

57733

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANAN MIG
KAYNAĞININ GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI (GKÇ)
DİRENCİNE ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Müh. Hakan PEKEY

Ana Bilim Dalı : MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ

Programı : MAKİNA MALZEMESİ VE İMALAT

HAZİRAN 1995

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANAN MIG
KAYNAĞININ GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI (GKÇ)
DİRENCİNE ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Müh. Hakan PEKEY

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 23.06.1995

Tezin Savunulduğu Tarih : 28.07.1995

Tez Danışmanı
Prof.İbrahim UZMAN

(.....)

Üye
Prof.Dr. Leyon ÇAPAN

(.....)

Üye
Yrd.Doç.Dr.Kenan URAL

(.....)

HAZİRAN 1995

**7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANAN MIG KAYNAĞININ
GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI (GKÇ) DİRENCİNE
ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Hakan PEKEY

Anahtar Kelimeler: 7075, GKÇ, MIG, RRA

Özet: Bu çalışmada, T6 ve RRA(Retregrasyon ve Yeniden Yaşlandırma) ısıl işlemi görmüş 7075 Alüminyum alaşımlarına uygulanan MIG kaynağının mekanik özellikler ve gerilmeli korozyon özellikleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Çalışmalar sonucu ITAB'de sertliğin düşüp, sünekliğin arttığı görülmüştür. Ayrıca ITAB de gerilmeli korozyon çatlak hızının azaldığı, kaynak metalinde ise gerilmeli korozyon çatlak ilerlemesi görülmemiştir.

**THE EFFECTS OF MIG WELDING APPLIED TO T6 AND RRA
TEMPERED 7075 ALUMINUM ALLOYS ON MECHANICAL PROPERTIES
AND STRESS CORROSION CRACKING**

Hakan PEKEY

Keywords:7075, SCC,MIG, RRA.

Abstract: In this study, the effects of MIG welding applied to T6 and RRA tempered 7075 Aluminum Alloys on mechanical properties and stress corrosion cracking behaviour are investigated.

The results show that hardness decreases and ductility increases in the HAZ. Also, it was observed that stress corrosion cracking decreases in HAZ and no stress corrosion cracking was detected in welding metal

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

7000 serisi alüminyum alaşımları hafifliği ve yüksek mukavemet özellikleri nedeniyle özellikle uçak endüstrisinde geniş uygulama alanı bulmaktadır.

Ancak bu malzemenin ısı işlem şartları, gerilmeli korozyon çatlama direnci ve kaynağı konusundaki problemler malzemenin kullanımını büyük ölçüde sınırlamaktadır. Bu nedenle bu konu bilim adamları için çok geniş bir araştırma alanı oluşturmuştur.

Bu çalışmada 7075 Alüminyum alaşımına yapılan MIG kaynağının malzeme özelliklerine olan etkilerinin araştırılmasını amaçladım.

Yapılan çalışmanın aynı konuda çalışacak meslekdaşlarıma ışık tutmasını dilerim.

Çalışmalarım sırasında bana yardımcı olan danışmanım sayın Prof.İbrahim UZMAN (KO.Ü), sayın Prof.Dr.Levon ÇAPAN (KO.Ü.) ve sayın Yrd.Doç.Dr. Kenan URAL'a (KO.Ü) teşekkür eder, saygılarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR.....	iii
İÇİNDEKİLER.....	iv
SİMGELER DİZİNİ ve KISALTMALAR.....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	ix
TABLolar DİZİNİ.....	xi
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. 7000 SERİSİ ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ YAPI VE ÖZELİKLERİ.....	2
2.1. Genel Özellikler.....	2
2.2. Alüminyum Alaşımalarının Gruplandırılması.....	2
2.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımaları.....	3
2.2.1.1. Yüksek Mukavemetli Alaşımalar.....	3
2.2.2. Dökme Alüminyum Alaşımaları.....	4
2.3. Alaşım Elementleri ve Alaşım Elementlerinin Etkileri.....	4
2.3.1. Bakırın Etkisi.....	5
2.3.2. Magnezyumun Etkisi.....	6
2.3.3. Silisyumun Etkisi.....	6
2.3.4. Diğer Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	6
2.4. Alüminyum Alaşımalarının Simgeleme Şekli.....	7
2.4.1. Dövme Alüminyum ve Alaşımaları.....	7
2.4.2. Dökme Alüminyum ve Alaşımaları.....	8
BÖLÜM 3. GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI.....	9
3.1. Gerilmeli Korozyon Çatlamaşının Tanımı ve Özellikleri.....	9
3.2. Gerilmeli Korozyonun Oluşum Mekanizmaları.....	10
3.2.1. Anodik Bozulma.....	10
3.2.2. Hidrojen Tesirli Çatlama.....	11
3.2.3. Pasif Film Kopması.....	11
3.3. Alüminyum Alaşımalarının Gerilmeli Korozyon Çatlamaşısı.....	13
3.3.1. Gerilmeli Korozyon Özellikleri.....	13
3.4. Alüminyum Alaşımalarında Gerilmeli Korozyon Çatlamaşısını Etkileyen Parametreler.....	14

3.4.1.	Gerilmeli Korozyon Çatlamasının Mekaniksel Bakımdan İncelenmesi	14
3.4.1.1.	Çeşitli Gerilme Kaynakları	15
3.4.1.2.	Çatlama Süresi	17
3.4.1.3.	Deney Numunesi Dizaynı	17
3.4.1.4.	Çift Tesirli Açma Numuneleri	21
3.4.2.	Gerilmeli Korozyon Çatlamasının Ortamsal Bakımdan İncelenmesi	24
3.4.2.1.	Gazların Etkisi	26
BÖLÜM 4.	YÜKSEK MUKAVEMETLİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	27
4.1.	Çözeltiye Alma (Eriyik) Isıl İşlemi	28
4.2.	Çökeltme Sertleştirme (Yaşlandırma)	29
4.3.	RRA Isıl İşlemi	30
4.4.	7075 Alüminyum Alaşımının Retregresyon Kinetiği	32
BÖLÜM 5.	ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ GAZALTI KAYNAĞI YÖNTEMLERİ	33
5.1.	Temel Metaller	33
5.1.1.	Dövme Alaşımaları	34
5.1.2.	Döküm Alaşımaları	34
5.2.	Dolgu Metalleri	34
5.2.1.	Dolgu Metalinin Seçimi	34
5.3.	Ağız Hazırlığı ve Tertibat	36
5.4.	Ön Isıtma	39
5.5.	MIG Kaynağı	40
5.5.1.	Güç Kullanımı ve Ekipman	40
5.5.2.	MIG Kaynağında Koruma Gazları	41
5.5.3.	MIG Kaynağı için Elektrod Telleri	42
5.5.4.	Çok Pasolu MIG Kaynağı	42
5.5.5.	Otomatik MIG Kaynağı	43
5.5.6.	MIG Kaynağında Kaynak Güvenilirliği	44
5.6.	TIG Kaynağı	45
5.6.1.	Gücün Sağlanması ve Ekipman	45
5.6.2.	TIG Kaynağında Kullanılan Elektrodlar	45
5.6.3.	TIG Kaynağında Koruma Gazları	46
5.6.4.	TIG Kaynağı için Dolgu Metalleri	47
5.6.5.	El ile Yapılan Kaynak	48
5.6.6.	Otomatik TIG Kaynak	50
5.7.	MIG Kaynağı ile TIG Kaynağının Karşılaştırılması	50
5.7.1.	MIG Kaynağının Avantajları	50
5.7.2.	TIG Kaynağının Avantajları	52
5.7.3.	Proses Seçimi	53
BÖLÜM 6.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	55
6.1.	Amaç	55
6.2.	Malzeme	55
6.3.	Uygulanan Kaynak İşlemi	56

6.4	Gerilmeli Korozyon Deneyleri.....	57
6.4.1.	Deney Yöntemi.....	57
6.4.2.	Korozif Madde Uygulanması.....	60
BÖLÜM 7.	DENEY SONUÇLARI VE ÖNERİLER.....	61
7.1.	Sertlik Değişimi Ölçüm Sonuçları.....	61
7.2.	Gerilmeli Korozyon Deneyi Sonuçları.....	61
	KAYNAKLAR.....	65
	ÖZGEÇMİŞ.....	68



SİMGELER DİZİNİ ve KISALTMALAR

a	: Çatlak uzunluğu
da/dt	: Gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızı
E	: Elastisite modülü
HRB	: Rockwell B sertliği
K	: Gerilim şiddeti faktörü
K_I	: Model I için gerilim şiddeti faktörü
K_{IC}	: Kritik gerilim şiddet faktörü
K_{IGKÇ}	: GKÇ'nin kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilim şiddeti faktörü
l	: Levha kalınlığı
t	: Zaman
v	: Çatlak aralığı
σ	: Normal gerilme
$\sigma_{IGKÇ}$: GKÇ'nin kırılmaya neden olmadığı en yüksek gerilim
ASTM	: American society of testing materials
ASME	: American society of mechanical engineering
DCB	: Çift tesirli açma
DEKM	: Doğrusal elastik kırılma mekaniği
EPKM	: Elastik - plastik kırılma mekaniği
GKÇ	: Gerilmeli korozyon çatlama
MIG	: Metal inert gas
TIG	: Tungsten inert gas
ITAB	: Isının tesiri altındaki bölge

RRA : Retregasyon ve yeniden yaşlandırma

TÜBİTAK : Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 3.1.	Alüminyum alaşımları için GKÇ oluşum mekanizmalarının şematik gösterimi	12
Şekil 3.2.	Çekme yükü etkisinde çatlak derinliğinin bir fonksiyonu olarak GKÇ ilerleme hızı	17
Şekil 3.3.	Sabit yüklü GKÇ testi sırasında zamanın bir fonksiyonu olarak numune uzaması	17
Şekil 3.4.	GKÇ'nin kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilim ($\sigma_{IGKÇ}$) ve gerilim şiddeti faktörü ($K_{IGKÇ}$).....	19
Şekil 3.5.	Çift tesirli açma numunesi (DCB) ve gerilme şiddeti ifadesi	20
Şekil 3.6.	Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının GK testinde kullanılan çift tesirli açma numunesi boyutları	21
Şekil 3.7.	Bir alüminyum alaşımında GKÇ'nin taneler arası yapısı Malzeme 7079-T651.....	22
Şekil 3.8.	İki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımının NaCl çözeltisinde GK çatlak hızı ile gerilim şiddeti faktörü ilişkisi	23
Şekil 3.9.	GK koşullarında çatlak büyüme hızının gerilim şiddeti faktörü ile değişimi.....	24
Şekil 4.1.	Al-Cu denge diyagramı (Sadece alüminyumca zengin olan kısmı gösterilmiştir).....	29
Şekil 4.2.	Retregrasyon süresi - sertlik değişimi.....	31
Şekil 5.1.	Manuel MIG kaynağı ile çok pasolu kaynak koşulları	43
Şekil 5.2.	6mm. kalınlığındaki alüminyum alaşımı bir levhanın alın birleştirme kaynakları için 3 ark kaynağı yönteminin karşılaştırılması	54
Şekil 6.1.	1.tip DCB numunesinin şematik diyagramı	56
Şekil 6.2.	2.tip DCB numunesinin şematik diyagramı	57
Şekil 6.3.	Gerilmeli korozyon deneylerinde kullanılan DCB numunesi	58

- Şekil 6.4. DCB 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.....59
- Şekil 7.1. T6 ısıl işlemi uygulanmış 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları63
- Şekil 7.2. T6 ısıl işlemi uygulanmış 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları63



TABLolar DİZİNİ

Tablo 2.1.	Yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri	4
Tablo 2.2.	Alaşım elementlerinin alüminyumda çözünürlük sınırları.....	5
Tablo 2.3.	Dövme alüminyum ve alaşımlarının simgeleme şekli	7
Tablo 2.4.	Dökme alüminyum ve alaşımlarının simgeleme şekli	8
Tablo 3.1.	Alüminyum alaşımlarında GKÇ'na yol açan ortamlar	25
Tablo 4.1.	Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler	27
Tablo 4.2.	7075 alüminyum alaşımlarının ısı işlem şartları.....	28
Tablo 5.1.	Alüminyum alaşımlarının TIG ve MIG kaynağı için istenilen dolgu metalinin kimyasal kompozisyonu	35
Tablo 5.2.	Alüminyumun gazaltı kaynağı için dolgu metali seçme kılavuzu	35
Tablo 5.3.	Alüminyum alaşımlarının ark kaynağı kombinasyonlarında yaygınca kullanılan dolgu metalleri.....	37
Tablo 5.4.	Isı işlem yapılabilir alüminyum alaşımlarının ark kaynağının çeşitli kombinasyonları için dolgu metali alaşımının seçim kılavuzu	39
Tablo 5.5.	Alüminyumun MIG kaynağı için kaynak parametreleri	41
Tablo 5.6.	Manuel DCEN ile yapılan TIG kaynağı için kaynak şartları	48
Tablo 5.7.	Helyum gazı ve tungsten elektrod ile DCEN kullanılarak manuel TIG kaynağı ile T birleştirmelerin tipik şartları.....	48
Tablo 5.8.	DCEN kullanılarak yapılan kare profilli alın kaynağının otomatik TIG kaynağı için uygun koşulları	49
Tablo 5.9.	Üç farklı alüminyum alaşımı için DCEN kullanılarak yapılan kare profilli alın kaynağının otomatik TIG kaynağı için uygun koşulları..	49
Tablo 6.1.	7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi	55
Tablo 6.2.	7075 alüminyum alaşımının ısı işlem şartları.....	55
Tablo 7.1.	RRA ısı işlemi uygulanan DCB numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları.....	61

Tablo 7.2.	T6 ısıt işlemleri uygulanan DCB numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları.....	61
Tablo 7.3.	T6 ısıt işlemleri uygulanmış 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ($v = 0.75 \text{ mm}$).....	62
Tablo 7.4.	T6 ısıt işlemleri uygulanmış 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları	62



BÖLÜM 1. GİRİŞ

Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları (2000 ve 7000 serisi) mekanik özelliklerinin iyi olması yanısıra, hafif olmaları nedeniyle özellikle uçak endüstrisinde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır.

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 üretebilmektir. 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.

7000 serisi alüminyum alaşımlarında yüksek mekanik özellikleri sağlamak için uygulanan T6 ısı işlemi gerilmeli korozyon çatlmasına hassas bir yapı oluşturmaktadır. Bu problem T 73 ısı işlemi ile giderilmiştir. Ancak bu kez mukavemet ve sertlik özelliklerinde % 10-15'lik bir azalma ortaya çıkmıştır. 1974 yılında Cina tarafından tanıtılan "Retregrasyon ve Yeniden Yaşlandırma" (RRA) ısı işlemi ile yüksek mekanik özelliklerin yanısıra yüksek GKÇ direnci sağlanabileceğini öne sürmüştür. Daha sonra bu konuda yapılan çalışmalar, RRA işleminde sıcaklık ve işlem süresinin uygun seçilmesi durumunda bu problemin çözülebileceğini göstermiştir. (Wallace 1981, Ural 1987, Park 1988). Dolayısıyla ısı işlem parametrelerinin uygun seçilmesi ile RRA ısı işlemi her kalınlıktaki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımına uygulanabilmektedir.

7000 serisi alüminyum alaşımlarının kullanımını sınırlayan bir diğer problem de kaynak işlemidir. Malzemenin tüm mekanik özellikleri ısı işlemlerle sağlandığından kaynak nedeniyle yüksek ısı girdisi olan parçada yüksek mekanik özellikler tamamen kaybolabilmektedir.

Bu çalışmada T6 ve RRA uygulanmış 7075 alüminyum alaşımına MIG kaynağı uygulanarak mekanik özellikler ve GKÇ direncinin değişimi araştırılmıştır.

BÖLÜM 2. 7000 SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ YAPI VE ÖZELİKLERİ

2.1. 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).

2.2. Alüminyum Alaşımlarının Gruplandırılması

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

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

2.2.1. Dövmeye alüminyum alaşımları

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

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

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

2.2.1.1. Yüksek mukavemetli alaşımlar

33-50 daN/mm² ve hatta 60 daN/mm² 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-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 β (MgZn₂) fazıdır. İlave olarak CuAl₂ ve CuMgAl₂ bileşikleri de çökebilir. Düşük miktarlarda Cr ilavesi bu alaşımın gerilmeli korozyon

çatlamasını belirgin bir şekilde iyileştirmektedir. Bu alaşımlar ABD' de 7000 serisi olarak sembolleştirilmiştir. Bu alaşım gurubunun GKÇ mekanizması, alüminyum-bakır alaşımları kadar iyi tanımlanamamıştır. Yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri Tablo 2.1' de verilmiştir (Logan 1966).

Tablo 2.1. 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

2.2.2. 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. Bu alaşımların bazı bileşim özellikleri ısıl işlemle veya ergimiş metali kalıba dökmeden önce döküm yapısında bir iyileştirme işlemi vasıtasıyla düzeltilebilir (Flinn et al 1975).

2.3. 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 2.2' de gösterilmiştir (Tekin 1982).

Tablo 2.2. 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.

2.3.1. Bakırın etkisi

Bakır alüminyum endüstrisinin hemen hemen başlangıcından beri en çok bilinen alaşım elementi olmuştur. Bakır düşük sıcaklıkta ısıtma işlemi, yüksek sıcaklıklarda ise diğer alaşım elementleri ile meydana getirdiği ara fazlar vasıtasıyla malzemenin mukavemetini artırır. (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.

