

T1886

T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

+

**HİPERÖTEKTİK BİR ALÜMİNYUM ALAŞIMININ
DÖKÜMÜNDE ULTRASON UYGULAMASI VE ÇEŞİTLİ
ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

B. Gürkan DÜZTEPE

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Akdeniz Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Yönetim Birimi
tarafından 2005 02.0121.019 no'lu proje ile desteklenmiştir.

**AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
MERKEZ KÜTÜPHANESİ**

2006

T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

HİPERÖTEKTİK BİR ALÜMİNYUM ALAŞIMININ
DÖKÜMÜNDE ULTRASON UYGULAMASI VE ÇEŞİTLİ
ÖZELLİKLERE ETKİSİ

B. Gürkan DÜZTEPE

YÜKSEK LİSANS TEZİ

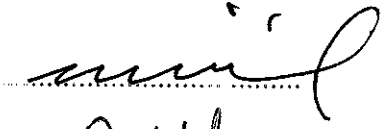


MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Bu tez 09 / 06 / 2006 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından (95) not takdir edilerek
oybirliğiyle kabul edilmiştir.

Prof.Dr. Narin ÜNAL
(Danışman)

Yrd.Doç.Dr. Cemal MERAN
Pamukkale Üniversitesi

Yrd.Doç.Dr. Cem HANYALOĞLU

2006

ÖZET

HİPERÖTEKTİK BİR ALÜMİNYUM ALAŞIMININ DÖKÜMÜNDE ULTRASON UYGULAMASI VE ÇEŞİTLİ ÖZELLİKLERE ETKİSİ

B. Gürkan DÜZTEPE

Yüksek Lisans Tezi, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman : Prof.Dr. Narin ÜNAL

Mayıs 2006, 104 Sayfa

Bu çalışmada, genel olarak ağır iş makinelerinin bağlantı milleri, silindir gömlekleri, pistonlar, motor blokları ve kompresörlerinde çok kullanılmakta olan hiperötektik alüminyum alaşımı Etial 195 in dökümünde ultrason uygulamasının mikro yapıya, sertlik, darbe dayanımı ve aşınma dayanımı gibi mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir.

Çalışma sonucunda, belirli bir süreye yaklaşan ultrason uygulamasının mikro yapıda belirgin farklılıklar yarattığı görülmüş, primer silisyum tanelerinde küçülmeler ve homojen dağılımlar tespit edilmiştir. Mekanik özelliklerde ise ultrason uygulanmayan numunelere göre daha iyi sonuçlar elde edilmiştir.

ANAHTAR KELİMELELER : %17-19 Si İçeren Alüminyum Alaşımları, Etial-195,
Ultrasonik Dalga Uygulanması, Hiperötektik Alüminyum
Alaşımları

JÜRİ :

Prof.Dr. Narin ÜNAL

Yrd.Doç.Dr. Cemal MERAN

Yrd.Doç.Dr. Cem HANYALOĞLU

ABSTRACT

THE ULTRASONIC WAVE APPLICATION TO ALUMINIUM ALLOY CAST AND THE EFFECTS TO MECHANICAL PROPERTIES AND MICRO STRUCTURE

B. Gürkan DÜZTEPE

M. Sc. Thesis; Department of Mechanical Engineering

Adviser : Prof. Dr. Narin ÜNAL

May 2006, 104 Pages

In this study, the micro structure and the mechanical behaviors such as hardness, strength and wear by the effects of the ultrasonic wave application to cast of hyper eutectic aluminium alloy Etial 195, generally used in caterpillar's shafts, cylinders, pistons, motor blocks and compressors, is observed.

As a conclusion of the study, at a period of applying ultrasound there are some differences obtained in the microstructure, primer silicon grains become smaller and homogen in the eutectic. In mechanical structures, we have gained better results than the ones that ultrasound applications have not applied.

KEY WORDS : Aluminium alloys with %17-19 Si, ETİAL 195, Ultrasonic Wave
Application, Hipereutectic Aluminium Alloys

COMMITTEE :

Prof Dr. Narin ÜNAL

Asst Prof.Dr. Cemal MERAN

Asst.Prof.Dr. Cem HANYALOĞLU

ÖNSÖZ

Otomotiv teknolojisinde pistonlar, motor blokları, kompresörlerin pompa gövdeleri gibi bileşenlerindeki kullanılabilirliklerinden dolayı Alüminyum-Silisyum esaslı alaşımlar dikkat çekmektedir. Günümüzde bu malzemelerden ürün eldesi ülkemizdeki fabrikalarda da gerçekleştirilmektedir. Fakat ürün gerçekleştirme yapan birçok fabrikanın AR-GE çalışması yapacak departmanlarının olmadığı veya buna ödenek ayırmadıkları belirlenmiştir.

Yapılan bu araştırmada Seydişehir Alüminyum tesislerinde üretilen ve daha sonra çeşitli firmalarca kullanılan Etial-195 alaşımına mikroyapısında normal döküme göre farklılıklar yaratacak çeşitli uygulamalar yapılmıştır. Test sonuçlarının Etial-195 ham maddesini kullanarak imalat yapan firmaların üretim prosesinde faydalanabilecekleri bir kaynak olacağı inancındayım.

Bu çalışma konusunun belirlenmesinde ve çalışmamın her aşamasında destek ve görüşlerini esirgemeyen danışmanım, Prof.Dr. Narin ÜNAL 'a (A.Ü.Müh.Fak.), değerli yardımlarını esirgemeyen Yrd.Doç Dr. Fehmi NAİR 'e (Erciyes Ü. Müh.Fak.), ve çalışmam süresince her zaman yanımda olan, bugünlerimi borçlu olduğum aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İçindekiler

Özet.....	i
Abstract.....	ii
Önsöz.....	iii
İçindekiler.....	iv
Kısaltmalar ve Simgeler Dizini.....	vii
Şekil Listesi.....	viii
Çizelge Listesi.....	xi
1.GİRİŞ.....	1
2.ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR VE ARAŞTIRMALAR.....	3
2.1. Alüminyum ve Alaşımlarının Genel Özellikleri.....	3
2.1.1. Alüminyum alaşımlarının özellikleri.....	5
2.1.2. Alaşım elementleri ve özellikleri.....	7
2.1.2.1. Magnezyum (Mg).....	7
2.1.2.2. Silisyum (Si).....	8
2.1.2.3. Çinko (Zn).....	8
2.1.2.4. Bakır (Cu).....	9
2.1.2.5. Nikel (Ni).....	9
2.1.2.6. Titanyum (Ti).....	9
2.1.2.7. Zirkonyum (Zr).....	9
2.1.2.8. Krom (Cr).....	10
2.1.2.9. Demir (Fe).....	10
2.1.3. Alaşımların sınıflandırılması.....	10
2.1.3.1. Şekillendirilmiş alaşımlar.....	10
2.1.3.2. Döküm alaşımlar.....	11
2.1.3.3. Yaşlanabilir alaşımlar.....	13
2.1.3.4. Yaşlandırılmayan alaşımlar.....	18
2.1.4. Alüminyum alaşımlarına uygulanan temel işlemlerin simgesel gösterimi.....	20
2.1.4.1. F Üretim.....	20
2.1.4.2. O Tavlama.....	20

2.1.4.3. H mukavemet kazandırma	20
2.1.4.4. W Su verme	21
2.1.4.5. T Isıl işlem.....	21
2.2. Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler.....	23
2.2.1. Çözeltiyeye alma ısıl işlemi	26
2.2.2. Su verme işlemi.....	28
2.2.3. Yaşlandırma ısıl işlemi	30
2.2.4. Çökelti fazının oluşma aşamaları.....	32
2.2.5. Ötektik modifikasyonu ve ikizlenmenin oluşması.....	35
2.3. Ultrason Dalgaları ve Bazı Uygulama Alanları.....	39
2.3.1. Kaviteasyon	40
2.3.2. Sonokimyası.....	42
2.3.3. Ultrasonun bazı metallurjik proseslerde kullanımı.....	43
2.3.3.1. Sıvılardan gaz giderme.....	43
2.3.3.2. Üretim prosesleri	44
2.3.3.3. Kurutma	45
2.3.3.4. Metallerin dökümü.....	45
2.4. Aşınma.....	47
3.MATERYAL VE METOT.....	49
3.1. Materyal.....	49
3.1.1. Diğer standartlardaki ve ülkelerdeki karşılıkları	49
3.1.2. Kimyasal bileşimi	49
3.1.3. Deney malzemesinin belirgin özellikleri	49
3.1.4. Tipik kullanım yerleri.....	50
3.2. Metod.....	50
3.2.1. Döküm yöntemi.....	50
3.2.2. Ultrasonik test cihazının kullanılması ile yapılan dökümler.....	50
3.2.3. Numune hazırlama	51
3.2.4. Uygulanan ısıl işlemler	51
3.2.5. Sertlik ölçümleri.....	52
3.2.6. Aşınma deneyleri.....	52
3.2.7. Darbe testleri	54
3.2.8. Korozyon deneyi uygulaması.....	54

4. BULGULAR.....	55
4.1. Sertlik Ölçümleri.....	55
4.2. Darbe Testleri.....	57
4.3. Aşınma Testi Sonuçları.....	58
4.4. Fotoğraf, Diyagram ve Şekiller.....	60
5. SONUÇ.....	100
6. KAYNAKLAR.....	102
ÖZGEÇMİŞ.....	104

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Al	: Alüminyum
Mn	: Mangan
Mg	: Magnezyum
Zn	: Çinko
Si	: Silisyum
Cu	: Bakır
Ni	: Nikel
Ti	: Titanyum
Zr	: Zirkonyum
Cr	: Krom
HCl	: Hidroklorik asit
MPa	: Megapaskal
In	: İnç
GHz	: Gigahertz
MHz	: Megahertz
Atm	: Atmosfer
K	: Kelvin
N	: Newton
s	: Saniye
J	: Joule

Kısaltmalar

A.Ü.Müh.Fak.	: Akdeniz Üniversitesi Mühendislik Fakültesi
İ.T.Ü	: İstanbul Teknik Üniversitesi
GP Zonları	: Guinier-Preston Zonları
ASA	: Amerikan Standartlar Birliği
AA	: Alüminyum Birliği
Pfz	: Precipitate free zone (Çökeltisiz Bölge)
Mfp	: Mean free path (Ortalama Kesintisiz İlerleme Mesafesi)
HRB	: Rockwell B Sertlik Değeri

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1.	A ve B metallerine ait ikili faz diyagramı.....	24
Şekil 2.2.	Al-Si sistemi için faz diyagramı.....	25
Şekil 2.3.	Alaşımında Aşırı Doymuş α Katı Çözeltilisinin Yaşlanmasıyla Oluşan Bozunma Ürünleri.....	33
Şekil 2.4.	Kristal kafeslerin uyum ve uyumsuzluk durumları.....	35
Şekil 2.5.	Modifiyesiz soğuk kalıba döküm Al-Si alaşımlarının ötektik katılaşması.....	36
Şekil 2.6.	Sodyum ile modifiye edilmiş Al-Si alaşımlarında ötektik katılaşması.....	37
Şekil 2.7.	Yer değiştirme ikizlenmesi ile tabaka silisyumun büyümesinin şematik gösterimi.....	38
Şekil 2.8.	Çoklu ikizlenme ile tabaka silisyumun büyümesinin şematik gösterimi.....	38
Şekil 3.1.	Ultrasonik titreşimin uygulandığı döküm düzeneği şeması.....	52
Şekil 3.2.	Aşındırma düzeneği.....	53
Şekil 3.3.	Aşındırma düzeneği parçaları.....	54
Şekil 4.1.	Aşınma testinde numunelerdeki aşınma miktarını gösteren diyagram.....	61
Şekil 4.2.	Isıl işlemli 30 s ultrason uygulanmış numune.....	62
Şekil 4.3.	Isıl işlemsiz 30 s ultrason uygulanmış numune.....	62
Şekil 4.4.	Isıl işlemli 20 s ultrason uygulanmış numune.....	63
Şekil 4.5.	Isıl işlemsiz 20 s ultrason uygulanmış numune.....	63
Şekil 4.6.	Isıl işlemli 50 s ultrason uygulanmış numune.....	64
Şekil 4.7.	Isıl işlemsiz 50 s ultrason uygulanmış numune.....	64
Şekil 4.8.	Isıl işlemli 40 s ultrason uygulanmış numune.....	65
Şekil 4.9.	Isıl işlemsiz 40 s ultrason uygulanmış numune.....	65
Şekil 4.10.	Isıl işlemli 25 s ultrason uygulanmış numune.....	66
Şekil 4.11.	Isıl işlemsiz 25 s ultrason uygulanmış numune.....	66
Şekil 4.12.	Isıl işlemli ultrason uygulanmamış numune.....	67
Şekil 4.13.	Isıl işlemsiz ultrason uygulanmamış numune.....	67
Şekil 4.14.	Isıl işlemli ultrason uygulanmamış numune.....	68
Şekil 4.15.	Isıl işlemsiz ultrason uygulanmamış numune.....	68
Şekil 4.16.	Isıl işlemli 50 s ultrason uygulanmış numune.....	69
Şekil 4.17.	Isıl işlemli ultrason uygulanmamış numune.....	70
Şekil 4.18.	Isıl işlem ve titreşim uygulanmayan numune (a),(b).....	71
Şekil 4.18.	Isıl işlem ve titreşim uygulanmayan numune (c),(d).....	72
Şekil 4.19.	Isıl işlem uygulanmayan ve titreşim uygulanan numune (a),(b).....	73
Şekil 4.19.	Isıl işlem uygulanmayan ve titreşim uygulanan numune (c),(d).....	74
Şekil 4.20.	Isıl işlem uygulanan ve titreşim uygulanmayan numune (a),(b).....	75
Şekil 4.20.	Isıl işlem uygulanan ve titreşim uygulanmayan numune (c),(d).....	76
Şekil 4.21.	Isıl işlem ve titreşim uygulanan numuneler (a),(b).....	77
Şekil 4.22.	Isıl İşlem Uygulanan Numunelerde Ötekiğin Homojenleşmesi.....	78
Şekil 4.23.	Isıl işlem ve titreşim uygulanmayan numunede darbe testinden sonra tespit edilen primer silisyum kristallerinde transgranüler kırılma çatlakları. (a),(b).....	79
Şekil 4.23.	Isıl işlem ve titreşim uygulanmayan numunede darbe	

	testinden sonra tespit edilen primer silisyum kristallerinde transgranüler kırılma çatlakları (c),(d)	80
Şekil 4.24.	Isıl işlemsiz numunenin korozyona uğratılmış hali (a),(b)	81
Şekil 4.25.	Isıl işlemlili numunelerde tane sınırı korozyonu (a),(b)	82
Şekil 4.26.	Isıl işlemsiz korozyonlu numuneler (a),(b)	83
Şekil 4.27.	Si Taneciğinde İkizlenme Oluşumu	84
Şekil 4.28.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x	85
Şekil 4.29.	Isıl işlemlili titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x	85
Şekil 4.30.	Isıl işlemsiz titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x	86
Şekil 4.31.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x	86
Şekil 4.32.	Isıl işlemlili titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 2820x	87
Şekil 4.33.	Isıl işlemsiz titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 2820x	87
Şekil 4.34.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 2820x	88
Şekil 4.35.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü	88
Şekil 4.36.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunenin yüzey SEM görüntüsü	89
Şekil 4.37.	Isıl işlemsiz titreşimli numunenin yüzey SEM görüntüsü	89
Şekil 4.38.	Isıl işlemsiz titreşimli numunenin yüzeyi SEM görüntüsü 2000x	90
Şekil 4.39.	Isıl işlemlili titreşimli numunenin yüzeyi SEM görüntüsü 2000x	90
Şekil 4.40.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede primer silisyum SEM görüntüsü	91
Şekil 4.41.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunede primer silisyum SEM görüntüsü	91
Şekil 4.42.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x	92
Şekil 4.43.	Isıl işlemlili titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x	92
Şekil 4.44.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x	93
Şekil 4.45.	Isıl işlemsiz titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x	93
Şekil 4.46.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x	94
Şekil 4.47.	Isıl işlemlili titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x	94
Şekil 4.48.	Isıl işlemsiz titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x	95
Şekil 4.49.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x	95

Şekil 4.50.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.....	96
Şekil 4.51.	Isıl işlemlili titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.....	96
Şekil 4.52.	Isıl işlemsiz titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.....	97
Şekil 4.53.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.....	97
Şekil 4.54.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü iç kırılmalar 3860x.....	98
Şekil 4.55.	Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü iç kırılmalar 13660x.....	98
Şekil 4.56.	Isıl işlemlili titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü , primer silisyum boşluğu 1280x.....	99
Şekil 4.57.	Isıl işlemlili titreşimli numunede yüzey SEM görüntüsü 824x.....	99

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1.	Elementlerin katı Al içindeki en yüksek çözünürlükleri	7
Çizelge 3.1.	Etial-195 alaşımının kimyasal bileşimi.....	50
Çizelge 4.1.	740°C ta dökümü yapıp farklı sürelerde titreşim uygulanan ısıtıl işlem uygulanmayan numunelerin sertlik değerleri.....	56
Çizelge 4.2.	Farklı sürelerde titreşim uygulanan ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin sertlik değerleri.....	57
Çizelge 4.3.	Farklı sürelerde titreşim uygulanmış ısıtıl işlem uygulanan - uygulanmayan numunelerin darbe enerjilerini gösteren tablo.....	58
Çizelge 4.4.	20 dakika (10.000 devir) aşınma testine sokulan numunelerin ağırlık kayıplarını gösteren çizelge.....	59
Çizelge 4.5.	60 dakika (30.000 devir) aşınma testine sokulan numunelerin ağırlık kayıplarını gösteren çizelge.....	60
Çizelge 4.6.	Aşınma testine sokulan numunelerin sürtünme kuvvetlerini gösteren çizelge.....	61

1.GİRİŞ

Al-Si döküm alaşımlarının tribolojik eleman olarak askeri, otomobil ve genel endüstri alanlarında kullanımı son yıllarda giderek yaygınlaşmıştır. Bu malzemelerde temel olarak alüminyumun kullanılmasının sebebi ise alüminyumun hafifliği, plastik şekil değiştirme kabiliyetinin ve korozyon dayanımının yüksek oluşu, yüksek elektriksel özellikleri ve manyetik olmayışdır. Bu özellikleri sayesinde Al, demir esaslı alaşımlardan sonra kullanılan ikinci metal olma özelliğini kazanmıştır. Ancak alüminyumun saf haldeyken döküm kabiliyeti iyi değildir ve sertlik/çekme dayanımı gibi mekanik özellikleri düşüktür. Bu nedenle alüminyum, silisyum ve diğer bazı metaller ile alaşımlandırılır. Silisyumun en büyük etkisi döküm kabiliyetini artırmasıdır. Silisyum ilavesi ile alaşımın akıcılığı ve mekanik özellikler artarken, özgül ağırlık ve ısıl genleşme katsayısı azalmaktadır. Silisyum elementinin varlığı aşınma direncini önemli derecede arttırmaktadır. Bununla beraber silisyum miktarı ile aşınma direnci arasında sistematik bir bağlantı geliştirilememiştir. Nedeni ise olayın mikroyapı elemanlarının şekil, dağılım, büyüklük, bileşim ve sayı gibi faktörlerinden bağımlılığı yanında, aşınma makinesinin çalışma yükü, karşı elemanın cinsi, sürtünme hızı, sıcaklık, korozyon gibi faktörlere de bağımlılığıdır. Aşınma koşullarının çok keskin olmadığı durumlarda aşınma dayanımı ötektik alaşımlarda maksimum düzeye çıkmaktadır. Cu, Ni, Mg gibi alaşım elementlerinin olumlu etkisi de bilinmektedir. Ötektik ve hiperötektik Al-Si alaşımları ayrıca yüksek dayanımı, yüksek aşınma dayanımı, düşük ısıl genleşme, yüksek döküm yeteneği ve silisyumun yoğunluğunun düşük olması nedeniyle nispeten düşük yoğunluk gibi bir çok istenen özelliğe sahip olmakla endüstriyel "çekici" alaşımlar durumundadırlar. Alaşımın mikroyapısında bulunan silisyum tanelerinin dayanım ve talaşlı işlemede yüzey kalitesini olumsuz etkilediği bilinmektedir. Nedeni alaşım içinde özellikle primer Si kristallerinin iri taneli oluşudur. Primer Si kristalleri ile ötektik içindeki silisyum kristallerinin küçülmesi sıvı alaşıma fosfor, stronsiyum gibi element ilaveleri ile sağlanmaktadır.

Günümüzde Alüminyum-Silisyum alaşımları, otomotiv endüstrisinden havacılık sanayine kadar geniş bir alanda yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Otomotiv sektöründe genel olarak alüminyum kokil kalıba döküm pistonlar kullanılmaktadır. En çok

kullanılan piston alaşımları ise %10-22 Si içerenler olup bunlarda Cu, Mg, ve Ni elementleri de bulunmaktadır. Bu elementlerle alaşımlanan alüminyumun ısı genleşme katsayısı düşmekte, aşınma dayanımı artmaktadır. Ayrıca nikel, oluşturduğu metaller arası bileşikler ile yüksek sıcaklıkta kararlılığı sağlamaktadır.

Bu çalışmanın amacı, çeşitli işlemler ile mikroyapıyı değiştirerek bu değişikliklerin mekanik özelliklere ve aşınma davranışına etkilerini incelemektir. Mikroyapıyı değişikliğe uğratan ilk işlem döküm yöntemidir. Dökümler ultrason cihazının farklı sürelerde çalıştırılması ile yapılmıştır. Döküm numunelerinin tamamında sertlik ölçümleri yapılarak bazı numunelere çözeltiye alma ve çökme yaşanması ısı işlemleri yapılmıştır. Yaşlandırma sonunda beklendiği gibi sertlik değerlerinde artış görülmüştür. Ultrason uygulanan numunelerdeki sertlik artışının daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Darbe testine tabi tutulan numunelerde titreşim uygulanan numunelerin enerjileri uygulanmayanlara göre daha yüksek çıkmıştır.

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR VE ARAŞTIRMALAR

2.1. Alüminyum ve Alaşımlarının Genel Özellikleri

Alüminyum ve alaşımları, dünyada demir esaslı malzemelerden sonra ikinci sırada gelen en önemli metal malzeme grubunu teşkil eder. Ayrıca hafif metaller arasında da gerek arı halde ve gerekse alaşım olarak en çok kullanılanıdır (Topbaş 1993).

Alüminyum (Al) ve alaşımlarının sağladığı birçok özellik, alüminyum zamanla mühendislik uygulamalarında çok yönlü, ekonomik ve çekici bir malzeme haline getirmiştir. Düşük yoğunluğuna rağmen sağladığı yüksek mukavemet, en önemli özelliğidir. Yoğunluğu aynı hacimdeki çelik ve bakırın yaklaşık üçte biri kadardır (Boyer ve Gall 1992). Yoğunluğunun düşük olmasından dolayı, çekme ve akma mukavemeti çeliğinki kadar yüksek olmamasına rağmen ağırlık başına mukavemet çelikten büyüktür (Ünal 1991). Ağırlığının az oluşu, alaşımlama ve yaşlandırmalar ile elde edilen mukavemetle birleştiğinde uzay araçları, uçak gibi hareket eden hafif yapılarda uygulama alanları yaratmaktadır.

Alüminyum; atmosfer şartlarında, su ve tuzlu suda, bazı kimyasallar ve çözeltileri içinde yüksek yenim direncine sahiptir (Boyer ve Gall 1992). Normal atmosfer koşullarında oksijen ile reaksiyona girerek kendi yüzeyinde doğal koruyucu bir film tabakası oluşturur. Ortalama $635 \cdot 10^{-9}$ cm kalınlığında olan bu alümina tabakası alüminyum korozyondan korur. Anotlama, boyama, laklama gibi uygulamalar alüminyum korozyon etkilerine karşı korur (Car 1999). Ayrıca anodizasyon (eloksal) işlemi ile bu koruyucu tabakaların kalınlığı artırılabilir. Ancak alkali eriyikler bu oksit tabakasını bozduğundan koruyuculuk etkisi kaybolur. Bu nedenle yapılarda harç, sıva gibi kireç içeren malzemelerin alüminyum elemanlarla temas etmemesi gerekir (Onaran 1999).

Alüminyumun yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, onun birçok uygulamada kullanımını sağlar. Mükemmel elektrik iletkenliği nedeniyle alüminyum, elektrik

enerjisi iletim ve dağıtımının başlıca elemanları olan yalıtılmış hava hattı, yer altı güç kabloları ve ek malzemelerde, yakın zamanlarda bu alanlarda kullanılan bakırın yerini almıştır. Alüminyumun diğer bir özelliği de ısı ve ışık yansıtıcısı olmasıdır. Bu özelliği sayesinde aydınlatma aksamalarında ve ısı yataklarında yaygın olarak kullanılmaktadır.

Toksik ve bulaşıcı olmayan alüminyumun neredeyse alternatifsiz olduğu diğer bir kullanım alanı da gıda ve ilaç ambalaj uygulamalarıdır. 0.007 mm kalınlığında dahi alüminyum folyo tam olarak ışık, aroma ve gaz geçirgenliğine sahiptir.

Masif olarak yanmaz özellikte olan alüminyum mikro parçalar haline getirildiğinde büyük ısı açığa çıkararak yanar. Bu özelliği nedeniyle roketlerde yakıt olarak kullanılabilir. Diğer metallere göre %100 dönüşümlüdür (Car 1999).

Bu avantajlarının yanı sıra alüminyum alaşımlarının kullanımını kısıtlayan önemli bir faktör vardır ki bu da düşük erime sıcaklığı (660 °C) ve buna bağlı düşük sürünme sıcaklığıdır (300 °C'ın üzerinde sürünme hızı artar) (Ünal 1991).

Alüminyum, artırılarak elektrik iletkenliğini, korozyon direncini, işlenebilirlik ya da elektrokimyasal özelliklerini azaltan safsızlıklardan uzaklaştırılabilir (Boyer ve Gall 1992).

Alüminyumun bazı fiziko-kimyasal özellikleri şöyledir:

- a) Yoğunluk: Hem sıvı hem katı alüminyumun yoğunluğu artan saflık derecesiyle orantılı olarak düşer. Örneğin; %99.75 saflıktaki alüminyumun 20 °C'deki yoğunluğu 2.703 g/cm^3 iken %99.971 saflıktaki alüminyumun aynı sıcaklıktaki yoğunluğu 2.6996 g/cm^3 'tür.
- b) Ergime noktası: Alüminyumun ergime noktası artan saflıkla birlikte artar. Örneğin; %99.2 saflıktaki alüminyumun ergime noktası 657 °C iken %99.996 saflıktaki alüminyumun ergime noktası 660.24 °C'dir.
- c) Kaynama noktası: Metalik alüminyumun kaynama noktası ve buhar basıncı üzerine çok farklı değerler verilmektedir. Açıklanmış son neticelere göre

alüminyumun kaynama noktası 750 mmHg sütununda 2497 °C ve vakumda 1607 °C'dir.

- d) Isı genleşmesi: %99 952'lik çok saf alüminyum için 20 °C'den 600 °C kadarki sıcaklık diliminde lineer ısı genleşmesi denklemi, $L_T = L_0 [1 + (22.58 T + 0.000989 T^2) \cdot 10^{-6}]$ dir. Burada L_0 başlangıçtaki uzunluk L_T ise T °C'deki uzunluktur. %99 996 saflık dereceli alüminyum için 20 ila 500 °C sıcaklık diliminde de $L_T = L_0 [1 + (23.22 T + 0.0046 T^2 + 0.000078 T^3) \cdot 10^{-6}]$ denklemi geçerlidir. Bu iki denklemin karşılaştırılması ile alüminyumun lineer genleşmesinin artan saflık derecesi ile az da olsa büyüdüğü anlaşılmaktadır.
- e) Isıl iletkenliği: Alüminyumun ısı iletkenliği artan saflık derecesiyle büyür. Örneğin; %99.489 Al'lu bir metal için 200 °C'de 0.5 cal/cm.s. °C ve %99.7 Al'lu bir metal için 0.531 cal/cm.s. °C'dir. Maliyet ve ağırlık değerleri birlikte ele alındığında diğer metallere göre daha yüksek ısı iletkenliğe sahip olduğu sonucuna varılır.
- f) Elektrik iletkenliği: Bu değer de saflık derecesiyle artmaktadır ve farklı sıcaklıklarda farklı değerler almaktadır. Bir örnek vermek gerekirse; ergiyük elektrolizi sıcaklıklarında (930-950°C) özgül elektrik direnci yaklaşık $30 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ mm}^2/\text{m}$ 'dir. Bu değer, aynı miktardaki bakırın %63'ü kadardır (Car 1999).

2.1.1. Alüminyum alaşımlarının özellikleri

Alaşımlama, ergimiş haldeki metale saf alaşım metallerinin ya da önceden hazırlanmış alaşımların ilavesiyle tamamlanır. Ergimiş haldeki metal doğrudan arındırma biriminden gelebilir ya da katılaştırılıp daha sonra tekrar ergitilebilir.

İhtiyaç duyulan özelliklerin eldesi için yapılan bileşim değişiklikleri; ana metalin saflığını artırma ve alaşımlama ile gerçekleştirilir. Bazı durumlarda zararlı elementler uzaklaştırılır ve yararlı olanlar ilave edilir.

Alaşımlamanın ilk sebebi mekanik özellikleri (mukavemet, sertlik, yorulma dayanımı, aşınma dayanımı gibi) artırmaktır. Bu özellikler üzerindeki etkiler farklı alaşım elementlerine göre değişir. Ve bunlar alaşım faz diyagramları, mikroyapı ve

katılaşma, termomekanik geçmiş, ısı işlem ve/veya soğuk işleme sonucu oluşan yapı ile ilişkilidir. İşlenmiş ürünlerin (işlenmiş alaşım) üretimi için alaşımdaki maksimum alaşım elementleri toplamı yaklaşık %11'dir.

Yoğunluk, erime sıcaklığı aralığı, ısı genleşme katsayısı, elektrik ve ısı iletkenlik bir ya da daha fazla alaşım elementinin ilavesiyle değiştirilebilir.

Her artan ilave için bu özelliklerdeki değişimin oranı elementlere özgüdür ve bazı durumlarda katı çözücü ya da ikinci bir fazın oluşumuna bağlıdır.

Malzeme özelliklerindeki esas farklılıklar, ilave edilen elementlerle ilişkili olmasına rağmen, bir çok alaşım elementi % 1 gibi çok küçük miktarlarda ilave edilseler bile özelliklerde önemli değişiklikler yaparlar. Mekanik özellikler açısından elementlerin doğru kombinasyonlarının sağlanması önemlidir. Etkileşimler oldukça karmaşıktır ve verilen element, ihtiyaç duyulan özelliklerin kombinasyonlarına veya özelliklerine bağlı olarak yararlı ya da zararlı olabilir (Boyer ve Gall 1992)

Yumuşak faz yapısına sahip ve bu nedenle kullanım alanı sınırlı olan saf Al malzemenin özelliklerini iyileştirmek amacıyla en fazla Cu, Mg, Mn, Zn ve Si gibi alaşım elementleri kullanılmaktadır (Köksal 2004). Kullanılan bütün elementlerin çok az miktarı ya da kombinasyonları, birçok alaşım bileşiminde üretim ve ısı işlem boyunca tane boyutu kontrolü, yeniden kristallenme davranışlarını kapsar. Tane boyutu kontrolünün; gerilmeli-yenim çatlaklarına karşı direnç, kırılmalara karşı dayanıklılık ve iyi biçimlendirme özelliklerini sağlamak gibi amaçları vardır. Özel alaşımlarda, bu elementlerin ek olarak mukavemet, yorulma direnci, yüksek sıcaklıklarda mukavemet gibi özellikler üzerine etkileri vardır. Tane boyutu kontrolünün sağlanmasında elementler dispersoid olarak adlandırılan düzgün dağılmış partiküller halinde çöktürülmelidir. Elementlerin mukavemet üzerindeki etkileri; alaşım elementi atomlarının ve çözücü durumdaki alüminyumun atom çapları arasındaki farkın artmasıyla artma eğilimindedir (Boyer ve Gall 1992).

Alaşımlamada kullanılan elementlerin Al içindeki çözünürlükleri iyidir ve artan sıcaklıkla çözünürlük artar.

Çizelge 2.1. Elementlerin katı al içindeki en yüksek çözünürlükleri
(www.angelfire.com)

Element	Sıcaklık	En Yüksek Çözünürlük
	(°C)	% Ağırlık
Cu	548	5,65
Mg	450	17,4
Mn	658	1,82
Si	577	1,65
Zn	443	70

2.1.2. Alaşım elementleri ve özellikleri

Alüminyum alaşımlarında kullanılan ana elementler Mg, Si, Zn, Cu ve Mn' dir. Nikel (Ni) , kobalt (Co), krom (Cr), titanyum (Ti) ve zirkonyum (Zr) ilave elementler olarak kullanılır (Mazzolani 1985).

2.1.2.1. Magnezyum (Mg)

Magnezyumun alüminyum içindeki en yüksek çözünürlüğü %17,4 'tür. Fakat işlenmiş alaşımlardaki Mg içeriği 5,5 % 'den fazla değildir. Al-%10Mg döküm alaşımlarında, Mg' nin çökmesi oda sıcaklığında gerçekleşir.

%7 'den daha az miktarda Mg içeren alaşımlar oda sıcaklığında kararlıdır. Fakat daha yüksek sıcaklıklarda bu özellikler kaybolur. %5 Mg içerikli işlenmiş alaşımlar normal şartlarda kararlıdır (Hatch 1984 ve Mazzolani 1985).

%0,75 'nin üzerindeki mangan (Mn) ilave edilen Al-Mg alaşımları, yüksek mukavemete ve yüksek korozyon direncine sahiptir. Mn, daha düşük Mg içeriğine izin verirken alaşımların kararlılığını iyileştirir (Hatch 1984). Mg yaşlanma ısıl işlemine, katı çözelti sertleşmesi yaratarak, uygun bir yapı kazandırır (Yılmaz 2002).

2.1.2.2. Silisyum (Si)

Mukavemeti artırır. Magnezyum ile birleştirildiğinde çökelme sertleşmesini sağlar ve ergime sıcaklığını düşürür. İşlenmiş alaşımlarda; Si, Mg ile birlikte, daha fazla miktarlarda Mg_2Si üretmek için 6xxx serisinde kullanılır. Si ilavesi (%0,5-4,0) Al-Cu-Mg alaşımlarında çatlak oluşturma eğilimini azaltır (Hatch 1984 ve Mazzolani 1985). Ayrıca Si korozyon direncini de arttırmaktadır (Yılmaz 2002).

Hiperötektik Al-Si alaşımları kayda değer sürünme (aşınma) dayanımı, düşük termal genleşme ve iyi döküm karakteristiklerine sahiptirler(Chen 2004). Yüksek sürünme dayanımı temel olarak matriks içinde dağılmış sert primer silisyum parçacıklarının varlığına bağlıdır. Alaşımın silisyum içeriğini artırmanın sürünme dayanımını artırdığı tespit edilmiştir(T.T. Long1991)

Si içerikli alaşımlara az miktarda Mg ilavesi sistemi ısıl işlenebilir hale getirir. Fakat Mg_2Si ' nin oluşumu için istenenden daha fazla miktardaki Mg, bileşiğin katı çözünürlüğünü düşürür (Hatch 1984).

Al-Si alaşımlarının, kabaca yumuşak ve sünek alüminyum fazı ile sert ve kırılgan silisyum fazından meydana gelen karma bir malzeme olduğu söylenebilir (Ermiş, Yaman, Küçükkaragöz ve Çiğdem 2003).

2.1.2.3. Çinko (Zn)

Mukavemeti artırır. Bazı durumlarda gerilmeli korozyona karşı dayanıklılığı artırır. Al-Zn alaşımlarının kullanımı korozyon çatlakları oluşumundan dolayı

azalmıştır. Al-Zn alaşımlarına Mg ilavesi, özellikle %3-7,5 Zn içeren sistemlerde mukavemeti geliştirir. Diğer taraftan; artan oranlarda ilave edilen Zn ve Mg korozyon direncini düşürür. Zn dökülebilirliği düşürücü bir etki yapar (Yılmaz 2002).

Al-Zn-Mg sistemine bakır (Cu) ilavesi ile, küçük fakat önemli miktarlardaki krom ve mangan ile birlikte, yüksek derecelerde mukavemete ulaşılır.

Bu alaşım sistemlerinde Zn ve Mg yaşlandırma işlemlerini kontrol eder. Cu ilavesi doygunluk derecesini artırarak yaşlandırma sonucu sağlanan özelliklerin gelişimini sağlar (CuMgAl₂ fazının çekirdeklenmesiyle) (Hatch 1984).

2.1.2.4. Bakır (Cu)

Bakırın %12'ye kadar olan değeri dayanımı artırır. %12'den fazlası ise gevreklik meydana getirir. Genellikle yüksek sıcaklık özellikleri ile işlenebilirliği arttırmaktadır.

2.1.2.5. Nikel (Ni)

Yüksek sıcaklık şartlarında mukavemeti artırır. Al içerisindeki çözünürlüğü %0,04 'den fazla değildir. Bu miktarın üstünde çözünmez halde kalır. Al-Cu ya da Al-Si alaşımlarına yüksek sıcaklıklardaki sertlik ve mukavemet gelişimi ve genleşme katsayısını düşürmek için ilave edilir (Hatch 1984).

2.1.2.6. Titanyum(Ti)

Tane boyutunun küçülmesini sağlar.

2.1.2.7. Zirkonyum (Zr)

İşlenmiş alaşımlarda yeniden kristallenme sıcaklığını artırmak ve tane yapısını kontrol etmek amacıyla kullanılır (Mazzolani 1985).

2.1.2.8. Krom (Cr)

Yenim direncini artırır. % 0,35 'i geçmeyen oranlarda bir çok alaşımda kullanılır. Tane boyutunu kontrol etmek için, ısıl işlem süresince Al-Mg-Si ya da Al-Mg-Zn alaşımlarında yeniden kristallenmeyi önlemek için, Al-Mg alaşımlarında ise tane büyümesini önlemek için kullanılır (Hatch 1984).

2.1.2.9. Demir (Fe)

Şayet düşük yüzdelerde kullanılırsa saf alüminyumun mukavemetini artırıcı bir ilavedir (Mazzolani 1985). Dökümlerin sıcak çatlama eğilimini azaltır (Yılmaz 2002).

2.1.3. Alaşımların sınıflandırılması

Al alaşımlar üretim yöntemlerine göre aşağıdaki gibi sınıflandırılırlar:

2.1.3.1. Şekillendirilmiş alaşımlar

Tekrar ergitilmeksizin sıcak ya da soğuk şekillendirilmelidirler. Haddeme, dövme, presleme gibi işlemlerle şekil verilebilir alaşımlardır (Ünal 1991). Levha ve darçıkım tomrukları gibi tomruk şekilleri çoğunlukla doğrudan soğutmalı döküm yöntemi ile yarı sürekli olarak dökülür. Levha tomruklarında tomruğun haddeyle temas edecek yüzeylerinden haddelenmeden önce 10 mm kadar alınır. Bu işleme traşlama denir ve üretilecek levha veya sacın temiz bir yüzeyi olması için uygulanır. Daha sonra tomruklar yüksek bir sıcaklıkta, 10-24 saat ön ısıtılarak veya benzeşikleştirilerek atom yayınıminin tomruğun bileşimini bir biçimli hale getirmesi sağlanır. Ön ısıtma en düşük erime sıcaklığına sahip bileşenin altındaki bir sıcaklıkta yapılmalıdır. Yeniden ısıtılan tomruklar, dörtlü, ters dönüşlü sıcak haddeme haddesinde sıcak haddelenir. Tomruklar genellikle önce 8 cm'ye kadar inceltir ve daha sonra yeniden ısıtılarak bir ara haddeme haddesinde kalınlıkları 15-20 mm'ye düşürülür. Bundan sonraki inceltmeler çok takımlı sıcak haddelerde yapılarak kalınlık 2 mm'ye kadar indirilir. İnce saclar

üretilecekse genellikle birden fazla ara tavlama gerekir (Smith 2001).

İşlenmiş alaşımlar için dünyada en yaygın olarak kullanılan simgeleme dizisi, Amerikan Standartlar Birliği (ASA) tarafından belirlenen simgeleme dizisidir. Daha önceleri Amerikan Alüminyum Birliği tarafından kullanılan bu simgeleme 1957 yılında standartlaştırılmıştır. Bu dizide, her alaşım dört rakamlı sayısal bir simge ile gösterilir ve bu simgenin ilk rakamı temel alaşım elementini göstermektedir (Yılmaz 2002).

1xxx serisi saf alüminyum (en az %99) belirtir. 1xxx serisinde, 10xx serisi alaşımsız kompozisyonu belirtir (metal sadece doğal safsızlıklara sahiptir). Son iki rakam asgari alüminyum yüzdesini gösterir. İkinci rakam 0' dan farklı bir rakamla (1 'den 9'a kadar) ifade edilirse bir ya da daha fazla safsızlık belirtilmiş olur (Hatch 1984). Soldan ikinci rakam özel olarak denetlenen katışkı (empurite) elementlerin sayısını belirtir. Örneğin; 1042 simgesiyle gösterilen alaşımın arı alüminyum olduğu ve arılık değerinin de en az %99,42 olduğu söylenir. Ayrıca, $1.0 - 0.42 = 0.58$ içinde özellikler denetlenen hiçbir elementin bulunmadığını gösterir (Yılmaz 2002). Bu grupta deformasyon sertleşmesi ile az da olsa mukavemet elde edilebilir (Oğuz 1990).

2xxx'den 7xxx'e kadar olan alaşımlar, asıl alaşım elementine göre adlandırılmışlardır. İkinci rakam, 1xxx serisi ve 2xxx'den 8xxx'e kadar olan seriler için safsızlık limitindeki değişimi ifade eder. İkinci rakam 0 ise orijinal alaşım belirtilmiştir, 1 'den 9'a kadar değişiyorsa orijinal alaşımın değişiklikleri belirtilmiş olur. Amaçlanan kompozisyonun önceden varolan bir alaşımın değişimi mi yoksa yeni bir alaşım mı olduğuna karar verilmelidir. Son iki rakam, çok fazla önemi olmamakla beraber gruptaki farklı alüminyum alaşımları belirtir (Hatch 1984). Örneğin, 5065 alaşımı, özellikle denetlenen hiçbir katışkı element içermeyen Al-Mg alaşımıdır.

