

**8090 Al - Li ALAŞIMINDA RETROGRESYON
ARDINDAN YENİDEN YAŞLANDIRMA İŞLEMİNİN
YORULMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

**Anabilim Dalı : MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ
Program : İMALAT**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Mak. Müh. Ali Özgür ILGAZ**

OCAK 2004

ÖNSÖZ

Çalışmalarım sırasında desteğini, bilgi ve tecrübelerini esirgemeyen Prof. Dr. Mehmet DEMİRKOL başta olmak üzere, Y. Doç. Dr. Turgut GÜLMEZ'e, Araş. Gör. Canan G. GÜLERYÜZ'e ve tüm Anabilim Dalımız personeline ve her zaman yanımda olan aileme teşekkürü bir borç bilirim.

Ali Özgür ILGAZ

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR
TABLO LİSTESİ
ŞEKİL LİSTESİ
SEMBOL LİSTESİ
ÖZET

SUMMARY

1.	
GİRİŞ	
..... 1	
2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	3
2.1 Alaşım Gösterimleri	4
2.2 Temper Gösterimi	5
2.3 Al - Li Alaşımları	6
2.4 Al - Li Alaşımlarının Genel Özellikleri	8
2.4.1 Yoğunluk	8
2.4.2 Elastiklik modülü	9
2.4.3 Dayanım ve Özgül Dayanım	10
2.4.4 Yorulma	11
2.4.5 Kırılma Tokluğu	12
2.4.6 Süperplastisite	12
2.4.7 Düşük Sıcaklık Özellikleri	12
2.5 Al - Li Alaşımlarının Kullanım Alanları	13
2.6 Al - Li ve 8090 Alaşımlarının Dezavantajları	15
3. ÇÖKELME SERTLEŞMESİ	16
3.1 Giriş	16
3.1.1 Katı Çözeltiliye Alma	17
3.1.2 Aşırı Doymuş Katı Çözelti Elde Etme	17
3.1.3 Yaşlandırma	18
3.2 Al - Li Alaşımlarında Yaşlanma	20
3.2.1 Al - Li	20
3.2.2 Al - Li - X ve Al - Li - Cu - X	22
4. RETROGRESYON ARDINDAN YENİDEN YAŞLANDIRMA	24
4.1 Giriş	24
4.2 RYY İşlemi nin Aşamaları	24
4.2.1 Retrogresyon	24
4.2.2 Yeniden Yaşlandırma	25

4.3 8090 Alışımında RYY' nin Mikroyapıya Etkisi	26
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	33
5.1 Deney Malzemesi	33
5.2 Uygulanan Isıl İşlemler	33
5.3 Sertlik Ölçümleri	35
5.4 Çekme Deneyleri	35
5.5 Yorulma Deneyleri	36
5.5.1 Havada Yapılan Yorulma Deneyleri	38
5.5.2 Korozyonlu Yorulma Deneyleri	41
5.6 Gerilmeli Korozyon Deneyleri	42
5.6 Kırık Yüzey İncelemeleri	43
5.6.1 Mikroskopik İncelemeler	43
5.6.2 Mikroskopik İncelemeler	43
6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELEME.....	44
6.1 Isıl İşlemler ve Sonuçları	44
6.1.1 Sertlik Ölçümleri	44
6.2 Çekme Deneyleri	45
6.2 Yorulma Deneyleri ve Sonuçları	46
6.2.1 Havada Yapılan Yorulma Deneyleri ve Sonuçları	46
6.2.2 Gerilmeli Korozyon Deneyleri ve Sonuçları ...	50
6.2.2 Korozyonlu Yorulma Deneyleri ve Sonuçları	51
7. GENEL SONUÇLAR.....	55
KAYNAKLAR	
.....	56
ÖZGEÇMİŞ	
.....	61

KI SALTMLAR

R:	Retrogresyon
RRA:	Retrogression and Reaging
RYY:	Retrogresyon Ardından Yeniden Yaşlandırma
GP Bölgeleri:	Guiner - Preston Bölgeleri
SAXS:	Small Angle X-Ray Scattering

TABLO LİSTESİ

Tablo 2. 1.	Dövme ve dökme alüminyum alaşımlarının gösterimi	4
Tablo 2. 2.	Alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimi	7
Tablo 2. 3.	Bazı Al alaşımlarının dayanım ve özgül dayanım değerleri	10
Tablo 3. 1.	Al - Li alaşımlarında görülen bazı çökeltilerin bileşim ve özellikleri.	24
Tablo 5. 1.	Deneylerde kullanılan 8090 Al - Li alaşımının kimyasal bileşimi	34
Tablo	Korozyon deneyi sonrası ölçülen korozyon	35

5.2	çukurcuk derinliği ve taneler arası korozyon derinliği değerleri	
Tablo 6.1.	Deneylerde uygulanan ısıtma işlemleri ve bu ısıtma işlemleri sonucunda numunelerin Vickers sertlik değerleri.	44
Tablo 6.2	Çekme deneyleri sonucunda elde edilen dayanım değerleri	45
Tablo 6.3	Havada yapılan yorulma deneylerine ait veriler.	49
Tablo 6.4	Gerilmeli Korozyon deney sonuçları	52
Tablo 6.5	%3,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerine ait veriler.	53

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1:	Amerika'da alüminyum üretim miktarının yıllara bağlı değişimi	3
Şekil 2.2:	Özelliklerdeki değişim miktarının Lockheed S-3A uçağındaki ağırlık tasarrufuna etkisi	7
Şekil 2.3:	Alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin yoğunluğa etkisi.	8
Şekil 2.4:	Bazı alüminyum alaşımlarının yoğunlukları.	9
Şekil 2.5:	Alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin elastiklik modülüne etkisi.	9
Şekil 2.6:	Bazı Alüminyum alaşımlarının elastiklik modülü.	10
Şekil 2.7:	2014, 2024 ve 8090 alaşımlarının S-N eğrileri.	11
Şekil 2.8:	2090 Al-Li alaşımında görülen yorulma çatlağı.	12
Şekil 2.9:	8090 Al-Li alaşımının kırılma tokluğunun sıcaklığa bağlı değişimi.	13
Şekil 2.10:	2195 Al-Li alaşımının kullanıldığı yakıt tankı.	14
Şekil 2.11:	8090 Al-Li alaşımından imal edilen helikopter parçası.	14
Şekil 3.1:	β ve GP bölgesi solvus eğrilerinin görüldüğü şematik bir faz diyagramı. ΔT_1 : çözeltiye alma sıcaklığı aralığı, ΔT_2 : yaşlandırma için ortalama sıcaklık aralığı.	17
Şekil 3.2:	Al-Cu alaşımında yaşlanma sırasında oluşan çökelti fazının kademeleri. (a) GP-1 bölgesi, (b) GP-2 bölgesi, (c) θ' yapısı, (d) θ yapısı.	19
Şekil 3.3:	0,45wt% Cu içeren, Al-2.3 Li-1.8Mg-0.15 Zr alaşımının TEM mikroyapısı.	21

Şekil 3.4: Alaşım elementi ve miktarına bağlı olarak görülen çökeltiler.....	23
Şekil 4.1: Sertliğin retrogresyon süresi ile değişimi. .	25
Şekil 4.2: Yeniden yaşlandırma sonrasında sertliğin retrogresyon süresine bağlı değişimi	25
Şekil 4.3: Retrogresyon süresine bağlı olarak dislokasyon yoğunluğundaki değişim	26
Şekil 4.4: Delta' hacimsel yüzdesinin a) 240°C' de, b) 260°C' de retrogresyon süresine bağlı değişimi.	29
Şekil 4.5: 8090 alaşımında delta' boyut dağılım histogramları. (a-c) 240°C' de 5, 20 ve 40 dk retrogresyon sonrası, (d-f) aynı sıcaklık ve sürelerde retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma sonrası. .	30
Şekil 4.6: 8090 alaşımında delta' boyut dağılım histogramları. (a) ilk hal, (b-d) 260°C' de 5, 20 ve 40 dk retrogresyon sonrası, (e-g) aynı sıcaklık ve sürelerde retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma sonrası.	31
Şekil 5.1: Katı çözeltiliye alma işlemi nde kullanılan PID kontrollü etüv.....	34
Şekil 5.2: Yağ banyosu ve kontrol cihazı.....	34
Şekil 5.3: Sertlik ölçümlerinin yapıldığı mikrovickers sertlik ölçüm aleti.	36
Şekil 5.4: Çekme numunesi.....	36
Şekil 5.5: DARTEC servo-hidrolik üniversal çekme makinası	37
Şekil 5.6: Dört noktadan eğme yönteminde önemli boyutlar	38
Şekil 5.7: t/h oranına bağlı olarak, yükleme çubukları arasında oluşan gerilme dağılım	38
Şekil 5.8: L/t oranına bağlı olarak, yükleme çubukları arasında oluşan gerilme dağılım	38
Şekil 5.9: Numune boyutları.....	39
Şekil 5.10: Numune fotoğrafı.....	39
Şekil 5.11: Yükleme aparatları.....	40
Şekil 5.12: Aparatın önden görünüşü.....	40
Şekil 5.13: Wheatstone köprüsü.....	41
Şekil 5.14: Yorulma deneylerinde kullanılan bilgisayar	41
Şekil 5.15: Gerilmeli korozyon deney numunesi.....	42
Şekil 5.16: Gerilmeli korozyon deney tesisatının şematik resmi	42
Şekil 5.17: Mikroskopik incelemelerde kullanılan optik mikroskop	43
Şekil 6.1: Hasara uğramış numune.....	46
Şekil 6.2: Laminasyon başlangıcının görüldüğü numune yan yüzeyi	47
Şekil 6.3: Laminar olarak kırılan numune.....	47
Şekil 6.4: T6 numuneye ait çatlak yolu (100X).....	48
Şekil 6.5: R5 numuneye ait çatlak yolu (100X).....	48

Şekil 6.6: Havada yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramı	49
Şekil 6.7: %3,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramı	53
Şekil 6.8: Havada ve % 3,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramı	54

SEMBOL LİSTESİ

T6	: En yüksek sertliğe yapay yaşlandırma.
T7	: Aşırı yaşlandırma.
T8	: Yapay yaşlandırmadan önce soğuk şekil verilmiş.
δ'	: Al_3Li
δ	: $AlLi$
β'	: Al_3Zr
α_{ss}	: Al ümi nyumca zengin aşırı doymuş katı eriyik
T1	: Al_2CuLi
T2	: Al_6CuLi_3
S'	: Al_2CuMg
θ'	: $CuAl_2$

1. GİRİŞ

Alüminyum saf halde çok yumuşak bir metaldir ancak alaşımlandırma ve sonrasında uygulanan dayanım arttırıcı işlemlere iyi cevap verir ve dayanım belirgin bir şekilde artar. Alüminyum alaşımları kazandıkları yüksek dayanım ile birlikte, alüminyumun en belirgin özellikleri olan düşük yoğunluk ve korozyon direnci özelliklerini de korumaktadır. Çeliğin üçte biri olan yoğunluğu ve 600MPa'a kadar arttırılabilen dayanım ile dayanım/yoğunluk oranı (özgül dayanım) yüksek bir metal olarak alüminyum araştırmacıların ve sanayinin ilgisini büyük ölçüde çekmiştir.

1930'dan sonra modern uçaklar neredeyse tamamen Al - Cu - Mg (2xxx serisi) ve Al - Zn - Mg - Cu (7xxx serisi) alüminyum alaşımları kullanılarak üretilmeye başlandı. Bu alaşımlar ilk kullanılmaya başlanmalarından itibaren yüksek dayanım, kırılma tokluğu, yorulma direnci, korozyon ve gerilmeli korozyon direnci gibi mühendislik özellikleri sürekli gelişim halinde olmuştur.

Ancak 1970-1980 yılları arasında ortaya çıkan petrol krizi ile ağırlıktan tasarrufun daha da ön plana çıkması, ayrıca fiber takviyeli kompozitlerin hızla gelişmesi ve var olan alüminyum alaşımları ile kuvvetli rekabeti, araştırmacıları daha hafif alaşımlar geliştirmeye itmiştir. Bundan sonra çalışmalar, ilk olarak 1957'de 2020 olarak çıkarılan Al - Li alaşımları üzerine yoğunlaşmıştır.

İçerisindeki lityum miktarı ağırlıkça %0,5'den fazla olan alüminyum alaşımları, Al - Li alaşımları olarak adlandırılmaktadır. En hafif metal olan lityumun

alüminyum ilavesi, Al-Li alaşımlarının diğer alüminyum alaşımlarına göre daha hafif olmasını sağlamaktadır. Düşük yoğunluklarına ek olarak, Al-Li alaşımları diğer alüminyum alaşımlarından daha rijittirler. 2xxx ve 7xxx serileri ile aynı dayanımlara sahip olmalarına rağmen özellikle hadde yönüne dik doğrultudaki düşük kırılma toklukları ve yüksek anizotropi, Al-Li alaşımlarında yaşanan en büyük problem olmuştur. Ancak şu anda kırılma toklukları da diğer alaşımlarla rekabet edebilecek düzeye çıkarılmıştır.

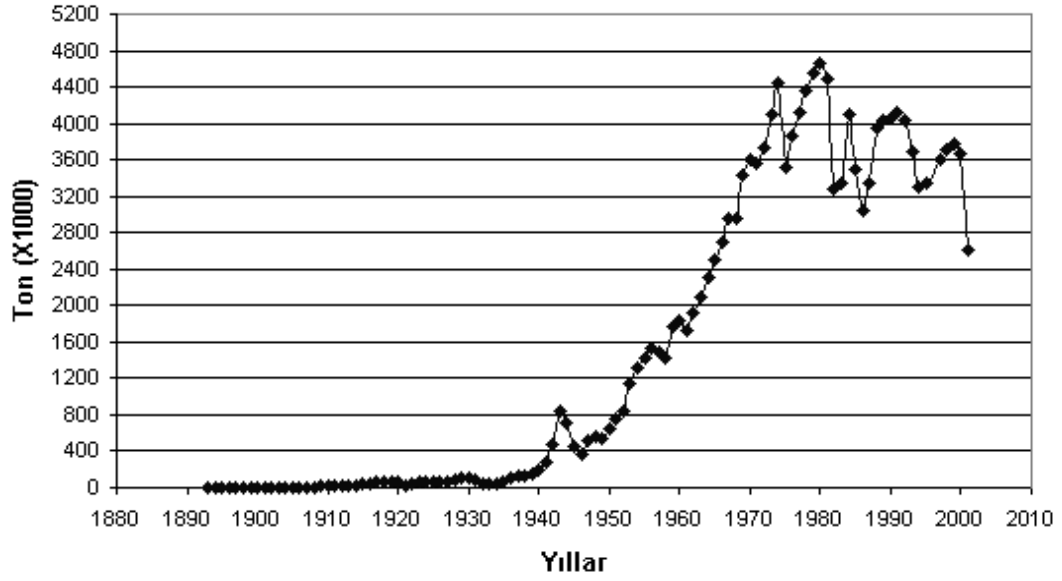
Gerilmeli korozyon, Al-Li alaşımları da dahil olmak üzere yüksek dayanımlı alüminyum alaşımlarının karşılaştığı bir engel olmuştur. Gerilmeli korozyon direnci aşırı yaşlandırma ile artmasına rağmen dayanımda % 15 civarlarında düşüşe sebep olmaktadır. Ancak 1974'de patentini de aldığı çalışmada, Cina, hem gerilmeli korozyon direncini arttıran hem de dayanımda düşüşe sebep olmayan bir ısıtma işlemi geliştirmiştir. Bu işlemi Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma olarak isimlendirmiştir.

İlk olarak 7xxx serisi üzerinde denenen bu işlem daha sonra başta Cina olmak üzere araştırmacılar tarafından 8090 alaşımı üzerinde de denenmiş ve başarılı olduğu görülmüştür.

8090 alaşımı Al-Li alaşımlarına dahil ve ticari olarak önem kazanmış bir alüminyum alaşımıdır. Orta ve yüksek dayanımlı bir alaşım olarak geliştirilmiştir. Yapay yaşlandırma öncesinde yapılacak %4-6 şekil değişimi ile dayanım daha da arttırılabilmektedir. 8090 alaşımı yorulma çatlağının ilerlemesine karşı gösterdiği yüksek direnç ile mükemmel yorulma dayanımına sahiptir. Ayrıca düşük sıcaklıklarda artan dayanım ve kırılma tokluğu değerleri ile düşük sıcaklıklar için uygun bir alaşımdır.

2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Saf alüminyumun, düşük özgül ağırlık ve yüksek korozyon direnci gibi iki önemli özelliğini arka planda bırakacak düşük dayanım kullanım alanını büyük ölçüde sınırlamaktadır. Bu yüzden temel amacı dayanım arttırmak olan alaşımlandırma yoluna gidilmiştir [1, 2, 3]. Dayanımın da artmasıyla, alüminyum alaşımları 19. yüzyılın sonunda, hafif ve yüksek dayanımlı malzemeler olarak mühendislik uygulamalarında büyük ölçüde yer almaya başlamışlardır [1, 2, 3, 4]. Şekil 2.1’de alüminyum üretimindeki artış görülmektedir.



Şekil 2.1 Amerika'da alüminyum üretim miktarının yıllara bağlı değişimi [5, 6]

Alüminyum alaşımlarında kullanılan temel alaşım elementleri; Cu, Mg, Mn, Si, ve Zn' dir. Tüm bu elementlerin, alüminyum içinde belirgin katı hal çözünebilirlikleri vardır ve sıcaklıkla doğru orantılı artmaktadır. Alaşımlarda temel elementlerin bir veya birkaçı ile beraber, düşük miktarlarda diğer bazı elementler de kullanılmaktadır [7].

Alüminyum alaşımları iki ana gruba ayrılabilir; dövme alüminyum alaşımları ve dökme alüminyum alaşımları.

2.1 Alaşım Gösterimleri

Alüminyum alaşımlarının gösteriminde, "Alüminyum Association" ın belirlediği sistem kullanılmaktadır. Bu gösterim sistemi dört basamaklı sayılardan oluşmaktadır (Tablo 2.1) [1, 2, 8].

Tablo 2-1 Dövme ve dökme alüminyum alaşımlarının gösterimi.

Dövme	Dökme	Temel Alaşım
Alaşım	Alaşım	Elementi

1xxx	1xx. x	Saf alümi nyum
2xxx	2xx. x	Bakı r
3xxx	3xx. x	Mangan
4xxx	4xx. x	Sili syum
5xxx	5xx. x	Magnezyum
6xxx	6xx. x	Magnezyum ve Sili syum
7xxx	7xx. x	Çi nko
8xxx	8xx. x	Di ğer elementler
9xxx	9xx. x	Kull anılm yor

İlk basamak baskın olan alaşıım elementini ve o grubu temsil eder. Genelde belirlenmesi çok kolaydır ancak bazı durumlarda iki veya daha fazla alaşıım elementinin miktarı aynı olabilir. Bu gibi durumlarda şu öncelik sırasına göre alaşıımın grubu belirlenir; Cu, Mn, Si, Mg, Mg₂Si ve Zn. Örneğin bir alaşıım aynı miktarlarda manganez ve çinko içeriyorsa, 3xxx grubuna dahil edilir. İstisnai bir durum vardır, o da diğer alaşıım elementlerine göre oldukça fazla Mg ve Si içeren alaşıımlarda, Si oranı Mg'dan daha yüksek ise, Mg₂Si'nin özelliklerin belirlenmesinde baskın olduğu için bu alaşıımlar 4xxx yerine 6xxx grubuna dahil edilir. 6005, 6066 ve 6351 bu durumdaki alaşıımlardır [2].

İkinci basamak ise alaşıımda gerçekleştirilen gelişimleri gösterir. Alaşıım ilk isimlendirildiğinde bu basamak "0" dır. Alaşıım geliştirildikçe ki çoğu durumda bu gelişim alaşıımdaki empüritelerin azaltılmasıdır, bu sayı "1", "2" vs. değerlerini alır. 7075 alaşıımının kırılma tokluğunun arttırılması için demir ve silisyum gibi empüritelerin azaltılması çalışmaları 7175, 7275, 7375, 7475 alaşıımlarını doğurmuştur [2].

Üçüncü ve dördüncü basamakların sadece 1xxx serisinde bir anlam vardır. %9.99 saflıktaki alümi nyumun gösterimi 10XX şeklindedir. Diğer gruplarda bu basamaklar keyfi olarak belirlenir. Ancak bazı alaşıımlarda eski

isimlendirmelerden kalan çağrışımlar olmaktadır. Örneğin 2024 alaşımının eski ismi 24S' dir [2].

2.2 Temper Gösterimi

Temper gösterimleri, alaşımın gösteriminin sonuna eklenerek o alaşıma uygulanmış olan mekanik ve/veya ısı işlemlerin belirtilmesinde kullanılır. Büyük yazılan ilk harf genel bir işlem sınıfını belirler. Daha sonra gelen rakamlar ise genel işlemin farklı kombinasyonlarıyla elde edilen farklı temperleri tanımlar. Temper gösterimleri, soğuk şekil değişim miktarı veya ısı işlem sıcaklığı gibi işlemlere ait kesin bilgiler vermez [2, 8].

F: Isıl koşullar veya soğuk şekil değişimi ile dayanım artışı dikkate alınmadan gerçekleştirilen işlemleri temsil eder.

O: Genellikle işlenebilirliğin arttırılması için uygulanan tavlama işlemi sonucunda elde edilen en düşük dayanımlı temper halidir.

H: Soğuk şekil değişimi ile dayanım arttırılmış alaşımları temsil eder. Soğuk şekil değişiminden sonra dayanımda bir miktar azalmaya sebep olan bir ısı işlem uygulanabilir. H' ı daima iki veya daha fazla sayı takip eder.

W: Doğal yaşlanma ile dayanım artan alaşımlar için kullanılan bir temperdir.

T: Yapay yaşlandırma ile dayanım artışı sağlanan alaşımlar için kullanılır.

