

669.715:620.194

D 719 y



MFN: 6347 EL VE  
TEKNİK ARAŞTIRMA KURUMU

THE SCIENTIFIC AND TECHNICAL  
RESEARCH COUNCIL OF TURKEY

YÜKLEME DOĞRULTUSU VE UZUN SÜRELİ  
YAŞLANDIRMANIN  
2090 ALÜMİNYUM - LİTYUM ALAŞIMINDA  
YORULMA ÇATLAĞI BÜYÜMESİNE ETKİSİ

PROJE NO : MİSAG 44

1997-1394

Makina, Kimyasal Teknolojiler, Malzeme ve İmalat Sistemleri  
Araştırma Grubu

Mechanical Engineering, Chemical Technologies, Material  
Sciences and Manufacturing Systems Research Grant  
Committee

669.715:620.194

D 713 y

YÜKLEME DOĞRULTUSU VE UZUN SÜRELİ  
YAŞLANDIRMANIN  
2090 ALÜMİNYUM - LİTYUM ALAŞIMINDA  
YORULMA ÇATLAĞI BÜYÜMESİNE ETKİSİ

PROJE NO : MİSAG 44

1997-1396

PROF.DR. MUSTAFA DORUK  
MUSTAFA ANIK

0025  
Metalurji M. R.  
S- 85  
R- 37  
T. C. M.

OCAK 1996  
ANKARA

20100 / Mart, 1996

## ÖNSÖZ

Bu rapor, Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu tarafından desteklenen "Yükleme Doğrultusu ve Uzun Süreli Yaşlandırmanın 2090 Alüminyum-Lityum Alaşımında Yorulma Çatlağı Büyümesine Etkisi" konulu araştırmanın sonuçlarını yansıtmaktadır.

1 Ağustos 1993'de başlatılan araştırmada, yorulma çatlaklarının izlenmesi doğru akım-potansiyel farkı tekniğinin yoğun kullanımı ile gerçekleştirildi. Bu tekniğin gerektirdiği bilgisayar kontrollü ölçüm sisteminin kurulması TÜBİTAK ve NATO/AGARD Yapı ve Malzeme Paneli'nin sağladığı kaynaklarla alınan cihaz ve donanımlarla mümkün oldu. Bu önemli katkıları nedeni ile her iki kuruluşa şükran borçluyuz.

NATO/AGARD Yapı ve Malzeme Paneli'nin desteklediği projeler arasında yer alan araştırma, özellikle başlangıç aşamalarında, Amerika Birleşik Devletleri Deniz Kuvvetleri'nin "Naval Air Warfare Center" (NAWC) adlı kuruluşu ile işbirliği içinde yürütüldü. 2090 Alüminyum-Lityum levhaların sağlandığı bu kuruluşa, ve araştırmaya ilişkin görüş ve önerilerinden yararlandığımız Dr.J.Waldman ve Dr.E.W.Lee'e teşekkürü borç biliriz.

Araştırma ODTÜ Metalurji Mühendisliği Bölümü ve Makina Mühendisliği bünyesindeki CAD-CAM Merkezinin altyapı olanaklarından yararlanarak yürütüldü. Bu bağlamda, ODTÜ Metalurji Mühendisliği Bölümü ilgililerine, CAD-CAM Merkezi Müdürü Prof.Dr.Samim Ünlüsoy'a, ayrıca proje çalışmalarına aktif olarak katılan Doç.Dr.Filiz Sarıoğlu, Dr.T.Alp Alanyalıoğlu ve Cengiz Tan'a ve projenin sekreteryası ve yazım işlerini üstlenen Emine Baskan'a teşekkür ederiz.

Araştırmanın her aşamasında, TÜBİTAK/MİSAG adına projeyi izlemekle görevli Bilal Ahmetçeoğlu ve Muhasebe Servisi elemanlarından yakın ilgi ve destek gördük. Özellikle, sorunlarımıza gösterdikleri anlayış dolu yaklaşımları nedeniyle kendilerine içten teşekkür borçluyuz.

Bu araştırmada deneysel çalışmaların tamamını üstlenen Lisansüstü öğrencimiz ve Araştırma Görevlimiz Mustafa Anık sergilediği süreklilik ve titiz çalışmasıyla örnek oluşturdu. Kendisini içten kutlar, başarılarının devamını dileriz.

## İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÖZ .....	xii
ABSTRACT.....	xiii
BÖLÜM 1 : GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 : ALÜMİNYUM-LİTYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1. Lityum İçeren Alüminyum Alaşım Sistemleri ve Dayanç Özellikleri.....	3
2.2. Al-Li-Cu-Zr Alaşım Sisteminde İçyapısal Gelişmeler.....	6
2.3. Alüminyum -Lityum Alaşımının Yorulma Özellikleri.....	10
2.4. Alüminyum-Lityum Alaşımında Korozyonlu Yorulma.....	14
BÖLÜM 3 : DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	17
3.1. Deneysel Çalışmaların Kapsamı.....	17
3.2. Deneysel Çalışmaların Metodu.....	20
3.2.1. Deney Örneklerinin Hazırlanması.....	20
3.2.2. Çatlak Uzunluğunun Ölçülmesi.....	22
3.2.3. Deneylelerin Yapılışı.....	24
3.2.4. Korozyonlu Yorulma Deneyleleri.....	25
3.3. Elektron Mikroskopisi Çalışmaları.....	25
BÖLÜM 4: SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	27
4.1. İçyapısal Gelişmeler.....	27
4.1.1. Yaşlandırma Öncesi Fazlar.....	27
4.1.2. Yaşlandırma İşleminde Kaynaklanan İçyapısal Gelişmeler.....	27
4.2. Yorulma Çatlaklarının Büyüme Tavrı.....	40
4.2.1. Yükleme Doğrultusunun Etkisi.....	28
4.2.2. Uzun Süreli Yaşlandırmanın Etkisi.....	51
4.2.3. Korozif Ortamın Etkisi.....	61
4.3. Yorulma Sınır Alanına ( $\Delta K_{th}$ ) Yakın Bölgede Çatlak Büyüme Tavrı .....	70



BÖLÜM 5 : SONUÇLAMA.....	76
KAYNAKÇA.....	79
EK 1: Doğru Akım-Potansiyel Farkı Ölçmeleri İçin Kalibrasyon Eğrisi.....	83
EK 2: Yorulma Deneylerinde Kullanılan Yassı Örneklerin Test Makinasına Bağlanmasını Sağlayan Özel Tasarımlı Çeneler.....	84
EK 3: Korozyonlu Yorulma Deneylerinde Tuzlu Su Çözeltisinin Örneğe Uygulanması İçin Kullanılan İki Parçalı Pleksiglas Hücre.....	85

## ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1.	Alüminyum-lityum alaşımları ve kimyasal bileşimleri.....	3
Çizelge 2.2.	Bazı alüminyum - lityum alaşımlarının geleneksel alüminyum alaşımları ile karşılaştırmalı olarak özgül ağırlıkları ve elastiklik modülleri.....	4
Çizelge 2.3.	2090 alüminyum-lityum alaşımında oluşan fazların bileşimi ve kristal yapıları.....	8
Çizelge 3.1.	2090 alüminyum-lityum alaşımının kimyasal bileşimi.....	17
Çizelge 3.2.	2090 alüminyum-lityum alaşımının dayanç özellikleri.....	17
Çizelge 3.3.	Deney malzemesi 2090 alüminyum-lityum alaşımına uygulanan yaşlandırma işlemleri.....	19
Çizelge 4.1.	Yükleme doğrultusu ve yaşlandırmaya bağlı olarak, yorulma çatlaklarının büyümesinde hızlanma ( $\Delta K=12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ için).....	51

## ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1.	Alüminyum-lityum alaşımları ve kimyasal bileşimleri.....	3
Çizelge 2.2.	Bazı alüminyum - lityum alaşımlarının geleneksel alüminyum alaşımları ile karşılaştırmalı olarak özgül ağırlıkları ve elastiklik modülleri.....	4
Çizelge 2.3.	2090 alüminyum-lityum alaşımında oluşan fazların bileşimi ve kristal yapıları.....	8
Çizelge 3.1.	2090 alüminyum-lityum alaşımının kimyasal bileşimi.....	17
Çizelge 3.2.	2090 alüminyum-lityum alaşımının dayanç özellikleri.....	17
Çizelge 3.3.	Deney malzemesi 2090 alüminyum-lityum alaşımına uygulanan yaşlandırma işlemleri.....	19
Çizelge 4.1.	Yükleme doğrultusu ve yaşlandırmaya bağlı olarak, yorulma çatlaklarının büyümesinde hızlanma ( $\Delta K=12$ MPa $\sqrt{m}$ için).....	51

## ŞEKİL LİSTESİ

- Şekil 2.1. Katı çözeltili durumunda, çeşitli elementlerin alüminyum alaşımlarının özgül ağırlığına etkileri..... 5
- Şekil 2.2. Katı çözeltili durumunda, çeşitli elementlerin alüminyum alaşımlarının elastiklik modülüne etkileri..... 5
- Şekil 2.3. Alüminyum-lityum alaşımlarında elastiklik modülünün yaşlandırma süresi ile değişimi..... 6
- Şekil 2.4. 2090 Alüminyum-lityum alaşımında yaşlandırma öncesi uygulanan soğuk çekmenin dayanç özellikleri üzerindeki etkisi..... 6
- Şekil 2.5. En yüksek dayanç seviyesine göre yaşlandırılan 2090 alüminyum-lityum alaşımında yükleme doğrultusunun mekanik özellikler üzerindeki etkisi..... 11
- Şekil 2.6. Yorulma çatlaklarının ilerlemesine karşı gösterdikleri direnç açısından lityum içeren alüminyum alaşımlarının diğer yüksek dayançlı alüminyum alaşımlarına sağladığı üstünlük..... 11
- Şekil 2.7. 2090-T8E41 alüminyum-lityum alaşımında çatlak ucuna koruma sağlayan çeşitli mekanizmalar ve yorulma çatlakları büyüme hızını etkilemiş biçimleri (şematik)..... 12  
(a) Çatlak sapması veya bükülmesi.  
(b) Temaslı koruma (kamalama etkisi): Korozyon ürünleri veya çatlak yüzeyi pürüzlülüğünün neden olduğu kısmi çatlak kapanması.  
(c) Çatlak ucundaki plastik bölgenin çatlak kapanması üzerindeki sınırlayıcı etkisi.
- Şekil 2.8. İkinci faz parçacıklarının neden olduğu çatlamanın çeşitli safhaları (şematik)..... 15

Şekil 2.9. %3.5 NaCl çözeltisinin 2090 alüminyum-lityum alaşımının yorulma ömrüne etkisi.....	15
Şekil 3.1. Deneylerde kullanılan merkez çatlaklı levha örnekler.....	21
(a) Uzun çatlak tavrını ( $da/dN$ ) $>10^{-8}$ m/çevrim) izlemek için kullanılan örnek.	
(b) Yorulma sınır alanını ( $\Delta th$ ) saptamada kullanılan örneklerin tasarımı.	
Şekil 3.2. Çatlak uzunluğunu ölçmek için kullanılan doğru akım-potansiyel farkı düzeni.....	23
Şekil 4.1. 2090 T8E41 Alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.....	29
(a) Üç farklı morfolojide $\delta'$ -fazı : Küresel şekilli çökelti, küresel şekilli $Al_3Zr$ ve plakacık görünümle $\theta'$ fazlarını çekirdeklenmiş çökelti. Ayrıca, plakacık şekilli $T_1$ çökelti ( $X58 \times 10^3$ ).	
(b) Tane sınırları ve tane sınırları boyunca dağılan çökelti ( $X36 \times 10^3$ ).	
Şekil 4.2. 2090 alaşımının TEM-açık alan görüntüleri.....	30
(a) $550^\circ C$ 'da uygulanan çözelti ısıl işleminden sonra ( $X36 \times 10^3$ ).	
(b) Çözelti ısıl işleminden sonra uygulanan %6 oranındaki soğuk şekillendirme-dislokasyon yoğunluğu üzerindeki artırıcı etkisi ( $X36 \times 10^3$ ).	
Şekil 4.3. $150^\circ C$ 'da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.....	31
(a) Plakacık görümlü $T_1$ ve küresel şekilli $\delta'$ çökelti ( $X29 \times 10^3$ ).	
(b) Matrikste plakacık görümlü $\theta'$ -fazı ve tane sınırları çökelti ( $X29 \times 10^3$ ).	
Şekil 4.4. $150^\circ C$ 'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri.....	32
(a) Plakacık görümlü $T_1$ , küresel $\delta'$ ve $\theta'$ , $Al_3Zr$ fazını çevreleyen $\delta'$ ve $\theta'$ fazını çekirdekleyen $\delta'$ çökelti ( $X48 \times 10^3$ ).	
(b) Tane sınırı yakınlarındaki çökeltilerden arındırılmış bölgeler ( $X29 \times 10^3$ ).	

- Şekil 4.5. 150°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri..... 33  
(a) İri taneli  $T_1$  ve  $\delta'$  çökeltileri ve  $\delta'$ -fazında kimyasal bölünme (oklarla gösterilmiş) ( $X48 \times 10^3$ ).  
(b) Tane sınırlarında iri boyutta  $\delta$  çökeltileri ve matrikste  $T_1$ -fazı ( $X36 \times 10^3$ ).
- Şekil 4.6. 165°C' da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri..... 34  
(a)  $T_1$  ve  $\delta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^{-3}$ ).  
(b)  $\theta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).
- Şekil 4.7. 165°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri..... 35  
(a) Büyük miktarda  $T_1$  çökeltileri ( $X36 \times 10^3$ ).  
(b) Tane sınırlarında  $T_1$  ve  $\delta$  çökeltileri ( $X36 \times 10^3$ ).
- Şekil 4.8. 165°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri..... 36  
(a) İri taneli  $\delta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).  
(b) Matrikste  $T_1$  ve tane sınırlarında  $\delta$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).
- Şekil 4.9. 180°C'da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri..... 37  
(a)  $\theta'$  - ve  $\delta'$ -fazları ( $X29 \times 10^{-3}$ ).  
(b) Matrikste  $T_1$  ve tane sınırlarında  $\delta$  çökeltileri ( $X48 \times 10^3$ ).
- Şekil 4.10. 180°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri..... 38  
(a)  $Al_3Zr$  çökeltileri ile eşlenen küresel  $\delta'$ -fazı ( $X29 \times 10^3$ )  
(b) Kaba taneli  $T_1$  çökeltileri ( $X48 \times 10^3$ ).
- Şekil 4.11. 180°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri..... 39  
(a) İri taneli  $T_1$  ve  $\delta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ )  
(b) Tane sınırlarında iri boyutlu  $\delta$  çökeltileri ve çökeltilerden arındırılmış bölgeler yakınında küçük  $\delta'$ -fazı parçacıkları ( $X14 \times 10^3$ ).

- Şekil 4.12. Yükleme doğrultusuna bağlı olarak, alüminyum alaşımı levhalarda görülebilecek makro ve mikro ölçekte çatlak güzergahları. (a) L-T, (b) T-L ve (c) L+45° konumları için..... 41
- Şekil 4.13. L-T konumundaki örneklerde kayma bantları boyunca ilerleyen kopmaların sonuçladığı aşırı fasetalı çatlak yüzeyleri için iki örnek (a) 150°C'da 100 saat yaşlandırılan örnek (Çatlak büyüme hızı=3.55x10<sup>-7</sup> m/çevrim). (b) 165°C'da 20 saat yaşlandırılmış örnek (çatlak büyüme hızı =9.8x10<sup>-8</sup> m/çevrim)..... 43
- Şekil 4.14. 150°C'da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımı örneklerde makro çatlak yüzeyleri. (a)L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° konumları için (X6)..... 44
- Şekil 4.15. 150°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımı örneklerde makro çatlak yüzeyleri. (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° konumları için (X6)..... 45
- Şekil 4.16. 150°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımı örneklerde makro çatlak yüzeyleri. (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° konumları için (X6)..... 46
- Şekil 4.17. L+45° konumundaki örneklerde, bölgeden bölgeye farklı kayma düzlemlerinin aktifleşerek devreye girmeleri sonucu oluşan inişli çıkışlı ve fasetalı çatlak yüzeylerine örnekler: (a) 150°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çatlak büyüme hızı  $\cong$  9.05x10<sup>-8</sup> m/çevrim) (X500). (b) 165°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çatlak büyüme hızı  $\cong$  1.1x10<sup>-7</sup> m/çevrim) ..... 47
- Şekil 4.18. T-L konumundaki alüminyum alaşımı levhalarda, küçük gerilim şiddeti altında görülebilecek mikro ve makro çatlak güzergahları (şematik)..... 48
- Şekil 4.19. Yükleme doğrultusu veya örnek konumunun yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi ( $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  için)..... 49
- Şekil 4.20. 165°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının yüklemeye doğrultusu ile değişimi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat..... 50

- Şekil 4.21. 150°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının nominal gerilim şiddeti alanına bağlı olarak, yaşlandırma süresi ile değişimi. Örnek konumları (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° ..... 52
- Şekil 4.22. 165°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının nominal gerilim şiddeti alanına bağlı olarak, yaşlandırma süresi ile değişimi. Örnek konumları (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° ..... 53
- Şekil 4.23. 180°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının nominal gerilim şiddeti alanına bağlı olarak, yaşlandırma süresi ile değişimi. Örnek konumları (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° ..... 54
- Şekil 4.24. Uzun süreli yaşlandırmanın yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi ( $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  için)..... 56
- Şekil 4.25. L-T konumundaki örneklerde  $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'e tekabül eden kırılma yüzeyleri. (a) 150°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çökeltilerin dislokasyonlarla kesilerek geçirilmeleri), (b) 150°C'da 1000 saat yaşlandırılan örnek (çökeltilerin dislokasyon halkaları oluşumu ile geçirilmeleri) (X500)..... 58
- Şekil 4.26. L+45° konumundaki örneklerde  $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'e tekabül eden kırılma yüzeyleri. (a) 165°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çökeltilerin dislokasyonlarla kesilerek geçirilmeleri). (b) 165°C'da 1000 saat yaşlandırılan örnek (çökeltilerin dislokasyon halkaları oluşumu ile geçirilmeleri) (X500)..... 59
- Şekil 4.27. Tane sınırları ve alt tane sınırlarını izleyen ikincil çatlaklar. (a) 180°C'da 20 saat yaşlandırılan L+45° konumlu örnek (tuzlu su ortamı) (X1000). (b) 165°C'da 1000 saat yaşlandırılan L+45° konumlu örnek (hava) (X500)..... 60
- Şekil 4.28. 150°C'da yaşlandırılmış 2090 alaşımında %3.5 NaCl ortamının yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat..... 62
- Şekil 4.29. 165°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında %3.5 NaCl ortamının yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat..... 63



- Şekil 4.30. 180°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında %3.5 NaCl ortamının yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat..... 64
- Şekil 4.31. Korozyonlu yorulma koşullarında çatlak yüzeyi pürüzlülüğünün azaldığını gösteren SEM görüntüleri. (a) 150°C'da 20 saat yaşlandırılan L-T konumlu örnek. (b) Aynı bölgede ikincil çatlaklar (X500)..... 66
- Şekil 4.32. Artan gerilim şiddeti alanı ile intermetaliklerin görünümüne geldiğini kanıtlayan SEM fotoğrafları (165°C'da 20 saat yaşlandırılan T-L konumlu örnek). (a)  $\Delta K=7.4$ , (b) 11.3 ve (c) 15 MPa $\sqrt{m}$ ..... 67
- Şekil 4.33. Artan gerilim şiddeti alanı ile çatlak ucu elektrokimyasında değişimler. (a)  $Al_3+3Cl+3H_2O \rightarrow Al(OH)_3+3H^++3Cl^-$  reaksiyonu ile ortaya çıkan  $H^+$  iyonlarının yol açtığı hidrojenle gevrekleşme, (b)  $H^+$  iyonlarının çatlak ucundan uzaklaştırılması sonucu hidrojenle gevrekleşme ve çatlak büyüme hızında gerileme..... 69
- Şekil 4.34. 150°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında, yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (L-T konumu için) 71
- Şekil 4.35. 150°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında, yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (T-L konumu için) 72
- Şekil 4.36. 150°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında, yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (L+45° konumu için)..... 73
- Şekil 4.37. 165°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (L+45° konumu için)..... 74

## ÖZ

1000 saate ulaşan, 150, 165 ve 180°C sıcaklıklardaki uzun süreli ısınmaların, 2090 Alüminyum-Lityum alaşımlarında yorulma çatlakları büyümesini ne ölçüde etkiledikleri incelendi, ve elde edilen sonuçlar tuzlu su çözeltisi içinde bulunanlarla karşılaştırıldı. Doğru akım-potansiyel farkı tekniğinin uygulandığı araştırmada çatlak hızı ölçümleri 1.6 mm kalınlığında levhadan alınan 40x200 mm büyüklüğündeki örneklerle yapıldı. Bu çalışmanın amaçlarından biri de, çatlak büyüme tavrının yüklenme doğrultusundan ne derecede etkilendiğini saptamaktı. Bu nedenle, örnekler haddeleme yönünde (L-T), haddeleme yönüne dik (T-L) ve haddeleme yönüne 45° açılı (L+45°) doğrultularda kesilerek hazırlandı. Yaşlandırma öncesi uygulanan işlem 550°C'da bir saat tavlama ve ardından %6 oranında soğuk çekmeden ibaretti.

Laboratuvar atmosferine açık olarak yapılan deneylerin sonuçları, çatlak büyüme hızının bu çalışmada incelenen yüklenme doğrultularına fazla duyarlı olmadığını gösterir nitelikteydi. Buna karşılık, yaşlandırmanın çatlak büyüme kinetiğini büyük ölçüde etkilediği ve 1000 saatlık bir ısı etki sonucunda çatlak hızlarının sekiz katına ulaşan artışlara uğradığı saptandı. Tuzlu su çökeltisi içinde ölçülen çatlak büyüme hızlarının, laboratuvar ortamında gözlemlenenlere oranla düşük  $\Delta K$  -değerlerinde daha yüksek, buna karşılık, yüksek  $\Delta K$ -değerlerinde ise daha küçük oldukları görüldü. Korozif ortamın etkisi ile azalan çatlak yüzey pürüzlülüğü ve buna bağlı olarak artan çatlak kapanması küçük  $\Delta K$ -değerlerindeki hız artışının kaynağı olarak yorumlandı. Yüksek  $\Delta K$  değerlerindeki çatlak hızı azalışı ise, çatlak ucu elektrokimyasına dayalı olarak açıklanmaya çalışıldı. Bu bağlamda, yüksek katodik etkenliğe sahip metallerarası bileşiklerin oynayabileceği rol üzerinde duruldu.

Sınır yorulma dayanımının aynı değişkenlere bağlı olarak incelendiği laboratuvar atmosferine açık deneylerde uzun süreli ısınmaların bu dayanç özelliğini fazla etkilemediği, ve yüksek  $\Delta K$ -değerlerine doğru giderek ayrışan  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinin sınır dayanç yakınına inildiğinde birbirlerine yaklaşma eğilimi içine girdikleri gözlemlendi.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum-Lityum alaşımları, yorulma çatlakları büyümesi, korozyonlu yorulma, yorulma sınır alanı.

## ABSTRACT

The effect of prolonged exposures up to 1000 Hr at 150, 165 and 180°C on the fatigue-crack growth were studied in the Al-Li alloy 2090 using the direct current potential drop technique, and results compared with crack growth rates determined in salt-water. The CCT specimens, 40x200 mm in size, were taken from the sheet material with a thickness of 1.6 mm. Since one of the purposes of this work was to investigate the directionality of fatigue-crack growth behavior, the specimens were machined in the grainflow direction (L-T), long-transverse direction (T-L) and 45° to rolling direction (L+45°). The pretreatment applied before the aging consisted of solutionizing at 550°C for one hour followed by 6% stretching.

According to the air results, the fatigue-crack growth behavior did not vary significantly with specimen orientations tested in this study. On the other hand, the long-term aging was found to have a pronounced effect on the crack growth kinetics, demonstrated by growth rates which increased up to about 8 fold following aging for 1000 Hr. The rate of the salt-water induced fatigue-crack growth was higher at low values, but lower at high values of  $\Delta K$ , relative to those obtained in air. Whereas the reduction in roughness induced crack closure effect is believed to be responsible for enhancement at low stress intensity ranges the retardation at high  $\Delta K$ -values may be attributed to crack-tip electrochemistry, whereby intermetallics with high cathodic efficiency are thought to play a role.

An other series of experiments conducted at laboratory air indicated that the prolonged high-temperature exposure had not a significant effect on fatigue threshold values, and  $da/dn$ - $\Delta K$  curves showed the tendency to converge in near threshold region.

Keywords: Aluminium-Lithium alloys, fatigue-crack growth, corrosion fatigue, fatigue threshold range.

# BÖLÜM 1

## GİRİŞ

Yakıtta tasarruf yanında yüksek performans amaçlandığı uçak tasarımı, yüksek dayançlı hafif malzemelere duyulan gereksinimi giderek artırmaktadır. Isıl işleme sertleştirilebilir alüminyum-bakır ve alüminyum-çinko-magnezyum esaslı alaşımlar uçak gövdesinin yapımında kullanılan geleneksel malzemelerdir. Aynı amaçla kullanılmaya aday seçenek malzemeler arasında lityum içeren alüminyum alaşımları öncelikli bir konuma sahip görünüyor. Ağırlık bazında, her %1 lityum ilavesi alüminyumun özgül ağırlığını yaklaşık %3 azaltmakta, esneklik modülünü ise %6 oranında artırmaktadır. Bu özellikler uçak yapılarında etkenliği artırabilme açısından alüminyum-lityum alaşımlarına, geleneksel alaşımlara oranla önemli bir üstünlük kazandırmaktadır. Ayrıca, lityum ilavesi ile gerileyen süneklik ve tokluk gibi mekanik özelliklerin, Al-Li-X alaşım sistemine uygulanan kimyasal bileşim tashihleri ile ileri ölçülerde iyileştirilebildikleri kanıtlanmış bulunmaktadır.

Alüminyum-lityum alaşımlarının geleneksel alüminyum alaşımları yerine giderek artan oranlarda ikame edilebilmeleri, mekanik davranışları ve özellikle çatlak duyarlılığı konularında yeterli ve güvenilir verilere sahip olmamızı gerektirir. Uçak gövdesi yorulma yükleri altında ve genellikle korozyonlu çevresel koşullara terk edilmiş olarak görev yapan bir yapıdır. Perçin delikleri ve benzeri geometrik düzensizliklerin bol sayıda içerildiği bu yapılar çatlak oluşumu ve ilerlemesine ileri düzeyde duyarlıdır. Uçak gövdesinde, alüminyum alaşımlarının en yüksek dayanca sertleştirilmiş olarak kullanılmaları bu duyarlılığın temel kaynağıdır. Ayrıca, levha şeklindeki ürünlerde görülen mekanik dayanmanın yüklemeye doğrultusuna göre değişmesi olgusu bu alaşımların kullanımını zorlaştıran ek bir faktördür.

Üzerinde durulması gereken bir başka sorun, uçak gövdesinin bazı bölümlerinin uçuş sırasında 150°C'ı aşan sıcaklıklara dek ısınmasıdır. Özellikle sesüstü uçuşlarda potansiyel bir sorun olacağı ileri sürülen bu olgu, alaşımlardaki yaşlanma sürecinin servis içinde devam edebileceğini ve bu gelişmenin de alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyebileceğini gösterir niteliktedir.

Alüminyum-lityum alaşımlarında gözlenen en çarpıcı özelliklerden biri yorulma çatlaklarının geleneksel alaşımlara kıyasla daha yavaş ilerlemeleridir. Bu tavır, çatlakların peşinen mevcut

olduğunu varsayan hasar toleranslı tasarım açısından önemlidir. Ancak bu alaşımların hasar toleranslı tasarım açısından önemlidir. Ancak bu alaşımların hasar toleranslı geleneksel alaşımlara seçenek oluşturması, çatlak büyüme tavrının malzeme, mekanik yükleme ve çevre değişkenlerine bağlı olarak saptanması ile mümkün olabilecektir.

Hernekadar, uçak tasarımında hasar toleranslı yaklaşım belirli bir yaygınlık kazanmışsa da, "emniyetli ömür" olarak tanımlanan geleneksel tasarım önemini sürdürmektedir. Geleneksel tasarım açısından önemli olan dayanç özelliği yorulma sınırı alanıdır. Alüminyum-lityum alaşımlarının yorulma sınırı alanı, ve özellikle çatlak büyüme tavrı ile nasıl bir ilişki içinde olduğuna ilişkin ulaşılabilir veriler yeterli olmaktan hayli uzaktır.

Bu çalışma, alüminyum-lityum alaşım levhaların kullanımında maksimum yapısal verimlilik koşullarına ışık tutmak amacı ile planlandı ve gerçekleştirildi. Mevcut yüklere göre en iyi performansı sağlayan levha konumu, daha da önemlisi, önlenmesi gereken konumlar hakkında bilgi edinmek, ayrıca, uçuş esnasında devam eden yaşlanmanın neden olacağı sorunları boyutları ile tanımlamak bu çalışmada amaçlanan ana hedeflerdi.

Uluslararası kayıta 2090 kod numarası ile yerini alan yüksek dayançlı Al-Li-Cu-Zr alaşımı ile gerçekleştirilen araştırma 27 farklı değişken kombinasyonları altında yapılan deneysel çalışmalarla geliştirildi. Laboratuvar ortamında yapılan deneyler %3.5 sodyum klorür çözeltisi içinde tekrarlanarak çevreden kaynaklanan korozif etki saptanmaya çalışıldı. Değişken kombinasyonların yaklaşık üçte ikisini kapsayan başka bir deney dizisi ile yorulma sınır alanlarına ilişkin verilerin üretimi amaçlandı. Elde edilen sonuçlar elektron mikroskopi desteği ile de yorumlanarak, iç yapı bakımından hayli karmaşık olan alüminyum-lityum alaşımlarındaki kırılma mekanizmalarına ışık tutuldu.

## BÖLÜM 2

### ALÜMİNYUM-LİTYUM ALAŞIMLARI

#### 2.1. Lityum İçeren Alüminyum Alaşım Sistemleri ve Dayanç Özellikleri

Geliştirilmelerinde karşılaşılan bazı sorunlara karşın, lityum içeren alüminyum alaşımları havacılık için çekiciliğini büyük ölçüde korumaktadır. Halen uluslararası kayıtlara geçmiş bulunan alüminyum-lityum alaşımlarının kodları, üreticileri ve kimyasal bileşimleri Çizelge 2.1'de görülmektedir. Bu alaşımların büyük çoğunluğu Al-Li-Cu-Mg sistemine dayalı olarak geliştirilmiş malzemelerdir. Lityum içeren alüminyum alaşımlarının ingot dökümü ve toz metalurjisi yöntemleri ile üretilmeleri olanaklıdır. Bunların üretimi, içyapısal özellikleri ve bu etmenlere bağlı olarak mekanik özelliklerindeki gelişmelere ışık tutabilmek amacı ile birçok araştırma yapıldı, ve elde edilen bulgular, 1980'den başlayarak, düzenlenen bir dizi uluslararası konferanslarda tartışılarak değerlendirildi [Aluminium-Lithium Alloys I, 1980; II, 1983; III, 1985; IV, 1987; V, 1989].

Çizelge 2.1. Alüminyum-lityum alaşımları ve kimyasal bileşimleri

Ataşım Element	2090 ALCOA	2091 C.PECHINEY 4/8/85	8090 ALCAN & C.PECHINEY Mayıs/1985	8090A ALCOA 1985 Sonu	8091 ALCAN 3/9/85	X8092 ALCOA Mayıs/1985	X8192 ALCOA Ağustos/1985
Si	0.10	0.20	0.20	0.10	0.30	0.10	0.10
Fe	0.12	0.30	0.30	0.15	0.50	0.15	0.15
Cu	2.4-3.0	1.8-2.5	1.0-1.6	1.1-1.6	1.0-2.2	0.5-0.8	0.4-0.7
Mn	0.05	0.10	0.10	0.05	0.10	0.05	0.05
Mg	0.25	1.1-1.9	0.6 to 1.3	0.8-1.4	0.5-1.2	0.9-1.4	0.9-1.4
Cr	0.05	0.10	0.10	0.05	0.10	0.05	0.05
Ni	—	—	—	—	—	—	—
Zn	0.10	0.25	0.25	0.10	0.25	0.10	0.10
Ti	0.15	0.10	0.10	0.15	0.10	0.15	0.15
Li	1.9-2.6	1.7-2.3	2.2-2.7	2.1-2.7	2.4-2.8	2.1-2.7	2.3-2.9
Zr	0.08-0.15	0.04-0.16	0.04-0.16	0.08-0.15	0.08-0.16	0.08-1.5	0.08-1.5
Diğer	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05
Toplam	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15	0.15

Lityum alüminyum içinde en yüksek katı çözünürlüğe sahip (ağ.%4.2) birkaç elementten biridir. Alüminyuma kıyasla yaklaşık beş defa daha hafif olması, alaşım elementi olarak lityuma çekicilik kazandıran başlıca etmenlerdendir. Böylece, yaklaşık %4 lityum içeriğine dek, her %1 (ağ.) lityum ilavesi ile alaşımın özgül ağırlığında %3 düzeyinde bir azalma sağlanabilmektedir (Şekil 2.1).

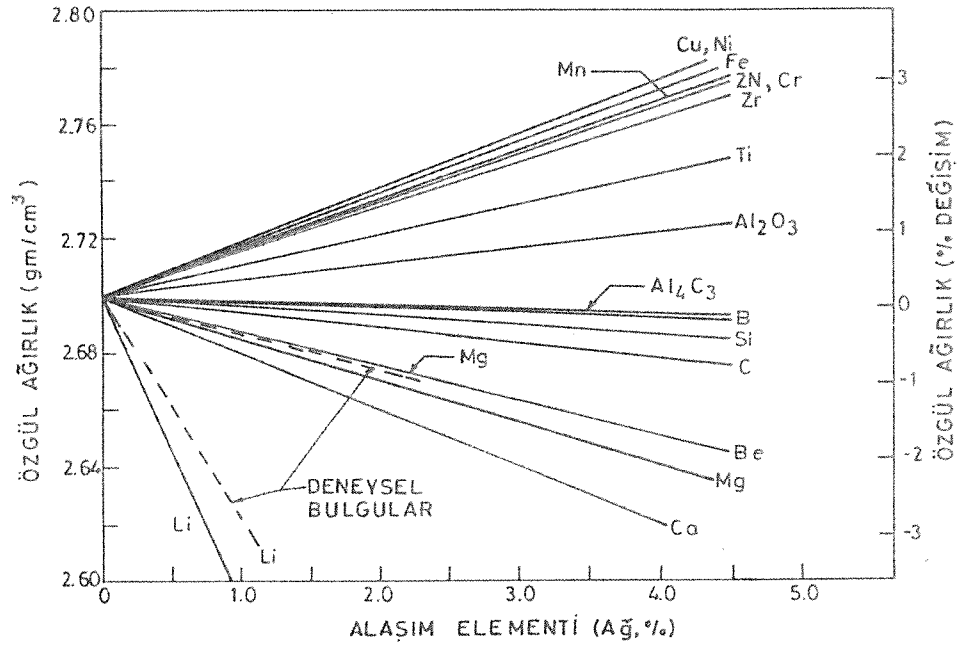
Lityum en hafif metal olma özelliği yanında, elastiklik modülünü de yükselten berilyum dışındaki tek alaşım elementidir (Şekil 2.2). Lityumun elastiklik modülü üzerindeki olumlu etkisi bu metalden kaynaklanan çözelim ve çökelim sertleşmelerine bağlanmaktadır. Bu dayanç özelliğini etkileyen faktörlerden biri de, alaşıma uygulanan yaşlandırmanın derecesidir. Yaşlandırma süresine bağlı olarak elastiklik modülünün sergilediği değişim Şekil 2.3'den görülebilir [O'Dowd ve diğerleri, 1987]. Buna göre,  $Al_2CuAl(T_1)$  ve  $Al_6CuLi(T_2)$  olarak tanımlanan denge fazlarının oluşabildiği yaşlandırma koşullarında elastiklik modülü en yüksek değerine ulaşmaktadır.

Bazı alüminyum-lityum alaşımlarının özgül ağırlıkları ile elastiklik modülleri geleneksel alüminyum alaşımları ile karşılaştırmalı olarak Çizelge 2.2'de görülmektedir [Wakeling, 1987].