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.

2.3.2. 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, katılaşma aralığı geniş olduğundan sıcaklıkta kırılmalıdır.

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 silisyum oluşturabilecek kadar Mg ve Si içeren alaşımlara ısı işlem uygulanabilir ve kolay işlenebilirler. Bu tip alaşımların korozyon dayanımları da iyidir.

2.3.3. 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 önemi 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/mm²) ve uzamaya sahiptir. Alaşıma bakır ve magnezyum gibi elementler katmak ve ısı işlem uygulamak suretiyle mekanik özelliklerini yükseltmek mümkündür (Üçışık 1978).

2.3.4. Diğer alaşım elementlerinin etkisi

Mangan dökülebilirliği artırmak için demir ile birlikte kullanılır. Metaller arası bileşiklerin özelliğini değiştirir. Çekmeyi azaltır, alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır. Çinko dökülebilirliği düşürür. Yüksek çinkolu alaşımlar sıcak

çatlama ve soğuma çekmesi gösterirler. % 10 'dan fazla çinko içeren alaşımlar gerilmeli korozyon çatlama 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).

2.4. Alüminyum Alaşımlarının Simgeleme Şekli

2.4.1. 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 2.3' de dövme alüminyum alaşımları için verilen simgeleme şeklinde görüldüğü gibi dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı ana alaşım elementinin cinsini gösterir (Flinn 1975).

Tablo 2.3. 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 katkıların 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.

2.4.2. Dökme alüminyum ve alaşımları

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 2.4. dökme alüminyum ve alaşımlarının simgeleme şeklini gösterir (Tekin 1982).

Tablo 2.4. 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.

BÖLÜM 3. GERİLMELİ KOROZYON ÇATLAMASI

3.1. 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 tanımları 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 var olmasıdır. 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 çatlmasına 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 çatlmasına bağımsızlık ölçüsünde dayanıklıdır. O nedenle GKÇ bir alaşım tavrı olarak görülmelidir. Bunun en belirgin örneği yüksek gerilmelere ve özel korozif ortamlara maruz kaldığında gerilmeli korozyona hassas olan ticari safliktaki alaşımlardır (Wrangle'n 1985).

3. 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.

3.2.1. Anodik bozulma

Alaşımların bir kısmında gerilmeli korozyon çatlaklarının tane sınırlarını izlediği görülür. Alüminyum alaşımları, prinç ve düşük karbonlu çelikler bu tür GKÇ tavrı gösterirler. Bu durumda alaşımın tane sınırları aktif alanları oluşturur. Tane sınırları tane 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 biraraya geldiğinde tane sınırlarının ileri düzeyde kimyasal etkinlik göstereceği açıktır. Elektrokimyasal açıdan düşünüldüğünde 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 korozif 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 3.1.a' da şematik olarak gösterilmiştir.

3.2.2. Hidrojen tesirli çatlama

Bu mekanizmanın geçerli olduğu durumlarda, çatlağın alaşım içinde ilerlemesi ortamdaki 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 yayılan 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 çatlama da kritik gerilim bölgelerinde tutularak 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 yayılarak 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 3.1.b' de şematik olarak gösterilmiştir.

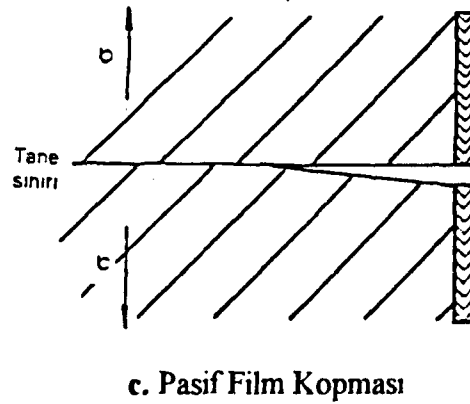
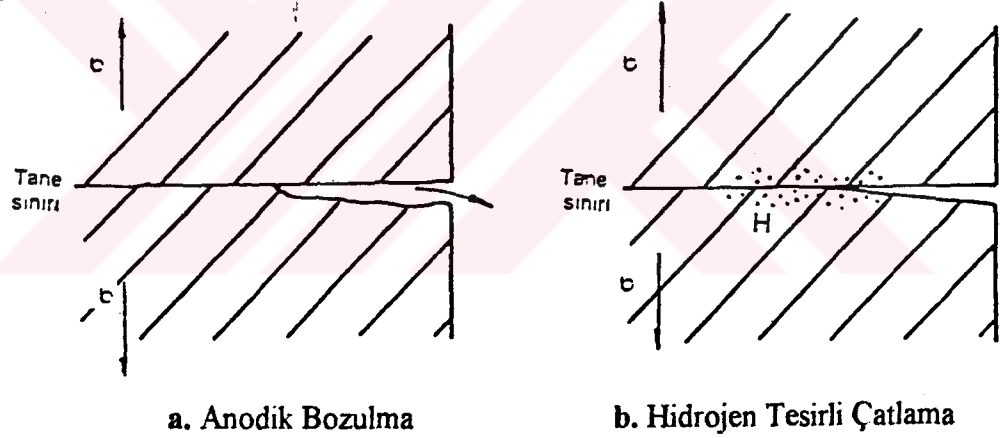
3.2.3. Pasif film kopması

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 çözülme, pasifleşme, pasif film kopması ve yeniden aktif çözülme 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 3.1.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:



Şekil 3.1. Alüminyum alaşımları için GKÇ oluşum mekanizmalarının şematik gösterimi.

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).

3.3. Alüminyum Alaşımlarının Gerilmeli Korozyon Çatlaması

3.3.1. 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 (Tomashow 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 değer, 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 tavlarda, 7000 serisi alaşımlarda ise T6 tavlarda görüldüğünü ortaya koymuştur.

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 ayrım yerinde dövülmüş parçaların tane bitim yerlerinde oluşur. Uçak gövdesi konstrüksiyonlarında oluşan gerilmeli korozyon kırılması türü genellikle taneler arasındadır.

3.4. Alüminyum Alaşımlarında Gerilmeli Korozyon Çatlamasını Etkileyen Parametreler

Alüminyum alaşımlarında GKÇ mekaniki, 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 mekaniki, ortamsal ve metalurjik bakımdan kesin bir ayrım yapmak oldukça güçtür.

3.4.1. GKÇ 'nın mekaniksel bakımdan incelenmesi

Alüminyum alaşımlarında GKÇ büyüme hızını kontrol eden en önemli mekaniksel parametrenin çatlak ucu civarındaki gerilmenin bölgesel büyüklüğünü karakterize eden çatlak ucu gerilim şiddeti faktörü olduğu, Doğrusal elastik kırılma mekaniği (DEKM) analizini kullanan deneysel çalışmalarla ispatlanmıştır (Spiedel 1971).

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 gerilim şiddeti parametresinin daha çok yük ve numune boyutları tarafından etkilendiği tesbit edilmiştir (Spiedel 1971).

3.4.1.1. Çeşitli gerilme kaynakları

Uygulanmış veya artık gerilmeler üretimden kaynaklanabileceği gibi, servis sırasında da oluşabilir. Gerilme büyüdükçe, GKÇ oluşması için gerekli süre azalmaktadır. 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.

GKÇ 'nın 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:

a) 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 gibi yüksek artık gerilmeler meydana gelir. Isıl işleme nedeniyle oluşan gerilmelerin bir diğer örneği döküm sırasında farklı kalınlıktaki kısımlara sahip döküm parçalarda katılma sırasında oluşan farklı soğuma hızı nedeniyle oluşan artık gerilmelerdir.

Üretim sırasındaki değişik türdeki yetersizliklerden kaynaklanan gerilme artıncılar, sık sık ortamdaki kaynaklanan mekanik kırılmalara yardımcı olur. Bu tür gerilme artıncıların en tanınmış olanlarından bazıları geometrik gerilme artıncılar veya dizaynla ilgili çentiklerdir.

b) 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.

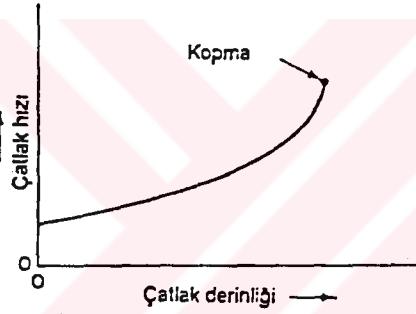
c) İmalat: Eğme, basma, derin çekme ve diğer soğuk şekil verme işlemleri sonucunda bazen yüksek artık gerilmeler oluşur. Soğuk bükülmüş çelik boruların yüzeylerinde 207 ile 414 MPa gibi yüksek artık gerilmeler ölçülmüştür. Bazı şartlar altında şiddetli üniform soğuk şekil verme bir metalin GKÇ 'nı iyileştirir.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

d) 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)

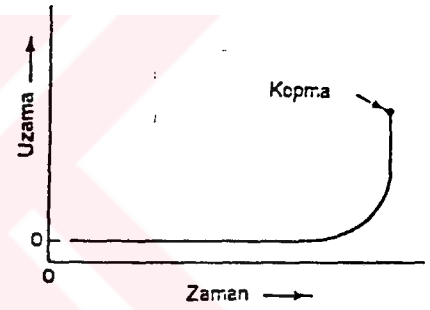
Gerilmeli korozyon çatlaklarının çoğu, çekme gerilmesi büyüklüğünün bilinemediği bozuk kısımlarda görülmektedir. Bir malzeme için nominal gerilme veya "dizayn gerilmesi" akma mukavemetinden oldukça küçük olmasına karşın, montaj esnasında oluşabilen artık gerilmeler nedeniyle metal yapısının bazı bölgeleri 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).

3.4.1.2. 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 3.2 ve 3.3' de gösterilmiştir. Şekil 3.2, 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 3.3. GKÇ sırasında bir numunenin uzama ve maruz kalma süresi arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 3.2. Çekme yükü etkisinde çatlak derinliğinin bir fonksiyonu olarak GKÇ ilerleme hızı



Şekil 3.3. 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 3.2. ve 3.3. bir GKÇ testinin kopma oluşuncaya kadar sürdürülmesi gerektiğini ortaya koyar (Fontana et al 1978).

3.4.1.3. Deney numunesi dizaynı

Literatürde çeşitli araştırmacılar tarafından kullanılmış olan çok sayıda başvurulacak test numunesi ve yükleme metodları vardır. Düzlem gerinim kırılma tokluğu test numunelerinin hemen hemen tamamı GKÇ testinde kullanılabilir. Bu konuda ASTM tarafından 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).

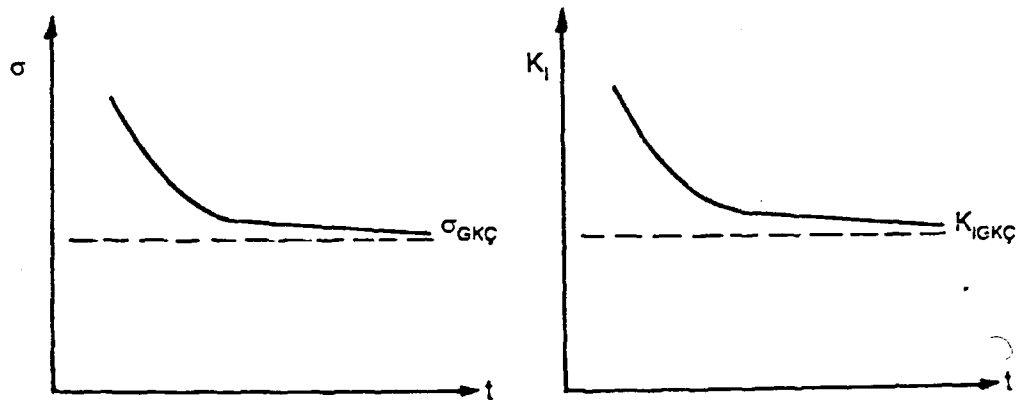
Deney parçalarının geometrisi ve/veya gerilme metoduna bağlı olarak gerilim şiddeti parametresi çatlak uzunluğu arttıkça artacak, azalacak veya sabit kalacaktır. İlk guruptaki ön çatlaklı numune şekillerinde sabit yük şartları altında çoğunlukla çekme ve eğme ile zorlanmış olan numunelerde gerilim şiddeti faktörü K_1 , 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_1 çatlak büyüdükçe azalır. Numuneler sabit yük ve sabit sapma şartları altında zorlanmalıdır. Çatlak hizasında yüklenmiş tek kenarlı levha numunelerde civata, kama veya diğer aletler tarafından açılan sabit çatlak açıklığı ν , yükün uygulandığı hat boyunca korunmalıdır.

Saldırgan bir ortamın etkisinde çatlak ilerledikçe yükteki azalma sonucu gerilim şiddeti faktörü K_1 'in sabit olduğu ön çatlaklı numunelerin son grubu genel gerilmeli korozyon testinde kullanımla sınırlandırılmıştır.

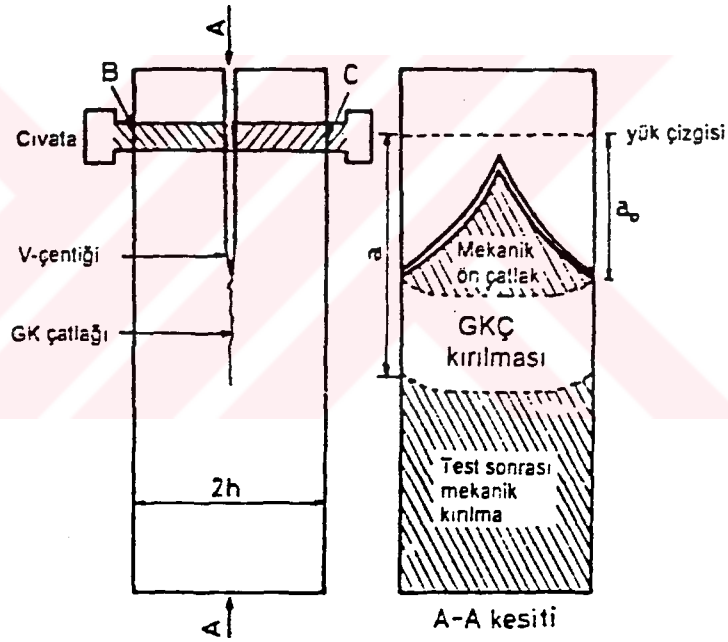
Ön çatlaklı numunelerle üretilen veriler değişik şekillerde ifade edilebilirler. Bunlardan Şekil 3.4'de gösterilen birinci yöntemde çatlaklı numuneler için hesaplanan K_1 değeri numunenin kırılma zamanına karşı taşınır. Bu yöntemin yararı çatlak uzunluğunun zamana bağlı olarak ölçülmesine gerek olmaması, sakıncası ise çatlak büyüme kinetiğine ilişkin bilgi içermemesidir. Şekil 3.4. b' de görüldüğü gibi K_1 -t eğrisinin yaklaştığı sınır değeri, 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 3.4. GKÇ'nin kırılmaya yol açmadığı en yüksek gerilim ($\sigma_{IGKÇ}$) ve gerilim şiddeti faktörü ($K_{IGKÇ}$)

Şekil 3.19' de 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).



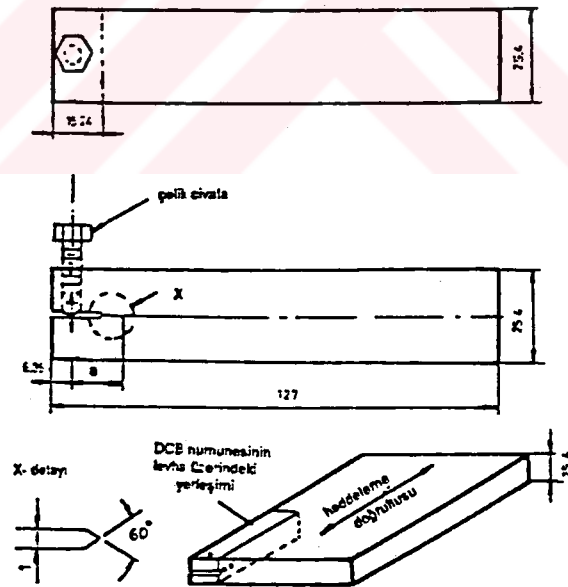
$$K = \frac{E \delta h \left[3h(a + 0.6h)^2 + h^3 \right]^{1/2}}{4 \left[(a + 0.6h)^3 + h^2 a \right]} \quad (3.1)$$

Şekil 3.5. Çift tesirli açma numunesi (DCB) ve gerilme şiddeti ifadesi.

3.4.1.4. 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 çatlağına gerek olmaması yöntemin tercih edilmesindeki başlıca nedenlerdir. Şekil 3.5' de bir DCB numunesinin şematik görünüşü ve denklem 3.1 '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 3.6 'da verilmiştir.

