

29186

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

2024 ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA  
RRA İŞLEMİNİN GKÇ DİRENCİNE  
ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Mak. Yük. Müh. Hülya YETİŞTİREN

F.B.E Makina Mühendisliği Anabilim Dalında  
Hazırlanan

DOKTORA TEZİ

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Kutsal TÜLBENTÇİ

İSTANBUL 1993



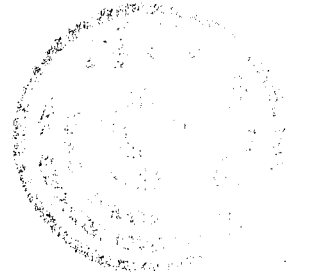
# İÇİNDEKİLER

İÇİNDEKİLER.....	iii
SEMBOL LİSTESİ.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
ÖZET .....	vii
ABSTRACT .....	viii
1.0 GİRİŞ.....	1
2.0 GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI.....	2
2.1. Gerilmeli Korozyon Çatlamasının Tanımı ve Özellikleri.....	2
2.2. Gerilmeli Korozyonun Oluşum Mekanizmaları .....	2
2.2.1. Anodik Bozulma:.....	3
2.2.2. Hidrojen Tesirli Çatlama: .....	4
2.2.3. Pasif Film Kopması: .....	4
2.3. Alüminyum Alaşımlarının Gerilmeli Korozyon Çatlaması.....	6
2.3.1. Gerilmeli Korozyon Özellikleri.....	6
2.3.2. Alüminyum Alaşımlarının Uçaklarda Kullanımı .....	8
3.0 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ YAPI VE ÖZELLİKLERİ .....	10
3.1. Genel Özellikler .....	10
3.2. Alüminyum Alaşımlarının Gruplandırılması .....	10
3.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımları .....	10
3.2.1.1. Isıl İşlem Uygulanabilen Dövme Alüminyum Alaşımları.....	11
3.2.1.2. Isıl İşlem Uygulanamayan Dövme Alüminyum Alaşımları.....	14
3.2.2. Dökme Alüminyum Alaşımları .....	15
3.2.2.1. Isıl İşlem Uygulanan Dökme Alüminyum Alaşımları.....	16
3.2.2.2. Isıl İşlem Uygulanmayan Dökme Alüminyum Alaşımları.....	18
3.3. Alaşım Elementleri ve Alaşım Elementlerinin Etkileri .....	19
3.3.1. Bakırın Etkisi .....	19
3.3.2. Magnezyumun Etkisi.....	21
3.3.3. Silisyumun Etkisi.....	22
3.3.4. Diğer Alaşım Elementlerinin Etkisi:.....	22
3.4. Alüminyum Alaşımlarının Simgeleme Şekli .....	23
3.4.1. Dövme Alüminyum ve Alaşımları:.....	23
3.4.2. Dökme Alüminyum ve Alaşımları.....	24
4.0. GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI - KIRILMA MEKANİĞİ İLİŞKİSİ .....	25
4.1. Kırılma ve Kırılma Çeşitleri .....	25
4.2. Kırılma Mekanikliği .....	26
4.2.1. Kırılma Mekanikliğinin Teorik Esasları .....	27

4.2.1.1.	Griffith Yaklaşımı.....	27
4.2.2.	Kırılma Mekanığı Yaklaşımları .....	32
4.2.2.1.	Lineer Elastik Kırılma Mekanığınde Çatlak Oluşum Modelleri .....	35
4.2.2.1.1.	Model I İçin Elastik Çatlak Ucu Gerilme Alanı .....	36
4.2.2.1.2	Düzlem Gerilme ve Düzlem Gerinim Durumunda Kırılma Tokluğu .....	44
5.0	ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASINI ETKİLEYEN PARAMETRELER .....	50
5.1.	GKÇ 'nın Mekaniksel Bakımdan İncelenmesi .....	50
5.1.1.	Çeşitli Gerilme Kaynakları:.....	50
5.1.2.	Çatlama Süresi: .....	54
5.1.3.	Deney Numunesi Dizaynı:.....	55
5.1.4.	Çift Tesirli Açma Numuneleri.....	57
5.2.	GKÇ 'nın Ortamsal Bakımdan İncelenmesi .....	65
5.2.1.	Gazların Etkisi .....	67
5.2.2.	Organik Sıvıların Etkisi .....	70
5.2.3.	Sulu Çözeltilerin Etkisi.....	71
5.3.	GKÇ 'nın Metalurjik Bakımdan İncelenmesi .....	80
5.3.1.	Alaşım Bileşiminin Etkisi .....	80
5.3.2.	Isıl İşlemin Etkisi.....	89
5.3.2.1.	Yüksek Mukavemetli Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler .....	89
5.3.2.1.1.	Eriyik Isıl İşlemi .....	91
5.3.2.1.2.	Çökme Sertleştirme (Yaşlandırma) .....	91
5.3.2.1.3.	Al-Cu Alaşımında Yaşlandırma Olayının İncelenmesi .....	94
5.3.2.1.4.	Çökme Mekanizması .....	97
5.3.2.1.5.	Aşırı Yaşlanmanın Gerilmeli Korozyon Çatlaması Direncine Etkisi .....	99
5.3.2.1.6.	Retregresyon ve Yeniden Yaşlandırma Isıl İşlemi .....	103
6.0	DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	107
6.1.	Amaç.....	107
6.2.	Malzeme.....	107
6.3.	Retregresyon Süresi - Sertlik Değişimi Ölçümleri .....	108
6.4.	Gerilmeli Korozyon Deneyleri.....	108
6.4.1.	Deney Yöntemi.....	108
6.4.2.	Korozif Madde Uygulanması.....	111
6.4.3.	DCB Numunelerine Uygulanan Isıl İşlemler .....	111
7.0.	DENEY SONUÇLAR .....	113
7.1.	Retregresyon Süresi ve Sertlik Değişimi Ölçüm Sonuçları .....	113
7.2.	Gerilmeli Korozyon Deneyi Sonuçları .....	116
	SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....	127
	KAYNAKLAR .....	129
	EK 1.....	134
	ÖZGEÇMİŞ .....	135

## SEMBOL LİSTESİ

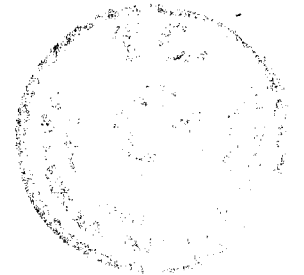
$a$	Çatlak uzunluğu
$a_c$	Kritik çatlak uzunluğu
$B_p$	Deney parçasının min.boyutu
$da/dt$	Gerilmeli korozyon çatlak hızı
$E$	Elastisite modülü
$G$	Çatlak ilerleme kuvveti
$G_{IC}$	Kritik çatlak ilerleme kuvveti
$G_{IKÇ}$	GKÇ 'nin kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilme değeri
$HRB$	Rockwell B sertliği
$K$	Gerilim şiddeti faktörü
$K_I$	Model I için gerilim şiddeti faktörü
$K_{IC}$	Kritik gerilim şiddeti faktörü
$K_{IGKÇ}$	GKÇ 'nin kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilim şiddeti faktörü
$l$	Levha kalınlığı
$r_p$	Plastik bölge yarıçapı
$Q$	Görünür aktivasyon enerjisi
$t$	Zaman
$U$	Elastik enerji
$v$	Çatlak aralığı
$W$	Yüzey enerjisi
$X$	Koordinat
$Y$	Koordinat
$Z$	Kompleks fonksiyon, koordinat
$\gamma$	İzafi yüzey enerjisi
$\gamma_p$	Kalıcı şekil değiştirme katsayısı
$\nu$	Poisson oranı
$\theta$	Açı
$\sigma$	Normal gerilme
$\sigma_v$	Mukayese gerilmesi
$\sigma_{YS}$	Akma gerilmesi
$\sigma_{UTS}$	Kopma gerilmesi
$\tau$	Kayma gerilmesi
$\Psi$	Airy gerilme fonksiyonu



## TEŞEKKÜR

Çalışmalarım sırasında çok yakın ilgi ve desteklerini gördüğüm değerli hocalarım Prof. Dr. Kutsal Tülbentçi' ye ve Yrd. Doç. Dr. Kenan Ural' a, tezin düzenlenmesi sırasında büyük bir özveri ile yardımcı olan Yrd. Doç. Dr. Paşa Yayla' ya, malzeme temini sırasında büyük yardımlarını gördüğüm Endüstri Yük. Müh. Nilüfer Çelikkol' a Endüstri Müh. Nilgün Birtaş' a ve Mes Makina Elektrik Kimya Sanayii A.Ş.'e, numunelerin hazırlanması aşamasında yardımcı olan İzmit Endüstri Meslek Lisesi freze ve tesviye atelyesinin değerli hocalarına ve çalışmalarım sırasında bana her konuda destek olan değerli hocalarıma, arkadaşlarıma ve sevgili aileme en içten teşekkürlerimi sunarım.

Hülya YETİŞTİREN  
İSTANBUL, 1993

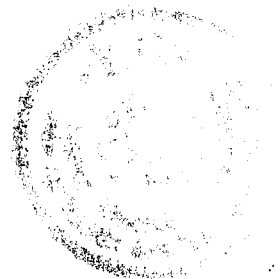


## ÖZET

Bu çalışmada 2024 alüminyum alaşımında ısı işleminin mekanik özellikler ve gerilmeli korozyon çatlama direncine etkisi incelenmiş, ayrıca 7075 alüminyum alaşımları için geliştirilen retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısı işleminin 2024 alaşımına uygulanabilirliği ve etkileri araştırılmıştır. 2024 alüminyum alaşımına yüksek mukavemetin yanı sıra, yüksek korozyon çatlama direnci de sağlayan ısı işlem şartlarının optimizasyonu amaçlanmıştır. Retragrasyon işlemindeki ısı işlem şartları ile mekanik ve gerilmeli korozyon çatlama direncindeki değişimleri incelemek için sertlik ölçümleri ve gerilmeli korozyon deneyleri yapılmıştır. Yapılan çalışmalar sonucu ısı işlem sıcaklığı ve süresinin uygun seçilmesi ile retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısı işleminin 2024 alüminyum alaşımına da uygulanabileceği görülmüştür.

## **ABSTRACT**

The aim of this work is to study the effect of heat treatment on the stress corrosion cracking resistance for the 2024 aluminum alloy. Furthermore, the applicability and effects of the retrogression and reaging heat treatments, developed for the 7075 aluminum alloys, upon the 2024 alloy are studied. The optimisation of heat treatment conditions for 2024 aluminum alloy is examined for obtaining not only the higher strength but also better stress corrosion cracking resistance. In order to determine the variations of the heat treatment conditions and stress corrosion cracking resistance, hardness measurements and stress corrosion cracking experiments are carried out on the 2024 aluminum alloys. Under the light of the results of present investigation, it has been observed that, with right choice of heat treatment temperature and duration, retrogression and reaging heat treatments can also be applied for the 2024 aluminum alloy.



## 1.0 GİRİŞ

Teknolojik gelişim içinde önemli bir yeri olan yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları mekanik özelliklerinin iyi olması yanında, hafif olmaları nedeniyle de özellikle uçak sanayiinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Uçaklarda en fazla kullanılan alüminyum alaşımları 2000 serisi (Al-Cu-Mg) ve 7000 serisi (Al-Zn-Mg-Cu) alaşımlarıdır. 7000 serisi alaşımlar genellikle yüksek mukavemetin gerekli olduğu koşullarda, 2000 serisi alaşımlar ise yüksek sıcaklıklarda ve yorulmanın sorun olabileceği koşullarda kullanılmaktadır (Thompson, 1975).

Bu alaşımların kullanımında yüksek mukavemet özelliklerinin yanı sıra tokluk, korozyon ve yorulma gibi özelliklerde etkin bir rol oynamaktadır. Dolayısıyla amaç yüksek mukavemet yanında iyi bir tokluk, yüksek korozyon direnci ve yorulma direncine sahip olan alaşımlar üretilebilir. Bu özellikler ısı işlem, termo-mekanik işlem (ısıl-mekanik işlem) ve diğer metalurjik değişkenlerle sağlanabilir. Ancak malzeme özelliklerini etkileyen parametrelerin fazla oluşu ve karmaşık iç yapı nedeni ile yapı-özelik ilişkileri yeterince açıklanamamakta, bu da istenilen özelliklerin eldesini güçleştirmektedir.

2000 serisi ve 7000 serisi alüminyum alaşımlarının yüksek mekanik özellikleri ısı işlem vasıtasıyla sağlanmaktadır. Ancak bu alaşım guruplarında yüksek mukavemet kazandırmak amacı ile uygulanan ısı işlemler, gerilmeli korozyon çatlamaına hassas bir yapı oluşturmaktadır. Bu da alaşımların yaygın bir şekilde kullanımını sınırlamaktadır. Bu konu üzerinde yapılan uzun araştırmalar sonucunda ilk olarak 1974 yılında Cina tarafından "retregasyon ve yeniden yaşlandırma" (RRA) olarak adlandırılan bir ısı işlem tanıtılmıştır. Özellikle gerilmeli korozyonun sorun olduğu 7075 alüminyum alaşımı için geliştirilen bu ısı işleminin alaşıma yüksek mukavemetin yanı sıra, yüksek korozyon direncini de sağlayabileceği öne sürülmüştür. Daha sonraları yapılan çalışmalar da ısı işlem parametrelerinin uygun seçilmesi ile bu şartların gerçekleşebileceğini göstermiştir (Wallace, 1981; Ural, 1987; Park, 1988). Dolayısıyla ısı işlem parametrelerinin uygun seçilmesi ile RRA ısı işlemi her kalınlıktaki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımına uygulanabilmektedir.

2000 serisi alüminyum alaşımları gerilmeli korozyon çatlamaı problemleri bakımından 7000 serisi kadar kritik olmasa da, bu alaşımlarda da bazı ısı işlem şartlarında gerilmeli korozyon çatlamaı direnci düşmektedir. Bu çalışmada 2024 alüminyum alaşımında ısı işlem şartları ile gerilmeli korozyon çatlamaı direnci arasındaki değişimin incelenmesinin yanı sıra, RRA ısı işleminin bu alaşıma uygulanabilirliği araştırılarak, ısı işlem-mekanik özellikler ve gerilmeli korozyon direnci arasında optimum şartların sağlanması amaçlanmaktadır.



## 2.0 GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI

### 2.1. Gerilmeli Korozyon Çatlamasının Tanımı ve Özellikleri

Gerilmeli korozyon çatlaması, malzemenin korozif bir ortamda gerilmeye maruz kalması durumunda ortaya çıkan bir hasar türüdür. Parça yüzeyindeki çatlak, çentik gibi gerilme yoğunlaşmasına neden olan düzensizlikler, korozif ortamın etkisiyle gerilmeli korozyon çatlaklarının başlangıcına sebep olmaktadır. Bu çatlaklar gerilmenin büyüklüğü, çevresel koşulların etkisi ve malzeme özelliklerine bağlı olarak belirli hızlarla malzeme içerisine doğru ilerler. Kritik bir çatlak boyuna erişildiğinde ani kırılmalar meydana gelir (Fontana et al, 1978; Doruk, 1982). Gerilmeli korozyon çatlaması (GKÇ) olarak tanımlanan bu olay diğer bir ifade ile sünek bir malzemenin gevrek tip kırılmasıdır (Hugh, 1967; Jastrzebski, 1976).

Dix, (1940) gerilmeli korozyon çatlamasını yüksek gerilme ve korozyonun birleşik etkisi altında bir metalin çatlaması nedeniyle kendiliğinden oluşan kırılma olarak tanımlamıştır. Gerilmeli korozyon alanında çalışan pek çok araştırmacı, uzun zaman aralıklarında metal yüzeyine etki eden çekme gerilmelerinin GKÇ ile sonuçlandığını kabul etmişlerdir. Champion (1965) bu tanımlı geliştirerek şu şekilde yorumlamıştır: Eş zamanlı statik gerilme ve korozif ortama maruz kalan bir malzemede, metalin mekanik özelliklerinde büyük bir azalma anlamına gelen gerilmeli korozyona hassasiyet, bu etkenlerin birbirini destekler etkisi nedeniyle oluşmaktadır.

Gerilmeli korozyon kırılmalarının çoğu düzensiz soğuma, çökelme ve faz değişimi, kötü dizayn veya soğuk şekil verme ve kaynağın sebep olduğu yüksek artık gerilmeler nedeniyle oluşmaktadır. Çatlağa neden olan gerilmenin büyüklüğü, korozif ortamın yapısı ve metal numunenin geometrisi ve mikroyapısı ile değişmektedir. Gerilmeli korozyon çatlamasının oluşması için genellikle malzemenin akma mukavemetine yaklaşan yüksek gerilmeler gerekmektedir. Fakat, akma mukavemetinden çok daha düşük gerilmelerin de kırılmaya neden olduğu pek çok durum söz konusudur (Jastrzebski, 1976).

Gerilmeli korozyonun en önemli özeliği kimyasal ve mekanik etkilerin aynı anda varolmasıdır. Bu nedenle gerilmeli korozyonun oluşabilmesi için duyarlı bir malzeme, etken bir ortam, çekme gerilmesi ve zaman gerekli koşullar olarak sayılabilir. Bu şartlardan herhangi birisinden kaçınıldığında gerilmeli korozyon kontrolü sağlanır.

En tahmini güç korozyon türlerinden birisi olan GKÇ çoğunlukla herhangi bir uyarı olmaksızın başlar ve bazen felaketlere yol açacak biçimde kırılmalarla sonuçlanır.

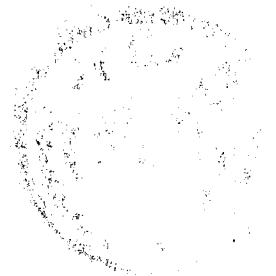
Gerilmeli korozyon çatlamasına genellikle metallerde daha yaygın olmakla birlikte, seramikler ve polimerler gibi diğer mühendislik malzemelerinde de rastlanmaktadır. Her metal ailesi kendine özgü ortamlarda gerilmeli korozyona hassasiyet gösterir. Saf metaller gerilmeli korozyon çatlamasına bağışıklık ölçüsünde dayanıklıdır. O nedenle GKÇ bir alaşım tavrı olarak görülmelidir. Bunun en belirgin örneği yüksek gerilmelere ve özel koroziv ortamlara maruz kaldığında gerilmeli korozyona hassas olan ticari safliktaki alaşımlardır (Wrangle'n, 1985).

## 2. 2. Gerilmeli Korozyonun Oluşum Mekanizmaları

Çok sayıda alaşım sistemi üzerinde yapılan geniş araştırmalar sonucu gerilmeli korozyon çatlamasının oluşum nedenlerini açıklayan üç ana teori geliştirilmiştir (Burleigh, 1991). Bu teoriler aşağıda kısaca açıklanmıştır.

### 2.2.1. Anodik Bozulma:

Alaşımların bir kısmında gerilmeli korozyon çatlaklarının tane sınırlarını izlediği görülür. Alüminyum alaşımları, pirinç ve düşük karbonlu çelikler bu tür GKÇ tavrı gösterirler. Bu durumda alaşımın tane sınırları aktif alanları oluşturur. Tane sınırları tane içlerindeki düzenli kristal yapının bozularak kesintiye uğradığı, alaşım içindeki dislokasyonların hareketini yavaşlatan bir engel olarak mekanik gerilmelerin yığıldığı ve tane içlerinde yerleşememe sonucu safsızlık olarak nitelenen bazı atomların ve yeni fazların kabul gördüğü yerlerdir. Bütün bu faktörler bir araya geldiğinde tane sınırlarının ileri düzeyde kimyasal etkinlik göstereceği açıktır. Elektrokimyasal açıdan bakıldığında bir pasif tabaka ile örtülü olan tane içleri, aktif durumdaki tane sınırları bölgeleri ile çok etkili bir korozyon hücresi oluştururlar. Bu tür korozyon hücrelerinin ileri düzeyde etkinliğinin bir başka nedeni, katodik tavrı gösteren tane içlerinin anodik rol üstlenen tane sınırlarından çok daha büyük alana sahip olmalarıdır. Taneler arası gerilmeli korozyon çatlamasında tanelerin gerilmeden fazla etkilenmedikleri ve büyük ölçüde deformasyona uğramadıkları için şekillerini korudukları görülür. Deformasyon, gerilim yığılmasının olduğu tane sınırları yakınında yoğunlaşır. Kimyasal olarak aktif olan bu bölgeler, hafif koroziv bir ortamda dahi saldırgan olduklarından çatlak oluşumlarına neden olurlar. Çatlak, kırılma oluşumunu sağlayan çekme gerilmesine dik düzlemde ilerler (Doruk, Sarıoğlu, 1988; Burleigh, 1991). Anodik bozulmanın oluşumu Şekil 2.1.a' da şematik olarak gösterilmiştir.



### 2.2.2. Hidrojen Tesirli Çatlama:

Bu mekanizmanın geçerli olduğu durumlarda, çatlakın alaşım içinde ilerlemesi ortamdan kaynaklanarak, çatlak ucu bölgesinde tutulan bazı atomların alaşıma mekanik dayancını veren ana atomlar arasındaki bağ enerjisini azaltmasına bağlıdır. Diğer bir deyişle çatlak ucu bölgesine girerek alaşımın kristal kafesi içinde yayınan bu yabancı atomlar yüzey enerjisini azaltarak çatlama için gerekli gerilimi düşürürler. Bu mekanizma ile oluşan gerilmeli korozyon çatlamaının en belirgin özeliği ileri derecede gevrek kırılma vermesidir. Gerilmeli korozyon çatlamaından farklı olmakla birlikte hidrojenle çatlama bu metodun uygulandığı ilginç bir örnektir. GKÇ ile hidrojenle çatlama arasında ayırım yapabilmek çok zordur. Hidrojenle çatlamaada kritik gerilim bölgelerinde tutunarak gevrekliğe neden olan, hidrojen atomlarıdır. Korozyon olayı sonucu ortaya çıkan hidrojen atomlarının molekülleşmesi sürecinden geçerek hidrojen gazına dönüşmeleri beklenirse de, bazı atomlarda bu süreç çok yavaşlamakta ve bu dönüşüm tam olarak gerçekleşmemektedir. Bu sınırlılık sonucu kritik noktalarda yığılan hidrojen atomları alaşım içinde yayınarak gevrekleşmeye neden olmaktadır.

Hidrojenle gevrekleşmede çatlak oluşumu, gerilmeli korozyon çatlak oluşumundaki gibi çatlak ucunda oluşan korozyon reaksiyonunun (anodik bozulma) sonucunda değil, fakat metalde hidrojen nüfuzunun neden olduğu gevrekleşme ve çekme gerilmesinin bileşik etkisi sonucunda oluşan mekanik kırılma şeklindedir (Doruk, 1982; Doruk ve Sarıoğlu, 1988). Hidrojen tesirli çatlamanın oluşumu Şekil -2.1.b' de şematik olarak gösterilmiştir.

### 2.2.3. Pasif Film Kopması:

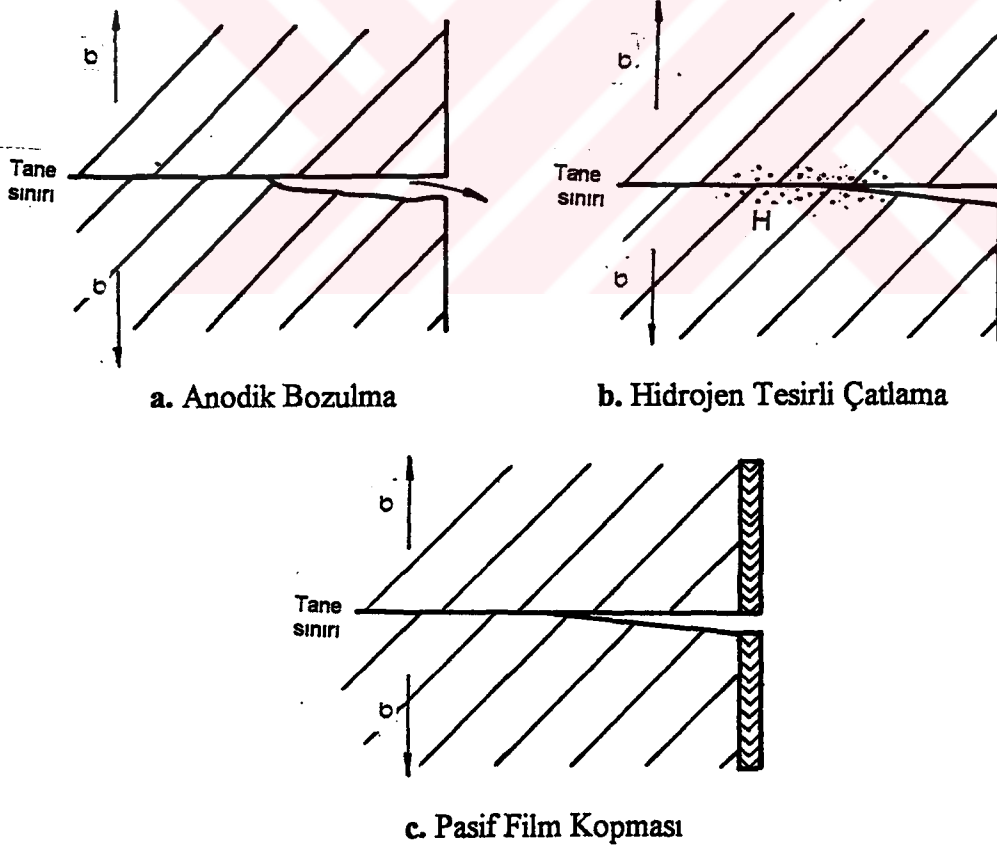
Bu mekanizmada çatlak ucunun aktifliği, o bölgede oluşan plastik deformasyonun bir sonucudur. Terkedildikleri ortamlarda pasif tavır takınan alaşımların gerilmeli korozyonu, bu mekanizmaya uygun olarak gerçekleşir. Bu tür alaşımlara uygulanan "film kopma modeli" çatlak ucunun önce pasifleşmesini, ancak yoğunlaşan mekanik gerilmelerin zorladığı deformasyon sonucu pasif filmin bu bölgede koparak çatlak ucunun aktif çözülmeye geçmesini öngörür. Böylece çok dar bir bölge üzerinde yoğunlaşan korozyon olayı, ürettiği büyük anodik akımlarla çatlak ucunun pasifleşmesini sağlar. Çatlak ucunun keskinliği aktif çözülmeye, pasifleşme, pasif film kopması ve yeniden aktif çözülmeye olaylarının birbirlerini izlediği çevrimin sürekliliği ile sağlanır.

Bir çok alaşım-ortam sisteminde görülen pasif film kopması mekanizması, çatlak ucundaki deformasyon hızı ile pasifleşme hızı arasında hassas bir denge gerektirir. Yetersiz pasifleşme hızı sonucu denge deformasyon hızı yönünde bozulduğunda çatlak ucu aktif kalacak, sonuçta

keskinliğini tamamıyla kaybedecek ve GKÇ oluşmayacaktır. Dengenin aksi yönde bozulması aynı sonucu doğuracaktır. Çatlak ucu bölgesindeki deformasyonun yeterli hıza ulaşmaması pasif tavrın sürekliliğini sağlayacaktır (Hugh et al, 1967; Burleigh, 1991). Pasif film kopması mekanizmasının oluşumu Şekil -2.1.c' de şematik olarak gösterilmiştir.

Alüminyum alaşımlarının GKÇ mekanizması üzerine literatürde önemli görüşler mevcuttur. Alaşım sistemlerine bağlı olarak yukarıda önerilen GKÇ mekanizmaları içinden alaşım guruplarına göre önerilenler şunlardır:

2000 serisi alaşımlar ( Al-Cu ve Al-Cu-Li ) için pek çok araştırmacı tarafından anodik bozulma tercih edilirken, 7000 ve 5000 serisi alaşımları için hidrojen tesirli çatlama tercih edilmektedir. Literatürde en çok rastlanılan bu iki GKÇ mekanizması dışında, pasif film kopması ve diğer mekanizmalar da alternatif olarak önerilmektedir. Buradan çıkarılabilecek sonuç; alüminyum alaşımlarında GKÇ olayı tam olarak tanımlanmış olmakla birlikte, buna sebep olan mekanizmalar halen tartışılmakta ve bu önemli sahadaki araştırmalara devam edilmektedir (Burleigh, 1991).



Şekil 2.1. Alüminyum alaşımları için GKÇ oluşum mekanizmalarının şematik gösterimi.

## 2.3. Alüminyum Alaşımlarının Gerilmeli Korozyon Çatlaması

### 2.3.1. Gerilmeli Korozyon Özellikleri

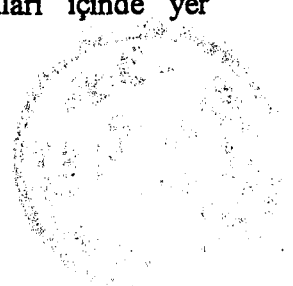
Saf alüminyumla kıyaslandığında, alüminyum alaşımları daha iyi mekanik özelliklere sahip olmasına karşın daha düşük korozyon direnci gösterir. Bu durum özellikle alüminyum-bakır alaşımları için söz konusu olmakla birlikte, daha düşük miktarlarda alüminyum-silisyum, alüminyum-çinko, alüminyum-magnezyum ve alüminyum-mangan alaşımları için de geçerlidir. Buna rağmen endüstri dallarının bazılarında ve özellikle havacılık endüstrisinde alüminyum alaşımları yaygın olarak kullanılırken, saf alüminyum nadiren kullanılmaktadır (Thomashow, 1966).

Alüminyum alaşımları yeterli büyüklükte gerilme ve özel bir korozif ortama aynı anda maruz kaldığında, tane sınırları boyunca oluşan çatlak nedeniyle zayıflamaktadır. Çatlak başlangıcı ve büyümesi için gerekli gerilme değeri, bazı durumlarda akma gerilmesinin bir hayli aşağısında olabilmektedir.

Gerilmeli korozyona neden olan özel ortamlar içinde en çok tanınanlar; su buharı, sulu çözeltiler, organik sıvılar ve sıvı haldeki metallerdir. Bu alaşım-ortam kombinasyonları özellikle havacılık alanında kullanılan yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları için büyük önem taşımaktadır.

Ortamdan kaynaklanarak taneler arası çatlamaya neden olan ve GKÇ olarak adlandırılan bu olay ilk olarak 1919 yılında resmen bildirilmiştir. Bu tarihten itibaren alüminyum alaşımlarının GKÇ özellikle havacılık ve uzay araçlarında modern teknolojinin bir problemi olmuştur. İlk olarak Almanya'da rijit hava gemisi konstrüksiyonu olan Zeppelin'de gerilmeli korozyon çatlamasının neden olduğu kırılmalar gözlenmiştir. Aynı tür servis kırılmalarına günümüzde, modern jet uçakları ve NASA Apollo programı kapsamında yer alan Saturn roketi ve aya ait modüllerde de rastlanmaktadır (Spiedel, 1971).

Johnson ve Boyd; GKÇ olayının en çok bir Al-Zn-Mg-Cu alaşımı olan 7075 ve bir Al-Cu alaşımı olan 2024 türü yüksek mukavemetli alaşımlarda görüldüğünü tespit etmişlerdir (Hugh et al, 1967). Uçakların gövde konstrüksiyonları çoğunlukla alüminyum, bakır, çinko ve magnezyum içeren bu tür alaşımlardan yapıldığı için GKÇ kusuru tesbit edilmiştir. Bu alaşımlar 2000 ve 7000 serisi yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları içinde yer almaktadırlar (Fielding, 1973).



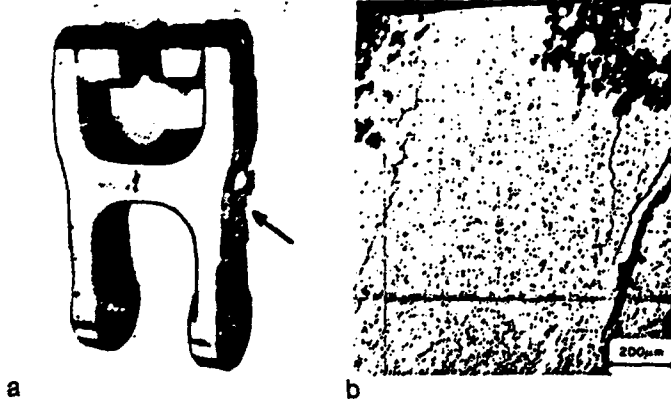
İlk olarak 1970'lerde kontrollü olarak yapılmaya başlanan gerilmeli korozyon çalışmaları, servis sırasında oluşan tüm gerilmeli korozyon kırılmalarının 2000 serisi alaşımlarda T3, T4 ve T6 tavrlarında, 7000 serisi alaşımlarda ise T6 tavrında görüldüğünü ortaya koymuştur. 2000 serisi alüminyum alaşımlarından sadece 2024, 2124 ve 2219 alaşımları T6 tavrında yüksek gerilmeli korozyon direncine sahiptirler. Tablo 2.1' de alüminyum alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlamasına dirençleri gösterilmiştir.

Tablo 2.1. Alüminyum alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlamasına dirençleri(\*)

Alaşım ve tav	Mamul türü			
	Levha	Çubuk	Ekstrüzyon	Dövme
2014-T6	Zayıf	Zayıf	Zayıf	Zayıf
2024-T3, T4	Zayıf	Zayıf	Zayıf	
2024-T6		İyi		Zayıf
2024-T8	İyi	Çok iyi	İyi	Orta
2124-T851	İyi			
2219-T3, T37	Zayıf		Zayıf	
2219-T6, T8	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi
6061-T6	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi
7049-T73	Çok iyi		İyi	İyi
7149-T73			İyi	İyi
7049-T76			Orta	
7x75-T736				İyi
7050-T736	İyi		İyi	İyi
7050-T76	Orta		Orta	
7x75-T6	Zayıf	Zayıf	Zayıf	Zayıf
7x75-T73	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi	Çok iyi
7x75-T76	Orta		Orta	

Dövme alüminyum alaşımlarında yüzey korozyon ürünlerinin çoğunlukla görülür hiç bir belirtisi olmadığından gerilmeli korozyon çatlaklarının tanınması güçtür. Çatlaklar çok uzun ve derin olabilir. Gerilmeli korozyon çatlakları genellikle dövme yüzeyinin ayırım yerinde dövülmüş parçaların tane bitim yerlerinde oluşur. Uçak gövdesi konstrüksiyonlarında oluşan gerilmeli korozyon kırılması türü genellikle taneler arasındır. Şekil 2.2' de 7075-T6 alaşımından yapılmış olan uçak ana iniş takımı olan H-link yapısı ve gerilmeli korozyon çatlamasını başlatan pitting ve taneler arası korozyon görülmektedir.

(\*) 1987. Corrosion in the aircraft industry. Metals Handbook, Ninth ed., Vol. 13, Corrosion, 1019-1057



**Şekil 2.2.** 7079-T6 alüminyum alaşımından yapılmış ana iniş takımı H-link' de GKÇ oluşumu.  
a. H-link'in genel görünüşü. b. GKÇ 'na neden pitting ve taneler arası korozyon.

### 2.3.2. Alüminyum Alaşımlarının Uçaklarda Kullanımı

Uçak gövdesi alüminyum alaşımlarının en yaygın olarak kullanıldığı kısımdır. Alüminyum uçaklarda ilk kez, I. Dünya Savaşı sırasında Almanya'da rijit hava gemisi Zeppelin inşaatında kullanılmıştır. Zeppelin'in enine halkalar ve boyuna kirişlerden oluşan gövde iskeleti, ısı işlem görebilen bir yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı olan duralümininden inşa edilmişti. Duralümin Almanya'da icat edilmiş ve ABD' de 2017-T4 olarak geliştirilmiştir. Akma mukavemeti 40.000 psi.dir.

20. yüzyıla yaklaştıkça alüminyum alaşımları uçaklar için ana malzeme olmuştur. 1903' te Kitty Hawk'da Wright kardeşlerin uçağında dayanıklı silindir blok, % 8 bakır içeren dökme alüminyum alaşımından yapılmıştı. 1908' de alüminyum alaşımı parçalar uçaklarda kontrol mekanizmasında, daha sonraları ise A.B.D.' de yine uçaklarda motor parçaları ve pervane kanatlarında kullanılmıştır. I. Dünya Savaşının başlamasıyla birlikte alüminyum alaşımlarının uçak gövdesi, koltuklar, uçak ve motor kapağı, döküm konsol vb. parçalarda kullanımı yaygınlaşmıştır. 1916' da L. Brequet tarafından dizayn edilen keşif bombardıman uçağının gövde kısmında büyük oranda alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Savaş sona erdiğinde alüminyum alaşımları uçak gövdesi ve iskeleti konstrüksiyonlarında ve kanat montajlarında yaygın olarak kullanılmaktaydı.

Alüminyum alaşımı levhaların uçak gövdesi ve kanat kaplama malzemesi olarak ilk kullanımı 1919' da Junkers F-13' lerde olmuştur. Sadece prototip projeleri çerçevesinde 1921' de Mc Cook Field'de Engineering Division tarafından dizayn edilen CO-1' in tüm gövdesinde alüminyum alaşımı kullanımına izin verilmiştir.

2017 alaşımının ticari saflıktaki alüminyum ile kaplanarak korozyon direncinin iyileştirilmesi 1920' lerin ortalarına rastlar. 1931' de geliştirilen 2024-T3 alaşımı 50.000 psi.lik akma mukavemetine sahiptir. 2024-T3 alaşımı da başlangıçta alüminyum kaplı levha olarak sunulmuş olup, ilk kullanım alanı DC-3 tipi büyük yolcu uçağıdır.

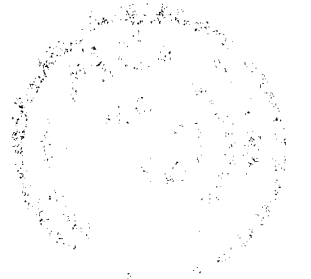
60.000 psi.lik akma mukavemetine sahip 2014-T6 alaşımı, 1928' den 1945' e kadar uçaklarda kullanılan dövme parçalar arasında önde gelmekteydi.

Bir Al-Zn-Mg-Cu alaşımı olan 7075-T6 70.000 psi.lik akma mukavemeti ile 1943' te sunulmuştur. Bu tarihten itibaren uçak gövdesinde en çok kullanılan alaşım 7075-T6 olmuştur. Aynı seriden en yüksek mukavemete sahip olan 7178-T6 alaşımı (akma mukavemeti 78.000 psi) 1951' de geliştirilmiştir. Bu alaşım genel olarak 7075-T6 alaşımının sahip olduğu yüksek kırılma tokluğunu gösterememiştir. 7178-T6 alaşımı öncelikle basma yükü altında tehlike arzeden gövde elemanlarında kullanılmaktadır.

350 °F 'a kadar mukavemet özellikleri yüksek olan 2020-T6 alaşımı 1957' de tanıtılmıştır. Bu alaşımın elastiklik modülü 7075-T6 'dan %8 daha büyük, yoğunluğu ise %3 daha düşüktür. Bu özellikler uçak dizayncıları tarafından çok arzu edilmesine rağmen, nispeten düşük kırılma tokluğu nedeniyle A.B.D.' de sadece bir kaç uçakta ana yapı malzemesi olarak kullanılmıştır. Bununla birlikte British TSR 2' de onun yüksek sıcaklık özellikleri açıkça belirtilmiş ve C-5A taşımında çevre-sıcaklık özellikleri nedeniyle kullanılması mümkün görölmüştür.

Alüminyum alaşımları günümüzde; uçak gövdeleri, uçak iniş takımı ve tekerlekler, motor parçaları, sistem parçaları ve dahili düzen için yaygın bir şekilde kullanılmaktadır.

Alüminyum alaşımlarının uçaklarda bu kadar yaygın olarak kullanılması ilk olarak güvenilirliğine, hafifliğine, mukavemetine ve kötü hava şartlarına dayanırlığına bağlanabilir. Mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılmasının bir diğer nedeni de yüksek ısı geçirgenliğidir (Burton et al, 1967).





### 3.0 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ YAPI VE ÖZELİKLERİ

#### 3.1. Genel Özellikler

Alaşım elementlerinin çok küçük oranlarda katılması ile yoğunluğunun çok az artmasına karşın, mekanik özellikleri ile dökülebilirlik özeliğinde önemli iyileşmeler gözlenmektedir. En önemli özelliklerinden biri olan hafifliği nedeniyle özellikle uçaklarda vb. yapılarda büyük bir kullanım alanı bulmuştur. Hafifliği nedeniyle tercih edilen diğer bir kullanım alanı piston ve piston kolları ve motor gövdeleridir. Isı iletkenliğinin yüksek olması, bu alaşımların piston olarak kullanımı sırasında daha yüksek sıkıştırma uygulanabilmesine olanak sağlar.

Alüminyum alaşımlarının korozyon direnci yüksektir. Saf alüminyum en yüksek korozyon direncine sahiptir. Bunu sırasıyla Al-Mn, Al-Mg, Al-Mg-Si ve Al-Si alaşımları izler. Bakır içeren alüminyum alaşımlarının korozyon direnci kötüdür. Alüminyum alaşımları ile diğer metallerin ya da alaşımların kendi aralarında temas durumunda olmaları, nemli ortamda korozyona neden olur (Tomashow, 1966).

#### 3.2. Alüminyum Alaşımlarının Guruplandırılması

Alüminyum alaşımları teknolojik özelliklerine ve kullanma şartlarına bağlı olarak genellikle dövme ve dökme türü olmak üzere iki ana gurupta incelenebilirler. Bu iki gurup içinde dövme alüminyum alaşımları dövme ve plastik şekil verme usulleri ile şekillendirilirken, dökme alüminyum alaşımları sadece döküm yoluyla şekillendirilebilir.

Bu iki gurup kendi içinde; ısı işlem uygulanabilen ve ısı işlem uygulanamayan alüminyum alaşımları olmak üzere alt bölümlere ayrılırlar. Isıl işlem uygulanabilen alaşımların mekanik özellikleri soğuk şekil verme ve ısı işlem vasıtasıyla gerçekleştirilirken, ısı işlem uygulanmayan alaşımlarda sadece soğuk şekil verme ile mukavemet artışı sağlanabilir (Üçışık, 1978).

##### 3.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımları

Dövülmüş veya dövme alüminyum alaşımları çok geniş bir yer tutar. Bu alaşımlarda daha yüksek fiziksel özellikler elde edilmesi haddeleme, ekstrüzyon, dövme gibi mekanik işlemler tarafından sağlanır. Bu işlemler tane yapısını inceltir ve alaşımı daha homojen yapar. Dövme işlemi malzemenin döküm yapısını bozarak, malzeme özelliklerini iyileştirir. Dövme alaşımların üretimindeki işlem kademeleri sırasıyla;

- İşlenmemiş parça veya ingotun dökümü,
- Sıcak veya çoğunlukla soğuk şekil verme,
- Isıl işlem, şeklindedir.

Bir çok uçak ve uzay aracı uygulamalarında açık ve kapalı kalıp dövme alüminyum alaşımları kullanılır. Alüminyum alaşımlarının %20 'ye yakını ekstrüzyon ürünü alaşımlar oluşturur. Ekstrüzyon ürünleri özel biçim ve kesit gerektiren her türlü uygulamada kullanılabilir (Tekin, 1982).

### 3.2.1.1. Isıl İşlem Uygulanabilen Dövme Alüminyum Alaşımları

Isıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarının en önemli özelliği, onların yaşlandırmayla sertleştirilebilmesidir. Çökme sertleştirilmesi olarak da adlandırılan bu olay, alaşımın mekanik özelliklerini çok belirgin bir şekilde iyileştirmektedir Yaşlandırmanın mekanik özellikler üzerindeki etkisi Tablo 3.1' de bir kaç dövme alaşım ele alınarak gösterilmiştir (Flinn, 1975).

Tablo 3.1. Yaşlandırmanın mekanik özellikler üzerine etkisi

Alaşım No	Kimyasal Analiz, % (*)	Şartlar	Çekme Mukavemeti $\text{psix}10^3$ (†)	Akma Mukavemeti $\text{psix}10^3$ (†)	Yüzde Uzama	BHN	Kullanım Alanı
İki fazlı Dövme Alaşımlar							
2014	4.5 Cu 0.8 Si 0.8 Mn 0.5 Mg	Tavlı	27	14	18	45	Uçak yapıları
		T6 ısıl işlemli	70	60	13	135	
6061	1 Mg 0.6 Si 0.2 Cr  0.3 Cu	Tavlı	18	8	30	30	Taşıt donatımı, boru
		T6 ısıl işlemli	45	40	12	95	
7178	7 Zn, 0.3 Mn 3 Mg, 0.3 Cr 2 Cu	Tavlı	33	15	16	60	Uçağa ait parçalar
		T6 ısıl işlemli	88	78	10	160	

\* Balans alüminyum

† 1psi =  $6.9 \times 10^{-3}$  MN/m<sup>2</sup>

SSCB' de imal edilen dövme alüminyum alaşımları mekanik özelliklerine göre sırasıyla düşük, orta ve yüksek mukavemetli alaşımlar olarak üç grupta incelenmiştir (Tomashow, 1966).

#### a) Düşük Mukavemetli Alaşımlar:

9 -25 daN/mm<sup>2</sup> çekme mukavemeti ile % 40-60 uzamaya sahip olan bu gruptaki alaşımlar, iyi kaynak edilebilirler. % 1-2 Mn ve % 1-3 Mg içeren bu alaşım gurubu saf alüminyuma yaklaşan korozyon direncine sahiptir.

#### b) Orta Mukavemetli Alaşımlar:

Bu alaşım gurubu 33 daN/mm<sup>2</sup> çekme mukavemeti ve %12-13 uzamaya sahiptir. Bu grupta alüminyum yaklaşık olarak %5 Mg ile Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> bileşiğini ve % 0,7 Mg ve % 0,85 Si ile AlMg<sub>2</sub>Si bileşiğini oluşturur. Bileşimde ayrıca Cr, Mn ve Cu 'da vardır. Cr ve Mn mukavemeti ve korozyon direncini artırır, tane büyümesini önler. Cu mukavemeti artırır. Düşük Mg-Si içerenlerin elektrik iletkenliği yüksektir. Bileşimlerinde Cu bulunmadıkça korozyon dirençleri yüksektir. Bu alaşımların kaynağı daha zordur. Sertleştirildiklerinde ve özellikle tavlı halde birinci grup veya saf alüminyumdan biraz daha düşük korozyon dayanımına sahiptirler.

#### c) Yüksek Mukavemetli Alaşımlar:

33-50 daN/mm<sup>2</sup> ve hatta 60 daN/mm<sup>2</sup> ye kadar çekme mukavemeti ve % 7-27 uzamaya sahiptirler. Uçak konstrüksiyonlarında yıllardan beri yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları kullanılmaktadır. Bunlar 2000 serisi (Al-Cu-Mg) ve 7000 serisi (Al-Zn-Mg-Cu) alüminyum alaşımlarıdır. Bu alaşımlar yüksek mukavemet özelliklerine sahip olmakla birlikte, düşük korozyon direnci gösterirler. Ancak bu alaşım gurubunun tümünde ısıl işlemdeki değişme malzeme yapısını değiştirerek hem mekanik özellikleri hem de gerilmeli korozyon hassasiyetini büyük ölçüde etkiler. Bu nedenle bu alaşımlarda yüksek mukavemetin yanısıra yüksek korozyon direnci de sağlayacak ısıl işlemlerin belirlenmesi konusundaki çalışmalar devam etmektedir. Bunlar içinde en çok tanınanları aşağıdaki guruplarda yer almaktadır.

#### i) Al-Cu Alaşımları:

Dövme Al-Cu alaşımları % 2-6 bakır içerir. En tanınmış olanı % 4 Cu ile birlikte daha düşük miktarlarda Mg, Mn, ve Si içeren duralümindir. Bu alaşımlarda Si ve Fe genellikle katışık olarak bulunur. Mg yaşlandırmayı kolaylaştırır, Mn mukavemeti ve korozyon direncini artırır. Silisyumun da yaşlandırmayı hızlandırıcı etkisi vardır. Korozyon dirençleri genellikle orta

mukavemetli alaşımlardan daha düşüktür. Çok yaygın olarak kullanılan bir yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı olan duralümin, düşük korozyona dayanımlı alaşımların tipik örneğidir. Maksimum çekme ve akma mukavemeti eriyik ısı işlemi ve doğal veya suni yaşlandırma ile elde edilmektedir. Al-Cu alaşımlarında temper durumlarına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişimler Tablo 3.2' de verilmiştir (Mondolfo, 1976).

**Tablo 3.2. Dövme Alüminyum-Bakır Alaşımlarının Mekanik Özellikleri**

Özelik	Temper	% 5 Cu	Duralüminler	Al-Cu-Ni
Hv MN/m <sup>2</sup>	O	500-700	500-800	600-800
	H	650-800	700-900	650-850
	T <sub>4</sub>	900-1200	850-1250	1000-1300
	T <sub>6</sub>	1000-1500	1000-1400	1100-1500
	T <sub>8</sub>	1100-1600	1100-1500	
UTS MN/m <sup>2</sup>	O	150-250	150-250	150-250
	H	200-300	200-350	200-300
	T <sub>4</sub>	450-300	300-450	300-400
	T <sub>6</sub>	400-500	400-500	400-500
	T <sub>8</sub>	450-650	450-650	
YS MN/m <sup>2</sup>	O	60-120	80-150	80-120
	H	80-150	100-180	100-150
	T <sub>4</sub>	150-300	200-400	200-300
	T <sub>6</sub>	350-450	350-450	350-400
	T <sub>8</sub>	350-500	450-550	
% E	O	15-25	15-25	15-25
	H	4-10	3-8	3-8
	T <sub>4</sub>	15-25	15-25	15-22
	T <sub>6</sub>	10-15	8-15	6-15
	T <sub>8</sub>	2-10	2-10	

O = tavlı; F = döküm; H = tavlandıktan sonra soğuk şekillendirilmiş; T<sub>4</sub> = ısı işlemli, doğal yaşlandırılmış; T<sub>6</sub> = ısı işlemli, sun'i yaşlandırılmış; T<sub>8</sub> = ısı işlenmiş, doğal yaşlandırılmış, soğuk şekillendirilmiş, sun'i yaşlandırılmış veya sun'i yaşlandırma sonrası soğuk şekillendirilmiş

## ii) Al-Zn-Mg Alaşımları:

Yüksek mukavemet özellikleri için geliştirilmiş olan bu alaşım gurubu karmaşık bir yapıya sahiptir. % 5-7 Zn, % 2-3 Mg ve daha düşük miktarlarda Cu içerirler. En tipik örneği uçaklarda yaygın olarak kullanılan 7075 alaşımıdır. Bu alaşım, duralümin türü alaşımdan daha mukavemetlidir fakat gerilmeli korozyona karşı o da hassastır. Sertleşmeyi sağlayan  $\beta$  ( $MgZn_2$ ) fazıdır. İlave olarak  $CuAl_2$  ve  $CuMgAl_2$  bileşikleri de çökebilir. Düşük miktarlarda Cr ilavesi bu alaşımın gerilmeli korozyon çatlamasını belirgin bir şekilde iyileştirmektedir. Bu

alaşım ABD' de 7000 serisi olarak sembolleştirilmiştir. Bu alaşım gurubunun GKÇ mekanizması, alüminyum-bakır alaşımları kadar iyi tanıtılamamıştır. Yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri Tablo 3.3' de verilmiştir (Logan, 1966).

