

DOKUZ EYLÜL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

LAZER KAYNAKLI ALÜMİNYUM ALAŞIM
BAĞLANTILARIN KIRILMA MEKANİĞİ VE
MUKAVEMET AÇISINDAN İNCELENMESİ

Uğur ÖZDEMİR

Mart, 2012

İZMİR

**LAZER KAYNAKLI ALÜMİNYUM ALAŞIM
BAĞLANTILARIN KIRILMA MEKANİĞİ VE
MUKAVEMET AÇISINDAN İNCELENMESİ**


**Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Doktora Tezi
Makina Mühendisliği Bölümü, Mekanik Anabilim Dalı**

Uğur ÖZDEMİR

**Mart, 2012
İZMİR**

DOKTORA TEZİ SINAV SONUÇ FORMU

UĞUR ÖZDEMİR tarafından DOÇ. DR. ÇINAR EMİNE YENİ yönetiminde hazırlanan “LAZER KAYNAKLI ALÜMİNYUM ALAŞIM BAĞLANTILARIN KIRILMA MEKANİĞİ VE MUKAVEMET AÇISINDAN İNCELENMESİ” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir doktora tezi olarak kabul edilmiştir.


Doç. Dr. Çınar Emine YENİ

Yönetici


Doç. Dr. M. Evren TOYGAR

Tez İzleme Komitesi Üyesi


Doç. Dr. Mustafa TOPARLI

Tez İzleme Komitesi Üyesi


Doç. Dr. B. Murat İÇTEN

Jüri Üyesi


Yrd. Doç. Dr. A. Tuğrul SEYHAN

Jüri Üyesi


Prof. Dr. Mustafa SABUNCU

Müdür

Fen Bilimleri Enstitüsü

TEŞEKKÜR

Doktora çalıőmam boyunca bana yol gösteren, çalıőmalarımın her evresinde değerli bilgi ve tecrubesini benimle paylaőarak yardım ve katkılarını hiçbir zaman esirgemeyen danıőman hocam, Sayın Doç. Dr. ınar Emine YENİ'ye sonsuz teşekkür ve minnetlerimi sunarım.

Ayrıca yapmış oldukları değerli katkılarından dolayı tez izleme komite üyeleri Sayın Doç. Dr. Evren TOYGAR ve Sayın Doç. Dr. Mustafa TOPARLI'ya ayrı ayrı teőekkürlerimi sunarım. Çalıőmalarım sırasında sağladığı değerli katkılardan dolayı Sayın Arő. Gör. Dr. Murat AKDAĞ'a teşekkür ve minnetlerimi sunarım.

Deneysel çalıőmalarım yapılmasında emeği geçen Dr. Mustafa Koçak ve GKSS Araştırma Merkezi, Malzeme Araőtırmaları Enstitüsü'ne teşekkür ederim.

Ayrıca tüm doktora eğitimim boyunca bana göstermiş olduğu maddi ve manevi desteklerden dolayı aileme ve özellikle annem Fatma ÖZDEMİR'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Uğur ÖZDEMİR

LAZER KAYNAKLI ALÜMİNYUM ALAŞIM BAĞLANTILARIN KIRILMA MEKANIĞI VE MUKAVEMET AÇISINDAN İNCELENMESİ

ÖZ

Bu çalışmada, havacılık endüstrisinde yaygın olarak kullanılan, farklı kalınlıklara sahip, lazer kaynaklı 6013 alüminyum alaşımının çatlak ucu gerilme dağılımı araştırılmış ve elastik plastik kırılma tokluğu parametreleri belirlenmiştir.

Bunun için, sonlu elemanlar yazılımı kullanılarak deneylerde kullanılan 6 ve 3,2 mm kalınlığa sahip kompakt çekme (C(T)-50) numuneleri modellenmiştir. Yapılan analizler sonucunda çatlak ucu gerilme dağılımı, çatlak ucu açılma yer değiştirmesi (CTOD, delta 5) ve J-integral değerleri tespit edilerek CTOD, delta 5-delta a ve J-delta a direnç eğrileri oluşturulmuştur. CTOD, delta 5-delta a direnç eğrileri deneysel olarak elde edilen direnç eğrileriyle, J-delta a direnç eğrileri ise formülasyonlardan elde edilen J-integral direnç eğrileri ile karşılaştırılmıştır. Mukavemet uyumsuzluğunun direnç eğrilerine olan etkisi tespit edilmiştir. Plastik dönme metodu ile elde edilen delta plastik dönme değerleri belirlenerek CTOD, delta 5 değerleri ile karşılaştırılmıştır. Çatlak ucundaki maksimum gerilmenin her iki kalınlık değeri için de baz malzemede olduğu, sonlu elemanlar analizi ile elde edilen kırılma tokluğu parametrelerinin deneyler ve formülasyon ile elde edilen parametre değerleri ile iyi bir uygunluk gösterdiği ve CTOD ile J-integrali parametreleri kullanılarak elde edilen direnç eğrilerinin malzemenin çatlak ilerlemesine karşı gösterdiği direnci benzer biçimde karakterize edebildiği belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Lazer kaynağı, Al alaşımları, mukavemet uyumsuzluğu, elastik-plastik kırılma mekaniği, sonlu elemanlar analizi.

INVESTIGATION OF LASER BEAM WELDED ALUMINIUM ALLOY JOINTS IN TERMS OF STRENGTH AND FRACTURE MECHANICS

ABSTRACT

In this study, stress distribution around the crack tip and elastic plastic fracture toughness parameters of laser welded 6013 aluminum alloy, commonly used in the aerospace industry having two different thicknesses is investigated.

For this purpose, compact tension (C(T)-50) specimens used in the experimental analysis with 6 and 3,2 mm thicknesses are modeled using the finite element software. As a result of the analyses, the stress distribution around the crack tip, CTOD, δ_5 (Crack Tip Opening Displacement) and J-integral values are determined and CTOD, δ_5 - δ_a and J- δ_a resistance curves are created. CTOD, δ_5 - δ_a resistance curves are compared with those obtained from the experimental work and J- δ_a resistance curves are compared with those obtained from formulation. The effect of strength mismatch on resistance curves are determined. Delta plastic hinge values obtained by the plastic hinge method are compared with CTOD, δ_5 values. It has been concluded that the maximum stress obtained at the crack tip has occurred in the base material, fracture toughness parameters obtained from the finite element analysis showed a good agreement with those obtained by the experimental work and formulation and the resistance curves obtained by using the CTOD and J-integral characterize the resistance of the material against crack growth in a similar manner.

Keywords: Laser welding, Al alloys, strength mis-match, elastic-plastic fracture mechanics, finite element analysis.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

DOKTORA TEZİ SINAV SONUÇ FORMU	ii
TEŞEKKÜR	iii
ÖZ	iv
ABSTRACT	v
BÖLÜM BİR - GİRİŞ.....	1
1.1 Giriş.....	1
BÖLÜM İKİ - LAZER KAYNAĞI VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	9
2.1 Lazer Kaynağı.....	9
2.1.1 Lazerin Tarihçesi	9
2.1.2 Lazerin Elde Edilmesi.....	10
2.1.3 Lazerlerin Temel Elemanları ve Özellikleri.....	12
2.1.4 Lazer Kaynak Yöntemleri.....	17
2.1.4.1 Derinlemesine Nüfuz Eden Lazer Kaynağı.....	19
2.1.4.2 İletimsel Lazer Kaynağı	20
2.1.5 Lazer Kaynağında Temel Kaynak Parametreleri	21
2.1.6 Avantaj ve Dezavantajları.....	23
2.2 Alüminyum ve Alaşımları.....	24
2.2.1 Alüminyumun Tarihçesi	24
2.2.2 Alüminyumun Özellikleri	26
2.2.3 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	31
2.2.3.1 Dövme Alüminyum Alaşımları	31
2.2.3.2 Dökme Alüminyum Alaşımları	39
2.2.4 Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı	40
2.2.4.1 Porozite Oluşumu	41

2.2.4.2 Oksit Film Tabakasının Giderilmesi.....	44
2.2.4.3 Sıcak Çatlak Oluşumu.....	45
2.2.4.4 Mukavemet Kaybı.....	46
BÖLÜM ÜÇ - KIRILMA MEKANİĞİ.....	52
3.1 Giriş.....	52
3.2 Lineer Elastik Kırılma Mekanîği.....	54
3.3 Elastik Plastik Kırılma Mekanîği.....	59
3.3.1 Çatlak Ucu Açılma Yer Değiştirmesi (CTOD).....	60
3.3.2 J İntegrali.....	62
3.3.3 J İntegrali ile CTOD Arasındaki İlişki.....	66
BÖLÜM DÖRT - LİTERATÜR TARAMASI.....	68
BÖLÜM BEŞ – MATERYAL VE METOT.....	75
5.1 Modellenen Deney Numunesi.....	75
5.2 Sonlu Elemanlar Analizi.....	82
5.2.1 Modelin Oluşturulması.....	83
5.3 Analitik Çözümler.....	91
5.3.1 CTOD Çözümü.....	91
5.3.2 J-İntegral Çözümü.....	91
5.3.3 J-İntegral ile CTOD Arasındaki İlişki.....	94
BÖLÜM ALTI – ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	95
6.1 Çatlak Ucu Gerilme Analiz Sonuçları.....	95
6.2 Analiz Sonuçları ile Deneysel CTOD, δ_5 Değerlerinin Karşılaştırılması.....	101
6.3 J-İntegral Analitik Çözüm ve Analiz Sonuçlarının Karşılaştırılması.....	112
6.4 J ile CTOD Arasındaki İlişki.....	121

BÖLÜM YEDİ – SONUÇLAR.....	127
-----------------------------------	------------

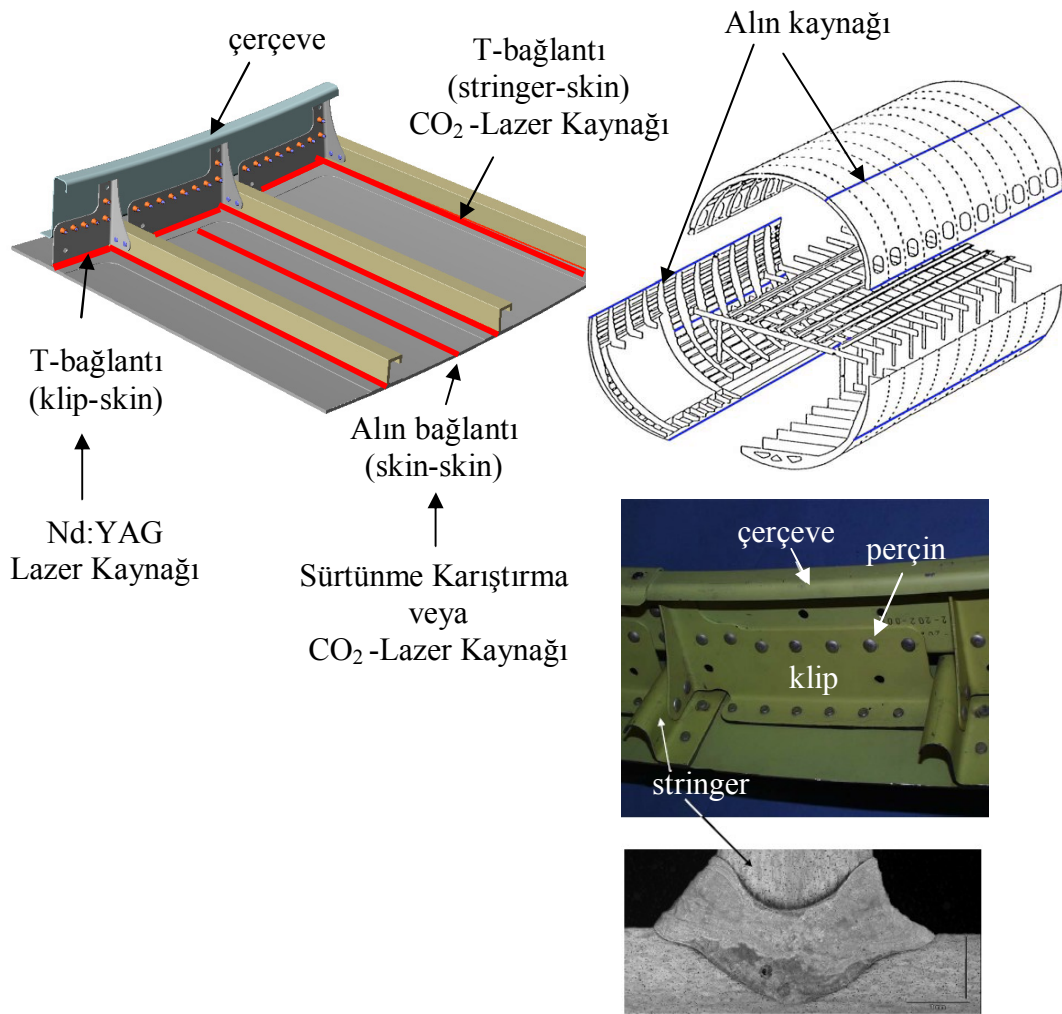
BÖLÜM BİR

GİRİŞ

1.1 Giriş

Günümüzde alüminyum alaşımları, diğer malzemelerle karşılaştırıldığında arttırılmış mukavemet değerleri, düşük yoğunluk, iyi ısı ve elektrik iletkenlikleri, yüksek korozyon dirençleri gibi özelliklerinden dolayı makina ve cihaz yapımı, gıda, kimya, otomotiv, inşaat, gemi inşa, havacılık ve uzay endüstrileri gibi alanlarda mühendis ve tasarımcılar için tercih edilen endüstriyel malzemeler konumuna gelmişlerdir. Alüminyum alaşımlarına olan oldukça fazla derecedeki bu talep artışı, araştırmaların yeni nesil alüminyum alaşımları ve bunların birleştirilebilirliği üzerinde yoğunlaşmasına neden olmuştur. Özellikle hafifliğin önemli olduğu uçak endüstrisinde, uçağın ağırlığındaki herhangi bir artış yakıt miktarının ve maliyetinin artmasına ve daha çok çevre kirliliğine neden olur. Bu nedenle, bu tür yapılarda hafif metaller ve bunlara uygun birleştirme yöntemleri kullanılarak toplam ağırlığın azaltılması önemlidir. Uçakların dış gövde panelleri ile boylamasına kiriş (skin-stringer) yapılarında kullanılan yeni nesil alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde, sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ve lazer kaynak yöntemlerinin perçinle birleştirme yöntemine alternatif olarak kullanılmaya başlanmasıyla birlikte ağırlıktan % 10 ve maliyetten % 15 tasarruf sağlanmıştır (Özdemir ve Yeni, 2011). Lazer ve sürtünme karıştırma kaynaklı alüminyum alaşımlarının uçak gövde panellerinde kullanım alanlarından bazıları Şekil 1.1’de şematik olarak gösterilmiştir.

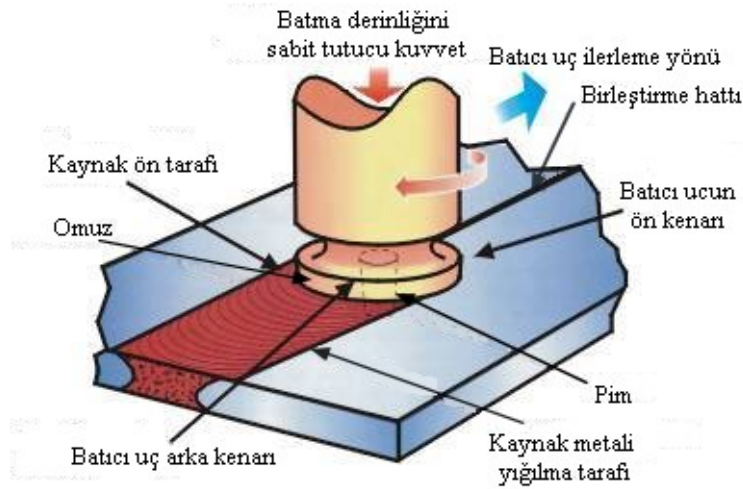
Ancak, alüminyum ve alaşımlarının, yüzeylerinde oluşan oksit tabakasının varlığı, sıvı halde iken hidrojen çözünürlüğünün yüksek olması, düşük buharlaşma sıcaklığına sahip alaşım elementleri içermesi, yüksek ısı iletkenlik ve genleşme katsayılarına sahip olması gibi özellikleri dolayısıyla kaynak edilmesi zordur. Klasik ergitme kaynak yöntemleri ile alüminyum alaşımlarının kaynağında yüksek miktarda çatlak ve porozite (gözenek) oluşumu gibi problemler mevcut olup, bu sorunla özellikle yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının kaynağında karşılaşılmaktadır (Çam, 2005).



Şekil 1.1 Lazer ve sürtünme karıştırma kaynağının uçak gövde panellerinde perçinli yapıların yerine kullanımı.

Bir katı hal birleştirme yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde başarı ile kullanılmakta olup kaynak bölgesinde herhangi bir ergime olmadığı için mukavemet düşüşü de gözlenmemektedir. Şekil 1.2'de prensip şeması verilen bu yöntemde, karıştırıcı (batıcı) uç olarak adlandırılan ve yüksek devirde dönen omuzlu bir pim kullanılır ve kaynak işlemine başlamadan önce kaynak edilecek parçaların bir tabla üzerinde alın altına getirilip sıkıca sabitlenmesi bir ön koşuldur. Bu amaçla oldukça kuvvetli bağlama elamanları kullanılmalıdır. Batıcı uç, yavaş yavaş birleştirilecek parçaların alın altına getirilmiş kısmına daldırılır ve kaynak edilmek istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilir. Burada ilerleme, tabla tarafından da parçaya uygulanabilir. Takım ucundaki pimin uzunluğu istenen kaynak nüfuziyetine eşdeğer olup, dönen pim

kaynak edilecek yüzeye temas ettiğinde, sürtünmeden dolayı kaynak noktasında ısı hızla yükselir ve böylece ısınan malzemelerin mekanik şekil değiştirme kabiliyeti artar. Dönen pim çevresinde ve pimin omuz kısmının parça yüzeyine sürtünen tabanında oluşan ısı, bölgenin plastik şekil değişimini sağlar. Şekil değiştiren kütle pimin dönme hareketinden etkilenerek pimin önünden arkasına doğru itilir. Böylece iki parça malzemesi birbirine karışarak birleşmiş olur. Takım diğer uçtan çıktığında kaynak işlemi sona erer. Bu olayların tümü, ergime noktasından daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşir.



Şekil 1.2 Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin prensibi.

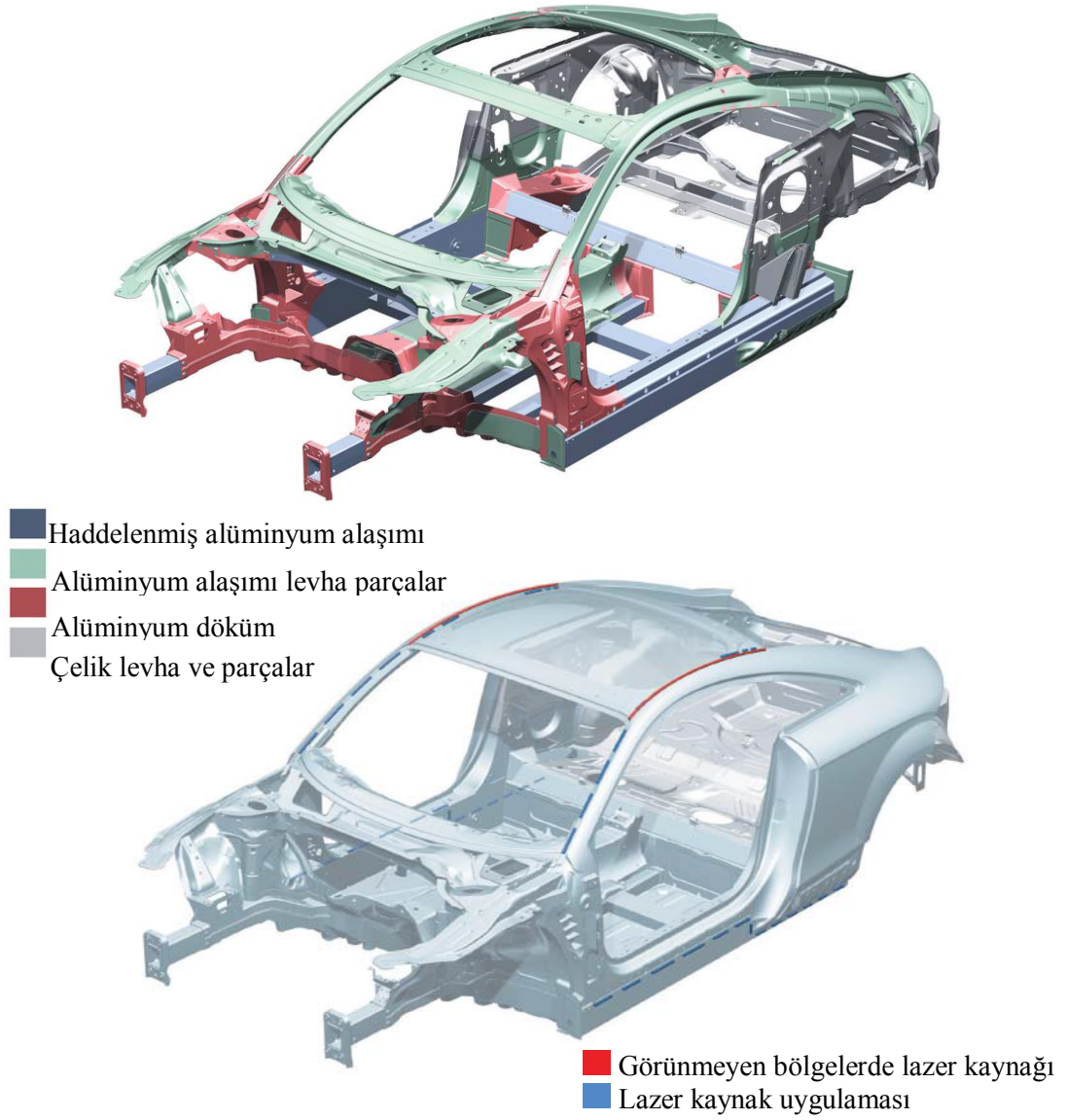
Ancak, kaynak hızının düşük olması, kaynak edilecek her parça için özel bağlama aparatına gereksinim duyulması, kaynak sırasında oluşan artık gerilmelere ek olarak bağlamadan dolayı da artık gerilmelerin oluşması, yalnızca belirli bir kalınlığa kadar olan malzemelerin birleştirilebilmesi ve basit birleştirme geometrilerine uygulanabilir olması gibi nedenler yöntemin kullanım alanını kısıtlamaktadır (Çam, 2005; Taban ve Kaluç, 2004).

Lazer kaynağı yüksek kaynak ilerleme hızı, derin nüfuziyet, düşük distorsiyon ve düşük toplam ısı girdisi gibi özellikleri dolayısıyla ark kaynağı gibi klasik ergitme kaynaklarına göre daha üstündür. Ayrıca, lazer ışınının hassas olarak odaklanabilmesi ve belirli bir açıyla kaynak bölgesine yönlendirilebilmesi; geniş bir birleştirme geometrisi yelpazesi sunarken, kaynak dikişinin ark kaynağına nazaran

çok dar olmasını da sağlamaktadır. Buna ilaveten, toplam ısı girdisinin düşük olması mikroyapıda değişimlerin azalmasını ve dolayısıyla mekanik özelliklerdeki değişimin ve kaynak yapılan levhalarda oluşan distorsiyonun (çarpılmaların) daha düşük mertebelerde olmasını sağlamakta ve bu da lazer kaynağını avantajlı kılmaktadır. Bu özelliklerinden dolayı lazer kaynağının endüstriyel kullanımı hızla artmaktadır (Pakdil, Çam ve Erim, 2005).

Düşük toplam ısı girdisine rağmen alüminyum alaşımlarının lazer ışını yansıtması bu yöntemle alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde dikkate alınması gereken bir husustur. Son zamanlarda geliştirilen daha iyi ışın kalitesine, gelişmiş ışın odaklama sistemlerine ve yüksek lazer güç yoğunluğuna sahip lazer kaynak makinaları kullanılarak alüminyum alaşımlarının lazer kaynağı ile birleştirilmesinde karşılaşılan bu sorunun üstesinden gelinmiştir. Lazer kaynak metodu sunmuş olduğu bu avantajlardan dolayı alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde diğer yöntemlere göre daha cazip hale gelmiştir (Abbaschian ve Lima, 2003).

Lazer kaynağı başlıca otomotiv, havacılık, elektronik ve inşaat gibi uygulama alanlarında alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde kullanılmaktadır. Her geçen gün lazer kaynaklı alüminyum alaşımlarının kullanım alanı artmakta olup özellikle gemi yapımı, ambalajlama ve ev aletlerinin imalatında sıklıkla kullanılmaya başlanmıştır. Çevre kirliliği ile ilgili mevzuat ve mevcut nokta kaynak yöntemlerinin yeni metallerin birleştirilmesinde yetersiz kalması gibi faktörler otomobil üreticilerini yakıttan tasarruf sağlamak için daha hafif malzemelerin kullanımına ve yeni üretim tasarımları araştırmaya zorlamıştır. Örneğin, Volvo 960 modelinde kaporta kısmındaki alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde Nd:YAG lazer kaynağı kullanılmıştır. Audi Nd:YAG lazer kaynağını ilk defa A2 modelinde alüminyum panellerin birleştirilmesinde kullanmaya başlamıştır. Audi firmasının ürettiği TT modelinin kaportasının büyük bir bölümünü alüminyum alaşımları oluşturmaktadır ve çatı kısmındaki bazı birleştirmeleri lazer kaynağı kullanılarak yapılmaktadır (Ion, 2000). Şekil 1.3'te kaporta kısmında kullanılan alüminyum alaşımlarının bölgesel dağılımı ve lazer kaynağının uygulandığı bölgeler görülmektedir.



Şekil 1.3 Audi TT otomobilinde alüminyum alaşımlarının ve lazer kaynağının kullanıldığı bölgeler ve otomatik lazer kaynağının uygulanışı.

Havacılık endüstrisi gibi ileri teknoloji gerektiren pek çok alanda kullanılan malzemelerin, servis süreleri boyunca üzerlerine etkiyen yükler ve diğer ortam koşulları altında mekanik ve mikroyapı özelliklerini korumaları ve bunun yanında ekonomik olmaları istenir. Uçaklarda yorulma büyük bir problemdir ve uçaklarda oluşan hasarların çoğunluğu yorulma nedeniyle meydana gelmektedir.

Uçak parçaları, imalat sırasında meydana gelen ya da maruz kaldıkları çevrimsel yükler nedeniyle oluşan çatlaklar içerirler. Bu çatlaklar, etkiyen yüklerin büyüklüğüne, frekansına ve ortamın korozif etkisine bağlı olarak fark edilmeden kesit içerisinde ilerler ve kesitin geriye kalan kısmı servis sırasında etki edebilecek ani yük artışlarını ve hatta zamanla servis yüklerini bile taşıyamaz hale gelerek malzemenin kırılmasına neden olurlar (Turan, 2001). Bu yüzden uçak yapılarında kullanılacak malzemelerin seçimi yapılırken yüksek mukavemet ve hafiflik gibi özelliklerin yanı sıra kırılma tokluğu ve çatlak ilerleme davranışı gibi özelliklerin de dikkate alınması gerekir.

Bu tür uygulamalarda kullanılacak olan mühendislik malzemelerinin yüksek kırılma tokluğuna sahip olması istenmektedir. Çünkü çatlak ilerleme direnci ve kırılma davranışı, uygulamaların ekonomik kullanım ömrünü ve güvenilirliğini doğrudan etkilemektedir. Ticari bir yolcu uçağı ve askeri taşımacılıkta kullanılan bir uçağın imalinde malzeme seçimi yapılırken kullanılacağı ortama göre malzemelerde bulunması beklenen özellikler Şekil 1.4'te genel hatlarıyla şematik olarak gösterilmektedir (Staley ve Lege, 1993).

Al-Mg-Si (6xxx serisi) alaşımları yüksek mukavemet ve korozyon direnci, geliştirilmiş kaynak edilebilme performansı ve yüksek kırılma tokluğu gibi özelliklerinden dolayı havacılık endüstrisinde, uçakların gövde ve kanat yapılarında geniş bir uygulama alanına sahiptir. Bu serinin alaşımlarından olan yeni nesil 6013 ve 6056 gibi kaynak edilebilir alüminyum alaşımları lazer ve sürtünme karıştırma kaynak yöntemleri ile birleştirilerek uçak gövde yapılarında perçinli yapılara tercih

edilmektedir (Braun, 2006). Böylece bu yapılarda perçin deliği açılmayarak malzemede çentik etkisi yaratacak oluşumlardan kaçınılmış, perçinleme için gerekli

Malzeme özellikleri:

Korozyon

CYS= Bası Akına Mukavemeti

E=Elastikiyet Modülü

FAT=Yorulma

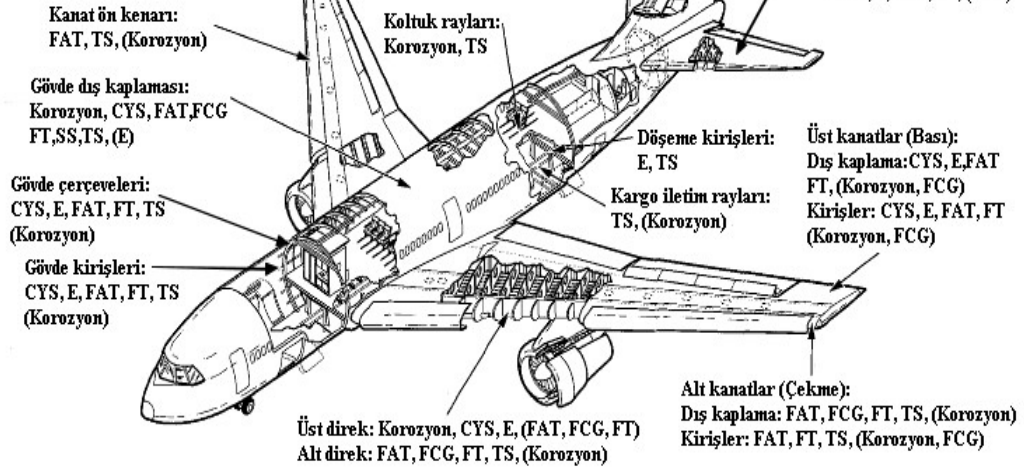
()=Önemli, fakat kritik değil

FCG= Yorulma Çatlak İlerlemesi

FT= Kırılma Tokluğu

SS= Kesme Mukavemeti

TS= Çekme Mukavemeti



Şekil 1.4 Ticari yolcu uçağı ve askeri taşımacılık için kullanılan bir uçağın üretiminde yer alan malzemelerin taşınması gereken özellikler.

ilave malzeme kullanımına gerek kalmamış ve otomatik perçin makinasına göre 10 kat daha hızlı bir birleştirme sağlanarak zamandan tasarruf edilmiş olur. Bu tasarruf üretim maliyetlerinin azaltılması açısından son derece önemlidir (Dearden, Simmons, Okon, Schleyer, ve Watkins, 2002).

Güvenirliliğın kritik olduğu uçak endüstrisinde perçinli yapıların yerini kaynaklı yapıların alıyor olması, bu yapıların her açıdan araştırılması ve özelliklerinin bilinmesi gerekliliğini ortaya koymuştur. Kaynak yapılan bir malzemede birleştirme işlemi sonrası, özellikleri birbirinden farklı üç bölge mevcuttur. Kaynak işleminden etkilenmeyen baz malzeme (Base Metal, BM), ısının tesiri altındaki bölge (Heat Affected Zone, HAZ) ve kaynak metali (Fusion Zone, FZ) olarak adlandırılan bu bölgeler, farklı özelliklere sahiptir. Bu heterojenlik toplamda genellikle malzemenin mekanik açıdan özelliklerinin kötüleşmesine neden olur. Alüminyum alaşımları gibi sünek malzemelerin kırılma dirençlerinin elastik-plastik kırılma mekaniği ile hesaplanması mümkündür. Homojen malzemeler, sonlu elemanlar ve sınır eleman

yöntemi gibi nümerik yaklaşımlarla bilgisayar ortamında modellenerek, deformasyon ve çatlak ilerleme davranışları hakkında başarılı ve deneysel çalışmalarla son derece uyumlu sonuçlar elde edilebilmektedir (Negre, Steglich, Brocks ve Koçak, 2003). Homojen malzemeler, kırılma mekaniği açısından analitik çözümlere kolayca uyarlanabilirken, heterojen yapıya sahip malzemeler için analitik çözümlere ulaşmak oldukça zordur. Bu nedenle heterojen malzemelerin kırılma davranışları incelenirken deneysel yöntemlerle elde edilen sonuçlar sonlu elemanlar analiz sonuçları ile karşılaştırılarak deneysel sonuçlar desteklenmeye ve hatta analitik çözümler getirilmeye çalışılmaktadır.

Elastik-plastik kırılma mekaniğinde kırılma tokluğu J - Δa ve CTOD- Δa direnç eğrileri (R-curve) ile karakterize edilir. J , Rice tarafından tanımlanan J -integrali; CTOD, çatlak ucu açılma yer değiştirmesi (Crack Tip Opening Displacement), Δa ise çatlak uzunluğu değişimidir. Bu direnç eğrileri, bir yapıda kullanılacak malzemelerin seçiminde, karşılaştırılmasında, yapısal kusur toleransı belirlenmesinde ve kalite güvencesi sağlanmasında önemli rol oynamaktadır.

J - Δa ve CTOD- Δa eğrilerini elde etmek için standart geometrilerdeki numuneler kırılma tokluğu testlerine tabi tutulurlar (Mühlich, Donoso ve Landes, 2005). Sünek malzemelerin elastik-plastik kırılma mekaniğine göre kırılma tokluğunun belirlenmesi, uzun zaman alan, zor, yorucu ve maliyetli bir çalışmayı gerektirmektedir (Taş ve Polat, 2007).

Bu çalışmanın amacı, 6xxx serisi alüminyum alaşımlarından lazer kaynaklı 6013 alaşımının kırılma tokluğunun ve çatlak ucu gerilme dağılımının sonlu elemanlar yazılımı kullanılarak belirlenmeye çalışılmasıdır. Çalışma sonucunda elde edilen J - Δa ve CTOD- Δa direnç eğrileri test ve formülasyon sonuçları ile karşılaştırılacaktır.

BÖLÜM İKİ

LAZER KAYNAĞI VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

1.2 Lazer Kaynağı

1.2.1 Lazerin Tarihçesi

Lazer İngilizce, ‘LASER, Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation’(uyarılmış ışınım yayınımları ile ışık kuvvetlendirilmesi) sözcüklerinin baş harflerinin birleştirilmesiyle meydana gelmiştir. Lazerin temelini oluşturan kuantum kavramı 1917’de Einstein tarafından ortaya konmuştur. 1951 yılında Townes tarafından MASER (Microwave Amplification by Stimulated Emission of Radiation-Uyarılmış Işınım Yayınımları ile Mikrodalga Kuvvetlendirilmesi) icat edilmiştir. 1958 yılında Townes ve Schawlow ilk optik yükselteç sistemini tasarlayarak Optik Mazer’i yani Lazer’i icat ederek 1960 yılında Lazer’in patentini almışlardır. Aynı yıl Hughes Araştırma laboratuvarında Dr. Theodore Maiman, kazanç ortamı olarak yakut kristali ve enerji kaynağı olarak flaş lambası kullanarak yakut (Ruby) lazerini bulmuştur. Maiman’ın bu buluşundan hemen sonra Sorakin ve Stevenson, uranyum katkılı kalsiyum flüorür lazerleri için flaş pompalı çubuk tasarımına çalışmıştır. Bu lazer, Kasım 1960’ta ilk denemede başarılı olmuştur. Katkılı kalsiyum flüorür günümüzde yaygın olarak kullanılan lazer etkisinin ilk göstergesidir. Lazer etkisini gösterecek yeni materyaller bulunması için farklı çalışmalar yapılmıştır. Aralık 1960’ta Javan ve arkadaşları Neon-Helyum gaz karışımında lazer etkisini elde etmişlerdir. 1963 yılında Bell laboratuvarında çalışmalarını sürdüren Kumar ve Patel, kesme, delme ve kaynak gibi endüstriyel işlemlerde yaygın olarak kullanılan ve kızıl ötesi bölgesinde ışımaya veren CO₂ lazerini bulmuşlardır. 1964 yılında Geusic ve arkadaşları, yine kesme, delme, kaynak gibi endüstriyel işlemlerinin yanında cerrahi uygulamalar ve askeri alanlarda da kullanılan Nd:YAG lazerini elde etmişlerdir. X-ışını lazeri ise 1985 yılında elde edilmiştir. Organik boya lazeri, soy gaz excimer lazeri, serbest elektron lazeri gibi çeşitli türde ve dalga boylarında lazerlerin üretilmesi, endüstri, sağlık ve savunma gibi alanlarda teknolojik gelişmelere yol açmıştır (Durmuş, 2006).

1.2.2 Lazerin Elde Edilmesi

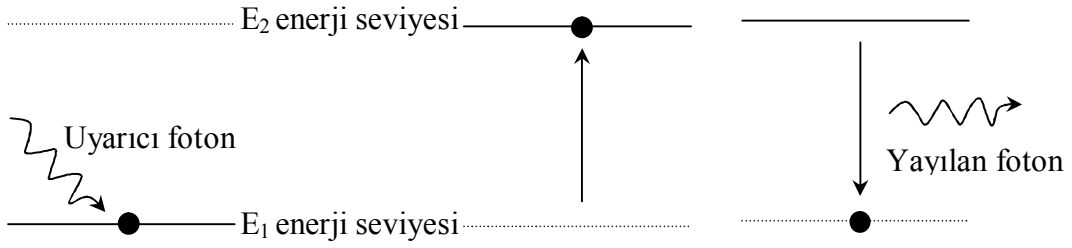
Lazer ışığı, yüksek genlikli, aynı fazda, birbirine paralel, tek renkli (monochrom), aynı frekanslı dalgalardan oluşmaktadır. Prensip olarak lazer ışınının elde edilmesi, ısıtılmak suretiyle sıcaklığı arttırılan metal bir telin kızılılaşarak ışık yaymasına benzemektedir. Atom bir çekirdek ve bunu çevreleyen bir elektron bulutundan oluşmaktadır ve her bir atomun belirli bir iç enerjisi vardır. Minimum enerji prensibine göre atom bunu en düşük enerji konumunda tutma eğilimindedir. Bu minimum enerjili olduğu duruma o atomun ‘taban enerji seviyesi’(E₁) denir. Atom bu konumdan;

- Isıtma,
- Basınç uygulama,
- Hızlandırılmış elektronla bombardıman etme,
- Hızlandırılmış parçacıklarla bombardıman etme,
- Işık demetinin etkisine maruz bırakma,

olarak sıralanan tahrik mekanizmalarından bir tanesinin uygulanmasıyla daha yüksek enerji seviyesine (E₂) ulaşır. Tahrik edilerek daha yüksek enerjili hale getirilen atoma ‘uyarılmış atom’ adı verilir. Bu atom kendi halinde bırakılırsa uyarılmış bulunduğu E₂ enerjisinden, minimum enerji prensibine göre kendiliğinden ve aniden 10⁻⁸ s gibi bir zaman süresinde alt enerji seviyesine (E₁) geçer. Bu geçiş esnasında daha evvel alınan enerji (E₂ - E₁), elektromanyetik dalga (foton) olarak geri verilmektedir. Bu olaya kendiliğinden yayınım (spontaneous emission) denir (Şekil 2.1) ve yayınımın bu ışının frekansı,

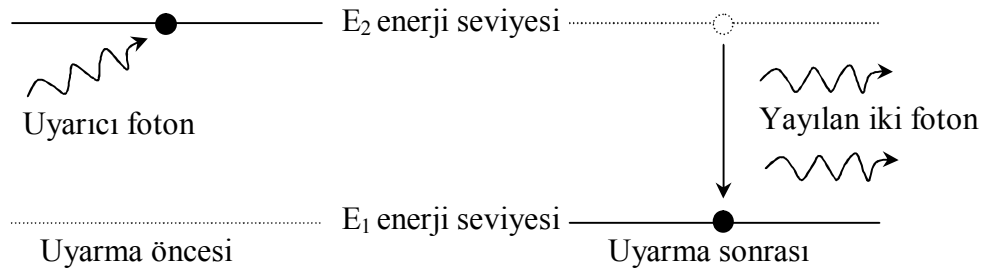
$$\nu = \frac{E_2 - E_1}{h}$$

bağıntısından hesaplanmaktadır. Burada h=6.623x10⁻³² Js olup, Planck kuantum sabitidir (Özden ve Gürsel, 2004).



Şekil 2.1 Kendiliğinden emisyon şematik gösterimi.

Uyarılarak enerji seviyesi E₁'den E₂'ye yükseltilen atoma, bir alt enerji seviyesine geçişi sırasında enerjisini foton olarak yaymaya başlarken, belli bir dalga boyunda bir foton çarptırılırsa, atom kendisine çarptırılan foton ile eşit frekansa ve enerjiye sahip iki tane foton yayar (O'Shea, Russell, ve Rhodes, 1978). Bu durum Şekil 2.2'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.2 Üst enerji seviyesinde foton ile uyarılma ve foton yayını.

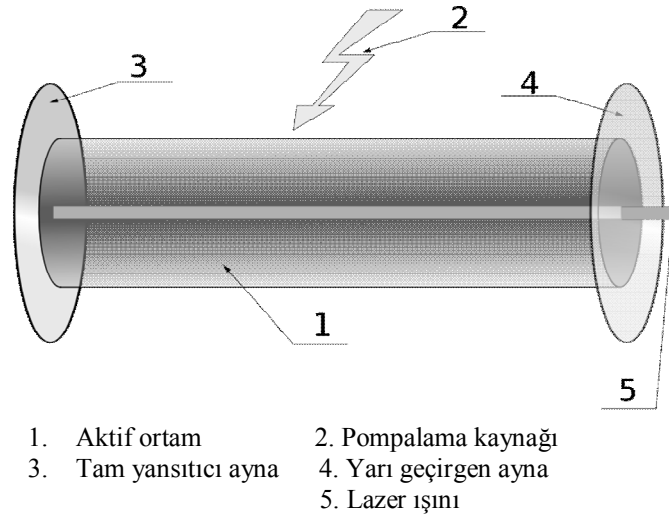
Devam eden bu işlemlerle atom, kat kat enerji seviyelerine çıkarılırsa bu seviyelerden düşerken de katlar halinde foton yayılır. Bu işleme peş peşe devam edilirse iki paralel ayna arasında aynı fazda olan fotonların toplanması şeklinde devam eder ve böylece aynı fazda ışın demeti elde edilir. Aynı frekansta yani, aynı dalga boyunda yapılan foton üretimine uyarılmış yayılım (stimulated emission) oluşan ışınım da kendiliğinden ışınım adı verilir.

Milyonlarca atom için bu işlem yapılırsa aynı yöne doğru milyonlarca foton paralel ışınlar halinde bir noktadan yayılır. Bu ışınlar aynı fazda, aynı frekansta, aynı yönde olduklarından adeta birbirine yan yana yapışıktır. Paralel aynalar arasında şiddeti bu şekilde çığ gibi artan ışınlar (fotonlar), ışık frekansına eş bir frekansta, darbeler halinde oldukça parlak ışık huzmesi olarak yayılır. Lazer ışınının enerjisinin

büyümesinin esası milyonlarca küçük enerji kaynaklarının çok dar bir hüzme halinde aynı yönde hem yan yana hem de art arda birleşmesi neticesidir. Lazerin çalışması için enerji seviyesi düşen atom sayısından daha fazla sayıdaki atomun uyarılacak enerji seviyelerine yükseltilmesi gerekir. Bunu sağlayabilmek için bir pompalama kaynağı (ışık kaynağı) kullanılır (Akman, 2006).

1.2.3 Lazerlerin Temel Elemanları ve Özellikleri

Lazer ışınının oluşması için gerekli düzenekte bir optik rezonatör içerisine yerleştirilmiş “pompalama kaynağı” da denilen ışık kaynağı (örneğin bir flaş lambası), bu ışığın etkideği lazer ışını üretilecek olan aktif maddeyi içerisinde bulunduran bir aktif ortam (örneğin CO₂ gazı veya Erbiyum kristali), aktif ortamın iki ucunda tam yansıtıcı ve yarı yansıtıcı aynalar ve lazer ışığının çıkış yaptığı bölmede bulunan mercekler bulunur. Şekil 2.3’de bir lazer cihazının temel elemanları şematik olarak gösterilmektedir



Şekil 2.3 Bir lazer cihazının temel elemanları.

Işık membainin etkideği ortamın gaz, katı, sıvı ya da yarı iletken oluşuna göre lazerler değişik isimler alırlar. Diğer bir deyişle lazerler adlarını, lazer üretim ortamında kullanılan maddelerden ve özelliklerinden alırlar. Lazerin üretim ortamında organik solvent likiti kullanılıyorsa Dye; inert gazlar (argon, kripton veya ksenon) ile reaktif gazların (florin ya da klorin) karışımı kullanılıyorsa Excimer; gaz

kullanılıyor ise kullanılan bu gazın ismi ile örneğin CO₂ gazı kullanılıyorsa, CO₂ lazeri, argon gazı kullanılıyorsa argon lazeri, helyum ve neon kullanılıyorsa He-Ne lazeri; yarı iletken Aluminyum-Galyum-Arsenid (AlGaAs) levhalarından oluşan bir mikroçip kullanılıyorsa Diyod lazeri; katı ortam (solid-state) kristal kullanılan sistemlerde kristalin optik özelliklerini arttırmak için düşük konsantrasyonlarda kristale katılan “dopant” madde ismi (örneğin, Neodimiyum, Holmiyum, Erbiyum, Erbiyum-Krom) ve kristal ismi olan İtriyum-Aluminum-Garnet (YAG) ya da İtriyum-Skandiyum-Galyum-Garnet (YSGG) birlikte kullanılarak Nd:YAG, Ho:YAG, Er:YAG ve Er, Cr:YSGG gibi çeşitli isimler alır. Aktif ortam optik bir yükseltece benzer. Aktif ortamın bir ucundan giren eşgüdümlü ışık demeti bu ortamdan geçerken, uyarılmış emisyonun dolayısıyla, ışık tayfının yoğunluğu artmış olarak aktif ortamın diğer ucundan çıkar. Böylece aktif ortam lazerlerde optik kazanç sağlar (Özcan, 2003).

Bir lazerde, yüksek enerji seviyesindeki atom toplanma sayısı, alt enerji seviyesindeki atom toplanma sayısından daha büyük ise kazanç sağlanmış olur. Bu duruma lazer fiziğinde ters toplanma (inverse population) denir. Bu kazancı sağlamak için aktif ortamda en alt enerji seviyesinde bulunan atomların sayısından, uyarılmış durumda bulunan (yüksek enerji seviyesinde) atomların sayısının fazla olması için bir enerji kaynağından veya pompalama kaynağından uyarma mekanizması oluşur.