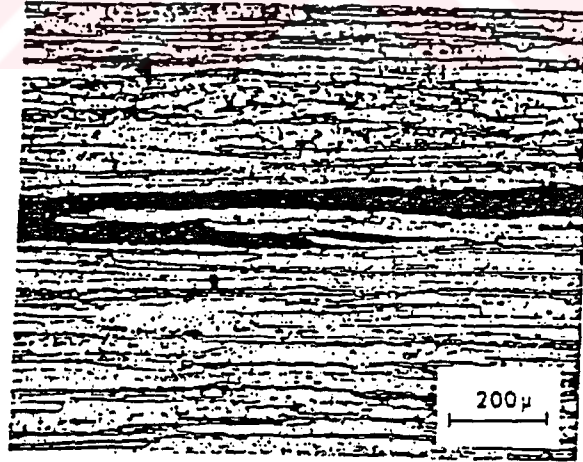


Şekil 3.6. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının GK testinde kullanılan çift tesirli açma numunesi boyutları

Özellikle yüksek mukavemetli dövme alüminyum alaşımı parçaların ayrılma düzlemlerinde veya levhaların kritik kısa enlemesine yönünde GKÇ testi için en uygun numune türü DCB numuneleridir. Bunun nedeni ticari saflıktaki alüminyum alaşımlarının güçlü bir şekilde tane sınırı yönelimini tercih etmesi ve alüminyum alaşımlarında GKÇ 'nin tamamen taneler arası yolları izlemesindedir.

Yüksek mukavemetli bir alüminyum alaşımında GKÇ 'nin taneler arası yapısı Şekil 3.7 'de görülmektedir. Bu nedenle istenen GKÇ yönüne göre DCB numunesini hazırlamak mümkündür.

Dövme alüminyum alaşımı ürünlerin çoğu son derece yönlenmiş tane yapılarına sahip olmaları nedeniyle bu tür ürünler GKÇ 'a direnç 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 ısıt işlemleri ve 7XXX alaşımları için T73, T736 ve T76 gibi ısıt işlemlerde çökeltme işleminin uzaması sebebiyle çok daha düşüktür. Böylece montaj ve servis şartlarına göre yönü ve büyüklüğü önceden tahmin edilen gerilme, alaşım ve tav seçimini etkileyebilmektedir.



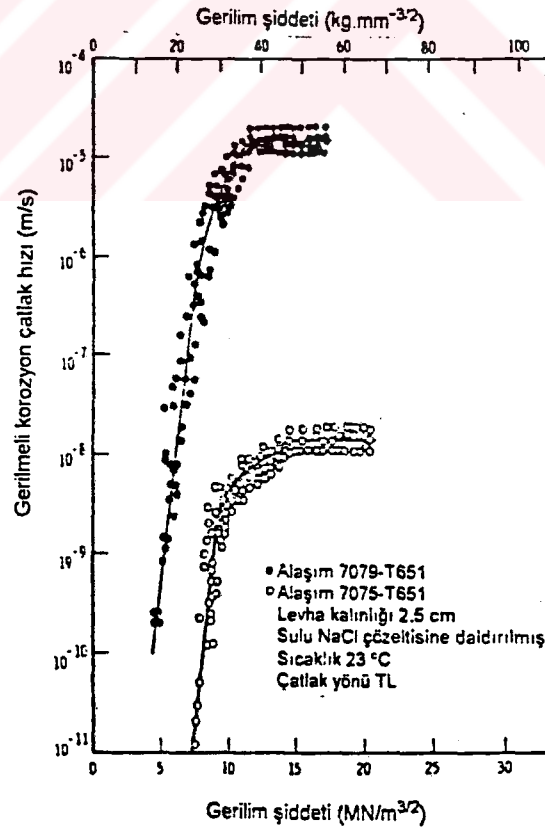
Şekil 3.7. Bir alüminyum alaşımında GKÇ 'nin taneler arası yapısı.
Malzeme 7079-T651

Gerilim şiddetinin GKÇ büyüme hızına etkisi yukarıda tanımlanan yöntem yardımıyla pratik bir şekilde ölçülebilmektedir. En çok kullanılan iki yüksek mukavemetli

alüminyum alaşımı için GKÇ hızları, çatlak ucu gerilim şiddetinin bir fonksiyonu olarak şekil 3.8' de verilmiştir. Bu veriler farklı levha alaşımlardan yapılmış çeşitli numuneler ile belirlenmiş çok sayıda test sonuçlarını gösterir.

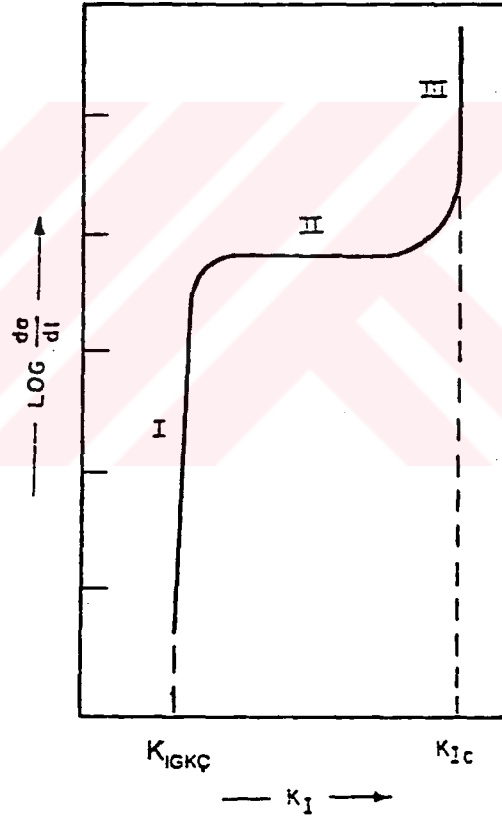
Numuneler tek bir levhadan hazırlırsa, şekil 3.8' de görülen dağılıma azalmaktadır. Görüldüğü gibi düşük gerilim şiddetlerinde çatlak hızı gerilmeye, yani mekanik etmenlere bağlıdır (I. bölge). Ölçülen en yüksek gerilim şiddetlerinde çatlak hızı gerilmeden bağımsızdır ve kimyasal etmenlere bağlıdır (II. bölge). Şekil 3.8' de görülen $v-K$ eğrisinin şekli şu ana kadar test edilmiş alüminyum alaşımlarının çoğu için karakteristiktir. (Spiedel 1971)

Şekil 3.9. 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.



Şekil 3.8. İki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımının NaCl çözeltisinde GK çatlak hızı ile 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 yönlenmesi 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 3.9. GK koşullarında çatlak büyüme hızının gerilim şiddeti faktörü ile değişimi.

3.4.2. GKÇ 'nın ortamsal bakımdan incelenmesi

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 3.1 'de verilmiştir (Jastrzebski 1976). Bu tür veriler çatlama nedenlerinin irdelenmesinde etkili bir şekilde kullanılabilir.

Tablo 3.1. Alüminyum alaşımlarında GKÇ 'na yol açan ortamlar

Alaşım	Korozif ortam
Alüminyum alaşımları (yüksek mukavemetli alaşımlar)	NaCl çözeltisi NaCl+H ₂ O çözeltisi Deniz suyu Hava Su buharı

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.

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 bileşikler, karbon dioksit, amonyak ve diğer nitrojen bileşikler gibi duyarlı kimyasal ortamlar yanında, ortamın pH değeri ve sıcaklıktaki değişimler de önemlidir.

3.4.2.1. Gazların etkisi

Sürekli yük etkisi altında kuru gaza maruz kalan alüminyum alaşımlarında, yalnızca çok özel şartlar altında kritik öncesi çatlak ilerlemesi gözlenmiştir. Sadece yeniden kristalleşen kaba taneli yüksek safliktaki üçlü Al-Mg-Zn alaşımları kuru gaza maruz bırakıldığında bir miktar çatlak ilerlemesi gözlenmiştir. Kritik gerilim şiddetinin hemen altında zorlanan yüksek mukavemetli ticari alüminyum alaşımları kuru argon, kuru hidrojen, kuru nitrojen (azot) ve kuru havaya uzun bir süre maruz kaldıklarında belirgin bir çatlak ilerlemesi göstermezler (Hyatt et al 1972).

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 kaldığında GK çatlakları derhal başlar .
- 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 .
- v) II. bölgedeki çatlak ilerlemesi gazdaki su buharı kısmi basıncına şiddetle bağlıdır
- 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 hızının etkisi çok azdır.
- vii) Nemli Gaza maruz olan alüminyum alaşımları için v-K eğrisinin I. bölgesinde gerilmeye bağlı çatlak hızı, metalurjik parametrelerden şiddetle etkilenmektedir

BÖLÜM 4. YÜKSEK MUKAVEMETLİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Katı durumdaki bir metal veya alaşımda yapı ve özelliklerin düzeltilmesi amacıyla yapılan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemlerinin tümüne ısıtma işlemi 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 ısıtma işlemi vasıtasıyla önemli bir şekilde artmaktadır. Özellikle 2000 serisi ve 7000 serisi alüminyum alaşımlarının yüksek mekanik özellikleri ısıtma işlemleri veya termo-mekanik işlemlerle kazandırılmaktadır. Bu tür alaşımlara mekanik özellikleri artırmak amacıyla uygulanan ısıtma işlemleri tablo 4.1' de verilmiştir (Hunsicker 1967). Tabloda görüldüğü gibi malzemeye önce bir çözeltiye alma (eriyik) ısıtma işlemi uygulanmakta, daha sonra yaşlandırma veya soğuk şekillendirme veya her ikisi de ardarda uygulanmak suretiyle mekanik özelliklerin iyileşmesi sağlanmaktadır. Tablo 4.2' de ise en çok kullanılan iki yüksek mukavemetli alüminyum alaşımına ait çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri ile ilgili sıcaklık ve bekleme süreleri verilmiştir.

Tablo 4.1. Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıtma işlemleri

Isıtma işlemi türü	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 ısıtma işlemleri üç adımda gerçekleştirilmektedir:

- 1) Eriyik ısıtma 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 4.2. 7075 alüminyum alaşımlarının ısıtma şartları (1)

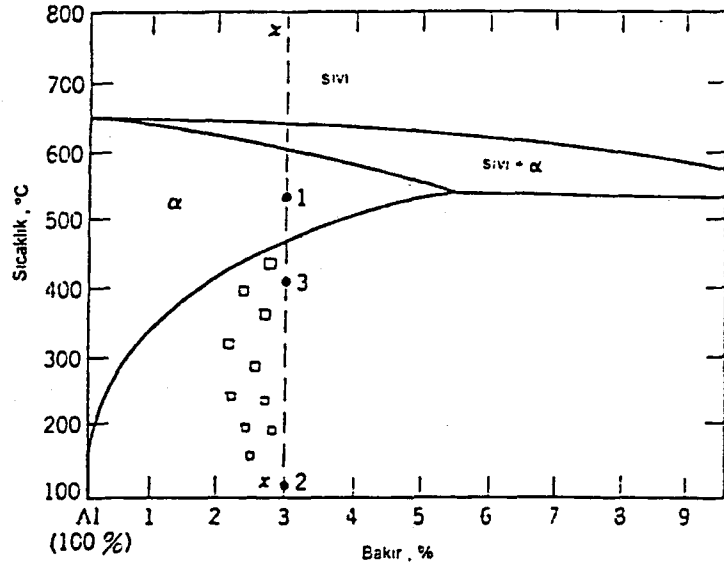
Malzeme-ısıtma işlemi	Çözeltiyeye alma sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma işlemi şartları	İşlem σ_K (daN/m ²)	sonrası σ_a (daN/mm ²)	özellikleri Sertlik (HRB)
7075-T6	465	120 °C 'de 24 saat	57	50	85-90
7075-T73	465	110 °C 'de 8 saat + 177 °C 'de 8 saat	50	43	75-80

4.1. Çözeltiyeye Alma (Eriyik) Isıtma İşlemi

Çökme reaksiyonunun tam olarak gerçekleştirilmesi için gerekli olan ilk şart, aşırı doymuş katı bir eriyik oluşturmaktır. Bu amaçla alaşıma çözeltiyeye alma ısıtma işlemi olarak adlandırılan bir ısıtma işlemi 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 4.1 'de Al-Cu alaşımı denge diyagramı üzerinde x-x çizgisi ile gösterilmiştir. Bakırın alüminyum içindeki katı eriyebilirliği sıcaklıkla artar. 250 °C 'de yaklaşık % 0.20 olan bu değer, ötektik erime sıcaklığı olan 548 °C 'de % 5.65 gibi maksimum bir değere ulaşır.

Bu özellikten faydalanarak, alaşım solvus çizgisinin üzerinde fakat solidüs çizgisinin altındaki α bölgesindeki bir sıcaklığa ısıtılmakta (1 noktası) ve tamamen homojen 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).

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



Şekil 4.1. Al-Cu denge diyagramı.(Sadece alüminyumca zengin olan kısmı gösterilmiştir).

4.2. Çökelme Sertleştirme (Yaşlandırma)

Çökelme 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 çökelme oluşturmak amacıyla, yeterli düzeyde atomik yoğunluğa ve sıcaklık ile belirgin bir eriyebilirliğe sahip çözücü bir element kullanmaktır.

Alüminyum esaslı alaşımların çökelme sertleştirme 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 çökelme sertleştirme adıyla anılan olayın ortaya çıkmasını sağlamıştır. (Spiedel 1971).

Yaşlandırma sertleştirme 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 4.1' de 3 noktası olarak belirtilmiştir. Alaşımın yaşlandırma sıcaklığı olarak isimlendirilen bu sıcaklıkta, gerekli miktar ve türdeki çökelmeyi oluşturacak bir süre bekletilmesi sonucu istenen mukavemete ulaşılır. Yaşlandırma sıcaklığı bileşim, yapı ve alaşım türüne bağlıdır.

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.

4.3. RRA 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 ısı işlemi tanımlanmıştır. Cina tarafından yüksek mukavemetli 7075 alüminyum alaşımı üzerinde uygulanan RRA ısı işleminin, alaşıma T6 dayancının yanısıra T73 şartlarındaki yüksek korozyon direncini de sağladığı öne sürülmüştür.

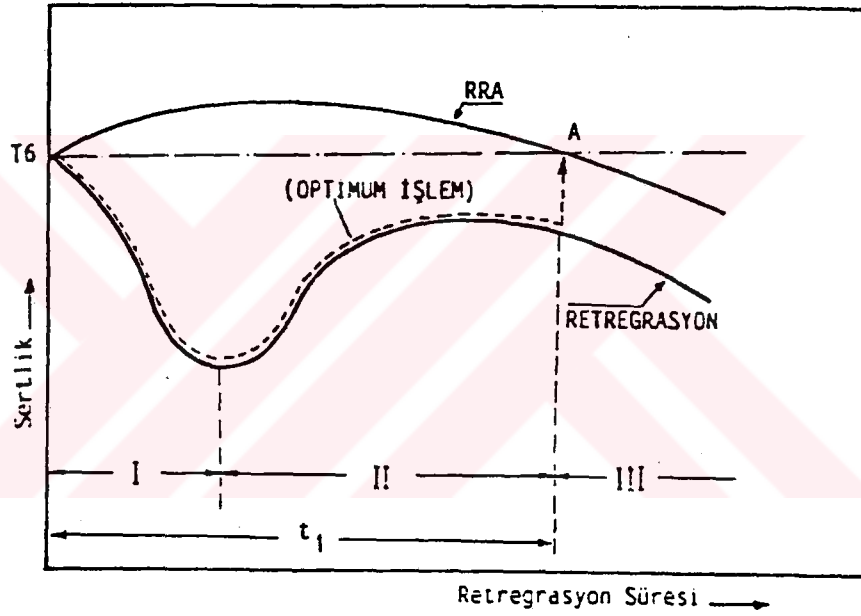
Cina 1-2.5 mm kalınlığındaki ince numuneler kullanarak yaptığı çalışmada T6 ısı işlemi görmüş numuneleri 200-280 °C arasında değişen bir sıcaklıkta kısa süreli ısıtarak suda veya havada soğuttuktan sonra T6 şartlarında yeniden yaşlandırılmıştır. Cina 'nın çalışmasında elde edilen retregrasyon süresi - sertlik değişimi eğrisi şekil 4.2. de 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 retragrasyon süresine bağlı olarak tekrar azalmaktadır.

Cina 'ya göre T6 ısı işlemleri görmüş olan 7075 alüminyum alaşımı minimum sertliğin elde edildiği süre kadar retragrasyona tabi tutulur ve soğutulursa, T73 işleminin GKÇ direncinin elde edildiği optimum 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.



Şekil 4.2.. Retragrasyon süresi - sertlik değişimi.

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 düşüştürn sorumlu olarak Guiner-Preston (GP) bölgelerinin eski haline dönmesi olduğunu göstermiştir. Park (1988) transmisyon elektron mikroskobu kullanarak yaptığı araştırmada RRA işlemi sırasında mikro yapıdaki değışmeleri ayrıntılı olarak göstermiştir. Buna göre retragrasyon işlemi sırasında mukavemetteki ilk azalma η' partiküllerinin kısmi yada tam olarak çözünmesi ile gerçekleşmektedir.

4.4. 7075 Alüminyum Alaşımının Retragrasyon Kinetiği

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

Aşırı doymuş katı çözelti \rightarrow G.P. bölgeleri $\rightarrow \eta'$ (ara evresi) $\rightarrow \eta$ (MgZn₂- denge evresi) olarak bilinmektedir. 7075 alaşımına maksimum mukavemet sağlayan T6 şartlarındaki iç yapı daha çok GP bölgeleri ile homojen bir dağılım gösteren az miktarda η' evresi içermektedir. T73 şartlarında ise daha çok η 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 4.2' de görüldüğü gibi sertliğin minimuma düştüğü noktadan itibaren 2. safha başlamaktadır. Bu safhada η evresi oluşmakta ve süre ilerledikçe büyümektedir. 3. safhada ise meydana gelen bu çökeltiler kalınlaşmaktadır.