2.1.3.2.Döküm alaşımları

Tekrar ergitilip kalıplanabilirler, son şekillerini doğrudan doğruya dökümle alırlar. Alüminyum alaşımları olağan durumlarda üç ana yöntemle dökülür:

Kum kalıba döküm, alüminyum alaşımlarının döküm yöntemleri içinde en

basitidir. Bu döküm yöntemi genellikle, az sayıdaki döküm parçalarının, karmaşık maçaları olan parçaların, büyük boyuttaki parçaların ve yapı elemanlarının dökümünde kullanılır.

Kalıcı kalıpta döküm yönteminde, erimiş metal kalıcı kalıba (genellikle metal bir kalıp) yerçekimi, düşük basınç veya merkezkaç kuvvet etkisi ile doldurulur. Kum kalıba döküm yöntemine göre, hızlı soğumanın etkisiyle, daha ince tane yapısı, daha yüksek dayanım elde edilir ve büzülme, gaz gözenekleri daha azdır. Buna karşılık kalıcı kalıplarda boyut sınırlaması vardır ve karmaşık parçaların bu yöntemle dökülmesi çok güçtür.

Basınçlı döküm, erimiş metali yüksek basınç altında, metal kalıplara basarak yapılan yüksek üretim hızındaki bir döküm yöntemidir. Kalıbın iki yarısı, uygulanacak basınca dayanacak şekilde bir arada tutulur. Metal katılaştıktan sonra yarılar birbirinden ayrılır ve sıcak döküm parçası kalıptan itilerek çıkarılır. Daha sonra kalıp yarıları bir araya getirilerek döküm işlemi tekrar edilir. Basınçlı dökümün üstün tarafları, yüksek hızda ve hemen hemen bitmiş durumda parçaların üretilmesi, parçaların boyutsal toleranslarının diğer döküm yöntemlerinde üretilen parçalara göre çok daha iyi olması, düzgün bir yüzey elde edilmesi, hızlı soğumanın ince bir tane yapısı oluşturması ve işlemin kolaylıkla otomatikleştirilebilmesidir.

Alüminyum döküm alaşımları ayrıca, sıkıştırılmalı döküm olarak adlandırılan ve basınçlı dökümle kalıpta dövmenin bir birleşimi olan yöntemle dökülebilmektedir. Döküm işlemindeki sıvı metalin kalıbı doldurması ve dövme işlemindeki dikey pres hareketinin bir araya gelmesiyle oluşmuş bir yöntem olarak ortaya çıkar.

Sıkıştırılmalı dökümün ana prensibini, doğru ölçülmüş hacimdeki sıvı metalin istenilen sıcaklıktaki kalıba konması ve üst kalıbın inerek veya pistonun yukarı çıkarak metalin katılması esnasında, basınç uygulaması oluşturur. Diğer döküm yöntemlerine göre, uygulanan yüksek basınçtan dolayı gözenek oranı daha az ve daha küçük taneli mikroyapıya sahip parçalar üretilir. Günümüzde pistonlar, jantlar, rulman parçaları, bilezikler, bağlantı milleri, varil başlıkları, fren diskleri gibi parçalar üretilmektedir.

(Ündey, Sarıdikmen ve Kuşkonmaz 2004)

Alüminyum döküm alaşımlarının simgelenmesi, işlenmiş alaşımların simgelenmesine benzer. Yine dört rakamlı bir simge vardır. Fakat üçüncü rakamdan sonra bir nokta vardır.

1xx.x için ikinci ve üçüncü rakamlar alüminyumun %99.00'dan sonraki saflık derecesini belirler. Son rakam sıfır ise bu , parça dökümleri; 1 ise ingotları; rakamların önünde 1 x varsa bu da alaşımın deneme aşamasında olduğunu gösterir (Yılmaz 2002)

2xx.x'den 8xx.x'e kadar olan seriler, yüzde miktarı en fazla olan alaşım elementine göre sınıflandırılmışlardır. İkinci iki rakam özel alüminyum alaşımını ifade eder ya da alüminyum için saflığı belirtir. Diğerlerinden nokta ile ayrılmış olan son rakam ise üretim şeklini yani döküm ya da ingot oluşunu belirtir.

Orijinal alüminyumdan değişiklikler ve/veya alüminyum için safsızlık limitleri, sayısal adlandırmadan önce gelen seri halindeki harflerle belirtilir (Hatch 1984).

Alüminyum alaşımlar ısı işlem durumlarına göre de iki gruba ayrılırlar

2.1.3.3. Yaşlanabilir alaşımlar

Isıl işlenebilir alüminyum alaşımlar üç alaşım tipini içerir. Bunlardan en iyi bilineni ve ticari olarak ilk kullanımı Al-Cu-Mg alaşımlarıdır. Diğer iki sistem Al-Mg-Si ve Al-Zn-Mg 'dir.

Bu üç sistemin sahip olduğu ortak özellik sıcaklıkla değişebilen çözünürlük özelliğidir. Bunun önemi; şayet alaşım çözelti işlemi sıcaklığına ısıtılırsa alaşım elementleri katı çözeltiliye alınır. Metal hızlıca soğutulduğunda, örneğin soğuk suda soğutulduğunda, alaşım elementleri doymun katı çözeltide muhafaza edilir ve yalnızca oda sıcaklığında veya yapay yaşlandırma için kullanılan sıcaklıklarda yavaşça çökelişir. Bu çökeltme özelliklerde fark edilir bir artışa eşlik eder (Mazzolani 1985).

Isıl işlenebilir alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda Al içinde önemli miktarlarda çözünebilen Cu, Mg, Si ve Zn elementlerinin bir ya da daha fazlasını içerir. Mn, Cr ya da Zr yeniden kristallenmeyi önlemek için ilave edilebilir (Hatch 1984).

Isıl işlem mekanik işlemler üzerindeki etkisinin yanı sıra, döküm alaşımının fiziksel özelliklerini de etkiler.

a) Alüminyum-Bakır Alaşımları

Cu; Al için, çözünürlüğünden ve mukavemet kazandırma etkisinden dolayı önemli alaşım elementlerinden biridir.

Asıl alaşım elementlerinin yanında, safsızlık olarak demir içerirler. Yeniden kristallenme sıcaklığını artırmak ve mukavemeti yükseltmek için Mn içerirler. Silisyum tüm alaşımlarda bazen safsızlık olarak bazen de ilave olarak bulunur. İlk bulunan Al-Cu işlenmiş alaşımı 2025 tir. (Al-%4.5Cu) Bu alaşım Si ve Mn ilaveleri içerebilir fakat; bunlar çökelti sertleşmesine katkıda bulunmazlar.

Çökeltme reaksiyonu aşağıdaki gibidir:

Doygun Katı Çözelti → Uyum Gösteren GP (Guinier-Preston) Bölgesi → Uyum Gösteren θ' → Yarı Uyum Gösteren θ'' → Uyum Göstermeyen θ

Bu alaşımlarda oda sıcaklığında gözlenen sertleşme, oluşan GP bölgesinde yoğunlaşan bakır atomlarının sonucudur. Bu , disk şeklinde ve iki boyutlu bakırca zengin bölgeyi içerir. Bu bölgenin uzunluğu 3-5 nm'dir ve oda sıcaklığında yaşlandırma süresi ile değişmez. 100°C ve daha yüksek sıcaklıklarda GP bölgesi yok olur ve GP2 ya da θ'' olarak meydana gelen üç boyutlu ve düzenli atomlardan oluşan bir yapı meydana gelir. Geçiş fazı (θ') kararlı faz ile aynı bileşimdedir ve GP2 den sonra oluşan katı çözelti kafesi ile uyum gösterir. Fakat fazla sıcaklık ve sürede aynı anda ortaya çıkar. En son durumda θ' , uyum göstermeyen dengeye (CuAl_2) dönüşür.

GP2' nin miktarı azami seviyeye ulaştığında, azami sertlik ve mukavemet

oluşur. θ' miktarı arttıkça, tane büyümesi matriste oluşan gerilimin çökelti arası sürekliliğini azaltır. Bu azalmayla birlikte GP2' nin de azalması aşırı yaşlanmaya sebep olur. Meydana geldiğinde alaşım maksimum mukavemet durumundan çok uzaklaşmış olur (Mazzolani 1985).

b) Alüminyum-Magnezyum-Silisyum Alaşımları

Bu alaşım sistemleri yapısal mühendislik için kullanılan genel amaçlı alaşımlardır. Hem işlenmiş, hem de döküm ürünleri için kullanılan ısıtılabilir alaşımların ana sınıfıdır. Genelde ekstrüzyonla uzun ürün olarak ya da plaka halinde üretilirler. Isıl işlem, 540°C ya da daha yüksek sıcaklıklardan soğutma ve ardından oda sıcaklığında doğal yaşlandırma ya da 160-200°C' de yapay yaşlandırmayı içerir. Bu sistemdeki bazı alaşımlarda, ekstrüzyondan sonra havada soğutma, Mg_2Si 'nin katı çözümlerde muhafaza edilmesi için yeterlidir ve istenen özellikler suda soğutma gereksizdir sağlanabilir. Mg_2Si 'nin Al içindeki çözünürlüğü, artan Si ile birlikte düşer.

Magnezyum ve silisyum ilaveleri içeren alaşımlar, 6xxx alaşımlarıdır. Bu elementler Mg_2Si şeklinde oluşurlar ya da silisyum daha fazla olabilir. Silisyumun fazla olması mukavemette artışı sağlar, fakat korozyon direncini düşürür. Bu sınıftaki bir çok alaşım mukavemet artışı ve tane boyut kontrolü için Mn ve Cr her ikisini birden içerir. Ayrıca Cu mukavemet artışı için, yararlı bir ilavedir. Bu alaşımlarda mukavemet eldesi oda sıcaklığında uzun bir sürecin sonunda oluşur.

200°C' nin üzerindeki kısa yaşlandırma sürelerinde çok ince ve iğne şekilli bölgelerin oluştuğu gözlenmiştir.

Elektron mikroskopunda bu bölgelerin yaklaşık 6 nm genişliğinde ve 20-100 nm uzunluğunda olduğu görülmüştür. Bir başka araştırmada bu bölgelerin başlangıçta küresel şekilli olduğu ve yaşlandırma eğrisinin maksimum mukavemet bölgesinin yakınlarında iğne şekline dönüştükleri gözlenmiştir. Yaşlandırma daha çok bölgenin üç boyutlu olarak gelişerek Mg_2Si 'ye benzer yapıdaki çubuk şekilli tanelerin oluşumuna sebep olur. Daha yüksek sıcaklıklarda geçiş fazı, β' , Mg_2Si dengesine dönüşür. β''

fazının, β' Mg_2Si ile aynı yapıda olduğu düşünülmektedir, fakat; yaklaşık %20 Al içerdiğine dair kanıtlar vardır. Normal çökelme sırası aşağıdaki gibidir:

Katı eriyik \rightarrow GP \rightarrow β' (Mg_2Si) \rightarrow β (Mg_2Si)

c) Alüminyum-Çinko-Magnezyum Ve Alüminyum-Bakır-Magnezyum -Çinko Alaşımları

7xxx serisi alaşımlarıdır. Isıl işlenebilir alaşımların önemli bir sınıfıdır ve her durumda çinko (Zn) ilave edilen ana elementtir.

Al-Zn-Mg alaşımları, her iki elementin yüksek çözünürlüğünden etkilenirler. Al ile dengedeki fazlar, $MgZn_2$ (M-fazı), $Mg_3Zn_3Al_2$ (T-fazı) ve Mg_5Al_3 (β -fazı) olarak gösterilebilir. İlk faz $MgZn_2$ - Mg_4Zn_7Al kompozisyonu aralığındadır.

T fazı; %74Zn-%16Mg' dan %20Zn-%31Mg' ye kadar geniş bir kompozisyon aralığındadır. β -fazı yalnızca Mg içeriğinin Zn içeriğinden daha fazla olduğu durumlarda gözlenir.

En yüksek oda sıcaklığı mukavemeti Al-Zn-Mg-Cu alaşımları tarafından sağlanmaktadır. Gerilmeli korozyon çatlaklarına karşı dirençleri iyi değildir.

Al-Zn-Mg alaşımlarını oda sıcaklığından düşük yaşlandırma sıcaklıklarına, hızlıca soğutma yaklaşık küresel şekilli GP bölgesinin oluşumunu sağlar. Yaşlandırma süresinin artışı ile GP bölgesinin boyutları artar ve alaşım mukavemeti de artar. Oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda, yüksek Zn-Mg oranlarında GP bölgesi η' veya M' olarak bilinen geçiş çökeltilerine dönüşür. Hegzagonal η' çökeltilerinin ana düzlemi {111} matris düzlemleri ile uyum gösterir. Yüksek mukavemeti geliştiren yaşlandırma süresi ve sıcaklığı, T6 işleminin özellikleri, 2-3,5 nm genişliğindeki bölgeyi meydana getirir. Yüksek yoğunluktaki Zn atomlarına sahip olduğu şüphesiz olmakla birlikte bölgenin doğası hala kesin değildir. Yapılan araştırmalarda bölgenin yapısının Zn ve Mg içeriklerine bağlı olduğu anlaşılmaktadır.

η' geçiş fazi Al + T bölgesinde meydana gelir. Artan süre ve yükselen sıcaklıkla birlikte η' ($MgZn_2$)' ye dönüşür ya da T' nin denge fazi olduğu durumlarda T ($Mg_3Zn_3Al_2$) 'nin yerine geçer. Düşük Zn-Mg oranlarında alaşımda T' nin oluşması için aşırı yaşlandırma süreleri ve sıcaklıkları gerekmektedir. Çökelti sırası kompozisyona bağlıdır.

GP bölgesi homojen bir şekilde çekirdeklenebilir ve matriste çeşitli çökeltiler oluşur. Bununla beraber yüksek açılı tane sınırlarının oluşumu serbest enerjiyi değiştirir. Öyle ki; hem yavaş soğutma işleminde hem de yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma (GP bölgesi çözünme sıcaklığı) boyunca heterojen çekirdeklenme meydana gelir.

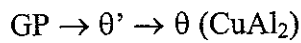
Bu heterojen çekirdeklenen çökeltiler mukavemete katkıda bulunmazlar ve sonuçta homojen çekirdeklenen için gerekli olan çözelti miktarını azaltarak mukavemeti düşürürler.

Soğutma oranını düşürmek de çözelti atomlarının heterojen çekirdeklenmesine fırsat vermenin bir diğer yoludur. Yavaş soğutma, boşlukların boş yüzeylere göç etmesine izin verir. GP bölgesinin homojen çekirdeklendiği yerde boşlukların sayılarındaki azalma olur. Düzenli yaşlandırma sıcaklığı, hızlıca soğutulan malzemelerde homojen çekirdeklenmeyi sağlar. Yavaş soğutmadan sonra mukavemet azalışı homojen çekirdeklenmeyi arttırmak için yaşlandırma sıcaklığı azaltılarak asgari seviyeye indirilebilir (Mazzolani 1985).

d) Alüminyum-Bakır-Magnezyum Alaşımları

Cu ve Mg' nin her ikisini de içeren alaşımlar genelde yeterli miktarda Silisyum da içerirler. Fakat, çökelti sertleştirmesi reaksiyonları Al-Cu-Mg alaşımına göre dir.

Sistemde yüksek oranlarda çökelti sertleştirmesi sırası:



Düşük oranlarda sertleştirme ise: GP → CuMgAl₂

Silisyum içeren çökelti reaksiyonları Mg₂Si ya da Al₄CuMg₅Si₄ ile aynı kompozisyonda oluşabilirler fakat; Cu'nun ana element olarak bulunduğu alaşımlarda, ana sertleştirme elemanı değildirler.

Al-Cu alaşımlarına magnezyum ilavesi doğal yaşlandırma sertleşmesini hızlandırır ve etkisini artırır. Doğal yaşlandırma süresince bölgenin oluşumunun güçlü olduğuna dair kanıt olmasına rağmen şekli ve boyutları kesin değildir.

Mg ve Cu atomu gruplarının {110} matris düzlemi üzerinde biriktiği düşünülmektedir. Magnezyumun ilavesiyle bu işlemin hızlanması, boşluk hataları ve iki atom arasındaki boşluklar (atomlar arası uzaklık) ve iki atom arasındaki karmaşık etkileşimlerin sonucudur.

2024-T4 alaşımını yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma sonucu, S' (Al₂CuMg) geçiş fazı oluşur. Aşırı yaşlandırma sonucu ise S (Al₂CuMg) fazı oluşur ve uyum yok olur.

Katı eriyik → GP → S' (Al₂CuMg) → S (Al₂CuMg)

2.1.3.4. Yaşlandırılmayan alaşımlar

Isıl işlem yapılamayan alaşımlar, Al ile Mg veya Mn'nin tek tek oluşturdukları alaşımlardır (Mazzolani 1985).

a) Alüminyum-Magnezyum Alaşımları (5xxx Serisi)

Isıl işlenemeyen alaşımların önemli bir sınıfıdır. Ana alaşım elemanı magnezyumdur %6' dan fazla magnezyum içeren alaşımlarda çökeltme sertleşmesi oluşmaktadır. Bu serideki alaşımlar iyi kaynak karakteristiğine ve deniz şartlarında iyi korozyon direncine sahiptir (Yegorava 1978). %10 oranında magnezyum içeren alaşımlar ise tavlama işleminden sonra, bütün alüminyum döküm alaşımları içinde,

çekme mukavemeti, uzama ve darbeye karşı mukavemet bakımından en yüksek özelliğe sahiptir (Çakmak 1984).

Isıtma durumunda mukavemetteki artış Mg içeriği ile orantılıdır. Bu alaşımlara hızlıca sertleştirme işlemi yapılabilir ve Mg içeriği ne kadar fazla ise sertleştirme işlemi o kadar hızlı olur. Daha yüksek Mg içerikli alaşımlarda, tane sınırlarında korozyon direnci düşük olan β fazı (Mg_2Al_3) çökeltisi oluşma eğilimi vardır. Bu çökeltme oda sıcaklığında düşüktür fakat $70 - 100^\circ C$ 'de daha hızlıdır (Varley 1970). %2.5 Mg ve %0.2 Cr içeren 5052 alaşımı, grubun en önemli sanayi alaşımıdır. Tavlanmış durumda bu alaşımın çekme dayanımı yaklaşık 193 MPa'dır ve sac halinde, özellikle otobüs, kamyon ve deniz taşıtlarında kullanılır (Smith 2001).

b) Alüminyum -Mangan Alaşımları(3xxx Serisi)

Manganın (Mn) Al içinde maksimum çözünebilirliği % 1,82 oranındadır. Bu çözünürlük demir gibi safsızlıkların bulunmasıyla daha da düşer.

Azami Mn miktarı %1,25 oranında bulunur ve fazla miktarda bulunması $MnAl_6$ gibi tehlikeli bileşiklerin oluşumuna sebep olabilir. Mangan, alüminyumun dayanımını katı çözelti güçlendirmesi ile artırır. Mn varlığı sadece mukavemeti artırmakla kalmaz aynı zamanda yeniden kristalleşme sıcaklığını yenim direncine zarar vermeden yükseltir (Varley 1970).

Bu grupta en önemli alaşım 3003 alaşımıdır, aslında %1.25 mangan katılmış 1100 alaşımıdır. Tavlanmış durumda çekme dayanımı 110 MPa civarında olup iyi biçimlendirmenin istendiği yerlerde çok maksatlı bir genel alaşımıdır.

c) Alüminyum- Silisyum Alaşımları (1xxx Serisi)

Bu alaşımlarda alüminyum en az %99.0 olmaktadır ve demir ile silisyum ana alaşım elementleridir. Yüksek dayanım için buna ek olarak %0.12 oranında bakır katılır. 1100 alaşımının tavlanmış durumda çekme dayanımı 90 MPa civarındadır ve

çoğunlukla biçimlendirilen sac olarak kullanılır (Smith 2001).

2.1.4. Alüminyum alaşımlarına uygulanan temel işlemlerin simgesel gösterimi

Alaşımın ısı işlem durumu, kimyasal kompozisyon sembolünü izleyen birtakım sembollerle ifade edilir. Bu sembol, ulusal adlandırmaya göre farklılıkları olan, harfler ve rakamlarla belirlenir (Mazzolani 1985).

Aşağıdaki semboller Alüminyum Birliği (AA) tarafından hazırlanmıştır.

2.1.4.1. F Üretim

Bu sembol, soğuk işleme oranı ve ısı işlem kontrolü olmaksızın soğuk şekillendirme, sıcak şekillendirme ve döküm süreci ile biçimlendirilmiş ürünleri kapsar. İşlenmiş ürünlerde mekanik özellik limiti yoktur (Boyer ve Gall 1992, Hatch 1984, Mazzolani 1985).

2.1.4.2. O Tavlama

İşlenmiş ürünlere ve döküm ürünlerine boyutsal kararlılığı sağlamak için uygulanır. Mukavemet düşüktür (Hatch 1984 ve Mazzolani 1985). (Yalnızca sertleştirme işlemi yapılabilen ürünlerde geçerlidir.)

2.1.4.3. H Mukavemet kazandırma

Soğuk işlem ile mukavemeti artırılabilen alaşımları ve hafif tavlama işlemlerinin izlendiği durumları belirtir. Isıl işlemle ya da ısı işlem olmaksızın mukavemeti artırılmış ürünleri içerir. Genellikle yassı ürünler (levha/sac) için kullanılan bir notasyondur.

'H' harfinden sonra ana işlemleri ifade eden ard arda gelen rakamlar yer alır.

HI: Sadece sertleştirme işlemi yapılmıştır. Isıl işlem yapılmaksızın istenilen mukavemetin elde edildiği ürünleri içerir. HI 'den sonra gelen rakam sertleştirme işleminin derecesini ifade eder. 1 en yumuşak, 8 en sert durumu belirler. Buna göre 2 çeyrek sert, 4 yarı sert, 6 üç çeyrek sert, 8 en sert durumdur (Yılmaz 2002).

H2: Sertleştirme işlemi yapılmış ve kısmen tavlannmıştır. Son hali istenilenden daha fazla sertleştirilmiş olan ve daha sonra tavlama ile sertliği istenilen seviyeye düşürülen ürünleri içerir. H2'den sonra gelen rakam tavlama işleminden sonraki sertlik derecesini belirtir.

H3: Sertleştirme işlemi yapılmış ve stabilize edilmiştir. Sertleştirme işlemi yapılmış ve mekanik özellikleri düşük sıcaklık ısıtma işlemi ile kararlılık kazandırılmış ürünleri kapsar. H3 'ten sonraki rakamlar kararlılık kazandırma işleminden sonraki mukavemet derecesini ifade eder (Boyer ve Gall 1992, Hatch 1984).

2.1.4.4. W Su verme

Çözeltiye alma işleminden sonra oda sıcaklığında soğutulan ve yaşlandırılan alaşımların kararsız (kalıcı olmayan) halidir. Bu sembolün ardından doğal yaşlandırma süresini içeren rakam gelir. Örneğin; 2246-W-8 simgesi 8 saatlik yaşlanma sonucu bu alaşımın, taşıyacağı özellikleri gösterir. (Çok sık kullanılmaz.)

2.1.4.5. T Isıl işlem

'T' harfinden sonra '1' den '10' a kadar numaralar yer alır.

T1: Yüksek sıcaklık biçimlendirilebilirlik işleminden soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış kararlı hal. Döküm ya da ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık ta biçimlendirilebilir, sonra soğuk işleme yapılamayan ve mekanik özellikleri oda sıcaklığında yaşlandırma işlemiyle kararlılık kazandırılmış ürünleri kapsar.

T2: Yüksek sıcaklık biçimlendirme işleminden soğutulmuş, soğuk işlenmiş, doğal yaşlandırılmış kararlı haldir. Ekstrüzyon işlemi gibi bir sıcak işlemden sonra yapılan soğutma işleminin ardından, mukavemeti sağlamak için soğuk işlenen ve oda sıcaklığı yaşlandırılmasıyla mekanik özellikler açısından kararlılık kazandırılan ürünleri içerir.

T3: Kararlı hal için; çözelti ısı işlemi uygulanmış, soğuk işlem yapılmış ve doğal yaşlandırılmış sistemlerdir. Çözelti ısı işleminden sonra mukavemeti sağlamak için soğuk işlenmiş ve oda sıcaklığında yaşlandırma ile mekanik özellikler açısından kararlılığı sağlanmış ürünleri içerir.

T4: Kararlılık sağlanması için; çözelti ısı işlemi uygulanmış ve doğal yaşlandırılmış sistemdir. Çözelti ısı işleminden sonra soğuk işlenmemiş ve oda sıcaklığı yaşlandırılmasıyla mekanik özellikler açısından kararlılık kazandırılmış ürünleri kapsar.

T5: Yüksek sıcaklık biçimlendirme işleminden sonra soğutulan ve yapay yaşlandırılan sistem. Döküm ya da ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklık biçimlendirme işleminden sonra çözeltiye alınmadan ve çökelti ısı işlemi ile mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanan ürünlerdir.

T6: Çözelti ısı işlemi ve yapay yaşlandırılmış sistem. Çözelti ısı işleminden sonra soğuk işlem yapılmamış ve çökelti ısı işlemiyle mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanan ürünleri içerir.

T7: Çözelti ısı işlemi ve kararlılık işlemi yapılmış sistemlerdir. Yaşlandırma ısı işlemi yapılmış, aşırı yaşlandırılmış ürünleri içerir. Yenim direnci gibi özel özellikler sağlar.

T8: Çözelti ısı işlemi, soğuk çalışma ve yapay yaşlandırılma işlemleri yapılmış sistemlerdir. Çözelti ısı işleminden sonra mukavemet sağlamak için soğuk işlem yapılmış ve çözelti ısı işlemi ile mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı

sağlanmış sistemlerdir.

T9: Çözelti ısıtma işlemi, yapay yaşlandırma ve soğuk işlem yapılmış sistemlerdir. Yaşlandırma ısıtma işleminden sonra mukavemet sağlamak için soğuk işlem yapılmış ürünleri kapsar

T10: Yüksek sıcaklık biçimlendirme işleminden soğutulan, soğuk işlem yapılan ve yapay yaşlandırılan sistemlerdir. Ekstrüzyon işlemi gibi sıcak çalışma işleminden soğutulduktan sonra mukavemet sağlamak için soğuk işlem yapılan ve çökelti ısıtma işlemi ile mekanik özellikleri ve/veya boyutsal kararlılığı sağlanan ürünleri içerir (Hatch 1984 ve Mazzolani 1985).

2.2. Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıtma İşlemleri

Isıtma işlemi, genel olarak mekanik ve fiziksel özellikleri değiştirmek amacıyla malzemelere uygulanan ısıtma ve soğutma işlemlerini kapsar. Alüminyum alaşımlarının özelliklerini geliştirmek veya değiştirmek için uygulanan işlemler çeşitlidir. Esas işlemler; tavlama, çökelti alma ve yaşlandırma. Bu nedenle, alüminyum alaşımlarının ısıtma işlemi özel bir anlam taşır ve ağırlıklı olarak yaşlandırma işlemini kapsar (Geçkinli 2002).

Çökeltme yaşlandırması ancak denge diyagramında solvüs eğrisi bulunan alaşımlarda ve sadece solvüs eğrisinin sınırladığı katı eriyik bileşimlerinde meydana gelebilir. Bu alaşımların sıcaklık düştükçe çözünürlüğü azalan bir uç katı çözeltilisinin var olması anlamına da gelebilir (Smith 2001). Bu nedenle alüminyum alaşımlarının bazıları yaşlandırılabilir. Bununla birlikte, bir çok alüminyum alaşımı solvüs eğrisi içermesine rağmen ısıtma işlemi sonucu mekanik özelliklerde önemli bir gelişme elde edilemediğinden ısıtma işlemi uygulanmaz. Örnek olarak Al-Si ve Al-Mn alaşımları gösterilebilir. Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarından 2xxx, 7xxx serisi alaşımlar ve bunlara son yıllarda eklenen Al-Li alaşımları özellikle havacılık endüstrisinde kullanıldığından bu alaşımların ısıtma işlemi teknolojik açıdan önem taşır. Bu alaşımların kullanımında mukavemet, tokluk, yorulma gibi mekanik özelliklerin yanı sıra gerilmeli

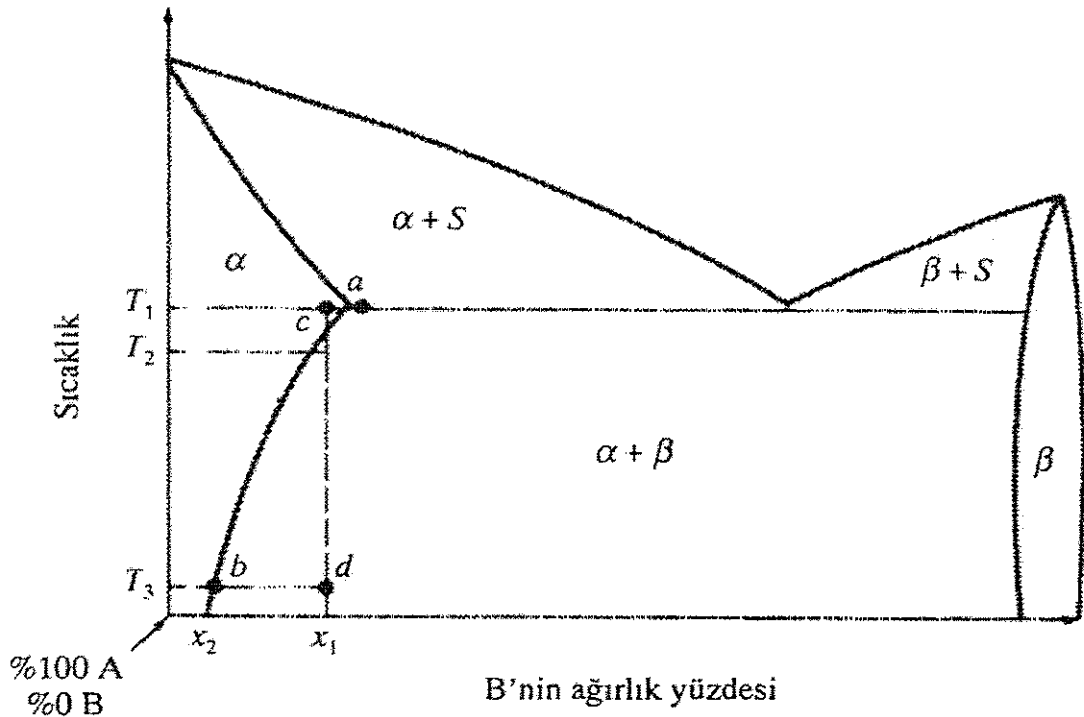
korozyon direnci gibi özellikler ön plana çıkmaktadır.

Yaşlanma sadece alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini etkilemez. Aynı zamanda korozyon ve iletkenlik özelliklerine de etki eder (Geçkinli 2002).

Isıl işlenebilir alaşımlar oda sıcaklığında ve daha yüksek sıcaklıklarda denge çözünürlük sınırının üstünde olan birçok çözünür alaşım elementini içerir. Bu miktar, ötektik sıcaklıkta çözünebilen azami değerden daha az ya da daha çok olabilir.

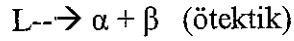
Çökeltme yaşlanması adı verilen ısıl işlemin amacı, ısıl işlem gören metalin biçim değiştirebilir ana fazı içinde, yoğun ve ince çökelmiş parçacıklar dağılımı elde etmektir. Çökelen parçacıklar dislokasyonlara engel oluşturarak dayanımı artırır (Smith 2001).

Çökeltme yaşlanması sürecini şekildeki A ve B metallerine ait ikili bir faz diyagramı üzerinde açıklayalım.



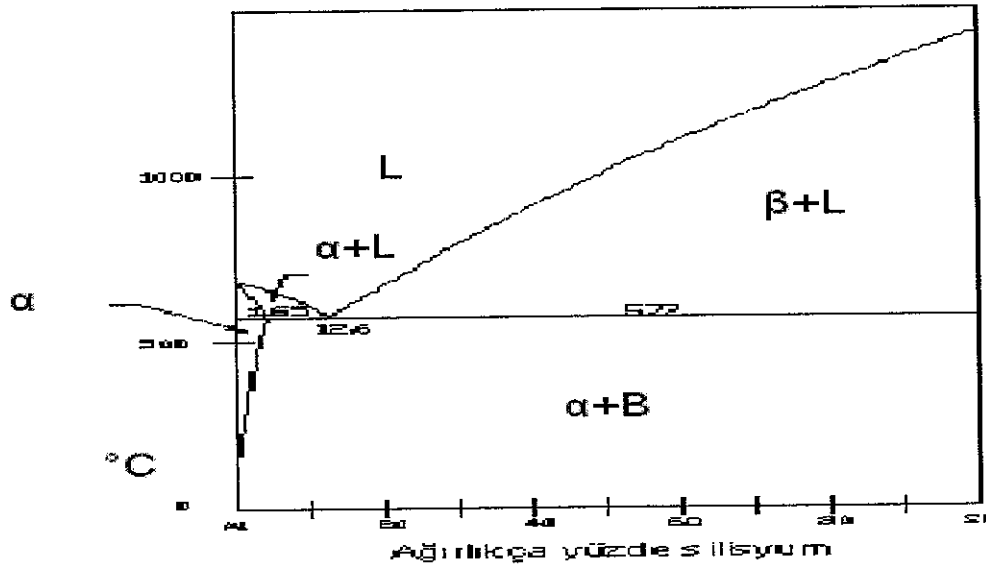
Şekil 2.1. A ve B metallerine ait ikili faz diyagramı (Smith 2001)

Muray ve Mc Alister Al-Si faz diyagramını ilk yayınlayanlardır (Şekil 2.1). Sistem alüminyumun silisyum içerisinde, silisyumun da alüminyum içerisinde sınırlı olarak çözülebildiği basit bir birincil ötektiktir. Alüminyum içerisinde silisyum çözünürlüğü ötektik sıcaklığında %1,5 e kadar çıkmaktadır. Silisyum çözünürlüğü 1190 °C sıcaklıkla %0,016 Si 'a ulaşmaktadır. Al-Si faz diyagramında sadece bir adet sabit değişken vardır.



Yukarıdaki denklemde L sıvı faz, α predominant alüminyum ve β predominant silisyumdur. Günümüzde genel olarak ötektik reaksiyonun 577 °C ta ve %12,6 derecesinde bir silisyum seviyesinde reaksiyon gösterdiği kabul edilmektedir. Şekil 2.2 Al-Si Ötektiğinin aşağıdaki şekillerde olacağını göstermektedir;

- %12,6'lık bir silisyum konsantrasyonu olması halinde doğrudan sıvıdan (ötektik Al-Si alaşımları için)
- %12,6'dan küçük silisyum içeriğinin olması halinde primer alüminyumdan (hipoötektik Al-Si alaşımları için)
- %12,6'dan fazla silisyum içeriğinin olması halinde primer silisyumdan (hiperötektik Al-Si alaşımları için)



Şekil 2.2. Al-Si sistemi için faz diyagramı (ASKELAND 1998)

Temel alaşımlardaki tipik ötektik yapılar sıvıdan iki fazın eşit büyümeleri ile oluşur. Bu sebepten bunlar aşağıdaki iki kritere bağı olan farklı mikroyapılar gösterebilir.

- Tek fazların lamelli ve lifli morfolojileri
- Tek fazların düzenli ve düzensiz büyümeleri (Makhlouf 2001)

2.2.1. Çözeltiye alma ısıl işlemleri

Şekil 2.1 deki faz diyagramında α katı çözeltisi, çözücü boyunca a noktasından b noktasına ilerlerken yaşlanabilirliğin şartını sağılar şekilde azalan katı çözünlük göstermektedir (Bkz. Şekil 2.1.). Çökme yaşlanması ısıl işleminin ilk aşamasıdır. Bu işlemin amacı, çökecek fazı içeren aşırı doymuş tek fazlı bir katı çözelti elde etmektir. Bunun için alaşım önce, solvüs eğrisinin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve bu sıcaklıkta yapıda yer alan II. faz (örneğin; β), α -katı fazı içinde tamamen çözülmeye kadar tutulur. Yapının tamamı α 'ya dönüştükten sonra alaşım aniden soğutulur. Alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma sıcaklığı tipik olarak 465-565 °C'dir. Örneğin; 7075 alaşımında çözeltiye alma sıcaklığı 460-473°C'dir.

Çözeltiye alma sıcaklığı, alaşımın ergimesine yol açmayacak şekilde seçilmelidir. Üçlü ve dörtlü sistemlerde çözeltiye alma sıcaklığı diğer elementlerin etkisi göz önüne alınarak belirlenir. Örneğin; Al-Li alaşımlarında magnezyum, lityumun, alüminyum içersindeki çözünlüğünü azaltır. Al-Cu sisteminde magnezyum, ötektik sıcaklığının düşmesine neden olur. Çözeltiye alma sıcaklığının, çökeltilerin sayısına, boyutuna, morfolojisine ve aynı zamanda tane sınırlarının bileşimine etki ettiği saptanmıştır. Bunun sonucu olarak çözeltiye alma sıcaklığı alaşımın nihai özelliklerine etki etmektedir. Yapılan araştırma sonuçları çözeltiye alma sıcaklığı arttığında genellikle akma ve çekme mukavemetinin arttığını fakat gerilmeli korozyon direncinin düştüğünü göstermiştir. Çözeltiye alma sıcaklığının yüksek olması halinde ise tane sınırlarında çökelti fazlarının oluştuğunu ve bunun da korozyon direncini olumsuz yönde etkilediğini göstermiştir (Geçkinli 2002).

Çözeltiye alma işleminde ısıtma hızı da önem taşır. Örneğin; %4 Cu içeren

alüminyum alaşımında yer alan Al_2Cu fazı, yavaş bir şekilde ısıtıldığında $500^\circ C$ 'e ulaşıldığında tamamen çözülmüş olur. Buna karşılık ısıtma hızlı yapılırsa yapıda tamamen çözünemez. Bu yapıdaki alaşım, ötektik sıcaklığına veya üzerine ısıtıldığında matris ile Al_2Cu fazının ara yüzeyinde ergime meydana gelecektir. Bu durumda alaşıma su verildiğinde yapıda ince ötektik rozetleri oluşur. Çözeltiye alma sıcaklığı normalden düşük tutulduğunda ikinci fazın tamamen çözünmesi mümkün olmayacak ve malzeme yumuşak kalacaktır.

Çözeltiye alma süresi parçanın kalınlığına bağlıdır. İnce levhalarda süre bir dakikanın altında, fakat büyük döküm parçalarında 20 saate kadar olabilir. Genellikle, her 25 mm kalınlık için bir saat süre yeterlidir. Fırının içersindeki yük miktarı ve sıcak havanın sirkülasyonu da süreye etki eden faktörlerdir. Genellikle parçalar arasındaki minimum mesafe 50 mm olmalıdır. Ancak, karmaşık şekilli ve büyük parçalar için mesafenin daha fazla olması gerekir.

Çözeltiye alma işleminde alüminyum alaşımlarında oksidasyon meydana gelir. Oksidasyon aşlında fırın atmosferinde yer alan hidrojenin alüminyuma difüzyonudur. Bazen buna kükürt bileşikleri ve refrakterlerden gelen diğer maddelerin kontaminasyonu da eklenir. Kükürt, alüminyumun yüzeyinde oluşan doğal oksit tabakasını parçalayarak hidrojenin alaşıma yayınmasına neden olur.

Kontaminasyonu önlemek için fırının içersinde fluoborat bileşiği kullanılır. Bu madde alüminyumun yüzeyinde koruyucu bir film oluşturarak alaşımı korur. Buna rağmen bazı alaşımlarda oksitlenme meydana gelebilir. Diğer taraftan, özellikle amonyum fluoborat bileşikleri sızdırmazlığı iyi olmayan fırınlarda işçiler için, bacalı fırınlarda da çevre için zararlıdır.

Alüminyum alaşımlarını korumanın diğer bir yolu alaşımı ısıl işlemden önce anodize etmektir. Ancak, bu işlem maliyeti arttırır.

Alüminyum alaşımlarının yüksek sıcaklıkta tutulması ile yüzeyde blister ve iç kısımda boşluklar oluşabilir. Bu kusurlar, alaşımın ekstrüzyon veya haddelenmesi

esnasında işlem yönünde dizilerek sorun yaratabilir. Özellikle, 7xxx ve 2xxx serisi alaşımların ekstrüzyonunda bu durumla karşılaşılabilir. Blister ve boşluk oluşumu, malzemenin yorulma özelliklerine olumsuz yönde etki eder

2.2.2. Su verme işlemi

Alüminyum alaşımlarında su verme işlemi, çökeltme yaşanması ısıl işleminin ikinci basamağıdır. Alaşımın çözeltiye alma sıcaklığından hızlı bir şekilde soğutulmasıdır. Ani soğuma, α içerisinde ikinci fazın çökmesine imkan vermez ve aşırı doymuş α -katı çözeltisi elde edilir. Bu hali ile α -fazı kararsızdır.

Malzeme içerisindeki denge halindeki atom boşluklarının miktarı sıcaklıkla eksponensiyel olarak artar ($\approx e^{-Q/R T}$). Dolayısıyla, çözeltiye alma işleminde atom boşluklarının miktarı, düşük sıcaklıktaki miktarına kıyasla yüksektir. Bu durumda malzeme yüksek sıcaklıktan aniden soğutulduğunda denge koşulları sağlanmadığından, atom boşluklarının fazlası yapı içerisinde kalır. Dolayısıyla, ani soğuma sonucu yapıda bol miktarda atom boşlukları da oluşur. Bu fazlalık, su verme sonucu oluşan atom boşlukları (*quenched-in vacancies*) olarak tanımlanır ve zaman içerisinde yapıdan uzaklaşır. Su verme sonucu oluşan atom boşluklarının fazlası bir araya gelme eğilimi gösterir ve dislokasyon halkalarının oluşmasına neden olur. Atom boşluklarının fazla olduğu bu bölgeler, çökelti fazının heterojen olarak çekirdeklenmesine müsaittir. Yapıda yer alan fazla atom boşlukları aynı zamanda düşük sıcaklıklarda yayınma hızının artmasını sağlar. Böylece, çökelti fazının hem çekirdeklenme ve hem de büyüme hızı artar.

Su verme işleminde genellikle parçalar soğuk suya daldırılır. Bu durumda dövme ve döküm parçaların su verilmesi hariç su verme işleminden sonra suyun sıcaklığının $38^{\circ} C$ 'in üzerine çıkmaması için önlem alınır. Suda su verme halinde soğuma hızı, 25 mm kalınlığındaki alüminyum alaşımı plaka için yaklaşık olarak $200^{\circ}C/$ saniyedir. Su vermenin ilk saniyelerinde parça yüzeyinde oluşan su buharından kaynaklanan lokal ısınmalara karşı, su verme ortamı karıştırılmalı veya parçalar su verme ortamında hareket ettirilmelidir. İnce levha ve ekstrüzyon ürünlerine soğuk su

püskürtülür. Bu durumda su verme hızı, birim zamanda kullanılan su miktarı ile veya su püskürtülen levhaların ilerleme hızı ile kontrol edilir.