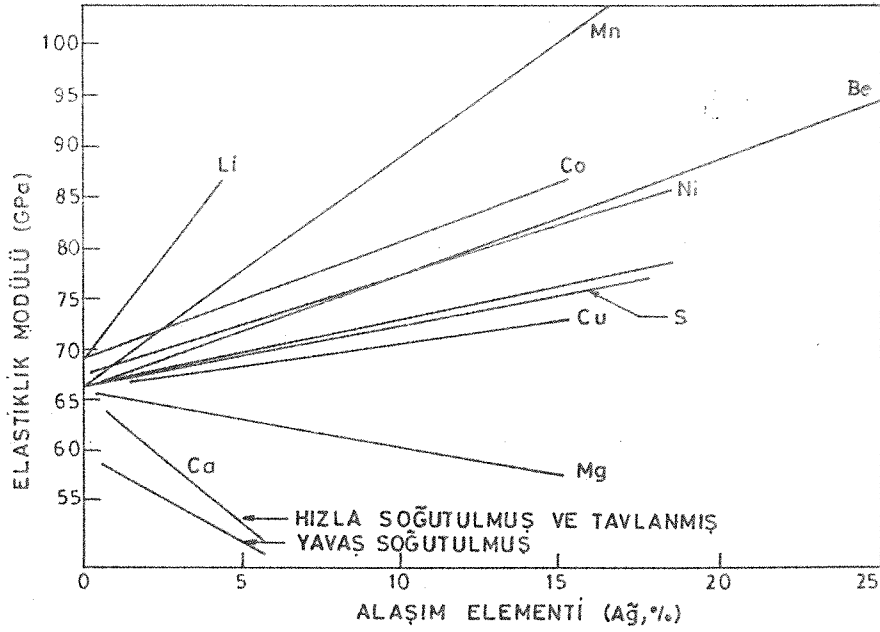
Çizelge 2.2. Bazı alüminyum-lityum alaşımlarının geleneksel alüminyum alaşımları ile karşılaştırmalı olarak özgül ağırlıkları ve elastiklik modülleri

ALAŞIM	8090	8091	2090	2091	6061	2124	2014	7075
Özgül Ağırlık (g/cm <sup>3</sup> )	2.54	2.55	2.57	2.58	2.70	2.78	2.80	2.81
Elastiklik Modülü (10 <sup>4</sup> MPa)	7.93	8.00	7.86	7.79	6.90	7.31	7.31	7.17

Bu araştırmada deney malzemesi olarak kullanılan 2090 alüminyum-lityum alaşımı Al-Li-Cu-Zr sistemi üzerinde kurulu yüksek dayançlı bir malzemedir. Gerçekte, bakır lityumun alüminyum içindeki katı çözünürlüğünü sınırlayan elementlerdendir. Diğer taraftan, bakır alaşımın sertleşmesini sağlayan çökeltileri çeşitlendirerek mekanik dayanç seviyesinin artmasına katkıda bulunur. Bu alaşım sistemi içindeki yarı kararlı ve kararlı fazların, nitelik olarak, Cu/Li oranı ve yaşlandırma sıcaklığına bağlı olduğu bilinmektedir.

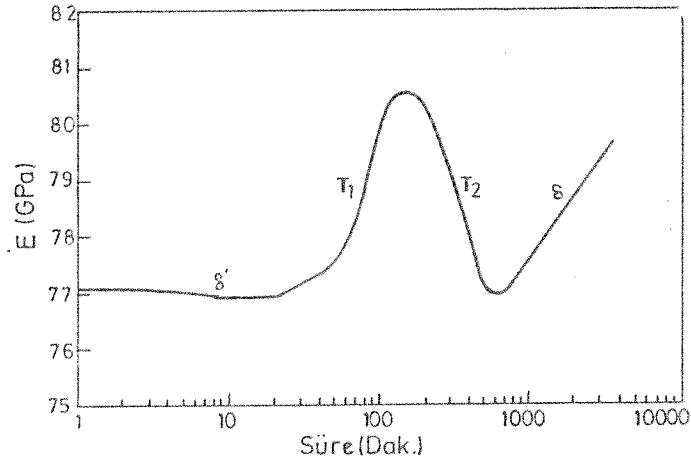


Şekil 2.1. Katı çözelti durumunda, çeşitli elementlerin alüminyum alaşımlarının özgül ağırlığına etkileri.

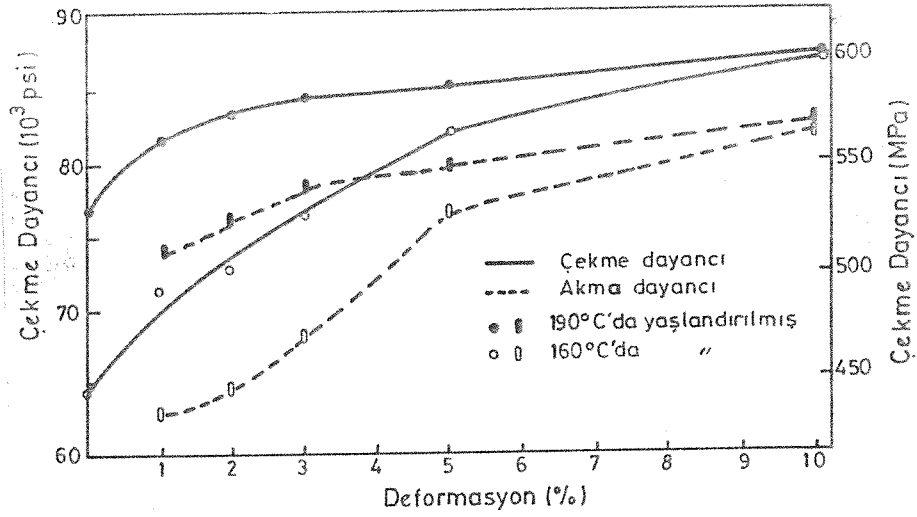


Şekil 2.2. Katı çözelti durumunda, çeşitli elementlerin alüminyum alaşımlarının elastiklik modülüne etkileri.





Şekil 2.3. Alüminyum-lityum alaşımlarında elastiklik modülünün yaşlandırma süresi ile değişimi.



Şekil 2.4. 2090 Alüminyum-lityum alaşımında yaşlandırma öncesi uygulanan soğuk çekmenin dayanç özellikleri üzerindeki etkisi.

Zirkonyum yüksek dayançlı alüminyum alaşımlarında yeniden kristalleşmeyi kontrol amacıyla yaygın kullanılan alaşım elementidir. Yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi, tane sınırlarına yerleşen  $Al_3Zr$  çökeltilerinin bu bölgelerin hareketliliğini kısıtlamasından kaynaklanır. Bu alaşımlarda, korozyon duyarlılığının yeniden kristalleşmenin derecesi ve tane morfolojisine bağlı olduğunu gösteren bulgular vardır [Niskanen ve diğerleri, 1982]. Bu tür gözlemler zirkonyumun yararlı etkisini destekleme açısından önemlidir. Zirkonyumun bir başka yararı da döküm yapısının ince taneli olarak oluşmasına imkan sağlamasıdır.

Bakır içeren alüminyum-lityum alaşımlarında en uygun dayanç ve kırılma tokluğu ilişkisi yaşlandırmadan önce uygulanan soğuk şekillendirme ile sağlanır. 2090 alüminyum-lityum alaşımında dayanç özelliklerinin soğuk çekme ile gelişimi Şekil 2.4'de görülmektedir. Yaşlandırma sıcaklıklarına göre başlangıçta büyük farklılıklar gösteren dayanç değerleri, soğuk şekillendirmenin %6 ötesine artırılması üzerine birbirlerine büyük ölçüde yaklaşır. Soğuk şekillendirmenin olumlu katkısı, çoğaltılan dislokasyonların  $Al_2CuLi(T_1)$  ayrışmaları için bol sayıda çekirdeklenme noktaları oluşturmalarına bağlanmaktadır. Böylece, alaşımı sertleştirici çökeltilerin sayısı artmakta ve dağılımları daha homojen olmaktadır [Lee ve Frazier, 1988].

Alüminyum-lityum alaşımlarının etkin kullanımını kısıtlayan önemli etmenlerden biri de, mekanik özelliklerin yükleme doğrultusuna ileri ölçülerde duyarlı olmalarıdır. Şekil 2.5, en yüksek dayanç seviyesine göre yaşlandırılan 2090 alaşımında bu duyarlılığın hangi düzeylere ulaşabildiğini gösteren bir örnektir [Lee ve Waldman, 1988]. Bu veriler, haddeleme yönüne göre 45-60° açılı olan yüklemelerde alaşımın en zayıf olduğunu, ancak dayanç seviyesindeki azalmanın kopma uzamasında önemli bir iyileşme getirdiğini gösterir niteliktedirler.

Dayanç özelliklerinin yükleme doğrultusuna bu denli bağlı olması kristalografik doku (texture) oluşumu ve çökeltilerin haddeleme doğrultusuna paralel diziler halinde yerlerini almalarına bağlanmaktadır [Vasudevan ve diğerleri, 1988]. Alüminyum-lityum alaşımlarının kristalografik dokulaşma eğilimi geleneksel alüminyum alaşımlarına kıyasla daha fazladır. Kristalografik dokulaşma haddeleme, ekstrüzyon ve dövme gibi soğuk veya sıcak uygulanabilen şekillendirme süreçleri sırasında ortaya çıkar, ve alaşımın kimyasal özelliğine bağlı olarak mekanik özellikleri farklı boyutlarda etkiler. Dayanç özelliklerinin yükleme doğrultusuna bu denli duyarlı olması dokulaşma yanında bu alaşımlara özgü karmaşık içyapıya da bağlanmaktadır [Vasudevan ve diğerleri, 1990].

Alüminyum-lityum gibi yüksek dayançlı alaşımlarda dayanç verilerinin kırılma tokluğu ile bir arada düşünülmesinde zorunluk vardır. Kalın kesitli olmayan levhalarda kırılma tokluğu haddeleme yönünü paralel (L-T) ve haddeleme yönüne dik (T-L) doğrultularda önemli bir

farklılık göstermemektedir. Gerçekte, kırılma tokluğu sorunu levha kalınlığı arttıkça ortaya çıkmaktadır. Örneğin 1.5 inç (38 mm) kalınlığında 2090 alaşım levha ile yapılan ölçmelerde L-T ve T-L doğrultuları arasında en çok %20 yakınında bir fark olduğu, daha da önemlisi, haddeleme düzlemine dik doğrultuda kırılma tokluğunda çok büyük kayıpların ortaya çıktığı gösterilmiştir [Lee ve Waldman, 1988].

## 2.2. Al-Li-Cu-Zr Alaşım Sisteminde İçyapısal Gelişmeler

Al-Li-Cu-Zr sistemi üzerinde kurulu 2090 alüminyum-lityum alaşımı ısıtılma işlemle sertleştirilebilen yüksek dayançlı bir malzemedir. Bu yaklaşımla geliştirilen mekanik özellikler (mekanik dayanç, süper plastiklik) iç yapıda içerilen çökeltilerin türü ve dağılımlarına bağlıdır. Çizelge 2.3 bu alaşımda gözlemlenen fazların tanımı, bileşimi ve kristal yapılarını toplu olarak vermektedir [Gayle ve Vander Sande, 1984; Makin ve Ralph, 1984; Jensrud ve Ryum, 1984]. Bu fazların oluşum koşulları ile alaşımların mekanik dayanımını etkilemiş biçimleri aşağıda kısaca özetlenecektir.

Çizelge 2.3. 2090 alüminyum-lityum alaşımında oluşan fazların bileşimi ve kristal yapıları

Fazlar	Bileşimleri	Kristal Yapıları
$\alpha$ (stable)	Al	FCC
$\delta$ (stable)	AlLi	B32(Cubic)
T <sub>1</sub> (stable)	Al <sub>2</sub> LiCu	Hexagonal
T <sub>2</sub> (stable)	Al <sub>5</sub> Li <sub>3</sub> Cu	Icosahedral
$\beta'$ (stable)	Al <sub>3</sub> Zr	L1 <sub>2</sub> (Cubic)
$\delta'$ (metastable)	Al <sub>3</sub> Li	L1 <sub>2</sub> (Cubic)
$\theta'$ (metastable)	Al <sub>2</sub> Cu	Tetragonal
T <sub>1</sub> ' (metastable)	Al <sub>2</sub> (Cu,Li)	Orthorhombic
T <sub>2</sub> ' (metastable)	(Al,Li,Cu)	-

Metastabil fazlardan  $\delta'$ , küresel şekilli ve düzenli (ordered) kohorent çökeltiler olarak gözlemlere yansır, ve genellikle tane içlerinde ayrışır. Dislokasyonlarla kesilerek aşılabilmesine karşın, hareketlerini yavaşlatması bu fazın dayanç özellikleri üzerindeki olumlu etkisinin başlıca nedenidir. Yaşlandırma işlemi sırasında  $\delta'$ -fazında tanesel büyüme görülür. Ancak kohorent yapı ve küresel morfoloji genellikle korunur. 140°C'ı aşan yaşlandırma sıcaklıklarında  $\delta'$ -fazı yerini

giderek kararlı  $\delta$ -fazına terkeder. Büyük açılı tane sınırlarına yerleşerek büyüme gösteren  $\delta$ -fazı çökeltileri bu bölgelerin lityum içeriği bakımından fakirleşmesine yol açarlar. Bu bölgeler  $\delta'$ -fazından arındırılmış alanlar (precipitate free zone) olarak adlandırılırlar. Aşırı yaşlandırma,  $\delta$ -fazının  $\delta'$ -fazının harcanarak tüketilmesi karşılığında tane sınırları bölgelerinde büyük miktarda oluşması anlamındadır. Bu ise alaşımın dayanımını azaltan bir gelişmedir.

$\delta'$ -fazı ile kıyaslanabilir yaygınlık sergileyen  $T_1$ -ve  $T_1'$ -fazlarına yaşlandırma işleminin tüm koşullarında rastlanır.  $T_1'$  genellikle plakacıklar görünümünde,  $T_1$  ise altıgen şekilli plakacıklar olarak gözlemlere yansır. Bu fazlar için en uygun çekirdeklenme noktaları dislokasyonlar ve küçük açılı tane sınırlarıdır.  $\delta'$ -fazının aksine,  $T_1$ -fazı ile çevresi arasındaki kristalografik uyumsuzluk arayüzey enerjisini yükselterek hareket halindeki dislokasyonlara karşı engel oluşturur. Bu dayanç artırımını sağlayan mekanizmalardandır [Huang ve Ardell, 1986; Tosten ve diğerleri, 1986, Takeda ve diğerleri, 1991].

$\theta'$ -fazına sadece yetersiz veya tam yaşlandırma koşullarında rastlanır, ve aşırı yaşlandırma durumunda ise tamamen çözünerek kaybolur.  $T_1$ -fazına benzer tarzda,  $\theta'$ -fazı da dislokasyonlar ve küçük açılı tane sınırlarında homojen olmayan dağılımlarla oluşur. Matriksle arasındaki kristalografik uyumsuzluk dayanımın yükselmesini sağlar. Plakacıklı görünüme sahip  $\theta'$ -fazı çoğu kez  $\delta'$  fazı ile bir arada görünür [Rioja ve Ludwiczak, 1986].

Kararlı  $\beta'$ -fazına tüm yaşlandırma koşullarında rastlanır. Uygulanan yaşlandırma işlemleri bu fazın hacimsel oranı ve parçacıkları sayısında herhangi bir değişikliğe neden olmaz.  $Al_3Zr$ ,  $\delta'$ ,  $T_1$ -ve  $\theta'$ -fazlarının çekirdeklenmesine elverişli bir zemin hazırlayarak alaşımın dayanç özelliklerini dolaylı olarak etkiler.

Kararlı  $T_2$ -fazı öncelikle büyük açılı tane sınırlarında ayrışır.  $\delta'$ -fazına oranla lityum bakımından daha zengin olan bu fazın tane sınırları boyunca çökmesi alaşımın sünekliliğini ve kırılma tokluğunu olumsuz yönde etkiler. 2090 Alüminyum-lityum alaşımında  $T_2$ -fazının  $170^\circ C$ 'ı aşan sıcaklıklara dek kararlılığını koruduğu yapılan gözlemler arasındadır [Huang ve Ardell, 1986; Rioja ve Ludwiczak, 1986; Takeda ve diğerleri, 1991].

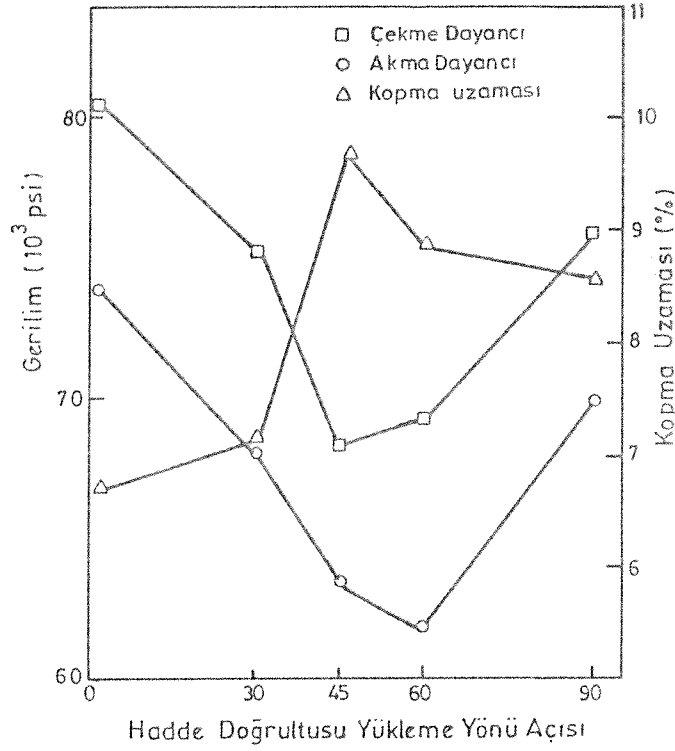
Buraya kadar kısaca özetlemeye çalışılan fazlar dışında demir ve bakır bakımından zengin metaller arası bileşikler (intermetalikler), 2090 alaşımına özgü iç yapısal oluşumların önemli bir boyutudur. Alaşımın üretimi sırasında ortaya çıkan intermetalikler daha sonra uygulanan ısıl işlemlerden etkilenmezler.

### 2.3. Alüminyum-Lityum Alaşımlarının Yorulma Özellikleri

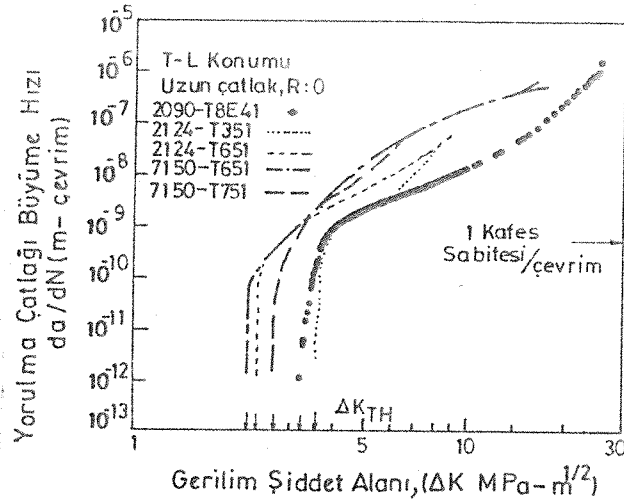
Çatlak oluşumu ve büyümesi yüksek dayançlı alüminyum alaşımlarının performansını belirleyen en önemli özelliklerdendir. Bu alaşımlarda çatlak oluşumu için gerekli süre iyileşen kırılma tokluğu ile artış gösterir. Bu nedenle, çatlak oluşumunu yavaşlatan içyapının en yüksek kırılma tokluğunu sağlayanla aynı olduğu kabul edilebilir [Starke ve Luetjering, 1979]. Kırılma tokluğu ise, kırılma olayını kontrol eden plastik deformasyonun türüne bağlıdır, ve deformasyonun homojen olduğu durumlarda en yüksek değerine ulaşır [Jata ve Starke, 1986].

Buna karşın, başlangıçta mevcut olan çatlakların yorulma yükü altında uzamaları tümüyle farklı mekanizmalara bağlı görünmektedir. Gerçekte, lityum içeren alüminyum alaşımları çatlak uzamasına karşı gösterdikleri yüksek dirençle geleneksel alüminyum alaşımlarına önemli bir üstünlük sağlarlar [Venkateswara ve diğerleri, 1988] (Şekil 2.6). Bu önemli olguya ışık tutmak amacı ile çeşitli nedenler ileri sürüldü. Bir görüşe göre,  $\delta'$  çökeltilerine bağlanan yüksek elastiklik modülü çatlak ucu açınımını azaltarak çatlak büyüme hızını sınırlamaktadır. Ayrıca, kaba düzlemsel kayma ile plastik deformasyona uğrayan bu alaşımlarda çatlakların düzgün bir güzergah izlemek yerine çatallaşarak hız kaybetmeleri üzerinde durulan bir açıklamadır [Lin ve Starke, 1986]. Düzgün olmayan çatlak güzergahının geride bıraktığı pürüzlülük çatlakın tamamen kapanmasını önlemekte, ve böylece çatlak iten itici güç anlamındaki gerilim şiddeti alanı ( $\Delta K$ ) küçülmektedir [Jata ve Starke, 1986]. Ancak, yorulma çatlaklarının sergilediği dallanmalar ve ölçmelere ileri boyutta yansıyan kısmi kapanma olgusu son iki mekanizmanın daha etkili olduğunu gösterir niteliktedirler [Venkateswara ve diğerleri, 1981].

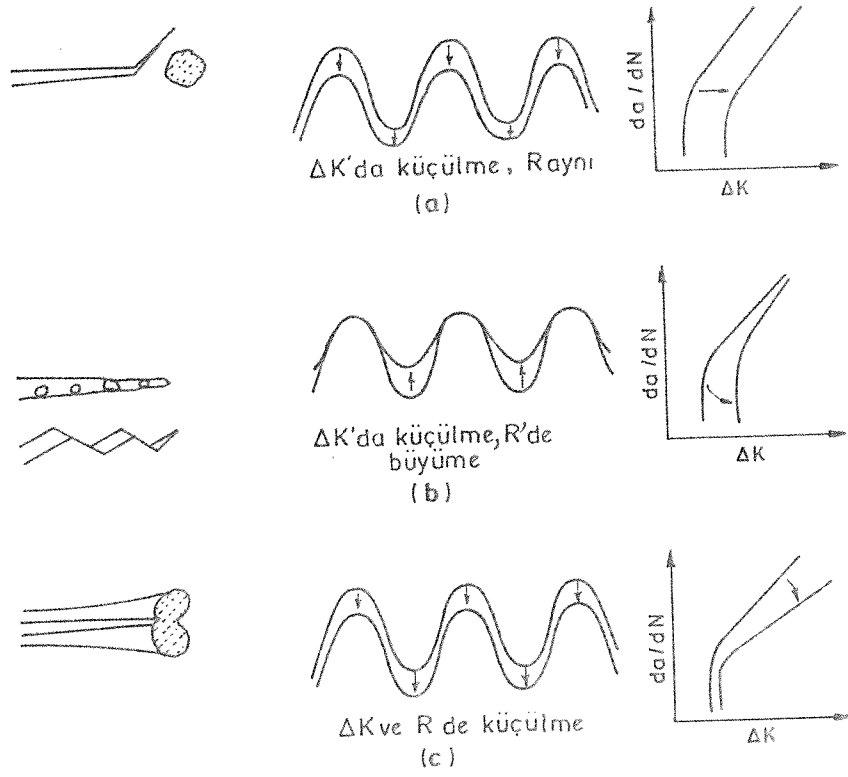
2090 alüminyum-lityum alaşımında çatlak uzama tavrını kontrol eden mekanizmalar Şekil 2.7'de şematik olarak gösterilmektedir [Venkateswara ve diğerleri, 1988]. Çatlama düzlemi üzerinde yerleşik faz parçacıkları (özellikle intermetalikler) çatlakın ilerlemesini engelleme eğilimindedirler. Bu engeli aşmanın yollarından biri çatlakın güzergah değiştirerek büyümesini sürdürmesidir. Çatlak sapması veya bükülmesi olarak adlandırılabilir bu oluşum gerilim şiddeti alanının daralmasına ve çatlak büyüme hızı ( $da/dN$ )-gerilim şiddeti alanı ( $\Delta K$ ) eğrisinin daha büyük  $\Delta K$  değerlerine kaymasını sonuçlar (Şekil 2.7a). Temaslı koruma olarak tanımlanan ikinci mekanizma, çatlakın tamamen kapanmasını önleyen çatlak yüzeyleri pürüzlülüğü veya çatlak içinde sıkışan korozyon ürünlerinin neden olduğu kama etkisine dayanmaktadır (Şekil 2.7b). Bu durumda gerilim şiddeti faktörünün en küçük değeri ( $K_{min}$ ) yukarı itilerek  $\Delta K$  küçültülür. Şekil 2.7b'de verilen  $da/dN$ - $\Delta K$  eğrileri bu mekanizmanın çatlak ucu açınımının küçük olduğu düşük  $\Delta K$  değerlerinde çok etkin olabileceğini gösterir niteliktedirler. Buna karşılık, çatlak sapması veya bükülmesinden kaynaklanan etkilerin  $\Delta K$  faktörüne duyarlı olmadığı ileri sürülmüştür [Pao ve diğerleri, 1989].



Şekil 2.5. En yüksek dayanç seviyesine göre yaşlandırılan 2090 alüminyum-lityum alaşımında yükleme doğrultusunun mekanik özellikler üzerindeki etkisi.



Şekil 2.6. Yorulma çatlaklarının ilerlemesine karşı gösterdikleri direnç açısından lityum içeren alüminyum alaşımlarının diğer yüksek dayançlı alüminyum alaşımlarına sağladığı üstünlük.



Şekil 2.7. 2090-T8E41 alüminyum-lityum alaşımında çatlak ucuna koruma sağlayan çeşitli mekanizmalar ve yorulma çatlakları büyüme hızını etkilemiş biçimleri (şematik).

(a) Çatlak sapması veya bükülmesi.

(b) Temaslı koruma (kamalama etkisi): Korozyon ürünleri veya çatlak yüzeyi pürüzlülüğünün neden olduğu kısmi çatlak kapanması.

(c) Çatlak ucundaki plastik bölgenin çatlak kapanması üzerindeki sınırlayıcı etkisi.

2090 alüminyum-lityum alaşımında çatlak büyüme tavrı daha önce uygulanan yaşlandırma koşullarından kuvvetle etkilenir. Yaşlandırma işleminin sonucu olan içyapısal gelişmeler bu tavrın başlıca nedenidir. Örneğin, düzenli  $\delta$ ' ayrışımı tane sınırları bölgelerinde deformasyonu engellediğinden en yüksek dayancı amaçlayan yaşlandırma işlemi süneklik ve kırılma tokluğundan kayıpları beraberinde getirir [Sanders ve Starke, 1982]. Çözelim işleminden tam yaşlandırmaya dek kırılma tokluğunda kaydedilen sürekli düşüş de aynı nedenlere bağlanabilir. Aşırı yaşlandırma koşullarında ise, küresel şekilli  $\delta$ ' çökeltilerinde azalma, buna karşılık, büyük açılı tane sınırlarında çöken  $\delta$ -fazının miktarında artma görülür. Tam ve aşırı yaşlandırma koşullarında, 2090 alüminyum-lityum alaşımında oluşan çatlamlar taneler arası karakterdedir.

$\delta$  çökeltileri etrafından oluşan boşlukların birleşmesiyle gelişen çatlama mekanizması kırılma tokluğunu belirleyen ana etmendirdir. Aşırı yaşlandırılmış alaşımlarda çökeltileri aşma mekanizmalarının etkinleşmesi kayma tersinirliğini azaltır ve belirli bir çevrim sayısı sonucunda plastik deformasyonun daha fazla miktarlarda oluşarak yığılmasına neden olur. Bu, belirli bir  $\Delta K$  altında aşırı yaşlandırılmış alaşımın, yetersiz yaşlandırılmışlara oranla daha hızlı çatlayacağını gösterir. Yukarıda da belirtildiği gibi, çatlak saptırma mekanizmalarının etkinliğinde yetersiz yaşlandırmadan aşırı yaşlandırmaya dek kayda değer değişikliklerin yer aldığına ilişkin kanıt bulunmamaktadır. Bu nedenle, yukarıda kayma tersinirliğine bağlanan mekanizma, yetersiz yaşlandırma koşullarında gözlemlenen çatlak büyüme tavrındaki iyileşmeye de ışık tutmaktadır [Jata ve Starke, 1986].

Uygulamada ortaya çıkabilecek sonuçları açısından, uzun süreli ısı etkilerinin yorulma çatlak tavrını etkilemiş biçimleri büyük önem taşır. Yukarıda temel etmenler bazında tartışılarak değerlendirilmeye çalışılan bu soruna ilişkin gözlemler halen çok sınırlı olup sadece bir gösterge niteliğindedirler. Örneğin,  $163^{\circ}\text{C}$ ' da 100 ve 1000 saat tavllanmış 2090 alaşımı ile yapılan gözlemler,  $10^{-9}$  m/çevrim ötesinde çatlak hızlarının hızla farklılaşarak büyüdüklarini, ancak yorulma sınırı yakınına inildiğinde bu farkın küçülerek kaybolma eğilimine girdiğini göstermiştir. Bu tavrı, artan yaşlanma ile etkinliğini kaybeden kısmi çatlak kapanmasına bağlanmaktadır [Venkateswara ve Ritchie, 1988].

Çatlak büyümesine karşı gösterdiği yüksek dirence karşın, yorulma çatlaklarının oluşumu alüminyum-lityum alaşımlarında geleneksel alüminyum alaşımlarına oranla daha hızlıdır [Peters ve diğerleri, 1986]. Bu tavrı, bu alaşımlara özgü kaba düzlemsel kayma ve dokulaşmanın bir sonucu olarak yorumlanabilir. Gerçekten de, plastik deformasyonun kaba düzlemsel kayma ile oluştuğu alaşım sistemlerinde deformasyon belli noktalarda yoğunlaşarak sonuçladığı yüksek gerilimlerle çatlak oluşumunu hızlandırmaktadır.



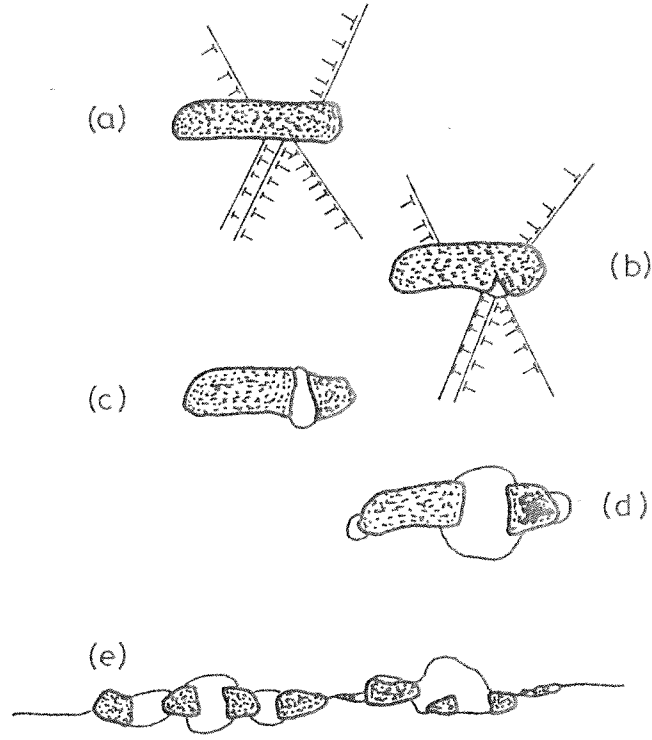
Bu bağlamda, intermetalikler adı ile bilinen, yüksek demir ve bakır içerikli fazların önemi üzerinde kısaca durmakta yarar vardır. Çoğunlukla  $Al_7Cu_2Fe$  bileşimdeki intermetaliklerin 2090 türü alaşımlarda etkin boşluklanma mekanizmaları oluşturdukları ileri sürülmektedir. Bu faz parçacıklarının yorulma yükleri altında yol açtığı boşluklanma çok kademeli bir süreç olup, Şekil 2.8'de şematik olarak gösterilmektedir [Owen ve diğerleri, 1986]. Alüminyum-lityum alaşımlarına özgü kaba düzlemsel kayma tane sınırları ve özellikle iri faz parçacıkları yakınında dislokasyon yığılmasına yol açar (a). Böylece oluşan yüksek gerilimlerin etkisi ile parçacıklarda çatlama görülür (b). Hidrostatik basınç altında yanlara doğru açılan çatlak bir boşluğa dönüşür (c). Artan plastik deformasyon sonucunda uzayan parçacıkların iki ucunda parçacık-matriks ayrışması sonucu ek boşluklar meydana gelir (d). Ve birbirleriyle bütünleşen parçacık ve boşluk kümeleri alaşımın tane sınırları boyunca çatlama sağlar (e).

Diğer dayanç özelliklerinde gözlemlenen yükleme doğrultusuna duyarlık, yorulma çatlak tavrı içinde geçerli görünmektedir. Haddeme düzlemine dik olarak uygulanan yüklemelerde (S-L ve S-T konumları) bu duyarlık en yüksek düzeyine ulaşır. Çünkü, bu durumda çatlama haddeme düzlemine paralel taneler arası çözünme (delamination) ile gelişir. En yüksek dayanca sertleştirilen 2090 alaşımı ile yapılan sınırlı gözlemlere göre, yorulma sınır alanı ( $\Delta K_{th}$ ) S-L ve S-T konumlarında çatlama düzleminin haddeme düzlemine dik olduğu L-T ve T-L konumlarına göre yaklaşık %20 daha küçüktür [Venkateswara ve diğerleri, 1988].

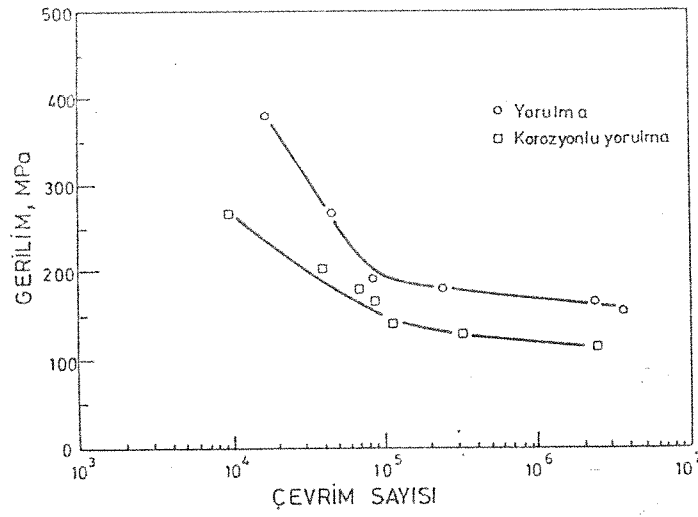
#### 2.4. Alüminyum-Lityum Alaşımlarında Korozyonlu Yorulma

Çevreden kaynaklanan korozif etkilerin yorulma çatlak tavrını ne ölçüde ve hangi mekanizmalarla etkiledikleri havacılık amaçlı alüminyum alaşımları açısından özel bir önem taşır. Geleneksel alüminyum alaşımları ile yapılan bazı gözlemlere göre, deniz suyu gibi korozif etkenliği ileri bir ortam yorulma çatlaklarının büyümesini olumsuz yönde etkilememektedir. Özellikle gerilim şiddeti alanı  $\Delta K$ 'nın küçük olduğu koşullarda gözlemlenen bu tavır, çatlak yüzeyleri arasında sıkışan korozyon ürünlerinin sağladığı temaslı korumaya bağlanmaktadır [Pao ve diğerleri, 1989].

Buna karşılık, lityum içeren alüminyum alaşımları ile edinilen deneyimler geleneksel alaşımlara kıyasla oldukça farklı bir görünüm sergilemektedirler. Bu alanda ulaşılabilir çok sınırlı verilere göre, alüminyum-lityum alaşımlarına özgü çatlak yüzeyleri pürüzlülüğü yorulma gerilimi ve korozif ortamın birleşik etkisi altında azalmakta ve bu da çatlakların hızlanmasına neden olmaktadır [Pao ve diğerleri, 1989]. Gerçekte, çatlak içinde sıkışan korozyon ürünlerinin sağladıkları temaslı koruma ile ters yönde katkıda bulunmaları beklenir. Buradan da görüleceği



Şekil 2.8. İkinci faz parçacıklarının neden olduğu çatlamanın çeşitli safhaları (şematik).



Şekil 2.9. %3.5 NaCl çözeltisinin 2090 alüminyum-lityum alaşımının yorulma ömrüne etkisi.

üzere, alüminyum-lityum alaşımlarında korozyonlu çatlak büyümesini kontrol eden mekanizmalar hayli karmaşık olup, daha açıklayıcı ek çalışmalara ihtiyaç vardır.

2090 alüminyum-lityum alaşımında korozyonlu yorulma yeterince araştırılmamıştır. Ulaşılabilir çok sınırlı verilere göre, tuzlu su ortamında gözlemlenen çatlama kinetiği atmosferik havaya açık deneylerde saptananlardan yaklaşık altı kat daha büyüktür . 2090 alaşımı ile %3.5 NaCl çözeltisi içinde yapılan bazı deneylerin sonuçları Şekil 2.9'da görülmektedir [Dervenis ve diğerleri, 1988].

2090 Alüminyum-lityum alaşımında, korozyonlu yorulmanın temel mekanizmasının hidrojenle gevrekleşme ve çatlama olduğu konusunda görüş birliği mevcuttur. Hidrojenle gevrekleşmenin derecesi kayma düzlemselliğine öncelikle bağlı görünmektedir. Düzlemsel kaymanın ön planda etkili olduğu alaşımlarda, plastik bölgede bulunan yüksek sayıdaki hareketli dislokasyonlar hidrojen atomlarının kayma düzlemleri boyunca malzeme içine taşınmasını sağlarlar. Bu mekanizma 2090 alüminyum-lityum alaşımının plastik deformasyon tavrına uygundur, ve hidrojenle gevrekleşmenin çatlak büyümesi üzerindeki etkisine ışık tutar niteliktedir.

## BÖLÜM 3

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1. Deneysel Çalışmaların Kapsamı

Lityum içeren alüminyum alaşımlarında yorulma çatlakları tavrını incelemek üzere bu çalışmada kullanılan malzeme 2090-T8E41 alaşımıdır. T8E41 işareti ile tanımlanan işlem, 549°C'da 2 saat tavlama ve suda soğutma, %6 oranında soğuk çekme, ve 163°C'da 24 saat yaşlandırmadan oluşur. Bu alaşımın kimyasal bileşimi ile bazı dayanç özellikleri Çizelge 3.1 ve 3.2'de görülmektedir. Alaşımın iç yapısında yeniden kristalleşmeye uğramış, yaklaşık 40µm büyüklüğünde taneler yer almakta, ve bunlar haddeleme doğrultusunda hafif uzamış bir görünüm sergilemektedirler. Tane sınırları boyunca dağılan küçük boyutlu çökeltilerle, taneler arasına yerleşen büyük çaplı intermetalikler gözlemlere yansıyan önemli içyapısal ayrıntılardır.