Uyarma mekanizması, yarı iletken ve gaz lazerlerde ortamdan elektrik akımı geçirilmesiyle gerçekleştirilir. Katı ve sıvı lazerlerde ise optik pompalama yöntemi kullanılır. Örneğin, yakut lazerlerde yakut içerisinde bulunan krom atomları ksenon gazı içeren flaş lambasından yayılan güçlü ışık tarafından uyarılarak pompalama işlemi gerçekleştirilir.

Aktif maddenin her iki tarafına konulan yüksek derecede yansıtma özelliğine sahip aynalar tarafından geri yansıtılan ışık demeti birçok defa madde üzerinden geçirilir ve madde üzerinden geçen ışık demeti her geçişte ışığı daha da yükseltir.

Tam ve yarı geçirgen ayna mekanizması, aktif ortamdan geçecek eş güdümlü ışığın yansımalarını sağlar (Özcan, 2003).

Yakut lazerinden üretilen ilk atımlı lazer ile birlikte her geçen gün lazer çeşitleri ve kullanım alanları artmaktadır. Günümüzde, sıkça kullanılan lazerler ve özellikleri Tablo 2.1’de verilmiştir.

Tablo 2.1 Kullanılan lazerler ve özellikleri (Charschan, 1993).

Kazanç ortamı	Max. Ortalama Gücü (W)	Çalışma Modu	Dalgaboyu (µm)
CO ₂	25000	CW,PRRM	9,6/10,6
Nd:YAG	1800	CW,PRRM	1,06/1,32
Excimer lazerler:			
F ₂	3	PRRM	0,157
ArF	70	PRRM	0,193
KrCl	20	PRRM	0,222
KrF	160	PRRM	0,248
XeCl	200	PRRM	0,308
Katı-Hal lazerleri:			
Cr: safir (yakut)	100	PRRM	0,694
Ti: safir	20	PRRM	0,68-0,95
Nadir toprak elementleri:			
Nd:glass	40	PRRM	1,06
Nd:YLF	20	CW,PRRM	1,05/1,32
Er:YAG	20	CW,PRRM	2,94
Ho:YAG	20	CW,PRRM	2,13
Er:YSGG	3	PRRM	2,79

Tablo 2.1 Kullanılan lazerler ve özellikleri (devam)

İyon lazerler:			
Argon	50	CW	0,457/0,488 0,514/0,530
Kripton	8	CW	0,647/0,676 /0,752
Karışık	20	CW	0,457///0,752
Boya lazerleri:			
Lamba pompalamalı	50 veya 100	PRRM	0,4-1,0
Lazer pompalamalı	1	CW,PRRM	0,4-1,0
DPSS lazerler:			
Nd:YAG	10	CW,PRRM	1,06/1,32
Nd:YLF	10	CW,PRRM	1,05/1,32
Yarı iletken lazerler:			
AlGaAs, diyot	1	CW,PRRM	0,780-0,865
AlGaAs, 1Dsıralı	20	CW,PRRM	0,780-0,865
InGaAs, diyot	0,1	CW,PRRM	0,98
InGaAsP, diyot	0,1	CW,PRRM	1,20-1,55
Kurşun tuzu	0,001	CW,PRRM	3-30
Gaz lazerler:			
CO	10	CW,PRRM	0,52///0,58
Nitrojen	0,3	PRRM	0,337
HeCd	0,2	CW,PRRM	0,325/0,442
HeXe	0,1	CW,PRRM	2//3,51//4
HeNe	0,07	CW,PRRM	0,544/0,594/ 0,612/0,633/ 1,15/1,52/3,39

Işık tayfını sürekli olarak üreten lazerlere sürekli dalga (continuous wave, CW) modunda çalışan lazerler, periyodik darbeler halinde üreten lazerlere ise (Pulse Repetition Rate Mode, PRRM) tekrarlanan darbeler modunda çalışan ya da darbeleri (atımlı) lazerler adı verilir.

Teknolojinin hızla ilerlemesi ile birlikte birçok lazer türü daha kolay ulaşılabile hale gelmiş ve ilk olarak 1970'li yıllarda süpermarketlerde barkod okuyucu olarak günlük hayatımıza girmeye başlamıştır. Daha sonraları da cd okuyucu, yazıcı gibi birçok aletle evimize girmiştir. Günlük kullanımın dışında değişik birçok alanda kullanılmaktadır. Tablo 2.2'de lazerlerin genel kullanım alanları verilmektedir.

Tablo 2.2 Lazerlerin genel kullanım alanları (Majumdar ve Manna, 2003).

Lazerin uygulama alanları							
Düşük şiddetli lazerler				Yüksek şiddetli lazerler			
İletişim	Metroloji	Doküman depolama	Eğlence	Askeri	Kimyasal	Medikal	Isı kaynağı
Optik Fiber iletişimi	Holografi	Baskı	Lazer gösterileri	Hedef belirleme	Spektroskopi	Tümör terapisi	Kesme Delme Kaplama
Tele-komünikasyon	Uzunluk/hız ölçümü	Tarama	pointerler	Gözlem	İzotrop ayırımı	Cilt/diş/göz cerrahisi	Kaynak
Optik bilgi depolama ve hesaplama	İnterferometri	Data depolama	Audio-akustik kayıt	Atomik füzyon	Foto-kimyasal kaplama	Anjiyoplasti	Yüzey işleme

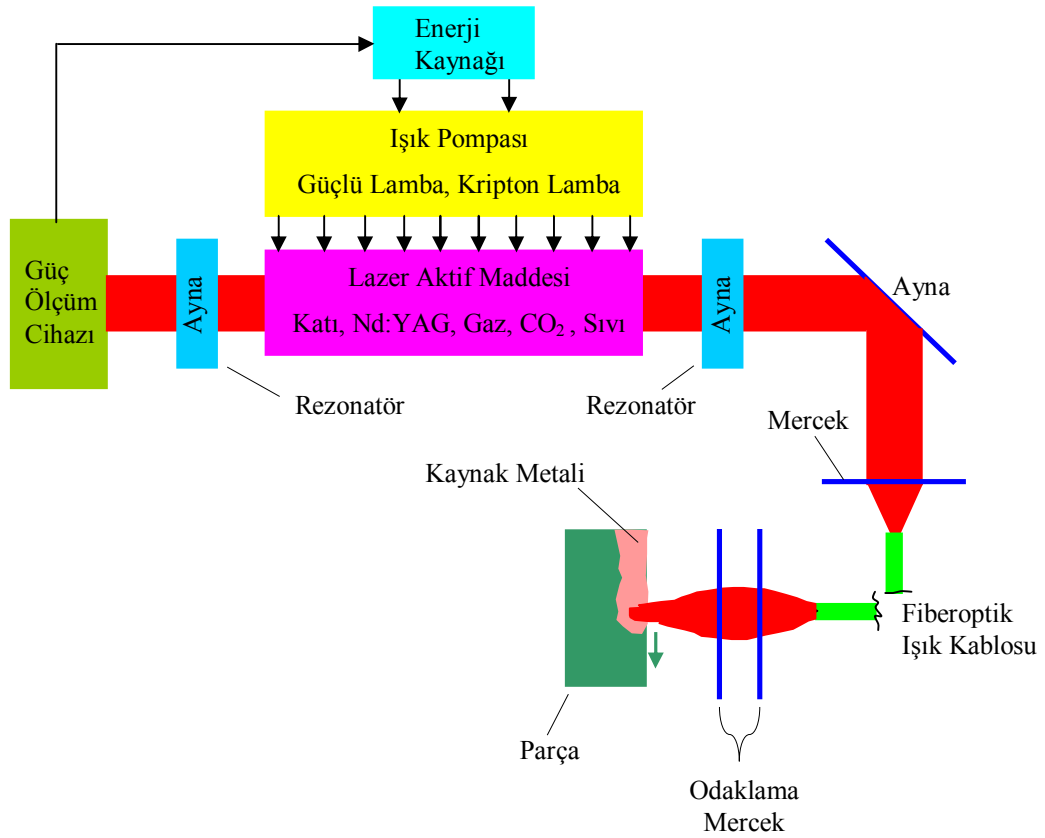
Tablo 2.2'den görüldüğü üzere yüksek şiddetli lazerler kesme, delme, kaplama, yüzey işleme ve kaynak işlemlerinde ısı kaynağı olarak kullanılmaktadır. Lazer ışığını, herhangi bir ışıktan ayıran farklı özellikleri vardır. Bunlardan bazıları;

- Tek renklilik,
- Uyumluluk,
- Uzaklaştıkça dağılma,
- Yoğunluk
- Yönlendirebilirlik

şeklinde sıralanabilir ve bu özellikler lazer ışının kullanımını artırmaktadır.

1.2.4 Lazer Kaynak Yöntemleri

Endüstride, lazer ışını yüksek güç yoğunluğu ($10^6-10^8 \text{ Wcm}^{-2}$) ve yönlendirilebilirlik özelliklerinden dolayı bir ısı membaı olarak kaynakla birleştirme işlemlerinde kullanılmaktadır. Şekil 2.4'te bir lazer ışın cihazı şematik olarak verilmektedir.

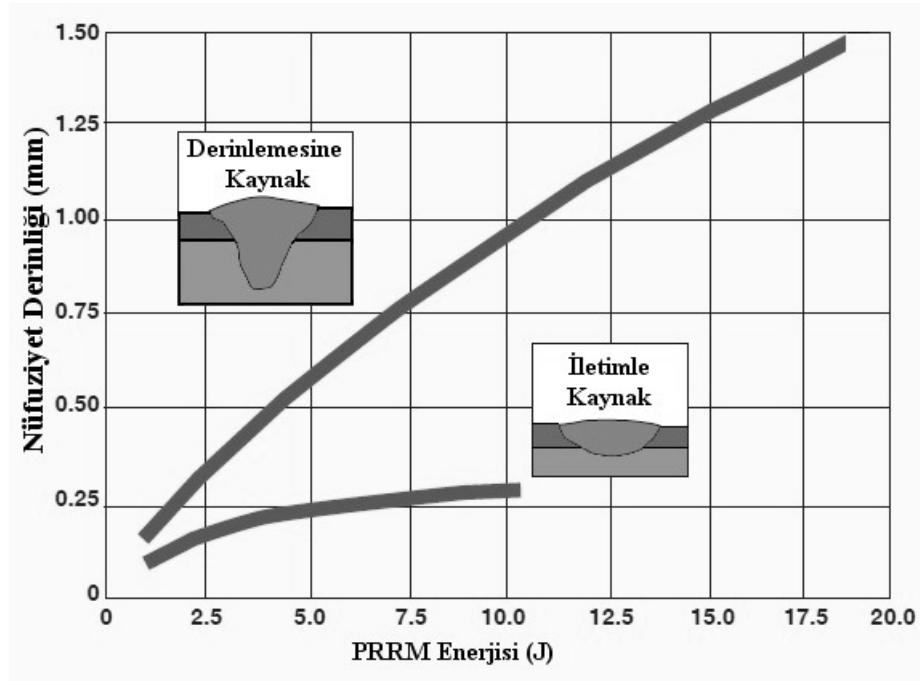


Şekil 2.4 Lazer cihazının şematik yapısı (Özden ve Gürsel, 2004).

Lazer aktif maddesi ortamından çıkan lazer ışınları, rezonatör aynalar vasıtasıyla güçlü bir ışık demetine dönüştürülür. Işık demeti lazer tipine göre ayna ve mercek sistemleri ile veya ışık kablosu (fiber optik kablo) yardımıyla odaklama mekanizmasına iletilir. Lazer ışınlarının iletim yöntemi lazer ışınının dalga boyuna göre değişmektedir. Düşük dalga boylu Nd:YAG lazer kaynağında ışın kablosu kullanılırken, CO₂ kaynağında ışın iletimi, ayna sistemleri ile gerçekleşmektedir. Elde edilen ışının absorpsiyon veya yansıtma yatkınlığı da ışının dalga boyuna ve

malzemeye göre değişmektedir. Örneğin, Nd:YAG lazer ışını, CO₂ lazer ışınına göre metaller tarafından daha iyi absorbe edilmektedir (Özden ve Gürsel, 2004).

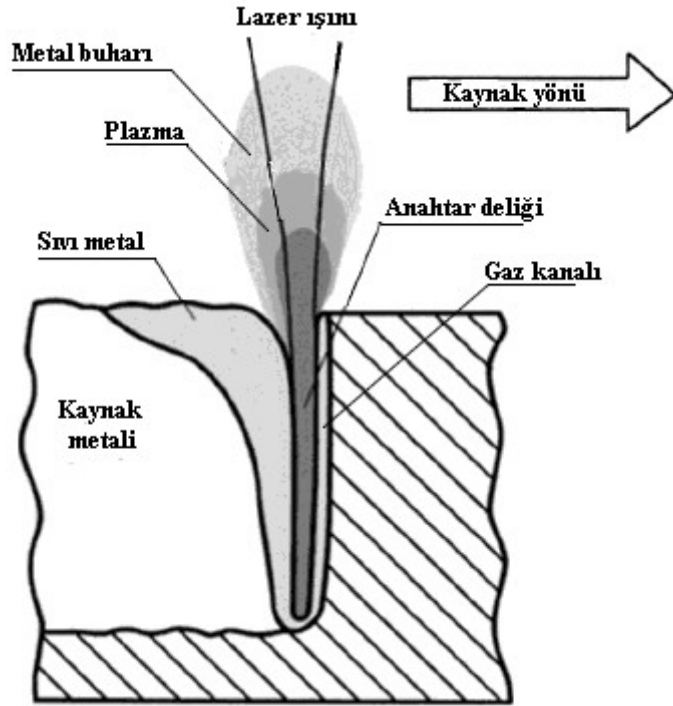
Lazer demetinin enerji yoğunluğuna bağlı olarak ince malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan iletimle kaynak ve daha kalın malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan nüfuziyet kaynak (anahtar deliği) olmak üzere iki çeşit kaynak yöntemi vardır (Duley, 1999). Şekil 2.5'te nüfuziyet ve iletimle kaynağın paslanmaz çelik örnekleri üzerinde kaynak derinliğine olan etkisi gösterilmektedir. Bu iki kaynak yöntemi arasındaki en temel fark iletim kaynağında birleştirme esnasında oluşan kaynak banyosu süreklidir. Nüfuziyet kaynağında ise lazer ışını sıvı metal içerisine nüfuz ederek sıvı metal havuzunu ikiye ayırır. Burada oluşan boşluk anahtar deliğine benzediği için bu yöntem anahtar deliği kaynağı da denmektedir. İletim kaynağında, lazer ışını parça içine nüfuz etmediği için sıvı metal daha az gaz absorbe eder. Bundan dolayı nüfuziyet kaynak yöntemi ile birleştirilen malzemelerin kaynak bölgelerinde gözenekli bir yapı teşekkülü söz konusu olabilir. Bunu önlemek için koruyucu gaz kullanılabilir (Abbott ve Albright, 1994).



Şekil 2.5 PRRM, Nd:YAG lazeri kullanılarak iletimle ve derinlemesine kaynak işleminin paslanmaz çelik üzerindeki karşılaştırılması.

1.2.4.1 Derinlemesine Nüfuz Eden Lazer Kaynağı

Odaklama mekanizması lazer ışınını çok küçük bir alana yoğunlaştırdığında, odaklanan noktada erime ve buharlaşmaya neden olur. Buharlaşma sıcaklığında, lazer enerjisinin sıvı metal tarafından emilimi devam ederken buharlaşan malzeme ve koruyucu gazdan oluşan bir karışım yoğunlaşarak plazma haline gelir. Meydana gelen bu plazmanın absorpsiyon derecesi sıvı metalinkinden daha fazla olduğundan, lazer enerjisinin plazmada oluşturduğu ısı, erimekte olan malzemeye geçerek iş parçasına iletilir. Sıvı metal ile plazma arasındaki sıcaklık ve basınç farklılıklarından kaynaklanan, şiddetli dolaşımın olduğu, akıcı fazlı bir buhar kanalı (anahtar deliği) oluşur ve bu oluşumun gözlemlendiği lazer birleştirmelerine derinlemesine nüfuz eden lazer kaynağı adı verilir. Şekil 2.6'da derinlemesine nüfuz eden lazer kaynak uygulaması şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 2.6. Lazer kaynağında anahtar deliği ve plazma oluşumunun şematik kesit görünüşü.

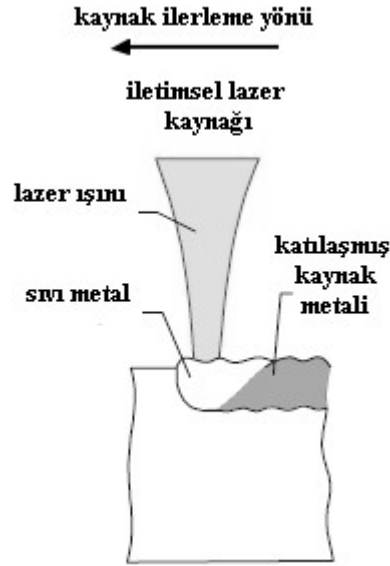
Sıvı metalin kanal etrafında devamlı akması ve anahtar deliğinin arkasında yoğunlaşmasıyla bu kanal uyarılır. Sıvı metal, ısınan buharın basıncıyla iş parçasının yüzeyine yükselir. Katılaşmadan sonra geleneksel ark kaynak yöntemlerine göre daha homojen ve dar bir yapıya sahip kaynak dikişi elde edilir. Lazer kaynağı ile yapılan birleştirmelerde elde edilen kaynak dikişinde, iş parçasındaki ısı tesiri altındaki bölge (Heat Affected Zone, HAZ) çok dar sınırlar içinde kalır (Karaaslan, Yumurtacı ve Sözmez, 2001). Böylece birleştirme işlemi sonrası mekanik özellikler daha dar bir bölgede değişim gösterir.

Anahtar deliği yapısının teşekkülünden sonra bu bölgede eriyen malzemenin lazer ısısını yutma oranı %98'e ulaşır ve burada bir erime havuzu oluşur. Söz konusu yerde eriyik halde bulunan malzeme yer çekimi, yüzey gerilmesi ve buhar basıncının etkisi ile kararlı bir dengede bulunur (Beersiek, 1999). Işın demeti ya da iş parçasının sabit bir hızla hareket ettirilmesiyle birlikte, anahtar deliğinin hareket istikameti tarafındaki erimiş vaziyette olan metal siyah cisim gibi davranarak yüzeyine düşen lazer ışın demetinin büyük bir kısmını yutar ve böylece metal, kaynak ilerleme yönünde süreklilik arz edecek şekilde eritilir ve geride kalan eritilmiş kısım katılaşır. Uygulanan lazer ışın demetinin gücü, belirli kaynak hızında metali eritecek kadar büyük, ama çukurdaki metali buharlaştırıp yok etmeyecek kadar düşük olarak seçilmelidir. Kaynak çukuru oluşturarak malzemelerin kaynatılması işlemi, özellikle kalın saçların kaynak edilmesi için uygun olan bir yöntemdir (Özcan, Tarakçıoğlu ve Kahramanlı, 2004).

1.2.4.2 İletimsel Lazer Kaynağı

Elde edilen lazer demeti odaklama sistemleri kullanılarak kaynak edilecek malzeme yüzeyine ya da malzemenin iç kısmına odaklanır. Odaklanan ışının bir kısmı malzeme yüzeyi tarafından soğurulurken bir kısmı geri yansır. Malzeme tarafından soğurulan kısa süreli lazer ışınlarının etkisiyle açığa çıkan ısı konveksiyon ve radyasyon şeklinde yatay yayılma imkânı bulamadan iletkenliğe bağlı olarak kalınlık eksenini boyunca hızlı bir şekilde derinliklere dağılır. Bu nedenle ince malzemelerde lazer ışınının odak çapındaki silindirik kısımda sıcaklığın, derinlik

boyunca homojen olduğu kabul edilir. İletim ile lazer kaynağı lazer ışını şiddetinin malzemeyi kaynatmaya yeterli olmadığı, erimeye yeterli olduğu durumlarda gerçekleşir (Majumdar ve Manna, 2003). Maksimum kaynak derinliğine, malzeme yüzey sıcaklığının, kaynama noktasının hemen altında olduğu sıcaklıklarda erişilir. Şekil 2.7’de iletimsel lazer kaynağı şematik olarak gösterilmiştir.



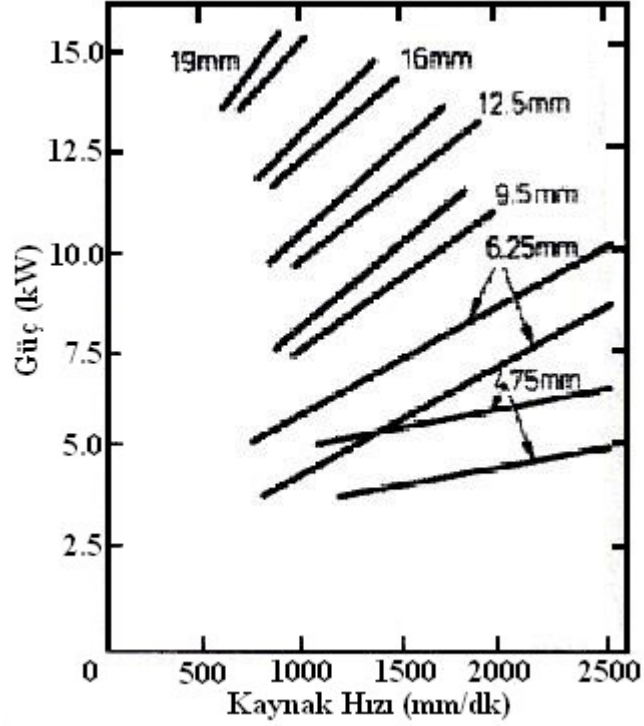
Şekil 2.7 İletimsel lazer kaynağı uygulaması.

1.2.5 Lazer Kaynağında Temel Kaynak Parametreleri

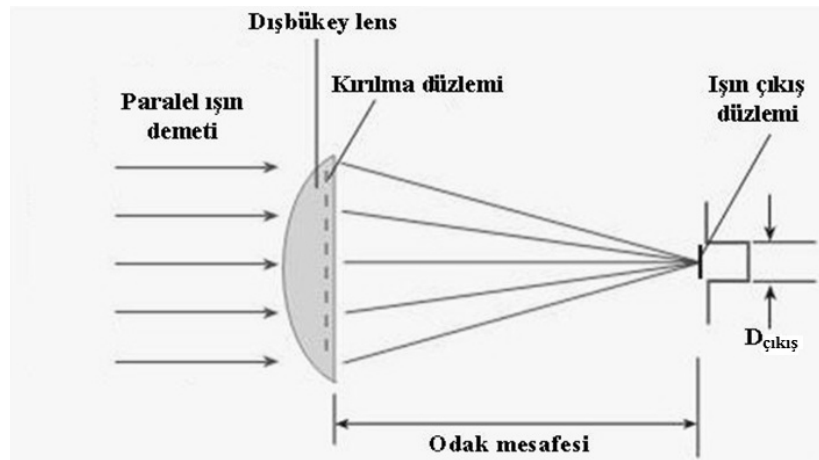
Lazer gücü, sürekli ve atımlı lazer kaynağı için temel kaynak parametresidir. Birleştirilecek malzemenin özelliklerine ve kalınlığına göre uygulanacak lazer gücü ile kaynak hızı arasında bir bağıntı tanımlanması gerekir. Bu bağıntılar daha önce yapılmış olan çalışmaların ışığında elde edilen eğriler şeklinde olabilir. Böyle bir bağıntı karbonlu çeliğin CO₂ lazer kaynağı birleştirilmesi üzerine kurulmuştur. Şekil 2.8, karbonlu çelikler için, lazer gücü, kaynak hızı ve birleştirilecek parça kalınlığı arasındaki değişimi göstermektedir.

Kaynak öncesinde lazer ışınının odak noktasının kaynak edilecek malzemenin üzerine düşürüleceği bölgenin ve odak çapının iyi tespit edilmesi gerekmektedir. Şekil 2.9’da odaklama düzeneği şematik olarak gösterilmektedir. Odaklama işlemi yapan merceğin odak noktası ile iş parçası arasındaki mesafe arttıkça ışık demetinin çapı büyür

ve eriyen metal miktarı artmasına karşın kaynak derinliği azalır. Bu yüzden odaklama merceğinin, malzeme özelliklerine, kalınlığına ve kaynak hızına bağlı olarak iş parçası yüzeyine mümkün olan en yakın mesafede tutulması gerekmektedir. Böylece daha dar bir HAZ elde edilir (Uzun, 2010).



Şekil 2.8 Farklı kalınlıklardaki karbonlu çelik levhalar için kaynak hızının (CO_2) lazer gücüne göre değişimi.



Şekil 2.9 Odaklama düzeneği şematik görünümü.

Oksitlenme ve atmosferik kirlenmeye karşı kaynak bölgesini koruma altına almak ve kaynak esnasında oluşan plazma teşekkülünü dengede tutarak olası bir şekil bozukluğu riskini en aza indirmek için lazer kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmelerde en yaygın olarak argon veya helyum gazlarının CO₂ gazı ile karışımı kullanılmaktadır. Özellikle Al ve Ti gibi hızlı oksitlenebilen malzemelerin birleştirilmesi esnasında genellikle ortam şartlarından en çok etkilenen bölgesi olan kaynak kökünün koruyucu bir gaz ile dış ortam ile temasının kesilmesi kritik önem arz etmektedir (Çelen, 2006).

1.2.6 Avantaj ve Dezavantajları

Lazer kaynağı, yüksek ısı yoğunluğu ve ışının odaklanma çapının küçük olmasından dolayı klasik kaynak metotlarıyla karşılaştırıldığında daha üstündür. Lazer ışınının odaklanma çapının küçük olması ve yüksek ısı yoğunluğu sağlaması daha dar bir kaynak dikişi ve HAZ elde edilmesine neden olur. Böylece kaynak yapılan bölgenin içyapı değişimi oldukça dar bir alanla sınırlanmış olur.

Geleneksel ergitme kaynakları ile kıyaslandığında lazer kaynağında nüfuziyet daha derindir ve böylece daha yüksek kaynaklama hızı elde edilir. Lazer kaynağında ısı dar bir alanda yoğunlaşarak etkideği için toplam ısı girdisi düşüktür bu nedenle deformasyon ve distorsiyonlar (çarpıklıklar) çok daha azdır veya hiç yoktur (Pakdil, Çam ve Erim, 2005).

Lazer kaynağı bazı ark kaynak yöntemleri ile birleştirilerek kullanımına yatkındır. Lazer-ark hibrit kaynağı ile çok pasolu kaynaklar yapılabilmesi kalın parçaların kaynaklanmasına ve daha geniş kaynak aralıklarının birleştirilmesine imkân sağlamaktadır (Yavuz ve Çam, 2005).

Lazer ışınının klasik ergitme kaynaklarına göre çok küçük çaplı bir bölgeye odaklanabilmesi dolayısıyla çok ince parçaların sadece birleştirilmesinde değil kesilmesi işlemlerinde de etkin bir şekilde kullanılmaktadır (Püskülcü ve Koçlular, 2009).

Bunlara ek olarak lazer ile yapılan birleştirmelerde klasik kaynak metotlarına göre daha yüksek kaynak hızlarına (10 m/dak üzerinde) ulaşılabilir olması, otomasyona son derece elverişli ve mevcut üretim sistemlerine entegrasyonunun kolay olması, estetik açıdan güzel görünümlü, kaynak sonrası taşlama gerektirmeyen, güvenilir ve yüksek derinlik/genişlik oranına sahip dar kaynak dikişi elde edilebilir olması, diğer kaynak metotları ile kaynak edilmesi zor olan malzemelerin ve benzer olmayan (dissimilar) malzemelerin, kaynak işlemlerinde oldukça iyi sonuçlar elde edilebilir olması, konvansiyonel kaynak yöntemleri ile erişilmesi kısıtlı veya imkânsız olan bazı bağlantı bölgelerinin kaynağının kolaylıkla yapılabilir olması, ilave metal kullanmadan da kaliteli birleştirmeler elde edilmesi gibi pek çok avantajlar sunmaktadır (Tokdemir, Ünlü, Yılmaz ve Meriç, 2010).

Lazer kaynağının yaygınlaşmasında en büyük engel ilk yatırım maliyetinin yüksek olmasıdır. Kaynak öncesi yüzey temizliğine dikkat edilerek, lazer ışınının malzemeye doğru bir şekilde ulaşması sağlanmalıdır. Bazı metallerin yüksek derecede yansıtma özelliği, lazer kaynak yönteminin uygulanmasını zorlaştırmaktadır. Sert metallerin darbeli lazerle kaynak yapılması, kaynak bölgesinde mikroskobik kaynak kesitlerinin oluşmasına, bu da kaynağın kırılğan olmasına neden olmaktadır. Ancak bu kusur, geleneksel kaynak yöntemlerinin aynı tipten olan kusurları ile karşılaştırıldığında önemsiz görülebilecek seviyededir (Özcan, 2003).

1.3 Alüminyum ve Alaşımları

1.3.1 Alüminyumun Tarihçesi

Bir alüminyum minerali olan alum Yunanlılar ve Romalılar tarafından biliniyor ve harç olarak kullanılıyordu. Alüminyum ismini Yunanca alum mineraline verilen isim olan alumenden almıştır. 1746 yılında J.H.Pott alumdan alüminayı (Al_2O_3) ayırdı. O zamanlar içerisinde A.L. Laosier’inde olduğu birkaç bilim adamı alüminanın bilinmeyen bir metalin oksidi olduğuna inanıyorlardı. Alüminyumun oksijene olan

ilgisi o kadar fazlaydı ki, ne karbon ne de bilinen indirgeyiciler onun oksidini azaltmada etkili olamıyordu.

1807 yılında, Sir Humphery Davy (İngiltere) alüminyum oksit halindeki bileşiginden ilk ayıran ve kısmi olarak elde eden kişi oldu. Elektrotermik ve elektrokimyasal yöntemle küçük miktarda Al-Fe alaşımını ayırmayı başararak, bunu alüminyum olarak adlandırdı.

1825 yılında, Hans Christian Orsted bir çeşit cıvalı bileşik olan potasyum amalgamının alüminyum klorüre etkisi sonucu açığa çıkan üründen cıvayı ayırarak alüminyum elde etti. Fakat bu yeni metalin özelliklerini belirleyemedi. Sadece rengini ve çinkonun parlaklığına sahip olduğunu tespit etti.

1927'de F. Wöhler, metalik potasyumla alüminyum klorürü ısıtıp karıştırarak küçük miktarda alüminyum gri toz şeklinde üretti. Ancak elde edilen bu küçük miktardaki metalik alüminyumun özellikleri belirlenemedi.

Wöhler, 1845 yılında, buhar halindeki $AlCl_3$ 'ü ergimiş potasyum üzerinden geçirerek her biri 10-15 mg olan alüminyum küreciklerini elde etti. Üretilen alüminyumun ergime noktası, yoğunluğu, dövülebilme ve çekme özellikleri belirlendi.

Alüminyumun endüstriyel çapta üretimi ise 1886 yılında ABD'de Charles Martin Hall ve Fransa'da Paul T. Heroult'un birbirlerinden habersiz olarak yaptıkları elektroliz yöntemi ile başlamıştır.

1886 yılında, Werner von Siemens'in dinamoyu keşfi ve 1892 yılında K.J.Bayer'in, boksitten alümina elde edilmesini sağlayan Bayer prosesini bulması ile alüminyumun endüstriyel çapta üretimi çok kolaylaşmış ve bu en genç metal, demir çelikten sonra dünyada en çok kullanılan ikinci metal olmuştur.

Günümüzde, Fransız Paul.T. Herault ve Amerikalı Charles Martin Hall üretim yöntemi patentleri (1892) kullanılmaktadır.

1.3.2 Alüminyumun Özellikleri

Alüminyum, yoğunluğunun çelik veya bakırın yaklaşık üçte biri kadar olması, ayrıca kolaylıkla dövülebilir, işlenebilir, dökülebilir ve geri dönüşümünün mümkün olmasının yanında, üstün korozyon dayanımı ile endüstrinin pek çok alanında milyonlarca farklı ürünün yapımında kullanılmasına sebep olmuştur. Tablo 2.3'de %99,5 saflık derecesine sahip alüminyumun genel özellikleri verilmiştir.

Tablo 2.3 %99,5 saflık derecesine sahip alüminyumun genel özellikleri.

Sembol	Al
Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26,97 g/mol
Kristal Yapısı	YMK
Erime Noktası	660 °C
Yoğunluğu (Oda sıcaklığında)	2,7 g/cm ³
Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı	150-320 °C
Buharlaşma Noktası	2450 °C
Isıl Genleşme Katsayısı	23,5 $\mu\text{m m}^{-1} \text{K}^{-1}$ (25 °C'de)
Özgül Isısı	0,224 cal/g (100 °C'de)
Gizli Ergime Isısı	94 cal/g
Çekme Mukavemeti	40-100 N/mm ²
Akma Mukavemeti	10-30 N/mm ²
Elastisite Modülü	72 x 10 ³ N/cm ²
Kayma Modülü	27 x 10 ³ N/cm ²
% Uzama	45
% Kopma Uzaması	30-40
Sertlik	20 (HV)
Çentik Darbe Tokluğu	100 J/cm ²
Elektrik İletkenliği	% 59,5 IACS
Elektrik Direnci	2,65 x 10 ⁻⁸ ohm m
Katılma Esnasında Kendini Çekme	% 6,7
Yansıtıcılık, (Tungsten flamadan gelen beyaz ışık için)	% 90

Alüminyum, hava şartlarına, yiyecek maddelerine ve günlük yaşamda kullanılan pek çok sıvı ve gazlara karşı dayanıklıdır. Gıda sektörü önemli kullanım alanlarından biridir.

Alüminyum, elektrolitik olarak oksitlendirilerek değişik renklerde üretilebilir. Eloksal denilen bu işlem ile hem korozyona dayanıklı, hem de değişik renklerde mimaride kullanılan profiller üretilerek pencere, kapı vb. yapımında kullanılabilir. Bazı durumlarda sertliği ve dayanımı yüksek alüminyum alaşımlarının üstü saf alüminyum ile kaplanarak korozyon özellikleri iyileştirilebilmektedir.

Çeşitli alüminyum alaşımlarının mukavemeti, normal yapı çeliğinin mukavemetine denk veya daha yüksektir. Alüminyum alaşımları bu özelliklerinden dolayı, özellikle hafiflik istenen uygulamalarda sıklıkla kullanılmaktadırlar.

Alüminyum elastik bir malzemedir. Bu nedenle ani darbelere karşı dayanıklıdır ve bu dayanıklılığı sıcaklığın azalmasıyla birlikte azalmaz. Çeliklerin, düşük sıcaklıklarda ani darbelere karşı mukavemeti azalır.

Alüminyum, şekillendirilmesi kolay bir metaldir. Öyle ki, kalınlığı 1/100 mm'den daha ince olan folyo veya tel haline getirilebilir.

Alüminyumun elektrik ve ısı iletkenliği, bakıra göre daha azdır. Fakat özgül elektrik iletkenliği (elektrik iletkenliği/yoğunluk), özgül ısı iletkenliği (ısı iletkenliği/yoğunluk) ve özgül akma mukavemeti (akma mukavemeti/yoğunluk) değerleri karşılaştırıldığında bakırdan daha iyi olduğu görülür. Bundan dolayı, hava elektrik hatlarında alüminyum alaşımları kullanılır. Ayrıca alüminyumun fiyatı da bakıra göre daha düşüktür. Tablo 2.4'te yüksek performanslı alaşımların üretiminde kullanılan bazı saf elementlerin yoğunluk, akma ve özgül mukavemetleri karşılaştırılmıştır (Cardelli, 1999).

Korozif ortamlarda alüminyumun yüzeyi bir oksit tabakası ile kaplanarak, alüminyumun korozyona dayanıklılığını sağlar. Bu özelliğinden dolayı alüminyum pek çok korozif ortamda kullanılabilir. Alüminyum alaşımlarının içindeki diğer elementler alüminyum ile galvanik pil oluşturmaya uygun olduklarından dolayı, korozyon açısından alüminyumun mümkün olduğu kadar saf olarak kullanılması

tavsiye edilir. Fakat mekanik özelliklerindeki dayanım düşüklüğü (zayıflık) nedeniyle uygulamalarda saf alüminyum kullanımı yaygın değildir.

Tablo 2.4 Bazı saf elementlerin akma ve özgül mukavemetleri (Cardelli, 1999).

Metal	Yoğunluk, 10⁻³kg/m³	Akma Mukavemeti, MPa	Özgül mukavemet, Nm/kg
Magnezyum	1,74	69,6	39
Berilyum	1,85	120	64,9
Alüminyum	2,70	30	11,1
Titanyum	4,51	140	31,0
Nikel	8,90	148	16,6
Bakır	8,93	69	7,7
Tungsten	19,25	550	28,6
Molibden	10,22	345	33,8
Niyobyum	8,57	105	12,3

Alüminyumun, sıcak ve soğuk şekillendirilebilme kabiliyeti iyidir. Ekstrüzyon yöntemiyle çok karışık geometrik yapıya sahip alüminyum profiller üretilebilir. Kalınlığı bir kaç mikrona ulaşılabilen folyolar üretilerek paketleme işlemlerinde kullanılabilir. Gıda endüstrisinde kullanılan paketleme folyoları saf alüminyumdan yapılır. Alüminyuma şekil vermek için döküm, dövme, haddeleme, presleme, ekstrüzyon, çekme gibi tüm metotlar uygulanabilir.

Alüminyum, bazik karakterli maddelere karşı dayanıksızdır. Kaynak ve lehimleme kabiliyeti ancak dekapan ve özel usullerle mümkündür. Düşük mukavemet ve akma sınırına sahiptir ve doğada saf halde bulunur. Saf alüminyum alaşımlama yoluyla ve/veya pekleşme (work hardening) ile bazı çeliklere yakın mukavemette bir malzemeye dönüştürülebilir ve hafifliğin önemli olduğu uygulama alanlarında daha güvenilir bir şekilde kullanılabilir. Tablo 2.5'te alüminyumun değişik uygulama alanlarındaki kullanımında önemli olan özellikler gösterilmiştir.

H Deformasyonla sertleşmiş anlamındadır. Sadece dövme ile elde edilen alüminyum alaşımları için kullanılır.

H1X Sadece soğuk şekillendirilmiş (x, 0 ile 9 arasındadır ve deformasyon sertleştirmesini gösterir)

H2X soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavlanmış alaşımlar için kullanılır.

H3X düşük sıcaklıklarda yapının yaşlanmasını önlemek için soğuk şekillendirilmiş ve dengelenmiş alaşımlar için kullanılmaktadır.

W Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış anlamındadır. Sadece çözeltiye alma işleminden sonra oda sıcaklığında doğal yaşlanan alaşımlara uygulanan kararsız bir ısıl işlemdir. Bu gösterim sadece doğal yaşlanma zamanı; örneğin W 1/2 saat gibi olduğunda geçerlidir.

T F, O veya H temperlerinden daha kararlı bir temperdir. Kararlı yapılar elde etmek için deformasyon sertleşmeli veya sertleşmesiz bir ısıl işlemdir. "T" harfini takip eden 1'den 10'a kadar olan sayılar özel bir işlemi ifade ederler.

T1 Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş ve doğal yaşlanma ile kararlı bir duruma getirilmiş anlamına gelmektedir.

T2 Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş, soğuk deformasyon görmüş ve doğal yaşlandırma ile kararlı bir duruma gelmiş demektir.

T3 Sırasıyla çözeltiye alınmış, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırılarak kararlı bir duruma getirilmiş anlamına gelmektedir.

T4 Çözeltiye alma işleminden sonra doğal yaşlandırma işlemi uygulanmış ve kararlı bir yapı sağlanmış demektir.

T5 Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış anlamına gelmektedir.

T6 Çözeltiye alma ve ardından yapay yaşlandırma işlemini tanımlar. Çözeltiye alma işleminden sonra soğuk işlem uygulanmaz.

T7 Çözeltiye alma ısıtma işlemi takiben uzun süre çökelme işlemi uygulanarak aşırı yaşlanmanın oluştuğunu ifade eder.

T8 Sırasıyla çözeltiye alma ısıtma işlemi, soğuk işlem ve yapay yaşlandırma işlemlerini ifade eder.

T9 Sırasıyla çözeltiye alma ısıtma işlemi, yapay yaşlandırma ve soğuk işlem ifade eder.

T10 Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş, ardından soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırılmış anlamına gelmektedir (Toktaş, 2006).

1.3.3 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum ve alaşımları imalat yöntemine göre dövme ve döküm alaşımları olmak üzere iki kısımda incelenirler. Plastik deformasyonla şekillendirilebilen dövme alaşımlar, döküm alaşımlardan farklı mikroyapı ve kimyasal kompozisyona sahiptirler. Her iki grup alüminyum alaşımları da kendi içerisinde ısıtma işlemi uygulanabilen ve ısıtma işlemi uygulanamayan alaşımlar olmak üzere ikiye ayrılırlar. Alüminyum alaşımlarında ısıtma işlemi mukavemeti arttırmak için uygulanan bir işlemdir (Kvande, 1999).

1.3.3.1 Dövme Alüminyum Alaşımları

Dövme alüminyum alaşımları dört haneli rakamdan oluşan notasyon ile tanımlanır. Bu notasyondaki ilk rakam (Xxxx), ilave edilen temel alaşım elementini

belirtir ve genellikle seri ismini anlatmak için kullanılır (1000 serisi, 3000 serisi, 8000 serisi gibi).

İkinci rakam (xXxx), eğer 0'dan farklı ise belirli temel bir alaşımın modifikasyonu olduğunu gösterir. Yani orijinal kompozisyondan değişimi tanımlar. Eğer 0 ise orijinal kompozisyon olduğunu gösterir. Son iki rakam (xxXX) ise seri içerisindeki özelliklerini belirtmek için verilen keyfi numaralardır. Örneğin, 5183 gösterimindeki 5 rakamı, magnezyum alaşımı serisi olduğunu; 1 rakamı, 5083 alaşımının bir modifikasyonu olduğunu, 83 ise bu seri içerisindeki özelliğini gösterir. Bu numaralandırma sistemi sadece 1xxx serisi alüminyum alaşımlarında son iki rakam %99'un üzerindeki minimum alüminyum miktarını gösterir (1350 gösteriminde 50 sayısı, alaşımda minimum %99,50 alüminyum olduğunu ifade eder). Tablo 2.6'da ilave edilen alaşım elementleri göre dövme alüminyum alaşım grupları verilmiştir.

Tablo 2.6 Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.

Alaşım İlave Metali	Grup	Isıl işlem
Alüminyum %99,00	1XXX	Uygulanamaz
Bakır (Cu)	2XXX	Uygulanabilir
Mangan (Mn)	3XXX	Uygulanamaz
Silisyum (Si)	4XXX	Uygulanamaz
Magnezyum (Mg)	5XXX	Uygulanamaz
Magnezyum- Silisyum	6XXX	Uygulanabilir
Çinko (Zn)	7XXX	Uygulanabilir
Diğer elementler	8XXX	Uygulanabilir

1XXX serisi alüminyum alaşımları. %99 veya daha yüksek saflıktaki alüminyum özellikle elektrik ve kimyasal alanda geniş bir kullanıma sahiptir. Derin çekme işlemine de uygun olan bu alaşımlar mükemmel korozyon direnci, yüksek termal ve elektriksel özellikler, düşük mekanik özellikler ile mükemmel bir işlenebilirliğe sahiptir. Demir ve silisyum çoğunlukta olan empüritelere dir. Bu gruptaki alüminyumun uygulama alanları kimyasal ekipmanlar, reflektörler, ısı değiştirgeçleri, elektriksel iletkenler ve kapasitörler, paketlenme folyoları, mimari

uygulamalar ve dekoratif şekillerdir. Şekil 2.10'da bu serinin alaşımlarından olan 1060 ve 1100 alaşımlarının kullanım alanlarından örnekler gösterilmiştir (Graeve ve Hirsch, 2001)..

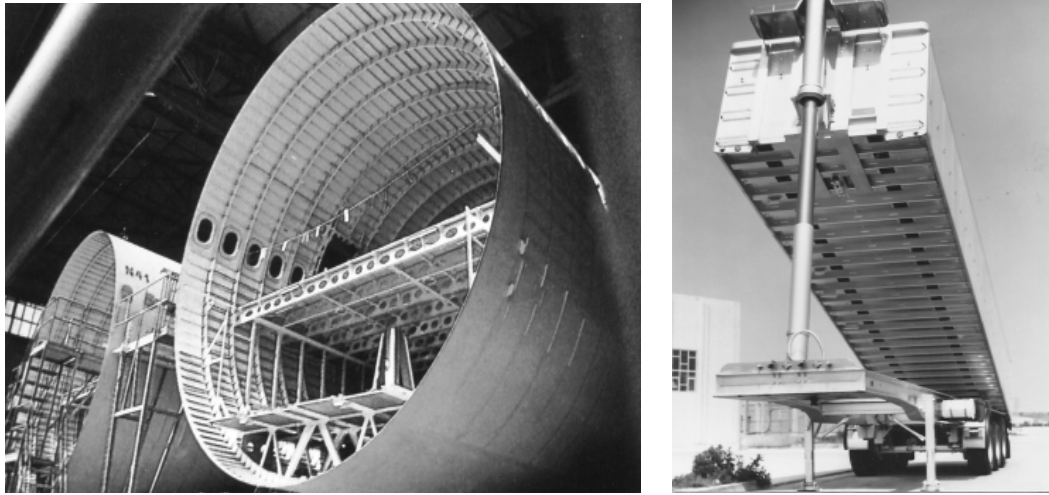


Şekil 2.10 1xxx serisi Al alaşımlarının paketlenme folyoları olarak kullanımı (Kaufman, 2000).

2XXX serisi alüminyum alaşımları. Bu seri alaşımlarda bakır temel alaşımlama elementidir. Optimum özellikler için Al-Cu alaşımları 490 °C'den hızla soğutulularak çökeltme sertleşmesi işlemine tabi tutulurlar. Daha sonra oda sıcaklığında doğal yaşlanmaya maruz bırakılabildikleri gibi, mekanik mukavemetin daha da artırılması için 120 °C'de tavlansarak yapay yaşlanmaya uğratılırlar. Yaşlanma ısıl işlemi sonunda bu alaşımlarda, alaşımsız çelik mukavemetinin üzerinde bir mukavemet değeri elde edilmektedir. Çözeltiye alınmış durumda mekanik özellikleri düşük karbonlu çeliklerinki ile aynıdır ve bazen daha yüksek olabilir. Bazı durumlarda mekanik özellikleri daha fazla arttırmak için çökeltme (yaşlanma) ısıl işlemi uygulanır. Bu işlem sonrası mukavemet artarken süneklik ve elektrik iletkenliği azalır. 2xxx grubu alaşımlar özellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranlarının gerekli olduğu yapılar için uygundur.