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

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

BÖLÜM 5. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ GAZALTI KAYNAĞI YÖNTEMLERİ

Alüminyum alaşımları için MIG ve TIG kaynak yöntemleri diğer ark kaynağı proseslerinin yerine geçmiştir. Bu gazaltı kaynağı yöntemleri, optimum kaynak kalitesi, minimum deformasyon verir ve kaynak tozu gerektirmez. Sonuç olarak, ulaşılması zor yerler ve kaynak birleşiminde varılamayacak iç kısımlar potansiyel bir korozyon kaynağı teşkil edecek kaynak tozu artıklarından korunmuş olur. Bundan başka, kaynak işlemi bütün pozisyonlarda yapılabilir, çünkü cüruf meydana gelmeyecek ve kaynak dışına cüruf çıkarmak gibi bir sorun olmayacaktır. Arkın etrafında çevrili gaz şeffaf olduğu için net görüntü vardır ve kaynak havuzu da temizdir.

5.1. Temel Metaller

Alüminyum alaşımlarının çoğu MIG veya TIG ile birleştirilebilir, ve alüminyum alaşımlarının kaynak edilebilirliği her iki yöntem için de aynıdır. Kaynak edilebilme durumuna göre en çok kullanılan alaşımlar şunlardır :

a) Kolay kaynak edilebilenler

Dövme alaşımlar : 1350, 1060, 1100, 2219, 3003, 3004, 5005, 5050, 5052, 5083, 5086, 5154, 5254, 5454, 5456, 5652, 6010, 6061, 6063, 6101, 6151, 7005, 7039

Döküm alaşımlar : 356.0, 443.0, 413.0, 514.0, A514.0

b) Birçok uygulamada kaynak edilebilecekler

Dövme alaşımlar : 2014, 2036, 2038, 4032

Döküm alaşımlar : 208.0, 308.0, 319.0, 333.0, 355.0, C355.0, 511.0, 512.0, 710.0, 711.0, 712.0

c) Sınırlı kaynak edilebilecekler

Dövme alaşımlar : 2024

Döküm alaşımlar : 222.0, 238.0, 295.0, 296.0, 520.0

d) Kaynak yapılması tavsiye edilmeyen alaşımlar

Dövme alaşımlar : 7021, 7029, 7050, 7075, 7079, 7129, 7150, 7178, 7475

Döküm alaşımlar : 242.0

Yukarıda, alüminyum miktarına bağlı dövme ve döküm alaşımlarının listesi verilmiştir. Birçok uygulamada kaynak edilebilecek dövme ve döküm alaşımları bazı uygulamalarda özel teknikler gerektirebilir.

5.1.1. Dövme alaşımları

Isıl işlem uygulanmayan 1XXX, 3XXX ve 5XXX serisi dövme alüminyum alaşımlarına gazaltı kaynak yöntemi kolayca uygulanabilir. Isıl işlem uygulanabilen 6XXX serisi de oldukça kolay kaynak edilebilir. 2XXX ve 4XXX serisi alüminyum alaşımlarına özel tekniklerle kaynak uygulanabilir. Ancak bunlarda süneklik azalabilir.

Yüksek mukavemetli 7XXX serisi alaşımlardan 7075, 7079 ve 7178 kaynak edilebilir ancak mekanik özelliklerdeki bozulma nedeniyle bu alaşımlara kaynak tavsiye edilmez. Çünkü bu alaşımlarda ısıl işlemlerle sağlanan yüksek mekanik özellikler kaynak ısı nedeniyle kaybolmaktadır. Buna karşılık 7005 ve 7039 alaşımlarının mukavemetinde, kaynaktan sonraki 30-90 gün içerisinde doğal yaşlanma nedeniyle %70-90 arasında bir artış görülür. Bu nedenle bu alaşımlara kaynak uygulanabilir.

5.1.2. Döküm alaşımları

Döküm alaşımlarının çoğuna uygun bir ağız hazırlanarak gazaltı kaynağı yapılabilir. Kum ve kokile dökülmüş alüminyum parçalarının döküm kusurlarını gidermek veya serviste kırılan parçaları tamir için kaynak uygulanabilir.

5.2. Dolgu Metalleri

Alüminyum alaşımlarının MIG ve TIG kaynağında kullanılan dolgu metalleri ve kompozisyonları Tablo 5.1' de verilmiştir. Ayrıca asıl alaşımla aynı kompozisyona sahip dolgu metalleri döküm kusurlarını onarmak için sıkça kullanılmaktadır.

5.2.1. Dolgu metalinin seçimi

Dolgu metalinin seçiminde dikkate alınacak genel kriterler; kolay kaynak edilebilirlik, mukavemet, süneklik, dolgu metal - asıl metal kombinasyonunun korozyona dayanıklılığı ve yüksek sıcaklıktaki çalışma durumu da Tablo 5.1' de gösterilmiştir. Bu kriterlerin optimum kombinasyonunu veren dolgu metalini seçimi için Tablo 5.2 verilmiştir. Tablo 5.3 ve 5.4 dolgu metallerini, kaynak kolaylığı, kaynak bağlantı

mukavemeti ve süneklik, korozyon ve ısı dayanımı gibi özel kaynak kriterlerine göre gruplandırır.

Tablo 5.1. Alüminyum alaşımlarının TIG ve MIG kaynağı için istenilen dolgu metalinin kimyasal kompozisyonu

AWS sınıflandırılması	Bileşim, %					Diğer Elementler		Alüminyum			
	Silikon	Demir	Bakır	Mangan	Magnezyum	Krom	Kalay		Titanyum	Herbiri	Toplam
ER1100	(d)	(d)	0.05-0.20	0.05	0.10	...	0.05	0.15	99.00 min(c)
ER2319(e)	0.20	0.30	5.6-6.8	0.20-0.40	0.02	...	0.10	0.10-0.20	0.05	0.15	rem
ER4043	4.5-6.0	0.8	0.30	0.05	0.05	...	0.10	0.20	0.05	0.15	rem
ER4047	11.0-13.0	0.8	0.30	0.15	0.10	...	0.20	...	0.05	0.15	rem
ER4145	9.3-10.7	0.8	3.3-4.7	0.15	0.15	0.15	0.20	...	0.05	0.15	rem
ER5183	0.40	0.40	0.10	0.50-1.0	4.3-5.2	0.05-0.25	0.25	0.15	0.05	0.15	rem
ER5356	0.25	0.40	0.10	0.05-0.20	4.5-5.5	0.05-0.20	0.10	0.06-0.20	0.05	0.15	rem
ER5554	0.25	0.40	0.10	0.50-1.0	2.4-3.0	0.05-0.20	0.25	0.05-0.20	0.05	0.15	rem
ER5556	0.25	0.40	0.10	0.50-1.0	4.7-5.5	0.05-0.20	0.25	0.05-0.20	0.05	0.15	rem
ER5654	(f)	(f)	0.05	0.01	3.1-3.9	0.15-0.35	0.20	0.05-0.15	0.05	0.15	rem
R242.0(g)(h)	0.7	1.0	3.5-4.5	0.35	1.2-1.8	0.25	0.35	0.25	0.05	0.15	rem
R295.0(g)	0.7-1.5	1.0	4.0-5.0	0.35	0.03	...	0.35	0.25	0.05	0.15	rem
R355.0(g)	4.5-5.5	0.6(j)	1.0-1.5	0.50(j)	0.40-0.6	0.25	0.35	0.25	0.05	0.15	rem
R356.0(g)	6.5-7.5	0.6	0.25	0.35	0.20-0.40	...	0.35	0.25	0.05	0.15	rem

Tablo 5.2. Alüminyumun gazaltı kaynağı için dolgu metali seçme kılavuzu

Esas metal	319.0,	356.0,	511.0,	7005(a),	6061,	6070	5456
	333.0,		512.0,	7039,			
	355.0,	413.0,	514.0,	710.0,	6101,		
	C355.0	443.0	A514.0,	711.0,	6151,		
				712.0	6201,		
					6951		
1060, 1350	4145(c)(d)	4043(c)(e)	4043(c)(f)	4043(c)	4043(c)	4043(c)	5356(d)
1100, 3003,							
alclad 3003	4145(c)(d)	4043(c)(e)	4043(c)(f)	4043(c)	4043(c)	4043(c)	5356(d)
2014, 2024	4145(g)	4145	4145	4145	...
2219	4145(c)(d)(g)	4145(c)(d)	4043(c)	4043(c)	4043(c)(e)	4043(c)(e)	4043
3004, alclad 3004	4043(d)	4043(c)	5654(h)	5356(f)	4043(f)	4043(h)	5356(f)
5005, 5050	4043(c)	4043(c)	5654(h)	5356(f)	4043(f)	4043(h)	5356(f)
5052, 5652(b)	4043(c)	4043(c)(h)	5654(h)	5356(f)	5356(d)(h)	5356(d)(f)	5356(h)
5083	...	5356(c)(d)(f)	5356(f)	5183(f)	5356(f)	5356(f)	5183(f)
5086	...	5356(c)(d)(f)	5356(f)	5356(f)	5356(f)	5356(f)	5356(f)
5154, 5254(b)	...	4043(c)(h)	5654(h)	5356(h)	5356(c)(h)	5356(d)(h)	5356(h)
5454	4043(c)	4043(c)(h)	5654(h)	5356(h)	5356(c)(h)	5356(d)(h)	5356(h)
5456	...	5356(c)(d)(f)	5356(f)	5556(f)	5356(f)	5356(f)	5556(f)
6061, 6063, 6101, 6201,							
6151, 6951	4145(c)(d)	4043(c)(h)	5356(d)(h)	5356(c)(d)(h)	4043(c)(h)	4043(c)(h)	...
6070	4145(c)(d)	4043(c)(f)	5356(d)(f)	5356(c)(d)(f)	4043(c)(f)
7039, 7005(a),							
710.0, 711.0, 712.0	4043(c)	4043(c)(h)	5356(h)	5356(f)
511.0, 512.0, 514.0, A514.0	...	4043(c)(h)	5654(h)(j)
356.0, 413.0, 443.0,	4145(c)(d)	4043(c)(j)
319.0, 333.0, 355.0, C355.0	4145(c)(d)(j)

Tablo 5.2 (devamı)

Esas metal	5454	5154, 5254(b)	5086	5083	5052, 5652(b)	5005, 5050	3004, alclad 3004	2219	2014, 2024	1100, 3003, alclad 3003	1060, 1350
1060, 1350	4043(c)(f)	4043(c)(f)	5356(d)	5356(d)	4043(c)	1100(d)	4043	4145	4145	1100(d)	1100(c)(d)(j)
1100, 3003, alclad 3003	4043(c)(f)	4043(c)(f)	5356(d)	5356(d)	4043(c)(f)	4043(f)	4043(f)	4145	4145	1100(d)	...
2014, 2024	4145(g)	4145(g)
2219	4043(c)	4043(c)	4043	4043	4043(c)	4043	4043	2319(c)(d)
3004, alclad 3004	5654(h)	5654(h)	5356(f)	5356(f)	4043(c)(f)	4043(f)	4043(f)
5005, 5050	5654(h)	5654(h)	5356(f)	5356(f)	4043(c)(f)	4043(f)(j)
5052, 5652(b)	5654(h)	5654(h)	5356(f)	5356(f)	5654(b)(d)(h)
5083	5356(f)	5356(f)	5356(f)	5183(f)
5086	5356(h)	5356(h)	5356(f)
5154, 5254(b)	5654(h)	5654(b)(h)
5454	5554(d)(f)
5456
6061, 6063, 6101, 6201, 6151, 6951
6070
7039, 7005(a), 710.0, 711.0, 712.0
511.0, 512.0, 514.0, A514.0
356.0, 413.0, 443.0,
319.0, 333.0, 355.0, C355.0

5.3 Ağız Hazırlığı ve Tertibat

10 mm. kalınlığındaki malzemeler kolay temizlenecek şekilde kare ağızlı yapılabilirler. Kaba veya iyi hazırlanmamış takımlarda kaynak sırasında ağızlardan içeriye yağ sızarak kaynak boşluğu oluşturabilir. İyi hazırlanmamış bir ağızın kaynak yapılması için gereken zaman, kapalı bir ağız sağlamak için gerekli zamandan daha fazladır. İyi bir uyum ve bağlantının üniformluğunun kaynak pozisyonuna bağlı olmadan otomatik olarak sağlanması istenir.

Alüminyum alaşımı ekstrüzyonları kaynağı kolaylaştıran ağız tasarımıyla üretilir. Ağız hazırlığının yanı sıra tasarım 1-) mekanik uyumu 2-) toplam kaynak zemini 3-) kaynağı kolaylaştırmak için dikiş bölgesindeki kalınlık artışını da içerir veya kaynak bölgesinde birim gerilmedeki düşmeyi dengelemek için bunlar tasarlanır. Bu durum özellikle ısı verilmiş alaşımların küt kaynağında çok büyük yapılar için önemlidir. Su verme distorsiyonları nedeniyle ısı verilmesi pratik olmayan veya kaynak sonrası ısıl işlemlerde yapılacak bir olaydır.

Tablo 5.4. Isıl işlem yapılabilir alüminyum alaşımlarının ark kaynağının çeşitli kombinasyonları için dolgu metali alaşımının seçim kılavuzu

Kaynak edilecek alaşımlar	Kaynak sonrası şartlar	Kaynaklanabilirlik					Mukavemet					Süneklik					Korozyon direnci				
		Dolgu alaşımları																			
		2119	4043	4145	5556(T)	5554(T)	2119	4043	4145	5556(T)	5554(T)	2119	4043	4145	5556(T)	5554(T)	2119	4043	4145	5556(T)	5554(T)
2014 2024																					
2014, 2024																					
or 2219	X	C	B	A	...	A	B	A	...	A	A	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...
	Y	C	B	A	...	A	C	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...
2219																					
2219	X	A	A	A	...	A	B	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...
	Y or Z	A	A	A	...	A	C	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...	A	B	B	...
6061, 6062 6101																					
1100	X	...	A	...	B	...	A	...	A	...	B	...	A	...	A	...	A	...	B
2014 or 2024	X	...	B	A	A	A	A	B	A	A	...	A	A
2219	X	...	A	A	A	A	A	B	A	A	...	A	A
3003, 3004, 5005,																					
or 5050	X	...	A	...	B	...	B	...	A	...	B	...	A	...	A	...	A	...	B
5052, 5154,																					
or 5454	X	...	A	...	B	C	...	C	...	A	B	...	B	...	A	A	...	A	...	B	A
5083, 5086,																					
or 5456	X	A	B	A	B	B	A	A	A	...
6061, 6063,																					
or 6101	X	...	A	...	B	C	...	C	...	A	B	...	B	...	A	A	...	A	...	C	B
	Y or Z	...	A	...	(h)	B	...	A	...	(h)	B	...	B	...	(h)	A	...	A	...	(h)	B
7005 7039																					
5052, 5154,																					
or 5454	X	...	A	...	A	B	...	D	...	B	C	...	B	...	A	A	...	B	...	A	A
5083, 5086,																					
or 5456	X	A	B	A	A
6061 or 6063	X	...	A	...	A	B	...	D	...	B	C	...	B	...	A	A	...	A	...	A	A
	Y or Z	...	A	...	(h)	B	...	C	...	(h)	B	...	B	...	(h)	A	...	A	...	(h)	A
7005 or 7039	X	A	B	A	A
	Y or Z	(h)	(h)	(h)	(h)
7075 7178																					
7075 or 7178	X	...	A	A	B	C	C	B	B	B	A	B	B	A	...
	Y or Z	...	A	A	(h)	B	B	(h)	B	B	(h)	A	A	(h)	...

5.4. Ön ısıtma

Alüminyum alaşımlarının gazaltı kaynağında malzemenin ısıl iletkenliği yüksek olduğundan kaynak dikişinde hızlı soğumayı önlemek için ön ısıtma uygulanır. Alternatif akımlı TIG kaynağında 5 mm.'den daha kalın parçalar, MIG kaynağında 25 mm.'den kalın parçalar için ön ısıtma faydalı olur. Doğru akım pozitif elektrod (DCEP) TIG kaynağında malzeme ince olduğundan bu proste ön ısıtma şart değildir. Doğru akım negatif elektrod (DCEN) kullanarak yapılan MIG kaynağında parçalar kalın bile olsa ön ısıtma uygulanmamalıdır. Çünkü zaten yüksek miktarda ısı verilmektedir. Ön

ısıtmanın bir faydası da üretimin maliyetini düşürmesidir. Bağlantı bölgesi kaynak sıcaklığına daha hızlı erişerek daha yüksek kaynak hızları elde edilebilir.

Bütün parçayı veya kaynak yapılacak bölgeyi ön ısıtmak için çeşitli metodlar kullanılır. Mekanize kaynakta, kaynak elektrodunun önüne yerleştirilen gaz veya tungsten hamlaçları ile lokal ön ısıtma yapılabilir.

Önısıtma sıcaklığı yapılacak işe göre değişir. Genellikle 95 °C sıcaklık, akımın kaynak prosesi boyunca yeniden ayarlanmasına gerek kalmadan kullanılması için yeterlidir. Alüminyum alaşımlarının istenen özelliklerini koruyabilmesi için 150 °C'i geçmemesi gerekir. %4 - 5.5 Mg içeren alüminyum - magnezyum alaşımları (5083, 5086, 5456) 95 °C'da fazla ısıtılsa gerilmeli korozyon çatlamlarına karşı direnci azalır.