T1: Şekillendirme sırasındaki çalışma sıcaklığından soğutma, doğal yaşlandırma.

T2: Şekillendirme sırasındaki çalışma sıcaklığından soğutma, soğuk şekil değiştirme, doğal yaşlandırma.

T3: Çözündürme, soğuk şekil değişimi, doğal yaşlandırma.

T4: Çözündürme, doğal yaşlandırma

T5: Şekillendirme sırasındaki çalışma sıcaklığından soğutma, yapay yaşlandırma.

T6: Çözündürme, yapay yaşlandırma.

T7: Çözündürme, aşırı yaşlandırma mertebesinde yapay yaşlandırma

T8: Çözündürme, soğuk şekil değiştirme, yapay yaşlandırma.

T9: Çözündürme, yapay yaşlandırma, soğuk şekil değiştirme.

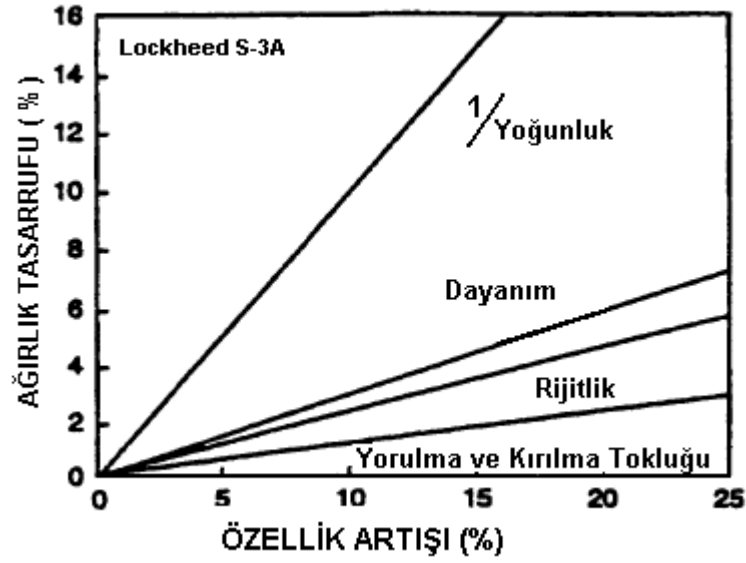
T10: Şekillendirme sırasındaki çalışma sıcaklığından soğutma, soğuk şekil değiştirme, yapay yaşlandırma [8,9].

2.3 Al - Li Alaşımları

Havacılık endüstrisindeki yeni tasarımlar ve artan petrol fiyatları ile birlikte artan yüksek özgül dayanım gereksinimi ve mevcut olan alaşımlarla bu gereksinimin karşılanamayacağı düşüncesi yeni alaşımların geliştirilmesine olan eğilimi arttırmıştır. Yeni malzemelerin geliştirilmesinde, kompozitler ve kullanılmakta olan 2xxx ve 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının yeni versiyonları öne çıkmıştır. Ancak kompozit malzemelerin hızlı gelişimi ve güçlü rekabeti sonucu alüminyum endüstrisi yeni ve daha hafif bir alaşım olan Al-Li alaşımı üzerindeki çalışmalarını arttırmıştır. Alüminyuma, ağırlıkça %4'e kadar ilave edilen her %1 lityum yoğunluğu %3 oranında azaltırken aynı zamanda elastiklik modülünü de %6 oranında arttırmaktadır [10, 11, 12, 13, 14]. Al-Li alaşımlarının mevcut tasarımlarda kullanılması halinde %10, yeni tasarımlarda kullanılması halinde ise %15-20 oranında ağırlık tasarrufu sağlanabileceği öngörülmüştür [10, 11, 12].

Uçak ve uzay araçları üzerinde yapılan çeşitli çalışmalar sonucunda, aracın ağırlığının azaltılmasının en etkin yolunun düşük yoğunluklu malzemelerin kullanılması olduğu sonucuna varılmıştır (Şekil 2.2). Bu sonuçtan yola çıkan bir çok alüminyum üreticisi ve araştırma laboratuvarı, bu

Yeni alaşım grubunun geliştirilmesi için yoğun çalışmalarda bulundular [14].



Şekil 2.2 Özelliklerdeki değişim miktarının Lockheed S-3A uçağındaki ağırlık tasarrufuna etkisi [14]

alışmalar sonucu geliştirilen ve ticari önem kazanan Al - Li alaşımları ve kimyasal bileşimleri Tablo 2.2’de verilmiştir.

Tablo 2-2 Al umi nyum alaşımlarının kimyasal bileşimi [4].

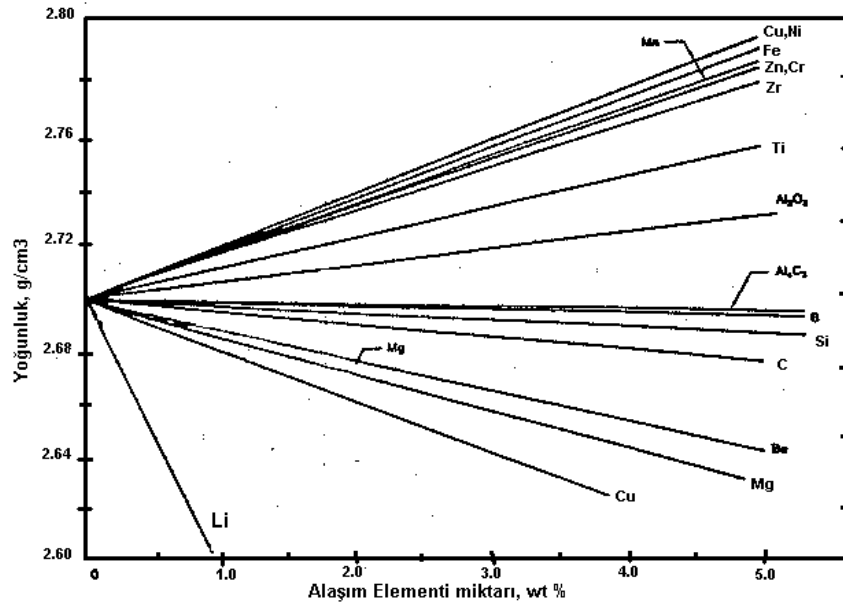
<i>Al aşım</i>	<i>Al</i>	<i>Li</i>	<i>Cu</i>	<i>Mj</i>	<i>Mh</i>	<i>Zr</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Zn</i>	<i>Cr</i>
	wt %	wt %	wt %	wt %	wt %	wt %	wt %	wt %	wt %	wt %
2020	93,1	1,3	4,5	0,0	0,5	0,0	0,1	0,1	0,0	0,0
	9	0	0	0	0	5	0	0	0	0
2090	94,1	2,2	2,7	0,2	0,0	0,1	0,1	0,1	0,1	0,0
	6	0	0	5	5	2	0	2	0	5
2091	93,1	2,0	2,2	1,5	0,1	0,1	0,2	0,3	0,2	0,1
	0	0	0	0	0	0	0	0	5	0
2094	92,2	1,1	4,8	0,4	0,2	0,1	0,1	0,1	0,2	0,0
	5	0	0	1	5	2	2	5	5	0
2095	92,7	1,1	4,2	0,5	0,2	0,1	0,1	0,1	0,2	0,0
	6	0	0	0	5	2	2	5	5	0
2195	93,0	1,0	4,0	0,5	0,2	0,1	0,1	0,1	0,2	0,0
	6	0	0	0	5	2	2	5	5	0

8090	94,2	2,4	1,3	1,0	0,1	0,1	0,2	0,3	0,2	0,0
	5	0	0	0	0	0	0	0	5	0
8091	93,5	2,6	1,9	0,9	0,1	0,1	0,2	0,3	0,2	0,0
	3	0	0	0	0	2	0	0	5	0
8092	94,6	2,4	0,6	1,2	0,1	0,1	0,2	0,3	0,2	0,0
	8	0	5	0	0	2	0	0	5	0
1420	92,3	2,0	0,0	5,2	0,0	0,1	0,1	0,1	0,0	0,0
	4	0	0	0	0	1	0	5	0	0

2.4 Al - Li Alaşımlarının Genel Özellikleri

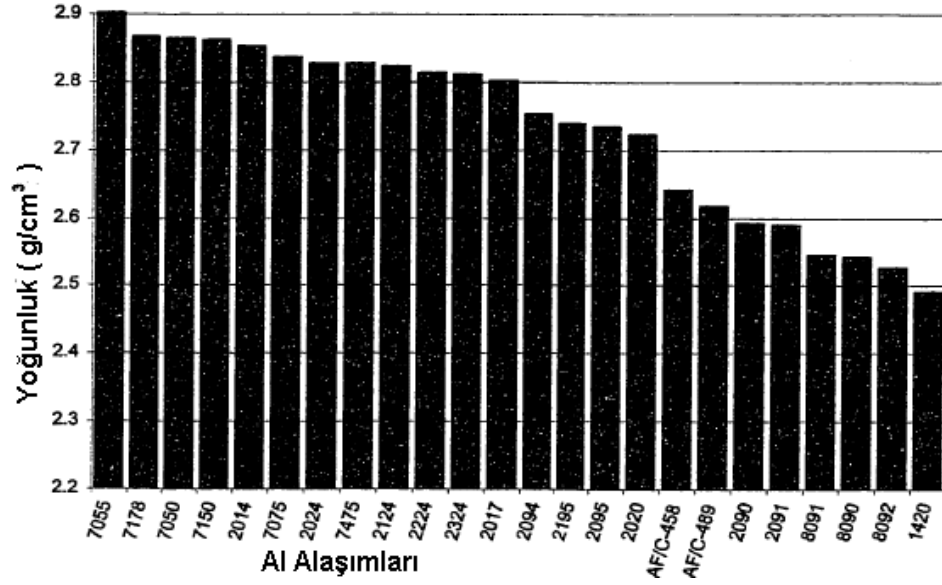
2.4.1 Yoğunluk

Düşük yoğunluk Al - Li alaşımlarının en belirgin özelliğidir. En hafif metal olan lityum alüminyuma ağırlıkça her % ilavesi ile yoğunlukta %3'lük bir azalma sağlamaktadır (Şekil 2.3). Bakır gibi daha ağır elementlerin de Al - Li alaşımlarında bulunması bu etkiyi bir miktar azaltmaktadır, ancak yine de lityumun etkisi baskın kalmaktadır. Şekil 2.4'de bazı Al alaşımlarının yoğunlukları verilmiştir.



Şekil 2.3 Alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin yoğunluğa etkisi [14].

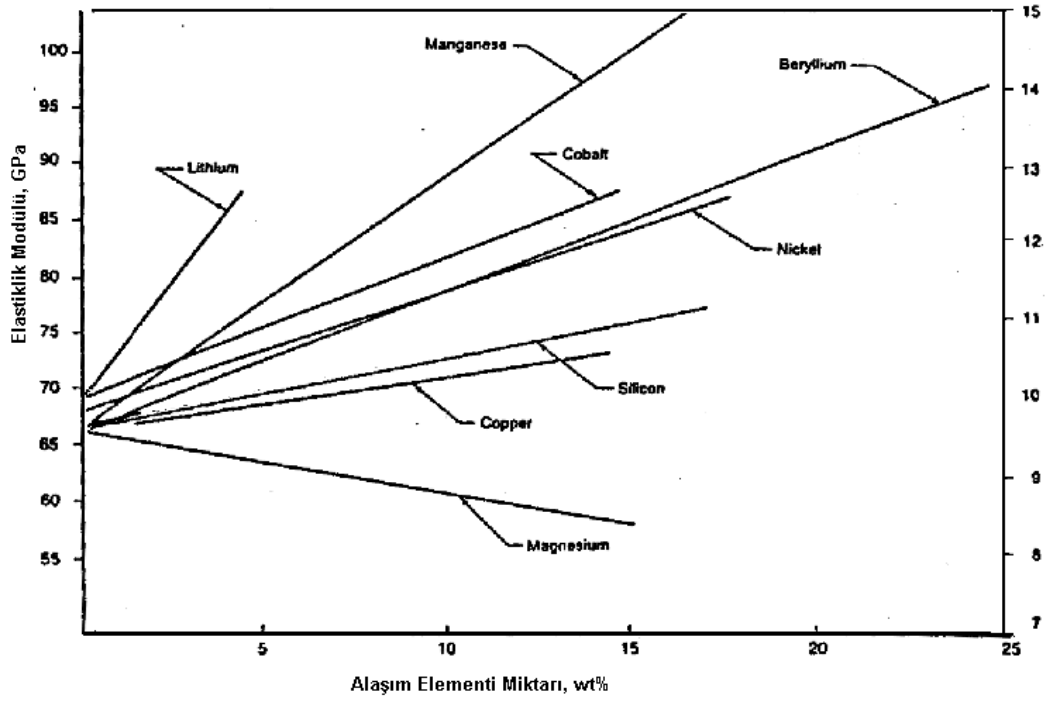
Yapılan çalışmalar sonucu toplam ağırlığın azaltılmasında yoğunluğun etkisinin dayanım kırılma tokluğu, elastiklik modülü veya yorulma dayanım gibi özelliklerin etkisinden 3-5 kat daha fazla olduğu sonucuna varılmıştır [4, 10, 14].



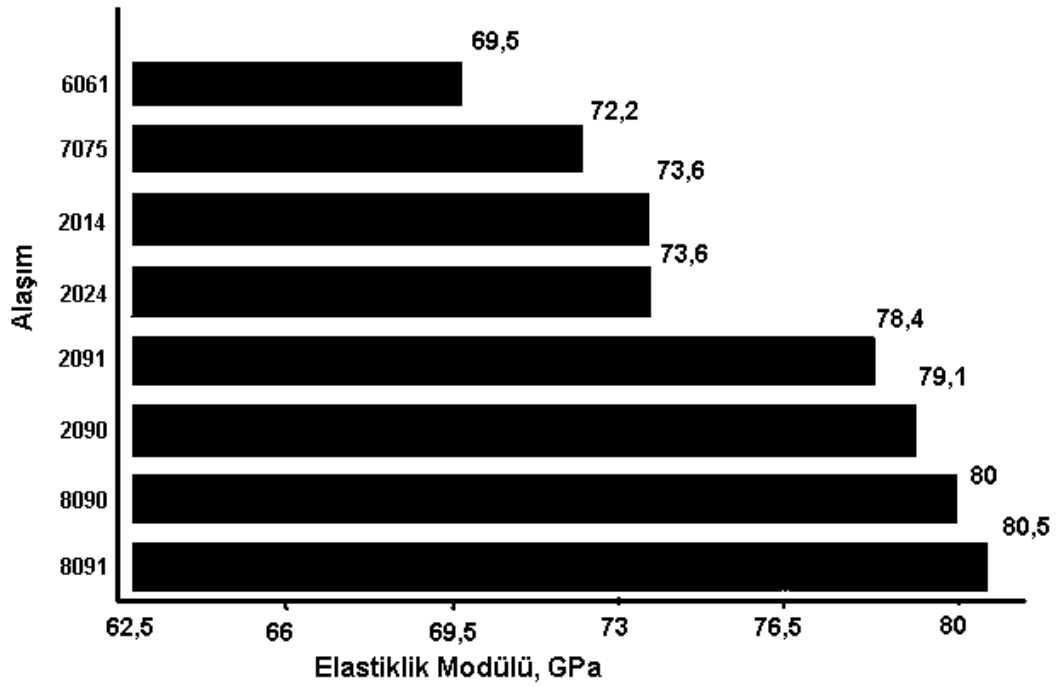
Şekil 2.4 Bazı alüminyum alaşımlarının yoğunlukları [4].

2.4.2 Elastiklik modülü

Lityumun diğer belirgin bir etkisi ise elastiklik modülünü arttırmasıdır. Ağırlıkça her %1 lityum ilavesi ile elastiklik modülünde %6'lık bir artış görülmektedir (Şekil 2.5) [10, 11, 12, 14]. Şekil 2.6'da bazı Al alaşımlarının elastiklik modülleri verilmiştir.



şekil 2.5 Alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin elastiklik modülüne etkisi [14].



şekil 2.6 Bazı Alüminyum alaşımlarının elastiklik modülü [14].

2.4.3 Dayanım ve Özgöl Dayanım

Al - Li alaşımlarının dayanımları, geliştirilmeleri sırasında hedeflendiği gibi, orta dayanımlı 2014 ile yüksek dayanımlı 7075 alaşımlarının dayanımlarına eş ve

bu aralık içerisinde değişmektedir [14]. Ancak yoğunluklarının daha düşük olması ile özgül dayanımları, aynı dayanıma sahip oldukları alaşımlardan daha yüksektir (Tablo 2.3).

Tablo 2-2 Bazı alüminyum alaşımlarının dayanım ve özgül dayanım değerleri [4, 15].

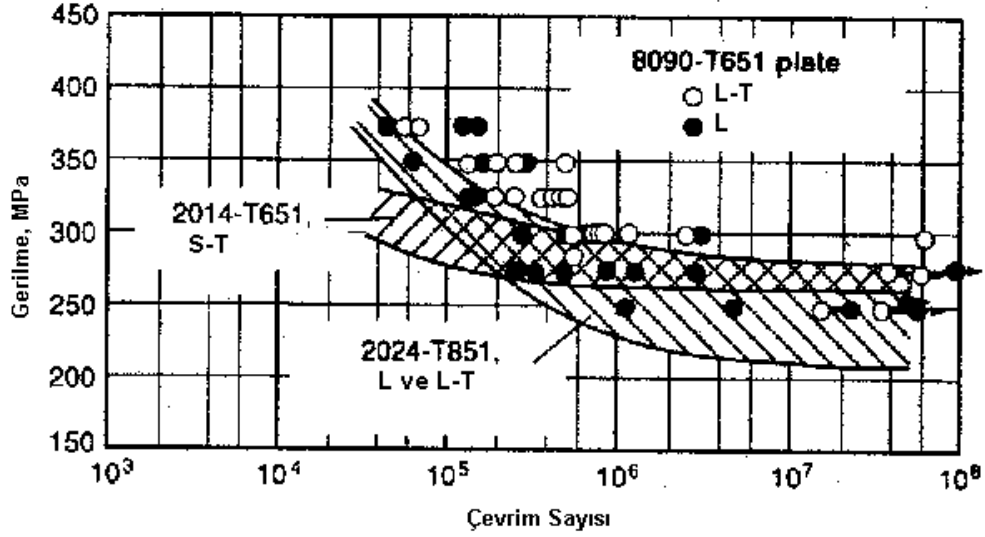
Alaşı m	Temper	Akma Dayanı m , MPa	Çekme Dayanı m , MPa	Özgül Dayanı m , σ_a / ρ
2014	T6	410	480	144
2024	T6	395	475	140
	T8	450	480	159
7075	T6	500	570	177
8090	T6	400	450	156
	T8	450	515	177

Tüm ticari Al-Li alaşımlarının yapısında bulunan zirkonyumun yeniden kristalleşmeyi engelleyen bir etkisi vardır. Bu yüzden Al-Li alaşımlarının mekanik özellikleri büyük ölçüde yöne bağımlıdır [14]. Örneğin orta dayanımlı 8090-T8 alaşımında, hadde yönü ile 45 açı yapan doğrultuda akma ve çekme dayanımında %20 düşüş, sünekliğinde ise %150 artış görülmektedir [16].

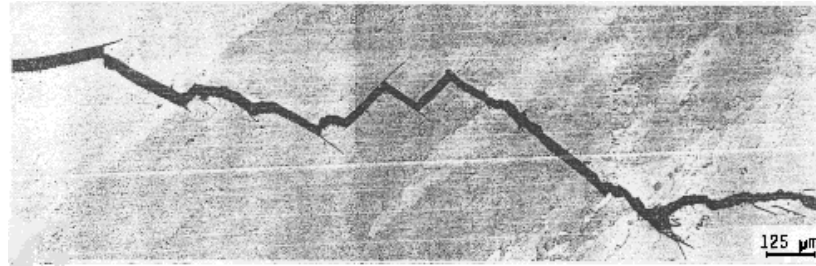
2.4.4 Yorulma

Al-Li alaşımlarının uzun ömürlü yorulma dayanımı diğer alüminyum alaşımları ile eşdeğer veya daha iyidir (Şekil 2.7) [13, 14, 17]. Al-Li alaşımlarındaki Al_3Li çökeltisinin kısa ömürlü yorulmaya olan negatif etkisine karşın UÖY’da çatlak ilerlemesini yavaşlatmasından dolayı, performansı arttırmaktadır. En yüksek dayanımın altına yaşlandırılmış mikroyapıda çatlak ilerleme direnci maksimum düzeydedir. Anizotropi, bağdaşık δ' (Al_3Li) çökeltilerinin sebep olduğu düzlemsel kayma ve pürüzlü çatlak yolu, çatlak kapanma mekanizmalarını harekete geçirmekte ayrıca çatlağın dallanmasını ve zig zag yaparak ilerlemesini sağlamaktadır [13, 17, 18, 19]. Dolayısıyla ilerlemeyi de yavaşlatmaktadır. Şekil 2.8’de bu şekilde ilerleyen bir yorulma çatlağı görülmektedir. Yaşlandırmaya devam edilirse, bağdaşıklığın azalması ile çatlağın

ilerlemesine olan direnç azalacaktır. Ancak Al - Li alaşımlarında δ' nün bağdaşıklığı büyük boyutlara kadar devam ettiğinden en yüksek dayanıma yaşlandırılmış yapıda bile çatlak ilerleme direnci yüksektir [13,18].



Şekil 2.7 2014, 2024 ve 8090 alaşımlarının S-N eğrileri [15].



Şekil 2.8 2090 Al - Li alaşımında görülen yorulma çatlağı.