**Tablo 3.3. Yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri**

Kimyasal Bileşim Sınırları								
Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
2011	0.4	0.7	5.0-6.0					
2014	0.5-1.2	1.0	3.9-5.0	0.4-1.2	0.2-0.8	0.1	0.25	0.15
2017	0.8	1.0	3.5-4.5	0.4-1.0	0.2-0.8	0.1	0.25	
2024	0.5	0.5	3.8-4.9	0.3-0.9	1.2-1.8	0.1	0.25	
2219	0.2	0.3	5.8-6.8	0.2-0.4	0.02		0.1	0.1-0.2
7075	0.5	0.7	1.2-2.0	0.3	2.1-2.9	0.18-0.40	5.1-6.1	0.2
7079	0.3	0.4	0.4-0.8	0.1-0.3	2.9-3.7	0.10-0.25	3.8-4.8	0.1
7178	0.5	0.7	1.6-2.4	0.3	2.4-3.1	0.18-0.40	6.3-7.3	0.2

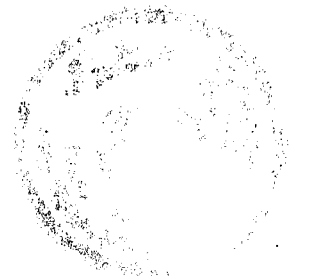
### 3.2.1.2. Isıl İşlem Uygulanamayan Dövme Alüminyum Alaşımları

Isıl işlem uygulanamayan dövme alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri soğuk şekil verme yöntemleriyle iyileştirilir. Bu amaçla bu tür alaşımlara uygulanan işlemler aşağıdaki simgelerle gösterilmektedir (Lawrance, 1982).

- H Bir soğuk işleme yöntemiyle gerinim- sertleştirilmiş
- H1X Sadece soğuk işlem görmüş, X yerine gelen 1 ile 8 arasındaki rakamlar sırasıyla en yumuşaktan en serte değişen durumları gösterir.
- H2X Soğuk işlenmiş ve kısmi tavllanmış.
- H3X Soğuk işlenmiş ve stabilize edilmiş.

Isıl işlem uygulanmayan dövme alüminyum alaşımlarının tipik özellikleri Tablo 3.4' te verilmiştir (Flinn et al, 1975).

Tablo 3.4' te görüldüğü gibi mekanik özellikler tavlı duruma göre daha iyi durumdadır. Isıl işlem uygulanmayan dövme alüminyum alaşımlarının mukavemetleri, saf alüminyuma kıyasla daha yüksektir. Bu nedenle kara, hava ve deniz taşımacılığında yük taşıyan elemanlarda kullanılırlar.



Tablo 3.5. Isıl işlem uygulanmayan dövme alüminyum alaşımlarının tipik özellikleri.

Alaşım No	Kimyasal Analiz, % (*)	Şartlar	Çekme Mukavemeti $\psi \times 10^3$ (†)	Akma Mukavemeti $\psi \times 10^3$ (†)	Yüzde Uzama	BHN	Tipik Kullanım Alanı
<b>İki-fazlı Dövme Alaşımlar</b>							
1060	Al min. 99.6	0	10	4	42	19	Levha, boru
		Sert H 18	19	18	6	35	
3003	1.2 Mn	0	16	6	30	28	Araba panelleri
		Sert H 18	29	27	4	55	
6061	2.5 Mg, 0.2 Cr	0	28	13	25	47	Otobüs karösöri, deniz uygulamaları
		Sert H 38	42	37	7	77	
5050	1.2 Mg	0	21	8	24	36	Levha, iç döşeme, gaz hatları
		Sert H 38	32	29	6	63	

\* Balans alüminyum

† 1psi =  $6.9 \times 10^{-3}$  MN/m<sup>2</sup>

Isıl işlem uygulanmayan dövme alüminyum alaşımlarının en belirgin özeliği soğuk işlenmiş durumda kazandıkları yeterli rijitlikleri ve yüksek korozyon dirençleridir. Al-Mg alaşımları hava ve deniz ortamlarında yüksek korozyon direncine sahiptir. Yüksek korozyon dirençleri Mg katılmasıyla sağlanır. Bazı türleri % 0.25'e kadar Cr ve % 0.5-1.0'a kadar Mn içerirler.

### 3.2.2. Dökme Alüminyum Alaşımları

Dökme alaşımlar genellikle kum döküm, pres döküm ve sabit kalıp yöntemleri kullanılarak dökülürler. Bu alaşımlar son derece yüksek fiziksel özellikler gösterir ve işlenmeye elverişlidirler. Dökme alaşımlar kaynak edilebilirler. Isıl işlem çok yaygın olarak dövme alüminyum alaşımlarına uygulanmakla birlikte, dökme alaşımların bir kısmına da uygulanabilir. Bu alaşım gurubunun özellikleri her ne kadar hafif bir döküm alaşımı yapısı sergiliyorsa da çok geniş bir şekilde taşıma sahasında kullanılmaktadırlar.

Dökme alüminyum alaşımları genellikle iki fazlıdır. Tablo 3.5' de iki fazlı dökme alüminyum alaşımlarından bazılarının işlem durumuna göre mekanik özellikleri verilmiştir. Bu alaşımların bazı bileşim özellikleri ısı işlemle veya ergimiş metali kalıba dökmeden önce döküm yapısında bir iyileştirme işlemi vasıtasıyla düzeltilebilir (Flinn et al, 1975).

**Tablo 3.5. Dökme alüminyum alaşımlarının tipik özellikleri.**

Alaşım No	Kimyasal Analiz, % (*)	Şartlar	Çekme Mukavemeti $\text{psix}10^3(\dagger)$	Akma Mukavemeti $\text{psix}10^3(\dagger)$	Yüzde Uzama	BHN	Kullanım Alanı
İki-fazlı Dökme Alaşımlar							
B195	4.5 Cu	Eriyik ısı işlemli (T4)	37	19	9	75	Uçaklardaki geçmeler, pompa gövdeleri
		Yaşlandırılmış (T6)	40	26	5	90	
356	7 Si, 0.4 Mg	Yaşlandırılmış T5	25	20	2	60	Oto taşıma gövdeleri, tekerlekler
		Yaşlandırılmış T6	38	27	5	80	
40E	5.5 Zn 0.6 Mn 0.5 Cr 0.15 Ti	Yaşlandırılmış T5	35	25	3	75	Makina parçaları Genel
108	3 Si, 4 Cu	Dökme (F)	21	14	2	55	
380	8 Si, 3.5 Cu	Dökme (F)	47	23	4	80	Kalıp döküm
390	17 Si, 1 Fe 4.5 Cu, 0.5 Mg	Dökme (F)	41	35	<3	120	Kalıp döküm

\* Balans alüminyum

† 1psi =  $6.9 \times 10^{-3}$  MN/m<sup>2</sup>

### 3.2.2.1. Isıl İşlem Uygulanan Dökme Alüminyum Alaşımları

Bu tür alaşımlarda mekanik özellikler ısı işlem vasıtasıyla iyileştirilir. Isıl işlem, tek fazlı bölgede bir çözündürme işleminden sonra su verme ve doğal yaşlandırma veya suni yaşlandırma işlemlerini kapsar.

Bu alaşımların esası Al-Cu-Mg alaşımlarıdır. Fakat bu alaşım gurubu 150 °C 'nin üzerinde mukavemetini yitirdiğinden I. Dünya Savaşı yıllarında İngiltere'de yeni özel alaşımlar

geliştirilmiş ve aşağıda kısaca tanıtılan bu alaşımlar gün geçtikçe sanayide büyük önem kazanmıştır (Ersümer, 1980; Tekin, 1982).

### Y Alaşımı :

Nikel içeren alüminyum alaşımları olarak da adlandırılan bu alaşımların bileşimi %4 Cu % 2 Ni, ve % 1.5 Mg şeklindedir. Bu alaşımın sertleşmesi  $CuAl_2$  ve  $NiAl_3$  fazlarının çökmesiyle oluşmaktadır. Bu alaşımın esas özeliği yüksek sıcaklıklarda mukavemetini yitirmemesidir. Bu nedenle alaşım yüksek sıcaklıkta çalışan parçalarda ve kolayca sıcak işlenebildiğinden özellikle dövülmüş ve preslenmiş uçak motor pistonlarında kullanılır. Dövme ve haddeme işlerine elverişlidir.

### RR Alaşımları :

Y alaşımından sonra İngiltere'de RR alaşımları adıyla bir dizi alaşım geliştirilmiştir. Bu alaşımların ;

- İki döküm alaşımları : RR 50 ve RR 53
- İki dövme alaşımları : RR 56 ve RR 59 olmak üzere başlıca dört türü vardır.

RR 50 ve RR 53 'ün kimyasal bileşimi :

	<u>RR 50</u>	<u>RR 53</u>
Bakır	1.30	2.00
Nikel	1.30	1.25
Magnezyum	0.10	1.60
Demir	1.00	1.40
Titan	0.18	0.10
Silisyum	2.20	1.25

şeklindedir.

### AP 33, APM ve W41 Alaşımları :

Islı işlemden sonraki mekanik özellikleri birbirinden oldukça farklı ve nispeten yeni bu alaşımlar günümüzde en ilginç olan alaşımlar arasında yer alır. Her üçü de titan içeren bu alaşımlar önemli mekanik özelliklerini, bu tane ufaltıcı elemana borçludurlar (Ersümer, 1980).



### 3.2.2.2. Isıl İşlem Uygulanmayan Dökme Alüminyum Alaşımaları

Bu alaşımlar genellikle rijitlikleri, sıvı haldeki akışkanlıkları ve yüksek korozyon dirençleri nedeniyle tercih edilirler. Bunun yanında dayanıklılık seçimde etkili bir özellik değildir. Döküm alaşımları aşağıdaki guruplar içinde incelenir (Tomashow, 1966).

#### Al-Si Alaşımları :

Isıl işlem uygulanmayan döküm alaşımlarının en önemli serisini Al-Si alaşımları oluşturur. Silisyum ile alaşım yapan alüminyum basit bir ötektik sistem oluşturur. Silisyumun ötektik konsantrasyonu % 11.6-11.7 dir. Al-Si alaşımlarının özellikle ötektik bileşimi, döküm sıcaklığındaki akışkanlıkları nedeniyle çok iyi döküm özelliklerine sahiptir. Korozyon özellikleri Al-Cu alaşımlarına göre daha iyidir. Al-Si alaşımının nispeten düşük olan mekanik özellikleri Mg ilavesi ile iyileştirilir.

#### Al-Cu Alaşımları :

Döküm alaşımları içinde eskiden beri en çok bilinen alaşım gurubunu oluşturan Al Cu alaşımı dökümler son yıllarda giderek azalan oranlarda kullanılmaktadır. Bakır alaşımının mekanik özelliklerini iyileştirmesine rağmen, akışkanlıkları Al-Si alaşımlarındaki gibi yüksek değildir. Genellikle kolayca işlenebilirler, fakat korozyon dirençleri düşüktür.

#### Al-Mg Alaşımları :

% 10 'a kadar Mg içeren Al-Mg alaşımları yüksek korozyon direncine sahiptir. Buna karşılık döküm özellikleri iyi değildir. Al-Mg alaşımlarının özelliklerini iyileştirmek için ilave edilen Mn çekme mukavemetini ve darbeye dayanıklılığı artırır. Bu tür alaşımlar yüksek korozyon direncine sahiptir.

#### Al-Zn Alaşımları :

İkili Al-Zn alaşımları ucuz olmasına karşılık, sıcakta gevrekleşmesi nedeniyle pek tercih edilmezler. Kullanılan türleri bakır içerir. Sıcak gevrekleşme ve yüksek katılma çekmesi nedeniyle pres döküm için uygun değildir. Dişli kutusu gibi rijitlik ve orta derecede dayanıklılık gerektiren yerlerde kullanılırlar. Yeni geliştirilmiş türlerin bileşimlerinde silisyum da yer alır. Bunlar taşıt parçaları, elektrik cihazları vb. yerlerde kullanılırlar (Burton et al, 1967; Ersümer, 1980).

### 3.3. Alaşım Elementleri ve Alaşım Elementlerinin Etkileri

Alüminyum birçok metal ile sıvı halde kolayca karışabilir. Birçok alaşımda metaller arası bileşikler oluşur ve alaşımın mekanik özellikleri önemli ölçüde iyileşir. Alüminyum; bakır, magnezyum, mangan, silisyum, çinko gibi elementlerle yüksek sıcaklıklarda yüksek katı çözünürlüğü, oda sıcaklığında ise düşük katı çözünürlüğü gösterir. Alaşım elementlerinin çözünürlük sınırları Tablo 3.6' da gösterilmiştir (Tekin, 1982).

**Tablo 3.6.** Alaşım elementlerinin alüminyumda çözünürlük sınırları

Alaşım elementi	Katılma sıcaklığında çözünürlük (%)	Oda sıcaklığında çözünürlük (%)
Cu	5.65	0.02
Mg	14.9	2.5
Mn	1.8	0.3
Si	1.65	0.1
Zn	8.2	2.0

Yüksek sıcaklıklarla oda sıcaklıklarındaki çözünürlükler arasındaki bu belirgin farklılıklar bu alaşım elementlerinin yer aldığı alaşımlarda çökeltme sertleştirmesini mümkün kılar. Dolayısıyla bu tür alaşımların mekanik özellikleri yaşlandırma işlemiyle iyileştirilebilir. Bunun yanı sıra alaşım elementleri iyi işlenebilirlik, korozyon direncini artırma gibi etkilere de neden olurlar.

#### 3.3.1. Bakırın Etkisi

Bakır alüminyum endüstrisinin hemen hemen başlangıcından beri en çok bilinen alaşım elementi olmuştur. Bakır düşük sıcaklıkta ısıl işlemle, yüksek sıcaklıklarda ise diğer alaşım elementleri ile meydana getirdiği ara fazlar vasıtasıyla malzemenin mukavemetini artırır. Al-Cu alaşımlarında faz oluşumları Tablo 3.7' de verilmiştir (Mondolfo, 1976).

Bakır ilavesi ile akıcılık artar, çekilme ve sıcak yırtılma azalarak döküm işi kolaylaşır. Bakır kopma mukavemeti, elastiklik sınırı ve özellikle sertlik gibi mekanik özellikleri önemli ölçüde artırır. Buna karşılık deformasyon kabiliyeti ve süneklik bakır yüzdesine göre tedricen azalır. Bu nedenle dövme alaşımlarda plastik şekil verme işlemini güçleştireceğinden %5 ' den fazla bakır kullanılmaz.

Alüminyum-bakır alaşımlarında alaşımların bileşim sınırları Tablo 3.8' de verilmiştir (Mondolfo, 1976).

Tablo3.7. Alüminyum bakır alaşımlarında faz oluşumları

Cu	katı çözeltide Cu < % 2	Cu > %2 CuAl <sub>2</sub>	Fe >> Si Cu <sub>2</sub> FeAl <sub>2</sub> veya (CuFe)Al <sub>6</sub>	Mg > 1/2 Si CuMgAl <sub>2</sub> veya CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub>	Mn >> Fe Cu <sub>2</sub> Mn <sub>3</sub> Al <sub>20</sub> veya (CuFeMn)Al <sub>6</sub>	Mg < Si Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>15</sub> veya (CuFeMn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>15</sub>	Ni > %0.1
Fe	Si > 2 Mg Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>8</sub> veya FeSiAl <sub>5</sub>	Cu <sub>2</sub> FeAl <sub>7</sub>	Fe >> Si veya (CuFe)Al <sub>6</sub> veya FeAl <sub>3</sub>	Mn > %0.1 (CuFeMn)Al <sub>6</sub> veya (CuFeMn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>15</sub>	Ni > %0.1 FeNiAl <sub>9</sub> veya (CuFeNi)Al <sub>6</sub> veya (CuFeNi) <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> veya Cu <sub>2</sub> (FeNi)Al <sub>7</sub>		
Si	Si > Fe FeSiAl <sub>5</sub> Katı çözeltide	Si < Fe, Mg > Si Mg <sub>2</sub> Si Si > 0.6 Mg < 1 Mg	Mg-Si Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>15</sub> Si-Mg	Mn > %0.1 (CuFeMn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>15</sub> Si < 0.6 Mg	Si >> Mg+Fe Si Cu < Mg		
Mg	Mg < %0.2 Katı çözeltide	Mg <sub>2</sub> Si Fe > Si	Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>15</sub> Fe < Si	CuMgAl <sub>2</sub> Fe, Si >> Mn	CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub> Ni > %0.1		
Mn	Mn < %0.2 Katı çözeltide	(FeMn)Al <sub>6</sub> Zn > %2	((CuFeMn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>15</sub>	Cu <sub>2</sub> Mn <sub>3</sub> Al <sub>20</sub>	Mn <sub>3</sub> NiAl <sub>16</sub>		
Zn	Zn < %2	Cu <sub>5</sub> Zn'Al <sub>3</sub>					
Ni	Cu >> Fe Cu <sub>4</sub> NiAl <sub>7</sub>	FeNiAl <sub>9</sub> veya (CuFeNi)Al <sub>6</sub> veya (CuFeNi)Al <sub>3</sub> veya Cu <sub>2</sub> (FeNi)Al <sub>7</sub>	Cu < 2Fe, Fe >> Si Mn > %0.1 Mn <sub>3</sub> NiAl <sub>16</sub>	Mn > %0.1			
Pb	Mg, Pb < %0.1 Pb	Bi < 0.1 Pb Mg > 1.7 Si Mg <sub>2</sub> Pb	Bi > 0.1 Pb BiPb <sub>3</sub>				
Bi	Pb > 0.2 Bi BiPb <sub>3</sub>	Pb < 0.2 Bi, Mg > 1.7 Si Bi <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub>					
Sn	Mg < 1.7 Si Sn	Mg >> 1.7 Si Mg <sub>2</sub> Sn					
Cd	Cd(?)						
Ti	TiAl <sub>3</sub> Katı çözeltide						
Ag	Ag < %0.3	Ag > %0.3 Ag <sub>2</sub> Al	Mg >> 1.7 Si (AgCuAl) <sub>49</sub> Mg <sub>32</sub> veya AgMg(?)				

**Tablo 3.8. Alüminyum-bakır alaşımlarında bileşim sınırları**

	Genel	%5Cu döküm	%8Cu döküm	>%10Cu döküm	%5Cu dövme	Düralüminler	Al-Cu-Ni
Cu	3-15	4-6	7-9	10-15	4-6	3.0-5	2-5
Fe	2.5'e kadar	1.5'e kasar	2.5'e kadar	2'ye kadar	0.7'ye kadar	0.7'ye kadar	1.5'e kadar
Si	4'e kadar	2'ye kadar	2'ye kadar	4'e kadar	2'ye kadar	1.0'a kadar	1.5'e kadar
Mg	6'ya kadar	6'ya kadar	7'ye kadar	0.5'e kadar	<0.1	0.4-1.7	0.1-2
Mn	1.5'e kadar	1'e kadar	1'e kadar	1.5'e kadar	1.5'e kadar	0.5-1.5	0.5'e kadar
Ni	2.5'e kadar	1'e kadar	1'e kadar	1.5'e kadar	1.0'a kadar	<0.2	0.5-2.5
Zn	3'e kadar	<0.2	3'e kadar	<0.2	<0.5	<0.2	<0.2
Sn	2'ye kadar	2'ye kadar	1'e kadar	<0.2	<0.1	<0.05	<0.05
Pb	4'e kadar	4'e kadar	1'e kadar	<0.1	1'e kadar	<0.05	<0.05
Bi	3'e kadar	3'e kadar	1'e kadar	<0.1	1'e kadar	<0.05	<0.05
Cd	2'ye kadar	2'ye kadar	0.5'e kadar	<0.1	2'ye kadar	<0.05	<0.05
Li	2'ye kadar	1'e kadar	<0.1	<0.1	2'ye kadar	<0.05	<0.05
Ti	0.5'e kadar	0.4'e kadar	0.4'e kadar	0.4'e kadar	0.1'e kadar	0.1'e kadar	0.1'e kadar
V	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar	<0.1	<0.1	0.2'ye kadar	<0.05	<0.05
W	0.3'e kadar	<0.05	<0.05	0.3'e kadar	<0.05	<0.05	<0.05
Ag	1.0'a kadar	1'e kadar	<0.05	<0.05	1'e kadar	<0.05	<0.05
Zr	0.5'e kadar	0.5'e kadar	<0.05	<0.05	0.5'e kadar	0.2'ye kadar	<0.05
Sb	0.5'e kadar	<0.05	0.5'e kadar	0.5'e kadar	<0.05	<0.05	<0.05
Cr	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar	0.2'ye kadar

Bakır alaşımın korozyon mukavemetini düşürür. Özellikle tavllanmış halde pitting oluşumuna neden olur. Yaşlandırma ile sertleştirildiğinde taneler arası kırılma ve gerilmeli korozyona hassasiyet oluşur. Bakır ilavesi ile alaşımın yoğunluğu ihmal edilemeyecek şekilde artar.

### 3.3.2. Magnezyumun Etkisi

Saf alüminyuma ilave edilen magnezyum bu malzemenin korozyona karşı olan mukavemet özelliklerini korumasının yanı sıra yüksek mukavemet, süneklik gibi mekanik özellikleri de geniş ölçüde iyileştirir. Kaynak kabiliyeti sağlamasının yanında malzeme yoğunluğunu da artırmaz.

Al-Mg alaşımının döküm özellikleri iyi değildir. % 10' a kadar Mg içeren döküm alaşımı yüksek mukavemet ve korozyon direncine sahip olmakla birlikte, erime ve dökmedeki teknolojik zorluklar bu alaşımın karmaşık parçalarda kullanılmasını engeller. Akıcılığı azdır, katılma aralığı geniş olduğundan sıcaklıkta kırılındır.

Al-Mg alaşımlarının özelliklerini iyileştirmek için ilave edilen manganez, çekme mukavemetini iyileştirir. Bu durum artan manganez miktarı ile kendini gösterir.



Al-Mg alaşımına ilave edilen silisyum döküm kabiliyetini artırır. Magnezyum silisür oluşturabilecek kadar Mg ve Si içeren alaşımlara ısıl işlem uygulanabilir ve kolay işlenebilirler. Bu tip alaşımların korozyon dayanımları da iyidir. Al-Mg-Si alaşımlarının mekanik özellikleri temper durumuna ve imalat şekline bağlı olarak Tablo 3.9' da verilmiştir (Üişik, 1978).

**Tablo 3.9. AlMg<sub>2</sub>Si Alaşımlarının Mekanik Özellikleri**

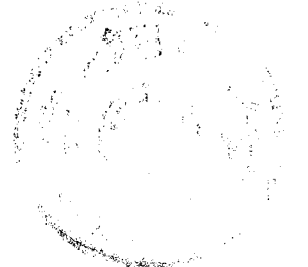
İmal şekli	Temper	Vickers sertliği (MN/m <sup>2</sup> )	ekme mukavemeti (MN/m <sup>2</sup> )	Akma mukavemeti (MN/m <sup>2</sup> )	% Uzama
Dövme	O	400-800	100-150	50-100	15-25
	T4	600-1000	120-250	70-150	15-25
	T6, T8	800-1200	200-450	150-350	6-20
Döküm	F	500-800	100-200	50-150	1-3
	T4	600-800	100-250	100-200	1-6
	T6	800-1100	200-350	200-300	0-2

### 3.3.3. Silisyumun Etkisi

Al-Cu alaşımlarından sonra en tanınmış alüminyum alaşımları Al-Si alaşımlarıdır. Bu alaşımlar alüminyumun bulunmasından beri tanındığı halde, ancak 1920' lerden sonra gelişmeye başlamış ve dökümcülüğe yarayan önemli sayesinde sanayide önem kazanmıştır. Silisyum, döküm alaşımlarda akışkanlığı artırmak ve sıcak yırtılmayı düşürmek için ilave edilir. Alüminyum-Silisyum döküm alaşımı % 5-14 Si içerir. İyi akıcılığı sayesinde çok ince ve geniş yüzeyli parçalarla, nisbeten karmaşık parçaların imaline olanak verir. Silisyumlu alaşımlar korozyona karşı, bakırlı alaşımlara oranla daha dayanıklıdır. Yoğunluğu bakırlı alaşımlardan daha azdır. Buna karşılık nispeten düşük çekme mukavemeti (18 daN/mm<sup>2</sup>) ve uzamaya sahiptir. Alaşıma bakır ve magnezyum gibi elementler katmak ve ısıl işlem uygulamak suretiyle mekanik özelliklerini yükseltmek mümkündür (Üişik, 1978).

### 3.3.4. Diğer Alaşım Elementlerinin Etkisi:

Mangan dökülebilirliği artırmak için demir ile birlikte kullanılır. Metaller arası bileşiklerin özelliğini değiştirir. ekmeyi azaltır, alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır. Çinko dökülebilirliği düşürür. Yüksek inkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çekmesi gösterirler. % 10 'dan fazla çinko içeren alaşımlar gerilmeli korozyon atlamaşı gösterirler. Çinko diğer alaşım elementleri ile birlikte dayancı çok artırır.



Demir alüminyumda doğal katkı elementi olarak bulunur. Az oranlarda bulunduğu bazı alaşımların sertlik ve dayancını artırır, dökümlerin sıcak çatlama eğilimlerini azaltır (Mondolfo, 1976; Tekin, 1982).

### 3.4. Alüminyum Alaşımlarının Simgeleme Şekli

#### 3.4.1. Dövme Alüminyum ve Alaşımları:

Dünyada en yaygın olarak kullanılmakta olan ve Amerikan Standartları Birliği tarafından belirlenmiş olan bu simgeleme şekli, dört rakamdan oluşan bir sayılama sistemi üzerine kurulmuştur. Tablo 3.10' da dövme alüminyum alaşımları için verilen simgeleme şeklinde görüldüğü gibi dört rakamla sayısal simgenin ilk rakamı ana alaşım elementinin cinsini gösterir (Flinn, 1975).

**Tablo 3.10. Dövme Alüminyum ve Alaşımlarının Simgeleme Şekli**

Simge	Temel Alaşım Elementi	Yapısı
1 XXX	Saf Alüminyum (Al >% 99)	-
2 XXX	Bakır	İki Fazlı
3 XXX	Manganez	Tek Fazlı
4 XXX	Silisyum	İki Fazlı
5 XXX	Magnezyum	Tek Fazlı
6 XXX	Magnezyum-silisyum	İki Fazlı
7 XXX	Çinko	İki Fazlı
8 XXX	Diğer Elementler	-
9 XXX	Kullanılmayan Dizi	-

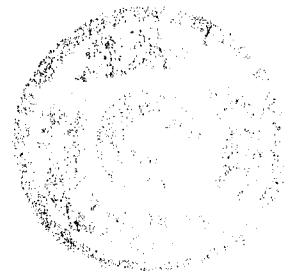
Saf alüminyum için son iki rakam alüminyumun minimum saflık değerini gösterir. İkinci rakam ise özellikle denetlenen katkı elementlerinin sayısını verir. 2XXX 'den 8XXX 'e kadar olan dizilerde ilk rakam ana alaşım elementinin cinsini, ikinci rakam ise değişimleri simgeler. Özgün alaşımda bu ikinci rakam sıfırdır. Özellikle denetlenen katışıkların sayısı 1 ile 9 arasında bir rakamla, simge sayısının ikinci rakamı olarak kullanılır. Son iki rakamın özel bir anlamı yoktur, yalnızca alaşımı o dizide yer alan diğer alaşımlardan ayıran sıra sayısı olarak kullanılır. 9XXX dizisi ise yalnızca deneysel olarak geliştirilmekte olan yeni alaşımlar için kullanılır.

Dökme alüminyum ve alaşımları için kullanılan simgeleme şekli de dövme alüminyum ve alaşımlarına benzer. Dört rakamlı simgelemede tek fark dördüncü rakamın üçüncüden bir nokta ile ayrılmasıdır. Tablo 3.11 dökme alüminyum ve alaşımlarının simgeleme şeklini gösterir (Tekin, 1982).

**Tablo 3.11. Dökme Alüminyum ve Alaşımlarının Simgeleme Şekli**

Simge	Temel Alaşım Elementi
1XX.X	Alüminyum (Al > % 99.00)
2XX.X	Bakır
3XX.X	Silisyum-bakır ve/veya magnezyum
4XX.X	Silisyum
5XX.X	Magnezyum
6XX.X	Kullanılmayan dizi
7XX.X	Çinko
8XX.X	Kalay
9XX.X	Diğer elementler

1XX.X için ikinci ve üçüncü rakamlar alüminyumun % 99.00 'dan daha yüksek olan saflık derecesini belirler. 2XX.X 'den 9XX.X 'e kadar olan dizilerde ilk rakam ana alaşım elementini belirtir. Bu alaşımların tümünde son rakam 0 ise parça döküm, 1 ise ingot olduğunu belirtir.



## 4.0. GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI - KIRILMA MEKANİĞİ İLİŞKİSİ

### 4.1. Kırılma ve Kırılma Çeşitleri

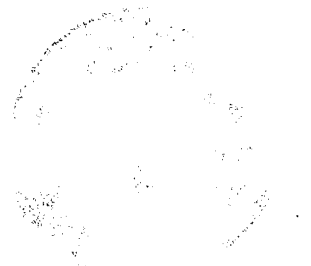
Kırılma en genel haliyle, çeşitli zorlamalar altında malzemelerin birden fazla parçaya ayrılması olarak tanımlanabilir. Kaza sonucu otomobillerde ön camların kırılması, petrol tankerleri gibi büyük gemilerin felakete yol açacak şekilde parçalanması istenmeyen kırılmaların belirgin örneğidir. Kırılma nasıl ve niçin meydana gelirse gelsin, sonuç olarak önce tek olan katıdan en az iki fiziki parçadan oluşan son derece yeni yüzeyler yaratır.

Kırılma, katı içinde bir yerde kusur veya bir çatlaktan kaynaklanır ve gerilmeler çatlak ilerlemesine neden olur. Teorik olarak, çok özel malzemeler dışında bünyesinde herhangi bir mikro çatlak veya kusur içermeyen kusursuz bir katı cisim üretmek imkansızdır. Oysa mikro çatlakların nasıl başladığını açıklamak için kullanılan dislokasyon teorisi kavramını içeren bazı modellere göre, makro çatlakların oluşması bu tür inklüzyon kaynaklarından ileri gelmektedir. Burada asıl amaç çatlakların nasıl ve niçin meydana geldiğini açıklamaktır.

Bu konuya diğer bir yaklaşım doğrusal elastik kırılma mekaniği başlığı altında olup, burada değişik boyutlardaki çatlak uçları etrafındaki gerilme alanları ve biçimleri tarif edilmiştir (Caddell, 1980). Kırılma ise, kırılma mekaniğini de içeren karalı ve kararsız çatlak ilerlemesinin koşullarını inceleyen daha geniş bir bilim dalıdır.

Kırılma türlerini sınıflamak için başlıca üç yöntem vardır. Birincisi kırılma mekaniği ile ilgili olan ve uygulanan yükler ile, bu yüklerin kırılma anında iç yapıdaki etkilerini önemsiyerek yapılan sınıflama olup, sürünme kırılması ve yorulma kırılması bu türe örnek olarak gösterilebilir. İkincisi malzeme kırılırken oluşan kalıcı biçim değişikliklerinin miktarı ile ilgilidir. Taneler arası kırılma ve taneleri keserek kırılma buna örnek verilebilir. Sonuncu sınıflandırma ise kırılma sırasında malzeme iç yapısının alacağı görüntü ile ilgilidir. Ayrılma kırılması ve kayma kırılması buna örnek gösterilebilir. Bu üç tür sınıflandırma sonucunda kırılma, gevrek ve sünek kırılma olmak üzere ikiye ayrılır.

Sünek kırılmada daha fazla kalıcı deformasyon görülecektir. Deformasyon miktarı, kırılma sonrası malzemedeki kesit azalması veya gerilim doğrultusunda olan boy uzaması ölçülerek belirlenebilir. Kristalografik anlamda sünek kırılmalar genellikle atom düzlemlerinin diğerlerine göre kayması sebebiyle meydana gelir. Kırılma, uygulanan gerilimle doğru orantılı ve yavaş, kırılma yüzeyleri lifli olmaktadır.





Gevrek kırılmada ise, kalıcı deformasyon yok denebilecek kadar azdır. Gevrek kırılmalar kristalografik anlamda, komşu atom düzlemlerinin çekme gerilmesinin etkisiyle tamamen ayrılmasıyla oluşur. Çatlak büyümesi çok hızlı ve yüzey enerjisi ile olmaktadır. Başka bir deyişle çatlak oluşuktan sonra büyümesi için sürekli dış gerilime gerek yoktur. Kırılma yüzeyi parlak ve düzgündür (Atalay, 1981).

#### 4.2. Kırılma Mekanîği

Kırılma mekanîği özellikle son kırk yılda kuramsal ve deneysel olarak üzerinde en çok çalışılan mühendislik dallarından biri olmuş ve mühendislik uygulamalarında gerekliliği tartışılmaz kabul edilmiştir.

Birçok gemide ve uçakta kullanılan çelik ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı parçaların felaketlere yol açacak biçimde kırılmaları bilim adamlarını bu konuda çalışmaya zorlamıştır. Sonraları artan bu ilgiyi, bilinen malzemelerle daha dayanıklı mühendislik yapıları oluşturmayı amaçlayan günümüz teknolojisi daha da yükseltmiştir. Boru hatları, gemiler, basınçlı kaplar ve uçak konstrüksiyonları gibi tasarımlarda kullanma süreçleri ya da emniyetli yük tekrar sayısının saptanmasında, belirli koşullar altında belirli hata ve kusurları içeren parçaların kullanılabilirliği kırılma mekanîği parametrelerinin bilinmesi ile mümkün olur.

Kırılma mekanîğinin en önemli yönü, gerilme altındaki malzemelerde çatlak ve gerilme konsantrasyonunu artırıcı faktörleri göz önüne alarak kırılma problemlerini incelemesidir. Bu nedenle kırılma mekanîği analizi ile hem malzemenin kırılma nedenlerinin anlaşılması, hem de imalat ve kullanılma sırasında herhangi bir çatlak oluşumunun önlenmesi amaçlanmaktadır (Wei, 1979).

Endüstriyel uygulamalarda oluşan kırılmanın nedenleri araştırıldığında olayı etkileyen birincil üç önemli parametrenin kırılma tokluğu ya da gerilim şiddeti faktörü, çatlak uzunluğu ve uygulanan gerilme veya akma dayanımı olduğu saptanmıştır. Bunların yanında ikincil üç önemli parametre ise sıcaklık, biçim değiştirme ya da yükleme hızı ve gerilme birikimleridir.

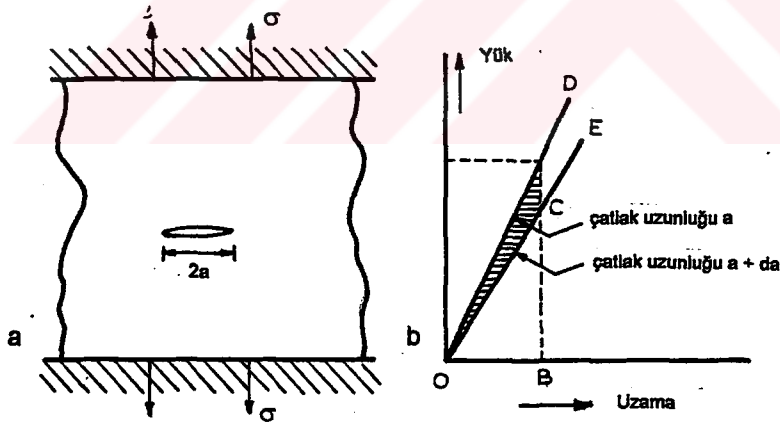
Bu parametrelere göre kırılma mekanîğinin esasını "makina elemanı ömrünün başlıca etkeni olan süreksizlik ve dokusal homojensizliği kabul ederek, malzeme içinde doğal olarak bulunan mikro çatlakları vb. kusurları açıklamak için bir yöntem geliştirme" oluşturmaktadır.

#### 4.2.1. Kırılma Mekanizmasının Teorik Esasları

##### 4.2.1.1. Griffith Yaklaşımı

Gevrek kırılma karmaşıklığı ve doğurduğu sonuçların tehlikesi yüzünden araştırmacılara her zaman daha ilginç gelmiştir. İlk kez 1920' lerde Griffith tarafından temeli atılan gevrek kırılma kavramı, gerçekte 1913 yılında Inglis' in açıkladığı eliptik çatlaklar etrafında oluşan gerilim birikimleri ile ilgili tezlere dayanmaktadır (Inglis, 1913; Griffith, 1920).

Griffith, ideal bir gevrek malzeme için gevrek kırılma kriterini, serbest kalan elastik enerjinin karşılığı olan yüzey enerjisi ile ifade etmiştir. Sabit bir " $\sigma$ " dış gerilmesi altında bulunan "1" birim kalınlığındaki sonsuz büyüklükte bir levha alınsın ve levha üzerine " $2a$ " uzunluğunda bir çatlak açılsın (Şekil 4.1a). Yük etkisinde yer değişimi Şekil 4.1b' de gösterilmiştir. Levhanın içerdiği elastik enerji şekilde OAB alanı olarak gösterilmiştir. Çatlak " $da$ " kadar büyüdüğünde levhanın mukavemeti düşecektir (OC çizgisi). Bu durum levha ucunda etkidiği düşünülen yükte biraz gevşeme olduğu anlamına gelir. Sonuç olarak elastik enerji içeriği şekilde OCB ile gösterilen alana düşecektir. Çatlak uzunluğunun " $a$ " dan " $a+da$ " ya ilerlemesi sonucunda, serbest kalan elastik enerji şekilde OAC büyüklüğündeki alana eşit olacaktır.



Şekil 4.1. Griffith yaklaşımı için : a. Uçları sabitlenmiş çatlaklı levha  
b. Elastik enerji değişimi

Levha daha yüksek bir gerilme ile gerilirse, çatlaktaki " $da$ " miktarı büyüyeceğinden serbest kalan enerji daha büyük olacaktır. Griffith, çatlak büyümesiyle serbest kalan enerji, çatlak büyümesi için gereken enerjinin tamamını temin için yeterliyse çatlak ilerlemesinin oluşacağını

ifade etmiştir. Son durum sorun olmuyorsa gerilme artacaktır. Şekilde ODE üçgeni çatlak büyümesindeki faydalı enerji miktarını gösterir (Broek, 1982).

Çatlak büyümesi için koşul:

$$\frac{dU}{da} = \frac{dW}{da} \quad (4.1)$$

dır. Burada U elastik enerji, W çatlak büyümesi için gerekli enerjidir (Broek, 1982) Elastik enerjideki değişim için, düzlem gerilme durumunda;

$$\Delta U = \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \quad (4.2)$$

ve düzlem gerilim durumunda ise;

$$\Delta U = (1 - \nu^2) \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \quad (4.3)$$

elde edilir. "4a.l" büyüklüğünde her iki yeni çatlak yüzeyinin (2f) oluşumu;

$$W = 4a \gamma \quad (4.4)$$

değerinde bir yüzey enerjisi gerektirir. Burada  $\gamma$  izafi yüzey enerjisini ifade etmektedir. Eğer çatlak ilerlemesinde elastik enerji değişimi;

$$\frac{d(\Delta U)}{df} = \frac{d(\Delta U)}{2da} \quad (4.5)$$

kırılma yüzeyinin yeni oluşumu için gerekli yüzey enerjisi

$$\frac{dW}{df} = \frac{dW}{2da} \quad (4.6)$$

değerine sahipse, bir çatlağın ilerlemesi mümkün olur. Örneğin düzlem gerilme durumu için;



$$\frac{d(\Delta U)}{2da} = \frac{dW}{2da} = \frac{\pi a \sigma^2}{E} = 2\gamma \quad (4.7)$$

olur.  $\sigma$  çekme gerilmesi altında zorlanan levhada, çatlak uzunluğu yukarıdaki eşitlikte tespit edilmiş olan  $a_c$  kritik çatlak uzunluğunu (Griffith uzunluğu) aşarsa, kırılma olayına daha fazla enerji miktarı iştirak etmediği halde çatlak ilerler. Enerjinin çatlak uzunluğu ile değişimini gösteren Şekil 4.2' de metastabl denge maksimum konumu gösterir. Bu durumda kritik çatlak uzunluğu için;

$$a_c = \frac{2\gamma E}{\pi \sigma_c^2} \quad (4.8)$$

elde edilir. Buna göre çatlak oluşumu için gerekli gerilme düzlem gerilme için;

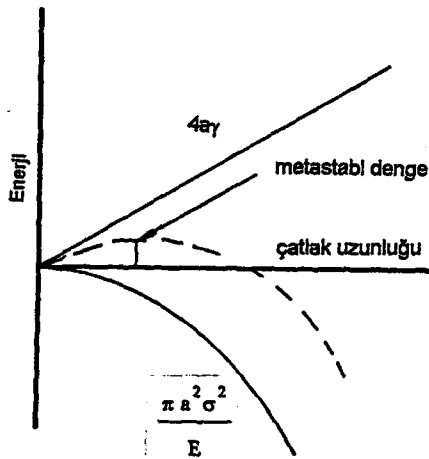
$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi a_c}} \quad (4.9)$$

ve düzlem gerilim için ise;

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi a (1 - \nu^2)}} \quad (4.10)$$

olur (Vardar, 1988). Burada  $\sigma_c$ : Çatlak ilerlemesine neden olan gerilme, E: Elastisite modülü,  $\gamma$ : İzafi yüzey enerjisi,  $\nu$ : Poisson oranı, a : Çatlak boyunun 1/2 sidir.

Griffith denklemine göre, kırılmaya sebep olan gerilme değeri  $\sigma_c$  mevcut çatlakın boyu ile ters orantılıdır.



Şekil 4.2. Çeşitli enerji bileşenlerinin çatlak uzunluğu ile değişimi

Bu çalışmanın en önemli noktaları şu şekilde özetlenebilir. Gerilim uygulanan sonsuz bir plakada varolan çentikler ve çizikler etrafındaki yöresel gerilimler, uygulanan gerilimin birkaç katı olabilirler. Buna göre katılarda kırılma için en uygun ve zayıf noktalar bu ufacık çatlak, çizik vb. yapı bozukluklarıdır. Gerilim birikimlerinin yoğunluğu çatlak ve bozuklukların büyüklüklerinden çok şekilleriyle ilgilidir. Çatlak uçlarının çapları küçüldükçe ve çatlaklar daraldıkça, yöresel gerilim birikimleri büyüyecektir.

Tüm bu bilgileri kullanarak oluşturduğu ve kendi adıyla anılan kuramında Griffith, (1920) gevrek kırılmayı enerji kavramını da kullanarak şu şekilde açıklamıştır:

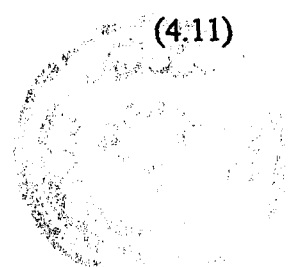
Gerilim birikimleri ile büyüyen çatlaklar iki yeni yüzey oluşturur ve bunların oluşması için harcanan enerji elastik yüzey enerjisi olarak açığa çıkar. Kırılma, bu enerjinin yeni yüzeyler açmak için gerekli olan özgül enerjiden fazla olduğu zaman gerçekleşmektedir.

Bu bilgilere göre gevrek malzemede kırılma olayı şu şekilde özetlenebilir: Çevre şartlarından ve mekanik etkilerden özel olarak korunmayan gevrek malzemeler, gerilmeler altında kuramsal dayanımlarına ulaşmadan önce kırılırlar. Bunun nedeni malzemelerin içinde veya yüzeyinde oluşan kılcal çatlaklar, çizikler vb. bozukluklar etrafında oluşan gerilim birikimlerinin normal gerilimin birkaç katı fazlalaşarak, dayanımın ve yeni yüzeyler açmak için gerekli özgül yüzey enerjisinin üstüne çıkmasıdır (Atalay, 1981).

Teknik olarak gevrek malzemelerde makroskopik çatlakların bulunması halinde kırılma gerilmesinin hesaplanması için Griffith bağıntısı kullanılırsa, örnek olarak deney sırasında daha fazla enerji transformasyonu gerektiren camlarda deney ve hesapla elde edilen değerler arasında sapmalar ortaya çıkar. Bunun yanı sıra çatlak ucu civarındaki plastik deformasyonun oluşumu için gerekli olan enerji miktarı önemli husustur. Kırılma olayında, olaya iştirak eden enerji miktarı tam olarak belirlenemediğinden, Griffith enerji yöntemi geniş bir şekilde teknikte kullanılan malzemelerin kırılma davranışlarını açıklamakta yeterli olamaz (Sungur, 1984).

Orawan (1949), Griffith'in geliştirdiği bu kuramı sünek malzemelere de uygulamak için 4.9 no' lu ifadeye plastik deformasyonu ifade eden bir kalıcı şekil değiştirme katsayısı ( $\gamma_p$ ) ilave etmiştir. Bu durumda;

$$\sigma = \sqrt{\frac{2(\gamma + \gamma_p)E}{\pi a}} \quad (4.11)$$



olmaktadır. Gevrek davranış gösteren sünek malzemelerde kırılma olayındaki enerji kavramı en iyi şekilde Irwin tarafından ifade edilmiştir. Irwin (1948), Griffith'e benzer şekilde "I" birim kalınlığında ve içinde çatlak bulunan büyük bir levha üzerinde, elastik enerjiden giderek bir parametre elde etmeye çalışmıştır. Levhaya çatlağa dik doğrultuda bir  $\sigma$  dış gerilmesi etkideğinde, çatlağın ilerlemesi halinde;

$$\frac{d(\Delta U)}{df} = \frac{d(\Delta U)}{2da} = G \quad (4.12)$$

değerinde elastik enerji değişimi olur. Bu değer Irwin tarafından çatlak ilerleme kuvveti olarak ifade edilmiştir. Zira  $G$  çatlağın levhanın henüz kırılmamış bölgesine ilerlemesine neden olabilecek büyüklüğü ifade eder.

(4.1) no' lu denklemde  $\frac{dU}{da}$  yerine  $G$  yazılırsa;

$$G = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad (4.13)$$

elde edilir. Çatlak ilerlemesi için tüketilen enerji  $R = \frac{dW}{da}$  ile gösterilir ve çatlak dayancı olarak adlandırılır. Çatlak oluşumu için gerekli enerjinin ilk yaklaşımda her  $da$  artışı için aynı olduğu farzedilir. Bu  $R$ 'nin sabit olduğu anlamına gelir. Denklem 4.1' deki enerji durumuna göre, çatlak ilerlemesi için  $G$  en azından  $R$ 'ye eşit olmalıdır.  $R$  sabitse, bu  $G$  çatlak ilerleme kuvvetinin kritik  $G_{IC}$  değerini aşması anlamına gelir. Bu durumda sırasıyla düzlem gerilme ve düzlem gerinim şartlarında;

$$G_{IC} = \frac{\pi a \sigma_c^2}{E} \quad \text{veya} \quad G_{IC} = (1 - \nu^2) \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad (4.14)$$

olursa çatlak ilerlemeye başlar. Griffith denklemi çok gevrek bir malzeme olan cam için çıkarmıştır. Bu yüzden  $R$ 'yi sadece yüzey enerjisinden ibaret olarak farzetmiştir. Oysa metaller gibi sünek malzemelerde çatlak ucunda plastik deformasyon oluşmaktadır. Çatlak ucunda plastik bölge oluşturmak için gerekli enerji, çatlak ilerlemesi için gerekli olan enerji gibi değerlendirilmelidir. Bunun anlamı metaller için  $R$  çoğunlukla plastik enerji olarak değerlendirilir ve yüzey enerjisi çok küçük olduğundan ihmal edilebilir. Çatlak ilerlemesi için gerekli kriter enerji kriteridir başka bir kritere gereksinim yoktur.

Denklem 4.14' de görülen " $a.\sigma^2$ " değeri kritik bir değere ulaştığında, kritik  $G_{IC}$  değeri elde edilmektedir. bu büyüklüğe iç çatlaklı büyük bir levha örneğinin geometrik durumundan dolayı gelen " $\pi$ " faktörü dahil edilirse ;

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (4.15)$$

yazılarak düzlem gerilme ve düzlem gerinim için sırası ile aşağıdaki denklemler elde edilir .

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad \text{ve} \quad G_{IC} = (1 - \nu^2) \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (4.16)$$

K büyüklüğü kırılma mekaniğinde önemli bir rol oynar ve çatlak ilerlemesi anındaki kritik değerine kırılma tokluğu veya kritik gerilim şiddeti faktörü  $K_C$  adı verilir. K nın boyutu  $MPa\sqrt{m}$  ,  $kp / mm^{3/2}$  veya  $kp / mm^{3/2}$  şeklinde olabilir (Vardar, 1988).

#### 4.2.2. Kırılma Mekaniği Yaklaşımları

Alüminyum alaşımlarında ortamdan kaynaklanan çatlak büyümesine neden olan gerilme genellikle malzemenin akma gerilmesinden daha küçüktür. Bu nedenle doğrusal elastik kırılma mekaniği (DEKM) analizinin kullanılması uygun olmaktadır. DEKM 'nin temel prensibi, çatlak ucundaki gerilim şiddeti hemen hemen kırılma tokluğu  $K_{IC}$  değerine eşit olduğunda veya bu değeri aştığında kararsız mekanik çatlak ilerlemesinin oluşmasıdır.

Tanımlandığı gibi GKÇ kritik değerden daha küçük gerilim şiddetlerinde oluşmaktadır. Sürekli gerilme altında ortamdan kaynaklanan kritik altı çatlak büyümesi için de GKÇ ifadesi kullanılmıştır. Taneler arası korozyon, korozyonlu yorulma ve sürünmeden dolayı oluşan çatlak büyümesi bu tanımın dışındadır.

Griffith tarafından temeli atılan kırılma mekaniği ilk olarak 1920 'lerde camlar için uygulanmış ve oldukça pratik olduğundan mühendislikte geniş bir kullanım alanı bulmuştur. 1930' ların sonuna doğru ve 1940 'ların başlarında Irvin tarafından gemilerin çelik gövde kaynağında karşılaşılan kırılma problemlerinin çözümü için kullanılmıştır. Uçak endüstrisi çatlak mukavemeti analizi kavramı ile, ilk olarak 1950' lerde ticari taşıma jeti Comet tarafından tanışılmıştır. Hemen hemen aynı zaman periyotlarında büyük roket motorlarında kırılma problemi sorununu çözmek için kırılma mekaniği kullanılmıştır. Lineer elastik kırılma mekaniğinin gerilmeli korozyon çatlak büyümesini incelemek amacıyla ilk kullanımı 1965'li yıllara dayanmaktadır (Fitch, 1972).