Büyük veya komplike dökümlerde termal gerilmeleri azaltmak ve kaynak sıcaklığına katkıda bulunmak için ön ısıtma işlemine tabi tutulabilir. Kaynak sonrasında, çatlamları önlemek için bu tür dökümlerde soğutma yavaş yapılmalıdır. Isıl işlemli durumda kullanılacak dökümler daha önceden kaynak yapılmalıdır veya kaynaktan sonra yeniden tavlmalıdır. Önısıtma ve kaynak ısısının, 520 alaşımı gibi bazı alaşımların korozyon direncini etkileyebileceğini düşünerek kaynak sonrası tavlama yapılır.

5.5. MIG Kaynağı

MIG kaynağı, çok kısa bir sürede büyük miktarlarda kaynak metalinin tüketilmesine sebep olması dolayısıyla 1940'lardan bu yana alüminyum kullanımının artışında önemli bir rol oynamıştır. Alüminyum alaşımlarının MIG kaynağı için kaynak parametreleri Tablo 5.5'te verilmiştir. MIG kaynağı ile birleştirilen alüminyum alaşımlarının kalınlıkları 3 mm.'den maksimum plaka kalınlığına kadar değişmektedir. Bu kalınlık aralığında, MIG kaynağı, ASME'nin standartlarını karşılayacak kadar yüksek kalitededir.

1.4 m / dak.'ya kadar olan kaynak hızları yarı otomatik kaynakla elde edilirken makine ve otomatik kaynakla bu hız 4.5 m / dak.'ye kadar çıkar. Yüksek kaynak hızlarında, kaynaktan sonraki hızlı soğutma iyi taneler meydana getirir ve tane sınırlarında düşük erime bileşenleri oluşmasını engeller.

5.5.1. Güç kullanımı ve ekipman

Alüminyum alaşımların MIG kaynağında yalnızca doğru akım pozitif elektrod kullanılır. Alüminyum alaşımlarının MIG kaynağı için kullanılan sabit ve pulslu doğru akım güç kaynakları, tel besleme sistemleri, elektrod tutucular ve kontrol sistemleri diğer metallerin MIG kaynağı için kullanılanlarla aynıdır. İtmeli tel besleme sistemleri

1.2 mm. çapındaki alüminyum telleri karşılarken, daha küçük teller için çekmeli veya itmeli - çekmeli sistemler kullanılmalıdır. Yivli sürgü ruloları tercih edilir, tırtıklı rulolar ufak partikülleri metalden koparı ve bunlar tel spirale girerse beslenen teli yavaşlatır veya durdurur. Tel spiraller, giriş kılavuzları, kılavuz ipleri ve elektrod spirallerinin yapısı tamamen naylon teflon olmalıdır.

5.5.2. MIG kaynağında koruma gazları

Alüminyum alaşımlarının gazaltı kaynağında Argon, helyum veya ikisinin karışımından faydalanılır.

Argon, düşük ark ısısına sahip olması nedeniyle genelde ince metallerin kaynak yapımında tercih edilir. Ayrıca, argon, helyuma göre daha düzgün ve daha stabil bir ark oluşturur ve sonuçta kaynak sıçramaları daha az olur.

Tablo 5.5 Alüminyumun MIG kaynağı için kaynak parametreleri

Malzeme kalınlığı veya cidar	Kaynak tipi kaynak ağız boyutu	Elektrod çapı in.	Akım	voltaj	Tel ilerleme hızı, in./min	Koruyucu gaz akışı		İlerleme hızı in./min
						ft ³ /h	pasaj	
3/64	Kare ağız ve oluk	0.030	50	12-14	268-308	30	1	17-25
5/64	Kare ağız ve oluk	0.030	55-60	12-14	295-320	30	1	17-25
5/64	Kare ağız ve oluk	3/64	110-125	19-21	175-185	30	1	20-27
3/32	Kare ağız ve oluk	0.030	90-100	14-18	330-370	30	1	24-36
1/8	Oluk	0.030	110-125	19-22	410-460	30	1	20-24
1/8	Kare ağız	3/64	110-125	20-24	175-190	40	1	20-24
3/16	Kare ağız ve oluk	3/64	160-195	20-24	215-225	40	1	20-25
1/4	Oluk	3/64	160-195	20-24	215-225	40	1	20-25
1/4	V ağız	1/16	175-225	22-26	150-195	40	3	20-25
3/16	V ağız ve oluk	1/16	200-300	22-26	170-275	40	2-5	25-30
1/2	V ağız ve oluk	1/16	220-230	22-27	195-205	40	3-8	12-18
1/2	Çift V ağız	3/32	320-340	22-29	140-150	45	2-5	15-17
3/4	Çift V ağız	1/16	255-275	22-27	230-250	50	4-10	8-18
3/4	Çift V ağız	3/32	355-375	22-29	155-160	50	4-10	4-16
1	Çift V ağız	1/16	255-290	22-27	230-265	50	4-14	6-18
1	Çift V ağız	3/32	405-425	22-27	175-180	50	4-8	8-12

Helyum, yüksek ark ısısı ve derin nüfuziyet sağlaması nedeniyle elverişlidir. Helyum argondan daha hafiftir, bu nedenle yüksek akış hızı ister ve pahalıdır. Ancak, yüksek akım, yüksek kaynak hızı ve daha az paso sayısı kullanım maliyetini dengeler.

Argon-Helyum Karışımları, saf gaz kullanmanın dezavantajından kurtulmak ve helyumun yüksek ark ısısından faydalanmak üzere kalın metalleri birleştirmek için

kullanılır. Kullanan kişiye bağılı olmakla beraber, karışımda kullanılan helyum oranı %50 ile %75 arasında değişir. %75 helyum - %25 argon gibi zengin helyum karışımlarının kullanıldığı yerler 50 mm. ve daha kalın iş parçalarının kaynak yapıldığı durumlardır. 75 mm.'den kalın iş parçalarında zengin helyum karışımları maksimum işleme ve minimum boşluk miktarı sağlarlar. Düz pozisyonda iken 25 mm.'den 75 mm.'ye kadar olan iş parçalarını kaynak ederken akım, voltaj veya her ikisini de artırıp helyum oranı düşürülür.

5.5.3. MIG kaynağı için elektrod telleri

Elektrod tellerinin sınıflandırılması ve bileşimleri Tablo 1'de verilmiştir. Standart tel boyutları 0.5-2.5 kg. arası bobinler 0.8 ila 1.6 mm. çapında, 5 - 5.5 kg. bobinler 0.8 ila 3 mm. çapında, ve 13.5 kg. bobinler 1.6 ila 3 mm. çapında olur. Elektrod teli 10 mm.'den fazla yayılmadan mümkün olduğunca hızlı tüketilebilecek şekilde seçilmelidir. Hamlaç 10° 'den fazla eğilmelidir. Kullanılacak ark uzunluğu, metal kalınlığı, dolgu metali alaşımı tipi ve kaynak akımıyla yönlendirilir. Küçük dolgu metali ile dar profilli köşe bağlantıları yaparken kısa ark boyu tercih edilir. Ark uzunluğu genelde 3 ila 10 mm. arasındadır. Seçilen kaynak telinin ebatları ise kaynaktan beklenen kaliteye göre değişir.

5.5.4. Çok pasolu MIG kaynağı

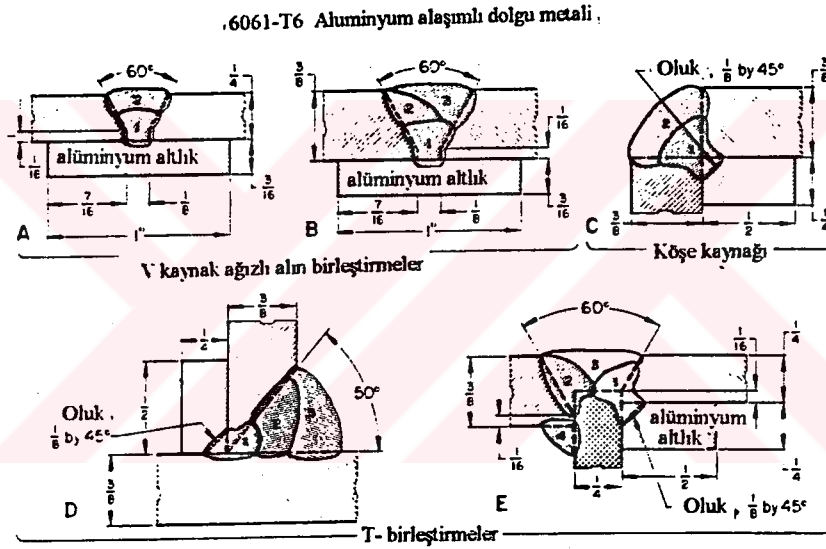
İnce cidarlı boruların kaynağı iki paso yapılarak boşluklardan sızıntı olması önlenir. Küçük kaynak havuzlarından gazların kaçması daha kolaydır, işte bu yüzden birinci pasoda tam doldurulamayan boşluklar ikinci pasoda kapatılır. İkinci pasoda da bir boşluğun çıkma ihtimali çok azdır.

10 mm. ve daha kalın kısımların köşe kaynağı, mümkünse iki taraflı yapılmalıdır. İlk kaynak alt kısma girsin girmesin, köşe kısmı oyulur daha sonra doldurulur. Oluk açılması kaynak köşesinde tabanda oluşan oksit film tabakasını kaldırır. Oksit filminin bulunduğu yerde oluk açarken uygun derinlik sağlanmalıdır. Oluk açarken yağ kullanılmamalıdır ya da kaynak yapmadan önce temizlenmelidir. Tozlama yapılmamalıdır. Oluk açmada özel freze kesicileri kullanılabilir. Oluk profili üniform biçimde, keskin köşeli, yağ veya yabancı bir malzemenin giremeyeceği şekilde hazırlanmalıdır.

Kaynak yapmadan önce açılan oluk ve etrafının tüm bozucu etkenlerden temizlendiğini kontrol etmek önemlidir. Bu kontrol radyografik gözlemlerle yapılabilir.

Radyografik muayeneden sonra poroziteye sebep olacak artık yağlar kaynak öncesi tamamen silinmelidir.

Çok pasolu köşe, küt, T bağlantısı ile 6061 - T6 alaşımlarının kaynak yapma şartları Şekil 5.1'de verilmiştir.



Şekil 5.1. Manuel MIG kaynağı ile çok pasolu kaynak koşulları

5.5.5. Otomatik MIG kaynağı

Üretim akışı sırasında yerleştirme maliyeti ve kurma zamanı söz konusu olunca ekonomik MIG kaynağı ekipmanlarının kullanılması birçok avantajlar sağlar. Bunlar arasında, elektrod tabancasının elle kullanımına oranla daha yüksek hız, daha iyi kalite elde edilmesi sayılabilir.

5.5.6. MIG kaynağında kaynak güvenilirliği

Alüminyum alaşımlarının MIG kaynağında rastlanan 5 temel kusur; enine çatlaklar, boylamasına çatlaklar, krater çatlakları, porozite, yetersiz kanallardır. Buna ilaveten, inklüzyon ve soğuk bindirme dikişiyle de sıkça karşılaşılır. Enine ve boyuna çatlaklar genellikle 2XXX ve 7XXX serisi yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında görülür. Özellikle, çatlaklara arkın başlama ve bitiş noktalarında rastlanır. Çünkü normal olarak büzülmeler burada görülür. Dolayısıyla, iş parçası üzerinde arkı bozmamak için başlama ve bitiş şeritleri kullanmak faydalı olur.

Kaynak çatlağı problemi, kaynak metalinin sınırlı büzülmesine bağlıdır. Yöntem değişkenleri, iri taneli kaynak metali çözeltisi ve büyük ITAB bölgesidir.

Hidrojen çökeltisi alüminyum alaşımlarında poroziteye neden olur. Katılma büzülmesi kaynak porozitesine neden olan en küçük belirtidir. Hidrojen eriyik alüminyum içinde yüksek çözünürlüğe sahipken katı alüminyum içinde böyle değildir. Erimiş kaynak havuzu içinde bulunan hidrojen katılaştırma sırasında ayrılır. MIG kaynağında, yüksek donma hızı sayesinde hidrojenin kaynak havuzunun yüzüne çıkıp poroziteye sebep olması zorlaşır. Çok ufak miktarda bir hidrojen büyük miktarda poroziteye neden olabilir.

Büyük hidrojen oluşturucuları hidroksit, yağ ve elektrod teli veya iş parçası üzerindeki hidrokarbonlardır. Bunlardan başka, nem, yağ, gres, iş metali üzerindeki hidroksit ve koruma gazındaki nem hidrojen oluşturan kaynaklardandır. Poroziteyi artıran etkenler ise; yeterli olmayan gaz akışı, gaz lülesi ile iş parçası arasında aşırı mesafe olması, koruma gazı takımlarında sızıntı olması, düzensiz donanım ve elektrod telinin düzensiz beslenmesidir.

Poroziteyle karşılaşıyorsa önce elektrod teli temiz mi ? veya metali çökeltebilir mi ? diye kontrol edilmelidir. Ayrıca, bir kontrol kaynağı (dolgu veya köşe) yapıp denenir. Eğer kaynak sırasında bir makinada ses çıkıyor, diğerinde çıkmıyorsa sorun telde değildir. Elektrod telinin depolanması önemlidir. Oda sıcaklığında daha sıcak bir ortamda nem alması zordur. Telin örtülü olmasının da faydaları vardır. Tel uzun süre makineye bağlı tutulmamalıdır.

MIG kaynağında düşük katılma hızı seçilmelidir. Düz veya dikey pozisyonda kaynak yapılması gazların kaçmasına yardım eder. Doğru seçilen voltaj ve ark uzunluğu poroziteyi azaltır.

Poroziteye sebep olan diğerk önemli bir faktör yanlış veya düzensiz tel verilmesidir. Bu da stabil olmayan bir ark meydana getirir. Koruma gazı içindeki helyum miktarı artırılarak porozite azaltılır.

Küçük miktarda bir porozitenin kaynak boyunca düzgün dağılımı dikiş bağlantısının mukavemetini çok az etkiler. Fakat büyük poroziteler kaynak mukavemetini ters yönde etkiler. Özellikle de yorulma mukavemetini azaltır. Kabul edilebilecek poroziteyi belirleyen limitler vardır. Bir kaynağın çok pasolu yapılması yukarıda belirtilen nedenlerle poroziteden kaynaklanacak sızıntıyı önler.

5.6. TIG Kaynağı

TIG kaynağı ile yapılacak alüminyum bağlantıları için kalınlık aralığı manuel metotla 1 - 10 mm. , otomatik kaynak için 025 - 2.5 mm.'dir. TIG kaynağı genellikle iyi bir bitiş kalitesi vermesi bakımından ince iş parçalarının otomatik kaynağı için elverişlidir. Çünkü hassas ısı kontrolü yapılabilir ve dolgu metali olsun - olmasın kaynağı mümkündür. 10 mm.'den kalın parçalar manuel olarak kaynak yapılabilir; MIG ya da otomatik TIG den yararlanılabilir.

5.6.1. Gücün sağlanması ve ekipman

Alüminyum alaşımlarının birleştirilmesi için alternatif veya doğru akım TIG kaynağı kullanılır. Doğru akımda negatif veya pozitif elektrod kutupları kullanılabilir. Diğer metaller için kullanılan güç kaynakları, arkın stabilize aksesuarları, hamlaçlar ve de kontrol sistemleri alüminyumların TIG kaynağı yöntemi için de kullanılır. Tek faz alternatif akım transformatörleri 80 - 100 V. açık devre voltajına sahip olmalıdır. Koruma gazı öncesi ve sonrası ekipmanın programlanması mümkündür. Güç kaynağı kare dalga çıkışlı ve alüminyum için ideal kutup seçimini içerirler.

5.6.2. TIG kaynağında kullanılan elektrodlar

Alternatif akım TIG kaynağı için, alaşımsız tungsten ve tungsten zirkondioksit elektrodları tavsiye edilir. Zirkonlu elektrodlar alüminyum tarafından bozulmaz ve akım oranı yüksektir. Alaşımsız tungsten elektrodlar kaynak kordonu içerisindeki inklüzyonları ve akım dengesizliğini minimize eder. %1 toryum içeren tungsten elektrodlar alaşımsız tungstenden daha yüksek akım kapasitesine sahip zirkonlu elektrodlardan daha ucuzdur. Bunların en büyük dezavantajı damlamaya meyilli olmalarıdır. Damlacıklar kaynak metali içinde tungsten inklüzyonları toplarlar. Kalifiye bir operatör ve iyi bir ekipman ile inklüzyonları küçük tutmak ve dağılmasını

sağlamak kolaydır. %1 toryumlu elektrodların en iyi sonucu vermesi için elektrodların toprak - öğütülmüş yüzeyli olması gerekir. %2 toryumlu elektrodlar alternatif akımlı alüminyum alaşımlarının kaynağında kullanılmazlar.

Alüminyumu alternatif akımda TIG ile kaynak yapacaksa, elektrodun ucu yarı küresel olmalıdır. Kaynak akımı için gereken elektrod ebadının bir boy büyük uçlusu seçilir, uç konik taşlanır, gerekenden 20 amper fazla akım kullanarak birkaç saniye kaynak yapılır, yarı küresel bir form oluşturulur.

Toryumlu tungsten elektrodlar alüminyumların doğru akımlı TIG kaynağında kullanılırlar. Elektrod ucu konik işlenmiş ve 60° ile 120° arası açı verilmiş olarak çalışırsa maksimum nüfuziyet sağlanır.