Bu malzemelerin bakır ilavesi nedeniyle korozyon direnci saf alüminyumdan oldukça düşüktür ve belirli şartlar altında taneler arası korozyona maruz kalabilirler. Bu nedenle, levha şeklindeki bu alaşımlar çoğunlukla yüksek saflıktaki alüminyum veya 6xxx grubu magnezyum-silisyum alaşımı ile kaplanarak, çekirdek malzemenin galvanik korunması sağlanır ve böylece bu alaşımların korozyon dirençleri büyük oranda artırılır.

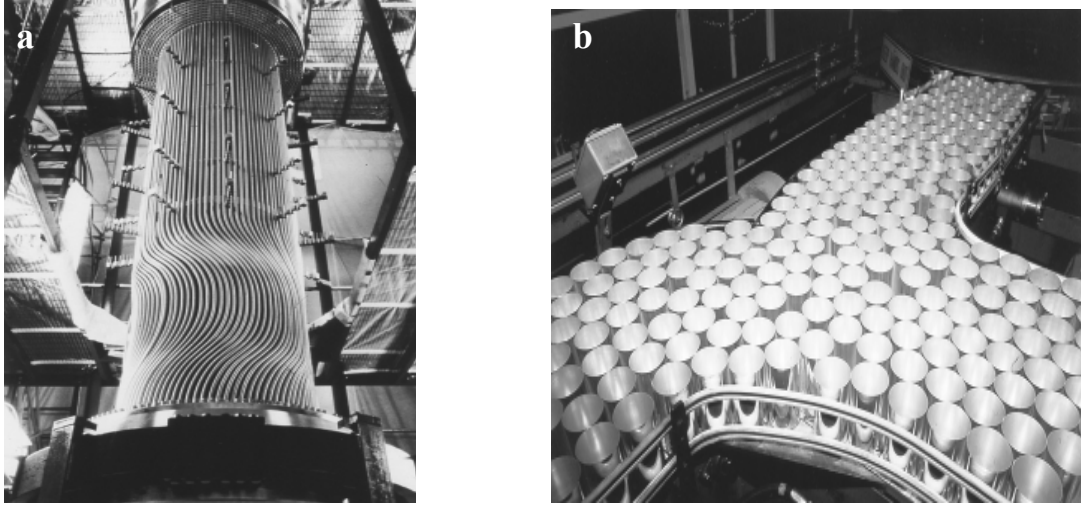
2xxx grubu alaşımlar uçak (2024) ve kamyon (2014) gövde yapılarında civata veya perçinle birleştirilmiş şekilde yaygın olarak kullanılmaktadır. 2219 ve 2048 alaşımları MAG ve TIG kaynak metotlarıyla kolaylıkla birleştirilerek havacılık uygulamalarında kullanılmaktadır. 2195 alaşımı havacılık uygulamalarına yüksek elastisite modülü, yüksek mukavemet ve 2219 alaşımına benzer kaynaklanabilme özelliği sunar. Uçak endüstrisinde yüksek mukavemet ve kırılma tokluğu gerektiren yapılarda kullanılmak üzere özelleştirilmiş 2124, 2324 ve 2419 gibi alaşımlar kararlı çatlak ilerlemesine karşı oldukça dirençlidirler. 2011, 2017, 2117 alaşımları bağlantı elemanları ve vida açma makinelerinde kullanılmaktadır (Kaufman, 2000).



Şekil 2.11 2xxx serisi Al alaşımlarının uçak ve kamyonlar da kullanım bölgeleri.

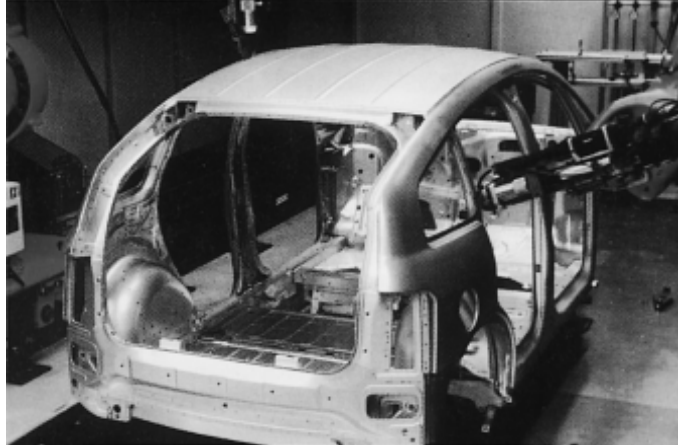
3XXX serisi alüminyum alaşımları. Bu serinin ana alaşım elementi mangandır. Yüksek şekillendirilebilme, mükemmel korozyon direnci ve iyi kaynaklanabilme özelliklerine sahip bu serinin alaşımlarının mukavemeti 110-285 MPa olup orta mukavemetlidirler. %1,5'lik mangan ilavesi, mukavemetin artmasına, sünekliğin azalmasına neden olur. Bu gruptaki üç cins alaşım (3003, 3004 ve 3105) iyi işlenebilirlik gerektiren orta mukavemet uygulamalarında genel amaçlar için kullanılırlar. 3003 alaşımı mükemmel korozyon direnci dolayısıyla yemek pişirme kaplarının, kimyasal ekipmanların ve iyi birleştirilebilme özellikleri dolayısıyla da araçlarda ısı değiştiricilerinin ve güç santrallerinde depolama tanklarının yapımında kullanılırlar. 3105 alaşımları çatı ve dış cephe kaplamalarında ve diğer mimari

yapılarda, 3004 ve onun bir modifikasyonu olan 3104 alaşımları içecek kutuları, mutfak gereçleri gibi uygulamalarda kullanılırlar (Karabay, Zeren ve Yılmaz, 2003).



Şekil 2.12 Yapımında 3xxx serisi Al alaşımlarının kullanıldığı a) güç santrallerinde ısı değıştiricisi b) içecek kutuları.

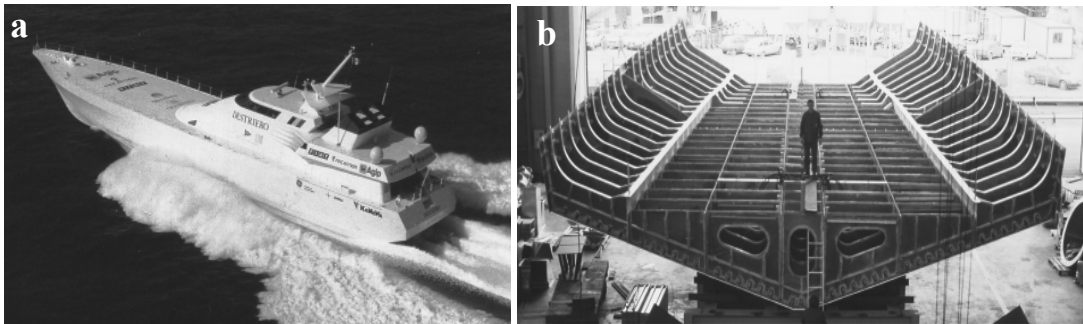
4XXX serisi alüminyum alaşımları. Bu serinin ana alaşım elemanı silisyumdur. Alüminyuma %12'ye kadar Si ilave edilmesi alaşımın, gevrekleşmeden ergime derecesinin düşmesine ve iyi bir akıcılık özelliğine sahip olmasına neden olur. Bu özellik, karmaşık şekilli parçaların dökümünde kolaylık sağlarken, kaynak uygulamalarında 4xxx serisi alaşımların kaynak ilave metali olarak kullanılması durumunda kaynak ağzı boşluğunun efektif bir şekilde doldurulmasına olanak sağlar. Bu nedenle, 4xxx serisi alaşımları kaynak teli ve sert lehim levhaları olarak kullanıma oldukça uygundur. Otomotiv uygulamalarında 4043 alaşımı, 6xxx serisi alaşımların MAG ve TIG kaynağı ile birleştirilmesinde kaynak dolgu metali olarak kullanılır. Yüksek silisyumlu alaşımlar ortalama çekme mukavemeti (175-380 MPa), düşük termal genleşme katsayısı, yüksek korozyon direnci ve yüksek aşınma direncine sahiptir. Bu nedenle uçak pistonları 4032 alaşımından yapılır. Önemli miktarlarda silisyum içeren alaşımlara anodik oksidasyon uygulandığında koyu gri renk alırlar ve bu yüzden mimari uygulamalarda dekoratif amaçlı olarak kullanılırlar (Yılmaz, 2002).



Şekil 2.13 Kaynak dolgu metali olarak 4043 alaşımının otomotiv sektöründe ki kullanımı.

5XXX serisi alüminyum alaşımları. Ana alaşım elemanı olarak magnezyum kullanılır. Orta dereceli mukavemet (125-350 MPa), tuzlu su ortamında mükemmel korozyon direnci ve çok düşük sıcaklıklı ortamda bile yüksek tokluğa sahip 5xxx serisi alaşımlarının, değişik birleştirme metotları kullanılarak 20 cm kalınlığa kadar kolayca kaynaklanabilir olması serinin alaşımlarının yaygın olarak kullanılmasının başlıca nedenleridir. Bu seri alaşımlar, mimari uygulamalarda, karayollarında, köprülerde, depolama tanklarında ve basınçlı kaplarda, düşük sıcaklıklı çalışma şartlarına (-270 °C) maruz kalan tanklarda dekoratif ve süsleme amaçlı uygulamalarda, gemilerde ve ev aletlerinde kullanılmaktadırlar (Oğuz, 1990).

Tek cidarlı yüksek hız teknelerinin gövdesi, gövde destekleyici yapıları, zemin kaplaması ve üst yapılarının imalinde 5083-H113/H321 alaşımı tek bir plaka kullanılmıştır. Şekil 2.14, söz konusu tekne ve onun gövde içyapısını göstermektedir.



Şekil 2.14 Gövdesi 5083-H113/H321 alaşımından yapılmış yüksek hız teknesi ve gövde içyapısı.

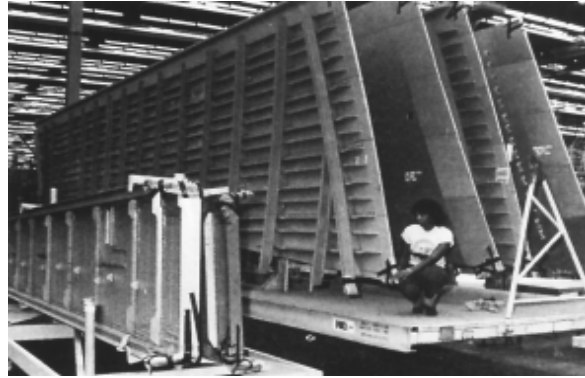
6XXX serisi alüminyum alaşımları. 6xxx serisi alaşımlar, içyapılarında magnezyum silikat (Mg_2Si) oluşturacak oranlarda Mg ve Si içeren alaşımlardır. Bu alaşımda sertleşme, Mg_2Si metaller arası bileşiğinin sıcaklık ile değişen çözünürlüğünden ileri gelmektedir. Isıl işlem uygulanabilen bu gruptaki alaşımlara çözeltiye alma işleminden sonra yapay yaşlandırma işlemi (T6 işlemi) uygulandığında alüminyum matrisi içinde Mg_2Si partikülleri çöker ve böylece dayanımları önemli ölçüde arttırılabilir. 2xxx ve 7xxx serisi alaşımları kadar dayanıklı olmasalar da, 6xxx serisi alaşımlar şekillendirilebilen, kaynaklanabilir, işlenebilir, korozyona karşı dirençli ve orta dayanımlı (125-400 MPa) alaşımlardır. Kolayca şekillendirilebilir olması, herhangi bir kaynak ya da birleştirme yöntemi kullanmadan, tek parça halinde karmaşık mimari uygulamalarda kullanılmasını mümkün kılar. Havacılıkta, mimari yapılarda, ulaşım endüstrisi, köprüler ve kaynaklı yapılar bu alaşımların uygulama alanlarıdır.

6063 Al alaşımı mükemmel şekillendirilebilirlik özelliğinden dolayı sadece mimari yapılarda değil otomotiv sektöründe de yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Audi firması, 6063 alaşımını A8 modelinin gövde kafesini oluşturmada kullanmıştır. 6061 alaşımı kamyonlarda, gemilerde, raylı araçlarda ve uzun hat borularında kaynaklanmış olarak kullanılmaktadır. Manyetik yükselme (Mag-Lev) trenlerinin gövde yapılarında 6061 ve 6063 Al alaşımları kullanılmıştır (Şekil 2.15).



Şekil 2.15 Gövde yapısında 6063 ve 6061 Al alaşımları kullanılan manyetik yükselme (Mag-Lev) treni.

7XXX serisi alüminyum alaşımları. Bu grupta ana alaşım elemanı çinko dur. Malzeme çatlama olasılığına karşı biraz fazla yaşlandırılır. Böylece yüksek mukavemet ve kırılma tokluğu elde edilir. Bu alaşıma magnezyum ilavesi malzemenin ısı ile sertleştirilebilmesini sağlar. Bu serinin alaşımları tüm alüminyum alaşımları içinde en mukavemetli olanlarıdır ve ikinci dünya savaşı sırasında hava kuvvetlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir. 7xxx alaşımları havacılık endüstrisinde oldukça yaygın olarak kullanılırlar. Kırılma mekaniği odaklı dizayn kavramları yüksek kırılma tokluğuna sahip alaşımların geliştirilmesinde itici bir güç olmuş ve alaşım içerisindeki demir ve silisyum miktarı belirli oranlarda olacak şekilde kontrol altında tutularak yüksek kırılma tokluğuna sahip 7150, 7175, 7475 ve 7075 gibi alaşımlar geliştirilmiştir (Kaufman, 2000). Al-Cu-Mg alaşımlarına nazaran daha iyi korozyon direnci gösterirler, fakat korozyon dirençleri Al-Mg ve Al-Mg-Si alaşımlarına nazaran daha azdır. Bu serinin alaşımları ticari kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesi çok zordur bu yüzden birleştirme işlemi perçinle gerçekleştirilir. Bu serinin başlıca uygulama alanları uçak, roket ve savunma sanayi parçaları şeklinde sıralanabilir (Coşkun, 2001). Şekil 2.16'da 7075-T73 alaşımından üretilmiş uçak kanat yapıları görülmektedir.



Şekil 2.16 7075-T73 levhalar kullanılarak üretilmiş uçak kanat yapıları görülmektedir (Kaufman, 2000).

8XXX serisi alüminyum alaşımları. Son zamanlarda özellikle uzay ve uçak endüstrisinde yüksek mukavemetli ve düşük yoğunluklu malzemelere ihtiyaç duyulması, bu özelliklere sahip Al-Li alaşımlarını ön plana çıkarmıştır. Al-Li alaşımları düşük yoğunluğun yanında, yüksek elastisite modülü, yüksek yorulma

direnci, düşük ve yüksek sıcaklıklarda iyi tokluk özelliklerine de sahiptir (Tülbentçi, 1990). Alüminyum alaşımlarına lityum ilavesi yoğunluğun azalmasına ve buna karşın elastisite modülünün artmasına neden olur. Alüminyuma yapılan %1'lik Li ilavesi alaşımın yoğunluğunu %3 azaltırken elastisite modülünü %6 oranında arttırmaktadır. Geleneksel olarak %(1.0-2.0) arasında lityum içeren alaşımlar ısıtılma işlemine tabi tutulabilir. Hızlı katılma yöntemi ile %4 kadar Li ilave edilmesi yüksek mukavemete ve daha düşük ağırlığa neden olabilir. Lityum içeren alüminyum alaşımları, diğer geleneksel alüminyum alaşımlarına göre 3-4 kat daha yüksek olan üretim maliyetleri nedeniyle efektif olarak kullanılabilmesi için hem ekonomik hem de teknolojik açıdan geliştirilmeye çalışılmaktadır (Graeve ve Hirsch, 2001, Sarsılmaz, 2008).

1.3.3.2 Dökme Alüminyum Alaşımları

Dökme alüminyum alaşımları üç haneli bir sayıya ek olarak ondalık kısma sahip olan bir notasyon ile tanımlanır. Bu notasyondaki ilk hane (Xxx.x), ilave edilen temel alaşım elementini belirtir ve genellikle seri ismini anlatmak için kullanılır. İkinci ve üçüncü rakamlar (xXX.x) ise seri içerisindeki farklı alüminyum alaşımlarını belirtmek için verilen keyfi numaralardır. Ondalık kısımdaki rakam ise ürün formunun döküm (0) ya da ingot (1 veya 2) olup olmadığını gösterir. En başta bulunun büyük harf ise alaşımın özel bir alaşımın modifikasyonu olup olmadığını gösterir. Tablo 2.7'de dökme alüminyum alaşımlarının standart gösterimi ve ısıtılma işlem durumu gösterilmektedir.

Dökme alüminyum alaşımları genellikle kum döküm, pres döküm ve sabit kalıp yöntemleri kullanılarak üretilirler. Döküm alaşımların tartışmasız en önemli alaşım elementi silisyumdur. %5-12 Si ilave edilerek elde edilen dökme alüminyum alaşımı yüksek akışkanlık dolayısıyla iyi dökülebilirlik, yüksek mukavemet ve düşük ergime noktasına sahiptir. Akışkanlık, sıvı metalin bir kalıba doğru erken katılma olmadan akabilme yeteneğidir.

Tablo 2.7 Dökme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.

Alaşım İlave Metali	Grup	Isıl işlem
Saf Alüminyum	1XX.X	Uygulanamaz
Bakır	2XX.X	Uygulanabilir
Silisyum (Cu ve/veya Mg'li)	3XX.X	Uygulanabilir
Silisyum	4XX.X	Uygulanabilir
Magnezyum	5XX.X	Uygulanamaz
Bu seri kullanılmamaktadır	6XX.X	---
Çinko (Zn)	7XX.X	Uygulanabilir
Kalay (Sn)	8XX.X	Uygulanamaz
Diğer elementler	9XX.X	Uygulanamaz

Dökülebilirlik ise alaşımdan iyi özelliklere sahip bir dökümün elde edilebilmesidir. Isıl işlem uygulanabilen alaşımlara %0,3-1 magnezyum ilavesi ile Mg_2Si çökmesi sağlanır ve böylece malzeme mukavemeti artar. Bakır, yüksek sıcaklık direncini arttırmak amacıyla %(1-4) arasında kullanılır ve çökme fazı ($CuAl_2$) oluşturur. Al-Cu alaşımları aşınmaya karşı dirençli ve yüksek sıcaklığa dayanımlı olduklarından otomobil pistonları ve silindir bloklarında kullanılırlar. Çinko, alaşımın yaşlandırma işlemine tepkisini arttırmak için ilave edilir ve $MgZn_2$ çökeltisi oluşur. %6 Sn içeren alaşımlara küçük miktarlarda Cu ve Ni ilavesi mukavemeti artırır, Sn ise mükemmel yağlama özelliği sağlar. Hızlı soğutulmuş Al-Sn alaşımları dökme yataklarda kullanılır. Bor (B) ve titanyum (Ti) döküm alüminyum alaşımlarına tane küçültücü olarak ilave edilir.

1.3.4 Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı

Kaynak kabiliyeti bir malzemenin yaygın olarak kullanılmasını etkileyen önemli bir faktördür. Bir malzemedan diğer üretim yöntemleri ile herhangi bir parçanın yekpare olarak üretilmesinin mümkün olmadığı durumlarda, o malzemenin kaynak konstrüksiyona uygun olması, diğer bir deyiş ile bir malzemenin kaynak işleminin kolaylıkla ve ekonomik olarak yapılabilir olması, sorunun aşılmasına yardımcı

olabilir. Bu da, genel olarak endüstriyel uygulamalarda malzemeleri daha yaygın olarak kullanılmasını sağlar (Pakdil, 2004).

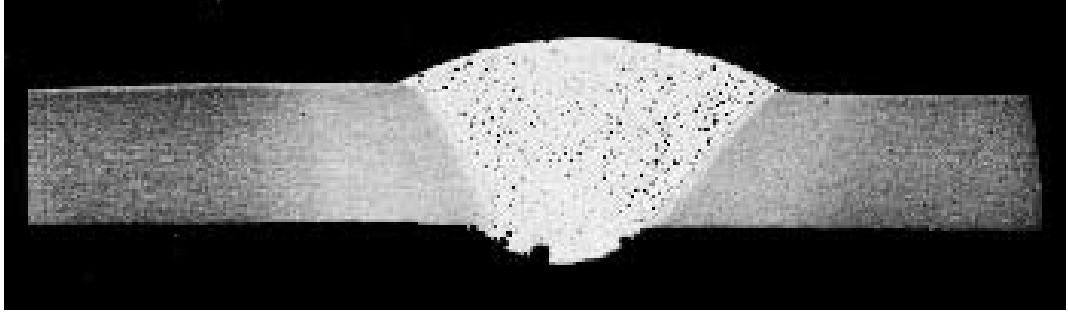
Alüminyum ve alaşımları yüksek mukavemet/yoğunluk oranı, korozyon direnci ve tokluk gibi bazı üstün özelliklerinden dolayı çeşitli kaynaklı imalat uygulamalarında birçok mühendis ve tasarımcı tarafından sıkça tercih edilen bir malzeme konumuna gelmiştir. Alüminyumun kullanımının artması kaynaklı imalat endüstrisinde bazı kaynaklı çelik yapılarına, daha hafif olan kaynaklı alüminyum yapılarının tercih edilmesine neden olmaktadır ve yüksek mukavemetli yeni nesil alüminyum alaşımlarının geliştirilmesiyle bu dönüşüm her geçen gün artmaktadır.

Lazer kaynağı, uçaklarda birleştirme tekniği olarak kullanılan perçinleme yöntemi ile karşılaştırıldığında daha hafif, dayanıklı ve yaklaşık 100 kat daha hızlı birleştirme sağlaması gibi avantajlarından dolayı bazı ticari uçakların gövde yapılarında kullanılan malzemelerin birleştirilmesinde kullanılmaktadır (Leigh, 2002).

Al alaşımlarının kaynak ile birleştirilmesinde, karakteristik özelliklerinden kaynaklanan, bazı problemlerle karşılaşmaktadır.

1.3.4.1 Porozite Oluşumu

Gözenek olarak da adlandırılan bu hatalar; kaynak esnasında erimiş kaynak metali içerisinde çözülmüş olan gazların dikişi terk edemeyip, içerde hapsolması veya tam yüzeyde iken katılaşmanın tamamlanması neticesinde ve bazen de metalin kendini çekmesi dolayısıyla meydana gelirler. Oluşan bu mikro-boşluklar düzenli veya gelişigüzel dağılmış yuvarlak şekilli, kanallar şeklinde kaynak metal içerisinde veya dikiş yüzeyinde bulunabilirler. Bu boşlukların çapı 3-4 mm büyüklüğüne kadar çıkabilmektedir. Şekil 2.17'de TIG kaynak yöntemi ile 6 mm kalınlığa sahip Al alaşımında meydana gelen gözenekli yapı görülmektedir.



Şekil 2.17 TIG kaynaklı Al levhanın kaynak dikişindeki boşluk dağılımı (Mathers, 2002).

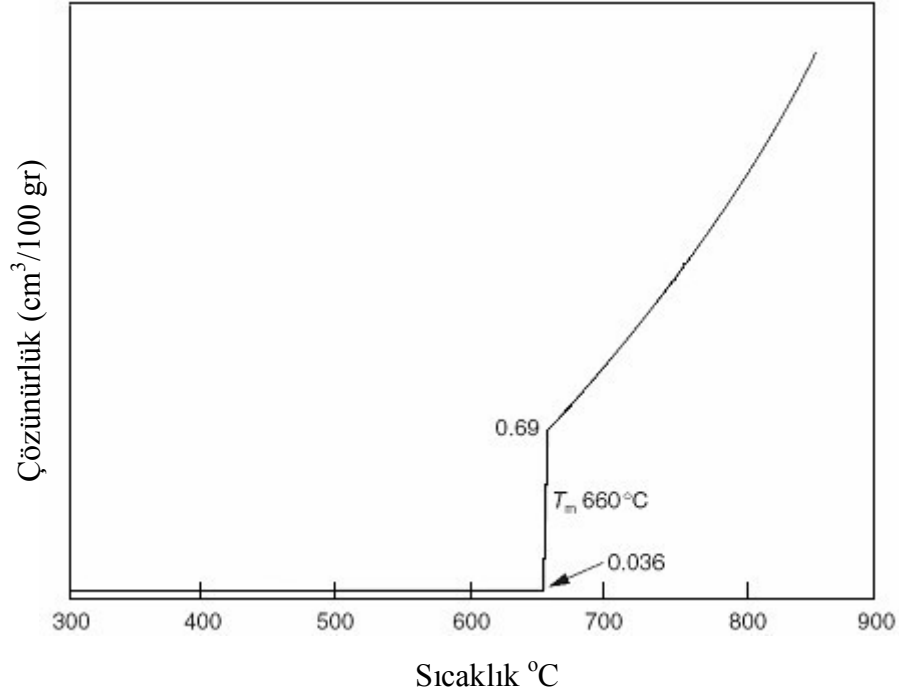
Kaynak metalinde meydana gelen boşlukların teşekkülü üzerinde, aşağıdaki faktörler etkili olmaktadır:

- Esas metal kimyasal bileşimi,
- İlave metalin (kaynak teli veya elektrot) kimyasal bileşimi,
- Esas metal ve ilave metalin, kükürt miktarının fazla olması,
- Elektrot örtüsünün rutubetli olması,
- Erimiş kaynak banyosunun çabuk soğuması,
- Kaynak ağızlarının kirli olması,
- Düşük akım şiddeti ile kaynak yapılması,
- Çok uzun veya kısa ark boyu ile kaynak yapılması,

Al alaşımlarının kaynağında en sık rastlanan boşluk oluşum mekanizması hidrojenin sıvı kaynak metali içerisinde hapsolmesidir. Bunun nedeni ise ergimiş alüminyumda hidrojen çok hızlı çözünür. Buna karşılık, hidrojen katı alüminyum içinde hemen hemen hiç çözünmez. Şekil 2.18'deki grafikten görüldüğü üzere ergimiş metal içerisinde hidrojen çözünürlüğünün katı metal içerisindeki çözünürlüğünün 20 katıdır. Bu yüzden al alaşımlarının kaynağında gözeneksiz bir yapı elde etmek oldukça zordur.

Ana metale Mg ilavesi porozite miktarını azaltıcı etki göstermekte olup %6 Mg içeren bir Al alaşımında hidrojen çözünürlüğünün yarı yarıya azaldığı tespit edilmiştir. Al-Mg alaşımı dolgu metali kullanmak, kaynak dikişinde oluşan gözenek

miktarını azaltırken, alaşım elementlerinden Cu ve Si gözenekli yapı miktarını artırıcı etki yapmaktadır.



Şekil 2.18 Alüminyum içerisinde hidrojen çözünürlüğü (Mathers, 2002).

Birleştirme işleminde kullanılan elektrotun örtüsünün rutubetli olması ve kaynak esnasında bu rutubetin bileşenlerine ayrılarak hidrojen açığa çıkarması ve bu açığa çıkan hidrojeni de kaynak metali tarafından emilimi de gözenekli bir yapı teşekkül etmesine neden olur. Bu yüzden dışarıdan gelecek oluşumları minimize etmeye çalışmak gerekmektedir.

Çelikle karşılaştırıldığında, altı kat fazla ısıl iletim katsayısına sahip olan alüminyumun kaynağı sırasında daha şiddetli ve yoğunlaştırılmış ısı uygulamasına ihtiyaç duyulmaktadır. Özellikle, ince parçalara uygulanan ergitme kaynağı sırasında ısının çok hızlı bir şekilde kaybedilmesi ile yetersiz ergime sorunu ile karşı karşıya kalınabileceği gibi çok hızlı soğuma dolayısıyla sıvı metal içerisine hapsolan hidrojen sıvı yüzeyine ulaşmadan katılaşma gerçekleşebilir.

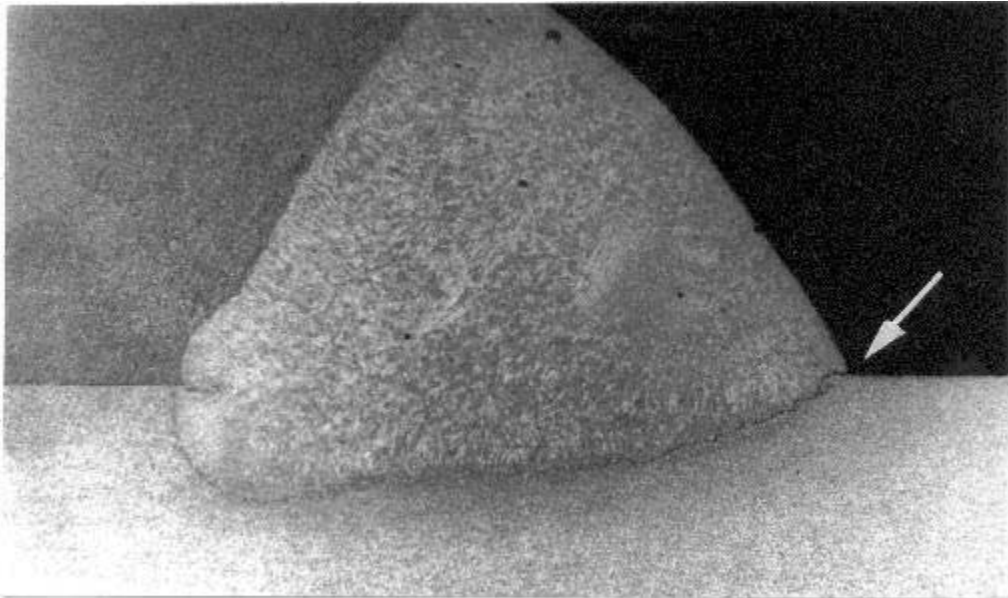
Ana metalin kaynak edilecek bölgelerinin ve kullanılacak kaynak tellerinin kirli olması gözenekli bir kaynak dikişi oluşmasına neden olur. Bu yüzden kaynak öncesi temizliğe dikkat edilmelidir. Yüksek kaynak akımı kullanılarak kaynak yapılması

durumunda kaynak banyosu sıcaklığı artacağından metal içerisindeki hidrojen çözünürlük hızı da artacak ve gözenek miktarı da artacaktır. Ark boyunun arttırılması da gözenek miktarını arttıracaktır (Mathers, 2002).

Kaynak dikişinde bulunan gözenekler; dikiş kesitini azaltmanın yanında, gerilme yığılmalarına ve çentik teşekkülüne sebep olurlar. Bu nedenle bağlantının mukavemetini azaltırlar. Gözeneklerin meydana gelmemesi için yukarıda sayılan sebeplerin ortadan kaldırılması gerekir. Yani gaz meydana gelmesi veya meydana geldiği takdirde dikişi kolayca terk etmesi temin edilmelidir (Anık, 1991).

1.3.4.2 Oksit Film Tabakasının Giderilmesi

Kaynak esnasında oksit film tabakasının giderilmesi gözenek oluşma riskini azaltmak için sadece kaynak işlemi öncesi kaynak edilecek bölgenin oksit tabakasından temizlenmesi yetmez, kaynak sırasında oluşan oksit tabakasının da yok edilmesi gerekmektedir. Aksi takdirde, yetersiz nüfuziyet ve kaynak metali ile HAZ arasında hapsolmuş oksit tabakasıyla karşı karşıya kalınabilir. Şekil 2.19'da bir köşe kaynağında kaynak metali ile HAZ arasında hapsolmuş oksit tabakası görülmektedir. Bu tabaka bağlantı mukavemetinin düşmesinde oldukça etkili olacaktır.



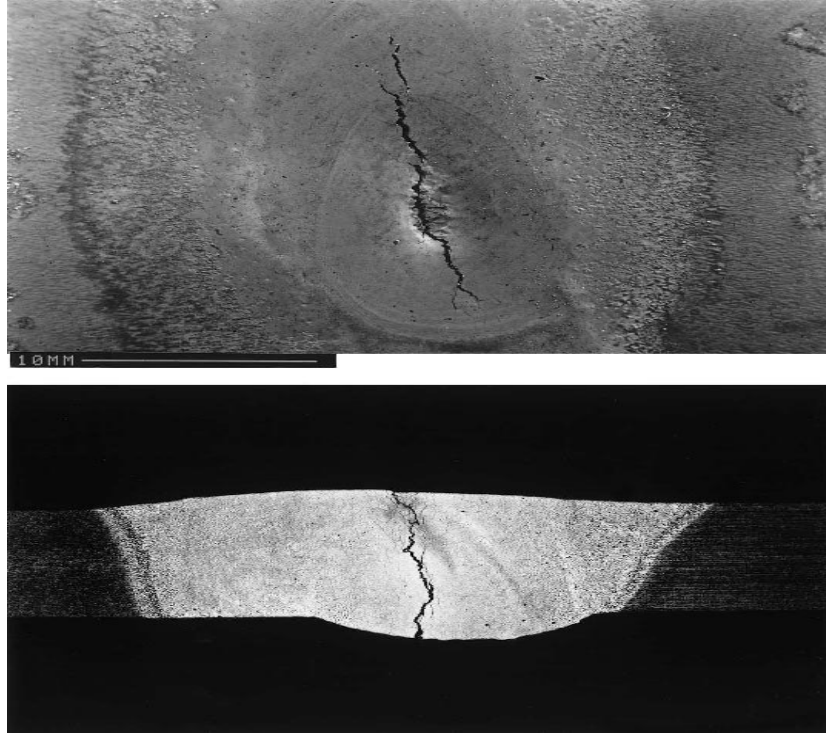
Şekil 2.19 Kaynak metali içerisine hapsolmuş oksit tabakası (Mathers, 2002).

Alüminyum oksit (Al_2O_3), oldukça kararlı bir yapıdır ve çok hızlı bir şekilde oluşur. Alüminyum ve alaşımları korozyona karşı olan yüksek dirençlerini, yüzeylerinde oluşan bu oksit tabakasına borçludurlar. Alüminyum oksit, saf alüminyum (660 °C) ile karşılaştırıldığında oldukça yüksek ergime derecesine (2060 °C) sahiptir. Uygulamalarda kullanılan birçok metalin ergime sıcaklığı oksit formlarının ergime sıcaklığı ile hemen hemen aynı ya da daha düşük olduğundan, oksit tabakası kaynak esnasında kaynak banyosunun üzerinde cüruf olarak toplanır. Ancak, alüminyumun yüzeyindeki oksit film tabakası giderilmeden ergime noktasına kadar ısıtılırsa, sıvı havuzunun etrafı bu oksit tabakası tarafından sarılarak sınırlandırılır. Bu sınırlayıcı tabakanın uygun yöntemlerle ortadan kaldırılması gerekmektedir. Bu tabakanın dağıtılmaması durumunda kaynak bölgesi gözenek içerebileceği gibi servis koşullarında korozyona uğraması da olasıdır. Gaz korumalı ark kaynaklarında oksit tabakasının giderilmesi işlemi katodik temizleme ile yapılabilmektedir (Mathers, 2002, Patterson ve Mahin, 1990).

1.3.4.3 Sıcak Çatlak Oluşumu

Sıcak çatlak oluşumu saf metallerin kaynağında gözlenmeyen, sadece belirli alüminyum alaşımlarında değil çelik, nikel ve bakır alaşımlarında da gözlemlenebilen bir kaynak kusurudur. Genel oluşum mekanizması bütün alaşımlar için aynıdır ve alaşımın katılaşmasının nasıl gerçekleştiğiyle alakalı bir sorundur.

Alaşımlama sonucu elde edilen alaşım ile saf metalin katılaşma sıcaklığı farklılık gösterebilir ve farklı fazların (örn. katı çözeltiler, ötektik ve intermetalik bileşik) oluşmasına neden olabilir. Bu farklılıklar ve faz değişimleri faz diyagramlarından görülebilir. Katılaşma sıcaklıkları arasındaki bu farklılığa bağlı olarak bütün alüminyum alaşımları farklı derecelerde olsa da sıcak çatlak oluşumuna yatkındırlar. En düşük ergime noktasına sahip kompozisyon ötektik yapıdır ve kendine has bir sıcaklıkta katılaşır. Ötektik olmayan yapılar alaşım elementi ile ana metalin ergime noktaları arasında (katılaşma aralığı) katılaşır. Şekil 2. 20'de 3mm kalınlığa sahip 6082 alaşımı levhanın TIG kaynağı ile 4043 dolgu metali kullanılarak birleştirilmesi sonucu oluşan sıcak çatlak görülmektedir.



Şekil 2.20 TIG kaynağı ile birleştirilmiş 6082 alaşımında oluşan sıcak çatlak.

Sıcak çatlak içermeyen bir kaynak dikişi elde etmek için bazı önlemler alınmalıdır. Bunlar; ana metale veya kaynak dolgu malzemesine titanyum, zirkonyum ya da skandiyum gibi küçük tane boyutuna sahip elementler ilave edilerek kaynak dikişi tane boyutunun küçültülmesi sağlanır (Cicala, Duffet, Andrzejewski, Grevey ve Ignat, 2005). Kaynak hızının yüksek seçilmesi, kaynak metalinin katılma süresini, HAZ'ın genişliğini ve katılma esnasında oluşan büzülme gerilimini azaltacaktır. Büyük hacimlerde tek bir pasoda yapılan kaynak yerine yüksek hızda, küçük hacimli çoklu pasolarla kaynak yapılmalıdır. Kullanılacak kaynak dolgu metalinin ergime noktası ana metale mümkün olduğu kadar yakın olan metallere seçilmelidir (Mathers, 2002).

1.3.4.4 Mukavemet Kaybı

Alüminyum alaşımlarının ergitme kaynağında çeliklerde olduğunun aksine kaynak bölgesinde mukavemetin azaldığı gözlenmektedir. Tablo 2.8'de lazer kaynaklı bazı alüminyum alaşımlarının bağlantı verimi ve birleştirme parametreleri hakkında bilgi verilmektedir.

Tablo 2.8 Lazer kaynaklı bazı Al alaşımlarının bağlantı verimi ve kaynak parametreleri.

Alaşım	Kalınlık	Bağlantı verimi*	Uzama**	Kaynak hızı (m/dk)	Kaynak teli	Tel hızı (m/dk)	Lazer
1050	6	87	4,9	5,5	yok	-	10 kW CO ₂
1050	6	74	1,5	5	99,5 Al-Ti	4	10 kW CO ₂
1200	2	74	5,2	6	yok	-	5 kW CO ₂
1200	2	69	4,5	0,8	yok	-	2 kW Nd:
2219 T87	3,2	59	-	2,5	yok	-	5 kW CO ₂
2219 T87	3,2	58	-	1	2319	3	5 kW CO ₂
2219	6,5	68	1,3	5,5	yok	-	10 kW CO ₂
2219	6,5	70	1,4	5	A4043	5	10 kW CO ₂
5251	2	79	3	5,5	5154	2	5 kW CO ₂
5251	2	79	14	1	yok	-	2,6 kW CO ₂
6023	1,5	96	-	8	A4043	3,5	3,5 kW Nd
6023	1,5	90	-	8	yok	-	3,5 kW Nd
6061 T6	6	63	1,2	5	yok	-	10 kW CO ₂
6061 T6	6	79	1,9	5	A4043	5	10 kW CO ₂
6082	2	94	-	6	A4043	3	3,5 kW Nd:
6082	2	86	-	6	yok	-	3,5 kW Nd:

*=(UTS (kaynaklı numune)/ UTS (ana malzeme))x100, ** kopma uzaması, “-“ rapor edilmemiş.

Soğuk deformasyona uğramış (ısıl işlem uygulanamayan) alüminyum alaşımlarında ergimenin gerçekleştiği kaynak metalindeki mukavemetin düşmesine yeniden kristalleşme olayı neden olur. Isıl işlem uygulanabilir alüminyum alaşımlarında da mukavemet düşüşü söz konusudur. Bu mukavemet düşüşü alüminyum alaşımlarının bütün ergitme kaynak yöntemleriyle yapılan birleştirilmesinde yaşanmaktadır. Kaynak işlemi sonrası sıvı metalin hızlı

soğutulması, yavaş soğutmaya göre daha ince taneli bir yapı ve dolayısıyla daha iyi mekanik özellikler elde edilmesini sağlar. Geniş ve tek seferli kaynak pasoları ile oluşturulan kaynak dikişi yerine küçük ve birden fazla paso ile kaynak yapmak, kaynak dikişinin daha iyi mekanik özelliklere sahip olmasını sağlarken, sıcak çatlak oluşma riskini azaltır.

Kaynak metalinin özelliklerini geliştirebilmek için yapılabilecek çok az şey vardır. Kaynak metalinin mukavemetini artırılmasına, katı çözümlü sertleşmesi yapılması ve uygun dolgu metali seçimine dikkat edilmesi önemli katkılar sağlayabilir. Genel kural olarak ana metal döküm veya tavlanmış durumda olduğunda kaynak metali ile ana metal özellikleri birbirlerine benzer hale gelir. Soğuk deformasyon ile sertleştirilmiş olan ana metale yapılan kaynak işleminden sonra kaynak metalinin mukavemetinin ana metal ile aynı seviyeye getirilmesi için soğuk deformasyon işlemi uygulamak pratik bir iş değildir. Bu nedenle tasarım yapılırken kaynak metalindeki mukavemet düşüşü kabul edilmeli ve göz önünde bulundurulmalıdır.

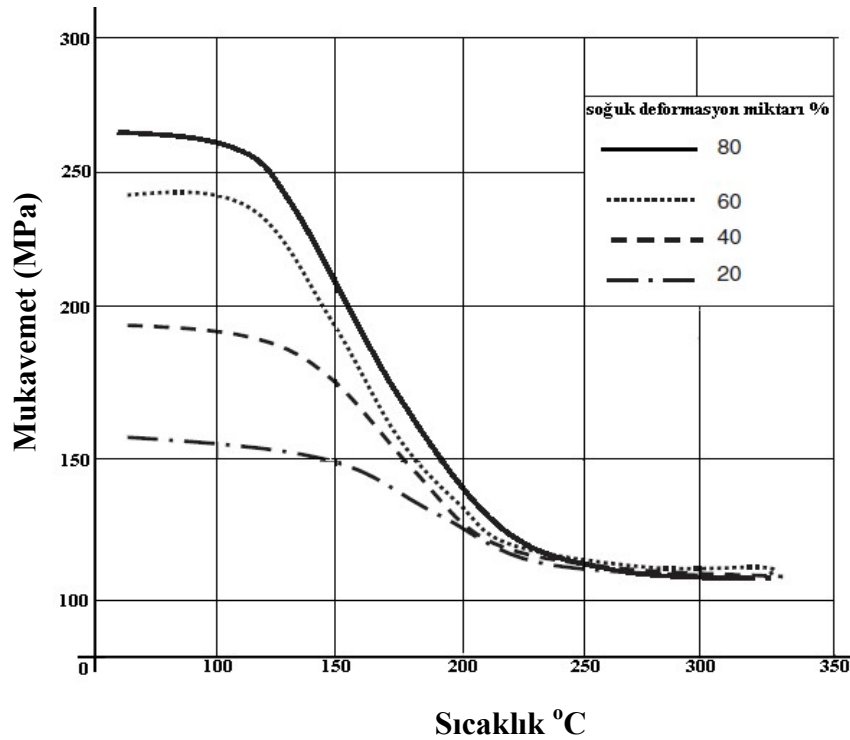
Çökme sertleşmesine tabi tutulmuş alaşımların bazılarında kaynak sonrası yaşlandırma işlemi uygulanarak kaynak metalinin mukavemeti artırılır. Bunun için kaynak metaline çökme sertleşmesini sağlayacak alaşım elementleri ilave edilmelidir.

Kaynak havuzu içerisindeki alaşım elementlerinin kaybedilmesi, mukavemet kaybına neden olur. Başta magnezyum olmak üzere bazı alaşım elementleri düşük kaynama noktasına sahip oldukları için kaynak sırasında buharlaşarak kaybolurken, lityum gibi oksijene yüksek tepkimesi olan alaşım elementleri ise oksitlenerek özelliklerini kaybetmektedirler.

Bu alaşım elementlerinin kaybını önlemek ve böylece kaynak bölgesinde mukavemet düşmesini engellemek için gaz korumasının büyük bir dikkatle ve titizlikle yapılması gerekmektedir. Kaynaklı dökme ve ısıl işlem uygulanmış alüminyum alaşımlarının HAZ'da ana metalle kıyaslandığında önemli bir mukavemet kaybı olmaz. Ancak, soğuk deformasyon veya çökme sertleşmesi ile

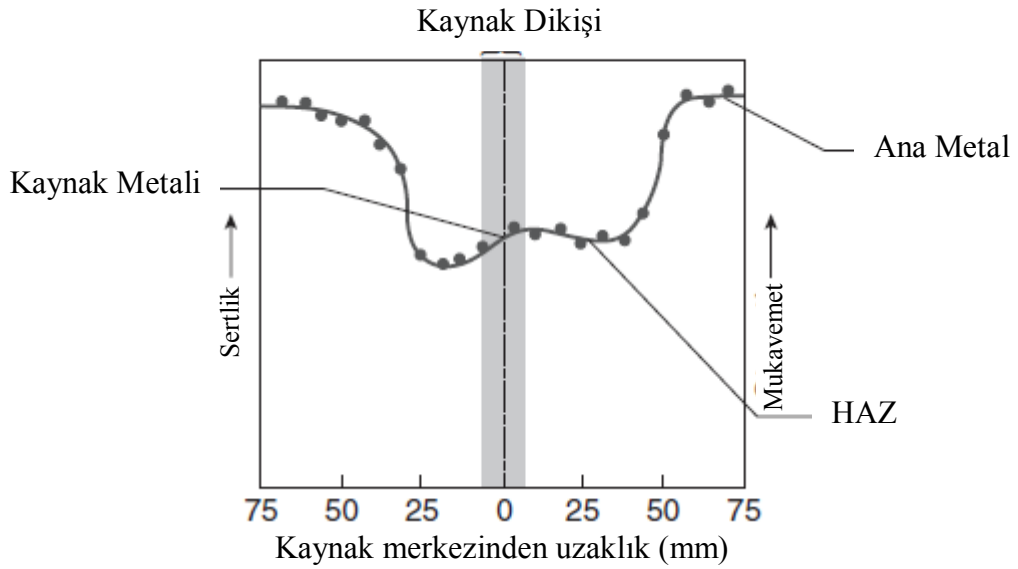
mukavemeti arttırılmış alaşımlarda HAZ ana metale oranla önemli miktarda mukavemet kaybına uğramaktadır. Soğuk deformasyona uğramış alüminyum alaşımlarında HAZ'daki mukavemet kaybının nedeni HAZ'da meydana gelen yeniden kristalleşmedir. HAZ'da yeniden kristalleşme, sıcaklığın 200 °C'yi aşmasıyla başlar ve sıcaklığın artmasıyla birlikte artarak 300 °C'nin üzerine çıktığında tamamen tavllanır. Şekil 2.21'de değişik miktarlarda soğuk deformasyona uğramış 1xxx serisi alüminyum alaşımının ısıtılma sıcaklığı ile mukavemet arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Şekil 2.22'de ise soğuk işlem görmüş, TIG kaynağı ile birleştirilmiş, 5xxx serisi bir alaşımda mukavemet ve sertliğin nasıl değiştiği gösterilmiştir.