Kırılma mekaniği yaklaşımı zaman içinde önemli gelişmeler kaydetmiş ve ilk zorluklar aşıldıktan sonra bu yaklaşım gelişerek dizayn ve araştırmalarda çıkabilecek gerilmeli korozyon problemlerinde önemli bir eleman olmuştur. Bu alanda düzenli gelişmeler sağlayan standart test yöntemleri geliştirilmiştir.

Kırılma emniyeti ve emniyetli ömür bir çok endüstri dalında benimsenmiş olup özellikle havacılık endüstrisinde modern dizayn felsefesinin temelini oluşturur. Bu esasların her ikisinde de çatlaklar yapı içerisinde kendiliğinden mevcut olabileceği gibi servis sırasında da başlayabilir ve gerilmeli korozyon çatlaklarının büyümesi kırılma ile sonuçlanır. İçerisinde çatlak veya çatlığa neden olacak kusurlar içeren bir parçanın yük dayanma kapasitesi veya mukavemeti malzemenin kırılma tokluğunun bir fonksiyonudur.

Gerilmeli korozyon koşullarında hizmet gören parçaların ömrü konusunda gerçekçi tahminlerde bulunmak için çatlak büyüme hızının mekanik parametreler cinsinden tanımlanması gerekmektedir. Bunların en önemlisi DEKM parametresi olan gerilim şiddet faktörü  $K'$  dir. Gerilim şiddeti faktörü çatlak çevresindeki gerilim ve gerinimlerin dağılımlarını tanımlar ve parçaya uygulanan gerilim parçanın içerdiği çatlakların uzunluğu ve diğer geometrik faktörler tarafından ifade edilir. Bu amaçla  $K_1$ ' in kullanılması ve yaklaşımın gerekçesi ilk olarak Johnson ve Paris ile Wei tarafından ele alınmış ve daha sonraları Smith, Novak ve Rolfe tarafından doğruluğu deneysel olarak kanıtlanmıştır (Wei, 1979).

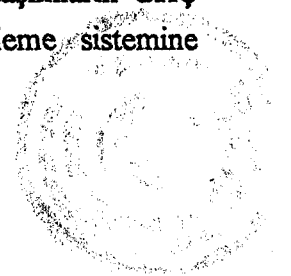
Bir alışımda GKÇ 'na karşı dayanç sağlamak amacıyla izlene gelmiş yaklaşımları üç grupta toplamak mümkündür:

1-Çatlaksız numunelerle ölçülen kırılma zamanı.

2-Çatlaksız veya ön çatlaklı numunelerle saptanan GKÇ 'nın kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilim veya bir kırılma mekaniği parametresi olan gerilim şiddet faktörü.

3-Genellikle kırılma mekaniği parametrelerine bağlı olarak ölçülen ve ifade edilen çatlak büyüme hızı.

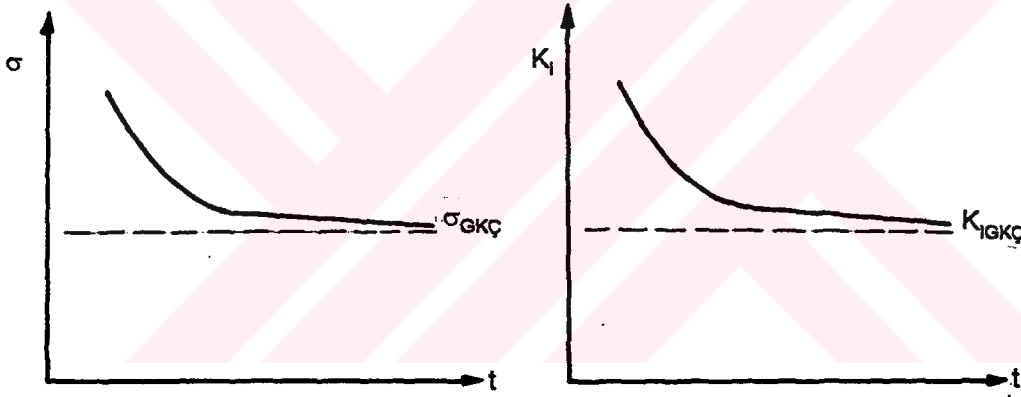
Çatlaksız numuneler ile ölçülen kırılma zamanı GKÇ dayancının dolaylı bir ölçüsü olmakla beraber karmaşık bir içeriğe sahiptir. Çünkü numune ömrü olarak tanımlanan bu süre çatlığın oluşumuna kadar geçen zaman ve çatlak büyümesinin kırılmaya dek aldığı zamanın toplamıdır. Belirtilen bu iki süre değişik alışı-ortam sistemlerinde farklı olduğundan, alışımların GKÇ dayancı açısından kıyaslanmasına imkan verecek uluslararası bir endeksleme sistemine ulaşamamıştır.





Şu ana kadar elde edilen verilere göre GKÇ ' nin oluşamayacağı en küçük gerilim şiddeti faktöründen söz etmek mümkün değildir. Çünkü bu tür veriler süreye bağlı büyüklükler olarak ortaya çıkmaktadır. Ancak belirli bir süreden sonra bu değişimin çok yavaşladığı da bir gerçektir (Şekil 4.3). GKÇ ' nin kırılmaya neden olmadığı en yüksek gerilim ( $\sigma_{GKÇ}$ ) veya gerilim şiddeti faktörü ( $K_{IGKÇ}$ ), parçalar için ön görülen tasarım ömürleri ile uyumlu olarak ele alındığında anlamlı ve tasarımcı için yararlı bir yaklaşım olarak ortaya çıkmaktadır.

Çatlak büyüme hızı, kırılma zamanı gibi GKÇ dayancının doğrudan bir ifadesi değildir. Diğer yandan GK çatlama servisinde beklenmedik malzeme kırılmalarına yol açmasının önlenmesi, çatlak büyüme kinetiğinin güvenilir bir düzeyde tanımlanmasını gerektirmektedir. Buradan sonuç olarak tasarımcı için önemli olan  $K_{IGKÇ}$  ve çatlak büyüme hızlarının ölçülmesi, ifadesi ve tasarıma aktarılmasında yararlanılan bilimsel alt yapı kırılma mekaniğidir. Bu amaçla kullanılabilir kırılma mekaniği yaklaşımları öncelikle yüksek mukavemetli malzemelere uygulanan "Doğrusal Elastik Kırılma Mekaniği" ve orta ve özellikle düşük mukavemetli malzemelere uygulanan "Elastik-Plastik Kırılma Mekaniği" dir (Doruk; Sarıoğlu, 1988).



Şekil 4.3. GKÇ'nin kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilim ( $\sigma_{IGKÇ}$ ) ve gerilim şiddeti faktörü ( $K_{IGKÇ}$ ).

Kırılma mekaniği, kırılma kopması ile sonuçlanan mekanik yöntemlerin matematiksel analizidir. Genel olarak analiz katı cisimlerin mekaniğinde kullanılan; örneğin elastiklik teorisinde kurulan yöntemlere dayandırılır. Kırılma mekaniği analizi DEKM adı verilen elastiklik teorisine dayanmaktadır. DEKM sadece çatlak ucu civarında sınırlı bir plastik deformasyon olduğu sürece kullanılmaktadır. Plastik deformasyon miktarı çok aşırıysa elastik davranış tavrı nedeniyle hatalar kabul edilebilirlerden çok büyük olacaktır. Bu durumda elastik-plastik kırılma mekaniği (EPKM) kullanılmaktadır.

Gerçekte EPKM de kırılma kavramına dayanmaktadır, fakat o malzemenin gerilme-uzama eğrisinin doğrusal olmadığını varsayar. Bu nedenle daha doğru bir anlatımla buna doğrusal olmayan elastik kırılma mekaniği adı verilebilir.

Çatlama ile ilgili kırılma mekaniği analizinden bazen, kritik altı kırılma mekaniği olarak da söz edilmektedir. Bu durumda ayrılma veya çukurlaşma kopmasının neden olduğu kırılma kritik durum olarak değerlendirilir.

Genelde çatlakta oluşması istenen plastik deformasyon miktarı çok küçük olduğundan çatlak büyümesi için DEKM kavramı kullanılır. Sürünme kırılması EPKM kavramının kullanıldığı nadir durumlardan biridir (Broek, 1986).

Kırılma mekaniği yaklaşımları, çatlak ucundaki gerilim şiddeti faktörü, çatlak uzunluğu ve uygulanan gerilmeye dayanarak malzeme güvenliği açısından somut bir değerlendirme sağlar. Yukarıda da açıklandığı gibi kırılmanın karakterine bağlı olarak iki kısımda incelenmektedir:

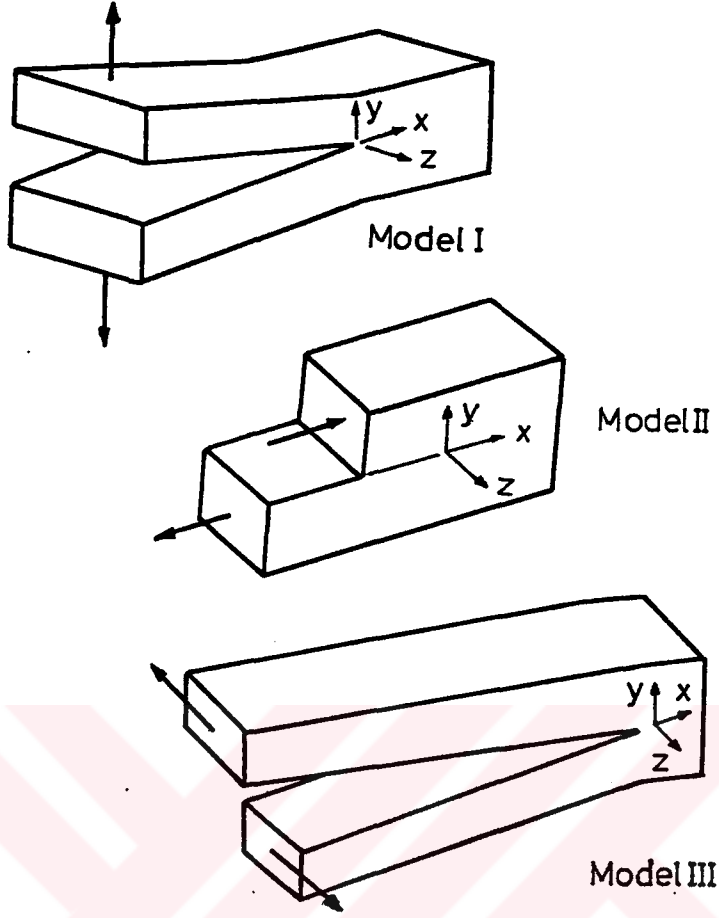
- a) Doğrusal- elastik kırılma mekaniği (DEKM)
- b) Elastik-plastik kırılma mekaniği (EPKM).

#### 4.2.2.1. Lineer Elastik Kırılma Mekaniğinde Çatlak Oluşum Modelleri

Lineer elastik kırılma mekaniği, kırılma analizine yaklaşım sağlayan üç varsayım içerir;

- i) Malzeme içerisinde çatlak vb. kusurlar doğal olarak mevcuttur.
- ii) Çatlak tümüyle elastik bir gerilme alanında bulunan düz ve bağımsız bir iç yüzeydir.
- iii) Çatlaklı malzemede çatlağın hızla ilerlemesi sırasında serbest kalan enerjinin depo edilen miktarı, parça boyutundan bağımsız bir malzeme özeliğidir.

Bu konuda English, daha sonra Westgaard ve en son Irwin tarafından yapılan araştırmalar sonucu çatlak içeren bir katı cisim Şekil 4.4' de gösterilen üç farklı modelde gerilebilmektedir. Normal gerilmelerin etkili olduğu ve "açma modeli" olarak adlandırılan model I 'de çatlak yüzeylerinin yer değiştirmesi çatlak düzlemine diktir. I nolu yükleme şekli diğerlerinden daha fazla olan teknik öneminden dolayı en çok araştırılan zorlanma şeklidir. Sadece bu yükleme şekli için test standartları geliştirilmiştir. Düzlem kayma ile sonuçlanan model II veya diğer adıyla "kayma modeli" nde yükleme şekli çatlak düzlemine paralel kayma zorlanması şeklindedir. Model III veya diğer adıyla "yırılma modeli" düzlem kayma nedeniyle olmaktadır. Bu model ince sacların yırılmasında önemli rol oynar. Görüldüğü gibi II ve III nolu yükleme şekillerinde çatlak yüzeylerinin birbiri üzerinde kayması söz konusu iken, I nolu yükleme



Şekil 4.4. Doğrusal elastik kırılma mekaniği analizinde kullanılan üç yükleme modeli.

şeklinde kırılma yüzeyleri birbirinden uzaklaşmaktadır ve ayrıca korozif bir ortamın mevcut olması halinde, bu ortamın etkisi de kolaylaşır. Bu nedenle GKÇ da düzlem gerinim şartları altında yüklenen bu modelin esas alındığı tipik uygulamalardan birisidir (Broek, 1982).

#### 4.2.2.1.1. Model I İçin Elastik Çatlak Ucu Gerilme Alanı

##### i) Airy Gerilme Fonksiyonu

Gerilme etkisindeki bir katı cisimde X,Y,Z koordinat sistemi göz önüne alınsın. Her bir noktadaki (x,y,z) gerilmeler  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ ,  $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{xz}$ ,  $\tau_{yz}$  olarak tanımlansın Düzlem gerilme şartlarında  $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$  ' dir.  $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$  olduğundan düzlem gerinim şartlarında  $\epsilon_z = 0$  ' dir. Düzlem gerinim problemleri için denge denklemleri;

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} = 0 \quad (4.17)$$

şeklindedir. x ve y doğrultusunda yer değiştirmeler sırasıyla u ve v ise gerinim için ifadeler;

$$\epsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}, \quad \epsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y}, \quad \gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \quad (4.18)$$

ve gerilme-gerinim ilişkisi;

$$\begin{aligned} E \epsilon_x &= \sigma_x - \nu \sigma_y \\ E \epsilon_y &= \sigma_y - \nu \sigma_x \\ \mu \gamma_{xy} &= \tau_{xy} \end{aligned} \quad (4.19)$$

olmaktadır. Burada kayma modülü  $\mu$ ' nün Young modülü E ve Poisson oranı  $\nu$  ile ilişkisi;  $\mu = E/2(1+\nu)$  şeklindedir. Böylece (4.17) denge denklemleri kendiliğinden;

$$\sigma_x = \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2}, \quad \sigma_y = \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2}, \quad \tau_{xy} = -\frac{\partial^2 \psi}{\partial x \partial y} \quad (4.20)$$

haline gelir. Fonksiyon  $\psi$ , Airy gerilme fonksiyonu olarak adlandırılır. Denklem 4.18 ve denklem 4.20, denklem 4.19' da yerine koyulursa;

$$\frac{\partial^4 \psi}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 \psi}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 \psi}{\partial y^4} = 0 \quad (4.21)$$

veya;

$$\nabla^2 (\nabla^2 \psi) = 0 \quad (4.22)$$

şeklinde iki farklı denklem birleştirilmiş olur. Genel olarak doğrusal elastislikte bir düzlem uzama problemi, denklem 4.22 ' de yer alan  $\psi$  fonksiyonu tarafından çözülebilmektedir. Aynı zamanda problemin sınır şartları denklem 4.20' den hesaplanan gerilmelerle belirlenmektedir. Özel bir problem için gerilme fonksiyonu bazı ana tecrübelerden doğru olarak tahmin edilebilmektedir.

## ii) Kompleks Gerilme Fonksiyonları

$z = x + i y$  olmak üzere kompleks bir fonksiyon;

$$Z(z) = \text{Re } Z + i \text{Im } Z \quad (4.23)$$

şeklinde tanımlanmış olsun. Analitik bir fonksiyon olan  $z$  için,  $dZ/dz$  türevi belirli bir şekilde tanımlanmaktadır. Buradan giderek Cauchy-Riemann şartları elde edilir.

$$\begin{aligned} \frac{\partial \text{Re } Z}{\partial x} &= \frac{\partial \text{Im } Z}{\partial y} = \text{Re } \frac{dZ}{dz} \\ \frac{\partial \text{Im } Z}{\partial x} &= -\frac{\partial \text{Re } Z}{\partial y} = \text{Im } \frac{dZ}{dz} \end{aligned} \quad (4.24)$$

Kompleks şekle sahip çeşitli çatlak problemlerinin çözümü için Airy gerilme fonksiyonu kullanılmaktadır. Bu, Model I tarzı çatlak durumunda Westergaard (1939) tarafından kullanılması uygun bir fonksiyon olarak önerilmiştir. Sih (1966) ve Eftis ve Liebowitz (1972) tarafından Westergaard fonksiyonunun tam olarak doğru olmadığı ispatlanmıştır, fakat gerilmeler özel terimlerle ilgili olduğu sürece bu sonucu etkilemez. Westergaard fonksiyonu;

$$\psi = \text{Re } \bar{Z} + y \text{Im } \bar{Z} \quad (4.25)$$

şeklindedir. Burada  $\bar{Z}$ ,  $\bar{Z}$  ve  $Z'$  ;

$$\frac{d\bar{Z}}{dz} = \bar{Z}, \quad \frac{d\bar{Z}}{dz} = Z, \quad \frac{dZ}{dz} = Z' \quad (4.26)$$

olarak verikmiştir. Böylece Cauchy-Riemann denklemleri (4.24)

$$\nabla^2 \text{Re } Z = \nabla^2 \text{Im } Z = 0 \quad (4.27)$$

şeklini alır. Buradan denklem 4.25 'in kendiliğinden denklem 4.22 ile uyum sağladığı sonucuna varılır. Gerilmeler denklem 4.20 kullanılarak aşağıdaki gibi belirlenmektedir.

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \text{Re } Z - y \text{Im } Z' \\ \sigma_y &= \text{Re } Z + y \text{Im } Z' \\ \tau_{xy} &= -y \text{Re } Z' \end{aligned} \quad (4.28)$$

Denklem 4.28' de tanımlanmış gerilmeler herhangi bir  $Z(z)$  analitik fonksiyonunun sonucudur. Problem için sınır şartları hesabı göz önüne alındığında,  $Z(z)$  fonksiyonu değişmeden kalır. Sih (1966) ve Eftis ve Liebowitz (1972), Westergaard fonksiyonunun kullanıldığı denklem 4.28' de, sabit terim tarafından düzeltilmenin yapıldığına işaret etmişlerdir. Terimler sadece oldukça özel yükleme şartlarında kaldırılır, fakat onlar gerilme özelliklerini etkilemezler.

### iii ) Çatlak Problemlerinin Çözümü

İki eksenli gerilme etkisi altında sınırsız bir levhayı gösteren Şekil 4.5 'de Model I çatlak problemi göz önüne alınsın. Bu durumda gerilme fonksiyonu ;

$$Z = \frac{\sigma_x}{\sqrt{z^2 - a^2}} ; \quad (4.29)$$

şeklindedir. Burada ;  $z = x + iy$  dir.  $(-a \leq x \leq a, y = 0)$  şartları dışında fonksiyon analitiktir. Sınır gerilmeler denklem 4.28 'den elde edilir. Sınır şartlar sağlandığında  $|z| \rightarrow \infty$  için ;  $\sigma_x = \tau_{xy} = \sigma$  ve  $\tau_{xy} = 0$  ve çatlak yüzeyinde  $\sigma_y = \tau_{xy} = 0$  olur.

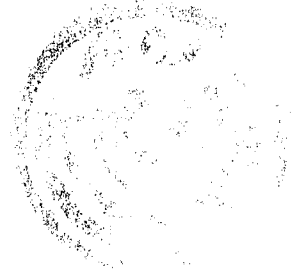
Koordinat sistemini daha kullanışlı hale getirmek için, çatlak ucu başlangıç noktası bundan sonra  $z$  yerine  $z + a$  olarak alınacaktır. Dönüşüm yapıldıktan sonra, genel problem sınır şartların henüz yeterince belirli olmamasıdır (Şekil 4.6). Gerilme fonksiyonu;

$$Z = \frac{f(z)}{\sqrt{z}} \quad (4.30)$$

halini almalıdır. Burada  $f(z)$  başlangıç noktasında gerçek ve sabit olmalı ve gerekli şekilde hareket etmelidir. Şu halde denklem 4.28' e göre çatlak yüzeyinde  $\sigma_y$  ve  $\tau_{xy}$  'nin her ikisi de sıfırdır. Şöyle ki çatlak kenarları gerilmeden bağımsızdır. Çatlak ucunda  $f(z)$  'in istenen gerçek ve sabit değerini  $K_I$  notasyonu vermektedir. Böylece;

$$Z|z| \rightarrow 0 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi z}} \quad (4.31)$$

olur. Kutupsal koordinatlarda orijinden itibaren  $z = r e^{i\theta}$  alınarak (Şekil 4.6) çatlak ucundaki gerilmeler denklem 4.28 ve 4.31 'den aşağıdaki gibi hesaplanmaktadır.



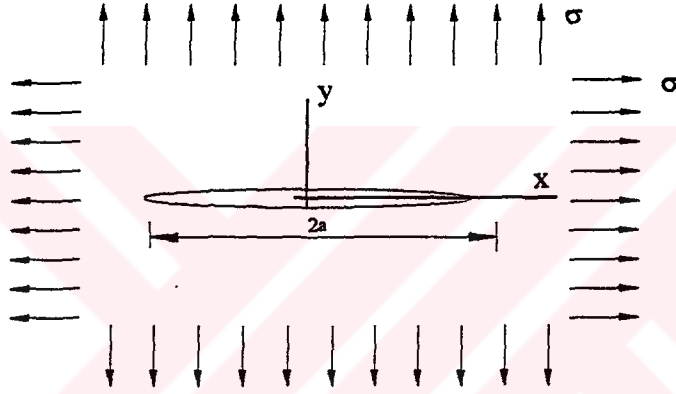
$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) (-\sigma)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (4.32)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

veya

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta)$$



Şekil 4.5. İki eksenli gerilme etkisindeki Model I çatlak

Westergaard gerilme fonksiyonu, Sih (1966) ve Eftis ve Liebowitz (1972) tarafından gösterildiği gibi doğru olarak uygulanırsa, tek eksenli gerilme durumu için  $-\sigma$  terimi ortaya çıkar.

Düzlem gerilme için  $\sigma_z = 0$ , düzlem gerinim için  $\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y)$ 'dir. Bu denklemlerdeki K parametresi gerilim şiddeti faktörü olarak bilinmektedir.  $r \rightarrow 0$  için (en fazla çatlak ucunda) gerilmeler sonsuz olur. Gerilmenin tekil olduğu çatlak ucunda gerilim şiddeti faktörü ölçülebilir. Gerilmeler elastik olduğundan, onlar dış yükle orantılı olmalıdır. Bunun anlamı tek eksenli gerilme durumunda  $\sigma$  sonsuz için,  $K_I$ ,  $\sigma$  ile orantılı olmalıdır. Denklem 4.32' deki gerilmelere gerçek boyutlarını vermek için  $K_I$  aynı zamanda bir uzunluğun kare kökü ile de orantılı olmalıdır. Sonsuz bir levha için karakteristik uzunluk sadece çatlak boyudur. Buna göre gerilim şiddeti faktörü  $K_I$ :

$$K_I = C \sigma \sqrt{a}$$

(4.33)





$$\begin{aligned} v &= \frac{1+\nu}{E} [2(1-\nu) \operatorname{Im} \bar{Z} - y \operatorname{Re} Z] \\ u &= \frac{1+\nu}{E} [(1-2\nu) \operatorname{Re} \bar{Z} - y \operatorname{Im} Z] \end{aligned} \quad (4.36)$$

yazılabilir. Buradan;

$$\begin{aligned} u &= 2(1+\nu) \frac{K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1-2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] \\ v &= 2(1+\nu) \frac{K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[ 2-2\nu - \cos^2 \frac{\theta}{2} \right] \end{aligned} \quad (4.37)$$

elde edilir. Gerilme alanı için denklem 4.32,  $r \approx 0$  için doğru çözümdür. Çatlak boyu ile karşılaştırıldığında  $r$ 'nin küçük kaldığı bölgede onlar kullanılabilir. Genel çözüm daha üstün sıralı terimler olan  $f(z)$ 'i de kapsamaktadır. Buna göre genel çözüm;

$$\sigma_{ij} = C_1 \left( \frac{r}{a} \right)^{-\frac{1}{2}} f_{ij}(\theta) + C_2 \left( \frac{r}{a} \right)^0 f_{2ij}(\theta) + C_3 \left( \frac{r}{a} \right)^{\frac{1}{2}} f_{3ij}(\theta) + \dots \quad (4.38)$$

veya;

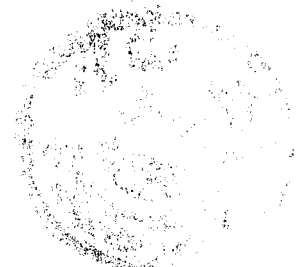
$$\sigma_{ij} = \frac{C_1}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) + \sum_{n=1}^{\infty} C_n r^{(n-1)/2} f_{nij}(\theta) \quad (4.39)$$

şeklinde. Büyük çatlak aralıklarında  $r^0$  terimi ile,  $\sigma$  dış gerilmesi değerine yaklaşan  $\sigma_x$  ve  $\sigma_y$  değerleri elde edilir. Çatlak ucu civarındaki daha üstün sıralı terimler ihmal edildiğinde denklem 4.32'ye benzer şekilde;

$$\sigma_{ij} = \frac{C_1}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) \quad \text{ile} \quad C_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \quad (4.40)$$

elde edilir. Şekil 4.6 ve denklem 4.30'un genel analizi esas olarak, Model I 'de çatlak ucu civarındaki gerilme alanlarının daima aynı biçimde olduğunu göstermektedir. O sadece  $K_I$ 'in bulunması için kalan özel bir şekildir (Broek, 1982).

Model II ve Model III türü çatlak problemlerinde de az çok benzer prosedürler kullanılmaktadır (Sih, 1966; Eftis et al, 1972).



Sonuç olarak; çatlak düzlemiyle  $\theta$  açısı yapan ve çatlak ucundan  $r$  mesafedeki levhanın  $dx dy$  elamanında X ve Y doğrultusundaki normal gerilmeler  $\sigma_x$  ve  $\sigma_y$ , kayma gerilmesi  $\tau_{xy}$  ve bu eksenlerdeki şekil değiştirmeler ise  $u$  ve  $v$  olduğuna göre Model I için daha önce yukarıda çıkarılmış olan ifadeler toplu olarak aşağıdaki gibi yazılabilir.

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}; \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

Bu eşitlikler, Sneddon veya Williams-Irwin eşitlikleri olarak ifade edilir (Sneddon, 1946). Bu eşitliklerde görülen  $K_I$  terimi "gerilim şiddeti faktörü" olup, ( $\text{kp}/\text{mm}^{3/2}$ ,  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $\text{ksi}\sqrt{\text{in.}}$ ) boyutlarını alır. I indisi ise Model I i ifade etmek için kullanılmıştır. Denklem 4.35' de görüldüğü gibi gerilim şiddeti faktörü sadece dış gerilmeye ve çatlak uzunluğuna bağlıdır.

Gerçekte durum biraz daha karmaşıktır. Gerilim şiddeti faktörü ifadesi sonsuz genişlikte bir levha gözönüne alınarak çıkarılmıştır. Sonlu W genişliğine sahip olan levhalarda, çekme ile zorlanan çatlakın gerilim şiddeti faktörü  $K_I$  levha boyutlarına da bağlıdır. Buradan genel olarak;

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a f \left( \frac{a}{W} \right)} \quad (4.41)$$

yazılabilir. Burada W levha genişliğidir.  $f \left( \frac{a}{W} \right)$  sonlu levha genişliğini dikkate alan bir düzeltme fonksiyonudur. Gözönüne alınan geometrik model için (Model I) gerilim şiddeti faktörü biliniyorsa denklem 4.32' deki bağıntılar yardımıyla sonlu levha boyutlarında çatlak ucu civarındaki gerilme durumu tesbit edilir. Parça geometrisi ve çatlak tipine bağlı olarak gerilim şiddeti faktörleri teorik ve deneysel olarak belirlenmektedir (Broek, 1982).

Malzemede uygulanan gerilme ile K gerilim şiddeti değeri kritik bir değere ulaşınca çatlak ilerlemeye başlayacaktır. K' nın bu kritik değeri  $K_C$  olarak gösterilir. Malzemenin çatlak

dayancının bir ölçüsü olan bu değer "düzlem gerinim kırılma tokluğu" olarak adlandırılır. Şu halde kırılma şartı:

$$K = K_C \text{ ' dir.}$$

Gerilim şiddeti faktörü  $K$ , yalnızca yükleme şekli ve çatlak geometrisi gibi mekanik özelliklere bağlı iken, kırılma tokluğu  $K_C$  malzemenin metalurjik özelliklerine bağlıdır (Broek, 1986). Bu durumda

$$K = f(\text{mekanik özellikler})$$

$$K_C = f(\text{metalurjik özellikler})$$

yazılabilir. Bir malzemedeki  $K_C$  değerinin diğer malzemeye göre büyük olması, hızlı çatlak ilerlemesinin oluşması için gerekli gerilme ve malzemenin kırılmaya karşı olan direncinin daha büyük olduğunu belirtir.

Farklı çatlak şekillerine sahip deney çubuklarında, gerilim şiddeti faktörünün kritik  $K_C$  değerleri çatlak ilerlemesi anında deneysel olarak belirlenirse,  $K_C$  değerleri çok küçük bir dağılıma gösterir. Bu yüzden  $K_C$  değeri gevreklik için malzemenin karakteristik değeri ve ölçüsü olarak kabul edilebilir. Tersine olarak, bir yapı elemanında bir çatlak büyüklüğü ve yönü elde edilirse, malzemenin  $K_C$  değeri belli olduğu takdirde çatlak ilerlemesine neden olan kritik dış yük hesap edilebilir. Şu ana kadar olan uygulamalarda dış yükün kırılma yüzeyine dik olarak etki ettiği kabulü esas alınmıştır (Şekil 4.4 Model I).

#### 4.2.2.1.2 Düzlem Gerilme ve Düzlem Gerinim Durumunda Kırılma Tokluğu

Gözönüne alınan uygulama ile ilgili gerilim şiddeti faktörü sadece lineer elastik bölgede geçerlidir. Oysa alüminyum alaşımlarında gerilmeli korozyon çatlak ilerlemesi gerçekte tam elastik değildir, çatlak ucunda sınırlı bir plastik deformasyon bölgesi vardır. Lineer elastik yaklaşımın amacı, plastik bölge ölçüsünün çatlak uzunluğuna göre yeterli küçüklükte olduğu düzlem gerinim şiddeti faktörünün değerlendirilmesidir.

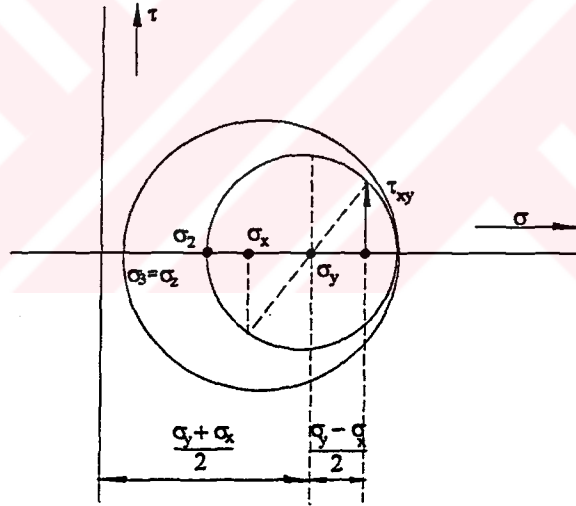
Kırılma tokluğu değerinin saptanmasından önce, çatlak ucunda oluşan plastik bölge ölçüsüne göre, yapılan deneyin düzlem gerilme veya düzlem gerinim durumlarında olduğunun bilinmesi gerekir. Düzlem gerilme, üç eksenli zorlamada  $x$ ,  $y$ ,  $z$  yönündeki asal gerilmelerden birinin sıfır olduğu durumdur. Düzlem gerinim ise  $x$ ,  $y$ ,  $z$  yönlerindeki gerinimlerden birinin sıfır olduğu haldir. Bu durumda düzlem gerinim malzemenin tümüne yani kütesine uygulanmakta, buna karşın düzlem gerilme ise malzemenin yüzeyine uygulanmaktadır. Sonuç olarak düzlem

gerilme ince levhalar ve iç basınca maruz ince cidarlı tüpler için, düzlem gerinim ise kalın parçalar için geçerli olmaktadır

Denklem 4.32 çatlak ucundaki gerilmelerin sonsuz olmasına izin veren elastik bir çözümdür. Gerçekte bu oluşturulamaz, çatlak ucunda sınırlı gerilmelerin bulunduğu bir plastik deformasyon bölgesi yer alır. I nolu yükleme şeklinde, çatlak ucu etki bölgesindeki plastik şekil değişiminin gözönüne alınmasında öncelikle Irwin ve Clintock tarafından öne sürülen model kullanılabilir (Mc Clintock et al, 1965).

Sneddon eşitliğinden (denklem 4.32) Şekil 4.6' de verilen koordinatlarla asal gerilmeler şu şekilde belirlenir:  $\theta = 0$  düzleminde kayma gerilmesi sıfırdır. Bunun anlamı  $\theta = 0$  için  $\sigma_x$  ve  $\sigma_y$  gerilmeleri  $\sigma_1$  ve  $\sigma_2$  asal gerilmeleri olmaktadır. Üçüncü asal gerilme daima levhaya diktir;  $\sigma_z \equiv \sigma_3$ . Her nokta için asal gerilmeler Mohr dairesinden çıkarılır (Şekil 4.7).

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad (4.42)$$



Şekil 4.7. Asal gerilmeler

Denklem 4.32, denklem 4.42' de yerine koyulursa;

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \right)$$

ve düzlem gerilme durumu için:

$$\sigma_3 = 0$$

(4.43)

veya düzlem gerinim durumu için

$$\sigma_3 = 2\nu \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2}$$

olarak asal gerilmeler belirlenir (Broek, 1982). Mukayese gerilmesi  $\sigma_v$ , bu asal gerilmelerden şekil değiştirme hipotezine göre hesaplanır. Şekil 4.8' de görüldüğü gibi çatlak ucunda plastik bölge oluşumu, malzemenin akma mukavemetine kadar zorlanmasıyla başlar. Bu da mukayese gerilmesi  $\sigma_v$ ' nin akma gerilmesi  $\sigma_{YS}$ ' ye eşit olmasını gerektirir.

$$\sigma_{YS} = \sigma_v = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2} \quad (4.44)$$

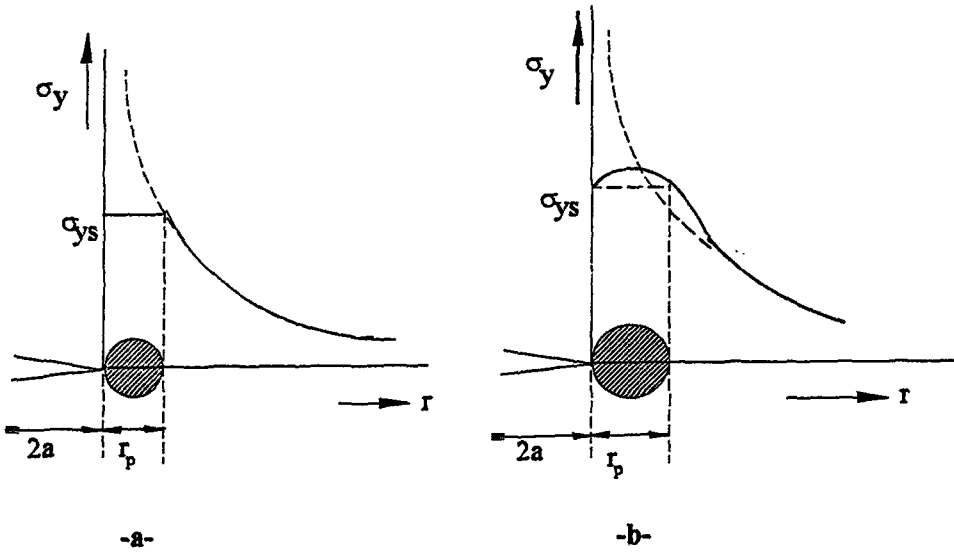
4.43 nolu denklemde  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  ve  $\sigma_3$  için belirlenmiş değerler denklem 4.44' de yerine koyulursa, plastik bölgenin yarıçapı düzlem gerilme durumunda;

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi \sigma_{YS}^2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \left( 1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (4.45)$$

ve düzlem gerinim durumunda ise;

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi \sigma_{YS}^2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[ 1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} - 4\nu(1-\nu) \right] \quad (4.46)$$

şeklinde elde edilir. Görüldüğü gibi plastik bölge yarıçapı  $r_p$ ; doğrudan gerilim şiddeti faktörü ile akma mukavemetinin bir fonksiyonudur (Sungur, 1984).



Şekil 4.8. Çatlak ucunda plastik bölge  
a. Tahmini gerilme dağılımı, b. Yaklaşık gerilme dağılımı

Şekil 4.9' da kalın bir levhada çatlak ucu önünde oluşan plastik bölge şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi iç kısımlarda düzlem gerinim görülürken, serbest yüzeyde düzlem gerilme hakimdir. Bu şartlar altında iç kısımdaki yassı bölge daha çok gevrek davranış sergilerken, daha dıştaki kırılma yüzeyi kenarlarında kayma dudacı adı verilen yüzeyler oluşur.

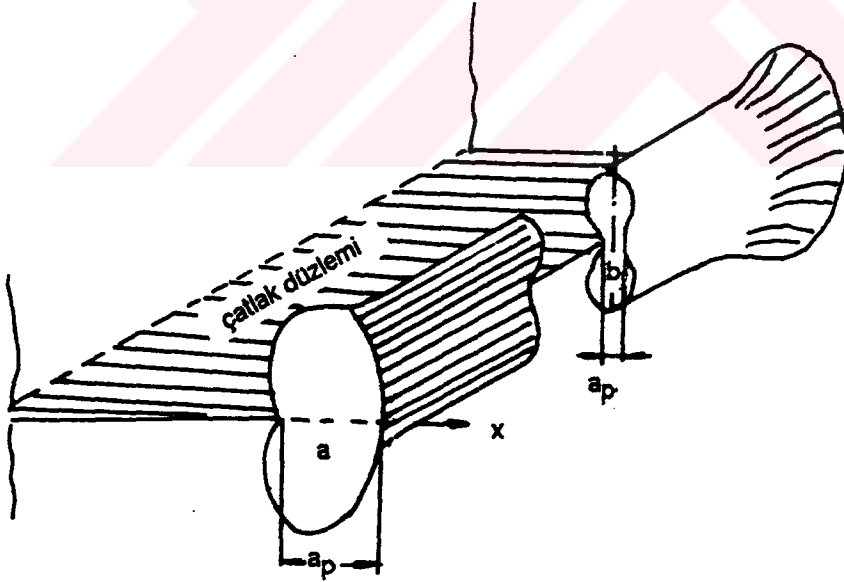
Çatlak istikametindeki ( $\theta=0$ ) plastik bölgenin büyüklüğü (4.45) ve (4.46) eşitliklerinden hesaplanırsa düzlem gerilmede;

$$a_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_{YS}^2} \quad (4.47)$$

ve düzlem gerinimde ise;

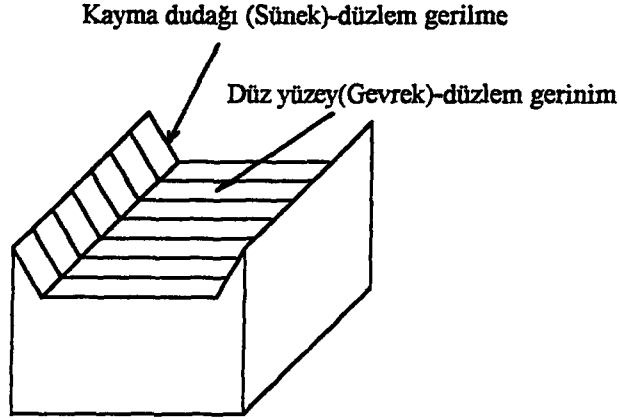
$$a_p = (1-2\nu)^2 \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_{YS}^2} \quad (4.48)$$

elde edilir. Şekil 4.10 düzlem gerilme ve düzlem gerinim durumunda kırılma yüzeyleri arasındaki farkı açıklamaya yardımcı olmaktadır.



Şekil 4.9. Kalın bir levhada çatlak önünde oluşan plastik bölge:

- a) Levha dış yüzeyinde düzlem gerilmeli plastik bölge
- b) Kalın levha ortasında düzlem gerinimli plastik bölge



Şekil 4.10. Düzlem gerilme ve düzlem gerinimin kırılma yüzeyi yapısına genel etkisi

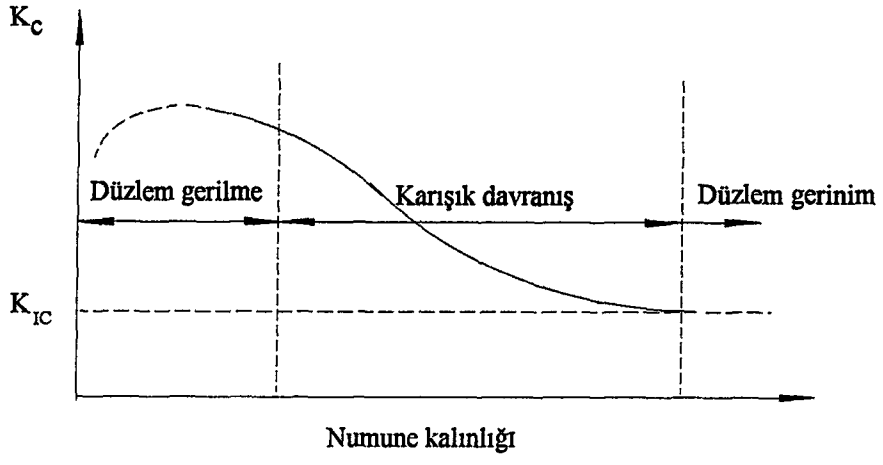
Fiziksel açıdan bakıldığında en belirgin durum, düzlem gerinimin düzlem gerilmeden daha az plastik deformasyon içermesidir. Buradan düzlem gerinim durumunda çatlak ilerlemesi için daha az enerji gerektiği sonucuna varılır.

Çatlak ucunun çok keskin olduğu düzlem gerinim şartlarında, kırılma tokluğu değerleri daha düşüktür ve daha küçük  $K_{IC}$  değerlerinde kırılma oluşur. Bu durumda  $K_{IC}$  ile gösterilen tokluk düzlem gerinim kırılma tokluğudur. Zorlama küçük ise; düzlem gerilme veya orta gerilme durumu söz konusudur. Bu durumda tokluk değeri daha yüksektir ve  $K_{IC}$  ile gösterilir.

Bir sünek malzemede, gevrek malzeme davranışına neden olan düzlem gerinim durumunda  $K_{IC}$  kırılma tokluğunun tayini için, deney parçalarının boyutları akma bölgesinin büyüklüğüne göre, büyük tutulmalıdır. Brown ve Srawley (1966) tarafından yapılan deneyler sonucu  $K_{IC}$  değerinin sağlanması için gerekli geometrik boyutların minimum değeri:

$$B_p = 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (4.49)$$

olarak bulunmuştur. Minimum boyutların altına düşüldüğünde çok büyük  $K_{IC}$  değerleri elde edilir. Şekil 4.11' de numune kalınlığının kritik gerilme şiddeti faktörüne etkisi gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi çatlak ilerlemesi için gerekli olan tokluğun en küçük değeri düzlem gerinim halinde parçanın kırılmasıyla elde edilir. Yalnız bu tokluk parça boyutlarından bağımsızdır ve malzeme sabiti olarak kabul edilebilir (Caddell, 1980).



**şekil 4.11.** Numune kalınlığının kritik gerilme şiddeti faktörüne etkisi



## 5.0 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASINI ETKİLEYEN PARAMETRELER

Alüminyum alaşımlarında GKÇ mekanik, ortamsal ve metalurjik parametrelerden etkilenmektedir. Lineer elastik kırılma mekaniği yaklaşımı kullanılarak gerçekleştirilen gerilmeli korozyon testleri, alüminyum alaşımlarının GKÇ 'na etki eden bu parametrelerle ilgili daha somut bilgiler vermektedir.

Yapılan her deneysel çalışma, etkilendiği deneysel parametrelerin fazla olması nedeniyle GKÇ 'nın deneysel sonuçlarının eldesinde güçlükler söz konusudur. Farklı tesirlere sahip olan parametrelerin karşılıklı etkileşimi sonucu mekanik, ortamsal ve metalurjik bakımdan kesin bir ayırım yapmak oldukça güçtür.

### 5.1. GKÇ 'nın Mekaniksel Bakımdan İncelenmesi

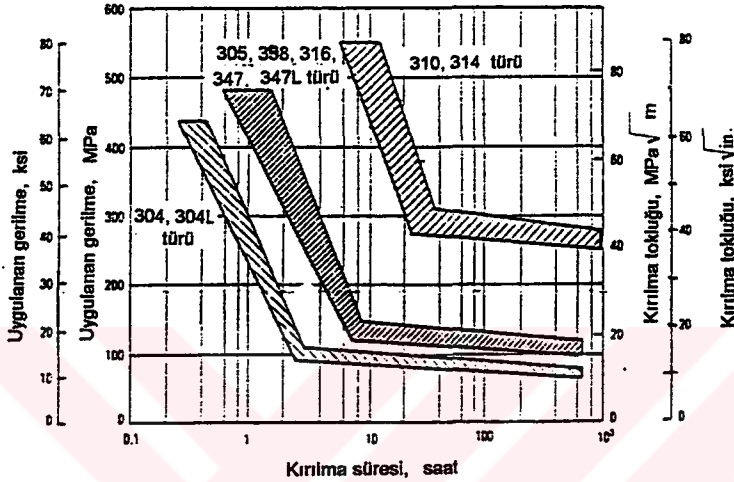
Alüminyum alaşımlarında GKÇ büyüme hızını kontrol eden en önemli mekaniksel parametrenin çatlak ucu civarındaki gerilmenin bölgesel büyüklüğünü karakterize eden çatlak ucu gerilme şiddeti faktörü olduğu, DEKM analizini kullanan deneysel çalışmalarla ispatlanmıştır (Spiedel, 1971). Şekil 4.5 'de görülen koordinat sistemi esas alınarak, eş moleküllü elastik bir cisimde açılma modelinde (Şekil 4.4, Model I) çatlak ucu civarındaki gerilmeler denklem 4.32 'de ifade edilmiştir. Denklemden de görüldüğü gibi çatlak ucu civarındaki gerilme alanı tek bir parametre, yani gerilme şiddeti faktörü ile karakterize edilmiştir.

Alüminyum alaşımlarında GKÇ ilerlemesi daha önce de değinildiği gibi gerçek anlamıyla elastik bir davranış sergilemez. Çatlak ucunda sınırlı bir plastik deformasyon bölgesi de mevcuttur ve bu durum deneysel verilerin teorik analizinde ciddi problemlere neden olmaktadır. Bununla birlikte numune boyutları ile karşılaştırıldığında, plastik bölgenin küçük kaldığı tesbit edilmiş ve sonuç olarak GKÇ büyümesi konusunda gerilme şiddeti parametresinin daha çok yük ve numune boyutları tarafından etkilendiği tesbit edilmiştir (Spiedel, 1971).

#### 5.1.1. Çeşitli Gerilme Kaynakları:

Uygulanmış veya artık gerilmeler üretimden kaynaklanabileceği gibi, servis sırasında da oluşabilir. Gerilme büyüdükçe, GKÇ oluşması için gerekli süre azalmaktadır. Şekil 5.1' de görüldüğü gibi gerilme miktarının artması, çatlak oluşumu öncesi süreyi azaltmaktadır. Çatlak

oluşumu için gerekli en küçük gerilme (başlangıç gerilmesi) alaşımın metalurjik yapısına, bileşimine, sıcaklığa ve ortamın bileşimine bağlıdır. Bazı deneylerde akma mukavemetinin % 10 'u gibi düşük gerilmeler uygulandığında çatlak oluşurken, diğer bazı metal-ortam kombinasyonlarında akma mukavemetinin % 70' ine yaklaşan gerilmelere gereksinim vardır (Fontana et al, 1978 ). Her alaşım-ortam kombinasyonu için etkili olan bir minimum başlangıç gerilmesi mevcuttur. Ortamsal şartlar işletme sırasında her an değişebileceğinden, başlangıç gerilmesinin büyüklüğü önemli bir faktördür.

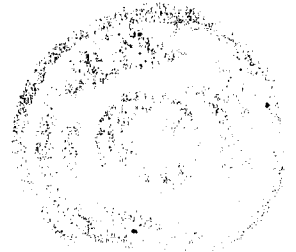


Şekil 5.1. Kaynar magnezyum klorürde ostenitik paslanmaz çeliğin GKÇ davranışı

GKÇ 'nin oluşması için gerekli kriterlerden birisi de yeterli büyüklükte bir çekme gerilmesinin bulunmasıdır. GKÇ 'na neden olan pek çok germe kaynağı mevcuttur. GKÇ sadece dış gerilmeden kaynaklanmaz. Gerçekte dışarıdan uygulanmış olmayan gerilmelerin (artık gerilmeler) neden olduğu çok sayıda GKÇ olayı gözlenmiştir. Örneğin kaynak edilmiş çelikler akma mukavemetlerine yakın artık gerilmeler içerirler. Artık gerilmelere neden olan gerilme kaynaklarını kısaca incelersek, bunlar:

#### İmalattaki Gerilme Kaynakları:

İmalat sırasında başlıca gerilme kaynakları sıcak işleme, gerilme yaratıcılar, yüzey işleme, imalat ve montajdır. Sıcak işleme gerilmeleri kaynaklarından en sık rastlanılanı kaynaktır. Kaynak metalinin soğuması sırasında çekme ve komşu metal tarafından baskı zorlaması ve rijit kaynak bağlantısı nedeniyle 207 ile 276 MPa (30 ile 40 ksi) gibi yüksek artık gerilmeler meydana gelir. Isıl işleme nedeniyle oluşan gerilmelerin bir diğer örneği döküm sırasında farklı kalınlıktaki kısımlara sahip döküm parçalarda katılaşma sırasında oluşan farklı soğuma hızı nedeniyle oluşan artık gerilmelerdir.

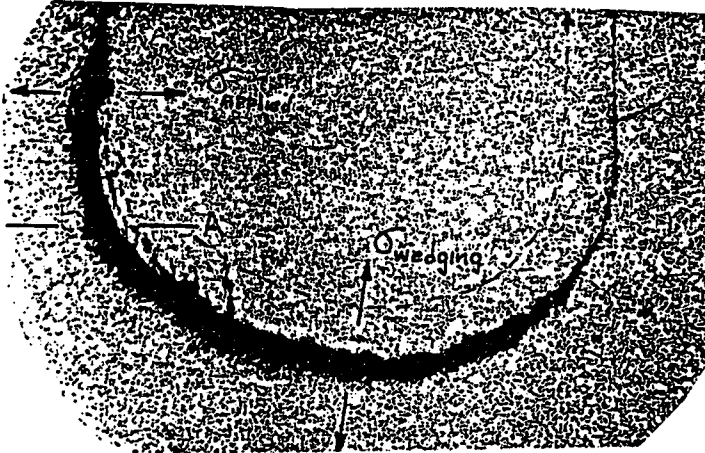


Üretim sırasındaki değişik türdeki yetersizliklerden kaynaklanan gerilme artırıcılar, sık sık ortamdan kaynaklanan mekaniki kırılmalara yardımcı olur. Bu tür gerilme artırıcıların en tanınmış olanlarından bazıları geometrik gerilme artırıcılar veya dizaynla ilgili çentiklerdir.