Soğuk su ile ani soğutma, ince ve kalın bölgeleri bulunan parçalarda deformasyona neden olur. Alüminyum alaşımlarının ısı iletkenliği yüksek olduğundan parçaların ince kısımlarında ısı kaybı fazladır ve bu nedenle parçaların ince ve kalın kısımlarında meydana gelen sıcaklık gradyanı parçanın deformasyonuna neden olur. Büyük ve kompleks şekilli parçalar, 65-80° C suda daha yavaş soğutulur. Maksimum boyutsal kararlılık için bazı dövme ve döküm parçaları fan ile soğutulur. Su verme ortamı olarak gliserin-su karışımı ve polimerlerden de yararlanır. Yavaş soğutma, bakır içermeyen Al-Zn-Mg alaşımlarının gerilmeli korozyon direncini artırır. Bazı alaşımlarda su verme aşamasında da çökelti fazı teşekkül edebilir. Fırından çıkartılan parçaların su verme ortamına ulaşma süresi kısa olmayınca parça hızlı çökeltmenin meydana gelebileceği sıcaklığa ulaşır. Örneğin; 7075 alaşımı için kritik sıcaklık aralığı 400-290°C' dir.

Su verme sırasında çökelti fazının meydana gelmemesi gerekir. Bunun için göz önüne alınması gereken diğer parametreler; parçanın büyüklüğü, ısı absorplama kapasitesi ve su verme ortamındaki ısı akımıdır. Su verme ortamı bu parametreler dikkate alınarak seçilmelidir.

Su verme hızı, nihai özellikler üzerine etki eder. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında yüksek bu özelliğin yanı sıra tokluk ve korozyon direnci birlikte optimize edilir.

Bu işlem yalnızca çözünen atomları çözeltide tutmak için değil, ayrıca GP bölgesi oluşumu için gereken düşük sıcaklık difüzyonunu artırmak için, boş kafes bölgelerinin asgari sayıda sağlanması için de uygulanır. Tane sınırlarında, ya da diğer tanelerde çökelen çözünen atomlar, boşlukların düzensiz bölgelere taşınması gibi asıl amaçlarını kaybederler ve mukavemete ulaşmada başarısız olurlar.

En yüksek sertlik ve mukavemete ulaşmak için hızlı soğutma oranları gereklidir.

Korozyon direnci ve gerilme-yenim çatlakları en yüksek soğutma hızı ile sağlanan diğer özelliklerdir. Ürünün kalınlığı arttıkça gerekli olan en yüksek soğutma hızı azalır. Soğutma hızı, parçanın yüzey durumundan etkilenir. En düşük oranlar, temiz yüzeylerde ve dağlanmış yüzeylerde ya da kaplanmış yüzeylerde görülür (Mazzolani 1985).

Isıl işlenebilir bir çok alaşım soğutma işleminden sonra oda sıcaklığında yaşlandırma sertleşmesi gösterir. Oran ve sertleşme bir alaşımdan diğerine farklılık gösterir. Oda sıcaklığı yaşlandırmasına eşlik eden mikro yapısal değişimler (uzun sürede yaşlandırılan 7xxx alaşımları dışında) belirlenemez; çünkü sertleşme etkileri katı çözeltideki GP bölgesi yapısının oluşumu ile ilgilidir. 2024 ve 2036 alaşımlarında yaşlanma daha hızlı gerçekleşirken, 6061, 6009 ve 6010 alaşımları daha yavaş yaşlanır.

GP bölgesinin çekirdeklenmesi ve büyümesi, soğutma işleminden sonra, çözünen atomların bazı alüminyum atomları ve boşluklarla bir araya gelmesiyle aniden başlar. Çökeltme oranı, normal difüzyon sabitinin izin verdiği orandan daha hızlı olur. Bu hızlı çekirdeklenme, soğutma sonucu ortaya çıkan aşırı boşluk konsantrasyonundan dolayıdır (Varley 1970).

2.2.3. Yaşlandırma ısıl işlemi

Bu aşama yaşlandırma ısıl işleminin üçüncü ve son aşamasıdır. İnce dağılmış çökeltilerin oluşabilmesi için çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve su verilmiş alaşım numunesini yaşlandırmak gerekir. Oluşan ince ve dağılmış çökeltiler, biçim değiştirme sırasında dislokasyonları ya çökeltileri kesmek ya da etrafından dolanmak zorunda bırakarak hareketini engeller. Dislokasyon hareketlerinin biçim değiştirme sırasında engellenmiş olması da dayanımı artırır (Smith 2001).

Yaşlandırma sonucu aşırı doymuş katı çözelti içerisinde çözünmüş halde bulunan ikinci faz, sıcaklık ve zamanın etkisiyle çökeler. Bu dönüşüm için β fazının çekirdeklenmesi ve sonra difüzyon ile büyümesi gerekir. Alaşım eğer ani soğutmadan sonra oda sıcaklığında tutulursa yayınma hızı çok yavaş olduğundan β çökelti fazı

genellikle oluşmaz veya oluşması uzun zaman alır. Çökme oda sıcaklığında meydana gelebiliyorsa bu alaşımlara doğal olarak yaşlanan malzeme adı verilir. Yayınma hızını arttırmak amacıyla ani soğutulmuş alaşım oda sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklıkta yeterince tutulursa, çökme daha kısa zamanda meydana gelir ki bu işlem yapay yaşlandırma olarak adlandırılır.

Bir çok ısıl işlenebilir alaşım soğutma işleminden sonra oda sıcaklığında sertleşme yaşanması gösterir. Tüm 2xxx, 6xxx ve 7xxx alaşımlarının bazıları doğal yaşlandırılır. T3 ve T4 sistemlerinde yapılan işlemleri içerir. Sertleşme oranı ve derecesi, bir alaşımdan diğerine değişir. Oda sıcaklığında yaşlanma ile birlikte gözlenen mikroyapısal değişimler, uzun sürede yaşlandırılan 7xxx alaşımları dışında, belirlenemez; çünkü sertleşme etkileri yalnızca katı çözelti içinde oluşan bölge ile ilgilidir. 2024 ve 2036 alaşımlarında sertleşme, oda sıcaklığında bir günde gerçekleşir. Mekanik özelliklerin kararlılığı ise dört gün sonunda oluşur. 6061 alaşımının yaşlanması çok yavaştır fakat; çökelti ısıl işlemi ile (yapay yaşlandırma) hızlandırılabilir. 7075 alaşımı ve diğer 7xxx serisi alaşımları kararsızlıklarından dolayı, oda sıcaklığında sınırsız süre ile yaşlandırılırlar.

Çökmenin mekanik özellikleri üzerine etkileri, soğutulan malzemenin yaklaşık 95-205 °C'ye tekrar ısıtılmasıyla hızlandırılabilir. Bu etkiler yalnızca reaksiyon oranının değiştirilmesi ile değil aynı zamanda yüksek sıcaklıklarda meydana gelen yapı değişimi sonucu da meydana gelir. T6, T7 ve T8 sistemlerini içerir. T7, T6' dan daha yüksek sıcaklıklarda yaşlandırmayı içerir. T8' de ise ek olarak soğuk işlem aşaması vardır.

Soğuk işlem, dislokasyon ve boşlukların artmasını ve daha ince çökeltilerin oluşmasını sağlar. Böylelikle daha homojen bir dağılım elde edilecektir.

Soğuk işlem, 2024 alaşımlarında mukavemet ve dayanıklılığın artmasını sağlar. 7075 alaşımlarında ise dislokasyonlarda iri η' çökeltilerinin çekirdeklenmesine ve sonuçta da mukavemetin azalmasına yol açar.

Yaşlandırma sıcaklığına ısıtma oranı da özellikleri etkileyen bir faktördür. Bu oran

tane sınırlarındaki çökeltisiz (pfz - precipitate-free zone) bölgenin genişliğini etkiler.

Yaşlandırma sonunda belirli büyüklüğe ulaşan taneler azami mukavemet sağlarlar. Fakat taneler arası bağlanmalar (looping) başlar ve eğer taneler arası uzaklık yani mfp (mean free path) küçük olursa bu zorlaşır. Böylelikle latiste devamlılık sağlanmış olur. Tane büyüklüğü ve hacim oranı mfp' yi etkiler.

2.2.4. Çökelti fazının oluşma aşamaları

Yaşlanabilir alüminyum alaşımlarında yer alan çökeltme reaksiyonları karmaşık reaksiyonlardır. Çökelti fazının etüdü, X-ışınlarının keşfinden sonra gelişme göstermiştir. İlk defa 1938'de Guinier ve Preston adlı iki araştırmacı, % 4,5 Cu içeren Al alaşımında X-ışınları ile çökeltelerin etüdünü yapmıştır. Bu nedenle, literatürde ön kademe çökelteleri bu iki araştırmacının isimlerine izafeten GP zonları olarak tanınır (Geçkinli 2002). Yani, GP zonları, çökelteli sertleşebilen bir alaşımın aşırı doymuş katı çözeltilisinin, az miktarda etkinleşme enerjisinin var olduğu nispeten düşük bir sıcaklıkta yaşlandırılması durumunda, ayrılan atomların oluşturduğu kümelerdir (Smith 2001).

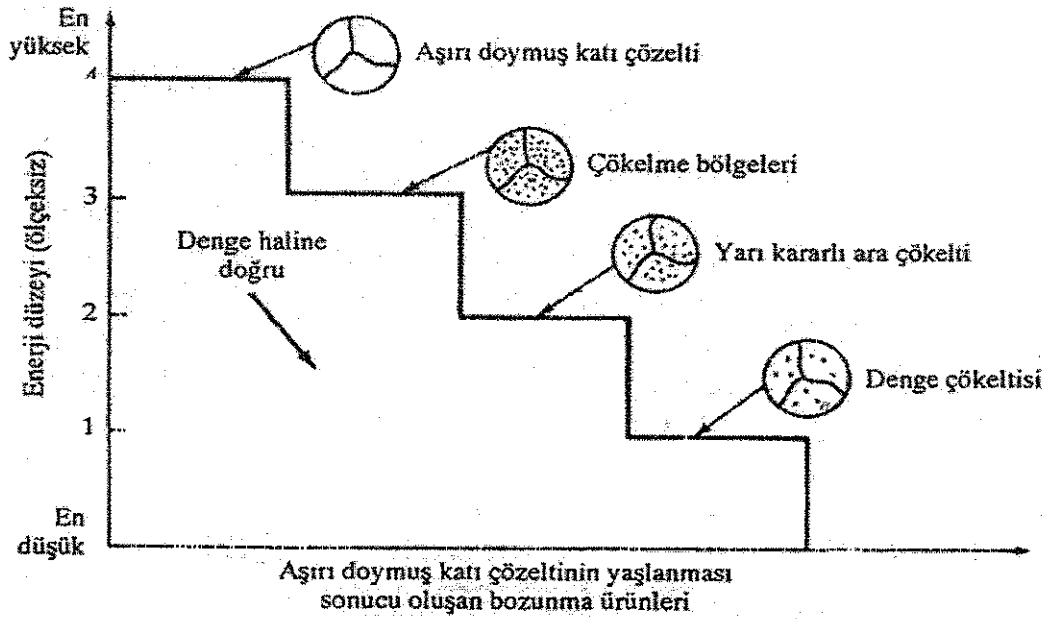
Birçok kristal katıda bir çok kafes noktası atomlarla dolu değildir, bu boş kafes noktaları boşluklar (vacancy) olarak adlandırılır. Atom boşlukları, GP bölgesinin oluşumunda önemli role sahiptirler. GP bölgesinin oluşumu homojen çekirdeklenme işlemi ile kristal kafesinde meydana gelir. Yapılan araştırmalar; bu işlem için kritik bir boşluk konsantrasyonunun gerektiğini ve çökeltmenin çekirdeklenme modelinin içerdiği boşluk çözünen atom demetlerinin, çözünme sıcaklığı ve soğutma oranının etkileri ile uyumlu olduğunu göstermektedir. Boşluk konsantrasyonu çözünme sıcaklığı ile artar ve hızlı soğuma ile oda sıcaklığına kadar korunur. Soğuma yavaşsa oda sıcaklığına ininceye kadar difüzyonla boşluk konsantrasyonunda azalma olur.

Yeni fazın çekirdeklenmesi; tane sınırları, dislokasyonlar ve ara faz sınırları gibi boşluktaki devamsızlıklardan etkilenir. Çünkü bu bölgeler katı çözeltili matrisinden daha fazla düzensiz ve daha yüksek enerjiye sahiptir, hem geçiş hem de denge çökeltileri olarak çekirdeklenirler. Soğutma süresince bu kontrolsüz durumda çökelen çözünenler,

oda sıcaklığında ya da yüksek sıcaklıkta, sonuçta elde edilmek istenen çökelme için uygun değildir. Bu nedenle soğutma süresince meydana gelen çökelme, özelliklerin gelişimini etkiler. İşlemin ilk aşamalarında, yüksek sıcaklık çökelmesiyle meydana gelen çökelmenin, ince dağıtılmış taneler üzerine etkisi, soğutma oranına göre değişir. Şayet yeterince hızlı bir soğutma yapılmazsa büyüme olabilir.

Aşırı doymuş katı çözeltili durumundaki bir alaşım, yüksek enerjili konumdadır (Şekil 2.3). Bu enerji durumu nispeten kararsızdır ve istemli bozunmayla daha düşük enerji konumundaki yarı kararlı duruma veya denge fazlarına geçmek isteyecektir. GP zonlarının oluşma nedeni de budur. Yarı kararlı fazların veya denge fazlarının çökeltmesi için itici güç, bu fazların oluşması sonucu, sistemin enerjisinin azalmasıdır.

Şekil 2.3 teki A-B alaşımında bölgeler A atomlarının çoğunlukta olduğu ana faz içinde B atomlarıyla zengin bölgeler olacaktır.



Şekil 2.3. Alaşımında aşırı doymuş α katı çözeltilisinin yaşlanmasıyla oluşan bozunma ürünleri (Smith 2001)

Aşırı doymuş katı çözeltide bu bölgelerin oluşumu Şekil 2.3 te alttan üçüncü enerji düzeyindeki daire içinde gösterilmiştir. Yaşlanmanın daha da ilerlemesi durumunda, yaşlanma sıcaklığı yeterli etkinleşme enerjisini verecek düzeyde ise, bölgeler daha kaba (veya daha büyük boyutta) yarı kararlı ara çökeltilere dönüşecek veya bu tür çökeltiler öncekilerin yerini alacaktır. Bu durum daha alttaki 2 no'lu enerji düzeyinde gösterilmiştir. Son olarak, yaşlanma devam ettiğinde (genellikle daha yüksek bir sıcaklık gerekmektedir), yeterli etkinleşme enerjisi varsa ara çökeltiler yerini şekilde 1 no'lu enerji düzeyinde gösterilen denge çökeltilerine bırakacaktır.

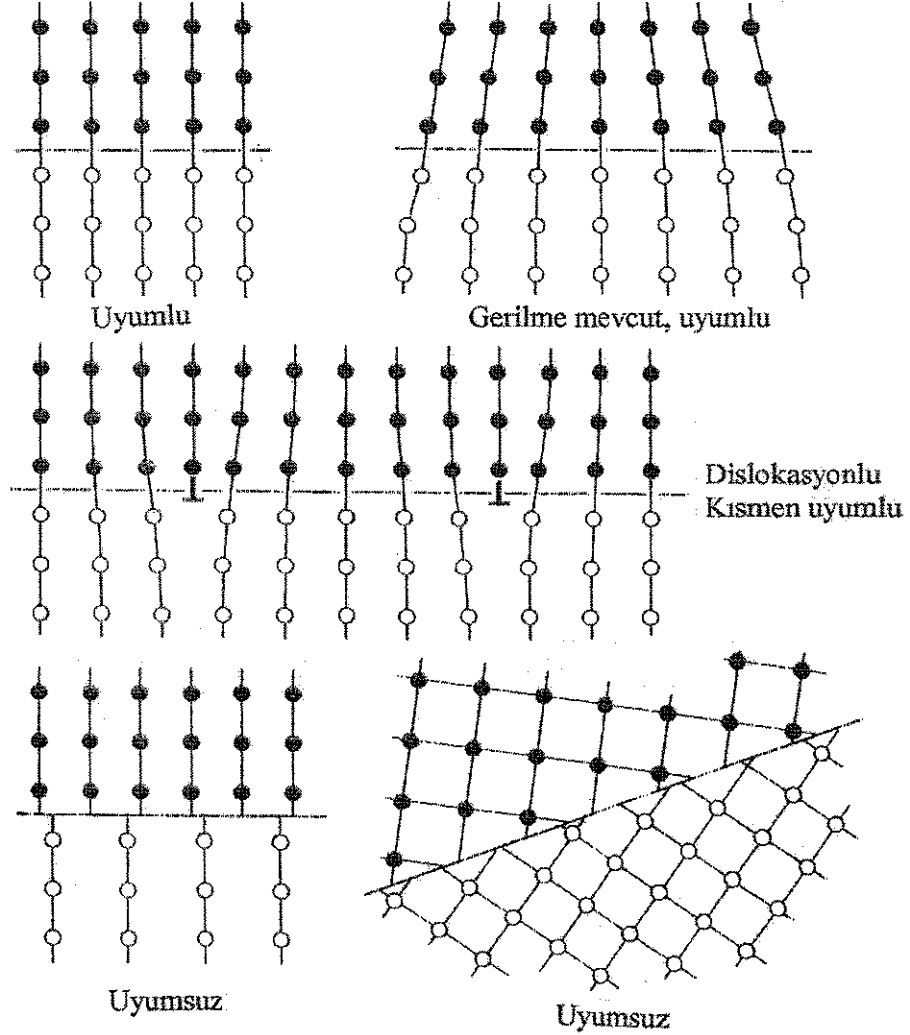
Geçirimli elektron mikroskobunda incelenen çökelmiş yapılar, boşlukların yoğunlaşmasıyla ya da plastik deformasyonun başlamasıyla oluşan dislokasyonların çökelti için gerekli olan çekirdeklenme bölgeleri olduğunu göstermektedir.

%4 Cu içeren alüminyum alaşımında yaşlanma sonucu meydana gelen yapılar şöyledir;

- GP1 bölgeleri, düşük yaşlanma sıcaklıklarında α katı çözeltisi içinde ayrılaşan bakır atomları tarafından oluşturulur. GP1 bölgeleri, birkaç atom kalınlığında (0.4-0.6 nm) ve yaklaşık 8-10 nm çapında , disk şeklindeki ayrılaşma bölgeleri olup, anafazın {100} kübik düzlemleri üzerinde meydana gelir. Bakır atomlarının çapları alüminyumun çapından yaklaşık %11 küçük olduğundan, bölgelerin etrafındaki anafaz kafesi gerinerek tetragonal biçim alır. Bakır atomları kafesteki alüminyum atomlarının yerini aldığından, GP1 bölgelerinin uyumlu olduğu söylenir. GP1 bölgeleri yarattıkları gerinme alanlarıyla elektron mikroskobu altında görünebilirler.
- GP2 bölgeleri (θ'' fazı) , tetragonal yapıdadır ve Al-%4 Cu alaşımının {100} anafazı düzlemlerine uyumludur. Boyutları yaşlanmanın ilerlemesine bağlı olarak 1 ile 4 nm kalınlığı ve 10 ile 100 nm çapı arasında değişir.
- θ' fazı, anafazla yarı uyumludur, ayrışık olarak ve özellikle dislokasyonlar üzerinde çekirdeklenir. (uyumsuz çökeltide çökelen parçacık anafazdan daha farklı bir kristal yapıya sahiptir). θ' fazı dörtgenli yapıda olup 10'dan 150 nm'ye kadar değişen bir kalınlıktadır.
- θ fazı, denge fazıdır ve uyumsuzdur CuAl_2 bileşimindedir. Bu fazın yapısı

hacim merkezli tetragonal olup θ' 'den veya doğrudan anafazdan oluşur (Smith 2001).

Kristal kafeslerin uyum ve uyumsuzluk durumları Şekil 2.4. te gösterilmiştir.



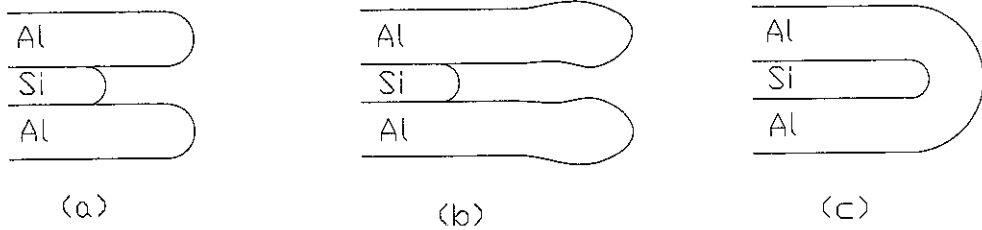
Şekil 2.4. Kristal kafeslerin uyum ve uyumsuzluk durumları (Bürgele 1998)

2.2.5. Ötektiğin modifikasyonu ve ikizlenmenin oluşması

1949 da Thall ve Chalmes Al/Si katı ara yüzey enerjisine dayanan Al-Si ötektiğinin kimyasal modifikasyonunu açıklamaya çalışan bir mekanizma ortaya koymuşlardır. Ara yüzeyin oluşmasının, ara yüzeyde sıvıdan katıya gerçekleşen ısı akışı ile katılaşma esnasında ortaya çıkan gizli ısı füzyonu oranları arasındaki dengeye bağlı olduğunu tahmin etmekteydiler. Alüminyum ve silisyumun ısı iletkenlikleri sırasıyla

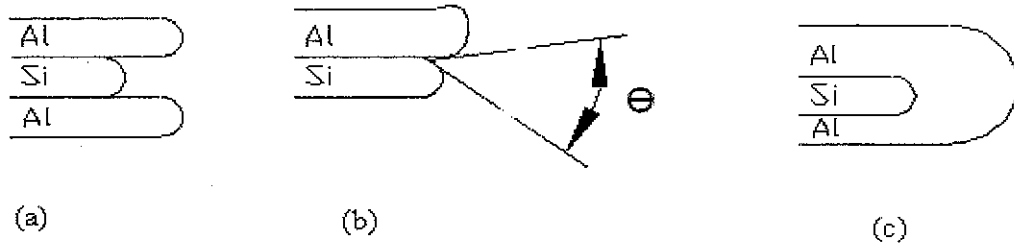
0,53 ve 0,20 cal/cm²/°C ve gizli ısı füzyonları 94,6 ve 337 cal/g dir.

Saf silisyum ve saf alüminyumun termal iletkenliklerinin büyüklükleri arasındaki fark, saf silisyum ve saf alüminyumun gizli füzyon ısıları arasındaki farktan büyük olduğu andan itibaren alüminyum silisyumdan daha hızlı katılaşacaktır. Bu sebepten Şekil 2.5 de gösterildiği gibi alüminyum, ötektik oluşumu esnasında öncülük yapar. Şekil 2.5 de gösterildiği gibi soğuma oranı arttıkça alüminyumun yavaşlayan silisyum üzerindeki liderliği artmakta ve avantajlı olan alüminyumun yavaşlayan silisyumu tamamen sarmasında sebep olmaktadır. Bu teori yüksek soğuma oranlarında modifiye ötektik yapının oluşmasının sebebini belirtmektedir. (Makhlouf 2001)



Şekil 2.5. Modifiyesiz soğuk kalıba döküm al-si alaşımlarının ötektik katılaşması (Makhlouf 2001)

Kimyasal modifikasyon için yazarlar Al-Si katı ara yüzeyinin yüzey enerjisindeki azalma, kimyasal modifikatörlerin ilavesi ile Şekil 2.6 da görüldüğü gibi ara yüzey açısı Θ 'yı artırmaktadır. Bu da silisyum kristalinin büyümesine engel olur ve ani soğumada ötektik yapının modifikasyonuna sebep olur. Fakat bu teorinin kalitesine rağmen daha sonraları Al-Si katı ara yüzeyinde alüminyumun değil de silisyumun lider faz olduğu anlaşılmıştır.



Şekil 2.6. Sodyum İle Modifiye Edilmiş Al-Si Alaşımlarında Ötektik Katılaşması (Maklouf 2001)

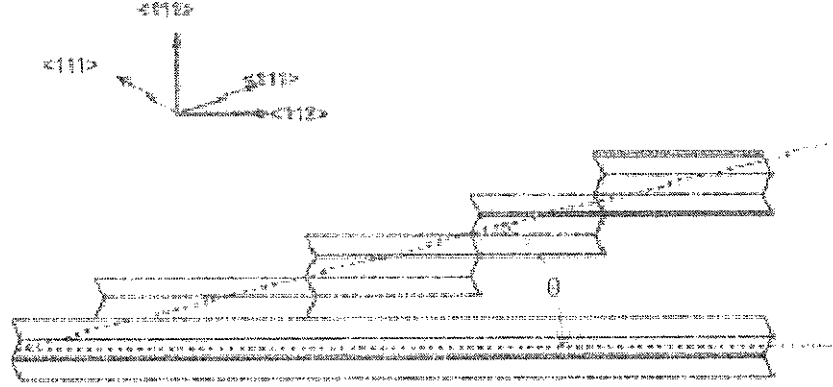
Tsumara sodyumun katı alüminyum ve katı silisyum içerisindeki çözünürlüğünün az olduğunu ve bu sebepten sodyum büyüyen ara yüzeye doğru yayılır ve silisyumun eriyiğe difüzyonuna engel olur. Diğer araştırmacılar da sodyumun eriyik alüminyum içerisinde silisyumun difüzyon oranını azalttığını teyit etmişlerdir.

1950 lerden sonra net olarak şunlar yayınlanmıştır.

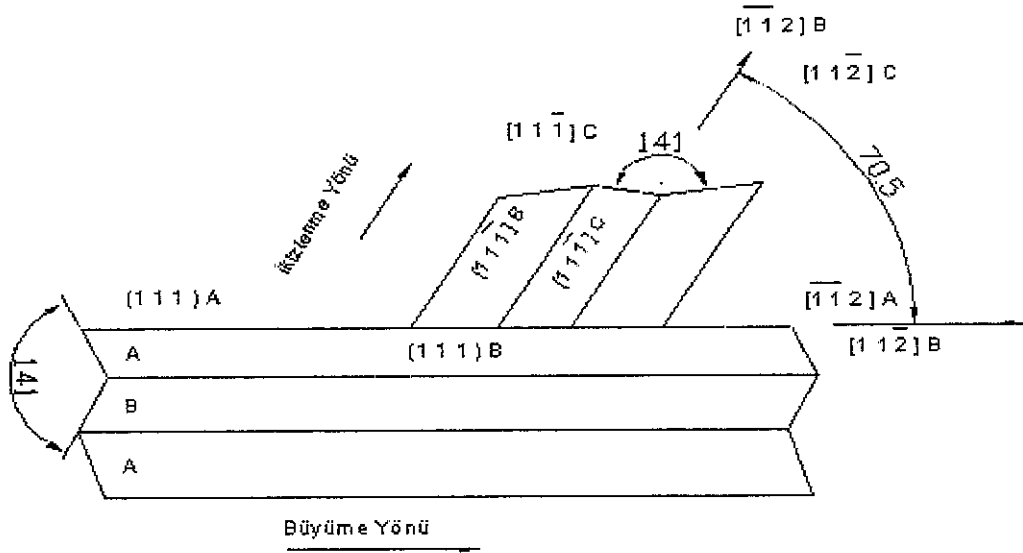
- Modifiye edilmiş silisyum morfolojisi ani soğutma veya sodyum gibi modifikatörlerin kullanılması ile elde edilir.
- Al-Si alaşımlarına sodyum ilavesi, Al-Si ötektik kompozisyonunu yüksek silisyum değerlerine çıkarmaktadır ve ötekiğin büyüme sıcaklığını düşürmektedir. Fakat ötekiğin erime sıcaklığı sabit tutulmaktadır.

Araştırmacılar yassı tabaka silisyumun çekirdeklenmesini şöyle açıklamaktadırlar: bir tetrahedron içinde yer alan birkaç silisyum atomundan meydana gelen, iki grubun bir embriyo oluşturmak için bir araya gelmesiyle meydana gelir. Bir defa oluşan embriyo, yüzeyine yapışan tek silisyum atomlarının ilavesiyle çekirdeğini kritik ölçülere kadar geliştirir. Bu düzenlemede, tetrahedronların arasındaki merkezi ayna yüzey bir ikiz yüzeyi $\{111\}$ haline gelir. Büyüyen çekirdeğe daha fazla tetrahedronlar ilave olabilir. Köşelerinde $\{111\}$ düzlemleri oluşturarak enerjisini en aza indirir. Bir veya daha fazla $\{111\}$ ikiz yüzeyin olması silisyum fazın büyümesini başlatır, tabakaya benzer bir morfoloji oluşur. Tabaka silisyum, çoklu ikizlenme ile veya yer değiştirme ikizlenmesi ile olan katılaşma şartlarına bağlı olarak büyüme yönünü değiştirebilir. Yer değiştirme ikizlenmesi ki düşük büyüme hızlarında üstün olan bu ikizlenmedir, Şekil 2.7 de gösterildiği gibi ana tabakaya yanal ikizlenmelerin büyümesi

ile oluşur. Tekrarlanan yana ayrılmalar tabakanın ana tabakaya doğru keyfi açılarda büyümesine sebep olur. Çoklu ikizlenme yüksek büyüme hızlarında görülür ve yön değiştirme açısı Şekil 2.8 de gösterilen ikizlenme açısına uymak yerine 70.5° nin tam katıdır. Çoklu ikizlenmenin sebep olduğu dallanma çok sık görülür. Çünkü bu iç tabaka boşluğunu artırmaktadır. Böylece her katmanda daha ileriye doğru büyümesi gereken silisyum avantajlı hale gelir (Makhlouf 2001).



Şekil 2.7. Yer değiştirme ikizlenmesi ile tabaka silisyumun büyümesinin şematik gösterimi (Makhlouf 2001)



Şekil 2.8. Çoklu ikizlenme ile tabaka silisyumun büyümesinin şematik gösterimi (Makhlouf 2001)

İkizlenmeye numune içerisinde tespit edilen bir örnek te Şekil 4.27' da gösterilmektedir (Bkz. Şekil 4.27).

2.3. Ultrason Dalgaları ve Bazı Uygulama Alanları

Ultrasonu anlayabilmek için önce sesi tanımak gerekir. Ses fiziksel olarak elastik bir ortamda basınç dalgalarının yayınımlı sonucu oluşur. Ortam genelde havadır, ama sıvı ortamda da yayınımlı mümkün olabilir. Yalnız vakumda yayınımlı kesinlikle gerçekleşmez.' George, Lucas'ın da söylediği gibi, uzayda ses yoktur. Basınç dalgaları bazı mekanik bozulmalar sonucu üretilir. Ses aynı zamanda bir güç transferidir. Mekanik enerji, bu bozulmalar sonucu radyasyonla yayınarak dalga formuna dönüşür. Mekanik titreşimler, titreşim basınç dalgalarını oluştururlar ve dalganın temas halinde olduğu ortama ve cisimlere bu enerjiyi aktarırlar

İnsanın işitme gücü sınırlıdır (16 kHz) Eğer titreşim frekansları çok çok yüksekse (25 000 kHz) bunları duyamayız. İnsan kulağının normalde duyabileceğinden daha yüksek frekanslara sahip titreşim dalgalarına ultrason dalgaları diyoruz. Bu dalgalar piezoelektrik kristallerin ($BaTiO_3$, kuvars) elektrik enerjisini mekanik enerjiye çevirmesi sonucu oluşur. Piezoelektrik kristallere bir elektrik alan uygulandığında boyutsal değişimler meydana gelir. Boyutsal değişim, bulunduğu ortamı titreştirir. Elektrik akımının frekansı yüksekse elde edilen titreşimin frekansı da yüksektir.

Ultrason dalgaları 18.000 - 20.000 cps (Hertz) den daha yüksek frekansları içerir. İnsanın işitme gücü saniyede 18.000 titreşim veya 18 kHz'in ötesine geçemez. Ama bazı memeliler insanların aksine rahatlıkla duyabilirler. Yarasalar ve balinalar 100 kHz'in üstüne çıkan frekanslarla haberleşir ve konumlarını birbirlerine bildirebilirler. Ultrason dalgaları ultrasonik uygulamalarda kullanılabilir ve yüksek genlikteki ultrason dalgalarına sonik adı verilir. Çok büyük dalga boyuna sahip olanlar birçok alanda ışık olarak kendini gösterir.

Birçok varsayım, özellikle de yüksek frekans aralığı ile ilgili olanlar, hala açıklanamamıştır. Klasik teori ile gözlemlenmiş gerçeklerin uyuşmadığı halen birçok

alanda görülmektedir.

Yüksek frekanslar kısa dalga boylarına sahiptirler. Kısa dalga boyları cisimlerden yansiyarak, onlarla ilgili daha fazla bilgi edinmemizi sağlar.

Çok yüksek frekansları üretmek ve ölçmek zordur. Ultrason dalgalarının kullanılabilirliğinin daha üst bir sınırı olabilir, ama bilim adamları şu ana kadar 10 gigahertz (GHz, saniyede 1 trilyon titreşim) sınırına kadar kullanmışlardır.

Düşük frekanslar ise, 1 MHz veya daha az, belli bir enerji girişi için daha büyük dalga boyları ve genliklere sahip olanlar, ortamda daha büyük bir bozulmaya sebep olurlar.

Ultrason dalgaları son yıllarda çok büyük önem kazanmıştır. Yukarıda da bahsedildiği gibi, ultrason dalgaları sahip oldukları ayırt edici özellikler sayesinde endüstri, sinyalleşme, tıp ve daha birçok alanda kullanılabilir.

En düşük frekans aralığında, ultrason dalgaları katı içinde 8 inç/s, sıvı içinde 2,4 inç/s, havada 0,63 inç. yol alırlar. Maksimum frekans aralığında, katıdaki dalga boyu $3,2 \times 10^{-4}$ inç, sıvılarda 1×10^{-4} inç, gazlarda $0,24 \times 10^{-4}$ inçe ulaşır. Gelecekte daha yüksek frekanslı daha kısa dalga boylu dalgaların üretilmesi mümkün olabilir.

10.000 - 100.000 cps frekanslar endüstriyel uygulamalarda, ses ölçümlerinde, deniz altı sinyalleşmesinde ve iletişimde kullanılırken, 10.000 - 20.000.000 cps frekanslar hatalı malzemelerin test edilmesinde, tahribatsız muayenelerde, kimyasal arıtmada, tıp alanında vb. kullanılır. Ayrıca bütün frekanslar maddenin fiziksel özelliklerini araştırmak için uygundur.

2.3.1. Kaviteasyon

Doğru koşullar altında, ultrason dalgalarının sıvı içinde yayınımlı, içi gaz ve su buharı dolu kabarcıkların oluşumuna ve bu kabarcıkların bozunumuna veya çözelti

içinde oyuklar oluşmasına sebep olur. Bu kabarcıkların bozunumu (patlaması) çok enteresan kimyasal etkiler oluşturabilecek kadar tehlikelidir.

Sıvılar içinde daima bir miktar gaz erimiş halde bulunur. Her sıvı temasta bulunduğu gazları soğurmak ve eritmek özelliğine sahiptirler. Bu olay Henry Kanununa (1802) tabidir: Bir sıvıda erimiş gazın ağırlığı, erimemiş gazın sıvı üzerine yaptığı basınçla doğru orantılıdır. Erimiş gaz hacminin yaklaşık olarak değişmediği kabul edilir. Bundan ötürü sularda daima bir miktar hava vardır. 10° C'de ve 760 mm civa basıncı altında 1 m³ suda erimiş hava hacmi 20 litre civarındadır. Suda basınç atmosfer basıncından aşağı düşünce veya suyun sıcaklığı artınca, erimiş havanın bir kısmı serbest kalır. Serbest kalan hava ile birlikte su buharı da sudan ayrılır.

Harekette bulunan bir sıvı kütesinin gelişigüzel bir noktasında, mutlak basınç herhangi bir sebepten ötürü sıvının sıcaklığına karşılık gelen sıcaklıktaki çözünen gazın buhar basıncına eşit olan bir değere yaklaştıkça, bu noktadaki erimiş havanın sıvıdan ayrılması ve bu sıvının kısmen buhar haline geçmesi olayları gittikçe önem arz eder. Bu suretle, bu gibi noktaları saran bölgelerde, homojen bir sıvı kütlesi yerine, buhar ve hava kabarcıkları içeren bir sıvı kütlesi ile karşılaşılır. Türbin kanatları gibi yüksek hıza sahip makine parçalarının bazı bölgelerinde, bu olayla karşılaşılır. Bu olaya Euler kavitasyon adını vermiştir.

Yukarıda da anlatıldığı gibi kavitasyon, oyuk oluşturmak demektir. Burada sıvıdaki kabarcıklar kastedilmektedir. Suyun kaynaması kavitasyona güzel bir örnektir. Suyun sıcaklığı kaynama noktasına ulaşır ulaşmaz daha fazla kabarcık meydana getirerek buhar fazına geçer.

Kabarcık oluşumu için mutlaka bir çekirdek gereklidir. İnç'in bir milyonda biri boyutunda, zaten sıvının kendi bünyesinde var olan kabarcıklar çekirdek görevi üstlenebilirler. Aynı zamanda toz parçacıkları, sıvının yapısında bulunabilecek hata veya boşluklar bir kabarcığın oluşabilmesi için merkez rolü üstlenirler.

Ultrasonik dalgalar burada devreye girerler çünkü basınç değişimleri sonucu

mekanik dengesizlikler meydana gelir. Bu dengesizlikler sıvının basıncının üstünde veya altında, pozitif veya negatif etki edebilirler. Basıncıta meydana gelebilecek bir azalma mikroskobik boyutların altında kabarcıkların oluşumuna imkan verirken, sıvı basıncındaki herhangi bir artış da kabarcığın büyümesine engel olur ya da oluşmuş kabarcığın patlamasına sebep olur.

Büyümeye başlamış olan kabarcıkların ani patlaması kavitasyonun karakteristik özelliğidir. Bu patlamalar kabarcığın merkezinde ani sıcaklık ve basınç değişimlerine sebep olur. Kabarcıkların oluşumunda merkez rolü üstlenen çekirdekler patlama sonrasında da varlıklarını sürdürürler ve yeni kabarcıkların oluşmasına imkan sağlarlar.

Birçok ultrasonik uygulamada asıl işi yapan ses dalgaları değil, kavitasyon kabarcıklarının; patlaması sonucu meydana gelen yüksek ani basınçtır. Biliyoruz ki kavitasyon kabarcığının oluşumunda ses dalgaları etkilidir, fakat rolü daha çok, düşük seviyede enerji sağlamaktır. Kabarcık ses dalgaları etkisinde büyüyerek 10^{-3} veya 10^{-2} inç boyutuna erişebilir. Ama patladığında boyutu maksimum 10^{-5} veya 10^{-6} inç kadardır. Patlama esnasında kabarcık merkezinde basıncın bu kadar yüksek olmasının sebebi budur. Daha önce de söylediğimiz gibi kavitasyon kuvveti patlayan kabarcığın merkezinde en büyüktür.

2.3.2. Sonokimyası

Sonokimyası ultrason dalgaları sebebiyle oluşur. Normal koşullarda oluşturulan reaksiyonlar ultrason dalgaları sayesinde hızlandırılır veya tamamı ile farklı ürünler meydana gelir. Bunun sebebi kavitasyonun fiziksel ve kimyasal etkileri olabilir. Ultrason dalgalarının fiziksel etkileri sayesinde yüzey alanı artırılarak katalizörün aktifliği artırılmış olur. Aynı zamanda ayraçların uygun karışımı da reaksiyonları hızlandırır. Ultrason dalgalarının kimyasal etkilerine bakıldığında ise, kavitasyon sonucu oluşmuş yüksek aktiviteye sahip temel yapılar sebebiyle reaksiyon oranlarının arttığı gözlemlenir.

Ultrason uygulandığında daha kısa oluşum süreleri ve daha yüksek reaksiyon

hızları mümkün olur. Ultrason ve optimum bir enerji girişi, ultrason kullanılmayan proseslere nazaran, reaksiyon oranlarını en az beş kat artırır.

Ultrason enerjisi kimyasal sistemlere taşıyan yeni bir yoldur. Son on yıldır ucuz ve sağlam ekipmanlar sayesinde ultrason dalgalarının kimyasal sentezlerde kullanımı artmıştır. Birçok fiziksel ve kimyasal etki, sıvı içindeki kavitasyondan ileri gelir.

Bu kavitasyon kabarcıkları sonokimyasının temelini oluşturur. Bu kabarcıklar ses dalgaları tarafından oluşturulan gerilimlere maruz kalırlar. Bu olay, kabarcıkların gevşeme periyodu boyunca büyümesine, sıkışma periyodu esnasında da içe doğru bir patlamaya maruz kalmasına sebep olur. Bu kabarcıklar su buharı ve gazla doludur, böyle bir içe patlama sonucu yeni maddeler oluşur. Bu içe doğru patlamalar sonokimyasının şaşırtıcı bölümünü oluşturur.

Ara yüzeylerde bulunan kabarcıklar asimetric davranışlar gösterirler, şok dalgaları sonucu oluşan sıvı mikrojetler ara yüzeye doğru hareket ederler. Bu da oyuklanma, kırılma veya yüzeyden katı taneciklerin kopmasına sebep olurlar. Yoğun bir mekanik uygulama metalik yüzeylerdeki pasif katmanların uzaklaşmasına sebep olduğu gibi, metalik yüzeyler üzerinde yoğun hataların oluşumuna da sebep olabilir.

İçe doğru patlayan her kabarcık bir mikroreaktör gibi davranır. Patlama anında, yerel sıcaklık 5000°K , basınç, 1000 atm civarındadır, ve $> 109\text{ K/s}$ gibi muazzam ısınma ve soğuma hızlarına ulaşılır. Kavitasyon esnasında yüksek enerjili kimyasal reaksiyonlar oluşur, aynı zamanda oluşan yüksek sıcaklık ve basınç kabarcıkta ani bir ışığın belirmesine sebep olur, buna da sonoluminesans adı verilir.

2.3.3. Ultrasonun bazı metallurjik proseslerde kullanımı

2.3.3.1. Sıvılardan gaz giderme

Ultrason dalgası uygulanan bütün difüzyon proseslerinin tamamlanabilmesi için belli bir zaman geçmesi gerekir. Başlangıçta reaksiyonlar çok hızlı gerçekleşir, daha sonra üstel olarak ilerler. Difüzyon hızının ultrason dalgaları sayesinde artması

konusunda birçok varsayım önerilmiştir. Genel olarak bu olay, sıcaklık gradyanının değişimine, mikroakıma, mikro karıştırmaya, radyasyon basıncına ve en önemlisi kavitasyona bağlıdır.