Soğuk deformasyona uğramış alaşımlara benzer şekilde mukavemet kaybı ısıtılma işlemi uygulanabilir alaşımlarda da görülmektedir. Daha karmaşık olan bu mukavemet düşüşünün nedeni 2xxx serisi alaşımlarda çökelmiş olan fazın çözülmesinden, 6XXX ve 7XXX serisi alaşımlarda ise çökelmiş fazda kabalaşma veya aşırı yaşlanma meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır (Mathers, 2002). Bu etkiler Şekil 2.23'de gösterilmiştir.

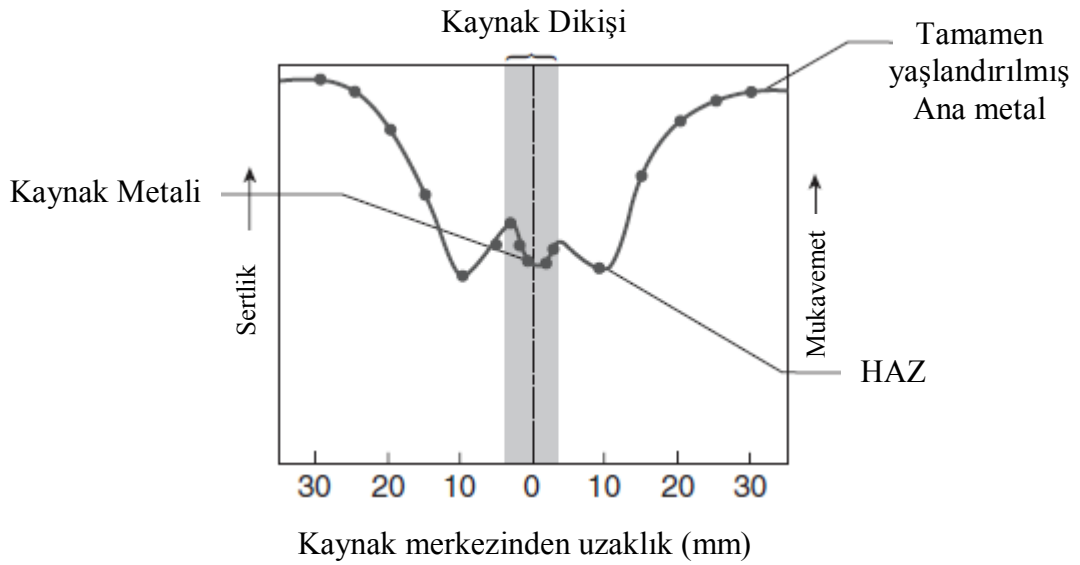


Şekil 2.21 Tavlama sıcaklığı, mukavemet ve soğuk deformasyon arasındaki ilişki (1xxx serisi).

Alüminyumun ısı genleşme katsayısı yaklaşık olarak çeliğin iki katıdır. Dolayısıyla ısı çelikte olduğunun iki katı hızla daha geniş alana yayılmaktadır. Buda birleştirilen parçaların kaynak işlemi sırasında daha fazla bükülme ve çarpılmalara maruz kalmasına neden olmaktadır.



Şekil 2.22 Soğuk deformasyon görmüş Al alaşımında kaynağın mukavemete etkisi.



Şekil 2.23 Yaşlandırma yapılmış 6061 T6 alaşımında kaynağın mukavemete etkisi.

Birleştirilecek malzemenin elektrik iletkenlik özelliğinden faydalanılarak yapılan nokta direnç kaynağında, yüksek elektrik iletkenliği dolayısıyla alüminyum alaşımlarının kaynağı zordur.

Çeliğin aksine, artan sıcaklıkla birlikte renk değişimi gözlemlenmeyen alüminyumun bu özelliği, kaynakçının kaynak işlemi sırasında ergime olup olmadığı ile ilgili yorum yapmasını zorlaştırır. Bu nedenle alüminyum kaynağı için kaynakçının iyi bir eğitim alması gerekmektedir (Mathers, 2002).

BÖLÜM ÜÇ

KIRILMA MEKANİĞİ

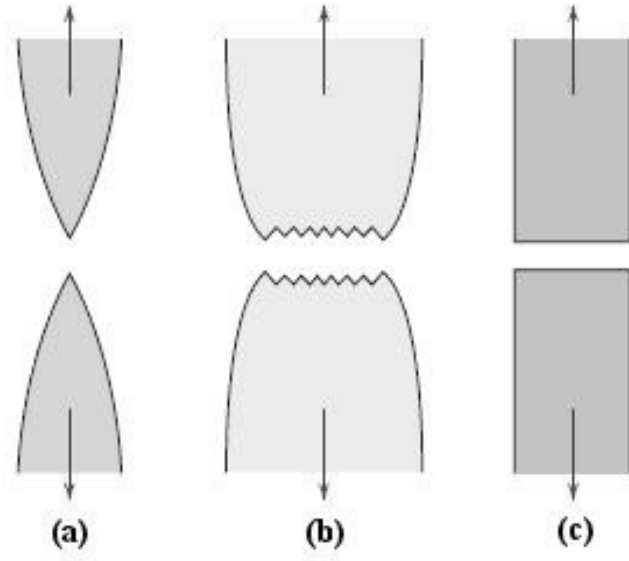
2.1 Giriş

Kırılma, çeşitli gerilmeler altında katı bir cismin iki veya daha fazla parçaya ayrılması olayı olarak tanımlanır ve genellikle sünek ve gevrek olmak üzere iki şekilde oluşur.

Sünek kırılma, çatlakın oluşması ve büyümesinde önemli ölçüde kalıcı şekil değişiminin görüldüğü ve bundan dolayı yüksek miktarda enerji açığa çıkaran bir kırılma şeklidir. Oluşan bu plastik deformasyon çatlak ucu bölgesinde uzama sertleşmesine (strain hardening) neden olmaktadır. Bu nedenle sünek kırılma eğilimi gösteren malzemelerde çatlak ilerleme hızı düşüktür (Perez, 2004).

Gevrek kırılmada ise çatlak ilerleme hızı yüksektir ve kalıcı şekil değişimi önemsiz seviyelerde olur. Sünek olarak bilinen malzemeler hızlı zorlamalar, düşük sıcaklık ve genellikle bir çentiğin neden olduğu çok eksenli gerilme hali koşullarından bir veya birkaç tanesine aynı anda maruz kaldıklarında gevrek kırılma davranışı gösterebilirler.

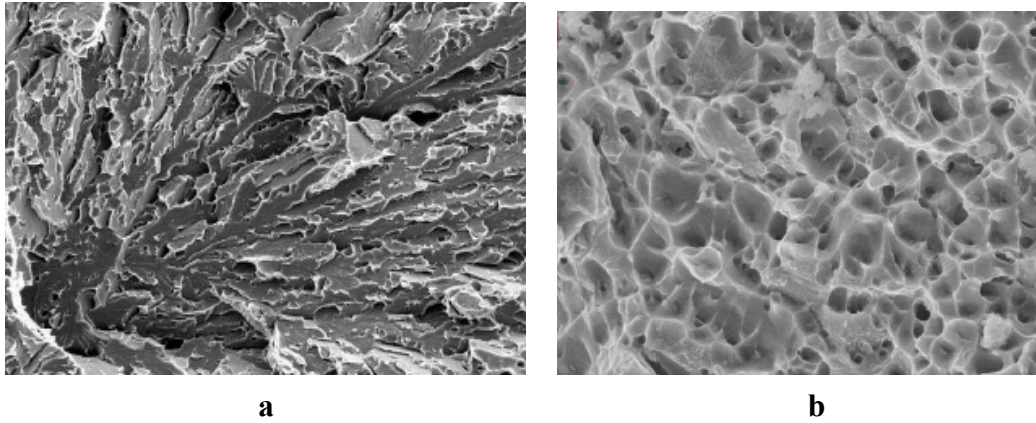
Gevrek kırılma, önceden farkına varılması çok zor ve büyük bir hızla oluştuğundan en tehlikeli kırılma türüdür. Kristalografik anlamda, gevrek kırılmalar genellikle çekme gerilmelerinin komşu atom düzlemlerini çekip ayırması (klivaj) şeklinde oluşurken, sünek kırılmalar ise genellikle kayma gerilmelerinin atomları birbirlerine göre kaydırmasıyla meydana gelir. Gevrek kırılma davranışı gösteren malzemelerin yüzeyi parlak ve taneli bir görünüme sahiptir. Gevrek kırılmanın diğer bir türü olan taneler arası kırılma, kırılğan bir tane sınırı yapısına sahip malzemelerde görülür. Sünek kırılma davranışı gösteren malzemelerin kırılma yüzeyi lifli bir görünüme sahip olur. Şekil 3.1’de sünek ve gevrek kırılma türleri şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 3.2 ve Şekil 3.3’de, tipik kırılma yüzeyleri gösterilmektedir.



Şekil 3.1 a) Yüksek sünek kırılma b) Orta dereceli sünek kırılma c) Gevrek kırılma



Şekil 3.2 a) Alüminyumun sünek kırılması b) Çeliğin gevrek kırılması (Ay, 2008).



Şekil 3.3 a) Gevrek kırılma, b) Sünek kırılma (Ay, 2008).

Katı cisimlerde, kırılma başlıca iki evrede gerçekleşir. İlk evre çatlak oluşumu, ikinci evre ise çatlakların ilerlemesidir. Çatlaklar ve hatalar yapı elemanlarında üretim aşamasında veya sonrasında çevre koşullarının etkisiyle oluşabilir. Bu tür oluşumlar, yük uygulanması veya çevre şartlarına göre malzemenin kullanıldığı uygulamanın yapısal bütünlüğünü önemli ölçüde azaltır. Kırılma mekaniği, uygulamalı mekanik kavramlarını, çatlaklı bir yapıda çatlak ucu çevresindeki gerilme ve deformasyon alanı hakkında doğru bir bilgi edinerek dayanıklı ve güvenli tasarımların geliştirilmesinde kullanılmaktadır.

Kırılmadan dolayı oluşan hasarların incelenmesinde iki farklı yaklaşım kullanılmaktadır. Bunlar, Lineer Elastik Kırılma Mekaniği (LEKM) ve Elastik Plastik Kırılma Mekaniği (EPKM) dir.

2.2 Lineer Elastik Kırılma Mekaniği

Davranışları elastik sınırlar içerisinde olan malzemelerde meydana gelen kırılma türleri lineer elastik kırılma mekaniği (LEKM) uygulama alanına girer.

Kırılma ile ilgili bir problemin ilk analizi, 1920 yılında Griffith tarafından çatlak içeren gevrek bir malzemede çatlakların ilerleyişinin izlenmesiyle gerçekleştirilmiştir. Griffith, yapmış olduğu analizden gevrek bir malzemenin kırılmadan dayanabileceği gerilmeyi belirleyen ilk bağıntıyı elde etmiştir. Bu bağıntı;

$$\sigma_f = \left(\frac{2\gamma E}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}}$$

şeklinde olup burada,

σ_f : Kırılma gerilmesi

γ : Yüzey enerjisi

E : Elastisite modülü

a : Çatlak boyunun yarısı

Griffith'e göre, kırılmaya sebep olan gerilme miktarı σ_f , söz konusu çatlak boyu ile ters orantılıdır. Griffith, yapmış olduğu analizlerde çatlak ilerlemesi sırasında, deformasyon enerjisinin yüzey enerjisine dönüşümünü esas almıştır ve bu yüzden Griffith'in ileri sürdüğü denklemde yüzey enerjisi ifadesinin yerine, kırılma işini gösteren bir parametre olarak G kullanılır. G , aynı zamanda çatlağın birim yüzeyde ilerlemesi için gerekli olan enerji miktarıdır ve birimi N/m'dir. Kırılma, kritik bir değer olan G_c 'de meydana gelir. Bu durumda denklem;

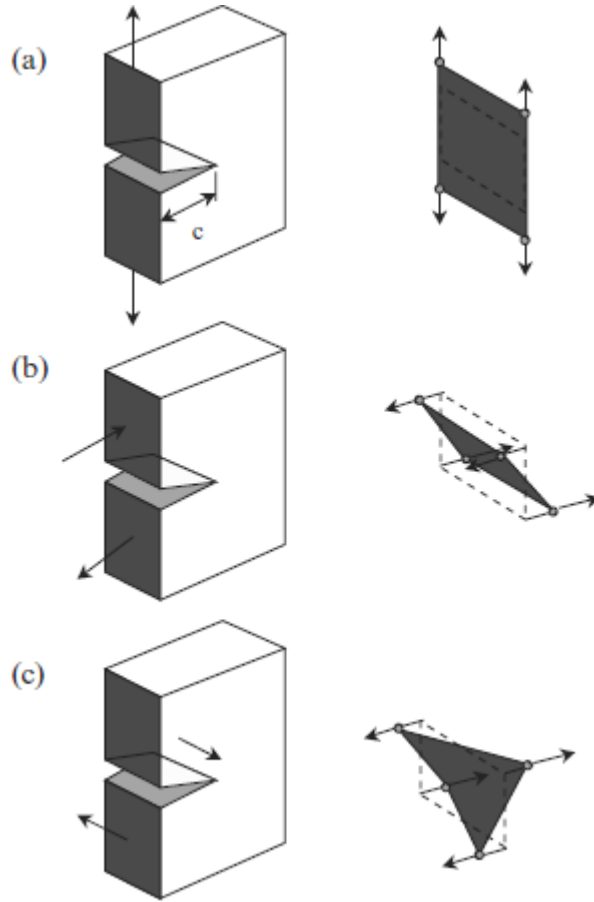
$$\sigma_f = \left(\frac{E.G_c}{\pi.a} \right)^{\frac{1}{2}}$$

şeklini alır. Burada, $G_c = 2.\gamma$ olup kırılma için gerekli toplam işin bir göstergesidir.

Kırılma mekaniği, 1960 yılına kadar yalnızca lineer elastik davranış gösteren malzemelere uygulanmaktaydı. Daha sonrasında lineer olmayan malzeme davranışlarını (plastisite, viskoplastisite ve viskoelastisite) incelemek için kırılma teorileri geliştirildi (Anderson, 1995).

LEKM'nin temel prensibi, çatlak ucu bölgesinde oluşan gerilmelerin parçaya uygulanan gerilmeye, çatlağın uzunluğuna ve yönüne bağlı olarak ifade edilmesidir. Çatlak ilerlemesi, çatlak ucunda meydana gelen gerilmeler veya yükleme sonucunda parçada depolanan enerji, kritik bir değeri aşmış ise gerçekleşir. Yükleme durumuna bağlı olarak üç farklı modda çatlak ilerlemesi görülür. Bu yükleme durumları çekme (Mod I), kayma (Mod II) ve makaslama (Mod III) şeklinde adlandırılır. Bir elemanın çatlak ilerleme davranışı bu üç tipten herhangi birine benzeyebileceği gibi herhangi ikisini veya her üçünü de kapsayabilir. Şekil 3.4'te söz konusu üç farklı yükleme modu görülmektedir. Mod I, en sık rastlanan ve diğerlerine göre daha kritik olan bir çatlak ilerleme modudur. İki kırılma yüzeyi birbirine zıt yönde ve dik olarak ayrılır.

Irwin, analizlerinde çatlak ucu civarındaki gerilmelerin hesaplanmasından gerilme yoğunluk faktörünü (K) geliştirmiştir. Gerilme yoğunluk faktörü (Stress Intensity Factor), uygulanan gerilme ile çatlağın boyut ve şekline bağlı bir parametredir.



Şekil 3.4 Çatlak ilerleme modları: a) Açılma (Mod I),
b) Kayma (Mod II), c) Yırtılma (mod III)

Boyutsal analizler, gerilme yoğunluk faktörü, K 'nın, gerilme ve karakteristik bir uzunluğun karekökü ile doğrusal ilişkili olduğunu göstermiştir. Söz konusu karakteristik uzunluk çatlak boyudur ve gerilme yoğunluk faktörü;

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} f(a/W)$$

şeklinde ifade edilir. Burada W , numune genişliği, $f(a/W)$, numunenin ve çatlakın geometrilerine bağlı boyutsuz bir parametredir. Çatlak ucundaki gerilme yoğunluk faktörü, sonsuz genişlikteki bir numunede, her üç mod için;

$$K_I = \sigma_I \sqrt{\pi a}, \quad K_{II} = \tau_{II} \sqrt{\pi a}, \quad K_{III} = \tau_{III} \sqrt{\pi a}$$

Mod I için çatlak ucu gerilme bileşenleri;

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

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

$\sigma_{zz} = 0$ düzlem gerilme için, $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ düzlem şekil değiştirme için.

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right), \tau_{xz} = 0, \tau_{yz} = 0$$

Mod I için çatlak ucu şekil değiştirme bileşenleri;

$$u_x = \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa - 1 + 2 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

$$u_y = \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 - 2 \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

$$u_z = 0$$

Mod II için çatlak ucu gerilme bileşenleri;

$$\sigma_{xx} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[2 + \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$$

$\sigma_{zz} = 0$ düzlem gerilme için, $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ düzlem şekil değiştirme için.

$$\tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right], \tau_{yz} = 0, \tau_{zx} = 0$$

Mod II için çatlak ucu şekil değiştirme bileşenleri;

$$u_x = \frac{K_{II}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 + 2 \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

$$u_y = -\frac{K_{II}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa - 1 - 2 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

$$u_z = 0$$

Mod III için çatlak ucu gerilme bileşenleri;

$$\sigma_{xx} = 0$$

$$\sigma_{yy} = 0$$

$$\sigma_{zz} = 0$$

$$\tau_{xy} = 0, \tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right), \tau_{zx} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)$$

Mod III için çatlak ucu şekil değiştirme bileşenleri;

$$u_x = 0$$

$$u_y = 0$$

$$u_z = \frac{K_{III}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)$$

Aynı anda birden fazla yükleme moduna (mixed mode) maruz kalan bir elemanda çatlak ucu gerilme ve şekil değiştirme dağılımını hesaplamak için aşağıdaki formülasyonlar kullanılır.

$$\sigma_{ij}^{(Toplam)} = \sigma_{ij}^{(I)} + \sigma_{ij}^{(II)} + \sigma_{ij}^{(III)}, \quad u_i^{(Toplam)} = u_i^{(I)} + u_i^{(II)} + u_i^{(III)}$$

2.3 Elastik Plastik Kırılma Mekanikliği

Lineer elastik kırılma mekanikliği, lineer olmayan malzeme deformasyonlarında çatlak ucunu çevreleyen çok küçük bir bölgede geçerlidir. Gerçekte birçok malzemenin kırılma davranışını LEKM ile doğru olarak karakterize etmek mümkün değildir ve bunu gerçekleştirmek alternatif bir kırılma mekanikliği modeli gerektirir.

Elastik plastik kırılma mekanikliği (EPKM), plastik deformasyon gösteren malzemelerin kırılma davranışını belirlemek için kullanılır. EPKM ile malzemelerin kırılma davranışları belirlenirken başlıca iki önemli parametre kullanılır. Bunlar çatlak ucu açılma miktarı (Crack Tip Opening Displacement, CTOD) ve J-integrali dir. Bu parametreler, elastik-plastik malzemelerde çatlak ucu şartları hakkında bilgi

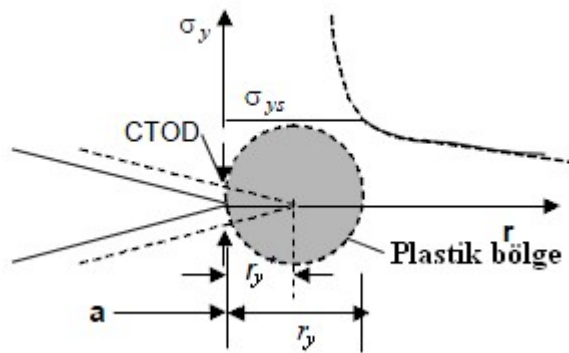
verir. Çatlak ucu bölgesinde büyük miktarlarda plastisite söz konusu olsa bile CTOD ve J-integralinin kritik değerleri hemen hemen boyuttan bağımsız olarak kırılma tokluğunun belirlenmesinde kullanılır (Anderson, 1995).

2.3.1 Çatlak Ucu Açılma Yer Değiştirmesi (CTOD)

Yapı çeliklerinin tokluk değerlerini ölçmeye çalışan Wells, bu çeliklerin tokluğunun LEKM ile karakterize edilemeyecek kadar yüksek olduğunu bulmuştur. Yüksek tokluğa sahip malzemeler tasarımcılar için oldukça cazipti ancak var olan kırılma mekaniği teorisi bu malzemelerin büyük bir kısmına uygulanamamaktaydı. Wells, deneylerinde kırılan test numunelerinin kırılma yüzeylerinin hareket ettiğini ve plastik deformasyonun başlangıçtaki keskin çatlak köreltiğini gözlemlemiştir. Wells, çatlak ucundaki körelme miktarı ile kırılma tokluğunun orantılı olarak arttığını gözlemlemiştir. Bu gözlem sonucunda Wells, CTOD'nin kırılma tokluğunun bir ölçütü olduğu sonucuna varmıştır. Günümüzde CTOD bir kırılma tokluğu parametresi olarak kullanılmaktadır. Irwin, Mod I durumu için gevrek kırılma davranışı gösteren malzemelerin çatlak ucunda oluşan küçük ölçekli akmanın meydana geldiği plastik bölgeyi (Şekil 3.6) aşağıdaki şekilde ifade etmiştir:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2$$

Burada r_y , plastik bölge yarıçapı; σ_{ys} , akma mukavemetidir.



Şekil 3.6. Mod I için küçük ölçekli plastik bölge.

Bu tanımlama baz alınarak CTOD, K_I ve G arasındaki ilişki aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E'} = \frac{G}{m\sigma_{ys}}$$

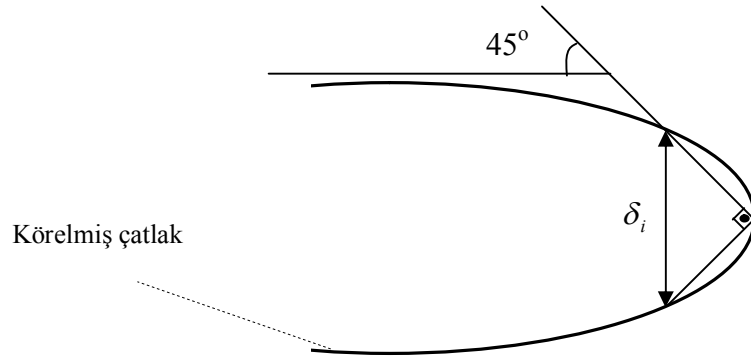
Burada,

$E' = E$ düzlem gerilme hali için,

$E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ düzlem şekil değiştirme hali için

m , birimsiz bir sabittir.

Birkaç alternatif CTOD tanımlaması vardır. En sık kullanılanların ilki 90° -kesişim (intercept) olarak adlandırılan körelmiş çatlak ucundan 90° 'lik açı ile çizilen çizgilerin çatlak kenarları ile kesişme noktalarında meydana gelen yer değiştirme miktarıdır, Şekil 3.7.

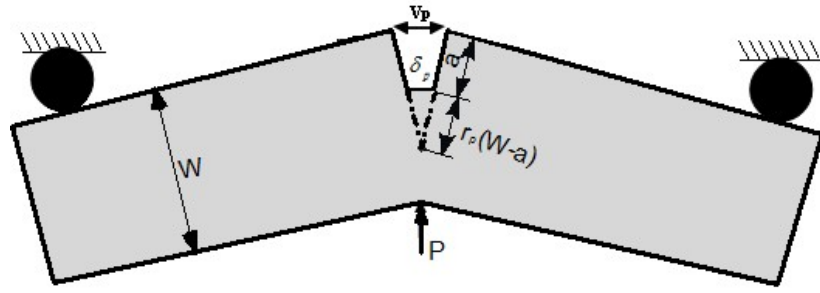


Şekil 3.7 δ_i , 90° – kesişme yer değiştirmesi.

Elastik plastik kırılma davranışı gösteren malzemelerde CTOD elastik ve plastik bileşenlerden oluşur ve aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl}$$

İkinci tanımlama ise CTOD'nin plastik bileşeni tanımlamasıdır ve deneyler sırasında oluşan plastik dönme merkezi esas alınarak, Şekil 3.8'de gösterilen üç nokta bükme numunesindeki geometrik benzerlikten aşağıdaki gibi elde edilir.



Şekil 3.8 CTOD hesaplarında kullanılan plastik model.

$$\delta_{pl} = \frac{r_p (W - a) V_p}{r_p (W - a) + a}$$

Burada δ_{pl} , CTOD'nin plastik bileşeni; r_p , plastik dönme faktörü; V_p , çatlak ağzı açılma yer değiştirmesi (Crack Mouth Opening Displacement- CMOD) dir.

Elastik plastik kırılma mekaniğinde elastik ve plastik bileşenlerin toplamı olarak CTOD aşağıdaki şekilde ifade edilir;

$$\delta = \frac{K_I^2}{m \sigma_{ys} E'} + \frac{r_p (W - a) V_p}{r_p (W - a) + a}$$

Hesaplamlarda CTOD'nin elastik bileşeni δ_{el} , plastik bileşeni δ_{pl} 'göre çok küçük mertebelerde olduğu için genellikle ihmal edilir.

Üçüncüsü ise diğer tanımlara göre hayli yeni geliştirilmiş olan ve CTOD'nin doğrudan ölçümüne olanak veren CTOD, δ_5 'dir. Bu çalışmada CTOD, δ_5 kullanılmış olup bu ölçüm yöntemi Bölüm 5'de daha ayrıntılı olarak anlatılacaktır.

2.3.2 J İntegrali

J-integral metodu, CTOD ile kırılma tokluğu belirlenmesine alternatif olarak geliştirilmiştir. Fiziksel açıdan J-integrali, yüklenmiş bir yapıda çatlak uzunluğu a

dan $a+\Delta a$ olurken meydana gelen potansiyel enerji farkı olarak tanımlanabilir. Hutchinson, Rice ve Rosengren J 'nin lineer olmayan malzemelerdeki çatlak ucu gerilmelerini ve şekil değişimlerini tanımladığını da göstermiştir.

Malzemenin elastik-plastik davranışı için enerjinin doğrusal integrali J , Rice tarafından çatlak çevresindeki keyfi olarak alınan yoldan (Şekil 3.9) bağımsız olarak şöyle tanımlanır;

$$J = \int_R \left[w dy - T_i \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \right) ds \right]$$

Burada,

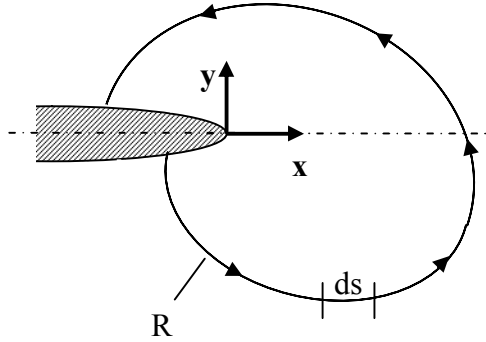
R =çatlak ucunu çevreleyen herhangi bir eğri,

w =şekil değiştirme enerjisi yoğunluğu,

T_i =eğriye dik yöndeki gerilme vektörü

u_i =yer değiştirme vektörü

ds =eğri boyunca birim uzunluk artışı



Şekil 3.9. Çatlak ucunu çevreleyen kapalı eğri.

Şekil değiştirme enerjisi yoğunluğu w şu şekilde tanımlanır:

$$w = \left(\int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \right) (\sigma-\varepsilon \text{ eğrisinin altında kalan alan})$$

T_i gerilme vektörünün yönü çatlak ucunu çevreleyen kapalı eğriye diktir. Çatlaklı yapı, deplasmanları verecek şekilde çözülmekte, daha sonra çatlağa küçük bir artış verilerek ikinci bir kapalı eğri için çözüm elde edilmektedir. J-integrali çatlak boyundaki artış için farklı kapalı eğriler kullanılarak belirlenebilmektedir. Pratikte J-integrali deneysel olarak elde edilen sonuçların formüllere uyarlanması ile elastik (J_{el}) ve plastik (J_{pl}) bileşenlerin toplamı olarak hesaplanır.

$$J = J_{el} + J_{pl}$$

Malzemenin davranışı lineer elastik ise, J_{el} , enerji açığa çıkma oranı G 'ye eşit olur:

$$J_{el} = G = \frac{K^2}{E'}$$

Gerilme yoğunluk faktörü, K aşağıdaki formülden elde edilir:

$$K = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

Burada P uygulanan yük olmak üzere numune geometrik faktörü $f\left(\frac{a}{W}\right)$,

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.60\left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$$

B =numune kalınlığı

W =numune genişliği,

a =çatlak uzunluğu

J 'nin plastik bileşeni J_{pl} ise,

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{Bb}$$

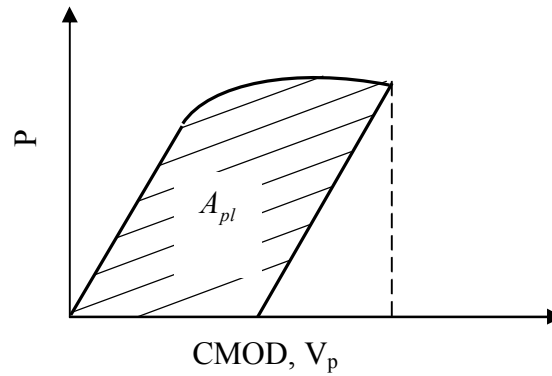
Burada η boyutsuz bir katsayı olup homojen C(T) tip numune için,

$$\eta = 2 + 0.522 \left(\frac{b}{W} \right), \quad b = W - a$$

şeklinde ifade edilir. A_{pl} , plastik iş olarak da adlandırılan Yük-çatlak ağzı açılma yer değiştirmesi (CMOD) eğrisi altında kalan plastik alandır. Şekil 3.10, söz konusu plastik alanı göstermektedir.

Dolayısıyla, J integrali elastik ve plastik bileşenlerin toplamı olarak aşağıdaki gibi ifade edilir (Anderson, 1995),

$$J = \frac{K^2}{E'} + \frac{\eta A_{pl}}{Bb}$$



Şekil 3.10 Yük-CMOD eğrisi altında kalan plastik alan.

HRR çözümüne göre çatlak ucu civarındaki yer değiştirmeler:

$$u_i = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} r u_i^-(\theta, n)$$

şeklindedir. Burada α boyutsuz bir sabit; n , şekil değiştirme sertleşmesi üsteli; I_n , şekil değiştirme sertleşmesi üsteline bağlı bir integrasyon sabiti; u_i^- , θ ve n 'ye bağlı bir fonksiyondur. $r=r^*$ ve $\theta = \pi$ şartlarında u_x ve u_y 'den CTOD hesaplanır.

$$\frac{\delta_i}{2} = u_y(r^*, \pi) = r^* - u_y(r^*, \pi)$$

Denklemden,

$$r^* = \left(\frac{\alpha \sigma_0}{E} \right)^{\frac{1}{n}} \left\{ u_x^-(\pi, n) + u_y^-(\pi, n) \right\}^{\frac{n+1}{n}} \frac{J}{\sigma_0 I_n}$$

Elde edilir. Buradan J ve CTOD arasındaki ilişki;

$$\delta_i = d_n \frac{J}{\sigma_y}$$

şeklinde elde edilir. d_n , malzeme ile ilgili bir sabit olup deformasyon sertleşmesi üsteline (n) bağlıdır. m ile d_n arasındaki ilişki ise aşağıdaki gibidir.

$$d_n = \frac{1}{m}$$

Shih aynı çalışmasında, d_n değerinin yapı çeliklerinde 0,4-0,8 arasında değiştiğini ve elastik-tam plastik malzemeler için $d_n=1$ olduğunu göstermiştir; yapılan pek çok çalışmada da d_n değerinin 0 ile 1 arasında değiştiği rapor edilmiştir (Kudari ve Kodancha, 2008, Omidvar, Wnuk ve Choroszynski, 1997).

BÖLÜM DÖRT

LİTERATÜR TARAMASI

Alüminyum alaşımlarının kullanım alanları her geçen gün artmaktadır. Özellikle hafifliğin önemli olduğu havacılık uygulamalarında yüksek mukavemet, korozyon direnci ve hafifliğinden dolayı tercih edilmektedir. Ancak, bu tür yapılarda farklı bölgelerde farklı özelliklere sahip malzemelerin kullanılması zorunluluğu ve buna ek olarak istenilen ebatta tek bir parçanın üretilmesinde yaşanan güçlükler bu malzemelerin birleştirilerek kullanılmasını zorunlu hale getirmiştir. Lazer kaynağı yüksek nüfuziyet, düşük toplam ısı girdisi, farklı malzemelerin birleştirilmesine uygunluğu ve dar kaynak dikişi gibi özelliklerinden dolayı alüminyum alaşımlarının birleştirilmesine uygundur. Son zamanlarda uçak gövde yapılarında kullanılan alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde lazer ve sürtünme karıştırma kaynağının kullanılması perçinle birleştirmenin yerini almaktadır. Böylece bu yapılar perçinin ağırlığından ve yaratmış olduğu çentik etkisinden kurtarılmaya çalışılmaktadır.

İnsan hayatının söz konusu olduğu bu tür yapılarda kullanılacak malzemelerin, birleştirilme yöntemlerinin ve birleştirme sonrası mekanik ve kırılma gibi kritik özelliklerinin çok iyi bilinmesi ve araştırılması gerekmektedir. Kaynaklı yapıların kaynak bölgesinin mekanik özellikleri ana metalin mekanik özelliklerinden farklı olmaktadır. Kaynak metalinin akma gerilmesinin ana metalin akma gerilmesine oranı aradaki bu mukavemet uyumsuzluğun (mis-match) derecesini gösterir. Bu iki bölgenin mekanik özelliklerindeki farklılık malzemenin kırılma tokluğunu da etkiler. Uçaklardaki en büyük problem çatlaklı yapıların verdiği hasarlardır.

Bütün mühendislik malzemeleri mikroskobik boyutta da olsa çatlaklar içerirler ve bu çatlaklar, malzemeye etkiyen yükler nedeniyle zamanla ilerleyerek kullanıldığı bölgede kırılmaya sebep olabilirler. Havacılık endüstrisi gibi kritik öneme sahip uygulama alanlarında kullanılan malzemelerin kırılmaya karşı direncinin iyi olması gerekmektedir. Bu tür uygulamalarda kullanılan malzemelerin kırılma dirençlerinin belirlenebilmesi için hazırlanan standart numuneler kırılma tokluğu testlerine tabi tutulurlar.

Elastik plastik kırılma davranışı gösteren malzemelerin kırılma tokluğu parametreleri, J-integral ve CTOD, deney sonuçlarından elde edilen veriler ışığında ilgili formülasyonlar ya da sonlu elemanlar yazılımları kullanılarak hesaplanır. Bu iki parametrenin çatlak ilerlemesine (Δa) karşı göstermiş olduğu değişim incelenerek malzemenin çatlak ilerlemesine karşı göstermiş olduğu direnç hakkında yorum yapılabilir. Söz konusu değişimi gösteren J- Δa ve CTOD- Δa eğrilerine direnç eğrileri (resistance curve, R-curve) adı verilir.

Direnç eğrilerinin sonlu elemanlar yazılımı kullanılarak elde edilmesine olan eğilim artmaktadır.

Seib (2005), çalışmasında 2,6 ve 2 mm kalınlığa sahip lazer ve sürtünme karıştırma kaynaklı 6013 T6 alüminyum alaşımı levhaların deformasyon ve sünek kırılma davranışlarını, statik yük altındaki çatlak ilerleme mekanizmasını deneysel olarak araştırmıştır. Aynı çalışmasında her iki kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmeler için çatlak ucu bölgesindeki ve plastik bölgedeki şekil değiştirme dağılımını belirleyerek, Aramis dijital görüntüleme analiz tekniğini kullanarak mukavemet uyumsuzluğu görülen kaynaklı yapılardaki deformasyon ve kırılma mekanizmasını araştırmıştır. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi için iki set C(T) test numunesi kullanmıştır. Birinci set numunelerde yorulma ön çatlak kaynak dikişinde, ikinci set numunelerde ise termomekanik olarak etkilenen bölgede açılmıştır. Lazer kaynaklı numunelerde ise sadece kaynak metalinden açılmıştır. Yapmış olduğu deneysel çalışmalar sonucunda, CTOD, δ_s , R-direnç eğrilerini elde etmiştir. Bu eğrilere göre en yüksek kırılma direncini sürtünme karıştırma kaynaklı kaynak dikişi göstermiştir. Kırılmaya karşı en düşük direnci ise lazer kaynaklı numune göstermiştir.

Negre, Steglich, ve Brocks, (2005), lazer kaynaklı 4.2 mm kalınlığındaki 6xxx serisi alüminyum alaşımlarındaki kararlı çatlak ilerlemesini deneysel ve nümerik olarak araştırmışlardır. Yorulma ön çatlak ana metal, HAZ ve kaynak metalinden açılan numuneleri kırılma testlerine tabi tutulmuşlar ve sonlu elemanlar modeli oluşturarak deneysel çalışmalarını desteklemiştir. Abaqus yazılımında mikro

boşlukların ve çatlakların sünek kırılmaya etkisinin de göz önünde bulundurulduğu Gurson-Tvergaard-Needleman modelini (GTN-model) kullanarak yapmış oldukları analizlerde CTOD, δ_5 direnç eğrilerini elde ederek bu sonuçların deneysel sonuçlar ile iyi bir uyum içerisinde olduğunu belirtmişlerdir. Shterenlikht 2003 yılında yapmış olduğu çalışmada, GTN- modelin malzeme içerisindeki boşluk hacim oranını (void volume fraction) hasar analizlerinde kullandığını ve mikroskobik yapıdaki çatlakların analizine uygun olduğundan bahsetmiştir. Buna ek olarak, GTN- model ile yapılan sonlu elemanlar çözümlerinde elde edilen deformasyonların deneysel sonuçlardan çok daha yüksek olduğunu, deneysel sonuçlarla uyum konusunda zorluklar yaşandığını belirtmiştir. Negre ve arkadaşlarının analiz sonuçları deneysel sonuçlardan daha yüksek çıkmıştır. Bu sonuç kısmen de olsa Shterenlikht'in iddialarını doğrular niteliktedir. Negre ve arkadaşları bu farkın kabul edilebilir sınırlar içerisinde olduğunu rapor etmişlerdir. Elde ettikleri CTOD, δ_5 direnç eğrilerine göre en yüksek kırılma direncini ana metal en düşük kırılma direncini ise kaynak metali göstermiştir. Büyük Δa değerlerinde CTOD, δ_5 değerlerindeki artış da büyük olmuştur.

Bayraktar (2011), yapmış olduğu çalışmada uçak gövde yapılarında kullanılan T bağlantı pozisyonundaki lazer kaynaklı alüminyum alaşımlarının artık gerilme dağılımlarını incelemiştir. Yeni nesil alüminyum alaşımlarından 2139 T351 alaşımını T bağlantı pozisyonunda birleştirerek standart olmayan bir C(T) numunesi hazırlamıştır. Çoklu numune metodu ile kaynaklı ve standart olmayan kaynaklı numuneleri kırılma tokluğu testlerine tabi tutmuştur. Baz malzeme ile kaynaklı malzemenin hemen hemen aynı miktarda yük taşıdığını ortaya koymuştur. Elde ettiği CTOD, δ_5 direnç eğrilerinden de baz malzemenin kırılmaya karşı daha fazla direnç gösterdiğini ortaya koymuştur.

Donato, Magnabosco ve Ruggieri, (2009), kaynaklı yapılarda mukavemet uyumsuzluğunun kırılma tokluğu parametrelerine (J ve CTOD) nasıl etki ettiğini tek kenar çentikli eğme numunesi (Single Edge Notched Bend Specimen, SEN(B)) kullanarak araştırmışlardır. Araştırmalarında farklı mukavemet uyumsuzluk, kaynak

dikişi genişliği ve çatlak derinlik değerlerinde kaynaklı SEN(B) numunesinde kaynak metali ve ısının tesiri altında kalan bölge için plastik eta föktörü (η) ve dönme faktörünün (r_p) değişimini sonlu elemanlar yazılımı kullanarak incelemiştir.

Elde ettikleri sonuçlar daha önce yapılan çalışmalara etkili bir katkı sağlamıştır. Buna göre, mukavemet uyumsuzluk oranı ($M < 1$ ve $M > 1$ için) %20 iken, J ve CTOD değerlerinin özellikle derin çatlaklı yapılarda mukavemet uyumsuzluğundan önemli miktarda etkilenmediğini, homojen bir yapı gibi düşünebileceğini tespit etmişlerdir.

Plastik dönme faktörünün \pm %20 aralığındaki mukavemet uyumsuzluk değerlerinde derin çatlaklı numunelerde ($a/W \geq 0,3 - 0,4$), mukavemet uyumsuzluğundan neredeyse hiç etkilenmediğini, aksine kısa çatlaklarda ($a/W \leq 0,2 - 0,3$) etkilendiğini rapor etmişlerdir.

Isının tesiri altında kalan bölgede mukavemet uyumsuzluğu, derin çatlaklı numunelerde önemli bir etki yapmazken, kısa çatlaklı numunelerde mukavemet uyumsuzluğunun etkisinin arttığını ifade etmişlerdir.

Hornet, Eripret ve Hao (1996), kırılma tokluğu testlerine tabi tuttukları kaynaklı SEN(B) ve merkezi çatlaklı çekme (Center Cracked Tension, CC(T)) numunelerinden elde ettikleri deney sonuçlarını, mukavemet uyumsuzluk etkisini de göz önünde bulundurarak formüller yardımıyla J-integral değerlerinin hesaplanmasında kullanmışlardır. Bu numuneleri sonlu elemanlar yazılımı kullanarak iki boyutlu (2D) ve üç boyutlu (3D) olarak da modellemişler ve elde ettikleri J-integral değerlerini formüllere uyarlayarak η_{pl} faktörünü 2D ve 3D koşullarında elde etmişlerdir. Modelden formüller yardımıyla elde ettikleri η_{pl} (η_{pl} model) ile sonlu elemanlar analizinden elde ettikleri η_{pl} (η_{pl} FE) değerlerini karşılaştırmışlardır. SEN(B) numunesi için $a/W = 0,5$ ve $0,7 < M < 2,3$ iken J-integral değerlerinin iyi bir uyum içerisinde olduğunu rapor etmişlerdir. CC(T)

numunesi için ise $0,125 < a/W < 0,5$, $0,2 < h/(W - a) < 0,78$ ve $1 < M < 4$ şartlarında J-integral değerleri arasındaki hatanın %10'dan daha küçük olduğunu bulmuşlardır.

Yapılan bir araştırmada, heterojen yapılar için sonlu elemanlar yöntemiyle J-integral hesaplamalarında kullanılan η_{pl} faktörünü tespit etmek için orta çatlaklı (Middle Tension, M(T)), SEN(B) ve C(T) numuneleri modellenmiştir. Her üç numuneye ait farklı mukavemet uyumsuzluk değerlerinde η_{pl} faktörünün kaynak incelik oranı ($\varphi = (W-a)/h$) ile değişimi araştırılmış ve C(T) numunelerinde, $M < 1$ için artan kaynak incelik oranı ile birlikte mukavemet uyumsuzluk oranının (M) azalması, η_{pl} faktörünün artmasına, $M > 1$ için artan kaynak incelik oranı ile birlikte mukavemet uyumsuzluk oranının (M) artması, η_{pl} faktörünün azalmasına neden olduğunu rapor etmişlerdir. (Kim, Kim, Schwalbe ve Kim, 2003).

Yapmış oldukları çalışmada kaynaklı yapılardaki mukavemet uyumsuzluğunun ve geometri parametrelerinin J-integral ile CTOD arasındaki ilişkiye etkilerini araştırmışlardır. Değişik mukavemet uyumsuzluğu ve çatlak derinlik değerlerinde sonlu elemanlar yazılımında kaynaklı CC(T) numuneleri modellemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlara göre kaynak mukavemet uyumsuzluğu, çatlak boyutu ve kaynak genişliğinin düşük yükleme seviyelerinde J-integral ile CTOD arasındaki ilişkiyi az miktarda etkilerken, yüksek yük değerinde daha fazla etkilediğini bulmuşlardır. Kaynaklı yapılarda J-integral ile CTOD arasındaki ilişkinin mukavemet uyumsuzluğu ve geometri faktöründen etkilendiğini ve J-integral ile CTOD arasında, mukavemet uyumsuzluk faktörünü içermeyen bir ilişkiyle ifade edilebilmesinin zor olduğundan bahsetmişlerdir (Shi, Sun, Murakawa, ve Ueda, 1998),.

Kudari ve Kodancha (2008), elastik plastik kırılma tokluğu parametreleri (J-integral, CTOD) arasındaki ilişkiyi sonlu elemanlar analizi ile elde etmeye çalışmışlardır. Yaptıkları çalışmada C(T) ve SEN(B) tip numuneler kullanmışlar ve CTOD değerlerini 90° -intercept ve plastik dönme merkezi metodu ile elde etmiştir. Bu iki yöntemden elde ettikleri CTOD değerleri arasında tutarsızlık olduğunu rapor etmişlerdir. Ek olarak J ile CTOD arasında lineer bir oran tespit ettiklerini, d_n , ve bu

oranın $C(T)$ ve $SEN(B)$ numunelerde $a/W = 0,5$ iken, 1'den küçük olduğunu bulmuşlardır. Elde ettikleri sonuçları, J-integral ile CTOD arasındaki ilişkinin CTOD ölçme metoduna, numunenin geometrisine ve a/W oranına bağlı olduğu şeklinde yorumlamışlardır.

Stoychev ve Kujawski (2008), çatlak ucu bölgesinde oluşan gerilmeleri analitik ve nümerik olarak modellemişlerdir. Sonlu elemanlar yazılımı kullanarak iki boyutlu olarak modellediği çatlak ucu bölgesi gerilme değerlerini analitik olarak elde ettiği sonuçlar ile karşılaştırmıştır. Bu sonuçlara göre çatlak ucu bölgesinde maksimum gerilmelerin oluştuğu ve çatlak ucu bölgesinden uzaklaştıkça gerilmelerin azaldığını gözlemlemiştir.

Yapılan bir başka çalışmada, çatlak ucu bölgesindeki kırılma karakteristiklerini belirlemek için $C(T)$ numunesini kırılma testine tabi tutmuşlar ve farklı yük seviyelerinde gerilme dağılımlarını deneysel belirlemişlerdir. Elde edilen sonuçları karşılaştırmak için numunenin sonlu elemanlar modelini oluşturmuşlar ve analiz etmişlerdir. Analiz sonucu elde edilen çatlak ucu gerilme dağılımının deneysel yolla elde edilen değerlerden biraz daha büyük çıkmasına rağmen her iki yolla elde edilen değerlerin paralel olduğunu ve çatlak ucundan uzaklaştıkça gerilme değerlerinin azaldığını rapor etmişlerdir (Ping, Pengcheng, ve Ruiwen, 2006).