Eğer elektrod alüminyum ile bozulursa değiştirilmeli veya temizlenmelidir. Bu kirlenmeyi gidermek için fazla akım verip ark bir parça hurda metal üzerine tutulur. Kirlenme fazlaysa taşlama yapılır veya elektrodun kirlenen kısmı ve bir hurda alüminyum üzerinde dolgu elektrod eğimi yeniden verilir.

5.6.3. TIG kaynağında koruma gazları

Alüminyum alaşımlarının TIG kaynağında argon, helyum veya her ikisinin karışımı olan bir gaz kullanılır. Koruma gazının cinsi kullanılan akıma bağlı olarak seçilir. Alternatif akımla yapılan kaynaklarda argon veya helyum gazı kullanılması arasında sessizlik ve mukavemet bakımından çok fark yoktur.

Helyum : Helyum gazının nüfuziyeti daha derindir, fakat yüksek akış hızı gerekir. Böylece, helyum yüksek hızlarda ve kalın parçaların kaynağında kullanılabilir.

Argon : Helyuma göre daha fazla kullanılır. Çünkü :

- a) Hazırlanması kolay, maliyeti ucuzdur.
- b) Kaynak havuzunun kontrolünde daha etkilidir.
- c) Daha düzgün, daha sessiz bir ark verir, arkı temizler, ark başlangıcı daha kolaydır.
- d) Belli uygulamalar için gaz sarfiyatı azdır.
- e) Çapraz hava akımı direnci helyumdan daha iyidir.
- f) Az bulut oluşturur, metal parlak kalır, dolayısıyla operatör kaynak havuzunu rahatça görebilir.

Argon gazı korumasında verilen bir akım değeri ve ark uzunluğu için ark voltajı daha düşüktür. Argonun düşük ark voltajı karakteristiği, son derece ince malzemelerin alternatif akımlı manuel kaynağında önemlidir. Çünkü erimeyi sınırlı tutar. Aynı karakteristik dikey kaynak içinde geçerlidir. Eriyen metal kolay akmayacaktır. Balans ayarı gerektiren bazı özel uygulamalarda alternatif akımla helyum - argon karışımı kullanılır.

Arkı kolay kurması ve iyi bir ark kontrolü sağlaması nedeniyle doğru akım pozitif elektrod kaynağında argon tercih edilir. Helyum veya argon - helyum karışımı gazlar alüminyumların doğru akım negatif elektrod kaynağında daima kullanılır.

Bir alüminyum alternatif akım veya DCEP ile kaynak edilirken, kaynak kordonu boyunca değişen enlerde beyaz bir bant görülür. Bu beyaz bantın alüminyum oksit olduğu sonradan anlaşılmıştır ve DCEN ile yapıldığında görülmez. Bunun nedeni ise, arkın katodik tarafında alüminyum yüzeyinden elektrodun emisyonlanmasıdır. Elektrodun alüminyumunu, alüminyum oksit olarak terk ederler ve oksidin yüzeyden ayrılmasına neden olurlar.

Kaynak boyunca beyaz bandaj kaynak kordonunun hemen yanında saç kalınlığında ise gaz tungsten arkının korunması için gaz akışı yeterli demektir. Gaz akışında en ufak bir artış bantın genişlemesine neden olur. O zaman gazın israf edildiği anlaşılır.

5.6.4. TIG kaynağı için dolgu metalleri

TIG kaynağı dolgu metali veya metalsiz yapılabilir. Bazen dikiş dizaynı asıl metalin kaynak metali sağlamasını yapabilir. Bir kısım kare profil köşe kaynaklarında, kaynak metali, profilin bir tarafından veya bir köşesinden veya flanşından eritilerek elde edilir. Eğer gerilmeler çatlağa dönüşecek olursa ayrı bir dolgu metalinin kullanılması yararlıdır.

Genelde, dolgu metali, manuel kaynağında bar çubuk şeklinde; otomatik beslemede ise tel sargı şeklinde eklenir. Alüminyumların gazaltı kaynağı için kullanılan dolgu metali alaşımları bölümün başlarında Tablo 5.1'de liste halinde verilmiştir. Farklı alüminyum alaşımları ve bunların farklı yapıları için çeşitli dolgu metallerinin uygunluğu Tablo 5.2, 5.3, 5.4'de verilmiştir.

Dolgu metali çubukları ve telleri çeşitli boyutlardadır. Çubuklar (toplam 1m.) 1.6 , 2.5, 3, 4,5 ve 6 mm. çapında olabilir ve 2 ve 4 kg.lık kutularda muhafaza edilir. 0.8, 0.9, 1 ve 1.2 mm. çapındaki teller özel uygulamalar için kullanılır. Teller 0.5, 2, 5.5 kg. ağırlığında 0.8 ila 1.6 mm. arası çaplardaki masuralara sarılır.

5.6.5. El ile yapılan kaynak

Manuel DCEN ile yapılan TIG kaynak yöntemi kaynak şartları Tablo 5.6 ve 5.7 'dedir. 6 mm.'den kalın metaller tam bağlantı nüfuziyeti sağlamak için profilendirilir. (U veya V). 12 mm.'den kalın parçalar için X profili daha avantajlıdır.

Kaynak yapan kişi oldukça kısa ark boyu elde etmek için özen göstermelidir. Standart tekniklere ilaveten dolgu kraterleri için ayakla çalıştırılan ısı kontrolleri mevcuttur. İş parçası ısındığı veya bölge kalınlığı değiştiği zaman akımı ayarlama bu kontrolün avantajları vardır. Ark düzgün bir şekilde ileri doğru hareket ettirilir ve dolgu metali kaynak havuzunun ağzına beslenir ve ark tarafından eritilir. Kordon boyutunu ayarlamak için dolgu metal ebatı değiştirilerek kontrol edilir.

Tablo 5.6. Manuel DCEN ile yapılan TIG kaynağı için kaynak şartları

Metal kalınlığı in.	Ağız dizaynı	Dolgu Helyum		Akım (DCEN), A	Voltaj V	Kaynak hızı in./min	Paso sayısı
		Elektrod çapı in.	metali çapı				
0.030	Square	0.040	$\frac{3}{64}$	20	20	17	1
0.040	Square	0.040	$\frac{1}{16}$	20	26	20	1
0.060	Square	0.040	$\frac{1}{16}$	20	44	20	1
0.90	Square	$\frac{1}{16}$	$\frac{3}{32}$	30	80	17	1
0.125	Square	$\frac{1}{16}$	$\frac{1}{8}$	20	118	15	1
0.250	Square	$\frac{1}{8}$	$\frac{5}{32}$	30	250	14	1
0.500	90° single-V.	$\frac{1}{8}$	$\frac{5}{32}$	40	310	14	5 $\frac{1}{2}$
	$\frac{1}{4}$ -in. root face						
0.750	90° double-V.	$\frac{1}{8}$	$\frac{5}{32}$	50	300	17	4
	$\frac{3}{16}$ -in. root face						
1.000	90° double-V	$\frac{1}{8}$	$\frac{1}{4}$	50	360	19	1 $\frac{1}{2}$

Tablo 5.7. Helyum gazı ve tungsten elektrod ile DCEN kullanarak manuel TIG kaynağı ile T birleştirmelerinin tipik şartları

Metal kalınlığı in.	Kaynak pozisyonu	Dolgu metal		Dolgu metal çapı in.	Helyum akış miktarı ft ³ /h	Akım (DCEN), A	Voltaj V	Kaynak hızı in./min
		Elektrod çapı in.	Elektrod çapı in.					
0.090	Horizontal	$\frac{1}{8}$	$\frac{3}{32}$	$\frac{3}{32}$	40	130	14	21
0.125	Horizontal	$\frac{1}{8}$	$\frac{3}{32}$	$\frac{3}{32}$	40	180	14	18
0.250	Horizontal	$\frac{3}{16}$	$\frac{1}{8}$	$\frac{5}{32}$	40	255	14	15
	Vertical	$\frac{3}{16}$	$\frac{1}{8}$	$\frac{5}{32}$	40	230	14	10
0.375	Horizontal	$\frac{3}{16}$	$\frac{1}{8}$	$\frac{1}{4}$	50	290	14	7
	Horizontal	$\frac{3}{16}$	$\frac{1}{8}$	$\frac{5}{32}$	50	335	14	14
0.500	Horizontal	$\frac{3}{16}$	$\frac{1}{8}$	$\frac{1}{4}$	50	315	16	7
	Vertical	$\frac{5}{16}$	$\frac{1}{8}$	$\frac{1}{4}$	50	315	16	6

Tablo 5.8. DCEN kullanılarak yapılan kare profilli alın kaynağının otomatik TIG kaynağı için uygun koşulları

Metal kalınlığı in.	Elektrod çapı in.	Dolgu metali		Helyum rate, ft ³ /h	Akım (DCEN), A	Voltaj V	Kaynak hızı in./min
		Çap in.	hız, in./min				
0.025	3/64	3/64	60	60	100	10	60
0.031	3/64	3/64	76	60	110	10	60
0.040	3/64	3/64	68	60	125	10	60
0.051	3/64	3/64	64	60	150	12	60
0.062	3/64	3/64	99	60	145	13	60
0.080	3/64	3/64	100	60	290	10	60
0.125	1/16	1/16	55	30	240	11	40
0.250	1/16	1/16	40	30	350	11	15
0.375	1/16	1/16	30	40	430	11	8

Tablo 5.9. Üç farklı alüminyum alaşımı için DCEN kullanılarak yapılan kare profilli alın kaynağının otomatik TIG kaynağı için uygun koşulları

Metal kalınlığı in.	Kaynak pozisyonu	Dolgu metali beslenesi in./min	Helyum akış hızı ft ³ /h	Akım (DCEN), A	Voltaj V	Paso hızı in./min	Paso sayısı
1/4	F	30	100	250	11	25	2, 1 each side
1/4	V	None	50	260	10	20	2, 1 each side
3/8	F, V	None	80	300	12	14	2, 1 each side
3/8	F	12	100	360	10	10	2, 1 each side
1/2	F, V	None	100	400	10	15	2, 1 each side
1/2	F	12	100	390	10	8	2, 1 each side
3/4	F, V	None	100	500	9	5	2, 1 each side
2219							
1/4	F, V	36	100	145	12	8	2, 1 side
1/4	H	36	100	135	12	10	2, 1 side
3/8	F, V	32	120	220	12	8	2, 1 side
3/8	H	32	120	180	12	10	2, 1 side
1/2	H, V	10	100	250	12	8	2, 1 each side
5/8	H, V	5-7	120	300	12	7	2, 1 each side
3/4	H, V	5-7	125	340	12	6	2, 1 each side
7/8	H, V	4-6	125	385	12	5	2, 1 each side
1	H, V	3-5	120	425	12	4	2, 1 each side
7039							
1/4	F, V, H	None	100	265	10	18	2, 1 each side
1/4	F	40	120	250	14	20	2, 1 each side
3/8	F, V	None	50	300	10	12	2, 1 each side
1/2	F, V	None	100	390	10	15	2, 1 each side
3/4	F, V	None	100	450	9	6	2, 1 each side
3/4	F	48	100	390	10.5	4	2, 1 each side

5.6.6. Otomatik TIG kaynağı

Doğru akım negatif elektrodlu TIG kaynağı mekanizasyona kolayca adapte edilir ve bu, istenen kısa ark boyunu elde etmek için gereklidir. Krater çatlaklarını önlemede mekanizasyon faydalıdır. En iyi sonuca ulaşabilmek için tam mekanize düzen kurulması lazımdır. 0.25 mm.'den 25 mm.'ye kadar tüm alüminyum alaşımları tam otomatik düzenle kaynak edilebilir. Çünkü bu proses kaynak nüfuziyetinin tam kontrolünü sağlar. 10 mm.'ye kadar alüminyumların doğru akım negatif elektrodlu TIG ile yapılan kare profilli alın kaynağı şartları Tablo 5.8'de sunulmuştur. Alüminyum levhaların 25 mm.'ye kadar olanlarında kare profilli alın kaynağı için otomatik kaynaktan yararlanılabilir. Fakat kalın parçalarda V ve U profil ağız hazırlığı da sıkça kullanılır. Bu proses ile profil kaynağı yaparken dolgu metalinin yayılması ve füzyonun gerçekleşmesi için mekanik veya manyetik osilasyon uygulanır.

Otomatik DCEN TIG prosesli kare profil alın kaynağı dar bir kaynak kordonu sunduğu, dolgu metaliyle fazla erimedığı ve mükemmel kaynak mukavemeti verdiği için kalın kesitli, yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının bağlantılarında tercih edilir. Böyle 3 tip alaşımın kaynak şartları Tablo 5.9'dadır. (5083, 2219 ve 7039). Bazı yüksek mukavemetli, ısıl işlem yapılabilir alaşımların (7075 ve 7079) kaynağı tavsiye edilmezse de, kalifiye kaynakçılar tarafından bir takım özel teknikler kullanarak DCEN ile TIG kaynağı yapılabilir. Metalin yüksek mukavemetini koruyan kaynak teknikleri kaynak metalinin çatlamasını önler, hatta maksimum kaynak - metal mukavemetinin artmasını sağlar.

5.7. MIG Kaynağı ile TIG Kaynağının Karşılaştırılması

MIG ve TIG kaynağının iyi uygulanması bir dereceye kadar aynıdır. Aşağıda her iki prosesin üstün yanları aşağıda özet olarak verilmiştir.

5.7.1. MIG kaynağının avantajları

MIG kaynağı'nın TIG kaynağından üstün olan yanlarının çoğu şu gerçeğe dayanır : Yüksek akım yoğunluklarında MIG kaynağı için doğru akım pozitif elektrod kullanılır. Kaynak sırasında elektrod kolayca eritildiği için bu böyledir, halbuki TIG kaynağında akım, elektrodu erime derecesiyle sınırlıdır. Gaz metal arkı ile ısı transferi çok etkindir.

a) Yüksek kaynak hızları : TIG kaynağında manuel olarak elde edilen çalışma hızlarının iki veya üç katı MIG kaynağında elde edilir. (10 mm.'den kalın parçaların kaynağında bu durum daha belirgindir). İnce parçaların kaynağında çalışma hızları aşağı yukarı aynıdır. Elle yapılan TIG kaynağında kaynağın uzunluğu kaynak metal çubuğunun uzunluğuyla sınırlıdır, Örneğin 30 cm.'den uzun kaynakların yapılması sırasında ark mutlaka kırılır.

MIG ve otomatik TIG kaynağında dolgu metali mekanik olarak ilave edilir ve operatör en az 60 cm.'lik kaynak yapabilir (arkı kırmadan ve pozisyonu değiştirmeden). Bu proseslerde başlangıç ve bitiş durumlarında zaman kaybı azdır, kaynak kraterleri daha azdır ve saatte yapılan kaynak uzunluğu daha fazladır. Ayrıca manuel TIG kaynağında olduğu gibi operatörün iki elini sürekli kullanma zorunluğu olmadığı için yorulma problemi olmaz, daha uzun süre kaynak yapabilir dolayısıyla yüksek kaynak hızlarına ulaşılır.

b) Kalınlığı 6 mm.'den fazla olan metallerde düşük kaynak kabiliyeti : MIG kaynağı için kullanılan malzemeler TIG kaynağı için kullanılanlardan daha pahalıdır, fakat yüksek hızlarda çalışıldığı için kaynak maliyeti daha düşüktür. Düşük distorsiyon yüksek hızlarda çalışılması nedeniyle kaynak bölgesinin çabuk sertleşmesi (MIG kaynağı kullanılması halinde) distorsiyonları azaltır. Alüminyum üzerinde, MIG kaynağı ile ısı girişi fazla olmadığı için, distorsiyonlar azdır. Ark oluşur oluşmaz dolgu metali eklenir. Böylece kalın parçaların kaynağında distorsiyon önlenir.

c) İyi kaynak kalitesi : Spray (püskürtme) transferi ile yapılan MIG kaynağının kalitesi oldukça yüksektir.

d) Pozisyon dışı kaynak kalitesi : Ark kuvveti kaynak metalini ark üzerine (yüksek hızlarda) çeker, yerçekiminden etkilenmez dolayısıyla her pozisyonda kaynak yapılabilir.

e) Yüksek yatırım hızı : Dolgu metali yatırımının çok hızlı olması gereken yerlerde, ağır kısımların kaynağında olduğu gibi, MIG kaynağı büyük avantajlar sağlar. Yüksek akım verilmesi şartıyla büyük çaplı dolgu telleri kullanılacak olursa (5.5 mm.ye kadar) yüksek hızlarda metal yatırımı yapılır.

f) Makina kaynağına kolay adepte olur : Yarı otomatik yapısı nedeniyle 0.8 mm.'den en kalın malzemeye kadar otomatik kaynak yapımına MIG kaynağının adepte olması zor değildir. Otomatik TIG kaynağında dikiş kontrolünün iyi kontrol edilmesi gerekir.

g) Radyofonik karışımlarda bağımsızdır : MIG kaynağında doğru akım kullanır, bu nedenle ark stabilizasyonu için yüksek frekanslı akım şart değildir. Dolayısıyla TIG kaynağı ile yüksek frekanslı akımda olduğu gibi radyofonik karışımlardan etkilenmez.