Çizelge 3.1. 2090 alüminyum-lityum alaşımının kimyasal bileşimi

	Li	Cu	Mg	Zr	Zn	Ti	Mn	Cr	Fe	Si	Al
Min.	1.9	2.4	0.25	0.08	0.10	0.15	0.05	0.05	0.12	0.08	Kalan
Max.	2.6	3.0		0.16							

Çizelge 3.2. 2090 alüminyum-lityum alaşımının dayanç özellikleri

Haddeleme Yönüne göre Yükleme Doğrultusu	Akma Dayancı (MPa)	Çekme Dayancı (MPa)	Uzama (%) (25 mm ölçme uzunluğu)	K <sub>IC</sub> (MPa√m)
Paralel	552	589	9.3	35 (L-T)
Dik	548	579	5.4	24 (T-L)
Paralel +45°	460	514	10.9	28 (L+45°)

Deney malzemesinde yorulma çatlakları tavrını belirleyen değişkenler dört ana başlık altında toplanabilir:

a) Malzeme iç yapısını kontrol eden değişkenler

- Çözüm ısı işlem sıcaklığı (550°C)
- Çözüm ısı işlem süresi (1 saat)
- Soğuk çekme ile verilen kalıcı deformasyon miktarı (%6)
- Yaşlandırma sıcaklığı (150, 165 ve 180°C)
- Yaşlandırma süresi (20, 100 ve 1000 saat)

b) Örnek türü ve haddeleme doğrultusuna göre konumu

- Merkez çatlaklı levha türü örnek (ASTM E 647-88'e göre)
- Yükleme eksenini (haddeleme doğrultusuna paralel, L, dik, LT, ve 45° açılı, L+45°)

c) Yüklemeye değişkenleri

- Kontrol türü (sabit yük)
- Maksimum nominal gerilim (76,61 MPa)
- Gerilim oranı,  $R = \sigma_{min} / \sigma_{mak}$  (0,05)
- Yük çevrim frekansı (5 Hz)

d) Ortam değişkenleri

- Atmosferik havaya açık
- Tuzlu su (%3.5 NaCl)
- Tuzlu su dolaşım hızı (20ml/cm<sup>2</sup>, ASTM G31'le uyumlu)

Araştırmanın amacı ile uyumlu olarak, alaşımın mikroyapısını öncelikle kontrol eden etmenlerden yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin Çizelge 3.3'de gösterildiği şekilde basamaklandırılması kararlaştırıldı.

Çizelge 3.3. Deney malzemesi 2090 alüminyum-lityum alaşımına uygulanan yaşlandırma işlemleri

Örnek Konumu ve Yaşlandırma Sıcaklığı		Yaşlandırma Süresi, saat			
L-T	150°C	}	20	100	1000
	165°C				
	180°C				
T-L	150°C				
	165°C				
	180°C				
L+45°	150°C				
	165°C				
	180°C				

2090 alüminyum-lityum alaşımında en yüksek dayanç seviyesine 165°C'da yapılan yaşlandırma ile ulaşılır. Buna göre 150°C'da yetersiz, 180°C'da ise aşırı yaşlanma elde edilir. İç yapının kontrolünde, çözelim ısıl işleminden sonra uygulanan kalıcı deformasyon miktarı %6 olarak seçilmiştir. Şekil 2.5'den görüleceği üzere, yaklaşık %6'yı aşan soğuk deformasyonlarla alaşımın dayanç özelliklerinde önemli bir artma sağlanmamaktadır.

Projenin amaçları arasında yer alan, yüklenme doğrultusu etkisini yeterince değerlendirebilmek için örnekler haddeleme doğrultusuna paralel (L), dik (L-T) ve 45°C açılı (L+45°) konumlarda alındılar. Böylece oluşturulan değişkenler kombinasyonu sayısı 27 (3x3x3) dir (Çizelge 3.3). Yorulma çatlak tavrının %3.5 NaCl çözeltisi içinde ölçülerek değerlendirilmesi için aynı sayıda deneyden oluşan ikinci bir deney dizisi gerçekleştirildi.

Deneyleerin çatlak büyüme kinetiğini (çatlak büyüme hızı  $da/dN > 10^{-8}$  m/çevrim) amaçlayan bölümü artan gerilim şiddeti altında yapıldı. Bu nedenle örneğe uygulanan maksimum ve minimum yükler tüm deney boyunca sabit tutuldu. Uzun çatlak tavrının izlenmesine elverişli olan bu yöntemle yorulma sınır alanının ( $\Delta K_{th}$ ) saptanması güvenilir olmayıp, genellikle olanaksızdır. Buna karşılık, gerilim şiddeti alanının kademeli olarak azaltıldığı deneylerle yorulma sınırına kararlı biçimde yaklaşmak mümkündür. Bu çalışmanın yorulma sınır alanını

ölçmeye yönelik bölümlerinde bu yaklaşıma öncelik verildi. Bu deneylerde yalnızca 150 ve 165°C'da yaşlandırılan örneklerle yetinildi.

Deney sonuçlarının değerlendirilmesi ve yorumunda kırılma mekaniği konsepti esas alındı. Çatlak büyüme hızı-gerilim şiddeti alanı ( $da/dN-\Delta K$ ) ilişkisine dönüştürülen sonuçlar elektron mikroskobu bulguları ile bütünleştirilerek yorumlanmaya çalışıldı.

Proje teklifinde öngörülenlerle kıyaslandığında, deneysel çalışmaların içerik ve kapsamında bazı değişikliklerin yapıldığı görülecektir. Bunlar şöyle özetlenebilir:

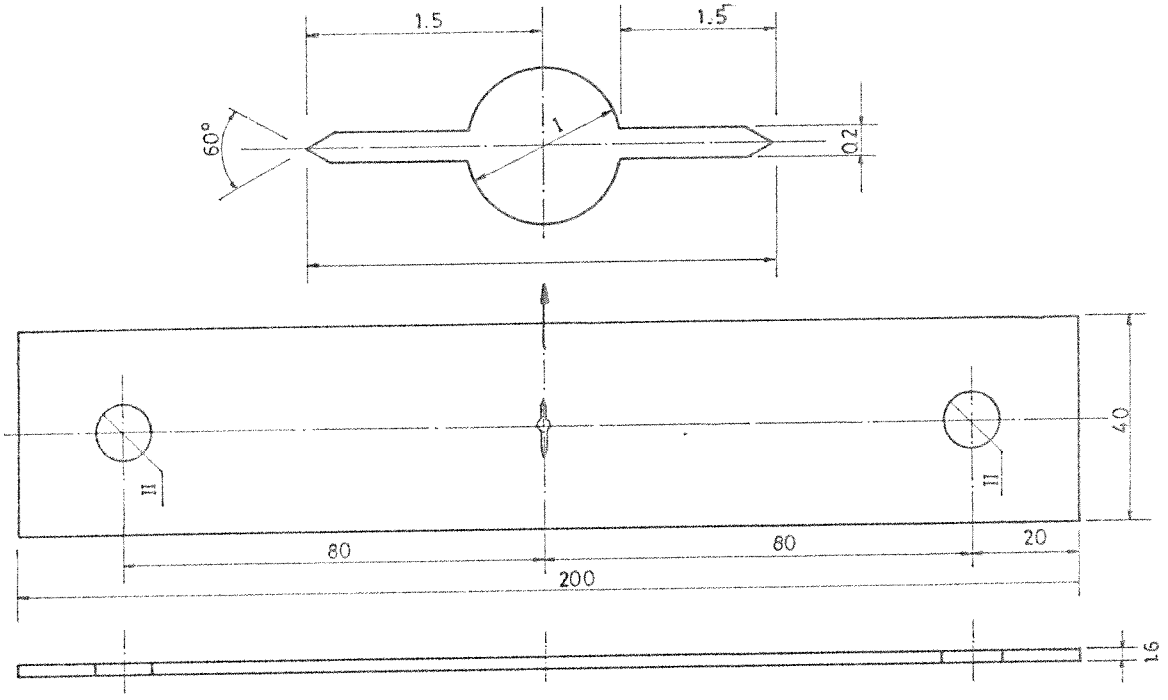
-Korozyonlu yorulma tavrını belirlemeye yönelik deneylerin tuzlu su sis kabini içinde gerçekleştirilmesi amaçlanmıştı. Ancak, deney sayısının çok fazla olması ve örneklerin kabin içinde servo kontrollü makinaya uyarlanmasıdaki zaman kaybettirici zorluklar dikkate alınarak bundan vazgeçildi. Ayrıca, sınırlı sayıda da olsa, bu alanda yapılmış deneysel çalışmalarda deniz suyuna eşdeğer kabul edilebilecek %3.5 NaCl çözeltisinin yaygınlıkla kullanıldığı görüldü. Sonuçta, ulaşılabilir verilerle güvenilir bir kıyaslama zemini oluşturmak için deneylerin bu bölümü %3.5 NaCl çözeltisi içinde gerçekleştirildi.

-Sunulan proje teklifi yorulma sınır alanlarının ( $\Delta K_{th}$ ) saptanmasını kapsamıyordu. Yorulma sınır alanının bir tasarım parametresi olarak taşıdığı önem, ve bu alanda mevcut veri boşluğu dikkate alınarak bu dayanaç özelliğini belirlemeye yönelik deneyler kapsam içine alındı.

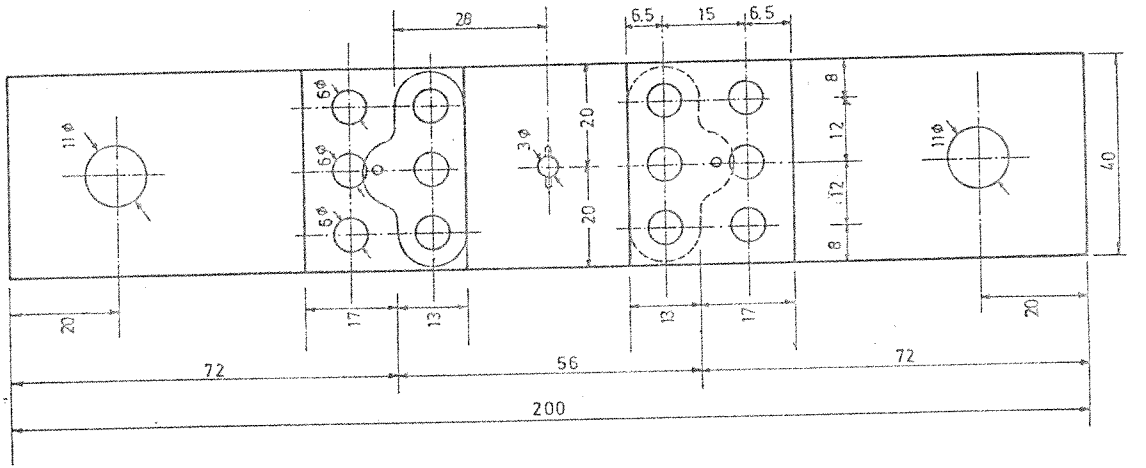
## 3.2. Deneysel Çalışmaların Metodu

### 3.2.1. Deney Örneklerinin Hazırlanması

Yorulma yükleri altında çatlak büyüme kinetiğini incelemek amacıyla gerçekleştirilen deneylerde ASTM E647-88'e uygun merkez çatlaklı levha örnekler kullanıldı (Şekil 3.1). 1.6mm kalınlığındaki levhadan haddeme doğrultusuna paralel, dik ve 45° açı ile kesilen 42x450mm büyüklüğündeki şeritler özel olarak hazırlanmış bir tuz banyosunda 550°C'da 1 saat tavlansak çözeltim ısıl işlemine tabi tutuldu. 2090 alüminyum-lityum alaşımına uygulanan standard işlemlerle uyumlu olarak, şeritler 5mm/dak hızla çekilerek %6 oranında uzatıldı. Son olarak, şeritler iki eşit parçaya bölündü ve örnekler Şekil 3.1a'daki ölçülere uygun olarak freze tezgahında işlenerek tamamlandı. Çizelge 3.3'de verilen yaşlandırma işlemleri, silikon esaslı yağ ile doldurulmuş cebri dolaşımli bir termostat içinde gerçekleştirildi. Yaşlandırma süresi boyunca banyo sıcaklığı  $\pm 0.01^\circ\text{C}$  sınırları içinde tutulabildi. Yaşlandırma işlemi tamamlanan örnekler kıvılcum kesme (spark cutting) tekniği ile işleme alındılar, ve örnek ortasına açılan



(a)



(b)

Şekil 3.1. Deneylerde kullanılan merkez çatlaklı levha örnekler.  
 (a) Uzun çatlak tavrını ( $da/dN > 10^{-8}$  m/çevrim) izlemek için kullanılan örnek.  
 (b) Yorulma sınır alanını ( $\Delta th$ ) saptamada kullanılan örneklerin tasarımı.



1mm çapındaki deliğin çatlak başlatıcı çentiğe dönüştürülmesi ile deneylere hazır hale getirildiler. Oda sıcaklığında meydana gelebilecek doğal yaşlanmayı en az düzeyde tutabilmek için çözelim ısıtma işlemi izleyen diğer işlemler en kısa süre içinde tamamlanmaya çalışıldı. Ve herhangi bir işlemin yapılmadığı süreler içinde örnekler derin soğutucuya konularak deneylere kadar bekletildi.

Yorulma sınır alanını saptamak amacı ile kullanılan örnekler, Şekil 3.1a'da gösterilenlerin çentik düzlemi boyunca kırılarak ayrılmaları sonucu arta kalan parçaları değerlendirerek hazırlandı. Bu örneklerin Şekil 3.1a'dakinden farklı olan tasarımı Şekil 3.1b'de görülmektedir.

Merkez çatlaklı levha numuneler için gerilim şiddeti alanı ASTM E647-88'de önerilen aşağıdaki ilişkiden hesaplandı:

$$\Delta K = (\Delta P/B) [\pi \alpha \cdot \sec(\pi \alpha/2)/2W]^{1/2} \quad (3.1)$$

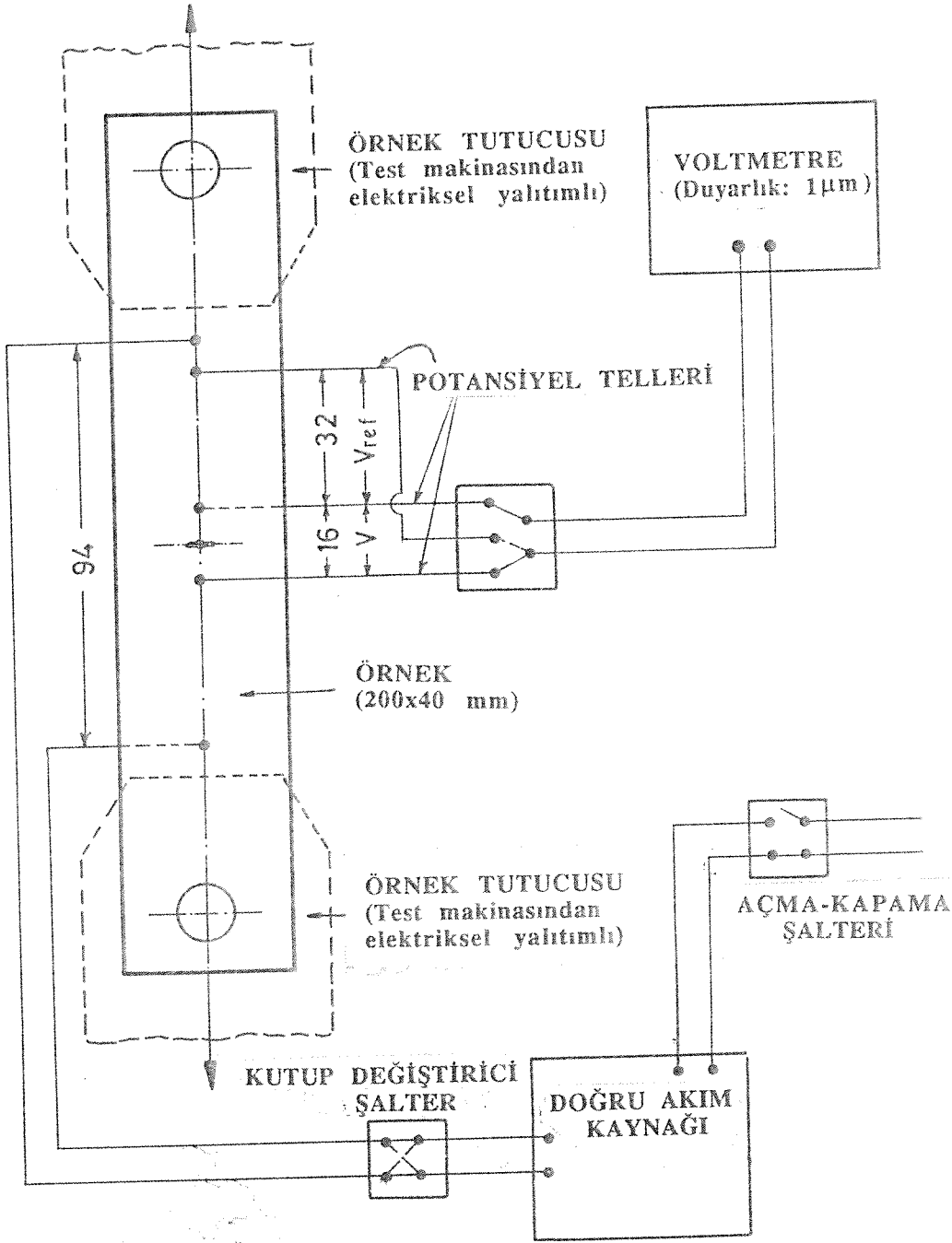
Burada  $\alpha = 2a/W$ ,  $2a$ = çatlak uzunluğu  $W$ =örnek genişliği (40mm),  $B$ =örnek kalınlığı (1.6mm) ve  $\Delta P$ =yük alanı ( $P_{max} - P_{min}$ )'dir. Bu ilişki  $\alpha \geq 0.7$  koşuluna dek geçerli sayılabilmektedir.

### 3.2.2. Çatlak Uzunluğunun Ölçülmesi

Yorulma çatlak tavrının saptanması çatlak uzunluklarının yeterli hassasiyette ölçülmesini gerektirir. Bu amaçla, doğru akım-potansiyel farkı (dc-pd) metodu yaygın olarak kullanıldı. Ancak, gerekli görülen durumlarda, ve özellikle, ihtiyaç duyulan kalibrasyon ilişkilerinin geliştirilmesinde gezer mikroskop tekniğinden yararlanıldı.

Doğru akım-potansiyel farkı düzeneğini oluşturan birimler (a) ölçme ve kontrol sistemi, (b) sabit akım kaynağı, (c) hassas digital voltmetre ve (d) kaydediciden oluşur. Bu çalışmada, çatlak uzunluğu ölçümleri için kullanılan düzenek basitleştirilmiş bir tasarıma uygun olarak geliştirildi (Şekil 3.2). Sıcaklık salınımlarının potansiyel farkına yansıyan yanıltıcı etkisini yok etmek amacı ile, ayrı ve yüksüz referans örneği yerine, örneğin çatlak çevresi koşullarından sınırlı ölçüde etkilenen 32mm aralıklı iki noktasından alınan potansiyel farkı ile yetinildi.

Kaydedilen potansiyel farkı değerlerinin çatlak uzunluğuna dönüştürülmesi için, gezer mikroskopla okunun ( $2a$ ) değerlerinden yararlanarak aşağıdaki polinom geliştirildi:



Şekil 3.2. Çatlak uzunluğunu ölçmek için kullanılan doğru akım-potansiyel farkı düzeneği.

$$\begin{aligned} (V/V_o)/(V_{ref}/V_{refo})=0.970204+0.262386(2a/W)-3.88707(2a/W)^2+ \\ 40.7865(2a/W)^3-110.555(2a/W)^4+136.94(2a/W)^5-62.9274(2a/W)^6 \end{aligned} \quad (3.2)$$

Bu eşitlikte  $V$  ve  $V_{ref}$  potansiyel ve referans potansiyel farkını,  $V_o$  ve  $V_{refo}$  ise bunların başlangıç değerlerini vermektedir. Böylece, belirli zaman aralıkları ile ölçülen  $V$  ve  $V_{ref}$  değerlerinden çatlak uzunluğu ( $2a$ ) hesaplanarak bulundu (deneysel olarak saptanan  $(V/V_o) - (2a/W)$  ilişkisi için bkz. Ek.1).

Potansiyel farkı ölçmelerinde örnekten geçirilen akım 10 amperde, ve  $\pm 30\text{mA}$  sınırları içinde sabit tutuldu. Kullanılan nano voltmetre ile potansiyel farkları  $\pm 1\mu\text{V}$  hassasiyetle ölçülebildi. Ayrıca ısı etkileriyle oluşan potansiyel farkının (termal emk) sonuç üzerindeki etkisini yok etmek amacı ile, ölçmeler akım yönünü değiştirerek her defasında tekrarlandı [Pollock, 1985].

### 3.2.3. Deneilerin Yapılışı

Yorulma deneylerinin tamamı 10kN yüklemeye kapasitesine sahip kapalı devre servo kontrollü test makinasında yapıldı. Örneklerin makinaya uyarlanması için kullanılan özel tasarımı çeneler Ek.2'de görülmektedir. Doğru akım-potansiyel farkı tekniğinin kullanıldığı durumlarda, örneğin test makinasından elektriksel olarak yalıtılması zorunludur. Bu, çenelerle makina arasına yerleştirilen teflon parçalarla sağlandı.

Çatlak uzunluğu kayıtlarına geçilmeden önce, 3mm boyundaki merkezi çentik ASTM E 647-88'de önerilen metotla yaklaşık 5mm uzunluğunda ön çatlakla dönüştürüldü. Ön çatlak süresini kısaltmak için esas deneylerde kullanılan yük çevrim frekansı (5Hz) iki kat artırılarak uygulandı. Çatlak büyüme tavrının incelendiği deneylerde örneğe uygulanan nominal gerilim yaklaşık 76 MPa düzeyinde ve gerilim oranı ise 0.05 değerinde sabit tutuldu.

Yorulma sınır alanını ( $\Delta K_{th}$ ) saptamak amacıyla yönelik testler ( $da/dN < 10^{-8}$  m/çevrim) azalan gerilim şiddet faktörü altında gerçekleştirildi. ASTM E 648-78 T'e yapılan ekte tanımlanan bu metoda göre, deney ön çatlak işleminin tamamlandığı  $\Delta K$  altında belirli bir süre devam ettirildikten sonra örneğe uygulanan yük kademeli olarak düşürülür ve bu, amaçlanan küçüklükte çatlak büyüme hızları elde edilinceye dek sürdürülür. Yükün hangi oranlarda düşürüleceği ve her yük kademesinde ne kadar süre beklenileceği örnek türüne göre kararlaştırılır (Bucci, 1981). Merkez çatlaklı levha örnekler için önerilen kademe aralıkları  $\Delta a \leq 0.03W$  ( $2a/W < 0.60$  için) veya  $\Delta a \leq 0.02W$  ( $2a/W > 0.60$  için) kuralına göre seçilerek

düzenlenir. Alüminyum alaşımları için uygun sayılan yük indirim oranları %20 ( $da/dN > 10^{-8}$  m/çevrim için) ve %10 ( $da/dN < 10^{-8}$  m/çevrim için) olarak önerilmiştir (Amzallag ve diğerleri, 1981).

Gerçek anlamda, yorulma sınırı alanının hangi çatlak büyüme hızına karşı geldiği bilinmediği, ve özellikle, bunun malzemedan malzemeye değişebileceği dikkate alındığında "yorulma sınırı yakını" çatlak büyüme hızlarından söz edilmesinin daha doğru olacağı anlaşılır. Bu konuda sıklıkla kullanılan kritere göre  $10^{-10}$  m/çevrim'lik çatlak büyüme hızına uyan  $\Delta K$  değeri  $\Delta K_{th}$  olarak kabul edilebilir.

$10^{-10}$  m/çevrim'lik çatlak büyüme hızına karşı gelen  $\Delta K$ 'nın saptanması için  $10^{-9}$  ile  $10^{-10}$  m/çevrim arasında birbirlerine yakın uzaklıklarda en az beş ölçümün gerçekleştirilmesi tavsiye edilir. Bu noktalardan geçirilen doğrunun  $10^{-10}$  m/çevrim'e uzatılması ile sonuca ulaşılır.

Bu çalışmada kullanılan 40 mm genişliğindeki merkez çatlaklı örneklerde her yük indirimi için gerekli olan çatlak uzaması 1mm olarak kararlaştırıldı. Yük indirim oranları ise %20'den başlayarak yukarıda verilen öneriler doğrultusunda %10'a kadar düşürüldü.

#### 3.2.4. Korozyonlu Yorulma Deneyleri

Korozyonlu yorulma deneyleri %3.5 NaCl çözeltisi içinde, sadece uzun çatlak tavrını ( $da/dN > 10^{-8}$  m/çevrim) belirlemeye yönelik olarak uygulandı. Böylece, korozif ortamın yorulma sınırı ( $\Delta K_{th}$ ) üzerindeki etkisi deneysel programın kapsamı dışında bırakıldı. Genelde, doğru akım-potansiyel farkı tekniğinin uygulandığı bu deney dizisi için, korozif ortam içinde gezer mikroskopla ölçülen çatlak uzunlukları ve eşzamanlı olarak kaydedilen potansiyel farklarını kullanarak ikinci bir kalibrasyon ilişkisi geliştirildi. Çözeltinin örneğe uygulanması, örnek üzerine monte edilen iki parçalı pleksiglas hücre ile sağlandı. Hücrenin tasarımı ve montaj yöntemi potansiyel tellerinin örneğe kaynakla birleştirildiği noktaları çözelti dışında bırakır niteliktedir (Ek.3). Bununla elektrokimyasal potansiyelleri çok farklı olan iki metalin (bakır ve alüminyum) teması sonucu oluşabilecek yerel korozyonun önlenmesi amaçlandı.

#### 3.3. Elektron Mikroskopî Çalışmaları

Çeşitli konularda uygulanan yaşlandırma işleminin neden olduğu iç yapısal gelişmeleri izlemek amacı ile transmisyon elektron mikroskopu (TEM) yaygın olarak kullanıldı. TEM örnekleri, %30 nitrik asit ve %70 metanolden oluşan,  $-20^{\circ}\text{C}$ 'a soğutulmuş çözelti içinde elektrokimyasal

polisaj tekniği ile hazırlandı. İnce varak örnekler JEM-10CXII elektron mikroskobunda 100kV uygulayarak standard görüntüleme teknikleri ile incelendi.

Örneklerin kırık yüzeyleri üzerindeki incelemeler tarama elektron mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirildi. Kırık yüzeylerden alınan örnekler alkol banyosunda ultrasonik olarak temizlendikten sonra JEOL JSM-6400 elektron mikroskobunda incelendi.

## BÖLÜM 4

### SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 4.1. İçyapısal Gelişmeler

Transmisyon elektron mikroskobu (TEM) yardımı ile izlenen içyapısal gelişmeler

- i) Yaşlandırma öncesi fazlar, ve
- ii) Yaşlandırma işlemlerinin neden olduğu faz dönüşümleri

olmak üzere iki ayrı bölümde tartışıldı.

2090 alüminyum-lityum alaşımında (bundan böyle 2090 alaşımı olarak adlandırılacaktır), yaşlandırma işleminden etkilenmeyen demir ve bakıca zengin metallere (intermetalikler) incelenen tüm örneklerde rastlandı. Elektron kırınım yöntemi ile tanı konulan bu fazların genellikle  $Al_7Cu_2Fe$  bileşiminde olduğu, ve 10-15  $\mu m$  boyutundaki çökeltilerinin düzensiz şekilli parçacıklar olarak içyapıda yerlerini aldıkları gözlemlendi.

#### 4.1.1. Yaşlandırma Öncesi Fazlar

T8E41 temperi uygulanmış 2090 alaşımı içindeki fazlar literatürdeki verilerle karşılaştırılarak değerlendirildi. Bu bağlamda, matriks içinde homojen bir dağılım sergileyen küçük faz çökeltilerine tanı konmaya çalışıldı. Bunlar arasında en yaygın olan  $\delta'$ -fazı üç ayrı morfolojide gözlemlere yansdı. Bunlar küresel şekilli çökeltiler,  $Al_3Zr$  fazını çevreleyen ve  $\theta'$  fazının yüzeyini kaplayan parçacıklar olarak tanımlanabilirler (Şekil 4.1a).  $\delta'$ -fazına ek olarak, matriksde, plakacıklar görünümü veren  $T_1$  ve  $\theta'$ -fazlarına rastlandı.  $\delta'$ -fazına kıyasla daha seyrek olan bu fazların tane sınırları boyunca küçük parçacıklar şeklinde dağıldıkları görüldü. Tane sınırları yakınlarında ise, çözümlerden arındırılmış bölgelere rastlandı (Şekil 4. 1b).

Yaşlandırma öncesi uygulanan çözeltim ısıl işlemi (550°C'da 1 saat ısıtma + suda soğutma) ve onu izleyen %6'luk soğuk çekme sonucunda küresel şekilli  $Al_3Zr$  dışında tüm fazların

kayboldukları saptandı (Şekil 4.2a ve b). Bu arada göze çarpan önemli bir gelişme, soğuk çekme sonucunda büyük ölçüde artan dislokasyon yoğunluğudur.

#### 4.1.2. Yaşlandırma İşleminde Kaynaklanan İçyapısal Gelişmeler

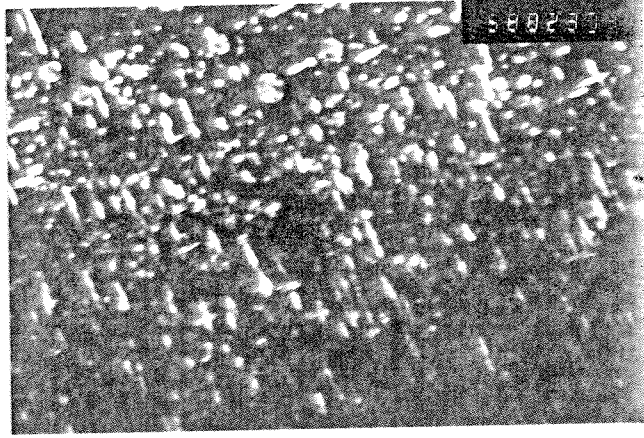
150°C'da uygulanan 20 saat süreli yaşlandırmanın neden olduğu içyapısal gelişmelerin çok sınırlı olduğu gözlemlendi. Az sayıda oluşan fazlardan parçacık görünümlü olanlara  $\theta'$  ve  $T_1$  ve küresel olanlara ise  $\delta'$  tanısı konuldu (Şekil 4.3a). Yaşlandırma süresinin 100 saate uzatılması çökeltilerin sayısal olarak çoğalmaları ve irileşmelerine yol açtı (Şekil 4. 3b).  $\delta'$  çökeltilerinin irileşmeden, 20 saatlik yaşlandırma sonucunda sergiledikleri dağılımı büyük çoğunlukla korumaları, içyapının yansıttığı önemli bir ayrıntı olarak algılandı, ve bu  $\delta'$ -fazının sürekli lityum kaybetmesine bağlandı. Ayrıca, tane sınırlarında görülen  $\delta$ -fazının çökeltilerden arındırılmış bölgelere yerleştikleri görüldü, ve bu yapılanma,  $\delta'$  fazının çözünerek yerini  $\delta$ -fazına bırakmasının sonucu olarak yorumlandı (Şekil 4.4b).

150°C'da 1000 saat yaşlandırılan örneklerde, 100 saat süreli yaşlandırmaya kıyasla, yeni fazların oluşmadığı, ancak, mevcutların irileşerek kaba dağılımlı bir yapı sergiledikleri, bazılarının da çözünerek kayboldukları görüldü. Şekil 4.5a'da oklarla gösterilen  $\delta'$ -fazının kimyasal paylaşımı bunun bir örneğidir. Bu gelişme,  $\theta'$ -fazının dönüşüme uğrayarak  $\delta'$ -fazi üzerindeki yerine  $T_1$ -fazına terketmesi anlamındadır [Dervenis ve diğerleri, 1988]. Şekil 4.5b'de ise  $\delta'$ -fazının çözünmesi ile ortaya çıkan iri  $\delta$  çökeltileri görülmektedir. Sonuç olarak aşırı derecede yaşlandırılan 2090 alaşımında iri taneli  $T_1$  ve  $\delta'$ -fazlarının matrisde,  $\delta$ -fazının ise tane sınırlarında ayrışarak içyapısal oluşuma egemen oldukları izlenmektedir. Ayrıca  $\theta'$ -fazının büyük oranda kaybolması  $\delta'$ -fazına  $Al_3Zr$  ile bütünleşik bir görünüm kazandırmaktadır.

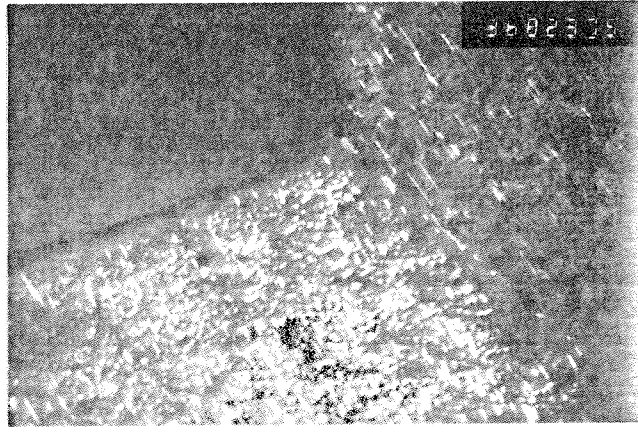
Yaşlandırma sıcaklığının 165°C'a yükseltilmesi sonucu oluşan içyapılarda egemen olan görünüm faz türlerindeki değişkenlerden çok mevcut fazların irileşmesi tarzındadır. 20 saat süre ile yaşlandırılan örneklerdeki çökeltiler, küresel  $\delta'$  ile plakacık şekilli  $T_1$  (Şekil 4.6a) ve  $\theta'$ -fazları ile ilgili görülmektedir.

1000 saate dek uzayan yaşlandırma işlemlerinin matris ( $\delta'$  ve  $T_1$ ) ve tane sınırları ( $\delta$ ) çökeltilerinin irileşmesi üzerinde etkili oldukları kesindir. (Şekil 4.8a ve b). Bu gelişmelerle uyumlu olarak,  $\delta'$  ve  $\theta'$ -fazlarının çözünme hızlarının 150°C'da görülenlere kıyasla önemli ölçüde artmış oldukları kabul edilebilir.

Yaşlandırma sıcaklığının 180°C'da yükseltilmesi yeni faz oluşumlarını hızlandırdığı gibi mevcutların da irileşmesini sağlamış görünmektedir. Yeni faz ayrışmaları 20 saati aşmayan



(a)



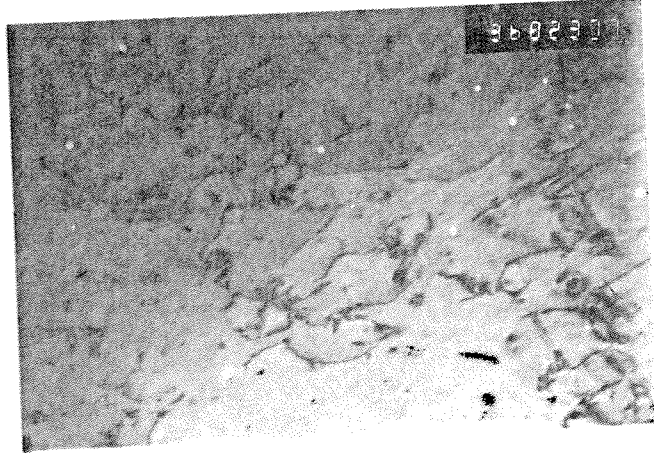
(b)

Şekil 4.1. 2090 T8E41 alaşıımının TEM-karanlık alan görüntüleri.

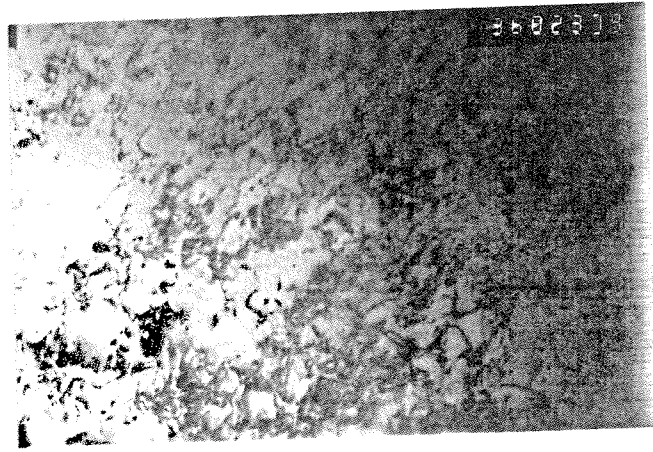
(a) Üç farklı morfolojide  $\delta'$ -fazı : Küresel şekilli çökeltiler, küresel şekilli  $\text{Al}_3\text{Zr}$  ve plakacık görünümle  $\theta'$  fazlarını çekirdeklendirilen çökeltiler. Ayrıca, plakacık şekilli  $\text{T}_1$  çökeltileri ( $\times 58 \times 10^3$ ).

(b) Tane sınırları ve tane sınırları boyunca dağılan çökeltiler ( $\times 36 \times 10^3$ ).