Özben ve Arslan (2010), $SEN(B)$ numunelerinin değişik çatlak uzunluklarında ve değişik yük değerlerinde sonlu elemanlar gerilme analizi yapmışlardır. Çatlak boyu ve uygulanan tek eksenli yük artışının plaka yüzeyinde oluşan gerilme alanı dağılımında önemli bir değişikliğe neden olmadığını ancak gerilme bileşenlerinin ve Von Mises akma gerilmelerinin artışına neden olduğunu, bunların da çatlak ucunda maksimum değerler olarak çatlaktan uzaklaştıkça azaldığını tespit etmişlerdir.

Son zamanlarda yapılan bir çalışmada eksenel yüke maruz ve içinde yüke dik yönde çatlak bulunan izotropik bir levhada sonlu elemanlar metodu kullanarak değişik yüklemelerde gerilme analizi yapılmış olup bütün yükleme değerlerinde

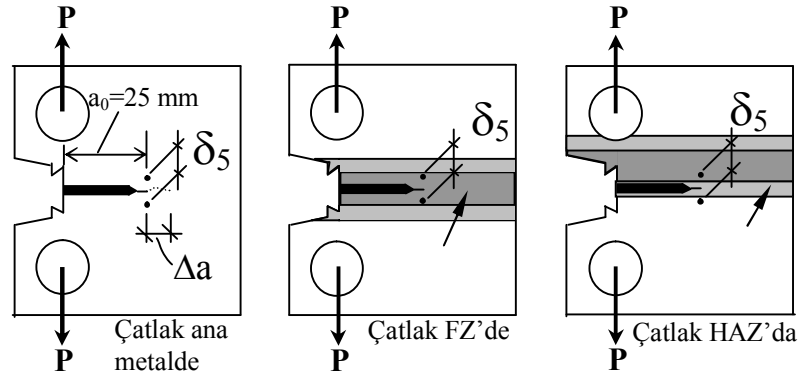
maksimum gerilmelerin çatlak ucunda oluştuğunu tespit edilmiştir (İşcan, Adin ve Turgut, 2011).

Bu çalışmada, farklı kalınlıklardaki (6 ve 3,2 mm) lazer kaynaklı 6013 alüminyum alaşımı C(T) numuneler sonlu elemanlar yazılımında modellenerek çatlak ucu gerilme dağılımı, CTOD, δ_5 ve J-integral değerleri hesaplanmaya çalışılmıştır. Yapılan analizler sonucunda elde edilen bu değerler deneysel CTOD, δ_5 ve formülasyonlardan elde edilen J-integral değerleri karşılaştırılarak mukavemet uyumsuzluğunun ve kalınlık değişiminin kırılma tokluğu parametrelerine etkileri araştırılmıştır. Plastik dönme metodu kullanılarak δ_{ph} değerleri hesaplanıp CTOD, δ_5 değerleri ile karşılaştırılmıştır.

BÖLÜM BEŞ MATERYAL VE METOT

4.1 Modellenen Deney Numunesi

Yapılan çalışmada, 6013 T6 alaşımı plakalar %12 silisyum içeren AlSi kaynak teli kullanılarak 6 kW gücüne sahip bir CO₂ lazer kaynağı ile birleştirilmiş, 6 ve 3,2 mm kalınlığındaki kaynaklı plakalardan çıkarılan C(T)-50 tip numunelerin kırılma tokluğu test sonuçları kullanılmıştır. Yorulma ön çatlaklı kaynaklı parçada iki ayrı bölgede, ısının tesiri altındaki bölge (Heat Affected Zone, HAZ) ve kaynak metali (Fusion Zone, FZ) olacak şekilde tasarlanmış ve numuneler bu tasarıma göre çıkarılmıştır. Şekil 5.1’de yorulma ön çatlaklarının açıldığı bölgeler gösterilmektedir.

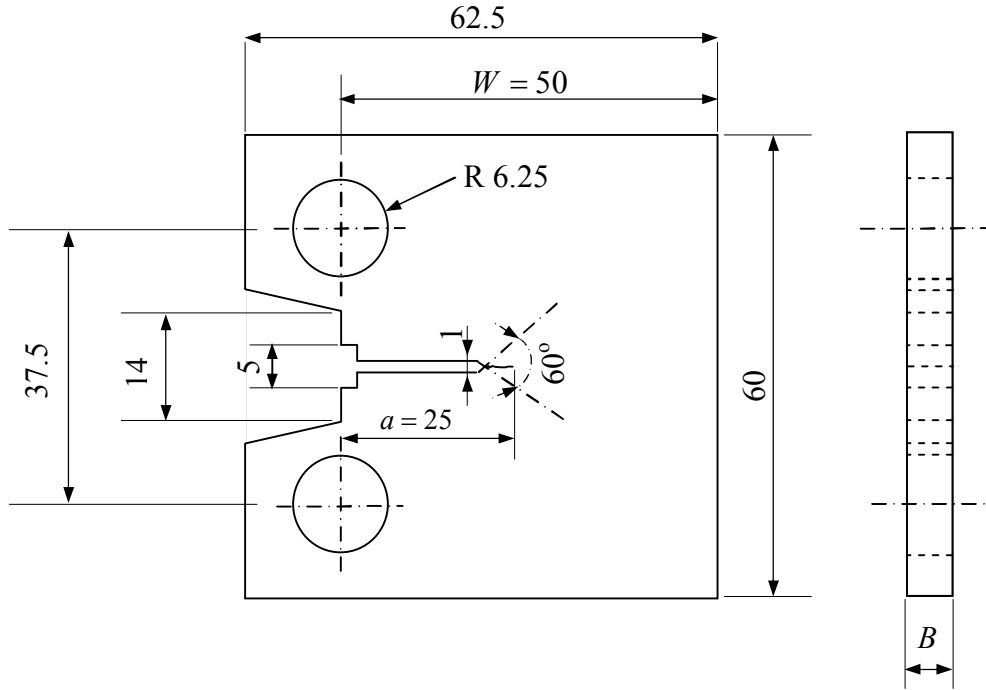


Şekil 5.1 Yorulma ön çatlaklı açılan bölgeler.

Deneylerde ve sonlu elemanlar analizinde kullanılan C(T)-50 numune boyutları Şekil 5.2’de, deneylerde kullanılan numuneye uygun çekme aparatı ise Şekil 5.3’de şematik olarak gösterilmiştir.

CTOD değerlerinin test sırasında doğrudan belirlenmesi GKSS Araştırma Merkezi tarafından geliştirilmiş ve patentlenmiş olan δ₅ clip gauge ile yapılmıştır. Bu ölçme aparatı yorulma ön çatlak ucunun sağ ve sol yanlarından 2.5 mm mesafeye sabitlenerek test sırasında çatlak ucundaki açılma yer değiştirmesi miktarını ölçmektedir. Çatlakın iki yanındaki sabitleme mesafesi 5 mm olduğu için ölçülen değerler CTOD, δ₅ olarak adlandırılmaktadır. Şekil 5.4’te δ₅ clip gauge ölçüm

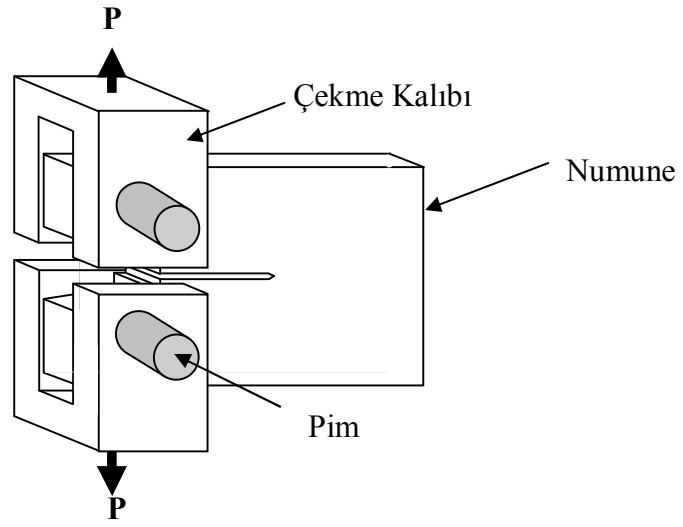
aparattın bir C(T) numunesinde ölçümün yapılacağı noktalara yerleştirilme biçimi şematik olarak gösterilmektedir.



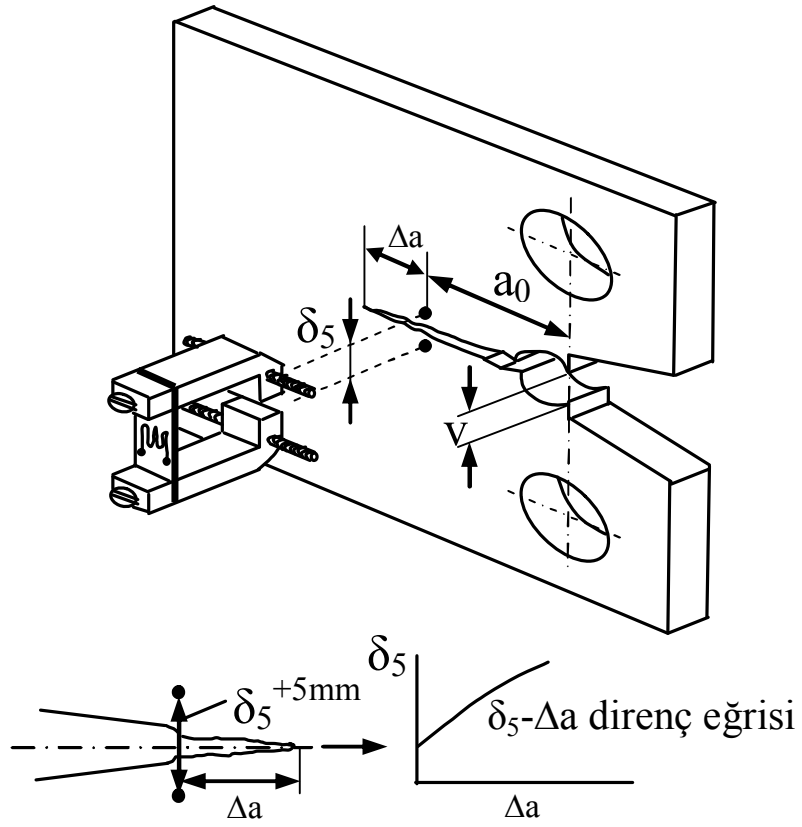
Şekil 5.2 Modellenen C(T) 50 numunenin boyutları (mm cinsinden), ($a/W=0.5$).

CTOD, δ_5 ölçümü yapılacak bölge civarı parlatıldıktan sonra ölçümün yapılacağı noktalarda Vickers sertlik ölçüm çentiği oluşturulur. δ_5 clip gauge ölçüm aparatı bu çentiklere malzeme yüzeyine hafifçe bastıran basit bir yaylı kaldıraç sistemiyle yerleştirilir. Bir yükselticiye bağlı olan clip gauge aparatında meydana gelen sehim, çatlak ucu yer değiştirmesi ve Wheatstone köprüsü devresi dengesinin değerinde bir değişikliğe neden olur. Şekil 5.5'te yorulma ön çatlak ucuna yerleştirilmiş ve deney sırasında kullanımda olan bir δ_5 clip gauge aparatının görüntüsü verilmiştir.

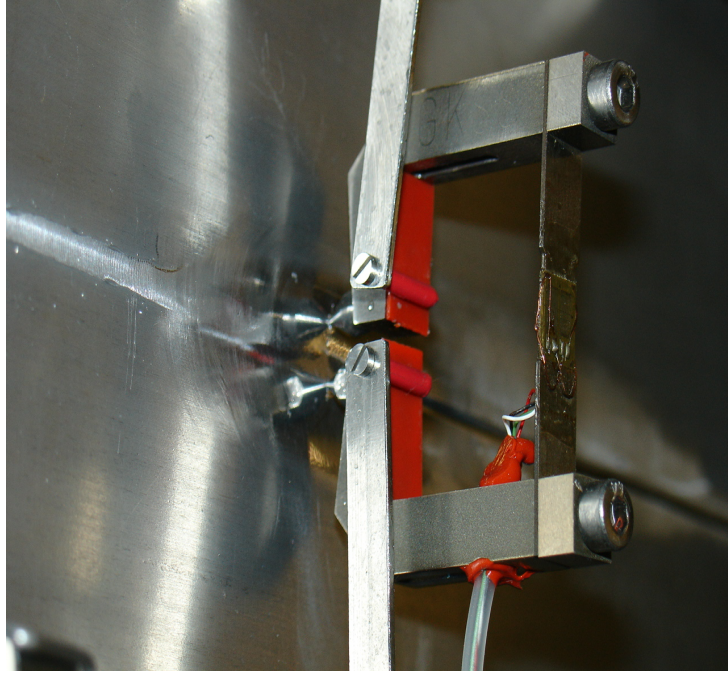
δ_5 clip gauge, CTOD ölçümlerinde numunenin bütününün davranışından bağımsız, lokal ölçümler yapılabilmesi, test sırasında doğrudan ölçüm yapma olanağı tanınması dolayısıyla kalibrasyona gerek duyulmaması gibi avantajlar sağlar.



Şekil 5.3 C(T) numunelerini çekme aparatı.

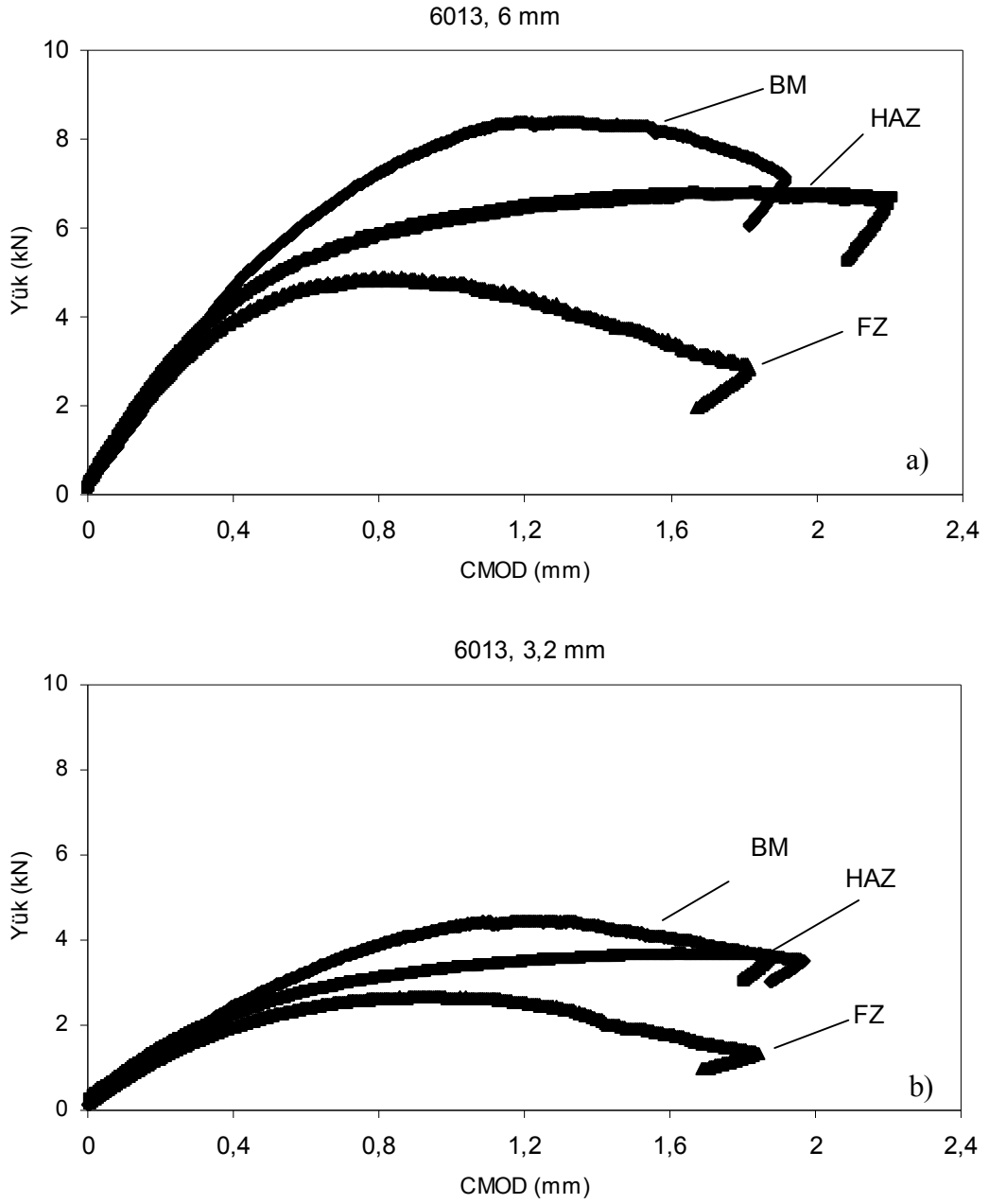


Şekil 5.4 δ_5 clip gauge ölçme aparatının çatlak ucuna yerleştirilme şekli.



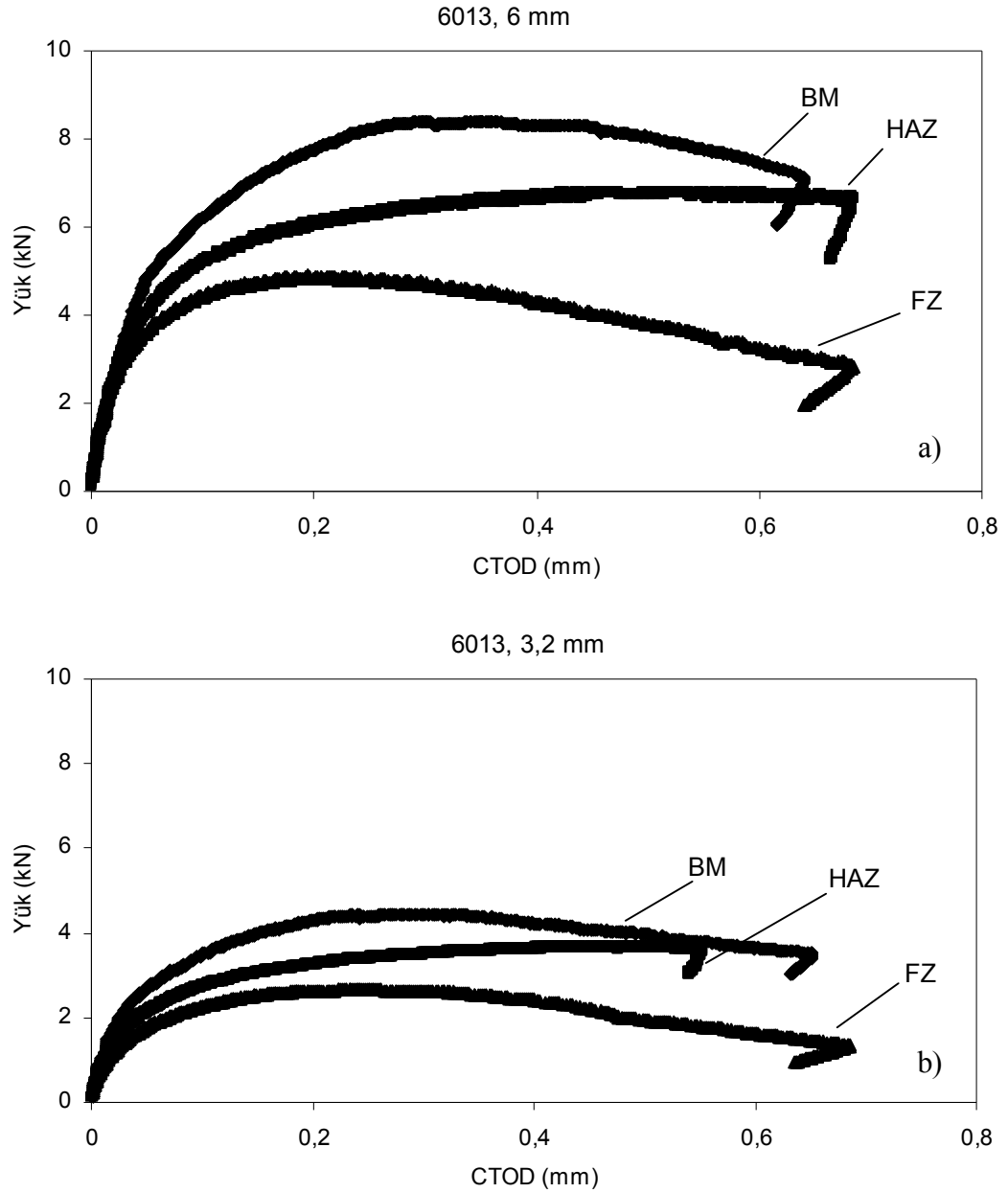
Şekil 5.5 Yorulma ön çatlağının her iki yanına 2.5 mm mesafede yerleştirilmiş δ_5 clip gauge görüntüsü.

Tipik kırılma tokluğu testlerinde J-integral hesaplamaları için deneysel çalışmalarda yük-yük doğrultusundaki yer değiştirme (V_{LL}) değerlerinin tespit edilmesi gerekmektedir. Fakat J-integral hesaplamalarında yük- V_{LL} eğrileri yerine yük-CMOD eğrilerinin, kullanılmasının homojen ve özellikle kısa çatlaklı test numunelerinde daha güvenilir ve doğru sonuçlar verdiği düşünülmektedir (Kim ve diğer., 2003). J-integralinin plastik bileşeninin hesaplanmasında yük- CMOD eğrisinin altında kalan alanın kullanılmasını ilk öneren Sumpter (1987) olmuştur. Bir C(T) numunesinde CMOD ölçüm aparatı uygulanan yük hattı yönünde yerleştirilebildiği için CMOD değerleri ile V_{LL} değerleri özdeş hale gelmektedir (Anderson, 1995, Zhu, 2009). Bu çalışmada J integral hesaplamalarında yük-CMOD eğrisi kullanılmıştır. Şekil 5.6'da yorulma ön çatlağının üç farklı bölgede (BM, HAZ ve FZ) açılması durumunda 6 ve 3,2 mm kalınlığa sahip 6013 alaşımının kırılma tokluğu deneylerinden elde edilen yük-CMOD ve Şekil 5.7'de, yük-CTOD eğrileri verilmiştir. 6 ve 3,2 mm kalınlık için deneysel olarak elde edilen yük-CMOD eğrilerin altındaki plastik alan hesaplanarak J-integral değerleri formülasyonla hesaplanmıştır. CMOD ölçümleri ASTM E1820-11' belirtildiği gibi üzerinde hassas bir strain gauge bulunan bir aparat ile Şekil 5.8'de görüldüğü gibi ölçülür.



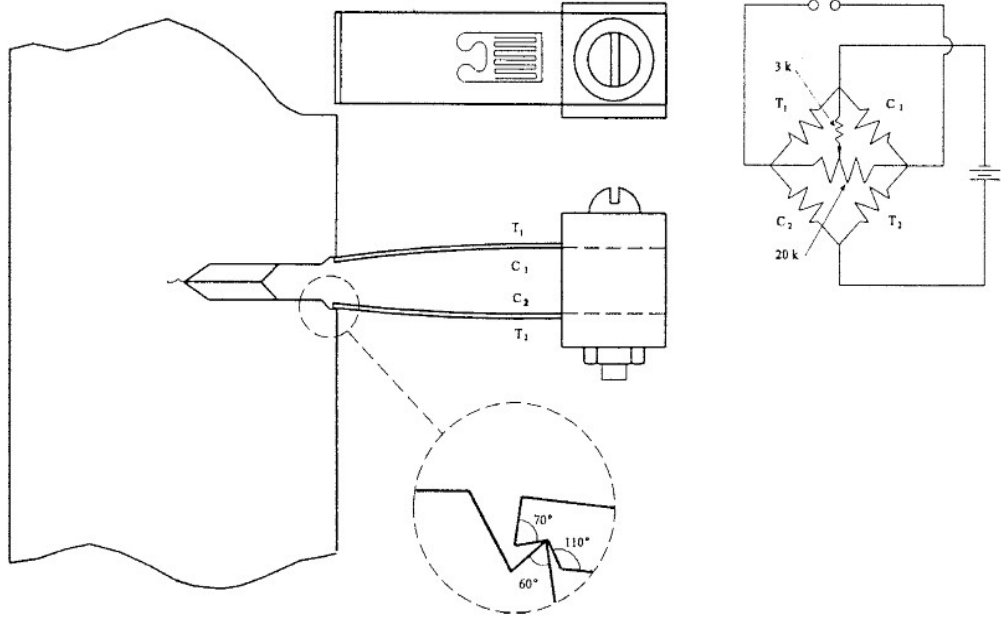
Şekil 5.6 Farklı bölgeler için 6013 alaşımının yük-CMOD eğrileri, a) 6mm, b) 3,2 mm.

Direnç eğrilerinin oluşturulabilmesi için Δa değerlerinin deneysel yollardan tespit edilmesi gerekmektedir. Bunun için kırılma tokluğu deneylerinde çoklu numune tekniği kullanılır. Her bir numune için farklı yük değerlerinde deney durdurularak numune kırılır ve o yüke karşılık gelen Δa değerleri tespit edilir. Şekil 5.9'da yorulma ön çatlak FZ'de açılmış, 6 mm kalınlığa sahip C(T) numunesine ait tipik bir kırılma yüzeyi görüntüsü verilmiştir.

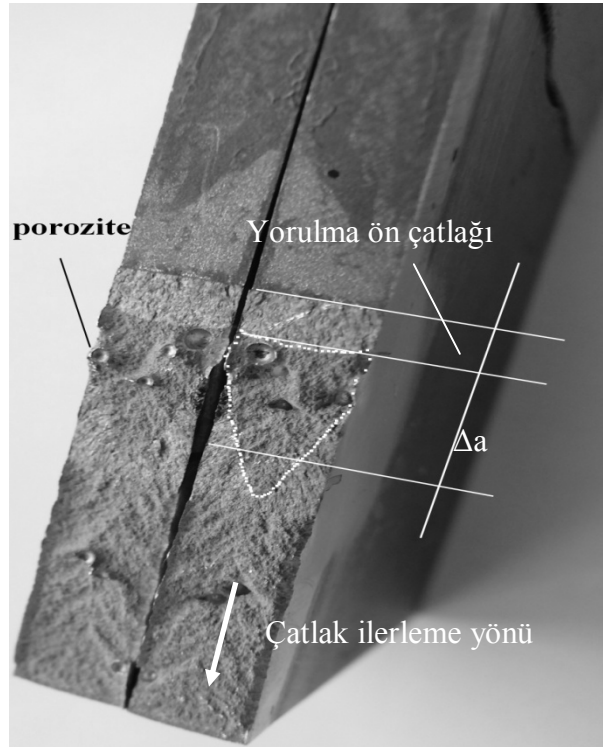


Şekil 5.7 Farklı bölgeler için 6013 alaşımının yük-CTOD eğrileri, a) 6mm, b) 3,2 mm.

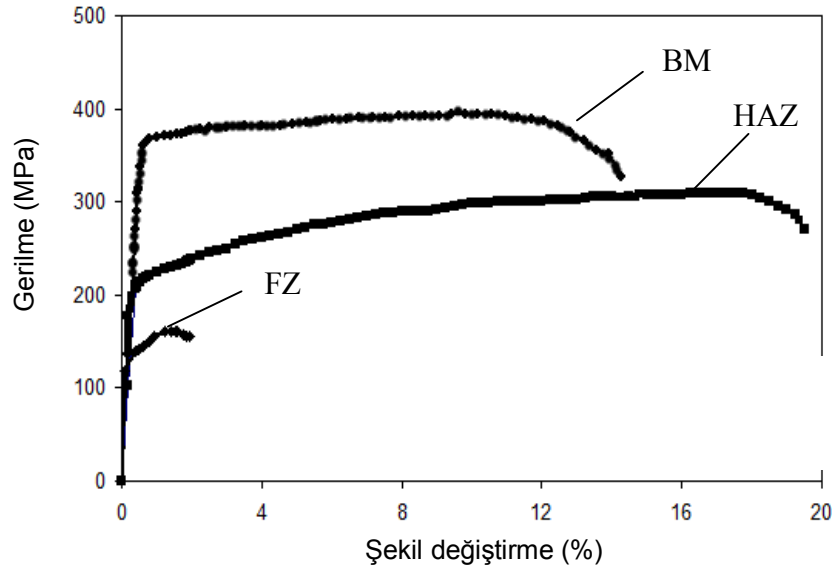
Sonlu elemanlar analizlerini yapabilmek için malzemenin gerilme-uzama eğrilerinin bilinmesi gerekmektedir. Deneylerden elde edilen 6013 alaşımına ait mühendislik gerilme-uzama eğrileri her üç bölge için Şekil 5.10'da verildiği gibidir. Sonlu elemanlar analizi yapılırken bu eğriler gerçek gerilme-uzama eğrilerine dönüştürülür ve gerçek akma ile çekme mukavemeti arasındaki değerler, malzemenin mekanik özellikleri olarak tanımlanır. Tablo 5.1'de 6013 alaşımına ait mekanik özellikler verilmiştir.



Şekil 5.8 CMOD ölçüm metodu ve ölçüm aparatının yerleşimi (ASTM E1820-11).



Şekil 5.9 C(T) numunesinin FZ kırılma yüzeyi görüntüsü.



Şekil 5.10 Mühendislik gerilme-% şekil değişirme eğrileri.

Tablo 5.1 Malzemenin mekanik özellikleri.

Malzeme	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Mukavemet Uyumsuzluğu
BM	357	395	14,3	-
HAZ	212	310	19,5	0,6
FZ	145	165	2,0	0,4

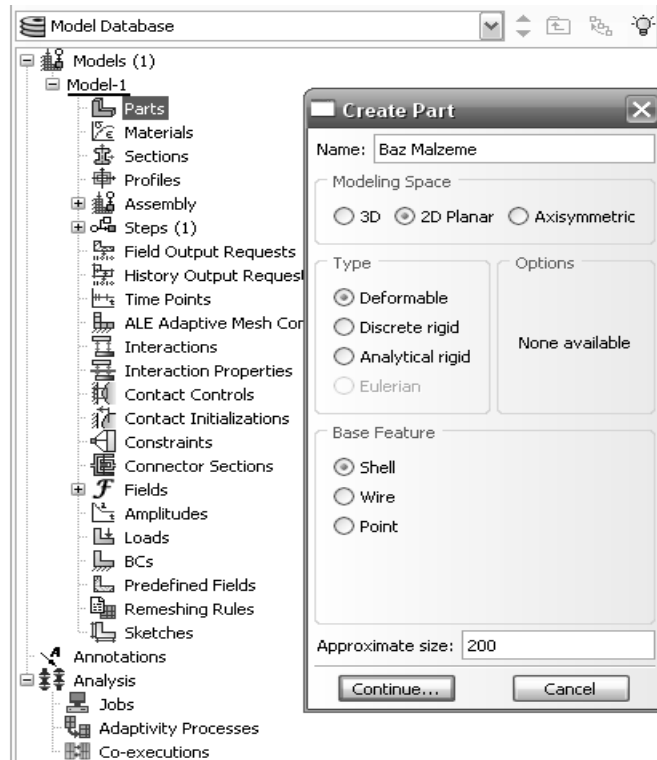
4.2 Sonlu Elemanlar Analizi

Deneyel sonuçlardan elastik plastik kırılma davranışı gösteren malzemelerin CTOD, δ_5 - Δa direnç eğrileri doğrudan oluşturulabilirken, J-integral direnç eğrilerinin oluşturulabilmesi için analitik çözümlere ya da sonlu elemanlar analizi yapılmalıdır. Homojen malzemelerin kırılma davranışı hakkında analitik çözümler getirilebilmesine karşın heterojen malzemeler için ortaya koyulan analitik çözümler oldukça sınırlıdır. Kaynaklı malzemeler, kaynak metalinin (FZ) ve civarının (HAZ) özelliklerinin değişmesi nedeniyle heterojen yapılardır. Sonlu elemanlar analizleri bu tür uygulamalarda deneysel sonuçların desteklenmesi açısından sıkça başvurulan bir yöntemdir.

Elde edilen deneysel veriler ışığında ABAQUS yazılımı kullanılarak çatlak ucu gerilme dağılımı, CTOD, δ_5 ve J-integral değerleri iki farklı kalınlık üç ayrı bölge için hesaplanarak deneysel ve formülasyon sonuçları ile karşılaştırılmıştır.

4.2.1 Modelin Oluşturulması

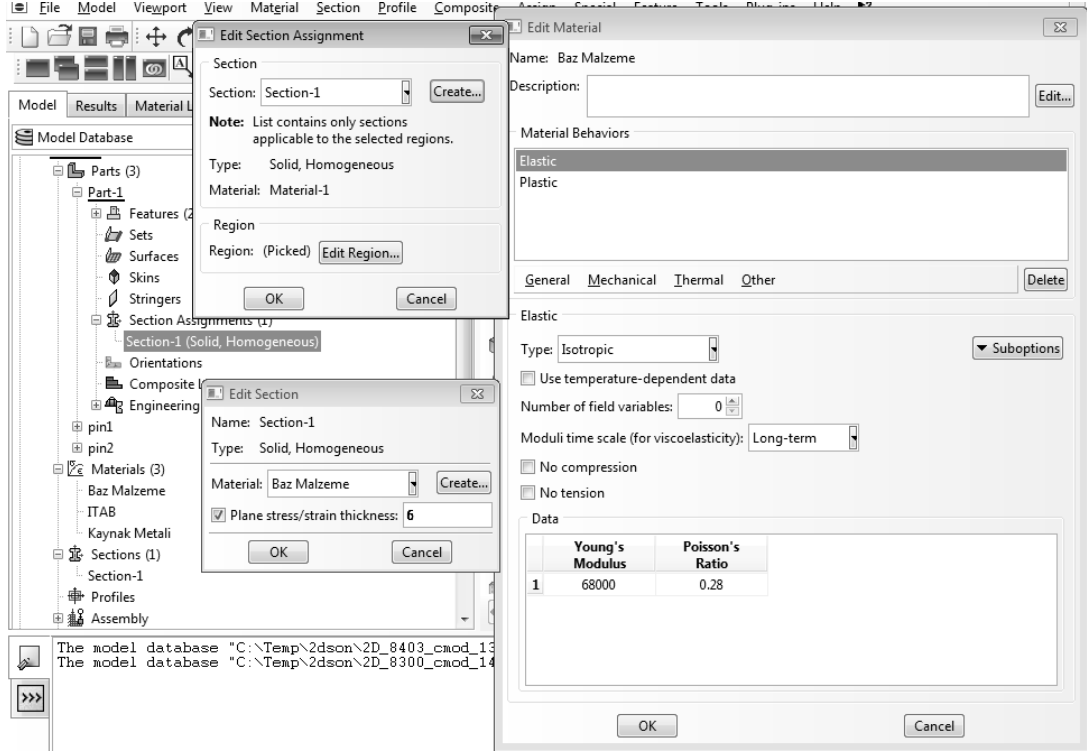
Baz malzeme modeli oluşturmak için “Parts” kısmı seçildiğinde, karşımıza çıkan kutucuktan Şekil 5.8’de görüldüğü gibi model boyutu, tipi ve temel özelliğinin seçilmesinin ardından baz malzeme için C(T) numunesi Şekil 5.2’deki ebatlarda çizilir.



Şekil 5.8 Baz malzeme için iki boyutlu parça oluşturma.

Parça oluşturulduktan sonra analiz sırasında yer değiştirmenin uygulanacağı pimler 2D, Analytic rigid ve Shell özelliklerinde 2. ve 3. parçalar olarak modellenmiştir. “Property” modülünde bulunan “Materials” sekmesinden malzemenin mekanik ve elastik plastik özellikleri tanımlanır. Girilen bu özellikler

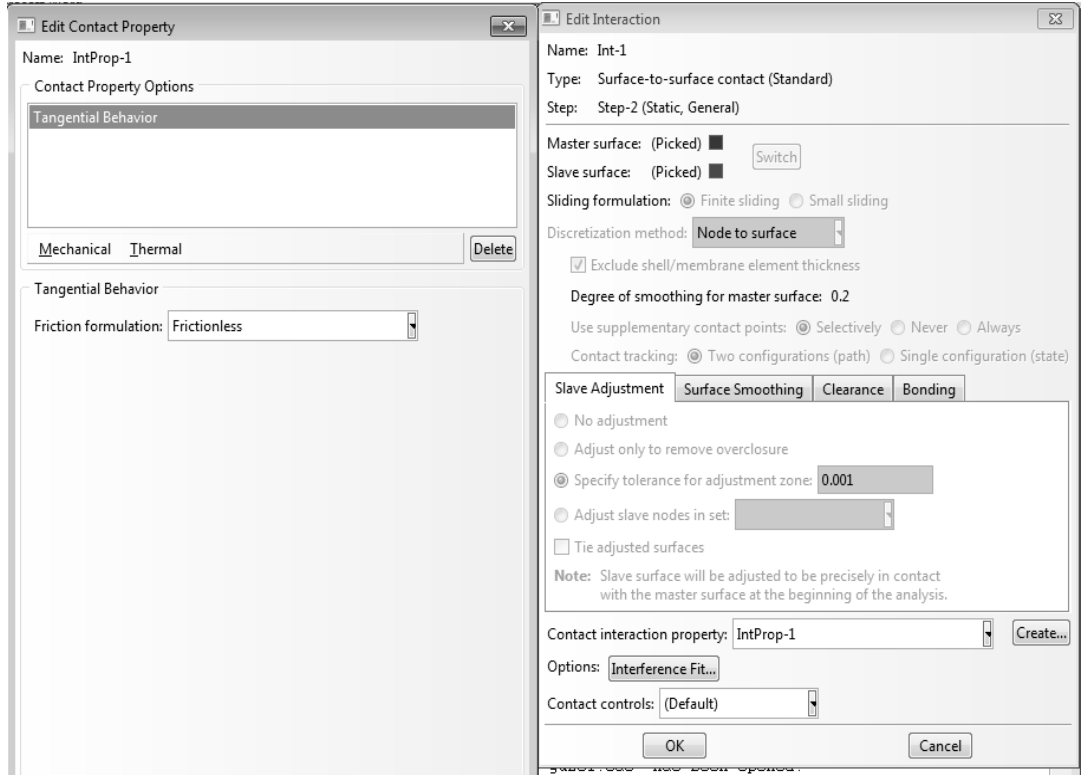
oluşturulan modelde istenilen bölgeye atanırken o bölgenin kalınlığı da belirtilir. Bu işlemler Şekil 5.9’da gösterilmektedir.



Şekil 5.9 Malzeme özelliklerinin girilerek bu özelliklerin C(T) numunesinde ilgili bölgelere atanması.

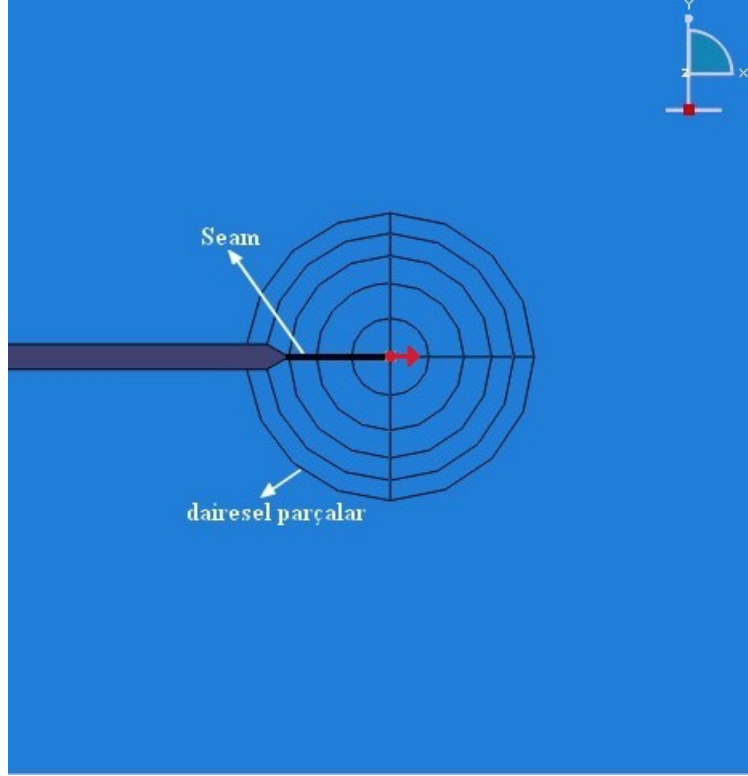
“Assembly” modülünde, C(T) numunesi ve pimler tanımlanarak montaj işlemi yapılır. Her iki pim ile bu pimlerin yerleşeceği deliklerin birbirine temas edeceği yüzeyler, pimlerin numuneyle etkileşime girmesini engellemek için, sürtünmesiz olarak tanımlanır. Şekil 5.10’da bu işlemler gösterilmiştir.

“Step” modülünde analizin kaç aşamada gerçekleşeceğini bilgisi tanımlanır. Her aşamada yapılacak olan işlem tanımlanmalı ve o aşamadan beklenen sonuçların çıktısının alınması için ilgili seçimler yapılmalıdır. Bu analizde iki aşama söz konusudur. İlk aşama pimler ile C(T) numunesi arasında kontağın sağlanması, diğer aşama da J-integralinin hesaplanmasıdır. İkinci aşamada J-integralinin hesaplanması ve bu hesabın kaç kapalı eğri için (contour) yapılacağı belirtilmiştir. Analizlerde genellikle 10 kapalı eğri için J-integrali hesaplanıp ortalaması alınmıştır.



Şekil 5.10 Pimler ile C(T) numunesi arasında sürtünmesiz yüzeylerin tanımlanması ve kontak özellikleri.

“Interaction” modülünde temas yüzeyleri ve özellikleri daha evvel tanımlanmıştı. Bunlara ek olarak çatlak ve dikiş (seam) bu modülde oluşturulur. Seam iki boyutlu analizlerde bir kenarı (çizgi şeklinde), üç boyutlu analizlerde ise bir yüzeyi tanımlar ve parça sınırı boyunca tanımlanamaz. Seam oluşturmadan integral hesapları yapılamaz. Çünkü seam, mesh (ağ) özelliklerinde değişiklik yapar. Seam, çatlak uzunluğu boyunca tanımlanır. Bu yüzden çatlak uzunluğu boyunca iki boyutlu modellerde bir kenar, üç boyutlu modellerde ise bir yüzey oluşturulmalıdır. Bunu oluşturabilmek, çatlak ucu bölgesinin ağ (mesh) yapısını daha hassas hale getirmek ve çatlak ucu bölgesinde J-integral hesabı yapılabilmesine olanak sağlayan elaman şekli ve ağ tekniği atanabilmesi için bu bölge daireler şeklinde parçalara (partition sekmesi) ayrılır. Bu analizde bir kenar oluşturulmuştur ve bu kenara seam atandıktan sonra çatlak oluşturulmuştur. Çatlak ilerleme yönü bir q birim vektörü ile belirlenmiştir. Çatlak ucu bölgesinin daireler şeklinde parçalara ayrılmış yapısı, kartezyen koordinat sistemi yerleşim düzeni, seam, çatlak ve çatlak ilerleme yönü birim vektörü Şekil 5.11’de gösterilmektedir.



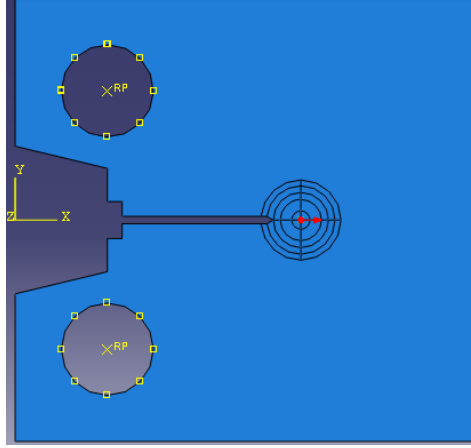
Şekil 5.11 Çatlak ucu bölgesinin modellenmesi.

“Load” modülünde uygulanacak yük ve sınır koşulları tanımlanır. Her analiz aşaması (Step) için ayrı yükler tanımlanabilir. İlk aşamada pimlerle C(T) numunesi arasında kontak sağlanabilmesi için pimplere y yönünde 1×10^{-5} mm’lik bir yer değiştirme verilmiştir. İkinci aşamada ise her bir pime, hesaplanması planlanan Δa değerine karşılık gelen yer değiştirme (CMOD) değerinin yarısı kadar sınır koşulu uygulanmıştır.

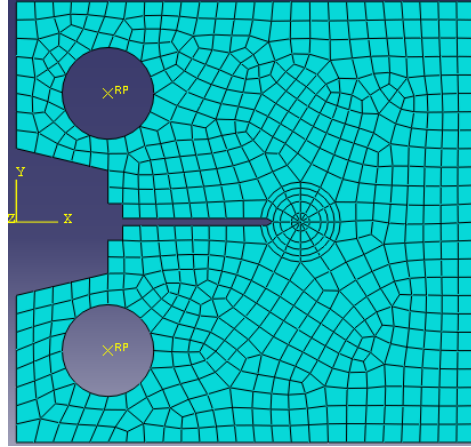
“Mesh” modülünde çatlak ucunda oluşturulan dairesel bölgede daha hassas hesaplamalar yapılabilmesi için daha küçük ve daha fazla sayıda eleman oluşturulmuştur (Şekil 5.12). Modelin tamamında düzlem gerilme şartlarında CPS8R (An 8-node biquadratic plane stress quadrilateral, reduced integration) element tipi seçilmiştir. Şekil 5.13 de C(T) numunesinin elemanlara ayrılmış baz malzeme için ağ yapısı ve çatlak ucu bölgesinin detay görüntüsü gösterilmiştir.

“Job” modülünde ise oluşturulan modelin analizinin yapılması için hali hazırdaki ayarlarda komut verilir.

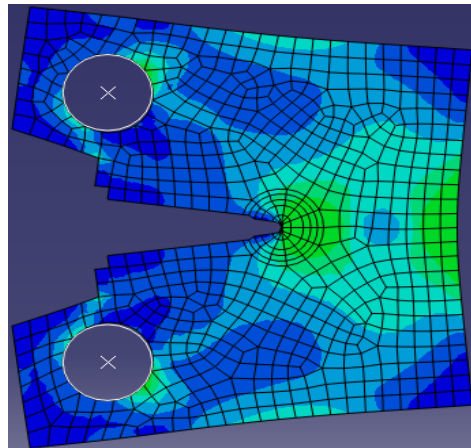
Analiz sonrası C(T) numunesinin görüntüsü şekil 5.14'te gösterildiği gibidir.



