak bulunmuştur. Alüminyum gerek ısı, gerekse elektrik açı-sından çok iyi bir iletkenidir.

Alüminyum saf halde iken iletkenlik amacından başka uygulamalarda pek kullanılmaz. Buna karşılık, alüminyum alaşımları mutfak eşyalarından uçak ve uzay araçlarına dek sayı-sız uygulama alanlarında kullanılır. Alüminyum, çağımızın en genç metali olmasına karşın, demir-çelikten sonra dünyada en çok kullanılan ikinci metaldir.

2.1.1 Alüminyumun Eldesi

Alüminyum, yeryüzünün bileşiminde en çok bulunan ele-mentlerden birisidir. Yeryüzü bileşiminde, % 46.6 oksijen, % 27.7 silisyum ve % 8.1 alüminyum bulunur. Ancak alüminyum saf olarak bulunmadığından; eldesi, alüminyum silikat, demir

oksit ve alüminyum oksitten oluşan "bauxite" cevherinden yapılır. Bauxite, yerküre yüzeyinin kazılmasıyla çıkarılır ve % 5-30 nem içerir. Bauxite, Bayer işlemi ile alümina haline dönüştürülür. Alümina Hall-Heroult elektroliz yöntemi ile indirgenerek, alüminyum metali elde edilir.

Alümina'nın alüminyum haline dönüştürüldüğü 65000 - 280000 Amper akım çeken elektroliz hücreleri, 950 - 1000°C sıcaklıkta çalışır. Hücrelerin, kesintisiz elektrik enerjisi ile beslenmeleri son derece önemlidir. Aksi halde, hücre içindeki metalin donması durumunda çok büyük zarar meydana gelir.

Birincil alüminyum üretiminde en önemli faktör, gerekli elektrik enerjisinin uygun maliyetle temin edilmesidir. Alüminyum üretim teknolojisi geliştikçe, ilk zamanlarda ton başına 42000 kwh olan enerji sarfiyatı 16500 kwh değerine kadar düşmüştür. Halen en modern tesis olan Becancour'da elektrik enerjisi sarfiyatı 13000 kwh/ton'dur.

Elektroliz hücrelerinde elde edilen alüminyum, birincil alüminyum (primary) olarak tanımlanır. Alüminyum daha sonra yarı ürün ve ürün haline dönüştürülmek üzere gerekiyor ise alaşımlandırılarak külçe (ingot), T - ingot, yassı ürün ingotu veya ekstrüzyon ingotu (billet) halinde dökülür.

2.1.2 Alüminyumun Özellikleri

Alüminyum kullanımının çok büyük bir hızla yaygınlaşmasının nedenleri; demir bakırdan üç kez daha hafif olması, ağırlık oranları dikkate alındığında bakıra göre iki kez daha yüksek elektrik iletkenliğine sahip olması, korozyona karşı dayanımı, alaşımlarının son derece sağlam olması, kolay işlenebilme ve biçimlenebilme özellikleridir. Alüminyumun en önemli özelliklerinden birisi de, hurdalarının tekrar değerlendirilerek ekonomiye geri kazandırılması (recyclable) özelliğidir.

Alüminyumun ergitilerek yeniden kullanılabilir özelliği, kullanılmış ürünlerden bu sayede yeni ürünler elde edilmesi ve tüm bu işlemler için gerekli olan enerji miktarının, birincil alüminyum eldesinde gereken enerjinin % 5'i oranında olması, "recyclable" özelliğinin önemini artırmaktadır. Alüminyum eldesi için kullanılan enerjiden çok daha fazlasını kullanım yerinde tasarruf ettiren bir "enerji bankası" dır.

Alüminyum estetik görünümü, hiç çevre kirliliği olmayan temiz ve sağlıklı bir metal oluşu ile de gıda ambalajında en çok tercih edilen malzeme olmaktadır. Böylece alüminyum, yukarıda sözedilen tüm özelliklerinin sonucu olarak; yapay kalbden uzay araçlarına, inşaat kapı pencerelerinden, meşrubat kutularına kadar çok yaygın kullanım alanlarında tercih edilen, günümüzün en çok kullanılan ikinci metali olmuştur. Alüminyumun önemli kullanım yerleri ve alternatif olduğu malzemeler Tablo 3 de özetlenmiştir.

2.1.3 Alüminyum Alaşım Sınıflandırması

Alüminyum alaşımları;

- a. İşlem alaşımları
- b. Döküm alaşımları

olmak üzere ikiye ayrılır. Alüminyum işlem alaşımları; ekstrüzyon, haddeme, dövme çekme gibi metal biçimlendirme proseslerine uygun olan alaşımlardır. Döküm alüminyum alaşımları ise; kum döküm, kokil döküm, basınçlı döküm vb. döküm yöntemlerine uygun alaşımlardır.

Alüminyum işlem alaşımlarının sınıflandırılmasında, dört haneli sayısal tanıttım kullanılır. Sayısal tanıttım ilk rakamı, alüminyuma ilave edilen ana alaşım metalini ifade eder. Bu ifade şekli aşağıda gösterilmiştir.

Al ALAŞIMI

SEMBOL

% 99 veya daha yüksek safiyette Al ...	1xxx
Al-Cu.....	2xxx
Al-Mn.....	3xxx
Al-Si.....	4xxx
Al-Mg.....	5xxx
Al-Mg+Si.....	6xxx
Al-Zn.....	7xxx
Diğer Elemanlar	8xxx
Kullanılmayan Seriler.....	9xxx

Son yıllarda endüstriyel kullanımına başlanan ve özellikle uçak sanayiinde yaygınlaşan Al-Lityum alaşımları 9xxx serisine dahil edilmektedirler.

2.1.4 Alüminyum Isıl İşlem Sınıflandırması

Alüminyum alaşımları, " ısıtıl işlem ile sertleşebilen " ve " ısıtıl işlem ile sertleşemeyen " alaşımlar olarak ikiye ayrılır. Isıl işlem ile sertleşemeyen alaşımlar, " soğuk şekillendirme " yöntemi ile sertleştirilirler. Genel olarak, 2xxx, 6xxx, 7xxx ve 9xxx serisi alaşımlar ısıtıl işlem ile sertleştirilirler. Alüminyum alaşımlarının ısıtıl işlemi iki etapta olur. Birinci etapta, alaşım 500°C nin yukarısına kadar ısıtılır, belirli bir süre tutulur ve sonra ani olarak soğutulur. Bu etaba, " solusyona alma " ismi verilir. İkinci etapta ise, " solusyona alınmış " durumdaki alüminyum alaşımının yaşlandırılması demek olan " çökelme sertleşmesi " yapılır. Bu etapta alaşımın cinsine göre oda sıcaklığında bir kaç gün veya hafta bekletilerek "doğal yaşlandırma" veya bir fırın içinde 160 - 200°C de 2 - 16 saat bekletilerek " yapay yaşlandırma " işlemleri uygulanır.

Alüminyum doğrama sektöründe kullanılan alüminyum profiller, genelde 6063-T5 malzemeden üretilir. Türk Standartlar Enstitüsü'nün aşağıda belirtilen standartları; alüminyum

alaşımları hakkında detaylı bilgi vermektedir.

STANDARD No:

KONUSU

TS 412	Biçimlenebilir alüminyum alaşımları
TS 3188	Ekstrüzyon borular
TS 1164	L-U-T-I profilleri
TS 4598	Oluklu levhalar
TS 4922	Eloksal kaplama
TS 4924, 4925, 4926	Ekstrüzyon profilleri
TS 5245, 5246, 5247	AlMgSi0, 5 (6063) alaşımından hassas toleranslı, ekstrüzyon profiller

2.1.5 Ekstrüzyon

Malzemenin, bir kuvvet tatbiki ile bir kalıp içerisinden geçirilerek boyuna kesitine göre çok daha büyük olan yarı ürünlerin elde edilmesi işlemi ekstrüzyon olarak tanımlanır. Ekstrüzyon işlemi ile profil, boru, çubuk ve lamalar üretilir. Ekstrüzyon, malzemenin kalıp içinden geçirilmesinde kullanılan tekniklere göre, "direk ekstrüzyon", ve "indirek ekstrüzyon" olarak ikiye ayrılır.

Ekstrüzyon işlemi, alüminyum ve alaşımları için çok yaygın olarak kullanılır. Alüminyum doğrama imalinde kullanılan profiller "sıcak direkt ekstrüzyon" yöntemi ile üretilirler.

2.2 REKRİSTALİZASYON

Plastik şekil değiştirme sonunda malzemelerin enerji muhtevası önemli ölçüde artar, yani yapının durumu artan denge-sizlik yönünde değişir. Biriken enerji şekil değişimi sırasında dislokasyonların elastik gerilim enerjisidir. Bu durumda yeterli bir aktivasyon (sıcaklık artışı) sağlanırsa, önce kristal kusurlarının düzenlenmesi ve kısmen yok olması ile enerjide bir düşme yani toparlanma, sonra da enerji bakımından zengin dislokasyonların yoğunluğunun şekil değiştirme öncesindeki değerine dönmesiyle yeni tane teşekkülü (yeniden kristalleşme) görülür. Söz konusu olaylar için atomların küçük yer değişimleri, kafes parametresinin kesir-leri mertebesinde yeterlidir.

Plastik şekil değişimine uğramış malzemelerin tavlama-sında özellik değişimleri üç aşamada olur (Şekil 2.1).

1. Kendine gelme
2. Yeniden Kristalleşme
3. Tane büyümesi

Kendine gelme sırasında iç gerilmeler büyük ölçüde gi-derilir. Mikroyapıda gözlenebilir bir değişme yoktur. Boş yerler azalır ve ısı aktivasyon sonucu dislokasyonlar daha az enerjili konumlara kayar, dolayısıyla fiziksel özellikler (örneğin elektriksel direnç, ısı elektromotif kuvvet) şekil değiştirme öncesindeki değerlerine ulaşır. Ancak dislokasyon yoğunluğu ve dolayısıyla mekanik özellikler hemen hemen sabit kalır.

Kendine gelme olayının görüldüğü sıcaklıklarda gelişi-güzel dağılmış dislokasyonlar sıralar halinde dizilebilirler. Böylece tanelerin içinde poligonal yüzeyler teşkil eden küçük açılı tane sınırları (alt taneler) ortaya çıkar. Bu nedenle kendine gelme olayı poligonizasyon olarak da adlandırılır.

Sıcaklık daha yükselttilirse şekil değişimine uğramış

yapıda yeniden kristalleşme, yani ısı aktivasyonu ile gerçekleşen çok küçük yer değiştirmeler yardımıyla gerilimsiz yeni taneler meydana gelir. Yeniden kristalleşmede itici güç dislokasyonların gerilim enerjisidir. Söz konusu olayın etkisiyle boş yerler, dislokasyonlar gibi kristal kusurlarının şekil değiştirme sırasında oluşmaları giderilir; dislokasyon başlangıç değerine düşer. Dolayısıyla sertlik, dayanım ve tokluk özelliklerinde pekleşmeden ileri gelen değişimler ortadan kalkar.

Pekleşmiş bir malzemede dislokasyonların dağılımını sematize eden Şekil 2.2 de daha az şekil değiştirmiş tanelerin yanısıra dislokasyon yoğunluğunun yüksek olduğu tane sınırları görülmektedir. Sayıları şekil değişimi oranıyla artan bu bölgeler çekirdek olarak etki ederler ve şekil değiştirmiş iç yapı, bu tane sınırlarında başlayarak yavaş yavaş yeniden kristalleşirler.

Büyükten çekirdeklerin her yöne ilerleyen kristalleşme cepheleri yeni tane sınırlarını meydana getirir. Böylece yeniden kristalleşmiş iç yapının tane büyüklüğü, tane biçimi ve tane sınırları şekil değiştirmiş iç yapınınkinden tamamıyla farklıdır. Yeniden kristalleşmede en önemli olay henüz ayrıntılı olarak açıklanamamış olan tane sınırlarının hareketidir. Katışıklar, alaşım elemanları ve çözünmeyen parçacıklar tane sınırlarının hareketini önemli ölçüde engeller.

Enerjisi yüksek bölgelerin çekirdek etkisi yaptığı var sayılarak, yeniden kristalleşme hakkında şunlar söylenebilir:

-Yeniden kristalleşmenin başlayabilmesi için şekil değiştirme oranı ϕ , malzemenin türüne ve diğer etkenlere bağlı olarak belirli bir minimum değere (ϕ_{krit}) ulaşmalıdır. Ancak bu durumda yeni tane teşekkülü için gerekli itici kuvvet (depo edilen enerji miktarı) sağlanabilir.

- ϕ_{krit} için çekirdek sayısının ve itici kuvvetin düşük oluşu, yeniden kristalleşmiş iç yapının kaba taneli

olmasına neden olur (Şekil 2.3).

-Dıştan verilen enerji (sıcaklık) artarsa, yeniden kristalleşme daha düşük şekil değiştirme oranlarında gerçekleşebilir (Şekil 2.3).

-Atom bağı ne kadar kuvvetli, yani erime sıcaklığı T_e ne kadar yüksekse yeniden kristalleşme sırasındaki yer değişimleri de o kadar yavaştır. Yeniden kristalleşme için aşılması gerekli sıcaklık eşiği (Şekil 2.4).

$$T_{yk-min} = 0.4 T_e$$

olarak kabul edilebilir. Örneğin demir için:

$$T_e = (1536+273)^{\circ}K = 1809^{\circ}K$$

$$T_{yk-min} = 723^{\circ}K = 450^{\circ}C$$

Alüminyum için :

$$T_e = (933+273)^{\circ}K = 1206^{\circ}K$$

$$T_{yk-min} = 373^{\circ}K = 100^{\circ}C$$

bulunur.

Yeniden kristalleşme sıcaklığı erime noktası gibi sabit bir malzeme özelliği değildir; aşağıdaki faktörlere bağlı olarak değişir:

- Şekil değiştirme oranı,
- Tavlama süresi,
- Şekil değiştirmiş içyapının tane büyüklüğü,
- Kimyasal bileşim.

Özellikle az miktarda katışkı ve alaşım elementi saf metalin yeniden kristalleşmesini önemli ölçüde geciktirir.

%40-50 plastik şekil değişimine uğramış bir malzemenin bir saat içinde yeniden kristalleşmesini tamamlayabildiği

sıcaklık genellikle yeniden kristalleşme sıcaklığı T_{yk} olarak tanımlanır. Yeniden kristalleşme sıcaklığı, soğuk ve sıcak şekil değiştirme yöntemlerini birbirinden belirgin biçimde ayırt etmek amacıyla, metal fiziği bakımından anlamlı bir büyüklük olarak seçilmiştir. T_{yk} sıcaklığının üzerindeki her şekil değişimi, sıcak şekil değiştirme adını alır; malzeme pekleşmez, şekil değiştirme sırasında (veya hemen onu takiben) yeniden kristalleşir.

Soğuk şekil değiştirmede ise olay yeniden kristalleşme sıcaklığının altında meydana geldiğinden pekleşme olur. Bu tanımlara göre, örneğin kurşun ve kalayın oda sıcaklığında şekil değiştirmesi sıcak, çeliğin 400°C sıcaklığındaki şekil değiştirmesi ise soğuk şekil değiştirmedir.

Yeniden kristalleşme daha yumuşak kristaller yaptığı için sertlik değerleri yeniden kristalleşmenin iyi bir ölçütüdür. Yeniden kristalleşme sıcaklığı ısıtma süresi ile de etkilenir. Uzun bir ısıtma zamanı atomlara daha çok hareket fırsatı verdiğinden yeniden kristalleşme daha düşük sıcaklıkta olur.

Yeniden kristalleşme malzeme içindeki atomların yayınmasını öngörmektedir, dolayısıyla yeniden kristalleşme sıcaklığı atomları birbirine bağlayan kuvvete göre değişir. Bu sonuç metalin ergimesi için ısı enerjisinin atom bağlarını çözebilmesi lazımdır olayına paraleldir. İstisnaları olmakla beraber yeniden kristalleşme sıcaklığı kelvin ergime sıcaklığının üçte birisi civarındadır.

İmalatta sıcak işlem ile soğuk işlem arasındaki fark yalnız sıcaklık derecesine değil daha çok işlem sıcaklığı ile yeniden kristalleşme sıcaklıkları durumuna bağlıdır. Sıcak işlem yeniden kristalleşme sıcaklığı üstünde yapılır, soğuk işlem altında.

Sıcak ve soğuk işlem deyimlerinde yeniden kristalleşme

sıcaklığının sınır olarak alınması imalat yönünden önemlidir. Yeniden kristalleşme altındaki deformasyonla metal sertleşir ve düktilitesi azalır. Deformasyonun devamı için daha fazla enerji sarfetmek lazımdır ve metalin çatlaması tehlikesi artar.

Soğuk işlem sırasında harcanan enerjinin bir kısmı metal içinde biriktiğinden, iç enerjide bir artışa sebep olur. İç enerjideki bu artış ile deformasyon sırasındaki hatalar arasında ilişki kurulabilir. Fiziksel hatalardaki bu artışın bir sonucu olarak malzeme termodinamik açıdan kararsız bir durumdadır. Tavlama sırasında sıcaklığın artışı ve diğer işlemlerle, bu malzeme daha kararlı bir hale döndürür.

Yeniden kristalleşme başlangıcında, deforme olmuş ve kendine gelmiş matris yapısında, yeni tanelerin teşekkül etmesi (çekirdeklenme) ve bu tanelerin büyümesi (büyük açılı tane sınırlarının taşınması) görülmür. Bölgesel yerleşmiş çekirdekler kuluçka periyodu sırasında, tercihli yerlerin sayısına bağlı olarak meydana gelirler. Daha sonra matris içinde tane sınırlarının eğrilik merkezlerinden, büyük açılı tane sınırlarının göç etmesiyle büyütürler.

2.3 DEFORMASYON KARAKTERİSTİKLERİ

2.3.1 Depolanmış Enerji

Soğuk deformasyon işleminin en belli başlı özelliği, bazı işlemler uygulandığı zaman, deformasyon enerjisinin tamamı ısıya dönüşmez, belki enerjinin bir kısmı metal içinde kalır. Toplam deformasyon işine karşılık depolanan enerjinin oranı, yüksek deformasyonlardaki azalma oranıyla % 2 - 10 arasındadır.

Depolanan enerji değerleri iki kategoride toplanan değişkenlerle belirlenirler:

- Alaşımın tabiatı, çözünen miktarı, alaşımın bileşimi dağılmış ikincil faz miktarı, başlangıç tane boyutu, ve oryantasyon derecesi gibi malzeme değişkenleridir.

- Tip, hız, miktar ve deformasyon işleminin sıcaklığı gibi işlem değişkenleridir.

2.3.2 Deforme Olmuş Malzeme Yapısı

Plastik deformasyon dislokasyonların sayısını artırır. Dislokasyonların fazla olması plastik şekillendirme için zararlıdır. Bütün kristal yapıya sahip malzemelerde bu durum geçerli olabilir. Dislokasyonlar diğer hatalar ve birbirleriyle birleşerek iç gerilmeleri artırır ve yüksek enerji meydana getirirler. Sonuçta malzeme peklik kazanmış olur.

2.3.3 Tek Fazlı Malzemelerde Deformasyon

Tane sınırı bölgelerinde, ilk deformasyon aşamalarında (% 5 deformasyondan az) tanelerin içlerine oranla daha yüksek deformasyon görülür. Bu deformasyon farkı, tane sınırlarına yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğunu artırır. Deformasyon seviyesi artırıldığı zaman (= %10), dislokasyonlar deformasyon esnasında bir alttane yapısı teşkil edecek şekilde etki eder.

Alttaneler nispeten birkaç mikronluk mesafe içindeki dislokasyonca serbest bölgelerde meydana gelir. Bu tanelerle komşuları arasında misoryantasyon vardır ve dislokasyon ağı ihtiva eden alttane sınırlarıyla birbirlerinden ayrılmışlardır. Hata birikim enerjisinin (deformasyon oranının) azalması ile alttane teşekkül meyli azalır.

Deformasyon arttırıldığı zaman mikro bantlar veya geçiş bantları gelişirler. %65 değerinden daha büyük olduğunda mikro yapıda çapraz bantlar görünmeye başlar ve ilerleyerek deformasyon artışı gibi daha önemli bir durum haline gelirler. Çünkü çapraz bantlar, geçiş bantlarına benzemezler, tek bir tane olarak sınırlandırılamazlar. Çapraz bant teşekkülü, özel bir deformasyon şeklidir (13).

2.3.4 İki Fazlı Alaşımlarda Deformasyon

İki fazlı alaşımlardaki deformasyon karakteristikleri tek fazlı malzemelerden farklıdır. Çünkü partiküllerin birleşmesi, mesafe, boyut, hacim oranı gibi parametrelere bağlı olan partikül ve deformasyon mikroyapıları, dislokasyonların serbest hareketine engel olurlar. Dislokasyon hareketi tamamen durdurulur veya yavaşlatılabilir.

Partiküller matris ile inkoherent oldukları zaman, yüzeyler arasında dislokasyonların direk geçişi olamaz ve yumak şeklinde düğümler görülür. İnkoherent partiküller için boyut, mesafe ve partiküllerin yapısı gibi parametreler önemlidir (13). Genellikle büyük sert partiküllerin, altyapı deformasyonuna ve daha fazla homojensizliğe sebep olduğu kabul edilir.

Bunlar matrisle olan arayüzeylerinde dislokasyon üretebilirler ve çevrelerinde plastik akışın fazlalığı sebebiyle latisde eğilmeyi büyük ölçüde teşvik ederler. Bu durumda matristen bağımsız, farklı bir kristal yapıya faz, henüz teşekkül etmemiştir.

Partiküllerin koherent olması halinde, partiküllerin kesişmesine sebep olan, matris ve partikül arayüzey dislokasyonlarının direk transferleri mümkündür. Partiküller kesiştiği zaman partikül boyutu, dislokasyonların geçişiyle kararlı bir şekilde azalır. İlave olarak, dislokasyonlarda iyi bilinen kayma bandlarına doğru bir hareket meyli olabilir. Açıkça belirlenmiş kayma bantlarında, dislokasyonlar ile partiküllerin kesişmesi görülmüştür (13).

Çökeltilerin sıralanması halinde, dislokasyonlar çiftler halinde taşınır. Matris dislokasyonu tek olduğu zaman, antifaz sınır bölgeleri meydana gelir. İkinci bir mükemmel matris dislokasyonu ile daha öncekiler yok edilmiş olurlar.

2.4 ÇEKİRDEKLEŞME MEKANİZMALARI

Soğuk işlem sonunda deforme olmuş tanelerin yerine sadece yeni tanelerin meydana gelmesine primer yeniden kristalleşme denir. Pekleşmiş bir malzemede çok şekil değiştirmiş tane sınırlarında dislokasyon yoğunluğu artar. Şekil değiştirme oranı ile artan bu bölgeler çekirdek olarak etki ederler ve şekil değiştirmiş içyapı bu tane sınırlarından başlayarak yavaş yavaş süpürülür. Teşekkül eden çekirdeklerin büyümesiyle yeni tane sınırları meydana gelir.

Çekirdekleşme konusunda birbirinden farklı görüşler ileriye sürülmüştür. Deformasyona uğramış matris çevresinde büyümenin devam edebilmesi, mükemmel yakın bir latis bölgesinin bir diğeriyle oryantasyonu (uyumu) halinde, mümkün olabileceği şeklinde düşünülebilir. Literatür araştırmaları yeniden kristalleşme çekirdeklenmesi için teklif edilen güvenilir modellerin çoğunun, aşağıdakilerden biri veya onların karışımı olduğunu göstermektedir.

2.4.1 Klasik Model

Yeni taneler homojen veya heterojen çekirdeklenme

halinde, tane sınırlarında veya bellibaşlı yapısal hatalarda meydana gelecektir (2). Cahn homojen çekirdeklenme ihtimalini açıkca kabul etmemektedir (3). İtici kuvvet, büyük açılı bir tane sınırı elde etmek için gerekli enerji ile tutucu kuvvetin birleştirilmesine daha az benzeyen bir olay olarak tartışılmaktadır. Fakat bu model fazla önemli olarak kabul edilmektedir

2.4.2 Alttane Büyümesi ve Alttanelerin Birleşme Modelleri

Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip küçük bir bölge, (yani; yüksek deformasyon gradyanı ve bölgesel misoryantasyon olan yerler), dislokasyon tırmanması ve yeniden düzenlenmesi sayesinde alttane teşekkül eder.

Bir alttane belirli bir hacim içerisindeki dislokasyonları süpürüp toplayıp absorbe ederek büyür. Sonuç olarak alttane sınır açısı, başlangıçtaki kendi özelliğini kaybederek büyük açılı tane sınırı dislokasyon değerine ulaşır ve bir yüksek açılı tane sınırı teşekkül eder. Ayrıca, bir "ortak alttane" modeli, aynı oryantasyon ve birleşme içinde, komşu alttanelerin birleşmesiyle gösterilmiştir (11). Çekirdeklenmenin bu tip modelle olduğu ticari saflıktaki alüminyum üzerinde yakın zamanda yapılan bir çalışmada kanıtlanmıştır (9).

2.4.3 Deformasyon Kaynaklı Tane Sınırı Göç Modeli

Düşük enerjili bir tane çok sayıda dislokasyon yoğunluğu ihtiva eden yüksek enerjili sakin bir çıkıntı yapar. İşlemin itici kuvvetini deformasyon gradyanı sağlar.

Mevcut halde deformasyon kaynaklı göç modeli ile alttane büyümesinin, bileşimi şeklinde bir teori kabul edilmektedir. Bu teoriye göre bir alttanede büyük açılı bir tane sınırı meydana gelmekte ve taşınarak çekirdekçik teşekkül etmektedir (9).

Deneyisel gözlemler deforme olmuş yapı ve yeniden kristalleşmiş bölgeler arasında bir ilişki mevcut olduğunu göstermektedir. Matrisin bu bölgelerinde, yüksek enerji depo edilmesinden dolayı mükemmel yeniden kristalleşme çekirdekleri meydana geldiği sonucuna varılabilir. Depolanmış enerji gradyanları hacimsel ölçüde diktir ve latisde kuvvetli bir eğilme mevcuttur.

Farklı metal ve farklı şartlarda hafif veya ağır soğuk deformasyondan sonra, normal başlangıç yeniden kristalleşme halinden sapma görülebilir.



2.5 REKRİSTALİZASYONA ETKİ EDEN DEĞİŞKENLER

Rekristalizasyon işlemine altı ana faktör etki eder. Bunlar; başlangıç deformasyon miktarı, sıcaklık, zaman, başlangıç tane boyutu, çözelti ve ikinci faz partiküllerinin bileşim etkisi ve yeniden kristalleşme başlamadan önceki poligonlaşma veya kendine gelme miktarı olarak sıralanabilir.

Yeniden kristalleşmedeki sıcaklık yukarıdaki değişkenlere bağlıdır. Ergime sıcaklığı gibi sabit değildir.

Yukarıda açıklanan değişkenlerin, yeniden kristalleşme ile ilgisi, özellikle pratik uygulamalar için son derece kullanışlıdır. Bunlara genellikle "Yeniden Kristalleşme Kuralları" denir (2).

2.5.1 Rekristalizasyon Kuralları

1. Rekristalizasyon için minimum bir değerde deformasyon gerekir.
2. Rekristalizasyon için minimum değerdeki deformasyona karşılık, sıcaklığın yeterli derecede yüksek olması gerekir.
3. Tavlama süresinin artmasıyla yeniden kristalleşme için gerekli sıcaklık düşer.
4. Sonuç tane boyutu, deformasyon derecesine ve tavlama sıcaklığında, yeterli bir zamana bağlıdır.
5. Orijinal tane boyutundaki belirli bir büyüme için yeniden kristalleşme sıcaklığı ve süresine eşit değerde bir soğuk iş miktarı vermek gerekir.
6. Deformasyon sertleşmesi elde etmek için gerekli soğuk işlem miktarı, eşit değerde işlem sıcaklığının yükseltilmesiyle sağlanır.
7. Metalin saflık derecesinin artmasıyla rekristalizasyon sıcaklığı düşer. Katı çözelti alaşımlayıcı ilavesi her zaman rekristalizasyon sıcaklığını yükseltir.
8. Rekristalizasyondan sonra ısıtmanın devam ettirilmesi tane boyutunun artmasına sebep olur

9. Haddeme, çekme, ekstrüzyon, dövme vb, gibi farklı metal işleme proseslerinde, profil kesitindeki verilen bir azalmada, farklı etkilere sahip deformasyonlar meydana gelir. Bu yüzden istenilen rekristalizasyon durumu elde edilemeyebilir.

Mevcut araştırmaların bir kısmında yeniden kristalleşme üzerine ilk deformasyonun etkisi incelenmiştir. Bundan sonraki bölümlerde, malzemenin sonuç yeniden kristalleşmiş tane boyutuna etki eden başlıca faktörler üzerinde durulacaktır.

2.5.2 Kritik Deformasyon

Bir metal veya alaşımdaki kritik deformasyon, deformasyona uğramış malzeme takibi olarak tanımlandığı zaman aşırı derecede büyük tane yapılarının görüldüğü sabit deformasyon bölgesi olarak belirlenebilir. Kritik deformasyon yeniden kristalleşme için gerekli minimum deformasyondan çok az bir büyüklüktedir. Oda sıcaklığında farklı metal ve alaşımlar için % 0.5-18 deformasyon aralığındadır (8).

Daha önce bahsedildiği gibi yeniden kristalleşmeyi başlatmak için deformasyonun belirli bir minimum değeri gerekmektedir. Bu deformasyonda çok az çekirdeklik teşekkül eder. Şayet büyüme şartları elverişli ise büyük yeniden kristalleşmiş taneler meydana gelebilir.

Eğer itici kuvvet kritik değerden daha büyük ise yalnız bu durumda çekirdek teşekkül edebilecek ve büyüyebilecektir. Çünkü başlangıç yeniden kristalleşme çekirdekleri, çekirdeği ve matrisi çevreleyen özel serbest enerji arasındaki eşitlikten dolayı, çok küçüktürler ve küçülme meyline sahiptirler. Bu durum dislokasyon yoğunluğunun, kritik bir değeri aşması gerektiğini gösterir.

$$\rho_{kr} = 2 \gamma_b / r \cdot G b^2 \quad (2.1)$$

- ρ_{kr} : dislokasyon yoğunluğu
 r : çekirdekleşme yarıçapı
 γ_s : tane sınırı enerjisi
 G : kayma modülü
 b : burgers vektörüdür

Deformasyon üreten düşük dislokasyon yoğunlukları başlangıç yeniden kristalleşmesini vermezler. Bu "çekirdekçik" şeklinde olan daha büyük taneler, deformasyonu teşvik eden tane sınır göçüne benzer diğer bir yeniden kristalleşme şekli olabilirler.

Tek bir başlangıç deney numunesinin tavlama ile bir deformasyon bölgesi elde etmek için uygun bir metod geliştirilmiştir. Çekme deney parçasında uzama ile birlikte bir inceltme meydana gelmekte deformasyon ise sıfırdan % 20 değerine kadar değişebilmektedir. Kritik deformasyon uygulandığı zaman, olaylar iri tek kristallerin büyümesi için "deformasyon - tavlama" tekniğinin ana prensibine göre gelişir.

2.5.3 Mekanik Özelliklere Tane Boyutu Etkisi

Tane boyutu, şekil, tane boyut dağılımı, kristallografik özellikler, ikincil faz partikülleri (boyut, hacim oranı ve dağılımı) ve altyapı dislokasyonları mekanik özelliklere katkıda bulunan yapısal özelliklerdir. Bu bölümde akma gerilmesine tane boyutunun etkileri incelenmiştir.

2.5.4 Akma Gerilmesi Üzerine Tane Boyutunun Etkisi

Tek fazlı malzemelerde, tane boyut etkisi kolaylıkla açıklanıp gösterilebilir. İyi bilinen Hall-Petch eşitliği (6) malzemelerdeki akma gerilme mukavemeti (σ_y) ve tane boyutu arasındaki ilişkiyi açıklar.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.2)$$

- σ_0 : dislokasyon hareketine karşı sürtünme gerilmesi
 k_y : sabit, (taneden taneye akmanın yayılmasındaki güçlük ile ilişkilidir)
 d : tane çapı

Tane boyutunun plastik deformasyon direncine bağımlılığını açıklamak için iki prensip model geliştirilmiştir. Birincisi, Hall ile Petch'in dislokasyon yığılma modeli ve ikincisi, Meakin ve Petch'in işlem sertleşme modelidir.

Birinci modele göre, tane sınırları dislokasyon hareketine engel olan oldukça iyi dislokasyon kaynakları şeklindeki bir fikir esasına dayanır.

İkinci modelde ise tane sınırlarında dislokasyonların yığılıp birikmesi gerekmez. Bu ikinci yaklaşım ile, tane sınırlarındaki gerilmelere ve dislokasyon yoğunluğuna tane boyutunun etkisi anlaşılabilir.

Dislokasyon kaynakları tanelerde işleyerek, tane sınırlarında dislokasyon yığılmaları meydana getirip, bitişikteki taneye gerilmenin yayılmasına sebep olurlar. Kritik bir gerilme şiddeti meydana geldikten sonra, bitişikteki tane içinde de yeni bir dislokasyon kaynağı teşekkül edecektir. Akma bu şekilde taneden taneye aktarılmış olur. Tane boyutu dislokasyonların yığılma sayısını ve üretilen gerilmeyi belirler. Kaba bir tane boyutu, düşük gerilme uygulandığında akmanın yayılmasına sebep olarak, dislokasyon yığılmasını artırır ve yüksek bir gerilme yoğunluğu meydana gelir.

Tane boyutunun mukavemete tesiri pek çok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Bu çalışmalara göre 1 μm ve daha yukarı tane boyutlarında, Hall-Petch eşitliğinin geçerli olacağı kabul edilmektedir. Ancak kompleks alaşımlar için bazı farklı durumlar sözkonusudur. Tane sınırlarının malzemenin mukavemeti üzerine yaptığı etkileri diğer mukavemet kaynaklarından ayırmak güçtür. İkincil faz partikül sınırları yarı

kohorent, kohorent olmayan fazlar ve yapılar mevcut olduğu durumlarda, dislokasyon hareketini engellerler ve tane sınırı daha az bir düzgünlük arzeder.

Pek çok yayınlarda (2.1) eşitliğinden farklı olan mukavemet mekanizmaları σ_0 ifadesiyle uyushabilir. σ_0 için yüksek değerler malzeme mukavemetine tane sınırlarının desteğini azaltacaktır. Yani :

$$\sigma_y = (\sigma_0 + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{ss} + \sigma_t) + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.3)$$

Burada;

- σ_s : katı çözelti mukavemeti
- σ_p : çökelti mukavemeti
- σ_d : dislokasyon mukavemeti
- σ_{ss} : altyapı (alttane) mukavemeti
- σ_t : bir kristallografik yapı mukavemet parametresidir

Yukarıda sıralanan bütün mukavemet mekanizmaları tane boyutuna ve bunların toplam bir etkisine sahiptirler.

Çökelti ile sertleştirilmiş alaşımlarda, gerilme üzerine tane boyutunun etkisi, çökelti ile matrisin yapışma (coherent) özelliklerine bağlıdır. Yapışkan çökeltiiler olduğu zaman dislokasyon üretmeye uygun değildirler. Bu durumda tane boyutu ve çökelti mukavemeti arttırılabilir.

Fakat yapışmayan çökelti partikülleri dislokasyon gibi etki edebilir. Bunlar dislokasyonsuz yolu kısaltarak tane sınırlarının etkisini azaltacaklardır. Sonuç olarak da akma gerilmesi, tane boyutundan bağımsız olacaktır.

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1 Numunelerin Hazırlanması ve Ön İşlemler

Bu çalışmada kullanılan malzeme Al - % 0.3 Fe bileşimindeki süper saf alüminyum esaslı teknik alüminyum alaşımıdır. Deney için 12 adet kama şekilli numune, freze tezgahında işlenerek; uzunluk 120 mm, genişlik 20 mm ve yükseklik kalın uçta 4 mm, ince uçta 3 mm olarak hazırlanmıştır (Şekil 3.2).

Her deney numunesinin bir yüzüne, haddelemeden sonra kritik deformasyon ve tane boyutu ölçümleri için 5mm aralıklarla uzunluk boyunca çizgiler çizilmiştir. Bu çizgilerin olduğu noktalarda, soğuk haddelemeden önce ve sonra kalınlık ölçümleri yapılarak, aradaki farktan % gerçek deformasyon değerleri hesaplanmıştır.

Soğuk haddeleme işleminden sonra dikdörtgen kama şekilli numunelerin kalınlıkları yaklaşık 3 mm ye indirilmiştir. Deformasyon öncesi ve sonrası için kalınlık ölçümleri için dijital kumpas kullanılmıştır. Böylece ince uçtan kalın uca doğru gittikçe artan % 0-25 deformasyon değişimleri elde edilerek bu değerler Tablo II' de gösterilmiştir.

Gerçek deformasyon değerleri aşağıdaki bağıntıyla hesaplanmıştır :

$$\% \text{ Gerçek Deformasyon} = \frac{DÖ - DS}{DÖ} \times 100$$

DÖ : Deformasyondan önce numune kalınlığı (mm)

DS : Deformasyondan sonra numune kalınlığı (mm)

Deformasyondan önceki ve deformasyondan sonraki değerler arasındaki fark, başlangıç kalınlık değerine oranlanarak % gerçek deformasyon değerleri bulunmuştur.

3.2 Isıl İşlemler

Isıl işlemler soğuk haddelenmeden önce ara ısıl işlem ve haddelenmeden sonra nihai ısıl işlem olarak iki kademede yapılmıştır. Ara ısıl işlemde seçilen sıcaklıklar; 300, 400, 500 ve 580°C dir. Her sıcaklıkta 3 adet numune farklı sürelerde homojenize edilmiştir. Homojenizasyon süreleri; 4, 8, 16 saat olarak belirlenmiştir. Fırından çıkartılan numuneler havada soğutulmuştur.

Homojenizasyon sırasında, numunelerin yanına optik ve tarama elektron mikroskobunda (SEM) alüminyum alaşımında ısıl işlemle oluşagelen mikroyapısal özelliklerin analizi için küçük numuneler konulmuştur. Haddelenmeden sonra rekristalizasyonun gerçekleşmesi için 500°C de 1 saat nihai ısıl işlem uygulanmıştır.

3.3 Soğuk Haddeleme

Soğuk haddeleme işlemi Tübitak' ta yapılmıştır. Laboratuvar boyutlu haddeleme cihazında, bir pasoda işlem uygulanmıştır. Numuneler ince uçtan haddelemeye girmiştir. Haddelenmeden sonra numunelerin şekilleri haddeleme yönünde uzama göstermişlerdir. Haddeleme sonucunda kalınlıklar 3 mm ye inmiştir. Ölçüm için çizilen çizgilerin, haddeleme ve kimyasal dağlama işlemlerinde kaybolmaması, malzemenin özelliklerini etkileyecek kadar da derin olmaması gerekir. Haddeleme sonucu deforme olmuş yapıda rekristalizasyonun gerçekleşmesi için nihai ısıl işlem yapılmıştır.

3.4 Makro ve Mikro Dağlama

Haddeleme ve nihai ısıl işlemden sonra numunelerin rekristalize olmuş makroyapılarını incelemek amacıyla metalografi işlemleri uygulanmıştır. Makrodağlamada rekristalize olmuş taneler gözle görülebilir büyüklüktedir. Rekristalize olmuş yeni yapıyı ve maksimum tane boyutlarını incelemek

amacıyla optik mikroskop kullanılmıştır. Dağlama için numuneler %10 luk NaOH içinde 10-12 dakika bekletilmiş, sonra suda yıkanarak, % 25 lik HNO_3 de 20-40 saniye ntrleştirilmiştir. Uygun bir makroyapı elde etmek için, incelenecek yüzeyler 25g FeCl_3 , 50 ml HCl ve 25 ml H_2O terki bindeki dağlama ayıracıyla taneler görülünceye kadar dağlanmıştır.

Numuneler önce metalografik yöntemlerle parlatılmış ve elektrolitik dağlama yapılmıştır. Alüminyum matris içindeki ikincil faz olan Al_xFe metallerarası bileşiklerin partikül boyutlarını ve partiküller arası mesafeleri ölçmek için tarama elektron mikroskobu (SEM) ile mikrofotograflar alınmıştır. Daha sonra obje oküler mikroskob ve optik okuyucu ile partikül dağılım parametreleri llmřtir.

Dağlamada kullanılan elektrolit %33 HNO_3 %67 Metanol-dr. Dağlama sırasında elektrolite uygulanan gerilim 10 volt akım ise 4 amperdir. Numuneler elektrolit içinde 20-60 saniye süreyle dağlanmıştır.

4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1 Kritik Deformasyon ve Maksimum Tane Boyutu

Deneylerden elde edilen sayısal değerler Tablo I de gösterilmiştir. Bu tabloda homojenizasyon sıcaklık ve süreleri, kritik deformasyon, maksimum tane boyutu ve haddelenmiş numunelerin belirli noktalardaki ortalama tane boyutu ile gerçek deformasyon değerleri verilmiştir. Bu değerlerin birbirleriyle karşılaştırılması aşağıda yapılmıştır.

Homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla maksimum tane boyut değerleri artmakta ve kritik deformasyon değerleri azalmaktadır (Şekil 4.6 ve 4.7), (Tablo I).

Örneğin, 4 saat süreyle tavlanan malzemelerde, 300°C deki kritik deformasyon % 9 iken, 400°C de % 7 değerine düşmektedir. Maksimum tane boyut değerleri ise, 300°C de 750 μm den, 400°C de 980 μm değerine çıkmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda ise, 500°C/4 saat deki kritik deformasyon % 8.8 iken, 580°C de % 5.4 olmaktadır. Bu sıcaklıktaki maksimum tane boyutu ise, 500°C de 1270 μm den, 580°C de 1430 μm değerine yükselmektedir.

Tavlama süresi 8 saat için; 300°C deki kritik deformasyon % 8 den, 400°C de % 5 e düşmektedir. 300 °C deki maksimum tane boyutu ise; 860 μm den, 400 °C de 1030 μm ye yükselme göstermektedir. Diğer taraftan, 500°C deki kritik deformasyon ise, % 7.6 değerinden, 580°C de % 5 olmaktadır. 500°C deki maksimum tane boyutu 1350 μm den, 580°C de 1510 μm değerine yükselmiştir.

Tavlama süresinin 16 saat gibi daha uzun bir süreye çıkartılması durumunda, kritik deformasyon değerleri düşme gösterirken, tane boyut değerleri ise yükselmektedir. Örneğin kritik deformasyon 300°C de %6.25 ve maksimum tane boyutu 1000 μm dir. 500°C deki kritik deformasyon % 6.43 iken, 580°C

de % 4 değerine düşmektedir. Maksimum tane boyut değerleri ise, 500°C de 1420 μm den, 580°C de 1540 μm değerine yükselmektedir. Sıcaklığın artmasıyla tane boyutunun büyümesi fazla termal enerjiden kaynaklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda başlangıç rekristalizasyonu ilerler ve tane sınırlarının taşınma hareketi artar. Bunun bir sonucu olarak taneler büyük olur.

4.2 Homojenizasyon Etkisi

Al - % 0.3 Fe alaşımı için kritik deformasyon değerleri, soğuk haddeleme işleminden önceki homojenizasyonla önemli ölçüde düşürülebilir. Deformasyondan önce, homojenizasyon sıcaklığının artırılmasıyla, çökelti boyutları artmakta ve rekristalizasyon çekirdekçiklerinin teşekkülü teşvik edilmektedir. Böylece katı çözeltiden daha fazla demir çökelmekte ve kritik deformasyon azalmaktadır. Homojenizasyon sıcaklığının artmasıyla tane boyutu artar (Şekil 4.6 ve 4.7).

Şekil 4.7 de homojenizasyon sıcaklıklarının yükselmesine karşılık rekristalize olmuş maksimum tane boyut değerleri görülmektedir. Örneğin 300°C/8 saatte maksimum tane boyutu 860 μm iken 400°C/16 saatte de 1150 μm , 500°C/ 8 saatte 1350 μm dir. 580 °C/16 saat gibi yüksek sıcaklıklarda ise maksimum tane boyut değeri 1540 μm olmaktadır.

Daha düşük kritik deformasyonlarda anormal tane büyümesine yol açan, büyük başlangıç partiküllerinde veya partiküllerin yanında yeni tanelerin teşekkül etmesi; başlangıç fazların civarında, matristeki katı çözelti alaşım elementleri yayılarak primer parçalara dönüşmektedir. Primer fazların çevresinde ise, ısıl işlemle bastırılmış çökeltisiz bölgeler gelişme göstermişlerdir.

Bu işlem termal olarak harekete geçirilir, homojenizasyon ile de gelişme gösterir. Birkaç mikrometrelik mesafede kaba parçaların etrafında alüminyum matris içindeki alaşım elementleri çökelmeye başlar. İnce ötektik kolonilere

(çapı 1 μm den küçük) sahip olan Al-Fe alaşımlarında belirli noktalarda, alaşım elementleri önemli ölçüde bölgesel yoğunlaşma gösterememektedir.