5.7.2. TIG kaynağının avantajları

TIG kaynağının avantajlı olmasının nedeni dolgu metalinin ark'a ayrı ayrı verilmesidir. Bu durum kaynak akımı ve tel hızının bağımsız ayarlanmasını sağlar.

a) 3 mm.'den daha ince metallerin düşük kaynak maliyeti : MIG kaynağında kullanılan kaynak hızına eşit bir hızla TIG otomatik kaynağı yapılacak olursa büyük iktisat sağlanır. Çünkü kaynak akımı ve tel hızını ayarlayarak dolgu metali tüketimi minimuma indirilebilir. Buna karşın yarı otomatik MIG kaynağı daha ekonomiktir, çünkü kaynak hızı TIG kaynağına göre iki veya üç kat daha fazladır. TIG kaynağı için kullanılan ekipman MIG kaynağı için kullanılan malzemeden daha ucuz olduğu gibi daha az bakım ister.

b) Çok ince malzeme : Pulslu ark kullanarak MIG kaynağı ile 1 mm. incelikteki metaller kaynak edilebilir. Fakat iş parçaları doğru sıralanır ise TIG kaynağında 0.25 mm.'ye kadar düşülür.

c) Küçük parçaların alın kaynağı : Manuel TIG kaynağında dolgu metali elle eklendiği için kaynak yapan kimsenin her zaman kaynak havuzunu kontrol etmesi mümkündür. Bu, küçük parçaların alın kaynağında önemli bir avantaj sağlar.

d) Dolgu metalsiz yapılan kaynaklar : Alın kaynağı ile birleştirme yapılırken ağızların az bir taşlama ve temizlik yapacak kadar düz dikişli olması önemlidir.

e) Mükemmel kaynak kalitesi : TIG kaynağı ile yapılan kaynağın kalitesi hayli yüksektir ve TIG kaynağı prosesi mükemmel bir güvenilirlik verir. TIG kaynağı ile kalın parçaların kaynağı yapılırken metalle nüfuziyet sağlanıyorsa dalga metali kullanmaya gerek yoktur; MIG kaynağında ark ateşlenir ateşlenmez dolgu metali eklenir, bu olay bazen nüfuziyeti önler soğuk başlangıç yapar.

f) Kolaylıklar : MIG ile kaynak yapılamayacak kalın malzemelerin ağız ve köşe bağlantılarının TIG kaynağı kolaylıkla yapılabilir. TIG kaynağı, küçük boruların sabit pozisyonlarında uygulanabilir çünkü küçük parçaların etrafında manevra yapabilecek kadar küçüktür.

5.7.3. Proses seçimi

Bir uygulamada ekipmanın uygunluğu proses seçimini belirleyebilir. Fakat seçim yaparken prosesin bağlantı gereksinimleri ve maliyet hesabı daha çok dikkate alınır. Alüminyum tabakanın kalınlığı 5 mm.'ye ulaşırsa tek pasoda yapılan alın kaynağı için alternatif akımlı otomatik TIG kaynağı mükemmel dikiş kalitesi verse de çalışılmayacak kadar yavaşlar. Aynı kalınlıkta malzeme tek pasoda daha yüksek hızlarda DCEN'li TIG kaynağı yapılabilir. Dar ve derin nüfuziyet sağladığı için bu durum mümkündür fakat iyi bir kalite elde etmek için dikkatli bir ağız hazırlığı gerekir. Her iki proseste de yüksek kalite elde etmek mümkün, dikiş kalınlığı ise sadece seçim meselesidir.

5 mm. ve daha kalın alüminyum levhaların püskürtme transferi ile MIG kaynağı hem de yüksek hızlarda yapılabilir. DCEP kullanılırsa TIG kaynağı için ağız temizliği daha az önemlidir. Dikiş kalitesi iyi ve piyasa şartlarına uygundur. Şekil 5.2'de, 6 mm.'lik alüminyum alaşımlı plakaların kıskaç ve sırt çubuğu kullanılarak yapılan makine kaynağının 3 türlü prosesi kabaca karşılaştırarak verilmiştir. Yine şekil 5.2. kare profil ve V profiller için en çok kullanılan ağız hazırlığı tiplerini göstermektedir.

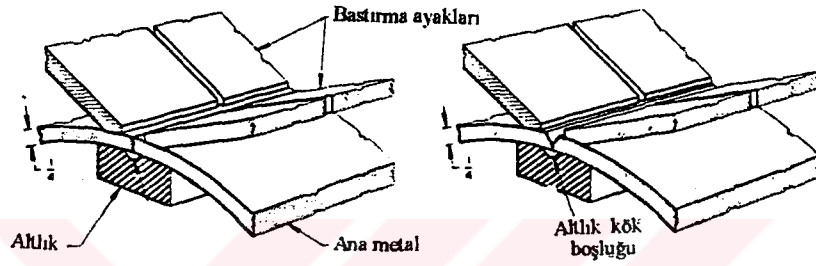
Şekil 5.2'de görüldüğü üzere, alternatif akımlı TIG kaynağı, tam nüfuz sağlamak için V profilinde ağız hazırlığını gerektirir. Bu prosesin kaynak hızı oldukça düşük, etkili kaynak hızı gerçek çalışma hızının yarısıdır, çünkü dikişi tamamlamak için iki pasoya ihtiyaç vardır.

DCEN'li TIG kaynağı oldukça yüksek hızlarda yapılabilir ve derin nüfuziyet elde edilir. Şekil 5.2'de görülen kare profilli ağız hazırlığı, optimum sessizlikte kaynak metali elde etmek için bivelleme gerektirmese de bağlantı yerlerine kaynaktan önce kimyasal ve mekanik temizlik yapılmalıdır. Başlama ve durmalar akım kontrol aletleriyle regüle edilmeli veya tamamen başlama ve bitiş şeritleriyle elimine edilmelidir.

Şekil 5.2'de görülen dikişlerin gaz metal ark kaynağı kaynaktan beklenen kalite ve güvenilirlik durumuna göre yüksek hızlarda olabilir fakat kaynak değişkenlerinin kontrolü MIG kaynağında TIG kaynağına göre daha zordur.

Örneğin, ark uzunluğu, erime derecesi, tel besleme hızı, akım ve voltaj doğrudan MIG kaynağına bağlıdır. Şekil 5.2'de, ağız hazırlığı kare profilli ise yüksek destekle tek pasoda kaynak yapılabilir veya V profilli ise sınırlı destekle iki pasoda kaynak yapılabilir. 20 mm'ye kadar olan malzemelerin MIG kaynağında argon kullanılsa da kaynak metalinin radyografik kalitesini artırmak için %80'e kadar helyum eklenir.

Şekil 5.2’de görülen bağlantılar için, ilk proses, alternatif akımlı TIG kaynağı çok masraflı bir prosesdir; diğer proseslerin hiçbiri uygun değilse bu proses kullanılır. Doğru akım negatif elektrodlu TIG kaynağı ile MIG kaynağı arasında seçim yapılacak olursa kaynaktan istenen şartlar gözönüne alınır. TIG kaynağı uzay ve nükleer uygulamaların yüksek standartlarını karşılayacak kapasitededir; MIG kaynağı boru basıncı gibi piyasa standartlarına uygun yüksek çökeltme oranlarının önem kazandığı yerlerde iyidir.



Şekil 5.2. 6 mm. kalınlığındaki alüminyum alaşımı levhanın alın birleştirme kaynakları için 3 ark kaynağı yönteminin karşılaştırılması

BÖLÜM 6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Amaç

7075 Alüminyum alaşımına MIG kaynağı uygulamasının mekanik özellikler ve gerilmeli korozyon çatlama direncini nasıl değiştirdiğini araştırmak amacıyla T6 ve RRA ısıtma işlemi uygulanmış 25.4 mm. (1 inch) kalınlığındaki malzemelere MIG kaynak yöntemi uygulanmıştır. Kaynak sonrası malzemedeki sertlik değişimlerinin saptanmasında Rockwell-B sertlik ölçme yöntemi uygulanmış, ayrıca Gerilmeli korozyon çatlama direncinin saptanması için gerilmeli korozyon deneyleri yapılmıştır.

6.2. Malzeme

Deneysel çalışmalarda kullanılan 7075 alüminyum alaşımı, Seydişehir Alüminyum Tesislerinde üretilmiştir. 30 mm. kalınlığındaki döküm ingot haddelenerek 25.4 mm. kalınlığa indirgenmiştir. Haddeme işlemi TÜBİTAK da yapılmıştır. Kullanılan bu alaşımın bileşimi Tablo 6.1' de verilmiştir. Retregasyon işleminden önce malzemeye T6 ısıtma işlemi uygulanmaktadır. Tablo 6.2 de 7075 alüminyum alaşımına uygulanan T6 ve RRA ısıtma işlemlerine ait ısıtma şartları verilmiştir.

Tablo 6.1 7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi

Element	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Ti	Al
% Ağırlık	5.1-6.1	2.1-2.9	1.2-2.0	0.40	0.50	0.30	0.20	balans

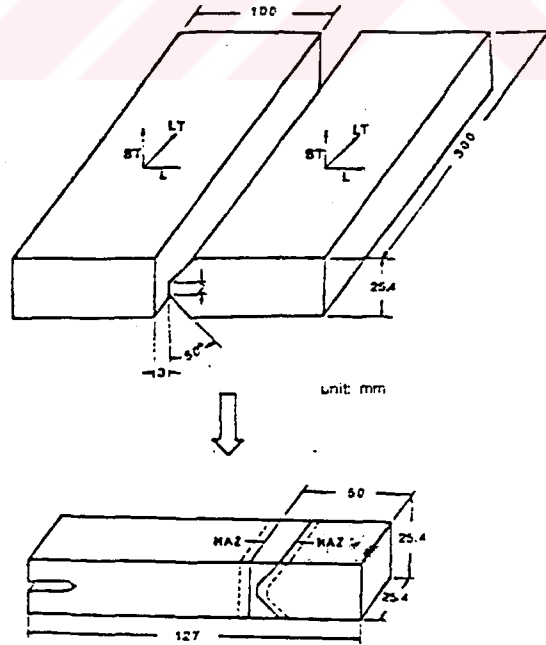
Tablo 6.2. 7075 alüminyum alaşımının ısıtma şartları

Isıtma işlemi	Isıtma işlemi sıcaklık ve süreleri
T6	$\frac{465^{\circ}\text{C}}{2.5\text{ saat}} + \frac{\text{Suda}}{\text{Soğutma}} + \frac{120^{\circ}\text{C}}{24\text{ saat}} \left(\frac{\text{suni}}{\text{yaşlandırma}} \right)$
RRA	$\frac{200^{\circ}\text{C}}{75\text{ dakika}} + \frac{\text{Suda}}{\text{Soğutma}} + \frac{120^{\circ}\text{C}}{24\text{ saat}} \left(\frac{\text{suni}}{\text{yaşlandırma}} \right)$

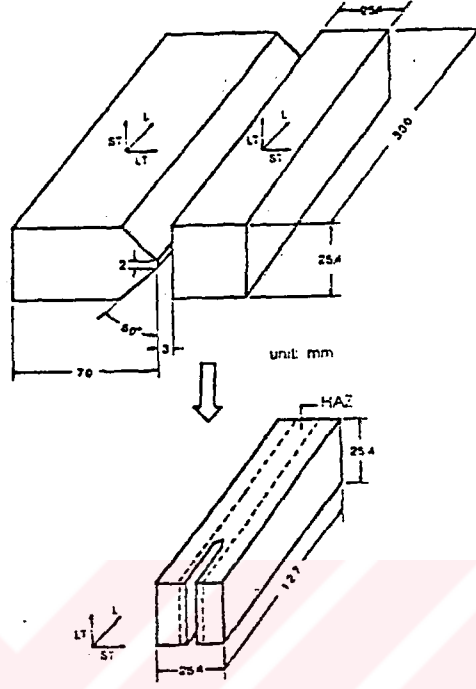
6.3. Uygulanan Kaynak İşlemi

Bu çalışmada, T6 ve RRA ısı işlemleri görmüş 25.4 mm. (1 inch) kalınlığındaki 7075 alüminyum alaşımlarını birleştirmek için ER5183 (AWS ER5183) dolgu metali ile MIG kaynağı uygulandı.

Üniform bir ITAB sağlamak için K tipi köşe hazırlama kullanıldı. Kaynak yönü ve haddeleme doğrultusunun (Şekil 6.1 ve 6.2) farklı kombinasyonları ile 2 çeşit birleştirme dizaynı kabul edildi. Özel olarak dizayn edilen 1.tip DCB numunesi Şekil 6.1.de şematik olarak verilmiştir. Bu şekil çentiğin kaynak doğrultusuna dik olduğunu göstermektedir. Bu tip numunede çatlak haddeleme doğrultusundaki kaynak doğrultusuna dik olarak ilerleyecektir. Bu çatlak ana metalden ITAB ve kaynak metaline doğru ilerleyeceği anlamına gelmektedir. Şekil 6.2. özel olarak dizayn edilmiş 2.tip DCB numunesini gösterir. Çentik ITAB'da yerleştirilmiştir. Çatlak ITAB'da kaynak yönüne paralel olarak ilerleyecektir.



Şekil 6.1. 1.tip DCB numunesinin şematik diyagramı



Şekil 6.2. 2.tip DCB numunesinin şematik diyagramı

6.4. Gerilmeli Korozyon Deneyleri

6.4.1. Deney yöntemi

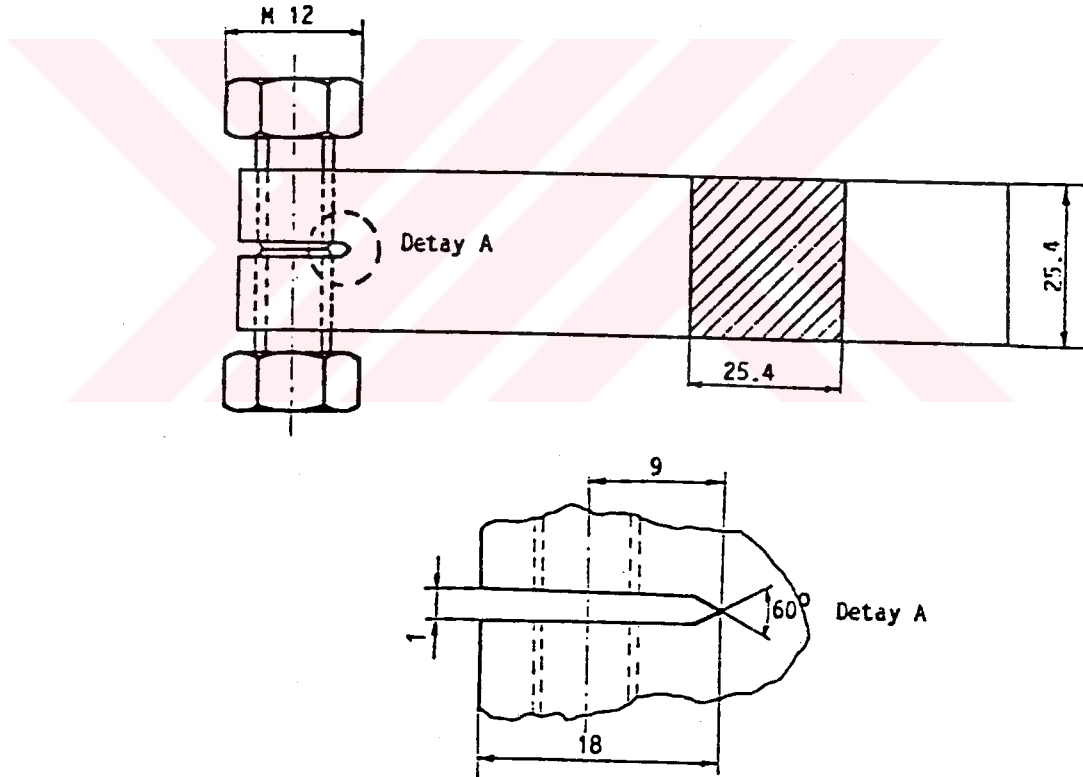
T6 ve RRA işlemi uygulanmış 7075 alüminyum alaşımlarının GKÇ dirençlerindeki değişimlerin araştırılması için yapılan gerilmeli korozyon deneylerinde Dahlberg (1967) ve Hyatt (1970 , 1971) tarafından gerçekleştirilen yöntem kullanılmıştır. Bu yöntem özellikle yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının gerilmeli korozyon deneyleri için geliştirilmiş olup, diğer yöntemlere göre önemli kolaylıklar sağlamaktadır. Bunların başlıcaları; uygulama ve numunelerin imalat kolaylığı, ön yorulma çatlağına gerek olmaması, gerilme uygulaması için özel bir tertibata gerek olmaması ve tek bir deney ile malzemenin GKÇ direnci özelliklerinin belirlenmesidir. Şekil 6.3' de bu yöntemde kullanılan DCB numunesinin şekli ve boyutları verilmiştir. 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 yükleme sonucunda çentik ucunda mekanik olarak küçük bir çatlak meydana gelmekte ve bu esnada yükleme durdurulmaktadır. Çatlak ucundaki gerilim şiddeti faktörü K_I aşağıdaki şekilde elde edilmiştir (Hyatt 1970 , 1971).