Şekil 5.12 Çatlak ucu bölgesi.



Şekil 5.13 Baz malzeme ağ (mesh) yapısı.

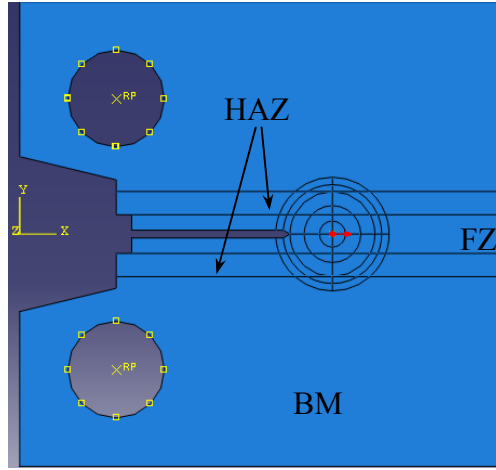
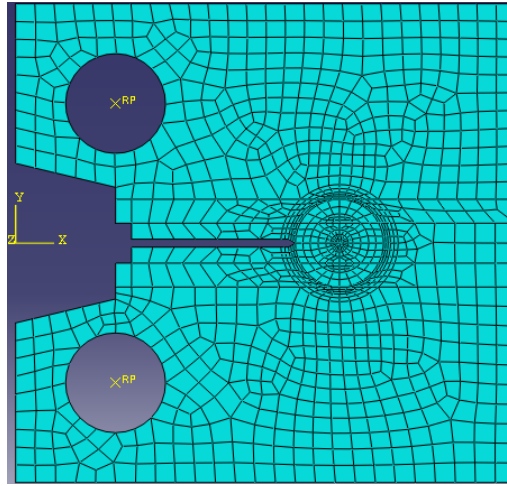
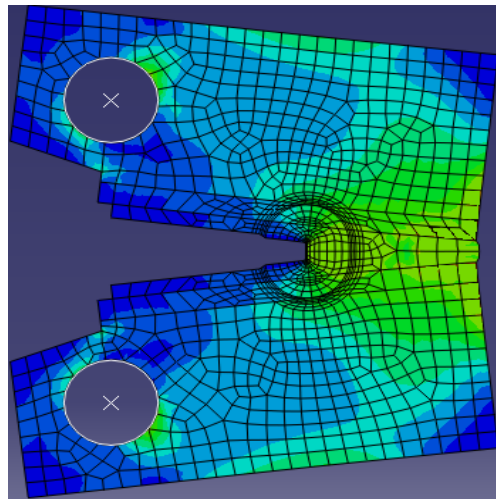


Şekil 5.14 Analiz sonucu numunedeki gerilme dağılımı.

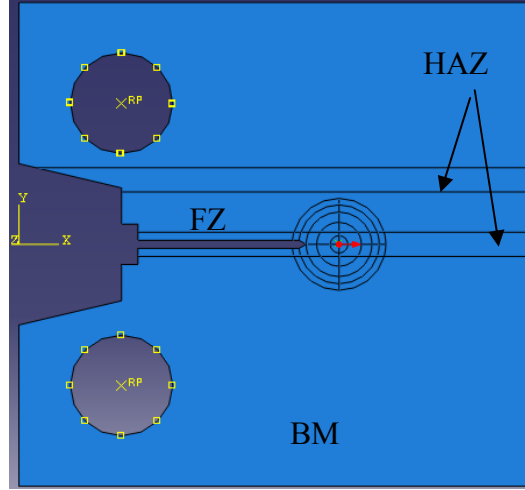
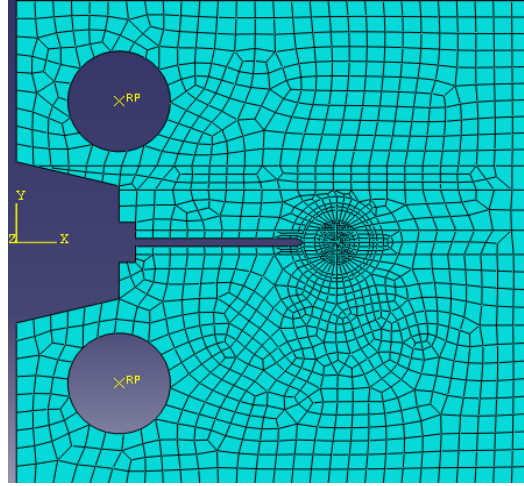
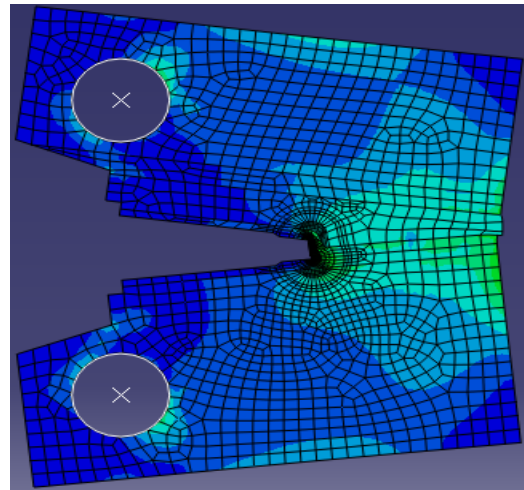
Baz malzeme için yapılan işlemler, yorulma ön çatlaklarının kaynak metalinde ve ısının tesiri altında kalan bölgelerde açılması durumları için de uygulanır. Kaynaklı C(T) numuneleri, BM, HAZ ve FZ bölgelerine farklı mekanik özellikler atanabilmesi için bu bölgelerin genişliği ve kalınlığı da göz önünde bulundurularak parçalara (partition) ayrılır. FZ için oluşturulan parçaya FZ mekanik özellikleri ve HAZ için oluşturulan parçalara HAZ mekanik özellikleri tanımlanır. Böylece heterojen bir yapı oluşturulur. Şekil 5.15'te yorulma ön çatlaklarının kaynak metalinde açılması durumu için parçalara ayrılmış model, elamanlara ayrılmış ağ görüntüsü ve analiz sonrası görüntüsü gösterilmiştir. Benzer işlemler HAZ için de yapılmıştır. Şekil 5.16'da yorulma ön çatlaklarının HAZ'da açılması durumunda parçalara ayrılmış model, elamanlara ayrılmış ağ görüntüsü ve analiz sonrası görüntüsü gösterilmiştir.

Aynı işlemler 3.2 mm kalınlığındaki kaynaklı ve kaynaklı levhalardan çıkarılan C(T) numunelerinin modellenmesi içinde tekrar edilmiştir.

Yapılan analizler sonucunda, 6 ve 3.2 mm kalınlıklarındaki 6013 T6 alüminyum alaşımının çatlak ucu gerilme dağılımı, CTOD, δ_5 ve J-integrali değerleri tespit edilmiştir. Elde edilen bu değerler kullanılarak CTOD, δ_5 - Δa ve J- Δa direnç eğrileri elde edilmiştir.

**a****b****c**

Şekil 5.15 FZ numunelerinin, a) Parçalara ayrılmış modeli, b) ağ (mesh) yapısı, c) analiz sonucu numunedeki gerilme dağılımı.

**a****b****c**

Şekil 5.16 HAZ numunelerinin, a) parçalara ayrılmış modeli, b) ağ (mesh) yapısı, c) analiz sonucu numunedeki gerilme dağılımı.

4.3 Analitik Çözümler

4.3.1 CTOD Çözümü

CMOD (V_p) ile CTOD (δ_{pl}) arasındaki ilişki ASTM E1290-99'da plastik dönme modelinden;

$$\delta_{pl} = \frac{r_p (W - a) V_p}{r_p (W - a) + a}$$

şeklinde ifade edilmiştir. Aynı numaralı standarda göre r_p , plastik dönme faktörü, C(T) ve SEN(B) numuneleri için 0,4'tür. Kaynaklı ve kaynaklı olmayan numunelerden elde edilen CMOD değerleri, r_p faktörü 0,4 alınarak bu formülasyona uyarlanmış, elde edilen sonuçlar δ_5 ile karşılaştırılmıştır.

4.3.2 J-İntegral Çözümü

Elastik plastik davranış gösteren malzemeler için J-integrali,

$$J = \frac{K^2}{E'} + \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{Bb}$$

şeklinde ifade edilir. Homojen yapılar için plastik faktör C(T) tip numune için;

$$\eta_{pl} = 2 + 0.522 \left(\frac{b}{W} \right), \quad b = W - a$$

şeklinde verilmektedir. Mukavemet uyumsuzluğu içeren kaynaklı heterojen yapılarda ise $M > 1$ (overmatch) için,

$$\eta_w = \begin{cases} \eta_0 & 0 \leq \varphi \leq \varphi_1 \text{ için} \\ -\frac{1}{D} \left[B \left(\frac{\varphi_1}{\varphi} \right) + MB \left(\frac{\varphi_1}{\varphi} \right)^M \right] + \eta_0 & \varphi_1 \leq \varphi \text{ için} \end{cases}$$

Burada,

$$D = A + B \left(\frac{\varphi_1}{\varphi} \right) + B \left(\frac{\varphi_1}{\varphi} \right)^M$$

$$\varphi = \frac{W - a}{h}$$

$$\varphi_1 = 1,9e^{(-M-1)/3}$$

$$A = \frac{M + 49}{50}$$

$$B = \frac{49(M - 1)}{50} - C$$

$$C = 0,3(M - 1)\sqrt{M - 1}$$

h, kaynak dikiş kalınlığının yarısıdır.

$M < 1$ (undermatch) olması durumunda,

$$\eta_w = \min(\eta_1, \eta_2)$$

$$\eta_1 = \begin{cases} \eta_0 & 0 \leq \varphi \leq 2 \text{ için} \\ -\frac{A' B' \varphi e^{-B'(\varphi-2)}}{A' e^{-B'(\varphi-2)} + C'} + \eta_0 & 2 \leq \varphi \text{ için} \end{cases}$$

Burada,

$$A' = \frac{9(M - 1)}{10}$$

$$B' = \frac{1}{20(1 - M)}$$

$$C' = \frac{M + 9}{10}$$

$$\eta_2 = \begin{cases} \eta_0 & 0 \leq \varphi \leq 2 \text{ için} \\ -\frac{1,017(\varphi/10) - 6,258(\varphi/10)^2 + 5,856(\varphi/10)^3}{1,094 - 1,017(\varphi/10) + 3,129(\varphi/10)^2 - 1,952(\varphi/10)^3} + \eta_0 & 2 \leq \varphi \leq 7 \text{ için} \\ \frac{\varphi}{18,219 + \varphi} + \eta_0 & 7 \leq \varphi \text{ için} \end{cases}$$

şeklinde ifade edilir (Xuan, 2005).

Formüllerden de anlaşılacağı üzere mukavemet uyumsuzluğunu etkileyen iki faktör vardır, kaynak metali ve baz malzeme akma dayanımları oranı,

$$M = \frac{\sigma_{(ak)W}}{\sigma_{(ak)B}}$$

şeklinindedir. Bir diğer parametre ise kaynak dikişi incelik oranıdır (slenderness ratio) ve aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$\varphi = \frac{W - a}{h}$$

Bu bilgiler ışığında yukarıda verilen formülasyonlardan homojen baz malzeme ve heterojen FZ ve HAZ için sırasıyla η_0 , η_W ve η_{HAZ} değeri belirlenmiş ve J-integrali hesaplanmıştır. Formülasyonlardan elde edilen J-integral değerleri J direnç eğrileri oluşturularak sonlu elemanlar yöntemiyle elde edilen J direnç eğrileri ile karşılaştırılmıştır. Bütün analitik hesaplamalarda, teknik hesaplamalar ve matematiksel problemlerin çözümü için tasarlanmış olan MATLAB yazılımı kullanılmıştır.

4.3.3 J-İntegrali ile CTOD Arasındaki İlişki

CTOD'nin 90°-kesişim metodundan elde edilen CTOD ile J arasındaki bağıntı;

$$\delta_i = d_n \frac{J}{\sigma_y}$$

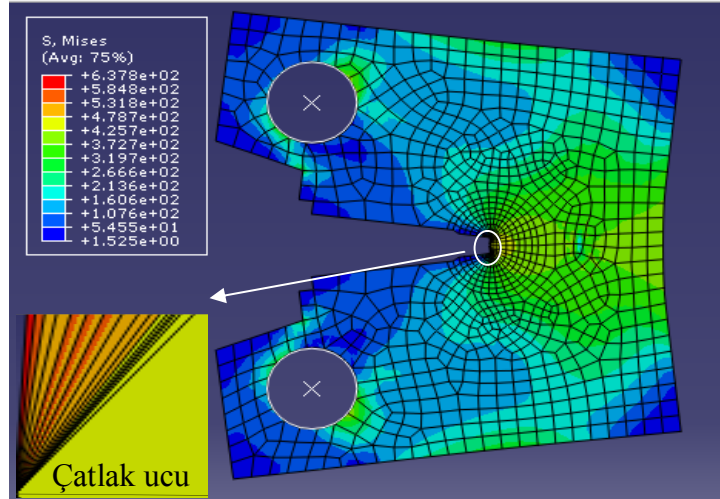
şeklinde ifade edilmektedir. Bu bağıntı kullanılarak J-integralinin formülasyon ve sonlu elemanlar çözümünden elde edilen değerleri ile deneysel δ_5 ve plastik dönme metodundan elde edilen δ_{pl} değerleri arasındaki ilişki araştırılmıştır. CTOD'nin plastik dönme metodu (plastic hinge) kullanılarak belirlenen plastik bileşeni, δ_{pl} , elde edilme metodunun daha kolay anlaşılabilir olması açısından bu çalışmada δ_{ph} şeklinde ifade edilecektir.

BÖLÜM ALTI

ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

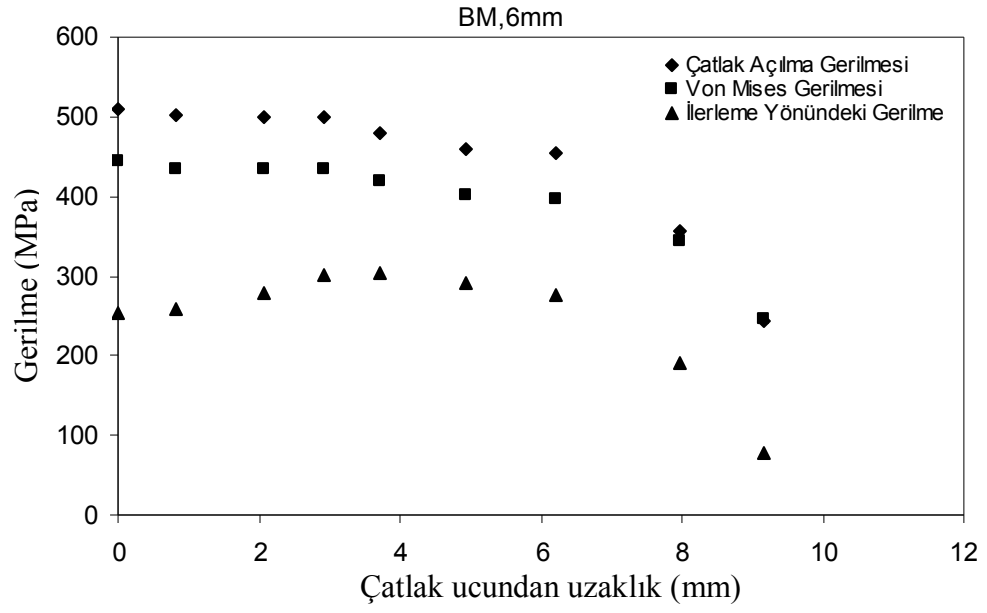
5.1 Çatlak Ucu Gerilme Analiz Sonuçları

Yapılan analizler sonucunda BM, HAZ ve FZ’da yorulma ön çatlaklı açılmış C(T) numunelerde aynı bir CTOD, δ_5 değerine karşılık gelen yük için çatlak ucu gerilme analizleri yapılarak çatlak ucunda gerilme dağılımının nasıl bir değişim gösterdiği araştırılmıştır. Şekil 6.1’de 6 mm kalınlığa sahip BM C(T) numunesinin analiz sonrası gerilme dağılımı görülmektedir.

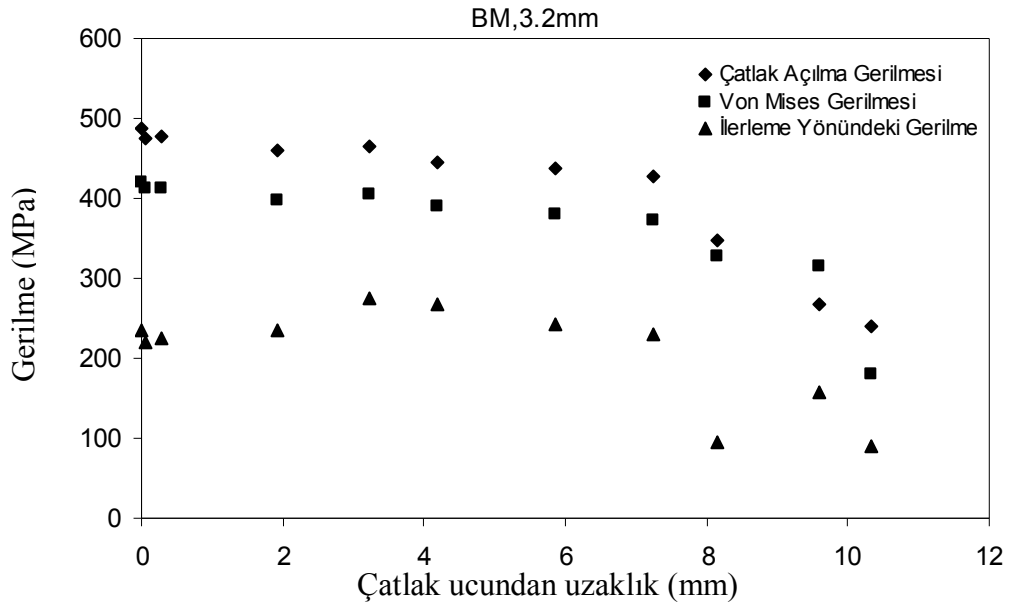


Şekil 6.1 Analiz sonrası BM numunesindeki Von Mises gerilme dağılımı.

Şekilden de anlaşılacağı üzere Von Mises gerilmesinin maksimum değeri çatlak ucundaki çok küçük bir bölgede meydana gelmiştir. Bu bölge, herhangi bir düğüm noktası atanamayacak kadar küçük olduğundan bu noktalarda sadece Von Mises gerilmeleri (637 MPa civarında) belirlenmiştir. Ancak, bu bölgeden sonra düğüm noktası atanabilen bölgelerde çatlak ilerleme eksenine paralel yönde (x eksen yönü) çatlak ucundan uzaklaştıkça Von Mises, çatlak ilerleme yönüne dik (çatlak açılma gerilmesi, σ_y) ve çatlak ilerleme yönüne paralel yönde meydana gelen gerilme (σ_x) dağılımı Şekil 6.2’de görüldüğü gibidir.



a)



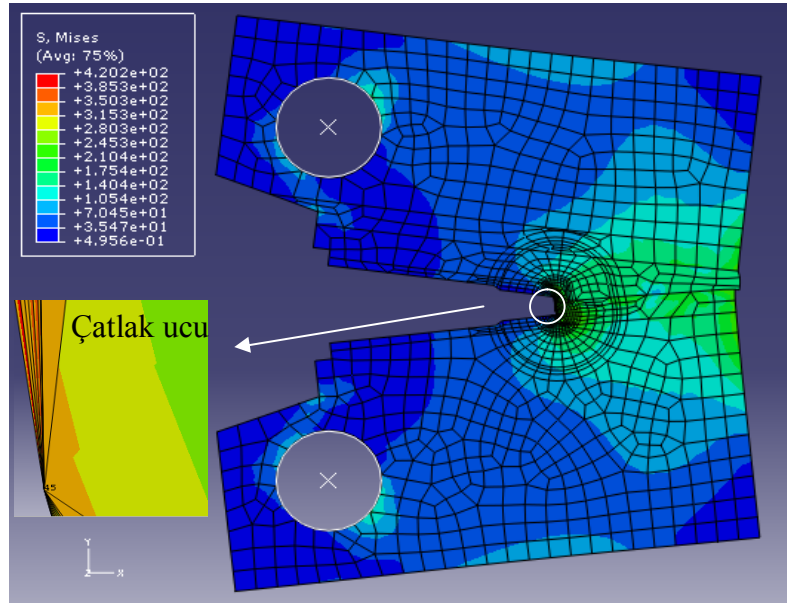
b)

Şekil 6.2 BM'de çatlak ucunda meydana gelen gerilme dağılımı, a) 6 mm, b) 3,2 mm.

Grafikten de anlaşılacağı üzere maksimum gerilmeler çatlak ucuna en yakın bölgede meydana gelmekte ve çatlak ucundan uzaklaştıkça gerilme değeri azalmaktadır. 6 mm kalınlığa sahip BM numunesi için en yüksek çatlak ucu açılma gerilmesi (σ_{yy}) 510 MPa civarında iken, Von Mises gerilmesi (σ_{VM}) 445, çatlak ilerleme eksenine paralel yöndeki gerilme (σ_{xx}) 260 MPa civarındadır. Bu eğilim,

Ping ve ark. (2006), Stoychev ve Kujawski (2008) ve diğer çalışmaların sonuçları ile uyumludur. 3,2 mm kalınlığa sahip BM numunelerinde ise Von Mises gerilmelerinin maksimum değeri çatlak ucu civarında çok küçük bir bölgede meydana gelmiş olup değeri, 600 MPa civarındadır. Düğüm noktası atanabilen çatlak ucu bölgelerinde meydana gelen maksimum gerilmeler $\sigma_{yy}=485$ MPa, $\sigma_{VM}=420$ MPa ve $\sigma_{xx}=235$ MPa civarında tespit edilmiştir. 6 mm kalınlığa sahip numunede meydana gelen gerilme değeri 3,2 mm'lik numunelere göre az bir miktar daha yüksek çıkmıştır. Bunun nedeni yük-CTOD grafiğinden de (Şekil 5.7) görüldüğü üzere, aynı bir CTOD değerinde 6 ve 3,2 mm'lik numunelere uygulanan yük değerlerinin farklı olması olabilir. Çatlak ucunda, çatlak açılma gerilmesinin BM'nin akma gerilmesinden çok daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

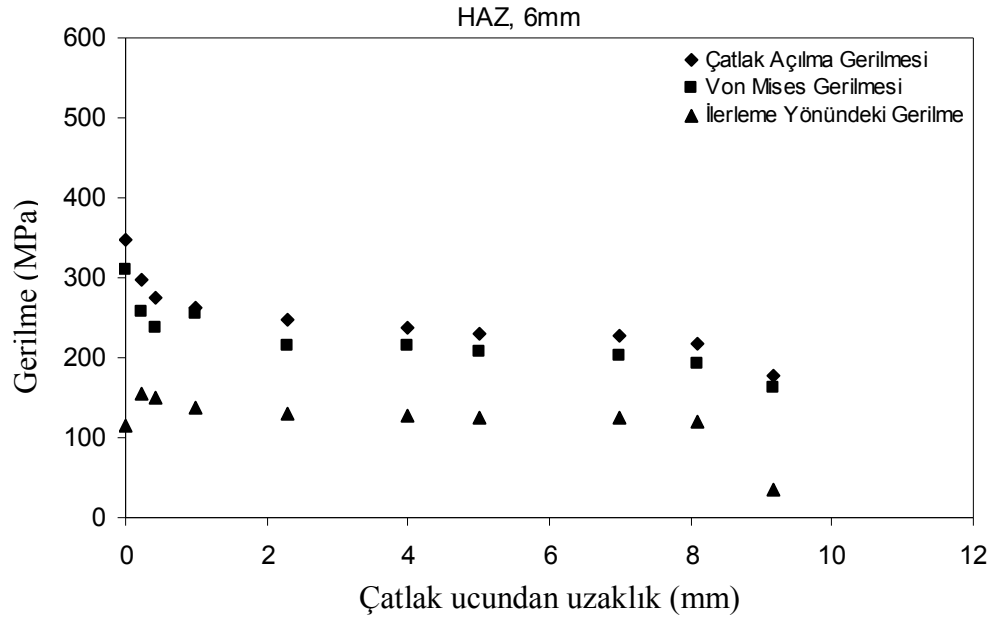
Şekil 6.3'de yorulma ön çatlağının HAZ'da açılması durumunda 6 mm kalınlığa sahip C(T) numunesinde analiz sonucu oluşan gerilme dağılımı görülmektedir.



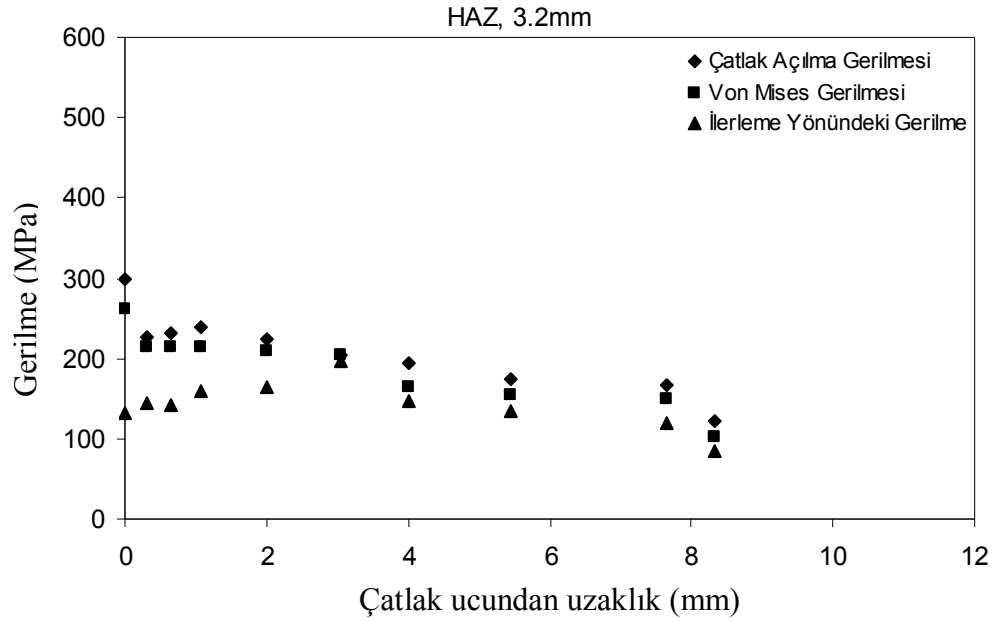
Şekil 6.3 Analiz sonrası HAZ numunesindeki Von Mises gerilme dağılımı.

Von Mises gerilmesinin en büyük değeri çatlak ucu civarında çok küçük bir bölgede meydana gelmiştir ve 6 mm kalınlık için değeri 420 MPa, 3,2 mm kalınlığındaki numuneler için 390 MPa civarındadır. Yorulma ön çatlağının HAZ'da

açılması durumunda 6 ve 3,2 mm kalınlık için çatlak ucundan uzaklığa bağlı olarak gerilme dağılım grafiği Şekil 6.4'te verilmektedir.



a)



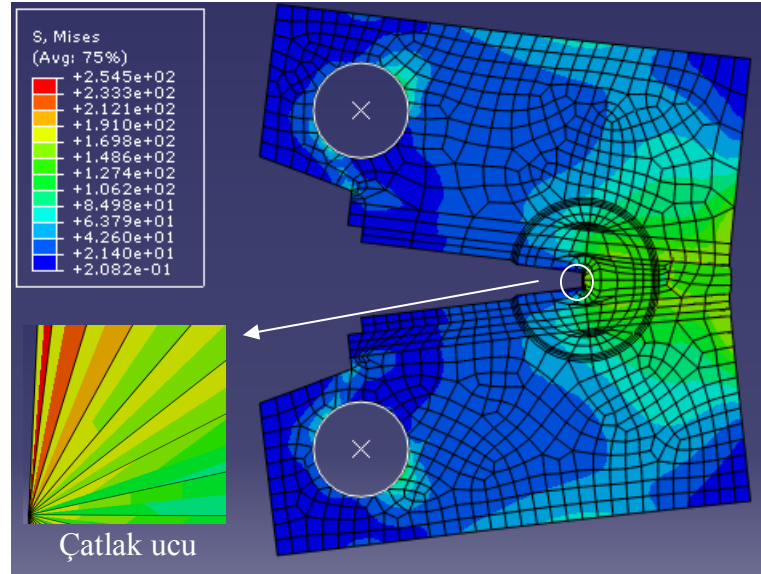
b)

Şekil 6.4 HAZ'da çatlak ucunda meydana gelen gerilme dağılımı, a) 6 mm, b) 3,2 mm.

Grafikten de görüldüğü üzere çatlak ucunda en yüksek gerilme dağılımı gözlenirken çatlak ucundan uzaklaştıkça gerilme değeri azalmaktadır. 6 mm kalınlığa sahip HAZ numunesi çatlak ucu civarında meydana gelen maksimum $\sigma_{yy} = 350$ MPa,

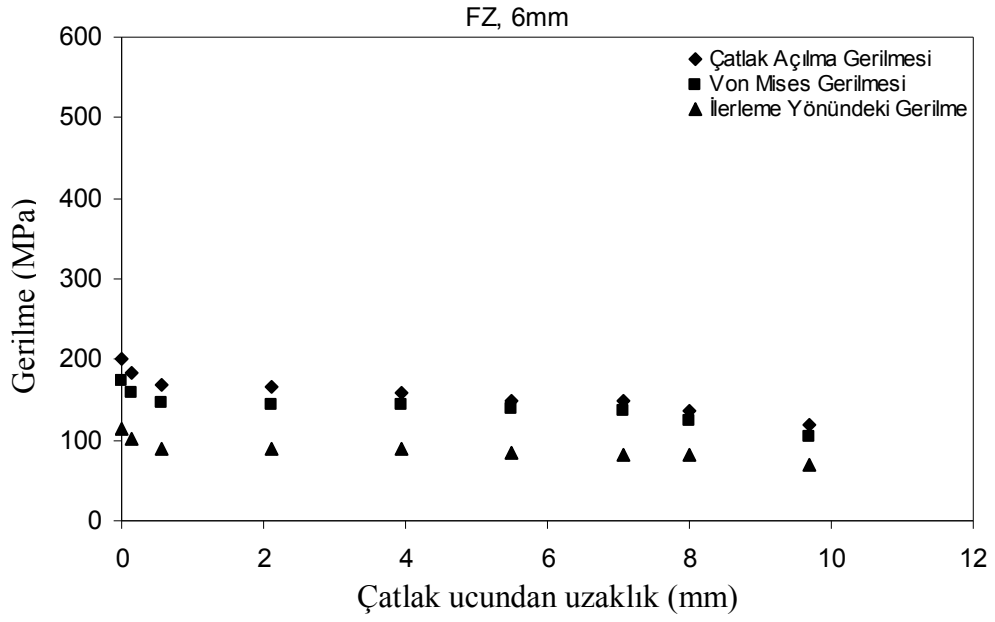
$\sigma_{VM} = 310$ MPa ve $\sigma_{xx} = 115$ MPa civarında olduğu görülmüştür. Çatlak ucunda, çatlak açılma gerilmesi HAZ'ın akma gerilmesinin çok üzerinde değerler almaktadır.

3,2 mm kalınlığa sahip numune için yapılan analiz sonucunda söz konusu bölgedeki en yüksek gerilme değerleri $\sigma_{yy} = 300$ MPa, $\sigma_{VM} = 260$ MPa ve $\sigma_{xx} = 130$ MPa civarında olduğu tespit edilmiştir.

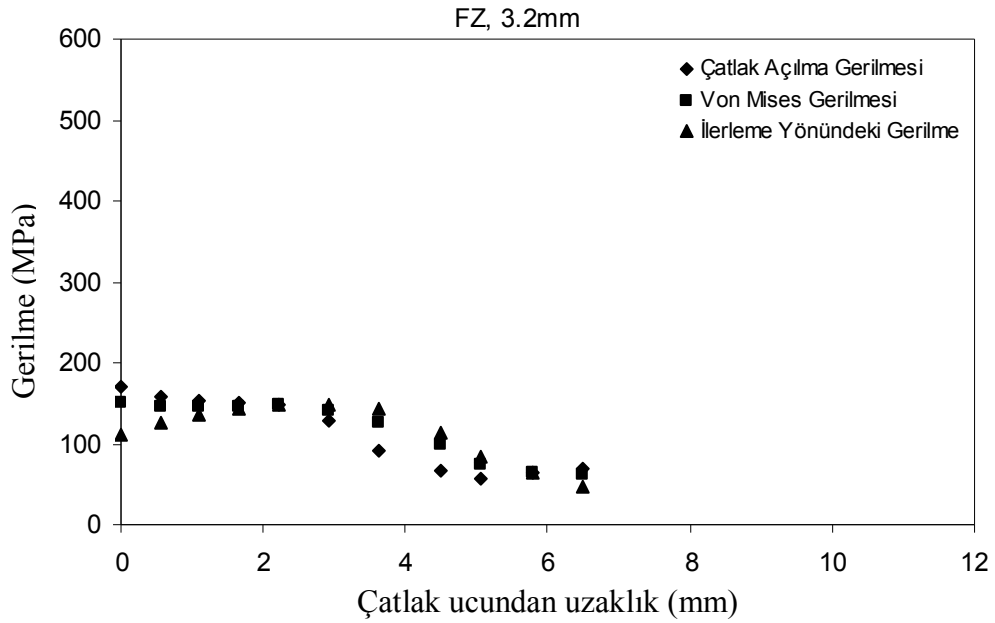


Şekil 6.5 Analiz sonrası FZ numunesindeki Von Mises gerilme dağılımı.

Yorulma ön çatlaklarının FZ'da açılması durumunda 6 mm kalınlık için modellenen C(T) numunesinde analiz sonrası oluşan gerilme dağılım görüntüsü Şekil 6.5'te gösterildiği gibidir. 6 ve 3,2 mm kalınlığındaki numunelerde meydana gelen en büyük Von Mises gerilmeleri çatlak ucu bölgesinde çok küçük bir bölgede oluşmuştur ve 6 mm kalınlığındaki numuneler de bu değer 255 MPa, 3,2 mm kalınlığa sahip numunelerde ise 235 MPa civarındadır. Şekil 6.6'da FZ için çatlak ucundaki gerilme dağılımı grafik şeklinde verilmiştir. Görüldüğü üzere 6 mm kalınlığa sahip numunelerde çatlak ucunda meydana gelen maksimum gerilmelerin $\sigma_{yy}=200$ MPa, $\sigma_{VM}=175$ MPa ve $\sigma_{xx}=115$ MPa civarında olduğu, 3,2 mm kalınlık için ise bu değerlerin $\sigma_{yy}=170$ MPa, $\sigma_{VM}=151$ MPa ve $\sigma_{xx}=110$ MPa şeklinde değiştiği tespit edilmiştir.



a)



b)

Şekil 6.6 FZ'de çatlak ucunda meydana gelen gerilme dağılımı, a) 6 mm, b) 3,2 mm.

Aynı bir CTOD değeri için yapılan gerilme analizi sonuçlarına göre çatlak ucundan uzaklaştıkça gerilmenin de azaldığı ve en yüksek çatlak açılma gerilmesinin BM'de, en düşük gerilmenin ise FZ'de olduğu belirlenmiştir. Çatlak açılma gerilmesinin, çatlağın bulunduğu bölgenin akma gerilmesinden çok daha büyük olduğu ve çatlak ucundan uzaklaştıkça azaldığı tespit edilmiştir. 6 ve 3,2

mm'lik kalınlığa sahip numunelerin çatlak ucunda birbirine yakın gerilme değerlerine sahip olduğu görülmüş olup bunun nedeni, kırılma tokluğu deneylerinde aynı bir CTOD değerine, Şekil 5.7'den de görüleceği üzere, her bir bölge için yapılan deneylerde (BM, HAZ ve FZ) farklı yük değerlerinde ulaşabilmesi olabilir. Aynı bir CTOD değeri için en yüksek yük 6 mm kalınlığındaki BM numunelerine uygulanırken en düşük yük, 3,2 mm'lik FZ numunelerine uygulanmaktadır.

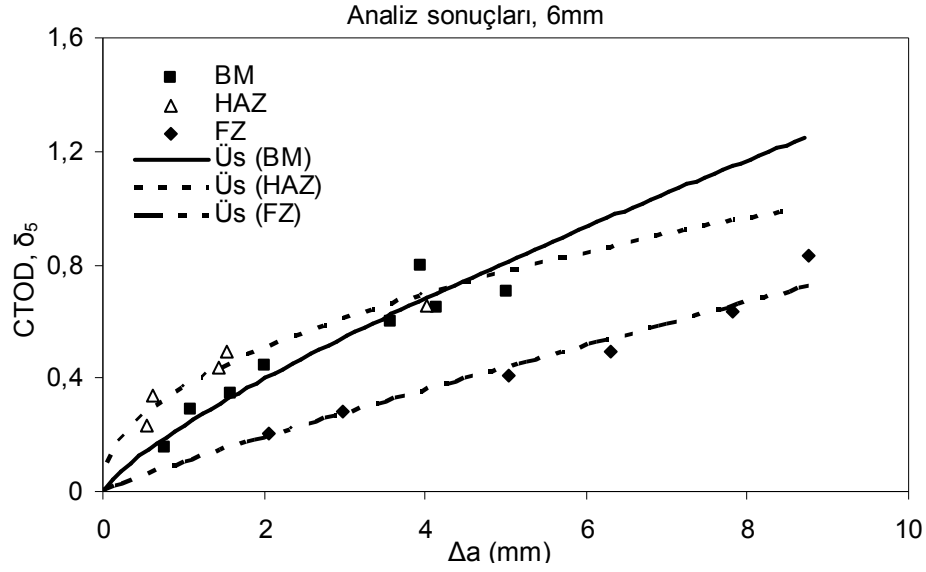
5.2 Analiz Sonuçları ile Deneysel CTOD, δ_5 Değerlerinin Karşılaştırılması

Lazer kaynaklı 6013 alaşımının kırılma direncine mukavemet uyumsuzluğunun CTOD, δ_5 açısından etkisi araştırılmıştır. Bu nedenle, iki farklı kalınlıktaki (6 ve 3,2 mm) kaynaklı ve kaynaklı C(T) numuneleri, yorulma ön çatlaklarının açıldığı her bir bölge (BM, HAZ ve FZ) için sonlu elemanlar yazılımında modellenmiştir. Açılan yorulma ön çatlaklarının 2,5 mm sağındaki ve solundaki düğüm noktaları (node) belirlenerek analiz sonrası bu düğüm noktalarının, değişik çatlak uzunlukları için yükün uygulandığı doğrultudaki yer değiştirme miktarları tespit edilmiştir. Bu iki değerlerin toplamının, o noktalardaki δ_5 clip gauge ile deneysel olarak ölçülen CTOD, δ_5 değerlerine eşit olması gerekmektedir. Elde edilen bu değerler ile deneysel olarak elde edilen CTOD, δ_5 değerlerinden, CTOD, δ_5 - Δa direnç eğrileri oluşturularak 6013 alaşımının kırılma tokluğu CTOD, δ_5 açısından incelenmiştir.

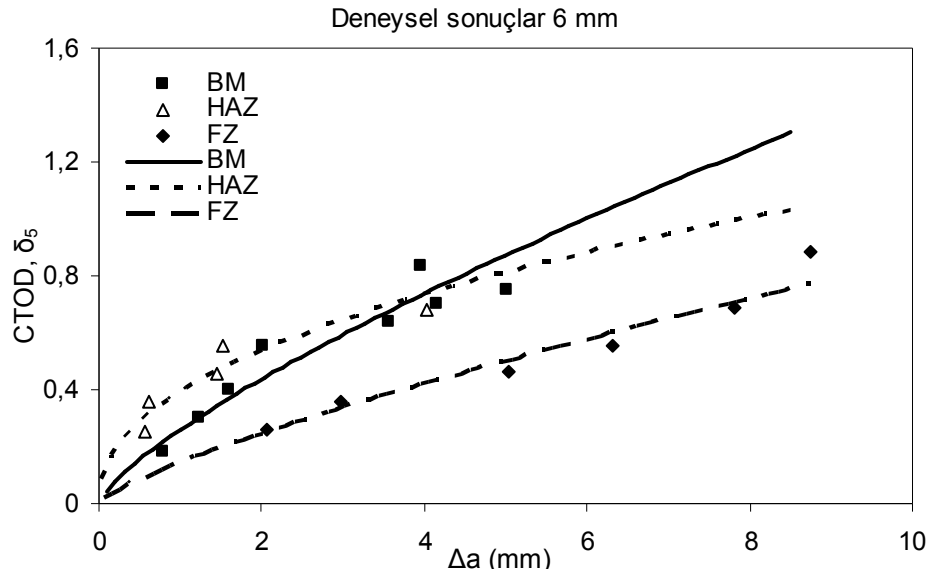
Şekil 6.7'de, 6 mm kalınlığa sahip 6013 alaşımının sonlu elemanlar analizi ve deneysel sonuçlarından elde edilen elde edilen CTOD, δ_5 direnç eğrileri karşılaştırılmış ve mukavemet uyumsuzluğunun CTOD, δ_5 açısından kırılma tokluğuna etkisi üç ayrı bölge için (BM, HAZ ve FZ) verilmiştir.

Küçük Δa değerlerinde, CTOD, δ_5 ile Δa doğru orantılı olarak artarken daha büyük Δa değerlerinde bu oran bozulmuş, kırılma direncindeki artış azalarak değişim eğrisel bir hal almıştır. Yorulma ön çatlak ucunun körelmesi esnasında oluşan ve söz konusu doğrusal artışı karakterize eden doğruya çatlak köreltme doğrusu (blunting line) adı verilir. BM ve HAZ bölgesinde çatlak körelmesine ve küçük Δa değerleri için çatlak ilerlemesine karşı direnç artarken, FZ bölgesinde böyle bir direnç artışı

gözlenmemiştir. Bu durum BM ve HAZ'ın FZ'ye göre daha plastik bir kırılma davranışı gösterdiği şeklinde yorumlanabilir.



a)



b)

Şekil 6.7 Mukavemet uyumsuzluğunun 6013 alaşımının CTOD, δ_5 direnç eğrisine etkisi, a) analiz sonuçları, b) deneysel sonuçlar.

4 mm'lik çatlak ilerleme değerinden daha büyük, aynı bir Δa değeri baz alındığında çatlak ilerlemesine karşı en büyük direnci BM, en küçük direnci ise FZ numuneleri göstermektedir. Grafiklerden de görüldüğü üzere mukavemet uyumsuzluğu, yorulma ön çatlaklarının HAZ ve FZ'de açıldığı numunelerde kırılma

direncini düşürücü bir etki göstermiştir. Bu etki uyumsuzluk oranına bağlı olarak değişmektedir. BM ile FZ numuneleri arasındaki mukavemet uyumsuzluk oranı $M=0,4$ civarında iken, BM ile HAZ numuneleri arasındaki uyumsuzluk oranı yaklaşık $M=0,6$ civarındadır. Bu oranlar göz önüne alındığında, $M<1$ için mukavemet uyumsuzluk oranı azaldıkça kırılma tokluğunun da azaldığı tespit edilmiştir.

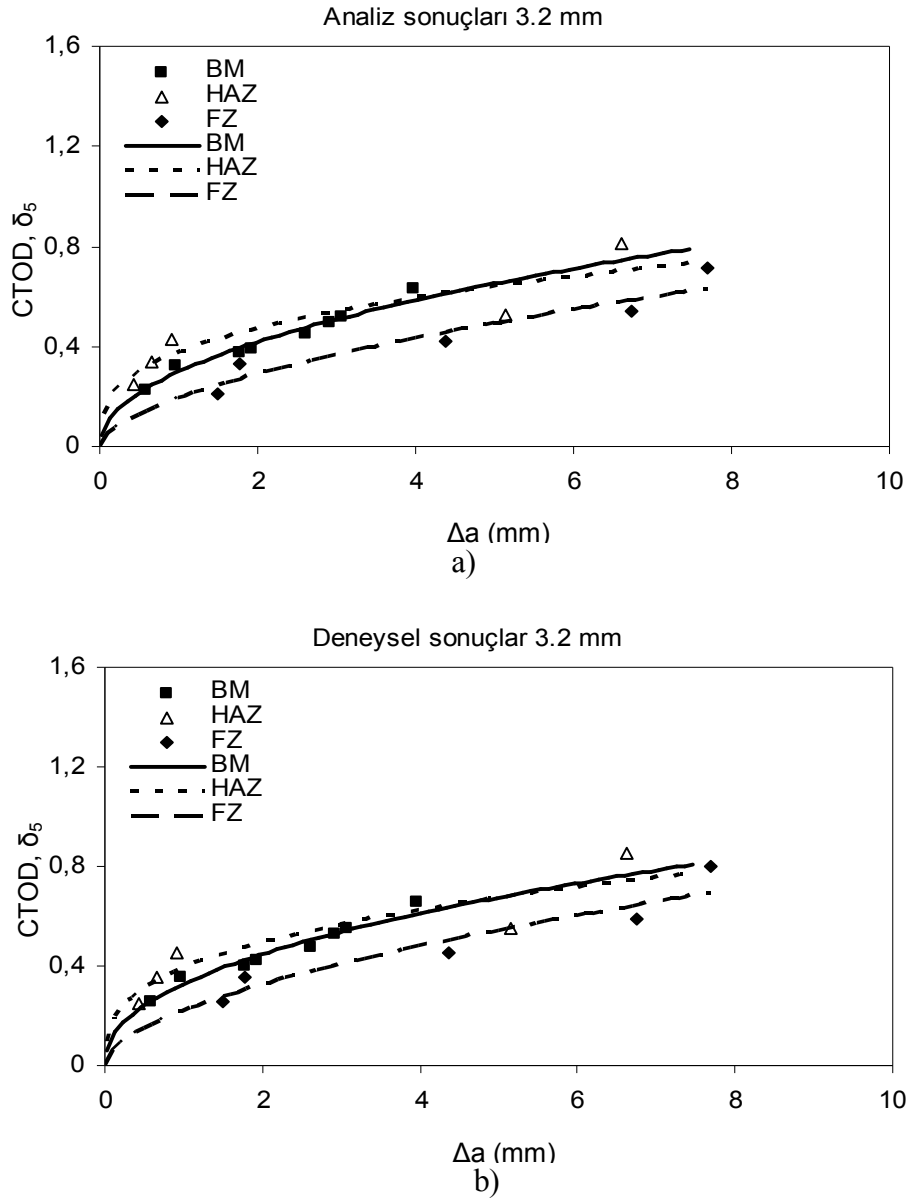
HAZ bölgesinin kırılmaya karşı göstermiş olduğu direncin, çatlak ilerlemesinin 4 mm civarındaki değerlerine kadar BM'nin kırılma direncinden daha yüksek olmasının nedeni, HAZ bölgesi akma ve çekme mukavemetleri arasındaki farkın, BM ve FZ bölgelerinin akma ve çekme mukavemetleri arasındaki farktan daha fazla olması dolayısıyla, bu bölgenin daha plastik bir davranış sergilemesi şeklinde yorumlanabilir. Bu değerden sonra BM daha yüksek bir kırılma tokluğu davranışı sergilemiştir.

Çatlak ilerlemesinin 4 mm olmadan önceki herhangi bir Δa değerinde en büyük kırılma direncini HAZ numuneleri gösterirken en küçük kırılma direncini FZ numuneleri göstermektedir. FZ numunelerinin çatlak oluşumuna olan direnci analiz sonuçlarına göre çok düşüktür. Ancak deneysel sonuçlarda az da olsa gözle görülür bir direnç vardır. Baz malzeme çatlak ilerlemesine karşı en ideal direnci göstermektedir.

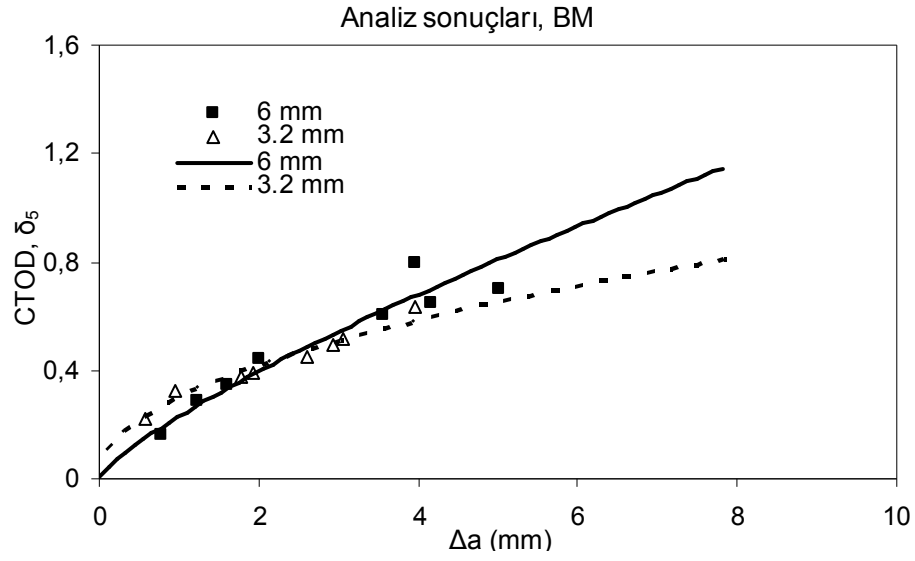
Analiz sonuçlarından elde edilen δ_5 direnç eğrileri eğilimi deneysel olarak elde edilen δ_5 direnç eğrileri ile genel olarak benzer eğilimi gösterse de analiz sonuçlarından elde edilenler %10-15 civarında daha düşük değerlerde elde edilebilmektedir. Analiz sonuçlarından elde edilen δ_5 değerlerinin kırılma tokluğu testinde ölçülen δ_5 değerlerinden daha düşük çıkmasının nedeni analizde göz önüne alınmayan kararlı çatlak uzaması olarak düşünülebilir. Bu durum Nikishkov, Heerens ve Schwalbe, (1999) tarafından da benzer şekilde açıklanmaktadır.

Şekil 6.8'de, 3,2 mm kalınlık için analiz sonuçları ve deneysel sonuçlar her bir bölge için verilmiştir. Mukavemet uyumsuzluğu en büyük etkiyi yorulma çatlağının

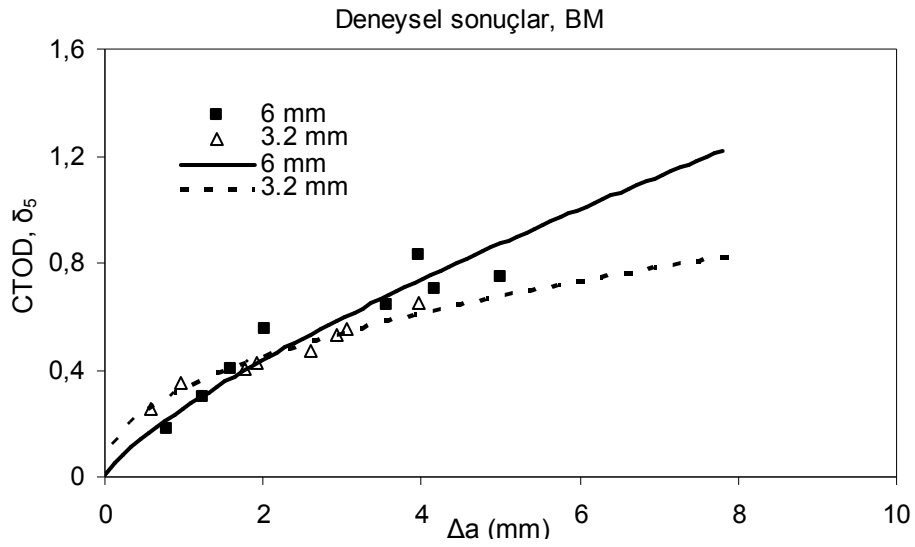
FZ'den açılması durumunda göstermiştir ve çatlak ilerlemesine karşı en az direnci FZ numuneleri göstermiştir. En büyük çatlak ilerleme direncini ise yaklaşık 5 mm çatlak ilerleme değerine kadar HAZ bölgesi, daha büyük Δa değerleri için BM göstermektedir. Bu sınır 6 mm kalınlığa sahip numuneler için 4 mm civarı idi. Her üç bölge için de çatlak başlangıcına olan direncin gözle görülür seviyelerde olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 6.8 Mukavemet uyumsuzluğunun 6013 alaşımında CTOD, δ_5 direnç eğrisine etkisi, a) analiz sonuçları, b) deneysel sonuçlar.



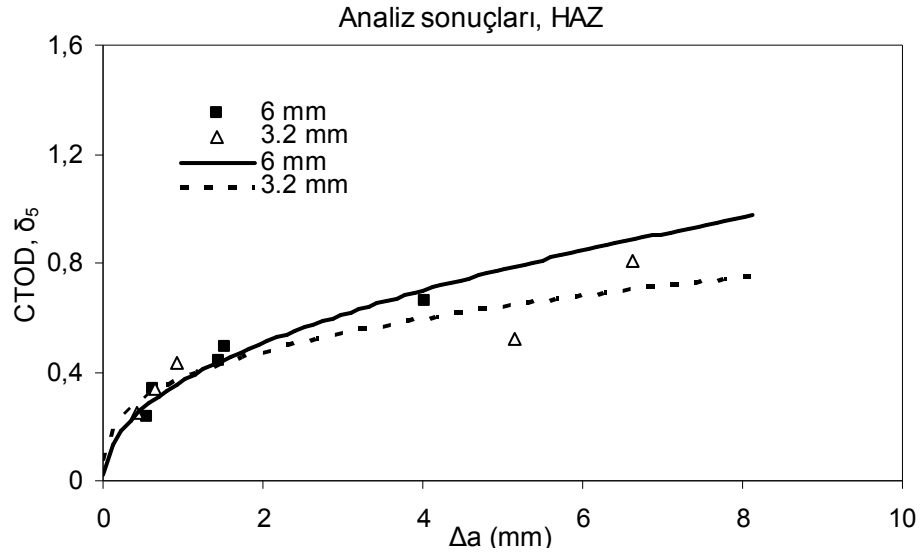
a)



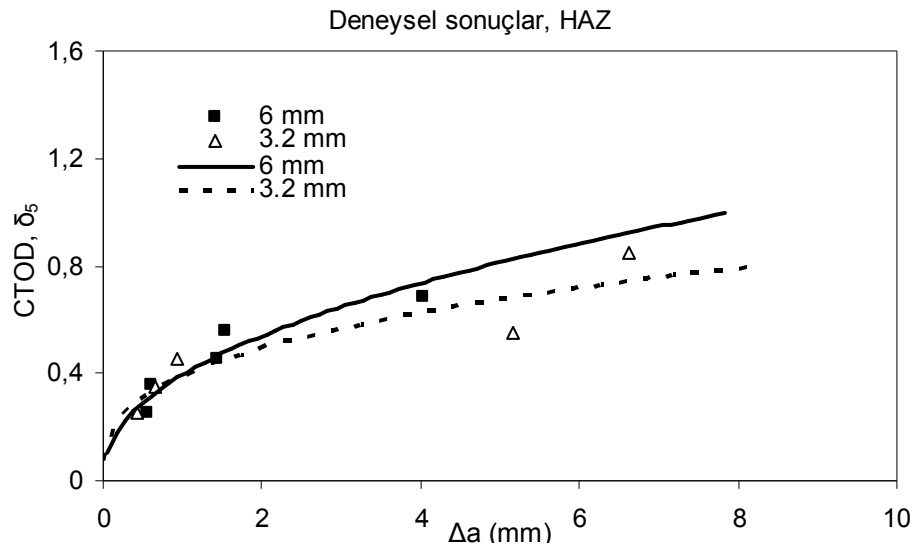
b)

Şekil 6.9 Kalınlık değişiminin BM’de kırılma tokluğuna etkisi a) analiz sonuçları, b) deneysel sonuçlar.

Şekil 6.9’da 6 ve 3,2 mm kalınlığındaki BM’nin sonlu elemanlar ve deneysel sonuçlarının karşılaştırılması verilmiştir. Görüldüğü üzere 2 mm’lik çatlak ilerleme değeri civarına kadar 3,2 mm kalınlığa sahip numunelerin kırılmaya karşı direncinin daha fazla olduğu, bu değerden sonra ise 6 mm’lik kalınlığa sahip numunenin kırılma direncinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Sonlu elemanlar analizi ve deneysel sonuçlar birbirine iyi bir uyum sağlamıştır.



a)

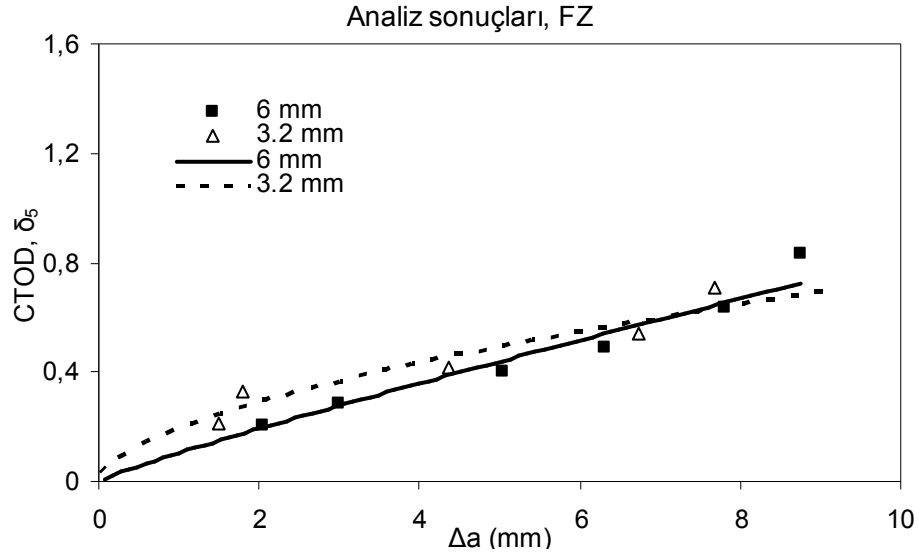


b)

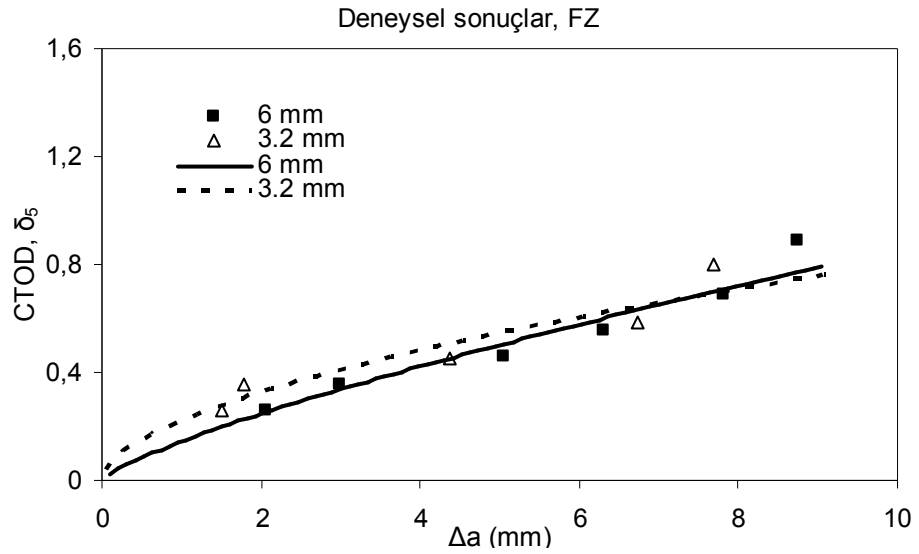
Şekil 6.10 Kalınlık değişiminin HAZ'da kırılma tokluğuna etkisi
a) analiz sonuçları, b) deneysel sonuçlar.

Şekil 6.10, yorulma ön çatlaklarının HAZ'da olması durumunda, iki farklı kalınlık için mukavemet uyumsuzluğunun CTOD, δ_5 direnç eğrisine etkisini göstermektedir. Şekle bakıldığında analiz sonuçları ile deneysel sonuçların benzer bir eğilim gösterdiği görülmektedir. Küçük Δa değerlerinde, çatlak ilerlemesine karşı 3,2 mm kalınlığındaki numuneler yaklaşık olarak aynı direnci gösterirlerken Δa değerinin 1

mm civarında olması durumunda 6 mm kalınlığa sahip numuneler çatlak ilerlemesine karşı daha fazla direnç göstermişlerdir.



a)

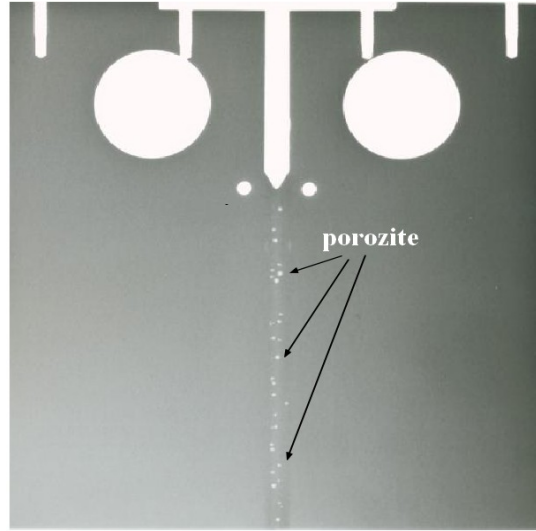


b)

Şekil 6.11 Kalınlık değişiminin FZ'de kırılma tokluğuna etkisi, a) analiz sonuçları, b) deneysel sonuçlar.

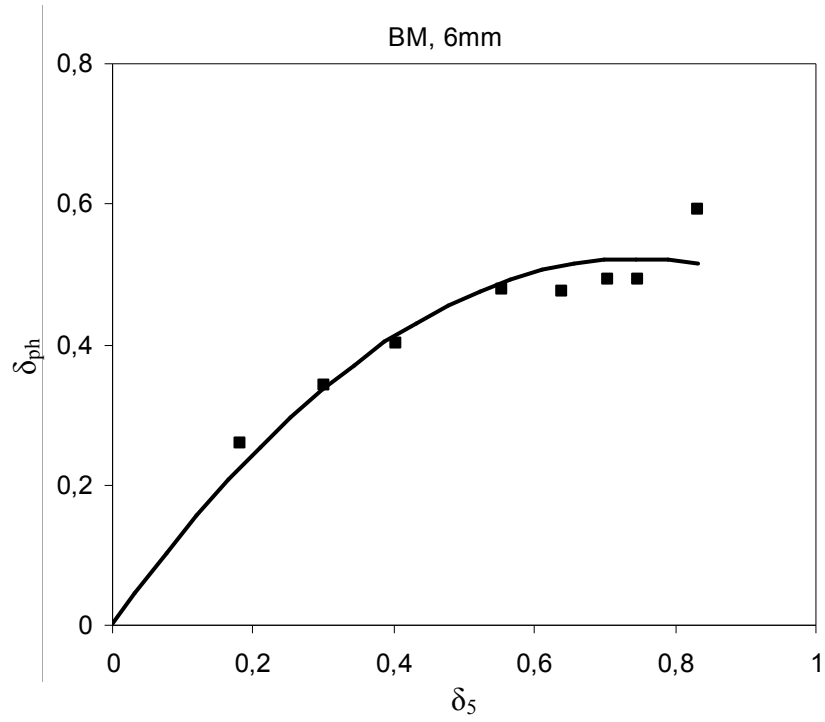
Şekil 6.11'de yorulma ön çatlakının FZ'de açılması durumunda iki farklı kalınlık için yapılan karşılaştırmada, 3,2 mm kalınlığa sahip numunelerin, 6 mm kalınlığa sahip numunelerden 7 mm'lik Δa değeri civarına kadar daha yüksek kırılma direnci gösterdiği, bu değerden sonra ise 6 mm kalınlığa sahip numunenin daha fazla kırılma

direnci gösterme eğiliminde olduğu belirlenmiştir. Bunun nedeni kalınlığın artmasıyla birlikte kaynak dikişinin daha fazla miktar ve boyutta porozite içermesi olasılığının artması, dolayısıyla da çatlakın daha kolay ilerlemesi olabilir. Şekil 6.12’de lazer kaynaklı bir alüminyum alaşımının kaynak dikişi boyunca içerdiği poroziteler gösterilmektedir. Porozitenin varlığı numunenin yük taşıyan net kesit alanını azaltır, böylece de çatlak ilerlemesini yani malzemenin çatlakla gösterdiği direnci azaltır.

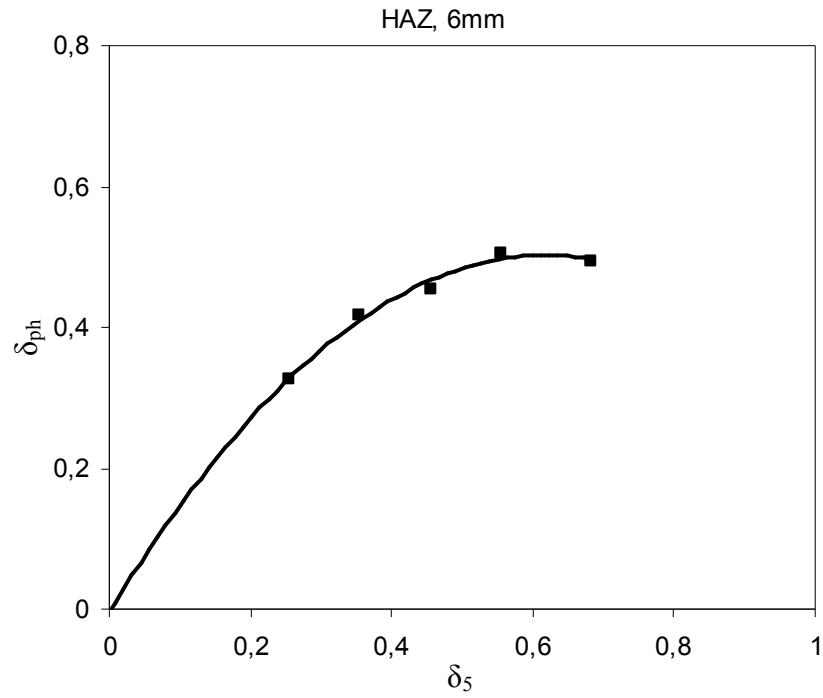


Şekil 6.12 Lazer kaynaklı bir Al alaşımının kaynak dikişinde oluşan poroziteli yapı (Pakdil, 2005).

Her bir bölge için plastik dönme metodu ile plastik dönme faktörü, r_p , 0,4 alınarak elde edilen CTOD, (δ_{ph}) değerleri ile deneysel CTOD, (δ_5) değerleri karşılaştırılarak aralarında ilişki araştırılmıştır. Şekil 6.13’de BM (6 mm) için elde edilen δ_{ph} - δ_5 grafiği verilmiştir. Grafikten görüldüğü üzere δ_{ph} ile δ_5 değerlerinin 0,4 mm civarına kadar doğru orantılı bir değişim gösterdiği ve δ_{ph} değerlerinin δ_5 değerlerinden daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Ancak bu değerden sonra δ_{ph} değerlerindeki artış miktarının düştüğü ve δ_5 değerlerinin daha büyük olduğu görülmektedir. Bunun nedeni δ_5 ölçme aparatı ile yorulma ön çatlakından toplam 5 mm’lik mesafedeki noktalardan ölçüm yapılabilmesi, dolayısıyla ölçülen CTOD, δ_5 değerlerinin tam çatlak ucundaki kesin değerler olmaması şeklinde yorumlanabilir.

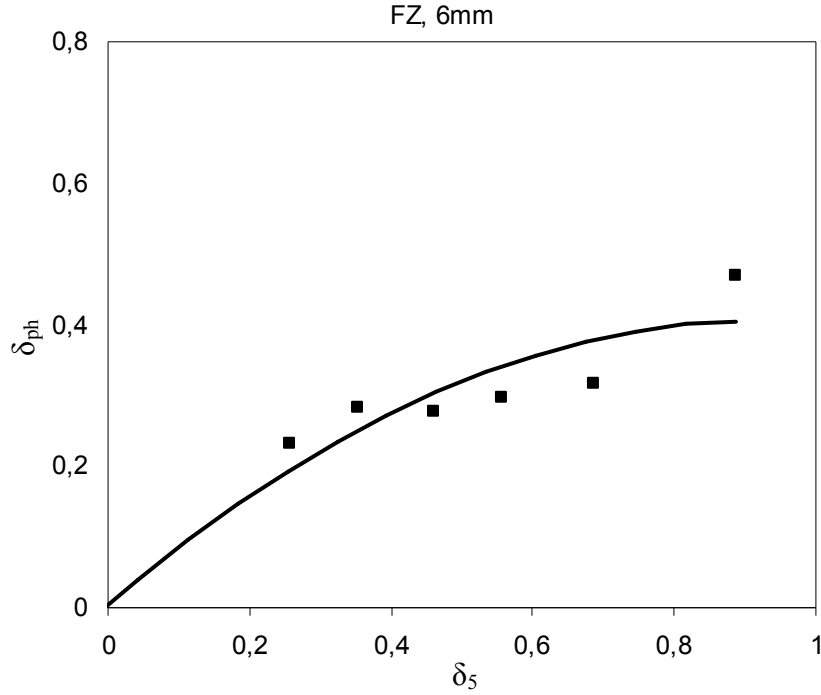


Şekil 6.13 BM numunesinde δ_{ph} ile δ_5 arasındaki ilişki (6mm).



Şekil 6.14 HAZ numunesinde δ_{ph} ile δ_5 arasındaki ilişki (6mm).

Şekil 6.14'te, yorulma ön çatlakının HAZ'da olması durumunda 6 mm kalınlığa sahip numunelerin kırılma tokluğu deneylerinden elde edilen δ_5 ile plastik dönme metodundan elde edilen δ_{ph} arasındaki ilişki gösterilmektedir. Görüldüğü üzere bu bölge için deneysel δ_5 ile δ_{ph} doğrusal bir artış eğilimi göstermiş olmasına rağmen δ_5 değerleri 0,25 mm civarından sonra δ_{ph} değerlerinden daha yüksektir.

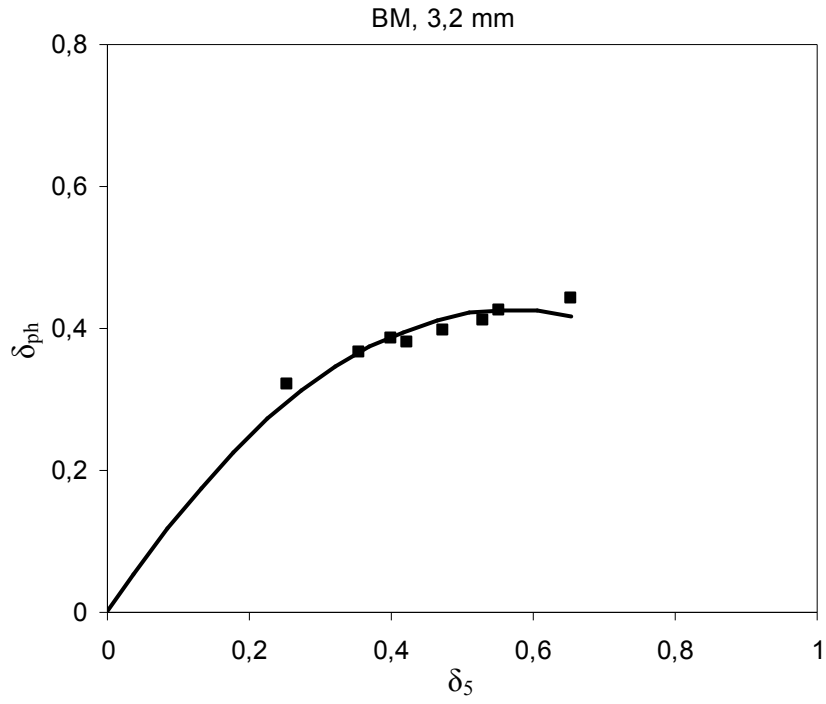


Şekil 6.15 FZ numunesinde δ_{ph} ile δ_5 arasındaki ilişki (6mm).

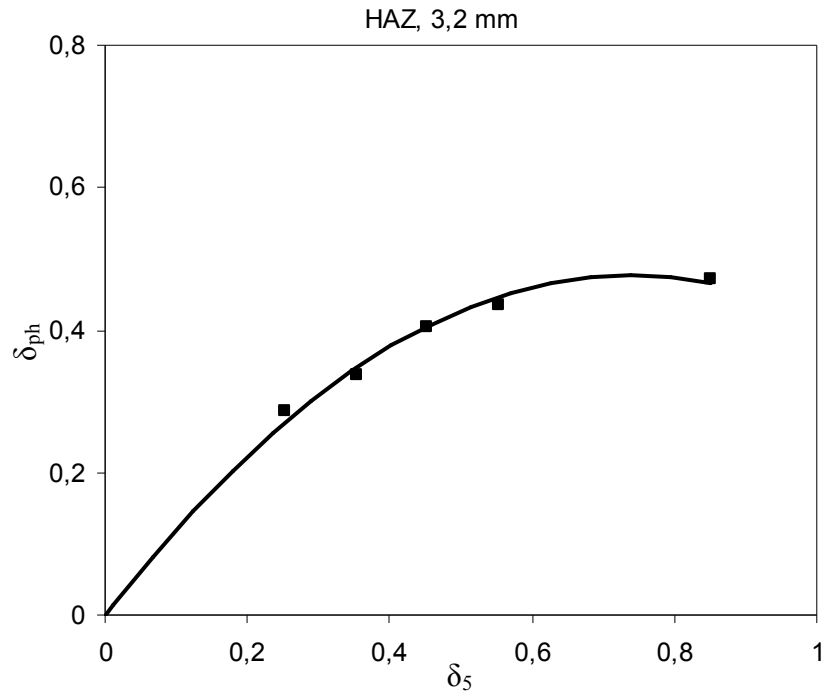
Şekil 6.15'de 6 mm kalınlığa sahip FZ numuneleri için δ_5 ile δ_{ph} arasında ilişki gösterilmektedir. Çok küçük CTOD değerleri için δ_5 ile δ_{ph} birbirlerine yakın değerler alırken, artan δ_5 değerlerine karşılık δ_{ph} değerlerindeki artış çok daha az olarak gerçekleşmiştir.

Şekil 6.16'da 3,2 mm kalınlığa sahip BM numuneleri için δ_5 ile δ_{ph} arasındaki ilişki gösterilmektedir. Çatlak başlangıcı sırasındaki çok küçük Δa aralığında ölçülen δ_5 değerleri, plastik dönme metodundan elde edilen δ_{ph} değerlerinden daha düşüktür. Ancak, Δa değerlerinin artmasıyla birlikte aradaki fark azalmakta ve δ_5 değerleri daha büyük çıkma eğilimi göstermektedir. Şekil 6.17 ve Şekil 6.18'de verilen

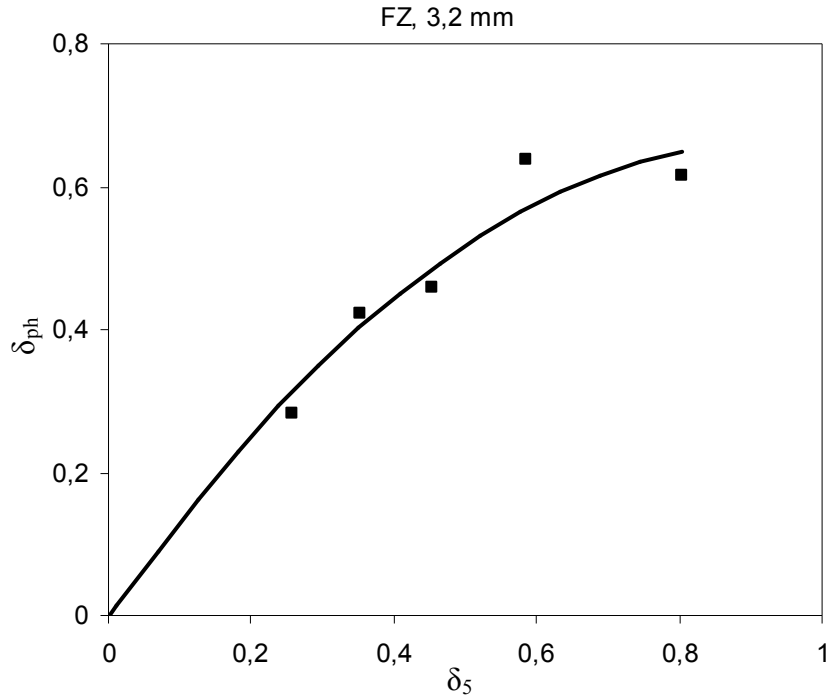
grafiklere göre 3,2 mm kalınlığa sahip HAZ ve FZ numunelerinde de BM'ye benzer bir eğilim görülmektedir.



Şekil 6.16 BM numunesinde δ_{ph} ile δ_5 arasındaki ilişki (3,2 mm).



Şekil 6.17 HAZ numunesinde δ_{ph} ile δ_5 arasındaki ilişki (3,2 mm).



Şekil 6.18 FZ numunesinde δ_{ph} ile δ_5 arasındaki ilişki (3,2 mm).

Deney sırasında lokal olarak doğrudan CTOD değerlerinin ölçülmesi metodu (δ_5 clip gauge) ile plastik dönme metodundan ölçülen CTOD değerleri çok küçük Δa değerlerinde uyumlu sonuçlar verirken artan Δa değerlerinde aradaki fark açılmakta ve δ_5 değerleri, grafiklerden de (FZ, 6 mm) görüleceği üzere, maksimum %50 civarında yüksek çıkmaktadır.

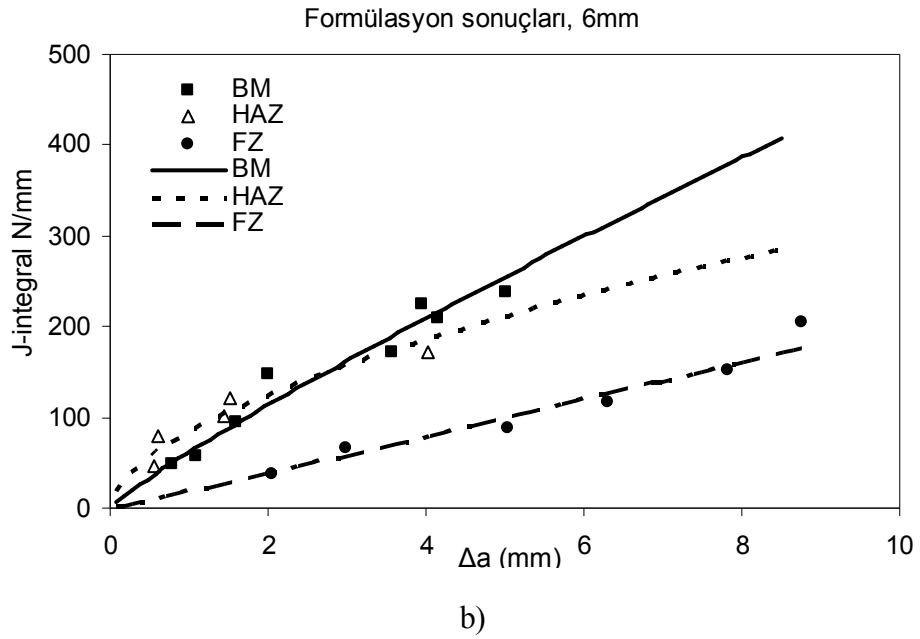
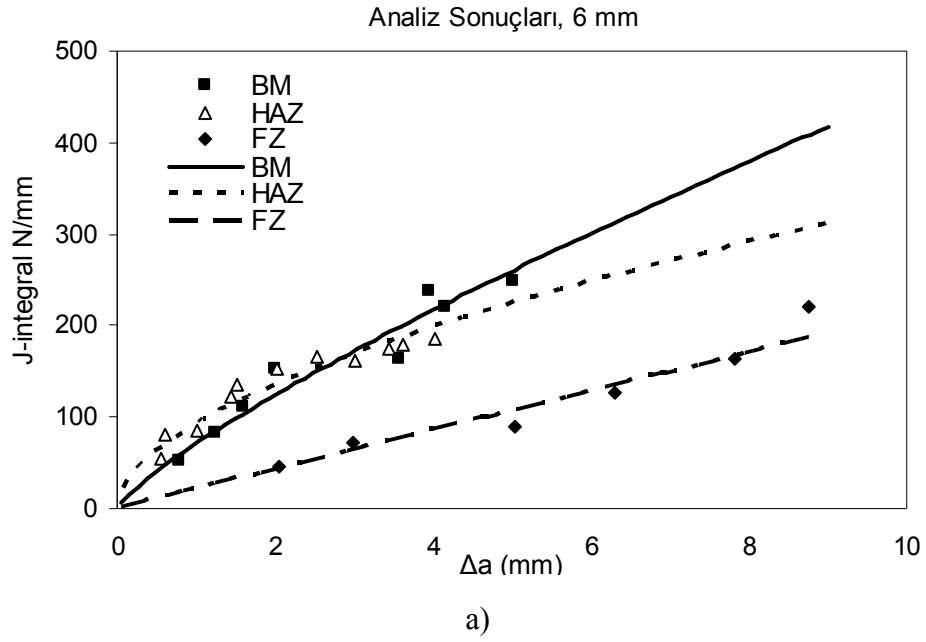
5.3 J-İntegral Analitik Çözüm ve Analiz Sonuçlarının Karşılaştırılması

Lazer kaynaklı 6013 alaşımının kırılma direncine mukavemet uyumsuzluğunun J-integrali açısından etkisi araştırılmıştır. Bunun için iki farklı kalınlıktaki (6 ve 3,2 mm) kaynaklı ve kaynaklı C(T) numuneleri, yorulma ön çatlaklarının sırasıyla BM, HAZ ve FZ bölgelerinde açılması durumları için sonlu elemanlar yazılımında modellenerek değişik çatlak uzunluklarındaki J-integral değerleri tespit edilmiştir. Bu değerler ile deneysel olarak elde edilmiş yük-CMOD eğrisi altında kalan plastik alan kullanılarak formülasyonlar yardımıyla hesaplanan J-integral değerlerinin, Δa 'ya bağlı olarak değişim grafikleri, J – Δa direnç eğrileri, oluşturularak karşılaştırılmıştır.

Şekil 6.19’da sonlu elemanlar analiz ve formülasyon çözümünden elde edilen J-integrali değerleri kullanılarak, 6 mm kalınlığa sahip 6013 alüminyum alaşımında mukavemet uyumsuzluğunun kırılma tokluğuna J-integrali açısından etkisi verilmiştir.

Grafiklerden de görüleceği üzere çatlak ilerlemesine karşı en fazla direnci BM en az direnci ise FZ numuneleri göstermiştir. HAZ numunelerinin kırılma direncinin her iki yöntemde de 2,5 mm’lik çatlak ilerlemesi civarına kadar BM’den daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Bunun nedeni, HAZ’ın akma ve çekme mukavemetleri arasındaki farkın, BM ve FZ’nin akma ve çekme mukavemetleri arasındaki farktan daha fazla olması nedeniyle bu bölgenin daha geniş bir aralıkta daha plastik bir davranış sergilemesi, çatlağın ilk oluşumuna ve küçük Δa değerlerindeki çatlak ilerlemesine karşı göstermiş olduğu direncin artmasına neden olduğu şeklinde yorumlanabilir.

Küçük Δa değerlerinde, HAZ numunelerinin kırılma direnci Δa ile doğru orantılı olarak artmakta olup belirli bir değerden sonra J-integralindeki artış miktarında azalma olurken çatlak ilerleme değeri artmaktadır, bir başka ifade ile kırılmaya karşı olan direnç azalmaktadır.



Şekil 6.19 Mukavemet uyumsuzluğunun 6013 alaşımının kırılma tokluğuna etkisi, a) analiz sonuçları , b) formülasyon sonuçları.

Çatlak oluşumuna ve çatlak ilerlemesine karşı en az direnci FZ numuneleri ve en çok direnci ise BM numuneleri göstermiştir. BM ile HAZ ve FZ numuneleri arasındaki ($M < 1$ için) mukavemet uyumsuzluk oranı küçüldükçe kırılma tokluğunun da azaldığı tespit edilmiştir.

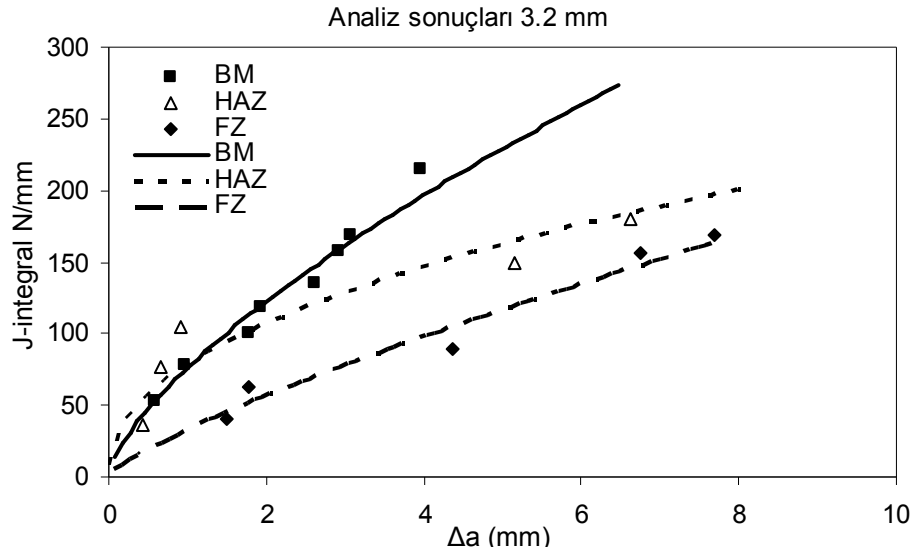
Formülasyon çözümlerinden elde edilen J- direnç eğrileri analiz sonuçlarını destekler nitelikte bir uygunluğa sahiptir. Analiz sonuçları, formülasyon sonuçlarından %5-8 civarında daha yüksek çıkma eğilimindedir.

Şekil 6.20’de, 3,2 mm kalınlık için sonlu elemanlar ve formülasyon çözümlerinden elde edilen J direnç eğrileri verilmiştir.

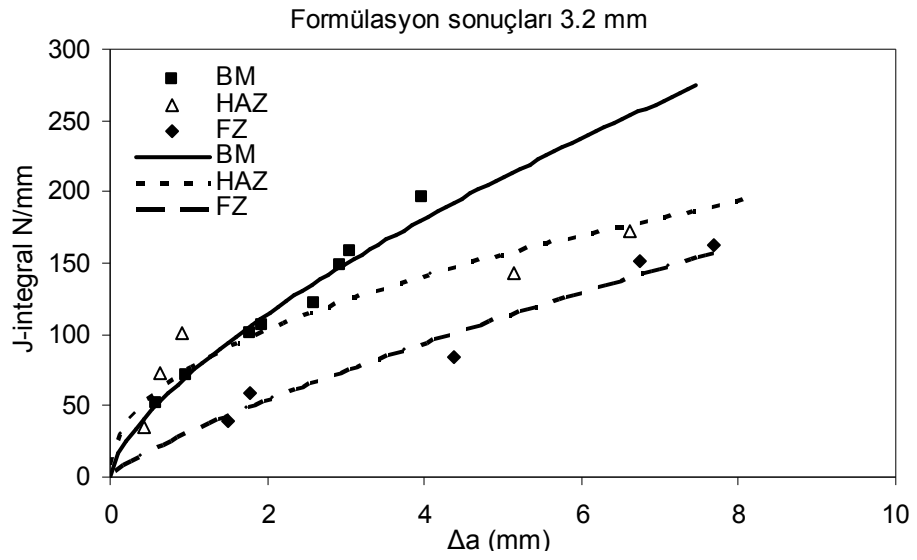
Bu sonuçlara göre en yüksek kırılma direncini BM, en düşük kırılma direncini ise FZ göstermiştir. HAZ bölgesinin kırılmaya gösterdiği direnç, 1,5 mm’lik çatlak ilerlemesi civarına kadar BM’den daha yüksektir. Fakat, 6 mm ile karşılaştırıldığında bu artış çok belirgin değildir. Kalınlığın azalması, söz konusu aralıkta J-integral değerini azaltmış olabilir. 3,2 mm kalınlıklı FZ bölgesi analiz ve formülasyon sonuçlarında başlangıçta az da olsa çatlak ilerlemesine karşı doğrusal bir direnç tespit edilmiştir. Sonlu elemanlar analizleri ve formülasyondan elde edilen J direnç eğrileri benzer bir eğilim göstermektedir.

Şekil 6.21’de 6 ve 3,2 mm kalınlığındaki BM’nin sonlu elemanlar ve formülasyonlardan elde edilen J-integral sonuçları kullanılarak oluşturulan J direnç eğrileri verilmiştir. Şekle bakıldığında, analiz sonuçları ile formülasyon sonuçlarının genel itibariyle benzer eğilimde olduğu, ancak 6 mm kalınlıklı numunelerin, yaklaşık 2 mm civarındaki çatlak uzunluğundan sonra daha yüksek kırılma tokluğu değerlerine sahip olduğu gözlenmiştir.

Her iki metoda göre de 2.8 mm’lik bir kalınlık değişiminin J-integralinde belirgin bir fark yaratmadığı sonucuna varılabilir. Kalınlık (B), J-integrallerinin formülasyon hesaplarında payda kısmında çarpan olarak bir etki yaratırken, bu etkiyi, aynı ifadede pay kısmında çarpan olarak bulunan yük-CMOD eğrisinin altında kalan plastik alan sönmlemektedir. Analiz sonuçları da bu durumu desteklemektedir.

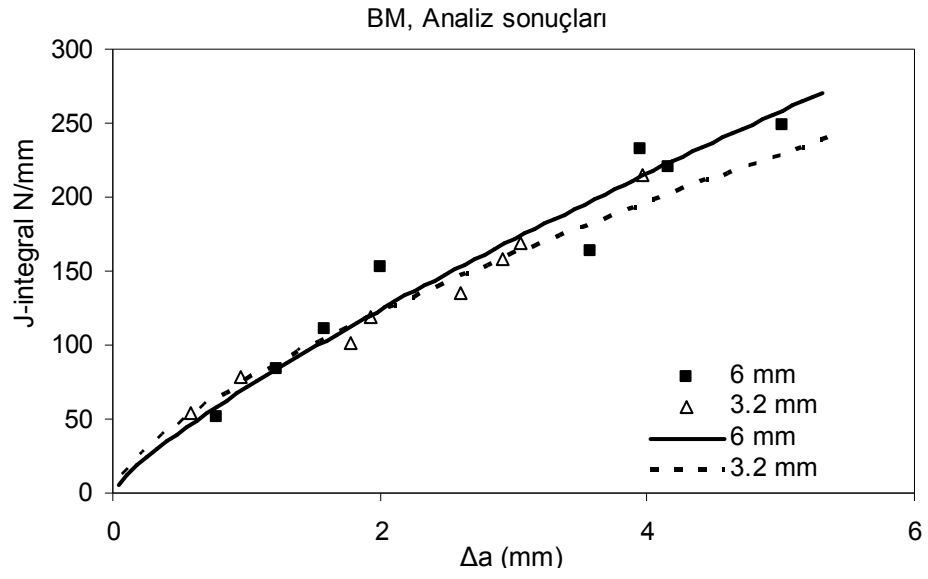


a)

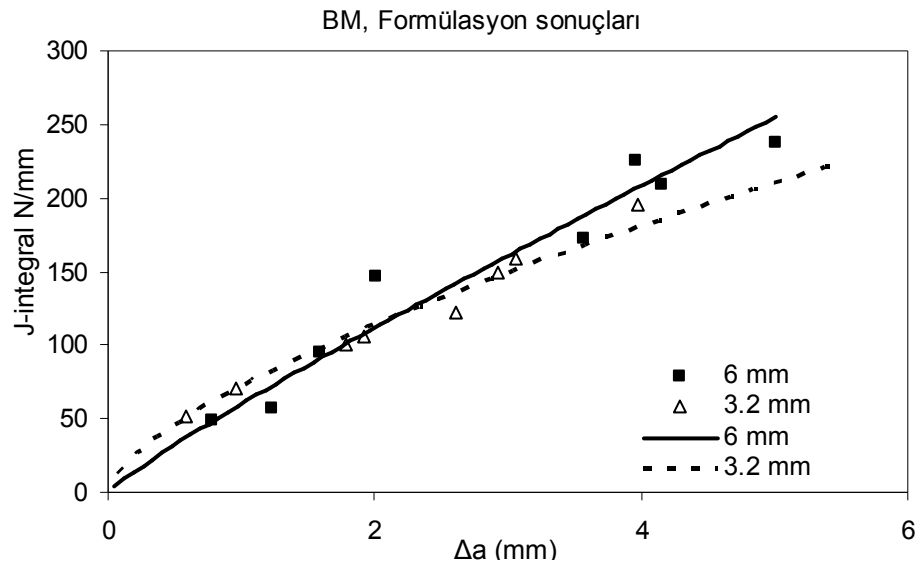


b)

Şekil 6.20 Mukavemet uyumsuzluğunun 6013 alaşımının kırılma tokluğuna etkisi, a) analiz sonuçları, b) formülasyon sonuçları.