Alexander, ultrason dalgalarının sıvı-katı arasındaki Nernst difüzyon tabakasının sürtünmesini azalttığını ve dolayısıyla difüzyonun hızlandığını varsaymıştır. Nyborg ise, kavitasyon olmasa bile, mikro akım sayesinde ses ortamında oluşan kabarcıkların bu işi üstlendiğini söyler. Yine de kavitasyonun en etkin rolü oynadığını, kabarcık oluşumu için gerekli en ideal yerin ara yüzeyler olduğunu söyler. Her türlü olasılık göz önüne alındığında birçok mekanizmanın etkin rol oynadığı açıktır.

Sıvıdan gazın uzaklaştırılabilmesi de bir difüzyon prosesi ile gerçekleşir. Sıvı içindeki gaz, ses dalgalarının etkisiyle oluşmuş, bir çekirdek etrafında büyüyen kabarcıklara dönüşür. Bu difüzyon prosesinde gaz akışı bir yönde diğerine nazaran daha büyüktür. Bunun sonucunda da sıvının, etrafındaki kabarcıklara nazaran daha az gaz içerdiği görülür. Kabarcıkların civarında gaz konsantrasyonu olduğu müddetçe bu proses devam eder.

Özellikle ergimiş metallerde gaz giderme olayı çok rağbet gören bir uygulamadır ve birçok laboratuvar araştırması yapılmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda akustik sistemlerin çalışması zordur ve çevirici (transducer) elemanın titreşim genliği artan sıcaklıkla yok olduğundan ısının çok fazla yükselmemesine dikkat etmek gerekir. Dahası, sesin maddelerde yayılma hızı ısıyla değişir. Yapıdaki sıcaklık değişimi veya sıcaklığın zamana bağlı olarak değişimi, rezonans şartlarında sistemin işleyişini zorlaştırmaktadır.

Vakum fırınları ergimiş metalde düşük basınç oluşturmada daha gelişmiş olduklarından, ve yukarıda bahsedilen dezavantajlardan dolayı ultrason teknikleri gaz giderme işleminde çoğu zaman ticari bir öneme sahip değillerdir.

2.3.3.2. Üretim prosesleri

Bazı maddelerin yayılımında ultrason dalgaları yardımcı olabilir, bu dalgalar yüzeyi arttırdıkları için üretim oranını da paralelinde arttırlar. Ara yüzeylerdeki

difüzyon oranları ultrasonik titreşimler kullanılarak önemli miktarlarda artırılabilir.

2.3.3.3. Kurutma

Ses dalgasının hızına yakın, yüksek hızlı taneler, toz, tabaka veya fiber formundaki malzemeleri kurutmakta kullanılır. Bu üretim prosesinde, yüzeye yakın bölgelerde nem konsantrasyonu gradyanı değiştirilerek kurutma sağlanır. Gradyanlar ses dalgalarının havayı hareketlendirmesi ile değiştirilir. Bu kurutma metodu, ısıya karşı hassas malzemelerde bir avantaja sahiptir ama ürünün zarar görmemesi için yüksek hızlı hava akımlarından kaçınılmalıdır.

2.3.3.4. Metallerin dökümü

Ultrasonik enerjinin katılmasında olan metale 3 temel etkisi vardır. Bunlar;

- 1 - Gaz Giderme
- 2 - Tane inceltilmesi
- 3 - Homojenleştirmedir.

Gaz giderme ultrasonik dalganın negatif yarısında sıvı basıncının azalması sonucu oluşur. Gerçek ergiyik, her zaman kavitasyon ve gaz giderme için potansiyel çekirdek olan ince inklüzyonlar içerir.

Sıvılardan gazların ayrıştırılması ve ergime sıcaklığı düşük olan eriyikler ultrason etkisi altında ilk olarak 1930'larda incelenmiştir. Hafif alaşım eriyiklerinden ultrasonik yolla gaz ayrıştırma mekanizması ve endüstriyel uygulamalar 1960'da araştırılmaya başlanmıştır. Bu araştırmalar göstermiştir ki; Al ve Mg bazlı eriyiklerden H₂'nin etkin olarak uzaklaştırılması sadece ultrasonik muamele ile kavitasyon oluşturulduğunda gerçekleşir.

Ultrasonik dalganın negatif yarısında sıvı basıncının azalması sonucu, ergiyikten difüzyon yolu ile uzaklaşan gazlar sayesinde, belli bir çekirdek etrafında kabarcıklar oluşmaya ve büyümeye başlar. Kabarcıklar yeteri kadar büyüdüğünde yüzeye çıkıp

yüzerler. Böylece bazı gazlardan kurtulmuş oluruz.

Görölmüştür ki; sıvı metalden ultrasonik yolla gaz ayrıştırılması, sulu çözeltiler ve organik sıvılardakine göre farklılık gösterir. Bu kavitasyon çekirdeğinin yapısının farklılığından kaynaklanmaktadır ve bu yüzden ilk haline dönme ve akustik kavitasyonun gelişimi için farklı şartlar gerekmektedir.

Su ve organik sıvı halinde, kavitasyon çekirdeği, katı inklüzyonlar ve çok ince gaz kabarcıkları olarak kendini gösterir. Bunun tersine, metalik ergiyiklerde kavitasyon çekirdeğini sadece ince katı parçacıklar (esas olarak oksitler, mesela alüminyum ergiyiklerinde Al_2O_3) oluşturur. Ultrasonik olarak oluşturulan kavitasyon, gaz giderme verimini % 30 - 60 oranında artırır. Optimum şartlar altında ultrasonik olarak gaz giderme yöntemi ile ingot ve dökümlerdeki H_2 muhtevası yarıya düşürülebilir, yoğunluk ve plastisite artırılabilir.

Tane inceltmesi, ultrasonik titreşimler ve buna eşlik eden kavitasyon etkileri sonucu, dendritlerin düzenli büyüme paternini parçalayarak bozması sonucu gerçekleşir. Benzer veya daha az etkili sonuçlar, daha düşük frekanslarda sallamak veya şiddetli karıştırma ile de elde edilebilir. Parçalanma prosesi aynı zamanda kristalizasyon prosesi için ilave çekirdek oluşumunu sağlar. Bu tanenin inceltmesini sağlar, çünkü bu çekirdekler ergiyikte termal konveksiyon veya akustik akımla taşınırlar. Küçültölmüş tane boyutu mekanik özellikleri geliştirir, mukavemet ve tokluk artar.

Homojenleştirme ultrasonik titreşimlerin oluşturduğu tane küçülmesi ile paralel olarak oluşur. Burada etkili olan mekanizma, kavitasyon prosesinden doğan oldukça yüksek ani yerel basınç sinyalleridir. Yerel sinyallerin özelliğinden dolayı kabarcıklar çok küçük ve stabildir. Mikroporozite ve mikrosegregasyon, yani, farklı bileşimlerdeki gaz veya metalin dendritler arasına yerleşmesi, bu olay sayesinde azaltılır. Makrosegregasyonlar pek fazla etkilenmemektedir, döküm parçanın merkezindeki porozitelerin büyümesi, açığa çıkan gaz miktarı arttıkça, azalmaktadır.

Bir ergiyiği ultrasonik olarak karıştırmak için iki metod kullanılabilir. Biri ergimiş metal bulunduran potayı sallamak, diğer yöntem de ergiyik içine batırılmış bir

mili titreştirmektedir. Metal katılırken mil yavaş yavaş dışarı çekilir. Bu karışımın titreştirilmesi sırasında karşılaşılan temel problem transdüser ile ergiyik çiftinde rezonans durumunun meydana gelmesidir. Sistemdeki sıcaklık değişimleri ses hızını değiştirir, bu da rezonans frekanslarını değiştirir.

2.4. Aşınma

Al-Si alaşımlarının aşınma davranışları malzemenin şekline, boyutlarına, mikro bileşenlerin dağılım ve bileşimine, uygulanan yüke, sürtünme hızına, sıcaklığa, ortama ve aşındırıcı yüzeye bağlıdır. Bu alaşımlarda silisyumun alaşım elementi olarak bulunması aşınma dayanımını artırmaktadır (Dwivedi 2004).

Hiperötektik alaşımlar, bu alaşımların yüksek sürtünme dayanımı için tercih edilmektedirler. Yüksek sürtünme dayanımı temel olarak matriks içinde dağılmış sert primer silisyum parçacıklarının varlığına bağlıdır. Alaşımın silisyum içeriğini artırmanın sürtünme dayanımını artırdığı tespit edilmiştir. Daha sonra düşük yükler altında, sürtünmenin düşük katsayılarına bağlı olarak, sürtünme dayanımı Si içeriğine bağlı olan kuvvetli bir etken değildir. Fakat bazı yazarlar tarafından primer silisyum parçacıklarının ebatları ve dağılımı anahtar parametre olarak belirlenmiştir. İnce parçacıkların sürtünme dayanımını artırdığı tespit edilmiştir. Ve sonra farklı test koşullarında, eşit silisyum içeriğindeki alaşımlar fakat büyük silisyum parçacıklarının olduğu alaşımlar ince parçacıklarının olduğu alaşıma benzer özellik göstermektedir. Silisyum içeriği ve veya primer silisyumların dağılımı haricinde ısı işlem şartları ve alaşımlandırma elementlerinin ilavesi de sürtünmeye kesin bir etkisi vardır. Sonuç olarak malzemelerin servis koşulları bilinmeden sadece o malzemenin test koşulları değerlendirilerek bir alaşım seçme şansımız bulunmamaktadır. Elde edilen deney sonuçları göstermektedir ki uygulanan yükün sabit olmasının sağlanması halinde Al-Si alaşımının aşınmasına diskin hızı etkimektedir. Düşük disk hızlarında aşınma oranı bütün alaşımlar için düşük ve benzerdir. Deneyin devamında çoğu alaşımda sürtünme değişikliği gerçekleşmektedir. Bu değişim oksit tabakasının frenlemeye sebep olmasına bağlıdır. Yüksek silisyum parçacık konsantrasyonlu alaşımlar oksit tabakasının

ayrılmasına kadar düşük bir oranda devam etmektedir. Çünkü aşınma sert silisyum parçacıklarının aşınma oranı ile sınırlandırılmıştır. Silisyum parçacıklarında küçük çatlakların olduğu alaşımlar sert aşınmaya sebep olmaktadır. Çünkü daha yumuşak alüminyum yükü taşımayla sorumludur. T6 termal işlemi bu son alaşımların aşınmasını özel olarak geliştirmektedir. Çünkü işlem matrisin sertliğini artırmaktadır.

Daha yüksek disk hızlarında bütün alaşımlar benzer sürtünme katsayıları göstermektedir. Sürtünme katsayısı çok düşüktür ve alaşım bileşenlerinden ve işlem sırasından bağımsızdır. Yüksek disk hızının sürtünme yüzeylerinde oluşturduğu yüksek sıcaklık yağlamanın verimini artırmış, buna bağlı olarak sürtünme katsayısını azaltmış ve oksit tabakasının korunmasını sağlamıştır. Yüksek disk hızlarında yüksek sürtünme gösteren tek alaşım büyük primer parçacıklarını içerendir. Diskteki aşındırıcı parçacıklar bu büyük silisyum parçacıklarına denk gelmekte, bunları kırmakta ve sürtünmeyi hızlandırmaktadır. Bu disk hızlarında ısı işlemin sürtünme davranışına hiçbir etkisi yoktur (Lasa 2003).

3. MATERYAL VE METOD

3.1. Materyal

Deneyel çalışmalarda kullanılan temel malzeme kimyasal bileşimi Çizelge 1 de verilen Etial-195 alüminyum alaşımıdır.

3.1.1. Diğer standartlardaki ve ülkelerdeki karşılıkları

Kullanılan Etial-195 alüminyum alaşımının sadece Amerikan normlarında karşılığı bulunmaktadır.

Amerika A.A -392

3.1.2. Kimyasal bileşimi

Çizelge 3.1. Etial-195 alaşımının kimyasal bileşimi (etibank ürün kataloğu)

%	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Pb	Sn
Etial 195	0 60	17 00 19 00	0 80 1 50	0 20	0 80 1 30	0 20	0 30	0 15	0 05	0 05

3.1.3. Deney malzemesinin belirgin özellikleri

Etial-195 alüminyum alaşımı iyi derecede korozyon dayanımı, dökülebilirlik ve işlenebilirlik özelliği göstermektedir. (Etibank Ürün Kataloğu)

3.1.4 Tipik kullanım yerleri

Yüksek mukavemet, düşük ısıl genleşme ve yüksek sürtünme dayanımı ötektik ve hiperötektik Al-Si alaşımlarını taşıma endüstrisi için cazip bir hale getirmektedir. Bu temel ve önemli özelliklerinden dolayı en çok tercih edildikleri kullanım alanları biyeller, pistonlar, motor blokları, pompa gövdeleri ve iklimlendirme kompresörleridir (Lasa 2003).

3.2. Metod

3.2.1. Döküm yöntemi

Deneylerde kullanılan malzemenin ergitme işlemleri paslanmaz çelik potada gerçekleştirilmiştir. 740°C taki fırında ergitilen alaşımlar sabit sıcaklıkta bir kalıba (60x60mm prizma) dökülmüştür. Her döküm öncesi kalıp sıcaklığı (53 °C) sabitlenmiştir. Döküm sonrası parçalar kalıpta 15 dakika tutularak çıkartılmıştır.

3.2.2. Ultrasonik test cihazının kullanılması ile yapılan dökümler

Döküm yapılmasından önce kalıp ultrasonik titreşimin uygulandığı su içeren bir kabın içine oturtularak, termostat vasıtası ile cihazın içindeki su sıcaklığı ayarlanmıştır. Ultrasonik titreşimli deney cihazının şematik gösterimi Şekil 3.10 da verilmektedir.. Kalıbın alt yüzeyinden 10 mm mesafeye kadar doldurulan su 53 °C ta sabit tutulup değerin doğruluğu elektronik termometre ile kontrol edilmiştir. Dökümler değişken sürelerde yapılarak farklı ultrason sürelerinin etkileri gözlenmiştir. Sabit fırın sıcaklığı ve titreşimsiz, 20, 25, 30, 40, 50 s olarak değişen sürelerde ultrason uygulaması ile döküm gerçekleştirilmiştir.

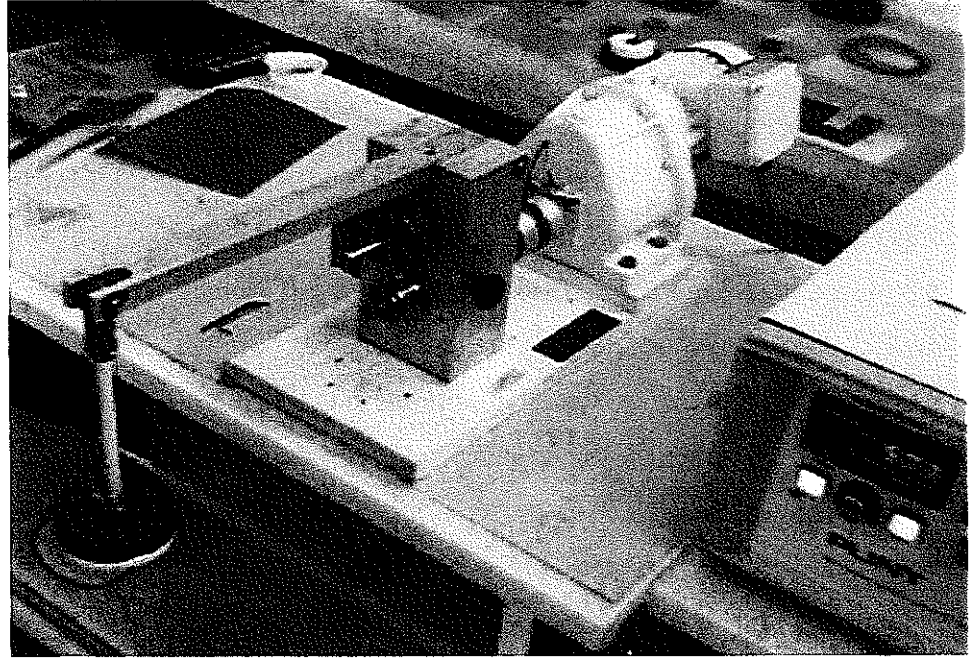
Yaşlandırma işleminin sonunda numuneler havada soğutulmuşlardır. Mikroskopta görüntü almından önce numuneler tekrar parlatılmışlardır.

3.2.5. Sertlik ölçümleri

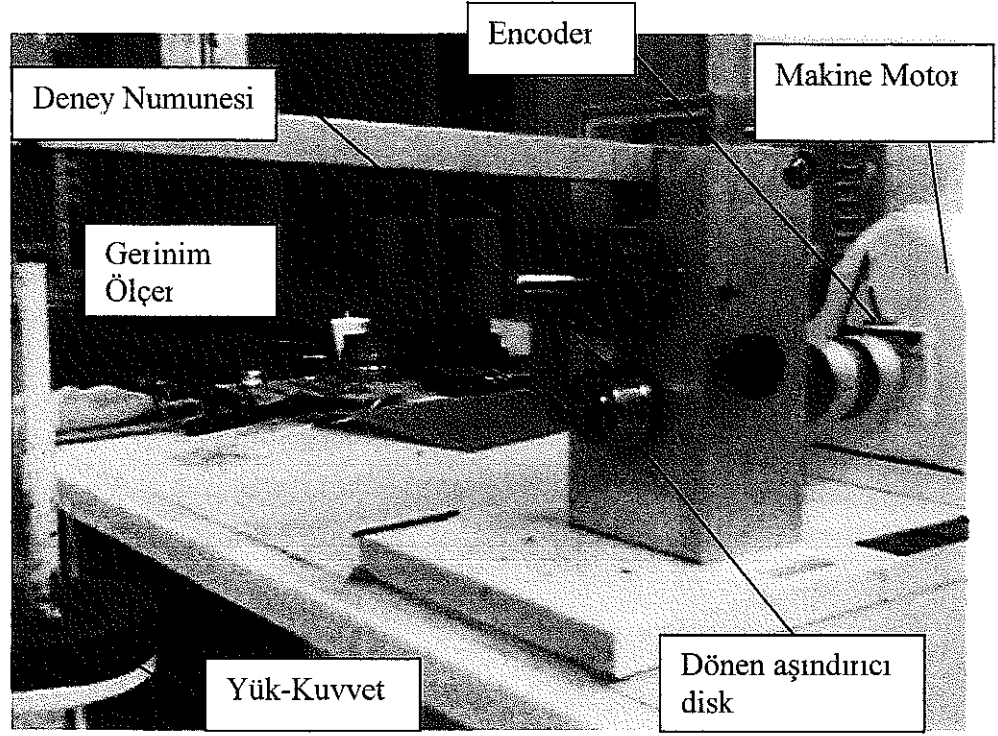
Her bir numunenin sertlikleri Akdeniz Üniversitesi Meslek Yüksek Okulu laboratuvarlarında HRB yöntemi ile ölçülmüştür. Numunelerin ebatlarına göre sertlik ölçümleri yapılmıştır. Darbe numuneleri küçük parçalar olduğundan dolayı yaşlandırılıp kırılan numunelerden bazılarında sadece iki yerden sertlik ölçülebilmektedir.

3.2.6. Aşınma deneyleri

Aşınma deneyleri Erciyes Üniversitesi Makine Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan aşınma cihazı vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Aşınma cihazının fotoğrafları Şekil 3.2 ve Şekil 3.3 de görülmektedir.



Şekil 3.2. Aşındırma makinesi



Şekil 3.3. Aşındırma makinesi parçaları

Deneyde kullanılan bu cihaz, numunenin dönen aşındırıcı yüzeye temas etmesi prensibi ile çalışır (pin on disk). Aşınma testleri frekans konvertörlü bir cihazla yapılmıştır. Motorun devir sayısı bu cihaz vasıtası ile 500 dev/dak da sabit tutulmuştur. Uygulanan yük 5 N dur. Fakat uygulanan kuvvet $F_{\text{yüzey yükü}} = 42+5xN$ bağıntısından $F= 67$ N olarak hesaplanır. Her bir numune için cihaz 20 dakika çalıştırılmıştır. Bu da her bir numune için 10.000 devir anlamına gelmektedir yani 1250 m kayma sağlanmıştır. Aşındırıcı diskin çapı 40 mm dir ve malzemesi 100 Cr 6 (rulman çeliği), sertliği 58 HRC'dir. Aşınma kuru ortamda gerçekleştirilmiştir. Deneyler süresince sürtünme kuvveti dolayısı ile sürtünme katsayısı sürekli olarak kaydedilmiştir. Testlere başlamadan önce 1/10000 hassasiyetli terazide numunelerin ağırlıkları ölçülmüş ve aşınma testleri bittikten sonra da aynı ölçümler tekrarlanmış ve bu değerler Çizelge 2 ve Çizelge 3 de verilmiştir. Bir grup numune ise sürtünme kuvveti-kayma mesafesi grafiklerinin eğimlerini, değişimlerini, salınımlarını uzun sürede tespit edebilmek için 4750 m (60 dakika) aşındırılmıştır.

3.2.7. Darbe deneyleri

Darbe testleri için numuneler dökümden sonra frezede kesilerek hazırlanmıştır. Klasik sarkaç darbe test cihazı her numune için kullanılmıştır. Standart olmayan kesitte (5x5 mm), 55 mm boyunda deney örnekleri hazırlanmıştır.

3.2.8. Korozyon testi uygulaması

Isıl işlem ve ultrason uygulamasının malzemeye etkisini görebilmek için bazı numuneler korozyon testine tabi tutulmuştur. Korozyon testi için 200 ml saf su + 6 g saf tuz (sodyum klorid) + 2 ml hidroklorik asit solüsyonu hazırlanarak numuneler bu solüsyon içerisinde bekletilmişlerdir. Deneyler "ISO 11846-Alaşım ve Metallerin Korozyonu-Isıl İşlem Görmüş Alüminyum Alaşım Solüsyonlarının Tane İçi Korozyonuna Dayanımının Belirlenmesi" uluslararası standardına göre yapılmıştır.

4. BULGULAR

4.1. Sertlik Ölçümleri

Çizelge 4.1. 740°C ta dökümü yapılp farklı sürelerde titreşim uygulanan ısıl işlem uygulanmayan numunelerin sertlik değerleri

Titreşim Süresi	Numune Üzerinde Muhtelif Yerlerdeki Sertlik Değerleri (HRB)								Sertlik Ort (HRB)
	0	52,7	50,3	51,2	52,7	55,2	51,5	54,2	
0	44,4	50,4	47,8	44,6	52,8	51,1	54,7	52,5	49,8
25	54,9	59,2	58,3	54,8	59,6	56,7	60,6	57,9	57,7
25	60,1	62,9	61,6	63,7	61,9	62,1	59,3	62,2	61,6
30	56,6	59,6	55,8	54,9	57,6	58,5	58,5	59,4	57,7
30	63,2	58,3	62	59,3	64	59,2	62	61,5	61,3
40	61,1	63,1	62	60,4	61,8	62	59,2	60,1	61,2
40	53,5	52,5	52,8	56,1	52,2	58,6	58,9	54,1	55,6
50	57,6	57	57,2	56,7	59,9	61,5	58,1	57,9	58,1
50	59,8	62	59,5	62,6	66,8	64,9	59,3	58,4	61,6
50	58,5	63,5	61,8	64	58	66,3	57,2	56,1	59,6

Çizelge 4.2. Farklı sürelerde titreşim uygulanan ısıtılmış numunelerin sertlik değerleri

Titreşim Süresi	Numune Üzerinde Muhtelif Yerlerdeki Sertlik Değerleri (HRB)				Sertlik Ort. (HRB)
0	78,9	79			78,9
0	82	76,60	77,70	77,30	78,4
25	74	76			75
25	74,50	73,70	72,40	77,70	74,6
30	78,7	76,9			77,8
30	79,1	77,40	77,60	78,80	78,2
40	76,30	76,60			76,4
40	77,50	77,40	74,60	78,20	76,9
50	77,30	78,00			77,6
50	75,4	75			75,2
50	78,60	76,50	81,30	79,80	79,1

4.2. Darbe Testleri

Çizelge 4.3. Farklı sürelerde titreşim uygulanmış ısıtıl işlem uygulanan/uygulanmayan numunelerin darbe enerjileri

Titreşim Süresi	Kodu	Isıl işlemsiz (J)	Isıl işlemlili (J)
0	DS18	0,81	0,72
0	DS 21	0,68	0,49-1,08
25	DL17	0,99	1,44
25	DL22	0,38	0,66
30	DL14	1,05	1,12
30	DL23	0,35	0,87
40	DL16	0,60	1,20
40	DL20	0,39	0,59
50	DL15	1,25	1,22
50	DL19	0,83	1,00
50	DL24	0,49	0,68

4.3. Aşınma Testi Sonuçları

Çizelge 4 4 20 Dakika (10.000 devir) aşındırılan numunelerin ağırlık kayıpları

	Titreşim Süresi (s)	Numune Kodu	M1 (g)	M2 (g)	ΔM (g)
Isıl İşlemli	0	18	1,4097	1,3988	0,0109
	0	21	0,9543	0,9441	0,0102
	20	28	1,0676	1,0576	0,0100
	25	17	1,4089	1,4002	0,0087
	30	23	1,0118	1,0025	0,0093
	30	14	1,3496	1,3414	0,0082
	40	16	1,3994	1,3919	0,0075
	50	15	1,1828	1,1748	0,0080
	50	19	1,5250	1,5170	0,0080
Isıl İşlemsiz	0	18	1,3020	1,2922	0,0098
	0	21	0,9987	0,9921	0,0066
	20	28	0,9252	0,9185	0,0067
	25	17	1,0794	1,0707	0,0087
	30	14	1,2200	1,2109	0,0091
	40	16	1,0490	1,0414	0,0076
	50	19	1,3447	1,3400	0,0047
	50	15	1,2739	1,2650	0,0089

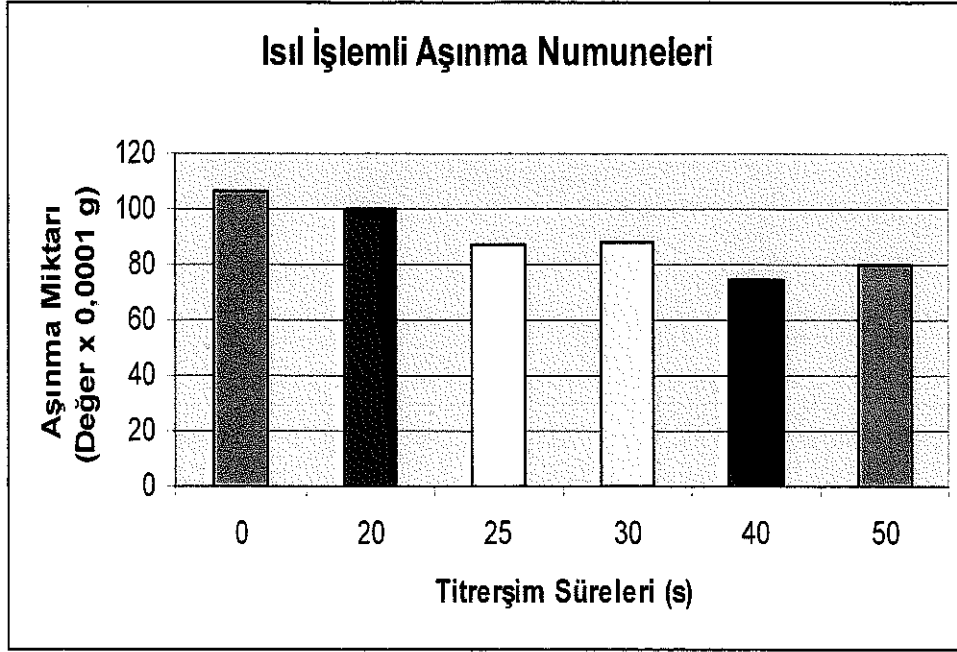
Çizelge 4.5. 60 Dakika (30 000 devir) aşındırılan sokulan numunelerin ağırlık kayıpları

	Titreşim Süresi (s)	No	M1 (g)	M2 (g)	ΔM (g)
Isıl işlemlili	0	25	0,9972	0,9407	0,0565
	50	24	0,9925	0,9610	0,0315

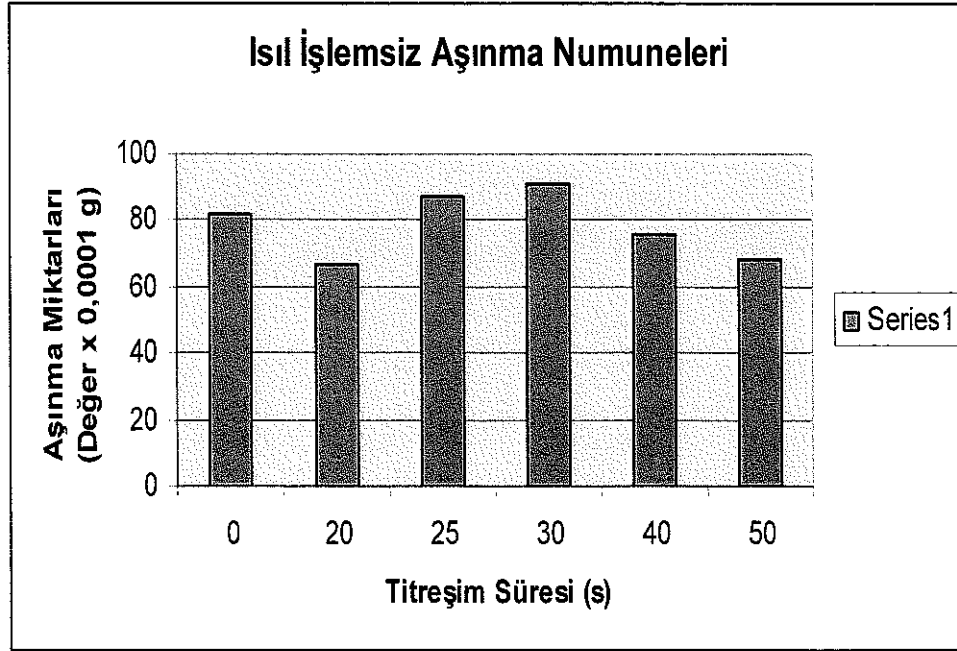
Çizelge 4.6. Aşındırılan numunelerin sürtünme kuvvetleri

Titreşim Süresi	Isıl İşlemlili Numune Fs (N)	Isıl İşlemsiz Numune Fs (N)	Aşındırma Mesafesi	Aşındırma Süresi
0 s	10,5-11,5	--	4750 m	60 dakika
0 s	7-11	9,5-13	1250 m	20 dakika
0 s	10,5	9,5-11	1250 m	20 dakika
20 s	8,5-9	11	1250 m	20 dakika
25 s	9-9,5	10,5-11	1250 m	20 dakika
30 s	8,5-9	11	1250 m	20 dakika
40 s	10,5	10,5-11,5	1250 m	20 dakika
50 s	7-8,5	10-11	1250 m	20 dakika
50 s	11-11,5	--	4750 m	60 dakika

4.4. Fotoğraf, Diyagram ve Şekiller

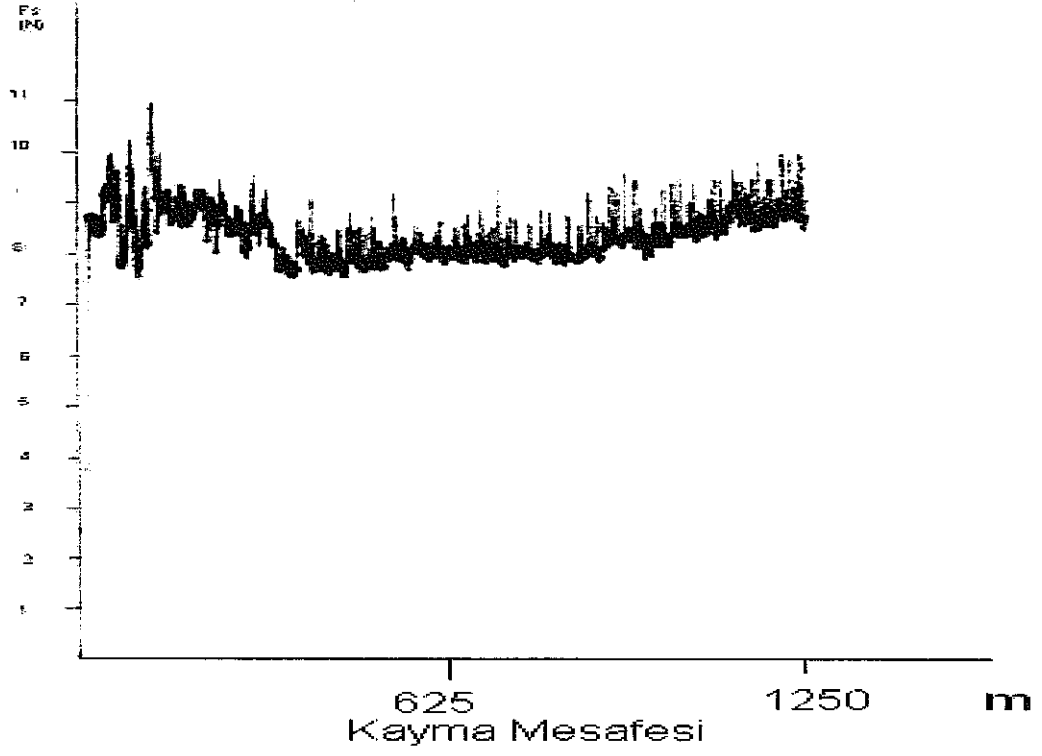


(a) Isıl işlemli aşınma numuneleri

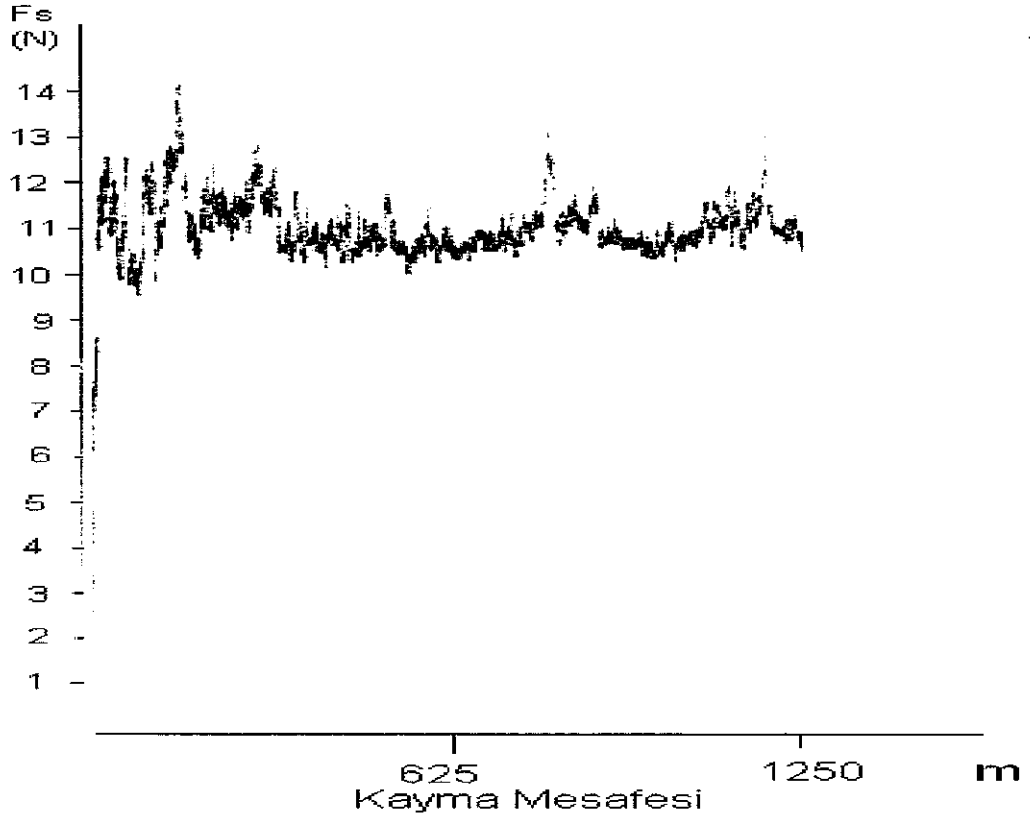


(b) Isıl işlemsiz aşınma numuneleri

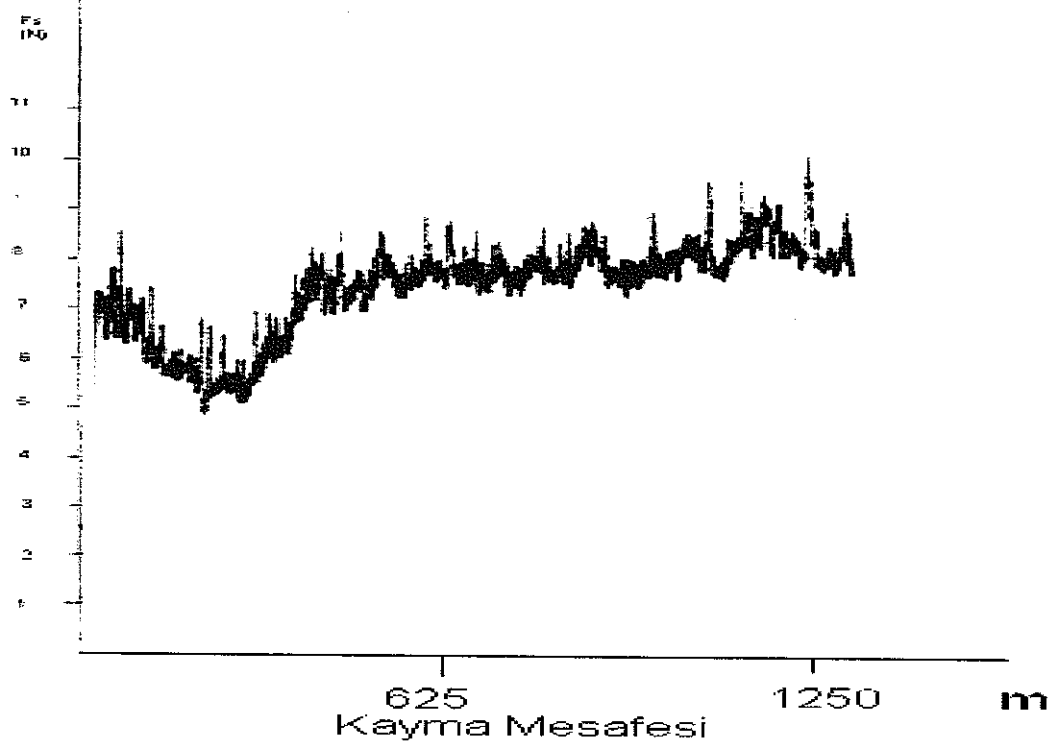
Şekil 4.1. Aşınma testinde numunelerdeki aşınma miktarını gösteren diyagram



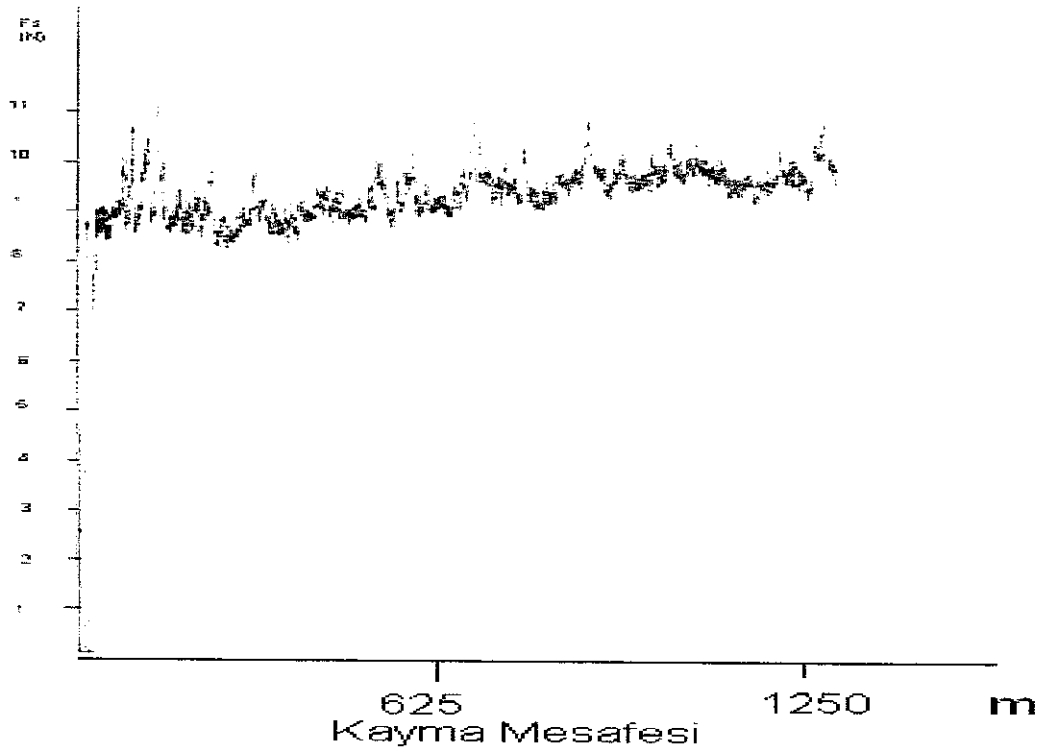
Şekil 4.2. Isıl işlemlili 30 s ultrason uygulanmış numune