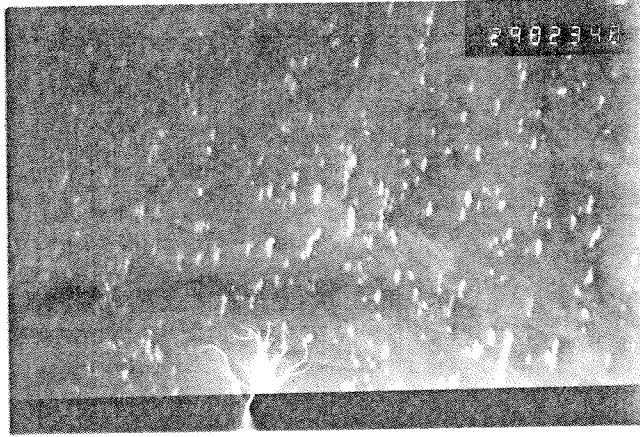


(a)

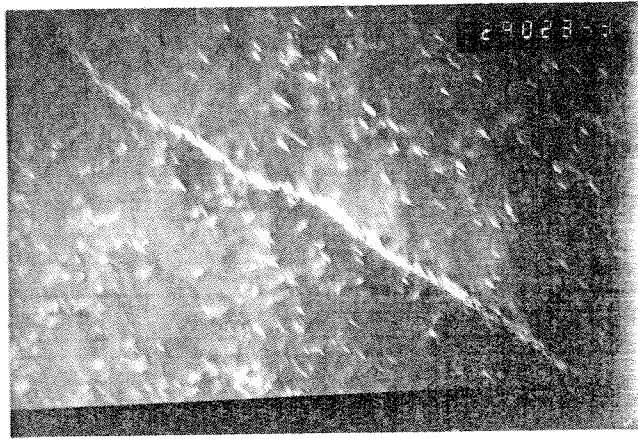


(b)

Şekil 4.2. 2090 alaşımının TEM-açık alan görüntüleri.  
(a) 550°C'da uygulanan çözelim ısı işleminden sonra ( $\times 36 \times 10^3$ ).  
(b) Çözelim ısı işleminden sonra uygulanan %6 oranındaki soğuk şekillendir-  
menin dislokasyon yoğunluğu üzerindeki artırıcı etkisi ( $\times 36 \times 10^3$ ).



(a)

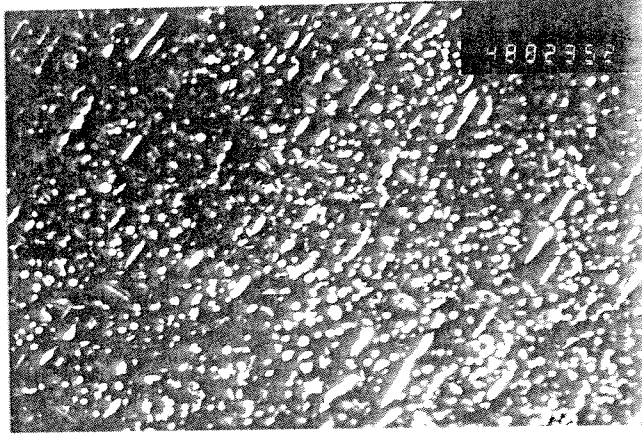


(b)

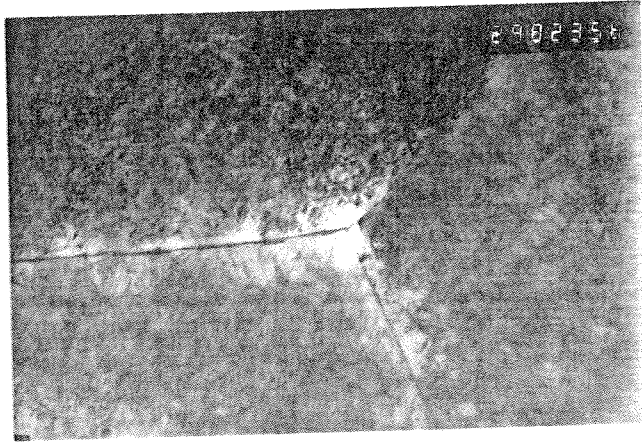
Şekil 4.3. 150°C'da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.

(a) Plakacık görümlü  $T_1$  ve küresel şekilli  $\delta'$  çözeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).

(b) Matrikste plakacık görümlü  $\theta'$ -fazı ve tane sınırları çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).



(a)

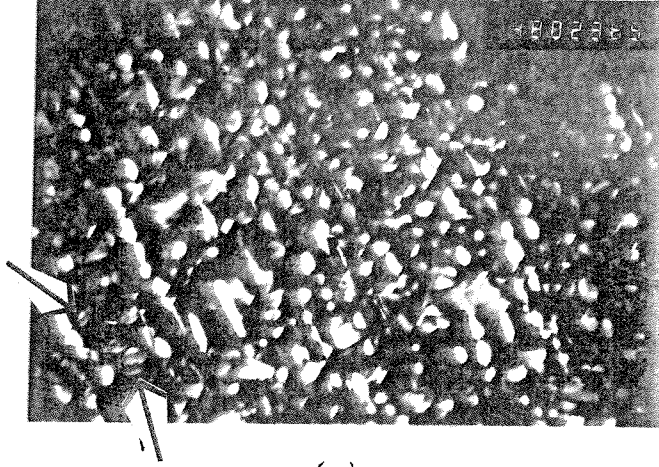


(b)

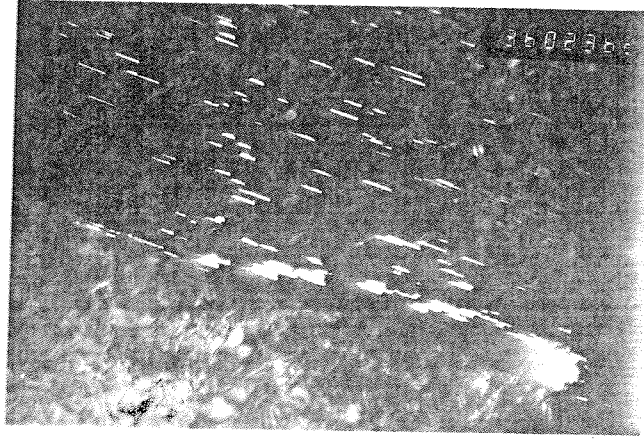
Şekil 4.4. 150°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri.

(a) Plakacık görümlü  $T_1$ , küresel  $\delta'$  ve  $\theta'$ ,  $Al_3Zr$  fazını çevreleyen  $\delta'$  ve  $\theta'$  fazını çekirdekleyen  $\delta'$  çökeltileri ( $X48 \times 10^3$ ).

(b) Tane sınırı yakınılarındaki çökeltilerden arındılmış bölgeler ( $X29 \times 10^3$ ).



(a)

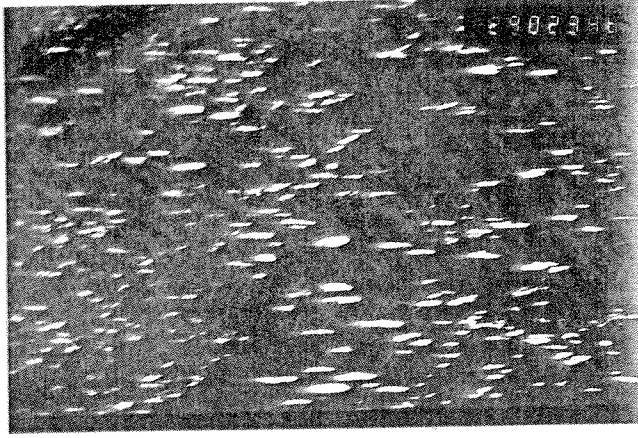


(b)

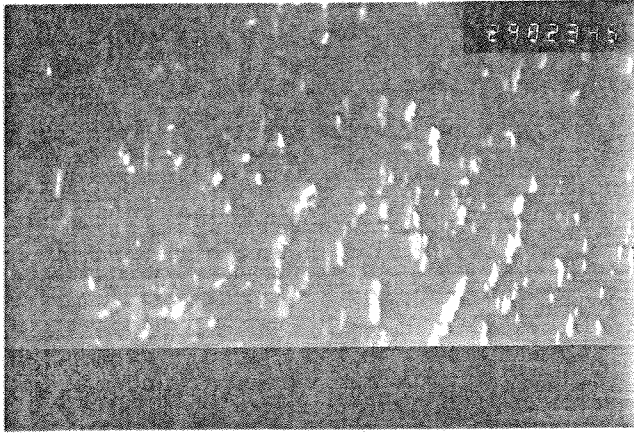
Şekil 4.5. 150°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri.

(a) İri taneli  $T_1$  ve  $\delta'$  çökeltileri ve  $\delta'$ -fazında kimyasal bölünme (oklarla gösterilmiş) ( $X48 \times 10^3$ ).

(b) Tane sınırlarında iri boyutta  $\delta$  çökeltileri ve matrikste  $T_1$ -fazı ( $X36 \times 10^3$ ).



(a)



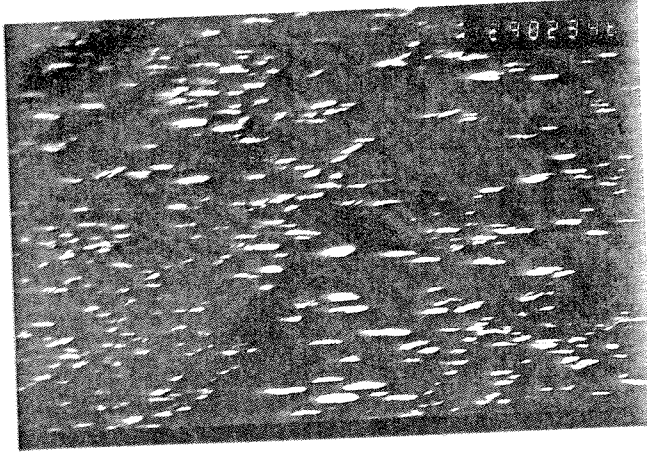
(b)

Şekil 4.6. 165°C' da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.

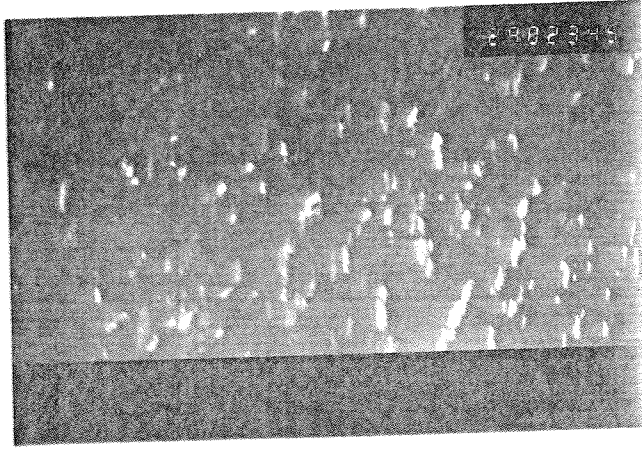
(a)  $T_1$  ve  $\delta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^{-3}$ ).

(b)  $\theta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).





(a)

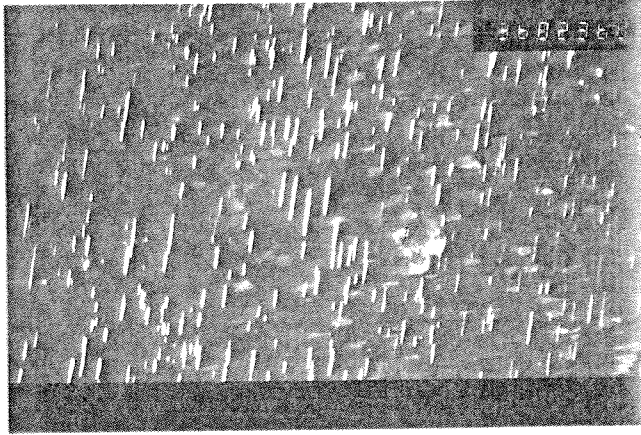


(b)

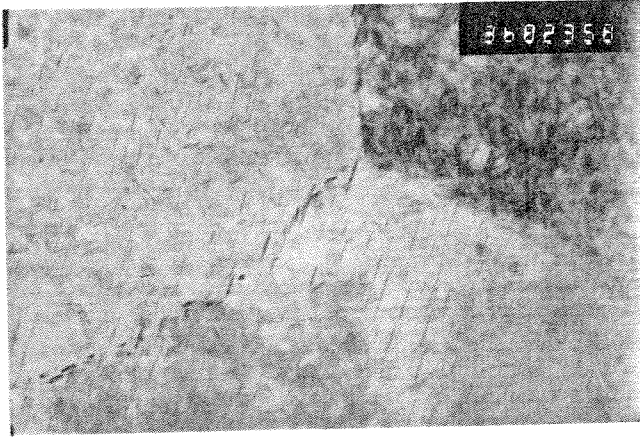
Şekil 4.6. 165°C' da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.

(a)  $T_1$  ve  $\delta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^{-3}$ ).

(b)  $\theta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).



(a)

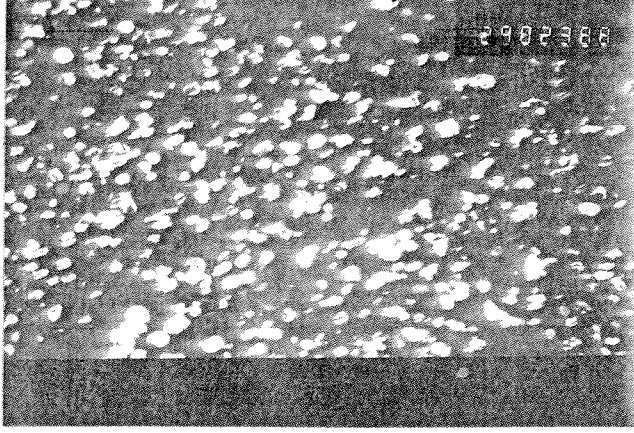


(b)

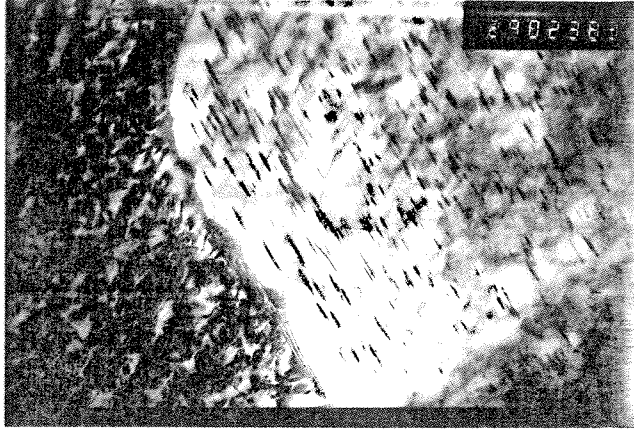
Şekil 4.7. 165°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri.

(a) Büyük miktarda T<sub>1</sub> çökeltileri (X36x10<sup>3</sup>).

(b) Tane sınırlarında T<sub>1</sub> ve δ çökeltileri (X36x10<sup>3</sup>).



(a)



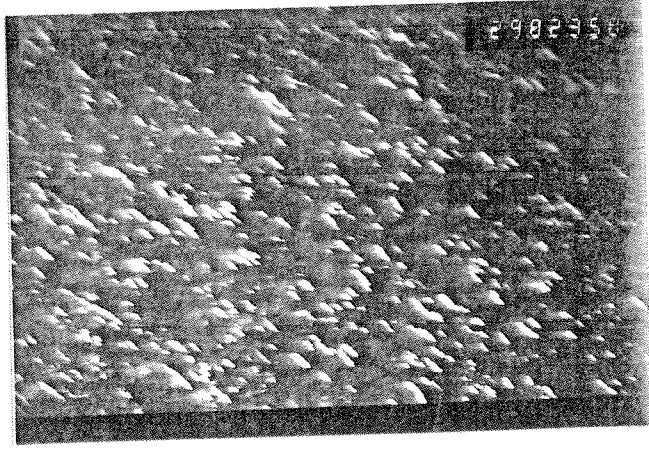
(b)

Şekil 4.8. 165°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri.

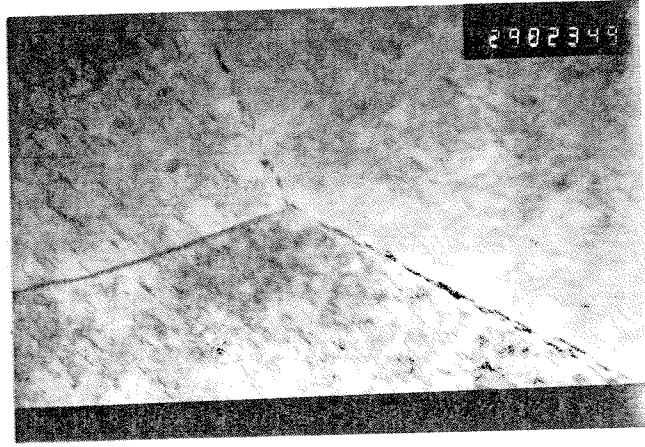
(a) İri taneli  $\delta'$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).

(b) Matrikste  $T_1$  ve tane sınırlarında  $\delta$  çökeltileri ( $X29 \times 10^3$ ).





(a)

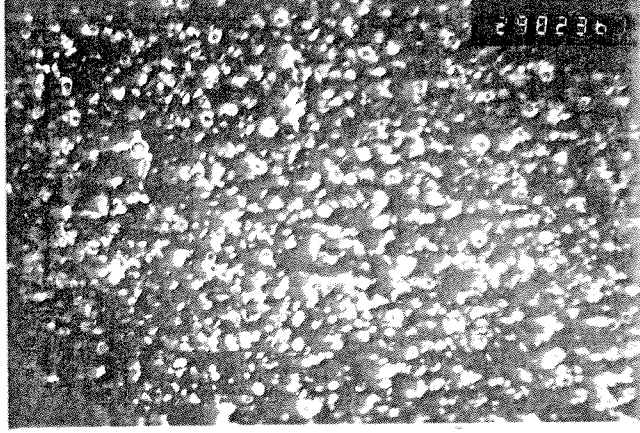


(b)

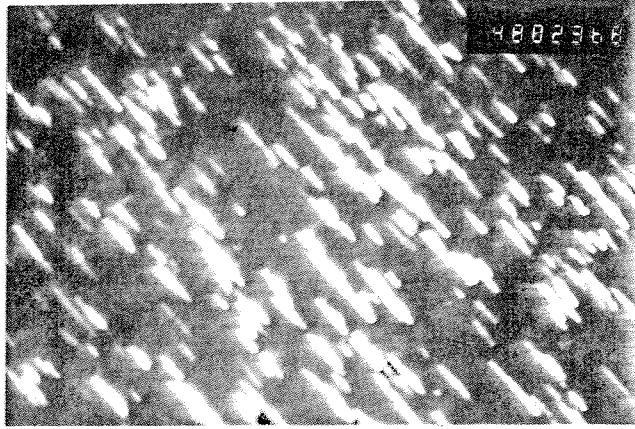
Şekil 4.9. 180°C'da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık ve açık alan görüntüleri.

(a)  $\theta'$  - ve  $\delta$ '-fazları ( $X29 \times 10^3$ ).

(b) Matrikste  $T_1$  ve tane sınırlarında  $\delta$  çökeltileri ( $X48 \times 10^3$ ).



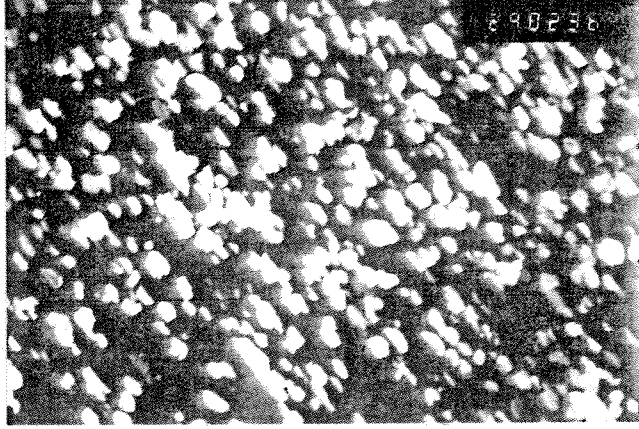
(a)



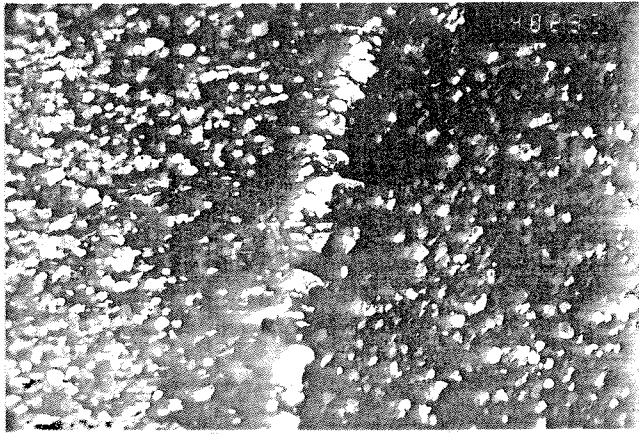
(b)

Şekil 4.10. 180°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.

- (a)  $Al_3Zr$  çökeltileri ile eşlenen küresel  $\delta$ -fazı ( $X29 \times 10^3$ )  
(b) Kaba taneli  $T_1$  çökeltileri ( $X48 \times 10^3$ ).



(a)



(b)

Şekil 4.11. 180°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımının TEM-karanlık alan görüntüleri.

(a) İri taneli T<sub>1</sub> ve δ' çökeltileri (X29x10<sup>3</sup>)

(b) Tane sınırlarında iri boyutlu δ çökeltileri ve çökeltilerden arındırılmış bölgeler yakınında küçük δ'-fazı parçacıkları (X14x10<sup>3</sup>).

yaşlandırma süreleri içinde hemen hemen tamamlanmıştır. Buna karşılık mevcut fazların artan süre ile irileşmesi, bazı fazların (örneğin  $\theta'$ ) çözeliminin 20 saati aşan süreler boyunca devam edebileceği şeklinde yorumlanabilir. Şekil 4.9a ve b'den görüleceği üzere, matriksde ayrışan kaba taneli  $T_1$  ve  $\delta'$  (genellikle  $Al_3Zr$  ile bütünleşik) ile tane sınırlarında yerleşik  $\delta$ -fazı içyapıyı oluşturan ana unsurlar olarak göze çarpmaktadır.  $180^\circ C$ 'da daha uzun sürelerle uygulanan yaşlandırmanın neden olduğu içyapısal gelişmeler Şekil 4.10 ve 4.11'de görülebilir.

## 4.2. Yorulma Çatlaklarında Büyüme Tavrı

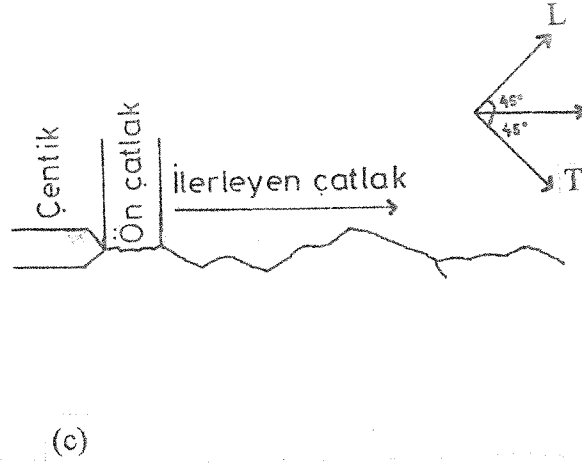
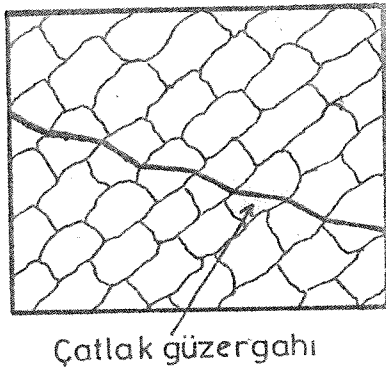
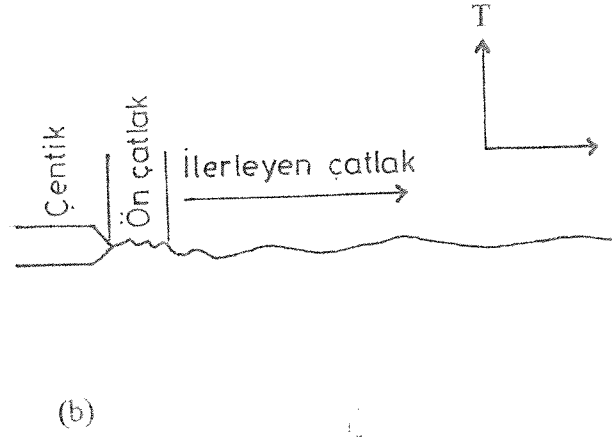
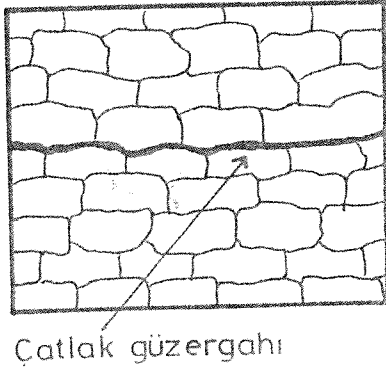
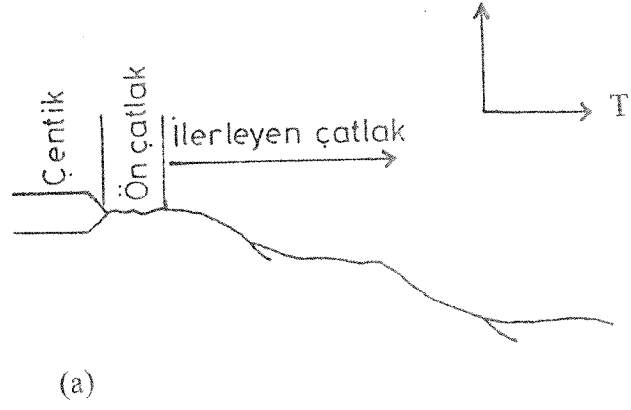
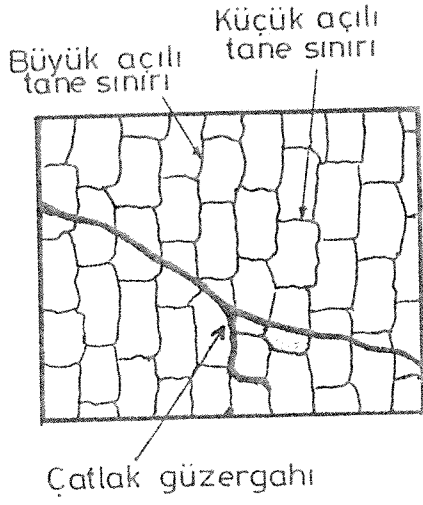
Bu bölümde, yorulma yükü altında oluşan uzun çatlakların büyüme tavrı ( $da/dN > 10^{-8}$  m/çevrim) üç ayrı kısımda tartışılarak değerlendirilecektir. Bu yaklaşımla, (a) yükleme doğrultusu, (b) uzun süreli yaşlandırma, ve (c) korozif ortam gibi etmenlerin çatlak büyüme kinetiği üzerindeki etkilerine daha iyi düzeylerde açıklık getirilebileceği düşünülmüştür.

Çoğunlukla  $da/dN$ -  $\Delta K$  ilişkilerinin doğrudan mukayesesi ile yapılacak değerlendirmelerde, bir önceki alt bölümde tartışılan içyapısal gelişmeleri de temel alarak aşağıda verilen yaşlandırma koşulları arasında ayırım yapılmasına özen gösterilecektir:

- Yetersiz veya hafif derecede yaşlandırma ( $150^\circ C$ 'da 20 ve 100 saat, ve  $165^\circ C$ 'da 20 saat yaşlandırma),
- Hafif derecede aşırı yaşlandırma ( $165^\circ C$ 'da 100, ve  $180^\circ C$ 'da 20 saat yaşlandırma),
- Aşırı yaşlandırma ( $150$  ve  $165^\circ C$ 'da 1000 saat ve  $180^\circ C$ 'da 100 ve 1000 saat yaşlandırma).

### 4.2.1. Yükleme Doğrultusunun Etkisi

Yassı ürünün yapımı sırasında 2090 alaşımı içinde yer alan kuvvetli dokulaşma, ve yaşlandırma sonucu oluşan  $T_1$  ve  $\theta'$  gibi fazların haddeleme doğrultusuna göre belirli konumlar almaları, yorulma çatlaklarının değişik yükleme doğrultularında farklı hızlarla büyümelerinin başlıca nedenleridir. Şekil 4.12 yükleme doğrultusunun etkisini şematik olarak göstermektedir. Yükün haddeleme doğrultusuna paralel olarak uygulandığı durumlarda, çatlaklar büyük açılı tane sınırlarına dik olarak ilerlemek zorundadırlar. Buna karşılık, çatlaklar kayma bandlarını izlerler, ve  $\delta'$  çökeltilerini  $\{111\}$  düzlemleri boyunca keserek büyümelerini sürdürürler (Parasad ve diğerleri 1993). Çatlak ucu gerilim şiddeti faktörünün belirli bir değere ulaşmasının ardından çatlaklarda dallanma görülebilir. Dallanma, çatlakın izlediği kayma bandının diğerleri ile kesişmesi sonucu ortaya çıkar ve bu yolla oluşan ikincil çatlaklar, genellikle, simetrik bir



Şekil 4.12. Yükleme doğrultusuna bağlı olarak, alüminyum alaşımı levhalarda görülebilecek makro ve mikro ölçekte çatlak güzergahları. (a) L-T, (b) T-L ve (c) L+45° konumları için

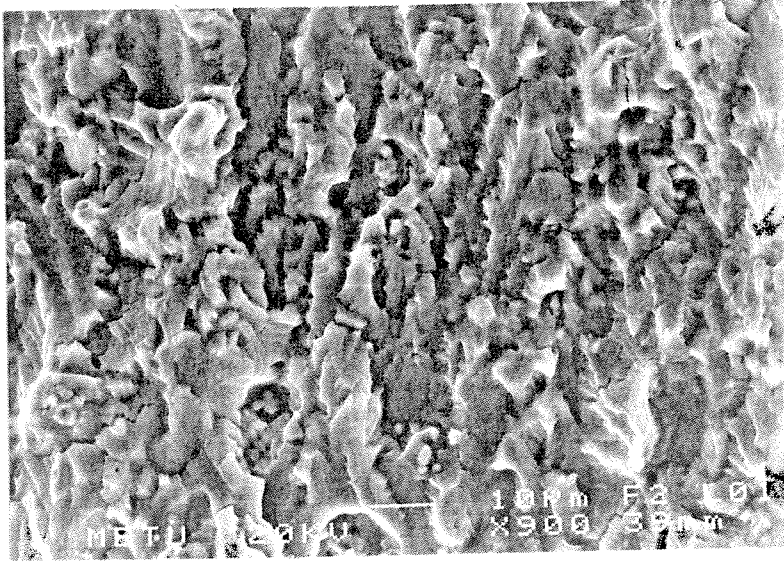
görünüm sergilerler. Dallanmayı sağlayan ikinci mekanizma ise, ana çatlaklardan ayrılan kolların önce büyük açılı ve sonra da küçük açılı tane sınırlarını izlemeleridir (Şekil 4.12a). Bazı çatlak yüzeylerine egemen aşırı fasetalı görünüm kayma bantları boyunca ilerleyen kopmaların sonucu olarak yorumlanabilir. Bunlara iki örnek Şekil 4.13'de görülmektedir.

Haddeleme doğrultusuna geniş en boyunca dik olarak (T-L-konumu) uygulanan yükler ise, dallanma yerine çatlakların haddeleme düzlemi boyunca düzgün bir güzergah izlemelerini sağlarlar. Bu koşullar altında, çatlama büyük açılı tane sınırları boyunca ilerleyen ayrılmalarla gerçekleşir. Çökeltilerden arındırılmış yumuşak bölgelerin yeterince zayıflattığı tane sınırları, çatlaklardaki büyümenin bu bölgeler üzerinde yoğunlaşmasını açıklar niteliktedir. Bu tür ilerlemenin geride bıraktığı çatlak yüzeyleri daha düzgündür. Çatlakların makro görünümünün yansıtıldığı Şekil 4.14, 4.15 ve 4.16'da içerilen ayrıntılar bu olgu ile uyum içindedirler. Yükleme ekseninin haddeleme doğrultusu ile  $45^\circ$ 'lik açı yaptığı durumlarda ( $L+45^\circ$ ) ise, çatlakların kayma bantlarını izleyerek büyümeleri beklenir. Çatlak yüzeyine egemen olan iniş-kıvrışlar gerilim durumuna göre bölgeden bölgeye farklı konumlardaki kayma düzlemlerinin aktifleşerek devreye girmelerine bağlanabilir.  $L+45^\circ$  yükleme koşullarında oluşan fasetli kırılma yüzeylerine örnekler Şekil 4.17'de görülebilir.

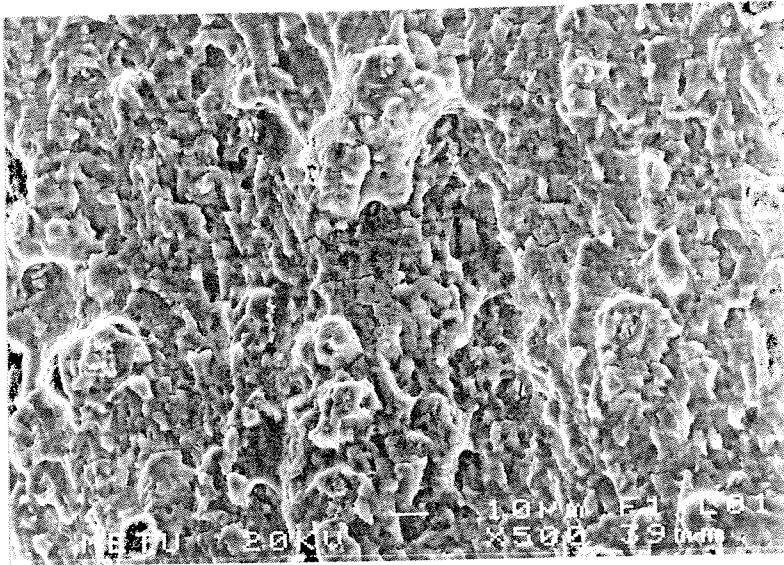
Çeşitli yükleme doğrultuları altında yapılan deneyler çatlakların (T-L) konumunda (L-T) ve ( $L+45^\circ$ ) konumlarına göre daha yavaş ilerlediklerini göstermiştir. Bu özellikle yetersiz yaşlandırma için geçerlidir. Örneğin,  $150^\circ\text{C}$ 'da 20 saat yaşlandırılmış örneklerde T-L konumunda ölçülen yorulma ömrü L-T'e göre 1.6,  $L+45^\circ$ 'e göre ise yaklaşık 2.0 kat daha uzundur. Ancak, daha uzun süreli yaşlandırmalarda bu farkların azalarak önemini yitirdikleri görülmektedir. Gerçekte, çatlak büyüme direnci daha düşük olan T-L konumunun diğer konumlara göre daha uzun bir yorulma ömrü vermesi ilk bakışta çelişkili görülebilir. Diğer yandan, Şekil 4.14b ve 4.15b incelendiğinde, yorulma çatlağının ilk birkaç milimetrelik bölümünde çok pürüzlü bir güzergah izlediği görülecektir. Açıktır ki, T-L konumunda gözlemlenen uzun yorulma ömrü bu bölgedeki yavaş çatlak ilerlemesinin bir sonucudur. Yaşlandırma süresinin 1000 saate uzatılması ile bu tavır tamamen kaybolmaktadır (Şekil 4.16b).