Al-%0.3Fe içeren alüminyum alaşımının rekristalizasyon davranışı, homojenizasyon işlemiyle iki şekilde etkilenir. Birincisi; katı çözeltide rekristalizasyonu yavaşlatan demir miktarı azaltılarak, kritik deformasyon seviyesi düşer. İkincisi; rekristalizasyon sırasında çekirdeklenme ve yeni tane-ciklerin büyümesine etki eder. Bu değişikliklerle homojenizasyon esnasında, çökeltinin miktarı, boyutu ve morfolojisi değiştirilebilir. Yani tane irileşmesi ve primer fazların etrafında çökeltisiz bölgeler elde edilebilir.

Malzemenin başlangıç tane boyutu, rekristalizasyonu iki şekilde etkilemektedir. İlk olarak, deforme edilmiş malzemenin tüm dislokasyon yoğunluğunu (depolanan enerjiyi) etkileyerek. İkincisi, çekirdeklenmenin teşekkül edeceği tane sınır bölgesinin miktarını değiştirerek. Bu da malzemenin sertleşme oranının azaltılarak, daha büyük başlangıç tane boyutu ve daha yüksek kritik deformasyon değeri elde edilmesi anlamına gelmektedir. Genellikle malzemelerdeki ince başlangıç tane yapıları, kritik deformasyonda daha büyük taneler üretmektedir.

Tavlama sıcaklığının artmasıyla kritik deformasyon değerinin düşmesi, rekristalizasyon teorisine atfolunarak izah edilebilir. Çekirdeğin aktivasyonu ve büyümesi, deformasyon ve termal enerjiden hasil olan, bir eşik enerji seviyesini gerektirir. Tavlama sıcaklığının artırılması hesabıyla ikmal edilen termal enerji ne kadar büyük olursa gerekli deformasyon enerjisi (yani, kritik deformasyon değeri) de o ölçüde küçük olacaktır. Tavlama sıcaklığının yüksek olmasıyla düşük kritik deformasyonlarda, az sayıda çekirdekçik teşekkül edecektir.

Çekirdekçiklerin az sayıda olması rekristalizasyonun

tamamlanmasında, bu çekirdekçiklerin büyüterek aşırı tane boyutlarının meydana gelmesine sebep olmaktadır. Eldeki dataların analizinden, malzemeye tatbik edilen işlemin ve oranının, homojenleşme ve bileşim üzerinde çok önemli faktörler olduğu ve bu faktörlerin aralarında da önemli etkileşimlerin olduğu sonucu çıkmaktadır.

4.3 Mikroyapısal Özellikler

Al-%0.3Fe alaşımının optik ve SEM çalışmalarında, tane sınırlarında ve dendrit kolları arasında uzun, düzgün olmayaarak dağılmış partiküller görülmektedir. Gerçekten ötektik koloniler, α -Al ve Al_xFe intermetaliklerinden ibarettir. (Edax analizi neticesi bunu doğrulamaktadır. Şekil 4.8). Bu kolonilerin ortalama çapları 1 - 12 μ m arasında değişmektedir. (Şekil 4.9 ve Tablo V).

Çözünmeyen ikincil partiküllerin hiçbirisi matrisle koherent değildirler. Çökeltiiler tane sınırlarında veya dendrit kolları arasındadırlar. Rekristalizasyon ve deformasyon çalışmalarından elde edilen sonuçlara göre, bu partiküller ve ötektik koloniler, statik ve dinamik değişim sırasında, partikül boyutuna bağlı olarak malzemenin sünekliğini artırabilir veya azaltabilirler.

Farklı sıcaklık ve sürelerde homojenize edilen Al-%0.3 Fe direk-çil döküm alaşımların mikro yapıları incelenmiştir. Partikül boyutları için obje oküler mikroskop ve partiküller arası mesafeler için ise, optik okuyucu kullanılmıştır. Ölçülen değerler Tablo V de verilmiştir. Alüminyum matris içerisinde ikincil fazı teşkil eden Al_xFe partiküllerinin dağılımları, tarayıcı elektron mikroskopuyla alınan mikroresimlerde görülmektedir (Şekil 4.9).

Tarayıcı elektron mikroskopuyla numunenin seçilen bir bölgesinden, alaşımın bileşimini gösteren Edax filmi alınmıştır. Demir miktarının çok küçük olmasından dolayı, piklerin

daha iyi görülməsi için logaritmik skala kullanılmıştır (Şekil 4.8).

Tablo V de görüldüğü gibi, homojenizasyon sıcaklık ve süresinin artışıyla doğru orantılı olarak, partikül boyutları ve partiküller arası mesafeler artmaktadır.

Örneğin $200^{\circ}\text{C}/4$ saat süreyle homojenize edilen numunenin partikül boyutu $2\ \mu\text{m}$ ve partiküller arası mesafe $11.67\ \mu\text{m}$ dir. $200^{\circ}\text{C}/8$ saat için partikül boyutu $2.60\ \mu\text{m}$ ve partiküller arası mesafe $29.40\ \mu\text{m}$ ye yükselmektedir.

$300^{\circ}\text{C}/2.45$ saat için partikül boyutu $2.02\ \mu\text{m}$ ve partiküller arası mesafe $22\ \mu\text{m}$ iken, $300^{\circ}\text{C}/4$ saat homojenizasyon için ise partikül boyutu $2.48\ \mu\text{m}$ ve partiküller arası mesafe $39\ \mu\text{m}$ olmaktadır.

Aynı şekilde $350^{\circ}\text{C}/3$ saat süreyle yapılan homojenleştirmede partikül boyutu $2.18\ \mu\text{m}$ ve partiküller arası mesafe $19.95\ \mu\text{m}$ iken, $400^{\circ}\text{C}/2.45$ saat için partikül boyutu $2.46\ \mu\text{m}$ ve partiküller arası mesafe $26.88\ \mu\text{m}$ olmaktadır.

Partikül boyutları, partiküller arası mesafeler, partiküllerin dağılımları, tane sınırları ve alttaneler Şekil 4.9 daki mikro resimlerden görülebilir.

5. TARTIŞMALAR VE DEĞERLENDİRMELER

5.1 Homojenizasyon

Soğuk haddelemeden önce homojenizasyon işlemiyle kritik deformasyon değeri oldukça azaltılabilmektedir. Homojenizasyon sıcaklığının artması, kritik deformasyon değerini azaltmaktadır. Kritik deformasyonun azalması ise tane boyutunu aşırı derecede arttır. (Şekil 4.1), (Şekil 4.2).

Soğuk işlemlerden önce, homojenizasyon sıcaklığının artışıyla katı çözeltide çöken demirin miktarı artar (6). Aynı zamanda, homojenizasyon sıcaklığının artması, çökelti boyutunu artırarak yeniden kristalleşme çekirdekciğinin teşekkülünü kolaylaştırır, böylece kritik deformasyon azalır. Bu durum şekil 4.6 da görülmektedir. Ticari safiyetteki Al içindeki aşırı doymuş demir, kritik deformasyonda, anormal tane büyümesini önlemektedir (6). Al-Fe alaşımlarında sınırların taşınmasındaki geciktirmeye etki, demir elementinin çökelti halinde bulunmasına nazaran, katı çözelti halinde daha büyüktür. Çünkü; Al ve Fe atom çapları arasında % 5.9 oranında bir fark vardır. Katı ve çözelti atomları arasındaki boyut farkı daha büyüktür.

Ancak bu partiküllerin etkisi olmadığı anlamını taşımamaktadır. Partiküllerin geciktirme etkisi, onların boyutlarına ve partiküller arası mesafeye sıkıca bağlıdır. Yapılan çalışmalardaki homojenizasyon datalarından, sıcaklık artışıyla birlikte büyük partiküllerin çökelebileceği ve partiküller arası mesafenin geniş olduğu görülmektedir.

Bir katı çözeltideki çözünen miktarının artması, büyümekte olan yeni bir taneyi çevreleyen, dar ve geniş açılı tane sınırlarının hareketini azaltır (6).

Böylece Al - % 0.3 Fe alaşımları üzerinde, katı

çözelti Fe miktarı, rekristalizasyon ve tane boyutu dağılımını kontrol eden etkili bir faktördür. Isıl işlem prosesleri esnasında çökelme az olmaktadır. Çözünen elementler (geçis metalleri), rekristalizasyonu yavaşlatıcı olarak bilinirler.

Ötektik kolonilerin çapı belirli bir değerin üzerinde oldukları zaman, rekristalizasyon çekirdekçiklerini artırır- lar. İnce ve üniform dağılmış ikincil faz partikülleri, daha homojen bir deformasyon dağılımı sağlarlar. Böylece kritik deformasyon yükselir ve maksimum tane boyutu düşer. Çeşitli intermetalik bileşiklerin teşekkülü ve homojen olmayan ikincil faz dağılımları, noktadan noktaya değişim gösterir.

Düşük deformasyon şartları altında, Al-Fe alaşımlarında homojenizasyon işleminin rekristalizasyon üzerine etkileri şunlardır :

- i. Katı çözeltideki Fe miktarı azaltılarak, kritik deformasyon düşürülebilir.
- ii. Partiküllerin miktar, boyut, dağılım ve çökelme morfolojisi, homojenizasyon sırasında değiştirilebilir. Rekristalizasyon esnasında, çekirdeklenme veya yeni tanelerin büyümesi, yukarıda sayılan parametrelerle kontrol edilebilir.

En yüksek kritik deformasyon değerleri ve en düşük maksimum tane boyutları, düşük sıcaklıklardaki homojenizasyon işlemlerinde ortaya çıkmaktadır. Homojenizasyon sıcaklığı artırılarak, kritik deformasyon azaltılır ve tane boyutu artırılır (Şekil 4.6, 4.7).

5.2 Döküm Değişkenlerinin Etkisi

Minimum kritik deformasyon ve maksimum tane boyutu değerleri termomekanik proses şartlarına göre değişir. Al-Fe alaşımında partikül dağılım parametreleri katılaşma hızı ile değişir. Yani ikincil dendrit kol mesafesi, bileşimden ziyade

katılaşma hızına bağlıdır (16). Al - % 0.3 Fe alaşımı için ötektik koloni boyutları 10-12 μm arasındaki değerlerdedir.

Kaba fazların mevcudiyeti matriste üniform deformasyonu önleyerek, çekirdeklenme için gerekli yüksek deformasyon bölgelerinin oluşumunu sağlar. Bu koloniler yeniden kristalleşme için gerekli kritik deformasyonu azaltır, kaba taneli koloniler (veya demirce zengin fazlar), yani yüksek deformasyon enerjisinin bulunduğu yerler çekirdeklenme noktalarıdır. Çünkü partikül grupları, deformasyonda düzensizliğin (heterojenitenin) artmasında daha etkilidir ve partikül grubu ile matris arayüzeyinde bölgesel aşırı deformasyon zonlarının teşekkülü, atomların bu noktalarda yeniden kristalleşme çekirdeği oluşturmaya zemin hazırlar.

Bunu takiben yüksek sıcaklıklarda, büyük açılı tane sınırlarının göç etmesiyle yeniden kristalleşmenin devam ettiği görülür.

5.3 Yeniden Kristalleşmiş Tane Yapısı

Belirli miktarda ön deformasyonu müteakip rekristalizasyon teşekkülünde çok büyük tanelerin meydana geldiği ve bu bölgenin devamında, tane boyutu önce keskin bir şekilde azalmakta daha sonraları ise bir azalma rejimine girmektedir (Şekil 4.1) ve (Şekil 4.2). Bu durumun mümkün olan bir açıklaması şöyledir:

Rekristalizasyon işlemini tamamlamak üzere, tanelerin büyümesi, çekirdek çevresinde büyük açılı tane sınırlarının taşınmasını harekete geçirmek için, minimum düzeyde bir enerjiye ihtiyaç vardır. Gerekli olan bu enerji deformasyondan sağlanır. Aynı zamanda bu enerji altyapı dislokasyonları vasıtasıyla çekirdeklenmeleri de sağlar. Düşük deformasyonlarda çekirdeklenme, büyümeye nazaran daha yüksek aktivasyon enerjisi gerektirdiğinden daha az sayıda çekirdekcik teşekkül edecektir. Çekirdekciklerin büyümesi sonucu az olan

çekirdekciklerden, büyük kristalleşmiş taneler meydana gelecektir.

İstenilen sonuçları almak için bazı mamüllerde, belirli düzeyde bir deformasyon gerekmektedir. Uygulanan bu deformasyona bağlı olarak meydana gelen tane boyutlarındaki değişiklikler, mekanik özellikleri, yüzey görüntümleri ve servis güvenilirliğini etkilemektedir.

Mamül malzemelerde aranılan en önemli mikroyapısal özelliklerin başında, malzemenin mümkün olduğu kadar üniform bir tane yapısına sahip olmasıdır. Bu ise iki yolla elde edilebilir. Birincisi, ısıtım işlem fırınının içinde üniform olmayan deforme olmuş bölgenin yüksekliğine veya uzunluğuna uygun bir mesafede (dikey veya yatay), sıcaklık gradyanı sağlanmasıyla. İkincisi, kullanılan malzemenin rekristalizasyon ve metalurjik özellikleriyle, nihai ısıtım işlem değişkenlerinin etkisi de hesaba katılarak yapılacak olan uygun bir şekil ve dizayn ile üniform tane yapısı elde edilebilir.

Deformasyon gradyanlarının muhtemelen mevcut olacağı ekstrüzyon vb. işlemlerde, çekilen profillerde kaba taneli (rekristalize olmuş) dış bantlar kaçınılmaz olabilir.

Ekstrüzyon esnasında sıklıkla karşılaşılan bu pratik problem her ne kadar kalıp dizaynından ve yağlamadan kaynaklanıyorsa da, bunlar uygun bir proses rotası seçimiyle giderilebilir.

5.4 Nihai Isıtım İşlem Sıcaklığı ve Gerçek Deformasyon Etkisi

Al-%0.3Fe alaşımları için, nihai ısıtım işlem sıcaklığının yüksek olması kritik deformasyonda azalmaya sebep olur. Isıtım işlem sıcaklığındaki artışla, kritik deformasyondaki azalma, yeniden rekristalizasyon teorisi ile açıklanabilir.

Bir tanenin çekirdeklenmesi ve büyümesi belirli bir seviyede enerji gerektirir. Bu enerjiyi, deformasyon enerjisi ile termal enerji sağlar. Uygulanan termal enerjinin büyük olması, ısıtma işlem sıcaklığının artması demek olduğundan gerekli deformasyon enerjisi azalır, yani kritik deformasyon daha az olur. Isıtma işlem sıcaklığının artmasıyla kritik deformasyonun azalması, çekirdek miktarında azalma imkanının meydana geleceğini gösterir. Böylece yeniden kristalleşme tamamlandığında çok büyük bir tane meydana gelebilir.

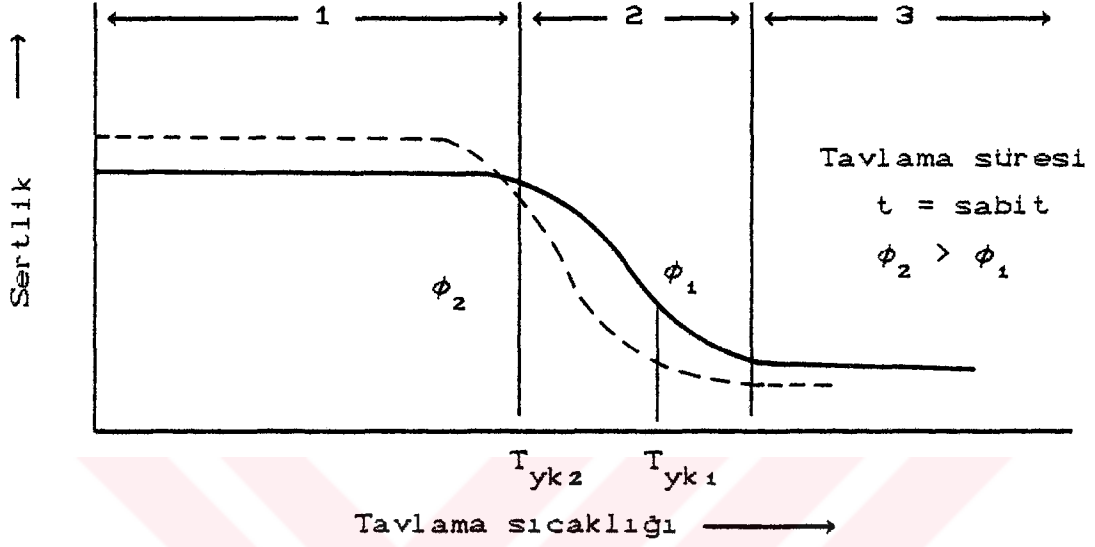
Düşük deformasyonlarda, deforme olmuş matris içinde yalnızca birkaç çekirdekçik teşekkül eder. Isıtma işlem esnasında geniş açılı tane sınırları, rekristalizasyonun tamamlanmasına kadar birbirlerinin sınırlarıyla kesişmezden önce, nispeten uzun mesafelere göç edebilirler. Sonuç olarak büyük bir tane ortaya çıkar. Deformasyon artırıldığı zaman, dislokasyon yoğunluğunun artışı, çekirdek sayısının artmasını sağlar.

Alttane yapısının oluşumu için, minimum bir deformasyon enerjisi gerekir ki, bu faydalı deformasyon enerjisi (itici kuvvet), çekirdekciğin teşekkülü ve tane büyümesiyle yeniden kristalleşme için geniş açılı tane sınırlarının göç etmesini sağlar. Şekil 4.5 den düşük deformasyonlarda çekirdeklenme aktivasyon enerjisinin, büyüme enerjisinden daha yüksek olduğu görülebilir.

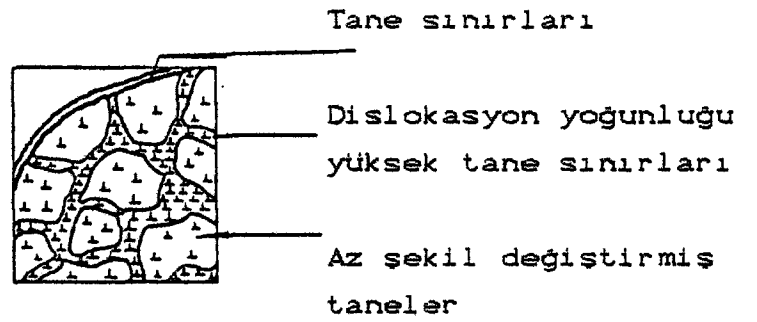
6. SONUÇLAR

1. Homojenizasyon sıcaklığı ve süresinin artışıyla, çökelen partikül boyutu ve maksimum tane boyutu artmakta, kritik deformasyon oranı ise azalmaktadır.
2. Akma modu belirli bir şekillendirme prosesiyle üretilen ara ve uç ürünlerden istenen tane boyutu ve dağılımı eldesi için homojenizasyon değişkenleri optimize edilebilir.
3. Düşük soğuk deformasyon yeniden kristalleşme testleri, termo-mekaniksel proses değişkenlerinin, malzemenin yeniden kristalleşme karakteristiklerine ne şekilde etkileyeceğini ortaya çıkarma açısından kullanışlı bir metoddur.

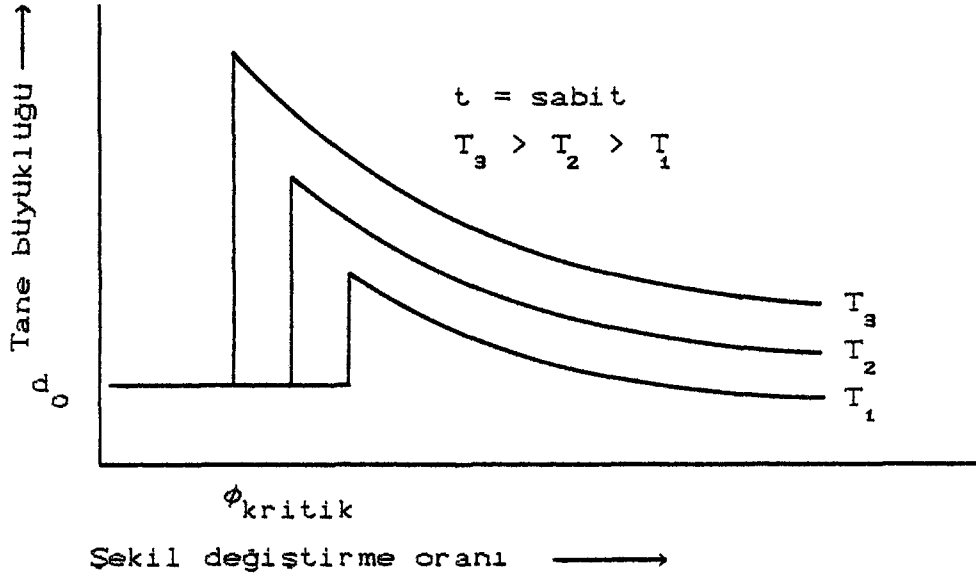
7. SEKİLLER



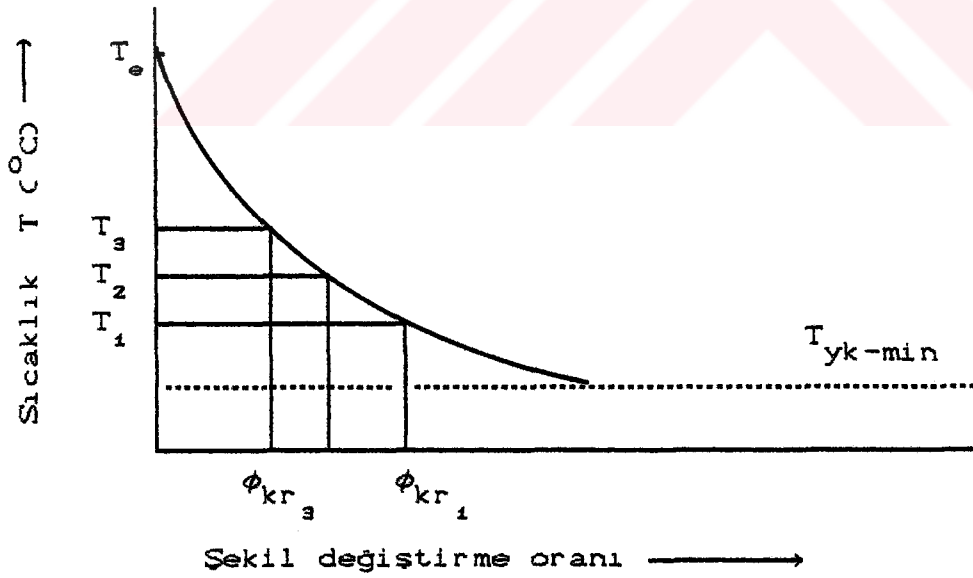
Şekil 2.1 : Soğuk şekil değiştirme miktarları farklı olan iki metalin aynı süre ile tavlama sonucu sertliğin tavlama sıcaklığı ile değişimi (10).



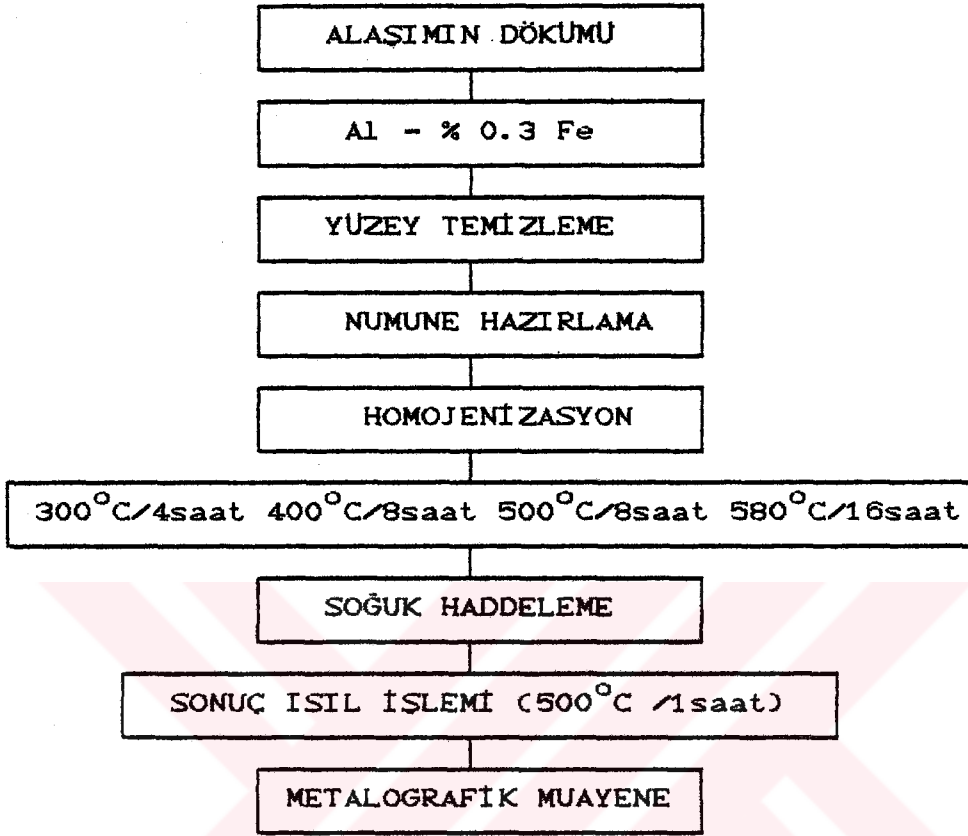
Şekil 2.2 : Pekleşmiş bir malzemenin şematik içyapısı.



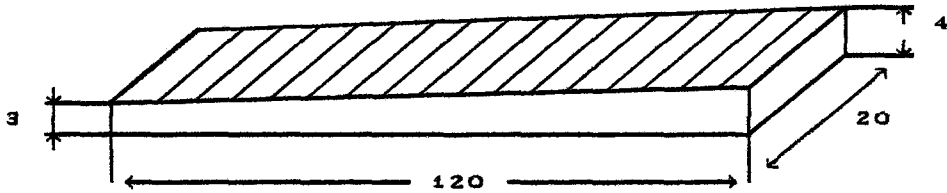
Sekil 2.3 : Sevil değistirme oranının (ϕ), yeniden kristallesmiş iç yapının tane büyüklüğüne etkisi (10).



Sekil 2.4 : Sevil değistirme oranının (ϕ), rekristalizasyon sıcaklığına etkisi (10).

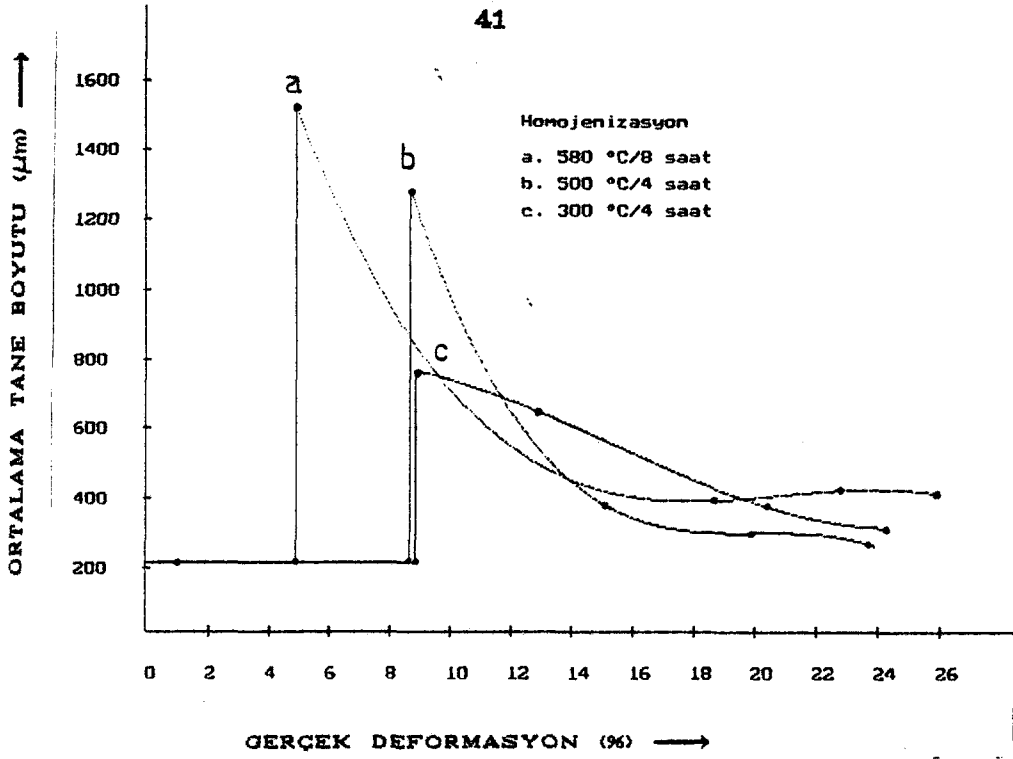


Sekil 3.1 : Al-%0.3Fe alaşımlı numunelerle yapılan deneylerin işlem akış diyagramı.