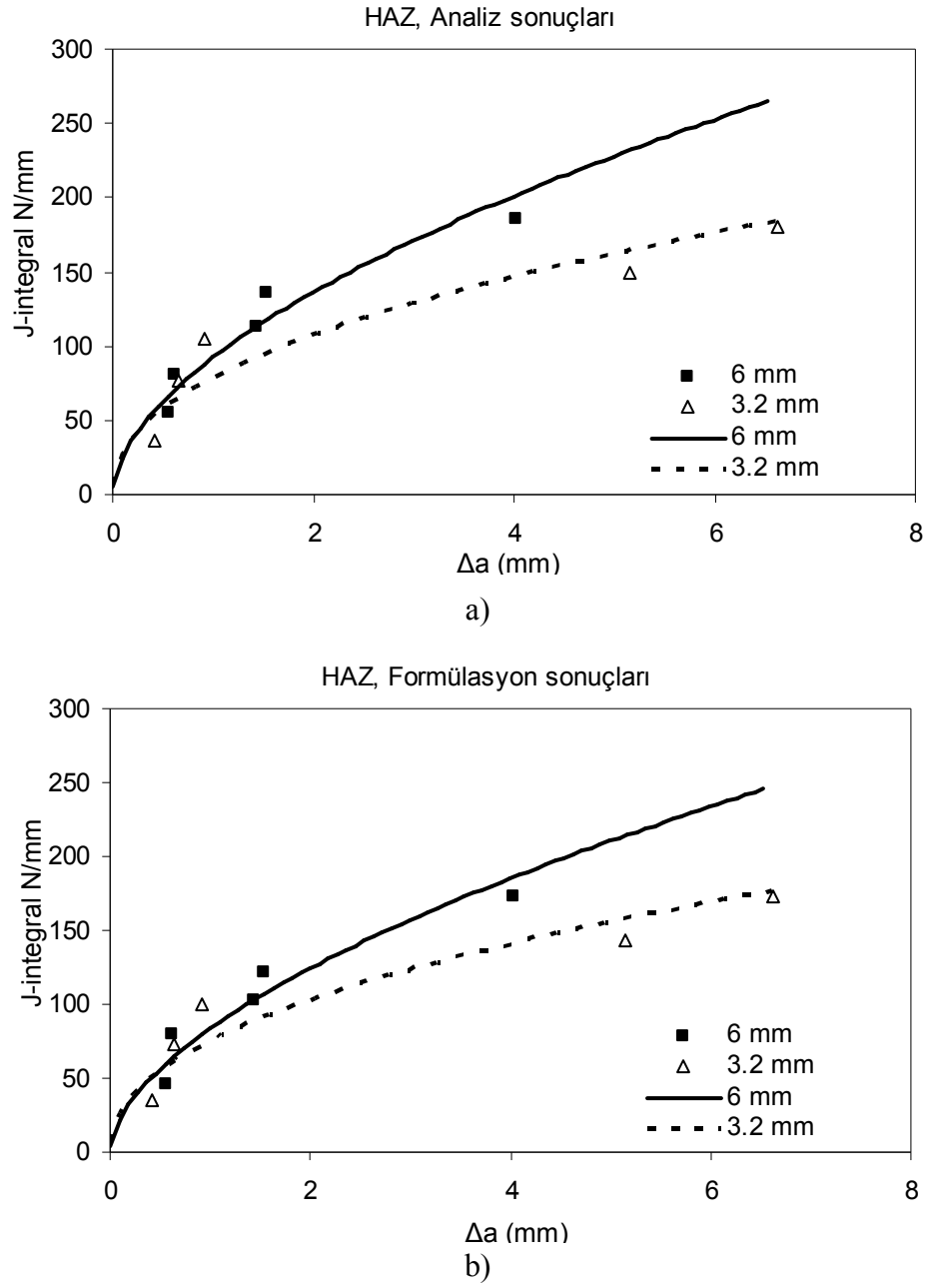


a)



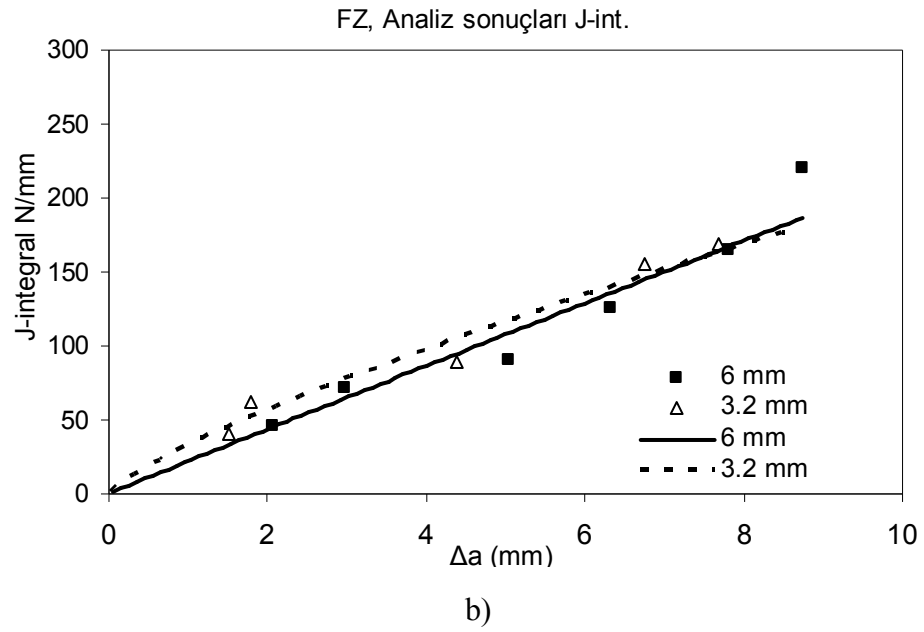
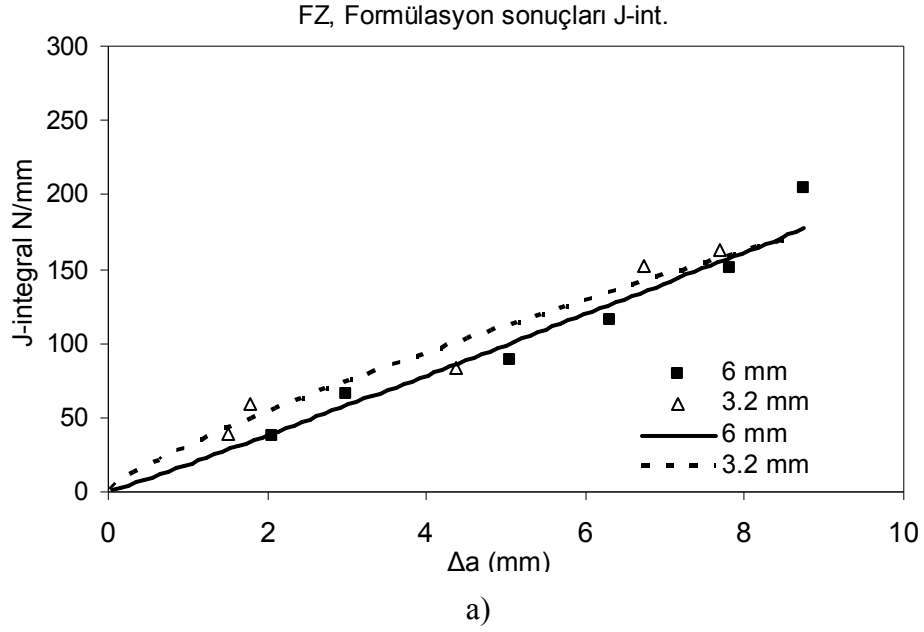
b)

Şekil 6.21 Kalınlık değişiminin BM'de kırılma tokluğuna etkisi a) analiz sonuçları, b) formülasyon sonuçları.



Şekil 6.22 Kalınlık değişiminin HAZ'da kırılma tokluğuna etkisi a) analiz sonuçları
b) formülasyon sonuçları.

Şekil 6.22'de yorulma ön çatlakının HAZ bölgesinden açılması durumu için kalınlık değişiminin HAZ bölgesi kırılma tokluğuna etkisi görülmektedir. 3,2 mm kalınlığındaki numunelerin 6 mm kalınlığında olanlara göre kırılma dirençleri belirgin bir şekilde azalmaktadır. Grafiklerden görüldüğü üzere formülasyon ve analiz sonuçları birbirleriyle iyi bir uyum içerisindedir.



Şekil 6.23 Kalınlık değişiminin FZ'de kırılma tokluğuna etkisi a) analiz sonuçları
b) formülasyon sonuçları.

Şekil 6.23'te yorulma ön çatlaklarının FZ bölgesinde açılması durumunda 6 ve 3,2 mm kalınlık için J direnç eğrileri verilmiştir. 3,2 mm kalınlığındaki numunenin kırılma tokluğunun 6 mm kalınlığındakinden daha fazla olduğu ve 8 mm civarındaki çatlak uzunluk değerlerinde aynı kırılma direncine sahip oldukları, bu uzunluk değerinden sonra ise kırılma tokluğunun 6 mm kalınlığa sahip numunenin kırılma tokluğu değerinden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni kalınlığın

artmasıyla birlikte kaynak dikişinin daha fazla porozite içermesi olasılığının artması, dolayısıyla da çatlağın daha kolay ilerlemesi olabilir. Formülasyon ve analiz sonuçlarının birbirleriyle uyumlu olduğu görülmektedir. 6 mm kalınlığa sahip numunelerin J-integral değerleri, artan Δa değerleri ile birlikte 3,2 mm kalınlığa göre daha lineer bir değişim gösterdiği de gözlemlenmiştir.

Grafiklerden de görüldüğü üzere, sonlu elemanlar yöntemiyle elde edilen J-integral ve CTOD, δ_5 direnç eğrileri formülasyon ve deneysel yöntemlerle uyum içerisindedir. Kaynaklı yapılarda mukavemet uyumsuzluğu, J-integral ve CTOD, δ_5 kırılma tokluğu parametreleri açısından incelendiğinde $M < 1$ (undermatching) şartlarında mukavemet uyumsuzluk oranı, M sıfıra yaklaştıkça (akma mukavemetleri arasındaki fark arttıkça) malzemenin kırılma tokluğunun düştüğü tespit edilmiştir.

Kalınlığın azalmasıyla birlikte kırılma tokluğunun da çok az miktarlarda azalma eğilimi gösterdiği gözlemlenmiştir.

Grafiklerden de görüldüğü üzere CTOD, δ_5 direnç eğrileri ile J direnç eğrilerinin genel eğilimi birbirine çok benzerdir.

Koçak (2010), yapmış olduğu çalışmada %75 mukavemet uyumsuzluğu ($M=0,25$) görülen kaynaklı bir yapıda kaynak bölgesinin kırılma tokluğu direncini CTOD, δ_5 açısından incelemiştir. Elde ettiği sonuçlara göre söz konusu mukavemet uyuşmazlığının kırılma tokluğunu düşürdüğünü tespit etmiştir.

Elektron ışın kaynağı ile birleştirilmiş ferritik çelikler üzerinde yapılan bir çalışmada $M=1,49$ ve $M=0,67$ mukavemet uyumsuzluk oranları için J-integral direnç eğrileri oluşturularak mukavemet uyumsuzluk oranının etkileri araştırılmış olup elde edilen sonuçlara göre mukavemet uyumsuzluğu oranının azalmasıyla J-integralinin de azaldığı bildirilmiştir (Wardle, Birkett ve Neale, 1997).

Mukavemet uyumsuzluk oranının $a/W=0,5$ olduğu koşullarda kırılma tokluğunun J-integrali açısından etkisinin araştırıldığı bir başka çalışmada ise mukavemet

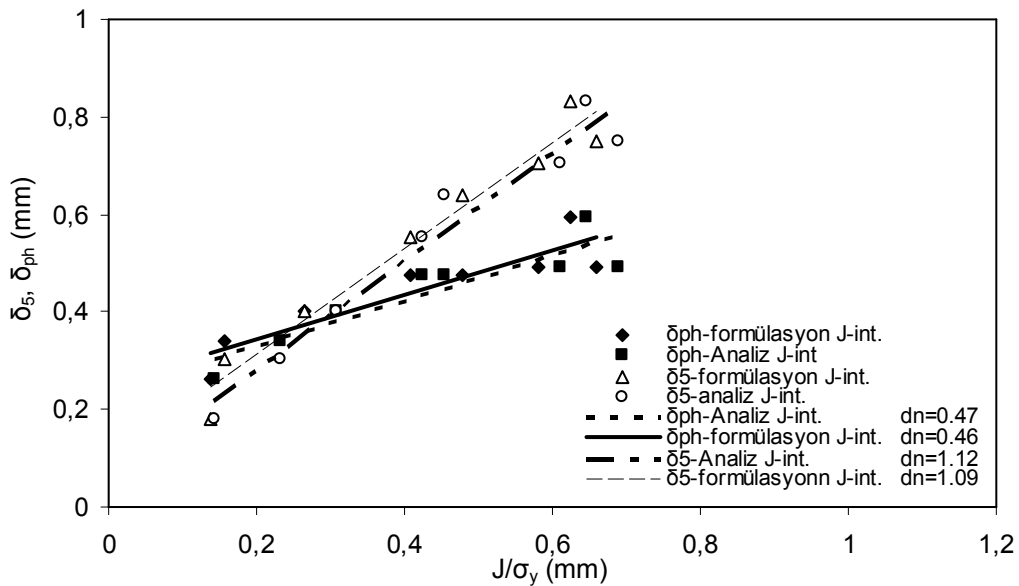
uyumsuzluk oranının $M=0,9$ olması durumunda, $M=0,5$ olması durumuna göre baz malzemenin kırılma direncine göre daha az etkilediği, dolayısıyla kırılma tokluğunun BM kırılma tokluğuna daha yakın olduğu tespit edilmiştir (Lin, Meng, Cornec ve Schwalbe, 1999).

Bu çalışmada FZ için %60 ve HAZ için %40 mukavemet uyumsuzluğu, J ve CTOD, δ_5 kırılma tokluğu parametreleri açısından incelenmiş ve $M=0,4$ mukavemet uyumsuzluğu oranının $M=0,6$ mukavemet uyumsuzluğu oranına göre kırılma direncini daha fazla düşürdüğü tespit edilmiştir.

5.4 J ile CTOD Arasındaki İlişki

Sonlu elemanlar analizi ve formülasyon hesaplamaları sonucu elde edilen J-integral değerleri kullanılarak plastik dönme metodundan (δ_{ph}) ve deneysel yollardan elde edilen (δ_5) CTOD değerleri arasındaki ilişki araştırılmıştır.

Yorulma ön çatlakının 6 mm kalınlığa sahip numunelerde BM'den açılması durumunda elde edilen δ_5 , δ_{ph} ve J/σ_y arasındaki ilişki Şekil 6.24'te gösterildiği gibidir.



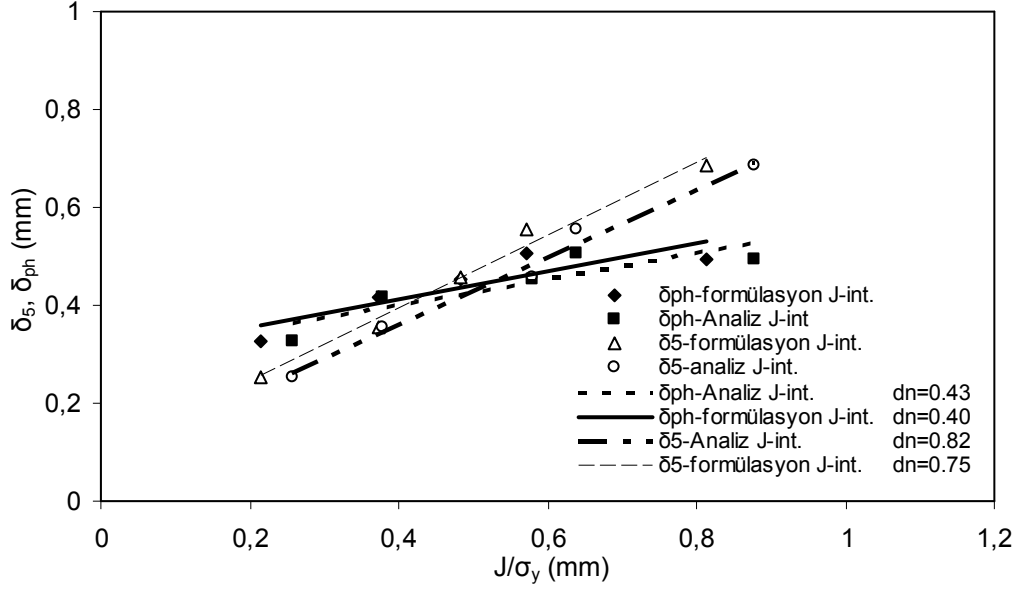
Şekil 6.24 BM numunesinde J ile CTOD arasındaki ilişki (6 mm).

Şekilden de görüldüğü üzere analiz ve formülasyon sonucu hesaplanan $\delta_5 - J/\sigma_y$ ve $\delta_{ph} - J/\sigma_y$ değerleri kendi aralarında uyumludur. d_n parametreleri, oluşturulan $\delta - J/\sigma_y$ eğrilerinin eğiminden hesaplanmıştır. Plastik dönme metodu ile elde edilen δ_{ph} değerleri ile sonlu elemanlar analizinden ve formülasyonlardan elde edilen J-integral değerleri kullanılarak hesaplanan d_n parametreleri sırasıyla 0,46 ve 0,47 dir. Bu iki değer birbirlerine yakın olması sonlu elemanlar yöntemi ve formülasyonlardan elde edilen J-integral değerlerinin iyi bir uyum içinde olduğunu desteklemektedir. Deney sırasında lokal olarak ölçülen δ_5 değerleri ile sonlu elemanlar analizinden ve formülasyonlardan elde edilen J-integral değerleri kullanılarak hesaplanan d_n parametreleri ise sırasıyla 1,12 ve 1,09 dur. δ_5 ve δ_{ph} değerleri kullanılarak elde edilen d_n değerleri arasındaki tutarsızlığın olası nedenleri olarak, δ ile J arasındaki bağıntının ilk olarak elastik bölge için çıkartılmış olması, daha sonra küçük miktarda plastisite içeren durumlar için de geçerli olduğunun belirlenmesi ve doğrudan yapılan δ_5 ölçümlerinin uzun çatlak ilerleme değerlerinde çatlak ucu bölgesinden daha uzak bir noktadan yapılıyor olması olabilir. δ_5 ve δ_{ph} değerleri ile J/σ_y lineer olarak değişmektedir. Bu değişim şekli Kudari ve Kodancha (2008) ve Panontin, Makino, ve Williams, (2000) 'ın çalışmalarında elde etmiş oldukları sonuçlarla uyumludur. Ancak, δ_5 değerleri ile J/σ_y arasındaki ilişki için d_n , 1'den daha büyük çıkmıştır. Bu sonuçlar göstermiştir ki, δ_{ph} değerleri ile J arasındaki ilişki, daha önceki yapılan çalışmalarla uyum sağlarken, δ_5 değerleri ile J arasındaki ilişki için aynı durum söz konusu değildir.

δ_{ph} ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri, formülasyondan elde edilen J değeri kullanılarak hesaplanan d_n değerinden %2,12 daha büyüktür. δ_5 ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri ise formülasyonla elde edilenden %2,7 daha büyüktür.

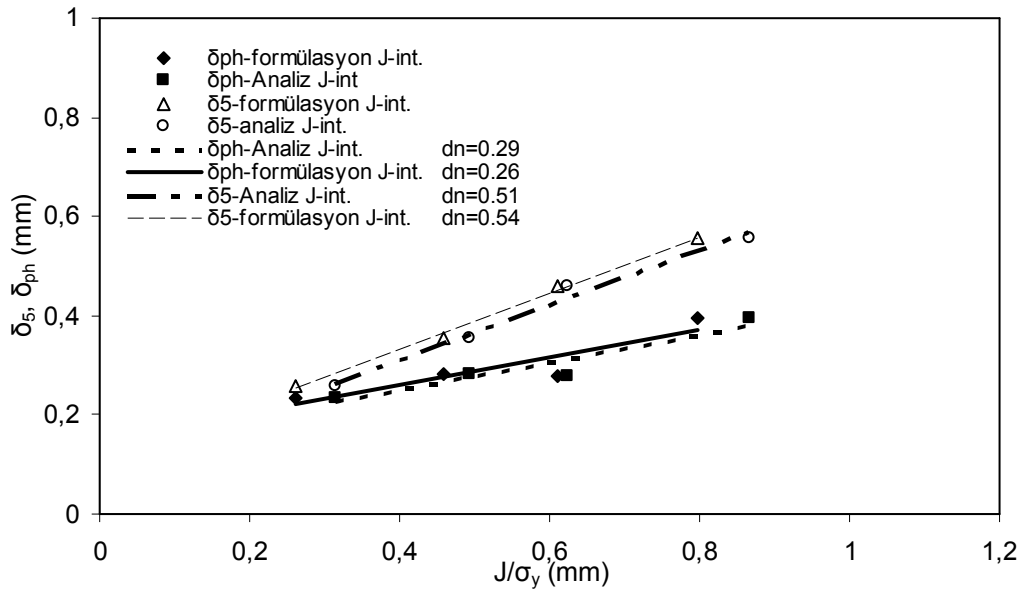
Şekil 6.25'de 6mm kalınlığa sahip numunelerde yorulma ön çatlakının HAZ'da açılması durumunda CTOD ile J-integral arasındaki ilişki grafikte gösterilmiştir. δ_{ph} ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri, formülasyondan elde edilen J değeri kullanılarak hesaplanan d_n değerinden %6,9

daha büyüktür. δ_5 ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri ise formülasyonla elde edilenden %8,5 daha büyüktür.



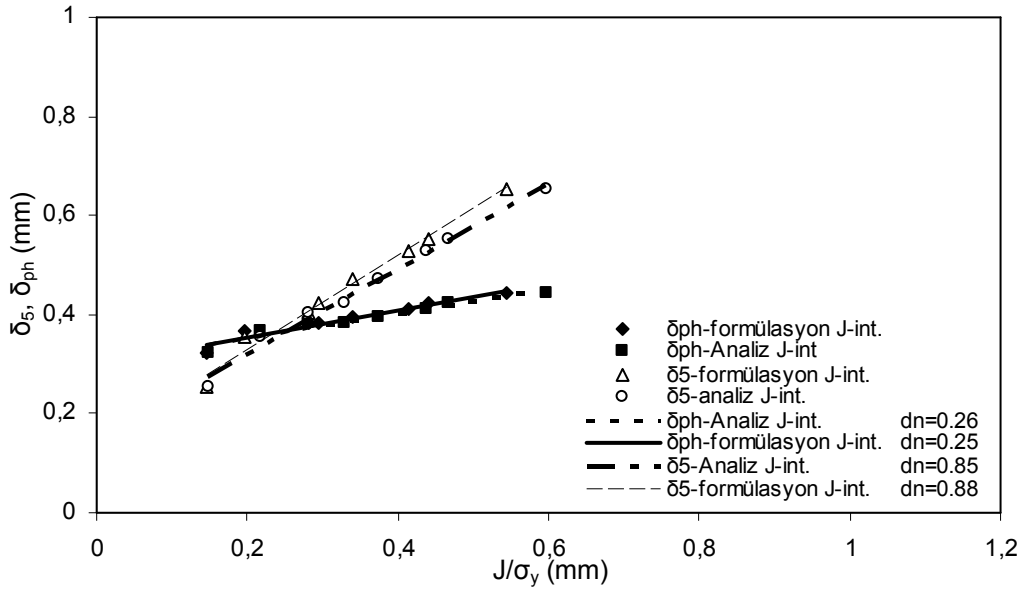
Şekil 6.25 HAZ numunesinde J ile CTOD arasındaki ilişki (6 mm).

Şekil 6.26'da 6mm kalınlığa sahip numunelerin FZ için CTOD-J ilişkisi grafikte gösterilmiştir.



Şekil 6.26 FZ numunesinde J ile CTOD arasındaki ilişki (6 mm).

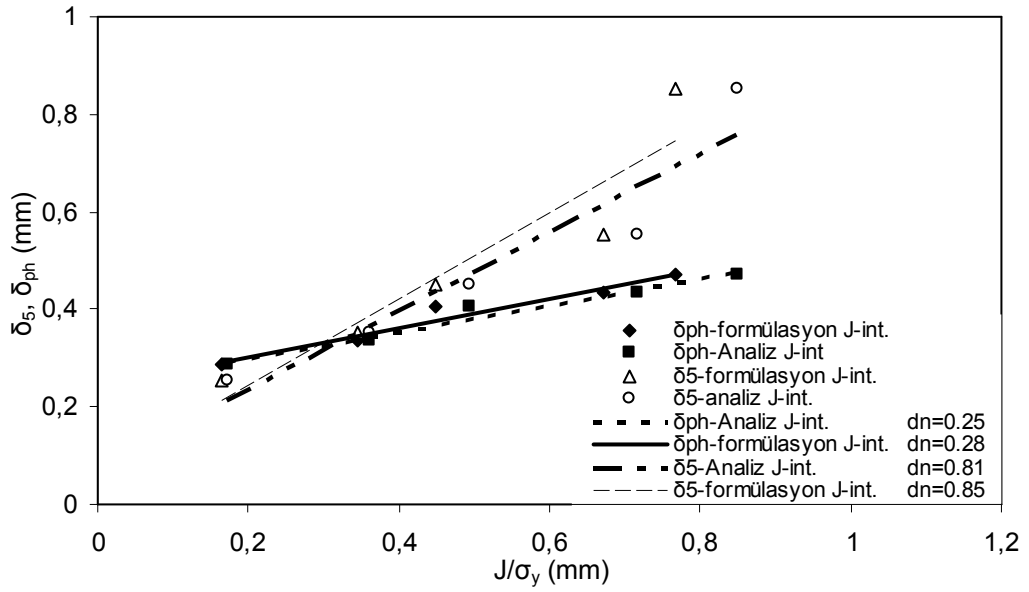
δ_{ph} ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri, formülasyondan elde edilen J değeri kullanılarak hesaplanan d_n değerinden %10 daha büyüktür. δ_5 ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri ise formülasyonla elde edilenden %5,5 daha küçüktür.



Şekil 6.27 BM numunesinde J ile CTOD arasındaki ilişki (3,2 mm).

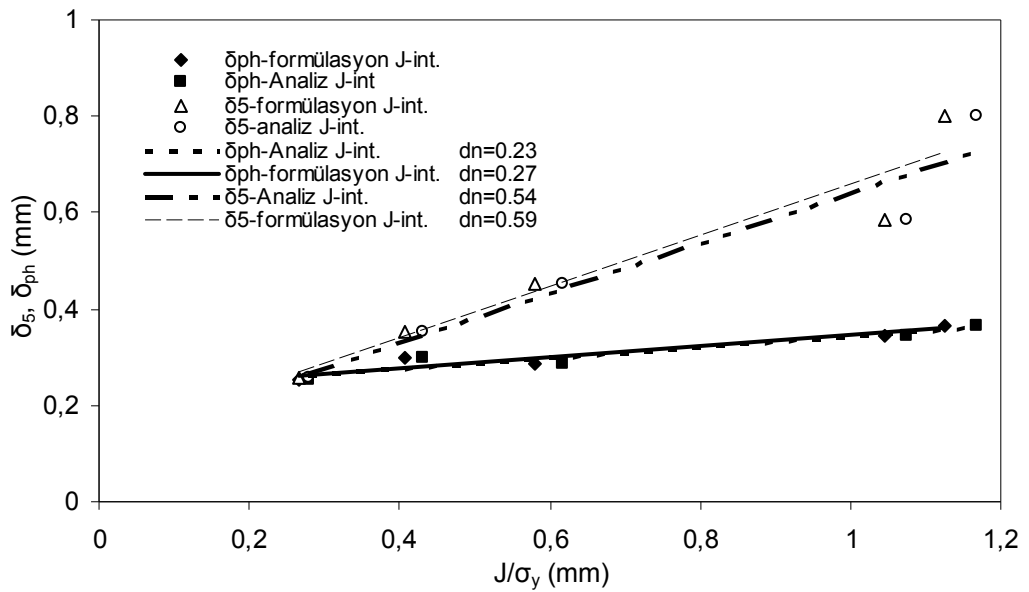
Şekil 6.27’de 3,2 mm kalınlığa sahip numunelerin BM için CTOD-J ilişkisi grafikte gösterilmiştir. δ_{ph} ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri, formülasyondan elde edilen J değeri kullanılarak hesaplanan d_n değerinden %3,8 daha büyük çıkmıştır. δ_5 ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri ise formülasyonla elde edilenden %3,4 daha küçüktür.

Şekil 6.28’de 3,2 mm kalınlığa sahip numunelerin HAZ için CTOD-J ilişkisi grafikte gösterilmiştir. δ_{ph} ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri, formülasyondan elde edilen J değeri kullanılarak hesaplanan d_n değerinden %10,7 daha küçük çıkmıştır. δ_5 ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri ise formülasyonla elde edilenden %4,7 daha küçüktür.



Şekil 6.28 HAZ numunesinde J ile CTOD arasındaki ilişki (3,2 mm).

Şekil 6.29'da 3,2 mm kalınlığa sahip numunelerin FZ için CTOD-J ilişkisi grafikte gösterilmiştir. δ_{ph} ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri, formülasyondan elde edilen J değeri kullanılarak hesaplanan d_n değerinden %15 daha küçük çıkmıştır. δ_5 ile analizlerden elde edilen J değerleri kullanılarak elde edilen d_n değeri ise formülasyonla elde edilenden %8,5 daha küçüktür.



Şekil 6.29 FZ numunesinde J ile CTOD arasındaki ilişki (3,2 mm).

Bu sonuçlardan göre d_n değerleri arasındaki fark, kalınlığın azalmasıyla artma eğilimi göstermiş olup en büyük fark FZ'da görülmüştür.

BÖLÜM YEDİ

SONUÇLAR

Bu çalışmada, 6 ve 3,2 mm kalınlığa sahip lazer kaynaklı 6013 alaşımının çatlak ucu gerilme dağılımı ile elastik plastik kırılma davranışı incelenmiştir. Bunun için, sonlu elamanlar yazılımı kullanılarak deneylerde kullanılan 6 ve 3,2 mm kalınlığa sahip C(T) numuneleri yorulma ön çatlaklarının BM, HAZ ve FZ'de açılması durumları için ayrı ayrı modellenmiştir. Yapılan analizler sonucunda çatlak ucu gerilme dağılımı, CTOD, δ_5 ve J-integral değerleri tespit edilerek CTOD, $\delta_5 - \Delta a$ ve J - Δa direnç eğrileri oluşturulmuştur. CTOD, $\delta_5 - \Delta a$ direnç eğrileri deneysel olarak elde edilen direnç eğrileriyle, J - Δa direnç eğrileri ise formülasyonlardan elde edilen direnç eğrileri ile karşılaştırılmıştır. Ayrıca mukavemet uyumsuzluğunun malzemenin çatlak ilerlemesine karşı gösterdiği direnç üzerindeki etkisi de incelenmiştir. Plastik dönme metodundan elde edilen δ_{ph} değerleri formülasyonlar kullanılarak tespit edilmiş ve δ_5 değerleri ile ilişkisi belirlenmiştir. CTOD ve J-integral arasındaki ilişki ortaya konmaya çalışılmıştır. Elde edilen sonuçlar şöyle sıralanabilir:

- Yapılan gerilme analizleri sonucunda en büyük gerilmelerin çatlak ucu bölgesinde olduğu ve çatlak ilerleme yönünde çatlak ucundan uzaklaştıkça bu gerilmelerin azaldığı tespit edilmiştir.
- Çatlak açılma gerilmesinin çatlak ucunda maksimum değer aldığı ve bu değer malzemenin akma gerilmesinden çok daha yüksek olduğu, bundan dolayı çatlak önünde büyük bir plastik bölge olduğu tespit edilmiştir.
- Yorulma ön çatlaklarının açıldığı bölgenin mekanik özelliklerine bağlı olarak çatlak ucundaki gerilme değerlerinin değiştiği gözlemlenmiştir.
- Deneysel sonuçlardan elde edilen CTOD, $\delta_5 - \Delta a$ direnç eğrileri ile analizler sonucu elde edilen CTOD, $\delta_5 - \Delta a$ direnç eğrileri uyum içerisinde olup analiz sonuçları %10-15 civarında daha düşük çıkma eğilimi göstermiştir. Bunun

nedeninin analizde öngörülemeyen kararlı çatlak uzaması olduğu düşünülmektedir.

- Yorulma ön çatlağı HAZ ve FZ'den açılan numunelerin kırılma dirençlerinde BM'nin kırılma direncine göre bir düşüş gözlemlenmiş olup, söz konusu düşüşün miktarının mukavemet uyumsuzluk oranına bağlı olarak değiştiği ve bu oranın sıfıra yaklaşmasıyla birlikte malzemenin kırılma direncinin de azaldığı tespit edilmiştir. Buna göre, en yüksek kırılma direncini BM, en düşük kırılma direncini ise FZ numuneleri göstermiştir. HAZ ve FZ numunelerinin mukavemet uyumsuzluk oranlarının her iki elastik plastik kırılma parametreleri (CTOD ve J-integral) açısından da benzer etkiyi yaptığı görülmüştür.
- Kalınlık değişiminin direnç eğrilerine FZ numuneleri dışında fazlaca bir etkisi olmamıştır.
- HAZ numunelerinin kırılma dirençlerinin, çatlak başlangıcında ve küçük Δa değerlerinde BM numunelerinden daha yüksek çıkma eğilimi gösterdiği tespit edilmiştir.
- CTOD, δ_5 ve J-integral direnç eğrilerinin genel eğilimlerinin birbirine çok benzer olduğu görülmüştür.
- Plastik dönme metodu ile elde edilen δ_{ph} değerleri ile CTOD, δ_5 değerleri küçük Δa değerleri için birbirine yakın iken artan Δa değerleri ile CTOD, δ_5 değerlerinin δ_{ph} değerlerinden daha büyük olduğu görülmüştür.
- Plastik dönme metodundan elde edilen δ_{ph} ve doğrudan ölçme metodu ile elde edilen δ_5 değerleri ile formülasyon ve analiz sonuçlarından elde edilen J-integral değerleri kendi aralarında tutarlı sonuçlar vermektedir.

KAYNAKLAR

- Abbott, D. H. ve Albright C. E. (1994). CO₂ shielding gas effects in laser welding mild steel. *Journal of Laser Applications*, 6, 69-80.
- Abbaschian, L. ve Lima, M. S. F. (2003). Cracking susceptibility of aluminum alloys during laser welding. *Materials. Research*, 6 (2), 273-278.
- Akman, F. E. (2006). *Ti6Al4V titanyum alaşımlarının atımlı Nd:YAG lazeri kullanılarak kaynak edilmesi ve kaynak parametrelerinin belirlenmesi*. Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek lisans tezi, 1-97.
- Anderson, T.L. (1995). *Fracture Mechanics* (2. baskı). London. CRC Pres.
- Anık, S. (1991). *Kaynak tekniği el kitabı*. İstanbul: Gedik Eğitim Vakfı Yayınları.
- Bayraktar, F. Ş. (2011). *Analysis of residual stres and fatigue crack propagation behaviour in laser welded aerospace aluminium T-joints*. Doktora tezi.
- Beersiek, J. (1999). On-line monitoring of keyhole instabilities during laser beam welding. *Prometec GmbH, Aachen, Germany, ICALEO 99*.
- Braun, R. (2006). Nd:YAG laser butt welding of AA6013 using silicon and magnesium containing filler powders. *Materials Science and Engineering A*, 426, 250–262.
- Cicala, E., Duffet, G., Andrzejewskib, H., Greveyb, D. ve Ignata, S., (2005). Hot cracking in Al–Mg–Si alloy laser welding – operating parameters and their effects. *Materials Science and Engineering A*, 395, 1–9.
- Charschan, S.S. (1993). Guide to Laser Materials Processing, *Laser Institute of America*, 44-45.

- Coşkuner, A.O. (2001). *5000 Serisi alüminyum magnezyum alaşımlarının döküm ve termomekaniksel prosesleri*. YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek lisans tezi, 1-123.
- Çam, G. (2005). Sürtünme Karıştırma Kaynağı: Al-alaşımları için geliştirilmiş yeni bir kaynak teknolojisi. *Mühendis ve Makina*. 46 (541), 30-39.
- Çelen, S. (2006). *Paslanmaz çeliklerin lazer kaynağında kaynak parametrelerinin bağlantının dayanım ve korozyon özelliklerine etkisinin incelenmesi*. DEÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek lisans tezi, 1-170.
- Dearden, G., Simmons M.C., Okon, P., Schleyer, G.K. and Watkins, K.G. (2002). Blast and impact resistance studies of laser welded and riveted panel structures. *ICALEO 2002 Congress, USA*.
- Donato, G H. B., Magnabosco, R. ve Ruggieri, C. (2009). Effects of weld strength mismatch on J and CTOD estimation procedure for SE(B) specimens. *Int. J. Fract.* 159, 1-20.
- Duley, W. W., 1999, *Laser Welding*, (1. baskı). New York: John Wiley & Sons, Inc.
- Durmuş, H. (2006). *CO₂ lazer kaynağıyla birleştirilmiş alüminyum matriksli kompozitlerin kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin incelenmesi*. CBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora tezi, 1-150.
- Graeve, I.D. ve Hirsch, J., (2001). Wrought Aluminium Alloys 01 Eylül 2011, <http://aluminium.matter.org.uk/>
- Hornet, Eripret ve Hao (1996). Experimental J estimation from a load-CMOD curve for mis-matched SENB and CCT specimens. *Mis-Matching of Interfaces and Welds*, 331-341.

- Ion, J.C. (2000). Laser beam welding of wrought aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 5 (5), 265-276.
- Ay, İ., (2008). Kırılmanın temel esasları, 10 Ekim 2011, <http://w3.balikesir.edu.tr/~ay/lectures/km/lecture1.pdf>
- İşcan, B., Adin, H. ve Turgut, A., (2011). Çatlak bulunan alaşımlı çelik levhanın gerilme analizi. *6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), Turkey*.
- Karaaslan, A., Yumurtacı, S. ve Sözmez, N. (2001). Lazer ısı ile birleştirilmiş farklı malzemelerin kaynak dikişlerinde sertlik değişimleri. *II. Makine Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Sempozyumu, Manisa*.
- Karabay, S., Zeren, M. ve Yılmaz, M. (2003). Investigation extrusion ratio effect on mechanical behaviour of extruded alloy AA-6063. *Journal of Materials Processing Technology*, 135 (1),101-108.
- Kaufman, J.G. (2000). *Introduction to aluminium alloys and tempers*. ASM international, USA.
- Kim, Y.-J., Kim, J.-S., Schwalbe, K.-H. ve Kim, Y.-J. (2003). Numerical investigation on J-integral testing of heterogeneous fracture toughness testing specimens: Part I – weld metal cracks. *Fatigue Fract Eng. Mater Struct.*, 26, 683–694.
- Koçak, M. (2010). Structural integrity of welded structures: Process - Property – Performance (3P) relationship. *63. Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, Turkey*.

- Konuklu, S. (2007). *Alüminyum yüzeyindeki oksit tabakasının oksalik asit Anodizing yöntemiyle geliştirilmesi*. Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek lisans tezi, 1-93.
- Kudari, S. K. ve Kodancha, K.G. (2008). On the relationship between J -Integral and CTOD for CT and SEN(B) specimens. *Frattura ed Integrita Strutturale*, 6, 3-6.
- Kvande, H. (1999). Environmental improvements in aluminum production technology. *Light Metal Age*, 44-53.
- Leigh, B.R., Poon, C. ve Ferguson, N. (2002). An evaluation of the physical properties of Nd:Yag laser welded high strength 6000 series aluminum alloys. *ICAS2002 Congress, Almanya*
- Lin, G., Meng, X.-G., Cornec, A. ve Schwalbe, K.-H. (1999). The effect of strength mis-match on mechanical performance of weld joints. *International Journal of Fracture*, 96, 37–54.
- Majumdar, J. D. ve Manna, I. (2003). Laser processing of materials. *Sadhana*, 28 (4), 495-562.
- Mathers, G. (2002). *The welding of aluminium and its alloys*. İngiltere: Woodhead Publishing Limited.
- Mühlich, U., Donoso, J.R., ve Landes, J.D. (2005). A J -integral estimation method for C(T) specimens using the common format equation. *International Journal of Fracture*, 133, 371–388.
- Negre, P., Steglich, D. ve Brocks, W. (2005). Crack extension at an interface: prediction of fracture toughness and simulation of crack path deviation. *International Journal of Fracture*, 134, 209–229.

- Negre, P. N., Steglich, D., Brocks, W. ve Koçak, M. (2003). Numerical simulation of crack extension in aluminium welds. *Computational Materials Science* 28, 723–731.
- Nikishkov, G.P., Heerens, J. ve Schwalbe, K.-H. (1999). Transformation of CTOD δ_5 to CTOD, δ_{BS} and J-integral for 3PB- and CT-specimens. *Engineering Fracture Mechanics* 63, 573-589.
- Oğuz, B. (1990). *Demirdışı metallerin kaynağı*. Metalurji-Uygulama, Oerlikon Yayınları, İstanbul.
- Omidvar, B., Wnuk, M. P. ve Choroszynski, M. (1997). Relationship between the CTOD and the J-integral for stationary and growing cracks closedform solutions. *International Journal of Fracture*, 87, 331-343.
- O’Shea, D.C., Russell, W. ve Rhodes, W.T. (1978). Introduction to lasers and their applications. *Reading, MA: Addison-Wesley Publishing Co.*
- Özben, T. T., Arslan, N. ve Özbay, M. (2011). İki eksenli yüklenmiş ve ortasında eliptik delik bulunan plakanın delik geometrisine ve eğimine göre gerilme yoğunluğu faktörünün hesaplanması. *J. Fac. Eng. Arch. Gazi Univ.*, 26 (3), 523-531.
- Özcan, M., Tarakçioğlu, N. ve Kahramanlı, Ş. (2004). Sac malzemelerin lazer kaynak parametreleri. *Teknik-online dergi*, 3 (1) , 14-25.
- Özcan, M. (2003). *Değişik malzemelerin işlenmesinde kullanılan Nd:YAG lazerleri için etkin bir güç kaynağının tasarımı ve uygulaması*. Selçuk Üniversitesi. Fen Bilimleri Enstitüsü. Doktora tezi, 1-172.
- Özdemir, U. ve Yeni, Ç. (2011). Lazer kaynaklı alüminyum alaşımlarında çatlak ucu gerilme analizi. *Endüstri Otomasyon*, 174, 22-26.

- Özden, H. ve Gürsel, K.T. (2004). Gemi inşaatı ve deniz yapılarında lazer ışın yöntemlerinin uygulanması. *Gemi mühendisliği ve sanayimiz sempozyumu*.
- Pakdil, M. (2004). *Determination of the mechanical properties and fatigue crack propagation of the laser welded new generation aluminum alloys*. DEÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora tezi, 1-147.
- Pakdil, M., Çam, G. ve Erim, S. (2005). Lazer kaynağının avantajları. *Makinatek*, 95, 116-119.
- Pakdil, M., Çam, G. ve Erim, S. (2004). 6xxx serisi alüminyum alaşımlarının kaynaklı kullanımı ve karşılaşılan problemler. *10. Denizli malzeme sempozyumu ve sergisi*.
- Panontin, T.L., Makino, A. ve Williams, J.F. (2000). Crack tip opening displacement estimation formulae for C(T) specimens. *Eng. Fract. Mech.* 67, 293-301.
- Patterson, R. A. ve Mahin, K.W. (1990). *Weldability of materials*, Ohio: ASM International, Materials Park.
- Perez, N. (2004). *Fracture Mechanics*. Boston: Kluwer Academic Publishers.
- Ping, D., Pengcheng, Z. ve Ruiwen, L. (2006). Study on stress distribution near crack tip in beryllium compact tension specimen. *12th A-PCNDT, New Zealand*
- Püskülcü, G. ve Koçlular, F. (2009). Lazer kaynak yöntemi ve uygulamaları. *Mühendis ve Makina*, 50 (599), 8-17.
- Sarsılmaz, F. (2008). *Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA 7075/AA 6061 kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması*. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora tezi, 1-147.

- Shterenlikht, A. (2003). *3D CAFE modelling of transitional ductile - brittle fracture in steels*. Department of Mechanical Engineering The University of Sheffield, Doktora tezi, 1-141.
- Shi, Y., Sun, S., Murakawa, H. ve Ueda, Y. (1998). Finite element analysis on relationships between the J-integral and CTOD for stationary cracks in welded tensile specimens. *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, 75 (3), 197-202.
- Shih, C.F. (1981). Relationships between the Jintegral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 29 (4), 305–326.
- Sumpter, J.D.G. (1987). J_c determination for shallow notch welded bend specimens. *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*. 10 (6), 479-493.
- Staley, J.T. ve Lege, D.J. (1993). Advances in aluminum alloy products for structural applications in transportation. *J. de Phys. IV*, 3, 159–169.
- Stoychev, S. ve Kujawski, D. (2008). Crack-tip stresses and their effect on stress intensity factor for crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 2469-2479.
- Taban, E. ve Kaluç, E. (2004). Alüminyum ve Alüminyum alaşımlarının sürtünen eleman ile birleştirme (FSW) kaynağı ve endüstriyel uygulamaları. *Metal Dünyası*, 135, 79-84.
- Taş, Z. ve Polat, A. (2007). Boru çeliklerinin kırılma tokluğunun J-integral yöntemiyle belirlenmesi. *CBÜ Teknik Bilimler Dergisi*, 1, 7.
- Tokdemir, M., Ünlü, B.S., Yılmaz, S.S. ve Meriç, C. (2010). Lazer kaynağı ve uygulamaları. *Makinatek*, 152, 122-128.

- Toktaş, A. (2006). *Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin AA 6063 alüminyum alaşımına uygulanması ve kaynak parametrelerinin malzeme içyapısı ile mekanik özelliklerine etkisinin incelenmesi*. BÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora tezi, 1-191.
- Turan, D. (2001). Uçaklarda Yorulma, *Mühendis ve Makina*, 42 (496), 51-61.
- Tülbentçi, K. (1990). *Alüminyum ve alaşımlarının kaynağı*. Böhler Yayınları. İstanbul.
- Uzun, R. O. (2010). *Lazerle kaynak işleminde kaynak parametrelerinin kaynak kalitesi üzerindeki etkilerinin incelenmesi*. GÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek lisans tezi, 1-103.
- Yavuz, H. ve Çam, G. (2005) Lazer-ark hibrit kaynak yöntemi. *Mühendis ve Makina*, 46 (543), 14-19.
- Yılmaz, B. (2002). *Alüminyum alaşımlarında faz yapılarının mekanik özelliklere etkisi*. Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek lisans tezi, 1-152.
- Wardle, G., Birkett, R.P. ve Neale, B.K. (1997). The fracture toughness of mismatched ferritic steel, *Mis-Matching of Interfaces and Welds, GKSS research Centre Publication, Almanya*, 371- 383.
- Zhu, X. (2009) Integral resistance curve testing and evaluation. *J Zhejiang Univ Sci. A*, 10 (11),1541-1560.