2.4.5 Kırılma Tokluğu

Al - Li alaşımları bir çok üstün özelliğine rağmen, taneler arası gevrek kırılmaya diğer tüm alüminyum alaşımlarından daha duyarlıdır. Özellikle kalınlık yönünde yüklemelerde çoğu uygulama için Al - Li alaşımlarının kırılma tokluğu yeterli olmamaktadır. Al - Li alaşımlarında görülen düşük kırılma tokluğu temel olarak aşağıdaki sebeplere bağlanmaktadır;

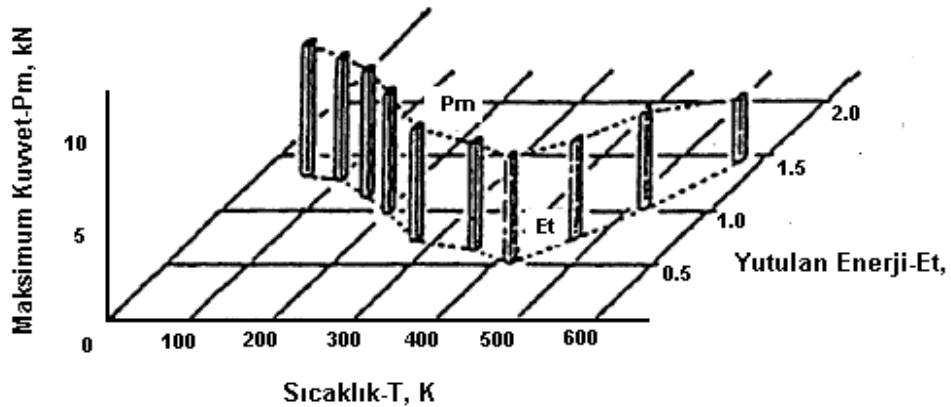
1. tane sınırı çökeltilerinin alansal yüzdesinin büyük olması ve tane sınırına yakın yerlerde düşük dayanımda PFZ bölgelerinin bulunması.
2. delta' çökeltilerinin dislokasyonlar tarafından kesilebilmesinden kaynaklanan düzlemsel kayma bantları [14, 20, 21, 22, 23].

2.4.6 Süperplastisite

Son zamanlarda Al-Li alaşımlarının süperplastik şekil değişimi ticari olarak kullanılmaya başlanmıştır. Bir çok Al-Li alaşım üzerinde süperplastisite üzerinde çalışılmıştır ve iyi sonuçlar alınmıştır [16].

2.4.7 Düşük Sıcaklık Özellikleri

1986 yılında özellikle 8090 ve 2090 Al-Li alaşımlarının -270C'ye kadar dayanım ve kırılma tokluğu değerlerinin, 1980'lerde düşük sıcaklıklar için kullanılan ticari 2219 alaşımından daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Örneğin 2090 alaşım -270C'de oda sıcaklığına göre dayanımda %45, elastiklik modülünde %12, kırılma tokluğunda ise %90'lık bir artış görülmektedir (Şekil 2.9) [14, 24].



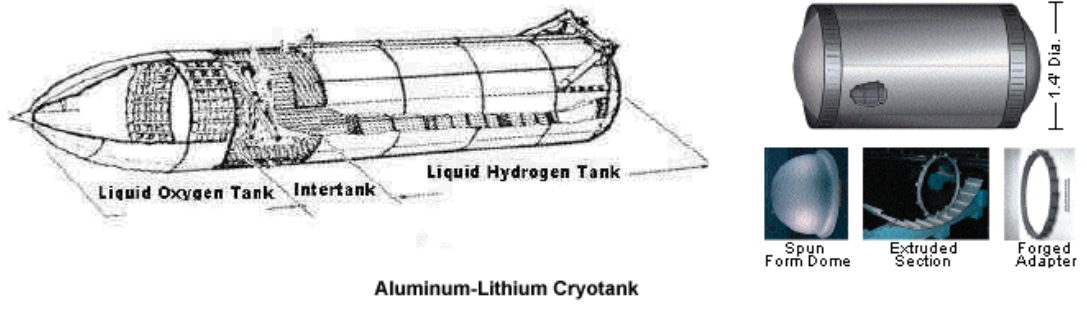
Şekil 2.9 8090 Al-Li alaşımının kırılma tokluğunun sıcaklığa bağlı değişimi.

2.5 Al - Li Alaşımlarının Kullanım Alanları

İlk olarak 1957’de 2020 olarak adlandırılan bir Al - Li alaşımı Amerikan deniz kuvvetlerine ait RA5C-Vigilante uçağında kullanılmıştır[4, 10, 27]. 2020 alaşımı 7075-T6 alaşımına eşit dayanımdı, aynı zamanda hem %4 daha hafif hem de %8 daha rijitdi. 2020 alaşımının 20 yıllık kullanım sırasında herhangi bir şekilde yorulma veya korozyon hasarı ile karşılaşılmasına rağmen, 1960 yılında düşük kırılma tokluğu ve imalat problemlerinden dolayı üretimden kaldırılmıştır [4].

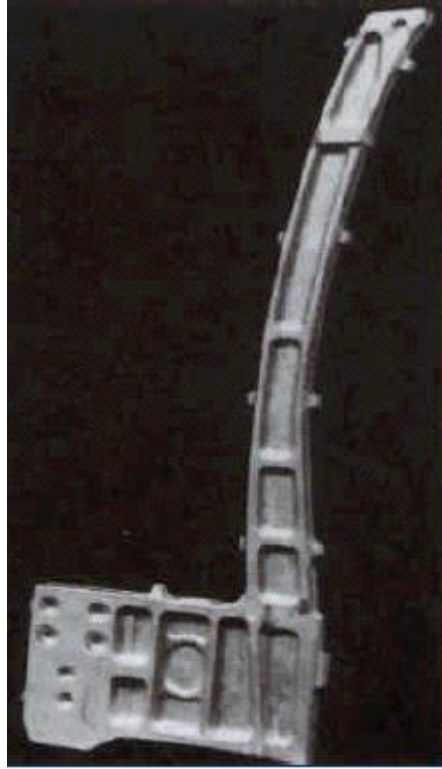
1960’larda ayrıca, Fridylander ve arkadaşları [4, 28] Sovyetler Birliğinde 1420 olarak adlandırılan ultra-düşük yoğunluklu Al - Li - Mg alaşımını geliştirdiler. Çok hafif ve kayna kabiliyeti iyi olan 1420 alaşımı 1971 yılında ticari olarak imal edilmeye başlandı ve MG-25 ve MG-29 süpersonik savaş uçaklarında kullanılmaya başlandı. Ancak bu alaşımın dayanımı 7075-T6’dan daha düşüktür. [4, 25, 26].

Diğer taraftan ABD ve Batı Avrupa’da 7075-T6’dan daha yüksek dayanıma sahip ve lityum oranı yüksek alaşımlar üzerinde çalışmalar yapılmaktaydı. Bu çalışmalar sonucunda 2090, 2091, 8090 ve Wöldalite 049 (2094, 2095) alaşımları ticari önem kazanmışlardır. Bu alaşımlardan 2090, Mc Donnell ve Douglas Aerospace tarafından C17 kargo uçağında kargo rampa tabanı, kargo kapısı, toe planks, kargo taban bölmeleri(bulkheads) ve kargo taban tablaları(trays) gibi ikincil sistemlerde kullanılmaktadır [4]. C17’de 2090’ın kullanımı aynı tasarımla %7, yeni bir tasarımla %12-13 oranında ağırlık tasarrufu sağlamıştır. 2195 alaşımı ise Amerikan Uzay Mekiklerinde süperhafif dış cryogenic yakıt tanklarında kullanılmaktadır (Şekil 2.10). Daha önce kullanılan 2219’a göre 2195 toplam ağırlığı 60000 pound olan yakıt tankında 7000 pound’luk bir ağırlık tasarrufu sağlamıştır [4, 25, 26].



Şekil 2.10 2195 Al - Li alaşımının kullanıldığı yakıt tankı.

8090 alaşımı ise British Aerospace tarafından EAP demonstrasyon uçağında karın(belly) ve flapların(flaperon) dış kaplamasında [29] ve A340 uçağının kanadının ikincil yapılarında kullanılmıştır [30]. Ayrıca EH101 helikopterinde de 8090 sac, ekstrüzyon ve dövme ürünler kullanılmaktadır (Şekil 2.11) [31]. Süperplastik şekil verilmiş 8090 alaşımı da askeri uçak kapılarında kullanım alanı bulmaktadır [4, 16, 25, 26].



Şekil 2.11 8090 Al - Li alaşımından imal edilen helikopter parçası.

2.6 Al - Li ve 8090 Alaşımlarının Dezavantajları

Mükemmel fiziksel ve mekanik özelliklerinin yanında, her malzemenin olduğu gibi Al - Li alaşımlarının da olumsuz özellikleri vardır. Bu olumsuz özellikler şu şekilde sıralanabilir; imalat maliyeti, geri dönüşüm reaktivite ve anizotropi.

Endüstriyel kullanımları az miktarda olmasına rağmen imalat için ön maliyetleri yüksektir. Bu sınırlayıcı etken tüketimin artması ve fabrikaların seri üretime geçmesiyle ortadan kalkabilir. Ayrıca endüstride kullanım kolaylaştıracak yeterli tasarım verisinin bulunmaması da bir dezavantajdır. Al - Li alaşımlarının hurdalarının diğer ticari Al alaşımlarıninki ile karıştırılamaması da Al - Li alaşımları için ayrı bir geri dönüşüm çalışması gerektirmektedir. Bu da ek bir maliyet getiren bir olumsuzluktur. Al - Li alaşım içerisindeki lityumun eriyik halde çok reaktif bir element olması da alışıl gelmiş metotların imalat da kullanılmasını zorlaştırmaktadır [4, 32, 33].

Son olarak Al - Li alaşımlarının diğer Al alaşımlarına göre daha fazla anizotropi göstermesi de önemli bir dezavantaj sayılabilir [29-31]. Farklı yönlerde kuvvetlere maruz kalan tasarımlarda zayıf yöne yüksek kuvvetin gelmesiyle beklenmedik ve tehlikeli hasarlar meydana gelebilir [4, 16].

3. ÇÖKELME SERTLEŞMESİ

3.1 Giriş

Çökelme sertleşmesi, matris fazının içerisinde çok küçük boyutlarda ikinci fazın çökmesini sağlayarak dayanımın artırılmasıdır. Bu işlemin gerçekleşmesi için alaşım elementinin çözünürlüğünün artan sıcaklıkla artması gerekmektedir. Bu özellikten faydalanarak, yüksek sıcaklıkta doymuş hale gelene kadar bekletilen alaşım oda sıcaklığına hızla soğutulduğunda, yayınmaya fırsat olmadığından aşırı doymuş katı çözelti haline gelir. Daha sonra zaman ve sıcaklığın ortak etkisiyle ikinci faz çok küçük ve sık olarak çökmeye başlar. Çökelti dislokasyon hareketlerini engelleyerek sertlik artışına sebep olurlar. Sertlikteki artış çökelti boyutlarına, aralarındaki mesafeye ve kafesle olan bağdaşıklıklarına bağlı olarak değişir [34].

Çökelme sertleşmesi işlemi 3 kademede gerçekleştirilir.

I - Katı çözelti alma

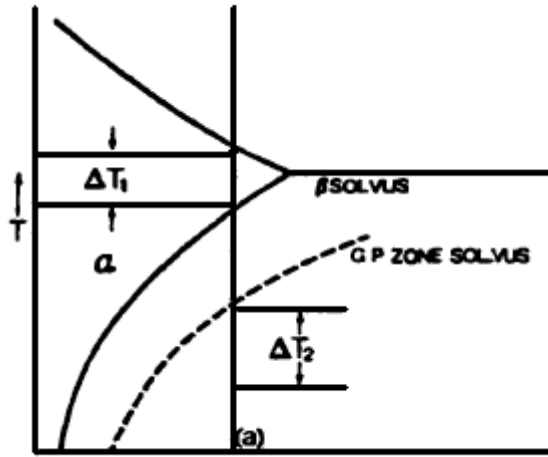
II - Aşırı doymuş katı çözelti elde etme

III - Yaşlandırma

3.1.1 Katı Çözeltiye Alma

Bu kademe de amaç, mümkün olan maksimum miktarda alaşım elementinin katı çözelti içerisine alınmasıdır. Alaşım tek faz bölgesinde belirli sıcaklık ve sürede bekletilerek homojen bir katı çözeltinin oluşması istenir [35].

Katı çözeltiye alma sıcaklığı ötektik sıcaklığın altında ve solvus eğrisinin üzerinde olmalıdır (Şekil 3.1). Ötektik sıcaklığının geçilmesi durumunda, tane sınırlarında erime nedeniyle, çekme dayanımı, süneklik ve kırılma tokluğunda düşüş gözlenir. Bu riske rağmen, daha yüksek çözünme ve difüzyon hızları düşünülerek katı çözeltiye alma sıcaklığı ötektik sıcaklığa yakın seçilir [35].



Şekil 3.1 β ve GP bölgesi solvus eğrilerinin görüldüğü şematik bir faz diyagramı. ΔT_1 : çözeltiye alma sıcaklığı aralığı, ΔT_2 : yaşlandırma için ortalama sıcaklık aralığı [36].

3.1.2 Aşırı Doymuş Katı Çözelti Elde Etme

Birinci kademe de elde edilen katı çözelti, içerisindeki alaşım elementi atomlarına yayınma fırsatı vermeden, katı çözeltiye alma sıcaklığından genellikle oda sıcaklığı olmak üzere daha düşük sıcaklıklara hızlı soğutulursa ikinci faz oluşamaz ve yapı aşırı doymuş hale gelir. Bu işlem ikinci fazın oluşmasına izin vermemesinin yanında

düşük sıcaklık difüzyonu için gerekli olan minimum sayıdaki boş atom yerlerinin yapıda bulunmasını sağlar [35].

3.1.3 Yaşlandırma

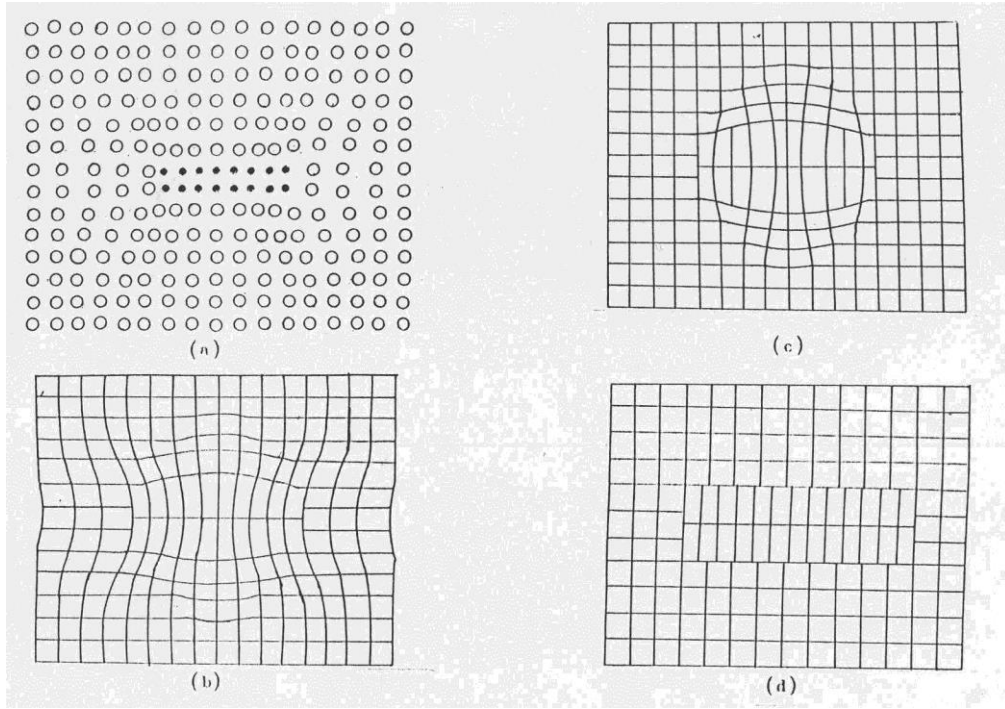
Su verme işleminden sonra alaşım ya uzun süreyle oda sıcaklığında tutularak Doğal Yaşlandırma, veya oda sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda, daha kısa sürelerde tutularak Yapay yaşlandırma işlemleri gerçekleştirilir. Bu işlemler sırasında alaşım elementi atomları tercihan önce kenar dislokasyonların altında toplanmaya başlar. Bu atom kümeleri GP bölgeleri olarak tanımlanır [34].

GP bölgeleri, yaşlanmanın ilk safhasında oluşan çok küçük (3nm), çözünen elementçe zengin kümelerdir. Bu kümelere birbirinden bağımsız olarak yaptıkları x-ışınları difraksiyon çalışmaları sonucunda varlıklarını saptayan iki araştırmacının adlarından dolayı Guiner-Preston (GP) bölgeleri adı verilmiştir. GP bölgelerinin bileşimi alaşımın bileşiminden bağımsız olmakla beraber GP bölgeleri yarı kararlı ve stokiometrik fazlar olarak oluşmaktadırlar [37]. GP bölgeleri kafeste bölgesel iç gerilmeler yarattığından belli oranda çarpılmaya neden olurlar ve dolayısıyla yapının az da olsa sertleşmesini sağlarlar [34].

Yaşlandırmanın sürdürülmesiyle bu kümeler matris fazına bağlı çökeltileri oluşturmaya başlar. Bu bağdaşık çökeltiler sertliğin artmasında rol oynarlar. Yaşlandırma işlemi devamında bağdaşık çökeltiler büyürler ve kritik bir boyuta ulaşırlar. Bu anda yapıda en büyük sertlik değerlerine de ulaşılmış olur. Bundan sonra yaşlandırma işlemlerine devam edilmesi durumunda çökeltilerin kafesle olan bağdaşıklığı yavaş yavaş ortadan kalkar. Ayrıca bazı çökeltiler birbirleriyle birleşerek sayılarını azaltmışlardır. Bu iki faktörün ortak etkisiyle yapı giderek yumuşamaya başlar ve Aşırı Yaşlanma oluşur [34].

Bu konularda üzerinde ilk çalışmalar yapılan Al - Cu alaşımında çökelti fazının kademeleri Şekil 3.2’de görülmektedir. Çökelti fazının çekirdekleşmesi şekilde görüldüğü gibi Cu atomlarının bir araya gelmesi ile başlar. Çökeltme eğer matris atomlarının yerini alarak gerçekleşmişse, kafeste çökelen atomlarla matris atomları arasında yatay ve dikey yönde uygunluk vardır. Disk şeklindeki bu çökelti tamamen bağdaşık (matrisle uyumlu) olup, çökelti ile matrisin arasındaki uyumsuzluk sadece atom çapları arasındaki farktır. Çekirdekleşme kademesindeki bu çökelti GP-1 bölgesi olarak tanımlanır. Bu bölgenin çapı yaklaşık olarak 100Å, yüksekliği ise 10-15Å dur [37].

GP-1 bölgesi yaşlanma süresi arttıkça büyüme imkanı bularak GP-2 bölgesine dönüşür. Bu durumda çökelti boyutu 1500Å çapında ve 150Å yüksekliğindedir. Bu çökelti Al - Cu sisteminde tetragonal yapıdadır; bu nedenle bazen GP-2 bölgesi yerine ‘ara çökelti’ kabul edilir ve θ'' ile simgelenir. Çökelti matris ile şekilde görüldüğü gibi yarı bağdaşıktır. Yani kafesle uygunluk sadece tek yöndedir [37].



Şekil 3.2 Al - Cu alaşımda yaşlanma sırasında oluşan çökelti fazının kademeleri. (a) GP-1 bölgesi, (b) GP-2 bölgesi, (c) θ' yapısı, (d) θ yapısı [37].

GP-2 (veya θ'') bölgesi eğer daha uzun süre yaşlandırmaya tabi tutulursa çökelti, Al - Cu alaşımındaki tetragonal yapıdaki sırasıyla θ' ve θ yapılarına dönüşür ki bunlar CuAl_2 arafazıdır. Bu kademedeki çökeltinin boyutları çok büyüdüğünden optik mikroskopla bile gözlenebilir. Oysa GP-1 ve GP-2 bölgeleri ancak elektron mikroskobu (TEM) ile görülebilir [37].

θ' yapısı şekilde görüldüğü gibi kısmen bağdaşıktır (matrisle uyumludur), buna karşın θ yapısı bağdaşık değildir. Yani çökelti ile matris atomları arasında her iki yönde uyumsuzluk vardır [38].

3.2 Al - Li Alaşımlarında Yaşlanma

3.2.1 Al - Li

İkili Al - Li sisteminde dayanım artışını sağlayan çökelti yarı kararlı $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ ' dir. δ' çökeltileri Li_2 kristal yapısına sahiptir ve homojen olarak çökelerler. Matris ile δ' çökeltileri arasındaki ara yüzey enerjisi 0,025-

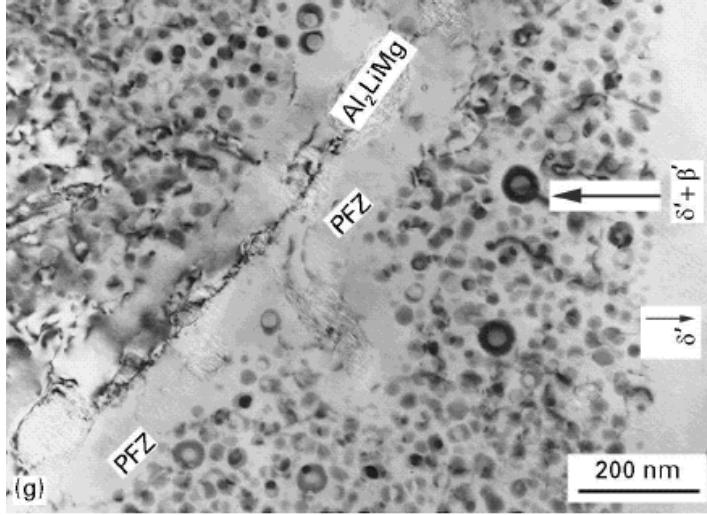
0,5 J/m², genleme ise 0,08-0,3% gibi düşük değerlerde olduğundan çökeltiler küresel ve matrisle tamamen bağdaşıktır [10,11,12,13,39]. Matrisle olan bu bağdaşıklık doğal yaşlandırmada 300nm, yapay yaşlandırmada 50nm'ye kadar devam etmektedir [13,14]. δ' çökeltilerinin büyümesinin Lifshitz-Wagner (LSW) kinetiğine uyduğu ve büyüme hızının $t^{1/3}$ (zaman^{1/3}) ile orantılı olduğu bir çok araştırmacı tarafından kabul edilmiştir [11,12]. Ancak Chai, Xu ve Meng'in SAXS yöntemiyle yaptığı incelemeler sonucunda δ' çökeltilerinin spinodal decomposition ile oluştuğunu bu yüzden LSW kinetiğine uymadığını belirtmektedir [40]. İkili Al-Li sisteminde çökeltme kademeleri;



şeklinde dir.