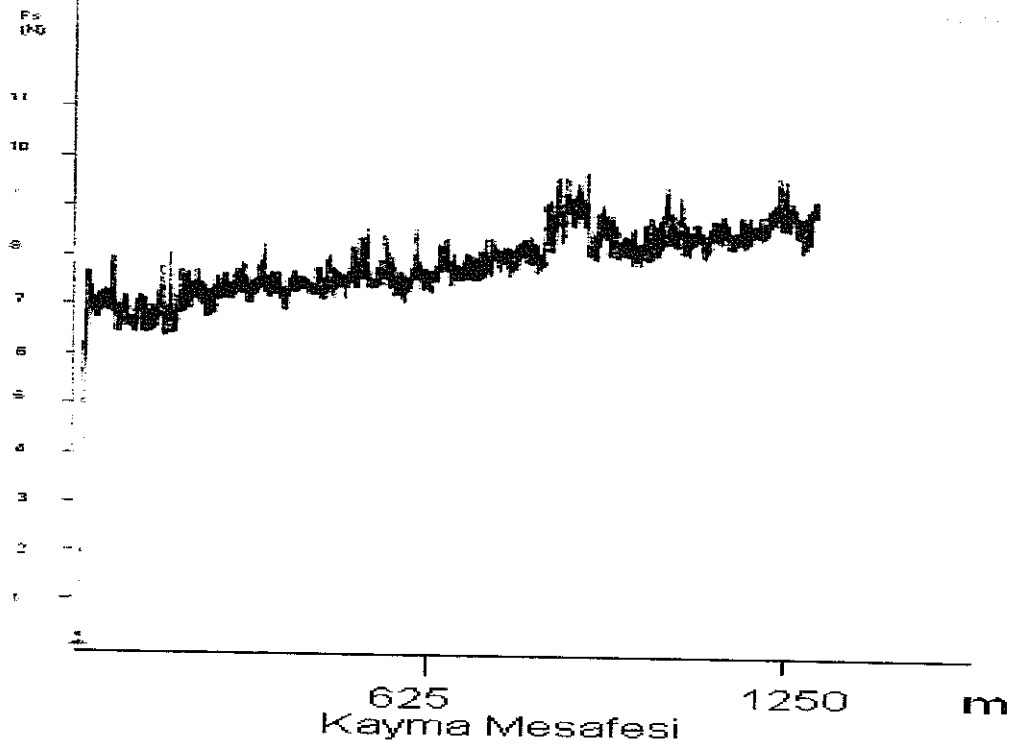
Şekil 4.3. Isıl işlemsiz 30 s ultrason uygulanmış numune



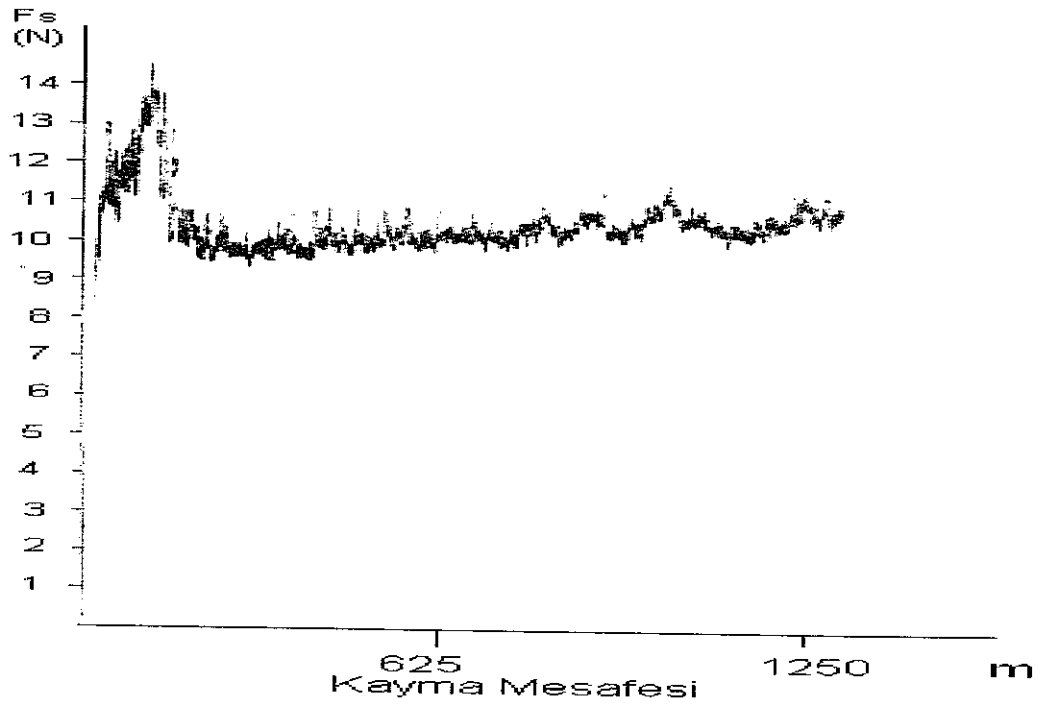
Şekil 4.4. Isıl işlemlili 20 s ultrason uygulanmış numune



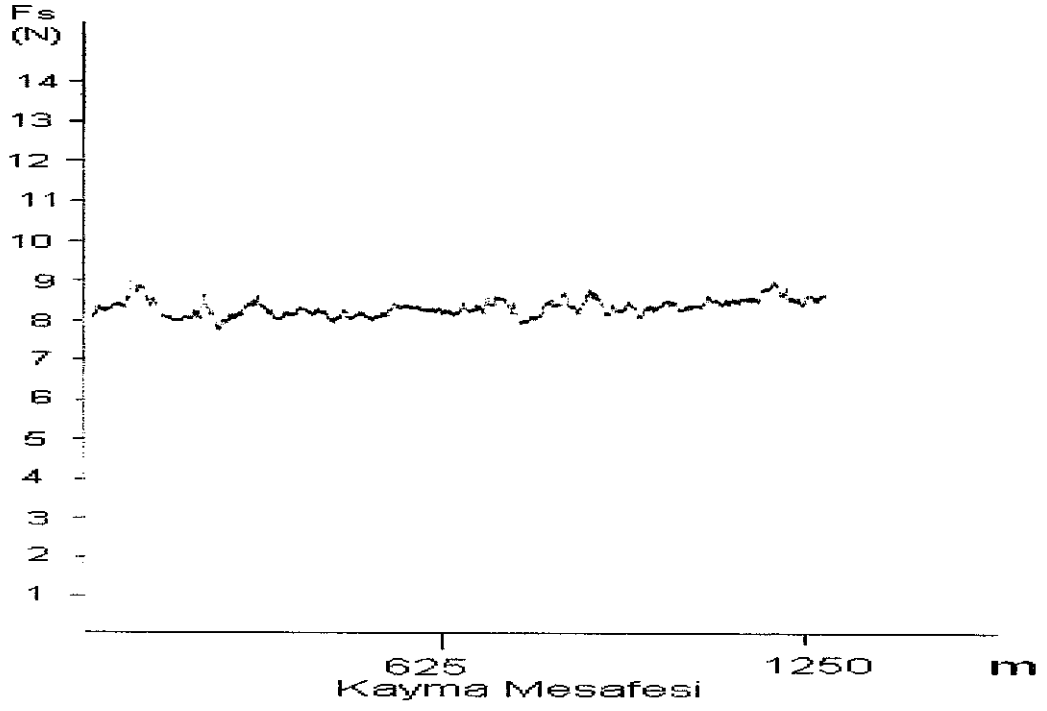
Şekil 4.5. Isıl işlemsiz 20 s ultrason uygulanmış numune



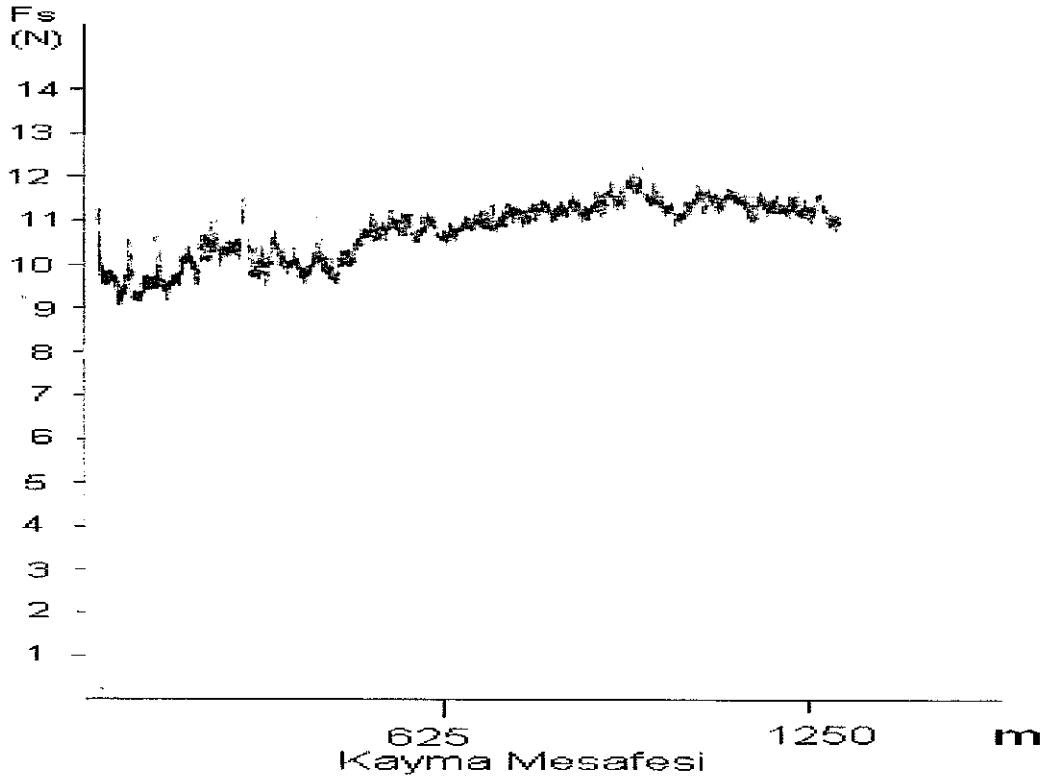
Şekil 4.6. Isıl işlemlili 50 s ultrason uygulanmış numune



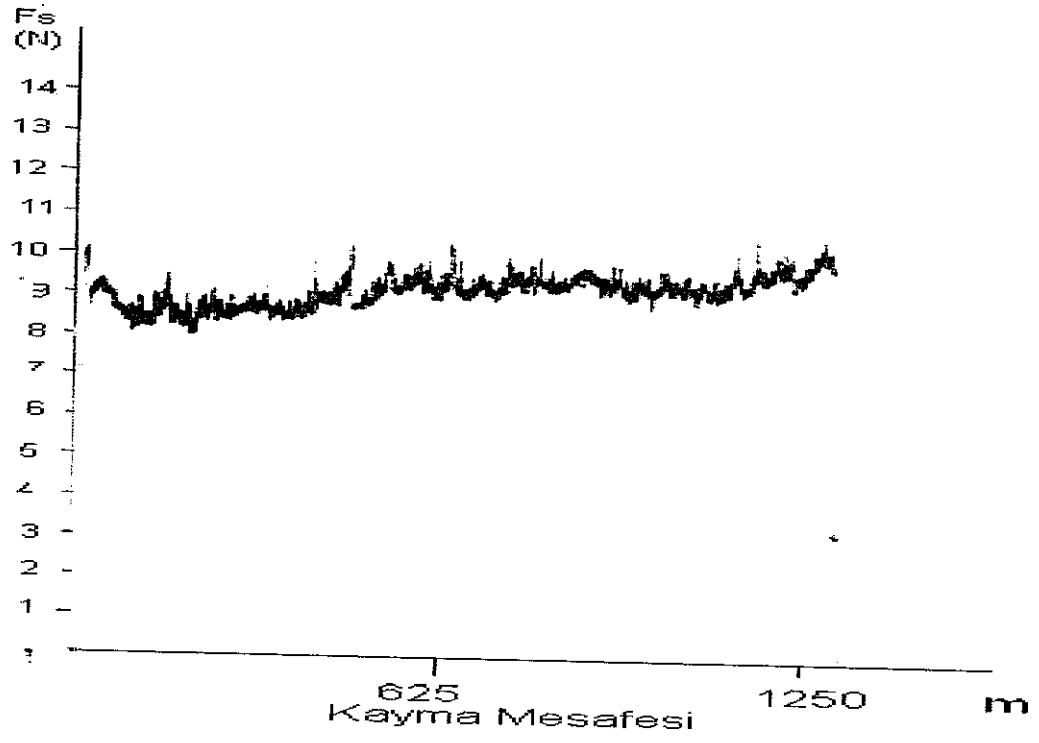
Şekil 4.7. Isıl işlemsiz 50 s ultrason uygulanmış numune



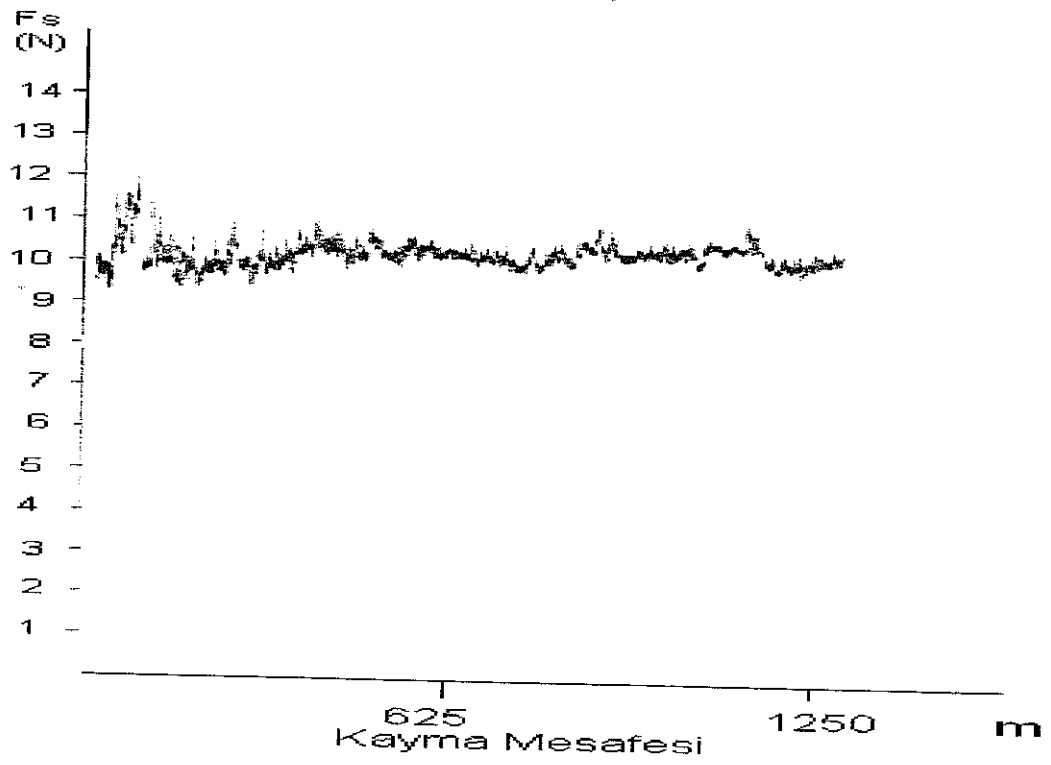
Şekil 4.8. Isıl işlemlı 40 s ultrason uygulanmış numune



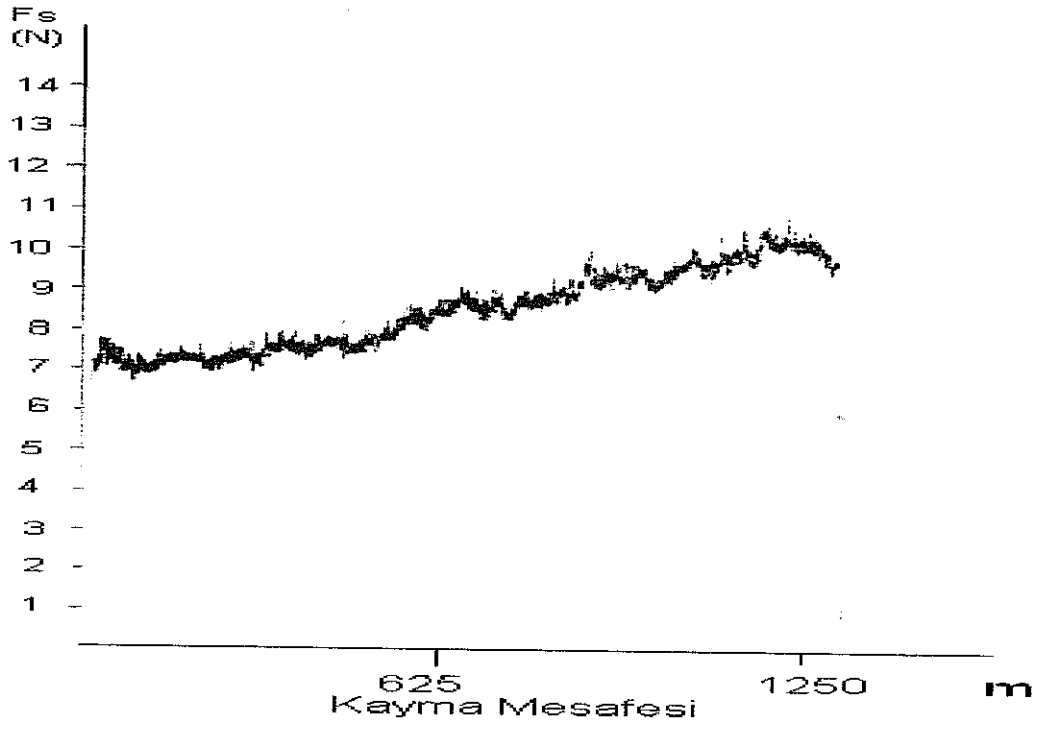
Şekil 4.9. Isıl işlemsız 40 s ultrason uygulanmış numune



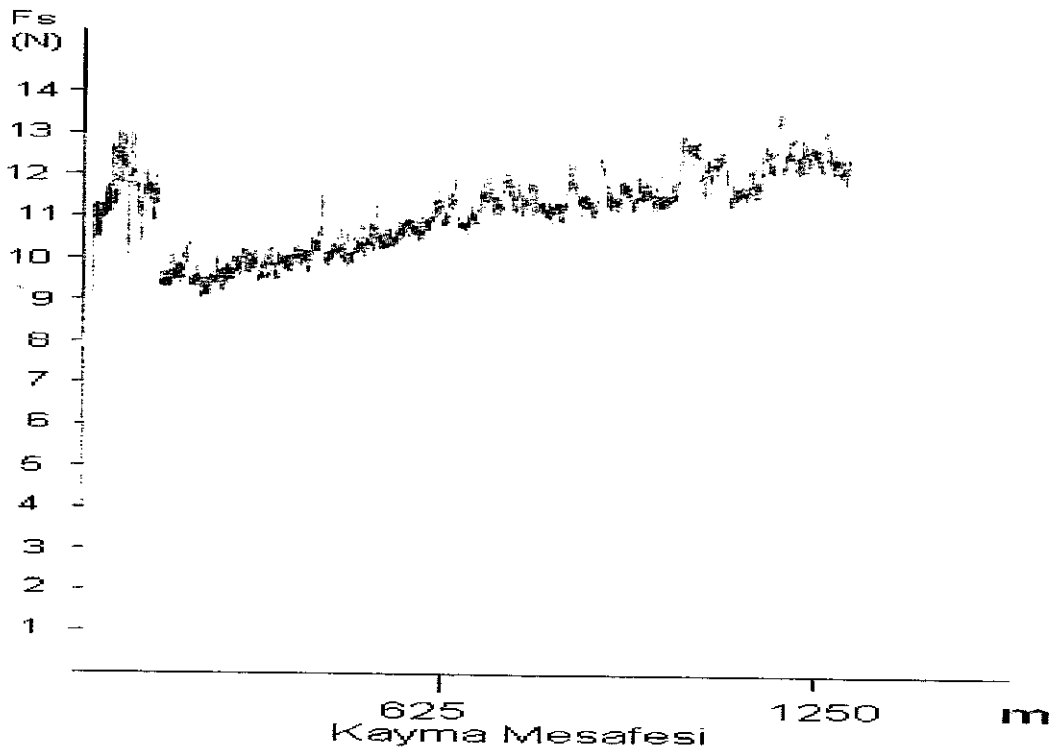
Şekil 4.10. Isıl işlemlili 25 s ultrason uygulanmış numune



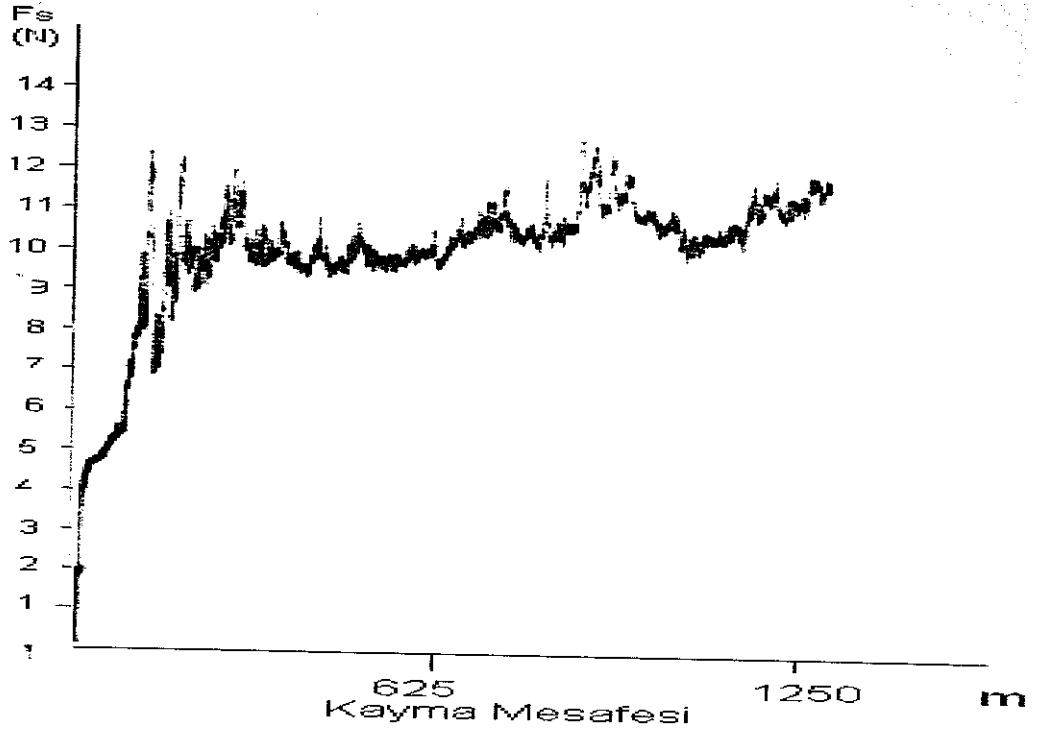
Şekil 4.11. Isıl işlemsiz 25 s ultrason uygulanmış numune



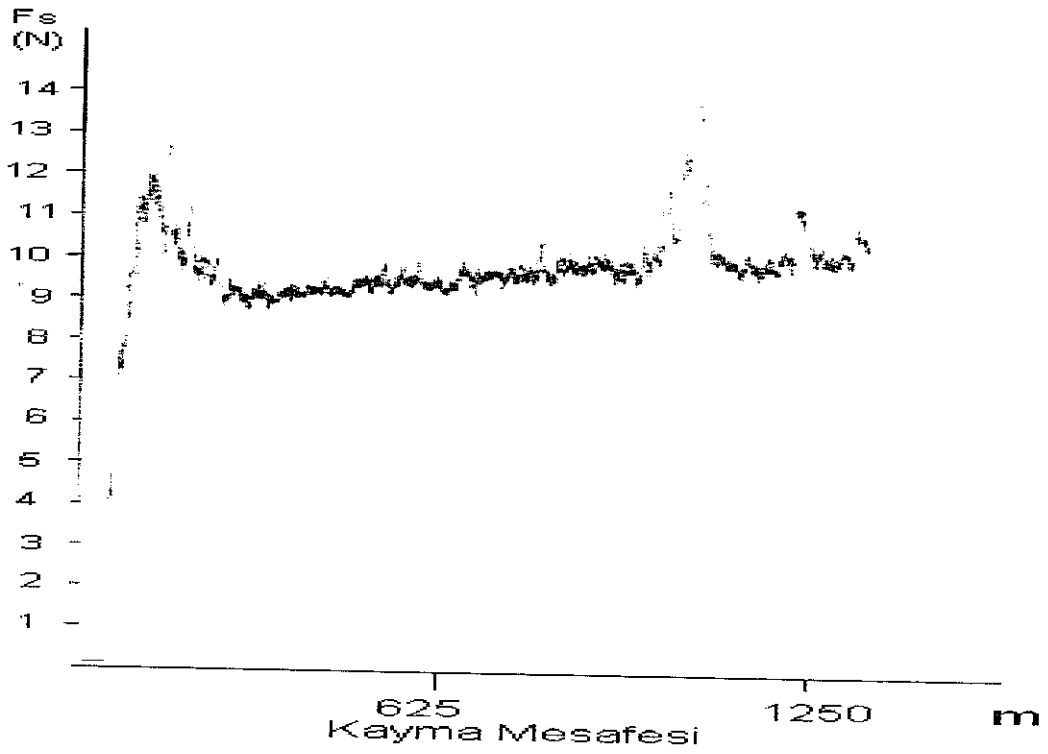
Şekil 4.12. Isıl işlemlili ultrason uygulanmamış numune



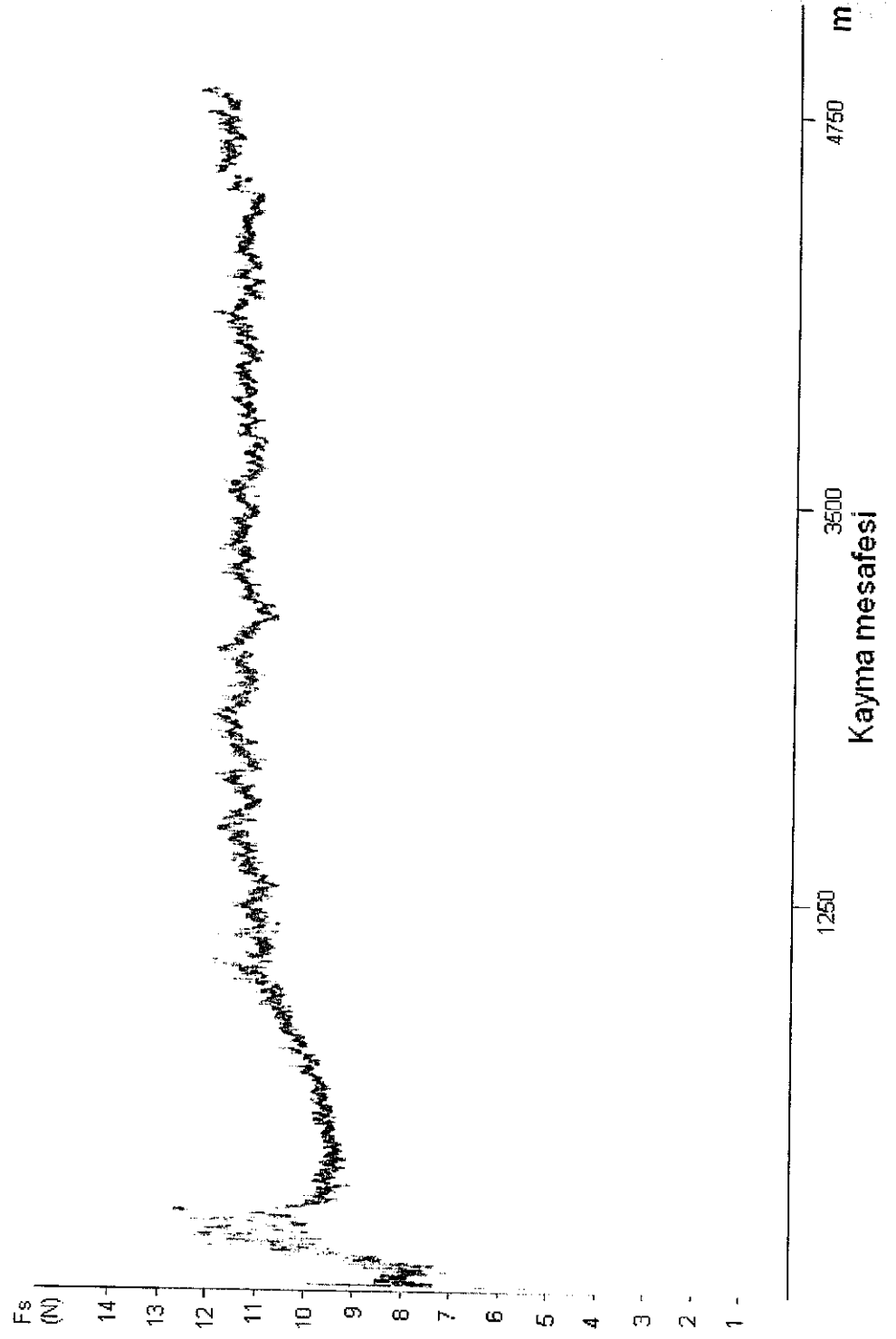
Şekil 4.13. Isıl işlemsiz ultrason uygulanmamış numune



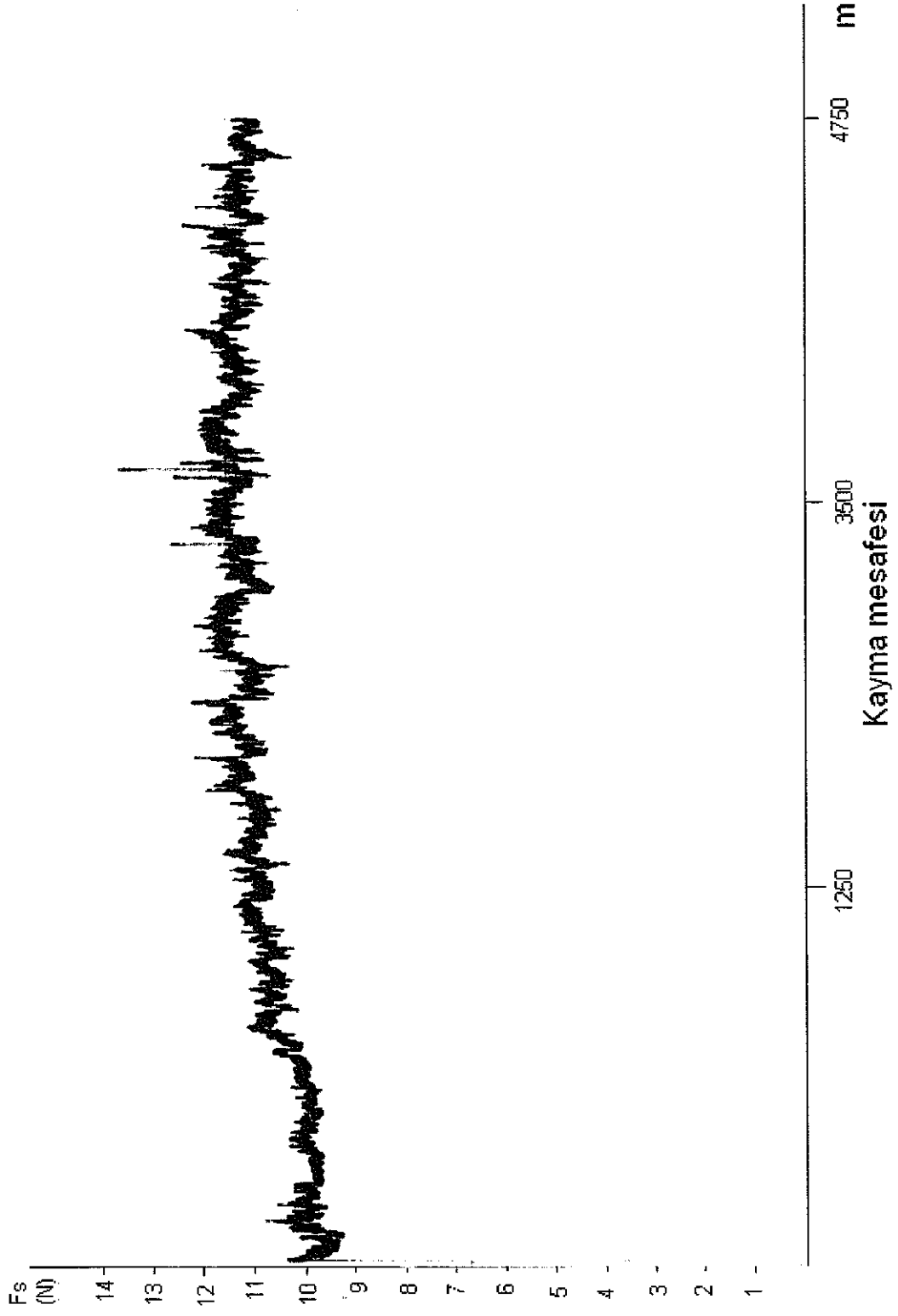
Şekil 4.14. Isıl işlemlili ultrason uygulanmamış numune



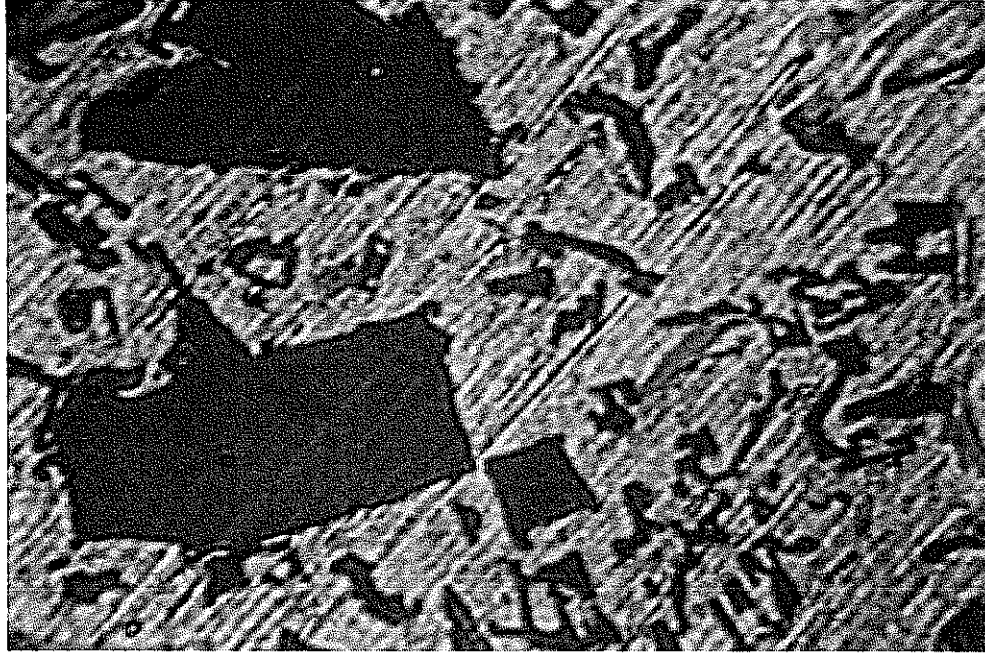
Şekil 4.15. Isıl işlemsiz ultrason uygulanmamış numune



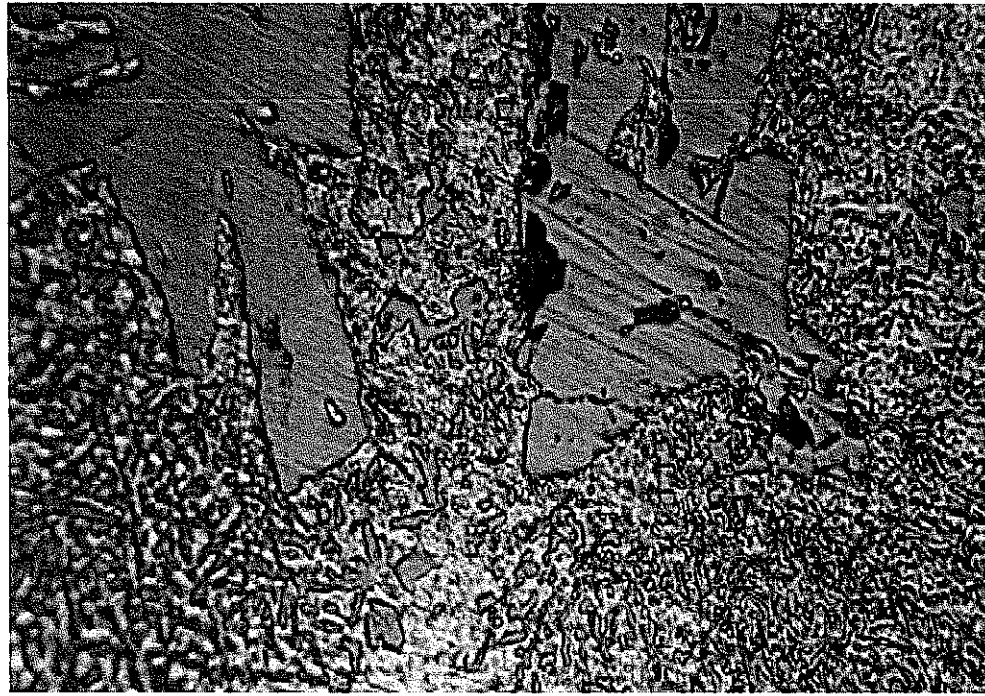
Şekil 4 16. Isıl işlemlı 50 s ultrason uygulanmış numune



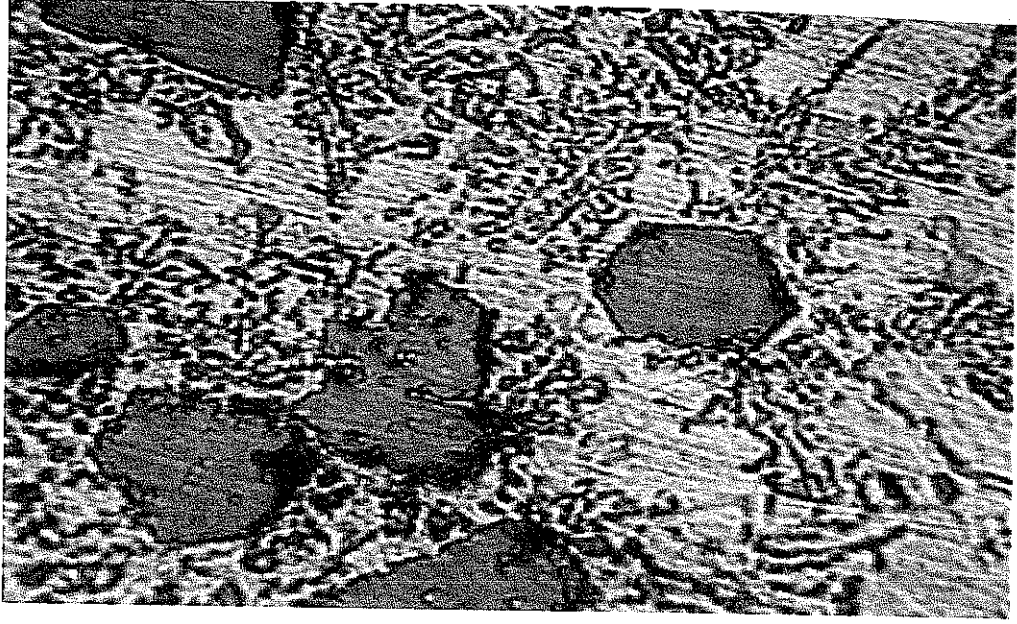
Şekil 4.17. Isıl işlemlili ultrason uygulanmamış numune



(a) 400 Büyütme

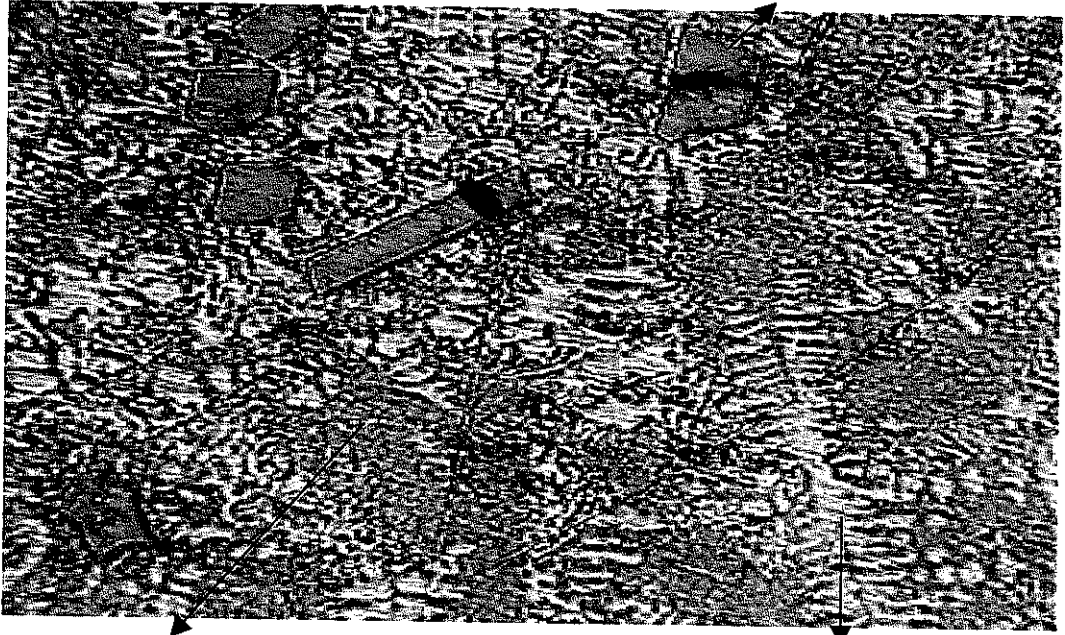


(b) 400 Büyütme



(c) 200 Büyütme

Primer Silisyum Kristali



Ötektik Yapı

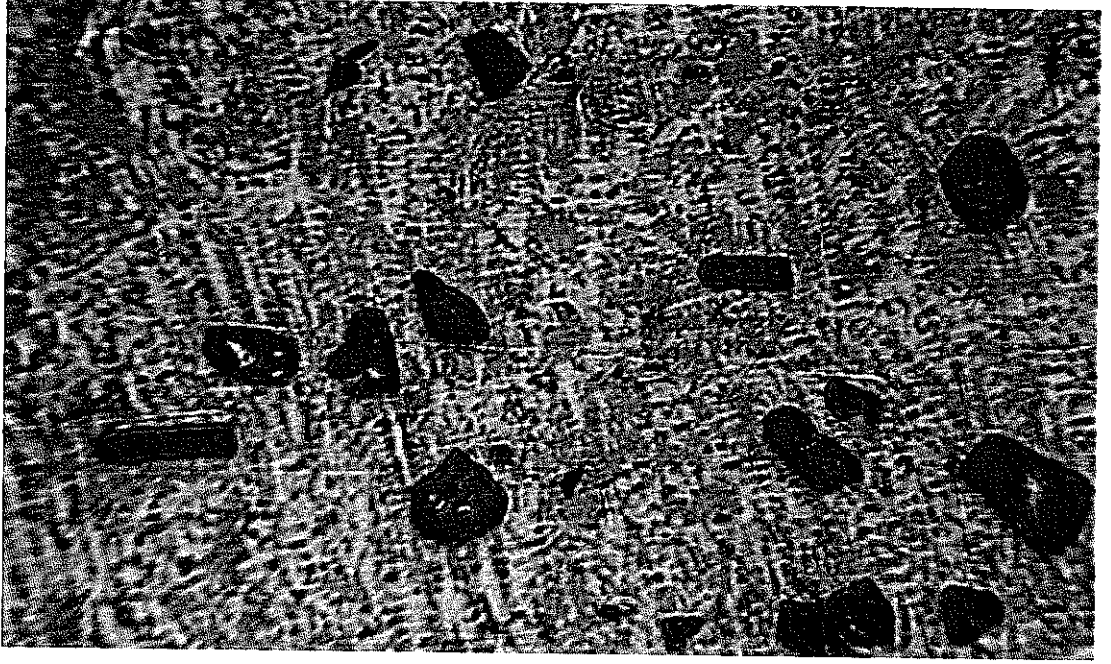
Dendritik Yapı

(d) 50 Büyütme

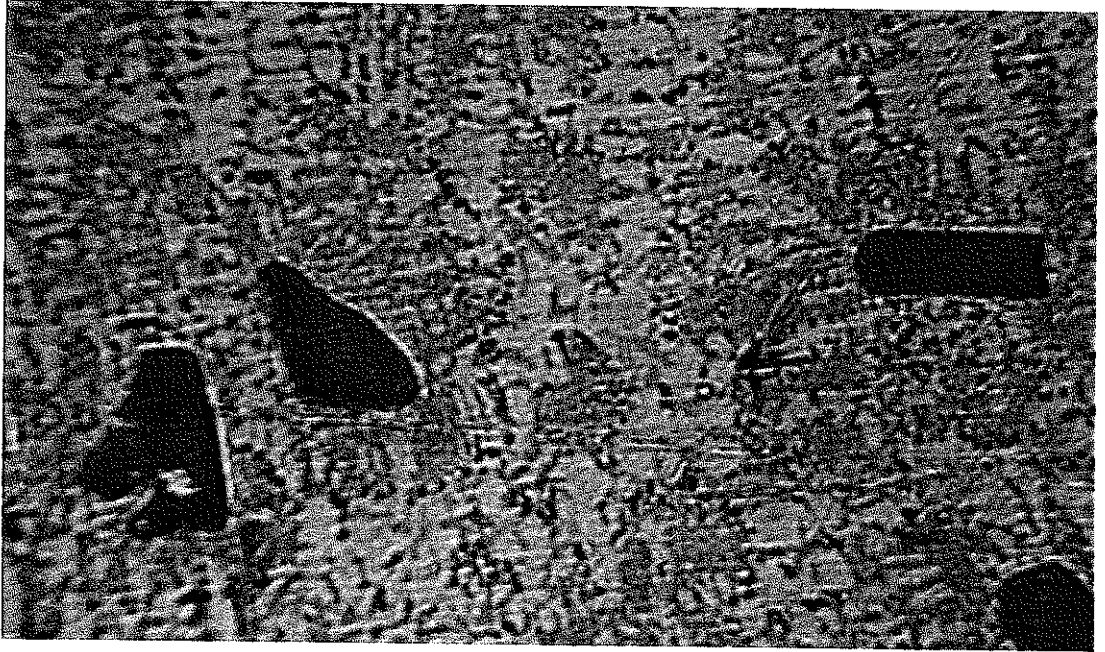
Şekil 4 18. Titreşim uygulanmayan numunenin döküm sonrası optik mikroskobunda çeşitli büyütmelerdeki mikroyapısı

Numunelerdeki ana faktör primer Si kristalleridir. Titreşim ve ısı işlem uygulanmayan numunelerde Şekil 4.18 (a),(b),(c),(d) silisyumun çok büyük ve sivri

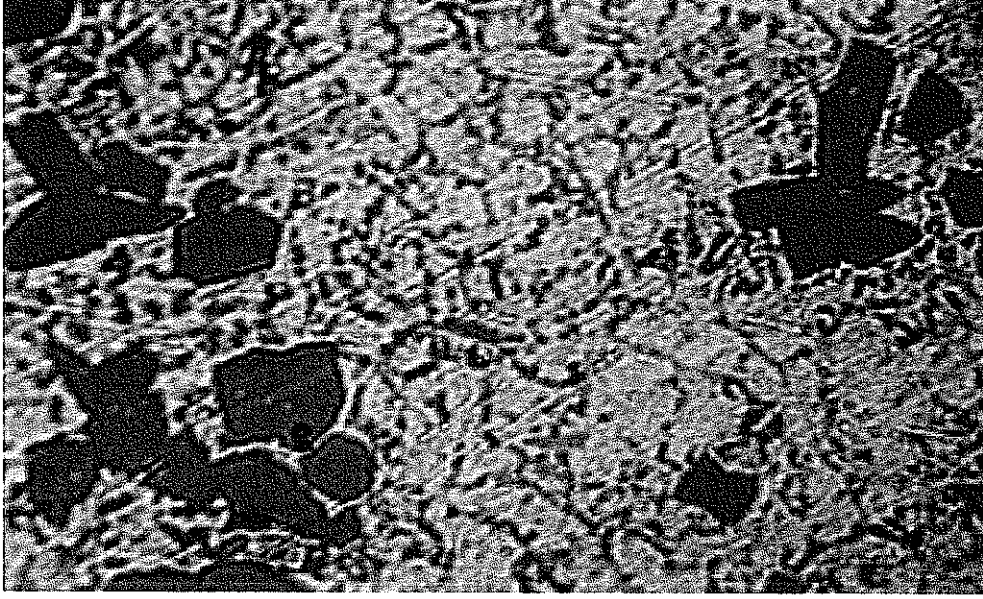
köşelerinin olması darbe enerjisini kötü etkilemektedir. Ötekte ise heterojen bir dağılım görülmektedir.