Çatlak büyüme tavrındaki bu ilginç dönüşüme ışık tutabilmek için, gerilim şiddeti faktörünün çatlak büyüme mekanizmasını etkilemiş biçimi üzerinde özenle durmak gerekir. Yorulma çatlağının başlangıç aşamasında gerilim şiddeti faktörü küçüktür, ve büyük açılı tane sınırları boyunca çatlamanın gerektirdiği itici gücü sağlamada yetersiz kalabilir. Bu durumda, çatlağın tane sınırları yerine kayma bantlarını izlemesi beklenebilir. Bu koşul, büyük açılı tane sınırlarının direncini henüz yitirmediği yetersiz yaşlandırma için özellikle geçerlidir (Şekil 4.18). Ancak, çatlağın uzayarak gerilim şiddeti faktörünü yeterince yükseltmesinden sonradır ki, çatlak



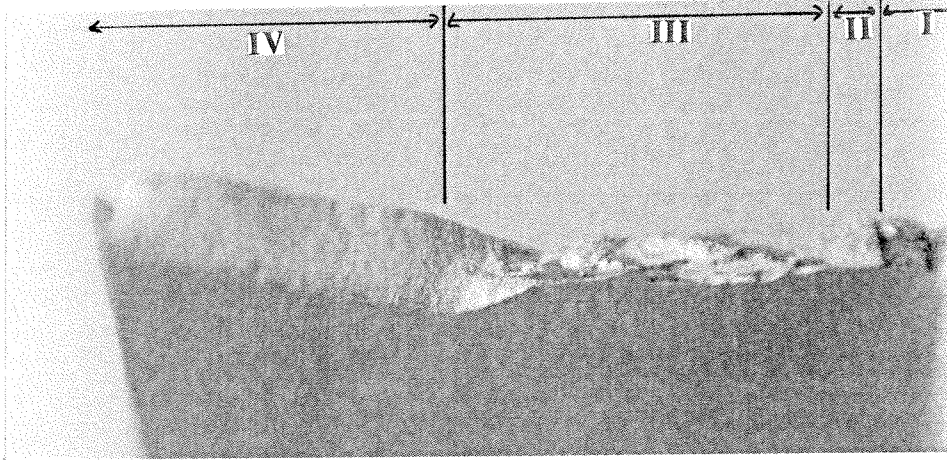


(a)

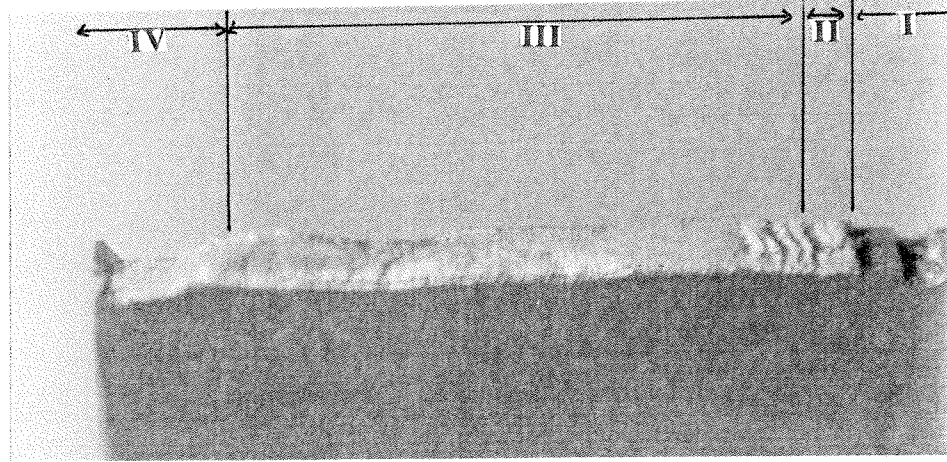


(b)

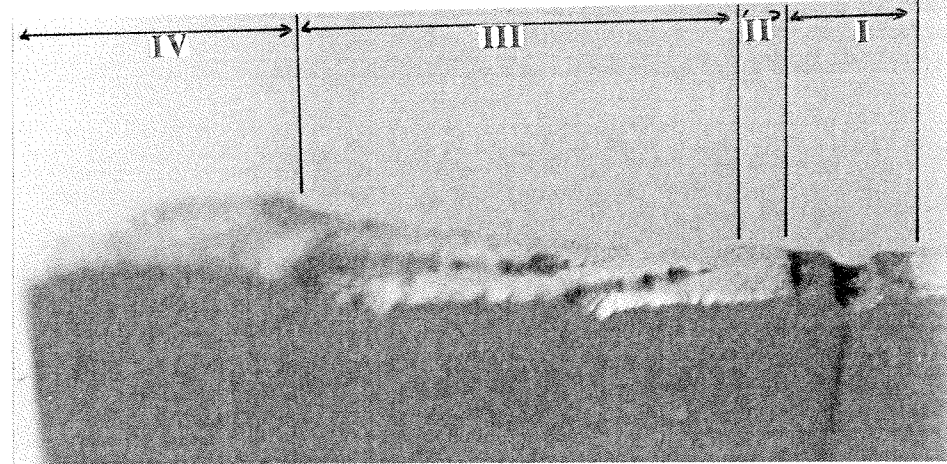
Şekil 4.13. L-T konumundaki örneklerde kayma bantları boyunca ilerleyen kopmaların sonuçladığı aşırı fasetalı çatlak yüzeyleri için iki örnek : (a) 150°C'da 100 saat yaşlandırılan örnek (Çatlak büyüme hızı= $3.55 \times 10^{-7}$  m/çevrim). (b) 165°C'da 20 saat yaşlandırılmış örnek (çatlak büyüme hızı= $9.8 \times 10^{-8}$  m/çevrim).



(a)



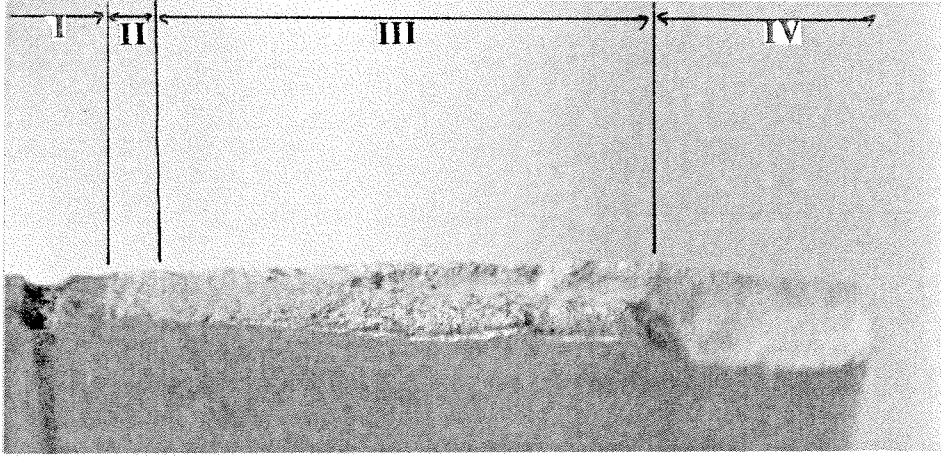
(b)



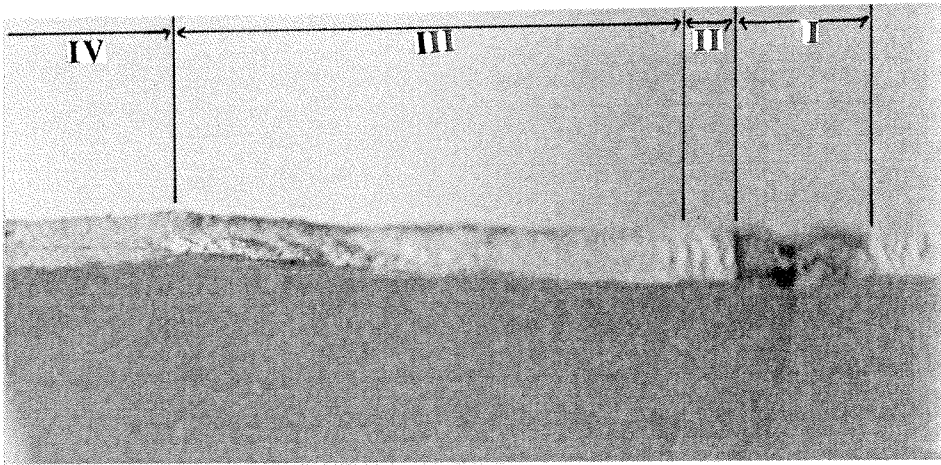
(c)

Şekil 4.14. 150°C'da 20 saat yaşlandırılan 2090 alaşımı örneklerde makro çatlak yüzeyleri. (a)L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° konumları için (X6). (I : Çentik, II : Ön çatlak, III : Yorulma çatlağı ilerlemesi, IV : Aşırı yük altında kararsız çatlak büyümesi).

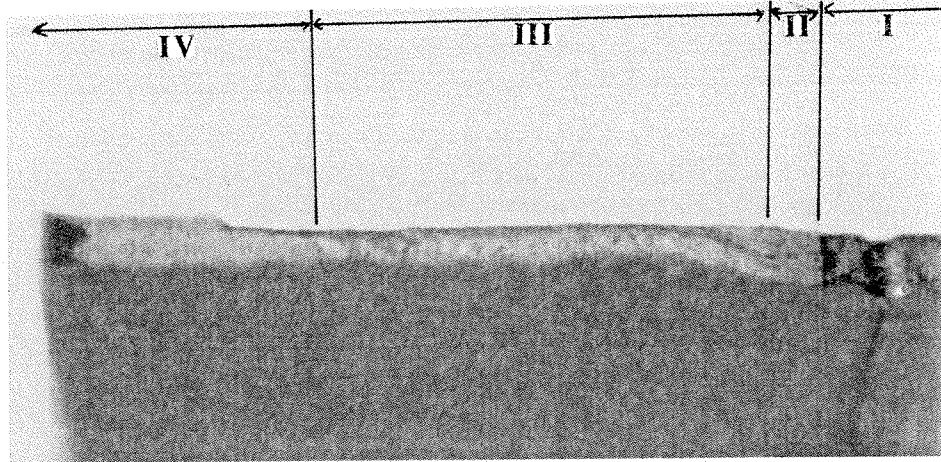




(a)

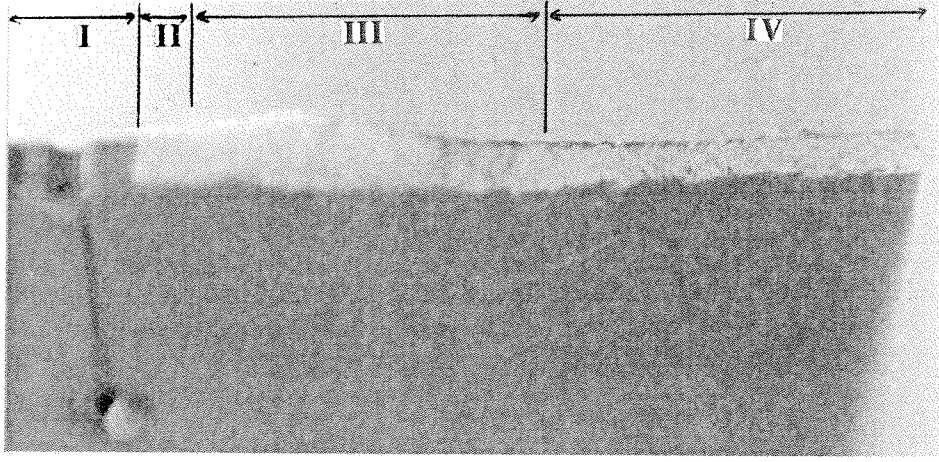


(b)

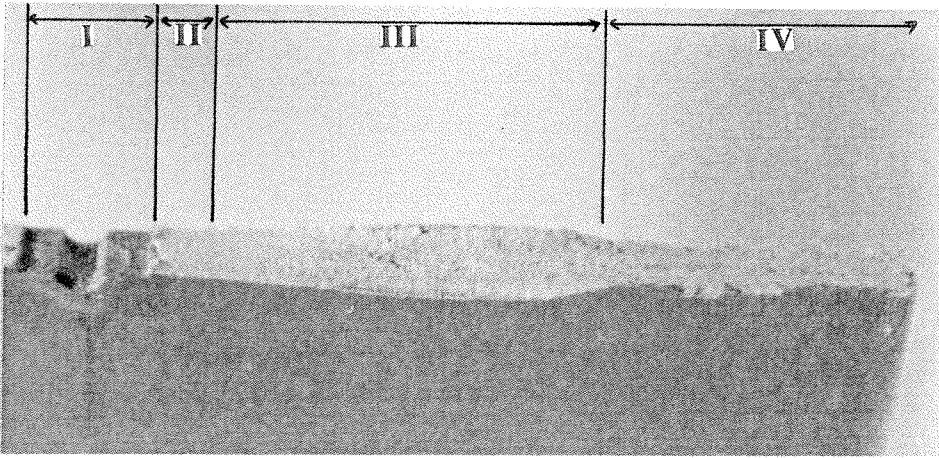


(c)

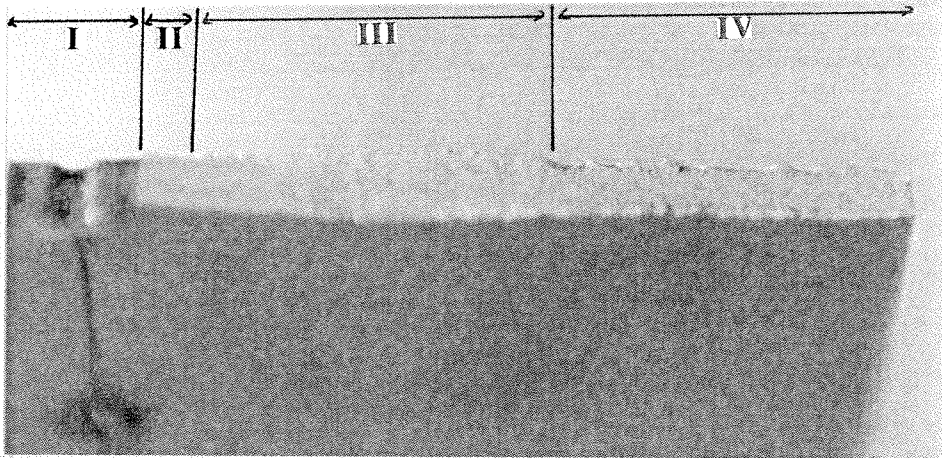
Şekil 4.15. 150°C'da 100 saat yaşlandırılan 2090 alaşımı örneklerde makro çatlak yüzeyleri. (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° konumları için (X6).  
(I : Çentik, II : Ön çatlak, III : Yorulma çatlağı ilerlemesi, IV : Aşırı yük altında kararsız çatlak büyümesi).



(a)

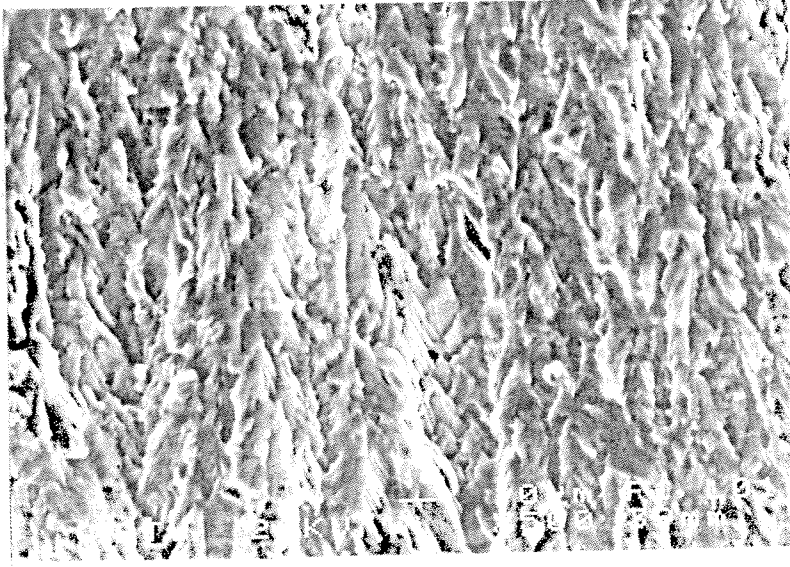


(b)

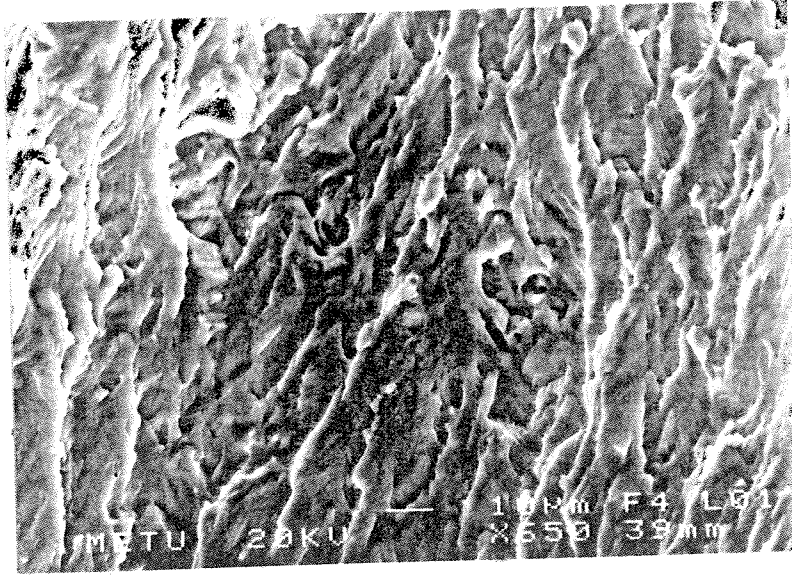


(c)

Şekil 4.16. 150°C'da 1000 saat yaşlandırılan 2090 alaşımı örneklerde makro çatlak yüzeyleri. (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45° konumları için (X6).  
(I : Çentik, II : Ön çatlak, III : Yorulma çatlakları ilerlemesi, IV : Aşırı yük altında kararsız çatlak büyümesi).

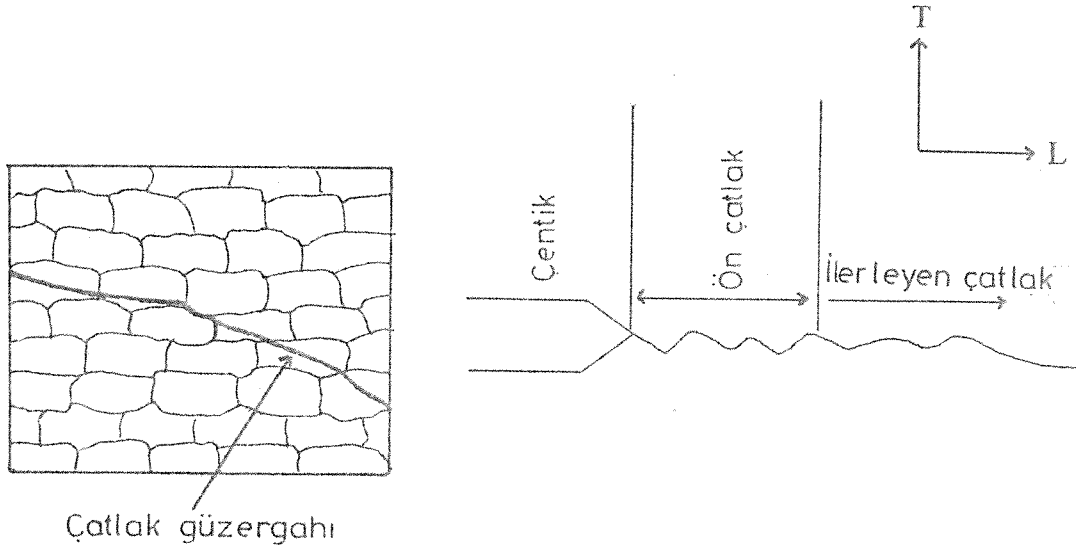


(a)



(b)

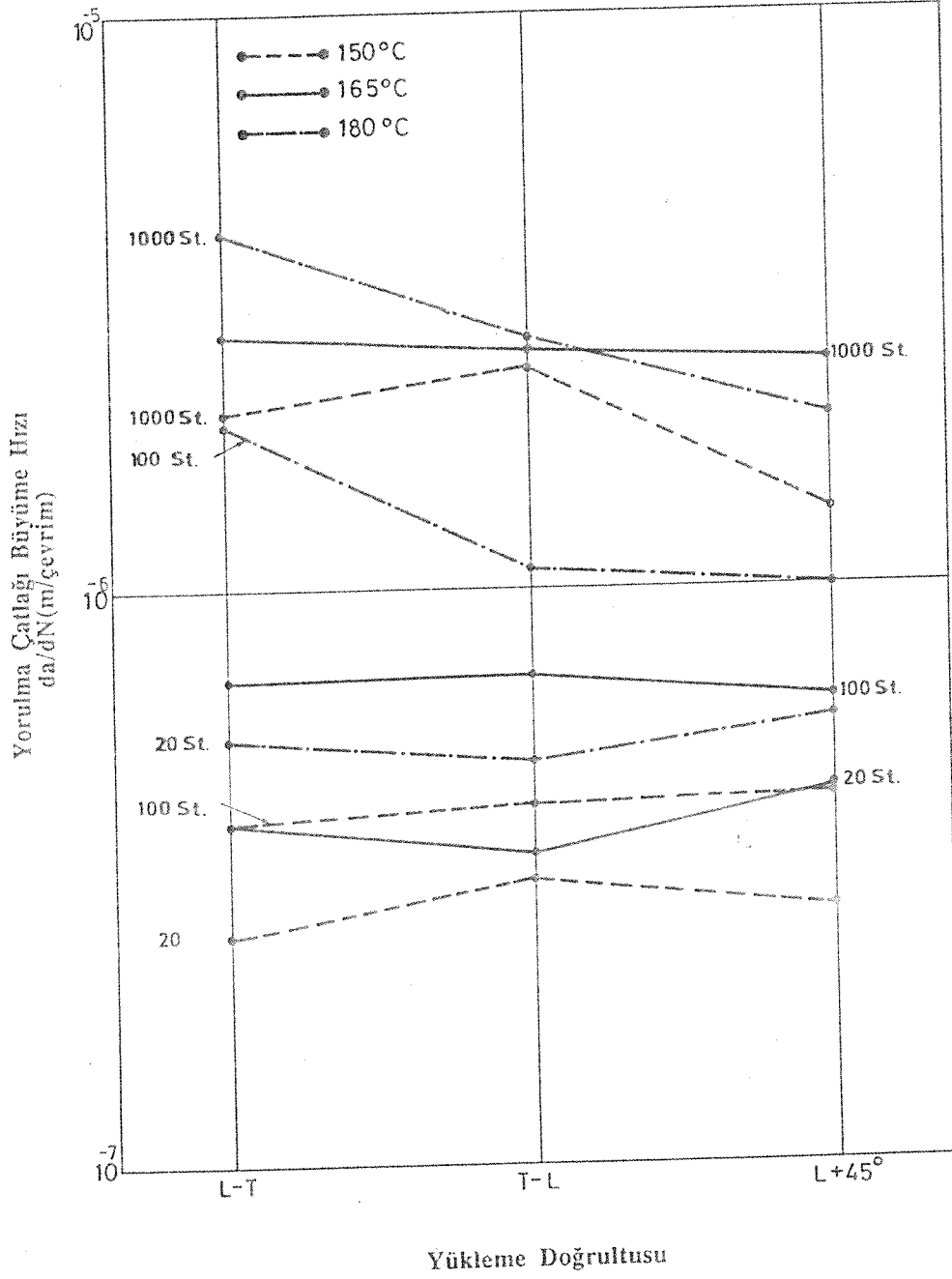
Şekil 4.17. L+45° konumundaki örneklerde, bölgeden bölgeye farklı kayma düzlemlerinin aktifleşerek devreye girmeleri sonucu oluşan inişli çıkışlı ve fasetalı çatlak yüzeylerine örnekler: (a) 150°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çatlak büyüme hızı  $\cong 9.05 \times 10^{-8}$  m/çevrim) (X500). (b) 165°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çatlak büyüme hızı  $\cong 1.1 \times 10^{-7}$  m/çevrim) .



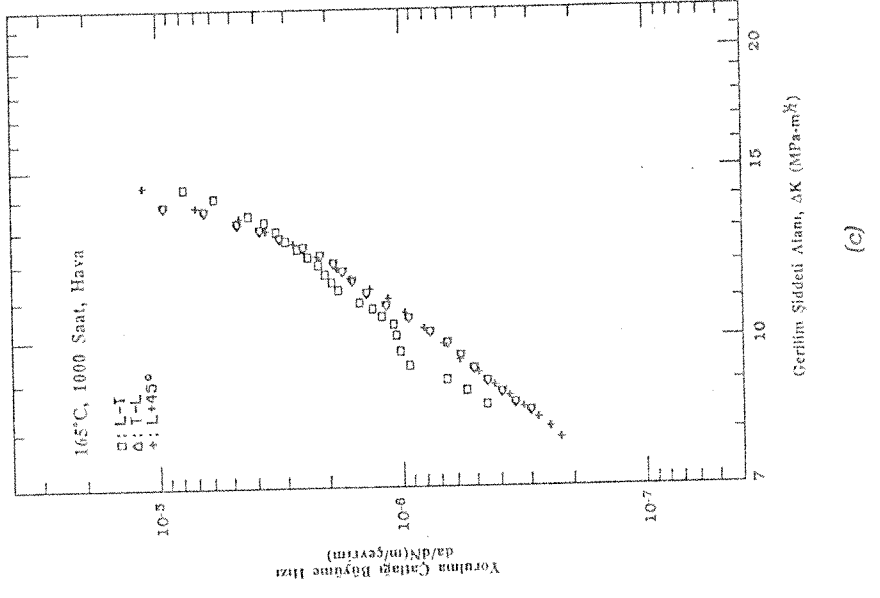
Şekil 4.18. T-L konumundaki alüminyum alaşımı levhalarda, küçük gerilim şiddeti altında görülebilecek mikro ve makro çatlak güzergahları (şematik).

büyüme mekanizmasında değişim görülür. Diğer bir deyişle, çatlak kayma bantları yerine büyük açılı tane sınırlarını izleyerek büyümesini sürdürür. Bu açıklama, Şekil 4.14b ve 4.15b'nin yansıttığı çatlak yüzeyindeki dönüşüme (pürüzlüden düzgün yüzeye) yeterince ışık tutmaktadır. Aşırı yaşlandırılmış alaşımlarda ise, büyük açılı tane sınırları yakın çevrelerinde oluşan çökeltilerden arındırılmış bölgeler nedeni ile zayıflamış durumdadırlar. Bu nedenle, gerilim şiddeti faktörünün küçük olduğu koşullarda bile, çatlaklar tane sınırlarını izleme imkanını bulabilirler. Çatlağın başlangıç kısmında görülen pürüzlülüğün aşırı yaşlandırma sonucu kaybolması (Şekil 4.16b) da bu açıklama ile aydınlanmış olmaktadır.

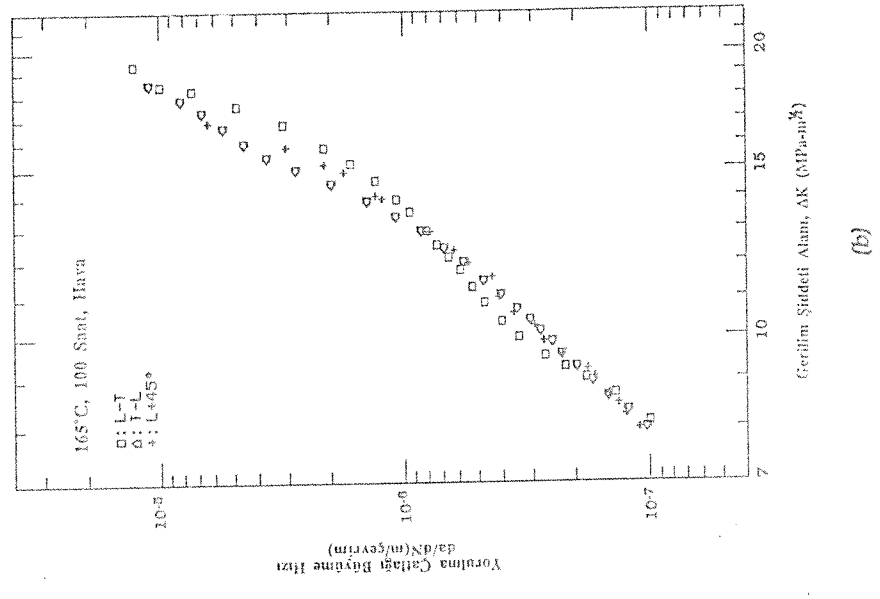
Yükleme doğrultusunun etkisini daha somut olarak görebilmek amacı ile, ortalama bir değer görünümü veren  $\Delta K=12 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 'a tekabül eden çatlak büyüme hızları örnek konumuna bağlı olarak Şekil 4.19'da gösterildi.  $165^\circ\text{C}$ 'da yaşlandırılan örneklerle elde edilen  $da/dN-\Delta K$  eğrileri 20, 100 ve 1000 saatlik yaşlandırma süreleri için Şekil 4.20'de üç ayrı diyagram üzerinde verildi.  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinin doğrudan mukayesesine imkan veren bu yaklaşımla, yükleme doğrultusunun etkisi hakkında daha gerçekçi sonuçlara ulaşılmaya çalışıldı.



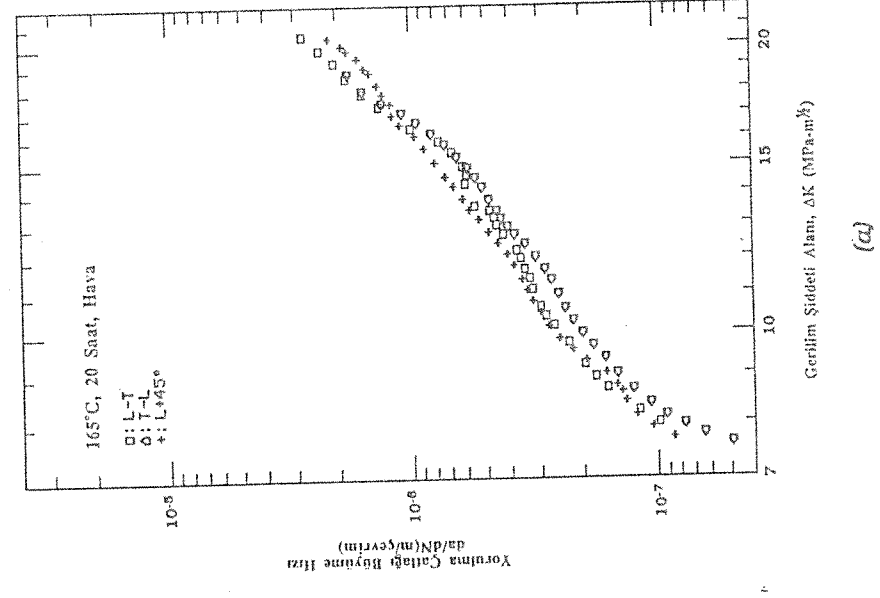
Şekil 4.19. Yüklemeye doğrultusu veya örnek konumunun yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi ( $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  için).



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.20. 165°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının yüklemme doğrultusu ile değişimi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat.



Şekil 4.19, yükleme doğrultusundan çok yaşlandırma süresinin baskın etkisini yansıtmaktadır. Şekil 4.20, ise, gerilim şiddeti faktörünün yaklaşık  $7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  'den daha büyük olduğu değerleri için çatlak büyüme kinetiğinin yükleme doğrultusundan fazla etkilenmediğini göstermektedir. 150 ve  $180^\circ\text{C}$ 'da yaşlandırılan örneklerle yapılan gözlemler de bu sonuçlamaya destek verir niteliktedirler.

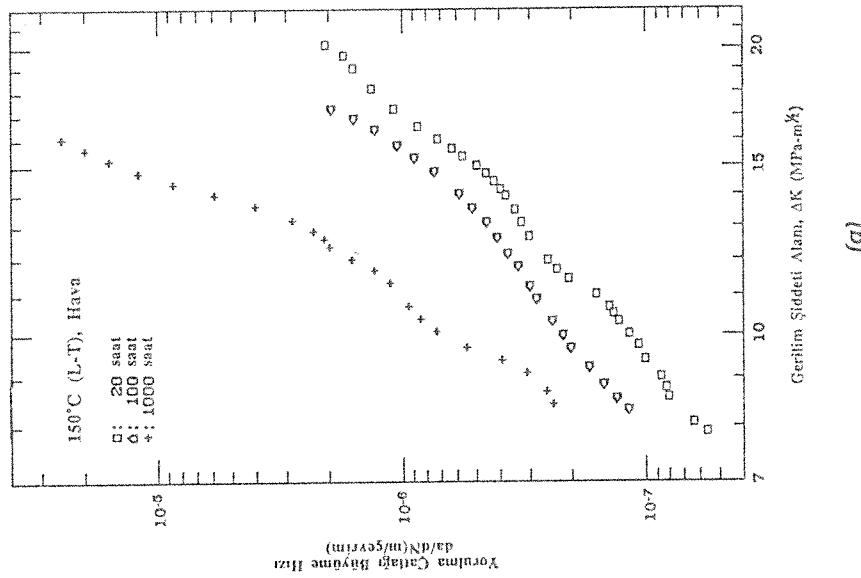
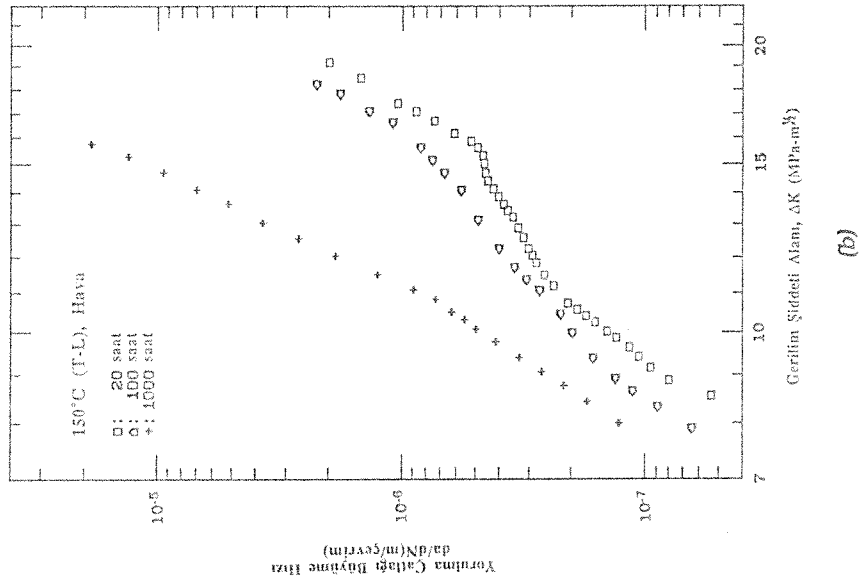
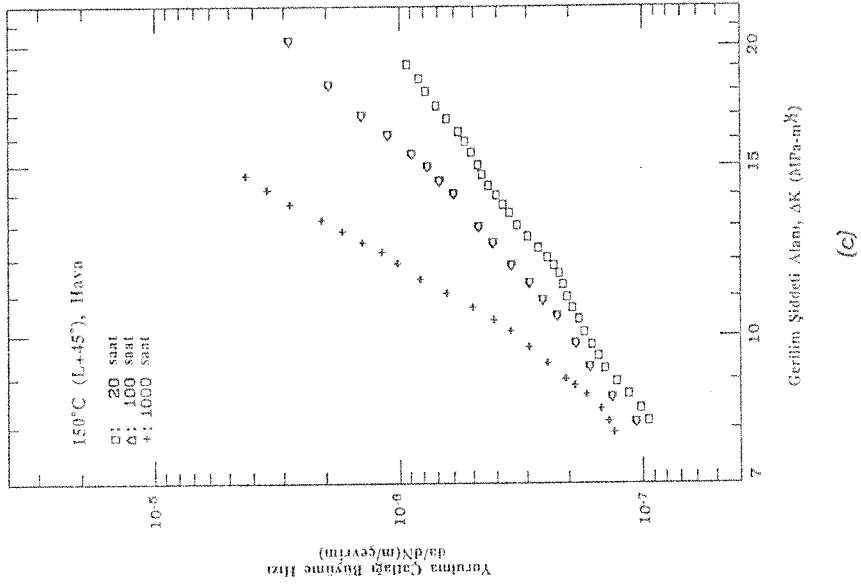
Bu çalışmada ince levha örnekler kullanıldığından, yükün haddeleme düzlemine dik olarak uygulandığı (ST) ve (SL) konumlarında ölçme yapılamadı. Literatürde mevcut çok sınırlı verilere göre, 2090 alaşımının (SL) ve (ST) konumlarında çatlak büyümesine karşı gösterdiği direnç diğer konumlara göre yaklaşık %20 daha azdır [Pao ve diğerleri, 1989]. Bu çalışma ile üretilenler dahil, tüm bu veriler yükleme doğrultusuna duyarlılık sorununun ince levha tavrını etkileyecek düzeyde olmadığını, diğer yandan haddeleme düzlemine dik yönde yük alabilecek kalın kesitli parçalarda çatlak büyümesini önemli ölçülerde hızlandırabilecek bir faktör olarak ortaya çıkabileceğini göstermektedir.

#### 4.2.2 Uzun Süreli Yaşlandırmanın Etkisi

Uzun süreli ısı etkilerinin yorulma çatlakları tavrı üzerindeki baskın etkisi 4.21, 4.22 ve 4.23'de verilen  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinden açıkça görülebilir. Eğrilerle yapılan karşılaştırmaları rakamsal verilere dönüştürebilmek için,  $\Delta K=12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'a uyan çatlak büyüme hızları yükleme doğrultusu ve yaşlandırma sürelerine bağlı olarak Çizelge 4.1'de ayrıca gösterildi. Bu çizelgede, 100 ve 1000 saat yaşlandırılmış örneklerle ölçülen çatlak büyüme hızları 20 saat yaşlandırılmış örneklerle saptananların katları olarak yer almaktadırlar.

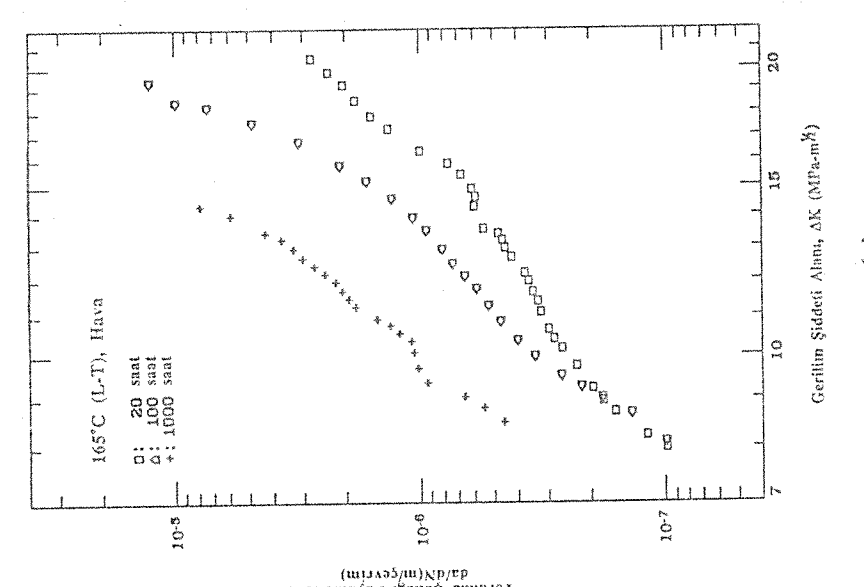
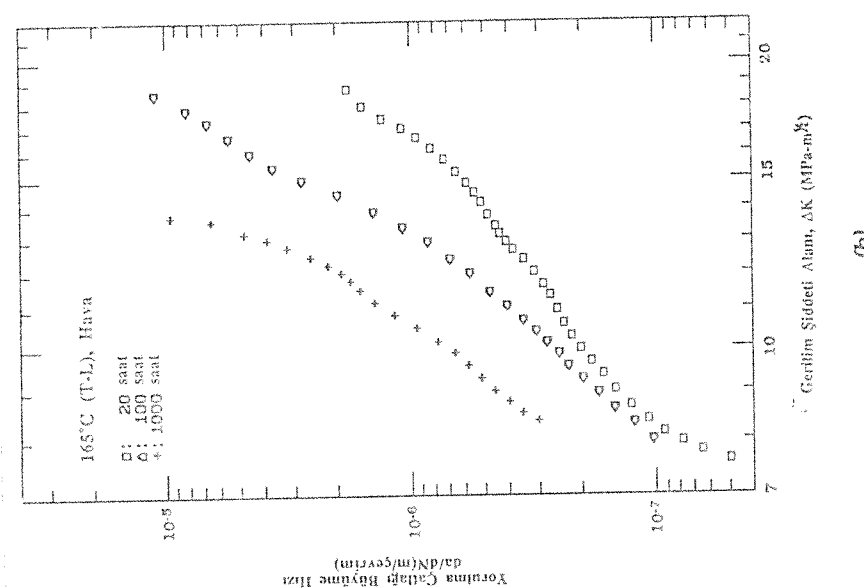
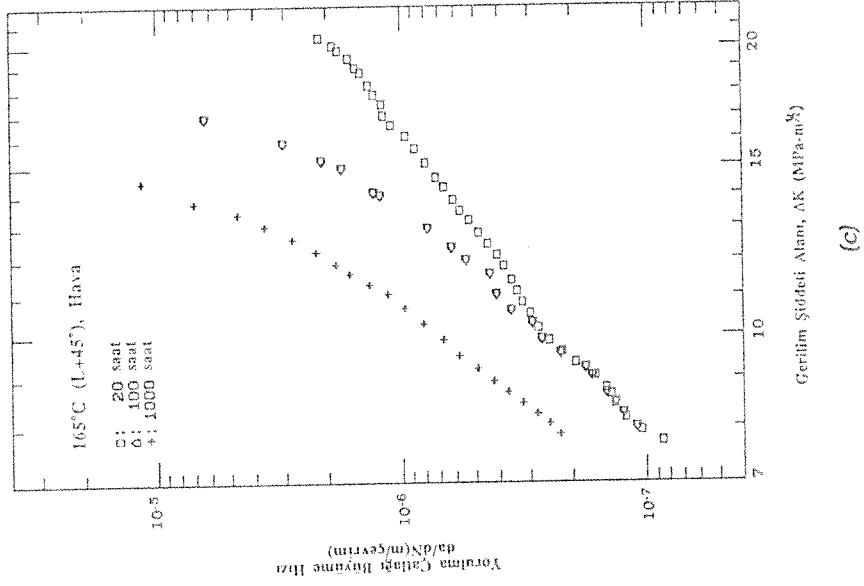
Çizelge 4.1. Yükleme doğrultusu ve yaşlandırmaya bağlı olarak, yorulma çatlaklarının büyümesinde hızlanma ( $\Delta K=12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  için)

Yaşlandırma Süresi (saat)	Sıcaklığı ( $^\circ\text{C}$ )	Örnek Konumu			$K_{\text{max}}$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
		L-T	T-L	L+45°	
20	150	1	1	1	23.63
	165	1	1	1	23.62
	180	1	1	1	22.84
100	150	1.59	1.34	1.58	23.42
	165	1.78	2.02	1.44	20.74
	180	2.96	2.13	1.67	20.84
1000	150	8.79	7.73	4.93	17.58
	165	6.86	7.46	5.57	18.84
	180	7.60	5.46	3.35	17.47

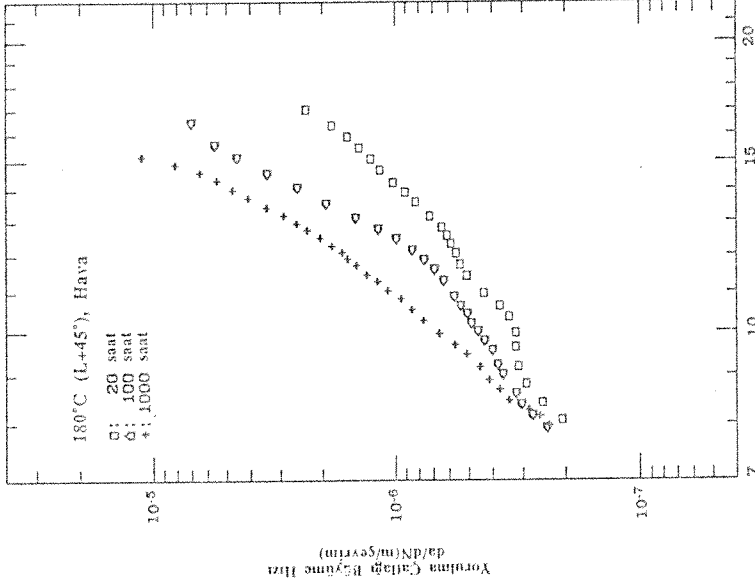


Şekil 4.21. 150°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının nominal gerilim şiddeti alanına bağlı olarak, yaşlandırma süresi ile değişimi. Örnek konumları (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45°.



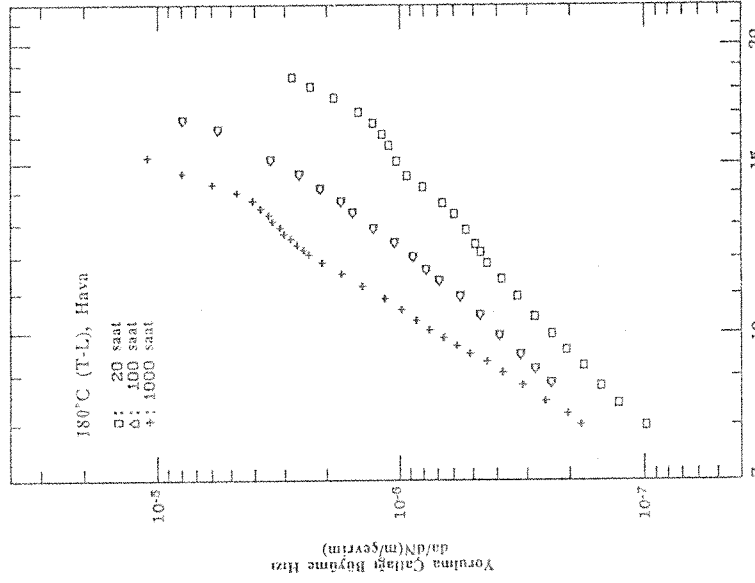


Şekil 4.22. 165°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının nominal gerilim şiddeti alanına bağlı olarak, yaşlandırma süresi ile değişimi. Örnek konumları (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45°.



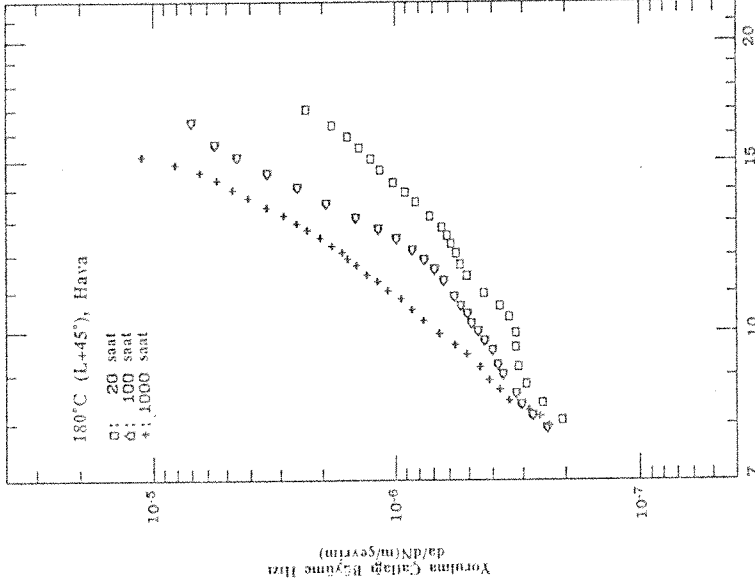
Gerilim Şiddeti Alanı,  $\Delta K$  (MPa·m<sup>1/2</sup>)

(a)



Gerilim Şiddeti Alanı,  $\Delta K$  (MPa·m<sup>1/2</sup>)

(b)



Gerilim Şiddeti Alanı,  $\Delta K$  (MPa·m<sup>1/2</sup>)

(c)

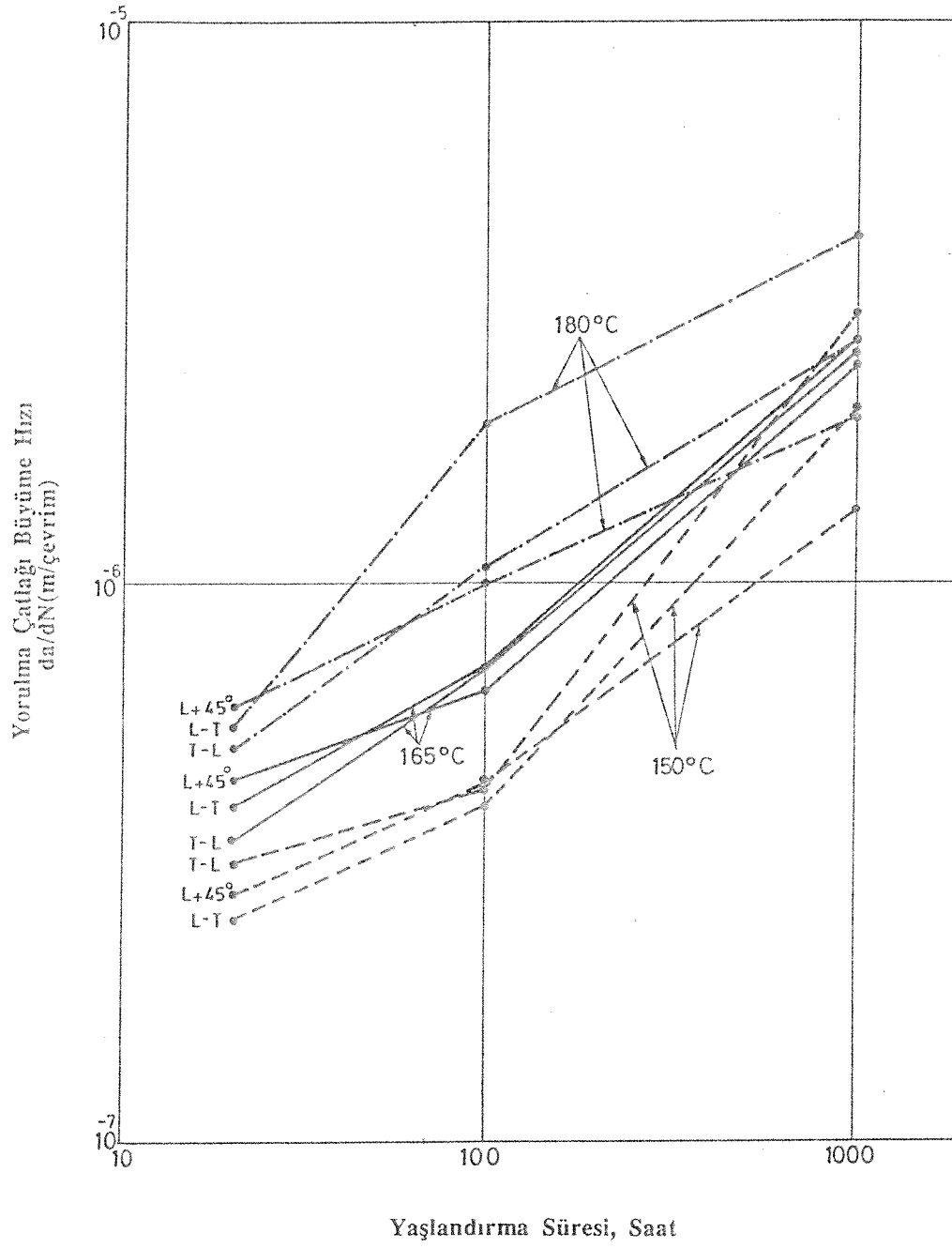
Şekil 4.23. 180°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma çatlakları büyüme hızının nominal gerilim şiddeti alanına bağlı olarak, yaşlandırma süresi ile değişimi. Örnek konumları (a) L-T, (b) T-L, ve (c) L+45°.

Bu verilere göre, gerek 100 ve gerekse 1000 saat yaşlandırma süreleri için, sıcaklığın 150°C'dan 180°C'a yükseltilmesi çatlak büyüme hızını en çok iki kat artırmaktadır. Buna karşılık yaşlandırma süresinin 20 saatten 1000 saate dek uzatılması çatlak büyüme hızında sekiz katına ulaşan artmalara neden olmaktadır. Uzun süreli ısı etkilerinin çatlak büyüme kinetiğine etkisini değişik bir yaklaşımla yansıtabilmek üzere, oranları yerine gerçek çatlak büyüme hızları yaşlandırma süresine karşı taşınarak Şekil 4.24'deki grafik geliştirildi. Gene,  $\Delta K=12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'a tekabül eden hızlarla oluşturulan bu şekil, çatlak büyümesinin her üç yükleme doğrultusunda da, yaşlandırma süresiyle önemli ölçülerde hızlandığını, ve 20 saatten 1000 saate uzanan süre içinde birbirlerinden uzaklaşan çatlak hızlarının aşırı yaşlandırma üzerine tekrar yaklaşma eğilimi içine girdiklerini göstermektedir. Bu veriler, tam veya hafif aşırı yaşlandırma koşullarında farklılıklar gösteren içyapısal oluşumların aşırı yaşlandırma durumunda önem ve etkilerini belirli ölçülerde kaybettikleri şeklinde yorumlanabilir.

Bu çalışma kapsamında, 2090 alaşımının kırılma tokluğunu yaşlandırma değişkenleri ve yükleme doğrultusuna bağlı olarak saptamaya yönelik deneyler yapılamadı. Buna karşılık, yavaş çatlak büyümesinin ani (veya kararsız) çatlak ilerlemesine dönüştüğü gerilim şiddeti faktörleri ( $K_{\text{max}}$ ) hesaplanarak Çizelge 4.1'in son sütununda gösterildi. Bu veriler yükleme doğrultusu ile sınırlı ölçülerde değişikliklerinden, çizelgede içerilen  $K_{\text{max}}$  değerleri (LT), (TL) ve (L+45°) konumlarında elde edilenlerin ortalamaları olarak alınmıştır. 20 ve 100 saatlik yaşlandırma sonuçları ile kıyaslandığında, 1000 saate ulaşan yaşlandırma süresinin  $K_{\text{max}}$  değerlerinde %20-25 ve %10-16 oranlarında küçülmelere neden olduğu görülebilir. Çatlak hızlarındaki artışlarla uyumlu görünen bu veriler yaşlandırma sırasında oluşan içyapısal gelişmelerin beklenen sonucudur.

Gözlemler,  $\text{Al}_3\text{Zr}$  çökeltilerinin tane sınırlarının hareketliliğini önemli ölçüde kısıtladığını kanıtlar niteliktedirler. Bu durumda, yaşlandırma işleminin alaşım tane yapısını etkilemesi olanaksızdır. O hale, yaşlandırmanın yorulma çatlaklarının hızı üzerindeki baskın etkisini matriksde yer alan içyapısal değişimlere bağlamak gerekir. Jata ve Starke'nin (1986) gözlemlerine göre kayma düzlemselliği 2090 alaşımının çatlak büyüme tavrını kontrol eden temel etmendir.

Plastik deformasyon karakteristiğinin içyapısal oluşumlarla nasıl değiştiği ve bu yolla çatlak büyüme tavrını nasıl etkilediği sorusuna daha fazla ışık tutabilmek için aşağıdaki hususları hatırlamakta yarar vardır.



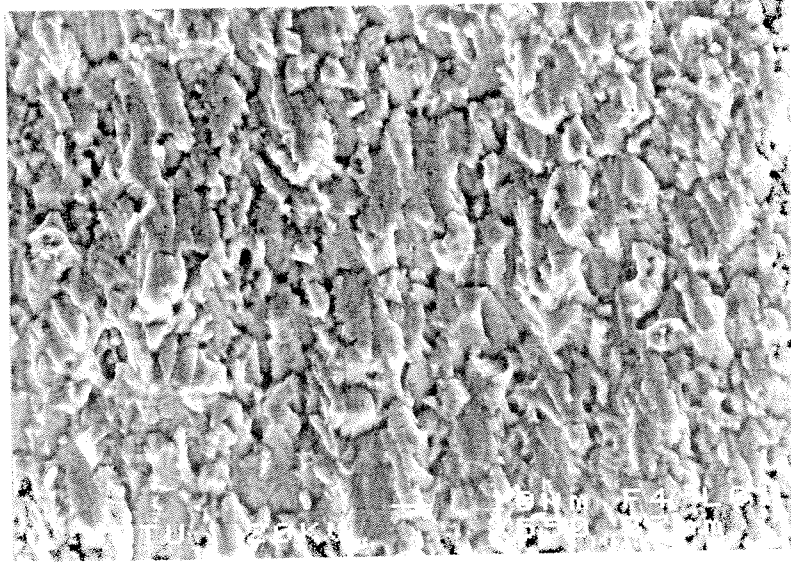
Şekil 4.24. Uzun süreli yaşlandırmanın yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi ( $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  için).

Yetersiz veya hafif derecede yaşlandırılmış alaşımında egemen olan düzenli  $\delta$ -fazı dislokasyonlar tarafından kolaylıkla kesilir ve bunun sonucunda, çökeltilerin alaşımı sertleştirebilme gücünde gerileme kaydedilir (Starke ve Quist, 1989). Deformasyona karşı direncin bu yolla azalması kaynamın belirli kristalografik düzlemler üzerinde yoğunlaşması sonucunu doğurur. Bu koşullar altında, deformasyon genişliği dar, fakat aralıkları büyük kayma bandlarının oluşumu ile gelişerek sürer.

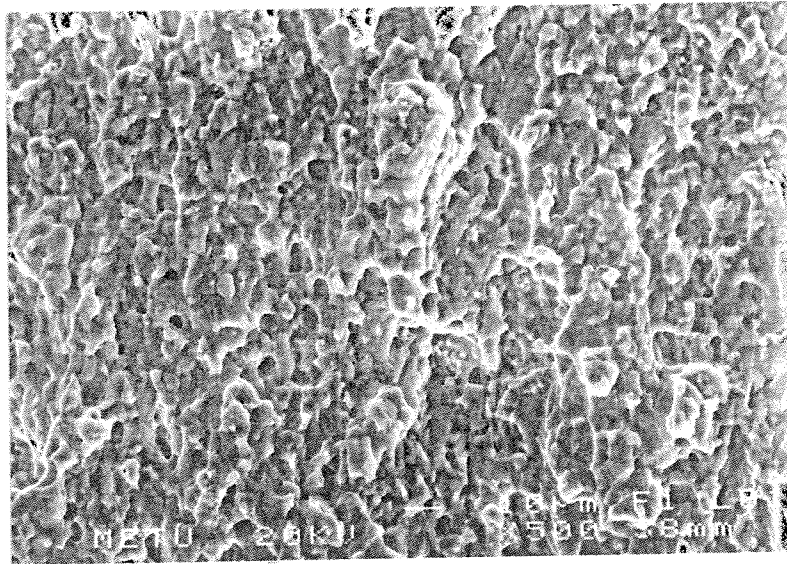
Yetersiz yaşlandırmadan tam veya hafif derecede aşırı yaşlanmaya geçildiğinde çökeltiler irileşir ve bu durumda dislokasyonlar tarafından kesilerek geçilmeleri beklenemez. Diğer taraftan, irileşmeyle birlikte aralıkları büyüyen çökeltiler dislokasyonların halka oluşturarak geçmelerine izin verirler. Bu gelişmeler deformasyonun homojenleşmesini, yani geniş fakat dar aralıklı kayma bandları ile oluşmasını beraberinde getirir. Böylece, yetersiz yaşlandırma koşullarında gözlemlenen kayma düzlemselliği etkisini büyük ölçüde kaybeder. Homojen deformasyon artan yaşlandırma süresi ile giderek daha da belirginleşir (Jata ve Starke, 1986). Şekil 4.25 ve 4.26'da görülen kırılma yüzeyi görüntüleri parçacık kesme mekanizmasından parçacıkları halka oluşumu ile geçme mekanizmasına dönüşümü açık biçimde yansıtmaktadır. Yetersiz yaşlandırılmış alaşımlarda görülen fasetalı çatlak yüzeyi çökeltilerin dislokasyonlarca kesilmesi sonucu oluşan band kopmalarının yansımasıdır (Şekil 4.25a ve 4.26a). Ancak, artan yaşlandırma süresi ile fasetalar netliklerini belirli ölçülerde kaybetmektedirler (Şekil 4.25b ve 4.26b). Bu gelişme, kayma düzlemselliğindeki azalmanın sonucu olarak yorumlanabilir.

Bu bağlamda üzerinde durulmasında yarar görülen bir başka olgu da kayma tersinirliği ile ilgilidir. Yorulma geriliminin en küçükten en büyüğe doğru değiştiği süre içinde çatlak ucundan salgılanan dislokasyonlar kayma düzlemleri üzerinde ilerlerler. Gerilimin en yüksekten en küçüğe doğru düşmesi sırasında ters yönlü harekete katılabilen dislokasyonların sayısı kayma tersinirliğini belirler. Yetersiz derecede yaşlandırılan alaşımında kayma tersinirliği yüksektir. Bunun nedeni, dislokasyonların mevcut çökeltileri kolayca keserek yollarına devam edebilmeleridir. Çökeltilerin kesilerek geçilmeleri çok sayıda dislokasyondan oluşan yığılmaları (pile-up) gerektirmediğinden deformasyon birikimi de sınırlı düzeyde kalır. Buna karşın, artan yaşlandırma ile kayma tersinirliğinde azalma görülür. Bu, aynı  $\Delta K$  ve çevrim sayısına tekabül eden deformasyon birikiminin aşırı yaşlandırılmış alaşımında daha fazla olacağı anlamındadır. Bu koşullar aşırı yaşlandırma ile artan çatlak büyüme hızlarını açıklar niteliktedirler.

Yüksek kayma düzlemselliği ve 2090 alaşımına özgü dokulaşma çatlakların dallanmasını kolaylaştıran etmenlerdir. Bu tür çatlak ilerlemesinin sonucu olan yüzey pürüzlülüğü yorulma geriliminin büyükten küçüğe doğru değiştiği süreçte çatlakların tamamen kapanmasını engeller. Buna karşılık, artan yaşlandırma koşullarında çatlakların dallanmadıkları, genellikle düzgün

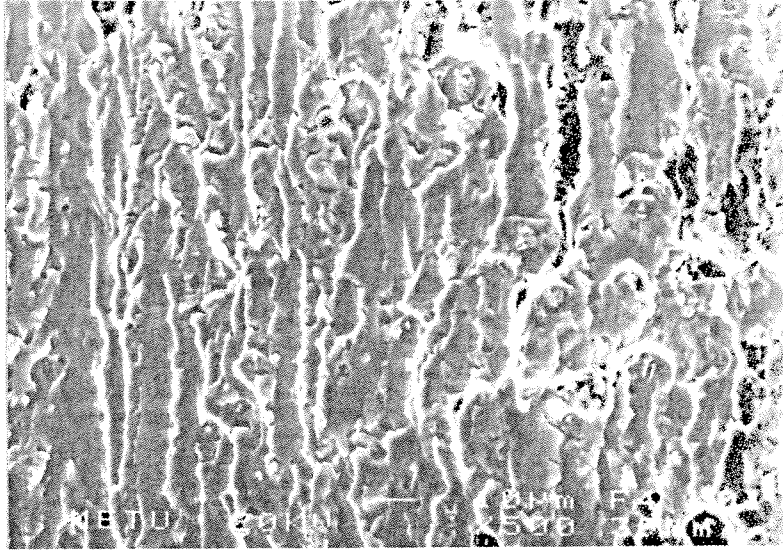


(a)

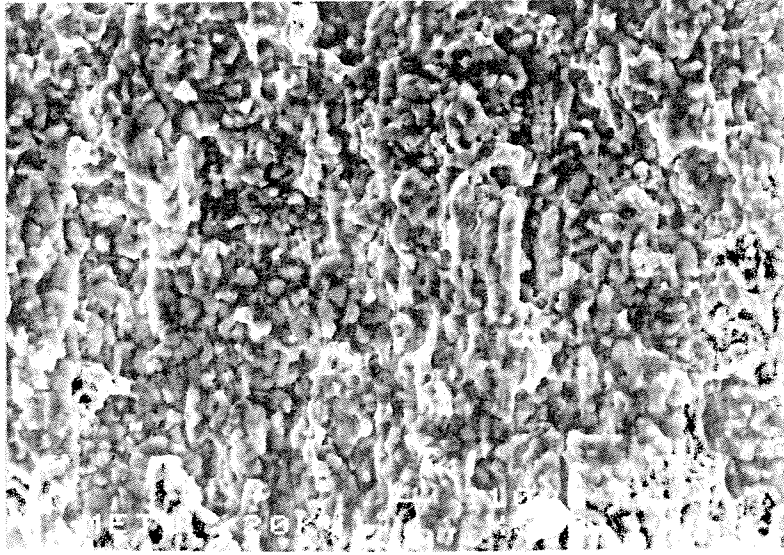


(b)

Şekil 4.25. L-T konumundaki örneklerde  $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  'e tekabül eden kırılma yüzeyleri. (a)  $150^\circ\text{C}$ 'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çökteltilerin dislokasyonlarla kesilerek geçirilmeleri), (b)  $150^\circ\text{C}$ 'da 1000 saat yaşlandırılan örnek (çökteltilerin dislokasyon halkaları oluşumu ile geçilmeleri) (X500).



(a)



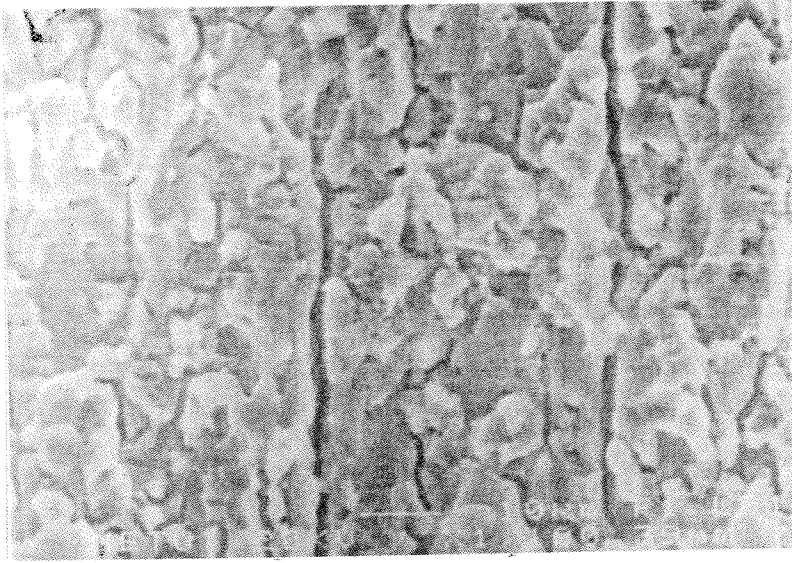
(b)

Şekil 4.26. L+45° konumundaki örneklerde  $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  'e tekabül eden kırılma yüzeyleri. (a) 165°C'da 20 saat yaşlandırılan örnek (çöktülerin dislokasyonlarla kesilerek geçilmeleri). (b) 165°C'da 1000 saat yaşlandırılan örnek (çöktülerin dislokasyon halkaları oluşumu ile geçilmeleri) (X500).





(a)



(b)

Şekil 4.27. Tane sınırları ve alt tane sınırlarını izleyen ikincil çatlaklar. (a) 180°C'da 20 saat yaşlandırılan L+45° konumlu örnek (tuzlu su ortamı) (X1000). (b) 165°C'da 1000 saat yaşlandırılan L+45° konumlu örnek (hava) (X500).



güzergahları izleyerek ilerledikleri görülür. Böylece azalan yüzey pürüzlülüğü çatlakların daha fazla kapanarak hızlı ilerlemesine yol açar.

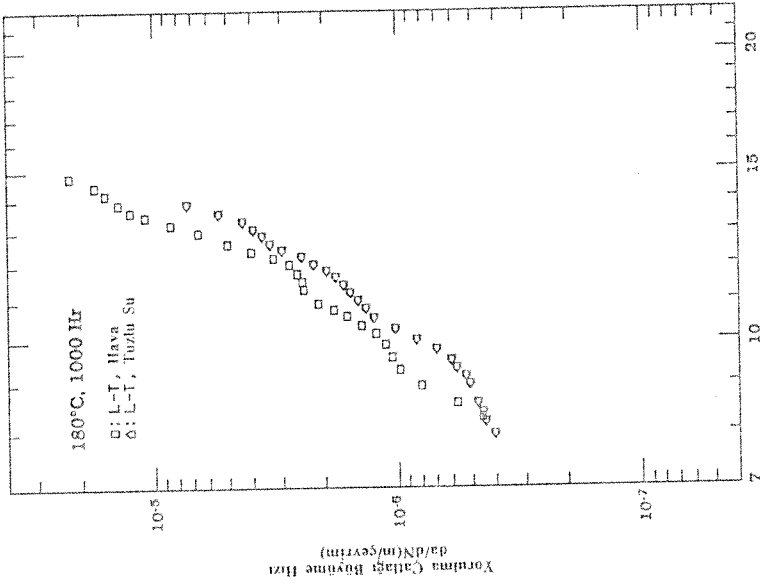
Bu çalışmada elde edilen sonuçlar yukarıdaki açıklamalarla uyum içindedir. Yetersiz yaşlandırılmış (L-T) ve (L+45°) konumundaki örneklerde çatlak kayma düzlemleri boyunca ilerlemeyi tercih ederken aşırı yaşlandırılmış olanlarda küçük açılı tane sınırlarını izlediği görülmektedir. Sınırlı kayma düzlemselliği ve tane sınırlarındaki çökeltilerden arındırılmış bölgelerin neden olduğu bu tavır, dallanma yerine çatlakların düzgün güzergahları izlemelerini sağlamaktadır. (T-L) konumundaki örneklerde izlenen benzer tavır bir önceki alt bölümde tartışılarak değerlendirilmiştir.

Aşırı yaşlandırmanın sonucu olan çökeltilerden arındırılmış bölgeler (Şekil 4.5b, 4.8b ve 4.11b) plastik deformasyonun tane sınırlarına taşınmasını, ve sonuçta, iri boyuttaki tane sınırları çökeltileri etrafında boşlukların oluşması ve birbirlerine eklenmelerini sağlarlar. Şekil 4.27'de görülen ikinci çatlaklar bu gelişmenin sonucudur. Boşluk oluşumu ve bütünleşmesi ile gelişen tanelerarası çatlama çatlak büyümesini hızlandıran etmenler arasında dikkate alınmalıdır.

#### 4.2.3. Korozif Ortamın Etkisi

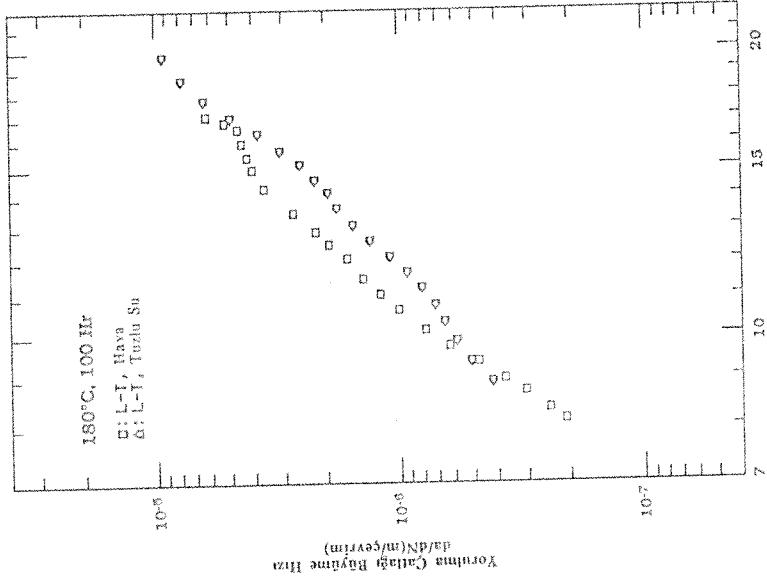
%3.5 NaCl çözeltisi içinde yapılan deneylerin (bundan böyle yaş deneyler olarak adlandırılacaktır) sonuçları atmosferik havaya açık deneylerde (bundan böyle kuru deneyler olarak adlandırılacaktır) elde edilenlerle mukayeseli olarak 4.28'dan 4.30'a kadar numaralanmış şekillerde görülebilir. Yalnızca haddeme doğrultusundan alınan örneklerle (L-T-konumu) sınırlanan bu deneylerin ortaya koyduğu örnek yönler şu şekilde özetlenebilir.