İkili Al-Li sisteminde görülen diğer çökelti δ dır. Kararlı ve heterojen bir çökelti olan δ daha çok düzlemsel ara yüzeylerde, özellikle tane sınırlarında çökeltmektedir [11,12,41]. Ancak çökeltilerin oluşum biçimi hakkında tam bir bilgi edinilememiştir. Birinci görüşe göre önce tane sınırlarında δ' çökeltmekte, bunlar büyüyerek δ fazına dönüşmektedir. İkinci görüşe göre ise δ fazı doğrudan tane sınırlarında oluşmakta, bundan sonra δ' çözündükçe δ büyümektedir [11,12]. Tane sınırı bölgesindeki yüksek difüzyon hızının δ fazının büyümesini hızlandırdığı, tane sınırının iki tarafında lityum oranının hızla düşürerek buralarda çökeltisiz bölgeleri (PFZ; Precipitation Free Zone) oluşturduğu belirlenmiştir [11,12,13].

PFZ bölgelerinin dayanımı düşük olduğundan bu bölgede gerilme yoğunlaşması taneler arası kırılmaya sebep olmaktadır. Buna ek olarak Ll2 yapısına sahip δ' çökeltilerinin dislokasyonlar tarafından kesilebilmesi de düzlemsel kayma sistemleri oluşturmaktadır. Bu iki sebepten dolayı ikili Al-Li sisteminde tokluk değerleri düşüktür [11,12,13,14].



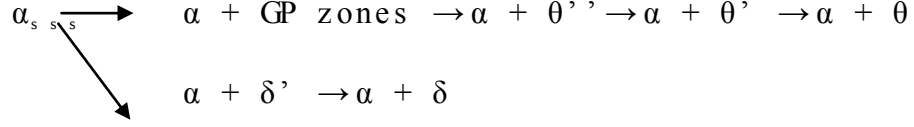
Şekil 3.3 0,45wt % Cu içeren, Al-2.3 Li-1.8Mg-0.15 Zr alaşımının TEM mikrografı [42].

3.2.2 Al - Li - X ve Al - Li - Cu- X

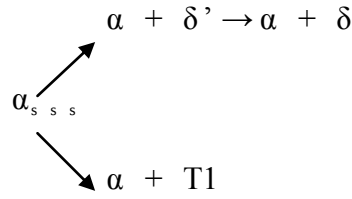
Tane yapısının kontrolü için düşük miktarlarda (%0,04-0,15) zirkonyum, tüm ticari Al - Li alaşımlarına eklenmektedir. Zirkonyumun ilavesi ile, ingot katılaşması sırasında ve takip eden diğer homojenizasyon işlemlerinde tamamen bağdaşık, küçük boyutlarda (<50nm) Al_3Zr (β') dispersoidi oluşur ve bu dispersoidler yeniden kristalleşmeyi engeller [14, 43]. Al_3Zr çökeltileri çözeltiye alma işleminden etkilenmezler ve Al_3Li ile eş yapıda oldukları için su verme ve takip eden yaşlandırma işlemi sırasında δ' çökeltilerinin çekirdekleşmesini kolaylaştıran bölgeleri oluşturur. β' çökeltileri δ' ile çevrelenir ve β' - δ' dupleks çökeltilerini oluşturur. Bu çökelti δ' gibi dislokasyonlar tarafından kesilemediği için dayanım-tokluk birleşimine olumlu etkisi olduğu öne sürülmektedir [12, 13, 14].

Bakır, lityumun alüminyum içindeki katı hal çözünürlüğünü her sıcaklık derecesinde azaltmaktadır [14]. Al - Li alaşımlarına bakırın ilavesi δ' çökeltilerinin çökme karakteristiğini etkilemez [11, 14, 44] ancak δ' den bağımsız ve faydalı çökeltilerin oluşmasını sağlar. Bakırın ilavesiyle ortaya çıkan bu çökeltiler Cu:Li oranına bağlıdır [14, 43]. Düşük lityum (1-2wt %), yüksek

bakır (3-4.5wt %) içeren alaşımlarda çökelme kademeleri aşağıdaki gibidir:



Yüksek lityum (>2wt %), düşük bakır (2wt %) içeren alaşımlarda ise $\theta'' / \theta' / \theta$ görülmezken, T1 çökeltilisi açığa çıkar: [15, 43, 45-49].



T1, dislokasyonlar, küçük açılı tane sınırları ve diğer alt birimlerde heterojen olarak çekirdeklenme eğilimine sahiptir. Buna bağlı olarak çözeltiye alma sonrası yapılacak şekil değişiminin T1 in çökelme kinetiğine ve boyut ve dağılımına büyük etkisi olacaktır [14, 49, 50]. Bu etki, çözeltiye alma işlemi sonrası ve yaşlandırma öncesi uygulanan soğuk şekil değişimi ile T1 in daha uniform dağılması ve dayanım-tokluk bileşiminin geliştirilmesi için ticari uygulamalarda kullanılmaktadır [14].

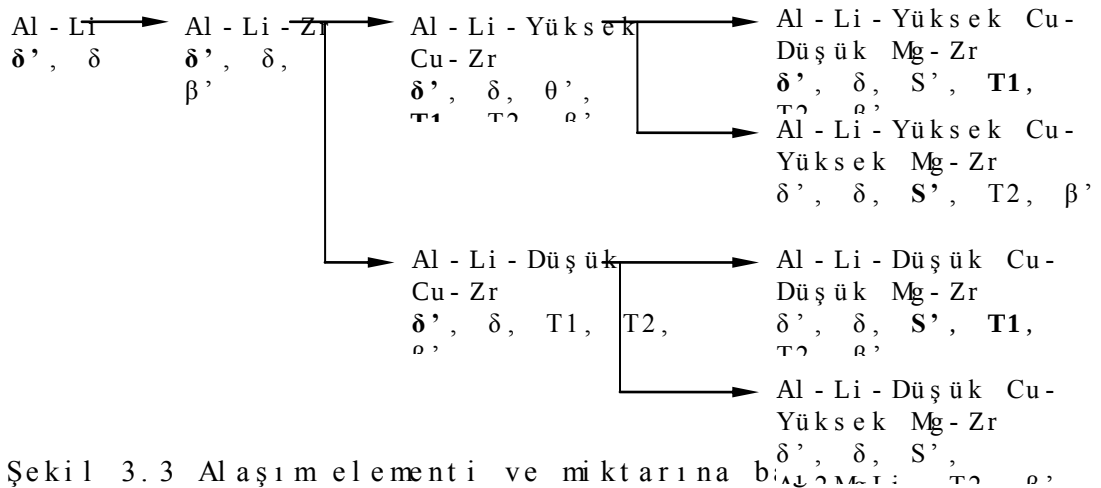
Al-Li alaşımlarına eklenen magnezyum da bakır gibi lityumun çözünürlüğünü azaltır ancak bu etki 425°C'nin altındaki sıcaklıklarda görülmektedir. Aynı zamanda lityum da magnezyumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğünü azaltmaktadır. Magnezyum miktarının düşük olduğu durumlarda ortaya çıkan çökeltiler ikili Al-Li sistemi ile aynıdır. Magnezyum miktarı arttıkça kararlı çökelti olarak δ yerine Al_2MgLi çökeler. Al-Li-Mg sisteminde Al_2MgLi çökeltilerinin dayanıma katkısı yoktur sadece δ' çökeltileri dayanım artışını sağlar. Ayrıca lityuma zengin olan bu çökeltiler tane ve alt-tane sınırlarında çökeler ve PFZ bölgeleri oluşturur [4, 14].

Magnezyumun, bakır içeren Al-Li alaşımlarına ilavesiyle S' çökeltileri oluşmaktadır. Al-Li-Cu-Mg sisteminde

fazların dengesini üç alaşım elementinin birbirlerine olan oranları belirlemektedir. Örneğin 2090'daki gibi yüksek bakır içeren alaşıma 0,5-1,0 wt % gibi düşük miktarlarda Mg eklendiğinde θ' yerine S' fazı oluşur. δ' ve T1 fazları ise Mg ilavesinden etkilenmezler. Bakır miktarı daha düşük olan bir alaşımda örneğin 8090'da S' , δ' ve az miktarda T1 fazları vardır. Ancak baskın olan faz S' fazıdır. Magnezyum bakır oranı daha da arttıkça T1 fazı kaybolur. Mg miktarı %2'yi geçtiğinde ise Al_2MgLi fazı S' ile birlikte çöker [13,14].

S' fazı ortorombik kristal yapıya sahiptir. Çubuk veya iğnesel yapıdadır. Çökelti matris ile yarı bağdaşıktır ve dayanım artışına katkıda bulunurlar. T1 fazına benzer olarak S' fazı da dislokasyonlar, küçük açılı tane sınırları ve diğer kusurlar üzerinde heterojen olarak çökeltirler. Bu yüzden de soğuk şekil değişimi S' çökeltilerinin çökelme kinetiğini, boyutlarını ve dağılımını etkilemektedir [14]. S' çökeltilerinin kaymanın dağıtılmasında T1'den daha efektif olduğu öne sürülmektedir [10]. T1'den farklı olarak S' çökeltileri PFZ bölgeleri oluşturmaz [10,14].

Şekil 3.3'de Al-Li alaşımlarında, alaşım elementine ve miktarına bağlı olarak görülen çökelti şema halinde verilmiştir. Tablo 3.1'de ise bazı çökelti kimyasal bileşimi ve özellikleri verilmiştir.



Şekil 3.3 Alaşım elementi ve miktarına bağlı olarak görülen çökelti şeması.

Tablo 3-1 Al -Li alaşımlarında görülen bazı çökeltilerin bileşimi ve özellikleri[16].

Çökeltili	Bileşimi	Özellikleri
δ'	Al ₃ Li	küresel, bağdaşık, Ll ₂ yapısına sahip.
θ'	Al ₂ Cu	Disk şeklinde, yarı bağdaşık, dislokasyonlar üzerinde
S	Al ₂ CuMg	İğnesel, yarı bağdaşık
S'	Al ₂ CuMg	İğnesel, yarı bağdaşık, dislokasyonlar veya alt tane
T1	Al ₂ CuLi	Disk şeklinde, Yarı bağdaşık, dislokasyonlar üzerinde

4. RETROGRESYON ARDINDAN YENİDEN YAŞLANDIRMA

4.1 Giriş

Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma (RYY), ilk olarak 1974 yılında B. Cina tarafından uygulanan ve patenti alınan iki aşamalı bir ısıtıl işlemidir [47]. Bu işlem başlangıçta 7000 serisi alüminyum alaşımlarına uygulanmış ve gerilmeli korozyon problemi ortadan kaldırmıştır. T73 temperinden farklı olarak, retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma işlemi sonucunda dayanımda herhangi bir azalma olmaz iken gerilmeli korozyon direnci T73 ile eşdeğerdir [51-55].

4.2 RYY İşlemi nin Aşamaları ;

RYY işlemi iki aşamalı bir ısıtma işlemidir. RYY işleminin aşamaları ;

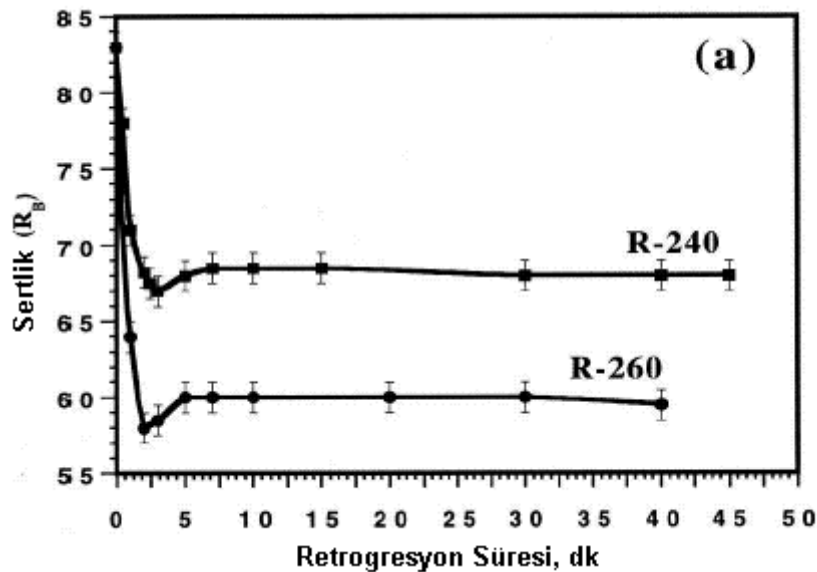
1-Retrogresyon: Yaşlandırılmış (genellikle T6, en yüksek dayanım için) haldeki alaşım yaşlandırma sıcaklığının üzerinde çözeltiye alma sıcaklığının altında kısa bir süre tutulur.

2-Yeniden Yaşlandırma: İlk yaşlandırma sıcaklığında retrogresyon işleminden daha uzun süre tutulur. Genellikle retrogresyon öncesi yapılan yaşlandırma işlemi tekrarlanır [54].

4.2.1 Retrogresyon

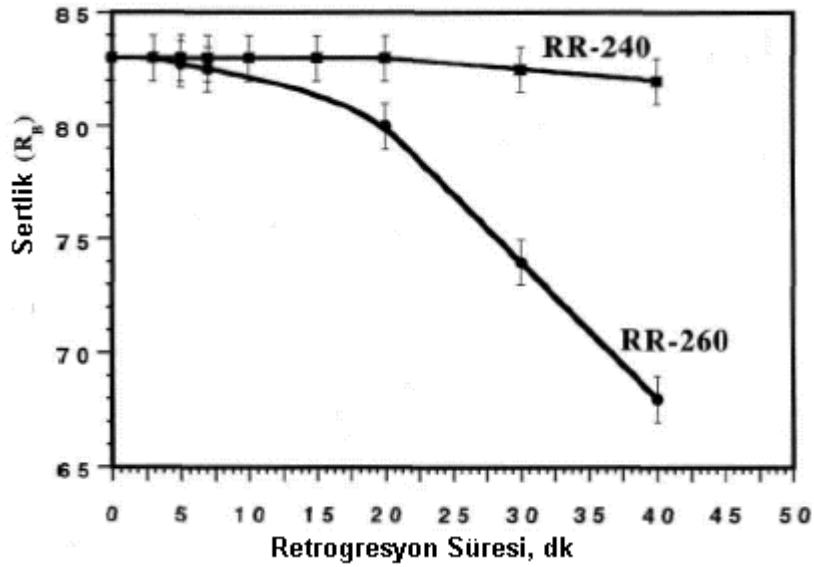
Retrogresyon aşamasında sertlik kısa bir süre içerisinde minimum bir değer alır [51-54]. Retrogresyon sıcaklığı arttıkça çökeltilerin çözünme hızı da arttığından, minimum sertlik değerine ulaşma süresi kısalmaktadır. Ayrıca ulaşılan minimum sertlik değeri de azalacaktır [53,58]. Sertlik minimum değere ulaştıktan sonra retrogresyon işlemine devam edilirse sertlikte bir miktar artış olmaktadır. 8090 alaşımında yapılan çalışmalarda bu artıştan sonra sertliğin sabit kaldığı gözlenmiştir (Şekil 4.1) [51-53,58]. Ancak 7075 alaşımında aşırı yaşlanmadan dolayı sertlikte tekrardan bir düşüş görülmektedir [52,56].

4.2.2



Şekil 4-1 Sertliğin retrogresyon süresi ile değişimi

Retrogresyon işleminin ardından uygulanan yeniden yaşlandırma aşamasıyla, retrogresyon öncesindeki sertlik değerleri geri kazanılır [51-54]. Cina tarafından yapılan bir çalışmada, yüksek retrogresyon sıcaklıklarında (240°C 'nin üzerinde) retrogresyon öncesi sertliğe tamamen ulaşamadığı görülmüştür (Şekil 4.2). Sertlikteki kaybın parametrelerin iyi seçilmesi ile %5'in altında tutulabileceği öngörülmüştür [52].

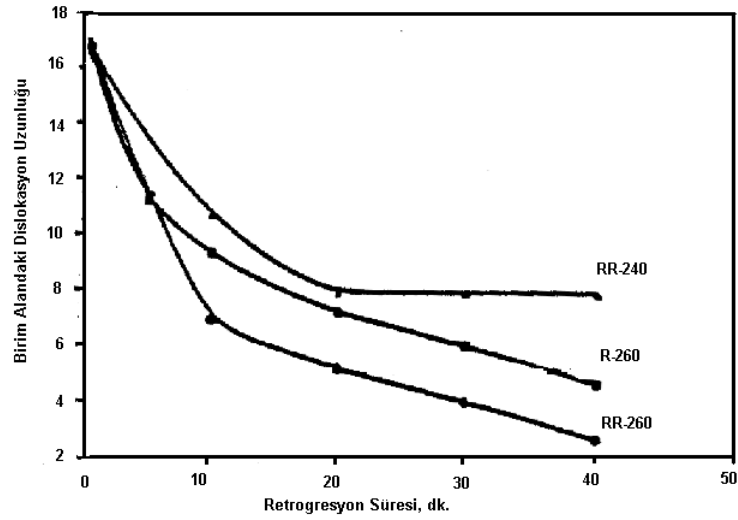


Şekil 4-2 Yeniden yaşlandırma sonrasında sertliğin retrogresyon süresine bağlı değişimi

RYY, T73 temperine benzer olarak, kararsız çökeltilerin çözünmesiyle ve tane sınırlarındaki çökeltilerin büyüdüğü bir ısıtıl işlemidir. Bazı araştırmacılar da tane sınırlarındaki kararlı çökeltilerin büyümesi ve sayısının da artmasıyla gerilmeli korozyon saldırısının daha üniform olduğunu ve böylece GKÇ duyarlılığının azaldığını kabul etmektedir [53,55]. Bununla birlikte tane içerisinde, yeniden yaşlandırma ile T6 temperindeki iç yapının geri kazanıldığı ve böylece T73 temperinde görülen %15 civarındaki dayanım düşüşünün görülmeyen bir ısıtıl işlemidir [51-54].

Cina, 1974'de 7075 T6 alaşım üzerinde yaptığı ve patentini aldığı ilk çalışmada, gerilmeli korozyon

duyarlılığını, çözeltiliye almadan sonra yapılan su verme sonucu oluşan dislokasyon ağlarına bağlamıştır. RYY işlemi ile de dislokasyon ağlarının dağıldığını savunmuştur [54]. Cina daha sonraki çalışmalarda da RYY'nin dislokasyon yoğunluğuna olan etkisini araştırmış ve artan retrogresyon sıcaklığıyla dislokasyon yoğunluğundaki düşüşün arttığını (Şekil 4.3) ve yoğunluktaki bu düşüşün homojen olduğunu belirtmiştir [52, 57].



Şekil 4-3 Retrogresyon süresine bağlı olarak dislokasyon yoğunluğundaki değişim

4.3 8090 Alaşımında RYY'nin Mikroyapıya Etkisi

Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma işlemi az sayıda araştırmacı tarafından Al-Li alaşımlarına uygulanmıştır [52]. Ricker ve arkadaşları tarafından reversion ve kısmen yeniden yaşlandırmaya dayanan ve spesifik olarak tane sınırı çökeltilerinin GKÇ' a etkisini araştırmak için seçilmiş özel bir ısı işlem kullanılarak araştırmalar yapılmıştır. Ancak işlem parametrelerini değiştirerek GKÇ duyarlılığının azaltılması yönünde bir çalışma yapmamışlardır. Hu ve arkadaşları sınırlı araştırmalarına rağmen RYY işlemi nin 8090 alaşım için uygun olduğunu belirten bir çalışma yapmışlardır [52, 53].

Hu ve arkadaşları, T6 (190°C/16s) temperindeki 8090 alaşımını 210°C ile 325°C arasındaki sıcaklıklarda retrogresyona tabi tutup T6 şartlarında yeniden yaşlandırmışlardır. 8090 alaşımında çökeltme kademelerini $\alpha_{ss} \rightarrow \delta' \rightarrow \delta' + T2 \rightarrow \delta' + S' + T2$ olarak belirtmişlerdir ve mikroyapı incelemelerini bu üç faz üzerinde yapmışlardır. TEM incelemeleriyle T6 halinde delta' boyutunun ortalama 24 nm, T2' nin ise biraz daha büyük olduğunu belirlemişlerdir. Aşırı yaşlandırma ile delta' nün 31 nm boyutuna çıktığını, T2' nin de boyutunun arttığını ve alttane sınırları ve tane içinde de çökeldiğini, ayrıca T2 ile beraber az miktarda delta da gözlemişlerdir [53].

325°C retrogresyon sıcaklığında delta' nün 5 dk. sonra tamamen çözündüğü, aynı anda S' fazının da bir miktar arttığı ve büyüdüğü TEM ve DSC ile gözlemlenmiştir. 230°C da yapılan retrogresyon işleminde ise delta' nün ilk önce büyüdüğü daha sonra çözünmeye başladığını ancak 40 dk. sonra dahi küçük boyutlarda delta' lerin görüldüğü belirtilmiştir. 230°C de retrogresyon sırasında aynı zamanda T2 çöeltleri de büyümekte ve sayısı da artmaktadır [53].