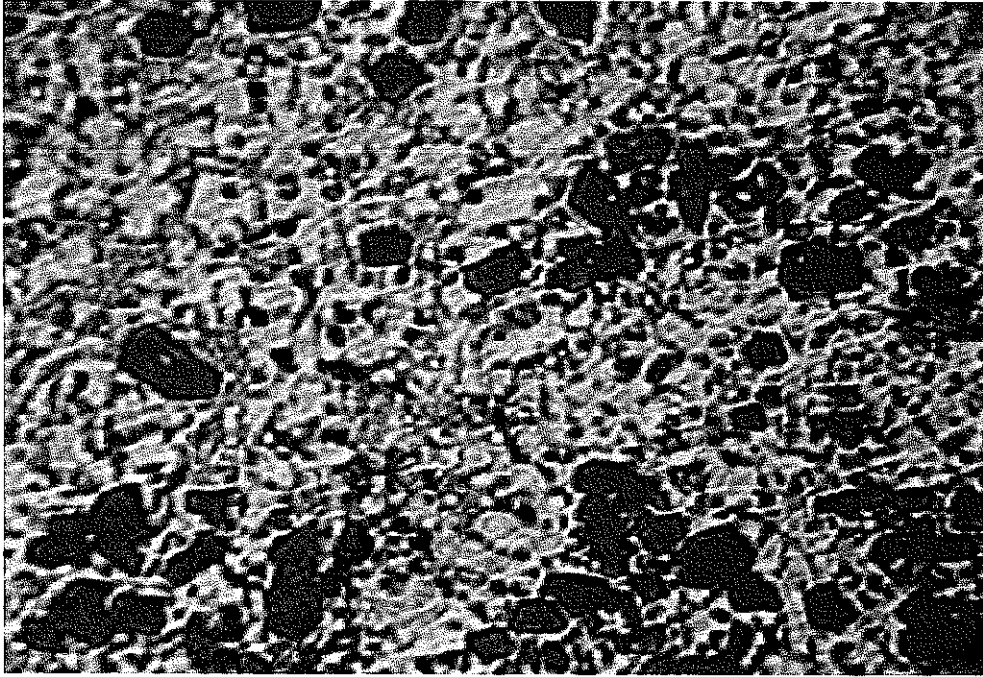
(a) 50 Büyütme



(b) 100 Büyütme



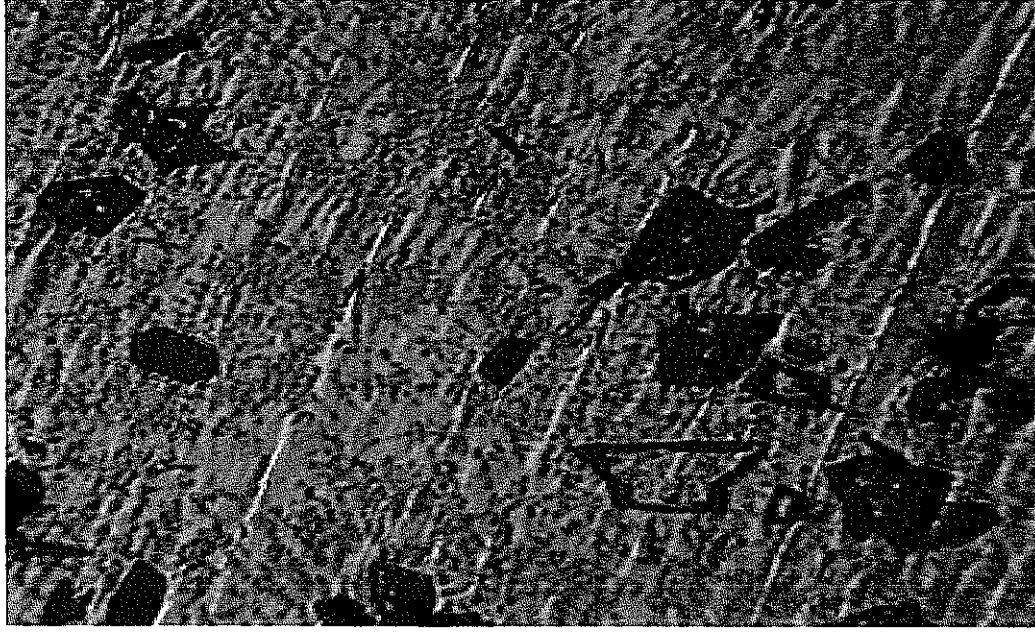
(c) 200 Büyütme



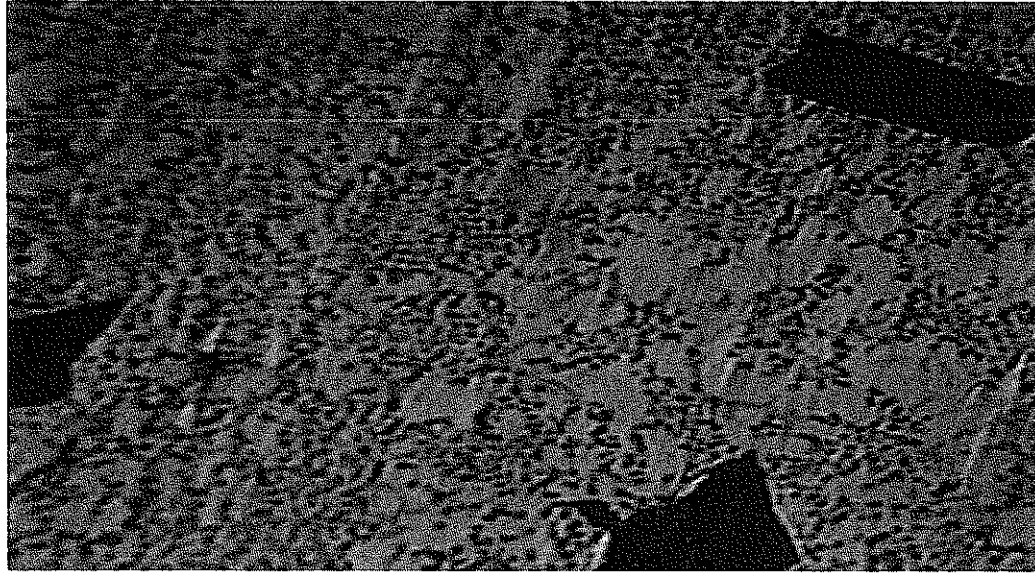
(d) 100 Büyütme

Şekil 4.19. Titreşim uygulanan numunenin döküm sonrası optik mikroskopunda çeşitli büyütmelerdeki mikroyapısı

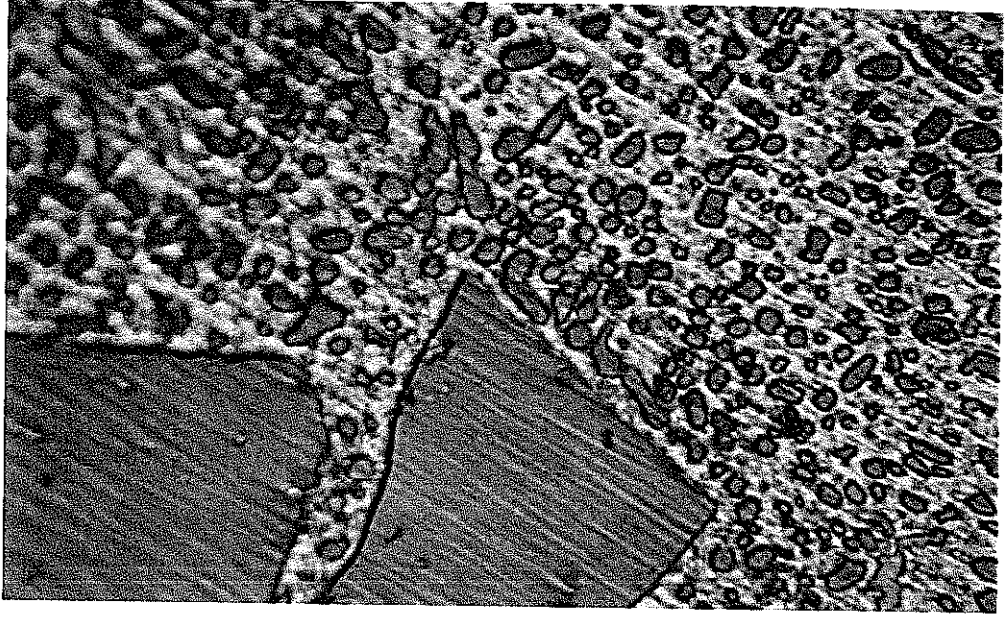
Titreşimin etkisi büyük primer silisyumların parçalanmasına yetmemektedir. Fakat Şekil 4.19 (a) ve (b) de görüldüğü üzere primer silisyumların köşelerinde yuvarlaklaşmalar görülmüştür. Sivri köşelerin kısmen ortadan kaldırılmış olması mekanik özellikleri iyileştirmiş olabilir



(a) 50 Büyütme



(b) 100 Büyütme



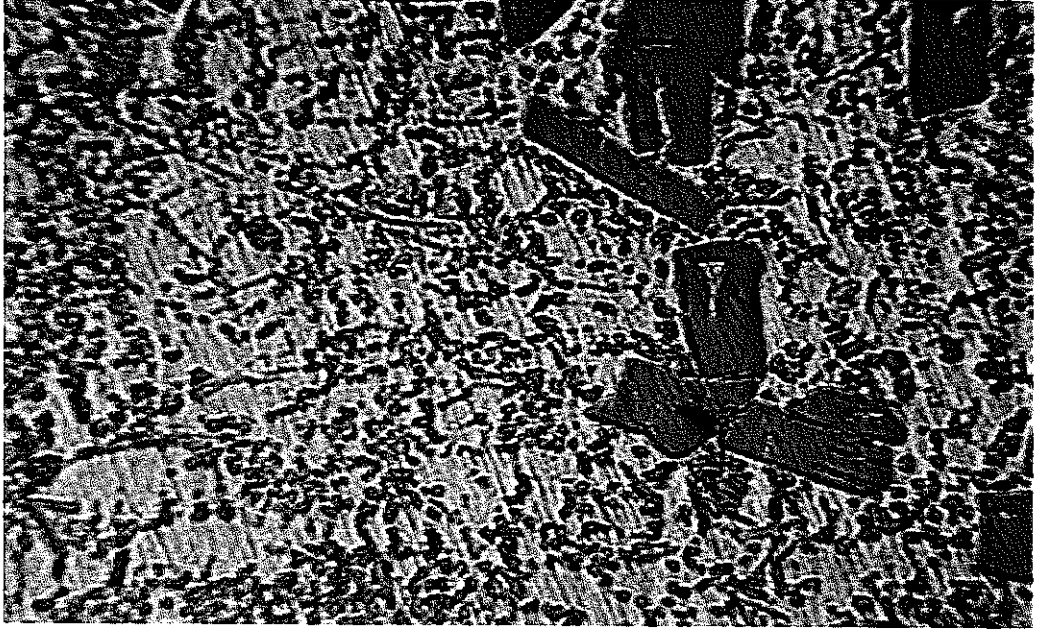
(c) 400 Büyütme



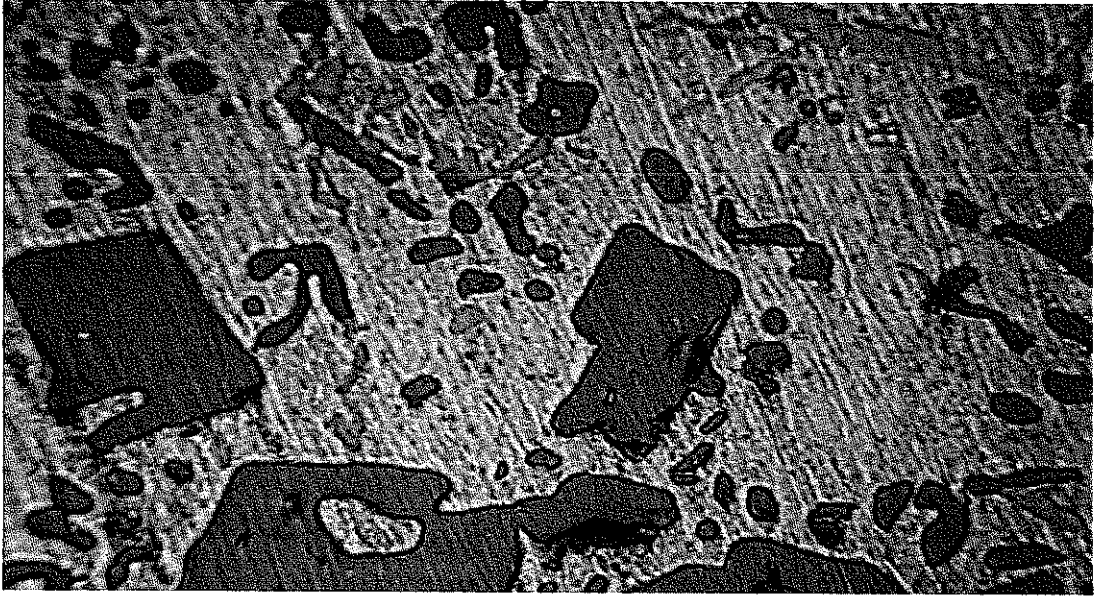
(d) 100 Büyütme

Şekil 4.20 Titreşim uygulanmayan numunenin ısıtma işlemi sonrası optik mikroskopunda çeşitli büyütme düzeylerindeki mikroyapısı

Şekil 4.20 (a), (b), (c) ve (d) den de görüldüğü üzere numuneye uygulanan ısıtma işleminin titreşim uygulanmadan çok fazla olumlu etkisi görülmemektedir. Primer silisyum taneleri halen iri ve sivri köşelere sahiptir.



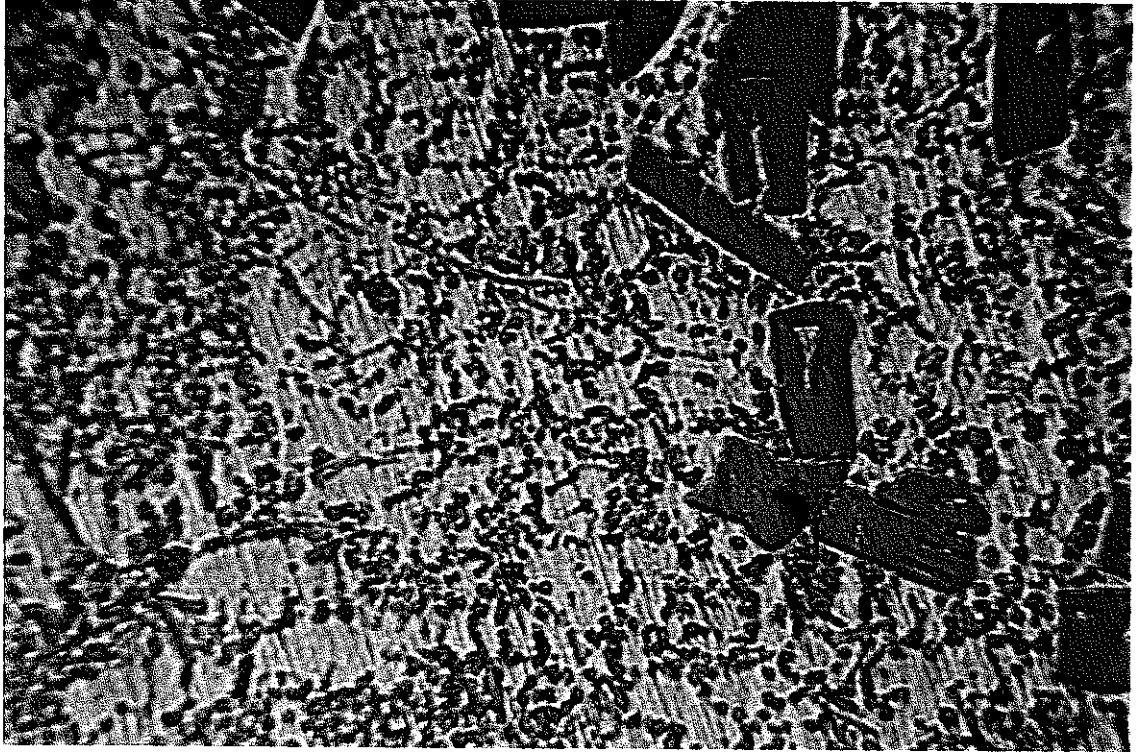
(a) 100 Büyütme



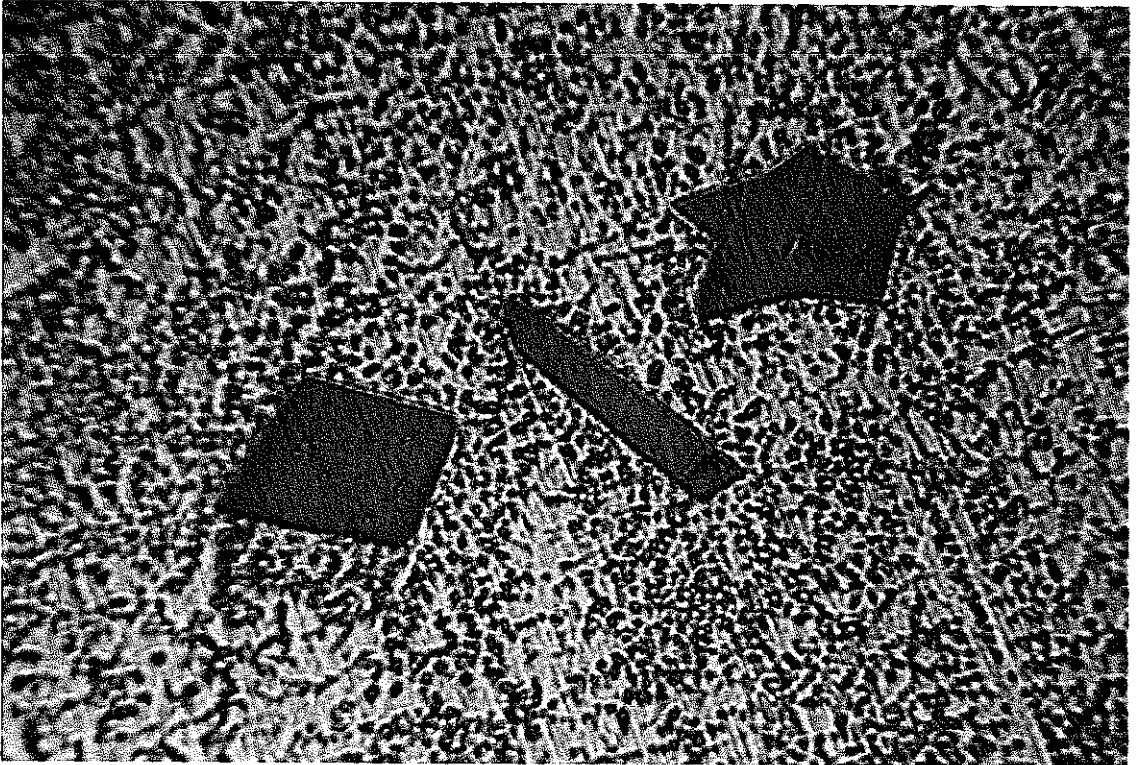
(b) 400 Büyütme

Şekil 4.21. Titreşim uygulanan numunelerin ısı işlem sonrası optik mikroskopta çeşitli büyütmelerdeki mikroyapısı

Titreşimli dökülen numunelerde ısı işlem sonunda Şekil 4.21 (a) ve (b) de görüldüğü üzere primer silisyum taneleri küçülmüştür. Ötekte bulunan Si taneleri nispeten küçülmüş ve homojen dağılmışlardır. Primer silisyum tanelerinde keskin köşeler azalmıştır.

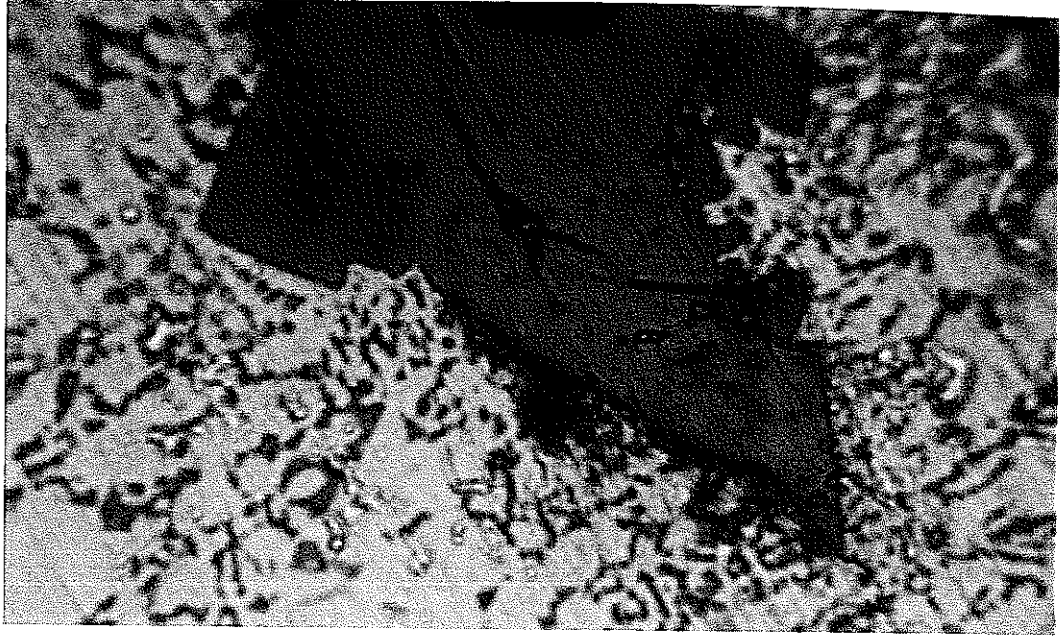


(a) 100 Büyütme

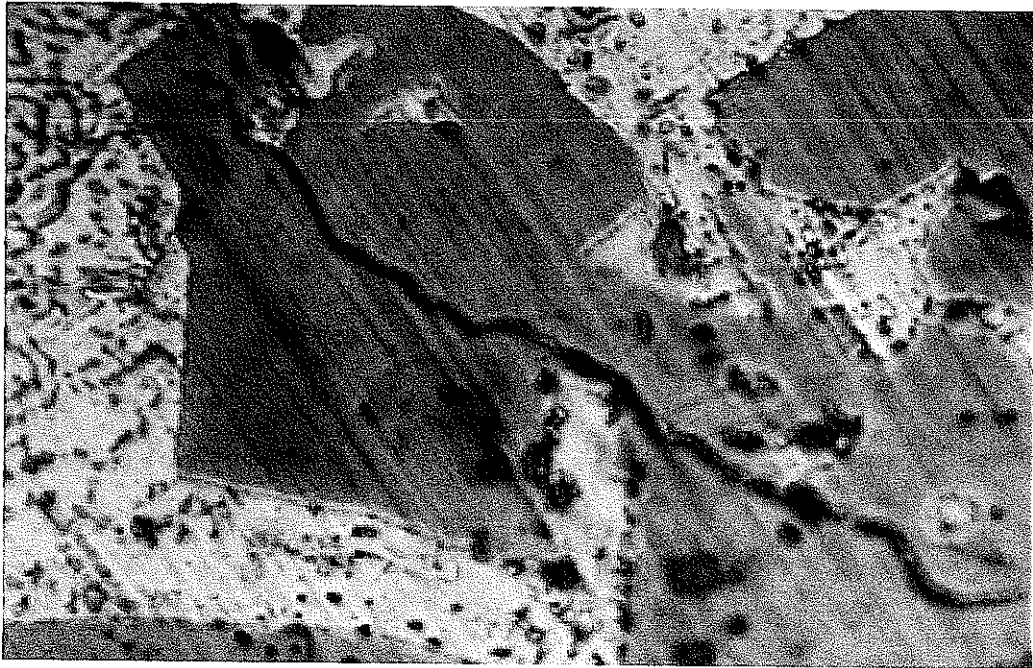


(b) 200 Büyütme

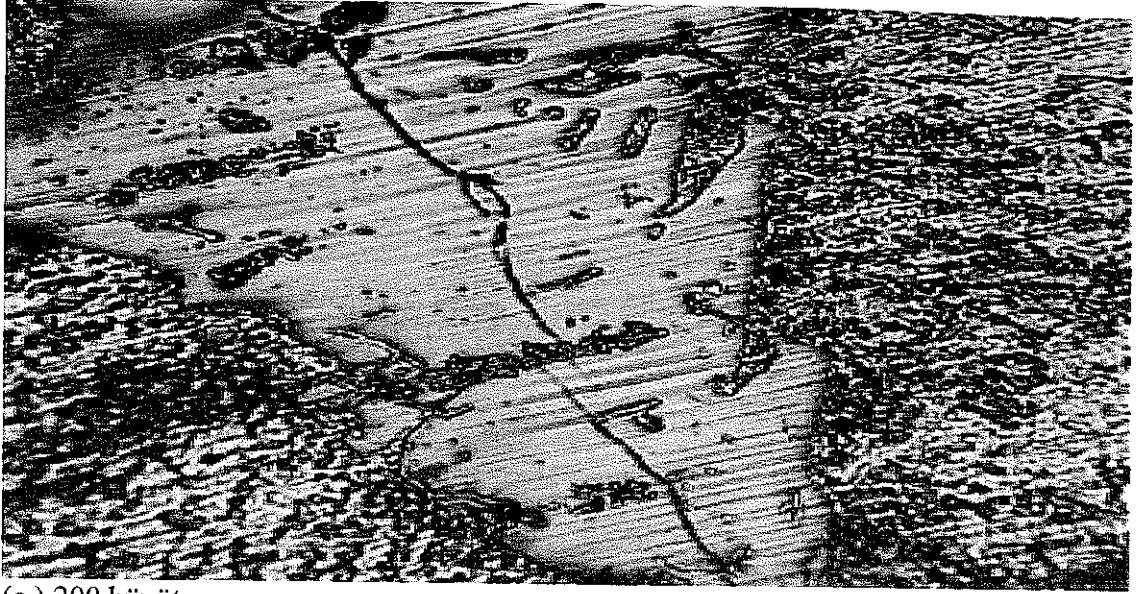
Şekil 4.22 Isıl işlem uygulanan numunelerde ötektitğin homojenleşmesi



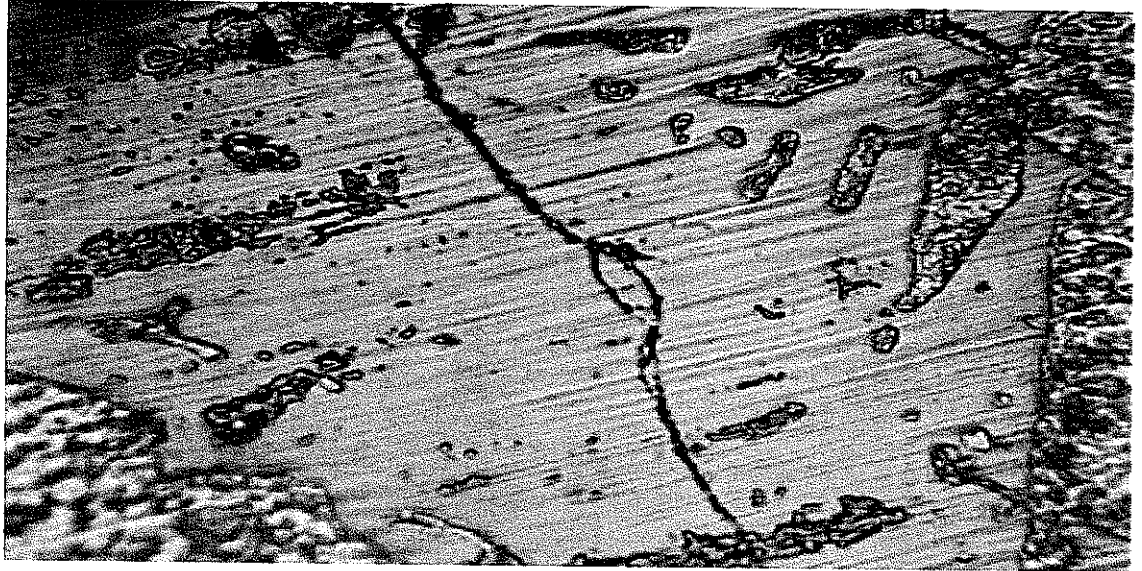
(a) 400 Büyütme



(b) 400 Büyütme



(c) 200 büyütme



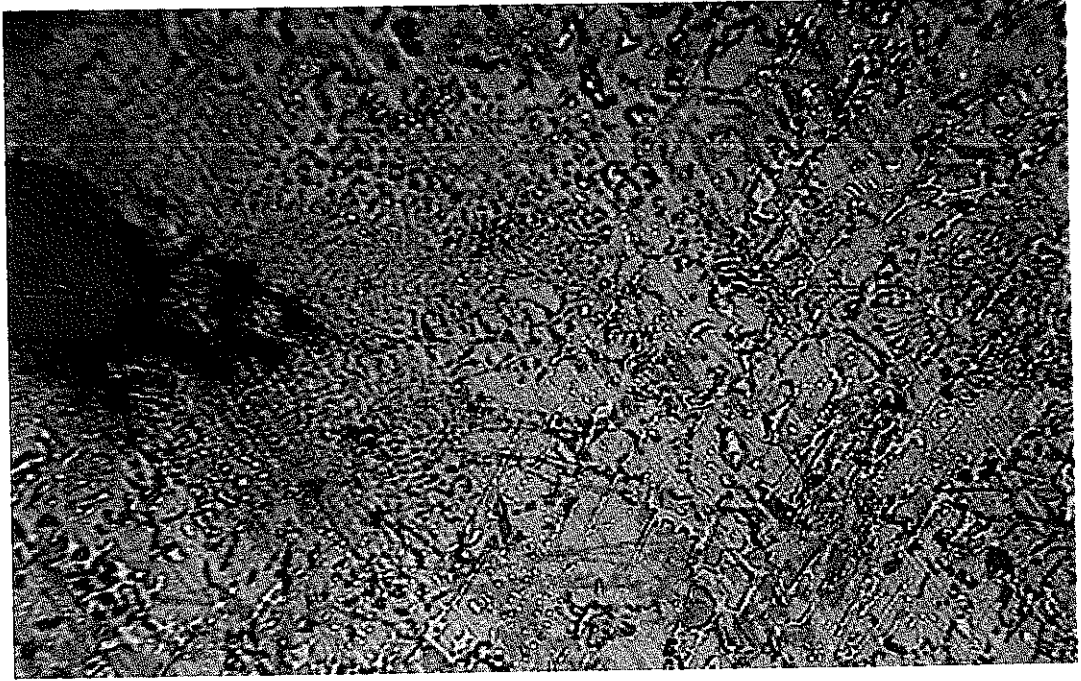
(d) 400 büyütme

Şekil 4.23. Titreşimsiz dökülen ve ısı işlem uygulanmamış numunede darbe testinden sonra tespit edilen bazı primer silisyum kristallerinde transgranüler kırılma çatlakları

Titreşimsiz dökülen ve ısı işlem uygulanmamış numunenin darbe testinde mikroyapıda oluşan primer Si kristali çatlakları optik mikroskopta Şekil 4.23 te görülmektedir. Bunun sebebi ise primer silisyum tanelerinin köşeli ve keskin hatlara sahip olmasıdır.



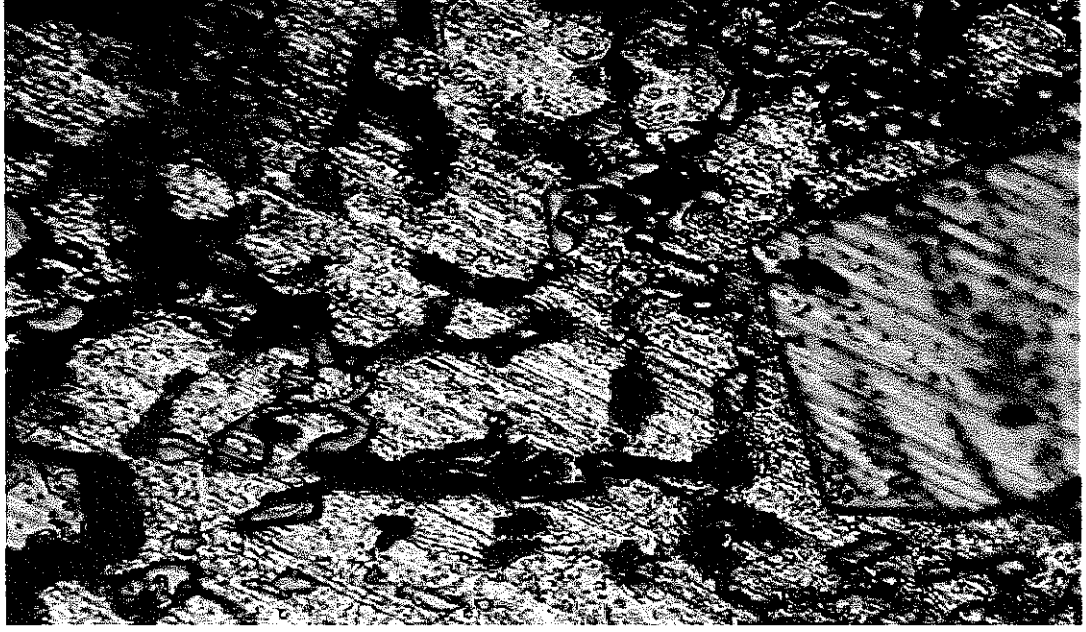
(a) 50 Büyütme



(b) 200 Büyütme

Şekil 4.24. Isıl işlemsiz numunenin korozyon deneyinden sonra optik mikroskobu görüntüsü

Isıl işlemsiz numunede korozyon sadece Si etrafında görülmektedir. Bkz. Şekil 4 24



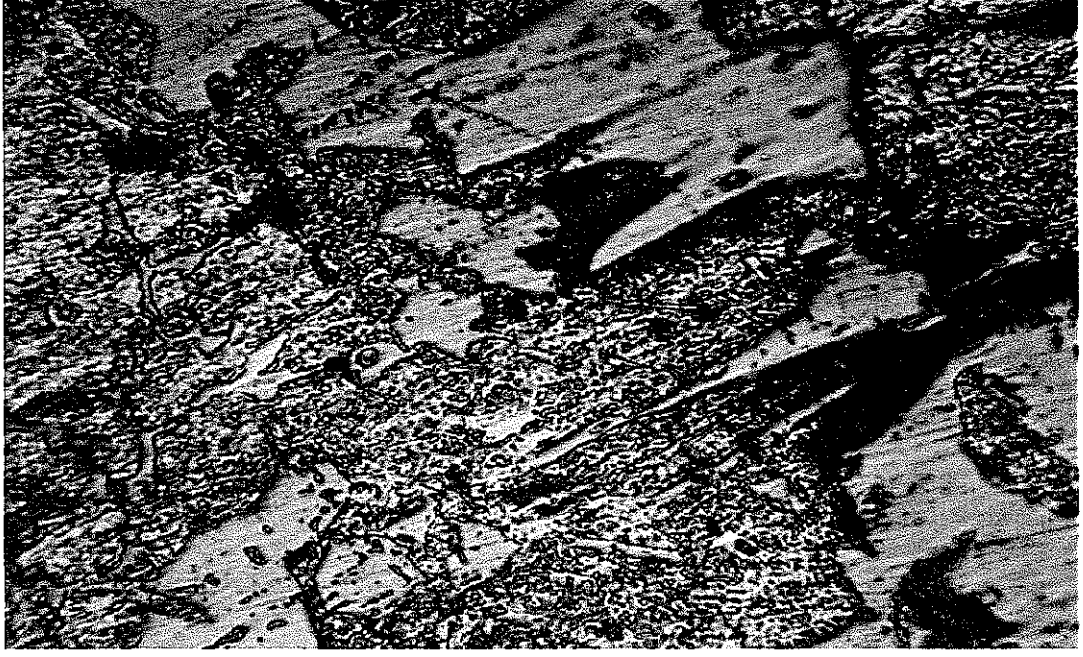
(a) 400 Büyütme



(b) 400 Büyütme

Şekil 4.25. Isıl işlemlenmiş numunelerde tane sınırı korozyonunun optik mikroskopunda görüntüsü

Şekil 4.25 te korozyon ısıl işlemlenmiş numunelerde tane sınırında belirgin ve kalın bir şekilde görülüyor.