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

Burada ,

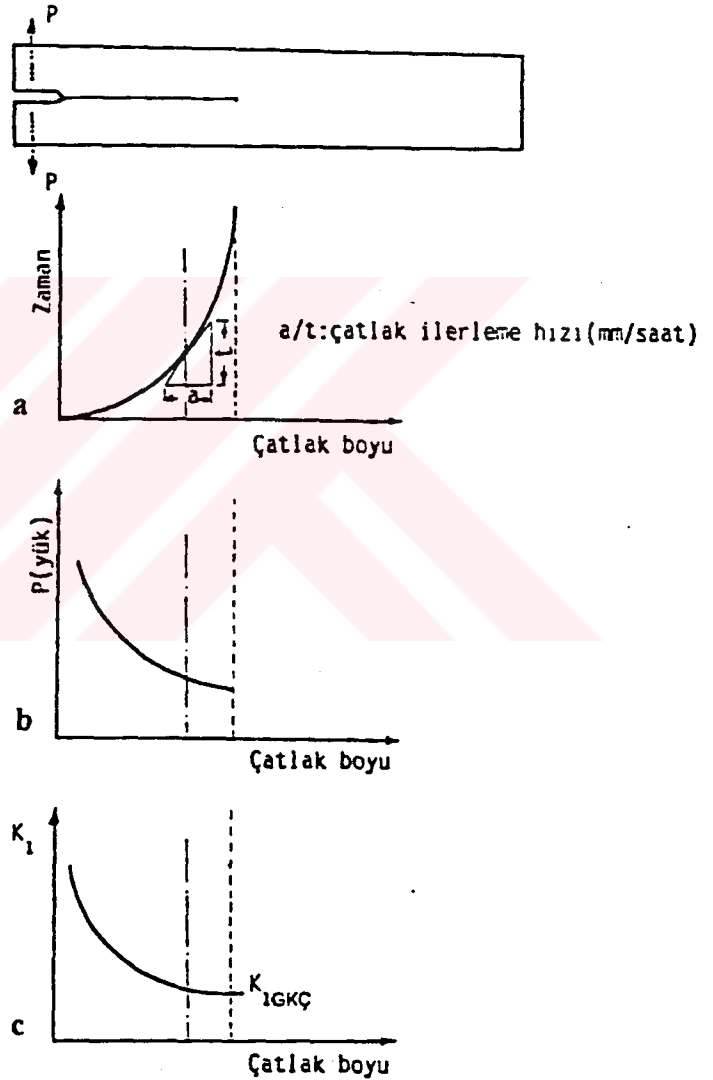
- v : Yükleme eksenindeki açılma miktarı (m)
- E : Malzemenin elastiklik modülü ($7,1 \cdot 10^{10}$ N/m²)
- a : Yükleme eksenine göre çatlak boyu (m)
- h : Numunenin yarı kalınlığı (h=12.7 mm)
- K_I : Gerilim şiddeti faktörü (MPa \sqrt{m})



Şekil 6.3. Gerilmeli korozyon deneylerinde kullanılan DCB numunesi

Çatlatılmış numune korozif bir etkiye maruz kaldığında, çatlak ucundaki gerilmeli korozyon etkisi çatlakın büyümesine sebep olacaktır. Deney sırasında çatlak açılma miktarı v, değişmediğinden çatlak ilerlemeyi zorlayan P kuvveti ve çatlak ucundaki gerilim şiddeti faktörü K_I , çatlak boyu arttıkça azalacaktır. Şekil 6.4' de P kuvveti ve K_I 'in çatlak boyuna bağlı olarak değişimi görülmektedir. Belli bir çatlak boyuna

erişildiğinde, K_1 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 6.4. 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_1 'de etkisi

6.4.2. Koroziif 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 çatlağın 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.



BÖLÜM 7. DENEY SONUÇLARI VE ÖNERİLER

7.1. Sertlik Değişimi Ölçüm Sonuçları

RRA ve T6 ısıtma işlemi uygulanan 1. ve 2. tip DCB numunelerinin (Şekil 6.1. ve Şekil 6.2.) sertliklerindeki değişimler Tablo 7.1 ve 7.2'de verilmiştir.

Tablo 7.1. RRA ısıtma işlemi uygulanan DCB numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları

Malzeme numarası	Retregasyon süresi (dakika)	Retregasyon sonu sertlik (HRB)	RRA sonu sertlik (HRB)	MIG kaynağı		sertlik (HRB) Kaynak metali
				Ana metal	ITAB	
1.tip DCB numunesi	75	84	88	45	33	15
2.tip DCB numunesi	75	84	88	38	35	15

Tablo 7.2. T6 ısıtma işlemi uygulanan DCB numunelerinin sertlik ölçüm sonuçları

Malzeme numarası	T6 sonu sertlik (HRB)	MIG kaynağı		sertlik (HRB) Kaynak metali
		Ana metal	ITAB	
1.tip DCB numunesi	89	30	37	18
2.tip DCB numunesi	89	32	26	12

7.2. Gerilmeli Korozyon Deneyi Sonuçları

T6 ısıtma işlemi görmüş iki ayrı 2.tip DCB numunesine uygulanan gerilmeli korozyon deneyi sonuçları Tablo 7.3 ve Tablo 7.4'de görülmektedir. Tablolarda verilen da/dt çatlak ilerleme hızı değerleri, orijin programı yardımıyla bilgisayarda hesaplanmıştır. Burada öncelikle çatlak boyu a' nın zamana, (t) göre değişimi bulunmuş ve daha sonra da/dt türevi alınarak çatlak ilerleme hızı da/dt bulunmuştur.

Tablo 7.3. T6 ısıt işlemleri uygulanmış 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ($v = 0,75$ mm)

Süre (saat)	a (mm)	a_{GKC} (mm)	K_I (MPa \sqrt{m})	da/dt (mm/saat)
0	9.61	0	93.0	0.00105
48	9.65	0.04	92.8	0.00045
96	9.65	0.04	92.8	0
120	9.65	0.04	92.8	0

$$a = -6.194 \cdot 10^{-6} t^2 + 1.05 \cdot 10^{-3} t + 0.6109$$

$$da/dt = -1.2388 \cdot 10^{-5} t + 0.00105$$

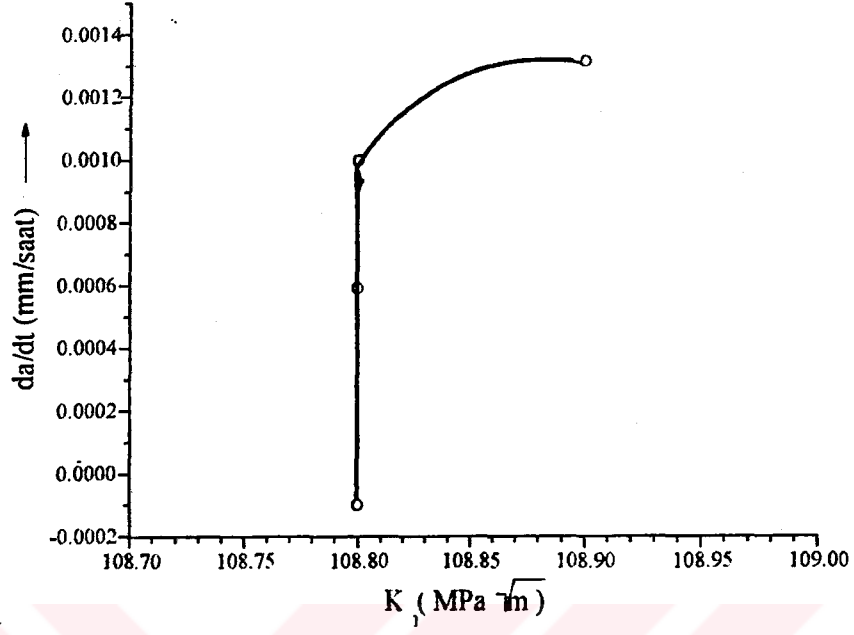
Tablo 7.4. T6 ısıt işlemleri görmüş 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları ($v = 0.9$ mm)

Süre (saat)	a (mm)	a_{GKC} (mm)	K_I (MPa \sqrt{m})	da/dt (mm/saat)
0	9.825	0	108.9	0.00131
48	9.875	0.05	108.7	0.00057
96	9.875	0.05	108.7	0
120	9.875	0.05	108.7	0

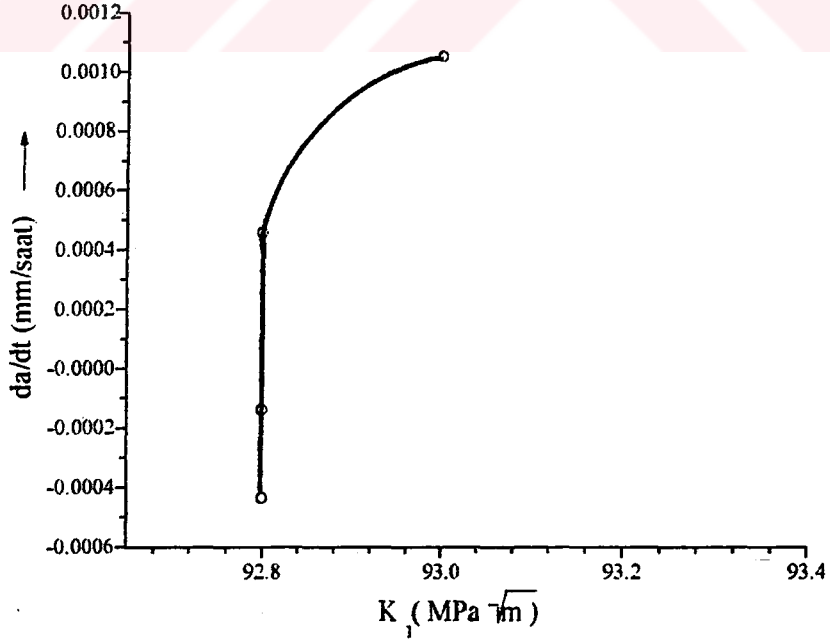
$$a = -7.743 \cdot 10^{-6} t^2 + 1.31 \cdot 10^{-3} t + 0.00113$$

$$da/dt = -1.54 \cdot 10^{-5} t + 1.31 \cdot 10^{-3}$$

T6 ısıt işlemleri görmüş 1.tip DCB numuneleri ve RRA ısıt işlemleri görmüş 1. ve 2. tip DCB numunelerinde ITAB'nin tüm parçaya yayılmış olması, bu bölgedeki sertliğin düşük ve sünekliğinin çok yüksek olması nedeniyle gerilmeli korozyon deneyi için gerekli mekanik ön çatlak elde edilememiştir. Bu nedenle bu parçalarda da/dt - K_I değişimi eğrisi elde edilememiştir. Şekil 7.1.'de ise bu deneylerde sonuç elde edilebilen T6 ısıt işlemleri uygulanmış 2.tip DCB numunelerinin da/dt - K_I değişimleri görülmektedir.



Şekil 7.1. T6 Isıl işlemi görmüş 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları



Şekil 7.2. T6 Isıl işlemi görmüş 2.tip DCB numunesine ait gerilmeli korozyon deneyi sonuçları

Yapılan deneyler sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1) 7075 Alüminyum alaşımı gerek T6 gerekse RRA şartlarında uygulanan MIG kaynağının ITAB' da sertlikte oldukça büyük bir düşüşe neden olduğu görülmüştür.

Mekanik özelliklerindeki bu azalma nedeniyle, özellikle uçak parçaları gibi hayati önem taşıyan yapılarda kullanılan bu alaşıma kaynak uygulamasının yapılmaması gerektiği açıkça ortaya çıkmıştır.

2) RRA şartlarında ITAB'da daha yüksek sertlik elde edilmiştir. Bu durum RRA işleminin GKÇ direnci yönünden olduğu gibi kaynak açısından da T6 şartlarına göre avantaj sağladığını göstermiştir.

3) Malzemenin ısı iletkenliğinin fazla oluşu nedeniyle ITAB oldukça geniş bir alana yayılmaktadır. Bu bölgeyi daraltmak için özellikle kalın ve çok pasolu kaynak işlemlerinde her pasodan sonra parçanın parçanın soğumasını beklemek daha uygun olacaktır.

4) Sertlikteki büyük düşüşe rağmen ITAB'da GKÇ direnci T6 şartlarına göre daha yüksek olmaktadır.

KAYNAKLAR

- 1- ATALAY, R.C. 1981. Gevrek malzemedeki kırılma, I. Ulusal Kırılma Konferansı, ODTÜ-Ankara, p.179-188
- 2- BROEK, D. 1986. Failure analysis and fracture mechanics, Metals Handbook, American Society for Metals, Vol.11, Ninth ed., p.47-65
- 3- 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) p.89-98
- 4- 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
- 5- CADDELL, R.M. 1980. Deformation and fracture of solids, by Prentice Hall, In. Englewood Cliffs, New Jersey, p.193-245
- 6- CHAMPION, F.A. 1965. Corrosion testing procedures, 2 nd ed., Wiley, New York, p.133.
- 7- 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
- 8- 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. Princeton, New Jersey. p.231-290
- 9- DAHLBERG, E.P. 1967. Stress corrosion test methods, in Report of NRL Progress, Naval Research Laboratory, Washington. p. 41
- 10- DIX JR., E.H. 1940. Acceleration of the rate of corrosion by high constant stress, Trans AIME, 137. p.11
- 11- DORUK, M. 1982. Korozyon ve Önlenmesi, ODTÜ, 70. p.83-91
- 12- DORUK, M., SARIOĞLU, F., 1988. Alaşımlarda gerilmeli korozyon çatlaması, I.Korozyon Sempozyumu, ODTÜ, Ankara, p.115-137
- 13- FIELDING, J. 1973. Stress corrosion cracking and the aircraft industry, J. Inst. Met., Vol.11 (No.9) p.238-240
- 14- FINE, M.E. 1975. Precipitation hardening of aluminum alloys, Metall. Trans. A, Vol.6 A, p.625-630

- 15- 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), p.311-329
- 16- FLINN, R.A., TROJEN, P.K. 1975. Engineering materials and their application, Houghton Mifflin Comp., Boston, p.141-149
- 17 FONTANA, M.G., GREENE, N.D. 1978. Corrosion engineering, Mc Graw Hill, p. 91-107
- 18- HUGH, P.G., JEPSON, W.B., BOTHWELL, N.R., and KANE, R.L. 1967. The corrosion of light metals, Corrosion Monograph Series, Wiley, p.74-82
- 19- HUNSICKER, H.Y. 1967. The metallurgy of heat treatment aluminum, American Society for Metals, Vol.1, p.109-161
- 20- HYATT, M.V. 1970. Use of precracked specimens in stress corrosion testing of high strength aluminum alloys, Corrosion Nace, Vol.26, No.11, p.487-503
- 21- 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, p.49-53
- 22- HYATT, M.V., SPIEDEL, M.O. 1972. High strength aluminum alloys, in stress corrosion cracking in high strength steel and in titanium and in aluminum alloys, B.F. Brown (Editor), Naval Research Laboratory, p.148-244
- 23- JASTRZEBSKI, J.D. 1976. The nature and properties of engineering materials, 2 nd ed., Wiley, Canada, 328, p.581-585
- 24- LOGAN, H.L. 1966. The stress corrosion of metals, Wiley, New York, p.193-216
- 25- MONDOLFO, L.F. 1976. Aluminum alloys structure and properties, Butterworth and Co. (Publishers) Ltd., England, p.693-724
- 26- 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) p.223-321
- 27- SPIEDEL, M.O. 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. p.289-344
- 28- SPIEDEL, M.O., HYATT, M.V. 1972. Advances in corrosion science and technology, Vol.2, Plenum Press, New York, p.115-335

- 29- SPIEDEL, M.O. 1975. Stress corrosion of aluminum alloys, Metall.Trans. A, Vol. 6A, p.631-651
- 30- STROM, 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 Swechish Academy of Engineering Sciences, Ake Bresle (Editor), Stockholm-Sweden, p.40-49
- 31- TEKİN, E. 1982. Demir dışı metaller ve uygulamalı optik metalografisi, Yayın no.101, Ankara, p.125-193
- 32- Thompson, D.S. 1975. Metallurgical factor effecting high strength aluminum alloy production, Metall. Trans. A., Vol.6 A, p.671-683
- 33- Tomashow, N.D. 1966. Theory of corrosion and protection of metals, The Science of Corrosion, The Mc Millan Comp, U.S.A., p.619-622
- 34- URAL, K. 1987. 7075 Alüminyum alaşımının retragrasyon işleminde optimum şartların araştırılması, Doktora tezi, Yıldız Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
- 35- ÜÇİŞİK, A.H. 1978. Alüminyum alaşımları, İ.T.Ü. Maden Fakültesi Fiziksel Metalurji Kürsüsü, p.1-44
- 36- 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, p.222-232
- 37- WEI, R.P., NOVAK, S.R., WILLIAMS, D.P. 1972. Materials research and standards, also in AGARD-CP-98, ASTM 12, p.25-30
- 38- 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, p.65-96
- 39- WILDE, B.E. 1986. Stress corrosion cracking, Metals Handbook, Failure analysis and prevention, American Society for Metals, Vol.11, Ninth ed., p.203-224
- 40- WRAGLE'N, G. 1985. An introduction to corrosion and protection of metals, University Press, Cambridge, p.105-119
- 41- YETİŞTİREN, H. 1994. 2024 Alüminyum alaşımında RRA işleminin GKÇ direncine etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul

ÖZGEÇMİŞ

1969 yılında İstanbul' da doğdu. İlk, orta, lise öğrenimini Kocaeli' de tamamladı. 1988 yılında Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümünde bir yıl eğitim gördü. 1989 yılında girdiği Yıldız Üniversitesi Kocaeli Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümünden 1992 yılında Makina Mühendisi olarak mezun oldu.

1993 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır.