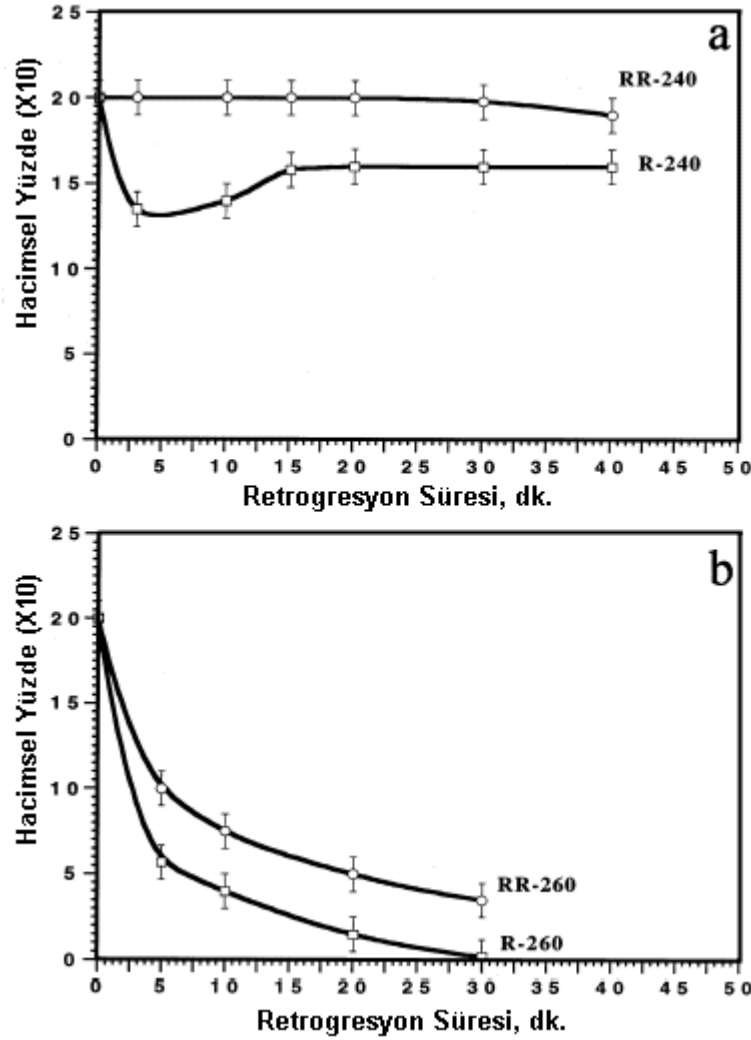
Retrogresyon sırasındaki dayanım düşüşü delta' fazının çözünmesine bağlanmıştır. 230°C de delta' tamamen çözünmediği için ise minimum sertliğin daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Minimum sertlikten sonraki dayanım artışı ise S' fazının büyümesine ve sayısındaki artışa bağlanmıştır. Devam eden sürelerde ise T2' nin dayanım azalttığı iddia edilmiştir [53].

Hu ve arkadaşları, GKÇ duyarlılığının azalışını tane sınırı çöeltlerinin büyümesine ve aynı zamanda alt tane sınırlarında ve tane içinde de çökeltmesine bağlı olarak korozyon saldırısının daha üniform oluşuna dayandırmışlardır. Sonuç olarak ise RYY işleminin 8090 için uygun olduğunu söylemişlerdir [53].

Cina ve arkadaşları 1996 yılında yayınlanan makalelerinde, 200, 230, 240, 250 ve 260°C retrogresyon sıcaklıklarında deneyler yapmıştır. Yeniden yaşlandırma ise 170°C de 32 saat süre ile yapılmıştır. Diğer çalışmalara benzer olarak retrogresyon eğrisinde ani bir düşüş ve sonra da bir miktar geri toparlanma görülmüştür. Hu ve arkadaşlarının çalışmasından farklı olarak sertlik ikinci bir düşüşe geçmemektedir sabit bir değer almaktadır. Ancak 240°C’de yapılan retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma ile ilk dayanım tamamen geri kazanılırken, 260°C için dayanımın tamamen geri kazanılamadığı, parametrelerin iyi kontrolü ile düşüşün %’in altında tutulabileceği öngörülmüştür.

Cina bu çalışmasında daha çok RYY’ nin dislokasyon yoğunluğuna etkisi üzerinde durmuştur. 240 ve 260°C’de yapılan retrogresyon sonucu dislokasyon yoğunluklarındaki değişim TEM ile incelenmiştir. İncelemeler sonucu 260°C’de dislokasyon yoğunluğunun 240°C’den daha az olduğu gözlenmiştir. İki sıcaklıkta da dislokasyon yoğunluğu belirli bir değerde sabitlenmiştir. Yeniden yaşlandırma sırasında da yoğunlukta bir miktar azalma görülmüştür. Ayrıca dislokasyon yoğunluğunun sadece tane sınırlarında değil her yerde üniform olarak azaldığı görülmüştür. Daha önce de Jacobs’un da [44] savunduğu gibi dislokasyonların ek bir gerilme alanı yaratarak GKÇ duyarlılığını arttırdığı Cina tarafından da kabul edilmektedir. Ancak 260°C’de 20 ve 30dk retrogresyon süreleri arasındaki dislokasyon yoğunluğu farkı %6 iken GKÇ direncindeki artışın bir kaç kat olması, ayrıca 240 ve 260°C’de aynı bekleme süreleri için de GKÇ direnci arasında çok büyük bir fark oluşu, başka bir etkinin varlığını daha düşündürmüştür. Bu etki ise, 260°C’de geniş PFZ bölgeleri görülürken 240°C’de daha dar PFZ bölgelerinin oluşu ve tane sınırlarına yakın yerlerde delta’ fazının görülmesi ve bu çökeltilerinde kafes uyumsuzluğundan doğan gerilim sonucu ek bir gerilme yaratarak GKÇ duyarlılığını arttırması ile açıklanmıştır. 240°C’de tane sınırına yakın bölgelerde delta’ fazı görülürken 260°C’de görülmemesi delta’ çözünme sıcaklığının 250°C olması ile açıklanmıştır. Noble ve Thompson’da [44(24)] daha önce aynı sonuca ulaşmıştır. 260°C’de delta’ tamamen çözünerek lityumca zengin bölgeler oluşturmaları ve delta çökeltilerinin büyüyerek tane sınırına yakın yerlerde geniş PFZ bölgeleri oluşturmaları, yeniden yaşlandırma sırasında bu bölgelerde delta’ nün çökelememesine sebep olur. Ancak 240°C’de delta’ tamamen çözünmediği için delta fazı da daha az miktarda oluşacak ve PFZ bölgesi daha dar olacak ve tane sınırına yakın yerlerde de delta’ çökelebilecektir.

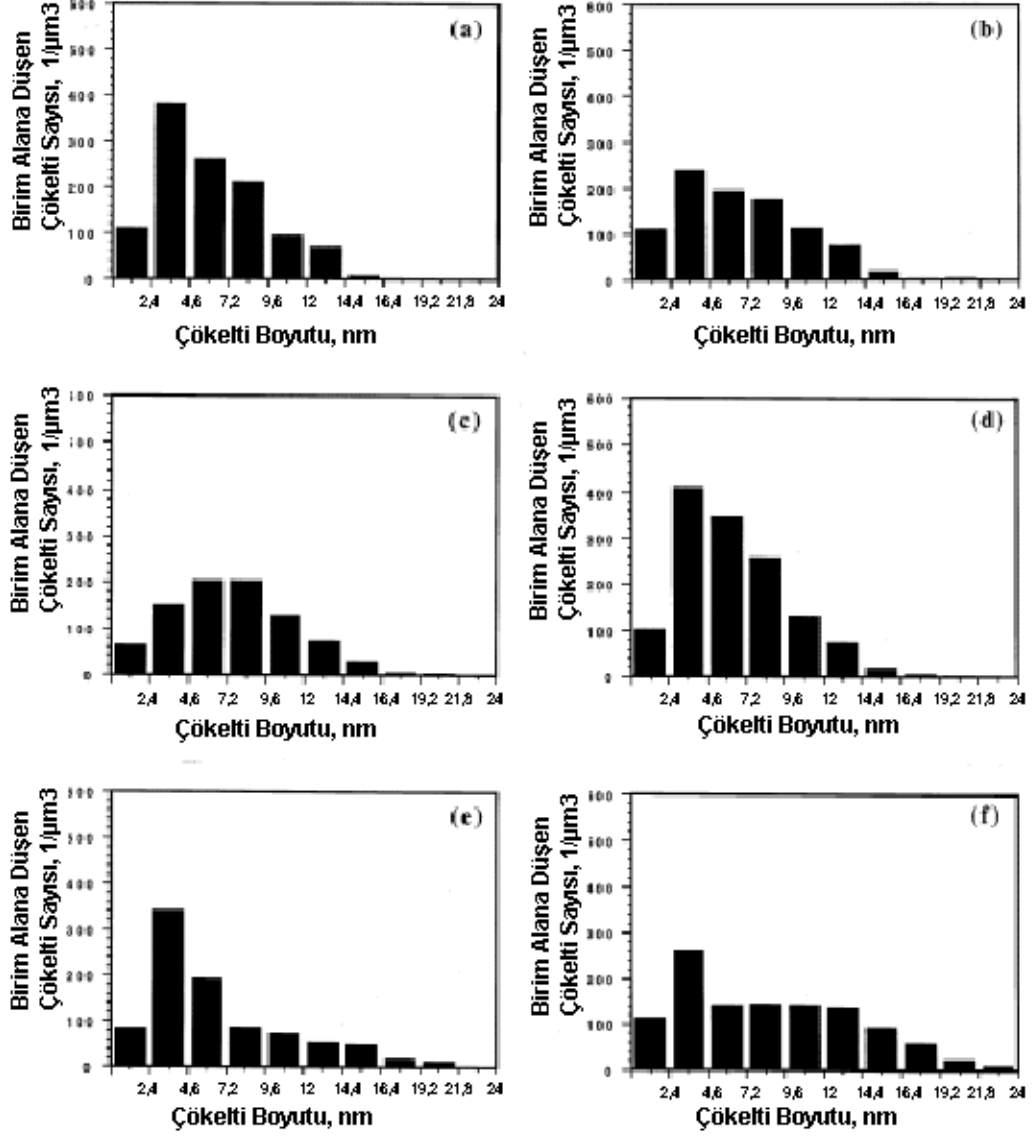
Sonuç olarak Cina 8090'ın RYY işlemi için uygun olduğu ve retrogresyon sıcaklığı olarak 260°C'nin 250°C'nin altındaki sıcaklıklar için GKÇ direncinin artırılması bakımından daha elverişli olduğunu bildirmiştir.



Şekil 4-4 Delta' hacimsel yüzdesinin a) 240°C' de, b) 260°C' de retrogresyon süresine bağlı değişimi

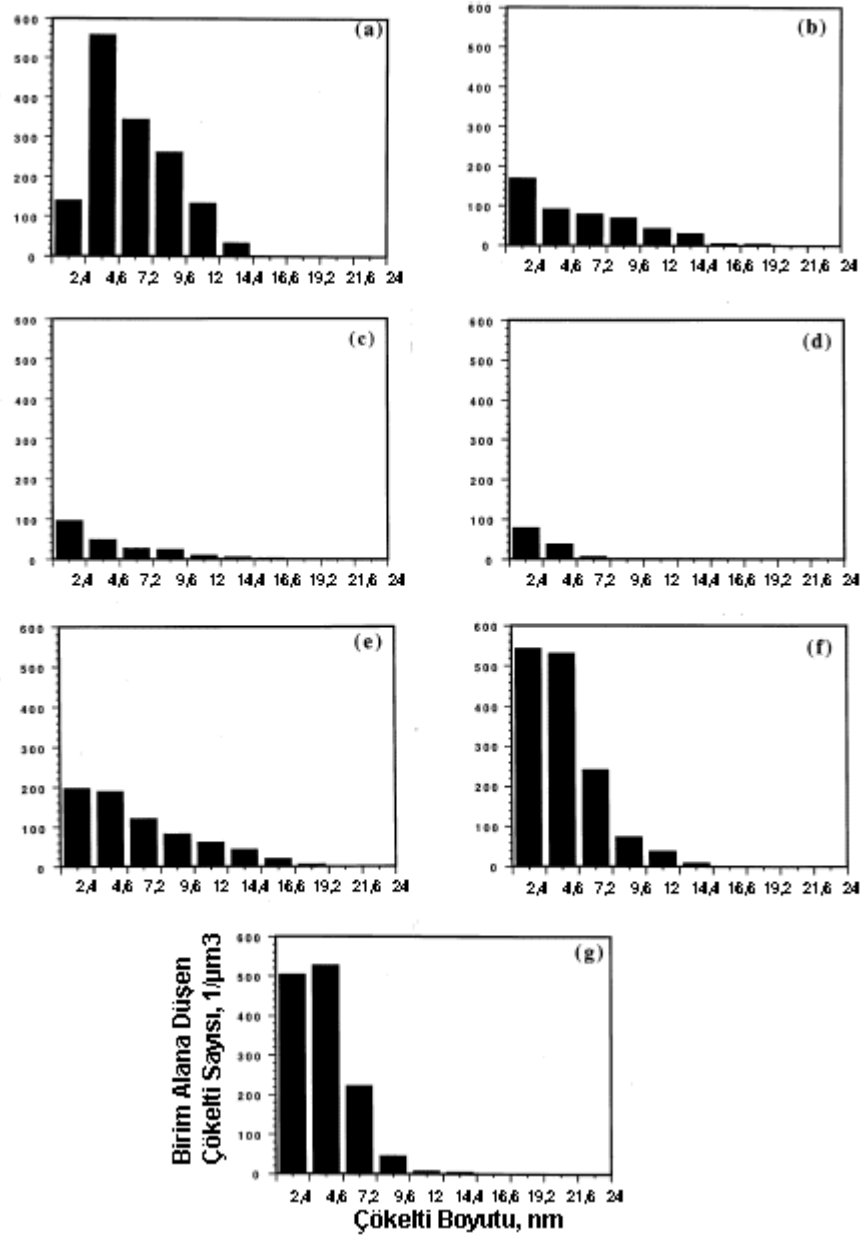
Cina ve arkadaşları, 1998 yılında bir önceki çalışmanın devamı niteliğinde, TEM ve x-ışını difraksiyonu kullanarak detaylı mikroyapı çalışmaları içeren bir çalışma daha yapmışlardır. Bu çalışmada 240 ve 260°C' de yapılan retrogresyon süresi boyunca delta' çökeltilerinin hacimsel yüzdesindeki değişim izlenmiştir (Şekil 4.4). 240°C' de başlangıçta azalan delta' yüzdesi daha sonra bir miktar artıp sabitlendiği gözlenmiştir (Şekil 4.5). 40 dk sonrasında ise ilk delta' boyutundan daha büyük delta' ler görülmektedir. 240°C' deki sertlik eğrisini Cina tamamen delta' yüzdesine bağlı olarak açıklamıştır ve 240°C' de dayanımından sorumlu tek fazın delta' olduğunu savunmuştur. 260°C' de delta' fazı 30 dk' dan sonra tamamen çözünmüştür (Şekil 4.6). Ancak 260°C

için sertlik ve delta' yüzdesi eğrileri arasında fark vardır bu iki şekilde açıklanmıştır. Birincisi lityum miktarının artmasıyla çökelti sertleşmesinin dayanıma etkisi olacağı ikincisi ise T1 fazının dayanımı arttırabileceği şeklindedir. Huang ve Ardell'in [43] çalışmalarında da T1 fazının delta' nden daha az miktarda olmasına rağmen dayanıma etkisinin daha fazla etkisi olabileceği savunulmuştur.



Şekil 4-5 8090 alaşımında delta' boyut dağılımı histogramları. (a-c) 240°C'de 5, 20 ve 40 dk retrogresyon sonrası, (d-f) aynı sıcaklık ve sürelerde retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma sonrası

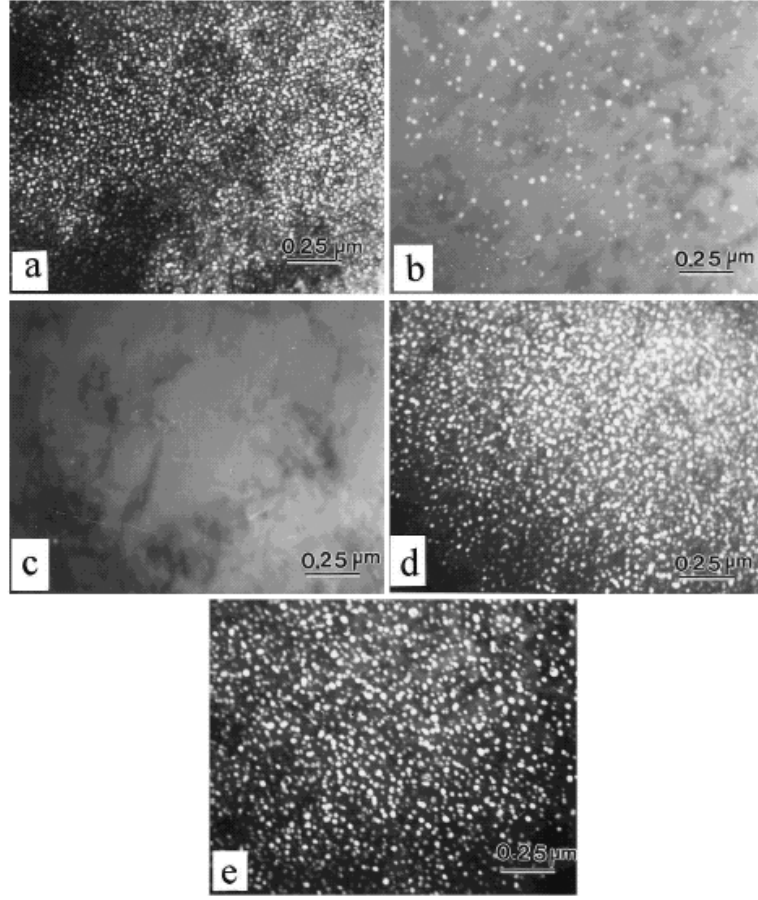
Cina ve arkadaşlarının bu çalışmasında delta, T1 ve S fazları da incelenmiştir. Delta fazının kısa retrogresyon sürelerinde tane ve alt tane sınırlarında bulunduğu, artan süre ile tane sınırlarındaki sayısının ve boyutunun arttığı gözlenmiştir [51].



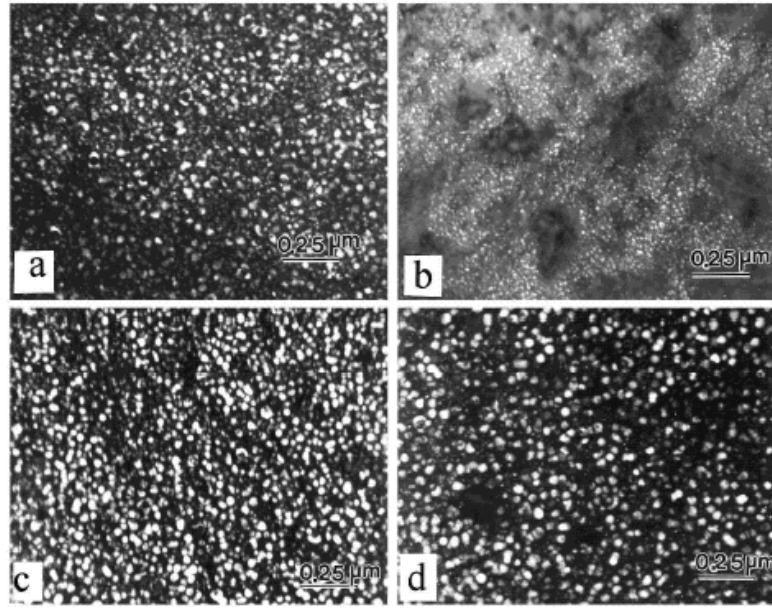
Şekil 4-6 8090 alaşımında delta' boyut dağılımı histogramları. (a) ilk hal, (b-d) 260°C'de 5, 20 ve 40 dk retrogresyon sonrası, (e-g) aynı sıcaklık ve sürelerde retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma sonrası

T1 ve S fazları da hem retrogresyon hem de yeniden yaşlandırma sırasında incelenmiştir. T1 fazının sadece 260°C'de ve retrogresyon sırasında büyüdüğü gözlenmiştir. 240°C'de T1'de büyüme görülmemiştir bunun sebebinin ise yetersiz litium miktarı olabileceği düşünülmüştür [51].

Şekil 4.7 ve 4.8'de 240 ve 260°C retrogresyon sıcaklıklarında delta' boyutları ve hacimsel yüzdelerindeki değişim TEM ile gözlenmiştir.



Şekil 4-7 8090 alaşımında delta' çökeltilerinin görüldüğü TEM mikrografları. (a) İlk hal, (b) 260° C' de 5dk. retrogresyon, (c) 260° C' de 20dk. retrogresyon, (d) 240° C' de 20dk. retrogresyon, (e) 240° C' de 40dk. retrogresyon



Şekil 4-8 8090 alaşımında delta' çökeltilerinin görüldüğü TEM mikrografları. (a) 260°C'de 5dk. retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma, (b) 260°C'de 20dk. retrogresyon ardından YY, (c) 240°C'de 20dk. retrogresyon ardından YY, (d) 260°C'de 40dk. retrogresyon ardından YY.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Deney Malzemesi

Deneyisel çalışmalar "British Aluminium Plate"de üretilen 8090 Al-Li alaşım üzerinde gerçekleştirilmiştir. Söz konusu kuruluştan temin edilen 530x360x30mm boyutlarındaki plakadan talaşlı imalat yöntemleri kullanılarak gerekli numuneler hazırlanmıştır. Deney malzemesinin, firma tarafından gönderilen sertifikasında yer alan kimyasal bileşim Tablo-1'de verilmiştir.