%3.5 NaCl çözeltisinin yorulma çatlakları üzerindeki etkisi gerilim şiddeti faktörüne bağlı olup, küçük  $\Delta K$  değerlerinde ise yavaşlatıcı niteliktedir. Bu tavır 150°C'da yaşlandırılan örneklerde daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. Örneğin,  $\Delta K=8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  değerine tekabül eden veriler karşılaştırıldığında, çatlak büyüme hızının %3.5 NaCl çözeltisinin etkisi ile yaklaşık iki kat arttığı görülmektedir. Ancak bu fark artan  $\Delta K$  ile azalmakta, ve kuru ve yaş deneylerle ölçülen hızlar eşitlenmektedir. Çatlak büyüme hızlarının eşitlendiği  $\Delta K$  değerinde yaşlandırma koşullarına göre değişme göze çarpmaktadır. 150°C'da yaşlandırılan örneklerle elde edilen  $da/dN-\Delta K$  eğrilerine bakıldığında (Şekil 4.28a,b ve c), hızlar arası eşitliğin, 20 saatlik yaşlandırmada, yaklaşık  $\Delta K=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  değerinde sağlandığı görülecektir. Yaşlandırma süresi arttıkça bu değer küçülmekte, gene yaklaşık olarak, 100 saatte 15, 1000 saatte ise  $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'e düşmektedir. Çatlak büyüme hızlarının eşitlendiği  $\Delta K$  ötesinde ise, hızlar arasındaki fark yön



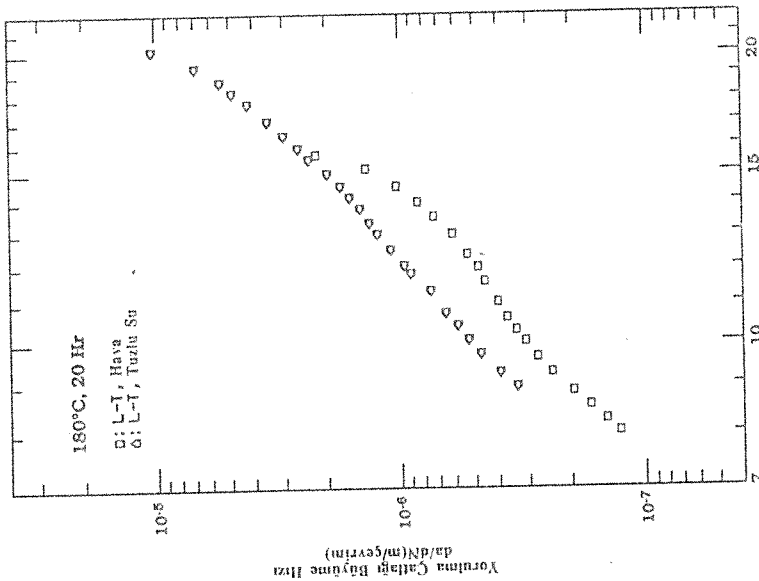
Gerilim Şiddeti Alanı,  $\Delta K$  (MPa·m<sup>½</sup>)

(c)



Gerilim Şiddeti Alanı,  $\Delta K$  (MPa·m<sup>½</sup>)

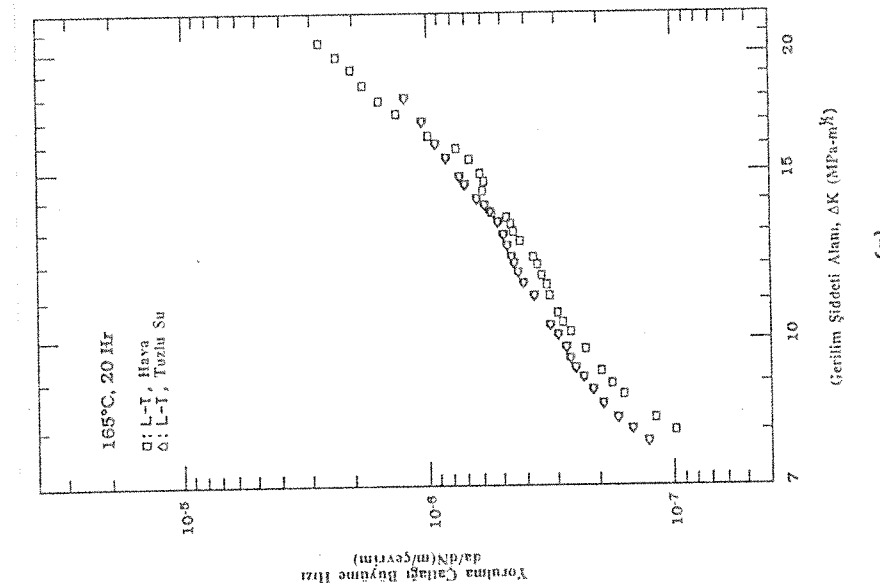
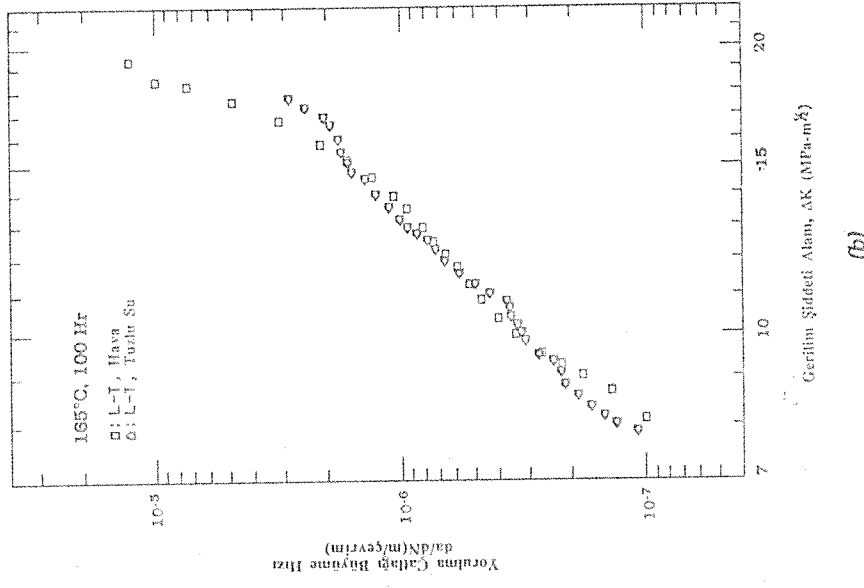
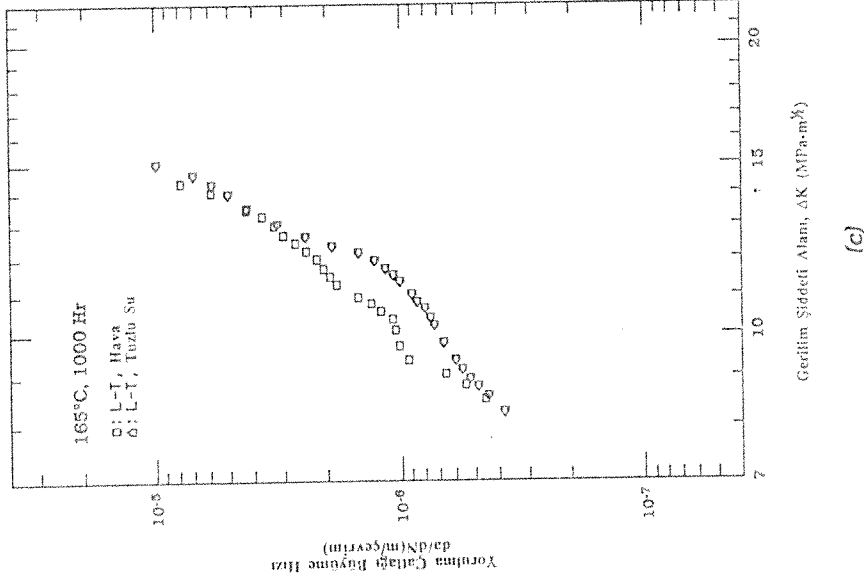
(b)



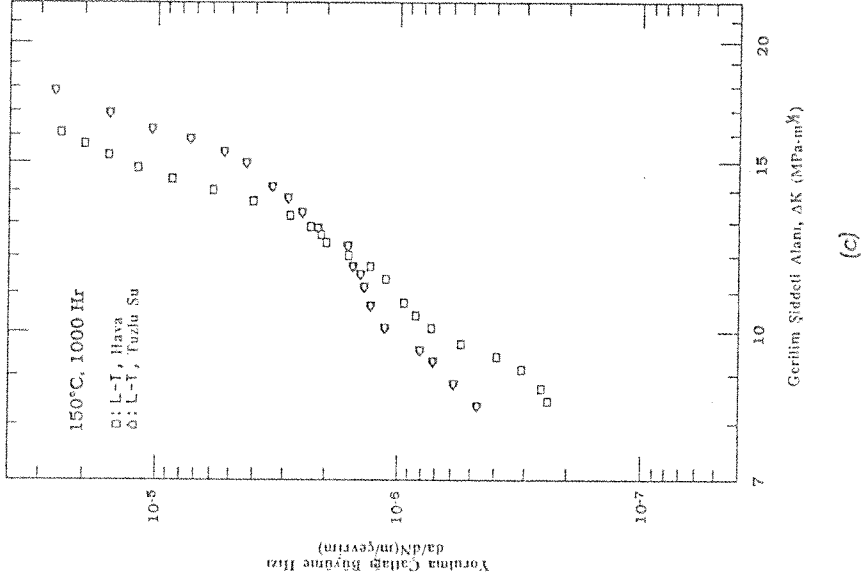
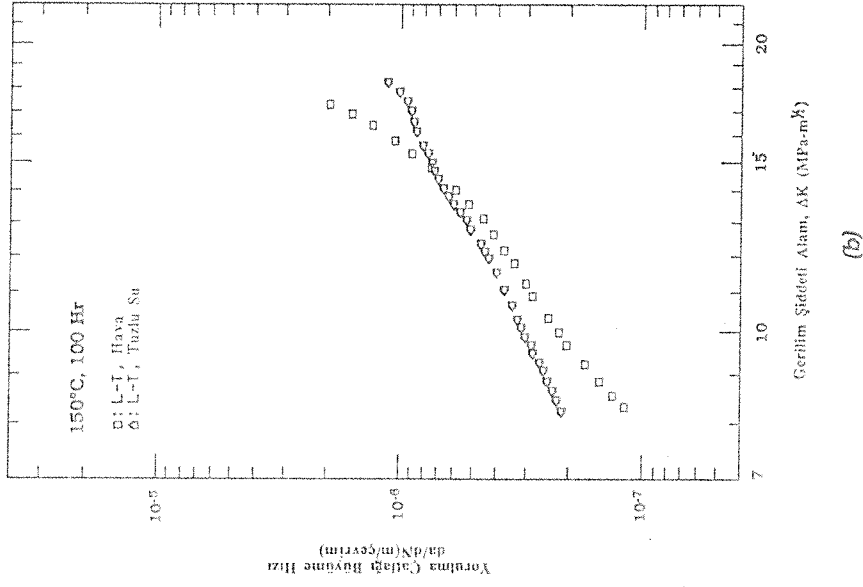
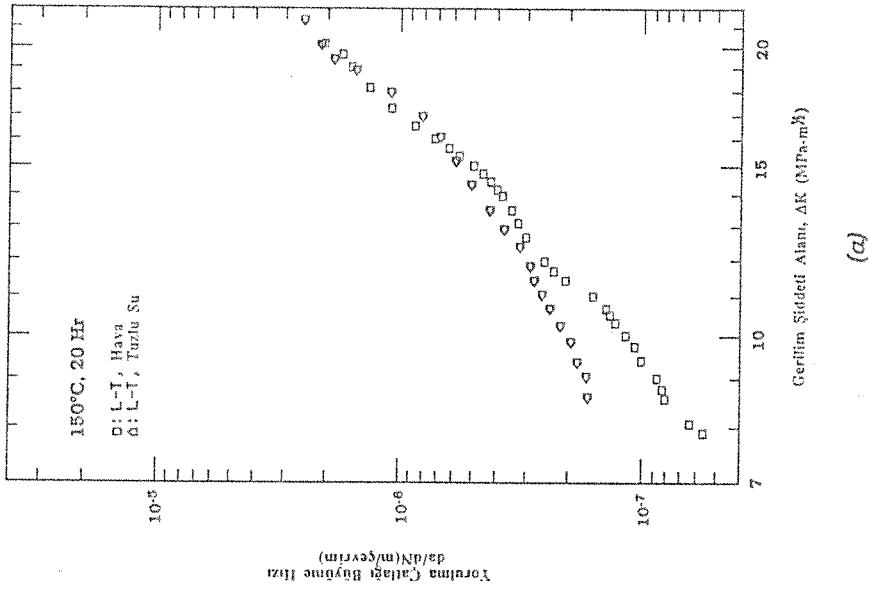
Gerilim Şiddeti Alanı,  $\Delta K$  (MPa·m<sup>½</sup>)

(a)

Şekil 4.28. 180°C'da yaşlandırılmış 2090 alaşımında %3.5 NaCl ortamının yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat.



Şekil 4.29. 165°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında %3.5 NaCl ortamının yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100 ve (c) 1000 saat.



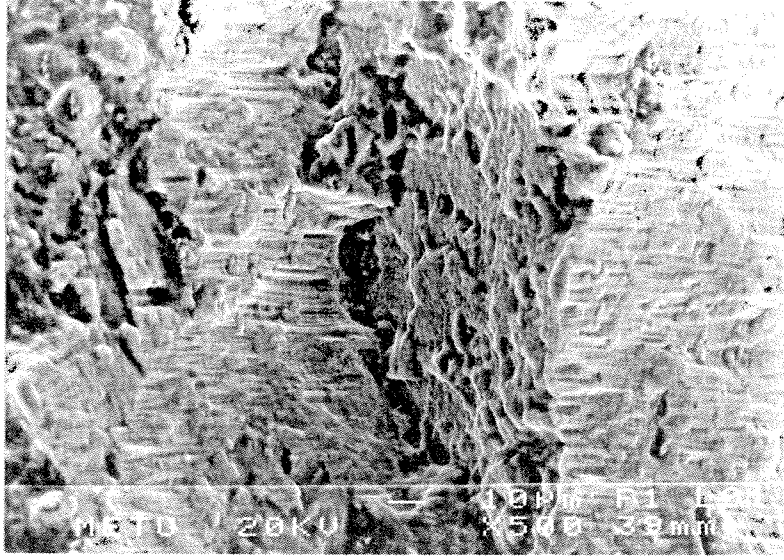
Şekil 4.30. 150°C'da yaşlandırılan 2090 alaşımında %3.5 NaCl ortamının yorulma çatlakları büyüme hızına etkisi. Yaşlandırma süreleri (a) 20, (b) 100, ve (c) 1000 saat.

değiştirerek büyümektedir. Aynı ölçüde belirgin olmamakla birlikte, 165°C ve 180°C'a yaşlandırılan örneklerin de benzer tavır sergiledikleri kabul edilebilir.

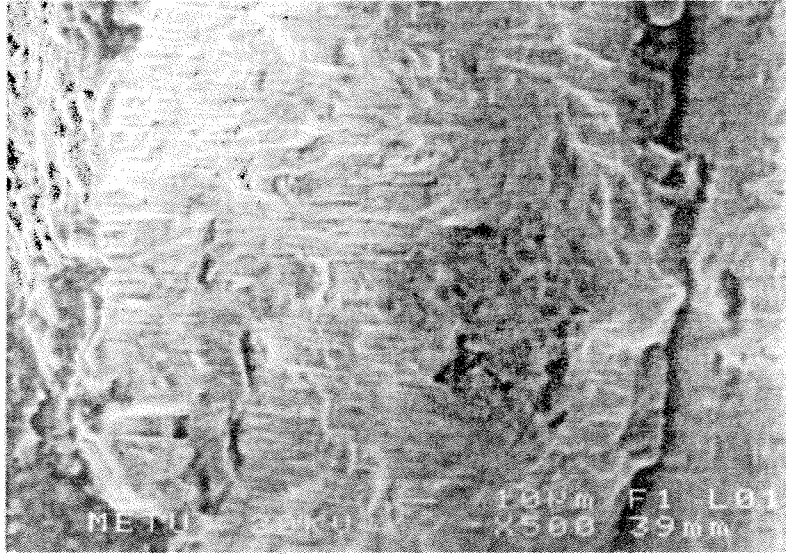
Yaş deneyler sonucunda oluşan çatlak yüzeylerinin, kuru deneylerde oluşana göre sergiledikleri farklılıklar yukarıda belirtilen tavra ışık tutar niteliktedirler. SEM yardımıyla yapılan görüntülemelerde korozyonlu yorulmanın geride bıraktığı çatlak yüzeylerinin kuru deneylerde gözlemlenenlere kıyasla çok daha düzgün olduğunu ortaya koymaktadır (Şekil 4.31a ve b). Açıktır ki, yorulma gerilimi ile korozif ortamın ortak etkisi altında, özellikle yetersiz yaşlandırılmış örneklere özgü çatlak yüzeyi pürüzlülüğü fretaj türü bir mekanizma yoluyla aşındırılmaktadır. [Pao ve diğerleri, 1989, Lin ve Starke, 1980]. Bu koşullar altında çatlaklar daha fazla kapanacağından çatlak büyümesini sağlayan itici gücün ( $\Delta K$ ) artacağı açıktır. Özellikle Pao ve diğerlerinin [1989] çatlak kapanmasına ilişkin yaptıkları gözlemler bu görüşü kuvvetle destekler niteliktedirler. Örneğin, çatlak kapanma düzeyi ( $K_{cl}$ : yorulma geriliminin düşmesi sırasında gerilim şiddeti faktörünün ulaşabildiği en küçük değer) kuru deneylerde  $K_{max}$ 'ın %70'i gibi çok yüksek bir değerde kalırken, korozif ortamın etkisiyle %27'sine inmektedir. Bu ise  $K_{max}$  ile  $K_{min}$  (bu durumda  $K_{cl}$ ) arasındaki farkın, yani  $\Delta K$ 'nın daha büyük bir değere ulaşarak çatlak büyümesini hızlandırması anlamındadır.

Deney koşullarına bağlı olarak çatlak kapanma düzeylerinin ölçülmesi bu çalışmada kapsamı dışıdır. Eğer çatlak kapanma düzeyinin  $\Delta K$  ile nasıl değiştiğine ilişkin veriler ulaşılabilir olsaydı,  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinin çiziminde maksimum ve minimum gerilimlerden hesap edilen  $\Delta K$  yerine gerçek itici gücü belirleyen ( $K_{max} - K_{cl}$ ) değerleri kullanılabilirdi. Böylece elde edilecek  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinin kesişmesi yerine, ıslak deneylerle ölçülen çatlak büyüme hızlarının, kuru deneylerde bulunanlara göre, taranan tüm  $\Delta K$  alanı boyunca daha yüksek olmaları beklenebilirdi.

%3.5 NaCl çözeltisinin yüksek  $\Delta K$  değerlerinde neden olduğu yavaş çatlak büyümesi bu çalışmada yapılan gözlemlerden çıkartılan yeni bir bulgudur. Bu tavra bir açıklama getirebilmek amacı ile yapılan çalışmalar çatlak ucu elektrokimyasını ön plana çıkarmıştır. Bazı SEM görüntülerinin desteği ile geliştirilen açıklama, intermetalikler olarak tanımladığımız ve yaşlandırma koşullarından etkilenmedikleri bilinen fazlarla çatlak ucu arasındaki elektrokimyasal etkileşime dayanmaktadır. Gerçekten de,  $\Delta K$ 'nın küçük olduğu koşullarda çatlakların intermetalikleri keserek aşmaları beklenemez. Bu durumda çatlakların güzergahlarından saparak intermetalikler engelini aşmaları daha kolaydır (Şekil. 2.7'de şematik olarak gösterilen çatlak sapması ve büyümesi). Bu nedendir ki, çatlak yüzeylerinin küçük  $\Delta K$  değerlerine tekabül eden bölümlerinden alınan SEM fotoğraflarında intermetaliklerin görünümüne gelmediği saptanmıştır (Şekil 4.32a).



(a)

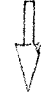


(b)

Şekil 4.31. Korozyonlu yorulma koşullarında çatlak yüzeyi pürüzlülüğünün azaldığını gösteren SEM görüntüleri. (a) 150°C'da 20 saat yaşlandırılan L-T konumlu örnek. (b) Aynı bölgede ikincil çatlaklar (X500).



(a)



(b)



(c)



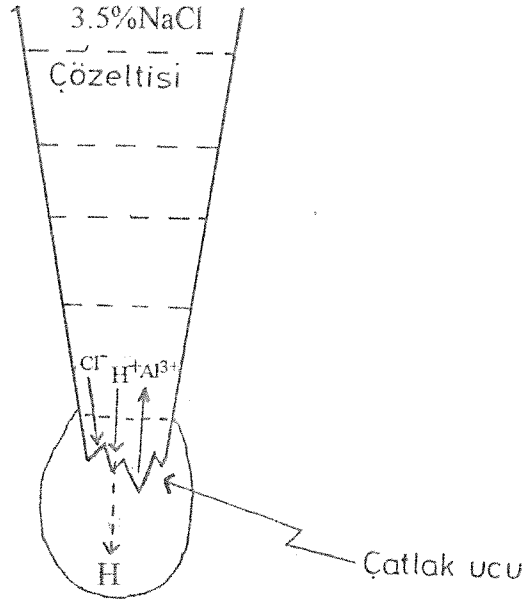
Şekil 4.32. Artan gerilim şiddeti alanı ile intermetaliklerin görünümüne geldiğini kanıtlayan SEM fotoğrafları (165°C'da 20 saat yaşlandırılan T-L konumlu örnek). (a)  $\Delta K=7.4$ , (b) 11.3 ve (c) 15  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



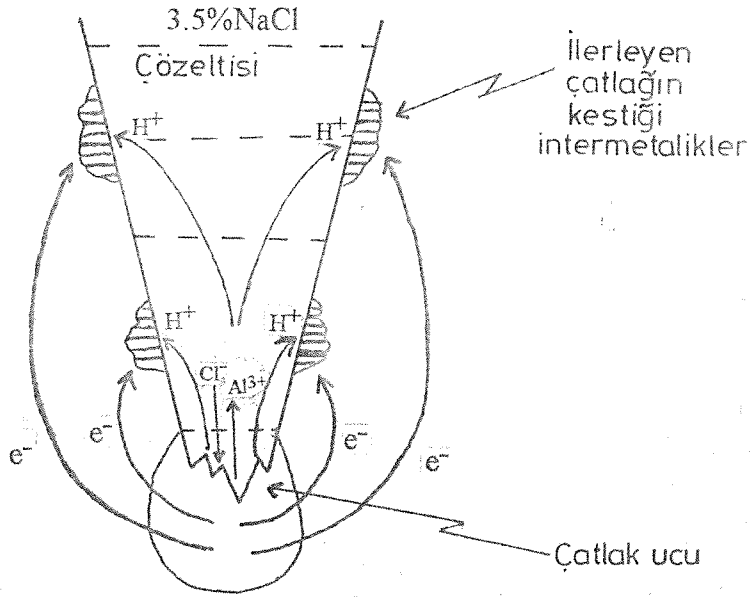
Ancak,  $\Delta K$ 'nın yeterince artmasından sonra bu durum değişmekte ve ilerleyen çatlak tarafından kesilen intermetalikler giderek artan bir yoğunlukla gözlemlere yansımaktadır (Şekil 4.32b ve c). Elektrokimyasal potansiyel ölçümleri ve galvanik çiftlerle yapılan deneylerde, Al-Cu-Fe esaslı fazların matrikse göre daha soy bir tavır takınarak korozyon olaylarında katot görevi üstlendikleri saptanmıştır [Buchheit ve diğerleri, 1990]. Intermetaliklerin görünümüne gelmediği küçük  $\Delta K$  değerlerinde hidrojenle çatlama çatlak büyüme kinetiğini hızlandıran temel etmendir. Şekil 4.33a'da verilen model bu koşulları yansıtmaktadır. Çatlak tarafından kesilen intermetaliklerin çatlak yüzeylerinde yer alabildiği koşullarda ise, elektrokimyasal etkileşimin yönü değişir ve çatlak ucu ile intermetalikler arasında kurulan galvanik hücreler  $H^+$  iyonlarını çatlak ucundan uzaklaştırıcı nitelikte etkinlik gösterebilirler (Şekil 4.33b). Burada, yüksek dayançlı alüminyum alaşımlarındaki yorulma çatlak tavrının hidrojenle çatlama olarak yorumlandığını tekrar hatırlamakta yarar vardır. Buna göre,  $H^+$  iyonlarının çatlak ucundan uzaklaştırılmaları hidrojenle çatlama yavaşlatacak ve sonuçta çatlak ilerleme hızı düşecektir. Bu açıklamaya destek verecek nitelikteki ikinci yaklaşım çatlak ucu pasifliği ile ilgilidir. Hidrojen atomlarının çatlak ucunda soğurulmaları ve metal içinde yayılmaya başlamaları bu bölgeyi örten pasif filmin uzaklaştırılmasından sonra mümkün olabilir. NaCl gibi klor iyonlarınca zengin ortamlarda pasif filmin çatlak ucu bölgesinde tutunması çok zordur. Ancak, çatlak ucunun çok küçük olduğu hatırlanınca, Şekil 4.33b'de tanımlanan reaksiyonların bu bölgede yoğunlaşan yüksek anodik akımlara kaynak oluşturacağı görülebilir. Anodik akımlar çatlak ucu pasifliğini sağlayarak çatlak büyümesinde yavaşlamaya neden olabilirler. Çok yeni olan bu gözlem ve açıklamaları desteklemek üzere, yeni çalışmalara gereksinim olduğu kuşkusuzdur.

Yukarıda da belirtildiği üzere, korozif ortamlara terkedilen yüksek dayançlı alüminyum alaşımlarının hidrojenle gevrekleşerek çatladıklarına ilişkin genelde paylaşılan bir görüş vardır [Albrecht ve diğerleri, 1982]. Bu çalışmada yapılan gözlemler de bu yaklaşımı destekler niteliktedirler. Örneğin, Şekil 4.31'deki SEM görüntüleri sergiledikleri gevrek kırılma yüzeyi ve ikincil çatlaklarla hidrojenle çatlama özgül ayrıntıları yeterli açıklıkla yansıtmaktadırlar. Hidrojenle çatlama çağrıştıran SEM görüntüleri yetersiz veya hafif derecede yaşlandırılmış örneklerde daha belirgindir. Bu gözlem, pekçok araştırmacı tarafından ileri sürülen hidrojenle çatlama-kayma düzlemselliği ilişkisini destekler niteliktedir [Lin ve Starke, 1980]. Buna göre, plastik deformasyonla çatlak ucundan alaşımın içine taşınan hidrojen atomları miktarı kayma düzlemselliğinin yüksek olduğu koşullarda çoğalarak artan dislokasyon sayısı bu mekanizmaya etkinlik kazandıran önemli etmendir.





(a)



(b)

Şekil 4.33. Artan gerilim şiddeti alanı ile çatlak ucu elektrokimyasında değişimler. (a)  $Al_3 + 3Cl + 3H_2O \rightarrow Al(OH)_3 + 3H^+ + 3Cl^-$  reaksiyonu ile ortaya çıkan  $H^+$  iyonlarının yol açtığı hidrojenle gevrekleşme, (b)  $H^+$  iyonlarının çatlak ucundan uzaklaştırılması sonucu hidrojenle gevrekleşme ve çatlak büyüme hızında gerileme.

Artan yaşlandırma ile azalan kayma düzlemselliği sonucu hidrojenle çatlamanın etkinliğini belirli ölçülerde kaybetmesi beklenir. Özellikle, Şekil 4.28a, b ve c'de verilen  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinin yansıttığı görünüm bu açıklama ile uyum içinde görülebilir. Diğer bir deyişle, yaş ve kuru deneylerde saptanan çatlak büyüme hızlarının eşitlendiği  $\Delta K$  değerinin uzayan yaşlandırma süresi ile küçük değerlere kayması, hidrojenle çatlamanın etkinliğinde erken bir gerileme olarak yorumlanabilir.

#### 4.3. Yorulma Sınır Alanına ( $\Delta K_{th}$ ) Yakın Bölgede Çatlak Büyüme Tavrı

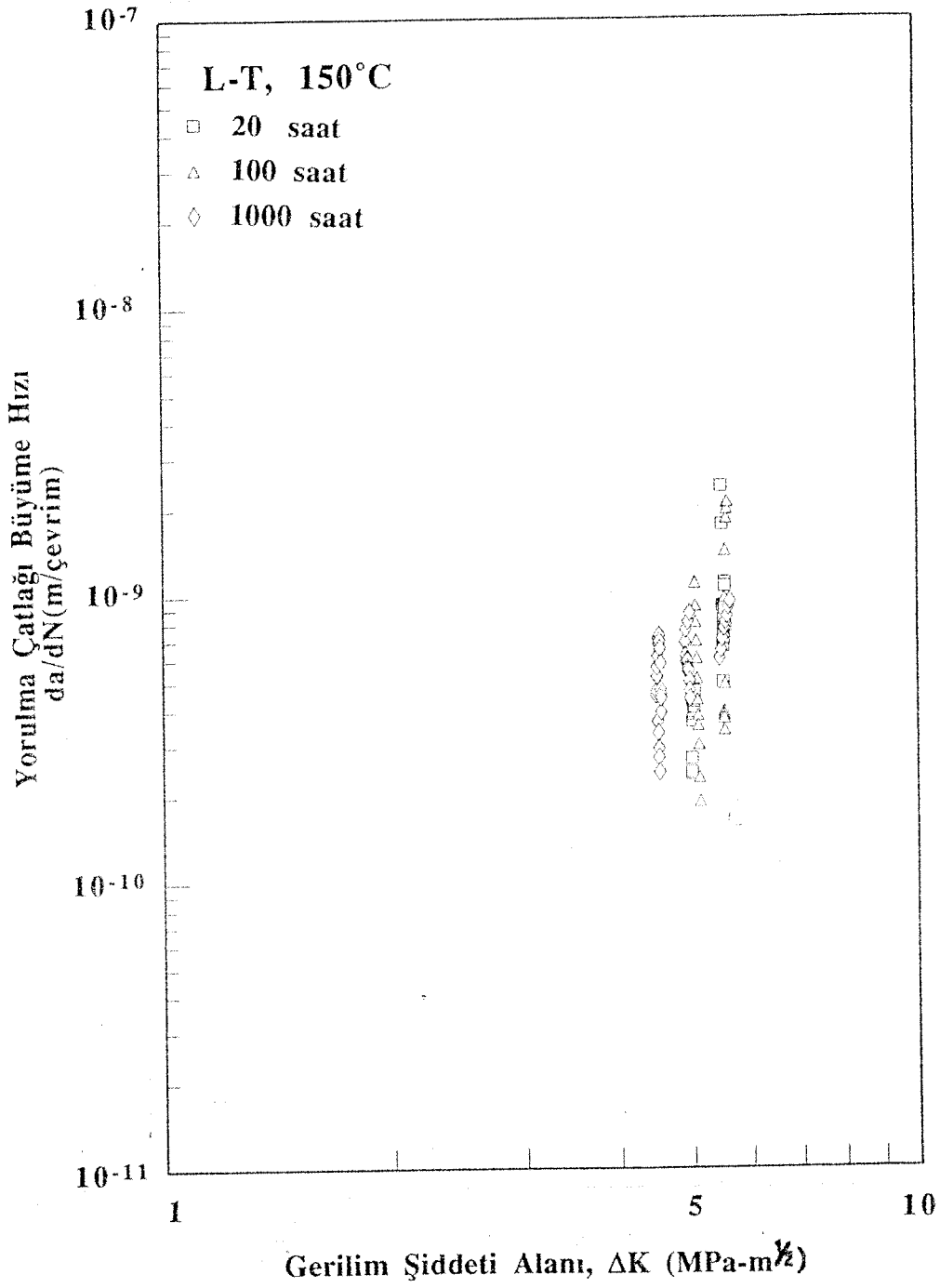
Yorulma sınır alanına yakın bölgedeki ölçmeler  $150^{\circ}\text{C}$ 'da 20, 100 ve 1000 saat yaşlandırılan örneklerle sınırlandı. Üç ayrı yüklemeye doğrultusuna göre geliştirilen  $da/dN-\Delta K$  ilişkileri Şekil 4.34, 4.35 ve 4.36'da verilmektedir. L-T ve T-L konumundaki örneklerde  $10^{-10}$  m/çevrim düzeyindeki çatlak hızlarına inildiğinde  $da/dN-\Delta K$  eğrilerinin  $\Delta K=4-5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  değerlerine yaklaştıkları, ayrıca yaşlandırma süresinin bu bölgede eğriler arasında açıkça görülebilir bir farklılaşmaya yol açmadıkları görülmektedir.

Buna karşın,  $L+45^{\circ}$  konumundaki örneklerle elde edilen sonuçlar diğer iki konumda bulunanlara kıyasla hayli farklıdır (Şekil 4.36). Bu durumda  $da/dN-\Delta K$  eğrileri  $10^{-9} - 10^{-10}$  m/çevrim hız alanı içinde  $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 'nin altındaki  $\Delta K$  değerlerine yaklaşma eğilimi göstermektedirler. Bu verilerin karşılaştırılmasından çıkarılacak önemli sonuç, 2090 alaşım levhalarının  $L+45^{\circ}$  konumunda en düşük çatlak büyüme direncine sahip olduklarıdır. Bu veri, ince alaşım levhaların haddeme doğrultusuna  $45^{\circ}$  veya ona yakın açılarla yüklenmesi durumunda yorulma çatlak oluşum sürelerinin kısılacağı ve mevcut çatlakların küçük  $\Delta K$  değerlerinde erken büyüme gösterecekleri şeklinde yorumlanabilir.

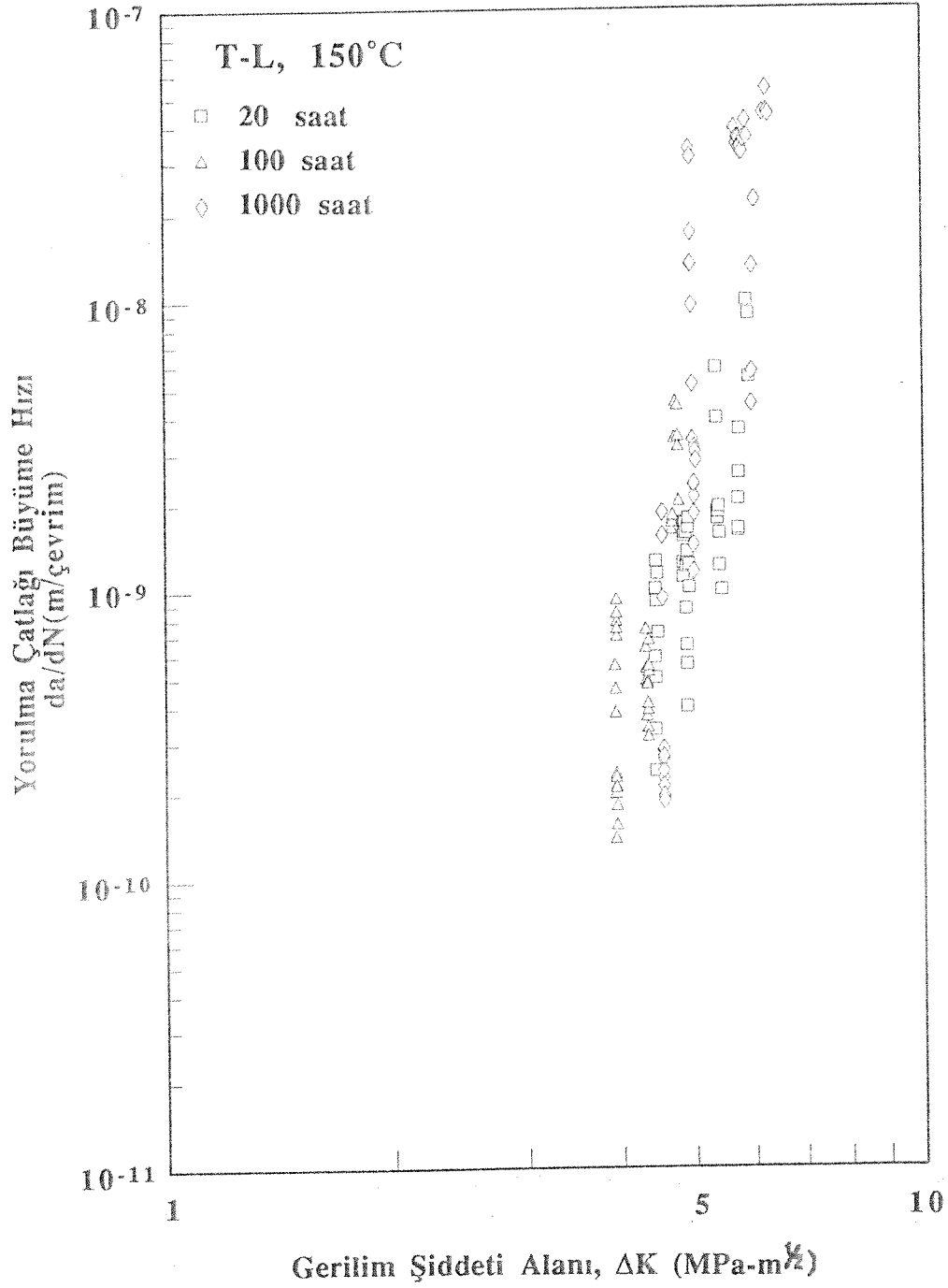
Bu gözlemleri desteklemek amacı ile,  $165^{\circ}\text{C}$ 'da yaşlandırılan örneklerle de ölçmeler yapılmıştır. Şekil 4.37'den görüleceği üzere, bu sıcaklıkta  $L+45^{\circ}$  konumunda elde edilen sonuçlar  $150^{\circ}\text{C}$ 'da bulunanlarla uyum içindedirler. Bu durumda da, 20, 100 ve 1000 saatlik yaşlandırma sürelerine ait  $da/dN-\Delta K$  eğrileri  $10^{-9}-10^{-10}$  m/çevrim hız alanı içinde yaklaşık  $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  değerine yaklaşmaktadırlar.

Sınırlı sayıda da olsa, bu tür farklılıklar bazı araştırmacılar tarafından da gözlemlenmiştir. Örneğin Venkateswara ve diğerleri (1988) 12.7 mm kalınlığındaki 2090 alaşım levha ile yaptıkları deneylerde yorulma sınır alanını L-T konumu için 3.86, T-L için 3.21 ve  $L+45^{\circ}$  konumu için de  $2.46 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  olarak bulmuşlardır. Bu alaşımın dayanç özellikleri bakımından en zayıf olduğu S-L ve S-T konumlarında ölçülen yorulma sınır alanı ( $2.60$  ve  $2.75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ )  $L+45^{\circ}$  konumuna göre daha iyi bir görünüm sergilemektedir.

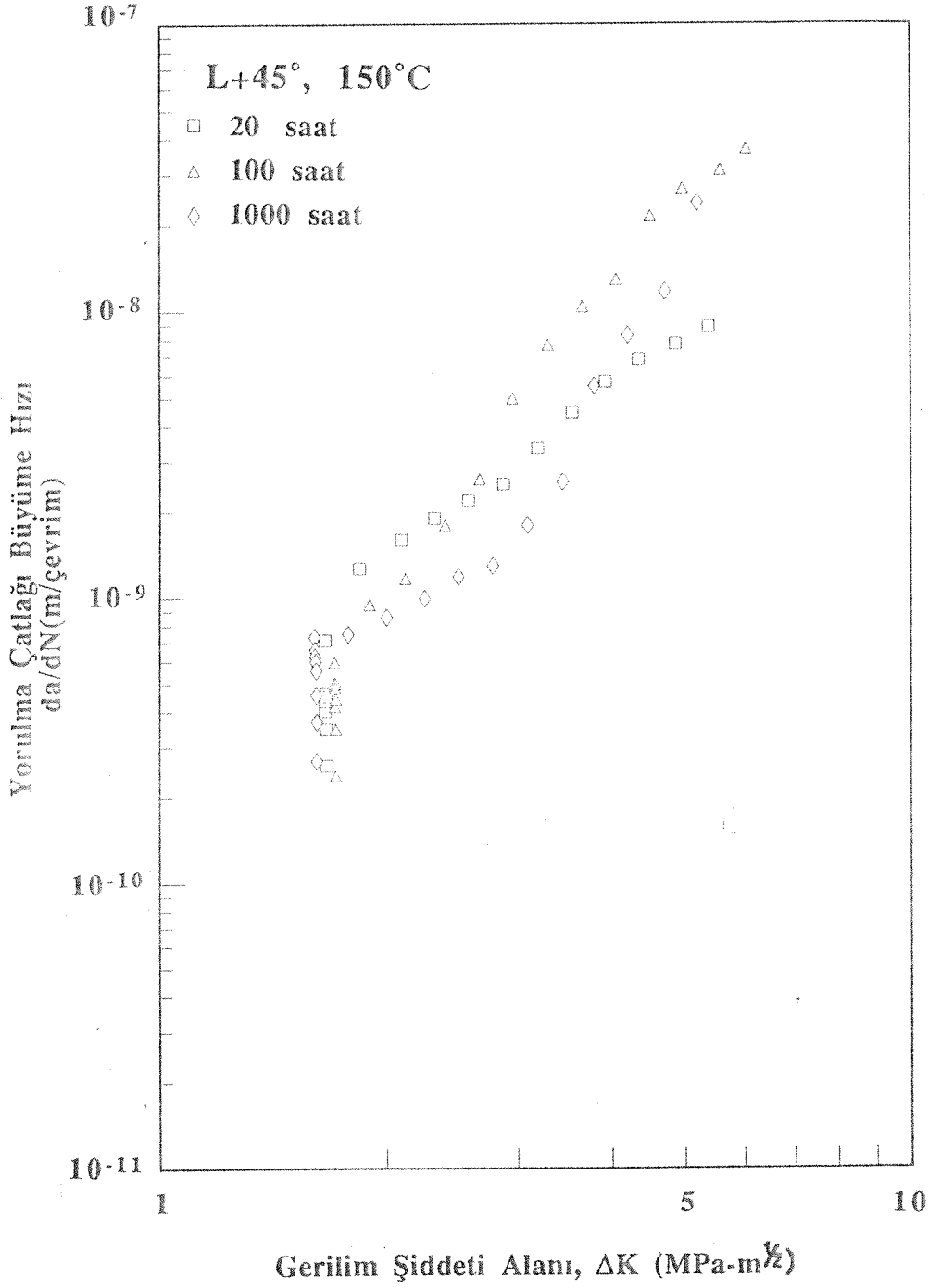




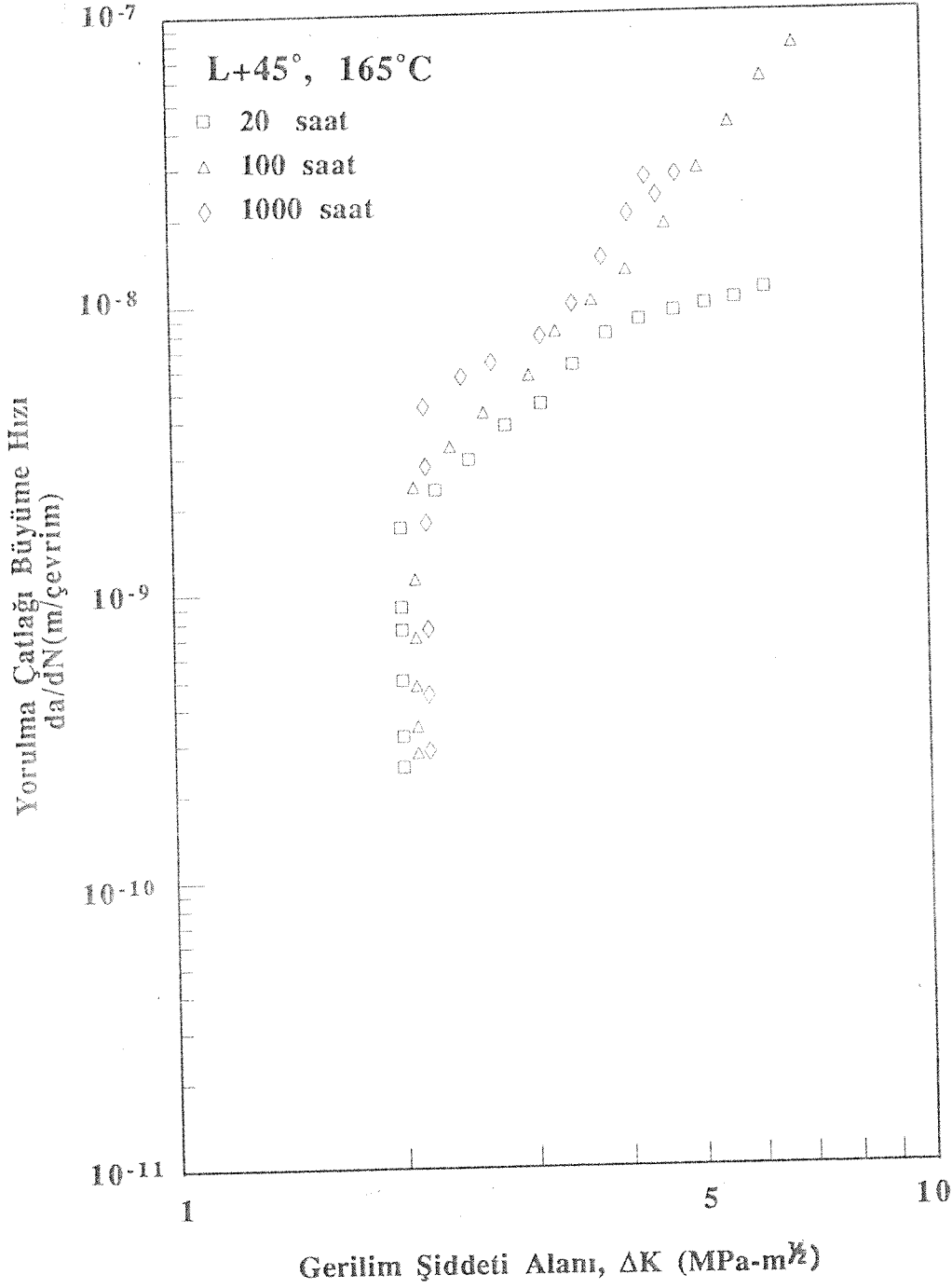
Şekil 4.34. 150°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında, yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (L-T konumu için)



Şekil 4.35. 150°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında, yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (T-L konumu için)



Şekil 4.36. 150°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında, yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (L+45° konumu için)



Şekil 4.37. 165°C'da 1000 saate dek yaşlandırılan 2090 alaşımında yorulma sınır alanına yakın bölgede çatlak büyüme tavrı (L+45° konumu için)

2090 alaşımının L+45° konumunda zayıf olduğunu gösteren statik dayanç özelliklerine ilişkin veriler mevcuttur (rneğin, Lee ve Waldman, 1988). L+45° konumunda lilen akma dayanı L-T ve T-L konumlarında saptananlara oranla yaklaşık %17 daha küçüktür. Bu veriler süneklik değerleri ile de uyum içindedirler. Buna karşılık, L+45° konumunda düzlemsel gerinim kırılma tokluğunun ( $K_{IC}$ ) L-T doğrultusuna göre yaklaşık %20 daha küçük olmasını anlamak güçtür.

Venkateswara ve diğerleri (1988) eşitli yükleme doğrultuları için çatlak kapanma oranlarını belirleyerek yukarıda verilen  $\Delta K_{th}$  değerlerini etkili  $\Delta K$ -değerlerine ( $\Delta K_{eff}$ ) dönüştürmüşlerdir. L-T ve T-L ortalaması L+45° değerleri ile karşılaştırıldığında  $\Delta K_{th}$  değerleri arasındaki fark %30 düzeyindedir.  $\Delta K_{eff}$  bazında ise bu fark %20'e düşmektedir. L+45° konumuna uyan yorulma sınır alanının küçük olması çatlak yüzeyi pürüzlülüğü ile açıklanabilir. Nitekim, Venkateswara ve diğerleri (1988) L+45° konumundaki örneklere çatlak yüzeylerinin L-T ve T-L konumuna kıyasla daha düzgün olduğuna ilişkin bazı kanıtlar gösterebilmişlerdir. Ancak bu önemli olgunun, tümüyle çatlak yüzeyi pürüzlülüğü ve bunun sonuçladığı yapay toklaşmaya bağlamak mümkün değildir. Eğer böyle olsaydı çeşitli yükleme doğrultuları için bulunan yorulma sınır alanı değerleri  $\Delta K_{eff}$ 'e çevrildiğinde aralarında doğal salınım ötesinde, büyük farkların oluşmaması gerekirdi

Çeşitli dayanç özellikleri açısından 2090 alaşımının L+45° konumunda en zayıf olduğu tartışmasız kabul edilmelidir. Ancak, mevcut veri ve gözlemlerle bu önemli olgunun kaynağına yeterli işık tutulduğu söylenemez. Bu konuda ek çalışmalara ihtiyaç olduğu kesindir.

## BÖLÜM 5

### SONUÇLAMA

Bu araştırmadan elde edilen sonuçlar şöyle özetlenebilir:

1. 2090 Alüminyum-Lityum alaşımının içyapısına egemen olan fazlar yaşlandırma koşullarına bağlı olarak önemli farklılıklar göstermektedir. Yetersiz derecede yaşlandırılan alaşımda  $\delta'$  ve  $\theta'$  fazları ağırlıkta iken, aşırı yaşlandırma koşullarında kaba dağılımlı  $\delta'$  ve  $T_1$ -fazları öncelikle göze çarpmaktadır. Ayrıca, çökeltilerden arındırılmış bölgelerle bir arada bulunan iri taneli  $\delta$ -fazı tane sınırları boyunca dağılmış bir görünüm sergilemektedir.
2. Yetersiz derecede yaşlandırılan alaşımlarda yorulma çatlakları kayma bantlarını izleyerek ilerlemektedirler. L-T konumundaki örneklerde, çatlaklar saptırılmış ve dallanmış, L+45° konumundakilerde ise inişli-çıkışlı (zigzaglı) görünümündedirler. Aşırı yaşlandırma koşullarında ise büyük açılı tane sınırlarını izleyerek geride düzgün bir çatlak yüzeyi bırakmaktadırlar.
3. Buna karşılık, T-L konumundaki örneklerde tercih edilen çatlak güzergahları tüm yaşlandırma koşulları için benzer olup, genellikle büyük açılı tane sınırlarından oluşmaktadır. Ancak, çatlak büyümesinin başlangıç aşamasında kayma bantları boyunca ilerleme daha yaygındır. Bu bölgede gözlemlenen yavaş çatlak büyümesi ileri derecedeki yüzey pürüzlülüğü ile ilişkili görülmektedir.
4. L-T, T-L ve L+45° konumlarında gözlemlenen yorulma çatlağı büyüme hızları benzer büyüklüklerde olup, aralarındaki farklar artan yaşlandırma ile daha da küçülmektedir. Buradan çıkartılabilecek önemli sonuç, haddeme düzlemine dik doğrultuda yüklenmeleri söz konusu olmayan ince levhalarda yüklem doğrultusuna bağlılığın (anisotropik tavır) önemli bir sorun olarak ortaya çıkmayacağıdır.
5. Uzun süreli yaşlandırma yorulma çatlaklarının ilerlemesini büyük ölçülerde hızlandırmaktadır. Bu tavır, kayma düzlemselliğinden kaynaklanan saptırılmış ve dallanmış



çatlakların yerini düzgün güzergahlı çatlaklara terketmesinin bir sonucu olarak yorumlanabilir.

6. %3.5 NaCl çözeltisi içinde yapılan deneyler çatlak büyümesinin küçük  $\Delta K$ -değerlerinde hızlandığını, büyük  $\Delta K$ -değerlerinde ise belirgin bir yavaşlama içine girdiklerini göstermiştir. Tuzlu suyun küçük  $\Delta K$ -değerlerinde neden olduğu hızlanma, çatlak yüzeyi pürüzlülüğünün kazımalı korozyon (fretaj) türü bir mekanizma ile azaltılmasına bağlanabilir.

7. Tuzlu suyun büyük  $\Delta K$ -değerlerinde yol açtığı yavaşlama ise çatlak ucu elektrokimyası yardımı ile yorumlanabilir. Buna göre, artan  $\Delta K$  ile çatlak yüzeylerinde görünüme gelen iri çaplı intermetalikler takındıkları soy tavrı sonucu çatlak ucu bölgesini büyük anodik akımlarla yüklerler. Böylece çatlak ucunun pasifleşmesi sağlanırken, bir taraftan da  $H^+$  iyonları çatlak ucundan uzaklaştırılırlar. Bu gelişmeler, korozyonlu yorulmanın mekanizması kabul edilen hidrojenle çatlamaı yavaşlatırlar.

8. İkincil çatlakların da görünüme geldiği gevrek nitelikli çatlak yüzeyleri, tuzlu su ortamındaki çatlak büyümesinin hidrojenle çatlama olarak yorumlanabileceğini kanıtlar niteliktedirler.

9. Yorulma çatlak büyüme hızı yüklemeye doğrultusundan (L-T, T-L ve L+45°) sınırlı ölçülerde etkilenirken, L+45° konumunda ölçülen yorulma sınırı alanı ( $\Delta K_{th}$ ) diğer konumlardakilere kıyasla büyük ölçüde düşme göstermektedir. L+45° konumundaki örneklerde en büyük kesme gerilimleri tane sınırlarına paralel kayma düzlemlerinde oluşur. Haddelene sonucu dokulaşan içyapıda, kayma tane sınırlarında yoğunlaşarak, bu bölgelerin kolay izlenebilir çatlak güzergahları olarak etkenlik göstermelerine yol açabilir

2090 alaşımının yorulma ve korozyonlu yorulma tavrı hakkında bu araştırma ile üretilen veriler ve yorumlarına bütünlük kazandırmak üzere aşağıda belirtilen çalışmaların yapılmasında yarar görülmektedir:

10. Tuzlu su ortamının çatlak büyüme hızını etkileyiş biçimi gerilim şiddeti alanına ( $\Delta K$ ) bağlı ilginç bir değişim göstermektedir. İlk defa bu çalışmada gözlemlenen bu olguya daha fazla açıklık getirmek için ek çalışmaların yapılmasında yarar vardır. Özellikle,  $\Delta K$ -değerine bağlı olarak çatlak kapanma oranlarının ölçülmesi aydınlatıcı olabilir. Yorulma sınırı alanının ( $\Delta K_{th}$ ) L+45° konumunda belirgin şekilde düşmesi üzerinde durulması

12	
11	
10	
9	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	
5	
4	
3	
2	
1	
0	
8	
7	
6	

gereken önemli bir konudur. Çatlak ucu yakınındaki dislokasyon yapılarını incelemeye yönelik kapsamlı bir TEM çalışması açıklayıcı sonuçlara ulaşabilir.

Uygulama için taşıdığı önemlilik açısından üzerinde öncelikle durulması gereken hususlar ise şunlardır.

12. 150°C'da varan sıcaklıklardaki uzun süreli ısınmalar 2090 alaşımının iç yapısında kapsamlı değişikliklere yol açmakta ve bunun sonucunda yorulma çatlaklarının büyüme hızında önemli artışlar olmaktadır. Bu parça veya yapılarda mevcut çatlakların yorulma yüklerinin etkisi altında hızla ilerleyebilecekleri anlamındadır. Sergiledikleri yavaş çatlak büyümesi ile alüminyum-lityum alaşımları geleneksel alüminyum alaşımlarına kıyasla daha üstündürler. Ancak, 2090 alaşımında görüldüğü gibi, yüksek sıcaklıklardaki uzun süreli ısınmalar bu yararlı tavrın belirli ölçülerde kaybolması gibi olumsuz bir gelişmeyi beraberinde getirecektir. Bu hususun hasar toleranslı tasarımda dikkate alınması gerekir.
13. Bu çalışma kapsamında kaynağı ve nedenleri tamamen aydınlatılmamış olmakla birlikte, yorulma sınırı alanının ( $\Delta K_{th}$ ) L+45° konumunda L-T ve T-L konumlarına kıyasla daha küçük olmasıdır. Bu sonuç, ince alaşım levhaların haddeleme doğrultusuna 45° veya ona yakın açılarda yüklenmesi durumunda yorulma çatlak oluşum sürelerinin kısılacağı ve oluşan çatlakların da küçük  $\Delta K$ -değerlerinde erken büyüme gösterecekleri şeklinde yorumlanabilir. Bu tavır tasarımda dikkate alınmalı, ve L+45° konumu olabildiğince önlenmeye çalışılmalıdır.

## KAYNAKÇA

- Albrecht, J., Bernstein, I.M., Thompson, A.W., Evidence for Dislocation Transport of Hydrogen in Aluminum, Metallurgical Transactions A, 13A, (1982), pp.811-819
- "Aluminum-Lithium Alloys I", Proc.First Intl. Conf., Stone Mountain, GA, ed. by T.H.Sanders and E.A.Starke, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1981)
- "Aluminum-Lithium Alloys II", Proc.Second Intl. Conf., Monterey, CA, ed.by T.H.Sanders and E.A.Starke, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1983)
- "Aluminum-Lithium Alloys III", Proc. Third Intl. Conf. Oxford, U.K., ed.by C.Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel, Institute of Metals, London, U.K., (1986)
- "Aluminum-Lithium Alloys IV", Proc. Fourth Intl. Conf., ed.by G.Champier, B.Dubost, D.Miannay and L.Sabetay, J.de Physique, Colloque C3, (1987)
- "Aluminum-Lithium Alloys V", Proc. Fifth Intl. Conf., ed.by T.H. Sanders and E.A.Starke, Williamsburg, Virginia, (1989)
- Amzallag, C., Robbe, P., Bathias, C., Benoit, D., Truchon, M., Influence of Various Parameters on the Determination of the Fatigue Crack Arrest Threshold, ASTM STP 738. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1981), pp.29-44
- Bucci, R.J., Development of a Proposed ASTM Standard Test Method for Near,Threshold Fatigue Crack Growth Rate Measurement, ASTM STP 738, American Society for Testing Materials, Philadelphia, PA, (1981), pp.5-28
- Buchheit, R.G., Moran, J.P., Stoner, G.E., Localized Corrosion Behavior of Alloy 2090-The Role of Microstructural Heterogeneity, Corrosion, 46, (1990), pp.610-617
- Dervenis, C.P., Meletis, E.I., Hochman, R.F., Corrosion Fatigue in Al-Li Alloy 2090, Materials Science and Engineering A, 102, (1988), pp.151-160

- Gayle, F.W., Vander Sande, J.B., "Composite" Precipitates in Al-Li-Zr Alloy, *Scripta Metallurgica*, 18, (1984), pp.473-478
- Huang, C.J., Ardell, A.J., Microstructural Evolution in Two Al-Li-Cu Alloys, *Aluminum-Lithium Alloys III*, ed.by C.Baker, P.J.Gregson, S.J.Harris and C.J.Peel, The Institute of Metals, London, (1986), pp. 455-470
- Jata, K.V., Starke, E.A., Fatigue Crack Growth and Fracture Toughness Behavior of Al-Li-Cu Alloy, *Aluminum-Lithium Alloy III*, ed.by C.Baker, P.J.Gregson, S.J.Harris and C.J.Peel, The Institute of Metals, London, (1986), pp. 247-255
- Jensrud, O., Ryum, N., The Development of Microstructures in Al-Li Alloys, *Materials Science and Engineering*, 64, (1984), pp. 229-236
- Lee, E.W., Frazier, W.E., The Effect of Stretch on the Microstructure and Mechanical Properties of 2090 Al-Li, *Scripta Metallurgica*, 22, (1988), pp. 53-57
- Lee, E.W., Waldman, J., Aluminum-Lithium Alloys for Navy Aircraft, *AGARD Conference Proceedings No.444 on New Light Alloys*, Mierlo, Netherlands, (1988), pp. 10/1-10/10
- Lin, F.S., Starke, E.A., The Effect of Copper Content and Degree of Recrystallization on the Fatigue Resistance of 7XXX-Type Aluminum Alloys: II. Fatigue Crack Propagation, *Materials Science and Engineering*, 43, (1980), pp. 65-76
- Making, P.L., Ralph, B., On the Aging of an Aluminum-Lithium-Zirconium Alloy, *Journal of Materials Science* 19, (1984), pp. 3835-3843
- Niskanen, P., Sanders, T.H. Rinker, J.G., Marek, M., Corrosion of Aluminum Alloys Containing Lithium, *Corrosion Science*, 22, (1982), pp. 283-304
- O'Dowd, M.E., Ruch, W., Starke, E.A., Aluminum-Lithium Alloy IV, ed.by G.Champier, B.Dubost, D. Miannay and L. Sabetay, *J.de Physique, Colloque C3*, (1987), p. 565
- Owen, N.J., Field, D.J., Butler, E.P., Initiation of Voiding at Second-Phase Particles in a Quaternary Al-Li Alloy, *Aluminum-Lithium Alloys IV*, ed.by G.Champier, B.Dubost, D.Miannay and L. Sabetay, *J.de Physique, Colloque C3*, (1987), pp. 576-583

- Pao, P.S., Imam, M.A., Cooley, L.A., Yoder, G.R., Comparison of Corrosion-Fatigue Cracking of Al-Li Alloy AA 2090-T8E41 and Alloy AA 7075-T651 in Salt Water, *Corrosion* 45, (1989), pp. 530-535
- Peters, M., Welpmann, K., Zinc, W., Sanders, T.H., Fatigue Behavior of Al-Li-Cu-Mg Alloys, *Aluminum-Lithium Alloys III*, ed.by C.Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel, The Institute of Metals, London, (1986), pp.239/246
- Pollock, D.D., Thermoelectricity, Theory, Thermometry Tool, ASTM STP 852, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1985)
- Prasad, N.E., Kamat, S.V., Malakondajiah, G., Effect of Crack Deflection and Branching on the R-Curve Behavior of an Al-Li Alloy 2090 Sheet, *International Journal of Fracture* 61, (1993), pp. 55-69
- Rioja, R.J., Ludwiczak, E.A., Identification of Metastable Phases in Al-Cu-Li Alloy (2090), *Aluminum-Lithium Alloys III*, ed.by C.Baker, P.J. Gregson, S.J.Harris and C.J.Peel, The Institute of Metals, London, (1986), pp. 471-482
- Sanders, T.H., Starke, E.A., The Effect of Slip Distribution on the Monotonic and Cyclic Ductility of Al-Li Binary Alloys, *Acta Metallurgica*, 30, (1982), pp. 927-939
- Starke, E.A., Luetjering, G., Cyclic Plastic Deformation and Microstructure, *Fatigue and Microstructure*, ed.by M. Meshii, ASM, Metals Park, Ohio, (1979), p.205
- Starke, E.A., Quist, W.E., The Microstructure and Properties of Aluminum-Lithium Alloys, *AGARD Conference Proceedings No.444 on New Light Alloys*, Mierlo, Netherlands, (1988). pp.4/1-4/23
- Takeda, M., Tanaka, H., Yoshida, H., Electron Microscopy of Precipitation Behavior in Al-Li-Cu 2090 Alloy, *Scripta Metallurgica*, 25, (1991), pp.89-94
- Tosten, M.H., Vasudevan, A.K., Howell, P.R., Microstructural Development in Al-2%Li - 3%Cu Alloy, *Aluminum-Lithium Alloys III*, ed.by C.Baker, P.J. Gregson, S.J.Harris and C.J.Peel, The Institute of Metals, London, (1986), pp. 483-489

Venkateswara Rao, K.T., Yu, W., Ritchie, R.O., On the Growth of Small Fatigue Cracks in Aluminum-Lithium Alloy 2090, Scripta Metallurgica, 20, (1986), pp. 1459/1464

Venkateswara Rao, K.T., Ritchie, R.O., Effect of Prolonged High-Temperature Exposure on the Fatigue and Fracture Behavior of Aluminum-Lithium Alloy 2090, Materials Science and Engineering, 100, (1988), pp. 23-30

Venkateswara Rao, K.T., Yu, W., Ritchie, R.O., Fatigue Crack Propagation in Aluminum-Lithium Alloy 2090 : Part I. Long Crack Behavior, Metallurgical Transactions A, 19A, (1988), pp. 549-561

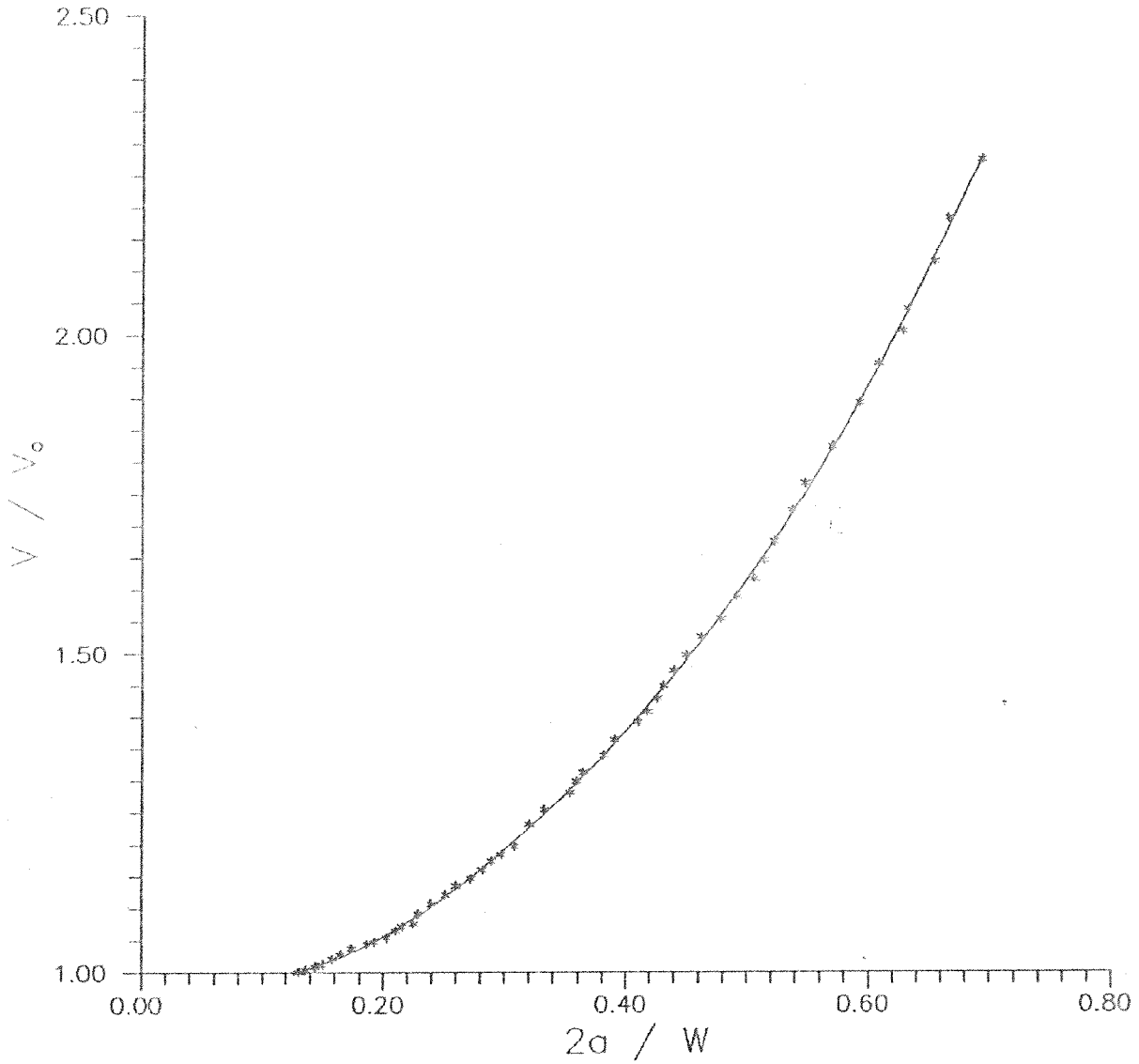
Vasudevan, A.K., Fricke, W.G., Malcolm, R.J., Bucci, R.J., Przystupa, M.A., Barlat, F., On Through Thickness Crystallographic Texture Gradient in Al-Li-Cu-Zr Alloy, Metallurgical Transactions A, 19A, (1988), pp. 731-732

Vasudevan, A.K., Przystupa, M.A., Fricke, W.G., Texture-Microstructure Effects in Yield Strength Anisotropy of 2090 Sheet Alloy, Scripta Metallurgica, 24, (1990), pp. 1429-1434

Wakeling, P.O., ALCAN Developments in Aluminum-Lithium Technology, NASA Workshop, Langley, VA, (1987)

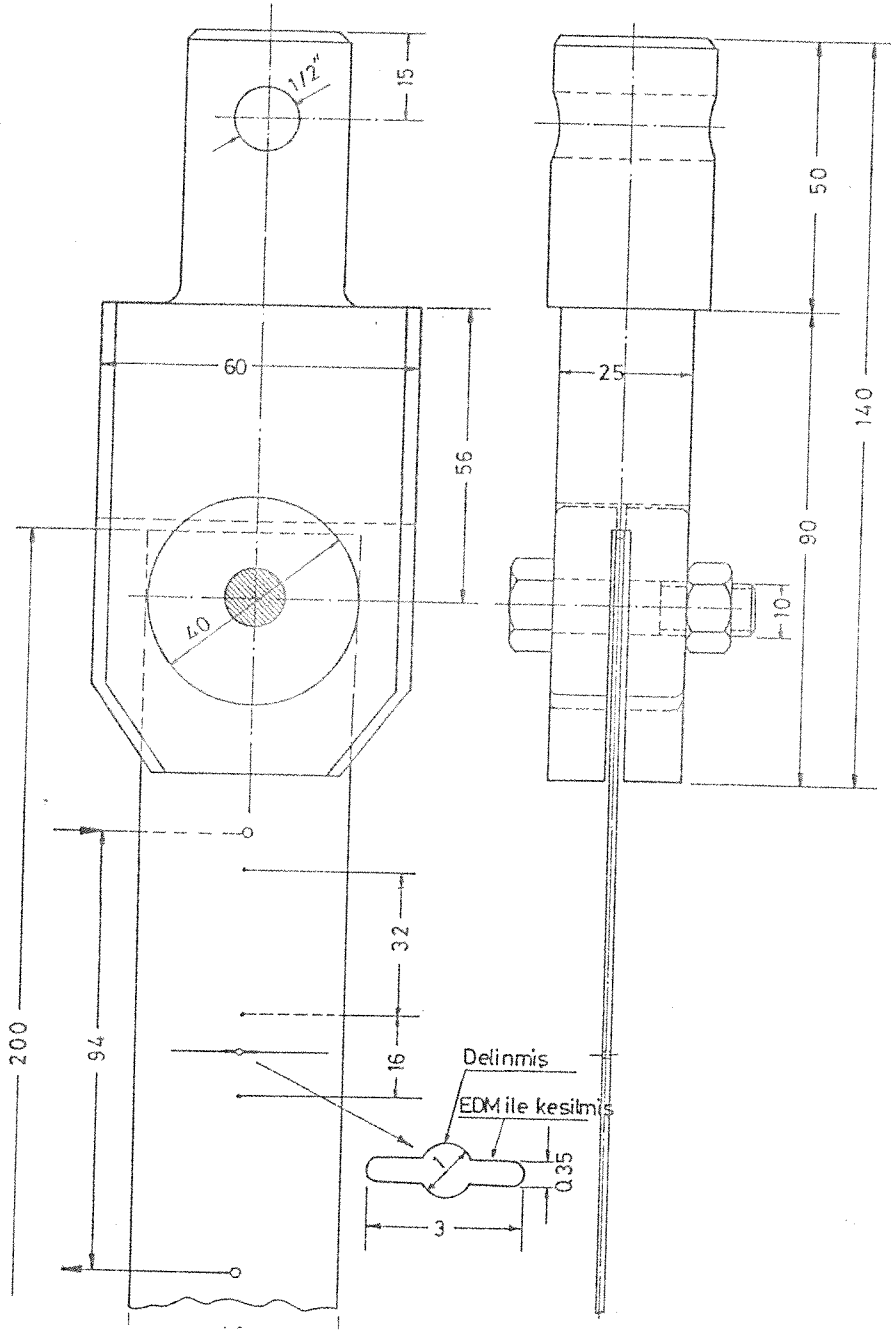
## EK 1

Doğru Akım-Potansiyel Farkı Ölçmeleri İçin Kalibrasyon Eğrisi (L-T, T-L ve L+45° konumlarında alınan değerlerle çizilmiştir).



## EK 2

Yorulma Deneylerinde Kullanılan Yassı Örneklerin Test Makinasına Bağlanmalarını Sağlayan Özel Tasarımli Çeneler

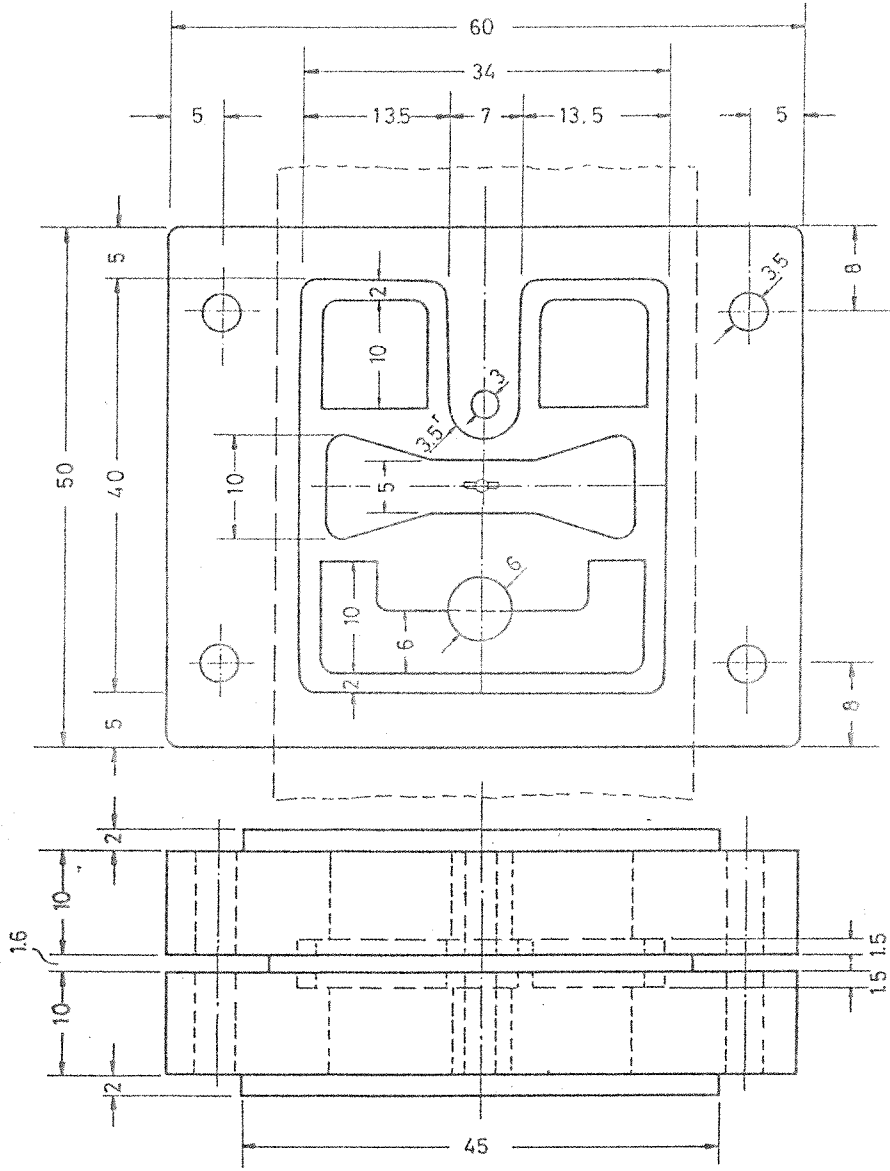


Am: 0-1 7 7-1 7-0 7-D 5-Pr 5-Pr 4-Pr 3-Pr 2-Pr 1-Pr



### EK 3

Korozyonlu Yorulma Deneylelerinde Tuzlu Su Çözeltisinin Örneğe Uygulanması İçin Kullanılan İki Parçalı Pleksiglas Hücre



## BİBLİYOGRAFİK BİLGİ FORMU

1- Proje No: MİSAG 44

2- Rapor Tarihi: 12 Ocak 1996.

3- Projenin Başlangıç ve Bitiş Tarihleri: 1 Ağustos 1993 - 1 Ağustos 1995

4- Projenin Adı: YÜKLEME DOĞRULTUSU VE UZUN SÜRELİ YAŞLANDIRMANIN 2090 ALÜMİNYUM-LİTYUM ALAŞIMINDA YORULMA ÇATLAĞI BÜYÜMESİNE ETKİSİ

5- Proje Yürütücüsü ve Yardımcı Araştırmacılar: Prof.Dr.Mustafa DORUK  
Araş.Gör. Mustafa ANIK6- Projenin Yürütüldüğü Kuruluş ve Adresi: Orta Doğu Teknik Üniversitesi  
Metalurji Mühendisliği Bölümü  
06531 ANKARA7- Destekleyen Kuruluş(ların) Adı ve Adresi: NATO/AGARD Yapı ve Malzeme Paneli, Paris/FRANSA  
Naval Air Warfare Center (NAWC), Warminster, PA 18974, ABD

8- Öz (Abstract):

1000 saate ulaşan, 150, 165 ve 180°C sıcaklıklarda uzun süreli ısınmaların ve yükleme doğrultusunun 2090 Alüminyum-lityum alaşımında yorulma çatlak büyümesine etkisi incelendi ve elde edilen sonuçlar tuzlu su çözeltisi içinde bulunanlarla karşılaştırıldı. Havada ve tuzlu suda yapılan deneyler çatlak büyüme hızının yükleme doğrultularına (haddeme yönünde, haddeme yönüne dik ve 45° açılı) fazla duyarlı olmadığını gösterdi. Buna karşılık, yaşlandırmanın çatlak büyüme hızını büyük ölçüde etkilediği ve 1000 saatlik bir ısı etkisi sonucunda çatlak hızının yaklaşık sekiz kat arttığı saptandı. Tuzlu suda ölçülen çatlak büyüme hızlarının ise küçük  $\Delta K$ -değerinde daha yüksek, buna karşılık, büyük  $\Delta K$ -değerlerinde daha küçük oldukları görüldü. Korozif ortamın etkisi çatlak kapanma oranı ve çatlak ucu elektrokimyasında oluşan değişimlerle yorumlanmaya çalışıldı. Sınır yorulma dayanıcına ( $\Delta K_{th}$ ) yakın bölgede çatlak büyüme hızlarının uzun süreli ısınmadan fazla etkilenmediği, ancak haddeme doğrultusuna 45° açılı yüklemde yorulma sınır dayanıcının diğer doğrultularda ölçülenlerin yaklaşık %40'ına düştüğü saptandı.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum-Lityum alaşımları, yorulma çatlak büyümesi, korozyonlu yorulma, yorulma sınır alanı

9- Proje ile ilgili Yayın/Tebliğlerle ilgili Bilgiler : Anık,M., Doruk,M., Effect of Loading Direction and Long-Term Aging on Fatigue-Crack Growth in Al-Li Alloy 2090, AGARD Conference Proceedings No. 565, (1995), pp.3-1/3-9.

10- Bilim Dalı:

Doçentlik B. Dalı Kodu: 604.02.00  
Uzmanlık Alanı Kodu: 604.02.01

ISIC Kodu:

11- Dağıtım (\*):  Sınırlı Sınırsız

12- Raporun Gizlilik Durumu :

 Gizli Gizli Değil

(\*) Projenizin Sonuç Raporunun ulaştırılmasını istediğiniz kurum ve kuruluşları ayrıca belirtiniz