Yüzey işleme: Zararlı olan artık çekme gerilmeleri veya ortamsal atak ile birleştiğinde potansiyel zarar oluşturan artık çekme gerilmeleri pek çok değişik türde yüzey işlemlerinden kaynaklanır. Bu işlemler elektrikle maden kaplama, elektriksel boşaltma yoluyla işleme ve bazı durumlarda geleneksel taşlama ve makinada işlemeyi de kapsar.

İmalat: Eğme, basma, derin çekme ve diğer soğuk şekil verme işlemleri sonucunda bazen yüksek artık gerilmeler oluşur. Soğuk bükülmüş çelik boruların yüzeylerinde 207 ile 414 MPa (30 ile 60 ksi) gibi yüksek artık gerilmeler ölçülmüştür. Bazı şartlar altında şiddetli üniform soğuk şekil verme bir metalin GKÇ 'nı iyileştirir. Örneğin soğuk çekilmiş çelik tel, aynı mekanik özelliklere sahip olan yağda temperlenmiş tele kıyasla GKÇ 'na daha dayanıklıdır.

Montaj: Çekme gerilmesi kaynakları çoğunlukla geçme ve montaj işlemleridir. Pres geçme, sıkı geçme ve kaynaklı montaj bu kategorideki ana işlemler arasında yer alır. Montaj yoluyla şekillendirme sırasında parçalarda oluşturulan artık çekme gerilmeleri, özellikle parçalar korozif atmosferde kullanılıyor veya depolanıyorsa, GKÇ 'na neden olmaktadır. Örneğin; bir delikte hatalı geçmiş bir burçtan kaynaklanan gerilmeler yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımı parçanın deniz atmosferinde GKÇ nedeniyle kırılmasına yol açar (Wilde, 1986)



Şekil 5.2. Korozyon ürünlerinin açma etkisi

Korozyon ürünleri diğer bir gerilme kaynağı olarak görülmektedir. Dar aralıklarda korozyon ürünleri tarafından 10. 000 lb/inç<sup>2</sup> 'ye ulaşan gerilmeler üretilmektedir. Şekil 5.2' de korozyon ürünlerinin neden olduğu gerilmeler sebebiyle bir GKÇ 'nın ilerlemesi gösterilmiştir (Fontana et al, 1978)

Bir alaşımın servis sırasındaki gerilmeli korozyon davranışını önceden tahmin etmek amacıyla yapılan deneyler, özel servis türlerindeki benzer gerilme sistemleri kullanmayı hedeflemektedir. Bu amaçla Tablo 5.1' de servis sırasında GKÇ problemlerinin doğmasına neden olan en tipik sürekli çekme gerilmesi kaynakları ve uygulanabilir germe metodları verilmiştir.

**Tablo 5.1.** Servisteki farklı kaynaklı çekme gerilmesi için en uygun germe metodları (\*)

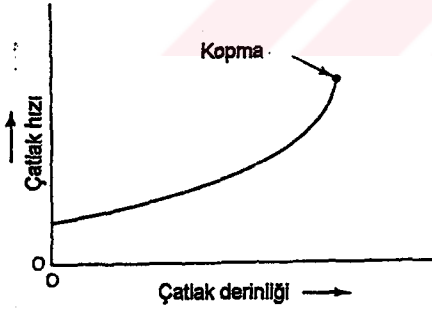
Servisteki sürekli germe kaynağı	Sabit sapma	Sabit yük
Artık gerilme		
Su verme	X	—
Şekil verme	X	—
Kaynak	X	—
Ayarsızlık	X	—
Temaslı bağlantı	X	—
Temaslı burçlar		
Rijit	X	—
Bükülebilir	—	X
Kötü geçme	X	—
Bilezikler	X	—
Hidrolik basınç	X	X
Sabit yük	—	X
Yüzey korozyonu	X	X

(\*) Handbook on corrosion testing and evaluation, The Electrochemical Society Inc. New Jersey (1971), p 237.

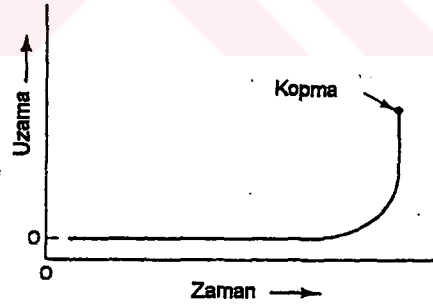
Tablodan da görüldüğü gibi gerilmeli korozyon çatlaklarının çoğu, çekme gerilmesi büyüklüğünün bilinemediği bozuk kısımlarda görülmektedir. Bir malzeme için nominal gerilme veya "dizayn gerilmesi" akma mukavemetinden oldukça küçük olmasına karşın, montaj esnasında oluşabilen artık gerilmeler nedeniyle metal yapısının bazı bölgeleri hemen hemen akma mukavemetine kadar yüklenecektir. Bu sebeple deney sırasında bu özellik gözönünde bulundurularak, böyle bir yapı için alaşımın gerilmeli korozyon deneyi yapılırken akma mukavemetine yaklaşan olabildiğince yüksek bir gerilme uygulanmalıdır (Craig Jr et al, 1971).

### 5.1. 2. Çatlama Süresi:

GKÇ olayında zaman parametresi, GKÇ 'nın sonraki safhalarda oluşturduğu zararlar nedeniyle önemlidir. Gerilmeli korozyon çatlakları malzeme içine nüfuz ettikçe kesit alanı azalmakta ve son çatlak kırılması tamamen mekanik etkinin sonucu olmaktadır. Bu durum Şekil 5.3 ve 5.4' de gösterilmiştir. Şekil 5.3, çekme yükü altındaki bir numune için çatlak hızını, çatlak derinliğinin bir fonksiyonu olarak gösterir. Başlangıçta çatlak hareketi aşağı yukarı sabittir, fakat çatlak ilerledikçe numunenin kesit alanı azalır ve çekme gerilmesi artar. Sonuç olarak çatlak hareketinin hızı kopma oluşuncaya kadar çatlak derinliğiyle artar. Malzeme kesiti kopma öncesi azaldığı için, uygulanan gerilme kopma gerilmesine eşit veya ondan daha büyük olacağından mekanik kırılma nedeniyle kopma oluşur. Şekil 5.4. GKÇ sırasında bir numunenin uzama ve maruz kalma süresi arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 5.3. Çekme yükü etkisinde çatlak derinliğinin bir fonksiyonu olarak GKÇ ilerleme hızı



Şekil 5.4. Sabit yüklü GKÇ testi sırasında zamanın bir fonksiyonu olarak numune uzaması

Çatlamanın ilk safhasında çatlak genişliği dardır ve uzamada küçük bir değişme gözlenmiştir. Sonraki safhada çatlak genişler. Kopmadan önce büyük bir plastik deformasyon oluşur ve uzamada büyük bir artış gözlenir. Şekil 5.3 ve 5.4 bir GKÇ testinin kopma oluşuncaya kadar sürdürülmesi gerektiğini ortaya koyar (Fontana et al, 1978).

### 5.1.3. Deney Numunesi Dizayını:

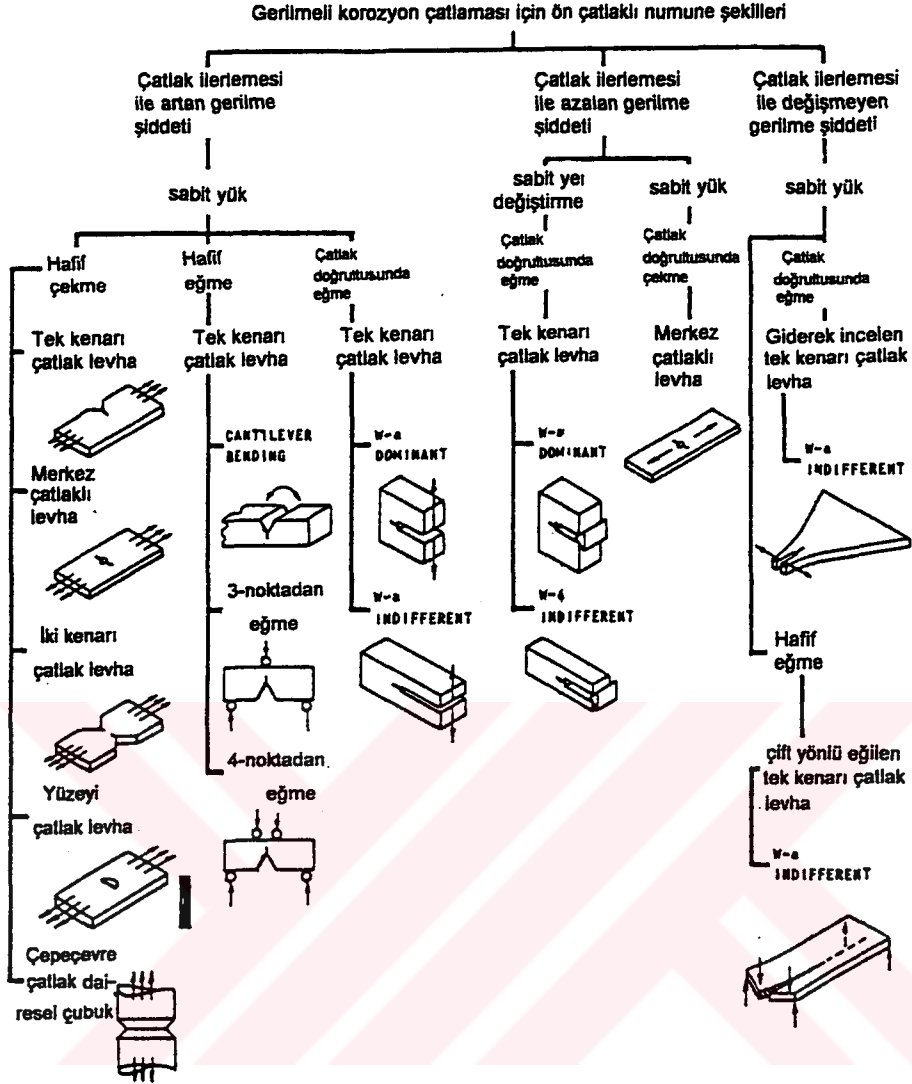
Literatürde çeşitli araştırmacılar tarafından kullanılmış olan çok sayıda başvurulacak test numunesi ve yükleme metodları vardır. Düzlem gerilme kırılma tokluğu test numunelerinin hemen hemen tamamı GKÇ testinde kullanılabilir. Bu konuda ASTM tarafından GO1.06 adı altında çeşitli gruplar oluşturulmuş ve GK test numunelerinin hazırlanması konusunda detaylı karakteristik analizler ve onların kullanımı hakkında pratik tavsiyeler yayınlanmıştır (Craig et al, 1971) Kırılma analizinin doğru bir şekilde yapılabilmesi için bu standart şekiller kullanılmalıdır.

GKÇ 'na direncin değerlendirilmesi için nispeten yeni bir yaklaşım, bir çatlak içeren parça veya bir numunede gerilme şiddeti faktörüne göre gerilme dağılımını tanımlamak için DEKM yaklaşımının kullanılmasıdır (Wei, 1979). GK deneylerinde önceden çatlatılmış numuneler kullanmanın önemli yararları vardır. Bunlardan ilki çatlak ilerleme sürecinin gözardı edilmesidir. Böylece çatlak büyüme dönemi, çatlak oluşum döneminden kesinlikle ayrılmış olur. Bu koşullar çatlak büyüme kinetiğinin ayrıntılı olarak incelenmesine olanak sağlar. Bunun bir diğer faydalı yönü; makina parçaları ve diğer yapı elemanları imalatı ve montajı sırasında istem dışı oluşan gerilmeler altında zaten yer yer çatlamış olarak hizmete sokulurlar. Ayrıca gerilim yoğunlaşmasına yol açan geometrik düzensizlikler bir tasarım gereği olarak başlangıçta mevcut olabilirler. Bu koşullarda çatlak oluşum dönemi parça daha hizmete sokulmadan aşılmış olur. O halde parçanın ömrü yalnızca çatlak büyüme hızı ile belirlenmiş olacaktır. Buna göre önceden çatlatılmış numunelerle yapılan gözlemlerin gerçek koşulları daha iyi yansıttıkları görülür.

Önceden çatlatılmış numunelerin diğer önemli bir yararı, çatlak oluşumuna dayanıklı malzemelerin davranışlarını inceleme olanağı sağlamasıdır. Bu yaklaşımın en faydalı yönleri:

- a) GK çatlaklarını başlangıç durumunda belirleyebilmesi nedeniyle çatlakların felakete yol açacak şekilde büyümelerinin engellenmesi,
- b) GK çatlakları ve ortamdan etkilenen diğer çatlakların büyüme hızının ölçülebilmesi,
- c) Bazı alaşım sistemlerinde değişiklikten kaçınmak ve GK çatlaklarının kuluçka sürelerini devam ettirmek için yeterli olarak görülmektedir (Craig et al, 1971; Doruk, 1982).

Şekil 5.5' te şematik olarak gösterilmiş olan ön çatlaklı numuneler gerilim şiddeti faktörünün GK çatlak ilerlemesi ile ilişkisi ve yükleme metodlarına göre sınıflandırılmışlardır.



**Şekil 5.5. GK deneyi için kullanılan ön çatlaklı numunelerin sınıflandırılması**

Deney parçalarının geometrisi ve/veya gerilme metoduna bağlı olarak gerilim şiddeti parametresi çatlak uzunluğu arttıkça artacak, azalacak veya sabit kalacaktır. İlk gruptaki ön çatlaklı numune şekillerinde sabit yük şartları altında çoğunlukla çekme ve eğme ile zorlanmış olan numunelerde gerilim şiddeti faktörü  $K_I$ , çatlak ilerlemesiyle artar. Ayrıca bu numuneler arasında çatlak hizasına yakın mesafede yüklenmiş ve ön çatlaktan uzak bir mesafede yüklenmiş olma durumuna göre de farklı muamele yapılmalıdır.

İkinci grupta yer alan ön çatlaklı numune şekillerinde ise, gerilim şiddeti faktörü  $K_I$  çatlak büyüdükçe azalır. Numuneler sabit yük ve sabit sapma şartları altında zorlanmalıdır. Çatlak hizasında yüklenmiş tek kenarlı levha numunelerde cıvata, kama veya diğer aletler tarafından açılan sabit çatlak açıklığı  $v$ , yükün uygulandığı hat boyunca korunmalıdır.

Saldırgan bir ortamın etkisinde çatlak ilerledikçe yükteki azalma sonucu gerilim şiddeti faktörü  $K_I$  'in sabit olduğu ön çatlaklı numunelerin son grubu genel gerilmeli korozyon testinde kullanımla sınırlandırılmıştır.

Ön çatlaklı numunelerle üretilen veriler değişik şekillerde ifade edilebilirler. Bunlardan Şekil 4.3' te gösterilen birinci yöntemde çatlaklanmış numuneler için hesaplanan  $K_I$  değeri numunenin kırılma zamanına karşı taşınır. Bu yöntemin yararı çatlak uzunluğunun zamana bağlı olarak ölçülmesine gerek olmaması, sakıncası ise çatlak büyüme kinetiğine ilişkin bilgi içermemesidir. Şekil 4.3b' de görüldüğü gibi  $K_I$  -t eğrisinin yaklaştığı sınır değer, pratik koşullar altında GKÇ 'nın kırılmaya dönüşmediği en yüksek gerilimi belirler.  $K_{IGKÇ}$  olarak belirlenen bu değer GKÇ riskinin göz önünde bulundurulduğu tasarımlar için önemli bir veridir.

Şekil 5.13' te gösterilen diğer yöntemde ise çatlak büyüme hızı (da/dt) gerilim şiddeti faktörü ile irdelenir. Çatlak boyunun zamana göre ölçülmesi zorluğuna karşı bu yöntemin önemli yararı, parça ömrünün tahmininde temel oluşturan bilgiler içermesidir.

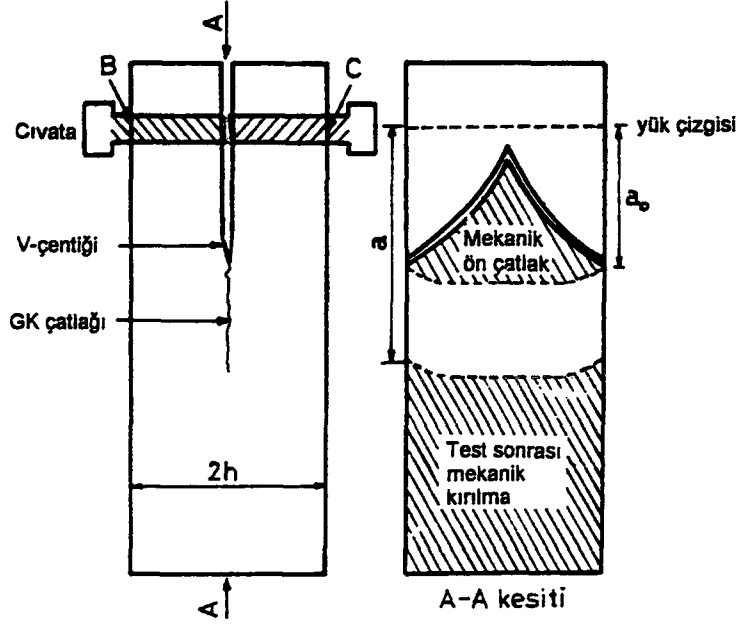
Ön çatlaklı numuneler kullanılarak yapılan test metodlarının amacı  $K_{IGKÇ}$  ' yi belirlemek olduğu için uygulanan yük ve numune boyutları ile  $K_I$  ' in ilişkisi özel bir numune geometrisi için belirlenmelidir (Craig et al, 1971).

#### 5. 1. 4. Çift Tesirli Açma Numuneleri

Alüminyum alaşımlarının GKÇ testinde genellikle civata ile yüklü çift tesirli açma numuneleri (DCB) , düz numunelere nazaran daha iyi bilgiler vermesi nedeniyle son yıllarda yaygın olarak kullanılmaktadır. DCB numunelerinin imalat kolaylığı, GKÇ direncinin tek bir numune ile ortaya çıkması, gerilme uygulaması için yorulma çatlaklarına gerek olmaması yöntemin tercih edilmesindeki başlıca nedenlerdir. Şekil 5.6' da bir DCB numunesinin şematik görünüşü ve denklem 5.1 'de ise şekle ait gerilim şiddeti faktörü ifadesi verilmiştir (Spiedel, 1971).

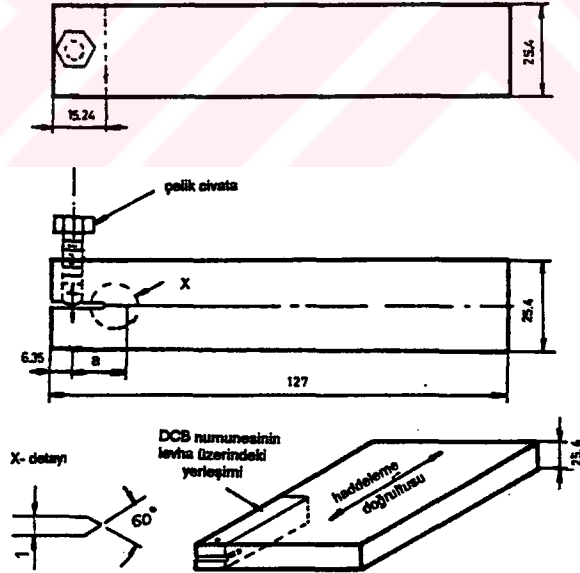
DCB numuneleri genişlik ve uzunluklarının daha büyük olması nedeniyle büyük  $K_I$  değerleri sahasında GKÇ büyüme hızlarının ölçülmesi için daha uygundur. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının GK testi için kullanılan DCB numunesinin boyutları şekil 5.7 'de verilmiştir.





$$K = \frac{E \delta h \left[ 3h(a + 0.6h)^2 + h^3 \right]^{1/2}}{4 \left[ (a + 0.6h)^3 + h^2 a \right]} \quad (5.1)$$

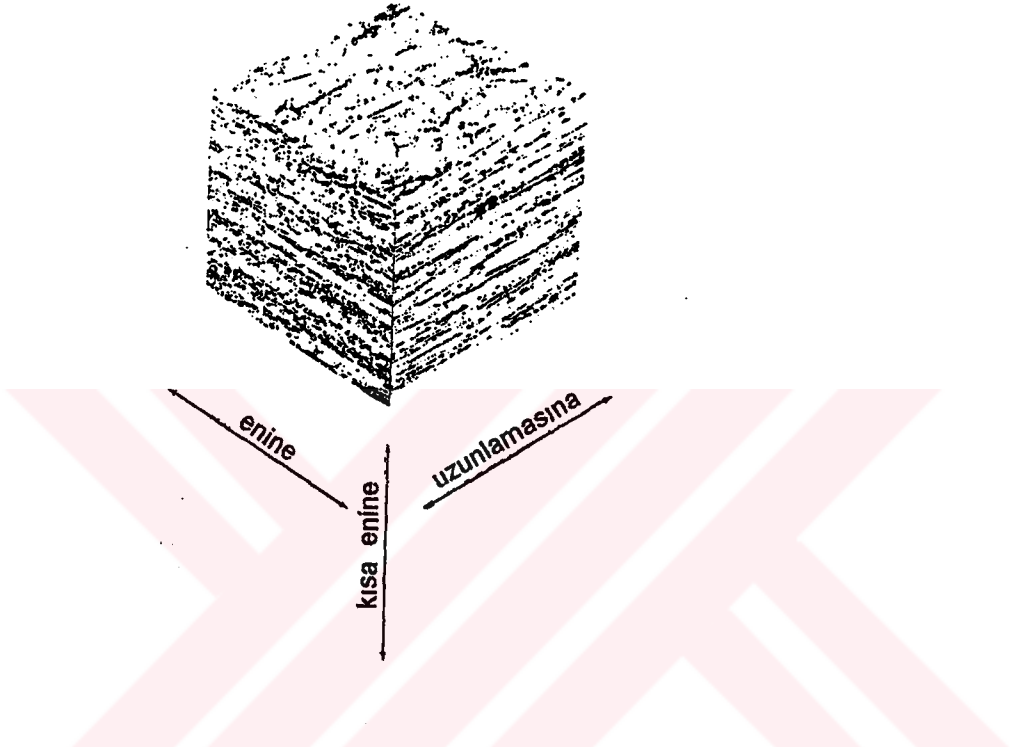
Şekil 5.6. Çift tesirli açma numunesi (DCB) ve gerilme şiddeti ifadesi.



Şekil 5.7 Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının GK testinde kullanılan çift tesirli açma numunesi boyutları (\*)

(\*) Handbook on corrosion testing and evaluation, The Electrochemical Society Inc. New Jersey (1971) p 237.

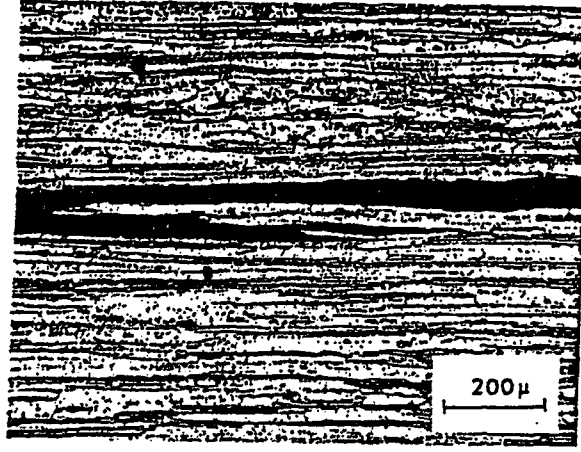
Özellikle yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımı parçaların ayrılma düzlemlerinde veya levhaların kritik kısa enlemesine yönünde (TL, TW çatlak yönelimi) GKÇ testi için en uygun numune türü DCB numuneleridir. Bunun nedeni ticari safliktaki alüminyum alaşımlarının güçlü bir şekilde tane sınırı yönelimini tercih etmesi ve alüminyum alaşımlarında GKÇ 'nin tamamen taneler arası yolları izlemesindedir. Bir alüminyum alaşımı levhada imalat türüne bağlı olarak tane sınırlarının yönelimi şekil 5.8 'de gösterilmiştir.



**Şekil 5.8.** Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımı olan 7079-T6 'da levhanın işleme yönüne göre tane sınırı yönelimi.

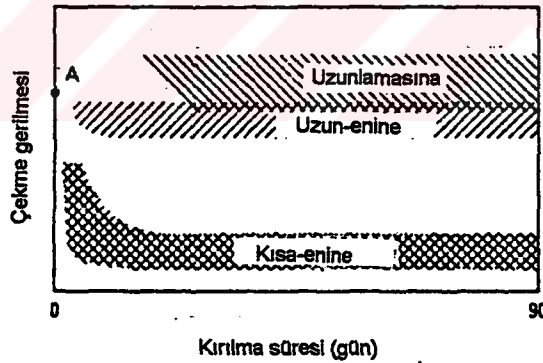
Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımına GKÇ 'nin taneler arası yapısı Şekil 5.9 'da görülmektedir. Bu nedenle istenen GKÇ yönüne göre DCB numunesini hazırlamak mümkündür.

Dövme alüminyum alaşımı ürünlerin çoğu son derece yönlendirilmiş tane yapılarına sahip olmaları nedeniyle (Şekil 5.8) bu tür ürünler GKÇ 'a dayanç konusunda son derece farklı tavır sergilerler. Çatlak oluşumu için gerekli çekme gerilmesine karşı direnç gerilme uzunlamasına doğrultuda uygulandığında en yüksek, kısa-enine doğrultuda uygulandığında en düşük ve diğer doğrultularda orta seviyededir. Bu farklılıklar çok hassas tavlarda en çok göze çarpar. Fakat genellikle 2XXX alaşımları için T6 ve T8 temperleri ve 7XXX alaşımları için T73, T736 ve T76 gibi temperlerde çökeltme işleminin uzaması sebebiyle çok daha düşüktür. Böylece montaj ve servis şartlarına göre yönü ve büyüklüğü önceden tahmin edilen gerilme, alaşım ve tav



Şekil 5.9. Bir alüminyum alaşımında GKÇ 'nin taneler arası yapısı. Malzeme 7079-T651

seçimini etkileyebilmektedir. Şekil 5.10' da çekme gerilmesinin etkime doğrultusuna bağlı olarak kırılma için gerekli olan kırılma süresinin çekme gerilmesi ile değişimi bir yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı ele alınarak gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi GKÇ ' a karşı en küçük direnç kısa-enine doğrultuda çekme gerilmesi etkidiğinde söz konusudur.

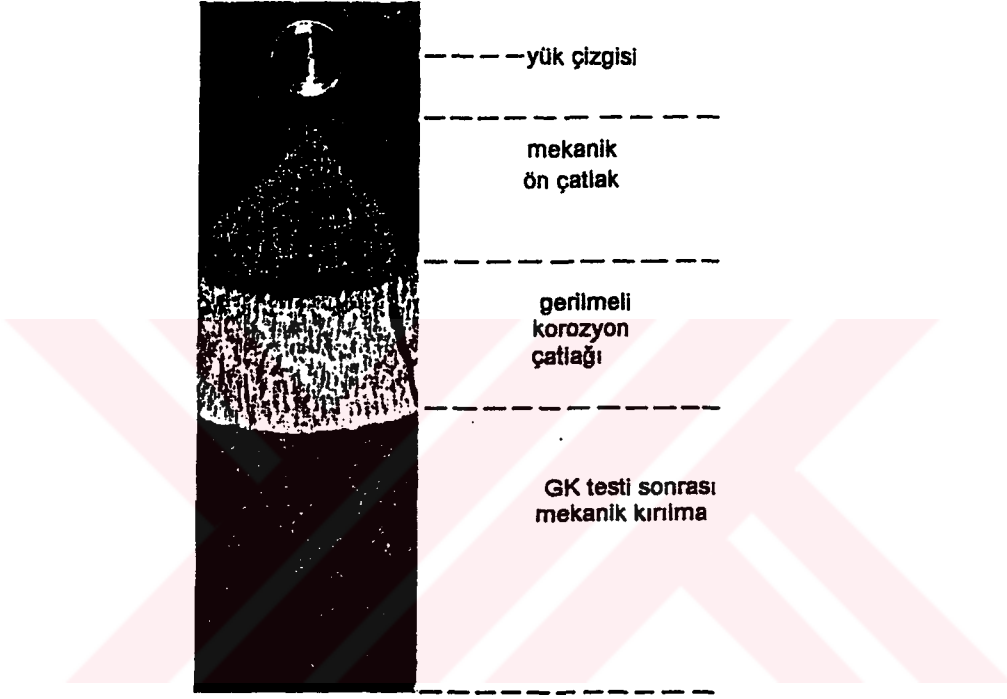


Şekil 5.10. 7075 T651 levha alaşımın GKÇ. ( A noktası 75 mm kalınlığındaki bir levha için uzun-enine doğrultudaki minimum akma mukavemetini göstermektedir).

Kısa-enine doğrultudaki çekme gerilmesinin etkilediği veya çok az etkilediği ince kesitli parçalar söz konusu olduğunda GKÇ ' a dayanak konusunda 2XXX alaşımları için T3 veya T4 temperleri, 7XXX alaşımları için ise T6 temperi yeterli olmaktadır. Kalın kesitli parçalarda genellikle kısa-enine doğrultuda sürekli çekme gerilmesi etki ediyorsa, bu durumda GKÇ ' a daha çok dayanak sağlayan temperler tercih edilmelidir

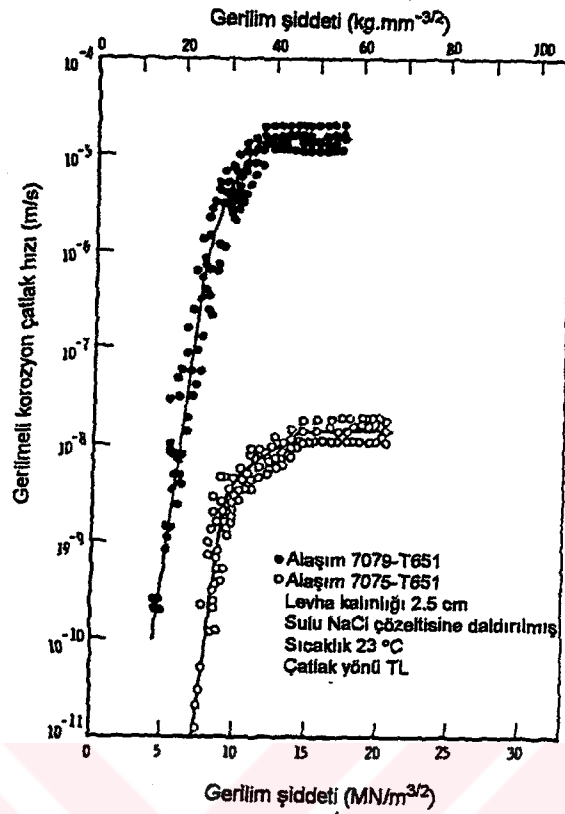
DCB numuneleri cıvatalar yardımıyla mekanik bir ön çatlak oluşuncaya kadar yüklenmelidir. Daha sonra ortam elverişli ise GK çatlak büyüme başlar ve çatlak ilerlemesi numunenin iki yüzünden ölçülebilir. Çatlak ilerledikçe, çatlak ucundaki gerilim şiddeti azalır (denklem 5.1) ve böylece çatlak büyüme hızı azalır.

Bir DCB numunesi kırılarak açılırsa, çatlak görünüşü ve tavrı incelenebilmektedir (Şekil 5.11). Şekilde görülen parlak bölge taneler arası GK çatlak ilerlemesi, mat bölge ise mekanik çatlak ilerlemesi nedeniyle oluşur.

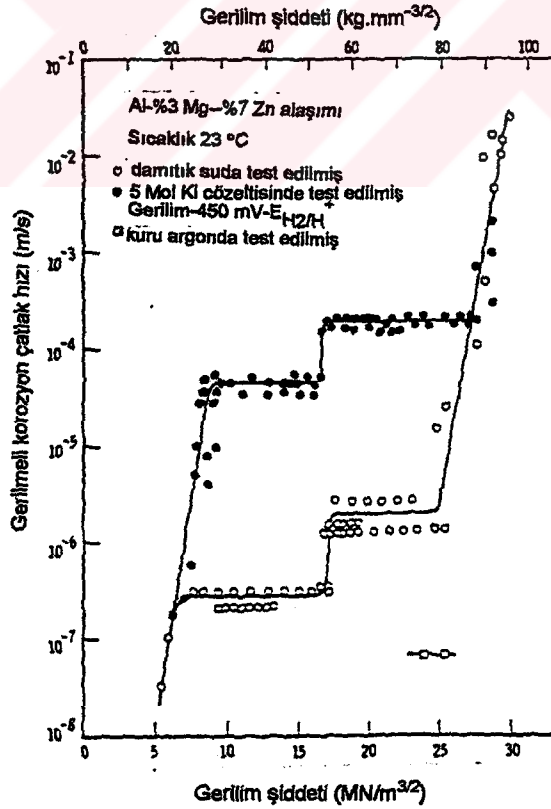


Şekil 5.11. Kırılarak açılmış bir DCB numunesinin görünüşü.

Gerilim şiddetinin GKÇ büyüme hızına etkisi yukarıda tanımlanan yöntem yardımıyla pratik ve ekonomik bir şekilde ölçülebilmektedir. En çok kullanılan iki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı için GKÇ hızları, çatlak ucu gerilim şiddetinin bir fonksiyonu olarak şekil 5.12' de verilmiştir. Bu veriler farklı levha alaşımlardan yapılmış çeşitli numuneler ile belirlenmiş çok sayıda test sonuçlarını gösterir. Numuneler tek bir levhadan hazırlırsa, şekil 5.12' de görülen dağılım azalmaktadır. Görüldüğü gibi düşük gerilim şiddetlerinde çatlak hızı gerilmeye, yani mekanik etmenlere bağlıdır (I. bölge). Ölçülen en yüksek gerilim şiddetlerinde çatlak hızı gerilmeden bağımsızdır ve kimyasal etmenlere bağlıdır (II. bölge). Şekil 5.12' de görülen v-K eğrisinin şekli şu ana kadar test edilmiş alüminyum alaşımlarının çoğu için karakteristiktir. Bununla birlikte şekil 5.13' te görüldüğü gibi daha karmaşık yapıya sahip olan v-K eğrileri de gözlenmiştir (Spiedel, 1971)



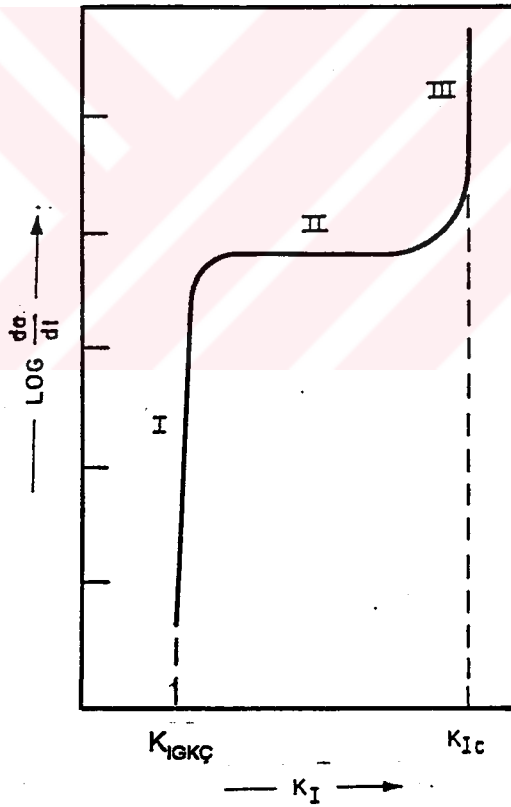
Şekil 5.12. İki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımının NaCl çözeltisinde GK çatlak hızı ile gerilim şiddeti faktörü ilişkisi.



Şekil 5.13. Yüksek safıktaki bir alüminyum alaşımında gerilme şiddetinin GK çatlak hızına etkisi

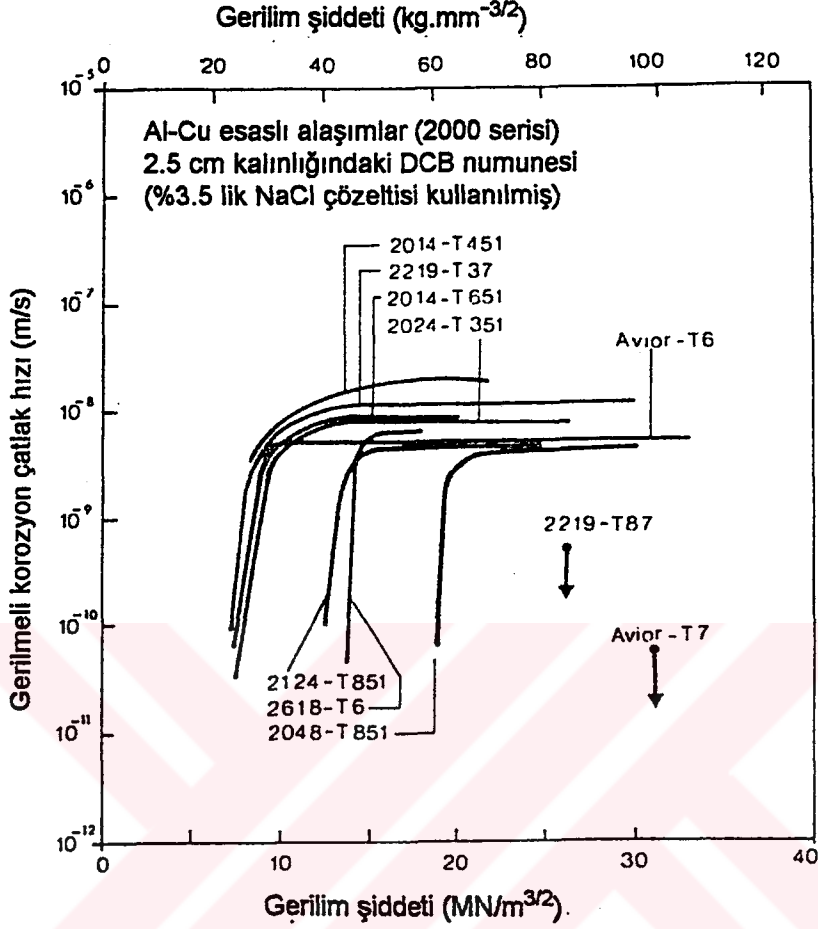
Şekil 5.14. alüminyum alaşımlarında çatlak ucu gerilim şiddetinin, gerilmeli korozyon çatlak hızı üzerine etkisini şematik olarak özetler (Wei et al, 1972)  $v$ - $K$  eğrisi üç bölüm halinde basitleştirilmiştir. Birinci bölgede çatlak ilerlemesi  $K_I$  ' e (mekanik etmenler) bağlıdır ve çatlağın hızla ilerlemeye başladığını gösterir. İkinci bölgede çatlak hızı  $K_I$  'den bağımsızdır ve ortamsal (kimyasal) etmenlere bağlıdır. Üçüncü bölgede ise çatlak hızı yine mekanik etmenlere bağlıdır.  $K_I$  değeri  $K_{IC}$  'ye eşit olduğunda parça aniden kopar.

Birinci ve ikinci bölge ticari alüminyum alaşımları için karakteristiktir (Şekil 5.12). Üçüncü bölge şimdiye kadar sadece yüksek saflıkta ve yeniden kristalize olan alaşımlarda gözlenmiştir (Şekil 5.13). Bu tür verilere örnek olarak çeşitli alüminyum alaşımları için  $da/dt$  -  $K_I$  ilişkisi şekil 5.15 ve 5.16 'da gösterilmiştir (Speidel, 1975).



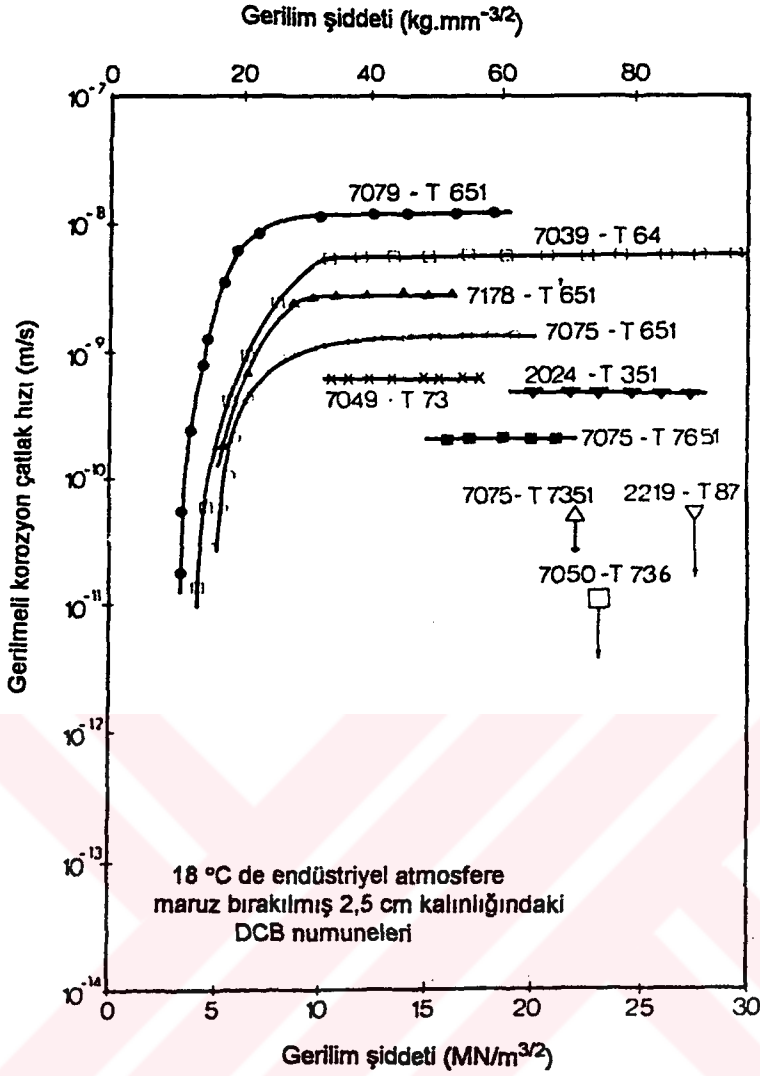
Şekil 5.14. GK koşullarında çatlak büyüme hızının gerilim şiddeti faktörü ile değişimi.





Şekil 5.15. Yüksek mukavemetli Al-Cu alaşımları için GKÇ büyüme hızı-gerilim şiddeti faktörü ilişkisi.

Böylece metalurjik ve ortamsal parametreler sabit tutulursa, çatlak ucu gerilim şiddeti ile GK hızı ilişkisinin iyi olduğu görülmektedir. Görüldüğü gibi yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında GKÇ mekaniksel açıdan incelendiğinde, en önemli mekaniksel parametrenin çatlak ucu gerilim şiddeti faktörü olduğu tesbit edilmiştir. Gerilim şiddeti dışında, gerilme durumu ve yükleme hızı gibi diğer mekanik parametreler ikinci derecede önem taşımaktadır. Bununla birlikte eş biçimli tane şekline sahip, yeniden kristalleşmeyen alüminyum alaşımlarında işlem türüne bağlı olarak çatlakın yönlendirilmesi son derece önemlidir. Burada örnek olarak verilmiş olan deneysel çalışmalarda görülen ticari alüminyum alaşımlarında çatlaklar, uygulanan çekme gerilmesine dik yönde ve tane sınırlarına paralel olarak ilerlemektedir (Spiedel, 1971).



Şekil 5.16. Yüksek mukavemetli Al-Zn-Mg-Cu alaşımları için GKÇ büyüme hızı-gerilim şiddetifaktörü ilişkisi.

## 5. 2. GKÇ 'nın Ortamsal Bakımdan İncelenmesi

Gerilmeli korozyonun ilginç özelliklerinden birisi de malzeme ve ortam arasındaki uyum gereksinimidir. Bu ilkeyi kanıtlamak için başvurulabilecek ilginç bir örnek pirinç ve paslanmaz çeliğin karşılaştırılmasıdır. Pirinç amonyum içeren ortamlarda duyarlık gösterirken, klor içeren ortamlarda hemen hemen hiç etkilenmez. Paslanmaz çeliklerin tutumu bunun tam tersidir. Onlar klor içeren ortamlarda GK 'a uğrarken, amonyum içeren ortamlarda dayanıklıdır. Bu sınırlayıcı durum göz önüne alındığında GK 'nın yaygın bir bozunma türü olmadığı düşünülebilir. Oysa durum böyle değildir. Yapılan araştırmalar makina ve diğer yapılarda görülen kırılma olaylarının % 20 'sinin GK 'dan kaynaklandığını göstermektedir. Bunun nedeni korozyona dayanıklı malzemelerin hemen hemen hepsinin belirli ortamlarda duyarlık

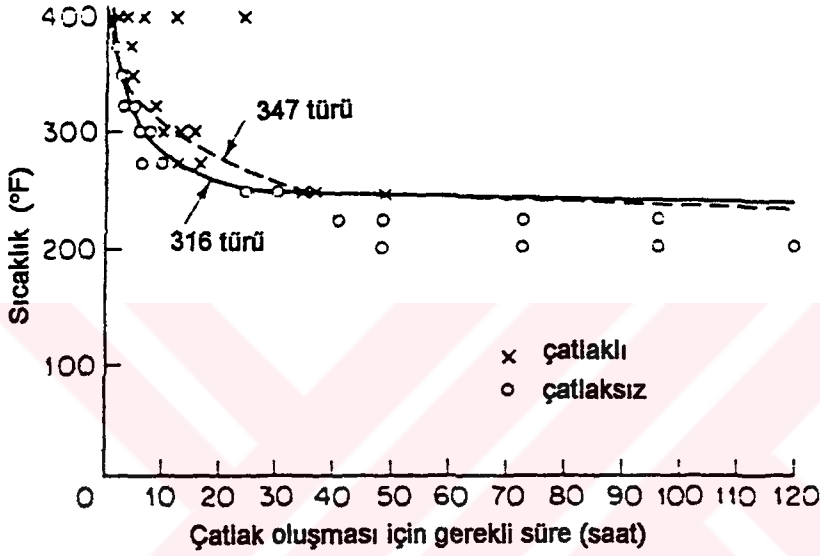


göstermeleridir. Şu ana kadar çeşitli alaşımların gerilmeli korozyonuna neden olabilecek ortamlar için genel bir örnek ortaya çıkmamıştır. Her alaşım grubu kendine özgü ortamlarda GK 'a hassastır. GK 'a yol açan malzeme ve ortamlar Tablo 5.2 'de verilmiştir (Jastrzebski, 1976). Bu tür veriler çatlama nedenlerinin irdelenmesinde etkili bir şekilde kullanılabilir.

Tablo 5.2. Çeşitli alaşımlarda GKÇ 'na yol açan ortamlar

Alaşım	Korozif ortam
Alüminyum alaşımları (yüksek mukavemetli alaşımlar)	NaCl çözeltisi NaCl+H <sub>2</sub> O çözeltisi Deniz suyu Hava Su buharı
Magnezyum alaşımları	NaCl ve K <sub>2</sub> CrO <sub>4</sub> çözeltisi Deniz atmosferi Saf su
Bakır alaşımları (pirinç) (Hava tesirli çatlama)	Amonyak buharı ve amonyaklı çözeltiler Cıvalı tuz çözeltisi Aminler Su
Düşük karbonlu çelik	NaOH çözeltisi NaOH-Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> çözeltisi Nitrat çözeltisi [Ca(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> , NaNO <sub>3</sub> ] H <sub>2</sub> S asidi Deniz suyu
Yüksek kromlu paslanmaz çelik (400 serisi)	NaCl+H <sub>2</sub> O çözeltisi Tuzlu su ve deniz suyu H <sub>2</sub> S+NaOH çözeltisi Kostik çözeltileri Nitrik ve sülfirik asit karışımı
Östenitik paslanmaz çelik (300 serisi)	Metal klorür çözeltileri (MgCl <sub>2</sub> , ZnCl <sub>2</sub> , LiCl, NaCl, vb. ) Kostik çözeltileri Tuzlu su ve deniz suyu NaCl+H <sub>2</sub> O çözeltisi
Nikel	NaOH, KOH çözeltileri Kostik çözeltisi
Monel (Ni-Cu alaşımı)	HF çözeltisi H <sub>2</sub> SiF <sub>6</sub> çözeltisi Cıvalı tuz çözeltisi
Kurşun	Kurşun asetat çözeltisi
Titanyum alaşımları	Yüksek sıcaklıktaki klorürler (erimiş tuz karışımları) HCl ve metanol karışımı Kırmızı buharlı HNO <sub>3</sub> Klorlu hidrokarbonlar

Kimyasal reaksiyonların çoğunda olduğu gibi GK çatlama da ortam sıcaklığının artmasıyla hızlanmaktadır. Genelde her malzeme-ortam bileşimi için bir minimum sıcaklık gereksiniminden söz etmek mümkündür. Ancak bazı malzeme-ortam bileşimlerinde oda sıcaklığı çatlama için yeterliyken, diğerlerinde ortamın kaynama sıcaklığına çıkmak gerekebilir. Magnezyum alaşımı gibi bazı sistemlerde oda sıcaklığında kolayca çatlak oluşurken, diğer sistemlerde kaynama sıcaklıkları gereklidir. Genel bir yaklaşım olarak malzeme-ortam bileşimlerinde 100 °C ve üstünün GK 'a yol açtığı söylenebilir. Şekil 5.17 'de östenitik paslanmaz çeliğin çatlama sıcaklığının etkisi gösterilmiştir (Fontana et al, 1978).



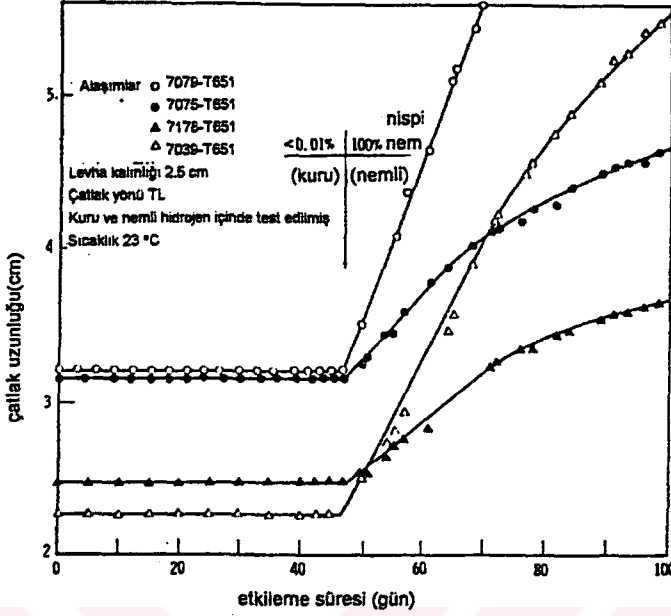
Şekil 5.17. 875 ppm NaCl içeren su içinde 316 ve 347 türü paslanmaz çelikte sıcaklığın çatlak oluşmasına etkisi.

Ortamın fiziksel durumu da çok önemlidir. Verilen bir alaşımın GK karakteristiği, ortamdaki özel kimyasal faktöre hassasiyettir. Bu sebeple korozif ortama benzer şartlar altında test yapılması önem taşır. Kimyasal etkilerin yanı sıra çatlak çoğunlukla sıcaklık, nem veya çözeltilerin konveksiyon veya difüzyon hızı gibi fiziksel parametreler tarafından da kontrol edilmektedir. Oksijen, hidrojen, hidrojen sülfid ve diğer sülfür bileşikleri, karbon dioksit, amonyak ve diğer nitrojen bileşikleri gibi duyarlı kimyasal ortamlar yanında, ortamın pH değeri ve sıcaklıktaki değişimler de önemlidir.

### 5. 2. 1. Gazların Etkisi

Sürekli yük etkisi altında kuru gaza maruz kalan alüminyum alaşımlarında, yalnızca çok özel şartlar altında kritik öncesi çatlak ilerlemesi gözlenmiştir. Şekil 5.13 'de gösterildiği gibi şimdiye kadar sadece yeniden kristalleşen kaba taneli yüksek safliktaki üçlü Al-Mg-Zn alaşımları kuru gaza maruz bırakıldığında bir miktar çatlak ilerlemesi gözlenmiştir. Kritik

kuru argon, kuru hidrojen, Kuru nitrojen (azot) ve kuru havaya uzun bir süre maruz kaldıklarında belirgin bir çatlak ilerlemesi göstermezler (Şekil 5.18). (Hyatt et al, 1972).

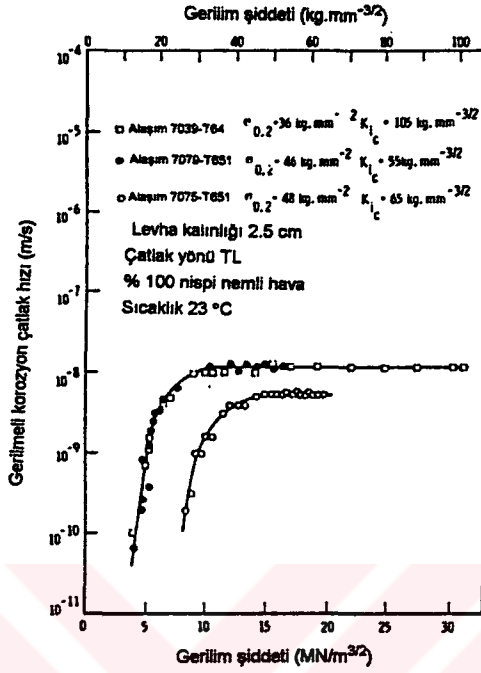


Şekil 5.18. Farklı alüminyum alaşımlarında hidrojen içindeki nemin GK çatlak büyümesine etkisi

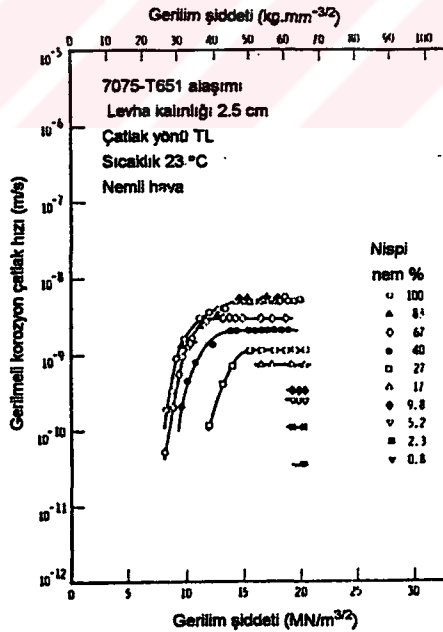
Aşağıdaki prensipler alüminyum alaşımlarının argon, hidrojen, oksijen, nitrojen (azot) ve hava gazındaki GKÇ davranışına açıklık getirmektedir (Spiedel, 1971)

- i) Kuru gazların etkisinde GK çatlakları ne başlar ne de ilerler.
- ii)  $K_{IC}$  'ye yakın değerlerde zorlanmış ön çatlaklarda ve nemli gaza maruz kalındığında GK çatlakları derhal başlar (Şekil 5.18).
- iii) Sıvı haldeki metaller, sulu çözeltiler veya organik çözücüler ile dolmuş olan çatlaklarda olduğu gibi, nemli gazlarla dolu GK çatlaklarının izlediği yol da hemen hemen taneler arasındır.
- iv) Nemli gazlarda GKÇ için v-K eğrisinin genel şekli, sulu ortamlardaki v-K eğrisi şekline benzer. Bu şartlar altında da I. ve II. bölge gözlenmiştir (Şekil 5.19,.20).
- v) II: bölgedeki çatlak ilerlemesi gazdaki su buharı kısmi basıncına şiddetle bağlıdır (Şekil 5.18,19,20).
- vi) Farklı yüksek mukavemetli ticari alüminyum alaşımlarının çoğu %100 nisbi nemli gazlara maruz kaldıklarında, II. bölgede  $10^{-8}$  m / s ile  $10^{-9}$  m / s arasında çatlak büyüme hızı gösterirler. Bunun anlamı, II. bölgede metalurjik parametrelerin çatlak büyüme hızın etkisi çok azdır (Şekil 5.18,19).

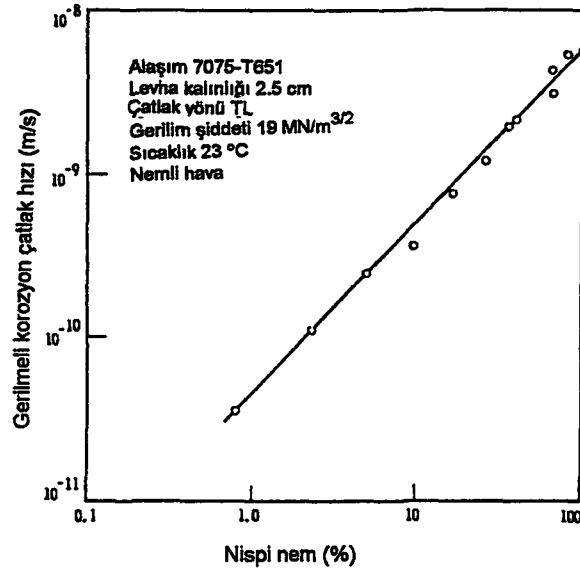
vii) Nemli Gaza maruz olan alüminyum alaşımları için v-K eğrisinin I. bölgesinde gerilmeye bağlı çatlak hızı, metalürjik parametrelerden şiddetle etkilenmektedir (Şekil 5.19).



Şekil 5.19. Farklı alüminyum alaşımlarında nemli havanın etkisinde GK çatlak büyümesi-gerilim şiddeti ilişkisi



Şekil 5.20. Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında havadaki nem ile GK çatlak hızı gerilim şiddeti ilişkisi



Şekil 5.21. Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında gerilmeye bağlı olmayan GK çatlak büyüme hızına nemli havanın etkisi.

Şekil 5.20 'de 7075-T651 alüminyum alaşımında havadaki su içeriğinin GK çatlak hızına etkisi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi havanın nisbi neminin azalması GK çatlak büyümesini iki şekilde düşürmektedir. İlk olarak II. bölge daha küçük hızlara iner, ikinci olarak v-K eğrisinin gerilmeye bağlı I. bölgesi daha büyük gerilim şiddetlerine ulaşır. nemin II. bölgede çatlak büyüme hızına etkisi:

$$v = v_1 + c_2 \text{CH}_2\text{O} \quad (5.2)$$

şeklinde ifade edilebilir (Spiedel, 1971). Burada  $\text{CH}_2\text{O}$  havadaki su buharı konsantrasyonunu gösterir, c ise bir sabittir. Bu durumda II. bölgede GK çatlak hızı yarı logaritmik bir grafikte havadaki nisbi nemin doğrusal bir fonksiyonudur. Bu durum şekil 5.21' de gösterilmiştir. Kısaca özetlenecek olursa gazlı ortamlarda alüminyum alaşımlarının GKÇ sebebinin su olduğu söylenebilir.

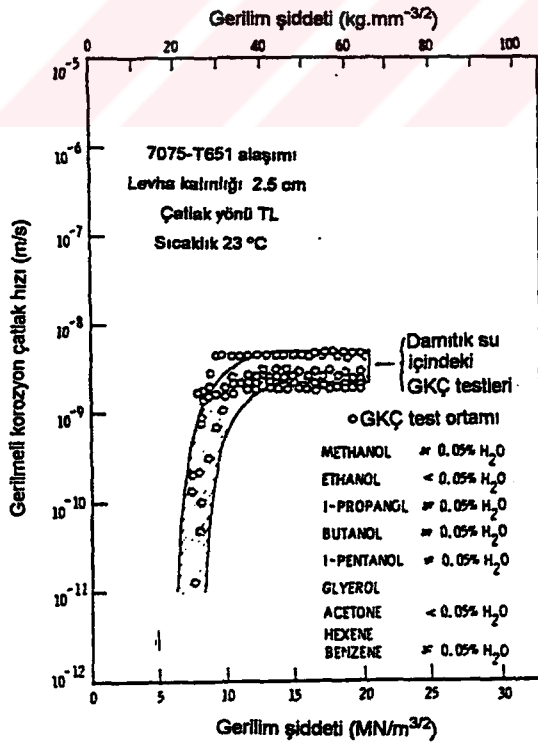
### 5. 2. 2. Organik Sıvıların Etkisi

Alüminyum alaşımları az miktarda su içeren pek çok organik sıvı içerisinde GKÇ 'a hassasiyet gösterir. Şekil 5.22 çoğunluğu yaklaşık % 0.05 su içeren dokuz organik eriyikte, GK çatlak hızı- gerilim şiddeti ilişkisini gösterir. Ayrıca şekil 5.22 'de damıtık suda yapılmış beş GK testi sonuçları taralı alan olarak gösterilmiştir. Dikkat edilecek olursa organik çözücülerde ölçülmüş olan GK çatlak hızlarının tümü sudaki GKÇ testi için olan taralı alan içine düşmektedir. Bu gözlem alüminyum alaşımlarında GKÇ 'na sebep olan su içerikli organik çözücüler hipotezi ile

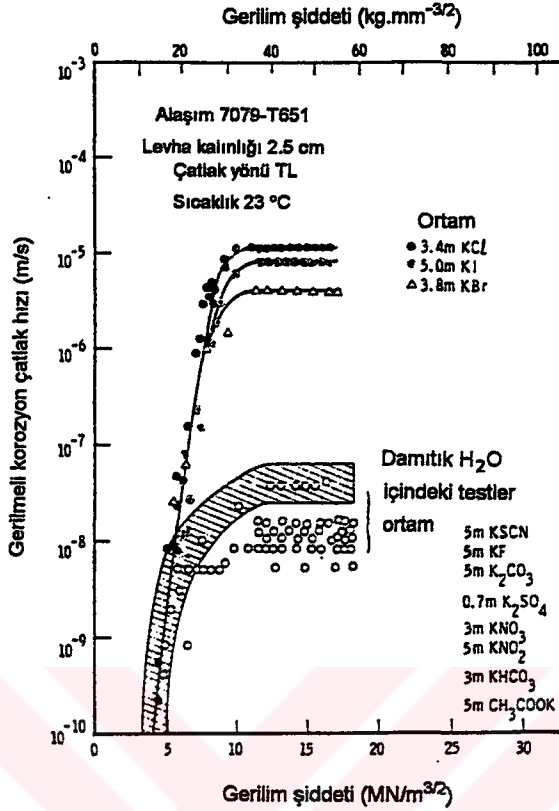
uyum içindedir. Bunun dışında organik sıvıdaki su içeriğinin % 0.01 'in altına düşmesi ile GK çatlak hızının düşeceği kanıtlanmıştır. Organik sıvılarda % 0.05 su ilavesi damıtık sudakiyle aynı derecede GKÇ 'na sebep olmak için yeterlidir. Genellikle uçak yakıtı, hidrolik akışkanlar ve makina yağı az miktarlarda da olsa su içerdiğinden, bunların şekil 5.22 'de görülen diğer organik çözücülere çok benzeyen GK çatlak kinetikleri nedeniyle, bu sadece bilimsel bir araştırmayla sınırlı kalmamaktadır. Sulu çözeltilerdeki incelemeler, organik çözücülerdeki GK çatlak büyümesine elektrokimyasal potansiyelin ve tuz ilavesinin etkisi ile yakın paralellik göstermiştir (Spiedel et al, 1972).

### 5. 2. 3. Sulu Çözeltiler

Ticari alüminyum alaşımlarının çoğunda, ortamın nemli gazdan damıtık suya dönüşmesiyle v-K eğrisinin II. bölgesinde GK çatlak ilerlemesinde küçük bir hızlanma görülür. Örneğin şekil 5.19 ile şekil 5.22 ve 5.23 karşılaştırılırsa, I. bölgedeki çatlak ilerlemesi ortamdaki bu değişimden etkilenmemektedir.  $Li^+$ ,  $Na^+$ ,  $K^+$ ,  $Rb^+$ ,  $Cs^+$ ,  $Ca^{+2}$ ,  $Al^{+3}$ ,  $NH_4^+$  gibi katyonların yer aldığı nötr sulu çözeltiyle yapılan testte, onların çözülebilir ürünü etkilemesi ve böylece özel anyonların konsantrasyonunu etkilemesi dışında GK çatlak büyümesine herhangi özel bir etkisi görülmez.  $Hg^{+2}$  hızlı taneler arası korozyona sebep olur ve civa birikmesi nedeniyle GK çatlama ihtimali söz konusudur (Spiedel, 1971; Spiedel et al, 1972, Spiedel, 1975).



Şekil 5.22. Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında çeşitli organik sıvıların kritik öncesi çatlak büyümesine etkisi.

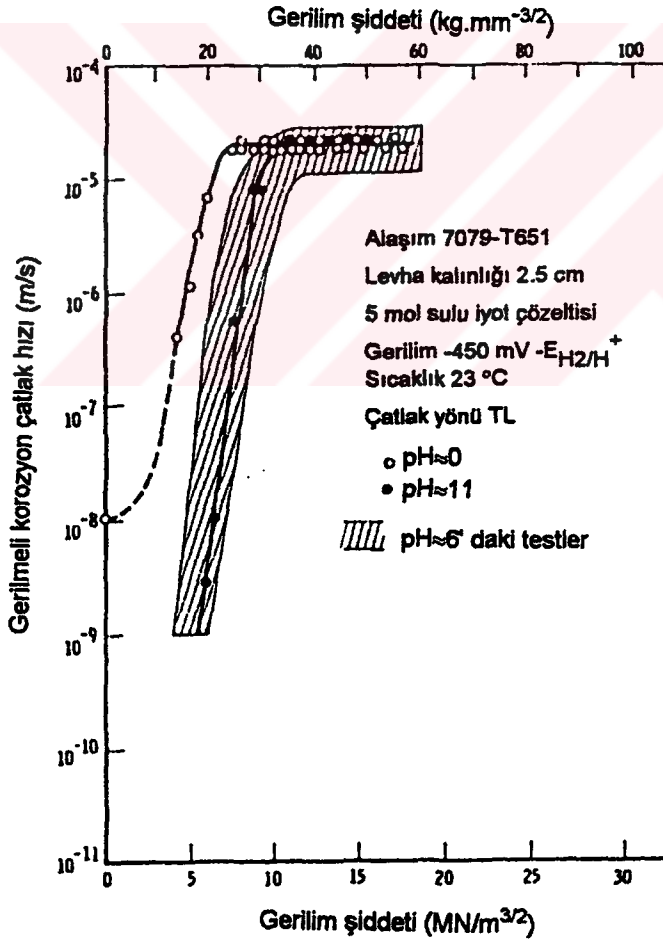


Şekil 5.23. Sulu çözeltiye daldırılmış yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında çeşitli anyonların GK çatlak hızına etkisi.

Şu ana kadar test edilen anyonlar arasında sadece  $\text{Cl}^-$ ,  $\text{Br}^-$ ,  $\text{I}^-$  yukarıdaki sulu çözeltiler içinde ölçülen GK çatlak hızını ve ilave olarak damıtık suda ölçülen hızı artırmaktadır. Bu durum şekil 5.23 'de gösterilmiştir. Listede verilmiş olan diğer anyonlardan hiçbiri en şiddetli metalurjik, mekanik ve elektrokimyasal şartlar altında bile GKÇ 'nı hızlandırma eğilimi göstermezler. Sözü edilen ekstrem şartlar; (1) en hassas alaşımları (7079-T651 gibi), (2)  $K_{IC}$  'ye yaklaşan gerilim şiddeti seviyelerini, ve (3) -1.55 volttan +14 volta kadar uygulanan anodik potansiyeli kapsar. Ne tuz iyonu  $\text{F}^-$ , ne de sahte tuz iyonu  $\text{SCN}^-$  özel olarak diğer tuz iyonlarına benzer tarzda GKÇ 'nı hızlandırır. Hatta  $\text{F}^-$  bir inhibitör gibi etki ederek GK çatlaklaşmasını yavaşlatmaktadır. Bu sebeple klorür, bromür ve iyodür tarafından GK çatlak büyümesinde hızlanma görülmesi özel bir durumdur.  $\text{Cl}^-$ ,  $\text{Br}^-$  ve  $\text{I}^-$  nedeniyle GK çatlaklarının hızlanması çeşitli sebeplerden dolayı önem taşımaktadır. İlk olarak, deniz ortamında yer alan bu tuz benzeri iyonların; bu tür ortamlarda hassas olabilen alüminyum alaşımları kullanılıyorsa, çatlak üzerine yaptığı etkinin biliniyor olması gereklidir. İkinci olarak  $\text{Cl}^-$  çözeltileri GK testini hızlandırmak için yaygın olarak kullanılmaktadır ve yakın zamana kadar bu durumun az biliniyor olması şaşırtıcıdır. Üçüncü olarak,  $\text{Cl}^-$ ,  $\text{Br}^-$  ve  $\text{I}^-$  alüminyum ve

alaşımları için yegane yenme etkenidir. Onlar aynı zamanda çatlak korozyonu ve taneler arası korozyonu da hızlandırır. Bu nedenle onlar sadece GK çatlaklarının ilerlemesine değil, aynı zamanda gerilme artırıcı etkileri nedeniyle GK çatlaklarının başlamasına da tesir ederler. Sulu çözelti içinde yer alan  $Cl^-$ ,  $Br^-$  ve  $I^-$  aynı zamanda titanyum alaşımaları için de yegane GKÇ hızlandırıcısıdır (Feeney et al, 1971, Spiedel, 1975).

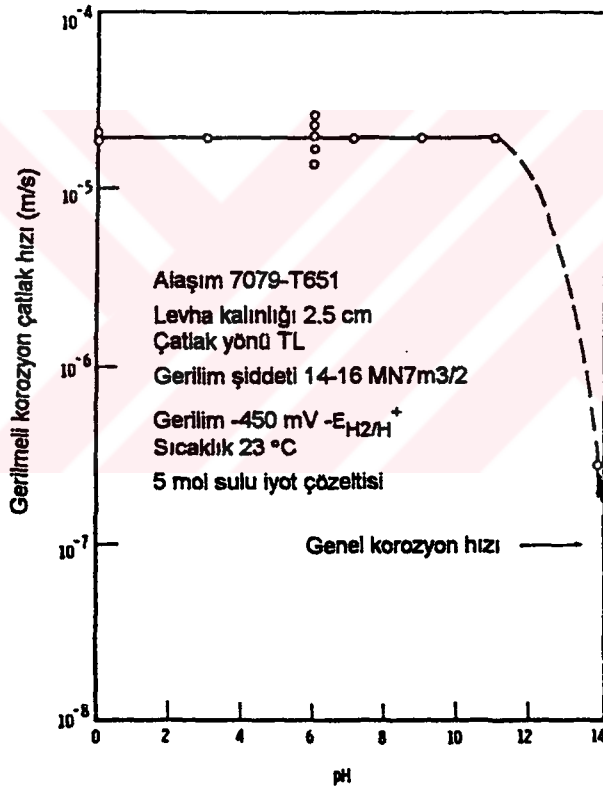
Bir GKÇ testi yapılırken  $Cl^-$ ,  $Br^-$  ve  $I^-$  'a şiddetle bağlı olan GK çatlak büyüme hızı ve metalurjik, mekanik ve elektrokimyasal parametrelerin karmaşık etkileşimi kontrol altına alınmalıdır. Örneğin şekil 5.22 ile 5.13 karşılaştırıldığında görüleceği gibi 7075-T651 alaşımının NaCl ilave edilmiş su içindeki GK çatlak hızı, bu dört faktör tarafından hızlanmaktadır. Aynı ortamsal sebeplerden dolayı 7075-T651 alaşımının GK çatlaklarındaki ilerleme (Şekil 5.23 ile 5.13 karşılaştırılırsa)  $10^3$  kez daha büyüktür, bu nedenle GK çatlaklarının metalurjik parametrelere bağlı tuz iyonları tarafından hızlandığı görülür.



Şekil 5.24. Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında pH'ın gerilim şiddeti ve GK çatlak hızına etkisi.



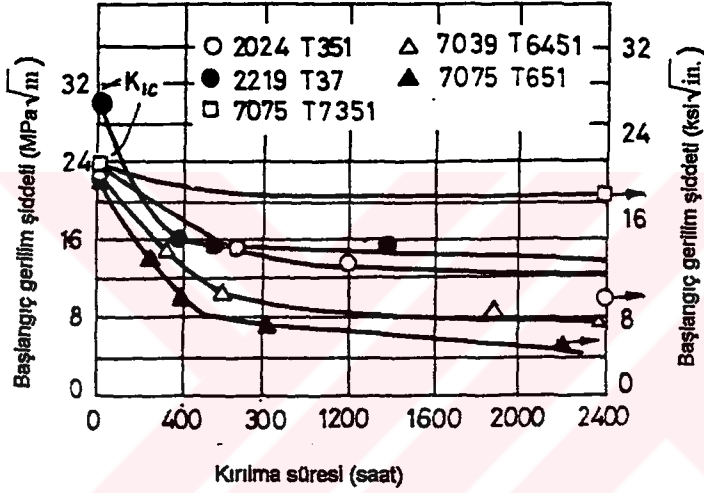
Bir alüminyum alaşımında GK çatlak büyüme hızına çözeltinin pH değerinin etkisi şekil 5.24 ve 5.25' de gösterilmiştir. pH değerinin 6 'dan 0 'a düştüğü nötr ve güçlü asidik çözeltide v-K eğrisi incelenirse, I. bölgede oldukça düşük gerilim şiddetleri görülür (Şekil 5.24). Güçlü asidik çözeltide taneler arası korozyon hızı yaklaşık  $10^{-8}$  m/s 'dir ve şekil 5.24 'te hız eksenini kesen bu değer, en düşük gerilim şiddetlerinde v-K eğrisinin tam şeklinin bilinmesi açısından önemlidir. Şekil 5.24 'te verilmiş olan deneysel şartlar altında v-K eğrisinin II. bölgesinde (en üst) GK çatlak hızı pH nedeniyle ölçülemeyecek biçimde etkilenmiştir. Daha sistematik sonuçların gösterildiği şekil 5.25 'de görüldüğü gibi verilmiş olan deneysel şartlar altında II. bölge çatlak hızı üzerine etkisi 11 pH 'a kadar ölçülemeyecek kadar küçüktür. Bununla birlikte farklı elektrokimyasal şartlar altında çözeltinin pH değeri küçük dahi olsa, v-K eğrisinin en üst bölgesinde bile çatlak büyüme hızı artar (Spiedel, 1971).



Şekil 5.25. Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında pH 'ın II. bölge GK çatlak hızına etkisi.

Alüminyum alaşımlarında sulu klorür çözeltilerinde GKÇ oluştuğu ve çözelti giderek alkaline yapıldıkça GKÇ 'nın belirgin bir şekilde azaldığına dair genel bir kanı vardır. Bununla birlikte şekil 5.25 'te görüldüğü gibi pek çok ana çözeltide genel korozyon nedeniyle çatlak kinetiklerini ölçmek zordur.

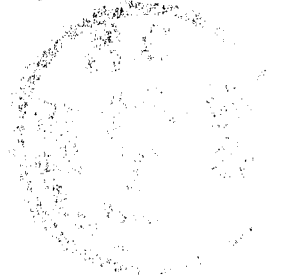
0.5 M nötr bir NaCl çözeltisi içinde çatlak içeren bir alüminyum alaşımı ele alınsın. Çatlaklar metal çözelti ile doluyorsa, çatlak hidrolize ve asidik bir ortamda  $AlCl_3$  oluşturur. Teorik hesaplar bu gibi şartlar altında çatlakta pH değerini 3.5 olarak bildirir. Çatlağın elektrolit ile doğrudan ölçümleri 3.2 ile 3.4 gibi pH değerleri verir. Bazı alaşımlarda asiditenin azalması (düşük pH) ile GKÇ hızlanmaktadır. 2000 serisi ve 7000 serisi alüminyum alaşımları; 0.06 M sodyum klorit, 0.02 M sodyum di kromat, 0.07 M sodyum asetat ve pH 'ı 4 olan asetik asit içeren bir tuz çözeltisi içinde genellikle ön çatlaklı numuneler kullanılarak GKÇ testine tabi tutulmaktadır (Kaufman et al, 1976). Şekil 5.26 'da yukarıda verilen özelliklere sahip sulu çözelti etkisinde, çeşitli alüminyum alaşımlarından hazırlanmış kompakt numunelerle S-L doğrultusunda ölçülmüş gerilme şiddeti-kırılma zamanı ilişkisi, şekil 5.27' de ise numune yönelimi ve kırılma düzlemi gösterilmiştir.



Şekil 5.26. 0.06 M sodyum klorür, 0.02 M sodyum di kromat, 0.07 M sodyum asetat ve 4 pH değerinde asetik asit içeren bir sulu çözeltiye maruz çeşitli alüminyum alaşımlarından yapılmış kompakt numunelerin S-L doğrultusu için başlangıç gerilim şiddeti-kırılma zamanı ilişkisi

GKÇ sıcaklığın etkisiyle hızlanmaktadır. Gemiler, uçaklar ve basınçlı kaplar ekvatorda çalıştırıldıklarında, kutuplardakinden çok daha ciddi GKÇ problemleriyle karşı karşıya kalmaktadır. Ayrıca aerodinamik ısıtma yapılacak uçaklarda kullanılan malzemenin ortamdaki kaynaklanan kritik öncesi çatlak büyümesine, sıcaklığın etkisinin bilinmesi gereklidir.

Şekil 5.28 7079-T651 alaşımında sıcaklık ve gerilim şiddetinin GK çatlak hızına etkisini göstermektedir. Görüldüğü gibi sıcaklıktaki bir artış hem v-K eğrisinin II. bölgesinde daha hızlı çatlama sebebi olur hem de I. bölgenin daha düşük gerilim şiddeti değerleri almasına neden olur. Böylece sıcaklık yükseldikçe çatlaklar daha hızlı büyümekle kalmaz aynı zamanda gerilimlerde azalır. Şekil 5.29 'dan da görüldüğü gibi en üst bölgedeki (II) GK çatlak hızı yaklaşık olarak aşağıdaki denklem şeklinde ifade edilir.



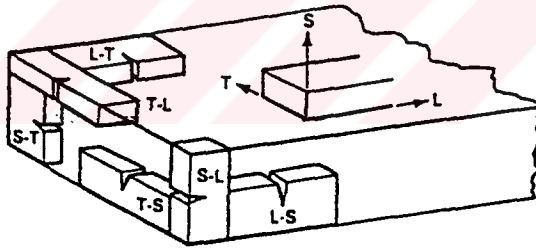
$$v = v_2 \exp - Q / RT \quad (5.3)$$

Burada  $v_2$  ve  $Q$  ( görünür aktivasyon enerjisi) sabittir. Şekil 5.28 ' deki  $v$ - $K$  eğrisinin I. bölgesinde GK çatlak hızı aşağıdaki geleneksel denkleme uyar.

$$v = v_2 \exp(-Q + c_4 K_1) RT \quad (5.4)$$

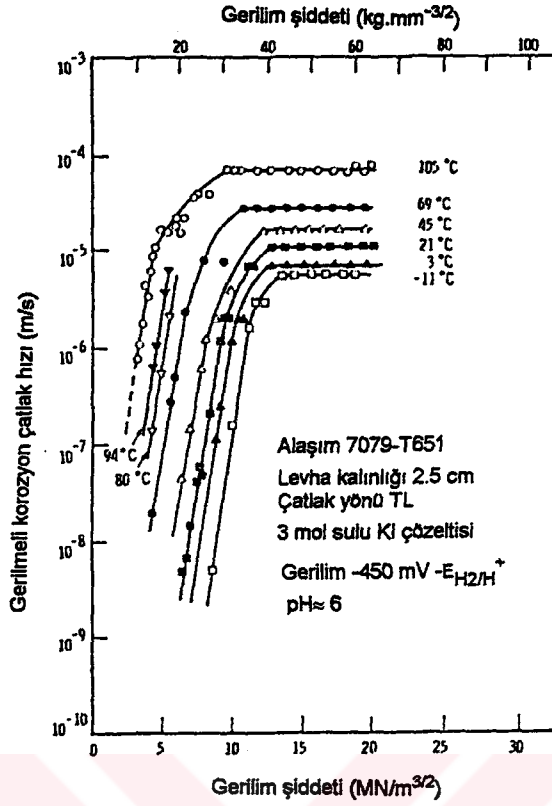
Burada  $v_2$ ,  $Q$  ve  $c_4$  sabit,  $K_1$  ise gerilim şiddeti faktörüdür. Görünür aktivasyon enerjisi II. bölge çatlak büyümesi için  $Q= 3.8$  kcal/mol, I. bölge çatlak büyümesi için  $Q=27$  kcal/mol 'dür.

Titanyum alaşımlarında I. ve II. bölgelerde GK çatlak büyüme hızları için ölçülen aktivasyon enerjilerinin de şekil 5.29 ' da 7079-T651 alüminyum alaşımı için verilen değerlere çok benzer olduğu görülmektedir. Kısacası  $v$ - $K$  eğrisinin farklı kısımları için farklı aktivasyon enerjileri ölçüldüğü söylenebilir. Sulu tuz çözeltileri , organik çözücüler ve erimiş tuzlar içinde pek çok alüminyum , titanyum ve magnezyum alaşımı için aktivasyon enerjisi II. bölgede 4 kcal/mol olarak ölçülmüştür. I. bölgedeki aktivasyon enerjisi sadece alüminyum alaşımları için değil (şekil 5.29), titanyum alaşımları ve cam için de 27 kcal/mol olarak ölçülmüştür (Spiedel, 1971, Spiedel 1975).

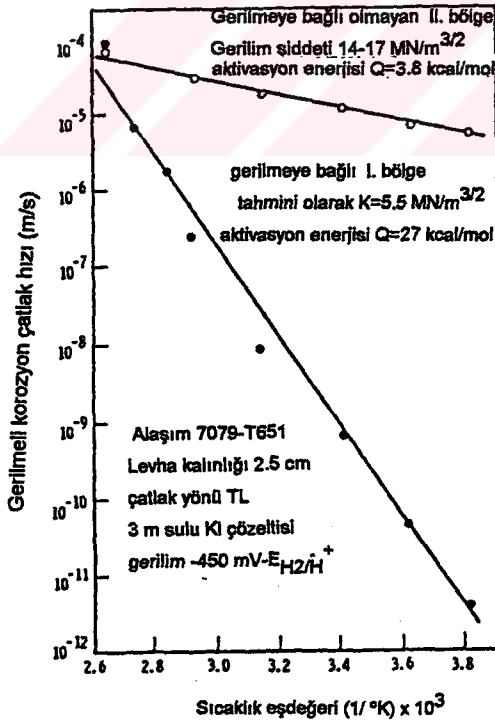


Şekil 5.27. Numune yönelimi ve kırılma düzleminin tanımlanması. (L: uzunluk, metalin ana işleme doğrusu; T: genişlik, uzun-enine tane doğrusu; S: kalınlık, kısa-enine tane doğrultusu).

GK çatlak hızına elektrokimyasal gerilimin etkisi şekil 5.30' da gösterilmiştir. Çoğunlukla pozitif gerilimden başlayarak -250 MV. ve daha çok negatif olarak uygulanan elektrokimyasal gerilim,  $v$ - $K$  eğrisinin I. bölgesini daha yüksek gerilim şiddetlerine ulaştırırken ilk durumda en yüksek hız değişmeden kalır. Elektrokimyasal gerilim negatif yapıldıkça en yüksek hız oldukça düşer, hidrojen elektroduna karşı gerilim -1 volt 'a ulaştığında en düşük değerini alır. Bu nedenle alüminyum alaşımlarında GKÇ katodik koruma ile önlenmektedir. Şekil 5.30' daki konsantre I çözeltilisinde gözlenen GKÇ çatlak hızı, damıtık su içerisinde sadece katodik koruma uygulayarak düşürülmüştür.



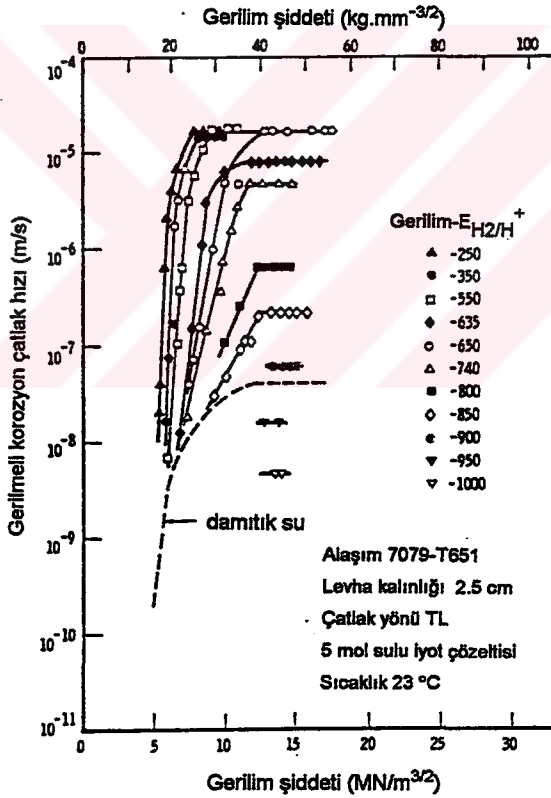
Şekil 5.28. 7079-7651 alaşımında sıcaklık ve gerilim şiddetinin bir fonksiyonu olarak GK çatlak hızı.



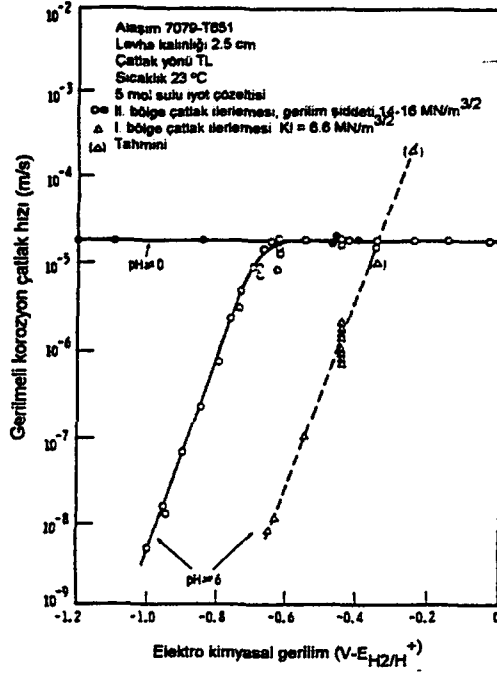
Şekil 5.29. Şekil 5.28 ' de görülen GK çatlak büyümesini termal olarak etkileyen görünür aktivasyon enerjisinin belirlenmesi.

Elektrokimyasal gerilimin  $v$ - $K$  eğrisinin I. ve II. bölgesinde GK çatlak hızına etkisi araştırılmış ve sonuçlar şekil 5.31 'de verilmiştir. Güçlü asidik çözeltide ilk olarak II. bölge göz önüne alındığında bu şartlar altında gerilimin çatlak hızına herhangi bir etkisi olmadığı görülür.  $v = v_{\text{asit}}$  (Tüm gerilimlerde sabit). Görüldüğü gibi güçlü asidik çözeltilerde katodik koruma imkansızdır. Bu davranış şekli sulu tuz çözeltilerindeki titanyum alaşımlarının davranışları ile paralellik taşır. Çok düşük pH değerlerinde dahi GK çatlak büyümesine karşı katodik koruma etkisizdir. (Spiedel, 1971).

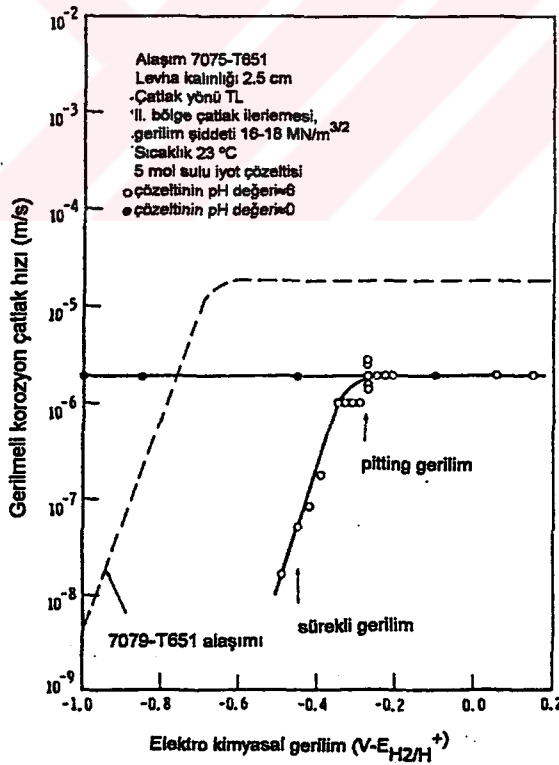
Şekil 5.32 farklı alüminyum alaşımlarında II. bölge çatlak hızlarının gerilime bağlı olduğunu gösterir. Şekil 5.31 ile karşılaştırıldığında çatlak hızı-gerilim ( $v$ - $\Delta\phi$ ) eğrisinin pozisyonu değişmektedir. Böylece açıkça görüldüğü gibi alüminyum alaşımlarında GK çatlaklarının gerilime bağlı olması metalurjik (alaşım bileşimi veya ısıl işlem) bir etkidir.



Şekil 5.30. Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında elektrokimyasal gerilim ve gerilim şiddetinin GK çatlak hızına etkisi.



Şekil 5.31. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı 7079-T651 'de elektrokimyasal gerilim ve pH 'ın GK çatlak büyüme hızına etkisi.



Şekil 5.32. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımı 7075-T651 'de elektrokimyasal gerilim ve pH 'ın GK çatlak hızına etkisi.

Şekil 5.30, 31 ve 32' de mekanik, kimyasal ve metalurjik etkilerin GK çatlak hızı üzerindeki karmaşık etkileşimini göstermektedir. Çatlak hızı ve etkili parametreler arasındaki ilişkinin deneysel olarak belirlenmesi, GKÇ teorileri ve geleneksel modellerin desteklenmesi veya çürütülmesi açısından önemlidir. Bundan da önemlisi bu ilişkinin verilen bir ortam için malzeme seçimi ve alaşım geliştirme amacıyla kullanılmasıdır (Spiedel, 1971).

### 5.3. GKÇ ' nın Metalurjik Bakımdan İncelenmesi

Alaşım bileşimi ve ısı işlem alüminyum alaşımlarında GK çatlak büyümesini şiddetle etkiler. Bu iki sebep yüzünden alüminyum alaşımlarının GKÇ ' nın metalurjik bakımdan testi, tanıtılması ve tartışılması zordur. İlk olarak kantitatif test sonuçlarının miktarı sınırlıdır. II. olarak alaşım bileşimindeki farklılıklar ve ısı işlem ( metalurjik değişkenler) nedeniyle son derece karmaşık olan yapı, sadece gerilmeye bağlı çatlak hızını etkilemekle kalmaz ( mekanik değişkenler) aynı zamanda ortamın fiziksel ve kimyasal özelliklerine (ortamsal değişkenler) bağlı olarak da çatlak büyümesini etkiler. Şimdiye kadar çeşitli alüminyum alaşımlarının farklı GKÇ hassasiyetini kontrol eden tek bir parametre henüz tespit edilememiştir.

Bir takım eğilimler ve karşılıklı bağıntılar görülebilir, fakat onlar çok nadir durumlar olması nedeniyle çok az kullanılırlar. Örneğin; alüminyum alaşımlarında genel eğilim akma mukavemeti artıkça GKÇ 'na hassasiyetin artmasıdır. Şekil 5.19 bunun daima doğru olmadığını gösterir. 7039 ve 7079 alaşımları akma mukavemetlerindeki çok büyük değişikliklere rağmen v-K eğrisinin I. ve II. bölgesinde her ikisi de benzer çatlak hızları gösterirler.

Alüminyum alaşımlarında ikinci genel eğilim, GKÇ 'na daha dayanıklı olan alaşımların kırılma tokluklarının daha yüksek olduğudur. Yine bu kural için de istisnalar çoktur. Örneğin şekil 5.19 'da verilen 7039 ve 7079 alaşımlarında  $K_{IC}$  değerlerinde çok büyük değişikliklere rağmen, I. ve II. bölgelerde benzer çatlak hızları gözlenir. Bu nedenle ne tokluk ne de akma mukavemeti tek başına alüminyum alaşımlarının GKÇ 'na hassasiyetini kontrol edebilir (Spiedel, 1971).

#### 5.3.1. Alaşım Bileşiminin Etkisi

Saf alüminyum ve alüminyum esaslı tüm alaşımlarda sıvı haldeki metallerin varlığında GKÇ gözlenmiştir. Al-Ag, Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Mg, Al-Mg-Zn, Al-Zn, Al-Zn-Mg-Cu ve Al-Mg-Si alaşım sistemlerinde sulu çözeltiler içerisinde GKÇ gözlenmiştir.

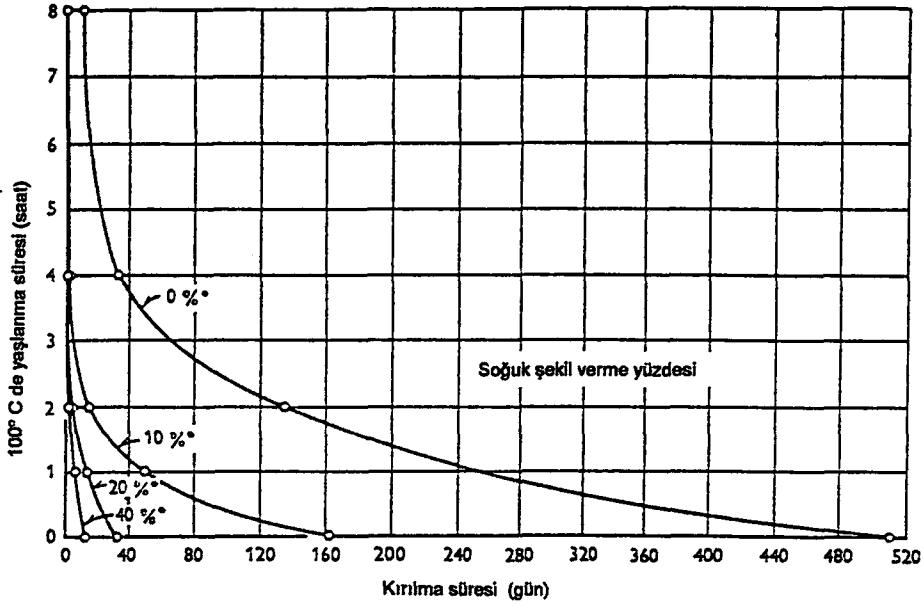
Alaşım bileşiminin etkisi konusunda herhangi bir kantitatif çalışma yapılmamış olmakla birlikte aşağıdaki kurallar belirlenmiştir.

- i) Saf alüminyum GKÇ 'na hassas değildir.
- ii) Verilen her alaşım sistemi için GKÇ 'na hassasiyet, aşırı doyurulmuş katı eriyiğe katılan alaşım elementi ilavelerinin miktarı ile artar.
- iii) Yukarıda verilen üçlü veya daha yüksek tertipli alaşım sistemlerinin GK direnci sadece alaşım ilavelerinin toplam miktarları tarafından değil, aynı zamanda oranları tarafından da etkilenmektedir.
- iv) Yukarıda sözü edilen yüksek saflıktaki ikili, üçlü ve dördü alaşımlara az miktarlarda Cr, Mn, Zr, Ti, V, Ni, ve Si ilave edilmesi, dövme ürünlerin uzunlamasına ve uzun-enlemesine doğrultularda hassasiyetini düşürebilir (Spiedel et al, 1972). Aşağıda çeşitli alaşım guruplarında bileşim ve ısıl işlemin etkisi incelenmiştir.

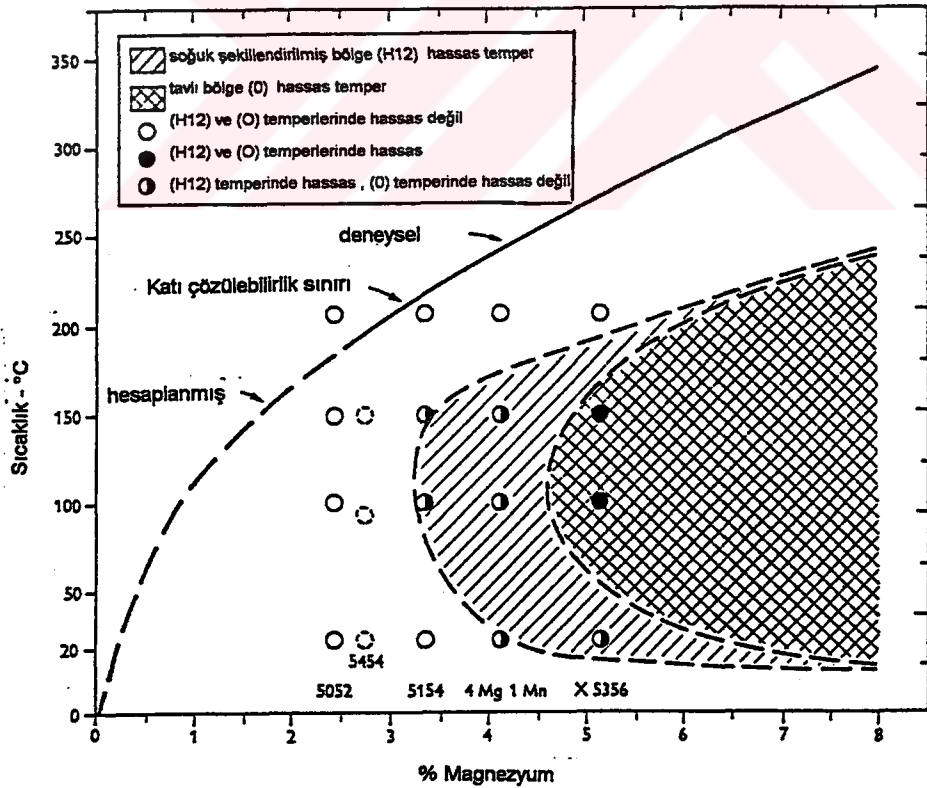
#### a) AlMg alaşımları:

Düşük miktarlarda Mg içeren alaşımlar oda sıcaklığında tek fazlıdır, fakat % 4 'e ulaşan magnezyum içeriği için  $\beta$ -fazı ( $Mg_5Al_8$ ) oldukça önemsiz olduğundan, oda sıcaklığı şartlarında herhangi bir GK riski yoktur. Şekil 5.33' de görülen laboratuvar çalışmaları sonuçlarına göre daha yüksek Mg içeriği ile soğuk şekil verme, GK 'a neden olur. Bu durum soğuk şekil vermenin  $\beta$ -fazı çökmesini kolaylaştırmasından kaynaklanır. Sıcaklık  $200^\circ C$  'ye yükseldiğinde de benzer etki görülür. Dix, Anderson ve Shumaker tarafından, GK 'a hassas olan AlMg alaşımları için sıcaklık-bileşim sınırı ilişkisini gösteren bir diyagram hazırlanmıştır (şekil 5.34). Diyagrama göre bu alan içinde tane sınırlarında  $\beta$ -fazı çökmesi aşağı yukarı uniform bir dağılım göstermektedir.  $150-200^\circ C$  'nin üzerindeki sıcaklıklarda  $\beta$ -fazı tane sınırlarında giderek katılaşı ve GK ve taneler arası korozyonun her ikisine de hassasiyet azalır. Bu nedenle soğuk şekil verme şartlarında % 4-5.5 Mg içeren alaşımlar kullanılması uygun değildir, onlar sadece tavlı ve sıcak şekil verilme şartlarında kullanılmalıdır ve ısıl işlemi takibeden soğutma yavaş yavaş yapılmalıdır. % 5.5 'den daha fazla magnezyum içeren alüminyum kullanımında azami dikkat gösterilmelidir (Ström, 1961).





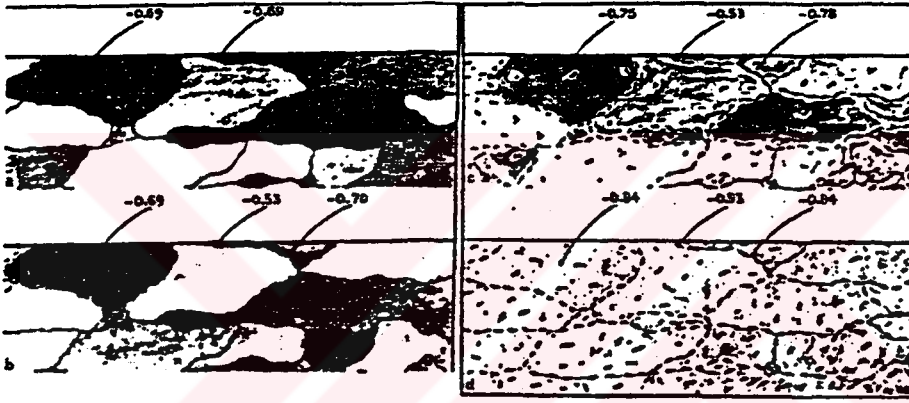
Şekil 5.33. % 10 Mg içeren alüminyumun oda sıcaklığındaki hızlandırılmış testinde, yaşlanma zamanı ve soğuk şekil vermenin etkisi



Şekil 5.34. AlMg alaşımında sıcaklığın GK hassasiyetine etkisi

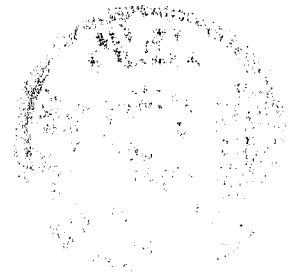
### b) AlCuMg alaşımları:

Eriyik ısı ışlemi sonrası gcl bir Şekilde aşırı doymuş katı eriyik oluşturan ckeltmeyle sertleēebilir AlCuMg türü alaşımlar (yaklaşık % 4.5 Cu ve % 1.5 Mg), ck yavaş soğutma hızlarında tane sınırı ckeltmeleri nedeniyle GK 'a hassas olmaktadır. Bununla birlikte aynı zamanda sertleēmesinin etkisi de bozulmakta ve bu durum kolayca farkedilebilmektedir. Suni yaşlanma işlemi ilk önceleri tane sınırlarında ayrıcalıklı bir ckeltme oluşursa da, bu durum suni yaşlanma süreci sırasında denk hale gelir. Şekil 5.35 suni yaşlanma sırasında potansiyeldeki değişmenin, tane sınırı alanı ve tane ilerini zamanla nasıl değiştirdiğini gösterir. GK 'a en büyük hassasiyet, maksimum ckme değerine ulaşmadan hemen önce gerçekleşmektedir.



**Şekil 5.35.** % 4 bakır içeren alüminyumun farklı ısı ışlem Şartları ve potansiyel ilişisini ifade eden ideal mikroyapı resimleri: a) Hızlı su verme, b) Su verme sonrası 190°C 'de kısa süreli ısı ışlem, c) Son derece elverissiz potansiyel Şartları altında eriyik ısı ışlemi sonrası yavaş soğutma veya uzatılmış suni yaşlanma, d) Uzatılmış ara ısıtma sonrası tamamıyla heterojen olan ckeltmenin tamamlanması (Ström, 1961)

Doğal olarak yaşlandırılmış Al-Cu-Mg-Mn, Al-Cu, Al-Cu-Mg ve Al-Cu-Mn alaşımlarında korozyon türü ve su verme sırasında ckeltme miktarı üzerine alaşım elementleri ve su verme hızlarının etkileri Robinson ve Hunter (1972) tarafından araştırılmış ve bulunan sonuçlar tablo 5.3 ve 5.4 'de verilmiştir. Tablo 5.3 ve 5.4 'te verilen ckme deneyi sonuçlarına göre ana czelti elementi olan bakır ve magnezyum içeriğinin artmasıyla alaşımın mukavemeti de artmaktadır. İkili Al-Cu alaşımında, her soğutma hızı için ckme ve akma mukavemetinde görülen artış, artan bakır miktarından ileri gelmektedir. Eriyik ısı ışlemi sırasında alüminyum içerisindeki bakır miktarı katı içerisindeki eriyebilirlik sınırı olan % 4 'e ulaştığında mukavemet en st değerine ulaşır.



Soğutma hızı genel olarak olmasa da Al-Cu alaşımının çekme özelliklerini etkiler. Tablo 5.3 ve 5.4'de gösterilen 5 alüminyum alaşımı için de su verme hızı 7500 °F/s 'den 1200 °F/s 'ye düştüğünde mukavemetler artmıştır. Bununla birlikte daha düşük su verme hızlarında mukavemetler azalmıştır. Magnezyum içeriği % 5 'ten % 1.5 'e yükseldiğinde çekme ve akma mukavemetinde 3 ile 8 ksi 'lik artışlar görülmektedir.

% 3 ve % 4 Cu içeren alaşıma % 0.5 Mn ilave edilirse, bunun çekme mukavemetine etkisi nispeten az olmakla birlikte, akma mukavemetini oldukça düşürür (Tablo 5.4). Bunun nedeni Al-Cu-Mn fazının oluşumu nedeniyle, katı çözeltide bakır yoğunluğunun azalmasıdır. Al-Cu-Mg alaşımına manganez ilavesi çekme mukavemetini sürekli artırır.

Tablo 5.3. Magnezyumun Al-Cu ve Al-Cu-Mg alaşımlarının çekme özellikleri ve korozyon türüne etkisi \*

	Al-Cu Alaşımı					Al-Cu + % 0.5 Mg Alaşımı					Al-Cu + % 1.5 Mg Alaşımı				
Bakır	1.93	2.77	3.85	4.45	4.93	1.93	2.91	3.91	4.37	4.91	1.91	2.50	3.87	4.49	4.91
Magnezyum	-	-	-	-	-	0.43	0.48	0.50	0.50	0.48	1.49	1.52	1.47	1.52	1.51
7500 °F/s 'de Su Verilmiş-Soğuk Su															
Çekme	23.75	31.15	40.70	43.15	43.00	37.75	46.30	55.80	56.85	57.35	42.70	48.90	61.15	63.15	62.95
Mukavemeti-ksi															
Akma	11.62	15.55	22.65	24.75	23.20	22.95	30.30	36.35	36.45	36.35	29.20	33.90	42.55	42.45	41.80
Mukavemeti-ksi															
% Uzama	17.5	19.8	20.2	19.8	20.0	18.8	17.0	17.5	19.0	19.5	20.8	19.2	20.0	20.8	21.8
Korozyon türü†	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P
1200 °F/s 'de Su Verilmiş															
Çekme	29.15	33.45	45.05	45.65	46.20	39.65	46.10	55.45	57.15	57.75	42.85	49.75	63.55	64.90	67.35
Mukavemeti-ksi															
Akma	15.6	19.00	26.55	26.30	26.35	24.29	30.45	36.65	36.75	36.75	29.30	34.35	44.45	44.60	44.60
Mukavemeti-ksi															
% Uzama	18.5	16.5	19.0	21.5	20.2	18.2	17.0	17.2	18.5	19.5	23.0	21.0	21.0	20.5	22.2
Korozyon Türü†	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P
180 °F/s 'de Su Verilmiş															
Çekme	20.00	30.95	37.60	37.65	37.15	36.85	44.95	53.50	55.35	54.85	41.45	47.90	61.20	62.65	62.85
Mukavemeti-ksi															
Akma	8.10	15.01	19.25	18.65	17.40	22.10	29.65	35.30	35.90	35.65	28.40	33.05	43.00	43.25	42.25
Mukavemeti-ksi															
% Uzama	22.5	21.8	21.5	21.0	22.5	21.8	19.5	18.0	18.5	17.5	20.0	18.0	19.5	20.0	20.8
Korozyon Türü†	P	P	P	P	P	P	P	P	P+SI	P	P	P	I+P	I	I
40 °F/s 'de Su Verilmiş-Kaynar Su															
Çekme	20.45	31.30	36.70	35.35	35.60	39.10	47.35	56.10	57.45	57.10	42.95	50.75	65.00	65.55	66.10
Mukavemeti-ksi															
Akma	8.20	14.50	17.85	15.75	15.90	23.75	30.50	35.85	36.25	36.05	29.35	34.45	43.95	44.00	43.90
Mukavemeti-ksi															
% Uzama	21.8	21.8	19.2	22.0	20.8	19.8	19.8	19.0	19.5	20.0	20.0	21.0	22.0	20.2	20.2
Korozyon Türü†	P	P	I+P	P	P	P	P	I+P	I+P	I+P	P	P	I	I	I

\*932°F (500°C) de 30 dakika eriyik ısı işlemi görmüş

†53 gal NaCl + 9 ml/1 % 30 H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> çözelti içinde 6 saat kalmış. P = Yenme (Pitting) korozyonu, P + SI = Pitting + az miktarda taneler arası korozyon, I + P = taneler arası korozyonun daha üstün olduğu taneler arası pitting korozyonu bölgesi, I = Taneler arası korozyon.

Tablo 5.4. Magnezyum ve manganezin Al-Cu alaşımlarının çekme özellikleri ve korozyon türüne etkisi\*

	% 3 Cu						% 4 Cu					
	Bakır	2.77	3.15	3.15	3.04	3.02	3.06	3.85	4.06	4.10	4.12	4.12
Magnezyum	-	-	0.5	0.55	1.47	1.51	3.85	4.06	4.10	4.12	4.12	4.15
Manganez	-	0.49	-	0.45	-	0.45	-	0.48	-	0.46	-	0.52
7500 °F/s 'de Su Verilmiş-Soğuk Su												
Çekme Mukavemeti-ksi	31.15	32.50	49.55	54.90	53.60	59.00	40.70	39.10	52.80	59.65	60.70	66.80
Akma Mukavemeti-ksi	15.55	12.90	32.50	34.45	36.80	36.90	22.65	16.80	34.10	38.40	42.30	43.90
% Uzama	19.8	19.2	19.0	20.2	22.0	22.5	20.2	19.2	18.5	19.5	20.5	23.2
Korozyon Türü†	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P
1200 °F/s 'de Su Verilmiş												
Çekme Mukavemeti-ksi	33.45	31.65	49.85	54.75	52.40	57.60	45.05	37.85	54.05	59.30	61.70	66.50
Akma Mukavemeti-ksi	19.00	11.70	33.40	34.40	36.20	35.90	26.55	15.80	35.60	37.50	42.90	43.10
% Uzama	16.5	19.5	19.5	20.0	20.5	20.5	19.0	21.5	18.0	21.0	20.8	22.2
Korozyon Türü†	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P	P
180 °F/s 'de Su Verilmiş												
Çekme Mukavemeti-ksi	30.95	31.20	49.95	55.05	53.30	57.10	37.60	37.90	54.05	59.35	61.45	66.75
Akma Mukavemeti-ksi	15.01	11.80	33.10	34.35	36.35	35.25	19.25	15.05	35.35	37.50	42.20	42.90
% Uzama	21.8	19.2	19.5	21.0	22.5	20.2	21.5	20.2	18.5	21.8	22.2	23.2
Korozyon Türü†	P	P+SI	P	P	I+P	I	P	I+P	P	P+SI	I	I
40 °F/s 'de Su Verilmiş-Kaynar Su												
Çekme Mukavemeti-ksi	31.30	31.70	51.05	54.70	53.90	56.90	36.70	37.25	55.45	58.80	63.70	66.45
Akma Mukavemeti-ksi	14.50	11.85	33.60	34.05	36.20	34.70	17.85	14.65	36.10	37.10	42.00	42.20
% Uzama	21.8	20.2	18.8	19.5	21.0	23.2	19.2	19.5	18.2	20.2	24.8	23.0
Korozyon Türü†	P	I	P	I	I	I	I+P	I	P+SI	I	I	I

\*932°F (500°C) de 30 dakika eriyik ısıtma işlemi görmüş

†53 gal NaCl + 9 ml/1% 30 H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> çözelti içinde 6 saat kalmış. P = Yenme (Pitting) korozyonu, P + SI = Pitting + az miktarda taneler arası korozyon, I + P = taneler arası korozyonun daha üstün olduğu taneler arası ve pitting korozyonu bölgesi, I = Taneler arası korozyon.

Farklı bileşim ve soğutma hızlarında korozyon türünde önemli değişiklikler gözlenmiştir (Tablo 5.3 ve 5.4). İkili Al-Cu alaşımlarında tüm su verme hızları ve bakır içerikleri için genellikle yenme (pitting) korozyonu görülmektedir. Bu durum şaşırtıcı değildir, çünkü ikili alaşımlarda çökeltme eğilimi nisbeten düşüktür ve kolay kolay magnezyumdan bağımsız olmayan bu tür alaşım sistemlerinde taneler arası korozyonun sebeplerinden birisi tane sınırlarını tüketmeyi tercih etmek olarak değerlendirilmektedir. Al-Cu alaşımına magnezyum ilavesi, düşük su verme hızlarında malzemenin taneler arası korozyona hassasiyetini artırmaktadır. % 3 veya daha fazla bakır içeriğinde görülen bu etki, magnezyum içeriği fazlaştıkça daha da belirgenleşir. Örneğin bileşimde hiç magnezyum yokken 40°F/s su verme hızında korozyon türü yenme iken, aynı su verme hızında % 0.5 Mg bulunduğunda % 4 ve daha fazla bakır içeriklerinde yenme korozyonu ile karışık taneler arası korozyon oluşmaktadır.

% 0.5 Mn ilavesi düşük su verme hızlarında zararlı etkiye sahiptir. Örneğin; Al-3Cu alaşımına manganez ilavesi 40°F/s su verme hızında korozyon türünü yenmeden, taneler arası korozyona

dönüştürür. Bakır konsantrasyonunun % 3 'ten % 4 'e çıkması taneler arası korozyona hassasiyeti artırır. Bununla birlikte dikkat edilirse alaşım bileşimlerinin tümünde daha hızlı su verme sırasında sadece yenme korozyonuna rastlanırken, magnezyum ve manganez ilaveleri daha düşük su verme hızlarında taneler arası korozyonu teşvik etme eğilimindedir.

Tablo 5.4' te verilmiş olan mevcut veriler göstermektedir ki % 3 Cu veya % 3 Cu + % 0.5 Mg içeren alaşımların dışındakiler, en düşük su verme hızı sonrasında dahi bir miktar taneler arası korozyona maruz kalırlar. Bu çok bileşenli alaşımların korozyon türü ve şiddeti yalnızca su verme hızının bir fonksiyonu değil, aynı zamanda ilave edilen belirli elementlerin ve onların konsantrasyonunun da bir fonksiyonudur. Bu aynı faktörler mikroyapıyı da etkiler. Bu yüzden yapı ve korozyon davranışı arasında doğrudan bir ilişki kurmak amacıyla çalışmalar yapılmıştır (Robinson et al, 1972).

% 3 ve % 4 Cu içeren Al-Cu-Mn alaşımlarında en düşük su verme hızında dahi tane sınırı çökmesi gözlenmemiştir (Şekil 5.36). Bu alaşımın karşılaştırıldığında, % 0.5 Mg içeren Al-Cu-Mg alaşımını en düşük soğutma hızı sonrası tane sınırında çökelmiş önemli miktarda S-fazına ( $Al_2CuMg$ ) sahiptir (Şekil 5.37 ve Şekil 5.36' ın karşılaştırılması). Daha yüksek magnezyum içeriğinde (%1.5) benzer etki gözlenmekle birlikte, çökme daha da ilerlemiş ve tane sınırında çökelmiş mevcut tanecikler daha çok büyümüştür (Şekil 5.38 ve 5.37'nin karşılaştırılması).

Magnezyum ve manganez aynı anda mevcutsa, çökme olayı az çok değişmekte ve manganezin bariz etkisi görülmektedir. En düşük su verme hızında soğutulmuş % 3 Cu ve % 0.5 Mg içeren bir alaşıma %0.5 Mn ilavesi, şekil 5.39 ve 5.38' in karşılaştırılmasından görüleceği gibi tane sınırı çökmesini neredeyse tamamıyla yok etmiştir. % 1.5 Mg içeren alaşımda yüksek magnezyum içeriğinin sonucu olarak tane sınırı çökmesi hala bellidir, fakat Mn içeren alaşımda daha incedir (Şekil 5.40 ve Şekil 38). Bakırın % 3 'ten % 4 'e yükselmesi tane sınırı çökmesinde beklenen artışa neden olur (Şekil 5.41 ve 5.40), fakat manganezin etkisi devam etmektedir. Böylece Al-Cu-Mg alaşımına ilave edilen manganez ya tane sınırı çökmesini gözle görülür bir şekilde yok eder veya taneler arası çökelmeyi azaltır.

Alaşım ilavesi tane sınırlarındaki çökme etkisine ilave olarak, su verme işlemi sırasında taneler arası GP türü bölge çökmesi ve büyümesini de etkilemektedir. % 0.5 Mn ilavesi en yavaş su verme hızlarında bile bölge oluşumunu engeller (Şekil 5.36). Buna karşılık aynı su verme hızında Al-3Cu-0.5Mg alaşımında belirgin bir bölge oluşumu yer almıştır.

Magnezyumun % 1.5 ' a çıkması daha çok sayıda ve daha ince bölgeler oluşturur. (şekil 5.38). Bu durum aynı zamanda akma mukavemetini % 10 arttırır. Al-3Cu -0.5Mg alaşımını % 0.5 Mn ilavesi en düşük su verme hızlarında dahi bölge büyüme hızını belirgin şekilde düşürür.

Al-Cu alaşımına magnezyum ilave edilmesi tane sınırında S-fazı ( $Al_2CuMg$ ) çökelmesine neden olur ve yoğun boş yer tipi dislokasyon düğümlerini geliştirir. Bu davranış şekli boş yerler için magnezyum atomlarının bakır atomlarına göre daha yüksek afiniteli olmasına bağlanabilir. Manganez bakır ve magnezyumun aksine boşluklar için yüksek afinitesi nedeniyle uzun diffüzyon sahası için mevcut olan birleşmemiş boşlukların sayısını düşürerek çökelmeyi geciktirir. Su verme ile mukavemet artarken, bu birleşme belirgin olarak alaşımın taneler arası korozyona hassasiyetinden sorumlu olan elektrokimyasal potansiyel değişimi ile tane sınırı bölgelerinin oluşumu etkisindedir.

Sonuç olarak bu alaşımlarda korozyon davranışı ve sertleşmeyi kontrol eden çökelme olayı, çeşitli çözücü elementler arasındaki relatif bağ enerjisi, bu alaşım elementlerinin boşluklara afinitesi ve çözücü elementlerin atomik yoğunluklarının oranı ile ilgilidir (Robinson et al, 1972).



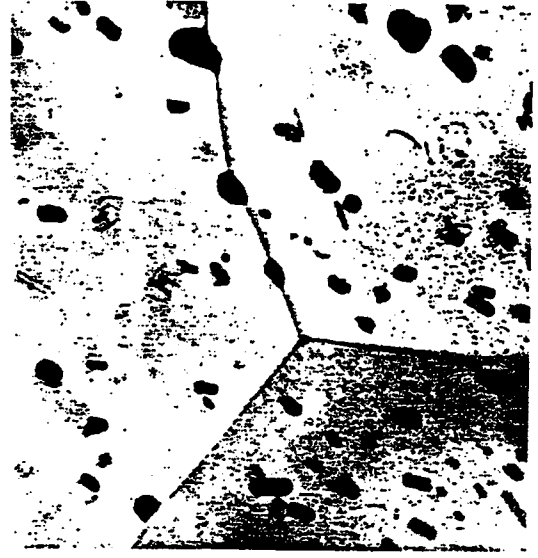
**şekil 5.36.** 40 °F /s ' de su verilmiş Al-3Cu-0.5Mn alaşımında sınır çökelmesi görülmemiştir. Büyük tanecikler Al-Cu-Mn ayrışmasını gösterir.



**şekil 5.37.** 40° F/s ' de su verilmiş Al-3Cu-0.5 Mg alaşımı. İnce tane sınırı çökeltileri ( P) ve matriste dislokasyon düğümleri kaydedilmiştir. (Bölge yapısı Z olarak gösterilmiştir).



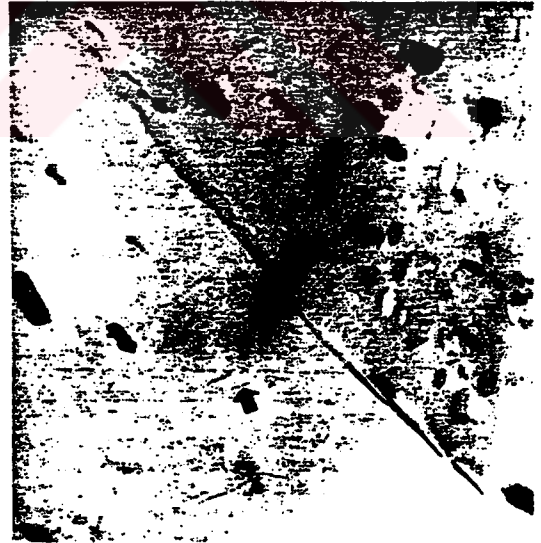
**Şekil 5.38.** 40°F/s 'de su verilmiş Al-3Cu-1.5Mg alaşımı. Sınır çökeltileri ( A) daha çok ilerlemiş ve yüksek magnezyum içeriğinin sonucu olarak dislokasyon düğümleri daha ince ve daha çok sayıda yer almıştır. (Bölge yapısı Z ile gösterilmiştir).



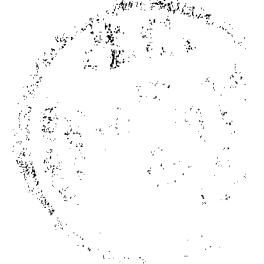
**Şekil 5.39** 40°F/s 'de su verilmiş Al-3Cu-0.5 Mg-0.5Mn alaşımı. Manganez ilavesi sınır çökeltmesini büyük ölçüde düşürmüştür ve dislokasyon düğümlerini neredeyse tamamen yok etmiştir (Şekil 5.37 ile kıyaslanırsa).



**Şekil 5.40.** 40° F/s 'de su verilmiş Al-3Cu-1.5Mg-0.5Mn alaşımı. Daha yüksek miktarda magnezyum içeren alaşıma manganez ilavesi daha ince sınır çökeltmesi meydana getirir ve düğüm boyutunu artırarak düğüm sayısını azaltır (Şekil 5.38 ile kıyaslanırsa).



**Şekil 5.41.** 40 °F/s 'de su verilmiş Al-4Cu-1.5Mg-0.5Mn alaşımı. Artan bakır miktarı sınır çökeltisi boyutunu artırmıştır (Şekil 5.40 ile kıyaslanırsa). Dislokasyon düğümleri üzerinde dahi çökelti oluşmaktadır.



Orta büyüklükteki Cr, Zr ve Mn partiküllerinin başlıca etkisi yeniden kristalleşme ve tane büyümesine engel olmaktır. Orta büyüklükteki partiküllerin kendine özgü etkisi hakkında fazla bir şey bilinmemekle birlikte, onların homojen kaymayı teşvik ederek tane sınırlarında dislokasyon yığınlarının tırmanmasını engellediği tahmin edilmektedir. Orta büyüklükteki partiküller ayrıca matris sınırındaki partiküllerin yapışkanlığını azaltarak, çekirdeklenmeyi etkisiz kılar ve böylece tane içi kırılmanın sürmesine yardım eder (Thompson, 1975).

Al-Zn-Mg alaşımları için Cr ve Zr, Al-Cu-Mg alaşımları için Mn en etkili elementlerdir. İlave edilen Cr, Zr veya Mn döküm sırasında çözültüde kalarak homogenizasyon ve diğer yüksek sıcaklık muameleleri sırasında çöker. Onların boyut ve aralıkları üzerinde sıcaklık ve zamanın büyük etkisi vardır.

Tane sınırlarında dislokasyon yığınlarının tırmanmasına yol açan tane sınırı ve matris çökeltilerinin boyut ve dağılımı ile deformasyon tarzı, şekli ve çökelti serbest bölgesini (PFZ) kapsayan çeşitli mikroyapısal parametreler bazı parçaların gevreyerek kırılma ve gerilmeli korozyon ve tokluk olayını açıklamakta önemli rol oynar. Yapılan son çalışmalar PFZ 'nin kendiliğinden önemli bir rolü olmadığını göstermiştir. Tane sınırı ve matris çökeltilerinin boyut ve aralıkları daha önemlidir. Matriste uygun büyüklükte GP bölgelerinin varolması, çoğunlukla gerilme yığılması ile tane sınırlarında dislokasyonların bileşke yığın tırmanması ile tabaka kaymasını teşvik eder. Kaba çökeltiler ve orta büyüklükteki tanecikler daha homojen bir deformasyonu teşvik eder.

Kırılma tarzı ya PFZ veya tane sınırı çökmesi büyüklüğünün her ikisine de veya tane sınırı yönelimine bağlıdır. Kirman yaşlanma süresi ile sıcaklık değiştiğinde PFZ genişliği ve matris çökelti dağılımının değiştiğini ileri sürmekle birlikte, taneler arası kırılmanın tane sınırı çökeltisi boyutuna bağlı olduğunu göstermiştir (Thompson, 1975).

### 5.3.2. Isıl İşlemin Etkisi

#### 5.3.2.1. Yüksek Mukavemetli Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Katı durumdaki bir metal veya alaşımda yapı ve özelliklerin düzeltilmesi amacıyla yapılan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemlerinin tümüne ısıl işlem adı verilmektedir. 2XXX, 6XXX ve 7XXX (7072 hariç) serisi dövme alaşımlar ve 2XX.0, 3XX.0 ve 7XX.0 serisi dökme alaşımları içeren ticari alaşımların mukavemet ve sertliği ısıl işlem vasıtasıyla önemli bir şekilde artmaktadır. Özellikle 2000 serisi ve 7000 serisi alüminyum alaşımlarının yüksek mekanik özellikleri ısıl işlemler veya termo-mekanik işlemlerle kazandırılmaktadır. Bu tür alaşımlara mekanik özellikleri artırmak amacıyla uygulanan ısıl işlemler tablo 5.5' te verilmiştir (Hunsicker, 1967). Tabloda görüldüğü gibi malzemeye önce bir çözültüye alma (eriyik) ısıl işlemi



uygulanmakta, daha sonra yaşlandırma veya soğuk şekillendirme veya her ikisi de ardarda uygulanmak suretiyle mekanik özelliklerin iyileşmesi sağlanmaktadır. Tablo 5.6' da ise en çok kullanılan iki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımına ait çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri ile ilgili sıcaklık ve bekletme süreleri verilmiştir.

**Tablo 5.5.** Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler

Isıl işlem türü (A.A)	Uygulanan işlemler
T2	Tavlama (Yalnız döküm alaşımları için)
T3	Çözeltiye alma + soğuk şekil verme + doğal yaşlandırma
T4	Çözeltiye alma + doğal yaşlandırma
T5	Suni yaşlandırma
T6	Çözeltiye alma + suni yaşlandırma
T7	Çözeltiye alma + Stabilizasyon (çift kademeli yaşlandırma)
T8	Çözeltiye alma + soğuk şekil verme + suni yaşlandırma
T9	Çözeltiye alma + suni yaşlandırma + soğuk şekillendirme
T10	Suni yaşlandırma + soğuk şekillendirme

Tablodan da görüldüğü gibi alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla yapılan ısı işlemler üç adımda gerçekleştirilmektedir:

- 1) Eriyik ısı işlemi: Eriyebilir fazların erimesi,
- 2) Su verme: Aşırı doymanın oluşması
- 3) Yaşlandırma: Erimiş atomların oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) veya yüksek sıcaklıkta (suni yaşlanma) çökmesi.

**Tablo 5.6.** 2024 ve 7075 alüminyum alaşımlarının ısı işlem şartları (\*)

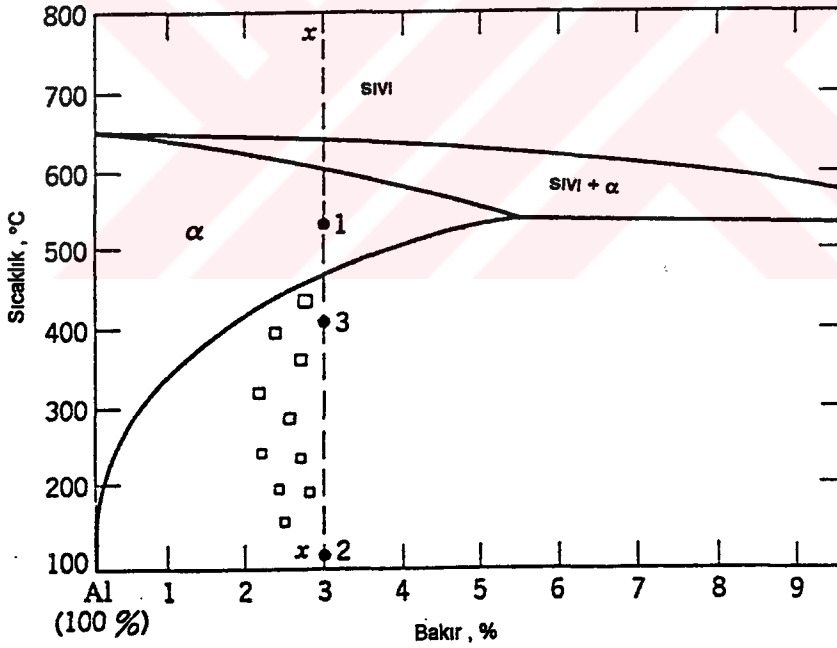
Malzeme-ısı işlem	Çözeltiye alma sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma işlemi şartları	İşlem sonrası		Sertlik (HRB)
			$\sigma_K$ (daN/m <sup>2</sup> )	$\sigma_a$ (daN/mm <sup>2</sup> )	
2024-T4	485-500	Oda sıcaklığında 96 saat (minimum)	47	29	69-83
2024-T6	485-500	185-195 °C de 16 saat	48	41	74-83
7075-T6	465	120 °C 'de 24 saat	57	50	85-90
7075-T73	465	110 °C 'de 8 saat + 177°C 'de 8 saat	50	43	75-80

(\*) U.S. Military Specification Heat Treatment of Aluminum Alloys, MIL -H-6088F, U.S. Department of Defence, Washington, (1981).

### 5.3.2.1.1. Eriyik Isıl İşlemi

Çökeltme reaksiyonunun tam olarak gerçekleştirilmesi için gerekli olan ilk şart, aşırı doymuş katı bir eriyik oluşturmaktır. Bu amaçla alaşıma eriyik ısıl işlemi olarak adlandırılan bir ısıl işlem uygulanır. Bu işlemin amacı, alaşımdaki sertleştirme elementlerinin katı eriyik içinde maksimum miktarda yer almasını sağlamaktır. Katı eriyikte çökelti oluşturmak için asıl gereken şey, azalan sıcaklık ile bir katının eriyebilirliğinin azalmasıdır. Bu durum Şekil 5.42 'de Al-Cu alaşımı denge diyagramı üzerinde x-x çizgisi ile gösterilmiştir. Bakırın alüminyum içindeki katı eriyebilirliği sıcaklıkla artar. 250 °C 'de (480 °F) yaklaşık % 20 olan bu değer, ötektik erime sıcaklığı olan 548 °C 'de (1018 °F) % 5.65 gibi maksimum bir değere ulaşır.

Bu özellikten faydalanarak, alaşım solvus çizgisinin üzerinde fakat solidüs çizgisinin altındaki  $\alpha$  bölgesindeki bir sıcaklığa ısıtılmakta (1 noktası) ve tamamen homogen bir katı eriyik oluşuncaya kadar bu sıcaklıkta tutulmaktadır. Daha sonra alaşım bu sıcaklıktan alınıp, oda sıcaklığında hızla su verildiğinde (2 noktası) katı eriyikte erimiş madde saklanacaktır. Bu şekilde katı eriyik, aşırı doymuş katı eriyik olarak yarı kararlı duruma geçer (Jastrzebski, 1976).



Şekil 5.42. Al-Cu denge diyagramı. ( Sadece alüminyumca zengin olan kısmı gösterilmiştir).

### 5.3.2.1.2. Çökeltme Sertleştirme (Yaşlandırma)

Çökeltme sertleştirme alüminyum ve magnezyum alaşımları, bakır-berilyum alaşımları, yüksek nikel esaslı alaşımlar ve paslanmaz çelik türleri gibi katı eriyik yapabilen alaşımların mukavemetini artırmak için uygulanan çok önemli bir yöntemdir. Bu tür alaşımların

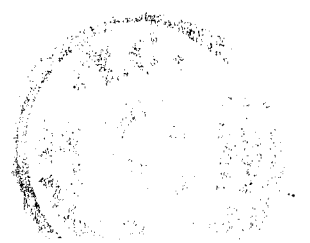
mukavemetlendirilmesinde en etkili yol; tane içlerinde üniform olarak dağılmış geniş hacimli iyi bir çökeltme oluşturmak amacıyla, yeterli düzeyde atomik yoğunluğa ve sıcaklık ile belirgin bir eriyebilirliğe sahip çözücü bir element kullanmaktır

Alüminyum esaslı alaşımların çökeltme sertleştirilmesi ilk olarak 1906 yılında Almanya 'da metal bilimci Alfred Wilm tarafından çeliklerdeki sertleştirmeye benzetilerek bulunmuştur. Wilm, bileşiminde % 4 Cu, % 0.5 Mg ve % 0.5 Mn bulunan duralümin türü alaşımı 525 °C 'ye kadar ısıtıp sonra oda sıcaklığında hızla soğutmuştur. Bu işlem sonucu oldukça yumuşayan metal oda sıcaklığında bekletildiğinde sertliğinin arttığı görülmüştür. Bir haftadan az sürede oda sıcaklığında en yüksek sertliğe ulaşan bu alaşım, yaşlandırma veya çökeltme sertleştirilmesi adıyla anılan olayın ortaya çıkmasını sağlamıştır. (Spiedel, 1971).

Merica, Waltenberg ve Scott (1919), oda sıcaklığı ve daha yüksek sıcaklıklarda Cu, Zn ve Mg-Si 'un alüminyum içindeki çözünebilirliğini araştırmışlar ve yaşlanmada ikinci faz çökeltmeleri tesbit etmişlerdir. Waltenberg ve Scott 'un araştırmaları diğer alaşımların çökeltme sertleştirmesinin bulunmasına yardım etmiş ve o zamandan günümüze dek yüzlerce alaşımın çökeltme sertleştirilmesi keşfedilerek, teknolojik kullanımı geliştirilmiştir (Fine, 1975).

Yaşlandırma sertleştirilmesi su verilmiş durumdaki alaşım ısıtılarak hızlandırılabilir. Bu işlem alaşımın solvus çizgisinin hemen aşağısındaki sıcaklıkta ısıtılması ve bu sıcaklıkta belirli bir süre tutulmasından ibarettir. Bu durum şekil 5.42' de 3 noktası olarak belirtilmiştir. Alaşımın yaşlandırma sıcaklığı olarak isimlendirilen bu sıcaklıkta, gerekli miktar ve türdeki çökeltmeyi oluşturacak bir süre bekletilmesi sonucu istenen mukavemete ulaşılır. Yaşlandırma sıcaklığı bileşim, yapı ve alaşım türüne bağlıdır. Tablo 5.7' de 2000 serisinden bazı dövme alüminyum alaşımları için eriyik ısı işlemi ve çökeltme ısı işlemi ile ilgili sıcaklık ve bekletme süreleri verilmiştir.

Sonuç olarak; eriyik ısı işlemi ve onu takibeden su verme işlemi sonucu elde edilen aşırı doymuş katı eriyik oda sıcaklığında bekletilerek (doğal yaşlandırma) veya yüksek sıcaklıklarda bekletilerek (suni yaşlandırma) yarı kararlı durumdan kararlı duruma geçer.



Tablo5.7. Dövme alüminyum alaşımı ürünler için eriyik ve çökeltme ısıl işlemleri (\*)

Alaşım	Ürün şekli	Eriyik ısıl işlemi			Çökeltme ısıl işlemi			
		Metal		Temperleme işareti	Metal		Zaman saat	Temperleme işareti
		sıcak C	sıcaklığı F		sıcaklığı C	F		
2011	Haddelenmiş veya soğuk şekillen- dirilmiş kütük ve çubuk	500 T4 T451	975	T3	160	320	14	T8
2014	Düz levha	500	935	T3 T42	160 160	320 320	18 18	T6 T62
	Sargı levha	500	935	T4 T42	160 160	320 320	18 18	T6 T62
	Levha	500	935	T42 T451	160 160	320 320	18 18	T62 T651
	Haddelenmiş veya soğuk şekillen- dirilmiş tel, kütük ve çubuk	500	935	T4 T42 T451	160 160 160	320 320 320	18 18 18	T6 T62 T651
	Çekilmiş kütük, çubuk, profil ve boru	500	935	T4 T42 T4510 T4511	160 160 160 160	320 320 320 320	18 18 18 18	T6 T62 T6510 T6511
	Çekilmiş boru	500	935	T4 T42	160 160	320 320	18 18	T6 T62
	Kalıpta dövülmüş	500	935	T4	170	340	10	T6
	Elde dövülmüş ve haddelenmiş halkalar	500	935	T4 T452	170 170	340 340	10 10	T6 T652
2017	Haddelenmiş veya soğuk şekillen- dirilmiş tel, kütük ve çubuk	500	935	T4 T42 T451				
2018	Kalıpta dövülmüş	510	950	T4	170	340	10	T61
2024	Düz levha	495	920	T3 T361 T42	190 190 190	375 375 375	12 8 9	T81 T861 T62
	Sargı levha	495	920	T4 T42	190 190	375 375	9 16	T62 T72
	Levha	495	920	T351 T361 T42	190 190 190	375 375 375	12 8 9	T851 T861 T62
	Haddelenmiş veya soğuk şekillen- dirilmiş tel, kütük ve çubuk	495	920	T4 T351 T36 T42	190 190 190 190	375 375 375 375	12 12 12 16	T81 T8510 T8511 T62
	Çekilmiş boru	495	920	T3				
2025	Kalıpta dövülmüş	515	960	T4	170	340	10	T6

(\*) Metals Handbook, Ninth Ed., Vol. 4, Heat Treating, Nov. 1981, American Society for Metals, p. 677

### 5.3.2.1.3. Al-Cu Alaşımında Yaşlandırma Olayının İncelenmesi

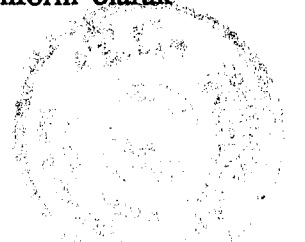
Çökeltme sertleştirilmesi veya diğer adıyla yaşlandırma olayının en belirgin olarak görüldüğü alaşım grubu Al-Cu sistemleridir. Şekil 5.43 a 'daki Al-Cu denge diyagramı incelendiğinde yaklaşık 500-570 °C arasında bu alaşım tek fazlı katı eriyik  $\alpha$  halindedir. Erirlik (solvüs) eğrisinin aşağısında  $\alpha$  ve  $\theta$  adı verilen iki faz aynı anda varolur. Bunlardan alüminyumca zengin olan katı eriyik  $\alpha$  yumuşak,  $\theta$  adı verilen metaller arası bileşen  $\text{CuAl}_2$  ise serttir. Bu esasa göre eriyik ısı işlemi için alaşım tek fazlı sıcaklık aralığında (~540 °C) ısıtıldığında  $\alpha$  içindeki bakırın tamamı eriyecektir. Bu durum şekil 5.43 b 'de X ile gösterilmiştir. Alaşım eriyik ısı işleminden sonra yavaş bir şekilde soğutulursa, yumuşak, zayıf ve en önemlisi sünek olmayan bir malzeme yapısı elde edilir. Şekil 5.43 b' de XD olarak gösterilen bu yapı saf alüminyumla karşılaştırıldığında daha az sünektir ve mukavemeti ondan fazla değildir. Bu nedenle mühendislik malzemesi olarak yetersizdir. Şekilden de görüldüğü gibi XD yapısında,  $\alpha$  tane sınırlarında kaba  $\theta$  fazı çökeltileri görülmektedir. Bu olay yapıyı gevrekleştirir ve çatlamaya karşı tane sınırlarının hassaslaşmasına neden olur.

Eriyik ısı işleminden sonra alaşım hızla soğutulursa, daha sünek bir yapı elde edilir. Hızla soğutma sırasında  $\theta$  fazı çökmesi için gerekli yayınma gerçekleşemez ve şekil 5.43 b' de XA ile gösterilen aşırı doymuş katı çözelti elde edilir. Ancak eriyik ısı işleminden sonra uygulanan su verme işlemi sonucu alüminyum alaşımları tam sertliklerine ulaşamazlar. Maksimum mukavemetin elde edilmesi için alaşıma yaşlandırma veya diğer adıyla çökeltme sertleştirilmesi uygulanmalıdır.

Bu mukavimleştirme ve sertleştirme işlemi sırasında aşırı doymuş eriyik oda sıcaklığında kendiliğinden (tabii yaşlandırma) ve daha yüksek sıcaklıklarda ise hızlandırılmış olarak (suni yaşlandırma) aşırı doymuşluk durumundan çökeltme yoluyla çıkar. Çökeltme devam ettikçe malzemenin mukavemeti artar ve nihayet maksimum bir değere ulaşır. Bu durum şekil 5.43 b 'de XAB ile gösterilmiştir. Çökelen gayet küçük tanecikler tane dahilinde ve tane sınırlarında toplanıp, kaymaya ve deformasyona engel olan bir ağ oluştururlar. Bu suretle malzemenin mukavemeti ve sertliği artar.

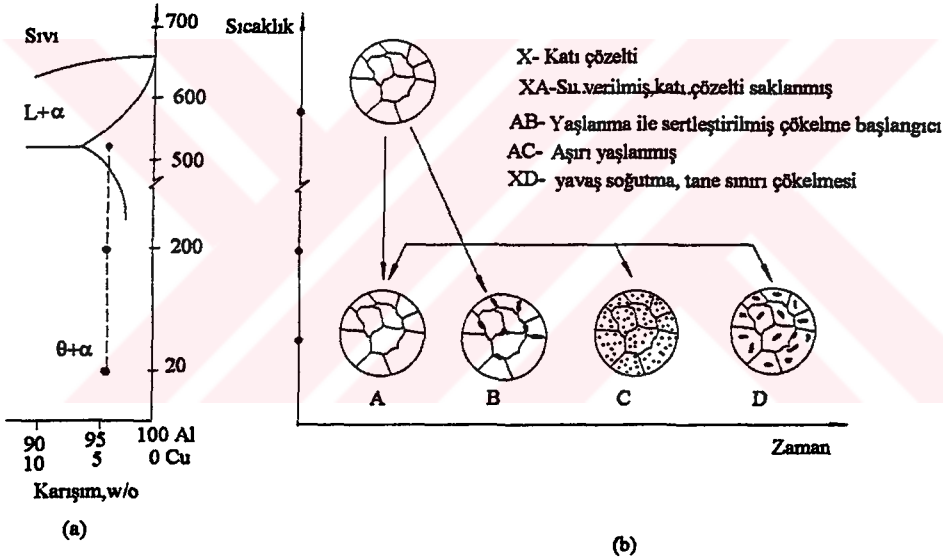
Çökeltme sertleştirilmesi malzemenin mukavemet ve sertlik özelliklerini belirgin olarak artırmasına karşın, uzama kabiliyetini azaltır. Bu durum tablo 5.8' de XA ve XAB işlemlerinin karşılaştırılması sonucu açıkça görülmektedir.

Isıl işlem uygulanabilen alaşımların yaşlandırma sonucunda mukavemetlerinin artması sadece çökeltme nedeniyle değil, aynı zamanda ve özellikle gayet küçük taneciklerin üniform olarak



dağılımlarında ve bu çökelen taneciklerin deformasyon ve diğer olaylara karşı kristal yapılarında meydana getirdikleri değişikliklerden ileri gelir.

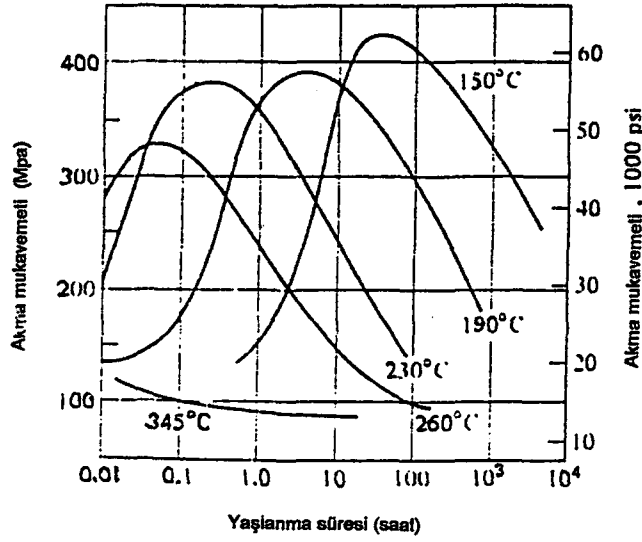
Alaşımın yeniden ısıtma süresi uzatıldığında, yani belirli bir sınırı aşılıp, aşırı yaşlandırma uygulandığında alaşım yumuşar ve mukavemet belirli bir noktaya düşer ve orada kalır. Şekil 5.43 b 'de XAC ile gösterilen bu durumda görüldüğü gibi tane içlerinde sayı olarak az fakat daha büyük partiküller halinde birleşmiş ve yaşlandırma süresine bağlı olarak belirgin bir şekilde büyüyen  $\text{CuAl}_2$  veya  $\theta$  adı verilen tanecikler görülür. Tablo 5.8' de görüldüğü gibi aşırı yaşlandırılmış durumda alaşımın mukavemeti oldukça düşmüştür. Şekil 5.44 ve 5.45' de 2000 serisi alaşımlardan sırasıyla 2014 ve 2024 alüminyum alaşımları için yaşlanma karakteristikleri gösterilmiştir. Dikkat edilecek olursa yaşlanma ve aşırı yaşlanma her ikisi de yüksek sıcaklıklarda daha kısa sürede oluşur. Yine en yüksek mukavemetin düşük yaşlanma sıcaklığında olduğuna dikkat edilmelidir (van Vlack, 1982).



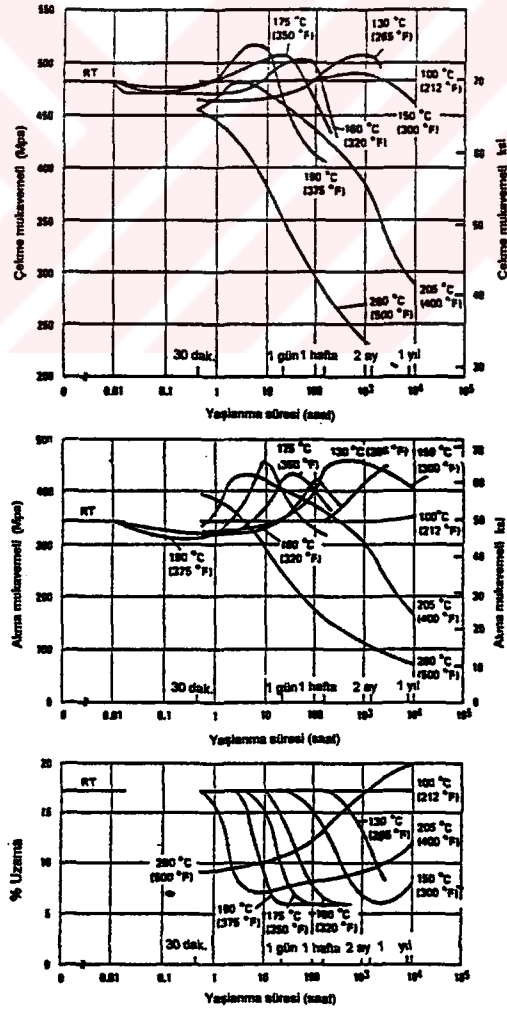
Şekil 5.43. Çökeltme sertleştirme işlemi (95.5 Al-4.5 Cu).

Tablo 5.8. Yaşlanmayla sertleşebilen bir alaşımın özellikleri (95.5 Al-4.5 Cu).

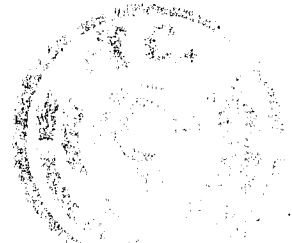
İşlem (bak şekil 5.43)	Kopma mukavemeti, MPa (psi)	Akma mukavemeti MPa (psi)	Süneklik, 50 mm de %
XA Eriyik-işlemlenmiş (540 °C) ve su verilmiş (20°C)	240 (35,000)	105 (15,000)	40
XAB Yaşlanmayla sertleştirilmiş (200°C 'de 1 saat)	415 (60,000)	310 (45,000)	20
XAC Aşırı yaşlandırılmış	~170 (~25,000)	~70 (~10,000)	~20
XD Tavlanmış (540°C)	170 (25,000)	70 (10,000)	15



Şekil 5.44. 2014-T4 alaşımının aşırı yaşlanması. (Çökelen tanecikler büyüdükçe yumuşama artar. Bu durum yüksek sıcaklıklarda daha da hızlanarak devam eder).



Şekil 5.45. 2024 alaşımı levhanın yaşlanma karakteristikleri



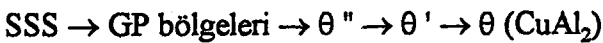
#### 5.3.2.1.4. Çökeltme Mekanizması

Çökeltme (yaşlanma) olayının ilk aşaması olan eriyik ısı işlemi ve onu izleyen su verme sonucunda alaşım yapısında aşırı doymuş bakır atomları tutulmasının yanı sıra, eriyik işlemi sırasında oluşan yüksek orandaki atom boşlukları da yaratılmış olur. Bu atom boşluklarının bir kısmı su verme işlemi sırasında katı eriyikten ayrılarak atom boşlukları kümelerini oluştururlar.

Yaşlanma olayının ilk aşamasında aşırı doymuş durumdaki bakır atomları katı eriyikten ayrılarak,  $\alpha$  fazının (100) düzlemleri üzerinde atom boşlukları kümelerinde disk biçimli bölgecikler oluştururlar. Bu olay ilk olarak Guiner ve Preston tarafından incelenmiş olduğundan, yaşlanmanın ilk safhasında oluşan bakır atomları kümelerine G.P. bölgecikleri adı verilir. Bu iki boyutlu disk biçimli bölgeler  $30-50 \text{ A}^\circ$  çapında ve yaklaşık  $5-10 \text{ A}^\circ$  kalınlığındadır (Fine, 1975)

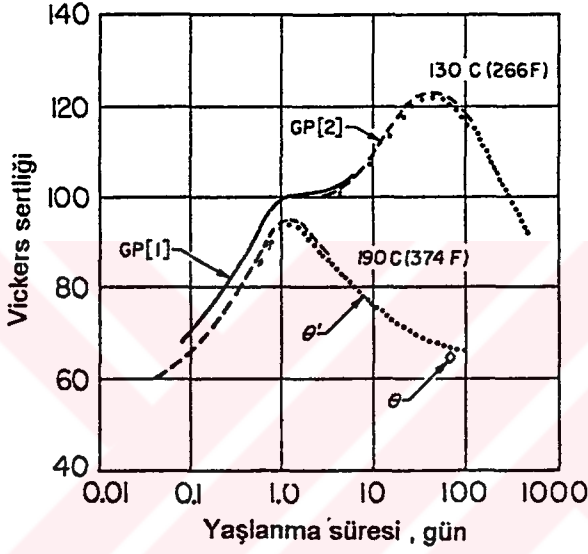
İlk aşamada çökeltme sürecinin ilerlemesiyle küçük çökeltelerin erklerinin yüksekliğinden dolayı daha büyük ve kararlı tanecikler oluşmak zorundadır. Çökeltelerin büyümesi olayı Ostwald olgunlaşması olarak adlandırılır. Ostwald olgunlaşması süresince çökeltelerin toplam miktarı değişmez, fakat çökeltelerin tane sayısında azalma olur.

Yaşlanma aşamaları şekil 5.46' da yaşlanma eğrisi üzerinde gösterilmiştir.  $x_1$  noktasında GP bölgeciklerinin çökmesi,  $x_2$  noktasında ise Ostwald olgunlaşması son bulmaktadır. Bu noktadan itibaren daha kararlı olan ve Al ile Cu atomlarının eşit ve düzenli bir sıralama ile dizildikleri ve daha önceleri GP<sub>2</sub> bölgeleri olarak da adlandırılan üç boyutlu ve yaklaşık bir kaç atom tabakası kalınlığında olan  $\theta''$  fazı çökmeye başlar.  $\theta''$  fazı çökmesi ilerledikçe GP bölgecikleri kaybolur. Bu ara evre yaklaşık  $150 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de gerçekleşir.  $x_3$  noktasından itibaren ve yaklaşık  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  civarında  $\theta''$  kararlılığını yitirir.  $\theta'$  fazı nispeten daha kararlı duruma geçer.  $\theta''$  ve  $\theta'$  fazlarının her ikisi de GP bölgeciklerinden daha düşük erke sahip olduklarından, çökeliş büyüyebilirler.  $\theta'$ , kararlı faz  $\theta$  ile aynı bileşime sahiptir. Son aşamada ise yaklaşık  $250 \text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde en kararlı faz CuAl<sub>2</sub> metallerarası bileşiği ( $\theta$ ) çökeltir. Yani  $\theta'$ , kararlı yapı  $\theta$ 'ya dönüşür. Denge çökeltmesi olarak da adlandırılan bu durum, genellikle daha düşük sıcaklıklarda oluşan çökeltmelere kıyasla daha iri tanelidir. Tane boyutları  $0.1-1 \text{ }\mu\text{m}$  arasında değişir.  $\theta$  belirlediğinde alaşım bir hayli yumuşamıştır. Aşırı yaşlandırma olarak da adlandırılan bu durumda CuAl<sub>2</sub>'nin sertliği ve mukavemeti önemli oranda azalır. Bir Al-Cu alaşımında çökeltme aşamalarını aşağıdaki gibi gösterilebilir:



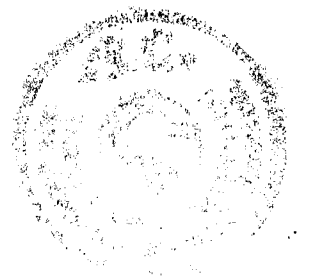


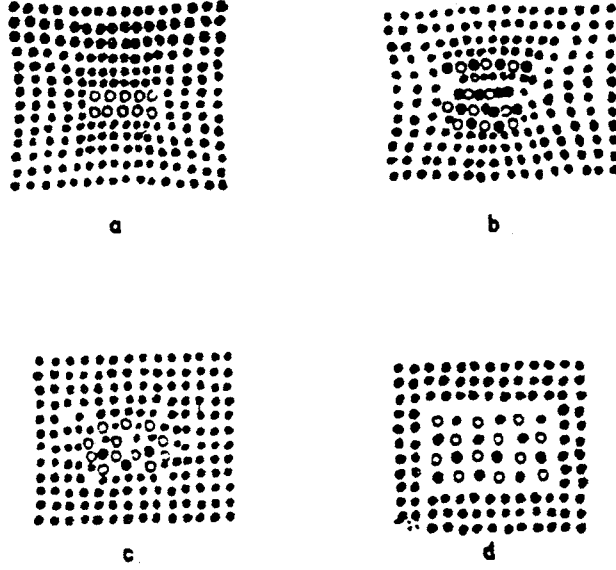
Çökellemeyle sertleşebilir alaşımların akma mukavemetlerindeki artış öncelikle çökelleme miktarı ve çökelen taneciklerin boyutu, şekli ve dağılışı gibi özelliklere bağlıdır. Çökelleme sıcaklığı düştükçe çökelen tanecikler daha küçülür ve sayı olarak daha fazlalaşır, dolayısıyla güçlenmeye etkisi daha fazla olur. Artan sıcaklık ile tanecik boyutları büyür ve yaşlanma ilerledikçe birleşerek çökelleme devam eder. Dolayısıyla sertlik ve mukavemet daha düşük olur. Bu durum şekil 5.46 'da verilmiş olan Al-Cu alaşımında iki yaşlandırma sıcaklığı için gösterilmiştir (Hunsicker, 1967; Fine, 1975 ).



Şekil 5.46. İki farklı sıcaklıkta yaşlandırılmış olan Al-4Cu alaşımında yapı ve sertlik ilişkisi

Bu durum şu şekilde açıklanabilir: Yapının sertleşmesine, oluşan fazların bağdaşıklığı yol açmaktadır. G.P. bölgelikleri ile çökeltileri  $\alpha$  fazı ile tam bir süreklilik ve bağdaşıklık gösterirler (Şekil 5.47 a).  $\theta''$  fazının kristal yapısı tetragonaldir ve alüminyum birim hücreğine iki yönde tam uyur, üçüncü yönde ise uyumsuzdur. Bu yüzden yapı içinde sıkışma doğar ve bu sıkışma bağdaşıklık gerinimlerine yol açar. Yaşlanma olayının yarattığı sertleşme bundan kaynaklanmaktadır (şekil 5.47 b). Daha kararlı ve büyük çökeltiler oluştuğunda bağdaşıklık gerinimleri artacağından, bu çökeltiler ile  $\alpha$  fazı arasında süreklilik ve bağdaşıklık yitirilir. Ara yüzeylere giren dislokasyonlar bağdaşıklığı bozar ve sırasıyla şekil 5.47 c ve d 'de görülen yarı bağdaşık ve ayrık çökeltileri oluşturur. Ayrık çökeltilerin oluşması ile yumuşama ilerler. Yaşlandırma sıcaklığı yükseldikçe yumuşama daha erken devreye girer (Tekin, 1982).





Şekil 5.47. Yaşlanma oluşumu: a. GP bölgelikleri, b.  $\theta''$   
c. Tetragonal  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta'$ ), d. Kübik  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta$ ).

Yukarıda Al-Cu alaşımı için verilmiş ayrıntılı olarak verilmiş olan yaşlandırma oluşumu, benzer olarak alaşım sistemlerinin bir çoğunda görülmektedir. Bu alaşım sistemlerinin bazıları için yaşlanma oluşum aşamaları aşağıda tablo halinde verilmiştir (Tablo-5.9).

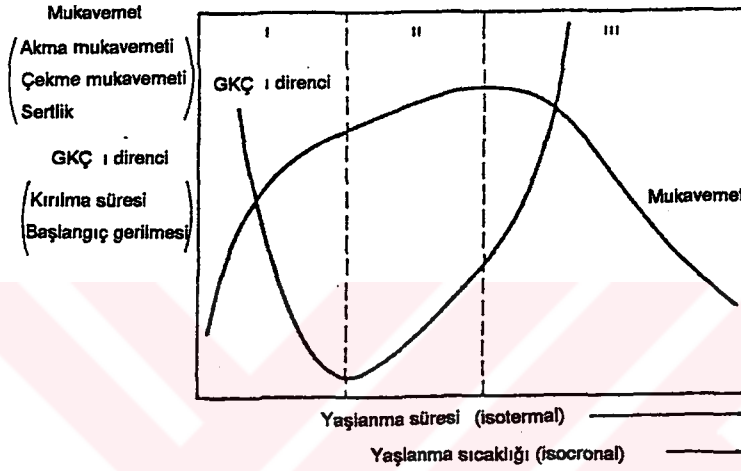
Tablo 5.9. Bazı yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları için yaşlanma oluşum aşamaları.

Alaşım türü	Yaşlanma oluşum aşaması
Al-Cu	GP $\rightarrow$ $\theta''$ $\rightarrow$ $\theta'$ $\rightarrow$ $\theta$ ( $\text{CuAl}_2$ )
Al-Cu-Mg	GP $\rightarrow$ S' $\rightarrow$ S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ )
Al-Mg-Si	GP $\rightarrow$ $\beta'$ $\rightarrow$ $\beta$ ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ )
Al-Zn-Mg	GP $\rightarrow$ M' $\rightarrow$ M ( $\text{MgZn}_2$ )
Al-Zn-Mg-Cu	GP $\rightarrow$ T' $\rightarrow$ T ( $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ )

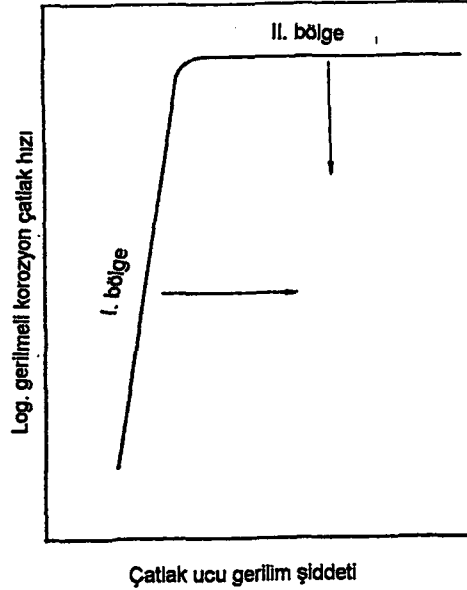
### 5.3.2.1.5. Aşırı Yaşlanmanın Gerilmeli Korozyon Çatlama Direncine Etkisi

Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında GKÇ direncini iyileştiren en önemli metalurjik yöntem aşırı yaşlandırmadır. Daha öncede belirtildiği gibi alaşımın yeniden ısıtma süresinin uzatılması ile uygulanan bu işlem malzeme mukavemetinde belli bir kayba neden olmakla birlikte, GKÇ 'a yüksek direnç sağlar. Bu konu üzerinde yapılan çok sayıdaki çalışmaların sonucunda mukavemet ve GKÇ direncinin yaşlanma süresi ile ilişkisi şekil 5.48 ' de görüldüğü gibi şematik olarak gösterilebilir (Spiedel, 1975). Aşırı yaşlandırmanın GKÇ hassasiyetini düşürmesindeki mümkün olan yollar şekil 5.49 ' da şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi ya I. bölge daha yüksek gerilme şiddetlerine ulaşır yada II. bölge daha düşük çatlak hızlarına ulaşır, veya her ikisinde aynı anda gerçekleşir (Fine, 1975).

Aşırı yaşlanma dislokasyon-çökeltme etkileşimini dislokasyon hareketi ile kesişen çökeltmeden, paralel geçen çökeltmeye değiştirmesi bakımından faydalıdır. Bu durum kayma şeklini kaba taneli kaymadan ince taneli kayma şekline dönüştürerek GK Çatlamaını farklı biçimlerde etkiler. Aşırı yaşlanma sadece matris çökelmelerini değil aynı zamanda tane sınırı çökelmelerini de değiştirmesi nedeniyle ve çatlak ucundaki durumun çok zor izlenebilmesi nedeniyle yukarıdaki hipotezi destekleyen çok sayıdaki gözleme rağmen olay tam olarak ispat edilememiştir.



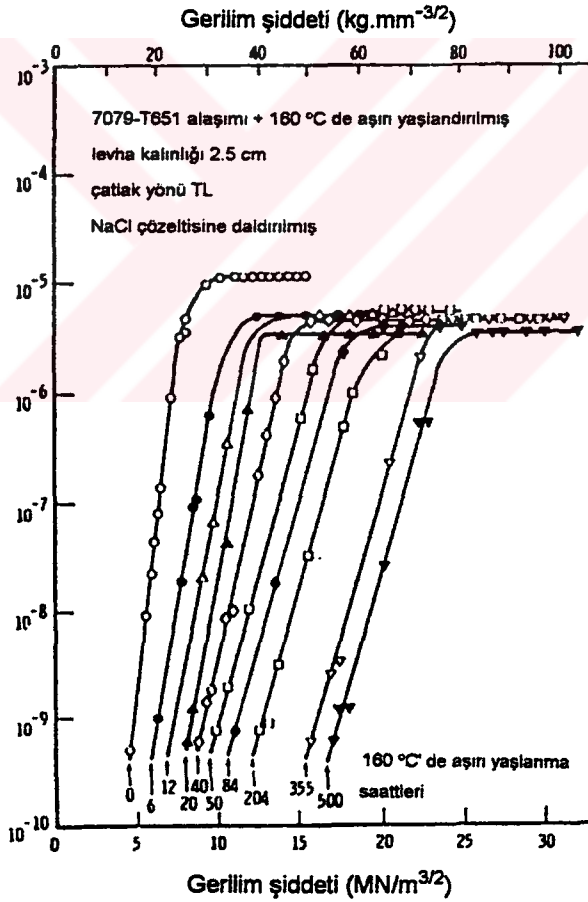
Şekil 5.48. Alüminyum alaşımlarının çökeltme sertleştirme (Yaşlanma) sırasında gerilmeli korozyon direnci ve mukavemetin değişimi.



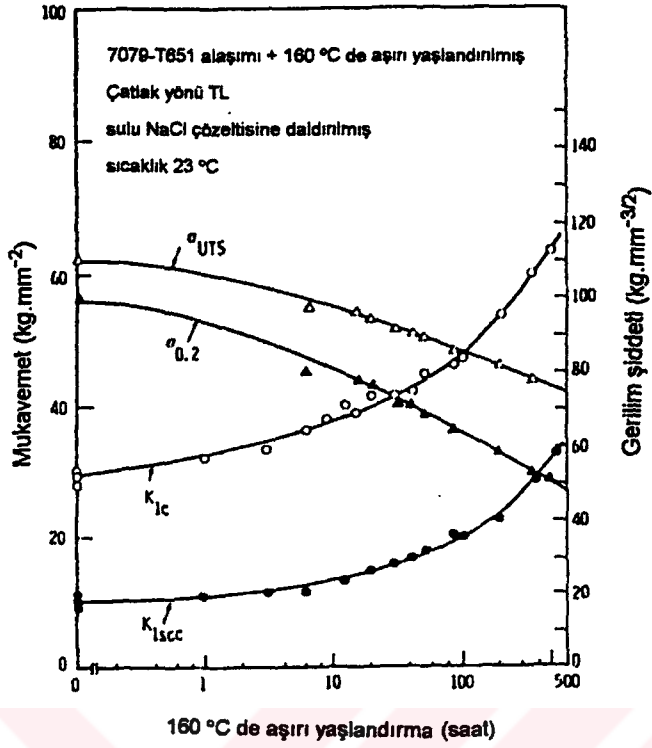
Şekil 5.49. Çökeltme ile sertleştirilmiş alüminyum alaşımında aşırı yaşlanmanın GK çatlak hızına olan etkilerinin şematik gösterimi.

Spiedel (1971) tarafından çalışmalar sonucunda 7079-T651 alüminyum alaşımında aşırı yaşlanmanın etkisi şekil 5.50' de gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi aşırı yaşlanma II. bölgedeki çatlak hızının sadece aşırı yaşlanma süresinin ilk bir kaç saati içerisinde az miktarda düşürmekte, bunun dışında çok az etkilemektedir. Buna karşılık I. bölgede gerilim şiddetleri aşırı yaşlanma süresine bağlı olarak belirgin şekilde artmaktadır.

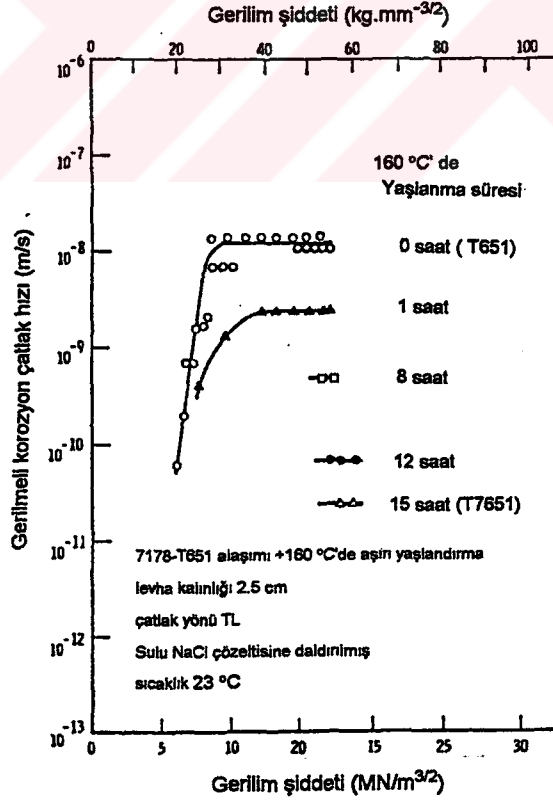
Aşırı yaşlanma nedeniyle akma mukavemeti düştükçe kırılma tokluğu ( $K_{IC}$ ) ve  $K_{IGKÇ}$  'de artış görülür.  $K_{IGKÇ}$  değerinde uzun yaşlanma sürelerine bağlı olarak görülen artış akma mukavemetini oldukça düşürmektedir (Şekil 5.51). Bu durumda yüksek gerilim şiddetlerinde bile GK çatlakları hızla ilerler (şekil 5.50). Bu nedenle 7079-T651 alaşımında GKÇ hassasiyetini düşürmek için aşırı yaşlanma pratik bir yöntem değildir (Spiedel, 1971).



Şekil 5.50. Yüksek mukavemetli 7079 alüminyum alaşımında aşırı yaşlanmanın GK çatlak hızına etkisi.

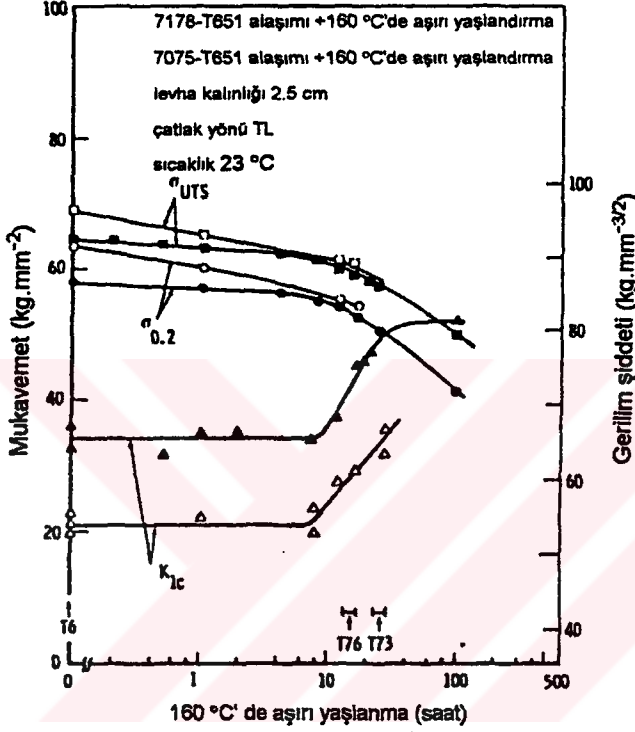


Şekil 5.51. Aşırı yaşlanmanın 7079 alüminyum alaşımının mukavemet, tokluk ve GKÇ direncine etkisi.



Şekil 5.52. 7178 alüminyum alaşımında aşırı yaşlanmanın GK çatlak hızına etkisi.

7075 ve 7178 alaşımı için durum biraz farklıdır. Şekil 5.52' de görüldüğü gibi 7178 alaşımı için yaşlandırma süresine bağlı olarak II. bölgede azalan GK çatlak hızları elde edilmiştir. Şekil 5.53' te ise akma mukavemetindeki az bir kayba karşılık 7075 ve 7178 alaşımlarının II. bölgedeki çatlak hızının aşırı yaşlanma etkisiyle düştüğü gösterilmiştir. Bu nedenle 7075 ve 7178 alaşımları T651 temperi yanında aşırı yaşlanmış T7651 ve T 7351 temperinde ticari olarak üretilmektedir. Şekil 5.53 ' te görüldüğü gibi bu temperler kırılma tokluğunu da iyileştirmektedir (Spiedel, 1971).



Şekil 5.53. Yüksek mukavemetli iki ticari alüminyum alaşımında aşırı yaşlanmanın tokluk ve mukavemet üzerine etkisi. (Üç ticari temper T6 ,T76 ve T73 göz önüne alınmıştır).

Sonuç olarak aşırı yaşlanma v-K eğrisinin I. bölgesini daima yüksek gerilme şiddetlerine ulaştırmasına karşın en yüksek hız, alaşımın bileşimine bağlı olarak aşırı yaşlanma nedeniyle azalır veya azalmayabilir. Bu nedenle aşırı yaşlanma her alaşım türü için uygulanabilen pratik bir yöntem değildir (Spiedel, 1971).

#### 5.3.2.1.6. Retregasyon ve Yeniden Yaşlandırma Isıl İşlemi

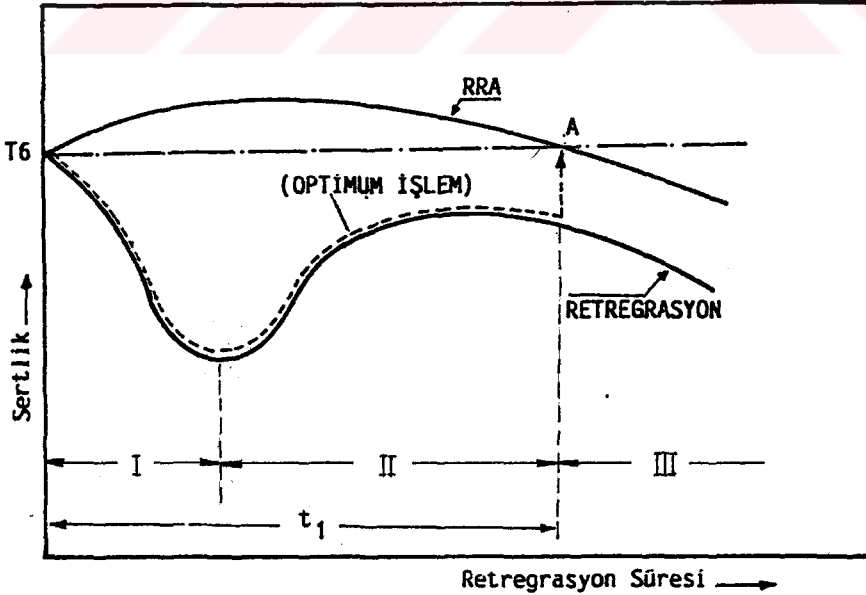
Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında yüksek mukavemetin yanısıra, yüksek korozyon direnci sağlanabilmesi amacıyla uygulanan geleneksel metod malzemenin aşırı yaşlandırılmasıdır. Bu yöntem malzemenin korozyon direncini yükseltirken malzeme mukavemetinde %10-15 azalmaya neden olmaktadır. Bu tür alaşımlarda mekanik özelliklerde bir azalmaya neden olmadan iyi korozyon özelliklerinin sağlanması oldukça önemlidir.

Bu konu üzerinde yapılan çalışmalar sonucunda ilk olarak Cina (1974) tarafından "retregrasyon ve yeniden yaşlandırma" (RRA) olarak adlandırılan bir ısıl işlem tanıtılmıştır. Cina tarafından yüksek mukavemetli 7075 alüminyum alaşımı üzerinde uygulanan RRA ısıl işleminin, alaşıma T6 dayancının yanısıra T73 şartlarındaki yüksek korozyon direncini de sağladığı öne sürülmüştür.

Cina 1-2.5 mm kalınlığındaki ince numuneler kullanarak yaptığı çalışmasında T6 ısıl işlemi görmüş numuneleri 200-280 °C arasında değişen bir sıcaklıkta kısa süreli ısıtarak suda veya havada soğuttuktan sonra T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmıştır. Cina 'nın çalışmasında elde edilen retregrasyon süresi - sertlik değişimi eğrisi şekil 5.54' te şematik olarak görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi numunelerin retregrasyon işlemi sonucu düşen mukavemet değerleri, kritik retregrasyon süresi içinde yeniden yaşlandırıldıklarında tekrar T6 mukavemetine ulaşmaktadır.

Retregrasyon işlemi esnasında malzeme sertliğinde meydana gelen değişimler üç safhada incelenebilir:

1. safhada ilk bir kaç saniye içinde malzeme sertliği ani bir düşüş göstererek bir minimuma inmektedir. 2. safhada malzeme sertliği artmaya başlamakta ve bu artış belli bir değere kadar devam etmektedir. 3. safhada ise malzemenin sertliği retregrasyon süresine bağlı olarak tekrar azalmaktadır.



Şekil 5.54. Retregrasyon süresi - sertlik değişimi.

Cina ' ya göre T6 ısıl işlemi görmüş olan 7075 alüminyum alaşımı minimum sertliğin elde edildiği süre kadar retragrasyona tabi tutulur ve soğutulursa, T73 işleminin GKÇ direncinin elde edildiği optimumum işlem uygulanmış olur. Cina ' nın çalışmasında ince numuneler kullanıldığından retragrasyon süresi 5-30 saniye arasında değişmektedir. Oysa 7075 alüminyum alaşımı uçaklarda genellikle kalın yapı elemanlarında kullanılmaktadır. Kalın parçalarda retragrasyon sıcaklığına ulaşmak için gerekli ön ısıtma süresi çok uzun olduğundan saniye mertebesindeki retragrasyon süreleri pratik yöntem uygun değildir.

Wallace ve arkadaşları ( 1981) tarafından yapılan çalışmada daha kalın numuneler üzerinde 180-200 °C gibi düşük retragrasyon sıcaklıkları ve daha uzun retragrasyon süreleri denenmiştir. Wallace DCB numuneleri kullanarak çatlak büyüme hızını gerilme şiddetinin fonksiyonu olarak ölçmüş ve RRA işleminin çatlak büyüme hızını önemli bir şekilde azalttığını göstererek Cina' nın tezini doğrulamıştır. Bununla birlikte optimum şartların Cina ' dan farklıdır. Retragrasyon işlemi sırasında minimum mukavemete karşılık gelen retragrasyon süresinin optimum şartlar olduğu kabul edilmiştir. Yeniden yaşlandırma sonrası maksimum mukavemete ulaşabilmek için gerekli optimum retragrasyon süresinin, çatlak hızının ölçülmesi ile belirleneceğini ortaya çıkarmıştır.

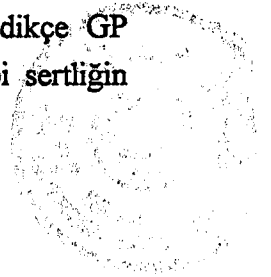
Rajan (1982) ve Dahn (1983) retragrasyon işlemi sırasında mukavemetteki ilk düşüştür sorumlu olarak Guiner-Preston ( GP) bölgelerinin eski haline dönmesi olduğunu göstermiştir. Park (1988) transmisyon elektron mikroskopu kullanarak yaptığı çalışmada RRA işlemi sırasında mikro yapıdaki değişimleri ayrıntılı olarak göstermiştir. Buna göre retragrasyon işlemi sırasında mukavemetteki ilk azalma  $\eta'$  partiküllerinin kısmi yada tam olarak çözünmesi ile gerçekleşmektedir.

### 7075 Alüminyum Alaşımının Retragrasyon kinetiği:

7000 serisi alaşımlar çökelme tepkimesi bakımından diğer alaşımlara nazaran daha karmaşık bir durum sergilerler. Bu alaşımlarda çökelme sırası:

Aşırı doymuş katı çözelti  $\rightarrow$  G.P. bölgeleri  $\rightarrow \eta'$  ( ara evresi)  $\rightarrow \eta$  (MgZn<sub>2</sub>- denge evresi) olarak bilinmektedir. 7075 alaşımına maksimum mukavemet sağlayan T6 şartlarındaki iç yapı daha çok GP bölgeleri ile homojen bir dağılım gösteren az miktarda  $\eta'$  evresi içermektedir. T73 şartlarında ise daha çok  $\eta$  evresi bulunmaktadır (Delase et al, 1977). Retragrasyon işlemi sırasında meydana gelen reaksiyonlar şu şekilde sıralanabilir:

1. safhada GP bölgelerinde kısmi çözünme meydana gelmekte ve bu durum malzeme mukavemetinde ani bir düşüşe neden olmaktadır. Retragrasyon sıcaklığı yükseldikçe GP bölgelerindeki çözünme de o oranda artmaktadır. Şekil 5.54' de görüldüğü gibi sertliğin





minimumuna düştüğü noktadan itibaren 2. safha başlamaktadır. Bu safhada  $\eta$  evresi oluşmakta ve süre ilerledikçe büyümektedir. 3. safhada ise meydana gelen bu çökeltiler kalınlaşmaktadır.

Retregrasyon işlemi sonucunda uygulanan yeniden yaşlandırma ile malzemenin mekanik özelliklerinde önemli miktarda artış sağlanmaktadır. Ancak uzun süreli retregrasyon işleminden sonra yapılan yeniden yaşlandırma malzemede aşırı yaşlanma meydana gelmesi sebebiyle malzemeye T6 işleminin mekanik özelliklerini kazandıramamaktadır.

Retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemleri konusunda yapılan bütün çalışmalar sonucunda ortaya çıkan ortak fikir; retregrasyon işlemi esnasında çökeltme tepkimelerinin hızını etkileyerek malzeme özelliklerinde değişikliğe sebep olan ve her kalınlıktaki numunelere pratik olarak uygulanabilir bir retregrasyon sıcaklığı ve süresinin tespitinin gerekliliğidir.

RRA işleminin diğer yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarına da uygulanabileceği Cina tarafından öne sürülmüş ve 2024 alüminyum alaşımıyla ilgili ön çalışmalar yapılmıştır. RRA işleminin yüksek mukavemetli 2024 alüminyum alaşımına uygulanabilirliği ile ilgili umut verici sonuçlar elde edilmiştir (Cina, 1974). Bu verilerden yola çıkarak uçaklarda yaygın olarak kullanılan 2000 serisi alüminyum alaşımlarından 2024 ' ün gerilmeli korozyon direnci ve mukavemetinin RRA işlemi vasıtasıyla yükseltilmesi konusu araştırılmıştır.



## 6.0 DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 6.1. Amaç

2024 alüminyum alaşımına yüksek mukavemet özelliklerinin yanı sıra yüksek korozyon çatlama direnci de sağlayan ısı işlem şartlarının tesbitidir. Bu amaçla malzemeye önce yüksek mukavemet kazandıran T4 ve T6 ısı işlemleri uygulanmıştır.

T4 ısı işlemi sonucunda malzeme mukavemeti artmasına karşın, GK çatlama hassas bir yapı oluşmaktadır (Wan Lee, 1983). Buna karşılık T6 ısı işlemi malzemenin mukavemetini artırırken, aynı zamanda gerilmeli korozyon çatlama direncini de T4 şartlarına nazaran bir miktar iyileştirmektedir (Hyatt, 1970). Fakat bu iyileşme yeterli değildir. Bu sebeple 1974 yılında Cina tarafından ortaya atılan ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarına uygulanabileceği savunulan RRA işleminin 2024 alüminyum alaşımına uygulanabilirliği araştırılmıştır. Bu amaçla T4 ve T6 şartlarındaki alaşıma farklı retragrasyon sıcaklıkları ve süreleri uygulanarak, bunun mekanik özellikleri ve gerilmeli korozyon direncini nasıl değiştirdiği araştırılmış ve optimum şartları sağlayan bir retragrasyon sıcaklığı ve süresinin tesbitine çalışılmıştır.

Mekanik özelliklerdeki değişimleri belirlemek amacıyla Rockwell-B sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Gerilmeli korozyon çatlama direncinin belirlenmesi için gerilmeli korozyon deneyleri yapılmış ve gerilmeli korozyona maruz numunelerde gerilim şiddeti faktörü,  $K_I$  ve çatlak ilerleme hızı,  $da/dt$  'nin ölçümleri yapılmıştır. Daha sonra çatlak ilerleme hızının gerilim şiddeti ile değişimi grafik olarak gösterilmiştir.

### 6.2. Malzeme

Deneysel çalışmalarda kullanılan 2024 alüminyum alaşımı yurt dışından (ABD) temin edilmiş olup, AA 2024 olarak gösterilmektedir. 2024 alaşımının Rabak A.Ş. laboratuvar ve kalite kontrol departmanında yapılan kimyasal analiz sonuçları tablo 6.1' de verilmiştir.

**Tablo 6.1.** 2024 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi

Element	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Si	Ti	Al
% Ağırlık	3.75	1.75	0.80	0.20	0.13	0.10	0.009	balans

Retragrasyon işleminden önce malzemeye T4 ve T6 ısı işlemi uygulanmaktadır. 2024 alüminyum alaşımına uygulanan T4 ve T6 ısı işlemlerine ait ısı işlem şartları tablo 6.2' de verilmiştir.

**Tablo 6.2.** 2024 alüminyum alaşımının ısı işlem şartları

Isıl işlem	Isıl işlem sıcaklık ve süreleri
T4	$\frac{495\text{ }^{\circ}\text{C}}{2\text{ saat}} + \frac{\text{Suda}}{\text{Soğutma}} + \frac{\text{Oda sıcaklığında}}{96\text{ saat}} \left( \begin{array}{c} \text{doğal} \\ \text{yaşlandırma} \end{array} \right)$
T6	$\frac{495\text{ }^{\circ}\text{C}}{2\text{ saat}} + \frac{\text{Suda}}{\text{Soğutma}} + \frac{190\text{ }^{\circ}\text{C}}{16\text{ saat}} \left( \begin{array}{c} \text{suni} \\ \text{yaşlandırma} \end{array} \right)$

### 6.3. Retregreasyon Süresi - Sertlik Değişimi Ölçümleri

Retregreasyon sıcaklığı ve süresinin mekanik özellikler üzerine etkisinin saptanması için T4 işlemi uygulanmış 2024 alüminyum alaşımından ( 5x10x20 ) mm boyutlarında numuneler hazırlanmıştır. Numunelerin sertliklerinin ölçülmesinde Rockwell-B sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Sonuçlarda belirtilen sertlik değerleri numune üzerinde yapılan üç ayrı ölçümün aritmetik ortalamasını ifade etmektedir. Hazırlanan bu numunelere retregreasyon işlemi 250 °C 'de silikon yağı içinde uygulanmıştır. Retregreasyon süreleri 1 dakikadan başlayarak 30 dakikaya kadar değişmektedir. Numuneler suda soğutulduktan sonra T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmıştır. Yeniden yaşlandırma sonucu sertlik değerleri ayrıca ölçülmüştür.

### 6.4. Gerilmeli Korozyon Deneyleri

#### 6.4.1. Deney Yöntemi

RRA işlemi uygulanmış 2024-T4 ve 2024-T6 alüminyum alaşımlarının GKÇ dirençlerindeki değişimlerin araştırılması için yapılan gerilmeli korozyon deneylerinde Dahlberg (1967) ve Hyatt (1970, 1971) tarafından gerçekleştirilen yöntem kullanılmıştır. Bu yöntem özellikle yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının gerilmeli korozyon deneyleri için geliştirilmiş olup, diğer yöntemlere göre önemli kolaylıklar sağlamaktadır. Bunların başlıcaları; uygulama ve numunelerin imalat kolaylığı, ön yorulma çatlama gerekliliğinin olmaması, gerilme uygulaması için özel bir tertibata gerek olmaması ve tek bir deney ile malzemenin GKÇ direnci özelliklerinin belirlenmesidir. Şekil 6.1' de bu yöntemde kullanılan DCB numunesinin şekli ve boyutları verilmiştir. Numune istenen şekil ve boyuta talaşlı imalat yoluyla getirilmektedir. Çentik özel olarak imal edilmiş bir dairesel testere ile frezede açılmıştır. Numunelerin çentik açılan yüzeyleri, çatlak boyunun net bir şekilde ölçülmesi için parlatılmıştır.

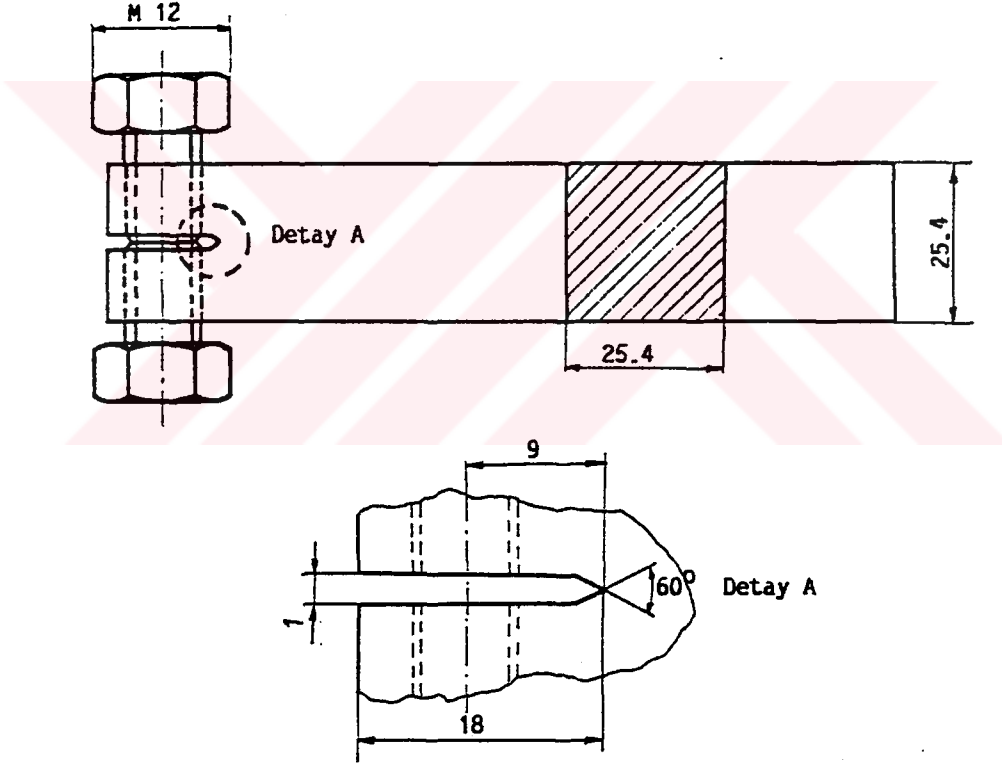
Şekilde görülen civataların karşılıklı olarak döndürülmesi ile çentik açılmaya zorlanmaktadır. Belli bir yüklemeye sonucunda çentik ucunda mekanik olarak küçük bir çatlak meydana gelmekte

ve bu esnada yükleme durdurulmaktadır. Çatlak ucundaki gerilim şiddeti faktörü  $K_1$ , aşağıdaki şekilde elde edilmiştir (Hyatt, 1970, 1971).

$$K_1 = \frac{v \cdot E \cdot h \sqrt{3h(a + 0.6h)^2 + h^3}}{4[(a + 0.6h)^3 + h^2 \cdot a]}$$

Burada ,

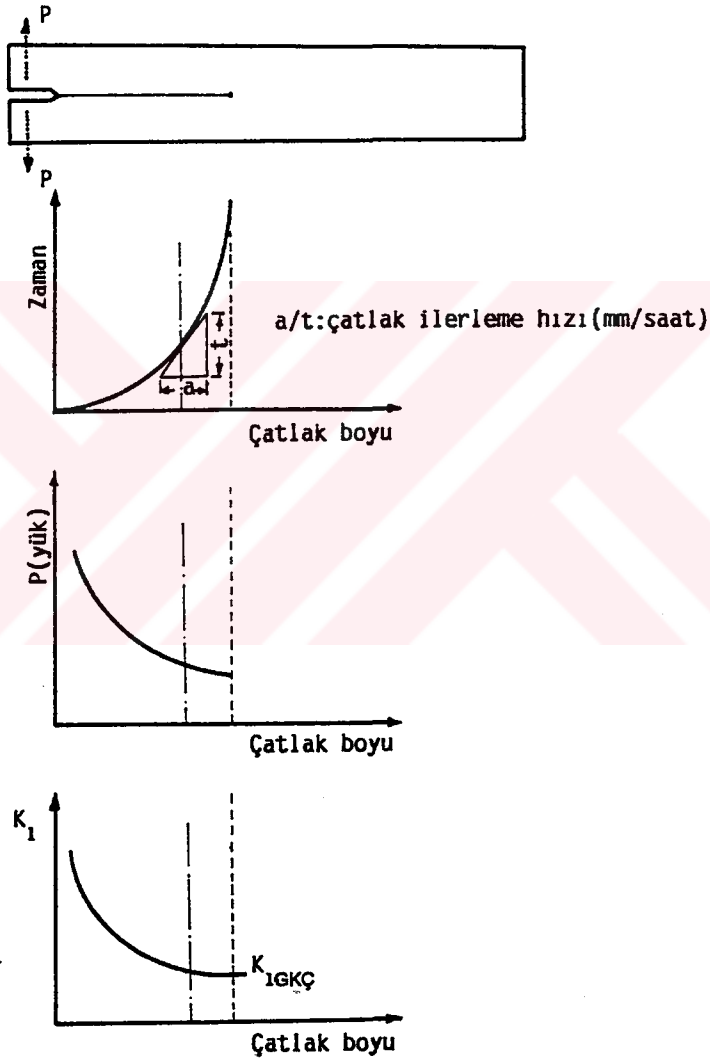
- v : Yükleme eksenindeki açılma miktarı ( m)
- E : Malzemenin elastiklik modülü ( $7,5 \cdot 10^{10}$  N/m<sup>2</sup>)
- a : Yükleme eksenine göre çatlak boyu (m)
- h : Numunenin yarı kalınlığı ( h=12.7 mm)
- $K_1$ : Gerilim şiddeti faktörü ( MPa $\sqrt{m}$ )



Şekil 6.1. Gerilmeli korozyon deneylerinde kullanılan DCB numunesi

Çatlatılmış numune korozif bir etkiye maruz kaldığında, çatlak ucundaki gerilmeli korozyon etkisi çatlağın büyümesine sebep olacaktır. Deney sırasında çatlak açılma miktarı  $v$ , değişmediğinden çatlağı ilerlemeyi zorlayan  $P$  kuvveti ve çatlak ucundaki gerilim şiddeti

faktörü  $K_I$ , çatlak boyu arttıkça azalacaktır. Şekil 6.2' de P kuvveti ve  $K_I$ 'in çatlak boyuna bağlı olarak değişimi görülmektedir. Belli bir çatlak boyuna erişildiğinde,  $K_I$  değeri malzemenin gerilmeli korozyon şartları altındaki kritik gerilim şiddeti faktörü olan  $K_{IGKÇ}$  değerine eşit olacaktır. Bu noktadan sonra çatlak ilerlemesi görülmemektedir.  $K_{IGKÇ}$  malzemenin GKÇ direncini karakterize eden önemli bir özeliğidir. Deney sırasında ayrıca çatlak boyunun zamana göre değişimi ölçülerek yine önemli kriterlerden biri olan çatlak ilerleme hızı (  $da/dt$  ) değerleri tesbit edilmiştir



**Şekil 6.2.** DBC numunesi ile yapılan gerilmeli korozyon deneyinde sabit bir çatlak açılması (v) değeri için:

- Çatlak büyümesinin zamana göre değişimi
- Çatlağı açmaya zorlayan kuvvetin çatlak boyuna göre değişimi
- Çatlak boyunun gerilim şiddeti faktörü  $K_I$  'de etkisi

#### 6.4.2. Korozyf Madde Uygulanması

Önceden çatlatılmış DCB numunelerinde gerilmeli korozyon çatlağında ilerleme oluşturmak için % 3.5 NaCl içeren standart sulu çözelti kullanılmıştır. Damıtık su kullanılarak hazırlanan bu çözelti periyodik olarak günde üç defa çatlak ucuna damlatılmıştır. Çatlak boyu optik bir ölçme sistemi kullanılarak belli aralıklarla 0.01 mm tamlığında her iki çatlak yüzeyinden ölçülmek kaydı ile bunların aritmetik ortalaması alınarak çatlakın zamana göre değişimi saptanmıştır. Çatlak boyunu ölçmeden önce çatlaklı yüzeyler parlatılmıştır. Çatlak ucunda korozyon artıklarının zamanla birikmesi nedeni ile çatlak boyunun okunması güçleşeceğinden, daha önce parlatılmış olan bu yüzeyler alüminyum oksit tozu ile silinerek korozyon artıklarından arındırılmış ve böylece çatlak ucunun net bir şekilde görülebilmesi temin edilmiştir.

#### 6.4.3. DCB Numunelerine Uygulanan Isıl İşlemler

Cina (1974) tarafından T351 temperi görmüş 3 " kalınlığındaki 2024 alüminyum alaşımı levhaya 240 °C 'de 60 saniye süre ile retragrasyon işlemi uygulanmış ve havada soğutulduktan sonra doğal olarak yaşlandırılmıştır. Bu durumda gerilmeli korozyon ömrü T351 temperine göre oldukça artmıştır. Wallace ve arkadaşlarının (1981) yaptığı çalışmada reregrasyon sıcaklığı düştükçe retragrasyon süresinin uzadığı belirtilmektedir.

T4 ve T6 ısıl işlemi uygulanmış DCB numuneleri üzerine retragrasyon işleminin etkisini incelemek amacıyla T4 ısıl işlemli DCB numunelerine 250 °C 'de değişik sürelerle retragrasyon ve daha sonra T6 şartlarında suni yaşlandırma uygulanmıştır.

T6 ısıl işlemli numunelere 260, 270 ve 290 °C 'lerde farklı sürelerle retragrasyon uygulanmış ve bu işlem sonrası T6 şartlarında yaşlandırılmışlardır. Retragrasyon sıcaklıklarının yüksek olması nedeni ile işlemler fırın içinde yapılmıştır. Yüksek sıcaklıklar silikon yağının yapısını bozduğundan silikon yağı içinde retragrasyon işlemleri uygulanamamıştır.

Karşılaştırma yapılabilmesi amacıyla ayrıca T6 ısıl işlemi görmüş numunelere de gerilmeli korozyon deneyi uygulanmıştır.

Numunelerin en son sertlik değerleri ayrıca ölçülmüştür. Tablo 6.3 ve Tablo 6.4' te sırası ile T4 ve T6 ısıl işlemli DCB numunelerine uygulanan retragrasyon işlemlerine ait işlem şartları ve ölçülen sertlik değerleri görülmektedir. Verilen sertlik değerleri numunenin en az üç farklı yerinde yapılan sertlik ölçmelerinin aritmetik ortalamasını ifade etmektedir.

**Tablo 6.3.** T4 ısısl işlemli DCB numunelerine uygulanan retrograsyon işlemlerine ait ısısl işlem şartları ve ölçülen sertlik değerleri.

Retregrasyon sıcaklığı (°C)	Ortam	Retregrasyon süresi (dakika)	Retregrasyon sonu sertlik (HRB)	Retregrasyon ve yeniden yaşlandırma sonu sertlik (HRB)
250	Fırın içinde	45	65	74
250	Fırın içinde	60	75	75
250	Fırın içinde	75	74	74

Tablodan görüldüğü gibi T4 ısısl işlemi görmüş DCB numunelerine yukarıda verilen sıcaklıklarda fırın içerisinde değişik sürelerle retrograsyon uygulanmıştır. Her bir retrograsyon işleminde DCB numunesi işlem sıcaklığında belli bir süre tutulup suda soğutulduktan sonra sertlik ölçme işlemi yapılmıştır. DCB numunesi daha sonra T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış (suni yaşlandırma) ve numunelerin son sertlik değerleri ayrıca ölçülmüştür.

**Tablo 6.4** T6 ısısl işlemli DCB numunelerine uygulanan retrograsyon işlemlerine ait ısısl işlem şartları ve ölçülen sertlik değerleri.

Retregrasyon sıcaklığı (°C)	Ortam	Retregrasyon süresi (dakika)	Retregrasyon sonu sertlik (HRB)	Retregrasyon ve yeniden yaşlandırma sonu sertlik (HRB)
260	Fırın içinde	120	74	74
270	Fırın içinde	50	76	75
270	Fırın içinde	60	75	74
270	Fırın içinde	75	74	73
270	Fırın içinde	90	71	70
270	Fırın içinde	120	68	68.5
290	Fırın içinde	70	70	68

Tablo 6.4' te görüldüğü gibi T6 ısısl işlemi görmüş DCB numunelerine yukarıda verilen sıcaklıklarda fırın içinde değişik sürelerde retrograsyon uygulanmıştır. Her bir retrograsyon işleminde DCB numunesi işlem sıcaklığında belli bir süre tutulup oda sıcaklığındaki suda soğutulduktan sonra sertlik ölçümü yapılmıştır. DCB numuneleri daha sonra T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış (suni yaşlandırma) ve numunelerin son sertlik değerleri tekrar ölçülmüştür.

## 7.0 DENEY SONUÇLARI

### 7.1. Retregrasyon Süresi ve Sertlik Değişimi Ölçüm Sonuçları

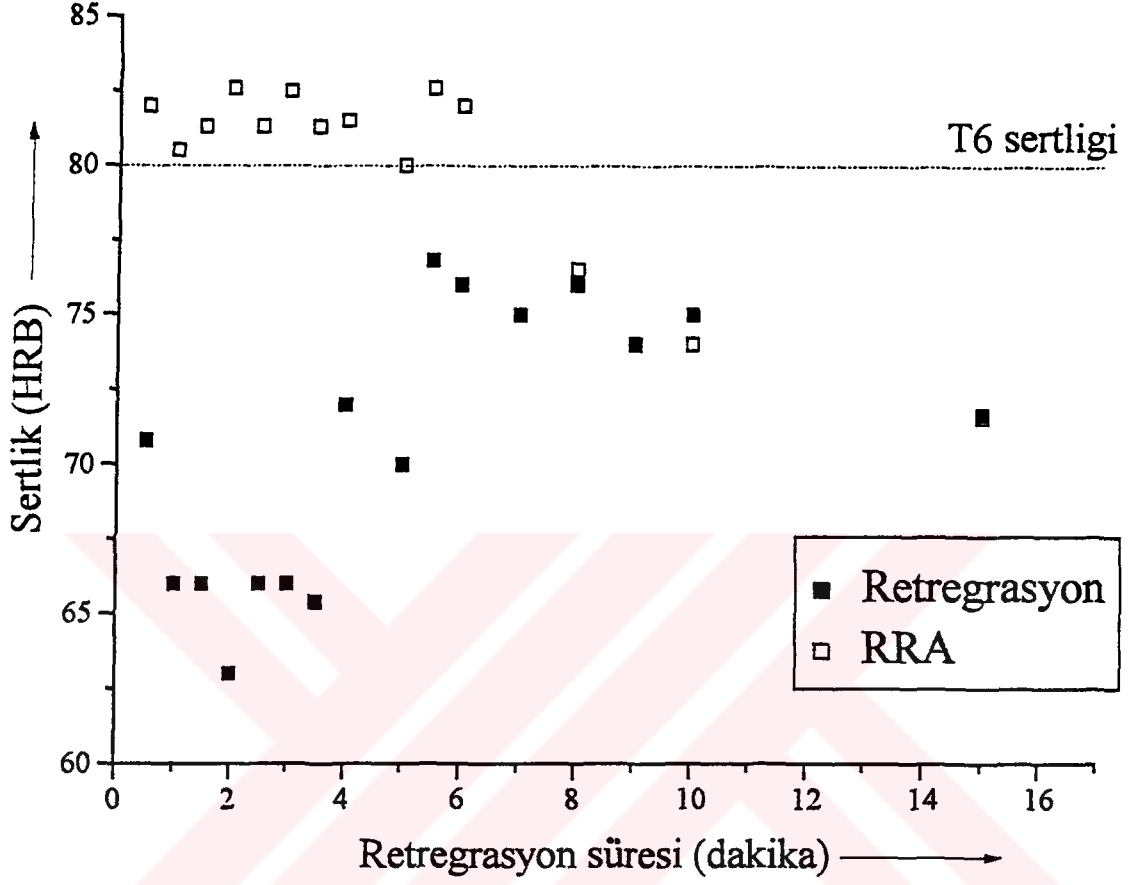
Deneysel çalışmalarda ön hazırlık olarak uygun retregrasyon süresinin belirlenmesi amacı ile 5x10x20 mm boyutlarındaki numunelere 250 °C 'de silikon yağı içinde uygulanan retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlem şartları ve ölçülen sertlik değerleri Tablo 7.1' de verilmiştir. T4 şartlarındaki numunelere tabloda verilen sürelerde retregrasyon işlemi uygulanmış ve numuneler T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmışlardır. Şekil 7.1' de ise deneyler sonucu elde edilen retregrasyon süresi-sertlik değişimi değerleri görülmektedir.

Şekil 7.1 'den görüldüğü gibi sertlik ilk bir kaç dakika içinde hızla düşmektedir. Sertliğin retregrasyon süresine bağlı olarak değişimi Cina 'nın (1974) çalışmasında elde ettiği sonuçlara benzemekle birlikte, ilk minimuma ulaşmak için gerekli süre Cina 'nın çalışmasında saniyeler mertebesinde olmasına karşın, kullanılan numunelerin daha kalın olması nedeni ile bu süre 1-4 dakika arasında bulunmuştur. Yeniden yaşlandırma ile malzeme sertlikleri tekrar T6 seviyesine çıkmıştır. Silikon yağı içinde 7-8 dakikayı aşan retregrasyon süreleri sonucunda yapılan yeniden yaşlandırma işlemleri, malzemede aşırı yaşlanma gelmesi meydana gelmesi nedeni ile malzemeye T6 sertliğini kazandıramamıştır.

**Tablo 7.1.** 5x10x20 mm boyutlu numunelere uygulanan retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemlerinde elde edilen sertlik değerleri

Retregrasyon sıcaklığı (°C)	Ortam	Retregrasyon süresi (dakika)	Retregrasyon sonu sertlik (HRB)	Retregrasyon ve yeniden yaşlan-dırma sonu sertlik (HRB)
250	Silikon yağı	1/2	70.8	82
250	Silikon yağı	1	66	80.5
250	Silikon yağı	1 1/2	66	81.3
250	Silikon yağı	2	63	82.6
250	Silikon yağı	2 1/2	66	81.3
250	Silikon yağı	3	66	82.5
250	Silikon yağı	3 1/2	65.4	81.3
250	Silikon yağı	4	72	81.5
250	Silikon yağı	5	70	80
250	Silikon yağı	5 1/2	76.8	82.6
250	Silikon yağı	6	76	82
250	Silikon yağı	7	75	75
250	Silikon yağı	8	76	76.5
250	Silikon yağı	9	74	74
250	Silikon yağı	10	75	74
250	Silikon yağı	15	71.7	71.6

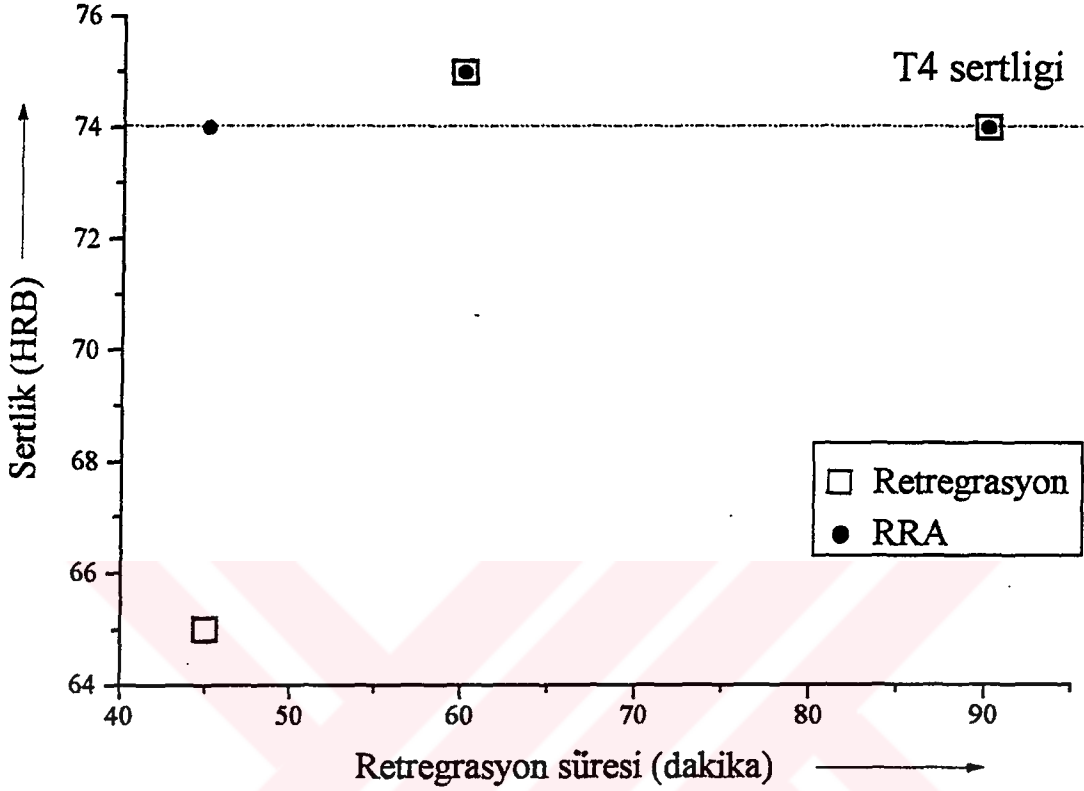




Şekil 7.1. 5x10x20 mm boyutundaki numunelere 250 °C 'de silikon yağı içinde uygulanan retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemleri esnasında ölçülen sertlik değerleri.

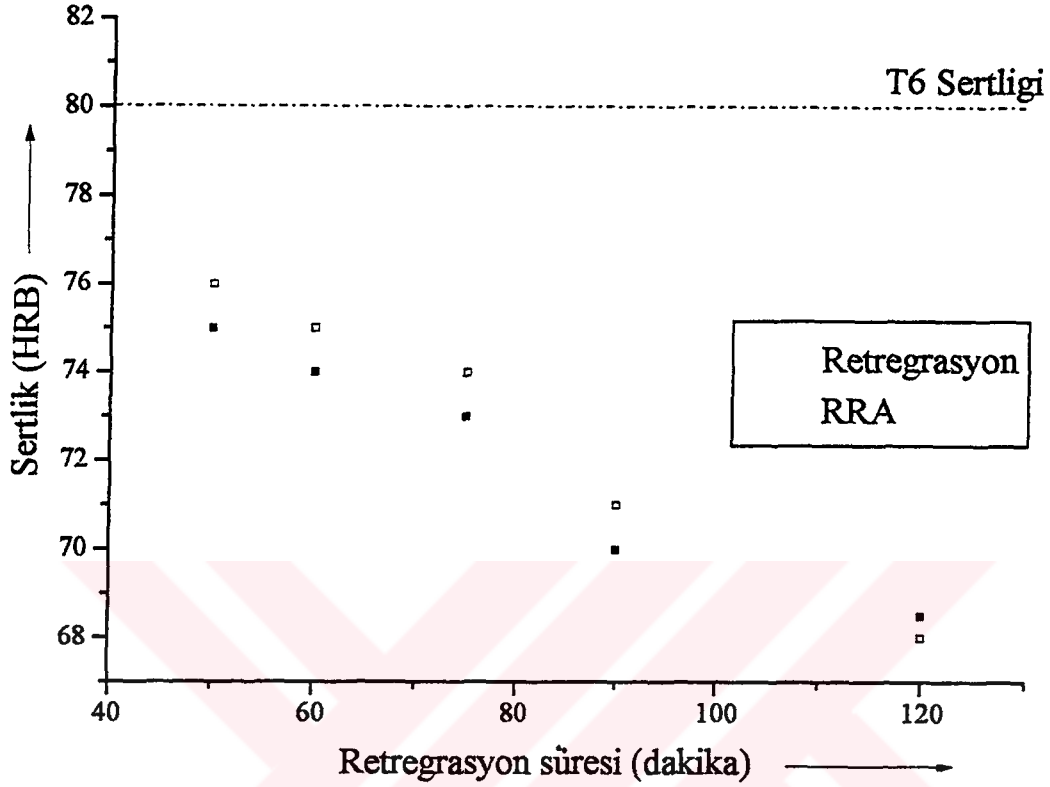
DCB numunelerinin tüm kesitinin retregrasyon sıcaklığına erişmesi için gerekli süre çok uzun olduğundan sertlik değerlerindeki düşme süreleri daha uzun olmaktadır. DCB numuneleri ile yapılan denemelerde, ele alınan sıcaklık değerleri için, fırın içinde yapılan retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemlerinin tümünde sertlik aşırı yaşanma nedeniyle retregrasyon süresine bağlı olarak düşmektedir.

Şekil 7.2' de T4 şartlarından alınıp, 250 °C 'de fırın içinde değişik sürelerle retregrasyona tabi tutulmuş ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış numunelerle ilgili retregrasyon süresi-sertlik değişimleri görülmektedir. 250 °C 'de değişik sürelerle fırın ortamında RRA işlemi uygulanmış numunelerde şekilde görüldüğü gibi retregrasyon süresine bağlı olarak sertlik değerlerinde herhangi bir azalma gözlenmemiştir.



Şekil 7.2. DCB numunelerine 250 °C 'de fırın içinde uygulanan retregasyon ve yeniden yaşlandırma işlemlerinde sertliğin retregasyon süresine bağlı olarak değişimi

Şekil 7.3' te 270 °C ' de fırın içinde değişik sürelerde retregasyon işlemi görmüş ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış numunelere ait retregasyon süresi-sertlik değişimi gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi retregasyon süresi uzadıkça aşırı yaşlanma nedeniyle sertlik değerleri belirgin bir şekilde azalmaktadır. T6 şartlarındaki yüksek mekanik özellikler tekrar kazanılamamıştır.



Şekil 7.3. DCB numunelerine 270 °C'de fırın içinde uygulanan retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemlerinde sertliğin retregrasyon süresine bağlı olarak değişimi

## 7.2. Gerilmeli Korozyon Deneyi Sonuçları

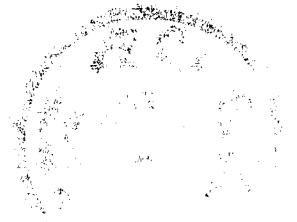
T6 ısıl işlemi görmüş iki ayrı DCB numunesine uygulanan gerilmeli korozyon deneyi sonuçları Tablo 7.2 ve Tablo 7.3'te görülmektedir. Tablolarda verilen da/dt çatlak ilerleme hızı değerleri, Ek-1 'de verilen "Eğri Uydurma Programı" yardımıyla bulunmuştur. Burada öncelikle çatlak boyu  $a$ 'nın zamana,  $(t)$  göre değişimi bulunmuş ve daha sonra da/dt türevi alınarak çatlak ilerleme hızı da/dt'nin zamana göre değişimi bulunmuştur.

Tablo 7.4, 5, 6, 7 ve 8'de ise 270 C 'de fırın içerisinde farklı sürelerde retregrasyon uygulanmış ve yeniden yaşlandırılmış DCB numunelerine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları verilmiştir. Bu deneylerden elde edilen da/dt -  $K_I$  değişimleri ile T6 işlemi görmüş numunelere ait da/dt -  $K_I$  değişimleri şekil 7.4'te karşılaştırılmıştır. Bu karşılaştırma sonucuna göre,

retregrasyon süresi artıkça GKÇ direncinin T6 şartlarına göre daha iyi olduğu gözlenmiştir. Buna karşılık malzemenin sertlik değeri en yüksek gerilmeli korozyon direncinin elde edildiği 120 dakikalık retregrasyon işlemi sonucunda aşırı yaşlanma nedeniyle oldukça düşmüştür (Şekil 7.3).

Ayrıca birer numuneye yine fırın ortamında 260 °C ve 290 °C 'de farklı sürelerde retregrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Bunlarla ilgili gerilmeli korozyon deneyi sonuçları sırasıyla Tablo 7.9 ve 7.10' da verilmiştir. Bu deneylerden elde edilen  $da/dt - K_I$  değişimlerinin T6 ısıl işlemli numunelere ait  $da/dt - K_I$  değişimleri ile karşılaştırılması şekil 7.5'te görülmektedir. Bu iki numuneden özellikle 290°C gibi yüksek sıcaklıkta retregrasyon işlemi görmüş olan DCB numunesi T6 şartlarına göre oldukça yüksek bir gerilmeli korozyon çatlama direnci göstermekle birlikte, malzeme sertliği T6 şartlarının sertlik değerine ulaşamamıştır. Buradan retregrasyon sıcaklığı artıkça gerilmeli korozyon çatlama direncinin de arttığı, fakat aynı zamanda sıcaklığa ve süreye bağlı olarak aşırı yaşlanma nedeniyle malzeme sertliğinin azaldığı görülür.

250°C 'de T4 şartlarındaki numuneye fırın içinde değişik sürelerde uygulanmış RRA işlemine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları Tablo 7.11,12 ve 13' te verilmiştir. Şekil 7.6 'da ise bu deneyler sonucu elde edilen  $da/dt - K_I$  değişimlerinin, T4 şartlarındaki numuneye ait  $da/dt - K_I$  değişimleri ile karşılaştırılması gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi T4 ısıl işlemi sonrası uygulanmış olan retregrasyon işlemi ve T6 şartlarındaki yeniden yaşlandırma, malzemenin GKÇ direncini T4 şartlarına göre oldukça iyileştirmektedir.



**Tablo 7.2.** T6 ısıtılması görmüş DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları  
( $v = 0,295 \text{ mm}$ )

Süre (saat)	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	9.98	0	37.02	0.00429
24	10.098	0.118	36.56	0.00404
48	10.136	0.156	36.41	0.00379
72	10.212	0.232	36.12	0.00354
96	10.25	0.27	35.98	0.00328
144	10.53	0.55	34.96	0.00287
168	10.59	0.61	34.74	0.00253
192	10.65	0.67	34.53	0.00228
216	10.765	0.785	34.13	0.00228
312	10.765	0.785	34.13	0.00103
336	10.80	0.82	34.01	0.00078
360	10.80	0.82	34.01	0.00052
384	10.80	0.82	34.01	0.00027
408	10.81	0.83	33.98	0.00027
480	10.856	0.876	33.82	-0.000724
504	10.856	0.876	33.82	-0.000975

$a = -5,226819 \cdot 10^{-6} t^2 + 4,292999 \cdot 10^{-3} t - 7,698536 \cdot 10^{-3}$   
 $da/dt = -1,0453638 \cdot 10^{-5} t + 4,292999$

**Tablo 7.3.** T6 ısıtılması görmüş DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları  
( $v = 0,348 \text{ mm}$ )

Süre (saat)	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	13.242	0	31.89	0.00339
24	13.39	0.148	31.48	0.00320
48	13.46	0.218	31.28	0.00302
72	13.507	0.265	31.16	0.00283
96	13.545	0.303	31.05	0.00265
144	13.62	0.378	30.85	0.00228
168	13.659	0.417	30.75	0.00210
192	13.69	0.448	30.67	0.00192
216	13.939	0.697	30.22	0.00173
312	14.00	0.758	29.86	0.00100
336	14.00	0.758	29.86	0.00081
360	14.00	0.758	29.86	0.00063
384	14.00	0.758	29.86	0.00045
408	14.00	0.758	29.86	0.00026
480	14.00	0.758	29.86	-0.00028
504	14.00	0.758	29.86	-0.00046

$a = -3.828164 \cdot 10^{-6} t^2 + 3.390953 \cdot 10^{-3} t + 0.0259188$   
 $da/dt = -7.656328 \cdot 10^{-6} t + 3.390953 \cdot 10^{-3}$

**Tablo 7.4.** 270 °C 'de fırın içinde 50 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v=0.318\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	12.56	0	30.98	0.003736
24	12.78	0.22	30.68	0.002922
48	12.78	0.22	30.68	0.002107
72	12.78	0.22	30.68	0.001293
96	12.78	0.22	30.68	0.000479
168	12.78	0.22	30.68	-0.001964

$a = -1.696652 \cdot 10^{-5} t^2 + 3.736739 \cdot 10^{-3} t + 5.790924 \cdot 10^{-2}$   
 $da / dt = -3.393304 \cdot 10^{-5} t + 3.736739 \cdot 10^{-3}$

**Tablo 7.5.** 270 °C 'de fırın içinde 60 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v=0.303\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	10.439	0	36.2458	0.000648
24	10.4772	0.0382	36.1037	0.000507
48	10.4772	0.0382	36.1037	0.000366
72	10.4772	0.0382	36.1037	0.000224
96	10.4772	0.0382	36.1037	0.000083
168	10.4772	0.0382	36.1037	-0.000341

$a = -2.946001 \cdot 10^{-6} t^2 + 6.488326 \cdot 10^{-4} t + 0.0100552$   
 $da / dt = -5.892002 \cdot 10^{-6} t + 6.488326 \cdot 10^{-4}$



**Tablo 7.6.** 270 °C 'de fırın içinde 75 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları  
( $v = 0.280\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GK\check{C}}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	9.87	0	35.54	0.000598
24	9.886	0.0148	35.49	0.000567
48	9.886	0.0148	35.49	0.000536
72	9.886	0.0148	35.49	0.000506
96	9.946	0.0748	35.26	0.000475
168	9.946	0.0748	35.26	0.000383

$a = - 6.391902 \cdot 10^{-7} t^2 + 5.981411 \cdot 10^{-4} t - 3.49263 \cdot 10^{-3}$   
 $da / dt = -1.2783804 \cdot 10^{-6} t + 5.981411 \cdot 10^{-4}$

**Tablo 7.7.** 270 °C 'de fırın içinde 90 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları  
( $v = 0.303\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GK\check{C}}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	10.515	0	35.96	0.002564
24	10.666	0.151	35.41	0.002005
48	10.666	0.151	35.41	0.001446
72	10.666	0.151	35.41	0.000887
96	10.666	0.151	35.41	0.000328
168	10.666	0.151	35.41	-0.001348

$a = - 1.16452 \cdot 10^{-5} t^2 + 2.564761 \cdot 10^{-3} t + 3.974683 \cdot 10^{-2}$   
 $da / dt = -2.32904 \cdot 10^{-5} t + 2.564761 \cdot 10^{-3}$

**Tablo 7.8.** 270 °C 'de fırın içinde 120 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları  
( $v = 0.371\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	11.954	0	38.25	0.002581
24	12.106	0.152	37.71	0.002019
48	12.106	0.152	37.71	0.001456
72	12.106	0.152	37.71	0.000893
96	12.106	0.152	37.71	0.000331
168	12.106	0.152	37.71	-0.001356

$a = -1.172234 \cdot 10^{-5} t^2 + 2.581748 \cdot 10^{-3} t + 4.00998 \cdot 10^{-2}$   
 $da / dt = -2.344468 \cdot 10^{-5} t + 2.581748 \cdot 10^{-3}$

**Tablo 7.9.** 260 °C 'de fırın içinde 2 saat retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v = 0.265\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	10.25	0	32.32	0.00745
24	10.25	0	32.32	0.000691
48	10.25	0	32.32	0.000636
72	10.325	0.075	32.07	0.000582
96	10.363	0.113	31.94	0.000527
168	10.363	0.113	31.94	0.000364
192	10.363	0.113	31.94	0.000310
216	10.363	0.113	31.94	0.000255
250	10.363	0.113	31.94	0.000178
264	10.363	0.113	31.94	0.000147

$a = -1.133417 \cdot 10^{-6} t^2 + 7.455326 \cdot 10^{-4} t + 3.651336 \cdot 10^{-3}$   
 $da / dt = -2.66834 \cdot 10^{-6} t + 7.455326 \cdot 10^{-4}$



**Tablo 7.10.** 290 °C 'de fırın içinde 70 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v = 0.40\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	11.348	0	43.68	0.000352
24	11.386	0.038	43.52	0.000325
48	11.386	0.038	43.52	0.000298
72	11.424	0.076	43.36	0.000272
96	11.424	0.076	43.36	0.000245
168	11.424	0.076	43.36	0.000165
192	11.424	0.076	43.36	0.000138
216	11.424	0.076	43.36	0.000119
250	11.424	0.076	43.36	0.000074
264	11.424	0.076	43.36	0.000058

$a = -5.558411 \cdot 10^{-7} t^2 + 3.520551 \cdot 10^{-4} t + 2.761166 \cdot 10^{-2}$   
 $da / dt = -1.1116822 \cdot 10^{-6} t + 3.520551 \cdot 10^{-4}$

**Tablo 7.11.** 250 °C 'de fırın içinde 45 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v=0.28\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{GKÇ}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	9.045	0	38.92	0.00968
48	9.780	0.735	35.89	0.00672
72	9.833	0.788	35.69	0.00524
144	9.833	0.788	35.69	0.000813
168	9.833	0.788	35.69	0.000664
216	9.883	0.788	35.69	0.00362
240	9.883	0.788	35.69	-0.00509

$a = -3.079277 \cdot 10^{-5} t^2 + 9.681444 \cdot 10^{-3} t + 0.146628$   
 $da / dt = -6.158554 \cdot 10^{-5} t + 9.681444 \cdot 10^{-3}$

**Tablo 7.12.** 250 °C 'de fırın içinde 60 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v=0.325\text{mm}$ )

Süre ( saat )	a (mm)	$a_{\text{GKÇ}}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	9.06	0	45.10	0.0133
24	9.06	0	45.10	0.01195
48	9.06	0	45.10	0.01058
120	10.3106	1.2506	39.39	0.00647
216	10.3106	1.2506	39.39	0.00099
288	10.3106	1.2506	39.39	-0.00312

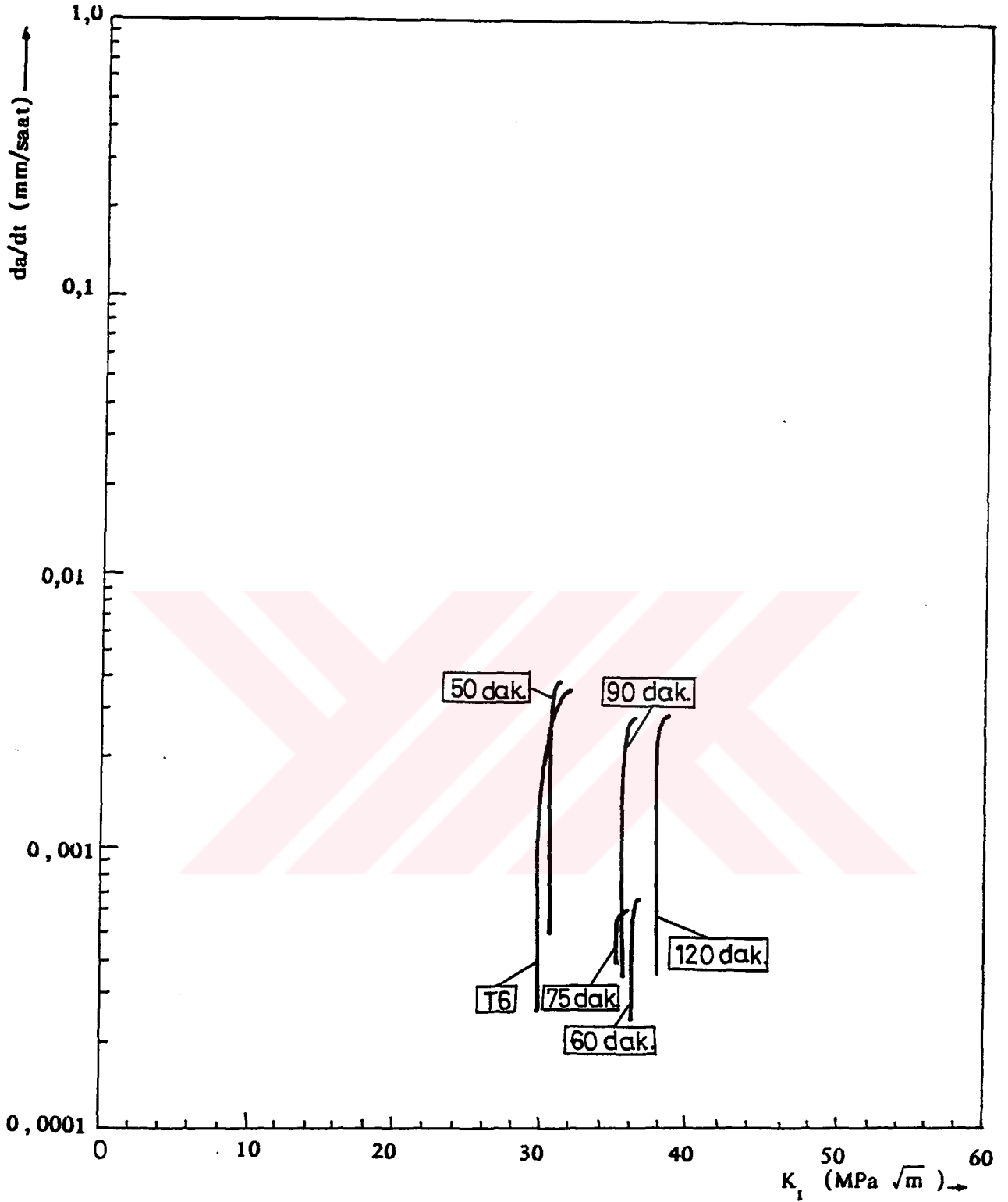
$a = -2.85514 \cdot 10^{-5} t^2 + 1.332484 \cdot 10^{-2} t - 0.2214431$   
 $da / dt = -5.71028 \cdot 10^{-5} t + 1.332484 \cdot 10^{-2}$

**Tablo 7.13.** 250 °C 'de fırın içinde 75 dakika retragrasyon uygulanmış ve T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmış DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ( $v=0.325\text{mm}$ )

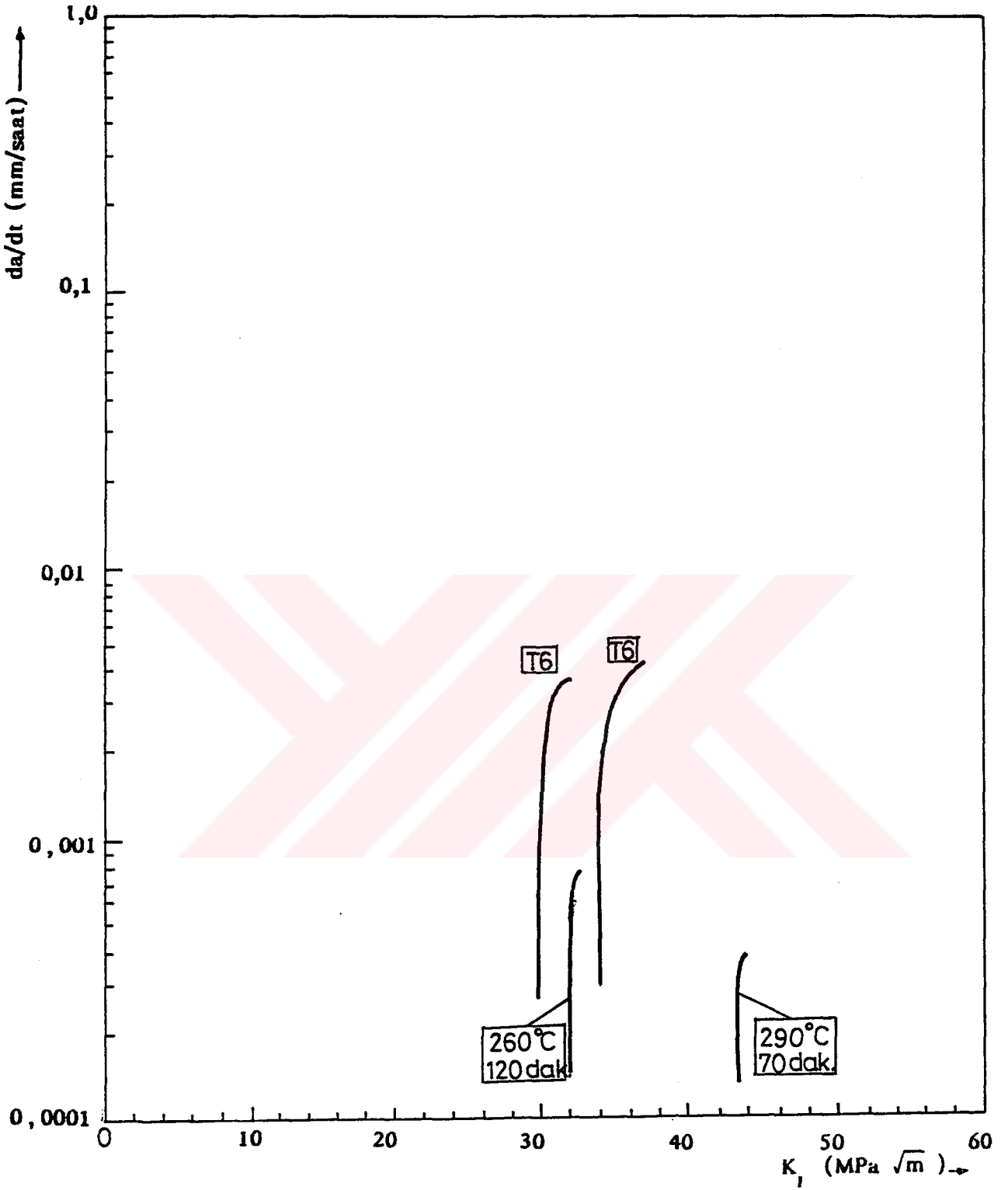
Süre ( saat )	a (mm)	$a_{\text{GKÇ}}$ (mm)	$K_I$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	da/dt (mm/saat)
0	9.227	0	44.26	0.01089
24	9.227	0	44.26	0.009778
48	9.227	0	44.26	0.008657
120	10.25	1.023	39.64	0.005294
216	10.25	1.023	39.64	0.0008103
288	10.25	1.023	39.64	-0.00255

$a = -2.335532 \cdot 10^{-2} t^2 + 1.089984 \cdot 10^{-2} t - 0.1811426$   
 $da / dt = -4.671064 \cdot 10^{-5} t + 1.089984 \cdot 10^{-2}$

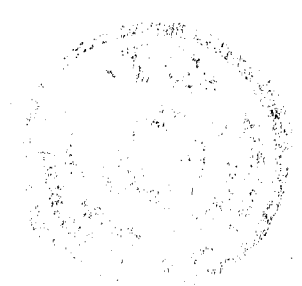


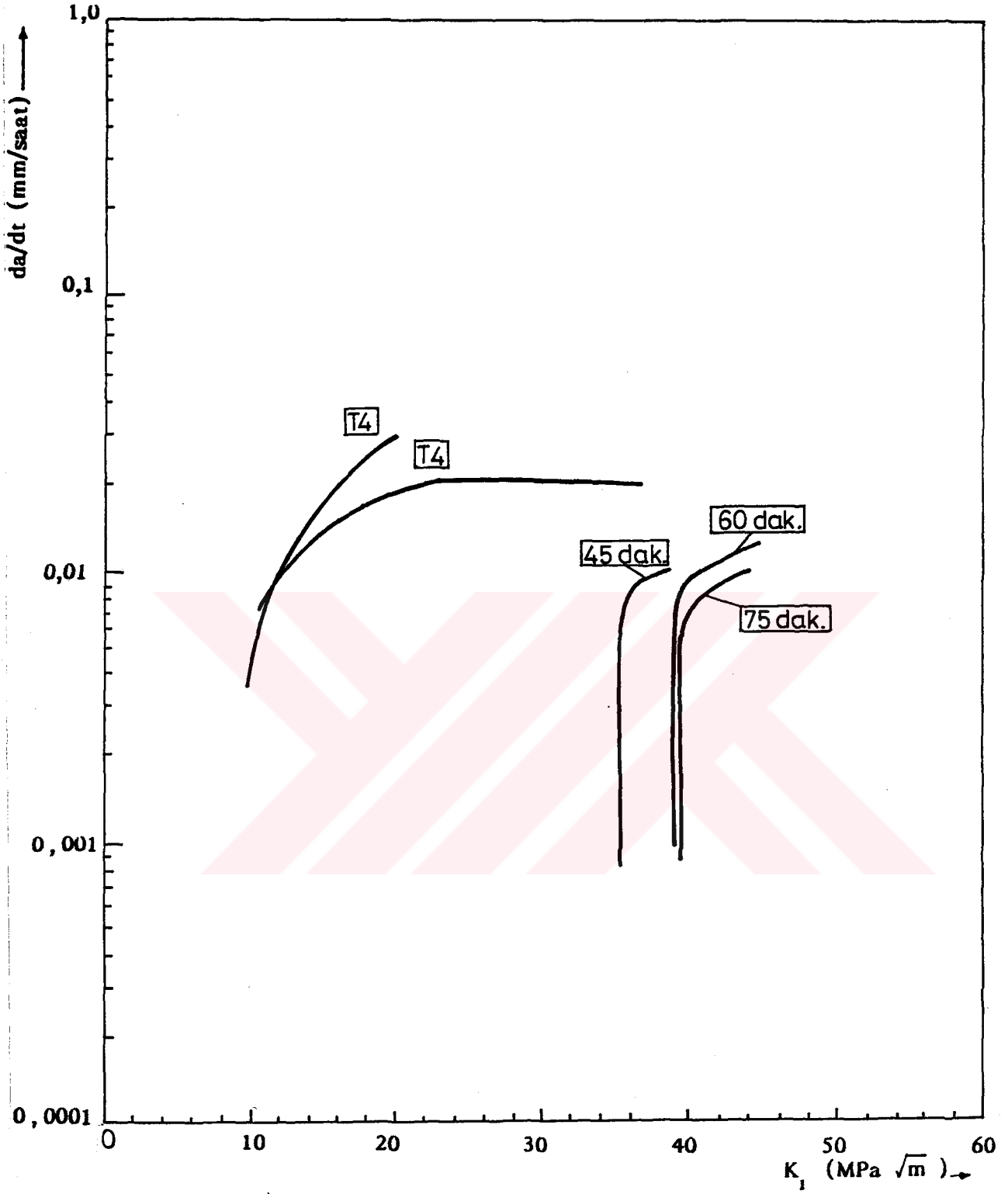


Şekil 7.4. 270 °C' de fırın ortamında değişik sürelerde retragrasyon uygulanmış ve yeniden yaşlandırılmış DCB numunelerine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları.



Şekil 7.5. 260 ve 290 °C' de fırın ortamında değişik sürelerde retregrasyon uygulanmış ve yeniden yaşlandırılmış DCB numunelerine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları.





Şekil 7.6. 250 °C' de fırın ortamında değişik sürelerde retragrasyon uygulanmış ve yeniden yaşlandırılmış DCB numunelerine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları.

## SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Cina (1974) tarafından yapılan çalışmada özellikle yüksek mukavemetli 7075 alüminyum alaşımı için geliştirilmiş olan retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısıl işleminin diğer yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarına da uygulanabileceği bildirilmiştir. Bu görüşten yola çıkarak retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısıl işleminin 2024 alüminyum alaşımına uygulanabilirliği araştırılmıştır. Bu amaçla T4 ve T6 şartlarındaki 2024 alüminyum alaşımına değişik sürelerle retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda 270 °C' de farklı sıcaklıklarda retragrasyon işlemi uygulanmış numuneler, T6 şartlarındaki numunelerle hemen hemen benzer gerilmeli korozyon direnci gösterdiği görülmüştür. Sadece 60 ve 75 dakika süre ile retragrasyon uygulanmış numunelerde T6 şartlarındaki numunelere göre II. bölgede daha düşük çatlak ilerleme hızları ölçülmüştür. Ancak retragrasyon süresinin yüksek olması nedeniyle malzemenin sertliği retragrasyon süresine bağlı olarak T6 şartlarının sertlik değerine ulaşamamıştır.

260 °C' de retragrasyon işlemi uygulanmış numunenin gerilmeli korozyon çatlama direnci T6 şartlarındaki numunelerle benzerlik göstermiştir. Aradaki tek fark bu numunede II. bölgedeki çatlak ilerleme hızının T6 şartlarındaki numuneye nazaran daha iyi olmasıdır. Bununla birlikte retragrasyon ve yeniden yaşlandırma işlemi sonucu malzemenin sertlik değeri T6 şartlarının yüksek sertlik değerine ulaşamamıştır. 2024 alüminyum alaşımında en yüksek gerilmeli korozyon direnci 290 °C' de uygulanan retragrasyon işlemi sonucu elde edilmiştir. Ancak retragrasyon sıcaklığının çok yüksek olması aşırı yaşlanmaya neden olduğundan, sertlik değeri T6 şartlarına göre oldukça düşmüştür.

250 °C' de farklı sürelerle retragrasyon işlemi uygulanmış T4 şartlarındaki numuneler, T6 şartlarında yeniden yaşlandırıldığında T4 şartlarına göre oldukça yüksek gerilmeli korozyon çatlama direnci göstermiştir. Yapılan sertlik ölçümleri sonucu malzemenin sertlik değerinin T4 şartlarının yüksek sertlik değerini koruduğu görülmüştür. Bu durum daha önce küçük numuneler üzerinde yapılan gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ile de uyum içerisindedir.

Sonuç olarak T6 şartlarındaki numuneye uygulanan retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısıl işleminin 2024 alüminyum alaşımının gerilmeli korozyon çatlama direncini iyileştirmesine karşın, malzemeye T6 şartlarının yüksek mekanik özelliklerini kazandıramamaktadır. Dolayısıyla retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısıl işleminin T6 şartlarındaki 2024 alüminyum

alaşımına uygulanmasının pratik bir yöntem olmadığı söylenebilir. Buna karşılık T4 şartlarındaki numuneye 250 °C' de uygulanan retragrasyon ve T6 şartlarındaki yeniden yaşlandırma işleminin malzemeye yüksek gerilmeli korozyon çatlama direnci yanında T4 şartlarındaki yüksek mekanik özellikleri de kazandırdığı görülmüştür. Buna göre retragrasyon ve yeniden yaşlandırma ısıl işleminin, ısıl işlem parametrelerinin uygun seçilmesi ile 2024 alüminyum alaşımına da uygulanabileceği görülmüştür.



## KAYNAKLAR

- 1- Atalay, R.C., 1981, Gevrek malzemedede kırılma, I. Ulusal Kırılma Konferansı, ODTÜ-Ankara: 179-188
- 2- Broek, D., 1982, Elementary engineering fracture mechanics, by Martinus Nijhoff Publishers, third revised ed., 6-23, 67-90
- 3- Broek, D., 1986, Failure analysis and fracture mechanics, Metals handbook, American Society for Metals, Vol.11, Ninth ed., 8-23, 47-65
- 4- Brown, W.F., Srawley, F.A., 1966, Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials, ASTM STP 410, Philadelphia
- 5- Burleigh, T.D., 1991, The Postulated mechanism for stress corrosion cracking of aluminum alloys, A review of the literature 1980-1989, Corrosion, Vol. 47, (No.2): 89-98
- 6- Burton, C.L., Mayer, L.W., Spuhler, E.H., 1967, Aircraft and aerospace application, Aluminum Vol.2, Design and application, K.R. Van Horn (Editor), American Society For Metals Park, Ohio, third printing, 415- 429
- 7- Caddell, R.M., 1980, Deformation and fracture of solids, by Prentice Hall, In. Englewood Cliffs, New Jersey: 193-245
- 8- Champion, F.A., 1965, Corrosion testing procedures, 2 nd ed., Wiley, New York: 133
- 9- Cina, B., Ranish, B., 1974, New Technique for reducing susceptibility to stress corrosion of high strength aluminum alloys, in Aluminum Industrial Products, Pittsburg Chapter American Society for Metals
- 10- Craig Jr., H.L., Sprowls, D.O., and Piper, D.E., 1971, Stress corrosion cracking, Handbook on corrosion testing and evaluation, Sponsored by W.H. Ailor, The Electrochemical Society, Inc. Princetor, New Jersey: 231-290
- 11- Dahlberg, E.P., 1967, Stress corrosion test methods, in Report of NRL Progress, Naval Research Laboratory, Washington: 41
- 12- Danh, N.C., Rajan, K., and Wallace, W., 1983, A TEM study of micro structural changes during retrogression and reaging in 7075 aluminum, Metall. Trans., 14 A:1843-1883



- 13- Delase, R., Adler, P.N., 1977, Metall. Trans., 8 A: 1147
- 14- Dix Jr., E.H., 1940, Acceleration of the rate of corrosion by high constant stresses, Trans AIME, 137: 11
- 15- Doruk, M., 1982, Korozyon ve Önlenmesi, ODTÜ, 70: 91-83
- 16- Doruk, M., Sarioğlu, F., 1988, Alaşımlarda gerilmeli korozyon çatlamaşı, I. Korozyon Sempozyumu, ODTÜ-Ankara: 115-137
- 17- Eftis, J., Liebowitz, H., 1972, On the modified Westergaard equation for certain plane crack problems, Int. J. Fracture Mech., 8: 383-392
- 18- Ersümer, A., 1980, Hafif alaşımların dökümü, İstanbul
- 19- Feeney, J.A., Blackburn, M.J., 1971, The theory of stress corrosion cracking in alloys, NATO, Brussels, 355
- 20- Fielding, J., 1973, Stress corrosion cracking and the aircraft industry, J. Inst. Met., Vol.11, (No.9): 238-240
- 21- Fine, M.E., 1975, Precipitation hardening of aluminum alloys, Metall. Trans. A, Vol. 6A: 625-630
- 22- Fitch Jr., G.E., 1972, Application of fracture mechanics to aircraft structure proceedings of a symposium, Western Metals and Tool Exposition and Conference, Los Angeles-California David W. Hoepner (Editor), 311-329
- 23- Flinn, R.A., Trojen, P.K., 1975, Engineering materials and their application, Houghton Mifflin Comp., Boston: 141-149
- 24- Fontana, M.G., Greene, N.D., 1978, Corrosion engineering, Mc Graw Hill, 91-107
- 25- Griffith, A.A., 1920, The phenomena of rupture and flaw in solids, Phil. Trans. Roy. Soc., A 221, London: 163-193
- 26- Hugh, P.G., Jepson, W.B., Bothwell, N.R., and Kane, R.L., 1976, The corrosion of light metals, Corrosion Monograph Series, Wiley, 74-82
- 27- Hunsicker, H.Y., 1967, The metallurgy of heat treatment aluminum, American Society for Metals, Vol. 1: 109-161

- 28- Hyatt, M.V., 1970, Use of precracked specimens in stress corrosion testing of high strength aluminum alloys, Corrosion Nace, Vol. 26, No. 11: 487-503
- 29- Hyatt, M.V., 1971, Use of precracked specimens in selecting heat treatment for stress corrosion resistance in high strength aluminum alloys, Corrosion Nace, Vol. 27, No. 1:49-53
- 30- Hyatt, M.V., Spiedel, M.O., 1972, High strength aluminum alloys, in stress corrosion cracking in high strength steel and in titanium and aluminum alloys, B.F. Brown (Editor), Naval Research Laboratory, 148-244
- 31- Inglis, C.E., 1913, Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, Proceeding, Institution Naval Architects, 55: 219-230
- 32- Irwin, G.R., 1949, Fracture dynamics, Fracturing of metals, ASM publ., Ohio: 147-166
- 33- Jastrzebski, J.D., 1979, 2 nd ed., Wiley, Canada, 328- ,581-585
- 34- Kang-Wan Lee, M.S., 1982, A study of electrochemical corrosion and stress corrosion crack growth behaviour of Al-Cu-Mg alloy, Metall 36, Jahrgang Hertz 3: 280-283
- 35- Kaufman, J.G., Coursen, J.W., and Sprowls, D.O., 1976, An automated method for evaluating resistance to stress corrosion cracking with ring-loaded precracked specimens, in stress corrosion-new approaches, STP 610, H.L. Craig Jr. (Editor), American Society for Testing and Materials. 94-107
- 36- Logan, H.L., 1966, The stress corrosion of metals, Wiley, New York: 193-216
- 37- Mc Clintock, F.A., Irwin, G.R., 1965, Plastic aspects of fracture mechanics, ASTM STP 381: 84-113
- 38- Mondolfo, L.F., 1976, Aluminum alloys structure and properties, Butterworth and Co. (Publishers) Ltd., England: 693-724
- 39- Orawan, E., 1949, Fracture and Strength of solids, Rep. Prog. in Phiy. Soc. (1) London: 185-232
- 40- Park, J.K., 1988, Influence of retrogression and reaging treatment on the strength and stress corrosion resistance of aluminum alloy 7075-T6, Mater. Sci. and Engineering, A 103 (2): 223-321
- 41- Rajan, K., Wallace, W., and Beddoes, J.C., 1982, J. Mater. Sci., 17: 2817

- 42- Robinson, D.L., Hunter, M.S., 1972, Interrelation of TEM microstructure, composition, tensile properties, and corrosion resistance of Al-Cu-Mg-Mn alloys, Metall. Trans., Vol.3: 1147-1155
- 43- Sih, G.C., 1966, On the Westergaard method of crack analysis, Int. J. Fracture Mech., 2: 628-631
- 44- Sneddon, I.N., 1946, The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid, Proc. Roy. Soc., London, A187: 229-260
- 45- Spiedel, M.D., 1971, Current understanding of stress corrosion crack growth in aluminum alloys, Proc. of Research Evaluation Conference, on the theory of stress corrosion cracking in alloys, J.C. Scully (Editor), Organised by Nato Sci. Affairs Division, Brussels: 289-344
- 46- Spiedel, M.O., Hyatt, M.V., 1972, Advances in corrosion science and technology, Vol.2, Plenum Press, New York: 115-335
- 47- Spiedel, O.M., 1975, Stress corrosion of aluminum alloys, Metall. Trans. A, Vol. 6A: 631-651
- 48- Ström, B., 1961, The relation between microstructure and stress corrosion in aluminum alloys, Recent advances in stress corrosion, A symposium sponsored by the Corrosion Committee of the Royal Swedchish Academy of Engineering Sciences, Ake Bresle (Editor), Stockholm-Sweden: 40-49
- 49- Sungur, A., 1984, Kırılma mekaniğinin teknik uygulama yöntemleri, İTÜ Yüksek lisans tezi, 10-57
- 50- Tekin, E, 1982, Demir dışı metaller ve uygulamalı optik metalografisi, Yayın no:101, Ankara: 125-193
- 51- Thompson, D.S., 1987, Metallurgical factor effecting high strength aluminum alloy production, Metall. Trans. A., Vol. 6 A: 671-683
- 52- Tomashow, N.D., 1966, Theory of corrosion and protection of metals, The Science of Corrosion, The Mc Millan Comp., USA: 619-622
- 53- Ural, K., 7075 alüminyum alaşımının retragrasyon işleminde optimum şartların araştırılması, Doktora Tezi, Yıldız Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1987

- 54- Üçışık, A.H., Alüminyum alaşımları, 1978, İTÜ Maden Fakültesi Fiziksel Metalurji Kürsüsü, 1-44
- 55- Van Vlack, L.H., 1982, Materials for engineering concepts and applications, Addison-Wesley Publishing Company, 123- 127
- 56- Vardar, Ö., 1988, Fracture mechanics, Boğaziçi University Publication, No: 453, İstanbul: 1-24, 26-49
- 57- Wallace, W., Beddoes, J.C., de Malherbe, M.C., 1981, A new approach to the problem of stress corrosion cracking in 7075-T6 aluminum, Canadian Aerotechnics and Space journal, 27: 222-232
- 58- Wei, R.P., Novak, S.R., Williams, D.P., 1972, Materials research and standards, also in AGARD-CP-98, ASTM 12: 25-30
- 59- Wei, R.P., 1979, The fracture mechanics approach to stress corrosion cracking, Proceeding of NATO Advanced Study, Inst. Stress Corrosion Research, Hans Arup and R.N. Parkins, Alphen den Rijn- Netherlands: 65-96
- 60- Westergaard, H.M., 1939, Bearing Pressures and cracks, Jour. Appl. Mech., Trans. ASME, 61: A49-A53
- 61- Wilde, B.E., 1986, Stress corrosion cracking, Metals handbook, Failure analysis and prevention, American Society for Metals, Vol.11, Ninth ed., 203-224
- 62- Wragle'n, G., 1985, An introduction to corrosion and protection of metals, University Press, Cambridge: 105- 119

## EK 1

Deney sonuçlarının değerlendirilmesinde kullanılan "Eğri Uydurma" programı:

## CURVE-FITTING PROGRAM

```

10 CALL CLEAR
20 DIM A (25,26),C(25,26),X(25),Y(25),W(25),Z(25)
30 INPUT "NUMBER OF DATA POINTS ?": N
40 INPUT "ORDER OF POLYNOMIAL ?": L
50 M=L+1
60 R=L+2
70 FOR I=1 TO N
80 PRINT "X ( "; I, " ) ? "
90 INPUT X(I)
100 PRINT "Y ( "; I, " ) ? "
110 INPUT Y(I)
120 NEXT I
130 FOR J=1 TO N
140 C(J,1)=1
150 NEXT J
160 FOR I=2 TO M
170 FOR J=1 TO N
180 C ( J, I ) = C ( J, I-1 ) * X ( J )
190 NEXT J
200 NEXT I
210 FOR I=1 TO M
220 FOR J=1 TO M
230 A ( I, J ) = 0
240 FOR K=1 TO N
250 A ( I, J ) = A ( I, J ) + C ( K, I ) * C ( K, J )
260 NEXT K
270 NEXT J
280 NEXT I
290 FOR I=1 TO M
300 A ( I, R ) = 0
310 FOR K=1 TO N
320 A ( I, R ) = A ( I, R ) + C ( K, I ) * Y ( K )
330 NEXT K
340 NEXT I
350 GOSUB 500
360 FOR I=1 TO N
370 W(I)=0
380 FOR J=1 TO M
390 W ( I ) = W ( I ) + A ( J, W ) * X ( J-1 ) ^ ( J-1 )
400 NEXT J
410 Z ( I ) = ABS ( W ( I ) - Y ( I ) ) / Y ( I ) * 100
420 NEXT I
430 FOR I=1 TO M
440 PRINT A ( I, R )
450 NEXT I
460 FOR I=1 TO N
470 LPRINT X ( I ), Y ( I ), W ( I ), Z ( I )
480 NEXT I
490 END
500 FOR K=1 TO M
510 S=A ( K, K )
520 FOR I=K TO R
530 A ( K, I ) = A ( K, I ) / S
540 NEXT I
550 FOR J=1 TO M
560 IF J=K THEN 610
570 S=A ( J, K )
580 FOR I=K TO R
590 A ( J, I ) = A ( J, I ) - A ( K, I ) * S
600 NEXT I
610 NEXT I
620 NEXT K
630 RETURN

```



## ÖZGEÇMİŞ

1961 yılında Polatlı (Ankara) ' da doğan Hülya Yetiştiren, ilk ve orta öğrenimini İzmit' te tamamladı. 1982 yılında Yıldız Üniversitesi Kocaeli Mühendislik Fakültesi Makina Bölümünden mezun oldu. 1984 yılında Yıldız Üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümü Endüstri Dalında Lisasüstü eğitimini tamamlayarak Makina Yüksek Mühendisi ünvanını aldı. 1984 yılında girdiği Yıldız Üniversitesi Kocaeli Mühendislik Fakültesi Makina Bölümünde araştırma görevlisi olarak görev yaptı. 1992 yılında Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümünde öğretim görevlisi olan Hülya Yetiştiren halen bu görevini sürdürmektedir.