Tablo 5-1 Deneylerde kullanılan 8090 Al-Li alaşıımının kimyasal bileşimi

Malzeme	Alaşıım Elementleri, (wt %)									
8090	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Mn	Ti	Cr	Al
	2,31	1,20	0,76	0,12	0,05	0,04	--	--	--	kalan

5.2 Uygulanan Isıl İşlemler

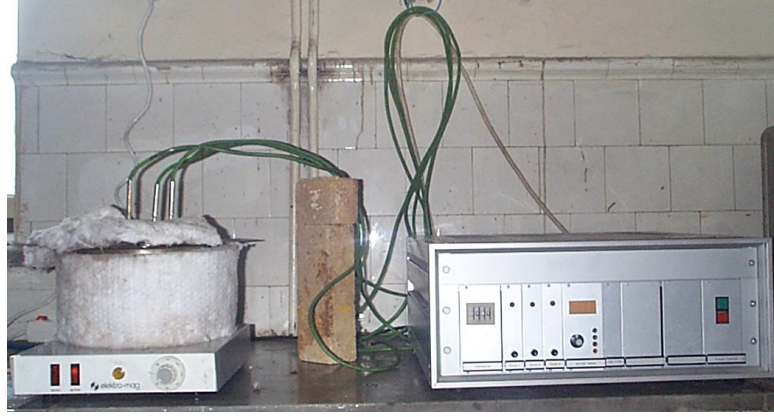
Katı çözeltiye alma işlemi PID kontrollü, hassasiyeti %0,1 olan “Linn” marka etüvde (Şekil-5.1), 540°C sıcaklıkta 60 dk. bekletilerek yapılmıştır. Sıcaklık ve bekleme süresi literatürden seçilmiştir[35]. Numuneler paslanmaz çelik bir levha üzerine yine paslanmaz çelik tellerle asılmıştır. Bu sayede hem numunelerin fırın duvarlarıyla teması engellenmiş hem de su verme (ani soğutma) sırasında kolaylık sağlanmıştır. Su verme ortamı olarak oda sıcaklığındaki su kullanılmıştır. Su verme suyunun sıcaklığının sabit kalması için sürekli devir daim yapması sağlanmıştır.



Şekil 5.1 Katı çözeltiye alma işleminde kullanılan PID kontrollü etüv.

Yaşlandırma ve retrogresyon işlemleri ise PID kontrol sağlayan bir cihaz tarafından sıcaklık kontrolü yapılan, 260 mm çapında, 135 mm yüksekliğinde silindirik ısıtıcı kazana sahip yağ banyosunda gerçekleştirilmiştir (Şekil-5.2). Yağ banyosu seramik yünüyle dış ortamdan ısı olarak yalıtılmıştır. Isıl işlem ortamı olarak silikon yağından yararlanılmıştır. Sıcaklık ölçümlerinde kontrol

cihazının 3 termokuplunun yanı sıra diğer bir sıcaklık ölçüm aleti ile de banyonun çeşitli bölgelerinden ölçüm alabilen termokupllardan yararlanılmıştır. İşlemler sırasında $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 'lik sıcaklık aralığında kalacak hassasiyet sağlanmıştır.



Şekil 5.2 Yağ banyosu ve kontrol cihazı.

Deneyisel çalışmada en yüksek sertliğe ulaşılan T6 ısıtma işlemi için deney numuneleri, literatürdekilerle aynı olacak şekilde $190 \pm 1^{\circ}\text{C}$ 'de 16 saat yapay yaşlandırmaya tabi tutulmuştur[35]. 16 saat boyunca, banyo içerisindeki en düşük ve en yüksek sıcaklıkları kaydedebilen bir termometre kullanılmıştır. Retrogresyon işlemleri ise $260 \pm 1^{\circ}\text{C}$ 'de 5dk. ve 20dk. bekleme sürelerinde gerçekleştirilmiştir. Retrogresyon işleminin sıcaklığı ise daha önce yapılan bir çalışmada optimum olarak belirlenen 260°C seçilmiştir[58]. Tablo 5.1'de referans gösterilen çalışmada elde edilen sonuçlar verilmiştir. Retrogresyon işleminin ardından tekrar önceden uygulanan T6 işlemi ile aynı şartlarda yeniden yaşlandırma işlemi yapılmıştır.

Tablo 5.2 Korozyon deneyi sonrası ölçülen korozyon çukurcuk derinliği ve taneler arası korozyon derinliği değerleri[58].

Isıl İşlem Durumu	Korozyon Çukurcuk Derinliği (μm)	Taneler Arası Korozyon Derinliği (μm)
240°C 'de RYY	a. 37,5 μm b. 17,5 μm	a. 230 μm b. 207 μm
260°C 'de RYY	a. 0 μm b. 0 μm	a. 82,5 μm b. 68,8 μm
280°C 'de RYY	a. 204 μm	a. 320 μm

	b. 73 μm	b. 224 μm
T6- Yapay Yaşlandırma	a. 156 μm b. 13, 2 μm	a. 487 μm b. 112, 5 μm
a. En büyük değer b. Ortalama değer		

Katı çözeltiye alma veya retrogresyon işlemlerinden sonra doğal yaşlanma ihtimaline karşın numuneler -20°C 'deki soğutucuda bekletilmiştir. Soğutucudan alındıktan sonra diğer işleme başlamadan önce numunelerin oda sıcaklığına gelmeleri sağlanmıştır.

5.3 Sertlik Ölçümleri

Her ısıtıl işlemden sonra bir numune üzerinde sertlik ölçümleri yapılarak iç yapı değişikliğine bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişim ve ısıtıl işlemin doğruluğu kontrol edilmiştir. Sertlik ölçümlerinden önce numunelerin bir yüzü değişik kademelerdeki (180, 320, 600, 1200) su zımparaları ile zımparalanmış, daha sonra ise $3\mu\text{m}$ tane boyutundaki alumina pastası kullanılarak mekanik olarak parlatılmıştır. Isıtıl işlemler sırasında yüzeyden lityum kaybı olasılığı dikkate alınarak, zımparalama işlemi ile yüzeyden 0,1-0,2 mm aralığında malzemenin kaldırılması sağlanmıştır.

Sertlik değerleri, numunelerin üst yüzeyinden (geniş yüzey) genişlik doğrultusunda yüzeyden içeri gidilerek yapılan beş ölçümün ortalaması alınarak belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri, "Shimadzu" marka, HM2 tipi, mikrovickers sertlik ölçüm cihazı ile yapılmıştır (Şekil-5.3).

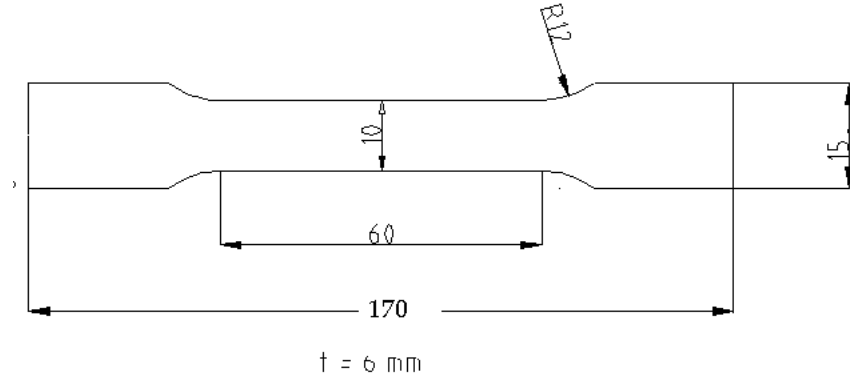


Şekil 5.3 Sertlik ölçümlerinin yapıldığı mikrovickers sertlik ölçüm aleti.

5.4 Çekme Deneyleri

Çekme deneyleri, malzemenin elastiklik modülünün ve yorulma deneylerinde kullanılacak akma ve çekme dayanımlarının bulunması için yapılmıştır. Çekme deneyleri T6 şartındaki 5 ve 20 dk.'lık retrogresyon işlemi ardından yeniden yaşlandırılmış numuneler üzerinde yapılmıştır.

Çekme Deneyleri TSE 138 standardına uygun olarak hazırlanan dikdörtgen kesitli numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir (Şekil-5.4). Çekme hızı yine standarda uygun olarak 0,005 mm/sn 'dir. Çekme numuneleri plaka halindeki deney malzemesinden haddelene yönüne paralel olarak çıkarılmıştır. Çekme deneyleri DARTEC marka 60 tonluk servo-hidrolik universal çekme makinasında, ekstansometre kullanarak yapılmıştır (Şekil-5.5).



Şekil 5.4 Çekme numunesi

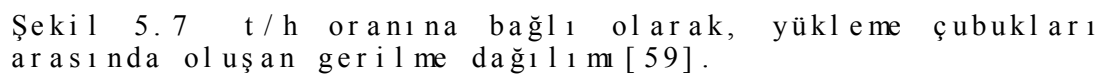


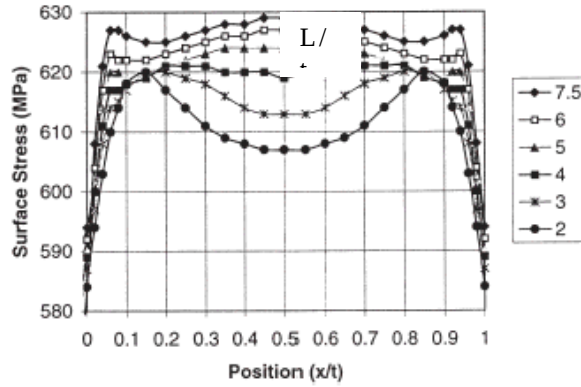
Şekil 5.5 DARTEC servo-hidrolik üniversal çekme makinası

5.5 Yorulma Deneyleri

5.5.1 Havada Yapılan Yorulma Deneyleri

Yorulma deneylerinde gerilme oranı $R=0,1$ frekans ise $3,5\text{Hz}$ olarak seçilmiştir. Yorulma deneyleri dört noktadan eğme yöntemi ile yapılmıştır. Bu yöntemin, numunelerin ve aparatın basitliği, ayrıca numunelerin aparata bağlanma kolaylığı gibi avantajları vardır. Ancak, dört noktadan eğme ile yorulma deneylerinin herhangi bir standardı yoktur. Farklı araştırmacıların yaptıkları çalışmalarda çok farklı boyut oranları kullanılarak deneyler yapıldığı görülmektedir [59-63].





Şekil 5.8 L/t oranına bağlı olarak, yükleme çubukları arasında oluşan gerilme dağılımı [59].

Numune ve aparat boyutlarının belirlenmesinde bu çalışmada elde edilen sonuçlar ve yorulma deneylerinin yapılacağı makinanın kapasitesi temel alınmıştır.

5.5.1.1 Deney Numuneleri

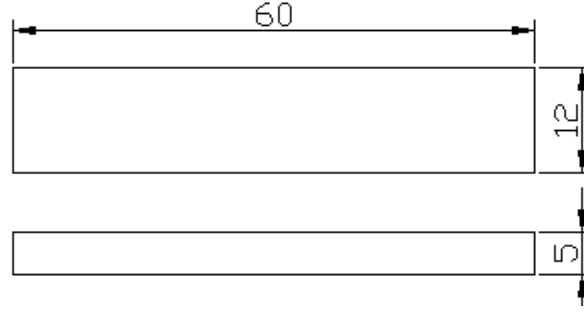
Dört noktadan eğme ile zorlamada en yüksek gerilme iki yükleme çubuğu arasında oluşmaktadır. Gerilmenin değeri;

$$\sigma_{maks} = 3P(L-t)/(w.h^2) \quad (5.1)$$

bağıntısı ile hesaplanmaktadır.

Bu bağıntıda P yerine deneyde kullanılacak makinanın uygulayabileceği en büyük kuvvetin yarısı, σ_{maks} yerine de en yüksek dayanıma sahip (T6) numunenin akma dayanım koyularak, Şekil 5.7 ve 5.8'daki tablolara göre numune boyutları ve destek ve yükleme çubukları arasındaki mesafe belirlenmiştir.

Numune boyutları ve numunelerin resmi sırasıyla Şekil-5.9 ve 5.10'da verilmiştir.



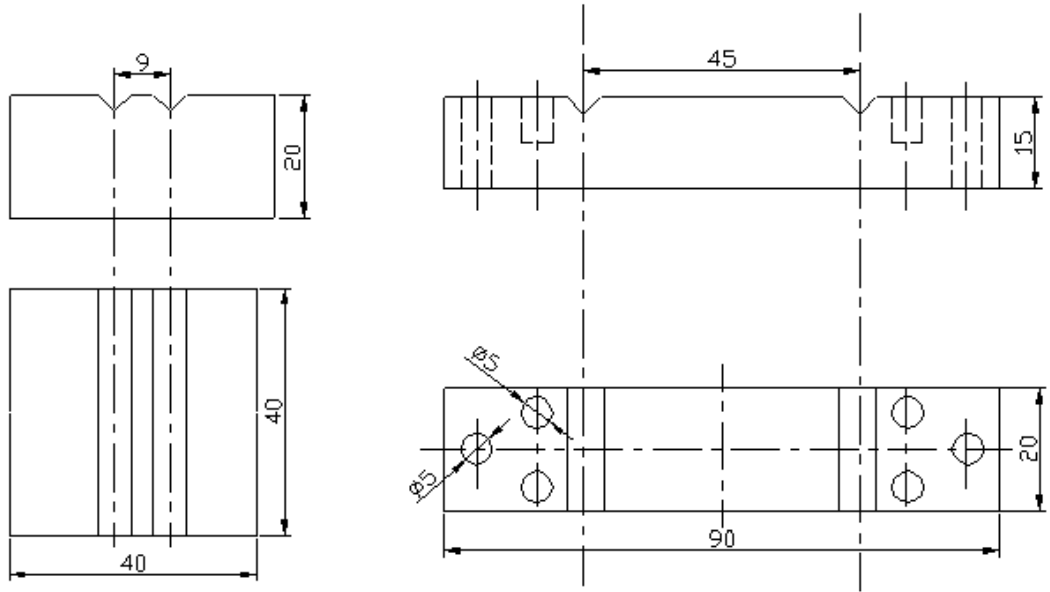
Şekil 5.9 Numune boyutları



Şekil 5.10 Numunenin fotoğrafı

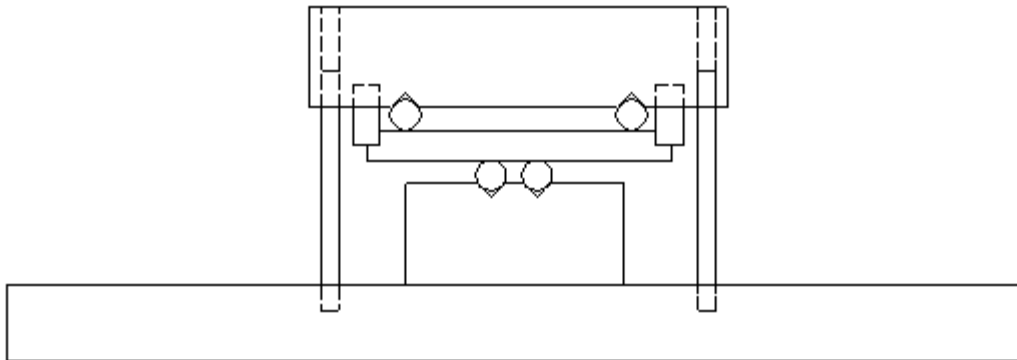
5.5.1.2 Yükleme Aparatı

Şekil 5.11’de detayları verilen yükleme aparatı, yükleme ve destek çubuklarını belirlenen aralıklarda sabitlemek üzere tasarlanmıştır. Çeneler üzerine 90° açıyla yivler açılarak yükleme ve destek çubukları bu yivlere yerleştirilmiştir. Numune üzerinde çekme gerilmesinin ve dolayısıyla çatlağın oluşacağı yüzeyin, çatlağın gözlenmesi için yukarı bakacak şekilde olması tasarlanmıştır. Buna bağlı olarak destek çubukları üst çene üzerine sabitlenmiştir. Basma çubukları ise alt çene üzerine herhangi bir sabitleme olmaksızın yerleştirilmiştir.



Şekil 5.11 Yükleme aparatları

Alt çene disk şeklinde bir plakanın merkezine sabitlenmiştir. Alt ve üst çene arasında paralelliğin sağlanması için merkezleme pimleri kullanılmıştır. Aynı zamanda numuneler de üst çene üzerine yerleştirilen ve üzerlerine 90° yivler açılmış dört silindirik çubuğun arasına yerleştirilerek paralellik sağlanmıştır (Şekil-5.12).



Şekil 5.12 Aparatın önden görünüşü

Numune çeneler arasına yerleştirildikten sonra çok düşük kuvvet altında yükleme çubukları elle hareket ettirmeye çalışılarak iki çubuğun da numune ile temasta olup olmadığı kontrol edilmiştir.

5.5.1.3 Kuvvet ve Gerilme Ölçümleri

Deneyle sırasında numuneye uygulanan yük, çenelerle makinanın kuvvet kolu arasındaki yük hücresi ile wheatstone köprüsüne (Şekil-5.13) oradan da bilgisayara iletilmiştir. Böylece uygulanan yük, hem köprünün dijital ekranından, hem de kullanılan yazılım ile osiloskopa dönüştürülen bilgisayar ekranından okunmuştur (Şekil-5.14).



Şekil 5.13 Wheatstone köprüsü



Şekil 5.14 Yorulma deneylerinde kullanılan bilgisayar

Yükseltici köprünün kalibrasyon kontrolü 90 kg'lık sabit yük kullanılarak yapılmıştır. Ayrıca örnek bir numuneye yapıştırılan strain-gauge ile, her farklı yük seviyesi için numune üzerindeki gerilme ölçülmüştür. Bu gerilme değeri, köprüden okunan yük değeri ile teorik olarak

hesaplanan gerilme ile karşılaştırılmış olup aralarında 0-5 Mpa'lık farklılıklar olduğu görülmüştür.

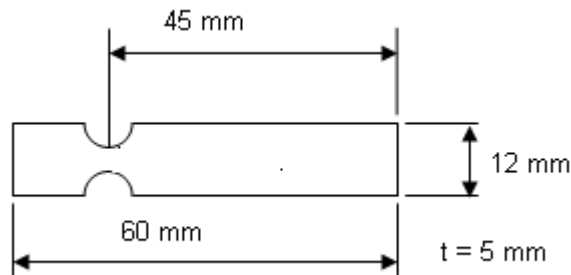
5.5.2 Korozyonlu Yorulma Deneyleri

Korozyonlu yorulma deneyleri %3,5 NaCl sulu çözeltisinde gerçekleştirilmiştir. Havada yapılan yorulma deneylerinde kullanılan teçhizatın aynısı korozyonlu yorulma deneylerinde de kullanılmıştır. Gerilme oranı ve frekans da havadaki ile aynı olacak şekilde $R=0,1$ ve $f = 3,5$ Hz seçilmiştir. Deneyler şeffaf PVC kap içerisinde yapılmıştır. Paslanması muhtemel metal kısımlar krom kaplanmıştır veya silikon kullanılarak çözelti ile temasları engellenmiştir. Kap içerisinde sirkülasyon küçük bir akvaryum pompası ile sağlanmıştır. Çözelti 5×10^5 çevrimde bir değiştirilmiştir.

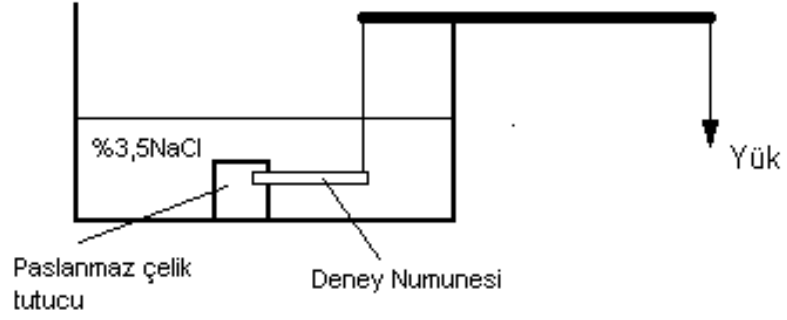
5.6 Gerilmeli Korozyon Deneyleri

Gerilmeli korozyon deneyleri RYY işleminin sonucunda beklenen gerilmeli korozyon direncindeki artışın sağlanıp sağlanmadığını kontrol amacıyla yapılmıştır. Deneyler en yüksek sertliğe yaşlandırılmış T6 numunelere ve 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numunelere uygulanmıştır.

Gerilmeli korozyon deneyleri sabit yük altında ve %3,5 NaCl sulu çözeltisi içerisinde gerçekleştirilmiştir. Gerilmeli korozyon deneylerinde kullanılan numune Şekil 5.15'de verilmiştir.



Şekil 5.15 Gerilmeli korozyon deney numunesi



Şekil 5.16 Gerilmeli korozyon deney tesisatının şematik resmi

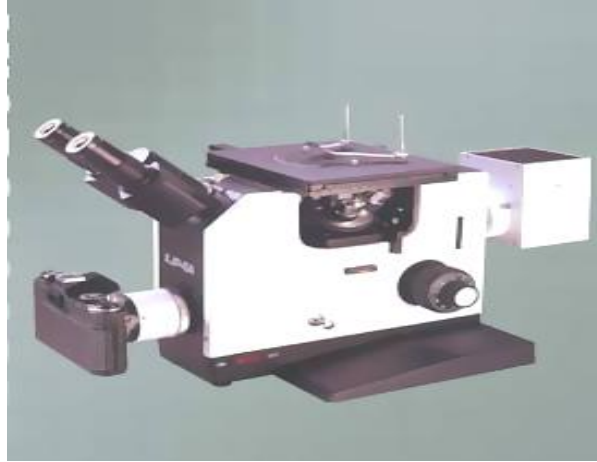
5.7 Kırık Yüzey İncelemeleri

5.7.1 Mikroskopik İncelemeler

Mikroskopik incelemeler gözle ve düşük büyütme (10X-30X) yapan bir mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

5.6.2 Mikroskopik İncelemeler

Mikroskopik incelemeler Şekil 5.15’de görülen “SOIF” marka, XJP-6 tip mikroskop kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 5-17 Mikroskopik incelemelerde kullanılan optik mikroskop

6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELEME

6.1 Isıl İşlemler ve Sonuçları

6.1.1 Sertlik Ölçümleri

Yapılan ısıt işlemler sonrasında ölçülen sertlikler Tablo 6.1’de verilmiştir.