(a) 400 Büyütme



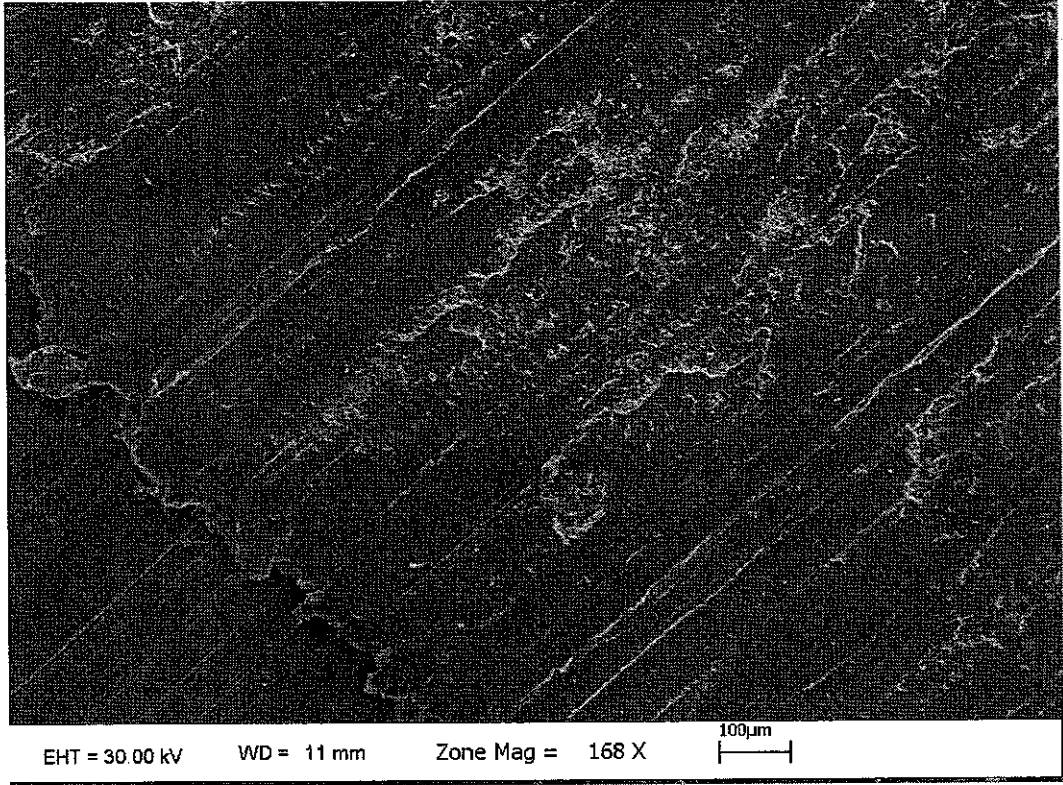
(b) 100 Büyütme

Şekil 4.26. Isıl işlemsiz korozyonlu numunelerin optik mikroskobunda elde edilen görüntüleri

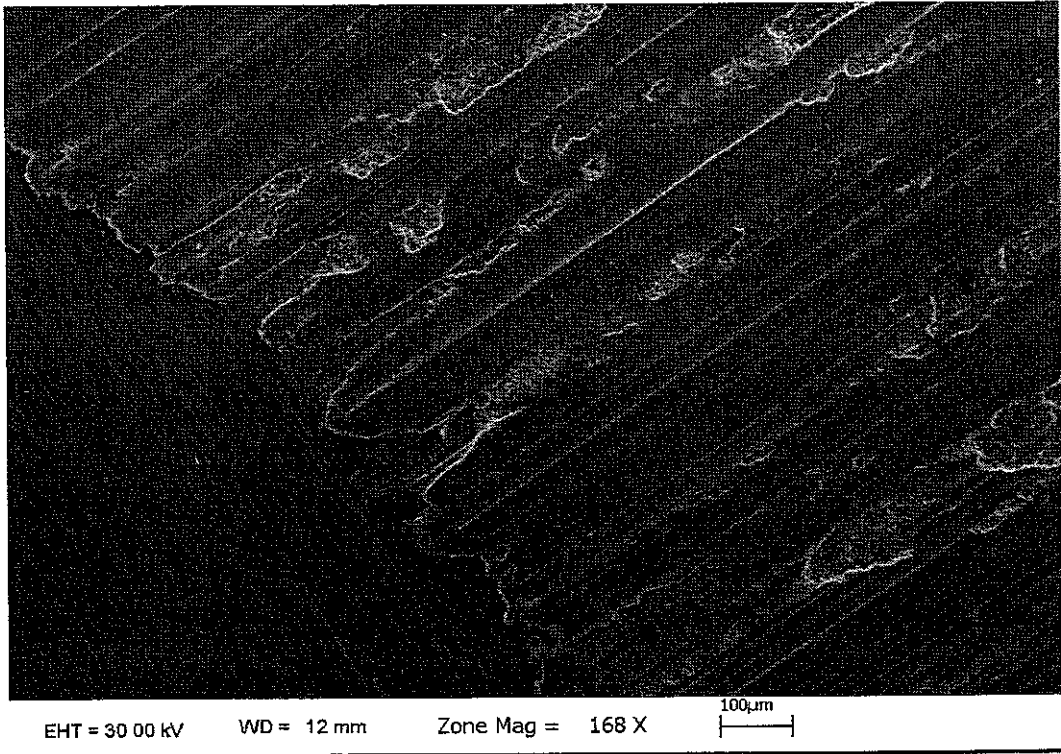
Şekil 4.26 dan anlaşılacağı üzere korozyon, ısıl işlemsiz numunelerde tane sınırını etkilemediği görülmektedir.



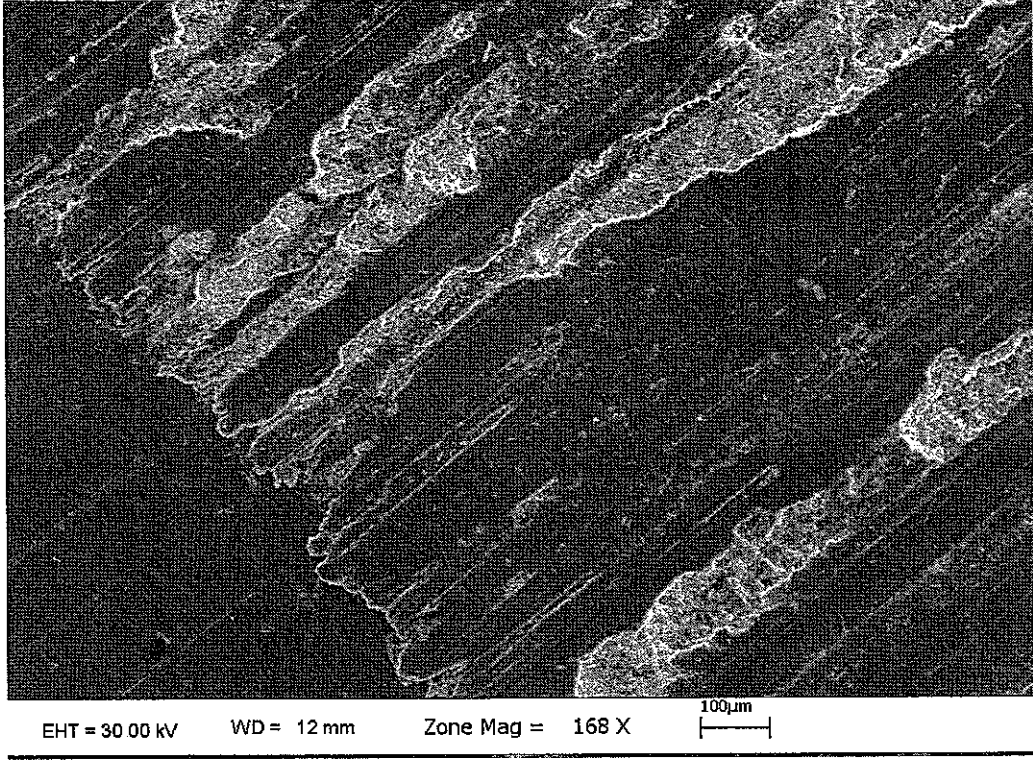
Şekil 4 27. Si taneciğinde ikizlenme oluşumu



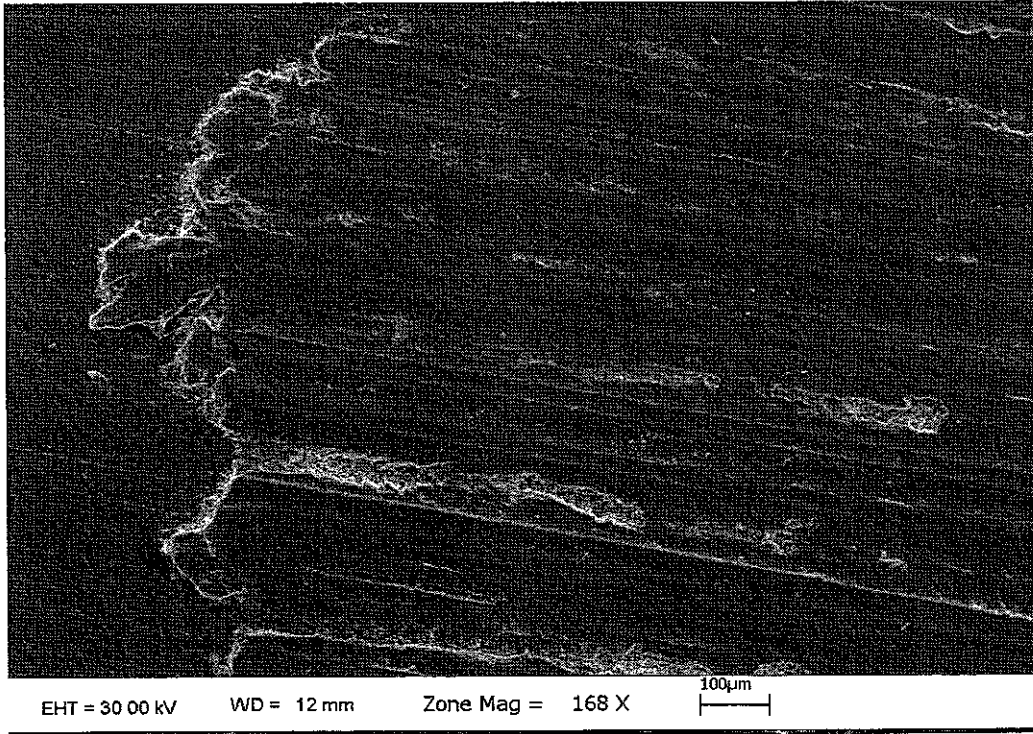
Şekil 4.28 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x.



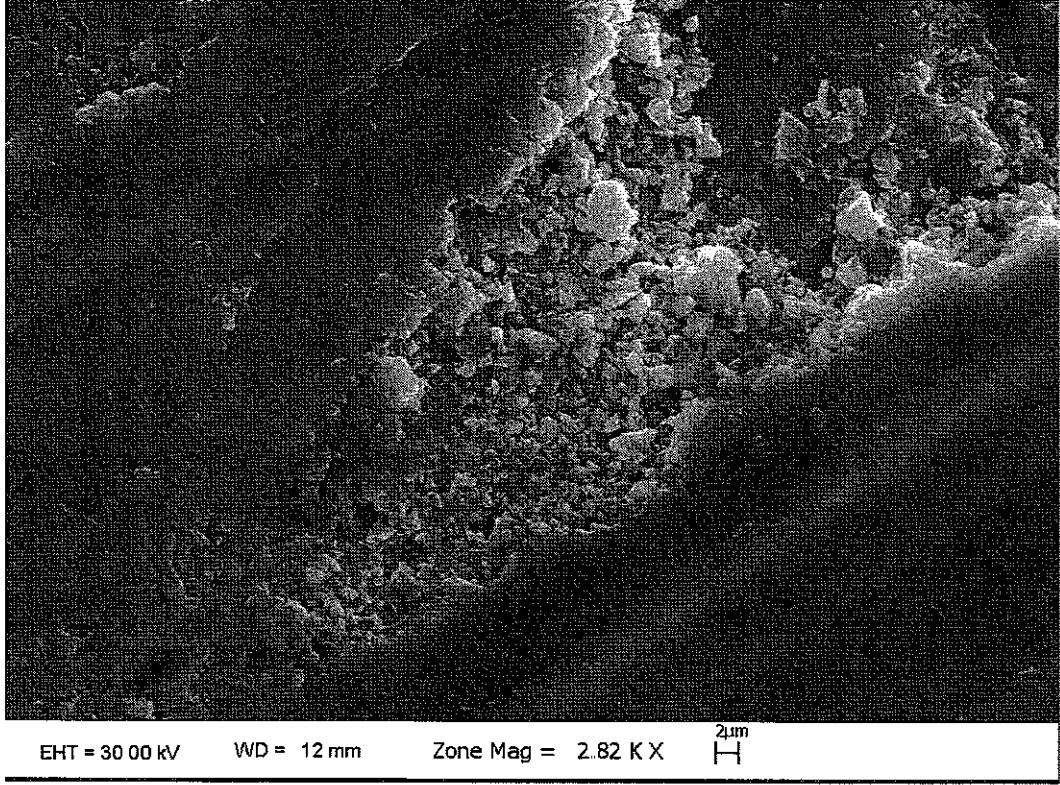
Şekil 4.29 Isıl işlemlili titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x.



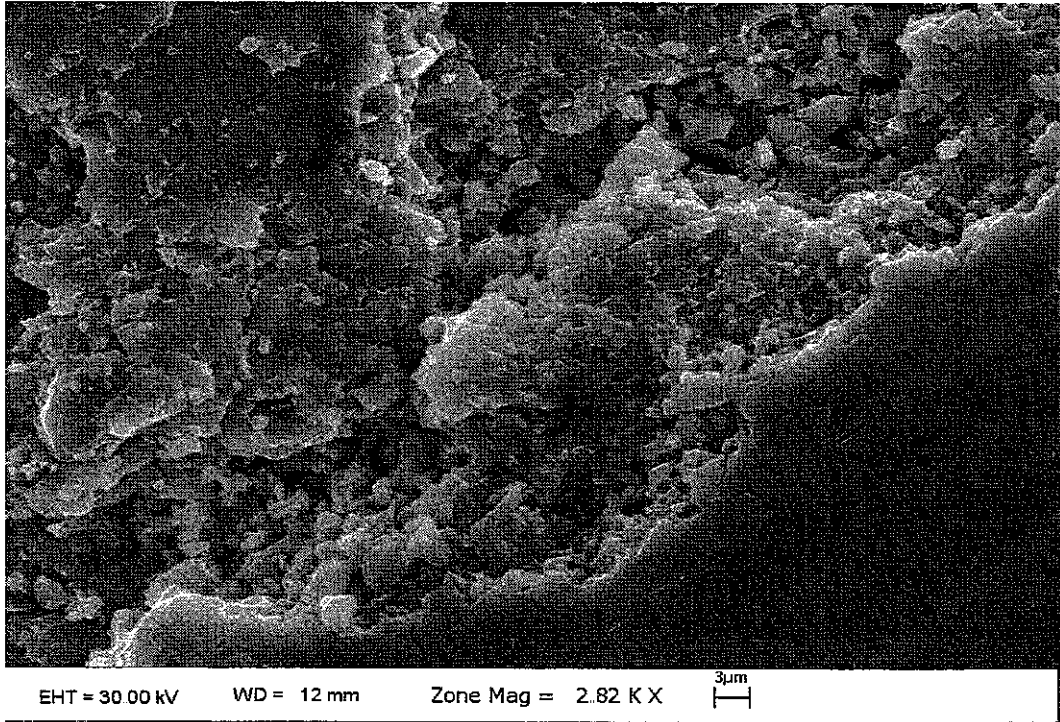
Şekil 4.30 Isıl işlemlsiz titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x.



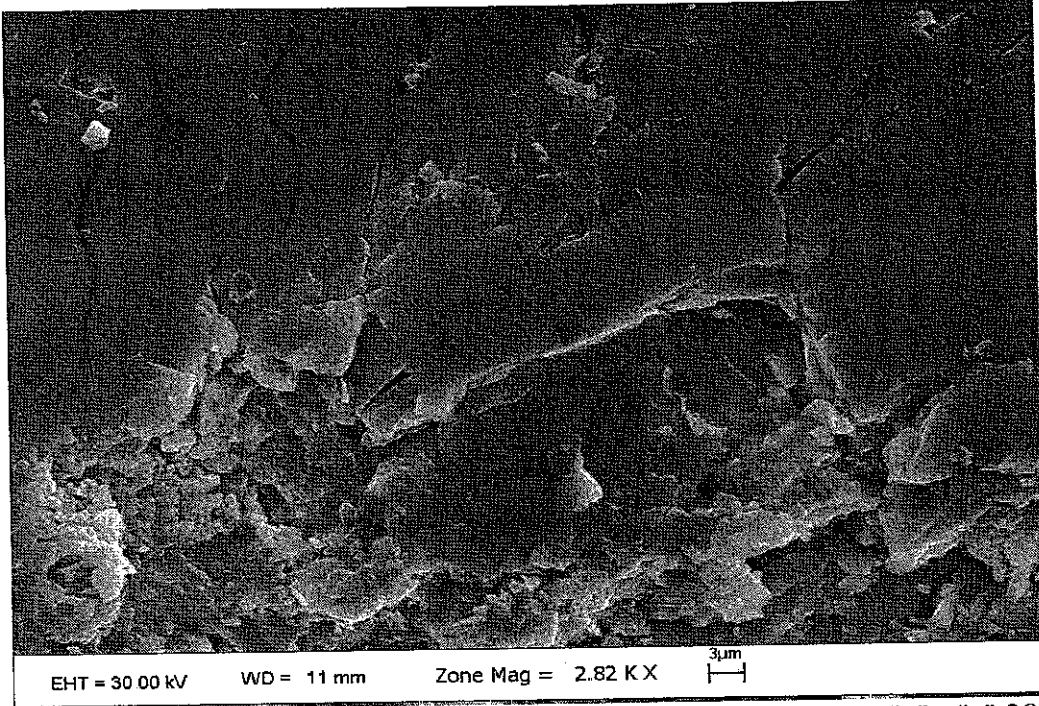
Şekil 4.31 Isıl işlemlili titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 168x.



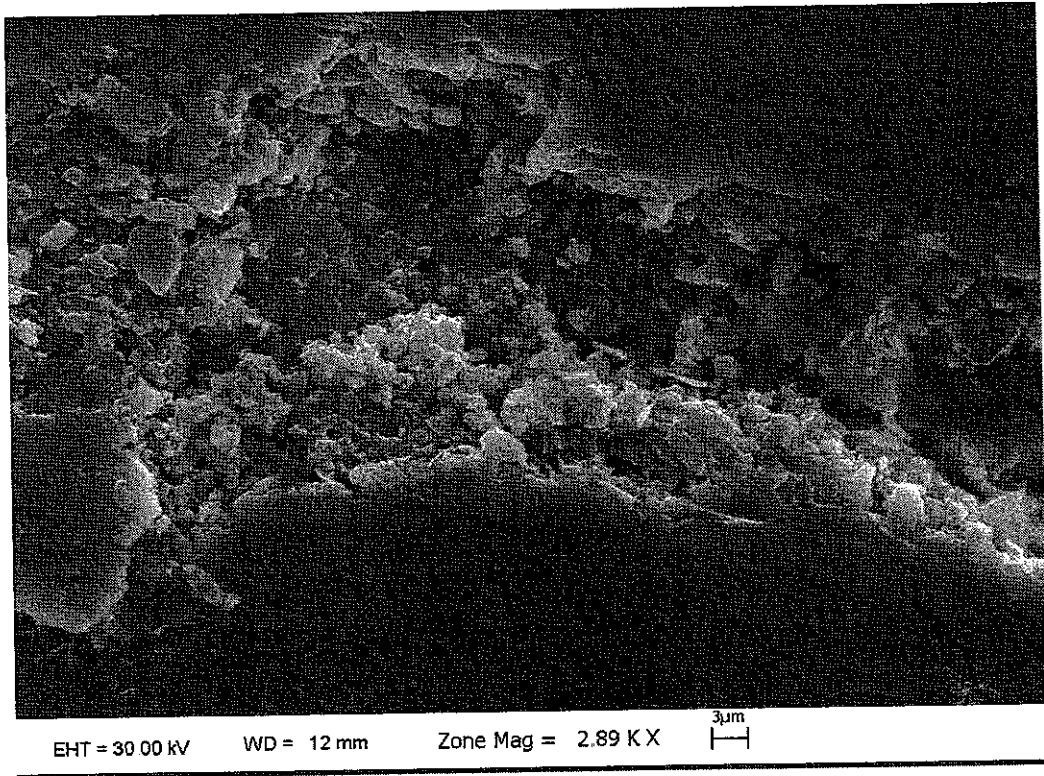
Şekil 4 32 Isıl işlemlili titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 2820x.



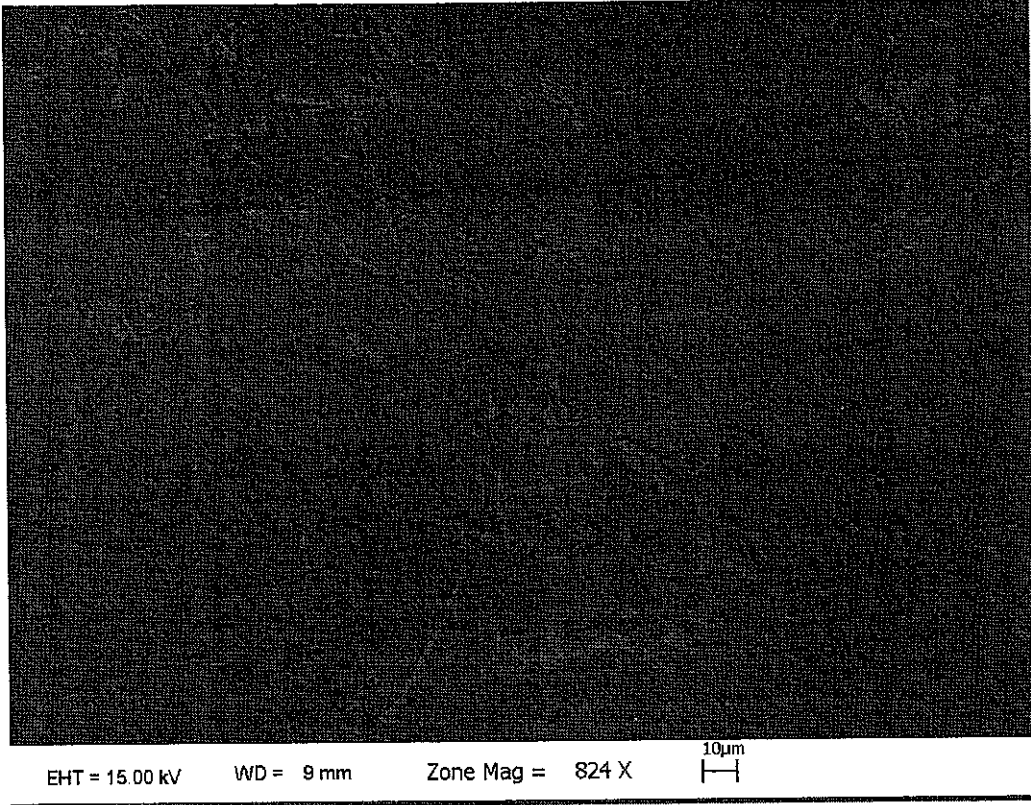
Şekil 4 33 Isıl işlemsiz titreşimli numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 2820x.



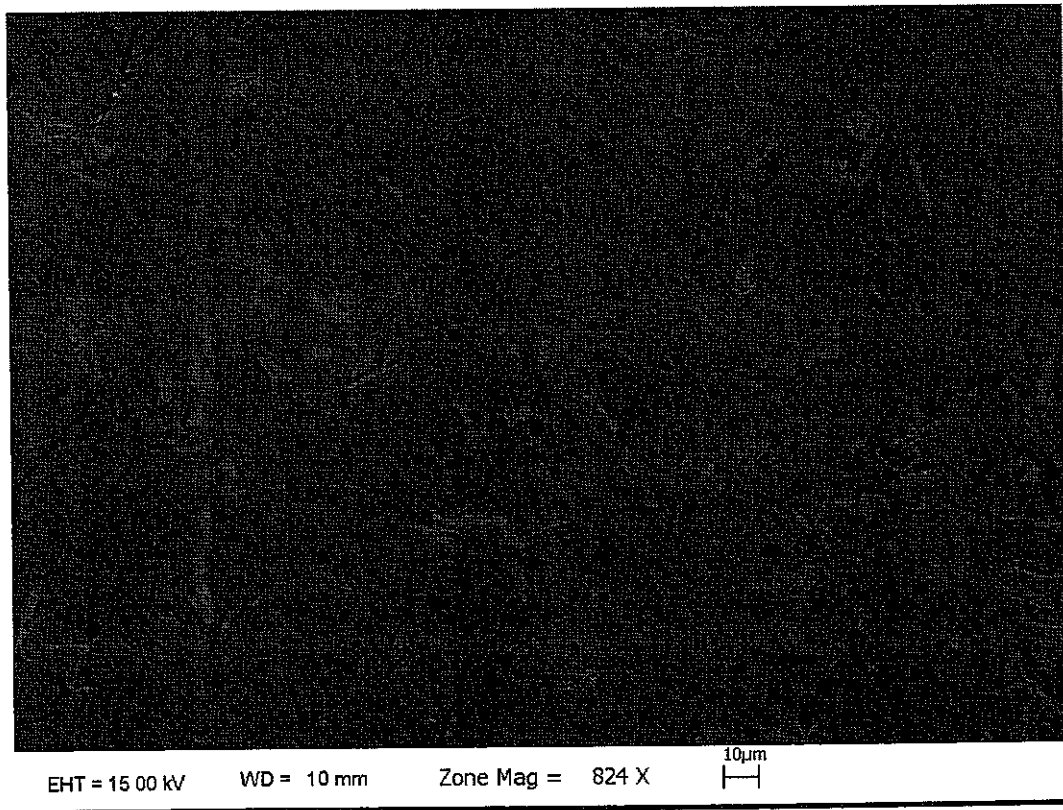
Şekil 4.34 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü 2820x.



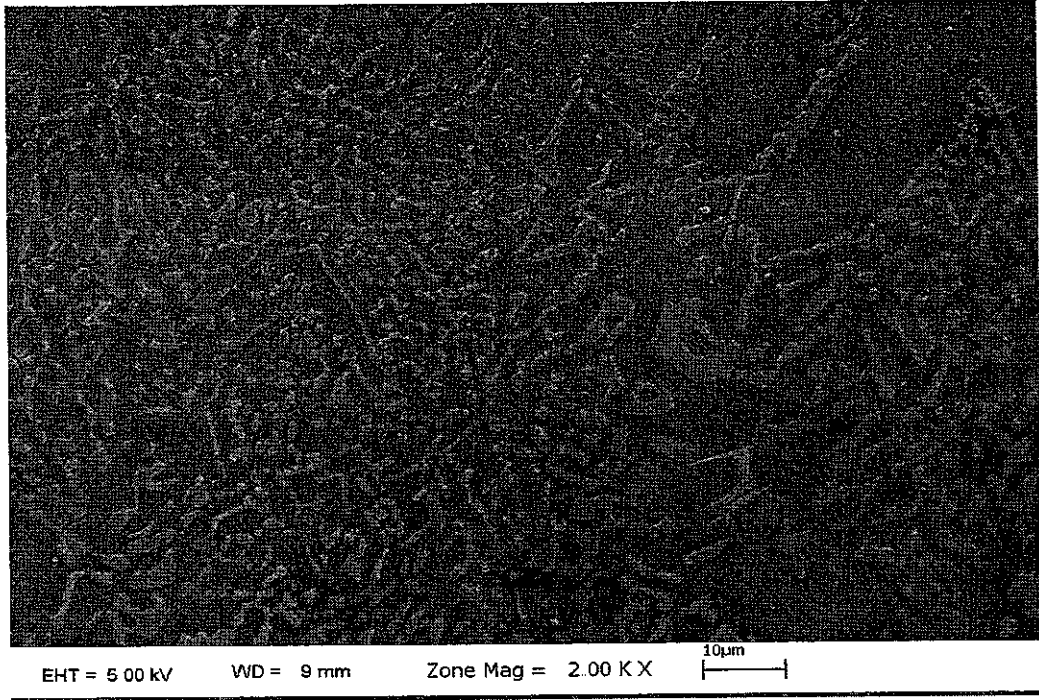
Şekil 4.35 Isıl işlemlili titreşimsiz numunenin aşınma yüzeyi SEM görüntüsü.



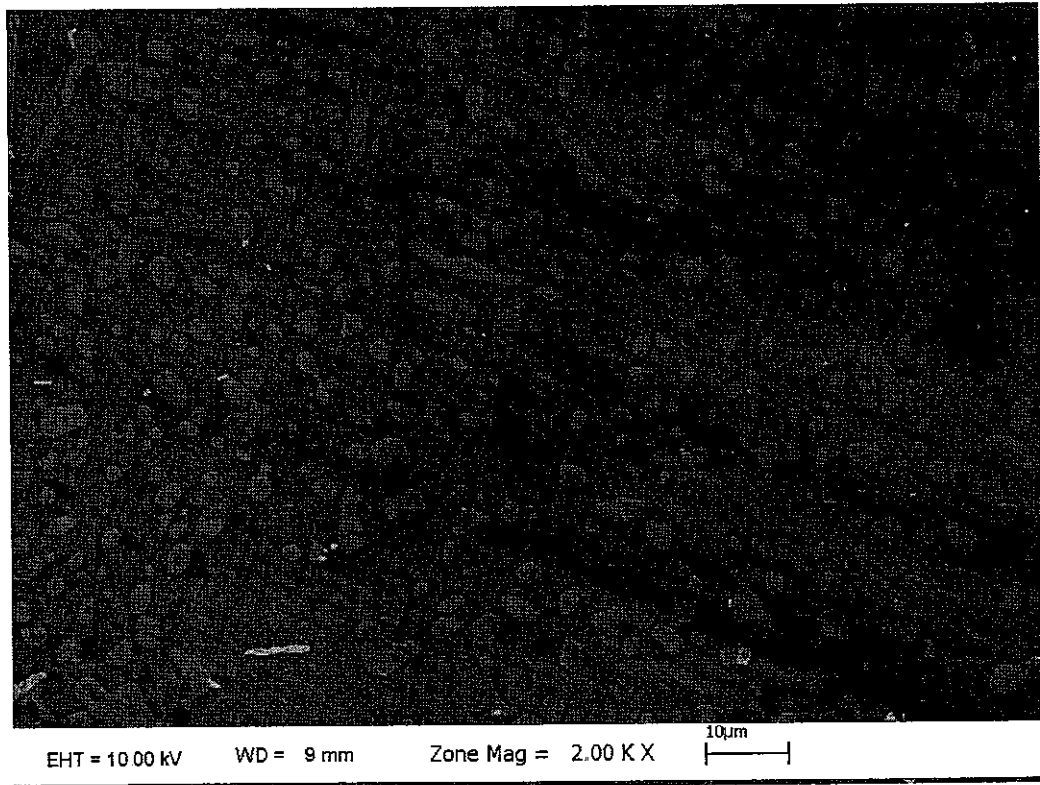
Şekil 4.36 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunenin yüzey SEM görüntüsü.



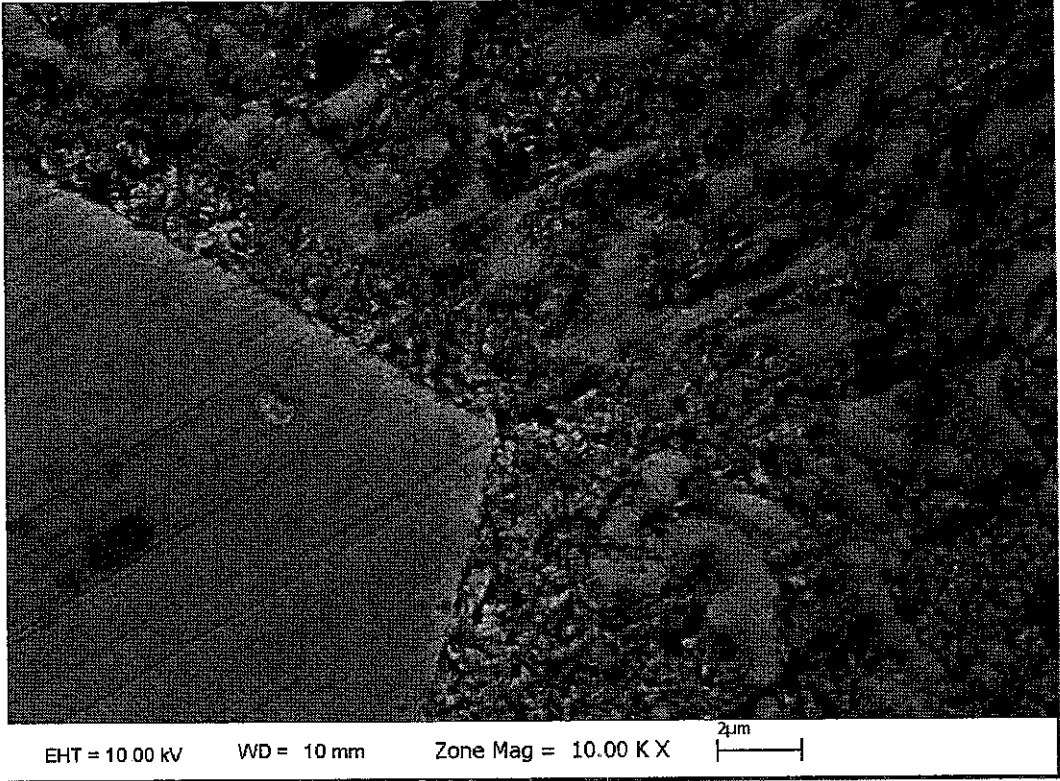
Şekil 4.37 Isıl işlemsiz titreşimli numunenin yüzey SEM görüntüsü



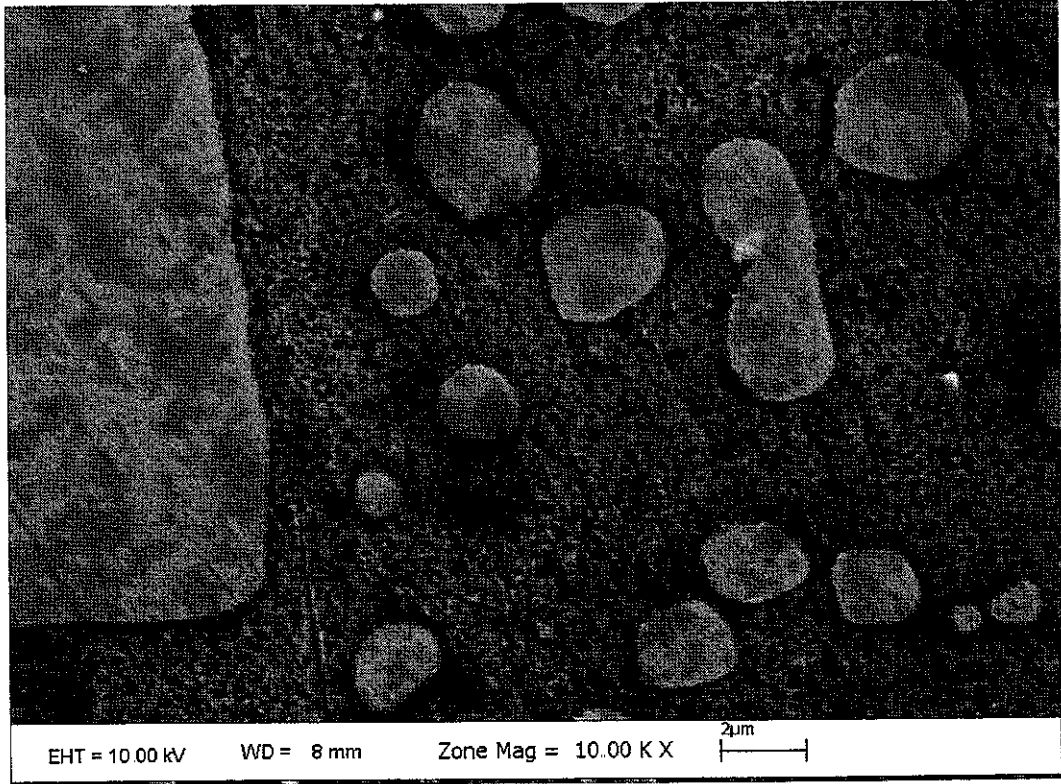
Şekil 4.38 Isıl işlemsiz titreşimli numunenin yüzeyi SEM görüntüsü 2000x.



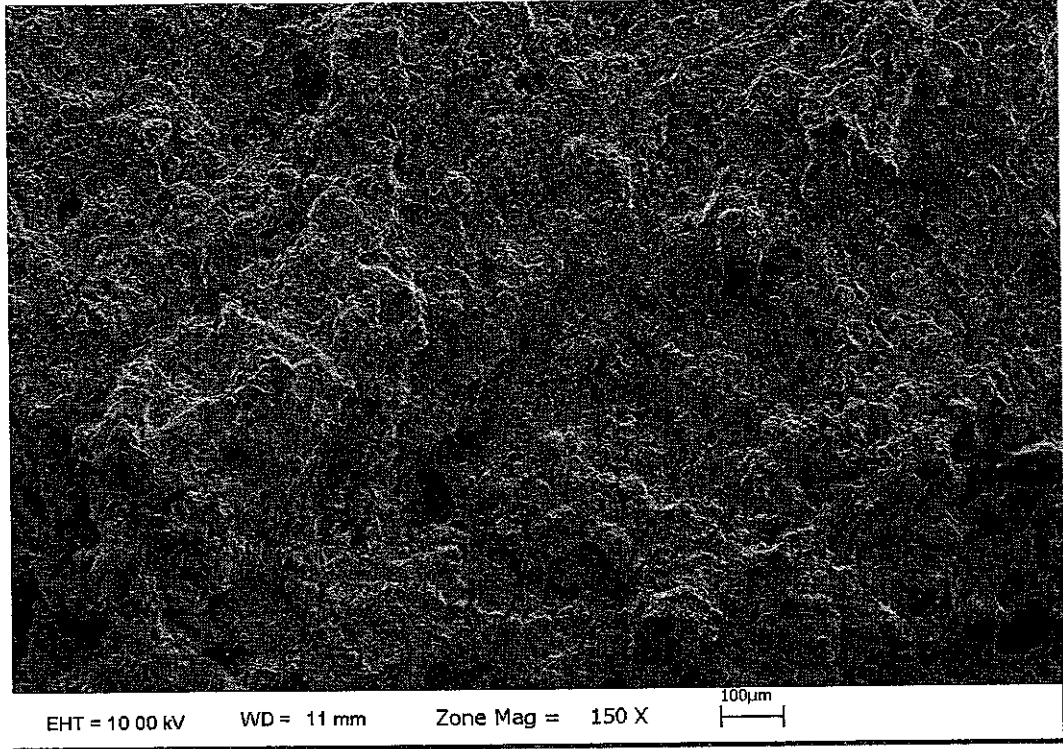
Şekil 4.39 Isıl işlemlili titreşimli numunenin yüzeyi SEM görüntüsü 2000x.



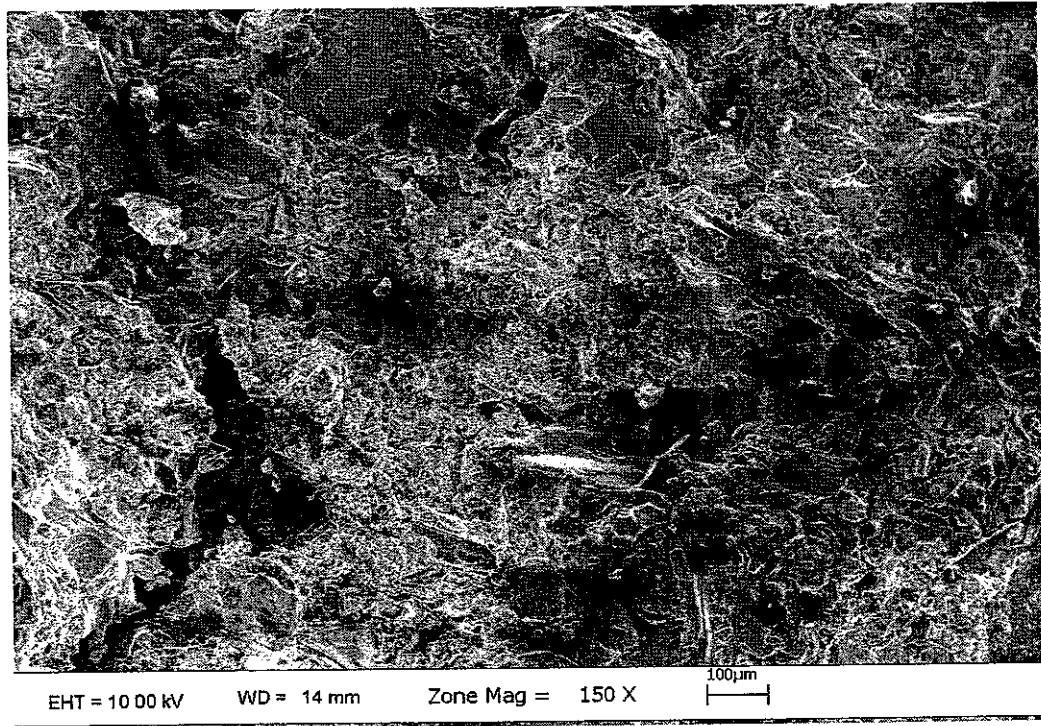
Şekil 4.40 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede primer silisyum SEM görüntüsü.



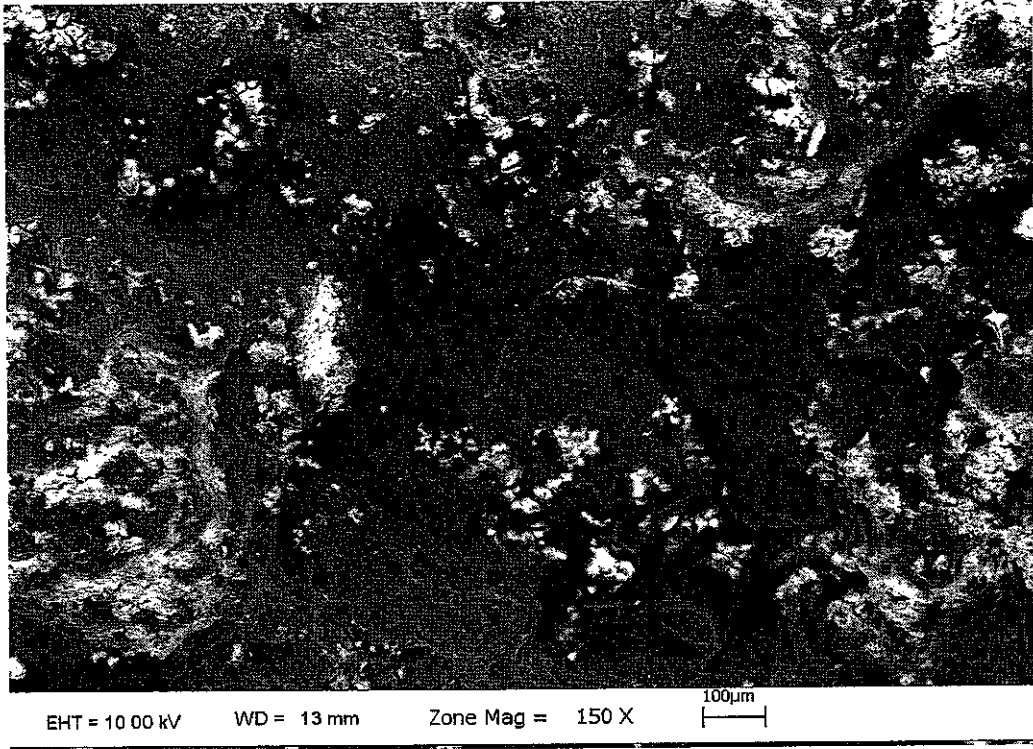
Şekil 4.41 Isıl işlemli titreşimsiz numunede primer silisyum SEM görüntüsü.



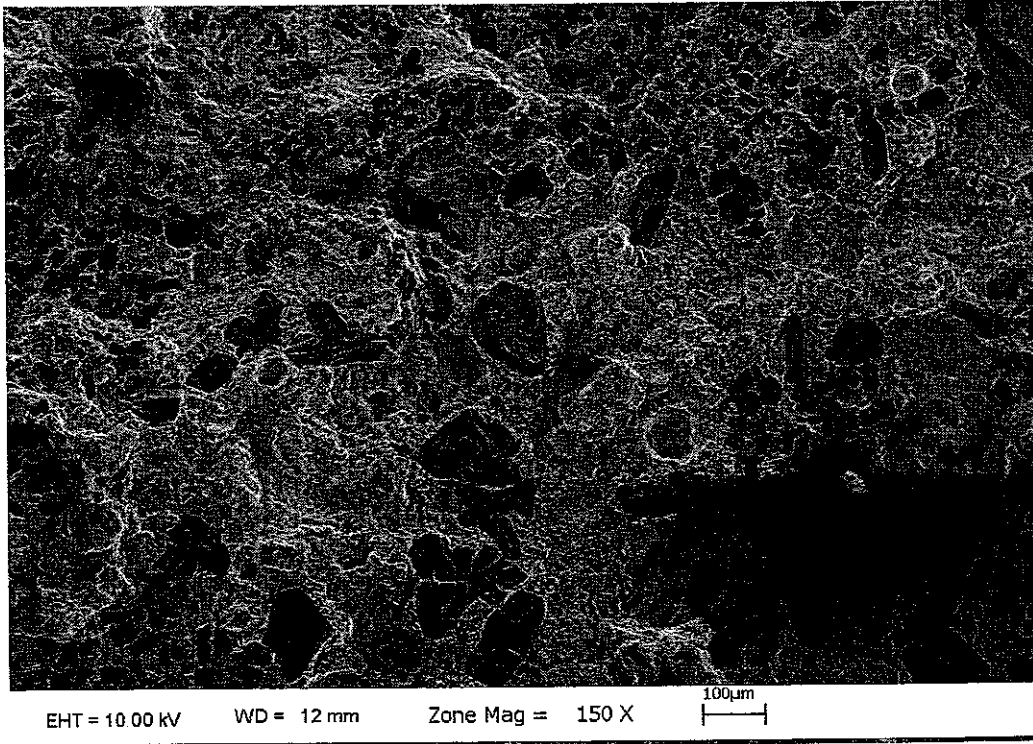
Şekil 4.42 Isıl işlemli titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x.



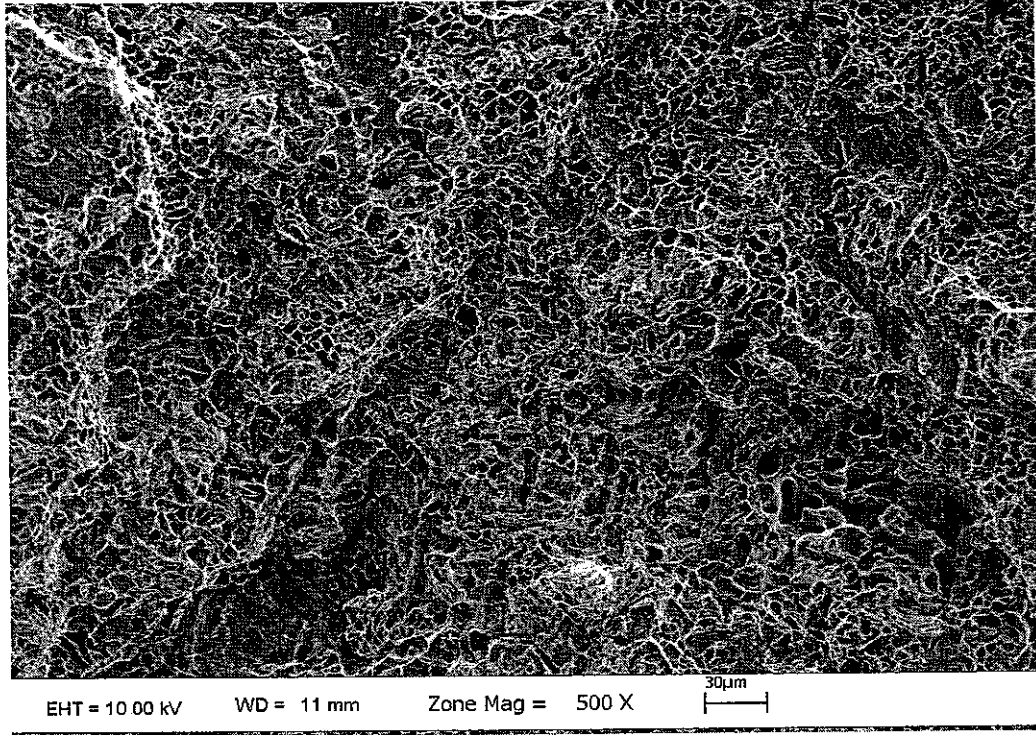
Şekil 4.43 Isıl işlemli titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x



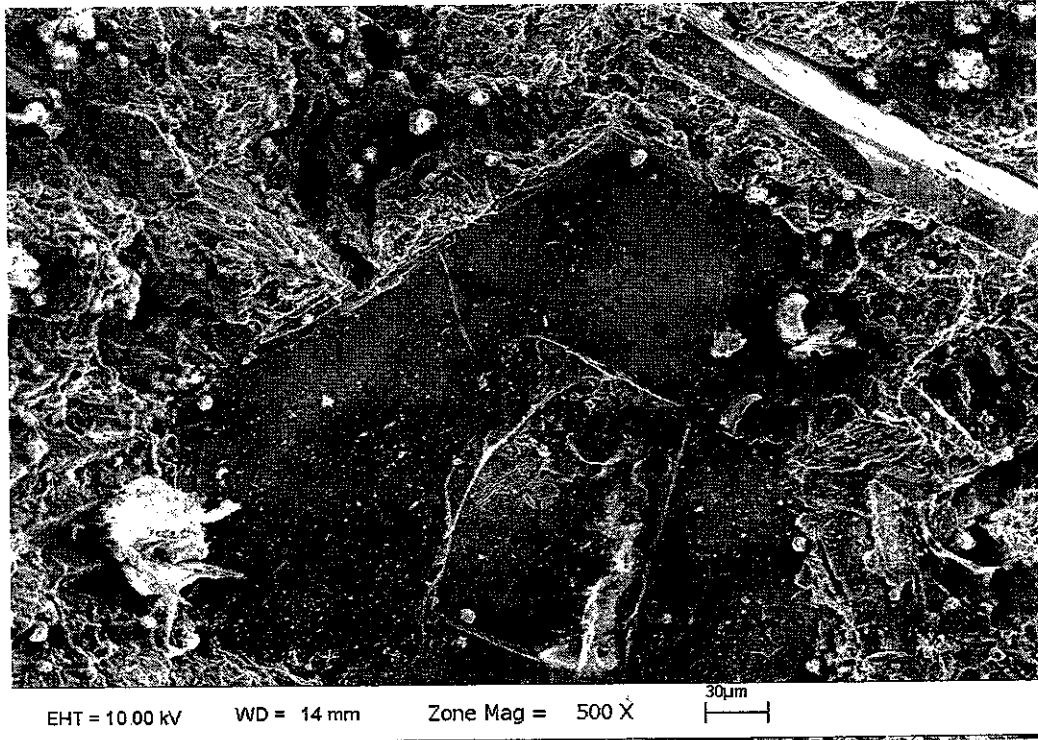
Şekil 4.44 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x.



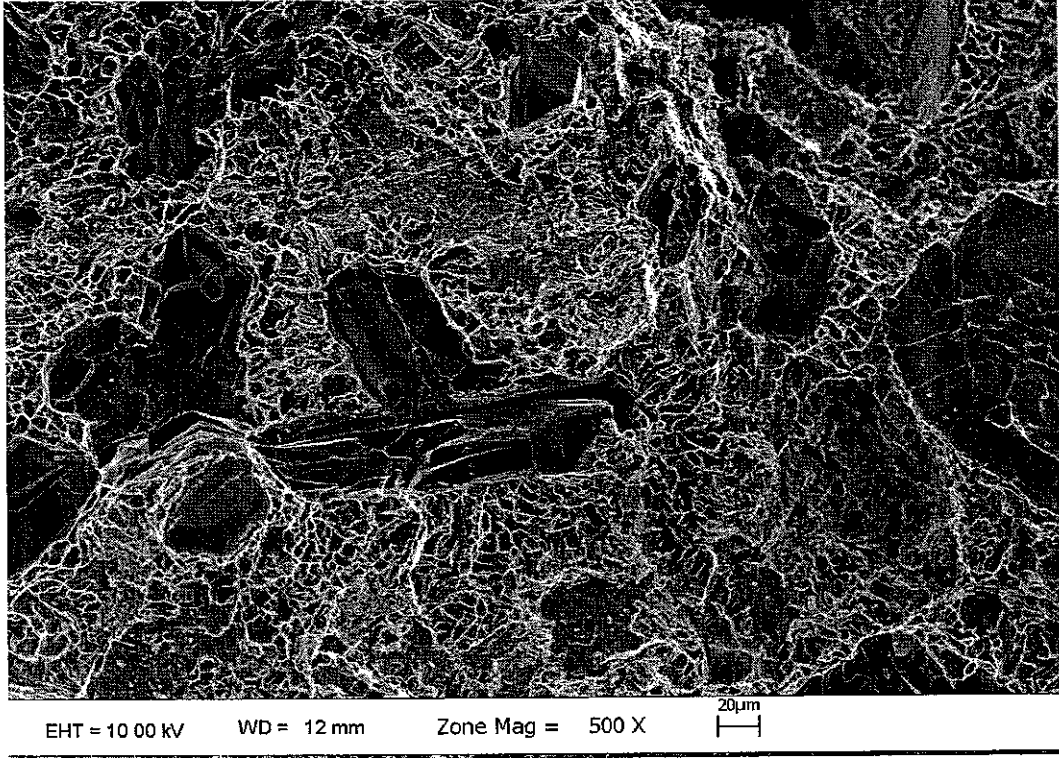
Şekil 4.45 Isıl işlemsiz titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 150x.



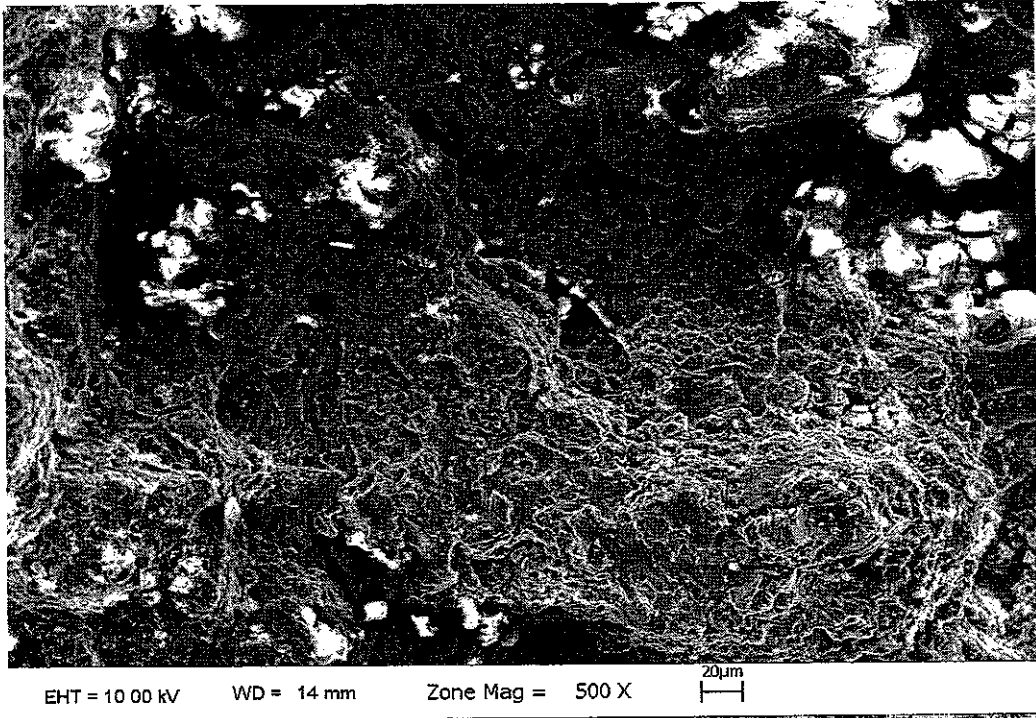
Şekil 4.46 Isıl işlemlı titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x.



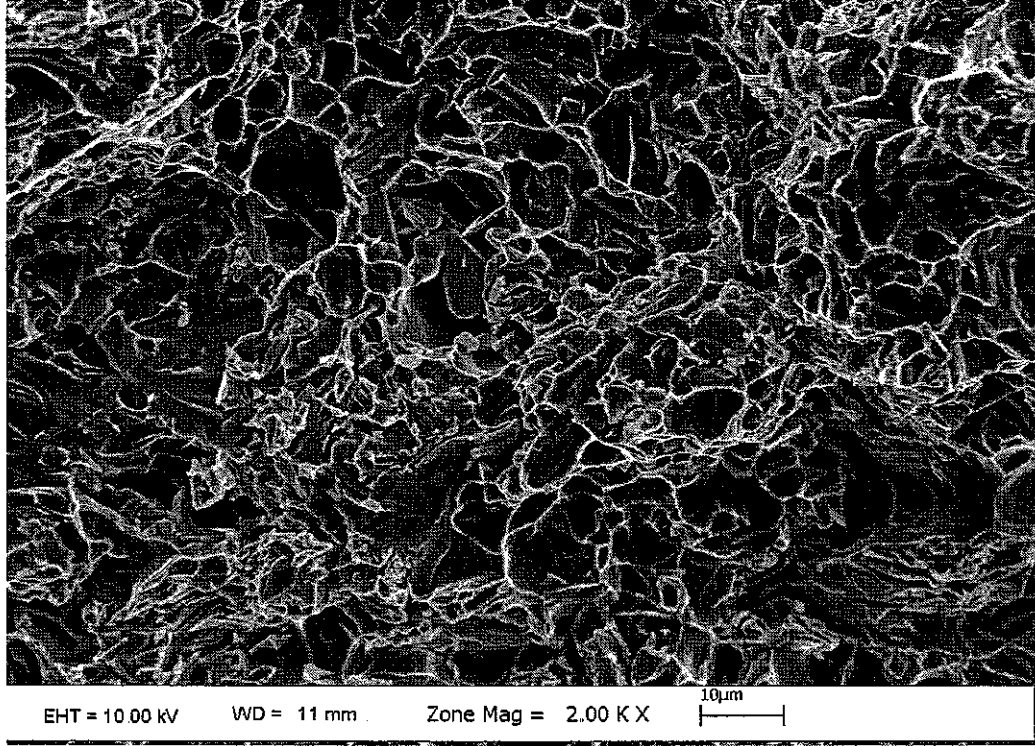
Şekil 4.47 Isıl işlemlı titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x.



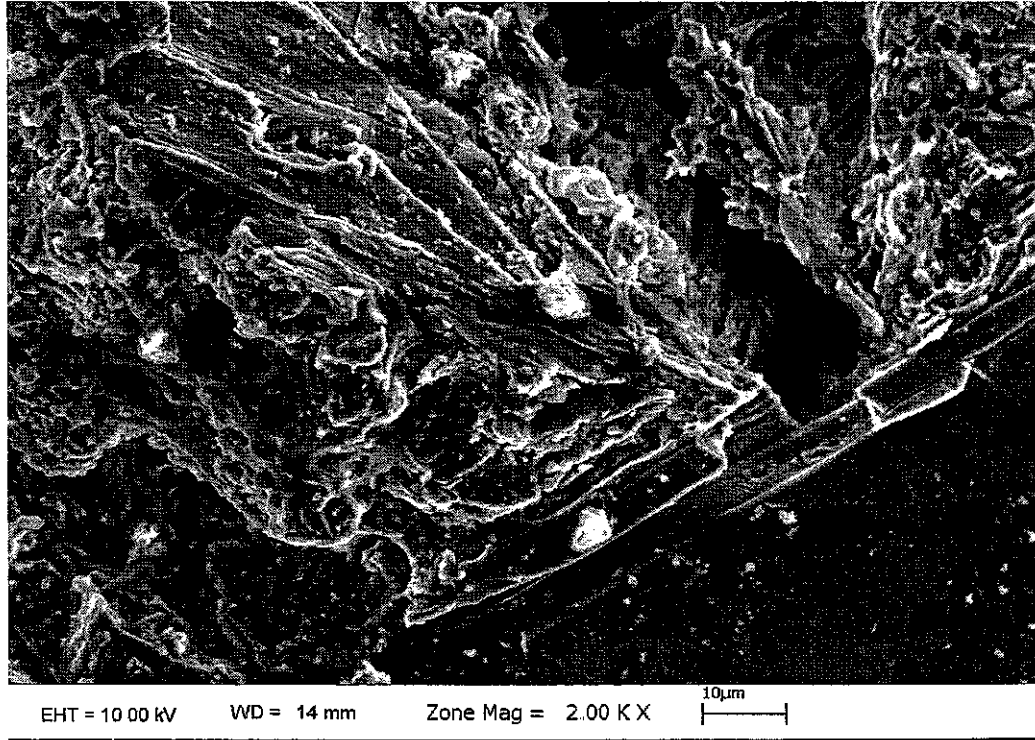
Şekil 4.48 Isıl işlemsiz titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x.



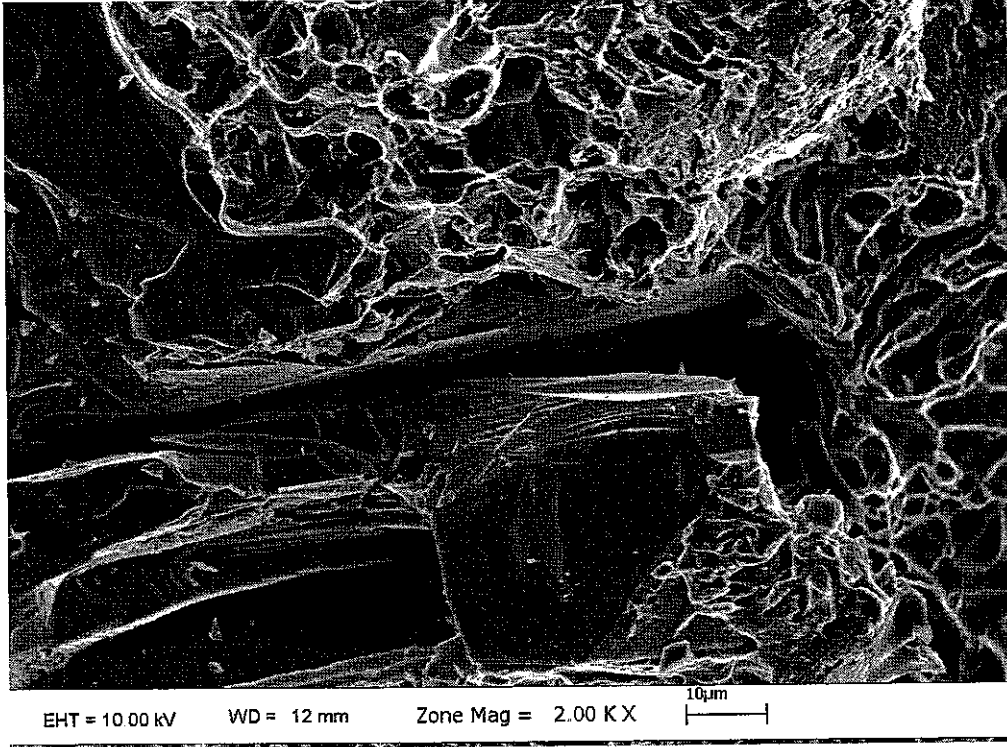
Şekil 4.49 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 500x.



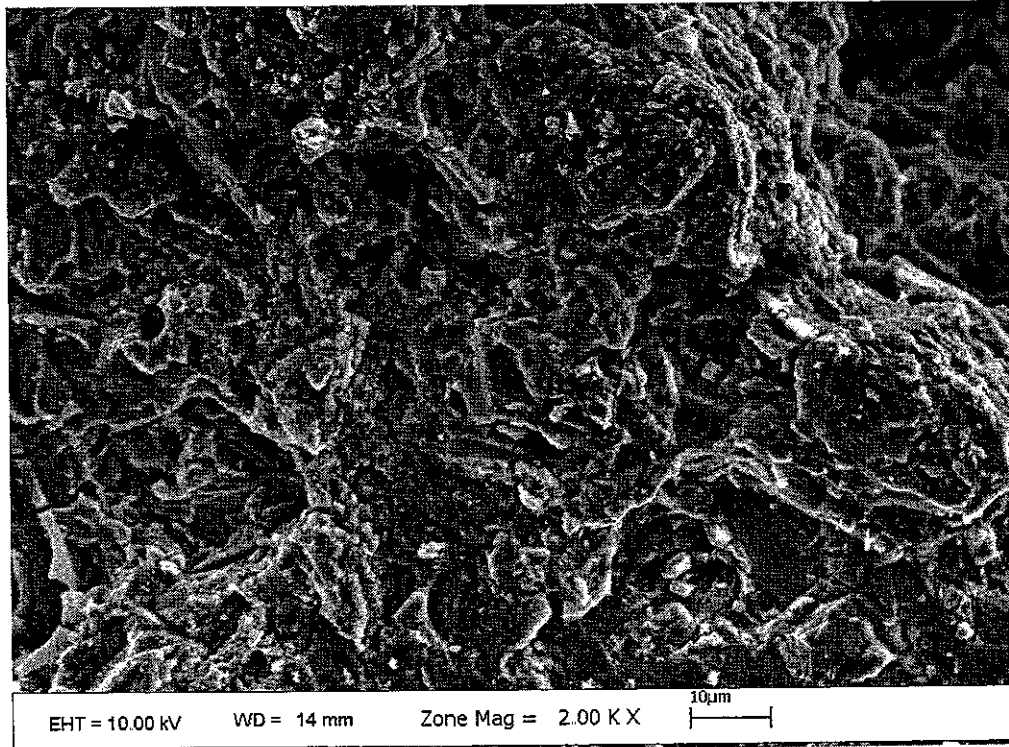
Şekil 4.50 Isıl işlemli titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.



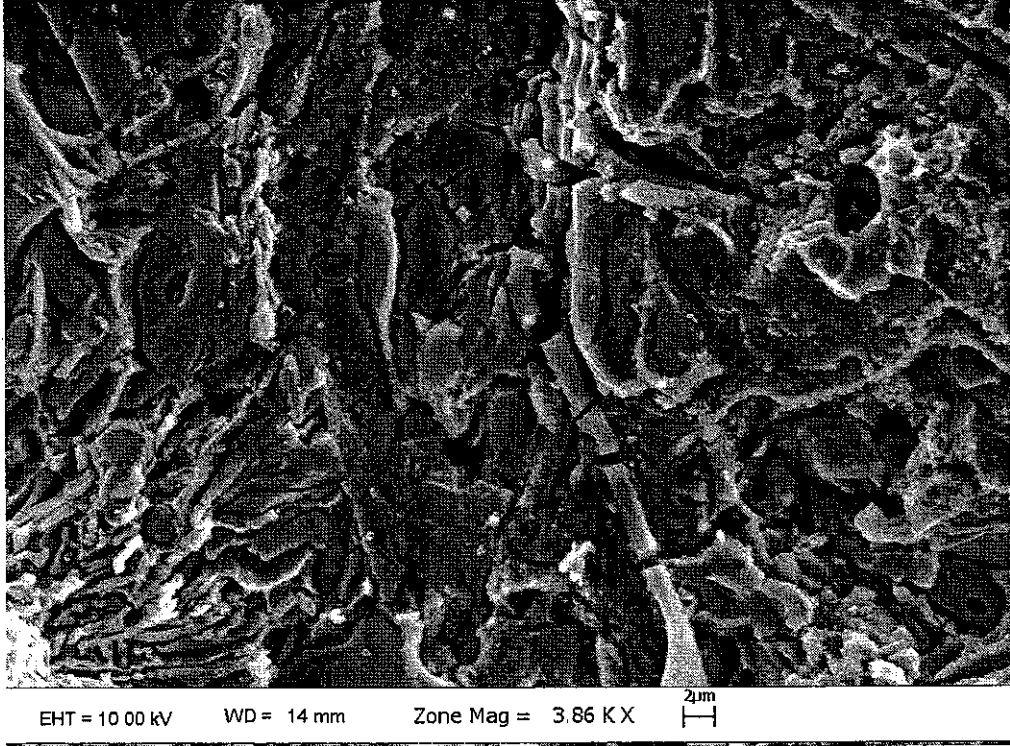
Şekil 4.51 Isıl işlemli titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.



Şekil 4.52 Isıl işlemsiz titreşimli numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.



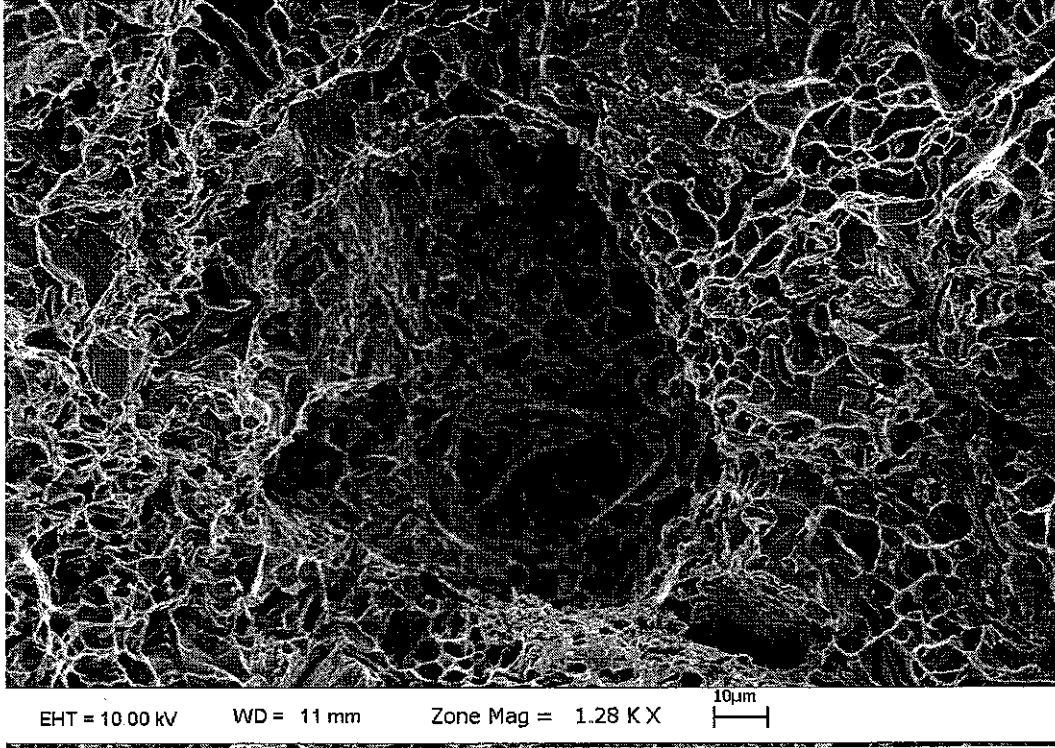
Şekil 4.53 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü 2000x.



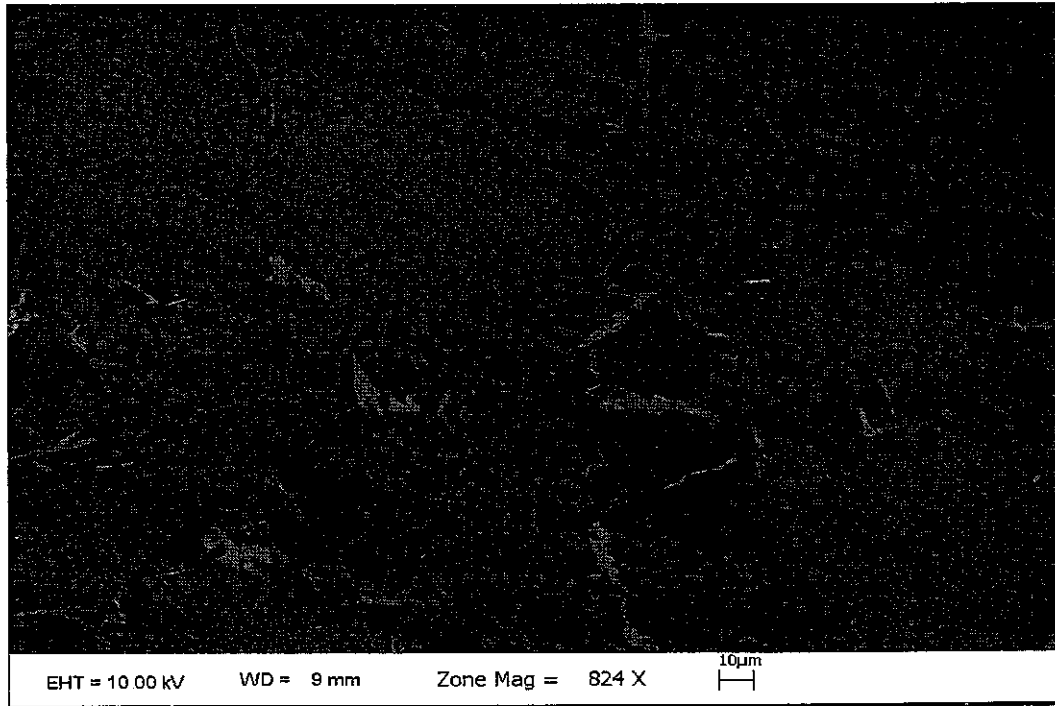
Şekil 4 54 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü iç kırılmalar 3860x.



Şekil 4 55 Isıl işlemsiz titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü iç kırılmalar 13660x.



Şekil 4.56 Isıl işlemli titreşimsiz numunede darbe testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü , primer silisyum boşluğu 1280x.



Şekil 4.57 Isıl işlemli titreşimli numunede yüzey SEM görüntüsü 824x

5. SONUÇ

Döküm sırasında ultrasonik titreşim uygulamasının sertliği artırdığı belirlenmiştir. Sertlik değerleri ortalaması 51,1 HRB den titreşimin etkisi ile 61,6 HRB ye yükselmiştir. %20 kadar bir sertlik değeri artışı sağlanmıştır.

Yaşlandırma uygulanıp titreşimin uygulanmadığı numunelerde sertlik değeri 78,6 HRB mertebelerinde iken bu değer titreşimin etkisi ile 79,1 HRB ye çıkmıştır. Bu sonuçlardan anlaşılacağı üzere yaşlandırma sertlik değerini büyük oranda artırmaktadır. Yaşlandırma uygulanan numuneye titreşim uygulamasının sertlik artışı açısından bir faydası yoktur. Titreşim, çökme için fazladan tercihli bölgeler oluşturmamıştır. Titreşim dislokasyon sayısını artırabilir. Ancak bu sayı homojenleşme sırasında tekrar azalmış olabilir.

Yaşlandırma uygulanmayan numunelerin darbe testlerinden şu sonuçlar elde edilmiştir. Titreşimsiz numunelerde ortalama 0,74 J civarında olan darbe enerjisi titreşim ile 1,25 J a kadar çıkmıştır. Yaşlandırma uygulananlarda ise bu değer titreşimsizlerde 0,76 J, titreşimlilerde ise 1,22 J olarak bulunmuştur. Buradan titreşimin darbe enerjisine olan etkisinin ısı işlem uygulanmayanlarda fazla olduğu sonucuna varılabilir. Isıl işlem sonunda ise etkinin kaybolduğu anlaşılmıştır.

Aşınma grafiklerinde görüldüğü üzere yaşlandırmaz numunelerin ağırlık kaybı grafiklerinde salınım ve dağılmanın çok fazla olduğu görülmektedir. Ağırlık kayıpları yaşlandırmalılarda yaşlandırmazlara göre daha fazladır. Bu da sistemden kopan parçaların ısıl işlemsizlerde tekrar sisteme geri girmesi ile açıklanabilir. Ancak diyagramlardan yaşlandırmanın olumlu etkisi net olarak tespit edilebilmektedir. Yaşlandırmaz ve titreşimsiz numunelerde F_s 9,5-13 N arasında iken yaşlandırmalı titreşimsizlerde bu değer 7-11 N arasına gerilemektedir. Titreşimin aşınmaya etkisi de yaşlandırmazlarda 10,5-11,5 N arası değişen F_s , yaşlandırmalılarda 8,5-10,5 N 'a düşerek titreşimin aşınmaya karşı az bir olumlu etkisini göstermektedir. Asıl etki ısıl işlem sonucu olmaktadır.

Korozyon deneyinde, titreşimin korozyona belirgin etkisi tespit edilememiştir. Yaşlandırmanın ise tane sınırı korozyonunu tetiklediği görülmüştür

Titreşim numunelerin mikroyapılarında primer silisyum kristallerini bir miktar yuvarlaklaştırarak, keskin hatlarını azaltarak, Si ve ötektiğin homojen dağılmasını sağlayarak mekanik özelliklere faydalı bir işlem olduğunu bir çok koşulda göstermiştir. Titreşim enerjisinin yuvarlaklaşmayı sağlamak için gerekli difüzyon hızını artırdığı düşünülebilir. Homojenleştirme işlemi sadece ötektiğe ait silisyum kristallerini yuvarlaklaştırmakla kalmamış, çok daha iri olan primer silisyum kristallerinin sivri köşelerinde de bir miktar yuvarlaklaşma sağlamıştır. Fakat bunun sünekliğe katkısının ne derece olduğu bilinmemektedir.

Hiperötektik alaşımlar primer silisyum kristali içerdiğinden bu numunelerde darbe deneyinin çok yararlı olmadığı anlaşılmıştır. Elektron mikroskobu fotoğraflarında darbe uygulanan kısma primer silisyum kristalleri rastladığından, kristalin transgranüler kırıldığı görülmüştür. Bu numunelerde darbe enerjisi çok düşük çıkmış, rastlamayan numunelerde ise yüksek bulunmuştur. Aynı şekilde Mg_2Si kristallerinin de transgranüler kırılma gösterdiği belirlenmiştir. Mg_2Si kristalleri dendritler içinde çökelmektedir. Bu kristallerin daha çok çubuk şeklinde olduğu ve darbe yönüne göre darbe dayanımına farklı oranda etkisinin olabileceği taramalı elektron mikroskobu incelemesinden anlaşılmıştır. Yine taramalı elektron mikroskobu incelemesinden kırık yüzeyde primer silisyum kristali ile ana kütle arasında kohezyonun yeterli olmadığı, kırılmadan sonra oluşan arayüzey boşluğundan anlaşılmıştır. Gerek optik mikroskobu, gerek elektron mikroskobu ile düz yüzeyde, kırık yüzeyde ve aşınma yüzeylerinde yapılan incelemelerde dökümde titreşim uygulanmayan numunelerin sertliklerinin daha az olmasına rağmen daha gevrek kırıldığı oluşan çatlaklardan anlaşılmıştır. Isıl işlem ise titreşimli ve titreşimsizde tane küçülmesi sağladığından etki azalmıştır.

Çökelme yaşanması ısıl işleminin sertlik, darbe dayanımı, sürtünme ve aşınma açısından çok olumlu etki yaptığı ve kaçınılmaz olduğu, ancak tane sınırı korozyonuna karşı olumsuz etki yaptığı belirlenmiştir. Titreşimin ısıl işlemsiz durumda sürtünmeye

karşı az da olsa olumlu etki yaptığı, ancak sertlikte olduğu kadar belirgin bir faydasının bulunmadığı anlaşılmıştır.

6. KAYNAKLAR

- L. LASA, J.M. Rodriguez-Ibabe, Wear Behaviour Of Eutectic And Hypereutectic Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys Tested Against A Composite Brake Pad, *Materials Science and Engineering A* 363 (2003) 193-202
- C.M. CHAN, C.C. YANG, C.G. CHAO, A Novel Method For Net-Shape Forming Of Hypereutectic Al-Si Alloys By Thixocasting With Powder Performans, *Journal of Materials Processing Technology* xxx (2004) xxx-xxx
- DHEERENDRA KUMAR DWIVEDİ, Wear Behaviour Of Cast Hypereutectic Aluminium Silicon Alloys, *Materials and Design* xxx (2005) xxx-xxx
- DHEERENDRA KUMAR DWIVEDİ, Sliding Temperature And Wear Behaviour Of Cast Al-Si-Mg Alloys, *Materials Science and Engineering A* 382 (2004) 358-334
- D.K. DWIVEDİ, T.S. ARJUN, P. THAKUR, H. VAİDYA, K. SİNGH, Sliding Wear and Friction Behaviour Of Al-18%Si-0.5 Mg Alloy, *Journal of Materials Processing Technology* 152 (2004) 323-328
- V. ABRAMOV, O. ABRAMOV, V. BULGAKOV, F. SOMMER, Solidification Of Aluminium Alloys Under Ultrasonic Irradiation Using Water-Cooled Resenator, *Materials Letters* 37 (1998) 27-34
- M.M. MAKHLOUF, H.V. GUTHY, The Al-Si Eutectic Reaction: Mechanisms and Crystallography, *Journal Of Light Metals 1* (2001) 199-218
- BOYER, E. H. ve GALL, L. 1992. Metals Handbook, Desk Edition, *Aluminum Society For Metals Park, 6 1-6. 11, Ohio.*
- BÜRCEL, R. 1998. Handbuch Hochtemperatur – Werkstofftechnik. 67 ss. Vieweg Verlag.
- CAR, E. 1999. Alüminyum Üretimi Birincil ve İkincil Üretim Süreçleri, Alüminyum Alaşımaları, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Alüminyum Komisyonu, Yayın no:2, İstanbul.
- ÇAKMAK, H. F. 1983. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımalarının Özellikleri, Etibank Alüminyum Tesisleri Yayını, 165 ss. Seydişehir – Konya.
- ERMİŞ, H., YAMAN, B., KÜÇÜKKARAGÖZ, S. ve ÇİĞDEM, M. 2003. Etial-145 Al-Si (AA332) alaşımının modifikasyonu. II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi Bildiriler e-kitabı Seydişehir.
- GEÇKİNLİ, E. 2002. Alüminyum ve Alaşımalarının Isıl İşlemi. II. Isıl İşlem sempozyumu. TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası İstanbul Şubesi. İstanbul
- HATCH, E. J. 1984. Aluminum Alloys, Aluminum, American Society for Metals, Metals Park. 283 pp. Ohio.
- KARAHAN, T. 2000. Ultrason Dalgalarının Metalurjik Proseslerin Kinetiğine Etkisi Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İstanbul.
- KÖKSAL, N. S. 2004. Alüminyum Alaşımaların ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Metal Makine Dergisi, Temmuz-Ağustos 2004 Sayısı, 202-204 ss. İstanbul.
- KUŞKONMAZ, N., SARIDİKMEN, H. ve ÜNDEY, M. 2004. The Assessment of The Effects of Pressure and Application Period In Squeeze Cast Prototyped Etial – 160 Al – Si Alloy Bomb Bodies, *Journal of Engineering and Natural Sciences*, pp 109 – 117.

- MAZZOLANI, M. F. 1985. Classification of Alloys, Aluminum Alloy Structure Institute of Construction Technology, University of Naples. pp. 4 – 25, Boston
- OĞUZ, B. 1989 Demir Dışı Metaller Kaynağı, Oerlikon Yayın Evi, Erdinç Basım Evi, İstanbul
- ONARAN, K. 1999. Malzeme Bilimi, 383 ss. Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul
- SMITH, W. F. 2001. Çeviren ve Uyarlayan: KINIKOĞLU, N. Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, 492 – 507 ss. İstanbul
- ULUCAK, T. [www.angelfire.com / al /aluminum / 6063 metalurji. htm](http://www.angelfire.com/al/aluminum/6063%20metalurji.htm)
- ÜNAL, N. 1991. Malzeme Bilgisi. 122ss. Akdeniz Üniversitesi Basımevi, Yayın No: 37, Antalya.
- VARLEY, C. P. 1970. Aluminum Alloys, Heat Treatment, The Technology of Aluminum and Its Alloys, 136 pp., London.
- YEGORAVA, L. S., KALNKIN, G. 1978. Alüminyum ve Alaşımları, Çeviri: Mehmet Aksun, EATGB Tercüme Yayınları, No: 147, 161 ss. Seydişehir – Konya
- ASKELAND R. DONALD, Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Çeviri : Dr. Mehmet ERDOĞAN, Nobel Yayın Dağıtım, ss.219 Ankara
- YILMAZ, B. 2002. Alüminyum Alaşımlarında Faz Yapılarının Mekanik Özelliklere Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 100 ss. Isparta
- YAMAN, K. 2004, ETİAL-145 Alaşımının Dökümünde Ultrason Uygulamalarının Etkilerinin İncelenmesi ve Klasik Dökümle Karşılaştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 73 ss , Antalya

Etibank Ürün Kataloğu

ÖZGEÇMİŞ

B.Gürkan DÜZTEPE 1978 yılında Dinar 'da doğdu. İlkokulu Mersin' de bitirdi. Ortaokula Mersin Anadolu Lisesinde başladı ve orta öğretimini Antalya Anadolu Lisesi'nde tamamladı. 1997 yılında Osmangazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği'nde lisans eğitimine başladı ve 2002 şubatında lisans eğitimini tamamladı. 2003 yılının başında askerlik görevini tamamlayarak bir asansör firmasında iş hayatına başladı. 2003 yılında Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalında yüksek lisans eğitimine başladı. Halen aynı asansör firmasında yönetici ve kontrol mühendisi olarak iş hayatına devam etmektedir.