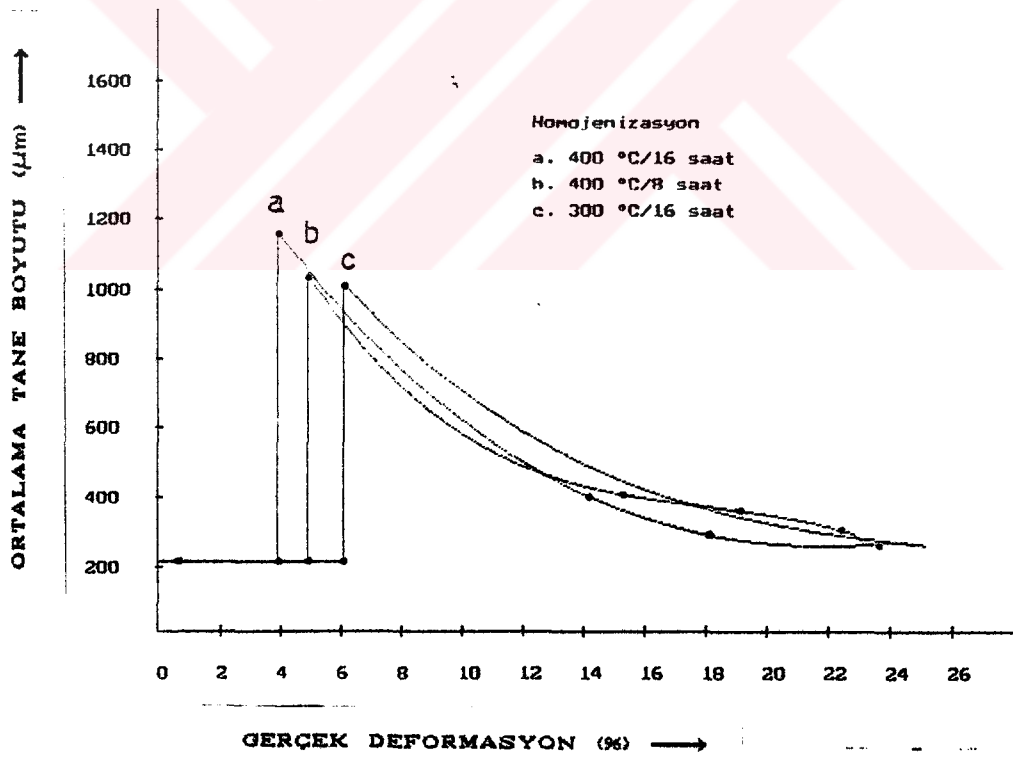


Sekil 3.2 : Al - % 0.3 Fe alaşımından yapılan kama şekilli numunelerin başlangıç ölçüleri (Ölçüler mm dir).

(a)

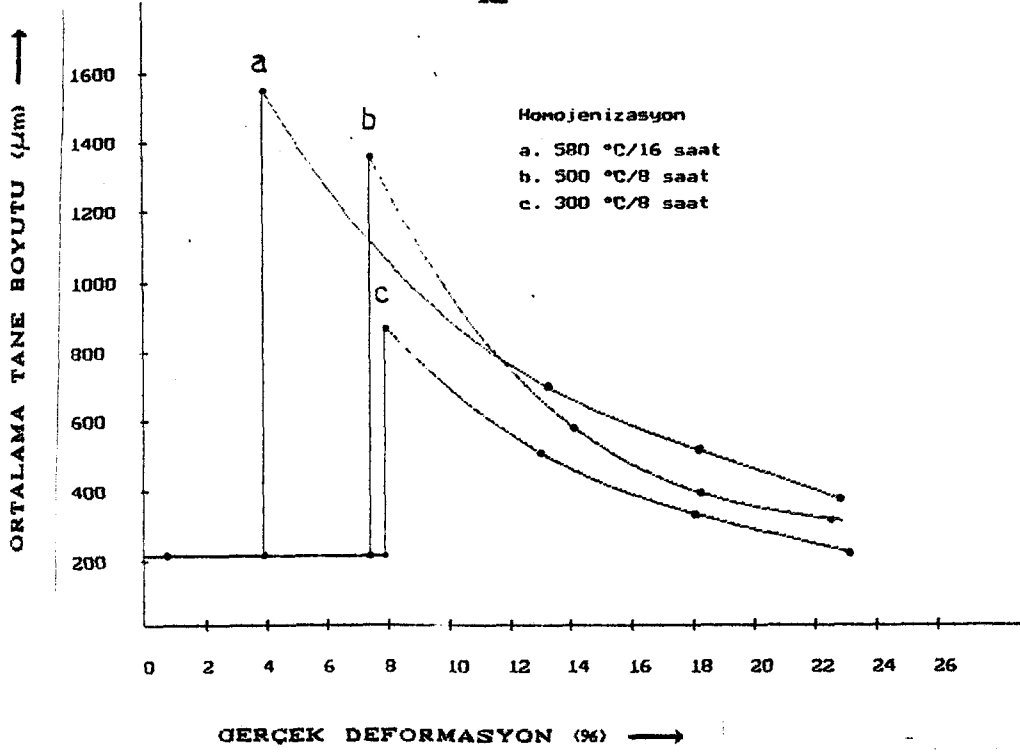


(b)

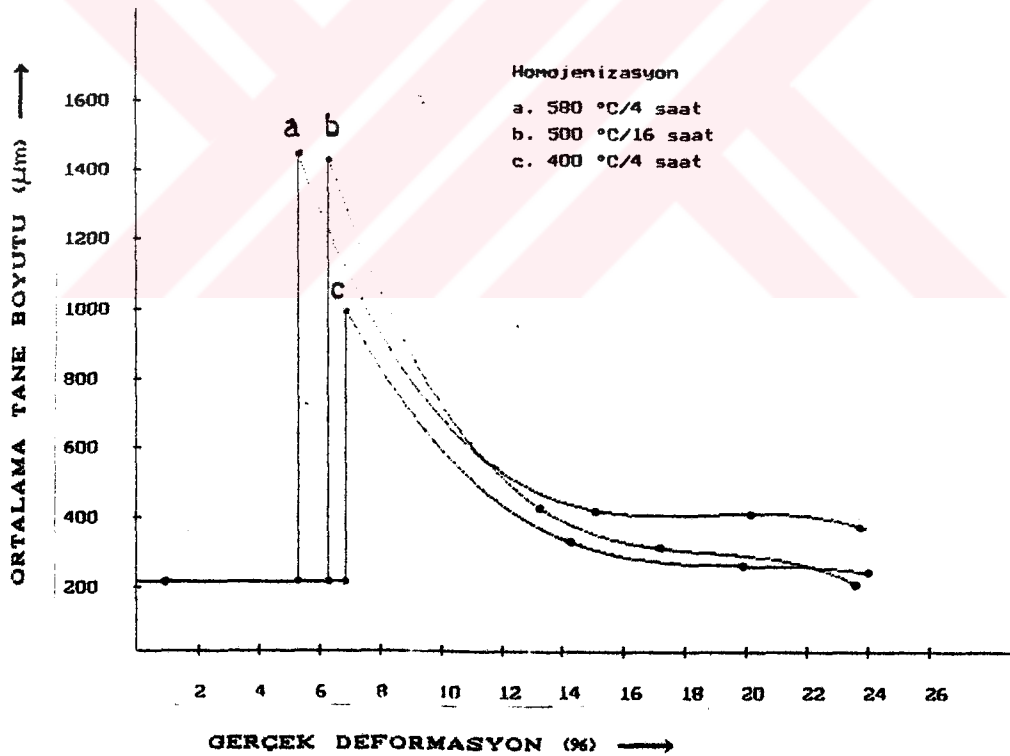


Şekil 4.1 a ve b : Farklı sıcaklık ve sürelerde homojenize edilmiş, soğuk haddelenmiş ve 500°C de 1 saat nihai tavllanmış Al-%0.3Fe alaşımlarının rekristalizasyon durumları.

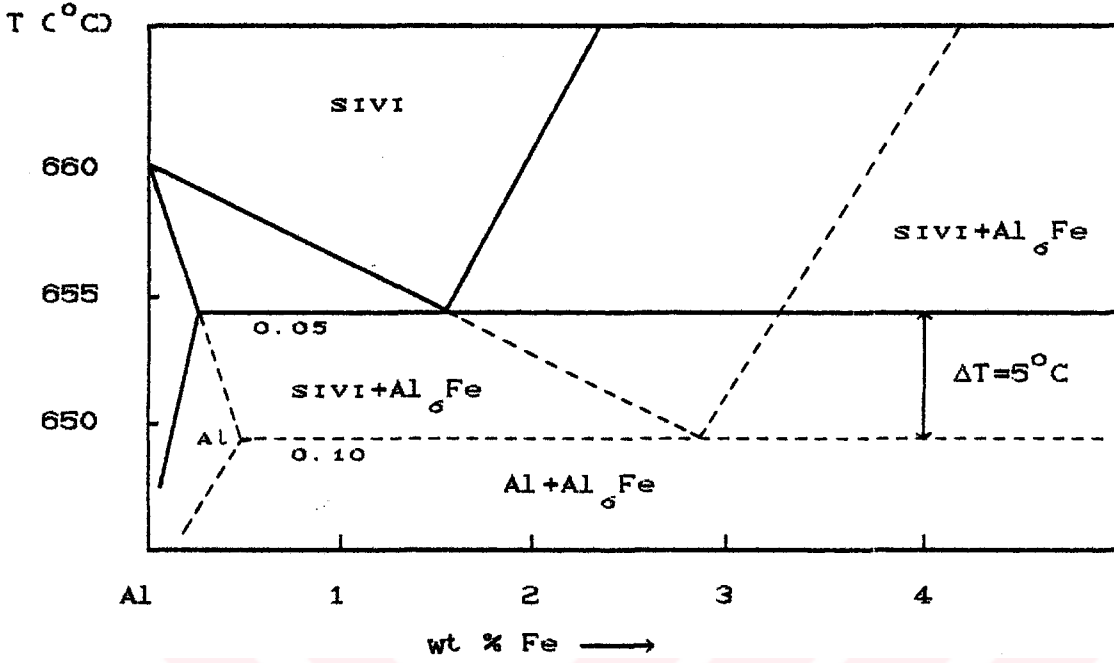
(a)



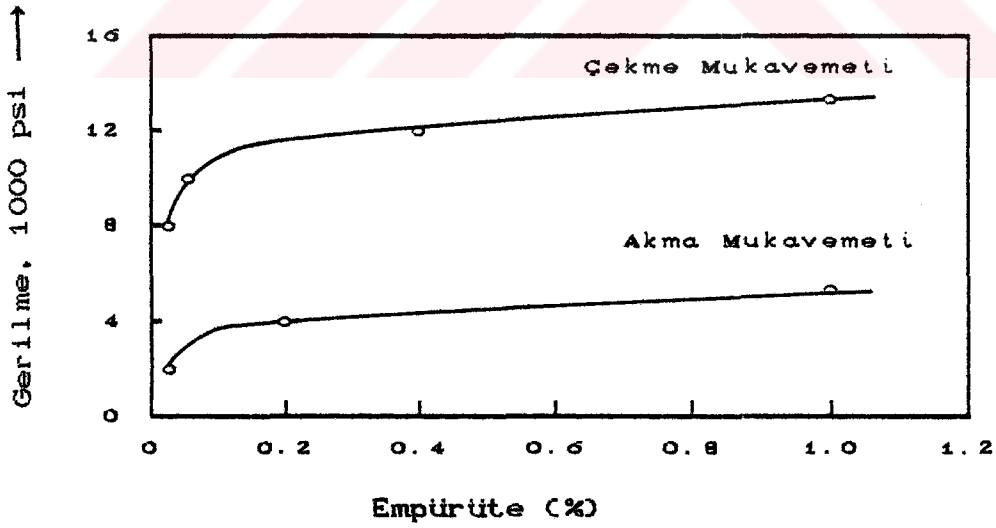
(b)



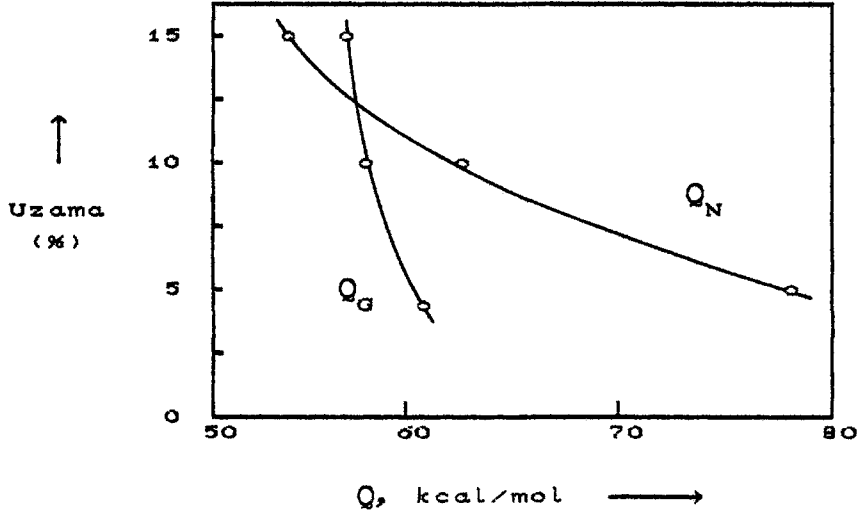
Şekil 4.2 a ve b : Farklı sıcaklık ve sürelerde homojenize edilmiş, soğuk haddelenmiş ve 500°C de 1 saat nihai tavllanmış Al-%0.3Fe alaşımlarının rekristalizasyon durumları.



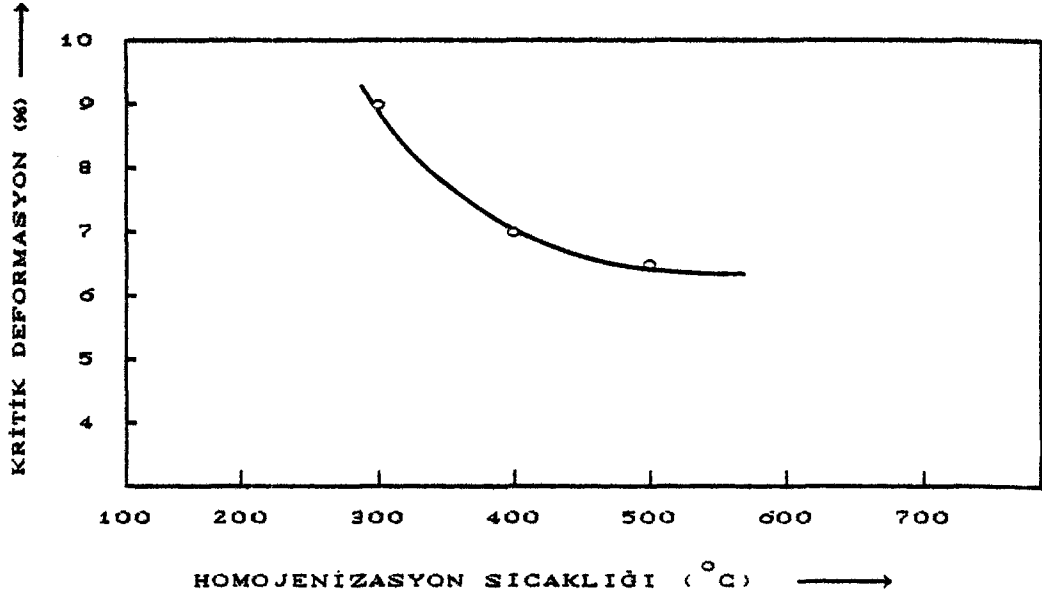
Şekil 4.3 : Yarı kararlı Al-Fe denge faz diyagramının alüminyum köşesi (13).



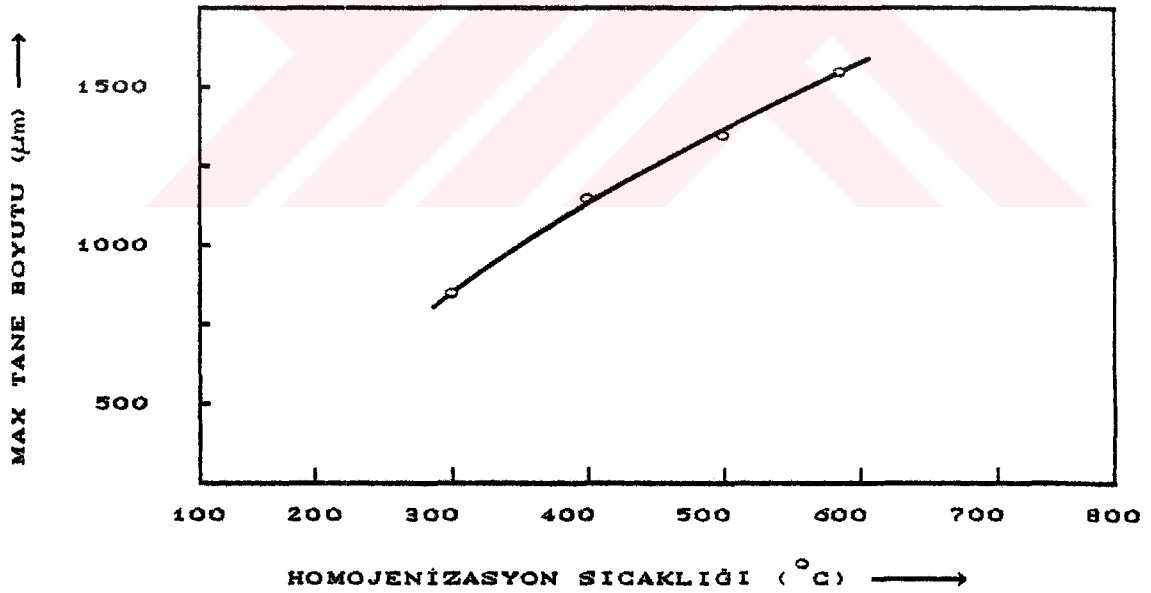
Şekil 4.4 : Alüminyumun akma ve çekme gerilmesine üzerine empürütelerin etkileri (14).



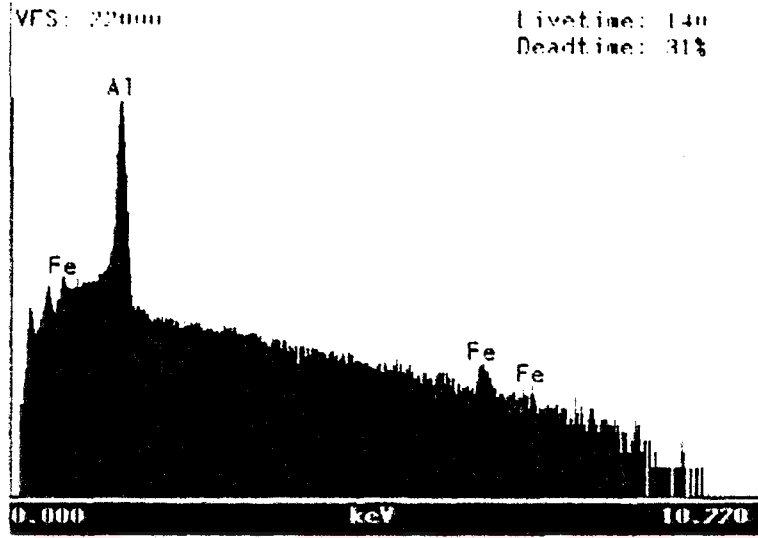
Sekil 4.5 : 350°C de tavlannmış alüminyumun rekristalizasyon kinetikleri. Deformasyonun bir fonksiyonu olarak, Çekirdeklenme Q_N ve büyüme Q_G aktivasyon enerjileri görülmektedir (1).



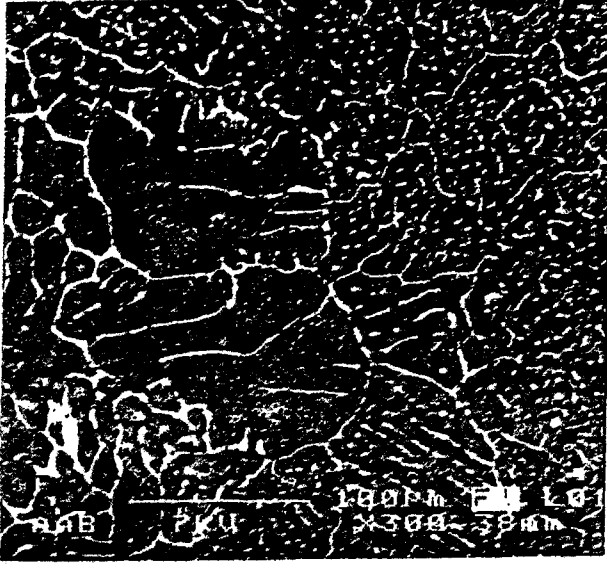
SEKİL 4.6 : Soğuk haddelenmiş Al - % 0.3 Fe alaşımlarının çeşitli homojenizasyon sıcaklıklarındaki kritik deformasyon değerleri.



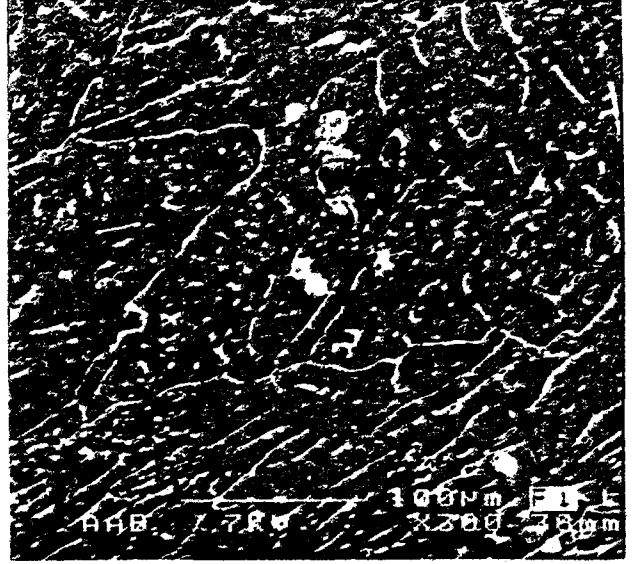
SEKİL 4.7 : Soğuk haddelenmiş Al - % 0.3 Fe alaşımlarının farklı homojenizasyon sıcaklıklarında rekristalize olmuş max. tane boyutları. $t=16$ h



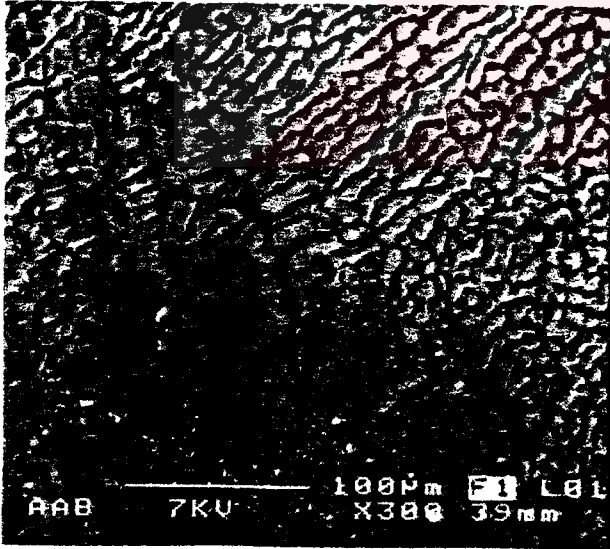
Şekil 4.8 : 450°C / 8 saat homojenize edilen Al - % 0.3 Fe alaşımasının tane sınırlarından tarayıcı elektron mikroskopuyla (SEM) alınan EDAX. Al ve Fe pikleri görülmektedir.



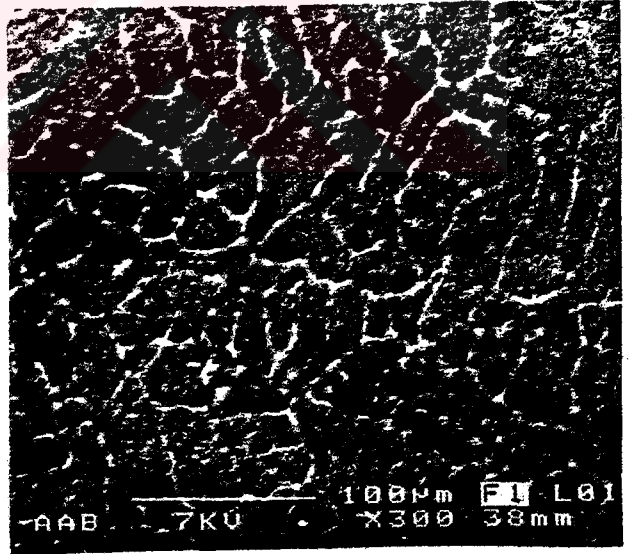
a) 200°C / 4 saat



b) 200°C / 8 saat

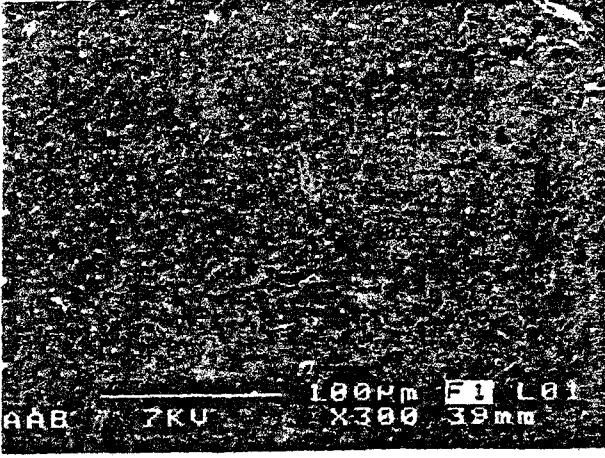


c) 250°C / 8 saat

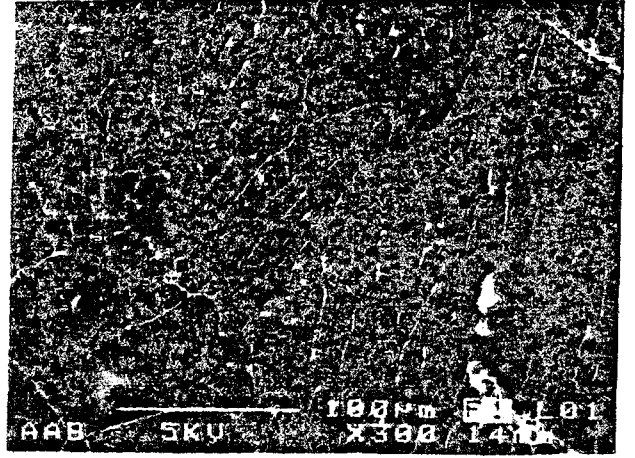


d) 300°C / 4 saat

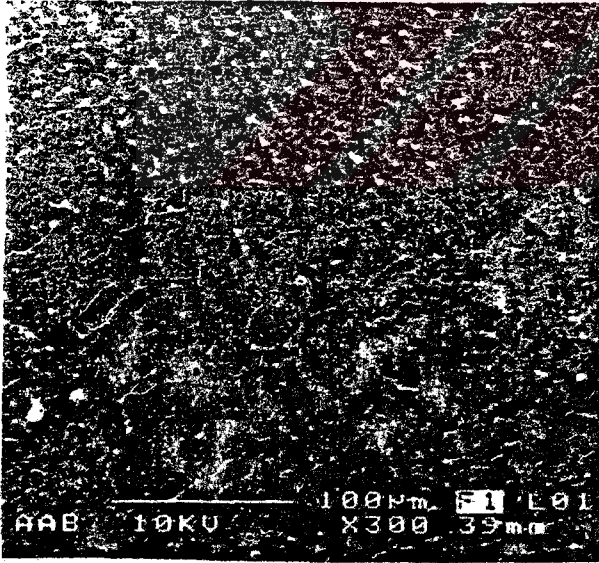
Sekil 4.9 :Çeşitli sıcaklık ve sürelerde homojenize edilen Al-%0.3Fe direk-çil döküm alaşımında, mikro yapısal özellikleri gösteren, tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) mikrolesimleri.



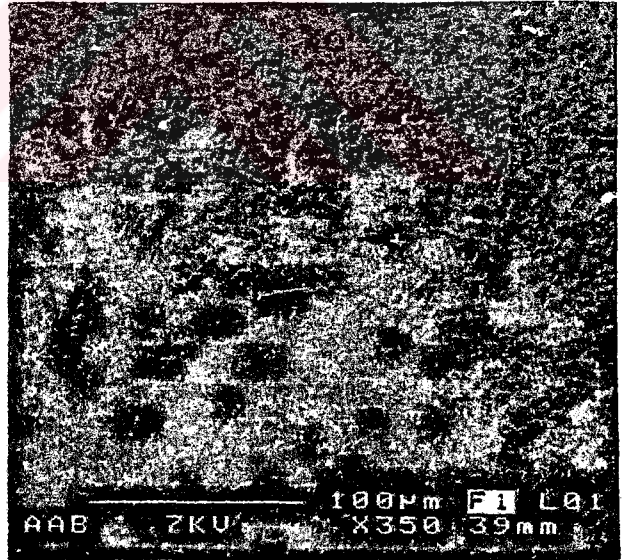
e) 300°C / 2.45 saat



f) 450°C / 8 saat



g) 400°C / 2.45 saat



h) 450°C / 3 saat

Sekil 4.9 :Çeşitli sıcaklık ve sürelerde homojenize edilen Al-%0.3Fe direk-çil döküm alaşımında, mikro yapısal özellikleri gösteren, tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) mikroresimleri.

8. TABLOLAR

TABLO I

Al - % 0.3 Fe alaşımlarının kritik deformasyondan sonraki çeşitli deformasyon derecelerinden tavlama sonrası gelişen tane boyut değerleri.

HOM (°C)	SÜRE saat	MAX TB (μ m)	KR. DEF. (%)	2 cm		5 cm		8 cm		11 cm	
				OTB. (μ m)	GD (%)	OTB (μ m)	GD (%)	OTB (μ m)	GD (%)	OTB (μ m)	GD (%)
300	4	750	9.00	700	12	616	13.4	390	19.5	300	24.4
300	8	860	8.00	650	11	500	13.0	300	19.0	210	23.3
300	16	1000	6.25	700	11	396	16.5	284	22.1	250	25.2
400	4	980	7.00	550	8	330	14.0	250	20.0	230	24.0
400	8	1030	5.00	500	8	400	15.0	350	19.0	280	23.0
400	16	1150	4.00	600	9	400	14.0	283	18.0	256	24.0
500	4	1270	8.80	560	10	410	14.4	286	19.0	250	24.0
500	8	1350	7.50	616	10	380	14.0	390	18.0	300	23.0
500	16	1420	6.45	603	9	413	13.4	303	17.0	200	23.7
580	4	1430	5.40	650	6	413	15.0	400	20.0	360	24.0
580	8	1510	5.00	723	8	483	17.0	410	23.0	400	26.0
580	16	1540	4.00	720	8	700	13.0	510	18.0	360	23.0

TB : Tane Boyutu
OTB : Ortalama Tane Boyutu
GD : Gerçek Deformasyon
KR. DEF. : Kritik Deformasyon

TABLO II : Numunelerin % Olarak Gerçek Deformasyon Değerleri

Noktalar		Numune No :											
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	DÖ mm	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00	4.00
	DS mm	2.99	2.95	2.96	2.98	3.00	2.98	3.00	2.98	2.98	3.00	3.00	3.00
	% GD	25.2	26.2	26	25.5	25	25.5	25	25.5	25.5	25	26	26
1	DÖ mm	3.98	3.88	3.98	3.98	3.98	3.98	3.97	3.94	3.94	3.98	3.98	3.98
	DS mm	2.99	2.95	2.96	2.98	3.00	2.98	3.00	2.98	2.98	3.00	3.00	3.00
	% GD	24.8	23.9	25.6	25	24	25	24	24	24	24	26	24
2	DÖ mm	3.96	3.85	3.96	3.94	3.94	3.94	3.96	3.90	3.91	3.96	3.96	3.90
	DS mm	2.99	2.95	2.96	2.99	3.00	2.99	3.00	2.98	2.98	3.00	3.00	3.00
	% GD	24.4	23.3	25.2	24	23	24	24	23	23.7	24	26	23
3	DÖ mm	3.94	3.82	3.94	3.88	3.92	3.92	3.90	3.88	3.87	3.94	3.92	3.88
	DS mm	2.99	2.95	2.95	2.98	3.00	3.00	3.00	2.98	2.98	3.00	2.99	3.00
	% GD	24.1	22.7	25.1	23	23	23	23	23	22	23	25	22
4	DÖ mm	3.90	3.76	3.92	3.86	3.89	3.86	3.86	3.82	3.84	3.92	3.89	3.80
	DS mm	2.99	2.94	2.95	2.97	3.00	3.00	3.00	2.98	2.98	3.00	2.99	3.00
	% GD	23.3	21.8	24.7	23	22	22	22	21	22	23	25	21
5	DÖ mm	3.83	3.72	3.90	3.83	3.80	3.82	3.80	3.77	3.76	3.90	3.80	3.75
	DS mm	2.99	2.94	2.95	2.98	2.99	3.00	2.99	2.98	2.98	3.00	2.99	3.00
	% GD	21.9	20.9	24.3	22	21	21	21	20	20	23	24	20
6	DÖ mm	3.80	3.69	3.82	3.78	3.78	3.78	3.79	3.73	3.72	3.82	3.78	3.71
	DS mm	2.99	2.94	2.94	2.94	2.99	3.00	2.99	2.96	2.98	2.99	2.98	3.00
	% GD	21.3	20.3	23.3	22	20	20	21	20	19	21	24	19
7	DÖ mm	3.77	3.64	3.80	3.73	3.73	3.71	3.70	3.67	3.69	3.79	3.73	3.68
	DS mm	2.99	2.94	2.92	2.94	2.99	3.00	2.98	2.96	2.98	2.99	2.98	3.00
	% GD	20.6	19.2	23.1	21	19	19	19	19	19	21	23	18
8	DÖ mm	3.72	3.63	3.75	3.70	3.70	3.66	3.66	3.64	3.63	3.74	3.70	3.66
	DS mm	2.99	2.94	2.92	2.96	2.99	3.00	2.98	2.96	2.98	2.99	2.98	3.00
	% GD	19.5	19	22.1	20	19	18	19	18	17	20	23	18
9	DÖ mm	3.68	3.59	3.69	3.66	3.65	3.63	3.63	3.62	3.61	3.71	3.65	3.62
	DS mm	2.98	2.93	2.93	2.96	2.98	2.98	2.98	2.96	2.98	2.99	2.98	2.98
	% GD	19	18.3	20.5	19	18	17	17	18	17	19	22	17
10	DÖ mm	3.59	3.53	3.64	3.62	3.61	3.58	3.59	3.56	3.56	3.65	3.61	3.59
	DS mm	2.98	2.93	2.94	2.96	2.98	2.96	2.98	2.96	2.98	2.99	2.98	2.98
	% GD	17	16.9	19.2	18	17	17	16	16	16	18	21	16
11	DÖ mm	3.53	3.47	3.60	3.54	3.58	3.54	3.57	3.53	3.53	3.63	3.58	3.54
	DS mm	2.96	2.92	2.94	2.96	2.96	2.96	2.98	2.96	2.96	2.99	2.98	2.98
	% GD	16	15.8	18.3	16	17	16	16	16	16	17	19	15
12	DÖ mm	3.49	3.42	3.58	3.50	3.54	3.52	3.50	3.46	3.45	3.60	3.54	3.50
	DS mm	2.96	2.90	2.94	2.96	2.96	2.94	2.96	2.96	2.96	2.99	2.98	2.98
	% GD	15	15.2	17.8	15	16	16	15	14	14	16	19	14
13	DÖ mm	3.47	3.37	3.55	3.47	3.46	3.48	3.47	3.43	3.43	3.54	3.46	3.48
	DS mm	2.95	2.90	2.94	2.96	2.94	2.94	2.96	2.96	2.96	2.99	2.98	2.98
	% GD	14.9	13.9	17.1	14	15	15	14	13	13	15	17	14
14	DÖ mm	3.41	3.34	3.52	3.45	3.45	3.43	3.44	3.42	3.42	3.52	3.45	3.42
	DS mm	2.95	2.90	2.94	2.96	2.93	2.94	2.96	2.94	2.96	2.99	2.98	2.97
	% GD	13.4	13	16.4	14	15	14	14.4	14	13.4	15	17	13

TABLO II 'nin devamı

Noktalar		Numune No :											
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
15	DÖ mm	3.36	3.32	3.43	3.40	3.41	3.37	3.41	3.40	3.40	3.40	3.41	3.34
	DS mm	2.92	2.90	2.90	2.96	2.90	2.94	2.96	2.94	2.96	2.98	2.98	2.97
	% GD	13.1	12.6	15.4	12.9	14	12	13	13	12	12	14	11
16	DÖ mm	3.29	3.30	3.33	3.32	3.34	3.36	3.36	3.38	3.38	3.36	3.34	3.32
	DS mm	2.90	2.85	2.90	2.95	2.90	2.94	2.92	2.94	2.96	2.98	2.98	2.98
	% GD	11.8	13.6	12.9	11	13	12	13	13	12	11	12	10
17	DÖ mm	3.28	3.21	3.30	3.30	3.24	3.33	3.33	3.34	3.34	3.34	3.33	3.31
	DS mm	2.85	2.85	2.85	2.95	2.90	2.93	2.92	2.94	2.94	2.98	2.98	2.98
	% GD	13.1	11.2	13.6	10	10	12	12	11	11	10	11	9
18	DÖ mm	3.23	3.17	3.26	3.26	3.20	3.29	3.31	3.32	3.28	3.30	3.20	3.29
	DS mm	2.80	2.80	2.85	2.95	2.90	2.93	2.90	2.94	2.94	2.97	2.98	2.98
	% GD	13.3	11.6	12.5	9.5	9	10	12	11	10	10	11	9
19	DÖ mm	3.18	3.11	3.23	3.24	3.18	3.25	3.26	3.28	3.26	3.22	3.18	3.27
	DS mm	2.80	2.75	2.85	2.95	2.88	2.93	2.90	2.94	2.94	2.97	2.98	2.98
	% GD	11.9	11.5	11.7	8.9	9	9.8	11	10	9	7	9	8
20	DÖ mm	3.16	3.10	3.18	3.22	3.14	3.22	3.24	3.22	3.24	3.17	3.14	3.24
	DS mm	2.78	2.74	2.83	2.95	2.88	2.93	2.90	2.90	2.94	2.97	2.98	2.98
	% GD	12	11.6	11	8.3	8	9	10	10	9	6	8	8
21	DÖ mm	3.14	3.08	3.16	3.20	3.10	3.20	3.20	3.20	3.16	3.15	3.10	3.18
	DS mm	2.80	2.75	2.85	2.94	2.88	2.93	2.88	2.90	2.92	2.97	2.98	2.98
	% GD	10.8	10.7	9.8	8	7	8	10	9	7	5	6	6
22	DÖ mm	3.09	3.03	3.13	3.15	3.04	3.15	3.16	3.16	3.11	3.14	3.16	3.14
	DS mm	2.81	2.75	2.85	2.92	2.88	2.95	2.88	2.90	2.91	2.97	2.98	2.98
	% GD	9	9.2	8.9	7	5	6	8.8	8	6.4	5.4	5	4
23	DÖ mm	3.05	3.02	3.08	3.10	3.02	3.09	3.09	3.14	3.09	3.09	3.09	3.09
	DS mm	2.80	2.77	2.88	2.91	2.86	2.96	2.88	2.90	2.91	2.97	2.98	2.98
	% GD	8.1	8.2	6.2	6	5	4	6	7.6	5	3	3	3
24	DÖ mm	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00	3.00
	DS mm	2.80	2.79	2.90	2.91	2.88	2.95	2.88	2.90	2.91	2.97	2.97	2.98
	% GD	6	7	3	3	4	1	4	3	3	1	1	1

DÖ : Deformasyondan önce

DS : Deformasyondan sonra

% GD : % Gerçek deformasyon

$$\% \text{ Gerçek Deformasyon} = \frac{D.Ö - D.S}{D.Ö} \times 100 \quad (\text{mm})$$

Tablo III : Alüminyumun önemli kullanım yerleri ve alternatif olduğu malzemeler (15).

SEKTÖR	KULLANIM YERİ	ALTERNATİF OLDUĞU MALZEME
ULAŞIM	Radyatörler Motor parçaları Kaporta	Bakır, pirinç Dökme demir Siyah galvanizli veya diğer kaplamalı çelik sac
UÇAK/UZAY ARAÇLARI	Yapı elemanları Uçak gövdesi	Çelik, plastik, magnezyum Karbon elyafı ve diğer kompozit malzemeler
TRENLER	Yolcu ve yük vagonları	Çelik
DENİZ ARAÇLARI	Tekne gövdesi Uskur	Ağac, cam elyafı, çelik Pirinç, paslanmaz çelik
İNŞAAT	Duvar kaplama Çatı kaplama Pencere ve kapı doğramaları	Ağac, çelik, plastik Ağac, galvanizli çelik kurşunplaka Ağac, PVC sert plastik
AMBALAJ	Mesrubat kutuları Konserve kutuları Aerosol kutuları Folyo Kapaklar	Teneke, plastik, cam, kom- pozitler Teneke, cam Teneke Plastik, kağıt Plastik, teneke
ELEKTRİK	İletkenler Baralar Transformatör ve jeneratör Telefon kablosu	Bakır Bakır Bakır Bakır
MAKİNA	Yataklar Isı eşanjörleri Hidrolik sistemler	Döküm malzemeler Bakır, paslanmaz çelik Çelik
DAYANIKLI TUKETİM MALLARI	Buzdolabı Klimalar Pişirme araçları	Özel çel, plastik, bakır Özel çel, plastik, bakır Çelik, paslanmaz çel, bakır
DİĞER UYGULAMA	Sulama boruları Ziraat aletleri Kimyasal tesisler	Dökme demir, çelik, plastik Çelik Paslanmaz çelik

TABLO IV Çeşitli metal ve alaşımların kritik deformasyon değerleri (4).

Metal (Alloy)	Initial Grain Size (μm)	Deformation Process	Annealing Temperature (°C)	Critical Strain (%)	
Super Pure Aluminium	180	Tension	400	17.0	
			525	2.0	
	42	Tension	400 500	3.8 1.9	
Comm. Pure Aluminium	600	Tension	475	11.5	
			600	5.0	
	23	Tension	475 600	7.8 3.25	
Al+2%Mn	42	Tension	400	16.0	
			575	6.5	
	18	Tension	400 575	15.0 3.8	
Al+1%Mn +1%Si	330	Tension	375	11.5	
			600	4.0	
	28	Tension		10.5 1.8	
Cu 99.99%	70	Rolling	500	4.3	
	--	Tension	800	1.0	
			800	1.0	
Cu+30%Zn		Tension	343 427	7.0 2.0	
Cu+0.5%Cr	70	Rolling	1000	2.0	
Cu+0.05%Cr	70	Rolling after ageing at 700°C	100	18.0	
Fe	60	Rolling	750 875	6.0 2.5	
Fe+Si	120	Rolling	900	8.5	
Nimonic 80	----	Rolling	1100 1250	2.0 0.5	
Ti	20	Rolling	815	8.0	
Ti+0.2%Fe	20	Rolling	600	12.0	
Zr	----	Tension	482 607	15.0 2.0	
Zircalloy III	----	Tension	566 649	15.0 5.0	
Alloy	Initial grain size (μm)	Deformation process	Critical strain (%)		
			460°C	500°C	540°C
Aluminium alloy 2618A	153	Tension	4.4	2.8	2.6
2618A	73	"	2.9	2.6	2.3
2618A	52	"	2.7	2.5	2.2
2618A	29	"	2.4	2.3	2.0
"	40	Rolling	5.0	3.5	2.5

TABLO V

Al-%0.3 Fe alaşımının eřitli sıcaklık ve sürelerde homojenize edildikten sonraki partikül boyutları ve partiküller arası mesafeler.

SICAKLIK (°C)	SÜRE (saat)	PARTİKÜL BOYUTU (µm)	PARTİKÜLLER ARASI MESAFE (µm)
200	4	2.00	11.67
200	8	2.60	29.40
300	2.45	2.02	22.00
300	4	2.48	39.00
350	3	2.18	19.95
400	2.45	2.48	26.88

9. KAYNAKLAR

- 1 - ANDERSON W.A., Trans. AIME, (1939). 133,124.
- 2 - BURKE J.E., and TURNBULL D., Prog.Met.Phys.,1952. 3,220.
- 3 - CAHN R.W., Recrystallization Grain Growth and Textures, In: H.Margolin (Editor), (1966). ASM, 99.
- 4 - CHOTNUCHI P. et al., Trans. ASM.,(1964). 57,832.
- 5 - ÇİĞDEM M., and BENNETT G.H.J., Practical Metallografy, 29, (1992), 118-132.
- 6 - ÇİĞDEM M., PhD thesis, University of Birmingham, (1990).
- 7 - ÇİĞDEM M., and BENNETT, G.H.J., Materials Science and Engineering, A141, (1991), 229.
- 8 - ÇİĞDEM M., and BENNETT, G.H.J., Materials Science and Technology, (1991), Vol.7, 835.
- 9 - DOHERTY R.D., CAHN R.W., Less-common metals, Jour. (1972), 28, 279.
- 10 - GÜLEÇ Ş., ve ARAN A., Malzeme Bilgisi I, MBEAE Matbaası, (1988), Gebze.
- 11 - LI J.C.M., Appl.Phys., Jour. (1962), 33, 2958.
- 12 - NOCK J.A., Alcan research laboratories Courtest.
- 13 - RALP B., and BARLOW C. et al, In: Ed.by N.Hansen et al, Ist Riso int, symp. on Metals and Material. (1980), 229.
- 14 - ROBERTS W.T., Private communication, November. (1988).
- 15 - ULUCAK T., Metalurji Dergisi, TMMOB, 80, (1993), 25.
- 16 - ÇİĞDEM M., Cast Metals, 3,4,(1991), 214.