Tablo 6 -1 Deneylerde uygulanan ısıt işlemler ve bu ısıt işlemler sonucunda numunelerin Vickers sertlik değerleri.

	Sertlik (Vickers)					
	Öl ç ü m Sayı s ı					Or t a l a m a Sertlik
Isıl İşlem	1	2	3	4	5	
Çözündür me, 540°C’ de 60 dk.	71	71	70	70	70	70 ±2
Çözündür me, 190°C’ de 16 saat yapay yaşlandırma	149	148	152	149	154	150±2
Çözündür me, 190°C’ de 16 saat yapay yaşlandırma, 260°C’ de 5 dk. Ret rogresyon	99	98	98	97	97	97±2
Çözündür me, 190°C’ de 16 saat yapay yaşlandırma,	94	94	93	93	96	94±2

260°C'de 20 dk. Retrogresyon						
190°C'de 16 saat yapay yaşlandırma, 260°C'de, 5 dk. Retrogresyon, 190°C'de 16 saat yeniden yaşlandırma	14 5	14 2	14 1	14 8	14 2	143±2
190°C'de 16 saat yapay yaşlandırma, 260°C'de, 20 dk. Retrogresyon, 190°C'de 16 saat yeniden yaşlandırma	13 4	13 5	13 9	13 7	13 6	136±2

T6 ısıtıl işlemi uygulanmış numunenin sertlik değeri 150 HV'dir. RYY işlemine tabi tutulmuş numunelerin sertlik değerleri ise bu değerden daha düşük bulunmuştur.

260°C retrogresyon sıcaklığında yapılan RYY işlemi 10 dk. retrogresyon süresinden sonra, 240°C'de yapılan aksine, sertlikte bir miktar düşüş görülebileceği, Cina tarafından belirtilmiştir. Ancak bu çalışmada 5 dk. retrogresyon süresinde dahi sertlikte bir miktar düşüş görülmüştür. Bu düşüş, yine Cina tarafından iddia edilen ve T1 çökeltilerinin, 260°C'de yapılan retrogresyon işlemi sertliğe katkısı olduğu fikri ile açıklanmaktadır. Bu çalışmada çözeltiye alma işlemi sonrasında soğuk şekil değişimi uygulanmamıştır ve dolayısıyla tercihi olarak dislokasyonların altında çökelen T1 çökeltisi sayısı diğer çalışmalara göre daha azdır, bu yüzden sertlikte düşüş bir miktar daha fazla olmaktadır.

6.2 Çekme Deneyleri

Farklı ısıtıl işlem görmüş çekme numuneleri üzerinde yapılan çekme deneyleri sonucunda elde edilen dayanım değerleri Tablo 6.2'de verilmiştir.

Tablo 6-2 Çekme deneyleri sonucunda elde edilen dayanım değerleri.

Isıl İşlem	Akma Dayanım, MPa	Çekme Dayanım, MPa	Kopma Uzunluğu, %	Sertlik
Çözündürme, 190°C'de 16 saat yapay yaşlandırma	367	492	7	150
Çözündürme, 190°C'de 16 saat yapay yaşlandırma, 260°C'de 5 dk retrogresyon, 190°C'de 16 saat yeniden yaşlandırma	346	446	7	143
Çözündürme, 190°C'de 16 saat yapay yaşlandırma, 260°C'de 20 dk retrogresyon, 190°C'de 16 saat yeniden yaşlandırma	321	428	6	136

5 dk retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş numune ile T6 temperindeki numunenin çekme dayanımları arasında %0 civarında bir fark oluşmuştur. Ancak, literatürde bu farkın %5'in altında tutulabileceği öngörülmüştür [43]. Literatür ile bu çalışma arasında ortaya çıkan farkın, sertlikteki ile aynı olarak yapay yaşlandırma öncesi soğuk şekil değişimi yapılmamış olmasına ve dolayısıyla T1 çökeltisinin miktarının daha az olmasına bağlı olabileceği düşünülmektedir.

6.3 Yorulma Deneyleri ve Sonuçları

6.3.1 Havada Yapılan Yorulma Deneyleri

Yorulma deneyleri sırasında ve sonrasında yapılan makroskopik incelemelerde, tüm numunelerde çatlağın çekme gerilmesinin olduğu yüzeyde, kısa aralıklı mesnetlerin arasından (en yüksek gerilme bölgesi) veya bu mesnetlerin üzerinden başladığı ve ilerlediği görülmüştür. Şekil

6.1’de üzerinde yorulma çatlağı bulunan bir numune görülmektedir.

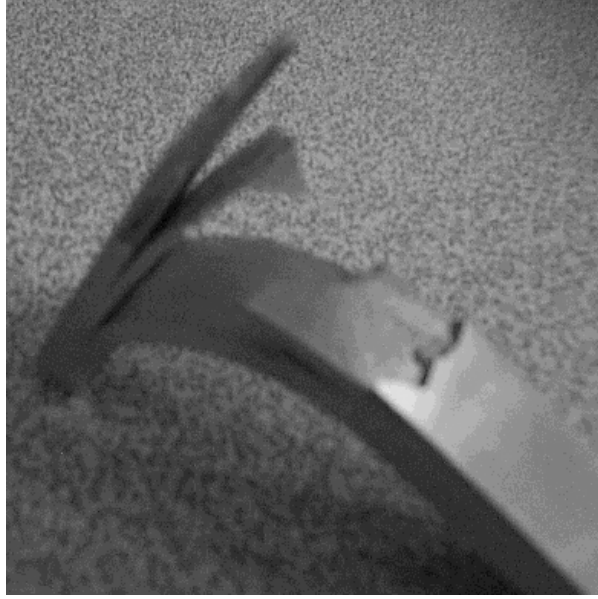


Şekil 6.1 Numune genişliği boyunca ilerleyen yorulma çatlağı

Yine makroskopik incelemeler sonucunda, çatlak numune kalınlığı boyunca belirli bir derinliğe ulaştığında delaminasyon görülmüştür (Şekil 6.2). Yorulma hasarı oluştuğundan sonra statik zorlamayla çatlak tamamen açıldığında Şekil 6.3’de görülen laminar kırılma meydana gelmiştir.



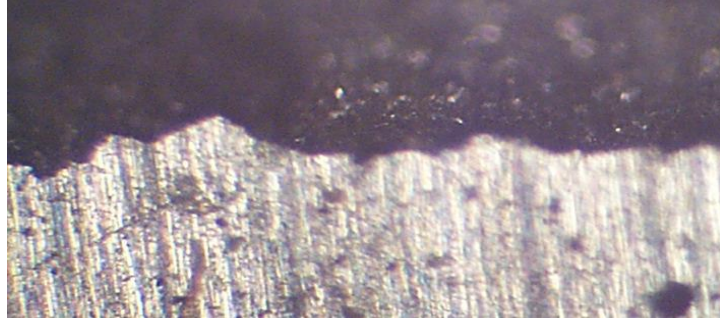
Şekil 6.2 Numunenin yan yüzeyinde delaminasyon başlangıcı.



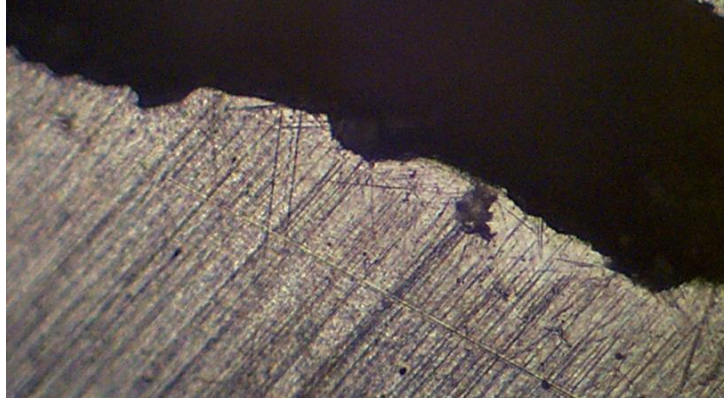
Şekil 6.3 Yorulma hasarından sonra statik olarak çatlağın tamamen açıldığı numune.

Al - Li alaşımlarında bu şekilde çatlak oluşumundan literatürde de sıkça bahsedilmektedir ve laminer çatlağın taneler arasından ilerlediği söylenmektedir [13, 17, 64].

Çatlağın mikroskopik incelemesinde ise literatürde bahsedilen zig-zag şeklinde çatlak ilerlemesi görülmüştür. T6 işlemi görmüş numunedeki çatlak ilerlemesi (Şekil 6.4) ve 5 dk. retrogresyon süresi ardından yeniden yaşlandırılmış numunedeki çatlak ilerlemesi (Şekil 6.5) incelendiğinde T6 numuneye ait çatlak yolu daha girintili çıkıntılı olduğu görülmektedir. Al - Li alaşımlarında yorulma çatlağın bu şekilde düşük büyütme ile incelenmesi bir çok araştırmacı tarafından gerçekleştirilmiştir [13, 17, 64].



Şekil 6.4 T6 numuneye ait çatlak yolu (100X).



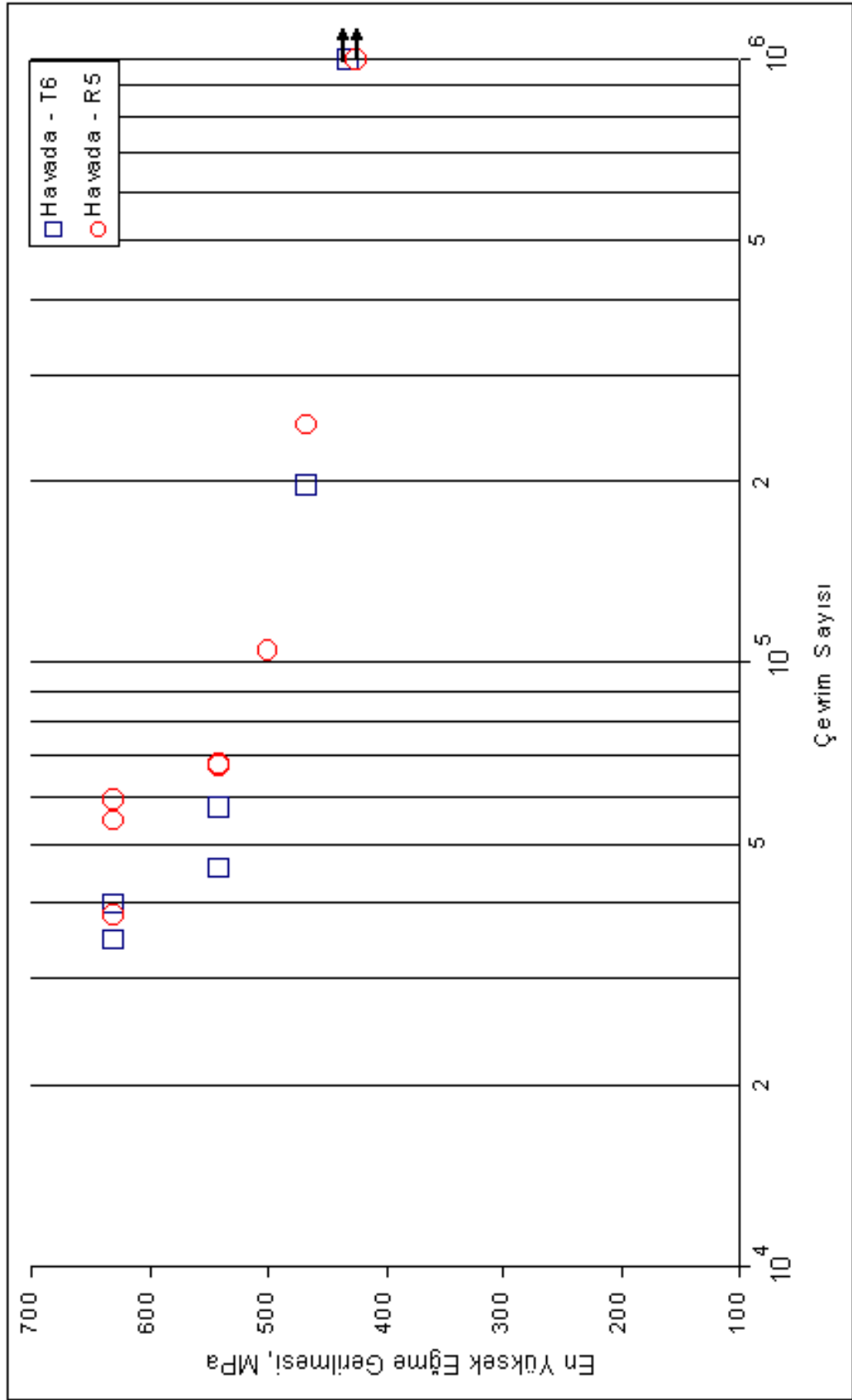
Şekil 6.5 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numuneye ait çatlak yolu (100X).

T6 ısıtıl işlemi görmüş ve 5dk. retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numunelere ait, havada yapılan yorulma deneyleri ile elde edilen veriler Tablo 6.3’de bu veriler ile oluşturulan yorulma eğrisi Şekil 6.6’da verilmiştir.

Tablo 6.3: Havada yapılan yorulma deneylerine ait veriler. (*: Hasara uğramamıştır)

Numune	Isıl İşlem	En Yüksek Eğme Gerilmesi, MPa	Hasar Çevrim Sayısı
T6	190°C’de, 16 saat yapay yaşlandırma	630	35000
		630	40000
		540	58000
		540	46000
		468	197500
		432	1000000*
R5	5 dk. Retrogresyon Ardından Yeniden Yaşlandırma	630	55000
		630	60000
		630	38500
		540	68500
		540	68000
		500	105000

		468	250000
		432	1000000*



Şekil 6.6 Havada yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramı. (Ok işaretli numuneler deney sırasında hasara uğramamıştır)

Bu diyagramda görülmektedir ki, özellikle yüksek gerilmelerde, 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numune(R5) daha düşük dayanıma sahip olmasına rağmen, T6 temperindeki numuneden daha uzun yorulma ömrüne sahiptir. Aradaki farkın yüksek gerilmelerde daha belirgin olması 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numunede yorulma çatlağının başlangıcındaki gecikmeyi düşündürmektedir.

Daha önce Cina tarafından yapılan bir çalışmada, 260° C’de yapılan 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma sonucunda, küçük boyutlardaki δ' çökeltilerinin sayısında büyük bir azalma görüldüğü, bununla birlikte az sayıda da olsa RYY işleminden önceki yapıda görülmeyen daha büyük boyutlu δ' çökeltileri de RYY işleminden sonra yapıda görüldüğü belirtilmiştir[43]. Aynı zamanda yine Cina tarafından, 260° C retrogresyon sıcaklığında T1 çökeltilerinin de büyüdüğü belirtilmiştir. Bunlara bağlı olarak 5 dk. Retrogresyon ardından yaşlandırma işlemi görmüş yapıda kaymanın, T6 veya T8 yapıya göre daha homojen olabileceği düşünülebilir. Daha homojen kayma sonucunda da düzlemsel kaymaya göre yorulma çatlağının oluşumunun yavaşlayacağı, çatlağın ilerlemesinin ise hızlandığı literatürde rapor edilmektedir[13, 17, 64, 66, 67].

Havada yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramında görülmektedir ki yüksek gerilmelerde 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numunelerin daha yüksek yorulma çevrimlerinde hasara uğradığı görülmektedir. Bunun sebebi olarak, T6 numuneye göre daha homojen kayma göstereceği düşünülen 5 dk. RYY numunenin çatlak oluşumunun daha geç başlaması gösterilebilir. Ancak kaymanın daha homojen olabileceği konusundaki bu fikir TEM incelemeleri ile desteklenmelidir. Bu çalışmada TEM incelemesi yapılamadığı için kesin bir yorum yapılamamaktadır. Yine de Şekil 6.4 ve 6.5’de görülen çatlak yolları bu fikri desteklemektedir.

6.3.2 Gerilmeli Korozyon Deneyleri

Sabit yük altında yapılan gerilmeli korozyon deneylerinde elde edilen veriler, uygulanan sabit gerilmeye karşılık gelen hasara uğrama süresi aşağıdaki tabloda verilmiştir.

Tablo 6.4: Gerilmeli korozyon deney sonuçları

Gerilme, MPa	Hasara Uğrama Süresi, saat	
	T6	R5
300	48	37
200	63	57

Gerilmeli korozyon deneyleri sonrasında retrogresyon işlemine tabi tutulmuş numunenin hasara uğrama süresinin en yüksek sertliğe yaşlandırılmış numuneye göre daha iyi olması beklenmekteydi [51-54, 58]. Ancak bu sonuçlarda görülmektedir ki 260°C'de 5 dk. süreyle yapılan RYY işlemi gerilmeli korozyon direncinde bir artış sağlamamıştır.

6.3.3 Korozyonlu Yorulma Deneyleri

%3,5 NaCl ortamında yapılan yorulma deneylerinde, havada yapılan deneylere göre beklendiği gibi, aynı gerilme genliğinde denenen tüm numunelerin yorulma ömründe belirgin bir azalma görülmüştür. Ayrıca yine beklenildiği şekilde gerilmenin azalması ile yorulma ömrü de sürekli olarak azalmaya devam etmektedir.

Havada yapılan deneylerle elde edilen yorulma diyagramından farklı olarak korozyonlu yorulma deneylerinde, T6 işlemine tabi tutulmuş numune ile 5 dk retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numunenin yorulma ömürleri arasında belirgin bir fark görülmektedir (Şekil 6.7).

Al-Li alaşımlarının korozyonlu yorulma özellikleri hakkında tüm araştırmacıların hemfikir olduğu bir görüş bulunmamaktadır. Ancak genel kanı gerilmeli korozyon özelliklerinde RYY işlemi ile görülen iyileşmenin korozyonlu yorulma performansına yansımalarıdır. Koroziif ortamda yorulma ömrünün azalması bazı araştırmacılar

tarafından, havadaki yorulma özelliklerini büyük ölçüde etkileyen zig-zag şeklinde çatlak ilerlemesinin etkisinin korozi ortamın aşındırıcı etkisinden dolayı zig-zagların zayıflaması, aşınması ve yük taşıyamamasına bu yüzden de çatlak kapanma etkisinin azalmasına bağlanmaktadır[13, 70]. Bu etkinin yanında korozyonlu yorulma deneylerinde çatlak hızının artmasını hidrojen gevrekleşmesine bağlayan çok sayıda araştırmacı da vardır[68- 73]. Diğer bazı araştırmacılar da korozi ortamda çatlak hızlanmasını anodik çözülmeye bağlamıştır[74- 75].

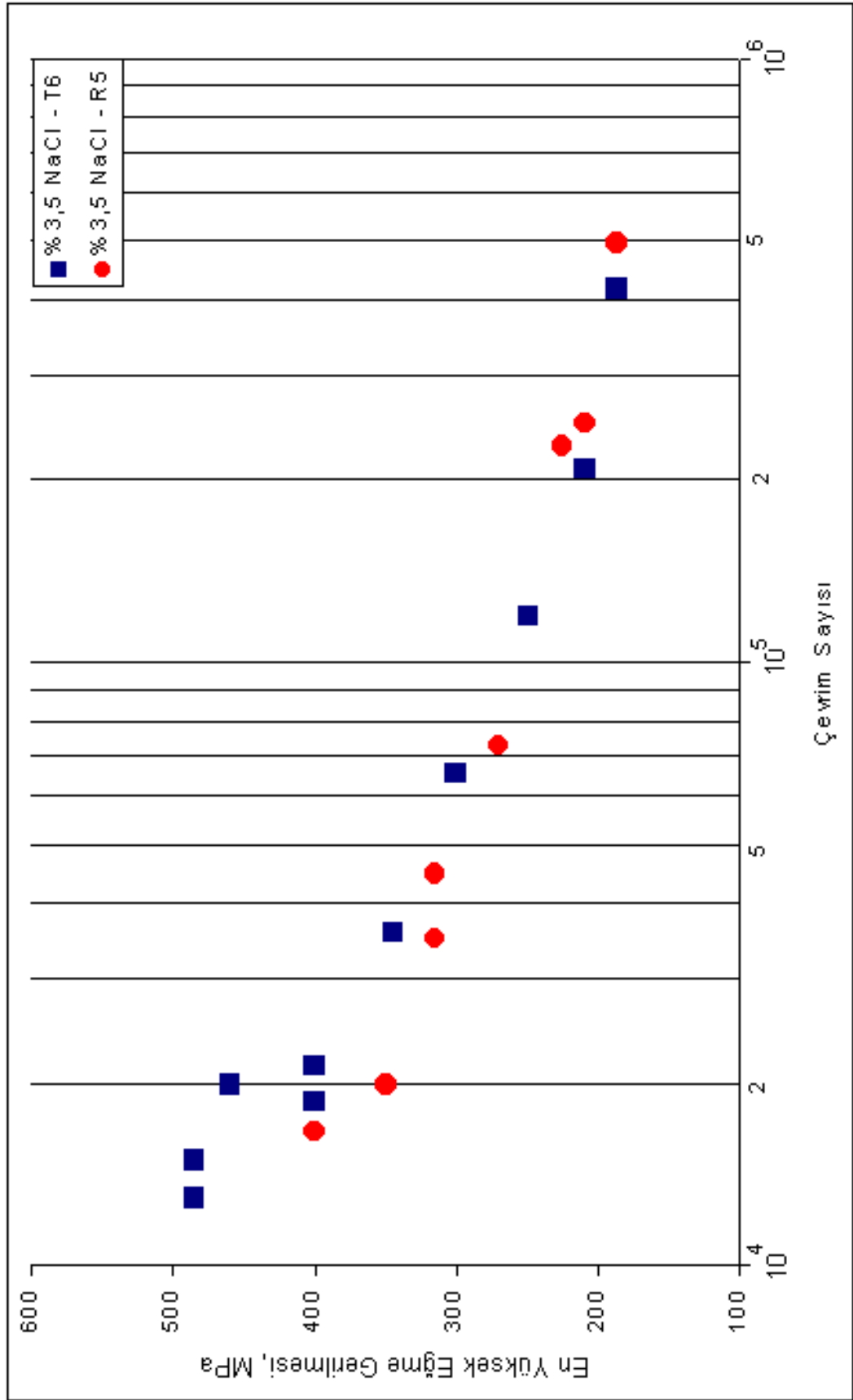
Yukarıda bahsedilen araştırmalar da dahil olmak üzere daha önce Al-Li alaşımlarına uygulanan RYY işleminin yorulmaya olan etkisi incelenmemiştir. En azından çalışmaların şu safhasında böyle bir çalışmaya rastlanmamıştır. Dolayısıyla bu çalışmada elde edilen sonuçlar bu konuda elde bulunan tek verilerdir. Bu yüzden elde edilen yorulma diyagramının sağlıklı yorumlanabilmesi için SEM ve TEM incelemeleri yapılmalıdır. Ancak bu çalışmada bu incelemeler yapılamadığından sadece gerilmeli korozyon deneylerine bağlı olarak ve bu deneylerde RYY işlemi görmüş numune ile T6 temperindeki numune arasında belirgin bir fark olmaması göze alınarak bu iki numuneye ait farklı gerilmelerdeki yorulma ömürleri aynı bant içerisinde düşünülebilir.

Sonuç olarak T6 ve RYY ısıtma işlemlerinin korozyonlu yorulma özellikleri üzerinde bu alaşım ve bu deney şartları için önemli bir fark yaratmadığı söylenebilir.

Tablo 6.5: %3,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerine ait veriler

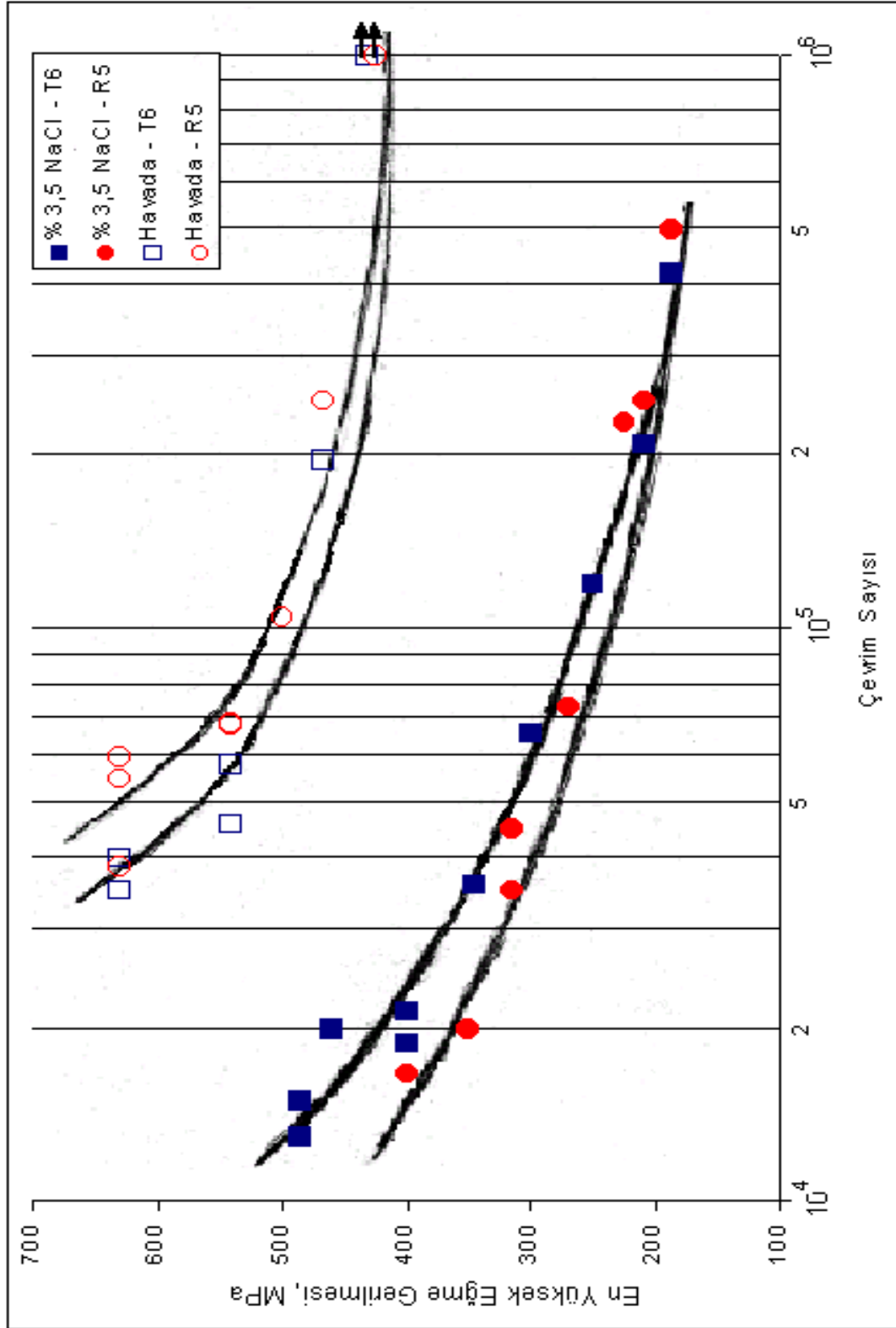
Numune	Isıl İşlem	En Yüksek Eğme Gerilmesi, MPa	Hasar Çevrim Sayısı
T6	190°C'de, 16 saat yapay yaşlandırma	485	13000
		485	15000
		460	20000
		400	21500

		400	20000
		345	36000
		300	66000
		250	120000
		209	210000
		187	420000
R5	5 dk. Ret ro gresyon Ar d ı n d a n Yen i d e n Ya ş l a n d ı r m a	400	16800
		350	20000
		315	45000
		315	35000
		270	73000
		225	230000
		209	250000
		187	500000



Şekil 6.7 %3,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramı.

Şekil 6.8’de, havada ve %3,5 NaCl sulu çözeltisinde elde edilen yorulma eğrileri birlikte verilmiştir.



Şekil 6.8 Havada ve % 3,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerine ait yorulma diyagramı.

7. GENEL SONUÇLAR

1. T6 temperindeki 8090 Al-Li alaşıma yapılan 5dk. retrogresyon ardından yeniden yaşlandırma işlemi sonucunda sertlikte bir miktar düşüş görülmektedir. 20 dk. retrogresyon süresi için bu düşüş daha fazla olmaktadır. Ancak iki durum için de sertlikteki düşüş aşırı yaşlandırmaya göre daha azdır.
2. Hadde doğrultusunda, sabit yük altında yapılan gerilmeli korozyon deneyleri sonucunda T6 temperindeki numuneler ile 5 dk. Retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numuneler arasında hasara uğrama süreleri bakımından belirgin bir fark görülmemiştir.
3. %0,5 NaCl sulu çözeltisindeki yorulma ömürleri, havadaki yorulma ömürlerine göre belirgin şekilde azalmıştır.
4. Havada yapılan yorulma deneylerinde, özellikle yüksek gerilmelerde 5 dk retrogresyon ardından yeniden yaşlandırılmış numuneler daha uzun yorulma ömürleri göstermiştir.
5. %0,5 NaCl sulu çözeltisinde yapılan yorulma deneylerinde farklı numuneler arasında yorulma ömürleri açısından belirgin bir fark görülmemiştir.

KAYNAKLAR

- [1] **Staley J. T.**, 1989. History of Wrought - Aluminium Alloy Development, in *Aluminum alloys - Contemporary Research and Applications*, Eds, Vasudevan A.K. and Doherty R.D., Boston: Academic.
- [2] **Kaufman J. G.**, 2000. Introduction to Aluminum Alloys and Tempers, Materials Park, OH : ASM International.
- [3] Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys, in *Aluminum and Aluminum Alloys, ASM Speciality Handbook*. Eds, **Davis J. R.**, 1993
- [4] **Csontos A. A. S.**, 2001. Microstructural Effects on Slip and Fracture Behavior of Al -Li -Cu- X Alloys, *PhD Thesis*, University of Virginia.
- [5] **TMMOB**, Alüminyum Raporu.
- [6] Statistical report
- [7] Physical Metallurgy, in *Aluminium and Aluminium Alloys*, ASM Speciality Handbook. Eds, **Davis J. R.**, 1993
- [8] Alloy and Temper Designation Systems, in *Aluminium and Aluminium Alloys*, ASM Speciality Handbook. Eds, **Davis J. R.**, 1993
- [9] Mühendislik Malzemeleri Ders Notları, İTÜ Makina Fakültesi.
- [10] **Grimes R., Cornish A. J., Miller W.S. and Reynolds M. A.**, 1985. Aluminium-Lithium Based Alloys for Aerospace Applications, *Aerospace Materials*, 357-363.
- [11] **Lavernia E. J. and Grant N. J.**, 1987. Review Aluminium-Lithium Alloys, *J. Mat. Sci.*, **22**, 1521-1529.
- [12] **Onurlu S., Demirkol M ve Yörücü H.**, 1988. Havacılık Endüstrisi İçin Elyaf Takviyeli Kompozit Malzemelere Metal Alternatif: Alüminyum-Lityum Alaşımları, 3. Ulusal Makina Tasarım ve İmalat Kongresi, 565-574.
- [13] **Venkateswara Rao K. T. and Ritchie R. O.**, 1992. Fatigue of Aluminium-Lithium Alloys, *Int. Mat. Rev.*, **37**, 153-184.

- [14] **Quist W.E. and Narayanan G.H.**, 1989. Aluminium-Lithium Alloys, in *Aluminum alloys-Contemporary Research and Applications*, Eds, Vasudevan A.K. and Doherty R.D., Boston: Academic.
- [15] Aluminium Lithium Alloys, in *Aluminium and Aluminium Alloys*, pp 121-142, ASM Speciality Handbook
- [16] **Eftekhari A.**, 1998. Anisotropy in Engineering Properties of Superplastically Formed 8090 Al-Li Alloy, *PhD Thesis*, Wichita State University.
- [17] **Chen X. and Tromans D.**, 1994. Fatigue Crack Propagation in 8090 Al-Li Alloy – Environmental Effects, *Mt. Sci. and Eng.*, **A189**, 45-59.
- [18] **McMaster F.J., Tabrett C.P. and Smith D.J.**, 1998. Fatigue Crack Growth Rates in Al-Li Alloy, 2090. Influence of Orientation, Sheet Thickness and Specimen Geometry, *Fat. and Frac. of Eng. Mt. and Stru.*, **21**, 139-150.
- [19] **Cui J., Fu Y., Li N., Sun J., He J. and Dai Y.**, 2000. Study on Fatigue Crack Propagation and Extrinsic Toughening of an Al-Li Alloy, *Mt. Sci. and Eng.*, **A281**, 126-131.
- [20] **Venkateswara Rao K.T., Yu W. and Ritchie R.O.**, 1988. Fatigue Crack Propagation in Al-Li Alloy 2090: Part I. Long Crack Behaviour, *Metal. Trans. A*, **19A**, 549-561.
- [21] **Lynch S.P.**, 1991. Fracture of 8090 Al-Li Plate I. Short Transverse Fracture Toughness, *Mt. Sci. and Eng.*, **A136**, 25-43.
- [22] **Kobayashi T.**, 2000. Strength and Fracture of Aluminium Alloys, *Mt. Sci. and Eng.*, **A280**, 8-16.
- [23] **Lynch S.P., Middle B.C. and Pasang T.**, 2001. Ductile-to-Brittle Fracture Transitions in 8090 Al-Li Alloys, *Acta. Mt.*, **49**, 2863-2874.
- [24] **Kobayashi T.**, 1999. Toughness Problems in Advanced Materials. *Int. J. of Product Tech.*, **14**, 127-145.
- [25] **Sverdlin A., Drits A.M., Krimova T.V., Sergeev K.N. and Ginko I.B.**, 1998. Aluminium-Lithium Alloys for the Aerospace, *Advanced Mt. and Processes*, **6**, 49-52.

- [26] **Fielding P. S. and Wolf G. J.**, 1996. Aluminium-Lithium for Aerospace, *Advanced Mat. and Processes*, **4**, 19-22.
- [27] **Peel C. J.**, 1986. Overview Aluminium Alloys for Airframes – Limitations and Developments, *Mat. Sci. Tech.*, **2**, 1169-1175.
- [28] **Fridlander I. N., Gratukhin A. G. and Davydov V. G.** Soviet Al-Li alloys of aerospace applications: Aluminium-Lithium, Eds. M Peters and P.J Wnkler, DGM Informationsgesellschaft, Germany.
- [29] **Evans B.**, 1991. Lighter stiffer aluminium alloys, in *Advanced Materials Technology International*, Eds. G.B. Brook, Sterling Publications, London.
- [30] **Rendings K. H.**, 1994 Metallic structures used in aerospace during 25 years and prospects. In 50 years of Advanced Materials or Back to the Future, *Proceedings of the 15th International European Chapter Conference of the Society for the Advance of Material and Process Engineering*, Toulouse, France, Eds. J. Hognat, R. Pinzelli, E. Gillard, SAMPE, 1994.
- [31] **Grimes R.**, 1992. *Metall. And Mater.*, **8**, 436.
- [32] **Starke E. A, Jr.**, 1988. Alloying, ASM Metals Park, OH, pp 175.
- [33] **Jones W.R. D. and Das P. P.**, 1959-60. *Journal of the Institute of Metals*, **88**, 435-443.
- [34] **Demirkol M.**, 1991. *Mekanik Metalurji Ders Notları*.
- [35] Heat Treating, *in Aluminium and Aluminium Alloys*, pp290-327, ASM Speciality Handbook
- [36] **Martin J. W.**, 1998. *Precipitation Hardening*, Oxford: Butterworth-Heinemann.
- [37] **Ay N. Ü.**, 1989. 7075 alüminyum alaşımında RRA ısıtılmasının mikro yapıya etkisi ve kinetik analiz. *Doktora Tezi*. İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [38] **Erten R. H.**, 1987. 7075 alüminyum alaşımında retrogresyon ve yeniden yaşlandırma ısıtılma işlemi ile özelliklerin optimizasyonu, *Doktora Tezi*, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [39] **Lendvai J.**, 1996. Precipitation and Strengthening in Aluminium Alloys, *Mt. Sci. Forum* **217-222**, 43-56.
- [40] **Chai Z.G., Xu Y. and Meng F.L.**, 1999. The Interface Between δ' and Matrix in an 8090 Al-Li Alloy Studied by SAXS, *Mt. Char.*, **42**, 27-30.
- [41] **Starink M.J. and Gregson P.J.**, 1996. Thermodynamics and Precipitation in 8090 (Al-Li-Cu-Mg-Zr) Alloys Studied by DSC and TEM *Mt. Sci. Forum* **217-222**, 673-678.
- [42] **Özbilen S.**, 1997. Fractography and transmission electron microscopy analysis of an Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy displaying an improved fracture toughness, *J. Of Mt. Sci.*, **32**, 4127-4131.
- [43] **Gregson P.J. and Flower H.M.**, 1985. *Acta Metall.*, **33**, 527-538.
- [44] **Sanders T.H. Jr.**, 1981. Aluminium-Lithium alloys. Edited by T.H. Sanders Jr, and E.A. Sarke Jr, *AI ME*, New York, pp63-67
- [45] **Nobel B. and Thompson G.E.**, 1972. *Mt. Sci. J.*, **6**, 167
- [46] **Huang J.C. and Ardell A.J.**, 1985. In Aluminium-Lithium Alloys III. Eds, C.Baker, P.J. Gregson, S.J.Harris, C.J.Peels. *Inst. of Metals London*, pp455.
- [47] **Rioja R.J. and Ludwiczak E.A.**, 1985. *Ibid*, pp 471.
- [48] **Tosten M.H., Vasudevan A.K. and Howell P.R.**, 1985. *Ibid*, pp 483.
- [49] **Lin F.S., Chakraborty S.B. and Starke E.A., Jr.**, 1982. *Mt. Trans A*, **13A**, 401.
- [50] **Rioja R.J., Bretz P.E., Sawtell R.R., Hunt W.H. and Ludwiczak E.A.**, 1986. Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties, Vol III. Eds E.A. Starke, jr. and T.H. Sanders, jr. Conference proceedings, Engineering Materials Advisory Services Ltd., pp1781.
- [51] **Komisarov V., Talianker M. and Cina B.**, 1998. Effect of Retrogression and Reaging on the Precipitates in an 8090 Al-Li Alloy, *Mt. Sci. and Eng.*, **A242**, 39-49.

- [52] **Komisarov V., Talianker M and Cina B.**, 1996. The effect of Retrogression and Reaging on the Resistance to Stress Corrosion of an 8090 Type Aluminium Alloy, *Mt. Sci. and Eng.*, **A221**, 113-121.
- [53] **Li u Y.L., Hu Z.Q., Zhang Y. and Shi C.X.**, 1993. Influence of Retrogression and Reaging on Mcrostructure and Properties of 8090 Al-Li Alloy, *Mt. Sci. and Tech.*, **9**, 672-677.
- [54] **Cina B.**, 1974. Reducing the Susceptibility of Alloys particularly Aluminium Alloys to Stress Corrosion Cracking, US Patent No: 3856584
- [55] **Viana F., Pinto A.M.P., Santos H.M.C. and Lopes A.B.**, 1999. Retrogression and Reaging of 7075 Aluminium Alloy: Mcrostructural Characterization, *J. Mt. Pro. Tech.*, **92-93**, 54-59.
- [56] **Hepples W, Jarret M.R., Crompton J.S. and Holroyd N.J.H.**, 1989. In: *Proc Environment-Induced Cracking of Metals*, pp383.
- [57] **Holroyd N.J.H.**, 1989. In: *Proc Environment-Induced Cracking of Metals*, pp311.
- [58] **Gü leryüz C.G.**, 2000. 8090 alümi nyum-lityum ala şım ında retrogresyon ardından yeniden ya şlandırma ısıl işle miyle özelliklerin optimizasyonu, *Yüksek Lisans Tezi*, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [59] **Zhai T., Xu Y.G., Martin J.W, Wilkinson A.J. and Briggs G.A.D.**, 1999. A Self-Aligning Four-Point Bend Testing Rig and Sample Geometry Effect in Four Point Bend Fatigue, *Int. J. Fatigue.*, **21**, 889-894.
- [60] **Venkateswara R.K.T., Yu W and Ritchie R.O.**, 1988. *Metall. Trans. A*, **19A**, 563-569
- [61] **Grabowski L. and Yates J.R.**, 1992. *Int J. Fatigue*, **14**, 227-232.
- [62] **Güngör S., Edwards L.**, 1993. *Mater. Sci. Eng.*, **A160**, 17-24.
- [63] **Zhan G.D., Reece M.J., Li M and Calderon Moreno J.M.**, 1998. *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.*, **33**, 3867-3874.
- [64] **Venkateswara Rao K.V., Ritchie R.O.**, 1989. *Mechanical Properties of Al-Li Alloys Part 2 Fatigue*

- Crack Propagation, *Mt. Sci and Tech.*, Vol 5., 896-907.
- [65] **Jata K V., Starke Jr. E. A.**, 1986. Fatigue Crack Growth and Fracture Toughness Behaviour of an Al -Li - Cu Alloy, *Mtall. Trans. A*, 17A, 1011-1026.
 - [66] Fatigue Crack Growth of Al -Li Alloys, in *Aluminum and Aluminum Alloys*, *ASM Speciality Handbook*. Eds, **Davis J. R.**, 1993
 - [67] Fatigue Life of Aluminum Alloys in *Aluminum and Aluminum Alloys*, *ASM Speciality Handbook*. Eds, **Davis J. R.**, 1993
 - [68] **Dervenis C. P., Meletis E. I., Hochman R. F.**, 1987. Corrosion Fatigue in Al -Li Alloy 2090, *Mt. Sci. And Eng. A*, 102, 151-160.
 - [69] **Mignin T., Rebiere M.**, 1987. *J. Physique*, 48, 835-841
 - [70] **Shin K S., Kim S. S., in N. R. Moody and A. W. Thompson**(eds), Hydrogen Effects on Materials Behaviour, TMS- AIME, Warrendale, PA, 1990, pp.919-928
 - [71] **Tintlier R., Yang H S., Ranganathan N. Petit J.**, 1987. *J. Physique*, 48, 777-784.
 - [72] **Piascik R. S., Gangloff R. P.**, 1991. *Mtall. Trans. A*, 22A, 2415-2428.
 - [73] **Chen G. S., Duquette D. J.**, 1992. *Mtall. Trans. A*, 23A, 1551-1562.
 - [74] **Mignin T., Rieux P., Lespinnasse C., Bathias C.**, 1987. *J. Physique*, 48, 817-822.
 - [75] **Rebiere M., Mignin T.**, 1990. *Mter. Sci. Eng.*, A128, 99-106.

ÖZGEÇMİŞ

Ali Özgür ILGAZ, 1978 Eskişehir doğumludur. Eskişehir Kılıçoğlu Anadolu Lisesi'nden 1995 yılında mezun olduktan sonra, aynı yıl İTÜ Makina Mühendisliği bölümüne girmeye hak kazanmıştır. Bir sene İngilizce hazırlık öğreniminden sonra Makina Mühendisliği öğrenimine başlamıştır. 2000 yılında aynı bölüme bağlı, Makina Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başlamıştır.

Çok iyi derecede İngilizce bilmektedir. Halen İTÜ Makina Fakültesi, Makina Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Anabilim Dalı'nda Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır.