

T.C.
MUSTAFA KEMAL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ Ti-ALAŞIMLARININ
KIRILMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

114489

MURAT PAKDİL

YÜKSEK LİSANS TEZİ

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMAN NO: 114489

114489

ANTAKYA
OCAK - 2001

Mustafa Kemal Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürlüğüne

Prof. Dr. Gürel ÇAM ve Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM danışmanlığında, Murat PAKDİL tarafından hazırlanan bu çalışma 08 / 01 / 2001 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından, Makina Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Prof. Dr. Gürel ÇAM
Üye : Prof. Dr. Zafer S. DOĞANTAN
Üye : Yrd. Doç. Dr. Ferhun Cem CANER

İmza :
İmza :
İmza :

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

İmza :
...08.../...01.../...2001
Prof. Dr. Mustafa KAPLANKIRAN
Enstitü Müdürü

ÖZET

Bu çalışmada; saf Ti ile Ti-6Al-4V (Ti64) alaşımı farklı kombinasyonlarda sandviç şeklinde difüzyon kaynağıyla birleştirilmiştir. Ara tabakası düşük mukavemetli saf Ti (strength undermatched) ve ara tabakası yüksek mukavemetli Ti64 alaşımı (strength overmatched) olan numunelerin kırılma davranışı incelenmiştir. Her iki durumda ara tabaka kalınlığının kırılma davranışına (R-eğrisine) etkisi tespit edilmiştir.

Bu tez çalışmasında önce difüzyon kaynağı ve kırılma mekaniği ile ilgili temel bilgiler sunulmuş ve bu konulardaki çalışmalar irdelenmiştir. Daha sonraki bölümde ise kullanılan malzemeler, çekme testi ve 4 nokta bükme deneyi numunelerinin hazırlanışı şekil ve çizelgelerle gösterilmiştir. Son bölümde ise çekme testi, 4 nokta bükme testi sonuçları ve ölçülen CTOD ve CMOD değerleri ile belirlenen R-eğrileri ve çatlak ilerleme mekanizmaları detaylı olarak tartışılmış ve fotoğraflarla gösterilmiştir.

2001, 123 sayfa

Anahtar Kelimeler: Difüzyon kaynağı, kırılma mekaniği, Ti alaşımları, mekanik uyumsuzluk, kırılma davranışı, çatlak ilerleme mekanizması

ABSTRACT

In this study, two different materials, namely commercially pure Ti (CP-Ti) and Ti-6Al-4V (Ti64) alloy, were diffusion bonded as sandwich structures with different interlayer thicknesses. The fracture behaviour of these sandwich specimens with strength undermatched and overmatched interlayers of varying thicknesses have been investigated. The influence of interlayer thickness on fracture behaviour in both strength undermatched and overmatched cases have been determined.

The first section of this thesis introduces diffusion bonding technique and fundamentals of fracture mechanics. The second section covers the introduction of the materials used and the preparation and testing of tensile and four point bending test specimens. The last two sections involves the evaluation and discussion of the results obtained, including the effect of interlayer thickness on fracture toughness (R-curve) behaviour and the crack growth mechanisms, and highlights the important observations.

2001, 123 pages

Keywords: Diffusion bonding, fracture mechanics, Ti-alloys, strength mismatch, fracture behaviour, crack growth mechanism

ÖNSÖZ

“Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş Ti-alaşımının kırılma davranışlarının incelenmesi” adlı bu çalışmanın deneyleri “Solid State Joining of Advanced Light Weight High Temperature Materials for Aerospace and Automobile Applications” adlı Tübitak ve KFA-Almanya destekli proje kapsamında Almanya-GKSS araştırma merkezinde yapılmıştır.

Bu çalışmada bana yardımlarını esirgemeyen değerli danışmalarım Prof.Dr. Sayın Gürel ÇAM'a ve Prof.Dr. Sayın M.Mustafa YILDIRIM'a değerli hocalarım, Prof.Dr. Sayın Zafer S. DOĞANTAN'a, Yrd.Doç.Dr. Sayın Selçuk MISTIKOĞLU'na ve Yrd.Doç.Dr. Sayın Ferhun Cem CANER'e ve deney malzemesi temini ile deneysel çalışmalarımın yapılması konusunda yardımcı olan Dr. Sayın Mustafa KOÇAK'a başta olmak üzere GKSS çalışanlarına sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarım sırasında yardımını esirgemeyen değerli mesai arkadaşlarım; Uzman İlhan ÇELTİK, Uzman Ahmet ÇAKAN, Arş.Gör. Ercan ERDİŞ ve Yrd.Doç.Dr. Hakan YAVUZ'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca eğitim öğretim hayatımda maddi ve manevi katkılarından dolayı aileme teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
ÖNSÖZ.....	iii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	vii
1. GİRİŞ.....	1
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR.....	3
2. 1 Difüzyon Kaynağı.....	3
2.1.1 Difüzyon kaynağı mekanizması.....	5
2.1.2 Difüzyon kaynağına tesir eden faktörler	6
2.1.2.1. Kaynak sıcaklığı.....	7
2.1.2.2. Yüzey şartları.....	8
2.1.2.3. Kaynak basıncı.....	9
2.1.2.4. Kaynak süresi.....	10
2.1.2.5. Kaynak ortamı.....	11
2.1.2.6. Birleştirecek malzemelerin tane boyutları ve mikro yapıları.....	11
2.1.3. Difüzyon kaynağı yapılan malzemeler.....	13
2.1.4. Difüzyon kaynağı teknikleri.....	14
2.1.5 Difüzyon kaynağı uygulanan muayeneler.....	17
2.1.5.1 Tahribatlı muayeneler.....	17
2.1.5.2. Tahribatsız muayeneler.....	18
2.1.6. Difüzyon kaynağı uygulamaları.....	19
2.2. Kırılma Mekaniği	21
2.2.1. Giriş.....	21
2.2.2. Kırılma türleri (modları).....	22
2.2.2.1. Gevrek kırılma.....	23
2.2.2.2. Sünek kırılma.....	26
2.2.3. Gerilme (zorlama) türleri.....	32
2.2.4. Mikro çatlakların başlaması.....	32
2.2.5. Çatlak ucu plastisite düzeltmeleri.....	34

2.2.6. Kırılma modu değişimi.....	37
2.2.7. Griffith teorisi (enerji denge yaklaşımı).....	39
2.2.7.1. Irwin kırılma teorisi.....	44
2.2.8 Direnç eğrisi analizi(R-curve analysis).....	46
2.2.9 Kırılma mekaniği deneyleri.....	49
2.2.9.1. Kırılma tokluğu deneyi.....	49
2.2.9.1.1. Düzlemsel deformasyon kırılma tokluğu (K_{Ic}) deneyi.....	52
2.2.9.1.2. Düzlemsel gerilme kırılma tokluğu testi (K-R eğrisi testi).....	56
2.2.9.1.2.1. Düzlemsel gerilme, düzlemsel deformasyon ve R-eğrisi hakkında yanlış kanı.....	57
2.2.9.2. K-R eğrilerinin deneysel ölçümü.....	58
3. METARYAL VE YÖNTEM.....	62
3.1. Kullanılan Malzemeler.....	62
3.2. Deneylerde Kullanılan Difüzyon Kaynağı Ekipmanı.....	63
3.3. Numunelerin Hazırlanışı.....	64
3.4. Yorulma (Fatigue) Çatlağı Oluşturulması.....	69
3.5. Çekme Deneyi.....	71
3.6. Kırılma Mekaniği Deneyi.....	73
4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	78
4.1. Mikroyapı ve Kaynak Kalitesi.....	78
4.2. Çekme Deneyi.....	79
4.3. Kırılma Mekaniği Testi.....	84
4.4. R-Eğrileri.....	98
4.5. Çatlak İlerleme Mekanizması.....	101
5.SONUÇ VE ÖNERİLER.....	116
KAYNAKLAR.....	119
ÖZGEÇMİŞ.....	123

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Kırılma türlerinin sınıflandırılması.....	23
Çizelge 2.2. ASTM’de $f(a/w)$ değerleri.....	54
Çizelge 3.1 Ti ve Ti64 numunelerindeki alaşım miktarları.....	62
Çizelge 3.2. Ti ve Ti64 alaşımından çıkarılan homojen numunelerin sayısı.....	67
Çizelge 3.3. Yetersiz mukavemetli kaynak bükme numunelerinin sayısı.....	68
Çizelge 3.4. Aşırı mukavemetli kaynak bükme numunelerinin sayısı.....	68
Çizelge 3.5. Ti malzemede keskin çatlak oluşumu için kullanılan yorulma testi parametreleri ($W=16$ mm ve $B=8$ mm).....	70
Çizelge 3.6. Ti64 alaşımında keskin çatlak oluşumu için kullanılan yorulma testi parametreleri ($W=16$ mm ve $B=8$ mm).....	70
Çizelge 3.7. DIN 50125 normuna göre çekme numunesi boyutları.....	72
Çizelge 3.8. Çekme numuneleri sayıları.....	72
Çizelge 4.1. Ti numunelerinin çekme testi sonuçları.....	80
Çizelge 4.2. Ti64 alaşımı numunelerinin çekme testi sonuçları.....	80
Çizelge 4.3. Difüzyon alın kaynaklı Ti-Ti64 numunelerinin çekme testi sonuçları.....	80
Çizelge 4.4. Bazı undermatched numuneleri 4 nokta bükme testi sonuçları	96
Çizelge 4.5. Bazı overmatched numuneleri 4 nokta bükme testi sonuçları	97

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Difüzyon kaynağı mekanizması.....	6
Şekil 2.2. Sıcaklık ve uygulanan basıncın sürünme eğrisine tesiri.....	7
Şekil 2.3. Yüzey kusurları.....	8
Şekil 2.4. Difüzyon kaynağı tertibatı.....	16
Şekil 2.5. Koruyucu gaz atmosferinde çalışan difüzyon kaynağı aparatı.....	17
Şekil 2.6. Sıcaklık ile kırılma enerjisinin değişimi.....	24
Şekil 2.7. Gevrek kırılma tipleri.....	24
Şekil 2.8. Bir ayrılma çatlaklarının taneler arası dönme sınırında başka bir düzleme geçmesi sonucu nehir paterni oluşumu.....	26
Şekil 2.9. Sünek kırılma tipleri.....	27
Şekil 2.10. İnklüzyonlar sonucu sünek kırılma.....	29
Şekil 2.11. Tek eksenli çekmede koni-çanak tipi kırılmanın oluşması.....	30
Şekil 2.12. Sünek çatlak büyümesi mekanizması	31
Şekil 2.13. Gerilme türleri ve doğrultuları.....	32
Şekil 2.14. Makroskobik çatlak önünde ikincil faz partikülü civarında oluşan mikroçatlakta ayrılmanın başlaması.....	33
Şekil 2.15. Irwin'in plastisite düzeltmesi.....	34
Şekil 2.16. Kırılma tokluğu-malzeme kalınlığı ilişkisi.....	37
Şekil 2.17. Malzeme (levha) kalınlığına bağlı olarak gerilme türündeki değişim.....	38
Şekil 2.18. Griffith kırılma modeli.....	39
Şekil 2.19. Çatlak boyundaki artış ile yüzey enerjisi ve potansiyel enerjideki değişimi.....	39
Şekil 2.20. İtici kuvvet R-eğrisi diyagramında malzeme özelliklerinin gösterimi.....	47
Şekil 2.21. G_c değerinin çatlak boyu ile değişimi.....	48
Şekil 2.22. Kırılma mekaniği test numuneleri.....	50
Şekil 2.23. Haddelenmiş levha ve parçalardan çıkarılan numunelerin ASTM standartlarında kodlanması.....	51

Şekil 2.24. Disklerden içi boş silindirlere (borulardan) çıkarılan numunelerin ASTM standartlarında kodlanması.....	52
Şekil 2.25. K_{Ic} deneyinde karşılaşılan üç farklı yük-çatlak açılması eğrileri.....	53
Şekil 2.26. Şematik bir K-R eğrisi K_{Ic} , itici güç ve R-eğrisi arasındaki teğet noktasında oluşumu.....	56
Şekil 2.27. Çatlak ucunda plastik bölge oluşmadığı durumda yük-çatlak açılması eğrisi.....	59
Şekil 2.28. Plastik çatlak büyümesi için yük-deplasman eğrisi.....	60
Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan difüzyon kaynağı cihazı.....	63
Şekil 3.2. Difüzyon kaynağı cihazının şematik gösterimi.....	63
Şekil 3.3. Sandviç numunelerin difüzyon kaynağının şematik gösterimi.....	65
Şekil 3.4. Difüzyon kaynağında sıcaklık-yük-vakum değişimi.....	65
Şekil 3.5. Difüzyon kaynaklı bloklardan bükme numunelerin çıkarılması.....	66
Şekil 3.6. DIN normlarına göre bükme numuneleri.....	66
Şekil 3.7. Ti veya Ti64 alaşımından çıkarılan homojen numune boyutu.....	67
Şekil 3.8. Yetersiz mukavemetli kaynak bükme numunesi.....	67
Şekil 3.9. Aşırı mukavemetli kaynak bükme numunesi.....	68
Şekil 3.10. Yüzeyin işaretlenmesi.....	70
Şekil 3.11. Bükme deneyi öncesi CTOD (δ_5) ve CMOD kliplerinin yerleştirilmesi işleminin şematik olarak gösterimi.....	71
Şekil 3.12. DIN 50125 normuna göre çekme numunesi.....	71
Şekil 3.13. Dört nokta bükme deneyinin şematik olarak gösterimi.....	73
Şekil 3.14. Bükme deneyinde elde edilen yük-CTOD eğrisinin şematik gösterimi.....	74
Şekil 3.15. Kırılma yüzeyinde çatlak uzamasının ölçülmesinin şematik gösterimi.....	75
Şekil 3.16. Undermatched numunelerinin kırılma yüzeylerinde farklı çatlak uzamaları.....	76
Şekil 3.17. Overmatched numunelerinin kırılma yüzeylerinde farklı çatlak uzamaları.....	77
Şekil 4.1. Difüzyon kaynağı bölgesinin içyapı resmi.....	78
Şekil 4.2. Difüzyon kaynağıyla birleştirilmiş numunelerde kopmanın kaynak bölgesinden uzakta olduğunu gösteren optik mikroskop görüntüsü.....	79

Şekil 4.3. Kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçları.....	82
Şekil 4.4. Kaynaklı numune ve baz malzemelerin çekme testi sonuçları.....	83
Şekil 4.5. Saf Ti Yük-CTOD (δ_5) eğrisi.....	86
Şekil 4.6. Ti64 Yük-CTOD (δ_5) eğrisi.....	88
Şekil 4.7. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) Yük-CTOD (δ_5) eğrisi.....	88
Şekil 4.8. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; a) 2H=1 mm, b) 2H=2 mm, c)2H=5 mm, d)2H=10 mm,).....	89
Şekil 4.9. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) 2H/(W-a)-CTOD (δ_5) eğrisi.....	90
Şekil 4.10. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) 2H/(W-a)-CMOD eğrisi.....	91
Şekil 4.11. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) yük-CTOD (δ_5) eğrisi.....	92
Şekil 4.12 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched; a) 2H=2 mm, b) 2H=5 mm, c) 2H=10 mm.).....	93
Şekil 4.13. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) 2H/(W-a)-CTOD (δ_5) eğrisi	94
Şekil 4.14. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) 2H/(W-a)-CMOD eğrisi.....	95
Şekil 4.15 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) R-eğrisi...99	
Şekil 4.16 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) R-eğrisi...100	
Şekil 4.17 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched;2H=2 mm).104	
Şekil 4.18 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched;2H=5 mm).106	
Şekil 4.19 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched;2H=1 mm).107	
Şekil 4.20 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched;2H=5 mm).108	
Şekil 4.21 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched;2H=2 mm).110	
Şekil 4.22 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched;2H=5 mm).112	
Şekil 4.23 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched;2H=5 mm).114	
Şekil 4.24 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched;2H=1 mm) ve Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched;2H=2 mm).....	115

1. GİRİŞ

Klasik kaynak metodlarında (ark kaynağı) olduğu gibi lazer ile kaynak edilmiş yapı malzemelerinde kaynak bölgesinde malzemeye tatbik edilen ısı mikroyapıda ve dolayısıyla mekanik özelliklerde değişikliklere yol açmaktadır. Kaynak bölgesinin mekanik davranışının kaynak edilen baz malzemedan farklı olması durumu “mekanik uyumsuzluk” (mismatch) olarak bilinmektedir. Lazer kaynağında yüksek soğuma hızları sözkonusu olduğundan kaynak dikişinde tipik olarak ergime sonrası yüksek hızlarda katılma olmaktadır. Bu hızlı soğuma sonucu yapı çelikleri (C-Mn çelikleri) ve Ti-alaşimleri gibi malzemelerde kaynak bölgesinde sertlik ve mukavemeti kaynak edilen baz malzemedan daha yüksek mikroyapılar oluşmaktadır (strength overmatch). Diğer taraftan Al-alaşimleri, özellikle yaşlandırma sertleşmesine tabi tutulmuş Al-alaşimleri, lazer veya elektron kaynağı ile ilave tel kullanmadan (otojen) kaynak edildiğinde kaynak bölgesinde baz malzemedan çok daha düşük sertlik ve mukavemet değerleri elde dilmektedir (strength undermatching).

Pratikte lazer kaynağı ile yapılan birleştirme sonucu elde edilen kaynak dikişinin geometrisinin karmaşık olması ve ısının tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) varlığı, bu kaynak yapılarının performansının nümerik olarak modellenmesini güçleştirmektedir. Bu çalışmada, daha basit geometriye sahip kaynak dikişi elde etmek için saf titanyum ve Ti-6Al-4V alaşımı difüzyon kaynağı ile birleştirmiştir. Daha yüksek mukavemete sahip kaynak dikişinin söz konusu olduğu lazer kaynaklı yapı çelikleri ve Ti-alaşimlerini simule etmek için Ti-6Al-4V alaşımı iki saf Ti bloğunun arasında ara tabaka olarak kullanılmıştır. Lazer kaynaklı yaşlandırma sertleşmesine tabi tutulmuş Al-alaşimlerini simule etmek için ise daha düşük mukavemete sahip saf Ti malzeme daha yüksek mukavemetli Ti-6Al-4V malzeme bloklarının arasında kaynak edilmiştir.

Daha düşük mukavemete sahip ara tabakanın (saf Ti ara tabaka) olduğu numunelerde ara tabaka kalınlığının artması ile kırılma tokluğu artarken daha yüksek mukavemetli ara tabakaya (Ti-6Al-4V ara tabaka) sahip numunelerde ara tabaka kalınlığı azaldıkça kırılma tokluğu artmaktadır. Dolayısıyla ara tabaka mukavemetinin kenar bloğu mukavemetinden düşük olduğu durumda çatlak ara tabaka içerisinde ilerlemektedir. Bu konfigürasyonda numunenin global mekanik davranışı ara tabaka tarafından belirlenmektedir. Diğer taraftan ara tabaka mukavemetinin kenar bloğu

mukavemetinden yüksek olduğu durumda ise ara tabaka kalınlığı küçük ise (5 mm' ye kadar) çatlak daha yumuşak kenar bloğuna yönelmekte ve bu malzeme içerisinde ilerlemektedir. Bu konfigürasyonda ise numunenin global davranışı ara tabaka kalınlığı belirli bir değere kadar (5 mm) kenar blokları tarafından belirlenmektedir.



2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

2.1 Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, bir katı hal kaynağıdır. Katı hal kaynağı; aynı ya da iki farklı malzemenin, malzemeler ergimeden katı yüzeyler arasında meydana gelen birleşme olarak tarif edilebilir.

Difüzyon kaynağı; birleştirilmek üzere hazırlanmış iki yüzeyin, malzemelerin ergime sıcaklıklarına yakın bir noktada, malzemelerde plastik akma oluşturmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalürjik bir bağ oluşuncaya kadar, malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak usulü olarak tarif edilir. Eğer malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkla eriyen bir tabaka kullanılmışsa, buna da sıvı faz difüzyon kaynağı denir.

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasındaki çekim kuvveti, kohezyon kuvvetini meydana getirir. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu dengeli bir pozisyonda bulunur. Katı malzemeler, dış kuvvetlerin etkisi altında kalırsa, atomların denge pozisyonları bozulur. Katı malzemenin kristallerinin içinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir kuvvet meydana gelir. Atomlar arasındaki oluşan bu çekim kuvveti, atomların birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar (SALEHI 1990).

Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim kuvveti ise adhezyon olarak adlandırılır. Aynı anda farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken, aynı cins katı yüzeyler arasında kohezyon, farklı cins yüzeyler arasında adhezyon işi yapar. Kohezyon ve adhezyon işi serbest yüzey enerjisinin bir fonksiyonudur. Ayrıca iki gevrek malzeme ya da bir gevrek bir sünek malzemedan oluşan bir bağlantı için adhezyon işi, bağlantı kuvvetinin bir ölçüsüdür.

Adhezyon ve kohezyon kuvvetlerinin meydana gelmesi yani malzeme yüzeyleri arasında birleşmenin sağlanması için, malzeme yüzeylerinin atomları arası bağ oluşabileceği yakınlıkta birbirlerine yakınlaştırılmaları gerekir.

İki katı malzemenin difüzyonla birleştirilmesinde, birleştirme davranışını önemli ölçüde etkileyen diğer bir kuvvet ise kimyasal yapısına bağlı olmadan, moleküller

arasında meydana gelen Van der Waals kuvvetleridir. Van der Waals kuvvetleri; gres, su buharı gaz gibi metal yüzeyindeki yabancı moleküllerin absorbe edilmesinin en önemli sebebidir. Aynı zamanda metalik malzemelerin yüzeyleri birbirlerine temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan biridir.

Difüzyon kaynağı ile birleştirme işlemini başlatabilmek için; iki malzeme yüzeylerinin, artıklarından ve makro pürüzlülüklerden arındırılmış bir şekilde temas haline getirilmelidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkan verecek kadar yakınlıkta olmalıdır. İki yüzey arasında bağ oluştuğundan sonra, sıcaklık yardımıyla difüzyon başlar ve yüzeylerin ara kesitindeki boşluklar doldurulur.

Difüzyon kaynağı mekanizmasıyla ilgili birbirinden farklı bir çok model ileri sürülmüştür. Bunun sebebi ise sınırlı bir süre için basınçla ısının birlikte uygulanmasıyla bağ oluşturma mekanizmalarının oldukça karmaşık olmasıdır. Bu konu Salehi tarafından 1990 yılındaki çalışmasında detaylı olarak incelenmiş ve tartışılmıştır.

Bu konuda ilk teorik yaklaşım 1944 yılında Kinzel tarafından geliştirilmiştir. Daha sonra 1965 yılında Gerken ve Owczarski üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüşlerdir. Sonraki yıllarda Schwartz, King ve Owczarski birbirlerinininkiyle aynı olan bir model geliştirerek kendi modellerinin son safhalarıyla, Gerken ve Owczarski modelinin ilk safhasını birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirilecek yüzeye basınç altında ilk temas ve sürünme meydana getirmektedir. Bağlantı ara kesitinde esas itibarıyla boşluklar tane sınırı olarak tanımlanmıştır. İkinci safhada, birinci aşamada yok edilmeyen ara kesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve ara kesit tane sınırları daha düşük bir enerji seviyesine, yani ara kesit düzlemi dışına göçmektedir. Buradaki hakim mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Son safha ise, tane sınırı içindeki boşlukların hacim difüzyonuyla doldurulmasıdır (SALEHI 1990).

Mc Keag, saf titanyum ve bakır difüzyon çiftini incelemiş ve altı safhalı bir mekanizma ortaya atmıştır. Bu mekanizmaya göre birinci safhada, sıcaklık altında ve yüzey pürüzlerinin teması esnasında, metal oksitleri çözünmekte ve ara kesit her iki tarafında yeniden kristalleşmiş ince bir tabaka meydana gelmektedir. Enerji engelini kıran bu tabakadır. İkinci safhada, daha kalın bir tabaka yeniden kristalleşmektedir. Üçüncü safhada ana metal yeniden kristalleşirken daha alt tabaka kristalleri yok edilir. Dördüncü aşamada ara kesitleri daha önce kristalleşen taneler yok olurken, küçük fakat görülebilir boşluklar oluşur. Beşinci safhada ara kesitteki boşlukların sayıları azalırken,

boyutları büyür. Altıncı safhada orijinal ara kesit düzlemine tane sınırı göçü ve tane büyümesi başlar (SALEHI 1990).

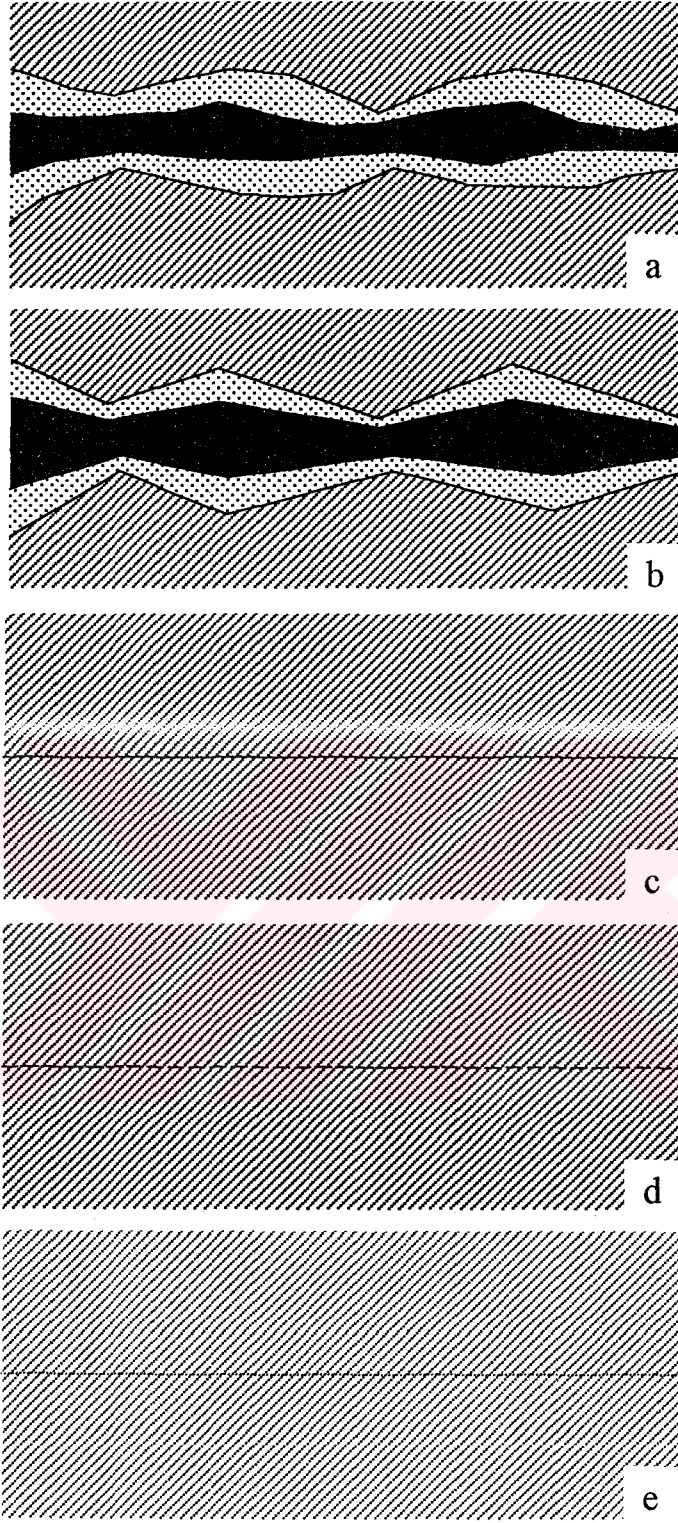
Araştırmacılar, başlangıç safhasında plastik deformasyonun, birleşecek yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise, yüzeyden kaynaklanan ve ara yüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hem fikirdirler. Sıvı faz kütle transferi, ancak yüksek sıcaklıklarda çalışıldığı zaman söz konusudur (SALEHI 1990).

Difüzyon kaynağı konusunda King ve Owsczarski, Garmon ve arkadaşları, White ve Allen, Derby ve Wallach, Hilling ve Ridley, Mahara, Enjo gibi araştırmacılar çalışmalar yapmışlardır. Bu çalışmalar pratik uygulamalarla uyum sağlamıştır. Mekanizma ve modellerdeki ilişkiler her bir mekanizmanın boşluğu doldurmasına farklı bir şekilde tesir ettiği farz edilerek geliştirilmiştir. Bu yaklaşım, mekanizmaların farklı tesirlerini ihmal eder durumda olup, bağ oluşumu üzerinde bazı mekanizmaların tesirlerinin abartılı tahminine yol açabilir. Araştırmacıların çalışmaları göz önünde bulundurulduğunda difüzyon kaynağı mekanizması şu şekilde genelleştirilebilir (SALEHI 1990).

- 1) Yük altında plastik deformasyon,
- 2) Sürünme deformasyonu,
- 3) Difüzyon,
- 4) Yeniden kristalleşme ve tane sınırı göçüdür (SALEHI 1990).

2.1.1 Difüzyon kaynağı mekanizması

Metal folyo ve kaplama şeklindeki ara tabakalar kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerini azaltmak mümkündür. Şekil 2.1'de difüzyon kaynağı mekanizması şematik olarak gösterilmektedir (SALEHI 1990).



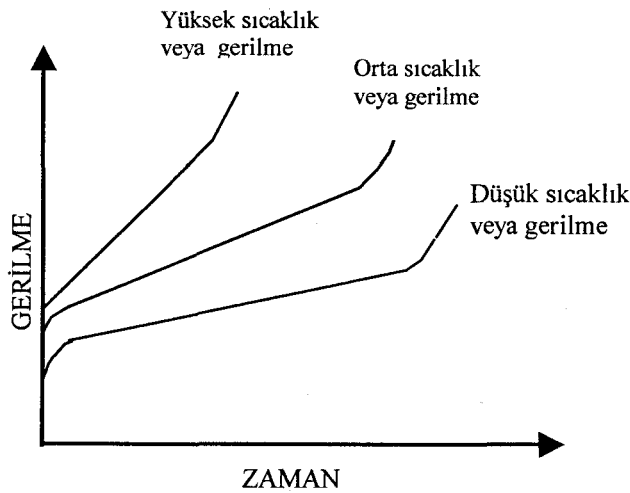
Şekil 2.1. Difüzyon Kaynağı Mekanizması (SALEHI 1990) a) İlk nokta teması ve oksit tabası, b) Plastik deformasyon ve sürünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar, c) Nihai sürünme ve akma noktası, d) Yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması, e) Tamamlanmış kaynak

2.1.2. Difüzyon kaynağına tesir eden faktörler

- Kaynak sıcaklığı,
- Yüzey şartları,
- Kaynak basıncı,
- Kaynak süresi,
- Kaynak ortamı,
- Birleştirilecek malzemelerin tane boyutları ve mikro yapılarıdır.

2.1.2.1. Kaynak sıcaklığı

Sürünme ve difüzyon mekanizmaları sıcaklığa bağlı olduklarından, sıcaklık difüzyon kaynağının en önemli parametresidir. Sıcaklık arttıkça ana malzemelerin akma gerilmeleri azalır. Böylece ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlerinin sürünmeleri kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanını elde etme süresi azalır. Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri $T > 0,5T_e$ 'dir (T = Kaynak sıcaklığı, T_e = Kaynak yapılan malzemenin ergime sıcaklığı). Bu sıcaklığı malzemenin izin verdiği kadar yüksek, sabit ve üniform olarak uygulamak esastır. Sıcaklık ve uygulanan basıncın sürünme eğrisine tesiri Şekil 2.2'deki grafikte gösterilmektedir.



Şekil 2.2. Sıcaklık ve Uygulanan Basıncın Sürünme Eğrisine Tesiri (SALEHI 1990)

2.1.2.2. Yüzey şartları

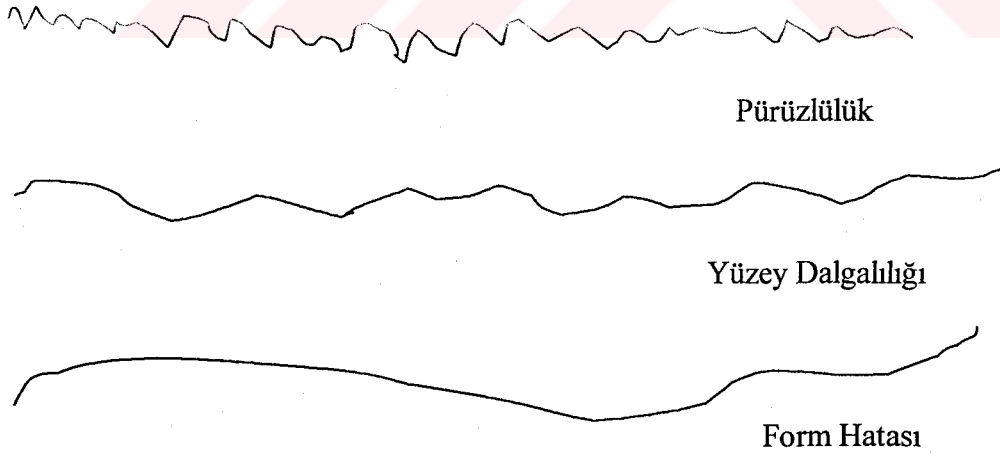
Difüzyon kaynağının kalitesine tesir eden yüzey şartları şunlardır;

- Yüzey pürüzlülüğü,
- Yüzey filmleri,
- Yüzey aralıklarıdır.

Pürüzlülük yüzeyler arasında tam temasa ulaşmak için gereken süreyi etkiler. Pratikte bir metal, yükseklik ve dalga boyu küçük olan yüzey pürüzlülüğüne sahiptir. Difüzyon kaynağında, özellikle uzun dalga boyundaki pürüzler önemlidir. Çünkü bu durumda boşlukların yok edilmesi için, hem çok yönlü basınç uygulaması hem de uzun zamana gerek olacaktır. Çünkü difüzyon sıcaklık ve mesafeye bağlıdır.

Haddelenmiş halde bilhassa ince levhalar, iyi bir yüzeye sahip olduklarından daha avantajlıdır.

Yüzey pürüzleri birinci aşamada kalıntı gözeneklerin başlıca sorumlusudur. Pürüzlülük sıcaklık ve deformasyonla artar. Şekil 2.3 yüzey kusurlarını göstermektedir.



Şekil 2.3. Yüzey Kusurları (SALEHI 1990)

Yüzey artıkları (filmleri) deneysel değişenler olmamakla beraber, hemen hemen bütün yüzeylerde bazı şekillerde mevcuttur. Bunlar iki gruba ayrılabilir.

- 1) Normalde oldukça kırılğan olan oksit filmleri,
- 2) Yağ, gres, toz gibi organik ya da inorganik tabakalardır.

Oksit filmleri, yaklaşık 10-20 atom mertebesinde bir derinliğe nüfuz eden tabakalardır. Bütün sıcaklık değerlerinde H_2O , CO_2 ve SO_2 gibi gazlar, oksit film kalınlığını artırmaktadır. Oksit tabakaları birleşecek yüzeylerin temasını önleyip birleşme esnasında difüzyon yoluyla sinterlemeye yol açarak, bağ teşekkülünü geciktirir ve ara kesitte tane sınırı difüzyonunu engelleyerek boşluk kalmasına sebep olur. Oluşması muhtemel, makro, mikro ve başlangıç teması boşluklarında sebebi oksit filmleridir (SALEHI 1990).

Yüksek sıcaklıklarda ($>0.5 T_e$) bir çok metal oksidi (Cu, Ti, Zr, Nb, Ta, ve Mo gibi elementlerin oksitleri) ana metal içinde çözünür ya da dağılır (Ag_2O gibi). Dolayısıyla bağlantıya zarar vermez. Al_2O_3 gibi oksitlerle nitrür ve karbür filmleri ise metaller arası bağ oluşumuna engel olurlar.

Yağ, gres, toz gibi artıklar da oksit filmleriyle aynı etkiye sahiptirler. Dolayısıyla kaynaktan önce yüzeyden uzaklaştırılmaları gerekir. Oksit filmlerinin kaldırılması için, kimyasal dağlama ve asitle dağlama yöntemleri kullanılır. Diğer artıklar $300^\circ C$ 'ye kadar sıcaklıkta kurutulmak suretiyle yüzeyden uzaklaştırılır (SALEHI 1990).

2.1.2.3. Kaynak basıncı

Difüzyon kaynağında basınç, iki yüzey arasında teması ve difüzyon işlemini başlatmak üzere kimyasal bir potansiyel farkı üretmek için gereklidir. Yüzey oksitlerini kırmadan temas başlatmak mümkün değildir.

Kaynak esnasında uygulanması gereken basınç, difüzyon kaynağına aşağıdaki şekillerde tesir eder.

- 1) Çözülmesi mümkün olmayan yüzey oksitlerini kırar ve metalin metale temas alanını artırır.

- 2) Birleşecek yüzeylerin birbirlerine atomlar arası mesafede yaklaştırılarak, atomlar arası çekim kuvvetini faaliyete geçirir.
- 3) Difüzyon için kimyasal potansiyel farkı meydana getirir.
- 4) Yüzey pürüzlerinin plastik akmasına yardım eder.

Tüm bunların yanında uygulanan basıncın olumsuz tesirlere sebep olmaması için bazı hususlara dikkat edilmesi gerekir. Bu hususlar:

- 1) Kaynak basıncı birleştirilecek parçaların plastik hacim deformasyonunu en aza indirmek için, akma gerilmesinin altında tutulur.
- 2) Uygulanacak basınç izostatiktir. Araştırmacılar basıncın uygulanma hızını kaynak deformasyonu veya mukavemeti üzerinde önemli bir tesiri olmadığını bildirmişlerdir (SALEHI 1990).
- 3) Uygulanacak basınç, yüzey pürüzlerinin sürünme hızı ve plastik deformasyonunu arttıracak kadar büyük, kaynak edilecek parçaların makroskobik deformasyonuna yol açmayacak kadar düşük seçilmelidir.
- 4) Günümüze kadar difüzyon kaynağında çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerleri 41 KPa ile 27 MPa arasındadır (SALEHI 1990).

2.1.2.4. Kaynak süresi

Düzgün bir kaynak elde etmek için gerekli süre, sıcaklık ve basınca bağlıdır. Kaynak süresi basınç ve sıcaklık artırılarak azaltılabilir. Kirli yüzeyler ve düşük sıcaklıklarda çalışıldığında süre uzatılmalıdır.

Sabit basınç ve sıcaklıkta birleştirme süresini uzatmanın bağlantı mukavemetini bir noktaya kadar arttırdığı araştırmacılar tarafından ortaya çıkarılmıştır (SALEHI 1990).

Metaller arası bileşiklerin meydana gelmesi, tane büyümesi, süperplastik şekil değiştirme performansı ve bağlantı mukavemeti süre arttıkça olumsuz bir şekilde etkilenmektedir (SALEHI 1990).

2.1.2.5. Kaynak ortamı

Difüzyon kaynağında parça yüzeylerini ve ara kesitte oluşacak oksidasyonu önlemek için koruyucu bir atmosfer altında kaynak işlemini gerçekleştirmek gerekir. Bu amaçla ya vakum altında ya da bir soygaz atmosferinde kaynak işlemi gerçekleştirilir.

Soy gaz olarak argon, azot ve helyum gazlarından herhangi birisi kullanılabilir. Oksijen miktarını en aza indirmeye yardım eden hidrojenin redükleyici bir atmosfer ortamı olduğu düşünülebilir. Ancak hidrojen, titanyum, zirkonyum, hafniyum, kolombiyum ve tantal alaşımlarında hidrat oluşturduğundan bu malzemelerin kaynağında tercih ve tavsiye edilmez (SALEHI 1990).

Soygazlar atmosferdeki oksijenin tesirini belli bir dereceye kadar azalttığından, kararlı oksitlere sahip metallerde vakum kullanılmaktadır. $1,3 \times 10^{-3}$ Pa'dan daha fazla bir vakum oksit filmlerinin çözünmesini sağlayabilmekte ise de uygulamada $1,3 \times 10^{-2}$ ile $1,3 \times 10^{-5}$ Pa'lık basınçlar altında difüzyon kaynağı yapılmaktadır (SALEHI 1990).

2.1.2.6. Birleştirilecek malzemelerin tane boyutları ve mikro yapıları

Difüzyon kaynağına tesir eden birçok yapı vardır. Bunlar, mikro yapı, tane boyutu ve ilave metal (ara tabaka) kullanılması şeklinde sınıflandırılabilir.

Çift fazlı (α/β) titanyum alaşımları üzerinde yapılan araştırmalar farklı mikro yapıların farklı sürünme hızına sahip olduğunu göstermiştir. Bu yapılar:

1. İnce taneli küre,
2. Lamelli,
3. Tabaka tipi olmak üzere üç grupta incelenir (SALEHI 1990).

Difüzyon kaynağı için en ideal yapının ince taneli yapı olduğu tespit edilmiştir. Bu yapı süperplastik alaşımlarda mevcuttur.

Tabaka tipi yapıda tane sayısı arttıkça sürünme hızı azalmakta ve sonuçta ara kesitte boşluklar kalmaktadır.

Lamelli yapı diğer iki yapı ile karşılaştırıldığında, daha düşük sürünme hızına sahip olduğu görülür.

İki fazlı alaşımlar için, iki fazın oranı difüze olabilme ve sertlik üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Yüksek difüzyon hızına sahip fazın, düşük sürünme hızına sahip faza oranı, sıcaklığın tesiriyle arttıkça bağ oluşumu olumlu yönde etkilenmektedir.

Colva 1988, alüminyum ve bakır difüzyon kaynağı üzerinde çalışmış, katı halde birbirini içinde tamamen çözülmeyen bu metalleri, bilhassa intermetalik bileşiklerin ve ara fazın oluşması açısından inceleyerek başlangıçtaki mikro yapının, bu tür istenmeyen yapıların meydana gelmesinde etkili olduğunu göstermiştir.

Tane boyutunun hem kaynak esnasında, hem de kaynak sonrasında bağlantı mukavemeti açısından büyük önemi vardır. Kaynağın ilk safhalarında boşluklar daha çok tane sınırıyla kesişir. Dolayısıyla boşluğu önlemek için birden çok tane sınırı etki eder (GUO ve RIDLEY 1987). Atomlar bu tane sınırlarından boşluğa difüze olarak onu küçültürler.

Tane boyutu küçülüp, tane sayısı arttıkça, boşlukların difüzyonla doldurulması kolaylaşmakta ve ara kesitte kalması ihtimali azalmaktadır.

Difüzyon kaynağında birleşme işlemini hızlandırmak, bağlantının mekanik özelliklerini geliştirmek veya birbirinden farklı metal, metal olmayan (seramik, cam, kompozit v.b.) malzemelerin kaynağında karşılıklı difüzyon oluşturmak için ara malzeme kullanılır (LANCASTER 1987) .

Genel olarak ilave (ara) malzemenin kaynaktaki faydaları şunlardır (GUO 1985).

- 1) Mekanik bağ oluşturmak için ana metalde çözünme,
- 2) Birbirinden farklı malzemelerin birleştirilmesi halinde intermetalik fazların oluşumunu önlemek,
- 3) Ön ısıtma esnasında, yüksek sıcaklıklarda birleştirilecek yüzeyleri oksidasyona karşı korumak,
- 4) Elektro-kaplama veya iyon kaplama ile malzemenin difüzyon özelliklerini geliştirmek,
- 5) Düşük akma gerilmeli malzemelerde ya da sıvılar ihtiva eden bölgeler oluşturarak, oksit filmlerinin bozulmasını sağlamak,
- 6) Ara kesit boşluklarında, geçici sıvı fazlar oluşturarak yüzey pürüzlerinin olumsuz tesirlerini en aza indirmektir.

2.1.3. Difüzyon kaynağı yapılan malzemeler

Günümüzde difüzyon kaynağı çok sayıda ve değişik malzemeye farklı alanlarda ve amaçlarda geniş bir şekilde uygulanmaktadır. En başarılı ve yaygın uygulama titanyum alaşımlarında uçak yapımında görülmektedir (SALEHI 1990). Son zamanlarda Ti-Alüminitler, yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları, Ni esaslı alaşımlar, metal matrisleri kompozitler difüzyon kaynağıyla birleştirilmişlerdir (OSTYN 1987).

Diğer malzemelere uygulanmakla beraber, difüzyon kaynağının en çok kullanıldığı metal titanyumdur. Titanyum alaşımları ara malzemeye ihtiyaç göstermeden kolayca kaynak yapılabilir.

Titanyumun difüzyon kaynağına elverişli olmasının sebebi kendi oksidi de dahil olmak üzere, yüzey atıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman çözeltiyeye alabilme kabiliyetidir.

Titanyumu difüzyon kaynağı açısından kaynağına elverişli kılan diğer bir hususta yüzeyin temizlenmeye ihtiyaç göstermemesidir. Titanyumun ergime kaynağında özel önlemler alınması gerektiğinden, bu metalin difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi yaygındır. Süperplastik titanyum alaşımları 880°C ile 940°C sıcaklıklarda 0,6 ile 2 MPa basınç altında 3 saat içinde kolayca birleştirilebilmektedir.

Ti alaşımlarının difüzyon kaynağında kullanılan ara tabakalar, saf titanyumdan oluşmaktadır. Ti alaşımından mamul fan kanatçıklarının difüzyonla lehimlenmesinde ise Cu ve Ni ara tabakalar kullanılmaktadır. İri taneli titanyum alaşımları için, düşük basınç altında ince taneli süperplastik bir Ti alaşımı ara tabaka olarak kullanıldığında dayanımı yüksek bir komşu metal elde edilmektedir (PARTRIDGE 1989).

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağı, inatçı yüzey oksitleri yüzünden güçleşmektedir. Bununla beraber, birleşme bölgesinde yüksek sıcaklık ve büyük ölçekli deformasyon uygulanmasının, inatçı oksit tabakalarını kırdığı ve yüzey kaplama ya da ara tabaka kullanılması ile daha düşük basınç altında difüzyon kaynağı yapmanın kolaylaştığı tespit edilmiştir (SALEHI 1990; STEPHAN 1986; BARTA 1964). Öte yandan, süperplastik alüminyum alaşımlarının ve Al-metal matrisli kompozitlerin geliştirilmesi, yüksek mukavemetli difüzyon kaynağı ihtiyacını artırmaktadır (PARTRIDGE 1989).

Alüminyum ile metalürjik olarak uyum göstermeyen bakır arasında difüzyon kaynağı uygulanmıştır. Calvo ve diğerleri (1988), Al ile Cu'ı difüzyon kaynağı ile 520°C'lik sabit sıcaklıkta 15 dakikalık sürede 0,25 ile 1,60 MPa'lık basınçlarda birleştirerek en büyük problemin intermetalik bileşik ve ara fazlar olduğunu tespit etmişlerdir (COLVA 1988).

Ti alaşımları ile, paslanmaz çelik arasında yüksek mukavemetli katı hal difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiştir. Ancak TiFe, TiFe₂, TiCr₂, Ti₂Ni gibi bileşiklerle ana metaller arasında intermetalik fazların oluşması sebebiyle bağlantının mukavemeti azalmaktadır (SALEHI 1990).

Kısa veya uzun fiberli, metal matrisli kompozitlerin seramikle ve metallerin seramikle difüzyon kaynağında büyük ilerlemeler sağlanmıştır.

Seramiklerin (Al₂O₃, SiC, Si₃N₄) difüzyon kaynağı, seramiklerin mükemmel korozyon ve aşınma dirençleri sebebiyle birçok ülkede çalışılmıştır. Bunların kaynağa elverişsiz yönleri ise, süneklik yetersizliği, kusursuz hassasiyeti ve çok değişken olmalarıdır. Bunu için seramikle metallerin difüzyonla kaynağı çıkar yol olarak görülmektedir. Ayrıca tokluğu geliştirmek için de seramik matris / seramik fiberleri kompozitler üretmek gerekmektedir (PARTRIDGE 1989).

2.1.4. Difüzyon kaynağı teknikleri

Difüzyon kaynağı günümüzde iki maksatla yapılmaktadır. Bunlar:

- a) Bilimsel çalışmalar için, (araştırma amacıyla)
- b) Mevcut bir tekniği kullanarak bir parçayı üretmek içindir.

Bunlardan birinci ile teste tabii tutulabilecek difüzyon kaynağı tipleri geliştirilirken, ikincisi ile istenen elemanı elde etmek mümkündür. Birleştirilen malzemeler arasında ilave bir malzeme kullanıp kullanılmamasına göre difüzyon kaynağı :

- 1) Difüzyon lehimleme (Folyo kullanılan),
 - a) Tek ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,

b) Birden çok ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,

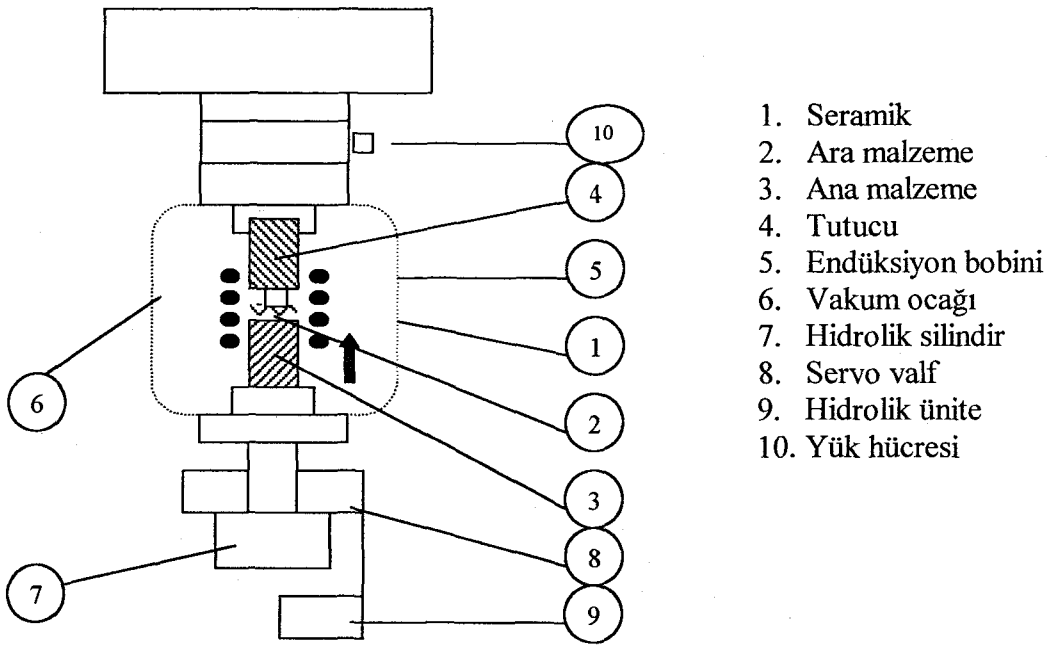
- 2) Ani sıvı faz kaynağı
- 3) Direkt difüzyon kaynağıdır (ZHANG 1987).

Difüzyonla lehimlemede birleştirilecek yüzeyler arasına, ergime sıcaklığı ana malzemeninkinden daha düşük, levha şeklinde ilave bir malzeme yerleştirilir. Çok katlı ara tabakalar, hem termal gerilmeyi, hem de diğer gerilmeleri giderici ek bir etkiye de sahiptirler (ZHANG 1987). Ani sıvı faz kaynağı, ilk safhasında hızlı ısıtma ile yüzeylerden biri ya da her ikisinin basınç altında çok kısa bir süre için ısıtılıp hızla soğutulduğu bir difüzyon kaynağı olarak tanımlanmaktadır. Hem difüzyon lehimleme, hem de difüzyon kaynağında yüzeylerin çok hassas bir şekilde işlenmiş olmaları gerekirken ani sıvı faz kaynağında 80 numara zımpara ile ya da hassas tornalama ile işlenmesinin yeterli olduğu bilinmektedir.

Difüzyon kaynağı uygulama ortamına göre iki grupta incelenir:

- 1) Koruyucu gaz atmosferinde difüzyon kaynağı,
- 2) Vakum altında difüzyon kaynağıdır.

Endüstriyel amaçlarla uygulanan difüzyon kaynakları, küçük kütleli ve büyük kütleli parçalara uygulanan difüzyon kaynağı diye iki grupta incelenir. Büyük kütleli difüzyon kaynağı, kalın kesitli, işlenmiş parçaların mekanik olarak basınç altında birleştirilmesi işlemidir. Japon araştırmacılar, Ti-6Al-4V alaşımından birçok uçak parçasını 10^{-3} Pa vakum altında, 900°C sıcaklıkta, 2,94 MPa bir basınç uygulayarak 2 saatte kaynak etmişlerdir. Difüzyon kaynağı ile üretilen ağır parçalar malzeme kullanım ve masraflarını azaltmak üzere, karmaşık şekilli işlenmiş ya da dövülmüş parçaların yerini almaktadırlar (PARTRIDGE 1989). Aşağıdaki şekilde vakum ortamında çalışılan bir difüzyon kaynağı düzeneği görülmektedir.

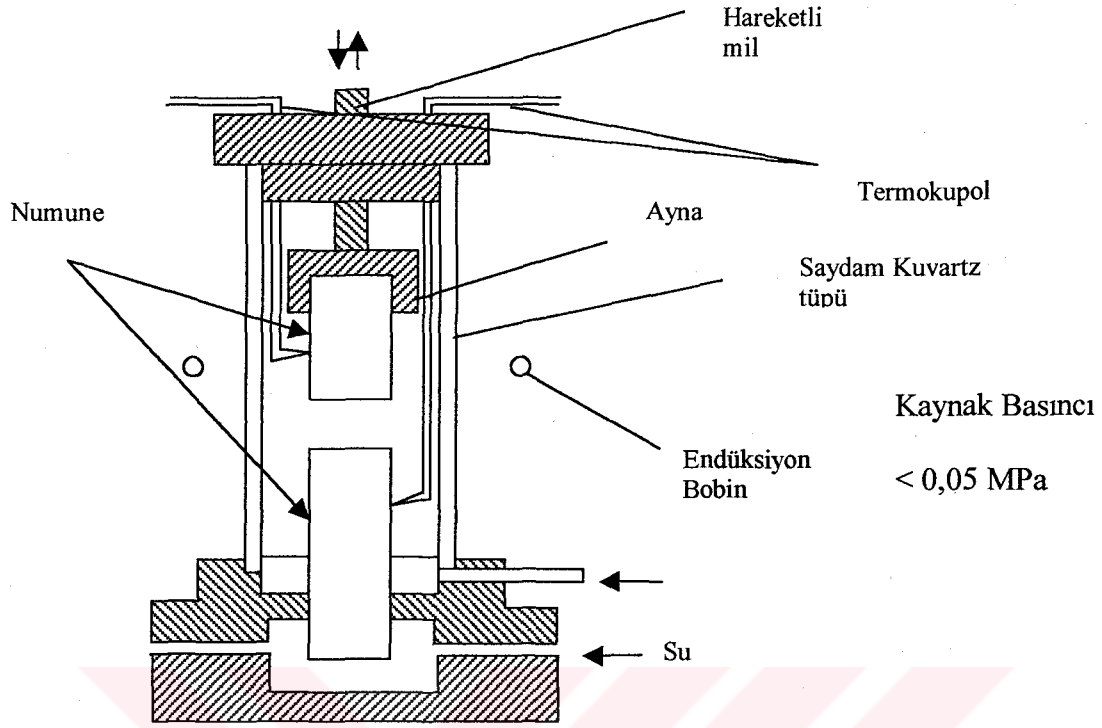


1. Seramik
2. Ara malzeme
3. Ana malzeme
4. Tutucu
5. Endüksiyon bobini
6. Vakum ocağı
7. Hidrolik silindir
8. Servo valf
9. Hidrolik ünite
10. Yük hücresi

Şekil 2.4. Difüzyon Kaynağı Tertibatı (PARTRIDGE 1989)

Aşağıdaki şekilde koruyucu gaz atmosferinde çalışılan bir difüzyon kaynağı aparatı verilmiştir. İnce Ti-6Al-4V alaşımlı levhalara 2 MPa'lık gaz basıncı ile difüzyon kaynağı uygulanabilmektedir (SALEHI 1990).

Difüzyon kaynağı uygulamalarında, kaynak atmosferi olarak, hava, soy gaz ya da vakum, basınç olarak mekanik, hidrolik, izostatik, diferansiyel termal genleşme şeklinde uygulanmaktadır (SALEHI 1990). Isıtma ise dirençle, atmosfer kontrollü fırında ya da endüksiyon bobin ile yapılabilmektedir (SALEHI 1990).



Şekil 2.5. Koruyucu gaz atmosferinde çalışan difüzyon kaynağı aparatı (SALEHI 1990)

2.1.5 Difüzyon kaynağı uygulanan muayeneler

Difüzyon kaynaklı birleştirmelerde bağlantının kalitesini tespit ve tayin etmek için iki türlü test uygulanmaktadır.

- 1- Tahribatlı muayeneler,
- 2- Tahribatsız muayeneler.

2.1.5.1 Tahribatlı muayeneler

Tahribatlı muayeneler dört grupta incelenir. Bunlar:

- a) Çekme testi,
- b) Bindirme-Kayma testi,

- c) Darbe testi,
- d) Eğme testidir.

2.1.5.2 Tahribatsız muayeneler

Bu muayeneler:

- a) Metallografi, (optik mikroskop ile muayene)
- b) Potansiyel düşme,
- c) Transmisyon akustik mikroskopi,
- d) Elektron mikroskopi,
- e) Fotoemisyona elektron mikroskopi olmak üzere beş gruba ayrılabilir (GUO 1985).

Metallografi difüzyon kaynaklı bağlantıların mikro yapılarını muayenede esas metot olmasına rağmen, küçük boşlukların optik mikroskopla tayin güçlüğü, bağlantı kalitesini anlamada etkili bir yol olmasını engellemektedir (GUO 1985).

Potansiyel düşme metodu (verilen akımdaki değişme), daha çok yorulma çatlak büyümesini tespit için kullanılır. Boşluk tespitinde kullanıldığı zaman ise, ancak büyük boşluklarda iyi sonuç vermektedir.

Klasik X-ışını ve ultrasonik muayeneler, difüzyon kaynağının iç kesitini muayenede, mevcut kusurların tespitinde oldukça faydalıdır.

Elektron mikroskopisi, bağlantılardaki ara tabakanın kalınlıklarının tespitinde faydalı olurken, bağlantı mukavemeti hakkında fikir vermemektedir.

Fotoemisyona elektron mikroskopisi, yüksek sıcaklıklarda, dinamik metalürjik gözlem yapılmasını ve difüzyon kaynağının safha safha izlenmesini mümkün kılmaktadır.

2.1.6 Difüzyon kaynağı uygulamaları

Difüzyon kaynağı birçok üstünlüklere sahip bir kaynak usulüdür. Kullanım alanları:

- a) Genel mühendislik,
- b) Havacılık ve uzay sanayii,
- c) Savunma sanayii,
- d) Nükleer sanayii,
- e) Elektronik sanayi şeklinde sıralanabilir.

Genel mühendislik alanında difüzyon kaynağı, kaynak çatlama ve gevrek metallere arası yapıların oluşması tehlikesinin bulunduğu durumlarda kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının özel avantajlar sunduğu bağlantı türleri; yüzey kaplama, difüzyon kaynağıyla bir defada birleştirilmesi mümkün karmaşık şekilli ve içi boş yapı elemanları, döküm ve dövme parçalarda difüzyon kaynağı şeklinde sıralanabilir.

Difüzyon kaynağı havacılık sanayiinde, daha ucuz, daha verimli, daha hafif ve difüzyona daha yatkın parçaların üretimini mümkün kılarak bu sanayiinin gelişmesine yardımcı olmaktadır. Havacılık sanayiinde difüzyon kaynağı, yüzey yüzeye ya da kenar kenara temas eden bağlantıların üretiminde genellikle dövme ve geleneksel kaynak usullerinin yerine kullanılmaktadır. Havacılık sanayiinde difüzyon kaynağı uygulamalarına aşağıdaki örnekler verilebilir.

Amerika'da aralarında Northrop, Rockwell, Douglas Aircraft gibi şirketlerin bulunduğu 12 firma, 1000-5000 tonluk presler kullanılarak, difüzyon kaynağı ve süperplastik şekillendirme ile Ti alaşımlarından F15 füze yuvası, B1 bombardıman uçağı için patlama lülesi(füze çıkış bölgesi), T-38 uçağı için ana iniş arka kapısı, rüzgar kanatçıkları imal etmişler ve maliyette %40'lara varan tasarruf sağlamışlardır (WILLIAMSON 1986).

Amerikan Rhor şirketi, petek şeklinde dizayn edilmiş olan bir hava kanalını, difüzyon kaynağı ile, bir tek işleme üretmeyi başarmıştır (GUO 1985).

İngiliz Rolls Royce şirketi, uçak türbin kanatlarını (Ti-alaşımı) "uyarılmış difüzyon kaynağı" adını verdiği (Cu ve Ni'den mamul ara tabakaların, iki panel arasında,

mikro işlemci kontrollü bir elektro-kaplama metoduyla yerleştirilip basınç altında ve vakumda, yine mikro işlemci kontrollü bir ısıl işlemi ile birleştirilmesi bir yöntemle üretmiştir (FITZPATRIC 1988).

Difüzyon kaynağı ile piston, silindir blokları gibi hidrolik elemanlar da üretilmiştir. Burada amaç çeliklerin yüzeylerinin bronz ile kaplanarak, (%80 Cu-%10 Sn-%10 Pb) ağırlıktan tasarruf sağlanmasıdır.

Difüzyon kaynağının silah sanayiindeki uygulamalarında amaç ise, diğer tekniklerle daha ekonomik ve entegre olarak üretilemeyen yapı ve elemanları üretmektir. Mesela, hidrojen mevcudiyetinin problem olduğu, martenzitik yapıdaki kaynaklı bağlantılarda, geleneksel kaynak usulleri yerine difüzyon kaynağı uygulanmaktadır. Planör tip uçakların üretiminde, çelik ve alüminyumun difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi büyük kolaylıklar sağlamaktadır (GUO 1985).

Nükleer endüstride difüzyon kaynağı çok yaygın olarak kullanılmakla beraber, Battelle'nın "Sıcak-İzostatik Difüzyon Kaynağı" küçük UO_2 levhacıklarıyla düz plaka tipi yakıt elemanları üretiminde kullanılmıştır. Amerikan ordusu için, seyyar güç reaktörlerinin, tüp şeklindeki paslanmaz çelik ve UO_2 'den oluşan yakıt elemanlarının üretimi de difüzyon kaynağıyla yapılmaktadır. Yine, sıcak izostatik difüzyon kaynağı ile alüminyum kaplanmış tüp şeklinde uranyum alaşımı yakıt elemanlarında üretilmiştir (SALEHI 1990; GUO 1985). Bunların dışında bir başka reaktör için tek parça termoelektrik bir pompa elemanı, difüzyon kaynağı ile birleştirilmek suretiyle, imal edilmiştir. Nükleer güç reaktörlerinde yaşanan tip, alüminyum (SAP 895) alaşımı ile 300 serisinden paslanmaz çelikler arasında tüp geçişi difüzyon kaynağı ile yapılmış, Fe-Al intermetalik bileşikleri önlemek için kaynak bölgesinde tungsten kullanılmıştır (GUO 1985).

Elektronik devre üreticileri, silikon parçadan entegre devre üretildikten sonra, çipin bir alt tabakaya bağlanması, çip ve devrelerin elektrikli iletken malzemelerle bağlanması gibi işlerde birçok birleşme tekniği kullanılmaktadır.

Mikro elektronik sanayiinde, silikon çiplerin bakır veya Ni-Fe esaslı led çerçevesine bağlanmasında, ara tabaka olarak altın bir folyo kullanılarak, difüzyon kaynağı uygulanmaktadır (RICHES 1989).

Difüzyon kaynağı plastik sanayiinde, ekstrüzyon hatlarında kullanılan basınca dayanıklı ve tam sızdırmaz, enjektörlerin üretiminde kullanılmaktadır.

Son yıllarda difüzyon kaynağının uygulaması, referans ve kalibrasyon bloklarının üretimine de girmiştir. Özellikle hassasiyetin ve mukavemetin sağlanması amacıyla, farklı malzemelerin birleştirilmesi ile imal edilen, bileşik malzemeler, bu konularda difüzyon kaynağını üstün kılmaktadır.

Elektrik alanında esnek elektrikli iletkenlerin, çok sayıda levhacığın birleştirilmesinden meydana gelen yapısı, uçların difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi sonucu üretilebilmiştir. Bu konudaki diğer potansiyel uygulamalar; ısı değiştiricilerinin kaplanması ile gelişmiş malzemelerin metal matris kompozitlerle birleştirilmesidir (SPANSWICK 1989).

2.2. Kırılma Mekanikliği

2.2.1 Giriş

İkinci dünya savaşından önce birçok büyük yapılar düşük mukavemetli malzemelerden yapılırdı ve bu yapılar emniyetli kırılmaya uğrayacak şekilde tasarlandığından dolayı büyük mal ve can kayıplarına sebep olacak ani kırılmalar önlenirdi. Her ne zaman bir yapı hasara uğradığında bu tür yapının tasarımı daha düşük gerilmelere maruz kalacak şekilde yapılırdı.

İkinci dünya savaşı sırasında yüksek mukavemetli malzemeler gemi inşaatında kullanılmıştır ve yapılan gemilerin oldukça büyük bir kısmında kırılmalara neden olacak boyutlarda çatlak oluşumu ve dolayısıyla gemilerin iki parçaya ayrılması ile karşılaşmıştır. Çoğu kırılmaların gemilerin keskin köşelerinde söz konusu olduğu gözlenmiştir. Tasarım aşamasında bazı değişiklikler yapılarak böyle keskin köşelerden kaçınılarak ve yüksek gerilim konsantrasyonlarının olduğu bölgeler takviye edilerek kırılmalar önlenmektedir.

İkinci dünya savaşında gemilerin inşaatında yüksek miktarda kaynak bağlantısından dolayı çatlak oluşumu ve bir parçadan diğerine çatlak geçişine eğilimli yapılar ortaya çıkmıştır. Diğer taraftan, perçin bağlantılı yapılarda hasar yapının bir parçasında oluşmakta ve diğer parçalara geçmemekte, dolayısıyla kaynak konstrüksiyonlarındaki gibi ani tehlikeli hasarlar söz konusu değildir.

İkinci dünya savaşı sırasında ve sonrasında tasarımcılar ve araştırmacılar, gevrek kırılmaları önlemek için gerekli genel kriterleri geliştirmenin yollarını araştırdılar. Son 30 yıl içerisinde, gevrek kırılmaya karşı alınan diğer pratik önlemler yanında bu konu ile ilgili “Kırılma Mekanîği” adı verilen bilim dalında çok önemli gelişmeler sağlandı. Bilim adamları, mühendisler ve standardizasyon komiteleri konu üzerinde sürekli olarak çalıştılar. Bunun sonucu olarak kırılma mekanîği bilgisi uygulamaları araçlar, ağır tonajlı gemiler ve kırılmaların gerçekleştiği diğer yapıların tasarım ve kontrolleri alanında mümkün oldu.

Geleneksel dizayn kriterlerinin asıl amacı yapının her tarafında uygulanan yükün, mekanik kararsızlığa neden olacak gerilme değerlerinin altında tutulmasıdır. Boşluk ve çentik gibi gerilme artırıcı hatalardan dolayı yapıya etkileyen yüksek gerilmelerin de aşırı plastik deformasyonlara neden olmayacağından emin olmak gerekir. Fakat uygulamalar analitik yaklaşımdan ziyade sadece tecrübe ve önsezi yöntemi ile yapılmıştır.

Yukarıda bahsedilen dizayn metotları köprüler, gemiler, uçaklar, tankerler ve tanklar gibi büyük yapılarda yüksek mukavemetli malzemelerin kullanılması sonucu bu yapılarda ani çökmeler ve patlamalar şeklinde hasarlar ile karşılaşınca kadar insanlığa son derece faydalı olmuştur. Mühendislik yapılarının hasara uğramasından sonra hasarlı yapılarda yapılan inceleme ve araştırmalar, bunların yapımında kullanılan malzemelerin sadece akma davranışı ve yapısal kararsızlığı değil kırılma davranışlarının da dikkate alınması gerçeğini ortaya çıkarmıştır (AKSOGAN 1998).

2.2.2 Kırılma türleri (modları)

Kırılmalar, kırılmanın görünüşüne, kırılmanın kristalografik yapısına ve kırılmanın birim deplasmanına göre sınıflandırılırlar (DIETER 1988).

Gansamer kırılmaları tanımlayan ve sıkça kullanılan terimleri Çizelge 2.1’de özetlemiştir.

Çizelge 2.1. Kırılma türlerinin sınıflandırılması (GANSAMER 1952)

Belirtilen Özellikler	Kullanılan Terimler	
Kristallografik	Kayma	Ayrılma kırılması (Klivaj)
Çatlak yüzeyi görünümü	Lifli (Gözenekli)	Kristalin (Taneli)
Kırılma şekli	Sünek	Gevrek

Kırılmalar genel olarak iki grupta incelenir.

1. Gevrek kırılma (ayrılma kırılması); bu tip kırılmalarda belirli bir ölçüde küçük miktarda plastik şekil değiştirme gözlenir.
2. Sünek kırılma; bu kırılma seklinde belirli ölçüye kadar plastik şekil değişimi gözlenir (DOĞAN 1995).

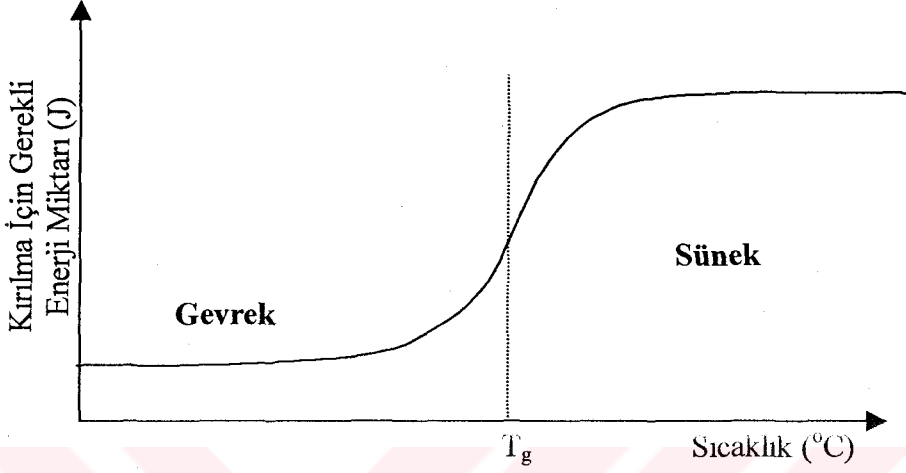
Sünek kırılma, inklüzyonlar veya ikincil faz partikülleri etrafında başlayan mikroskopik gözeneklerin çekirdeklenmesi, büyümesi ve birbirleriyle birleşmesi aşamalarını içerir. Ayrılma kırılması (cleavage) spesifik kristallografik düzlemlerden ayrılma şeklinde oluşur. Ayrılma kırılmasında kırılma taneler içerisinde olur. Her ne kadar ayrılma kırılması sıkça gevrek kırılma olarak adlandırılrsa da kırılma öncesi büyük miktarda plastik şekil değiştirme ve sünek çatlak büyümesi olur. Taneler arası kırılma ise malzeme içerisinde tane sınırları tercihli kırılma yolu olduğu durumlarda söz konusudur (DOĞAN 1995).

2.2.2.1 Gevrek kırılma

Yüksek sıcaklıkta veya düşük yükleme (çekme) hızlarında kalıcı şekil değiştiren bir çok malzeme (çelik döküm, iyonik tuzlar (NaCl) ve camsı malzemeler (inorganik camlar ve polimerler)) sünek kırılma; düşük sıcaklıklarda ve yüksek yükleme (çekme) hızlarında gevrek kırılma gösterirler. Kristal yapılarda; çatlağın

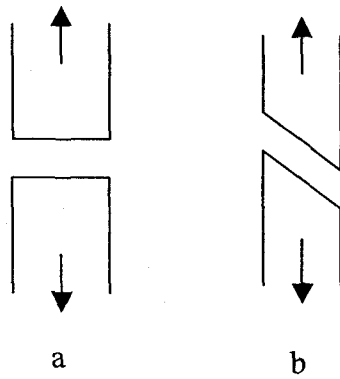
oluşması, sıcaklığın düşmesi ve yükün artması durumunda sünek kırılmadan gevrek kırılmaya doğru bir geçiş gözlenir (DOĞAN 1995).

Geçiş sıcaklığının (T_g) kırılmaya karşı bir direnç artışı görülür (sünek kırılma). T_g sıcaklığının altında ise kırılmaya karşı dirençte düşme gözlenmektedir (gevrek kırılma).



Şekil 2.6. Sıcaklık ile kırılma enerjisinin değişimi (DOĞAN 1995)

Gevrek kırılma tek ve çok kristalli yapılardaki malzemelerde gözlenir. Kırılma yüzeyleri düzgün ve keskin düzlemlerden oluşur. Şekil 2.7'de gevrek kırılma türleri gösterilmektedir (DIETER 1988).



Şekil 2.7. Gevrek kırılma tipleri. a) Tek ve çok kristallerde gevrek kırılma, b) Sünek tek kristallerde kayma kırılması (DIETER 1988).

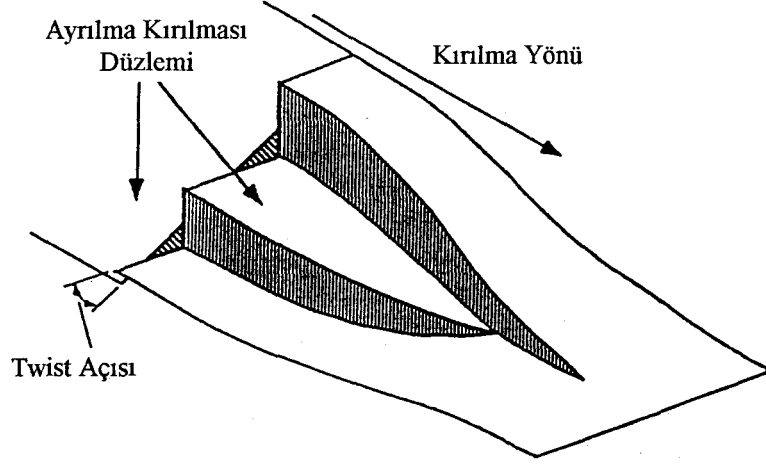
Taneler arası ayrılma kırılması (klivaj) çatlakların hızlı bir şekilde belirli bir kırılma düzleminde ilerlemesi olarak tanımlanabilir. Ayrılma tipi kırılma gevrek olabilir. Fakat kırılma; belirli bir miktar plastik akma ve sünek çatlak büyümesini takiben oluşabilir (DOĞAN 1995).

Tercihli ayrılma düzlemleri, daha az bağın kırılmasının söz konusu olduğu ve düzlemler arası mesafenin en büyük olduğu daha düşük atomik paketlemenin olduğu düzlemlerdir. Hmk malzemelerde ayrılma {100} düzlemlerinde gerçekleşir. Çok kristalli malzemelerde kırılma taneler içinden olur. Büyüyen bir çatlak her tane sınırına ulaştığında yön değiştirir. Çatlak her tanede en uygun yönelmiş ayrılma düzlemi doğrultusunda hareket eder. Ayrılma çatlaklarının doğrultusu maksimum gerilmeye diktir.

Ayrılma kırılması plastik akışın sınırlı olduğu durumlarda söz konusudur. Ymk malzemeler her sıcaklıkta sünek davranış için yeterli aktif kayma sistemine sahip oldukları için ayrılma kırılması göstermezler. Diğer taraftan hmk malzemeler (örneğin ferritik çelikler) sınırlı aktif kayma sistemlerine sahip oldukları için ayrılma kırılması gösterirler. Çok kristalli hmk malzemeler her tanede 3 tane kayma sistemi bulunduğu için ayrılma kırılmasına duyarlıdırlar.

Elektron mikroskobu ile çok kristalli bir malzeme yüzeyi incelendiğinde tipik olarak çok sayıda (tane sayısı kadar) farklı doğrultularda parlak kırılma yüzeyleri gözlenir. Her kırılma yüzeyindeki nehir paterni görünümü de ayrılma kırılmasının karakteristiğidir. Bu görünüm birçok çizginin tek bir çizgi halinde birleşimi gibi olduğundan, bu da nehir kollarının ana nehre birleşmesine benzer görüldüğünden, nehir paterni adı ile anılır (DOĞAN 1995).

İlerleyen (büyüyen) bir ayrılma çatlak, komşu tanelerdeki en yakın ayrılma düzleminin içinde olduğu ayrılma düzlemine göre belirli bir dönme açısında olduğu bir tane sınırı ile karşılaşır. Başlangıçta çatlak dönme uyumsuzluğunu birçok paralel düzlemde oluşarak karşılamaya çalışır. Fakat bu çatlakların tek bir düzlemde ilerlemesinden daha yüksek enerji gerektirir. Bu yüzden çok sayıda çatlakların tek bir çatlakla dönüşme eğilimi vardır. Yüksek akma gerilmeleri durumunda plastik şekil değiştirme oluşan mikro çatlakların gerilme konsantrasyonu etkisini yok edemediğinden ayrılma kırılması vuku bulur.

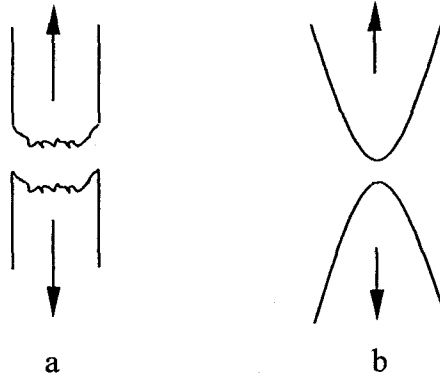


Şekil 2.8. Bir ayrılma çatlaklarının taneler arası dönme sınırında başka bir düzleme geçmesi sonucu nehir paterni oluşumu (DOĞAN 1995).

2.2.2.2 Sünek kırılma

Sünek kırılma büyük ölçüde plastik deformasyondan sonra oluşur ve özellikle boşlukların oluşması ve birleşmesi sonucu meydana gelip yavaş ilerleyen çatlak ilerlemesi şeklinde tanımlanır. Sünek kırılma yüzeyi özellikle mat ve liflidir (gözenekli yapı). Sünek malzemeler çekme gerilmeleri altında çoğunlukla çanak-koni tipi kırılma gösterirler (Şekil 2.9a). Az veya çok miktarda büzülme ile birlikte kırılma yüzeyinin kenarlarında çekme doğrultusuyla 45° açı yapan kayma yanakları vardır. Geri kalan kırılma yüzeyi çekme yönüne dik olduğundan, kayma olaylarından ileri gelmesine rağmen normal gerilme kırılması diye adlandırılır.

Ayrıca büzülme kırılması adı verilen ve şekil değiştirme kabiliyeti çok iyi olan saf metallerde gözlenen bir kırılma tipi vardır. Yerel kesit daralması ile ortaya çıkar ve kırılma yüzeyi ideal noktasal duruma yaklaşır (Şekil 2.9b).



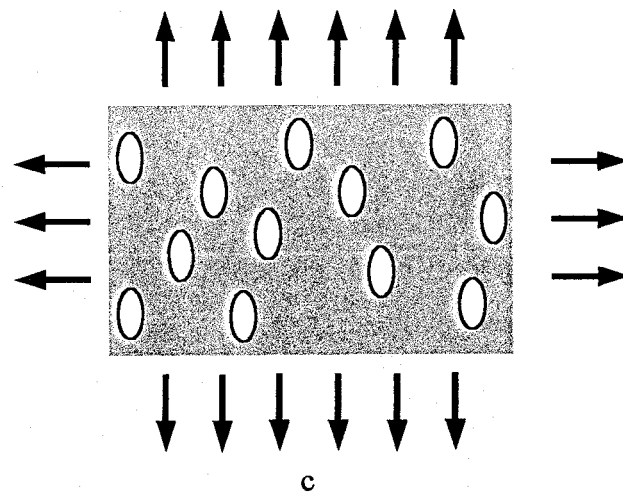
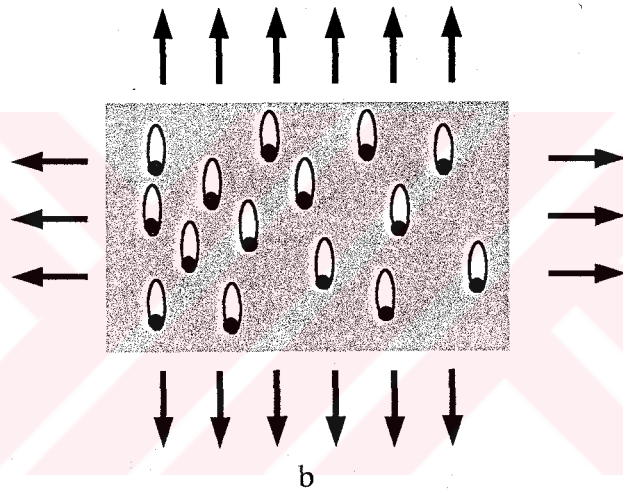
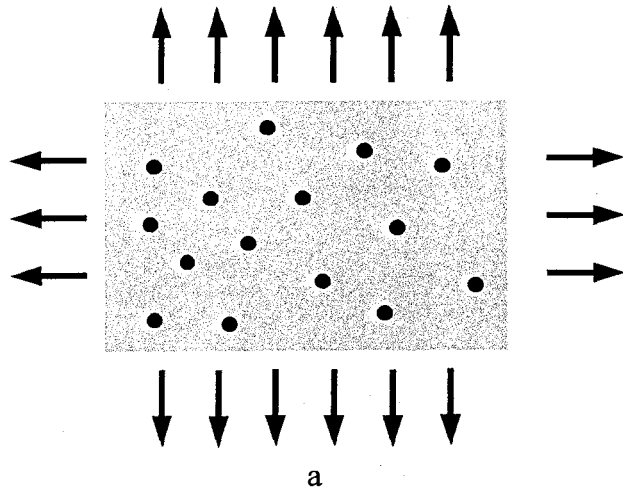
Şekil 2.9. Sünek kırılma tipleri

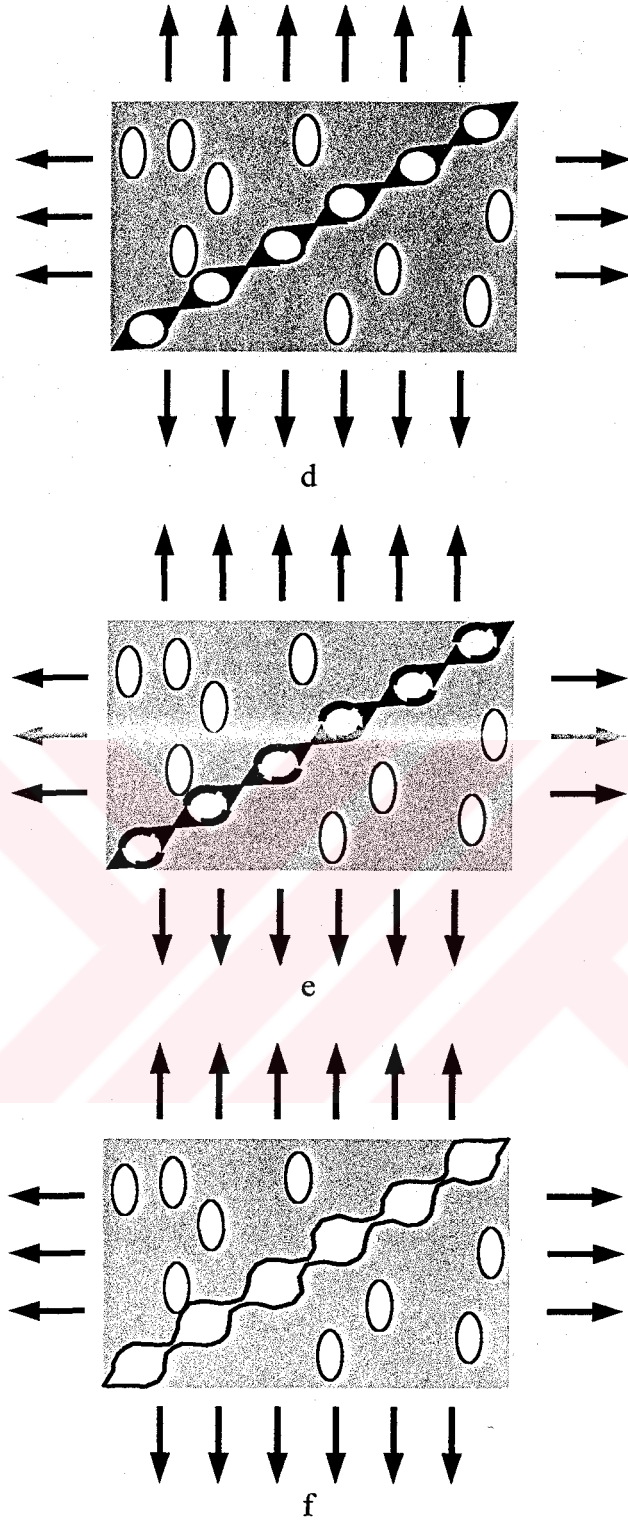
Ymk metalller (Cu, Au, Ag vs.) gevrek kırılma göstermezler. Ancak yapıda ikincil faz tanecikleri varsa veya metal gerilme korozyonuna yol açan bir ortamda ise gevrek kırılma görülebilir. Sünek kırılma genellikle metal içinde mevcut kalıntılar etrafında başlar.

Hmk metalller ve alaşımlar (sade karbonlu çelik vs) düşük sıcaklıklarda (genellikle sıfırın altı sıcaklıklarda) sünek kırılmadan gevrek kırılmaya geçiş gösterirler. Bu geçiş sıcaklığı çentikli darbe deneyi ile tespit edilir. Geçiş sıcaklığı şu faktörlere bağlıdır:

- 1) Çok eksenli gerilme
- 2) Alaşım elementlerinin miktarı
- 3) Tane boyutu

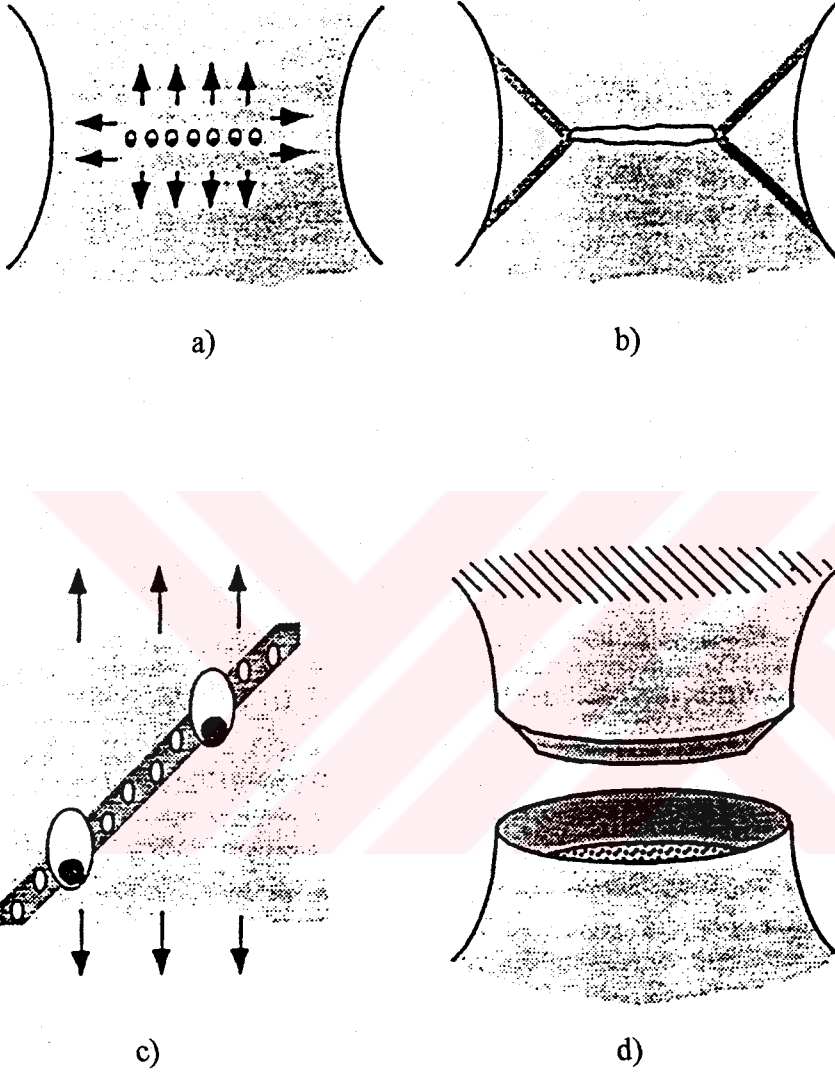
Sünek malzemelerde inklüzyonlar sonucu boşluk oluşumu ve bunun sonucu olarak kırılma oluşumu Şekil 2.10'da gösterilmiştir.





Şekil 2.10. İnküzyonlar sonucu sünek kırılma a) Sünek malzemedeki inklüzyonlar, b) Boşluk oluşumu, c) Boşlukların büyümesi, d) Boşluklar arasında plastik şekil değiştirmenin başlaması, e) Boşluklar arasında plastik şekil değiştirme sonucu boyun oluşumu, f) Boşlukların birleşmesi ve kırılma (DOĞAN 1995)

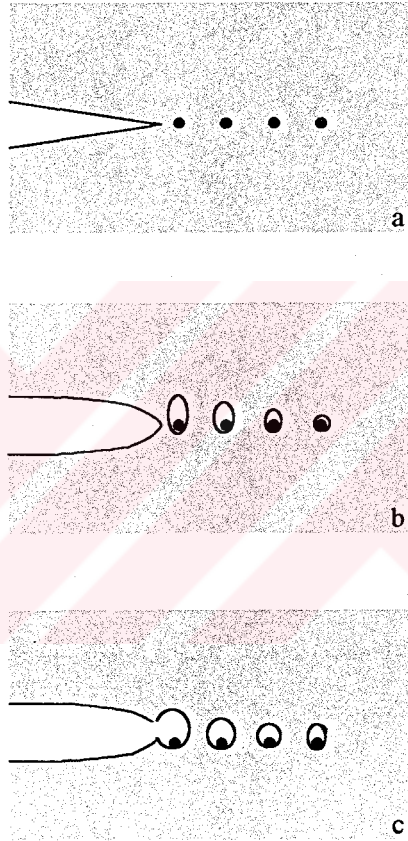
Sünek malzemelerde (yapı çelikleri vs.) en çok rastlanan bir diğer kırılma türü ise koni-çanak tipi kırılmadır (Şekil 2.11).



Şekil 2.11. Tek eksenli çekmede koni-çanak tipi kırılmanın oluşması a) Üç eksenli gerilme durumunda boşluk büyümesi, b) Çatlak ve deformasyon bandı oluşumu, c) Deformasyon bandı boyunca küçük partiküllerde boşluk oluşumu, d) Koni-çanak tipi kırılma (DOĞAN 1995)

2.2.2.2.1 Sünek çatlak büyümesi

Çatlak içeren sünek malzemeler yüke maruz kaldığında çatlak ucundaki lokal gerilmeler ve deformasyonlar boşluk oluşumuna sebep olurlar. Keskin çatlak körlenirken bu boşluklar büyür ve çatlak ile birleşir. Bu prosesin sürmesiyle çatlak büyümesi olur. Şekil 2.12'de sünek çatlak büyüme mekanizması gösterilmektedir.



Şekil 2.12. Sünek çatlak büyümesi mekanizması a) Başlangıç durumu, b) Çatlak ucunda boşluk oluşumu ve çatlak büyümesi, c) Çatlak ucu ile boşlukların birleşmesi (DOĞAN 1995).

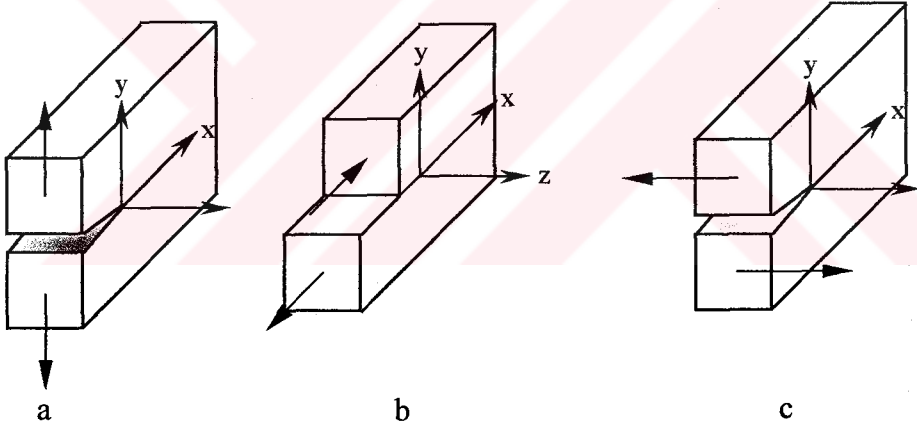
2.2.3 Gerilme (zorlama) türleri

Temel olarak üç çeşit gerilme türü vardır. Bunlar çatlak yüzeylerin yer değiştirme doğrultularına göre sınıflandırılmıştır.

Mod I. : Açılma veya çekme gerilmesi, çatlağın bu çeşit davranışında çatlak yüzeyleri y -ekseni boyunca birbirlerinden uzaklaşmaktadır. Çatlaklarda meydana gelen başlıca kaçınılmaz durumdur. Gerilme şiddeti, çatlakların bu davranışı temel alınarak hesaplanmaktadır.

Mod II. : Kayma veya yüzey kesme gerilmesi, çatlak yüzeylerinden birisi diğeri üzerinde, dik olarak kayma eğilimindedir. Çatlak yüzeylerde x -ekseni boyunca oluşan bu yer değiştirme gerilme türü I (Mod I) kadar yaygın değildir.

Mod III. : Yırtılma veya bükme gerilmesi, çatlak yüzeyler; çatlak ucuna paralel olarak z -ekseni boyunca birbirlerinden uzaklaşmaktadır. Sadece, bükmeye maruz kalınan durumda görülür.

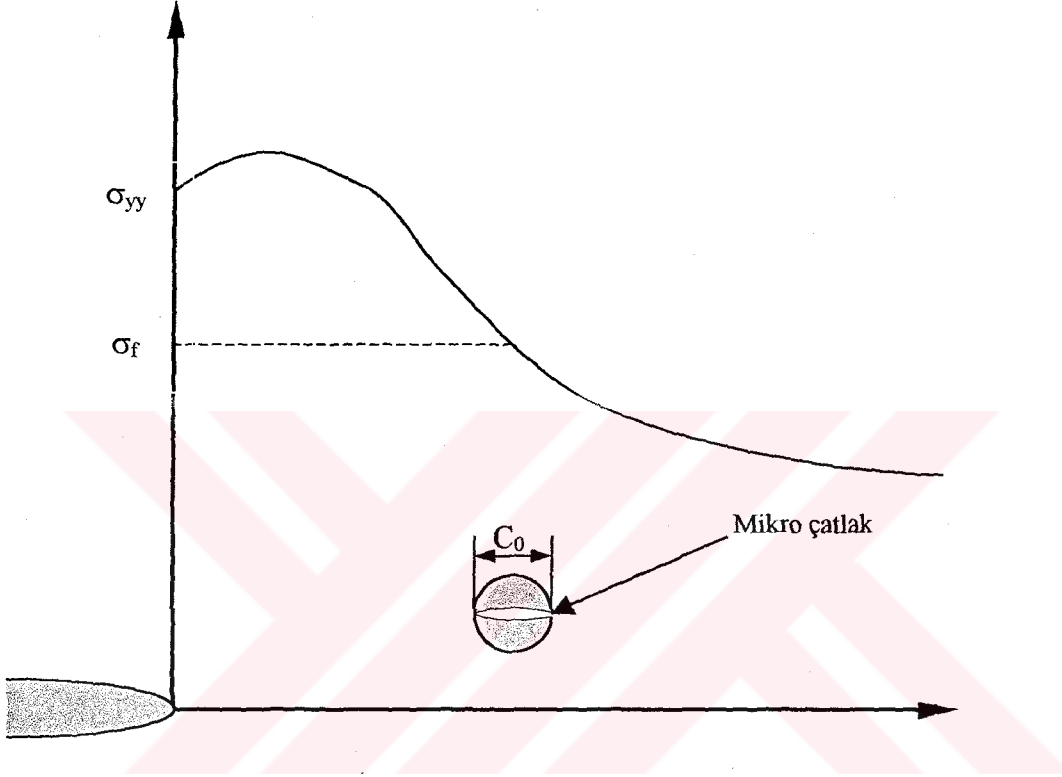


Şekil 2.13. Gerilme türleri ve doğrultuları; a) Mod I, b) Mod II, c) Mod III

2.2.4 Mikro çatlakların başlaması

Tercihli düzlemlerden ayrılmanın başlaması için makroskobik çatlağın önünde bağ kuvvetini aşmaya yeterli lokal bir hatanın (düzensizliğin) bulunması gereklidir. Yeterli lokal gerilme konsantrasyonu sağlamanın bir yolu keskin bir çatlağın bulunmasıdır. Cottrel mikroçatlakların dislokasyonların etkileşimi vasıtasıyla kayma

düzlemlerinin kesişme noktalarında olduğunu tahmin etti. Çelikte daha yaygın olarak gözlenen mikroçatlak oluşma mekanizması inklüzyonlar ve ikinci faz partiküllerinin olduğu durumdur (DOĞAN 1995).



Şekil 2.14. Makroskobik çatlak önünde ikincil faz partikülü civarında oluşan mikroçatlakta ayrılmanın başlaması (DOĞAN 1995)

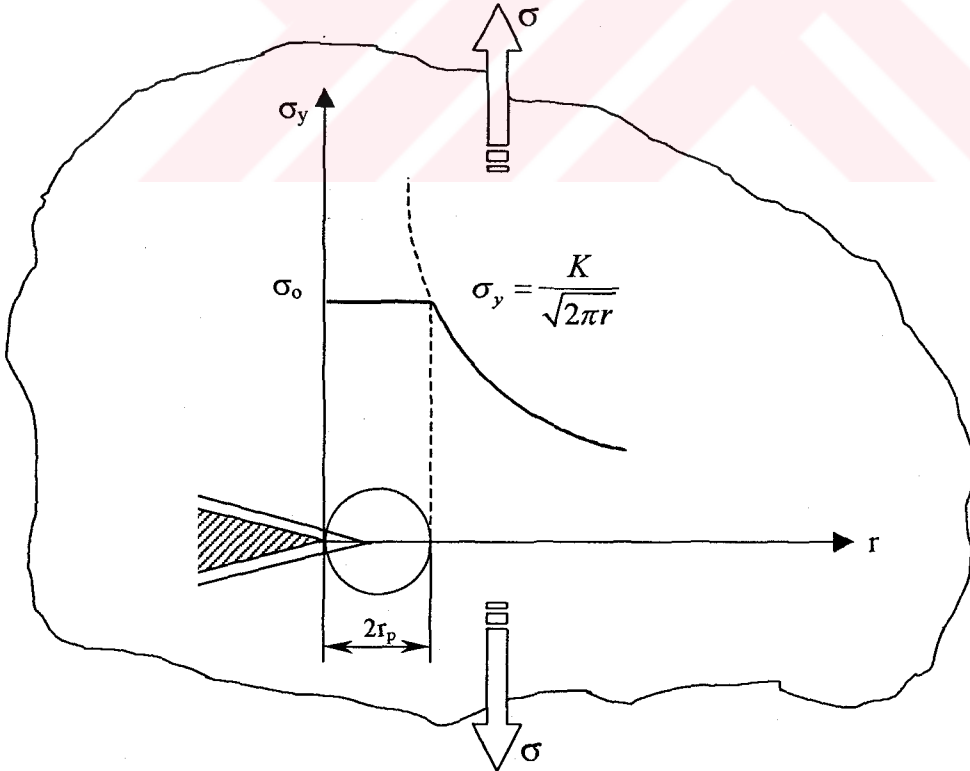
Makroskobik çatlak lokal gerilme ve gerinme (şekil değiştirme) konsantrasyonlarına sebep olur. Karbür veya inklüzyon gibi ikincil faz partikülü kendini çevreleyen matristeki plastik şekil değiştirme sebebiyle çatlar.

2.2.5 Çatlak ucu plastisite düzeltmeleri

Tam elastik (ideal gevrek) malzemelerde bile akma gerilimi değerine ulaşıldığında çatlak ucunda bir miktar plastik deformasyon oluştuğu daha önce bahsedilmişti. Bu bölümde çatlak ucunda oluşan plastik bölge boyutlarını ve bunların gerilme şiddeti faktörü üzerindeki etkilerini inceleyeceğiz. Gerilme türleri konusunda da değinildiği gibi, malzemenin maruz kaldığı mod I türü gerilme, çatlağın davranışını belirlemekte ve gerilme şiddeti bu davranış temel alınarak hesaplanmaktadır. Bu yüzden, hesaplamalarda formül 2.1'de verilen yerel gerilme formülünde, gerilme türü I oluşumunu sağlayan σ_y kullanılır. Çatlak önündeki gerilmelerin $\theta = 0$ doğrultusunda oluştuğu kabul edilerek;

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \quad (2.1)$$

bağıntısını kullanabiliriz.



Şekil 2.15. Irwin'in plastisite düzeltmesi (AKSOĞAN 1995)

Şekil 2.15’de görüldüğü gibi çatlak ucuna yaklaştıkça elastik gerilme σ_y büyümekte ve $2r_p$ noktasından itibaren akma gerilmesi değerini geçme eğilimindedir. σ_y yerel gerilmenin akma gerilmesine eşit olduğu noktada çatlak ucundaki plastik bölgeye girilmiş olur. Çatlak ucuna yaklaştıkça parabolik olarak artan σ_y eğrisi bu noktada değişikliğe uğrayarak çatlak ucuna kadar sabit bir değer alır. σ_y ’nin σ_a ’ya eşit olduğu bu nokta elastik-plastik sınır noktası (elastic-plastic boundary) olarak adlandırılır.

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.2)$$

$$\sigma^2 = \frac{K^2}{\pi a} \Rightarrow \sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} = \sigma_o \quad (2.3)$$

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \frac{K^2}{\sigma_o^2} = \frac{a}{2} \frac{\sigma^2}{\sigma_o^2} \quad (\text{düzlemsel gerilme(plane stress)}) \quad (2.4)$$

$$r_p = \frac{1}{6\pi} \frac{K^2}{\sigma_o^2} = \frac{a}{6} \frac{\sigma^2}{\sigma_o^2} \quad (\text{düzlemsel birim deformasyon(plane strain)}) \quad (2.5)$$

σ_y : yerel gerilme

σ_o : akma gerilmesi

K: gerilme şiddeti faktörü

r_p : çatlak ucunda bulunan plastik bölge yarıçapı

a : çatlak uzunluğunun yarısı

Plastik bölge boyutu yukarıdaki formüle göre hesaplanabilir. Oluşacak çatlak, plastik bölge varlığından dolayı, gerçekte ölçülen değerden daha büyük olacaktır. Irwin, çatlak boyundaki bu artışın, plastik bölge yarıçapıyla eşit olduğunu ileri sürmüştür. Yani Irwin’e göre, efektif çatlak boyu (a_{eff});

$$a_{eff} = a + r_p \quad (2.6)$$

Irwin’in bu teorisini gerilim şiddeti faktörü hesabında da kullanılabilir.

Düzlemsel gerilme şartlarında;

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi a_{eff}} \Rightarrow K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi(a+r_p)} \quad (2.7)$$

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi} \sqrt{a + \frac{1}{2\pi} \frac{K^2}{\sigma_o^2}} \quad (2.8)$$

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi} \sqrt{a + \frac{1}{2\pi} \frac{\sigma^2 \pi a}{\sigma_o^2}} \quad (2.9)$$

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi a} \sqrt{1 + \frac{\sigma^2}{2\sigma_o^2}} \quad (2.10)$$

$$K_{eff} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{1 - \frac{\sigma^2}{2\sigma_o^2}}} \quad (2.11)$$

Düzlemsel birim deformasyon şartlarında:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \left[\frac{\omega}{\pi a} \tan\left(\frac{\pi a}{\omega}\right) \right]^{1/2} \quad (2.12)$$

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi a_{eff}} \left[\frac{\omega}{\pi a_{eff}} \tan\left(\frac{\pi a_{eff}}{\omega}\right) + \frac{1}{2\omega} \frac{K_{eff}^2}{\sigma_o^2} \right] \quad (2.13)$$

ω : levha genişliği (Şekil 2.18)

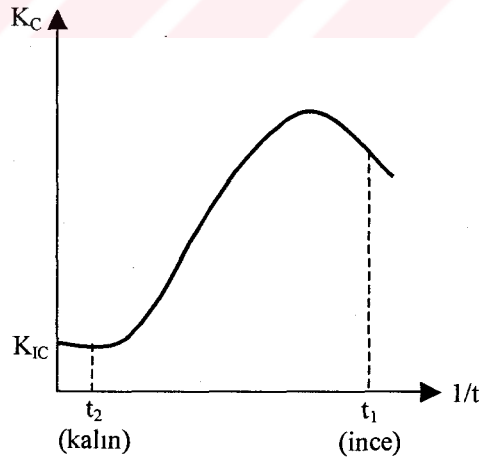
Burada a_{eff} , K_{eff} 'nin bir fonksiyonu olduğundan, efektif gerilme şiddeti faktörü, K_{eff} iterasyon işlemiyle hesaplanabilir.

2.2.6 Kırılma modu değişimi

Kırılma tokluğu, çatlak ucunda bulunan plastik bölgeyle dolayısıyla malzemenin hacmiyle bağıntılıdır. Hacim kalınlığa bağlı olduğundan, kırılma tokluğu Şekil 2.16'da de görüldüğü gibi malzemenin kalınlığıyla ters orantılı olarak değişmektedir. Malzeme incelidikçe, tokluğu artmakta, malzemede düzlemsel birim deformasyon (plane stress) şartları egemen olmaktadır. Malzeme kalınlığı artırılırsa, çatlak ucunda oluşan plastik deformasyon azalmakta düzlemsel gerinim oluşmaktadır. Bu şartlarda malzemenin tokluk değeri aniden düşer (ortalama olarak düzlemsel gerilmedeki miktarın üçte birine iner).

Kalınlık artıkça azalan kırılma tokluğu belirli bir kalınlıktan itibaren sabit bir değer almaktadır. Malzemenin bu en düşük tokluk seviyesi düzlemsel gerilim kırılma tokluğu (plane strain fracture toughness (K_{IC})) olarak adlandırılır. Düzlemsel birim deformasyonu (plane strain) sağlayan minimum kalınlık (t_{min}) aşağıdaki formülden hesaplanabilir.

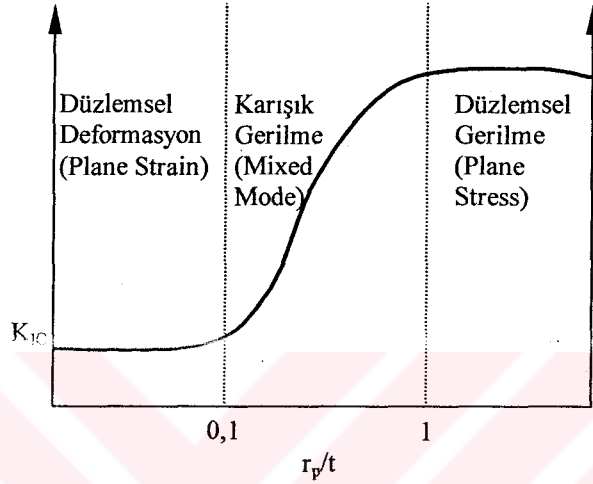
$$t_{min} \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_o} \right)^2 \quad (2.14)$$



Şekil 2.16. Kırılma tokluğu-malzeme kalınlığı ilişkisi (AKSOĞAN 1995)

Düzlemsel birim deformasyon kırılma tokluğu, K_C , metalurjik faktörlere ve numune geometrisine, düzlemsel birim deformasyon kırılma tokluğu, K_{IC} ise sadece metalurjik faktörlere bağlıdır.

Kırılma tokluğu, malzeme kalınlığından, dolayısıyla çatlak ucunda bulunan plastik bölge boyutlarından etkilenir. Yani r_p/t oranı, kırılma tokluğu hakkında bilgi vermektedir (Şekil 2.17).



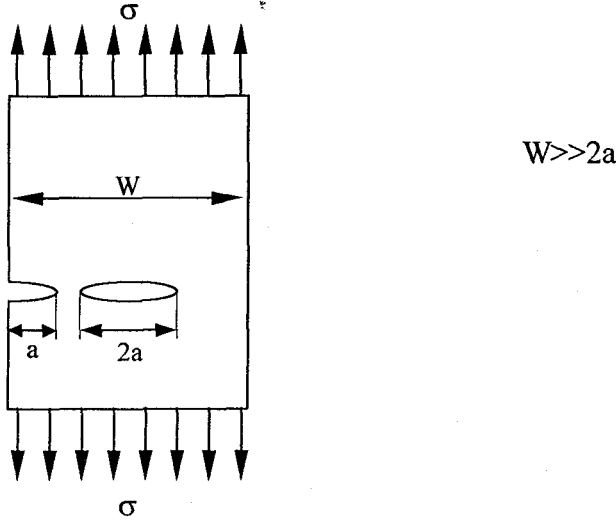
Şekil 2.17. Malzeme (levha) kalınlığına bağlı olarak gerilme türündeki değişim (AKSOĞAN 1995)

$\frac{r_p}{t} \geq 1$ ise malzemede düzlemsel gerilme (plane stress) oluşur; kırılma tokluğu yüksektir.

$\frac{r_p}{t} < 0,1$ ise malzemede düzlemsel birim deformasyon (plane strain) oluşur.

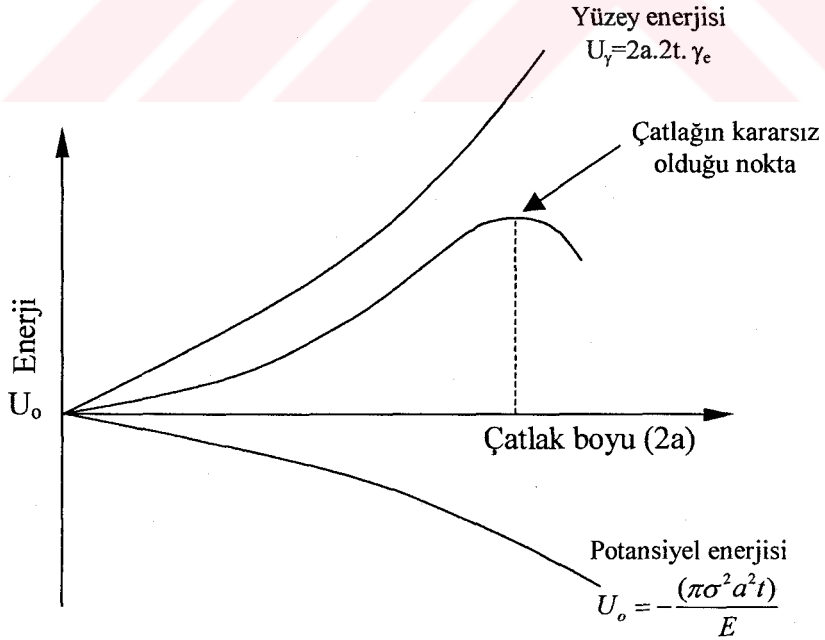
Yukarıda da bahsedildiği gibi malzeme kalınlaştıkça çatlak ucunda bulunan plastik bölge küçülmekte, yani malzeme kırılmanlaşmaktadır. Şekil 2.17'de malzemenin kalınlığına göre kırılma şekilleri gösterilmiştir.

2.2.7 Griffith teorisi (enerji yaklaşımı)



Şekil 2.18. Griffith kırılma modeli (DIETER 1988)

Griffith'e göre aksenal yüklenmiş tam elastik (ideal gevrek) bir levhada çatlak büyümesi sonucu potansiyel enerji azalır ve yüzey enerjisi artar. Çatlak tarafından salıverilen enerji potansiyel enerjideki değişimine eşittir. Bu durum Şekil 2.19'da görülmektedir.



Şekil 2.19. Çatlak boyundaki artış ile yüzey enerjisi ve potansiyel enerjideki değişimi

Potansiyel enerji; serbest kalan depolanmış elastik enerjiye ve dış kuvvetlerin hareketi sonucu oluşan işe bağlıdır. Çatlağın büyümesi elastik şekil değiştirme enerjisini serbest bıraktığından potansiyel enerji azalır. Griffith, Inglis'in gerilim analizi teorisini elipsel çatlak içeren levhalarda uygulamış ve çatlak levhadaki potansiyel enerji azalımı;

$$U_o = -\frac{(\pi\sigma^2 a^2 t)}{E} \quad (2.15)$$

şeklinde hesaplamıştır.

Levhanın (malzemenin) yüzey enerjisi ile çatlağın büyüme hızı doğru orantılıdır. Yüzey enerjisinin artması çatlağın büyüme hızını artırır (Malzemenin bir bölgesindeki en yakın komşu atomların boyutunun farklı olması yüzey enerjisini artırır). Griffith'e göre yüzey enerjisi, çatlağın toplam yüzey alanı ($2a2t$) ile spesifik yüzey (γ_e) çarpımına eşittir ve birimi enerji / birim alandır.

$$U_\gamma = 2a2t\gamma_e \quad U_\gamma = 4at\gamma_e \quad (2.16)$$

Çatlağın başlamasıyla oluşan potansiyel enerji değişimi:

$$U_\gamma + U_a = 4at\gamma_e - \frac{\pi\sigma^2 a^2 t}{E} \quad (2.17)$$

U_γ : elastik yüzey enerjisi değişimi

U_a : çatlak içeren levhanın potansiyel enerjisi değişimi

σ : çatlağa uygulanan gerilme

a : çatlak uzunluğunun yarısı

t : kalınlık

E : elastisite modülü

γ_e : elastik yüzey enerjisi

Potansiyel enerjinin çatlak uzunluğuna göre türevini alacak olursak

$$\left. \frac{\partial U}{\partial a} \right|_p = \gamma_e \Rightarrow \frac{\partial U}{\partial a} = \frac{\partial U_o}{\partial a} + \frac{\partial}{\partial a} \left(-\frac{\pi\sigma^2 a^2 t}{E} + 4at\gamma_e \right) \quad (2.18)$$

$$4t\gamma_e - 2\frac{\pi\sigma^2 at}{E} = 0 \quad (2.19)$$

$$4t\gamma_e = 2\frac{\pi\sigma^2 at}{E} \Rightarrow 2\gamma_e = \frac{(\pi\sigma^2 a)}{E} \quad (2.20)$$

$$\sigma^2 = 2\frac{E\gamma_e}{\pi a} \Rightarrow \sigma = \sqrt{2\frac{E\gamma_e}{\pi a}} \quad (2.21)$$

Griffith teorisine göre gerilmelerin çatlak çevresinde oluşturacağı elastik enerji, yeni oluşacak çatlakların yüzey enerjisine eşit olunca çatlak yayılmaya başlar. Çatlak yayılımı rastgeledir. Herhangi bir çatlak ucundaki deformasyon çatlak ilerlemesini sağlayan değere eriştiği zaman kırılma olur.

$$\sigma \geq \sqrt{2\frac{E\gamma_e}{\pi a}} \quad (2.22)$$

ise levha kırılır.

Tek eksenli gerilme için:

$$\sigma = \sqrt{2\frac{E\gamma_e}{\pi a}} \quad (2.23)$$

Üç eksenli gerilme için (veya levha kalınlığı çatlak uzunluğuyla karşılaştırabilecek kadar büyük ise):

$$\sigma = \sqrt{2\frac{E\gamma_e}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad (2.24)$$

Griffith teorisi malzemelerin poisson oranı (ν), yaklaşık 0,25-0,33 aralığında, gevrek malzeme için uygulanabilir. Gerilme seviyelerindeki fark düzlemsel gerilme ve deformasyonlara bağlıdır.

Griffith teorisi keskin uçlu çatlak içeren elastik kırılğan malzemeler için geçerlidir. Griffith teorisi kırılma için gerekli fakat yetersizdir. Çünkü, çatlak ucunun yarıçapını (ρ) keskin kabul etmek yerel gerilimin kohezif mukavemet değerini aşmasına neden olur. Ayrıca Griffith teorisi kırılğan malzemelerin çatlak ilerlemesindeki gerilme hesabında kullanılmasına rağmen çatlak ilerlemeden önceki veya sonraki gerilmelerle, çatlağın yayılma doğrultusu hakkında bilgi vermez.

Griffith teorisi cam gibi tamamen kırılğan malzemeler için geçerlidir; metallerde kullanılmaz. Görünüşte gevrek türde kırılan kristal yapılu malzemelerde çoğunlukla kırılma yüzeyi civarında bir miktar yerel plastik deformasyon oluşur. Bu tür malzemelerde yeni çatlak yüzeyi oluşması için gerekli enerjinin yanı sıra çatlak etrafında ortaya çıkan plastik şekil değiştirme enerjisi de hesaba katılmalıdır. Metallerin plastik şekil değiştirme enerjileri (kırılma enerjileri) yüzey enerjilerinin yaklaşık 1000 katı civarındadır. Orowan bu gerçeğin farkına vararak formül 2.23'de yaptığı değişikliklerle çatlak deformasyon enerjisini de denkleme eklemiştir.

$$\sigma = \sqrt{2 \frac{E(\gamma_e + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (2.25)$$

γ_p : plastik deformasyon enerjisi ($\gamma_p \approx 10^2-10^3 \text{ J/m}^2 \gg \gamma_e \approx 1-2 \text{ J/m}^2$)

$$\sigma = \sqrt{2 \frac{E\gamma_p}{\pi a}} \quad (2.26)$$

Çatlak uç keskinliği ve plastik deformasyon miktarına bakarak formül 2.23 ve 2.26'yı kullanabiliriz. Aşağıda bu iki faktörün birbirine bağımlı olduğu gösterilmektedir.

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma}{a_0}} \quad , \quad \sigma_{\max} \approx 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (2.27)$$

$$\sigma_c = \sigma_{\max} \Rightarrow \sqrt{\frac{E\gamma}{a_0}} = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (2.28)$$

$$\sigma = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{E\gamma_e \rho}{a a_0}} \Rightarrow \sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e \pi \rho}{\pi a 8a_0}} \quad (2.29)$$

Formül 2.26 ve 2.29 arasındaki aşikar benzerlik sebebiyle formüllerine (γ_p/γ_e) ve $[\pi\rho/(8a_0)]$ bakılarak; plastik deformasyon çatlak ucunun keskinliğinin giderilmesine bağlıdır. Yani ρ değeri arttıkça γ_p de artar.

Çatlak ucunun yarıçapının sonsuz küçüklükte olabileceğini varsaymak mantıksız olduğundan $(8a_0/\pi)$ limiti getirilmiştir. Böylece:

$$\rho \leq \frac{8a_0}{\pi} \Rightarrow \text{Formül 2.23}$$

$$\rho > \frac{8a_0}{\pi} \Rightarrow \text{Formül 2.26 veya 2.29}$$

formülleri kullanılmalıdır.

Irwin, Griffith teorisinin malzemelerin plastik deformasyon durumlarında da kullanılabileceğini ileri sürdü. Irwin yeni bir bağlantı geliştirmeyip Griffith teorisindeki $(\gamma_e$ veya $\gamma_p + \gamma_e)$ enerji terimleri yerine $(\partial U/\partial a)$ terimini kullandı. $\partial U/\partial a$ terimini G (elastik enerji salınım miktarı) ile ifade edecek olursak, elde edeceğimiz bağıntı, kırılma mekaniği literatüründeki en önemli denklemlerden biridir:

$$\sigma = \sqrt{\frac{EG}{\pi a}} \quad (2.30)$$

Formül 2.25 ve 2.30'yı karşılaştıracak olursak:

$$G=2(\gamma_p+\gamma_e) \quad (2.31)$$

G : elastik enerji salınım miktarı (birim çatlak yüzeyine düşen elastik enerji)

G_c , kritik değeri olan G_c 'ye ulaştığında malzeme kırılır. G_c değerleri laboratuvarlarda çentikli darbe (charpy) deneyi ile hesaplanabilir.

2.2.7.1. Irwin kırılma teorisi

Irwin, çatlaklı bir katı cismin denge denklemleri yardımıyla analizini yaparak çatlama yüzey enerjisini çatlama yolu açan gerilme ile aşağıdaki şekilde ilişkilendirmiştir.

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_e \quad (2.32)$$

Formül 2.30'deki Griffith teorisini $G=R$ şeklinde de ifade edilir. Burada;

G : çatlak yüzeyinin birim alanının elastik enerjisi. Formül 2.32'in sol tarafı G ile gösterilebilir ve enerji salınım miktarı şeklinde ifade edilebilir.

R : çatlak direnci. Formül 2.32'in sağ tarafı R ile ifade edilebilir ve yüzey enerjisi artışı şeklinde ifade edebilir.

Eğer R sabitse, G kritik değeri olan G_c 'yi geçerse çatlak oluşmuştur.

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad , \quad G_c = \frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} \quad (2.33)$$

G_c : levhada $2a$ boyunda çatlak oluşumu için gerekli gerilim

$G \geq G_c = R$ 'dir.

Irwin'e göre malzemelerin çatlama karşı dayanımı yüzey enerjileri (γ_p) toplamına eşittir.

Griffith eşitliği;

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_e \quad (2.34)$$

Griffith-Irwin bağıntısı;

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2(\gamma_e + \gamma_p) \quad (2.35)$$

Sünek ve esnek malzemeler için $\gamma_p \gg \gamma_e$ olduğundan γ_e 'yi ihmal edip;

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_p \quad (2.36)$$

şeklinde ifade edebiliriz. Sonuç olarak;

Griffith teorisi:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a}} \quad (2.37)$$

Griffith-Irwin bağıntısı:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2EG_c}{\pi a}} \quad [G_c = 2(\gamma_e + \gamma_p)] \quad (2.38)$$

Griffith-Orowan bağıntısı:

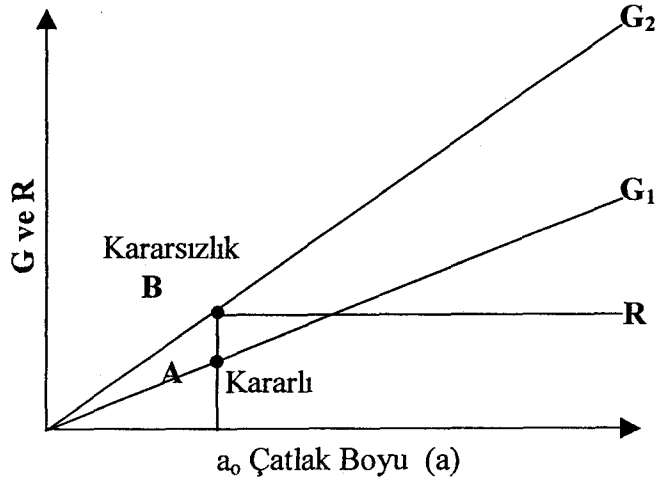
$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_p}{\pi a}} \quad (2.39)$$

- σ_f : kırılma gerilmesi
- γ_e : elastik yüzey enerjisi
- γ_p : plastik yüzey enerjisi
- E : elastisite modülü
- G : enerji salınım miktarı.

2.2.8 Direnç eğrisi analizi(R-curve analysis)

Çatlak büyümesinin kararlılığı için kullanılan enerji salınım miktarı yaklaşımı grafiksel olarak yapılabilir (KRAFFT 1961 ve SHIH 1973). Bu çalışmalarda yazarların yaptığı, G ve R değerlerinin çatlak büyüklüğü ile değişimini aynı diyagramda çizmektedir.. Denge ve dengenin kararlılığı şartları böyle bir diyagramda kolaylıkla gözlenebilir. İdeal gevrek bir malzemenin çatlak büyümesinin çatlak uzunluğundan bağımsız olduğu direnç eğrisi (R-eğrisi) Şekil 2.20'de gösterilmiştir. Rezistans eğrisi, çatlak küçülmesinin mümkün olmamasından dolayı çatlak uzunluğu olarak a_0 ile gösterilen başlangıçtaki çatlak uzunluğu ile başlar. Enerji salınım miktarındaki değişim G, orijinden başlayan ve eğimi yükleme parametresinin değeri ile değişen bir doğru ile gösterilebilir. Şekil 2.21'de görülebileceği üzere, Griffith analizinde bu eğim uygulanan gerilme, σ_0 'in karesi ile doğru orantılıdır. Sistem yüklendikçe, yüklemenin belli bir değerindeki denge durumu G ve R eğrilerinin ilk kesişiminden belirlenir (Şekil 2.20'deki A noktası). Yükleme yeterince büyük bir değer aldığıında, A noktasının B noktasına ulaşır bu iki noktanın üst üste geldiği durumda kararlı denge kararsız dengeye dönüşür ve bunu kararsız bir çatlak büyümesi takip eder.

Yukarıdaki açıklama ve Şekil 2.20'deki G ve R eğrileri ideal gevrek malzemelerin davranışı ile ilgilidir. Sünek malzemelerin gevrek davranışı için kullanılan R-eğrisinin genel görünüşü biraz farklıdır. Kritik yük düzeyinin (ani çatlak büyümesine yol açan yük değerinin) altındaki yüklerden kaynaklanan yavaş çatlak

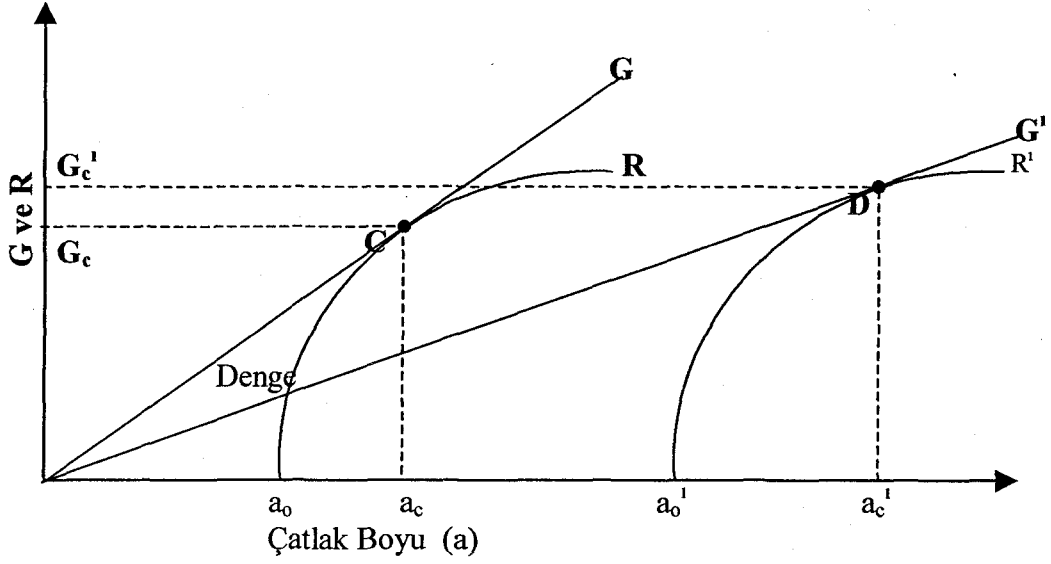


Şekil 2.20. İtici kuvvet R-eğrisi diyagramında malzeme özelliklerinin gösterimi (AKSOĞAN 1995)

büyümesinden dolayı malzemenin çatlak büyümesine direnci, değişen çatlak uzunluğuyla değişir. Plastisite etkileri de etkili çatlak uzunluğunu değiştirerek malzemedeki bazı değişikliklere sebep olur. Bu gibi ve ihtimal dahilindeki farklı düzlemsel gerilme ve düzlemsel birim deformasyon yüzdeleri gibi diğer bazı etkiler Şekil 2.21’de görüldüğü gibi direncin artışının gittikçe azaldığı bir R-eğrisine yol açar.

Bu durumda da Griffith analizini kullanarak ve G eğrilerini orijinden başlayan doğrular halinde göstererek, farklı başlangıç çatlak uzunlukları için (seyrek olarak görülen R-eğrilerinin tamamen aynı şekilde olduğu durumlarda bile) bir malzeme özelliği olarak kullanılabilen özel bir G_c değerinin olmadığı gözlenir. Böyle durumlarda yeni bir enerji kriteri kendini gösterir ve bu kriter iki ayrı denklemle aşağıdaki gibi ifade edilebilir:

$$\frac{\partial G}{\partial a} = \frac{\partial R}{\partial a}, \quad G = R \quad (2.40)$$



Şekil 2.21. G_c değerinin çatlak boyu ile değişimi (AKSOĞAN 1995)

Yukarıdaki kriter R-eğrisi için özel bir analitik ifade gerektirir. Bazı yazarlar (RAJU 1969, WNUK 1971) böyle bir ifadeyi plastisite teorisini kullanarak ve çatlak ucunun önündeki plastik bölgede plastik enerji absorpsiyonunu hesaplayarak elde etmeye çalışmışlardır. Kraft ve arkadaşları (KRAFFT 1961), R-eğrisinin a_0 'ın değil Δa 'nın bir fonksiyonu olduğu kabulünden kaynaklanan, çatlak uzunluğu yerine çatlak büyümesi Δa 'yı absis olarak kabul eden ve belli bir malzeme için hep aynı sekle sahip olan bir R-eğrisi yaklaşımı ortaya attılar. Formül 2.40'da ifade edilen kritere karşılık gelen yarı ampirik bir çözüm prosedürü bulmak için bu kabulü kullanmıştır. Her ne kadar R-eğrisi analizi ile ilgili bir çok araştırma yapılmış ise de, bu metodun kullanımını için en iyi prosedür henüz tam olarak belirlenememiştir.

2.2.9 Kırılma mekaniği deneyleri

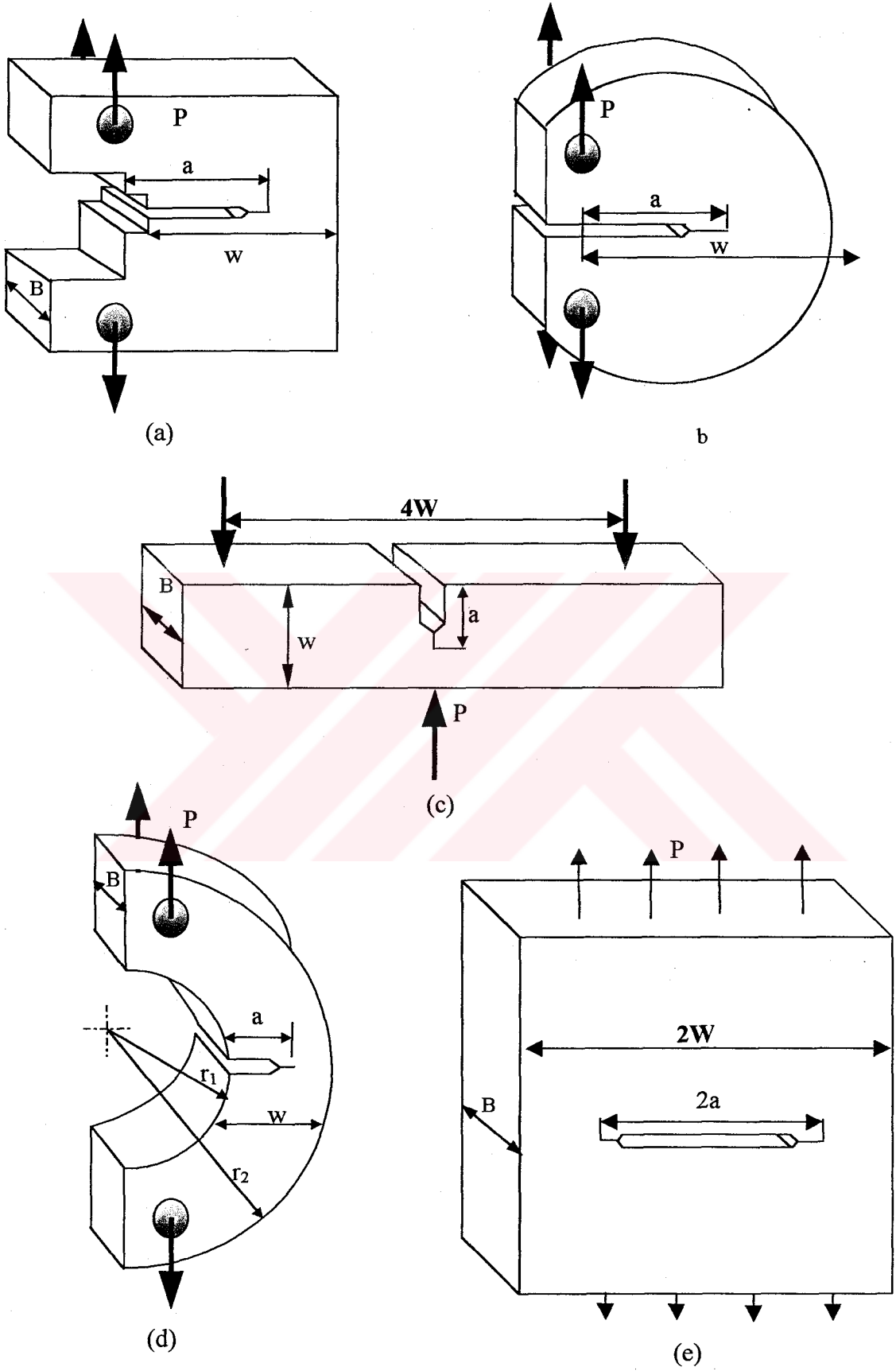
2.2.9.1. Kırılma tokluğu deneyi

Bir kırılma tokluğu deneyi, malzemenin çatlak büyümesine karşı direncini ölçer. Böyle bir deney sonucu, tek bir kırılma tokluğu değeri belirlenebilir veya K , J veya CTOD gibi bir tokluk parametresinin çatlak büyümesine karşı çizildiği bir direnç (R-eğrisi) çizilebilir. Tek bir tokluk değeri genellikle ayrılma kırılması ile biten bir deneyi tanımlamak için yeterlidir, çünkü bu kırılma mekanizması tipik olarak kararsızdır. Ayrılma kırılması düz veya azalan bir direnç eğrisine sahiptir. Mikro-boşlukların birleşmesiyle oluşan sünek bir çatlak büyümesi ise genellikle artan bir R eğrisi verir (Şekil 2.20). Sünek çatlak büyümesi en azından başlangıçta kararlı olabilir. Kullanılmakta olan kırılma tokluğu standartları K_{Ic} , K-R eğrisi, J_{Ic} , J-R eğrisi, CTOD ve K_{Ic} deneyleri için prosedürler içerir. ASTM standartları dünyada en yaygın olarak kullanılır. (AKSOĞAN 1995)

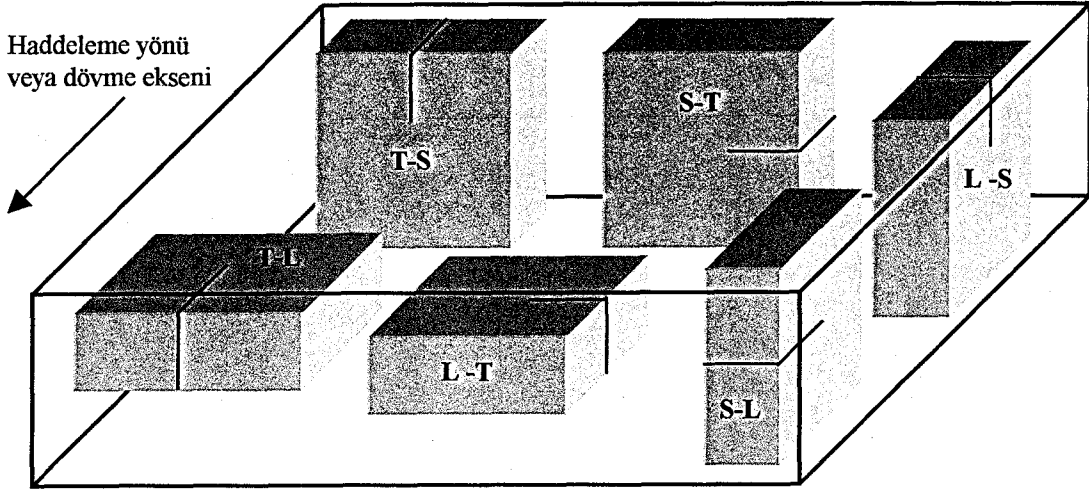
BSI, JSME gibi diğer organizasyonlar tarafından geliştirilen standartlar, genellikle ASTM prosedürleri ile uyum içinde olup, sadece küçük detaylarda farklılık gösterirler.

Kırılma tokluğu deneylerinin tamamında bir çok benzerlik vardır. Bunlar:

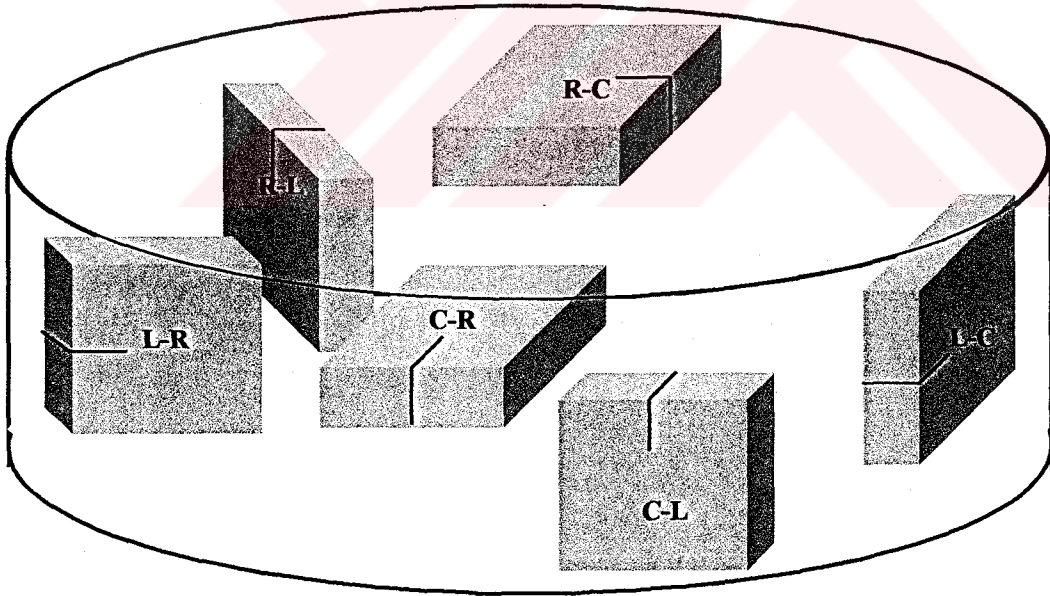
- Numunelerin tasarımı her standartta benzer şekildedir (Şekil 2.22).
- Numunelerin malzemedeki simetri eksenlerine göre oryantasyonu (doğrultusu) daima önemli bir faktördür (Şekil 2.23 ve 1.24).
- Her ne kadar kullanılan yorulma yükleri bir standarttan ötekine değişse de, numunelerdeki çatlaklar her standartta yorulma ile elde edilir.
- Yük ve çatlak açılması (displacement) ölçümleri için gereken teçhizat bütün kırılma mekaniği deneylerinde aynıdır. Ancak bazı deneyler çatlak büyümesini gözlemek için ek teçhizat gerektirir (PD metodunda olduğu gibi).



Şekil 2.22. Kırılma mekaniği test numuneleri a) kompakt numune, b) disk şeklinde kompakt numune c) tek kenarı çentikli bükme deney numunesi, d) yay şeklinde deney numunesi e) merkez çatlaklı numune



Şekil 2.23. Haddelenmiş levha ve parçalardan çıkarılan numunelerin ASTM standartlarında kodlanması



Şekil 2.24. Disklerden içi boş silindirlerden (borulardan) çıkarılan numunelerin ASTM standartlarında kodlanması

2.2.9.1.1. Düzlemsel deformasyon kırılma tokluğu (K_{Ic}) deneyi

Düzlemsel deformasyon kırılma tokluğu, (K_{Ic}), kırılmanın önlenmesinde çok önemli bir parametre olduğundan, bu malzeme özelliğinin laboratuarda belirlenmesinde kullanılan prosedürleri incelemek uygun olur. Bir malzeme, kırılmadan önce, lineer elastik olarak davranıyorsa (numune boyutuna göre plastik bölge çok küçük ise), kritik bir gerilme şiddeti faktörü K_{Ic} uygun bir kırılma parametresi olabilir. K_{Ic} deneylerinde kullanılan standart metotlar ASTM E 399 ve BS 5447'de verilmektedir.

Her ne kadar düzlemsel deformasyon durumu geçerli bir K_{Ic} deneyi için şart olsa da yeterli değildir; kullanılan numune aynı zamanda lineer elastik olarak davranmalıdır. Bu standarttaki geçerlilik şartları çok küçük bir miktar plastik deformasyonun bile K teorisi ile ilgili kabulleri geçersiz kıldığından dolayı çok kritik ve sıklıdır.

Geçerli bir K_{Ic} ölçümü için ebat şartları:

$$B, (W - a) \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2.41)$$

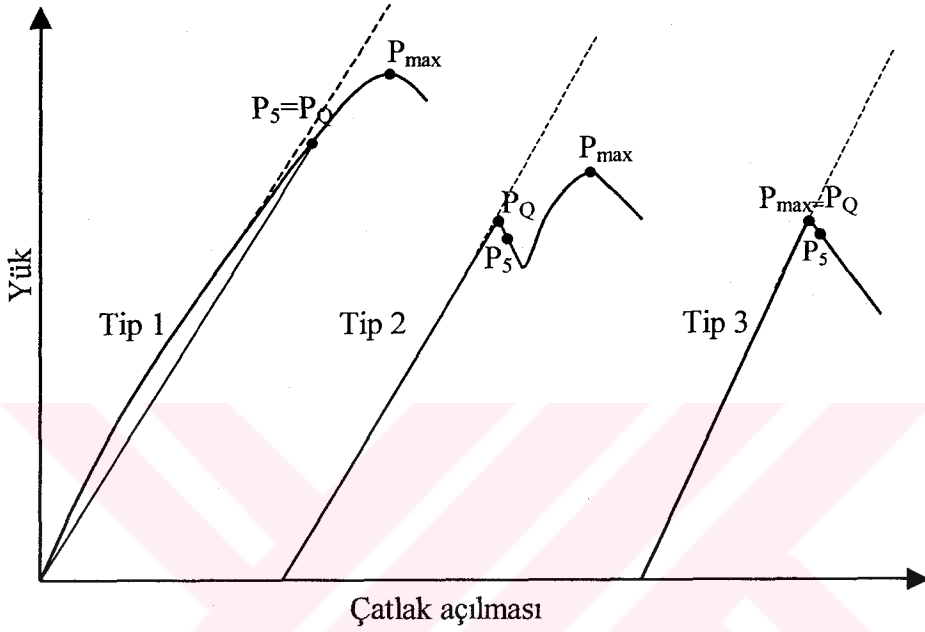
Gereken numune boyutlarının belirlenmesinde, bir malzemeden beklenen K_{Ic} değeri benzer malzemelerin K_{Ic} değerleri kullanılarak kabaca tahmin edilmelidir. Eğer bu tür bilgilere ulaşmak mümkün değilse, ASTM standardında çeşitli mukavemet düzeylerinde tavsiye edilen kalınlıkların verildiği tablo mevcuttur.

Her ne kadar tokluğun artan mukavemet ile bir düşme eğilimi varsa da, metallerde K_{Ic} ile σ_{ys} arasındaki ilişki malzemeden malzemeye farklıdır. Malzemeden beklenen tokluğa göre yorulma yükleri belirlenmelidir.

Çatlak içeren bir numune kırılıncaya kadar yüklendiğinde, yük ve çatlak ayrılması ölçülür. Şekil 2.25'de üç çeşit yük-çatlak ayrılması eğrisi gösterilmiştir (ASTM E 399).

Eğrinin türüne göre kritik yük, P_Q , birkaç yoldan biri kullanılarak tanımlanır. P_5 'i belirlemek için %5'lik bir sekant doğrusu (orijinden geçen ve eğimi başlangıçtaki

elastik yükleme eğiminin %95'i olan bir doğru) oluşturulmalıdır. P-V eğrisinde lineer davranıştan sapma plastik zon oluşumundan, kritik bir değer altındaki çatlak büyümesinden veya her ikisinden kaynaklanabilir (Şekil 2.25'de 1. Tip davranış). P_Q Şekil 2.25'teki 2. Tip eğrideki ilk tepe noktası (pop-in) olarak tanımlanır. 3. Tip davranışta ise $P_Q = P_{max}$ 'a eşittir.




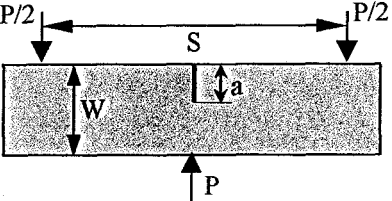
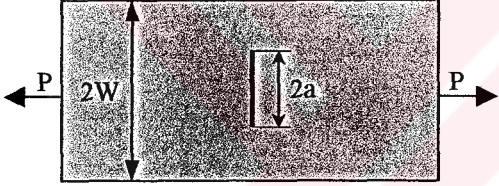
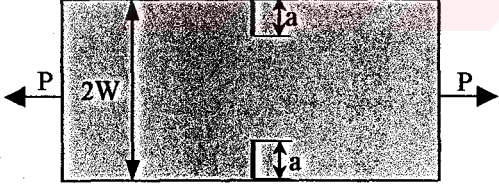
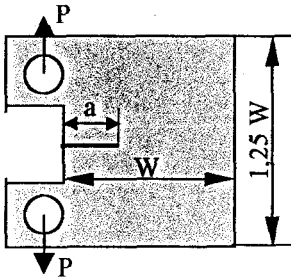
Şekil 2.25. K_{Ic} deneyinde karşılaşılan üç farklı yük-çatlak açılması eğrileri (DOĞAN 1995)

Çatlak boyu kırılma yüzeyinden ölçülmelidir. P_Q ve çatlak boyu belirlendikten sonra geçici bir kırılma tokluğu değeri, K_Q , aşağıdaki formül ile hesaplanır:

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.42)$$

$f(a/w)$ a/w 'nin boyuttan bağımsız bir fonksiyonu; $f(a/w)$ değerleri ASTM'de tablo şeklinde mevcuttur. (Çizelge 2.2)

Çizelge 2.2. ASTM'de f(a/w) değerleri

Geometrisi	f(a/W)*
<p>Tek kenarı çentikli çekme numunesi (SENT)</p> 	$\frac{\sqrt{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}}{\cos \frac{\pi a}{2W}} \left[0,752 + 2,02 \left(\frac{a}{W} \right) + 0,37 \left(1 - \sin \frac{\pi a}{2W} \right)^3 \right]$
<p>Tek kenarı çentikli bükme numunesi (SENB)</p> 	$\frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \left[1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left\{ 2,15 - 3,93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2,7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right\} \right]$
<p>Merkez çatlaklı çekme numunesi (CCT)</p> 	$\sqrt{\frac{\pi a}{4W}} \sec \frac{\pi a}{2W} \left[1 - 0,025 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0,06 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$
<p>Çift kenarı çentikli çekme numunesi (DENT)</p> 	$\frac{\sqrt{\frac{\pi a}{2W}}}{\sqrt{1 - \frac{a}{W}}} \left[1,122 - 0,561 \left(\frac{a}{W} \right) - 0,205 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0,471 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 0,190 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$
<p>Kompakt çekme numunesi (CT)</p> 	$\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \left[0,886 + 4,64 \left(\frac{a}{W} \right) - 13,32 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 5,60 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$

* $K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} f(a/W)$ B numune kalınlığı

Formül 2.42 K_Q değeri eğer standarttaki tüm geçerlilik kriterleri sağlanırsa geçerli bir K_{Ic} değeridir. Bu şartlar:

$$0.45 \leq \frac{a}{W} \leq 0.55 \quad (2.43a)$$

$$B, a \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{yc}} \right)^2 \quad (2.43b)$$

$$P_{max} \leq 1.10 P_Q \quad (2.43c)$$

Formül 2.43a ve 2.43b kritik numune boyutlarının (B,a ve w-a) çatlak ucunda oluşan plastik zonun en az 50 katı olmasını sağlar.

Formül 2.43c ise K_{Ic} deney prosedüründe aşağıda açıklanan düzeltme için geçerlidir. P-V eğrisinde sapma çatlak büyümesinden, plastik zon oluşumundan veya her ikisinden kaynaklanabilir. Plastik deformasyon olmadığı zaman yük çatlak açılması eğrisinin orijinal eğiliminden %5 sapma $a/w=0,5$ olan test numunesi, numunenin yaklaşık %2'si kadar çatlak büyümesine karşılık gelir. Eğer plastik zon oluşursa lineerlikten %5 sapma, çatlak büyümesinin %2'si olarak kabul edilebilir. Eğer yük çatlak açılması eğrisindeki lineer olmayan davranış yalnız plastik deformasyondan kaynaklanıyorsa, lineerlikten %5 sapma, numunenin çatlama kısmının yaklaşık %2'si (1/50) kadar olan plastik zona eşittir. Dolayısıyla 1. tip deneyde P_5 noktasındaki plastik zon ebadı yaklaşık olarak tolere edilebilir maksimum değerdir. ASTM E 399 standardındaki boyut toleransları çok dar olduğundan bir çok geçerli bir K_{Ic} ölçümü yapmak çok zor, hatta bazen imkansızdır. Lineer elastik kırılma mekaniğinin geçerli olması için ya malzeme oldukça kırılğan yada test numunesi oldukça büyük olmalıdır.

Düşük ve orta mukavemetli yapı çeliklerinde geçerli K_{Ic} deneyleri normal olarak sünek-gevrek geçiş eğrisinde gevrek bölgede yapılabilir.

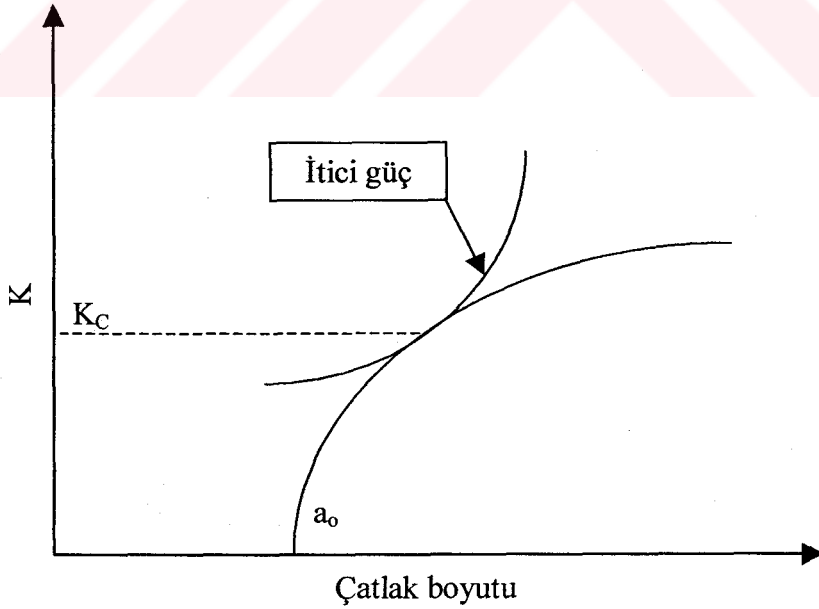
Gevrek bölgesinde ve sünek bölgede kırılmayı karakterize etmek için J-entegral ve CTOD (çatlak ağzı açılma miktarı) gibi elastik, plastik parametreler gerekir. Bu yüzden yapı malzemelerine K_{Ic} deneyi aşırı bir değeri yoktur. Malzemenin tokluğu ve kalınlığı geçerli bir K_{Ic} sonucu sağlayabilir. Fakat herhangi bir malzemede geçerli bir

K_{Ic} değeri bulunabilirse bu o malzemenin birçok yapı uygulaması için aşırı kırılğan olduğunu gösterir.

2.2.9.1.2 Düzlemsel gerilme kırılma tokluğu testi (K-R eğrisi testi)

Artan yükler altında, kopmadan önce son çatlak uzunluğu bilinmediğinden malzemede kopma noktasındaki en yüksek gerilme düzeyinin belirlenmesini zorlaştıran, yavaş kararlı çatlak uzaması ortaya çıkabilir. Buna ek olarak, tok malzemelerde gerilme şiddeti hesaplamasında göz önünde bulundurulması gereken bir plastik bölge oluşabilir. Sonuç olarak, son çatlak uzunluğunun açık olarak tanımlanamadığı ancak başlangıçtaki uzunluktan büyük olduğu durumlarda bir malzemenin kırılma tokluğu değerinin belirlenmesinde farklı yöntemler kullanılmalıdır. Kırılma davranışı daha çok elastik olan bazı malzemeler artan bir R-eğrisine sahiptir. Böyle malzemelerde K'nin çatlak büyümesi ile değişimi eğrisinin belirlenmesinde kullanılabilecek bir prosedür ASTM E561-86 standardında verilmiştir.

Şekil 2.26'da daha çok lineer elastik olan bir malzemede tipik bir K-R eğrisi gösterilmiştir.



Şekil 2.26. Şematik bir K-R eğrisi K_c , itici güç ve R-eğrisi arasındaki teğet noktasında oluşumu (DOĞAN 1995)

Artan K_I ile çatlak büyümesi olmadığından, R-eğrisi başlangıçta çok diktir. Çatlak büyümeye başladığında, R-eğrisinin yatay olduğu değişmez bir duruma ulaşıncaya kadar K çatlak büyümesiyle artar. Kritik gerilme şiddeti, K_C , zorlayan kuvvetin R-eğrisine teğet olduğu yerde tanımlanır. Bu kararsızlık noktası bir malzeme parametresi değildir. Çünkü teğet noktası çatlaklı malzemenin geometrik özellikleri tarafından belirlenen zorlayıcı kuvvet eğrisinin şekline bağlıdır:

- Dolayısıyla, laboratuvar numunelerinden elde edilen K_C değerleri genellikle yapılar için geçerli değildir.
- ASTM E 399'un aksine, K-R standardı bir minimum kalınlık şartı içermez, ve dolayısıyla ince plakalara uygulanabilir.
- Bu standart sadece plastik bölgenin deneğin düzlemsel boyutlarına göre küçük olduğu durumlar için uygundur.
- Bu yöntem, sıkça kırılma davranışının düzlemsel gerilmeli lineer elastik olduğu yüksek mukavemetli plakalara uygulanır.

2.2.9.1.2.1. Düzlemsel gerilme, düzlemsel deformasyon ve R-eğrisi hakkında yanlış kanı

Bir çok makale ve ders kitapları düzlemsel gerilmeye olan bir malzemenin artan bir R-eğrisi gösterirken, düzlemsel birim deformasyonda olan bir malzemenin tek bir kırılma tokluk değeri, K_{Ic} gösterdiğini ima ederler. Bu genel bir olgu değildir. Bir R-eğrisinin şekli, kırılma mekanizmasına ve de çatlak ucundaki gerilme durumuna göre değişir. Mikroskobik çatlakların birleşmesi artan bir R-eğrisine yol açarken, ayrılma kırılması düz veya düşen bir R-eğrisi gösterir.

Bir R-eğrisinin eğimi, artan gerilme üç eksenliliğiyle azalır, ve gerilme durumu düzlemsel gerilmeye düzlemsel birim deformasyona doğru geçtikçe çeliktaki kırılma mekanizması sünek yırtılmadan ayrılma kırılmasına değişebilir. Bu, Düzlemsel deformasyon kırılmasının tek bir tokluk değeri (K_{Ic}) ile tanımlanırken, düzlemsel gerilme şartlarının her zaman artan bir rezistans eğrisi ürettiği izlenimine yol açar. Bununla beraber, ayrılma kırılmasının ve dolayısıyla azalan bir R-eğrisinin ince

plakalarda ortaya çıkması mümkündür. Benzer şekilde, artan R-eğrilerine düzlem birim deformasyon şartları altındaki sünek malzemelerde yaygın olarak rastlanır.

2.2.9.2. K-R eğrilerinin deneysel ölçümü

ASTM E 561 – 86 standardı K-R deneyi için CCT (veya MT), CT ve takoz yüklemeli kısa numune olmak üzere üç numune konfigürasyonu önermektedir. Sonuncu konfigürasyon, daha çok düz olan bir R-eğrisine sahip malzemeler için en kararlı ve en uygun olanıdır. Numune kalınlığı normal şartlar altında plaka kalınlığına, numune eni ise tahmin edilen malzeme tokluğu ve de mevcut deney cihazlarına göre belirlenir.

İnce plaka kırılma tokluğu deneyinde numuneler çatlağın birleşik I. Tip ve III. Tip yüklenmesine yol açan düzlem dışı burkulmaya maruz kalırlar. Bu durumda burkulma önleyici alet gerekir.

ASTM standardı bir R-eğrisi testinde hem K_I ve hem de çatlak büyümesinin hesabı için bir dizi alternatif yöntemler içerir.

Lineer elastik malzeme davranışının ortaya çıktığı durumlarda, sabit bir çatlak uzunluğu “a” için, yük ile yükün uygulandığı noktadaki deplasman arasında

$$U = C(a)P \quad (2.44)$$

şeklinde bir ifade yazılabilir. Bu denklemde $C(a)$, esnekliğin çatlak uzunluğuna bağlı bir fonksiyon olan ifadesidir. Öte yandan, elastik sistemlerde iç kuvvetlerden kaynaklanan tamamlayıcı potansiyel enerji

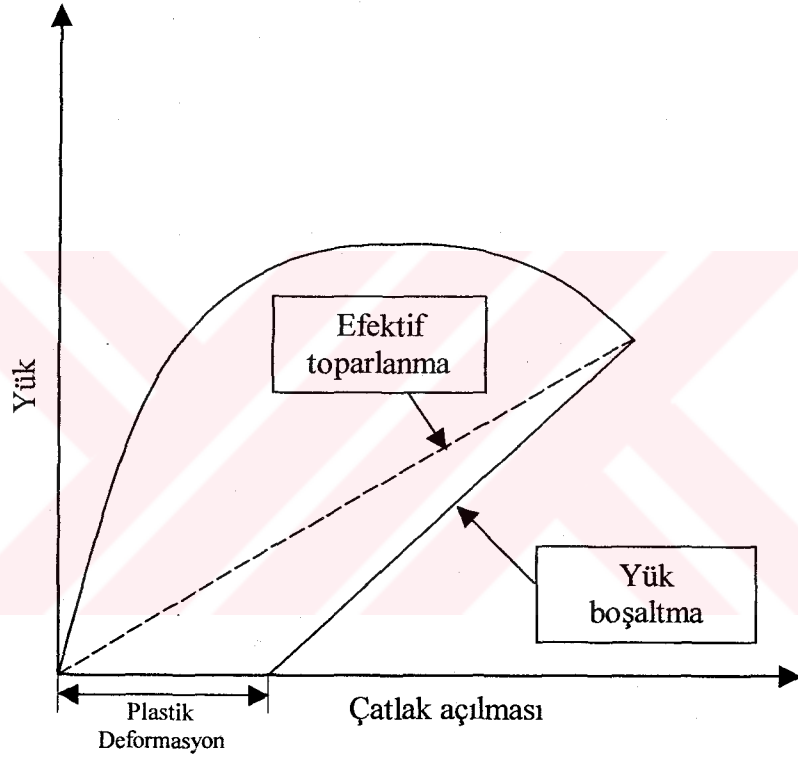
$$U^* = \frac{1}{2} C(a)P^2 \quad (2.45)$$

olarak hesaplanır. Genişliği b olan bir numunede çatlak ilerlemesi Griffith teorisine göre

$$G = \frac{1}{b} \left[\frac{\partial U^*(P, a)}{\partial a} \right]_P \quad (2.46)$$

ASTM standartları kullanılarak anlık çatlak uzunluğu esneklikten anlaşılabilir. Çatlak uzunluğunun kalınlık boyunca değişiminin ihmal edilebilecek düzeyde olan ince plakalar üzerinde yapılan deneylerde çatlak uzunluğu optik olarak da ölçülebilir. Anlık gerilme şiddeti değeri o anki yük ve çatlak uzunluğu değerleriyle aşağıdaki şekilde ilişkilendirilir:

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.48)$$



Şekil 2.28. Plastik çatlak büyümesi için yük-deplasman eğrisi (DOĞAN 1995)

Çatlak önünde bir plastik bölge oluştuğunda, yük-deplasman eğrisindeki lineerlikten sapmalar çatlak büyümesi ve plastikliğin birleşiminden oluşur (Şekil 2.28).

Eğer kopmadan önce yük boşaltılırsa, yük-deplasman eğrisi orijine geri dönmez. Çatlak ucu plastikliği numunede belli bir miktar kalıcı deformasyon oluşturur. Gerçek çatlak uzunluğu optik olarak veya numunedeki yükün kısmi olarak boşaltıldığındaki numune esnekliğinin ölçülerek çatlak uzunluğunun buradan hesaplanmasıyla elde edilebilir. Gerilme şiddeti plastisite etkilerinin yok edilebilmesi için etkili çatlak

uzunluğu (a_{eff}) kullanılarak düzeltilmelidir. ASTM standardı a_{eff} 'in hesabı için iki alternatif yöntem önerir: Irwin plastik zon düzeltmesi ve sekant yöntemi. Irwin yaklaşımına göre, düzlemsel gerilme durumunda etkili çatlak uzunluğu aşağıdaki şekilde verilmiştir:

$$a_{eff} = a + \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2.49)$$

Sekant yöntemi, toplam deplasmanın yüke oranı olan etkili esneklikten etkili çatlak boyunun belirlenmesinden ibarettir (Şekil 2.28). Etkili gerilme şiddeti faktörü her iki yöntemde de yük ve etkili çatlak uzunluğu kullanılarak hesaplanır:

$$K_{eff} = \frac{P}{B\sqrt{W}} f \left(\frac{a_{eff}}{W} \right) \quad (2.50)$$

Irwin düzeltmesi, K_{eff} yakınsayana kadar K_{eff} 'in a_{eff} 'den ötelemeli olarak hesaplanmasını gerektirir (Formül 2.49 ve 2.50).

Her ne kadar plastiklik düzeltmesi yönteminin seçimi isteğe bağlıysa da, ASTM E 561 plastik bölge küçük olduğunda Irwin düzeltmesini önerir. Çatlak ucu plastikliği daha geniş bir bölgeye yayılmışsa, Sekant yöntemi tavsiye edilir. Gerilme şiddeti Sekant yöntemiyle belirlendiğinde deney verileri tipik olarak büyüklüğe daha az bir bağlılık gösterir (JSME S 001-1981, Tokyo, Ekim 1981).

ASTM K-R eğrisi standardı gerilme şiddetinin etkili çatlak büyümesiyle (Δa_{eff}) değişiminin çizilmesini gerektirir. Bu uygulama J'nin gerçek çatlak uzunluğuyla değişiminin çizildiği J_{Ic} ve J-R eğrisi yaklaşımlarıyla tutarsızlık gösterir.

ASTM E 561-86 standardı ne numune büyüklüğü hakkında ne de izin verilebilir, en büyük çatlak büyümesi hakkında bir şart içerir; dolayısıyla elde edilen K-R eğrisinin numune geometrisinden bağımsız bir malzeme parametresi olması garanti edilemez. İnce kesitlerde LEFM'in (Lineer Elastik Fracture Mechanics = Lineer Elastik Kırılma Mekaniği) uygulanması numune kalınlığı yapının kesit kalınlığına uyduğu sürece kabul edilebilir. Ayrıca büyüyen çatlak, tüm dış sınırlardan uzakta olmalıdır.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada saf Ti (bundan böyle Ti olarak adlandırılacak) ve Ti-6Al-4V (bundan böyle Ti64 olarak adlandırılacak) alaşımı olmak üzere iki farklı malzeme kullanılmıştır.

Ti; oda sıcaklığında hekzagonal kristal yapılı (α fazı), soğuk şekil verme yeterliliği düşük bir malzemedir. 882 °C'de hekzagonal kristal yapısı hacim merkezli kübik yapıya (β fazı) dönüşür. Mukavemeti gayri safiyetin miktarına göre değişir. Oksijene afinitesi yüksektir. Bünyesine oksijen ve hidrojen girerse sertleşmesi söz konusudur. Yüzeyinde çok kararlı ince bir oksit tabakası olduğundan korozyona karşı direnci yüksektir.

Ti64; $\alpha+\beta$ (%80-85 α ve %15-20 β) fazları içeren iki fazlı bir titanyum alaşımıdır. Bu malzemenin; mukavemet/ağırlık oranı çok yüksektir. Bu malzeme iki fazlı olduğu için tane büyümesi engellenmekte, dolayısıyla tane boyutu 2-30 μm arasında ince taneli bir yapıya sahiptir. Malzemenin yapısında bulunan alaşım elementlerinden alüminyum α fazını, vanadyum ise β fazını kararlı hale getiriyor. α fazının içerisindeki çözünürlük sıcaklık düşüşiyle azalmakta olduğundan bu alaşım ısı işleme duyarlı bir alaşımır.

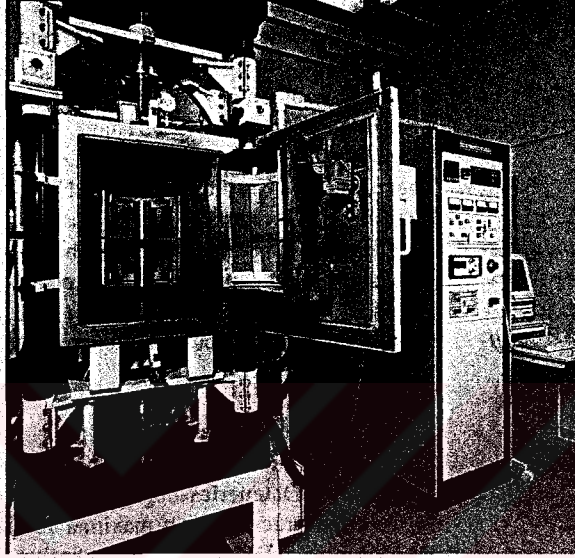
Kullanılan Ti64 alaşımı ve Ti alaşımlarının kimyasal kompozisyonları Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1 Ti ve Ti64 numunelerindeki alaşım miktarları

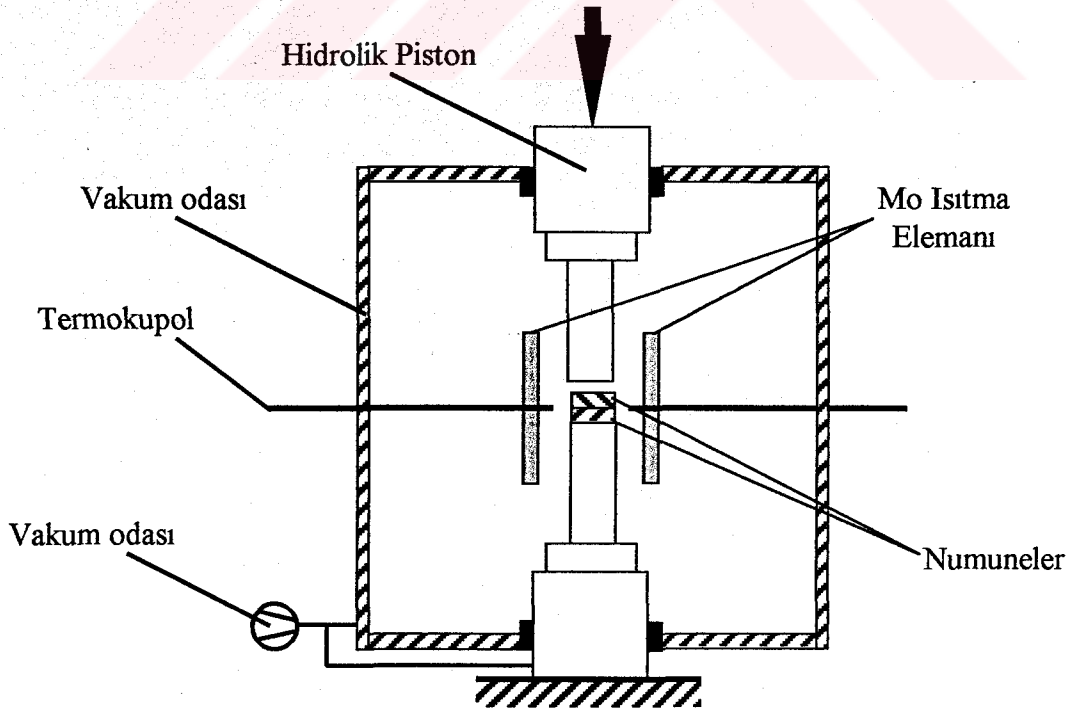
	Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
Ti	-	-	0,05	0,15	<0,01	<0,01	0,001	Balans
Ti64	6,21	4,07	0,18	0,17	0,01	0,02	0,005	Balans

3.2. Deneylerde Kullanılan Difüzyon Kaynağı Ekipmanı

Ti ile Ti64 numunelerinin difüzyon kaynağı için maksimum 250 kN basınç, 1500 °C sıcaklık ve 10^{-6} mbar vakum kapasiteli bilgisayar kontrollü Şekil 3.1'de gösterilen difüzyon kaynağı cihazı kullanılmıştır. Difüzyon kaynağı cihazı şematik olarak Şekil 3.2'de verilmiştir.



Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan difüzyon kaynağı cihazı



Şekil 3.2. Difüzyon kaynağı cihazının şematik gösterimi

3.3. Numunelerin Hazırlanışı

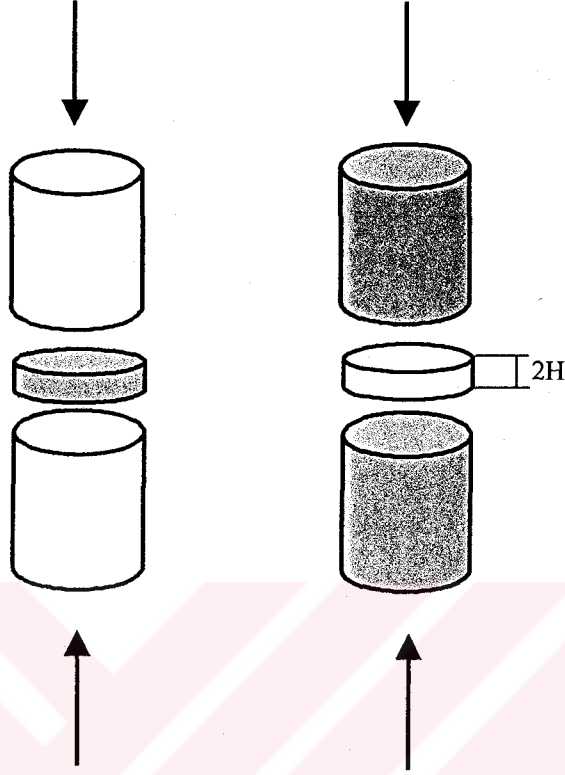
- Çalışmada kullanılan her iki malzeme, Ti ve Ti64 alaşımı, 40 mm çapında silindirik parçalar halinde temin edilmiştir.
- Bu Ti ile Ti64 silindirik parçalardan 40-45 mm uzunluğunda difüzyon kaynağı blokları kesilmiştir.
- Numunelerin ara tabakaları için Ti'dan 1,2,5 ve 10 mm; Ti64'den 2, 5 ve 10 mm kalınlıklarda dilimler kesilmiştir.
- Kesilerek hazırlanan bu parçaların yüzeyleri talaşlı imalat ile birbirlerine paralel hale getirilmiştir.
- Difüzyon kaynağı yapılacak yüzeyler Ti'da 2500 grite kadar, Ti64 alaşımında ise 4000 grite kadar zımparalanmıştır.
- Zımparalanan yüzeyler 1 µm tane boyutunda elmas macunu ile 8 dakika parlatılmıştır.
- Parlatılan yüzeyler difüzyon kaynağı öncesi ultrasonik yöntem ile temizlenmiştir.

Parlatılarak yüzeyleri difüzyon kaynağı için uygun hale getirilen bu numuneler Şekil 3.3'deki gibi değişik kalınlıklarda ara tabaka içeren sandviç şeklinde difüzyon kaynağına hazır hale getirilmiştir.

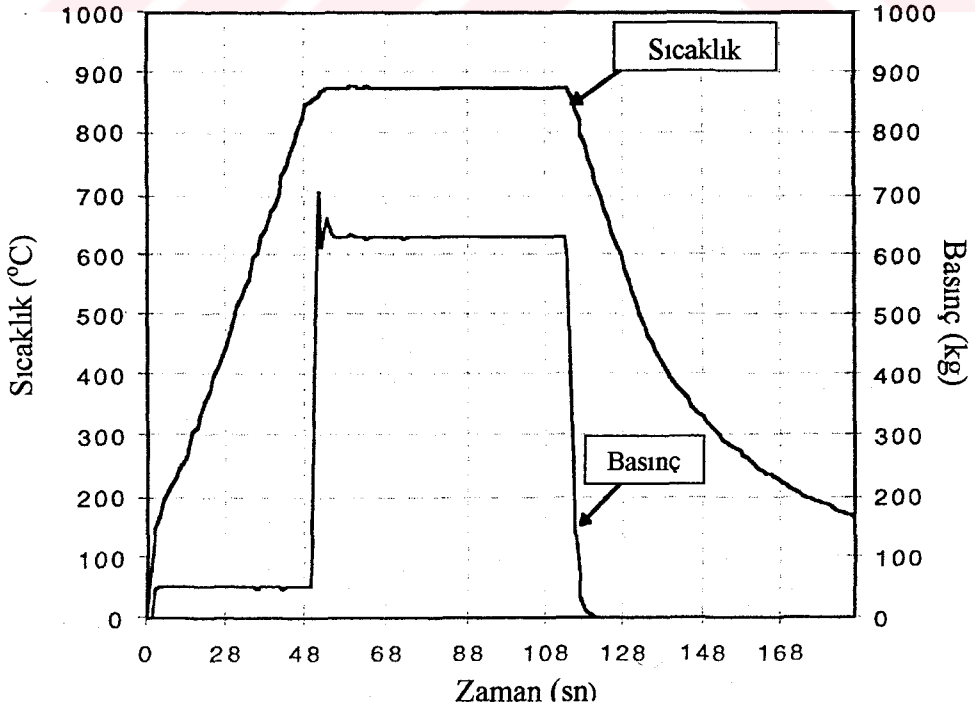
Difüzyon kaynağı işleminin yapılışı şu şekildedir. Başlangıçta parçalar 50 kg'lık bir ön basınç ile birbirlerine bastırılmış, daha sonra vakuma başlanmıştır. Vakum değeri 3.10^{-4} mbar değerine ulaştığında, ortamın sıcaklığı 850 °C'ye kadar 20 °C/dak hızda, 850 °C'den 875 °C'ye kadar ise 5 °C/dak hızda artırılmıştır. 850 °C'den 875 °C'ye kadar 5 °C/dak hızda ısıtmanın amacı kaynak sıcaklığının kaynak edilen numunede üniform olmasını sağlamak içindir. Sıcaklık 875 °C'ye ulaştığında basınç 5 MPa olacak şekilde artırılmıştır. 875 °C'de 5 MPa basınç altında 60 dakika bekletildikten sonra basınç tamamen kaldırılmış ve sıcaklık 875 °C'den 20 °C/dak hızda oda sıcaklığına kadar düşürülmüştür. Şekil 3.4'de kaynak süresince sıcaklık değişimi ile basınç değişimleri verilmiştir.(ÇAM 1998)

Difüzyon kaynağıyla birleştirilen numunelerden, ara tabakası Ti64 kenar bloklarına göre daha düşük mukavemetli saf Ti olanlar kaynak bölgesi düşük mukavemetli birleştirme (yetersiz mukavemetli kaynak=undermatched joint); ara

tabakası Ti64 alaşımı olanlar ise kaynak bölgesi yüksek mukavemetli birleştirme (aşırı mukavemetli kaynak =overmatched joint) olarak adlandırılmaktadır.

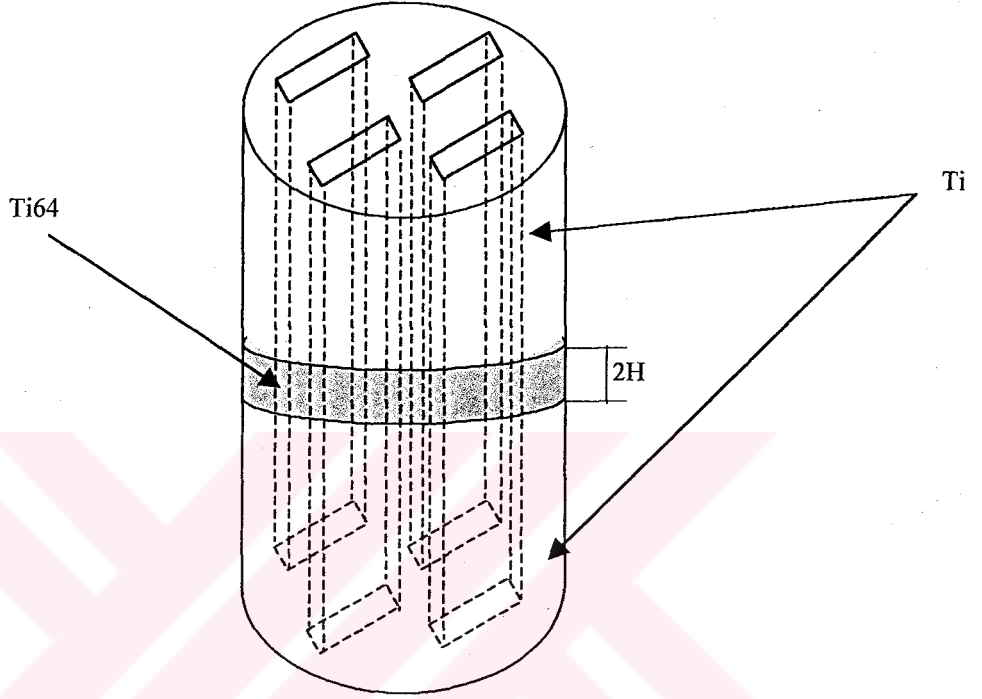


Şekil 3.3. Sandviç numunelerin difüzyon kaynağının şematik gösterimi 2H: ara tabaka kalınlığı (Ti ara tabaka kalınlığı: 1,2,5 ve 10 mm, Ti64: 2,5 ve 10 mm)

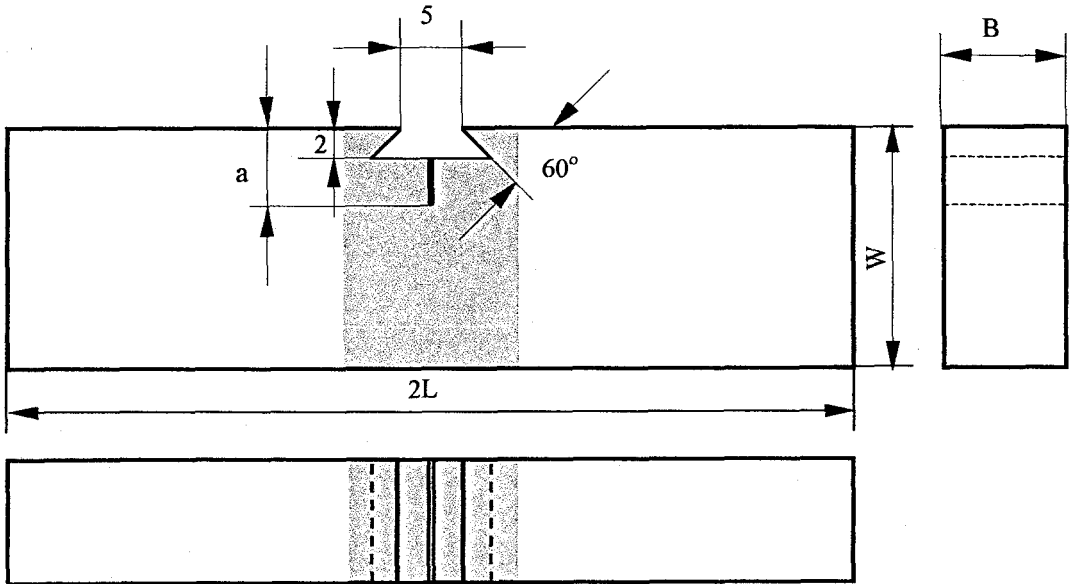


Şekil 3.4. Difüzyon kaynağında sıcaklık-yük-vakum değişimi

Difüzyon kaynağıyla birleştirilen parçalardan tel erozyon ile kesme metoduyla dörder adet olmak üzere her farklı ara tabaka kalınlığı için toplam sekizer adet bükme numunesi bloğu çıkarılmıştır (Şekil 3.5). Tel erozyon ile çıkarılan dikdörtgen kesitli bu bloklar talaşlı imalat ile (torna ve freze ile) Şekil 3.6'da verilen bükme numuneleri şeklinde işlenmiştir.



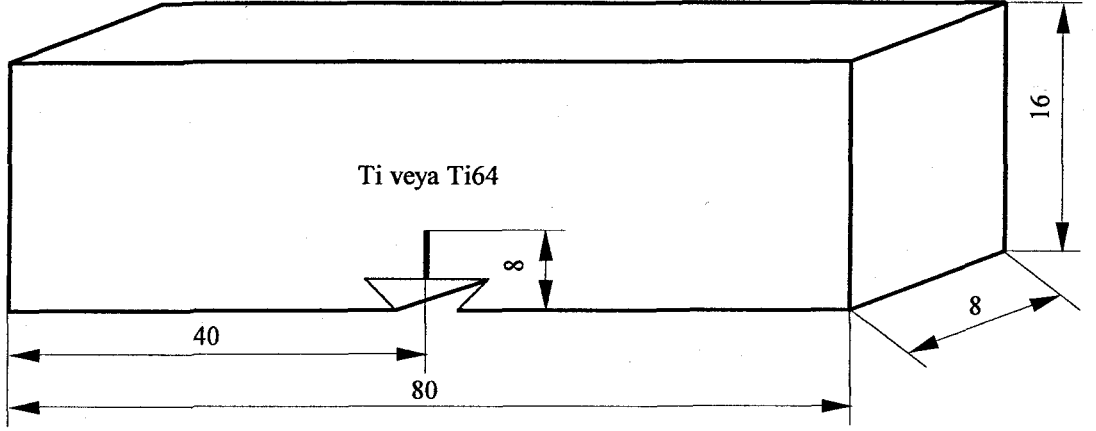
Şekil 3.5. Difüzyon kaynaklı bloklardan bükme numunelerin çıkarılması



Şekil 3.6. DIN normlarına göre bükme numuneleri $B=8$ mm, $W=16$ mm, $2L = 80$ mm, $a/W = 0,5$ mm.

Elde edilen bu numunelere daha sonra 0,3 mm çapında Cu-tel kullanılarak tel erozyonla çatlak oluşturulmuştur (Şekil 3.7.).

Ti64 alaşımı ve Ti baz malzemelerden hazırlanan homojen numunelerin Şekil 3.7’de boyutları gösterilmekte ve Çizelge 3.2. numune sayılarını vermektedir.

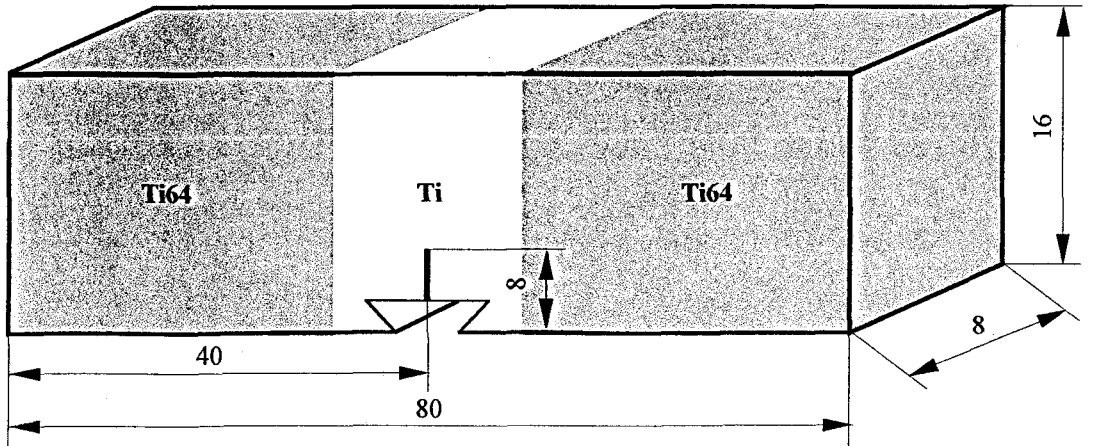


Şekil 3.7. Ti veya Ti64 alaşımından çıkarılan homojen numune boyutu

Çizelge 3.2. Ti ve Ti64 alaşımından çıkarılan homojen numunelerin sayısı

Numune	Numune sayısı
Ti	6
Ti64	6

Yetersiz mukavemetli kaynak bükme numunelerinin boyutları Şekil 3.8’de gösterilmiş ve Çizelge 3.3’de kaç tane hazırlandığı verilmiştir.

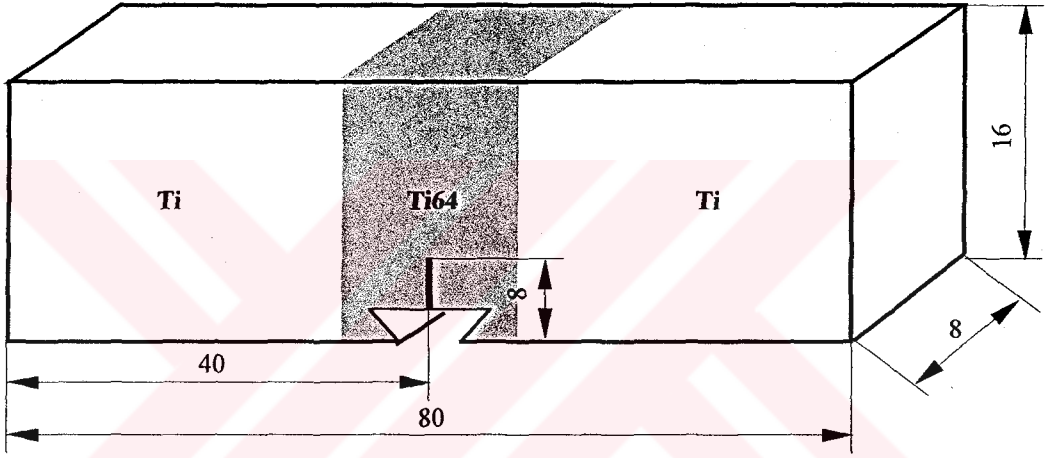


Şekil 3.8. Yetersiz mukavemetli kaynak bükme numunesi

Çizelge 3.3. Yetersiz mukavemetli kaynak bükme numunelerinin sayısı

Tabaka kalınlığı 2H (mm)	Numune sayısı
1	6
2	6
5	6
10	6

Aşırı mukavemetli kaynak bükme numunelerinin Şekil 3.9'da boyutları gösterilmiş ve Çizelge 3.4'de sayıları verilmiştir.



Şekil 3.9. Aşırı mukavemetli kaynak bükme numunesi

Çizelge 3.4. Aşırı mukavemetli kaynak bükme numunelerinin sayısı

Tabaka kalınlığı 2H (mm)	Numune sayısı
2	6
5	6
10	6

Difüzyon kaynağı ile birleştirilerek meydana getirilen bu numunelerin mekanik uyumsuzluk oranları (Mis-Match Factor) aşağıdaki formüller yardımı ile hesaplanır.

Yetersiz mukavemet durumu için;

$$M = \frac{R_{p0,2(Ti)}}{R_{p0,2(Ti64)}} \quad (3.1)$$

Aşırı mukavemet durumu için;

$$M = \frac{R_{p0,2(Ti64)}}{R_{p0,2(Ti)}} \quad (3.2)$$

3.4.Yorulma (Fatigue) Çatlağı Oluşturulması

Bükme numunelerinde tel erozyonla açılan 0,3 mm kalınlığındaki çatlağın ucunu keskin hale getirmek için numuneler yorulma deneyine tabi tutulmuştur. Bu işlem için 10 kN kapasiteli 40 Hz frekanslı Schenk marka yorulma cihazı kullanılmıştır. Yorulma deneyinde kullanılan yüklemeler ise Ti ve Ti64 alaşımı numuneleri için akma mukavemetlerine göre aşağıdaki formüllere göre hesaplanmıştır:

$$F_y = \frac{4B(W-a)^2}{3S} R_{p0,2} \quad (3.3)$$

$$F_{\max} = xF_y \quad (0,1 < x < 0,6) \quad (3.4)$$

$$R = \frac{|F_{\min}|}{|F_{\max}|} \quad (R = 0,1) \quad (3.5)$$

$$F_{ort.} = \frac{|F_{\max.} + F_{\min.}|}{2} \quad (3.6)$$

Yukarıdaki formüllere göre hesaplanan yük miktarları farklı x değişkenlerine göre hesaplanmış ve sonuçları Çizelge 3.5 ve Çizelge 3.6'da verilmiştir.

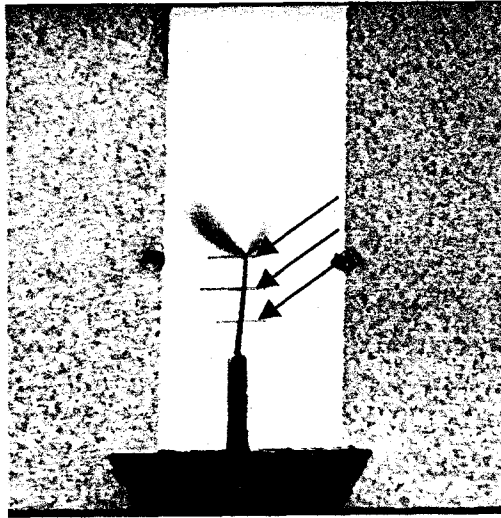
Çizelge 3.5. Ti malzemede keskin çatlak oluşumu için kullanılan yorulma testi parametreleri (W=16 mm ve B=8 mm)

	X	F _y (kN)	F _{min.} (kN)	F _{ort.} (kN)	F _{max.} (kN)
Ti	0,60	3,65	0,22	1,21	2,19
Ti	0,40	3,65	0,15	0,80	1,46
Ti	0,30	3,65	0,11	0,60	1,09

Çizelge 3.6. Ti64 alaşımında keskin çatlak oluşumu için kullanılan yorulma testi parametreleri (W=16 mm ve B=8 mm)

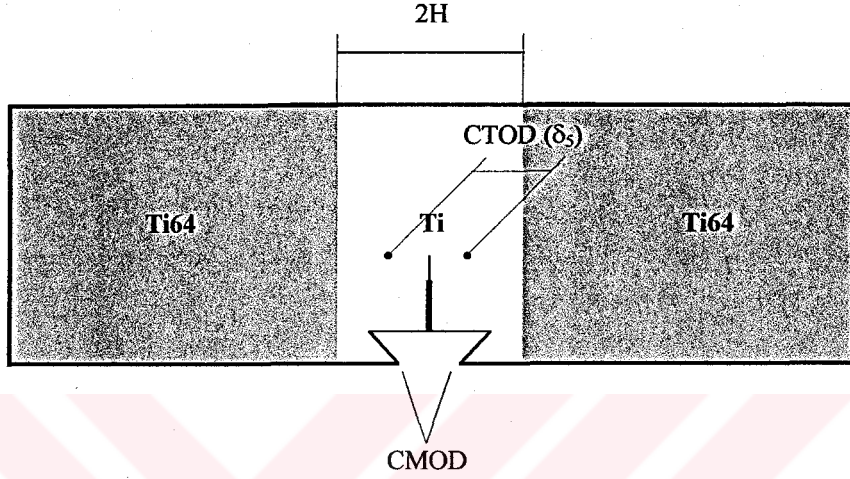
	x	F _y (kN)	F _{min.} (kN)	F _{ort.} (kN)	F _{max.} (kN)
Ti64	0,25	10	0,25	1,37	2,50
Ti64	0,15	10	0,15	0,82	1,50
Ti64	0,10	10	0,10	0,55	1,00

Çizelge 3.5 ve 3.6'daki yükleme durumlarından en uygunu 40 Hz. frekans kullanılarak yükleme anında çatlak büyümesi optik mikroskop ile her iki yüzeyinden incelenerek tespit edilmiş ve duruma göre en uygun parametreler kullanılmıştır. Yorulma deneyi esnasında çatlak ilerlemesinin tespitini kolaylaştırmak için ayrıca parçanın her iki yüzeyi parlatıldıktan sonra 1 mm aralıklarla işaretlenmiştir. a/W oranı 0,5 olduğunda işlem durdurulmuştur (Şekil 3.10).



Şekil 3.10. Yüzeyin işaretlenmesi (Oklar 1 mm aralıklarla çizilen işaretleri göstermektedir)

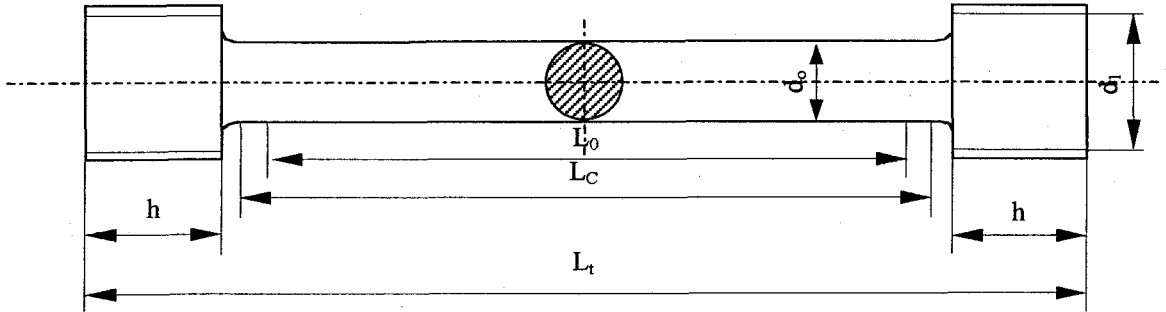
Yorulmadan sonra elde edilen keskin çatlağın ucuna CTOD (δ_5) kliplerini yerleştirmek amacı ile çatlağın ucunun sağında ve solunda 2,5 mm uzaklığa sertlik cihazı kullanılarak işaret konulmuştur. Daha sonra bu izler zımba yardımı ile derinleştirilerek her iki yüzde Şekil 3.9’da gösterildiği gibi CTOD (δ_5) kliplerini yerleştirmek için çukurlar oluşturulmuştur.



Şekil 3.11. Bükme deneyi öncesi CTOD (δ_5) ve CMOD kliplerinin yerleştirilmesi işleminin şematik olarak gösterimi

3.5. Çekme Deneyi

Kaynak kalitesinin tespit edilmesi için Ti ve Ti64 bloklar alım difüzyon kaynağına tabi tutulmuştur. Baz malzemelerden ve kaynaklı numunelerden çıkarılan çekme numuneleri test edilmiştir. Bu deneyler için kullanılan numuneler DIN 50125 normuna göre Şekil 3.12. ve Çizelge 3.7.’deki boyutlarda hazırlanmıştır.



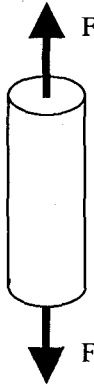

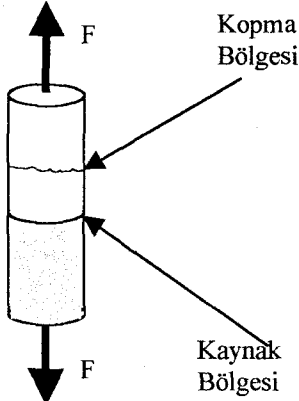
Şekil 3.12. DIN 50125 normuna göre çekme numunesi

Çizelge 3.7. DIN 50125 normuna göre çekme numunesi boyutları

d_0 (mm)	L_0 (mm)	d_1 (mm)	h (mm) min.	L_C (mm) min.	L_t (mm) min.
5	25	M8	7	30	50

Çekme deneyinde Zwick 1484 marka 50 kN yük kapasiteli cihaz kullanılmıştır. Deneyler oda sıcaklığında ve 0,5 mm/dak. çekme hızında yapılmıştır. Deneyde Ti , Ti64 alaşımı baz malzeme numuneleri ile beraber bu malzemelerin 875 °C'de difüzyon kaynağıyla birleştirilmiş parçadan çıkarılan numuneler çekilmiştir. Çizelge 3.8 de numune sayıları verilmiştir.

Çizelge 3.8. Çekme numuneleri sayıları

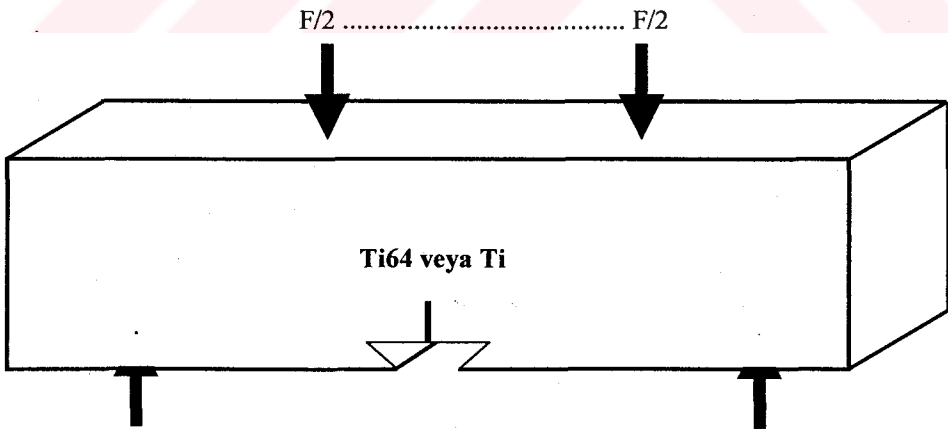
Baz Malzeme Numuneleri		Difüzyon Kaynağıyla 875 °C'de Birleştirilmiş Numuneler
Ti	Ti64	(Ti/Ti64)
3 adet	3 adet	6 adet
		

3.6. Kırılma Mekanikği Deneyi

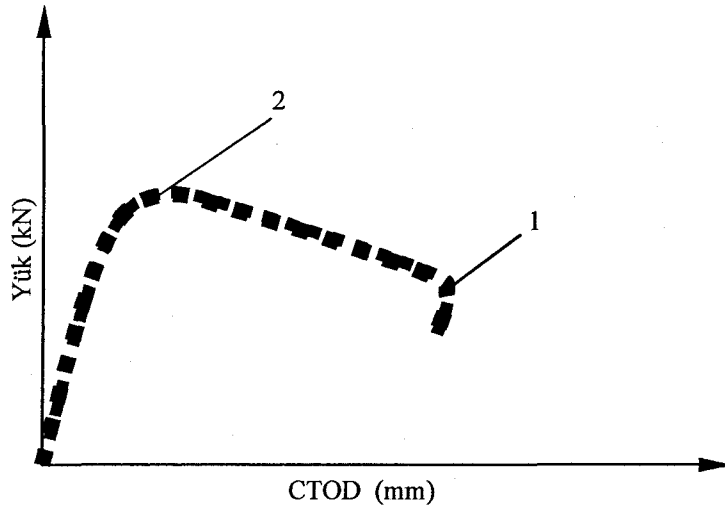
Difüzyon kaynağı ile birleştirilerek hazırlanan numuneler 4 nokta bükme deneyine tabi tutulmuştur (Şekil 3.13). Kullanılan cihaz 50 kN yük kapasiteli Instron 1195 marka çekme cihazıdır. Heterojen bir bükme momentinin sözkonusu olduğu 3 nokta bükme deneyinin aksine homojen bir bükme momenti elde edilen 4 nokta bükme deneyi daha istikrarlı kırılma mekanikği değerlerinin tespit edilmesini mümkün kıldığı için bu deney metodu tercih edilmiştir (Çam ve ark. 1997).

Deneylerde R-eğrisi, çok numune yöntemiyle çizilmiştir. ASTM'e göre R-eğrisi tespiti için farklı difüzyon kaynağıyla birleştirilmiş numunelerden ve baz malzemelerden en az 6'şar adet numune test edilmiştir. Bu 6 numuneden 3 tanesi maksimum yük noktasını geçinceye kadar (Şekil 3.14'deki 1 ile 2 noktası arasında) yüklenmiştir. Bunun amacı ise maksimum yük değerinde ortalama CTOD (Çatlak ucu açılma miktarı) ve CMOD (Çatlak ağız açılma miktarı) değerleri ölçülmüştür. Deneylerde yükleme hızı 0,2 mm/dak. olarak alınmıştır.

4 nokta bükme deneyi esnasında numunenin her iki yüzeyinden CTOD (Çatlak ucu açılma miktarı) ve CMOD (Çatlak ağız açılma miktarı) değerleri ölçülmüştür. Deneylerde yükleme hızı 0,2 mm/dak. olarak alınmıştır.



Şekil 3.13. Dört nokta bükme deneyinin şematik olarak gösterimi

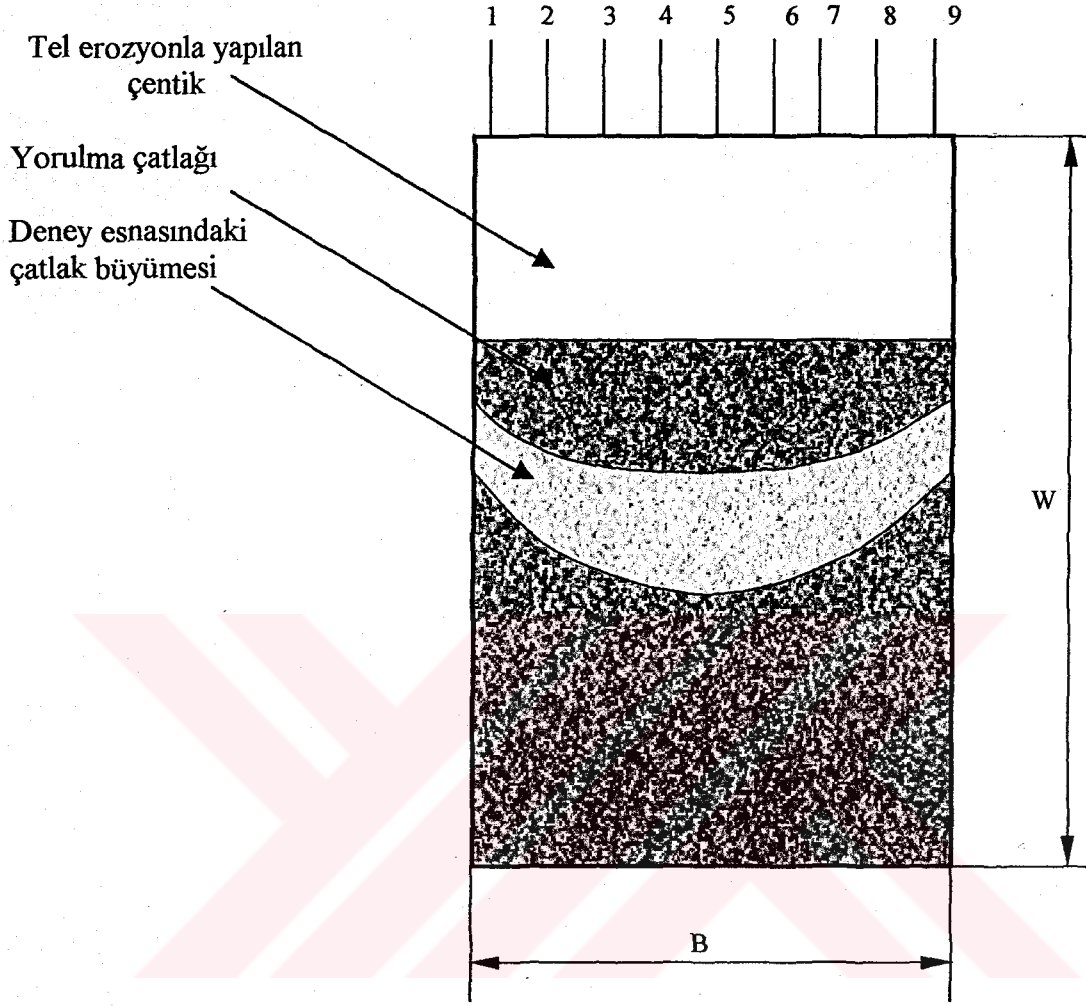


Şekil 3.14. Bükme deneyinde elde edilen Yük-CTOD eğrisinin şematik gösterimi

Deneyler oda sıcaklığında yapılmış olup, her değişik deneyde ilk numuneler gidebildiği maksimum (Şekil 3.14'de 1 noktası) noktaya kadar yüklenmiştir. Bunun nedeni yük-CTOD eğrisinin görünümünün belirlenmesi ve dolayısıyla diğer numunelerde yükün ne zaman kaldırılacağına tespitini yapmak içindir (Çizelge 4.4 ve 4.5.).

Numunelerden ara tabakası Ti64 (overmatched) olanlarda maksimum yük noktasından sonra hızlı bir şekilde yükte düşme olduğundan (çatlağın çok hızlı ilerlemesinden dolayı) maksimum noktasından sonra farklı noktalarda yükün kaldırılması oldukça güç olmuştur.

Dört nokta bükme deneyinden sonra tüm numuneler sıvı azota daldırılarak soğutulmuş ve bir çekiç yardımıyla kırılmıştır. Kırılan numunenin yüzeylerinde, çatlak uzamasını bulmak için numune kalınlığı boyunca 9 noktadan ölçüm alınmıştır (Şekil 3.15.).

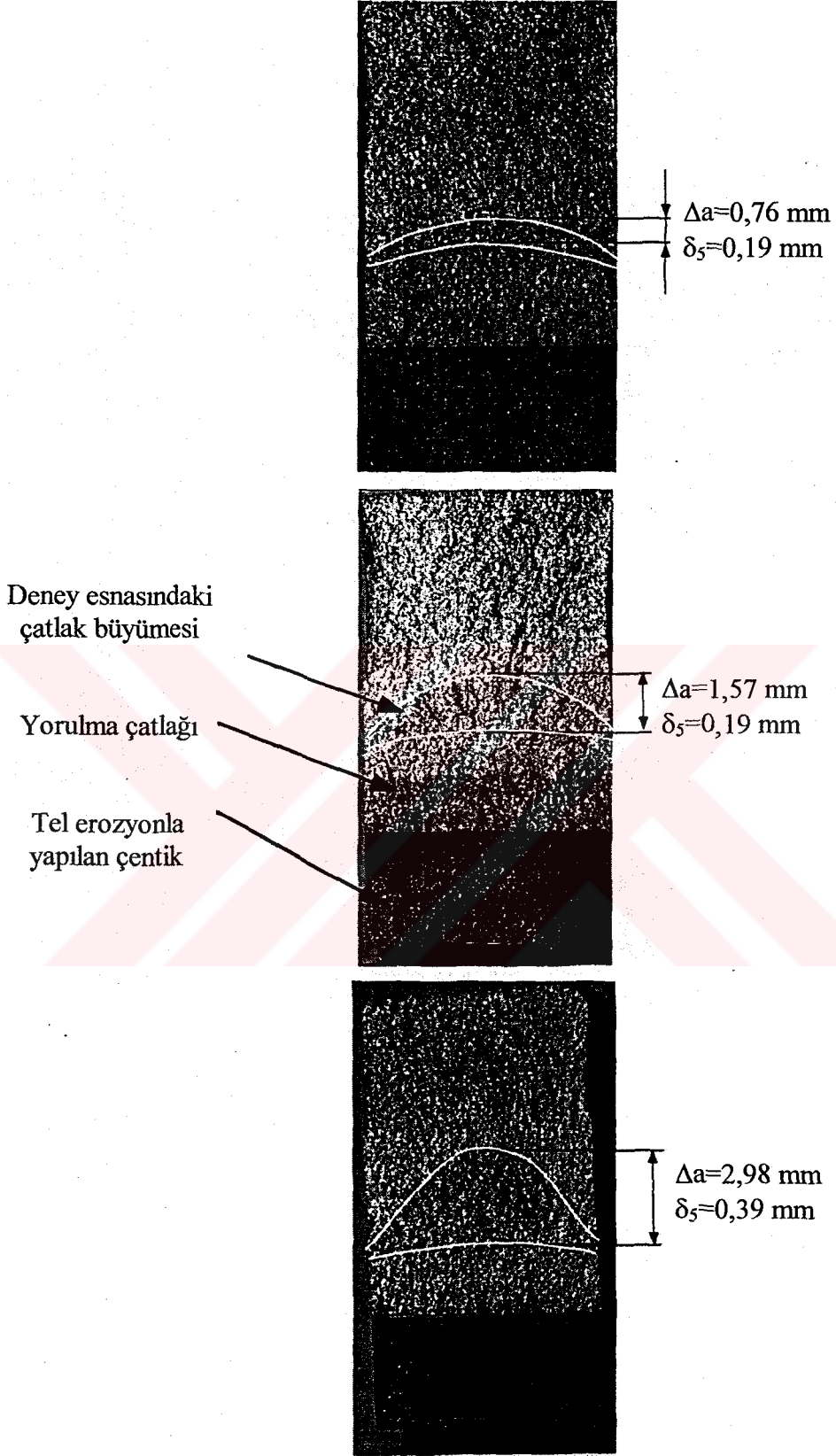


Şekil 3.15. Kırılma yüzeyinde çatlak uzamasının ölçülmesinin şematik gösterimi

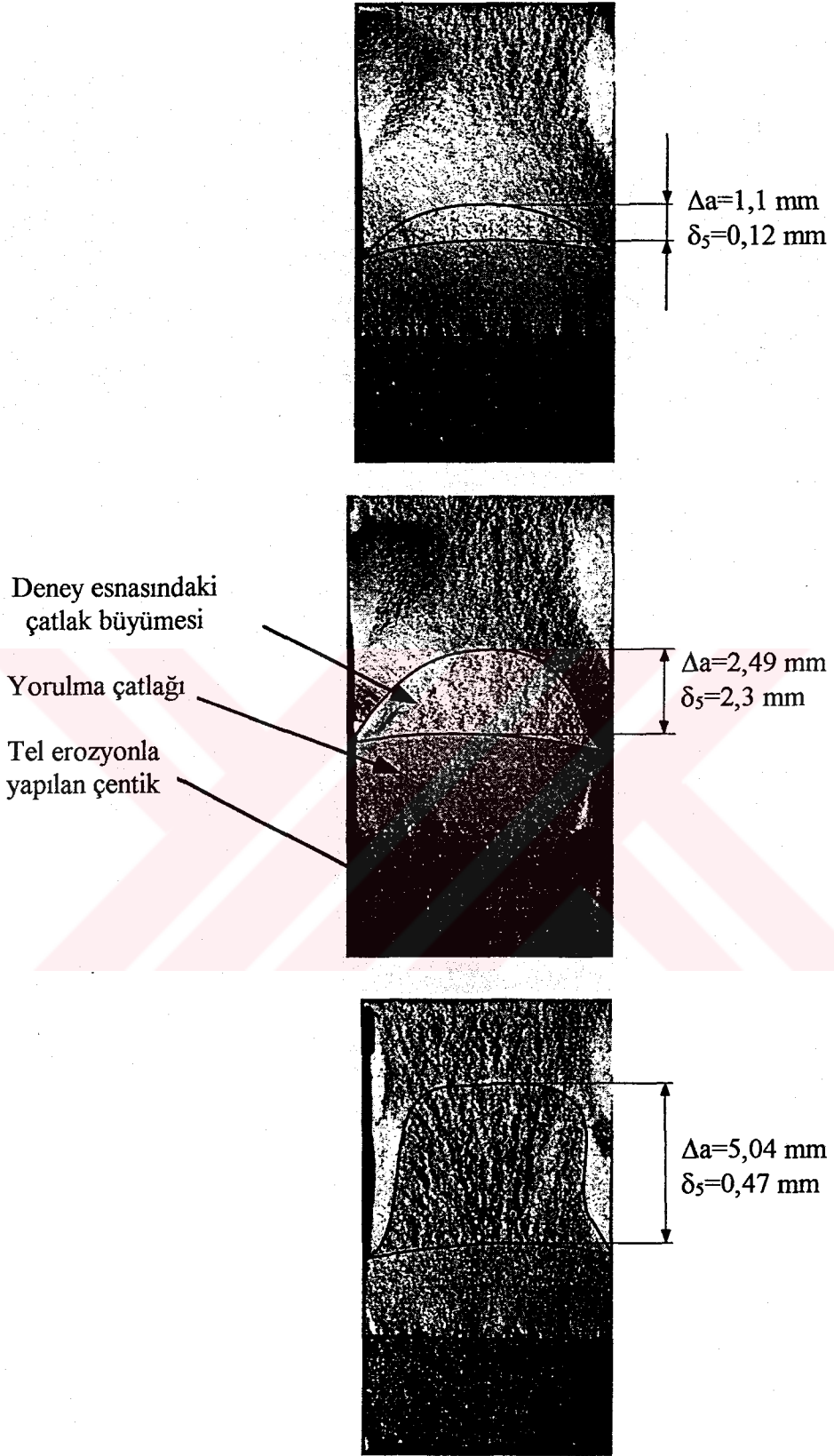
Ölçümler mikroskop yardımı ile yapılmıştır. Çatlak uzaması elde edilen bu 9 değer kullanılarak eşitlik 3.7'deki formülle hesaplanmıştır.

$$\Delta a = \frac{1}{8} \left\{ \frac{a_1 + a_0}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right\} \quad (3.7)$$

Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) ve Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerin kırılma yüzeylerine birer örnek ve bu numunelerde ölçülen değerler Şekil 3.16 ve Şekil 3.17'de sırasıyla verilmiştir.



Şekil 3.16. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerinin kırılma yüzeylerinde farklı çatlak uzamaları

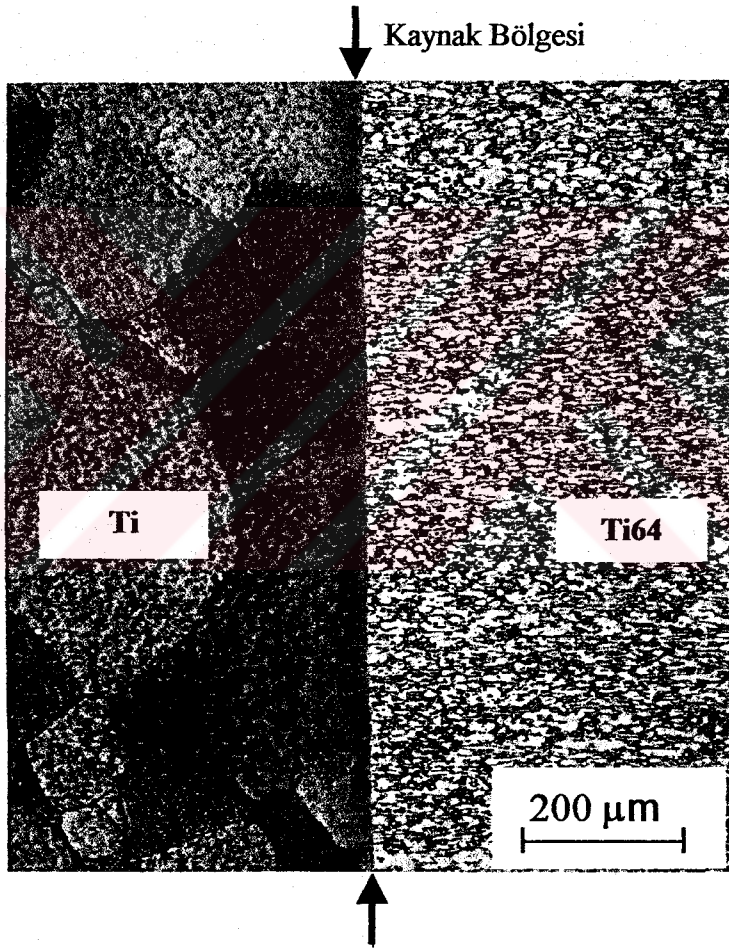


Şekil 3.17. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerinin kırılma yüzeylerinde farklı çatlak uzamaları

4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

4.1. Mikroyapı ve Kaynak Kalitesi

Difüzyon kaynağı yapılan numunelerin birleştirme bölgelerinde herhangi bir kaynak hatası ve reaksiyon zonu oluşumu olup olmadığını tespit etmek için optik mikroskop ile detaylı olarak incelenmiştir. 875 °C sıcaklıkta ve 5 MPa basınç uygulayarak 60 dakika süreyle difüzyon kaynağı yapılan Ti ile Ti64 malzemelerinin kaynak bölgesinin içyapı resmi Şekil 4.1’de verilmiştir.



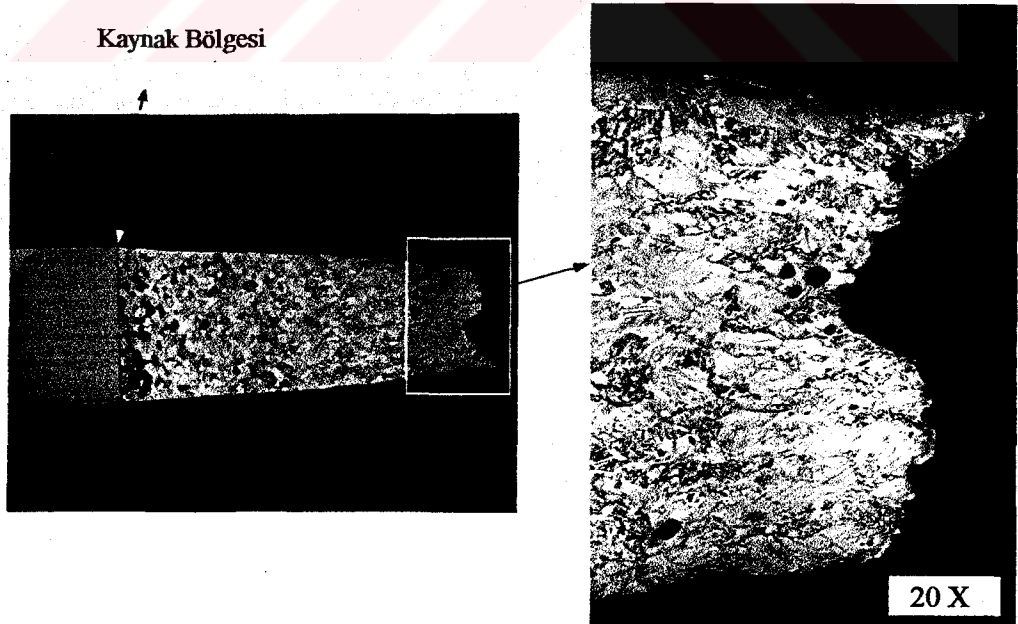
Şekil 4.1. Difüzyon kaynağı bölgesinin içyapı resmi

Şekil 4.1’de de görüldüğü gibi birleşme bölgesinde herhangi bir kaynak hatasına rastlanmamıştır. Ayrıca kaynak bölgesinde herhangi bir reaksiyon zonu oluşmamış (mekanik özellikleri etkileyecek yeni bir faz oluşumu gözlenmemiş) ve kaynak bölgesi

etrafında herhangi bir tane büyümesine rastlanmamıştır. Bu çalışma için oldukça önemli olan husus kaynağın geometrisidir. Çatlak ilerleme mekanizmasını belirlemek için kaynak hatası ve reaksiyon zonu içermeyen çizgi şeklinde bir birleşme bölgesi gerekmektedir. Şekil 4.1'den görüleceği üzere bu amaca ulaşılmıştır. Bu da kullanılan kaynak parametrelerinin (875 °C, 5 MPa, 60 dakika) bu çalışmanın amacına yönelik kaliteli bir birleştirme için uygun olduğunu göstermektedir.

4.2 Çekme Deneyi

Difüzyon ile alın kaynağı yapılan numunelerin kaynak bölgesinin dayanımını ve kaynak kalitesini belirlemek için çekme deneyi yapılmıştır. Bu çerçevede bazı malzemelerden ve difüzyon kaynaklı birleştirmeden tel erozyon ile 3'er numune çıkarılmış ve oda sıcaklığında çekme deneyine tabi tutulmuştur. Alın kaynağı numunelerinde kopma, kaynak bölgesinden uzakta, Şekil 4.2'de görüldüğü gibi saf Ti malzemesi içerisinde gerçekleşmiş ve kaynak bölgesinde herhangi bir hasar gözlenmemiştir. Bu da yapılan difüzyon kaynağı parametrelerinin uygun seçildiğini göstermektedir. Bu sonuçlar optik mikroskop bulgularını desteklemektedir. Numunelerin çekme deneyi sonuçları Çizelge 4.1., 4.2. ve 4.3.'de verilmiştir.



Şekil 4.2. Difüzyon kaynağıyla birleştirilmiş numunelerde kopmanın kaynak bölgesinden uzakta olduğunu gösteren optik mikroskop görüntüsü

Çizelge 4.1. Ti numunelerinin çekme testi sonuçları

Numune No:	R _m (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	Uzama, %
1	431	320	30,00
2	456	342	39,60
3	448	335	36,00
Ortalama	445	332	35,20
$R_{p0,2}/R_m = 332/445 = 0,75$			

Çizelge 4.2. Ti64 alaşımı numunelerinin çekme testi sonuçları

Numune No:	R _m (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	Uzama, %
1	965	903	22,00
2	986	937	22,00
3	981	930	21,00
Ortalama	977	923	21,70
$R_{p0,2} / R_m = 923 / 977 = 0,95$			

Çizelge 4.3. Difüzyon alın kaynaklı Ti-Ti64 numunelerinin çekme testi sonuçları

Numune No:	R _m (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	Uzama, %
1	438	339	19,04
2	458	346	18,40
3	479	336	20,32
Ortalama	458	340	19,30

Difüzyon kaynaklı malzemelerin çekme deneyi test sonuçları Şekil 4.3'de, baz malzemelerin test sonuçları da Şekil 4.4'de verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde alın kaynaklı numunelerin akma ve çekme dayanımlarının saf Ti numunelerin mukavemet değerlerine benzer olduğu görülmektedir. Kopma saf Ti içerisinde olduğu için bu sonuçlar normaldir. Fakat alın kaynaklı numunelerin % uzama değerleri saf Ti numunelerin % uzama değerlerinin yaklaşık yarısı kadardır. Bunun nedeni kaynaklı numunenin yarısının mukavemeti çok daha yüksek Ti64 alaşımı olmasıdır.

Homojen saf Ti ve Ti64 alaşımı numunelerinin çekme deneyinde elde edilen akma mukavemetlerinden bulunan ortalama değerler uyumsuzluk oranını belirlemek için kullanılmıştır.

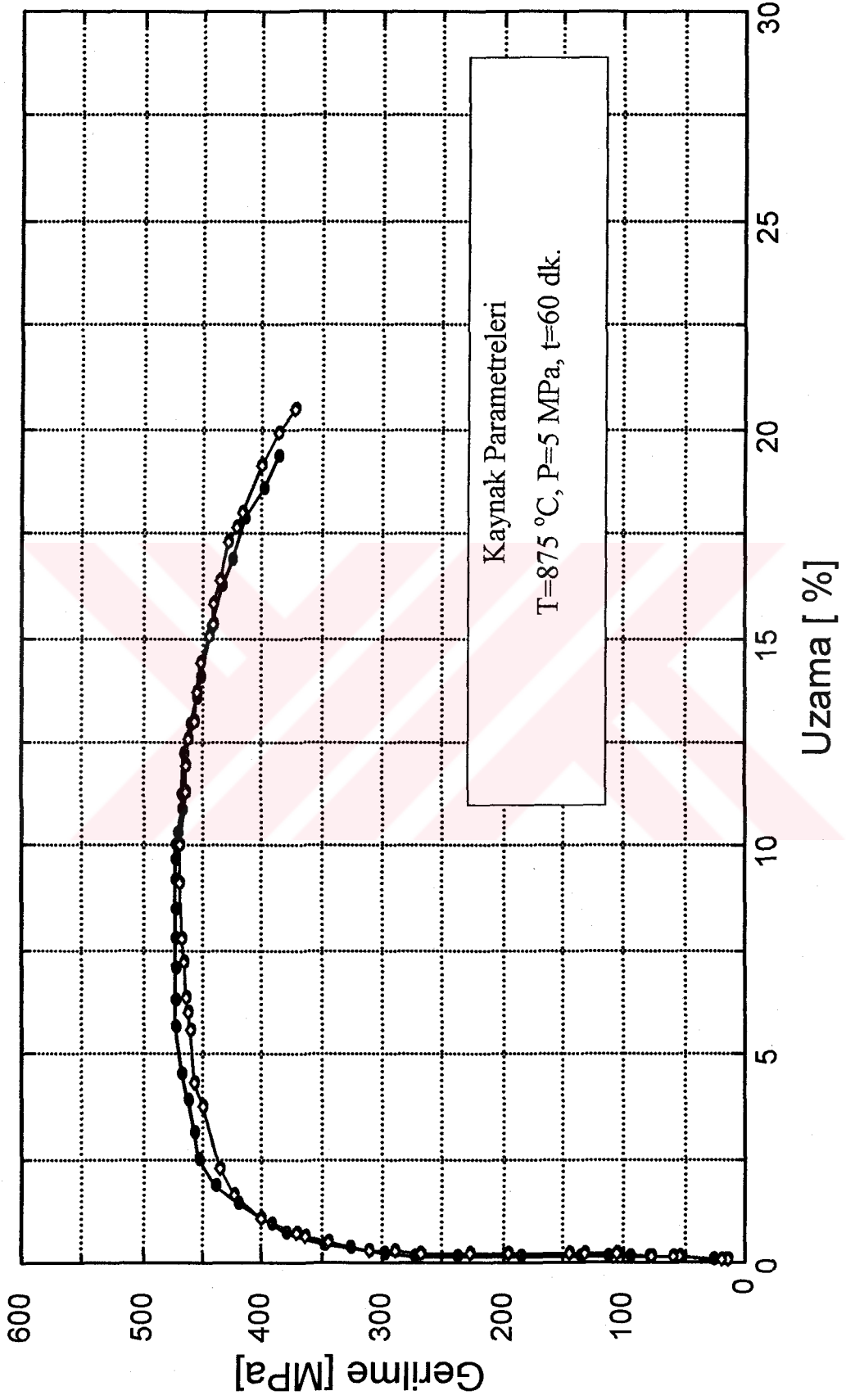
Yetersiz mukavemet durumu için;

$$M = \frac{R_{p0,2(Ti)}}{R_{p0,2(Ti64)}} = \frac{332}{923} = 0,36$$

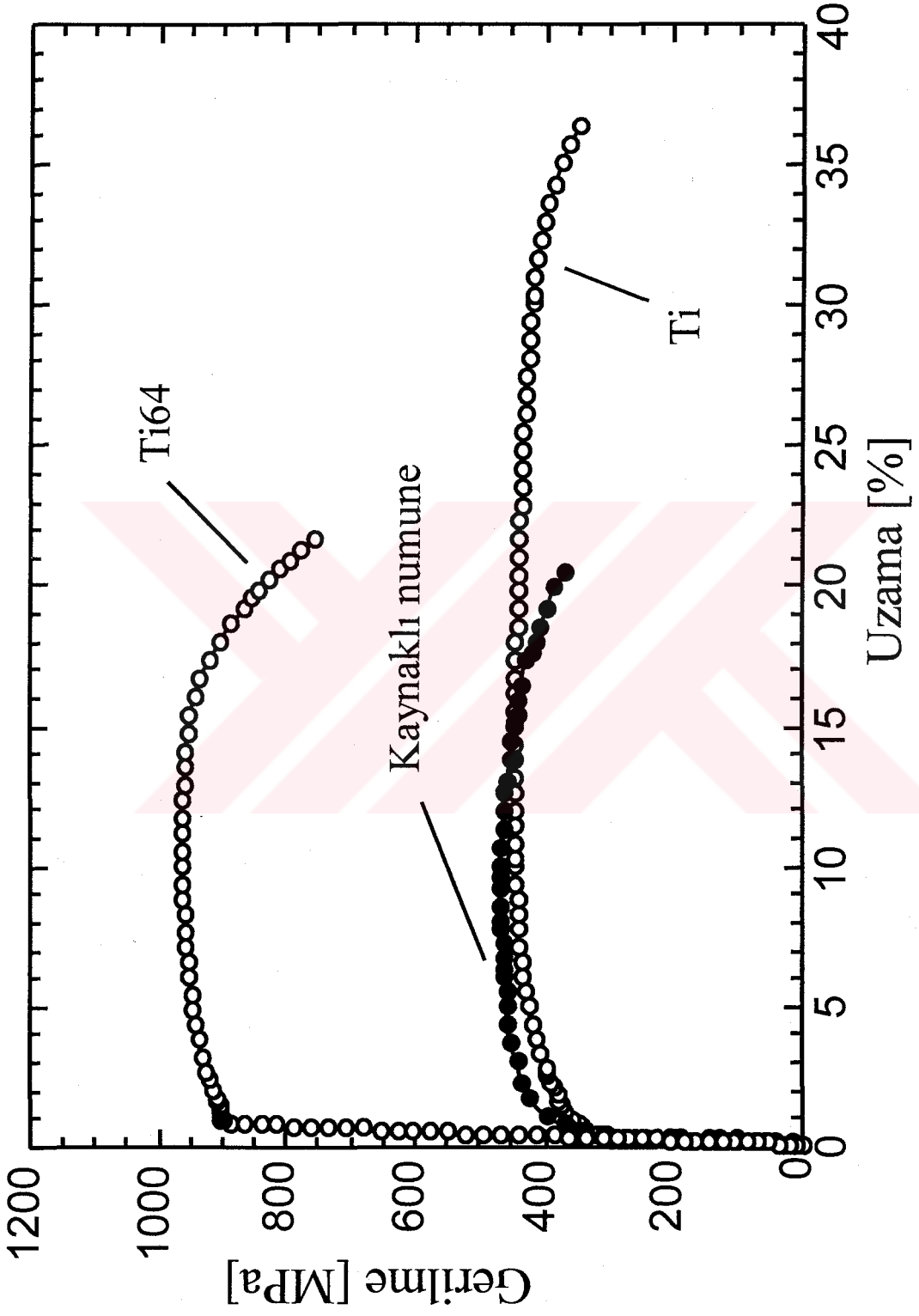
Aşırı mukavemet durumu için;

$$M = \frac{R_{p0,2(Ti64)}}{R_{p0,2(Ti)}} = \frac{923}{332} = 2,78$$

olarak tespit edilmiştir.



Şekil 4.3. Kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçları



Şekil 4.4. Kaynaklı numune ve baz malzemelerin çekme testi sonuçları

4.3 Kırılma Mekaniği Testi

Homojen baz malzeme ve difüzyon kaynaklı sandviç numunelerden hazırlanan bükme deneyi numuneleri kırılma davranışlarını incelemek için 4 nokta bükme deneyine tabi tutulmuştur. Homojen saf Ti ve Ti64 baz malzeme numunelerinin 4 nokta bükme deneyi sonucunda elde edilen yük-CTOD (δ_5) eğrileri sırasıyla Şekil 4.5 ve 4.6'da verilmiştir. Bu şekillerden görüldüğü gibi saf Ti malzemenin yük taşıma kapasitesi Ti64 alaşımından oldukça düşüktür. Diğer taraftan saf Ti malzemenin CTOD değerleri Ti64 alaşımından yaklaşık dört kat daha fazladır. Bu da saf Ti malzemenin kırılma tokluğunun çok daha yüksek olduğunu göstermektedir. Şekil 4.6'da verilen Ti64 alaşımının yük-CTOD (δ_5) eğrileri incelendiğinde dikkate değer bir başka husus maksimum yük noktasından sonra yükün çok hızlı bir şekilde düşmesidir.

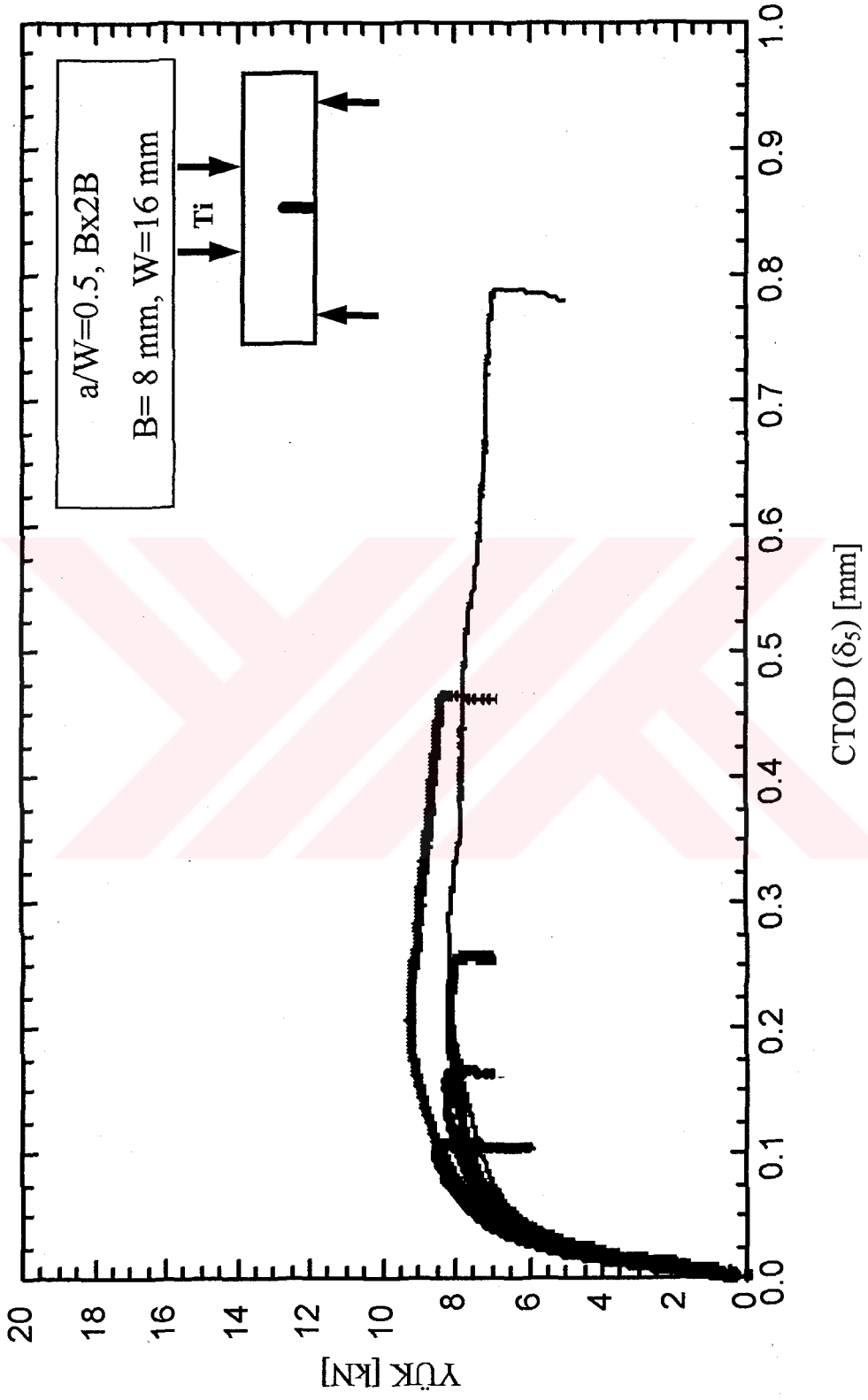
Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerde, Şekil 4.7'de görüldüğü gibi yük taşıma kapasitesi ara tabaka kalınlığı azaldıkça artmaktadır. Bunun nedeni, daha düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka kalınlığı azaldıkça daha yüksek mukavemetli Ti64 alaşımı kenar bloklarının yük taşıma kapasitesine katkısı daha fazla olmaktadır. Diğer taraftan ara tabaka kalınlığı artıkça CTOD değeri de artmaktadır. Belirli bir ara tabaka kalınlığından sonra numunenin kırılma davranışı tamamı saf Ti olan homojen baz malzeme numunesinin davranışının aynısı olmaktadır. Düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka kalınlığının artışı ile çatlak ucundaki açılmanın (CTOD değerinin) artması Şekil 4.8'de görülmektedir. Bu plastik şekil değiştirebilecek ve böylece çatlak ucundaki açılmaya katkıda bulunacak düşük mukavemetli malzemenin genişlemesi ve düşük kırılma tokluğuna sahip Ti64 kenar bloğunun küçülmesinden ve çatlak ucundan uzaklaşmasından dolayıdır.

Şekil 4.9 ve 4.10'da da sırasıyla CTOD (δ_5) ile CMOD değerlerinin ara tabaka kalınlığı ($2H/(W-a)$) ile değişimi gösterilmektedir. CTOD ve CMOD değerleri ara tabaka kalınlığı artışı ile doğru orantılı olarak artmaktadır.

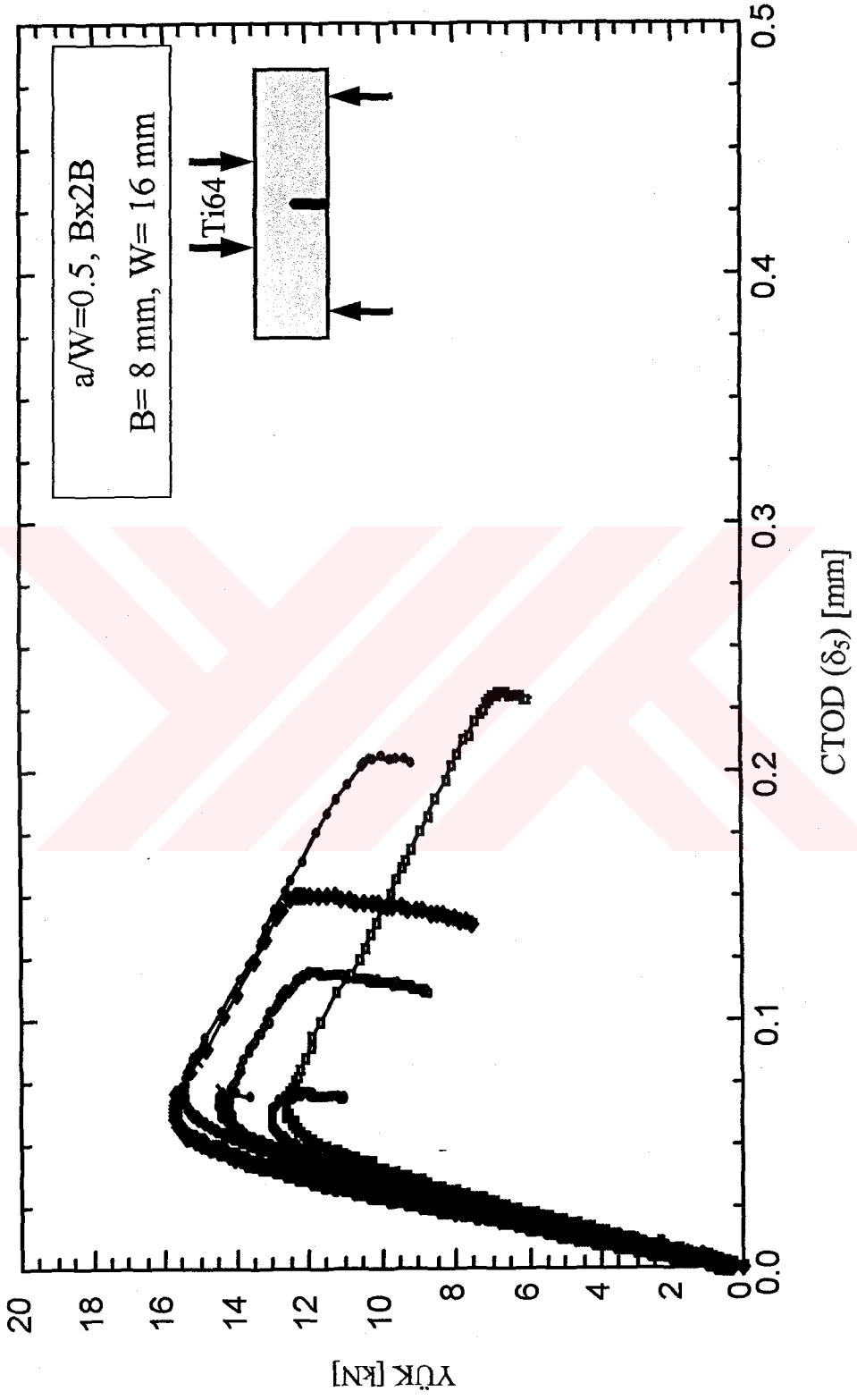
Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerde ise, yük taşıma kapasitesi ara tabaka kalınlığı ile doğru orantılı olarak artmaktadır (Şekil 4.11). Bunun nedeni de yüksek mukavemetli Ti64 alaşımı ara tabaka kalınlaştıkça daha düşük mukavemetli saf Ti kenar blokları incelmekte ve dolayısıyla yük taşıma kapasitesini düşürme oranı azalmaktadır. Ara tabaka kalınlığı 10 mm olan numune ve ara tabaka

kalınlığı 2 ve 5 mm olan diğeri iki numunenin yük-CTOD eğrileri farklılık arz etmektedir. Bunun sebebi Şekil 4.12'den görüleceği üzere ara tabaka kalınlığı 10 mm olan numunede çatlakın ara tabaka içerisinde ilerlemesidir. Diğeri iki numunenin eğrileri çatlakın ara tabakadan daha düşük mukavemetli saf Ti kenar bloğunun içerisine sapması ve bu bölgede ilerlemesinden dolayı (Şekil 4.12) saf Ti malzemenin yük-CTOD eğrilerine benzemektedir. CTOD (δ_5) ve CMOD değerleri ara tabaka kalınlığı ($2H/(W-a)$) artışı ile ters orantılı değişmektedir. Bu değişim Şekil 4.13 ve 4.14'de gösterilmektedir.

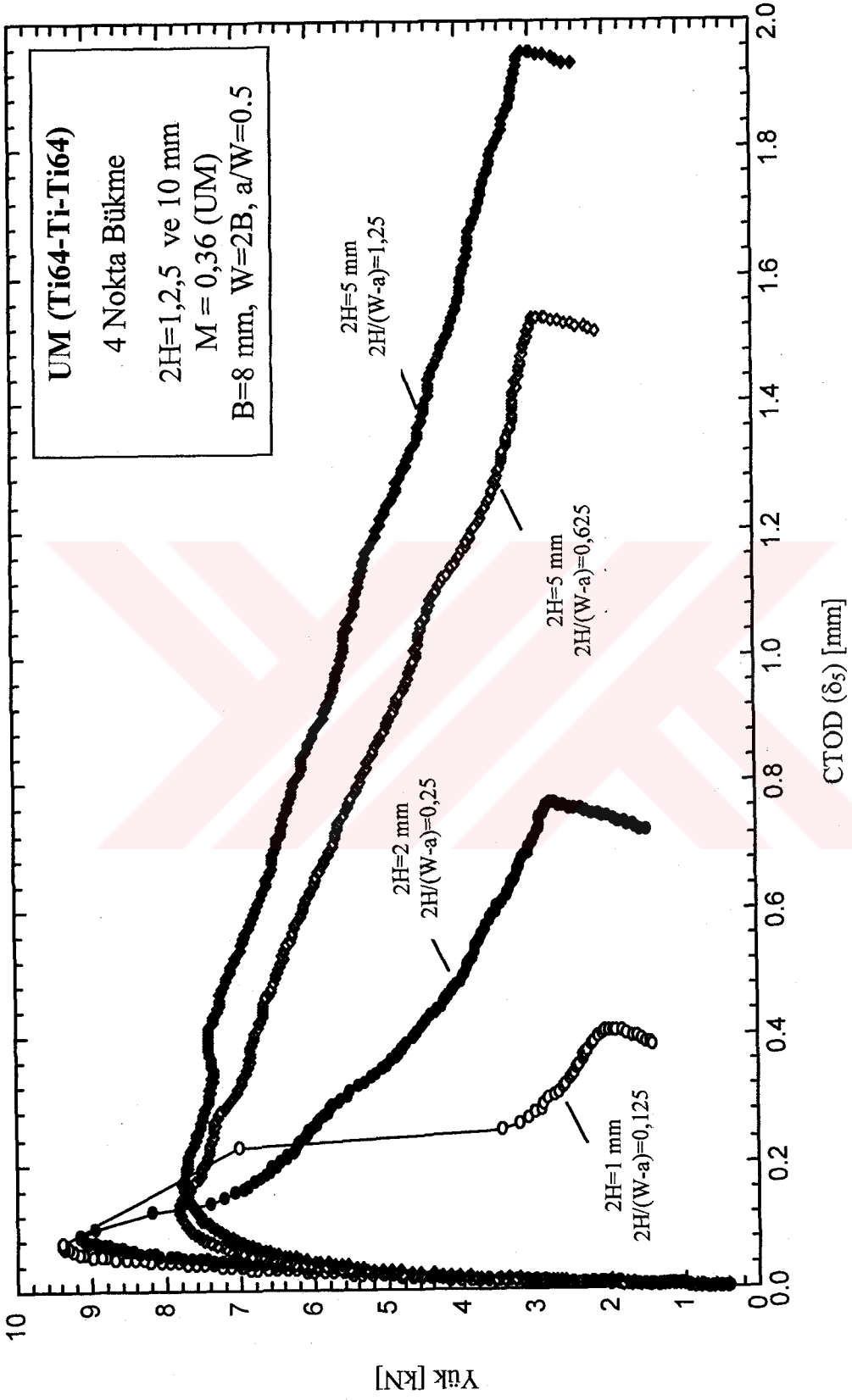
Çizelge 4.4 ve 4.5'de bazı overmatched ve undermatched numunelerinden elde edilen yük, CTOD (δ_5) ve CMOD değerleri verilmektedir. Bu çizelgelerde de overmatched ve undermatched numunelerindeki ara tabaka kalınlıklarıyla; yük, CTOD (δ_5) ve CMOD arasındaki değişim sayısal olarak görülmektedir.



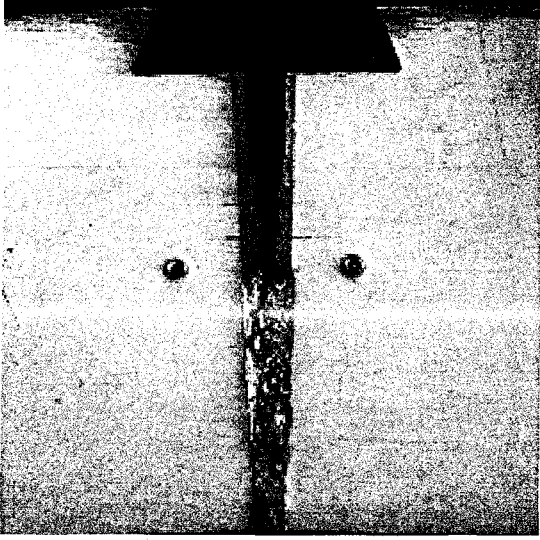
Şekil 4.5. Saf Ti Yük-CTOD (δ_s) eğrisi



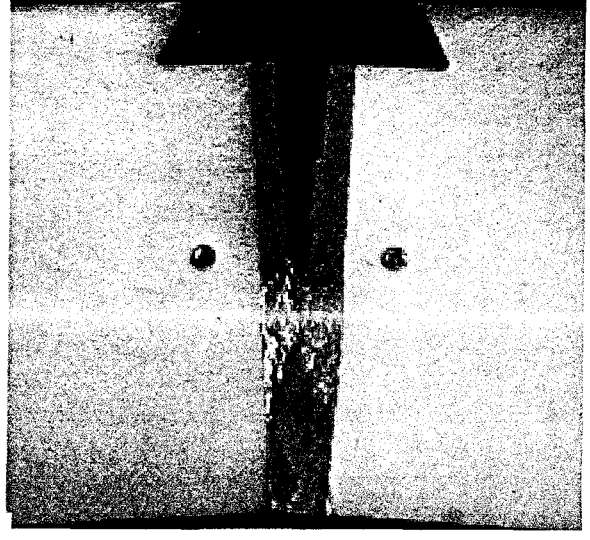
Şekil 4.6. Ti64 Yük-CTOD (δ_s) eğrisi



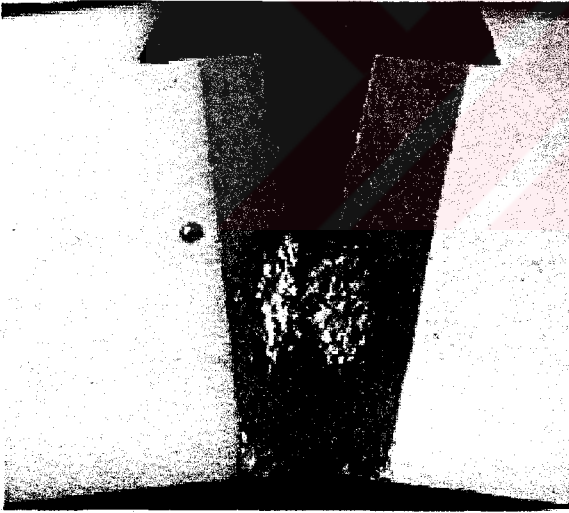
Şekil 4.7. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) Yük-CTOD (δ_s) eğrisi



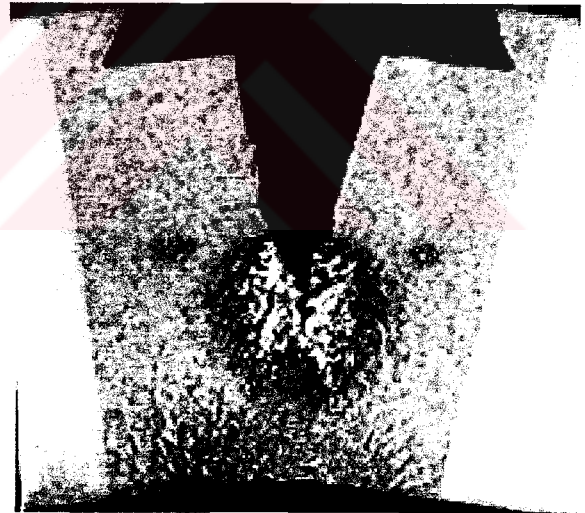
a)



b)

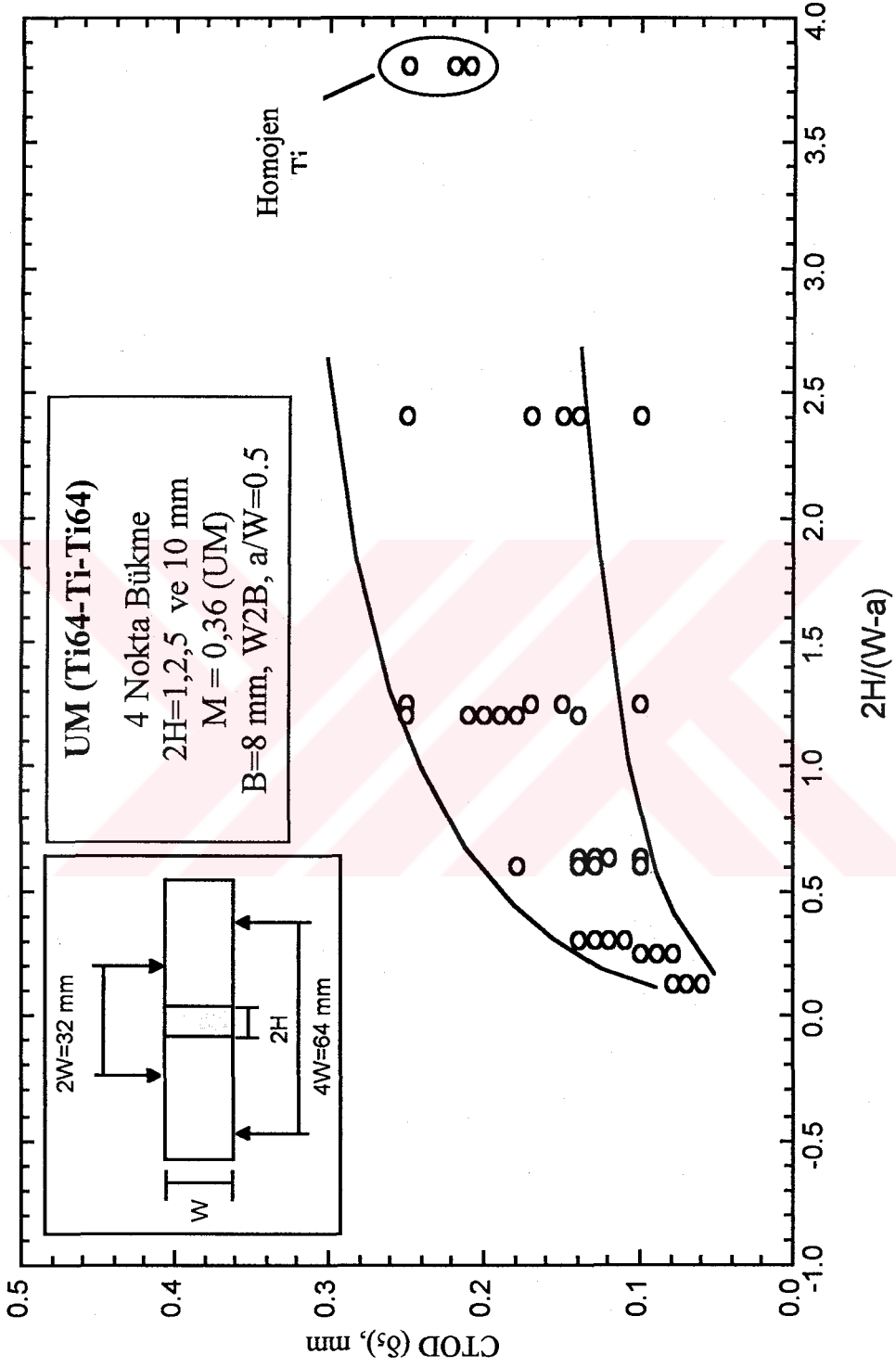


c)

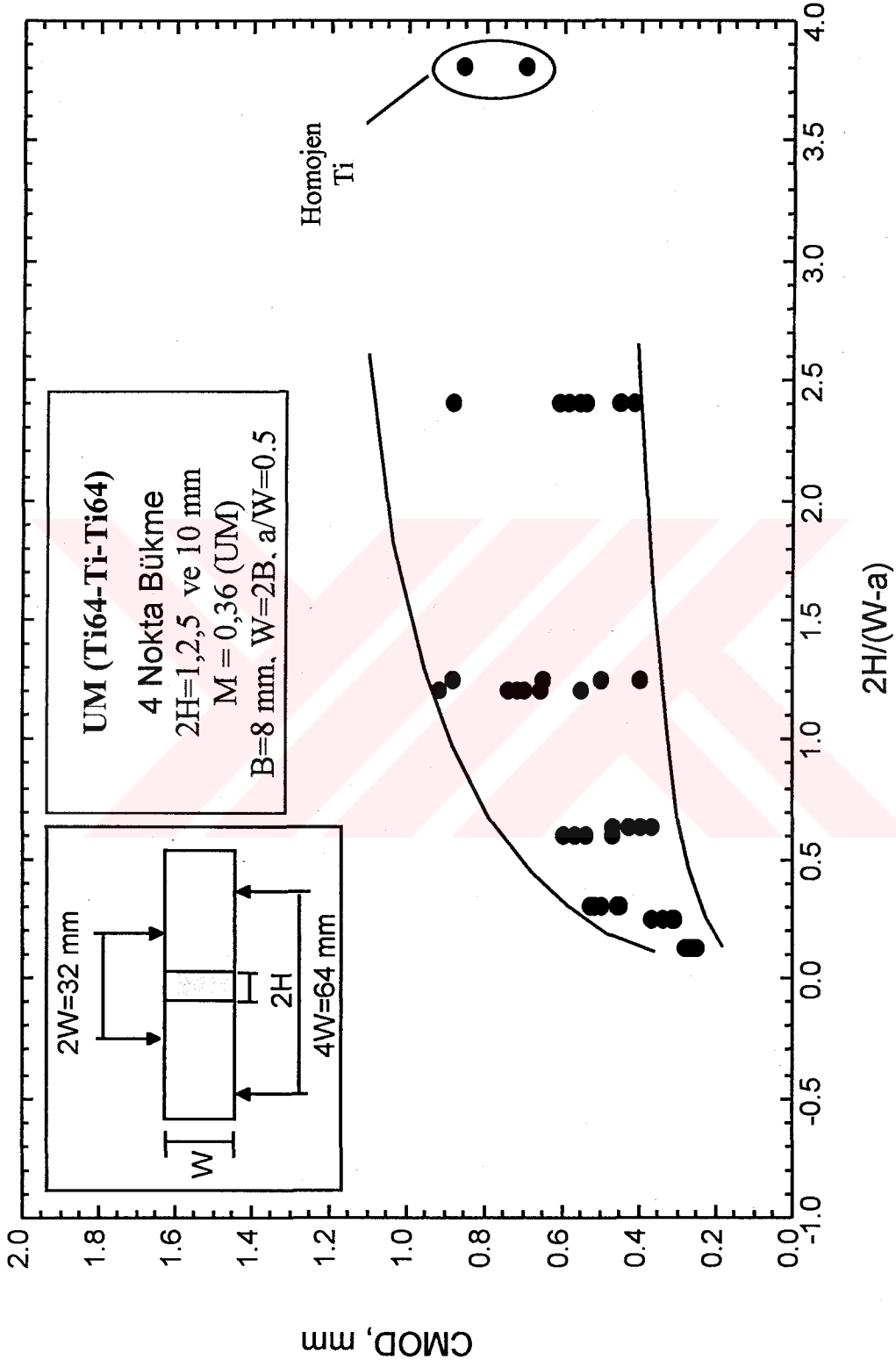


d)

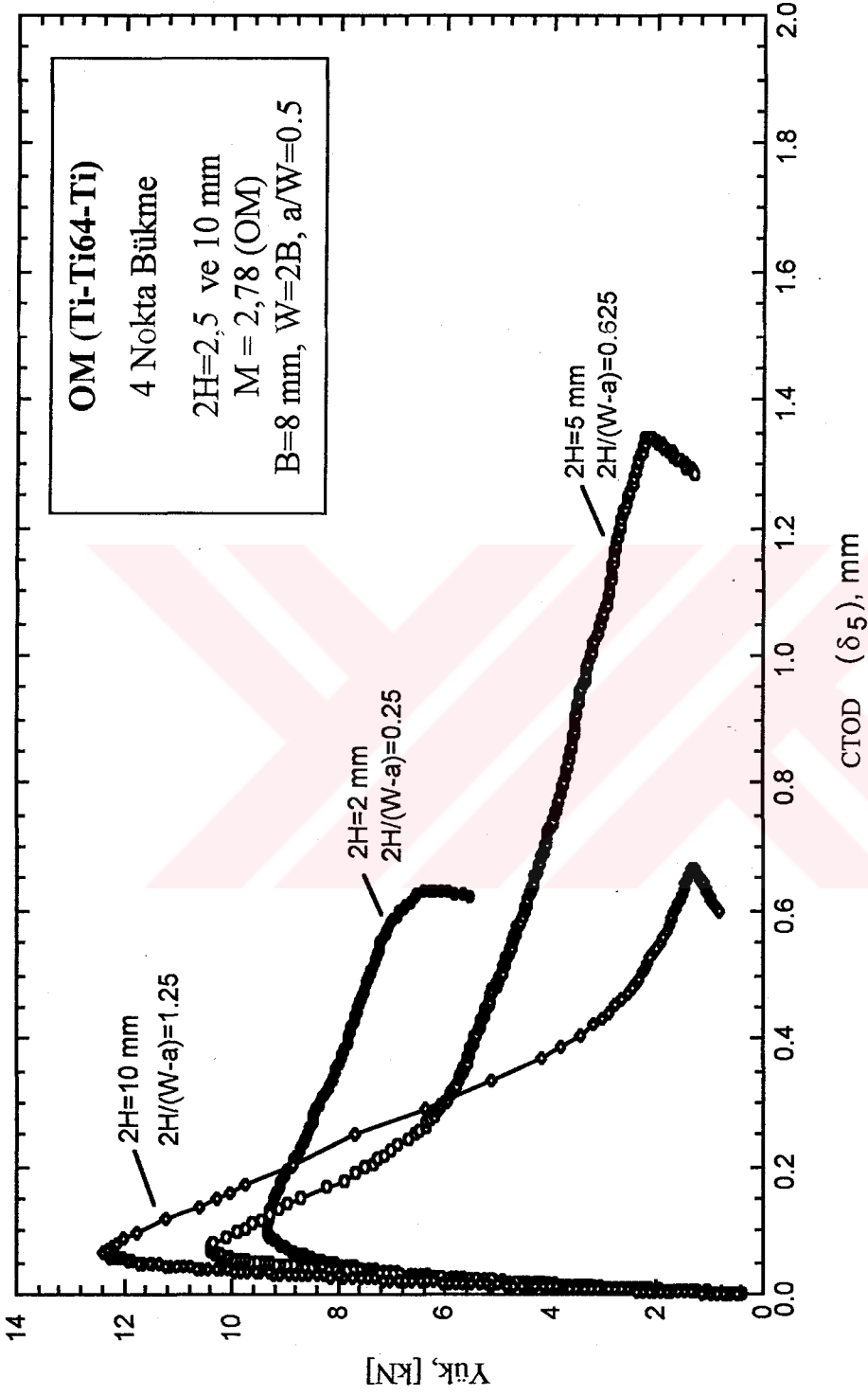
Şekil 4.8. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; a) $2H=1$ mm, b) $2H=2$ mm, c) $2H=5$ mm, d) $2H=10$ mm,)



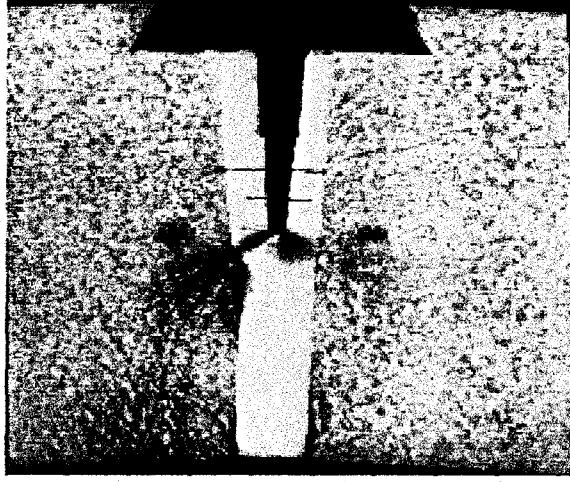
Şekil 4.9. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) $2H/(W-a)$ - CTOD (δ_s) eğrisi



Şekil 4.10. Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) $2H/(W-a)$ - CMOD eğrisi



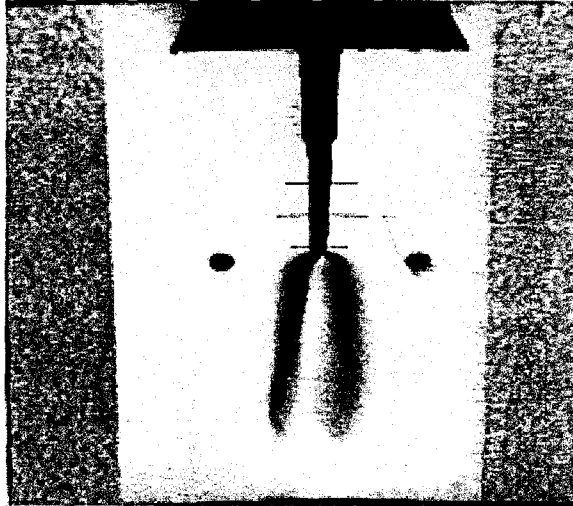
Şekil 4.11. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) yük-CTOD (δ_5) eğrisi



a)

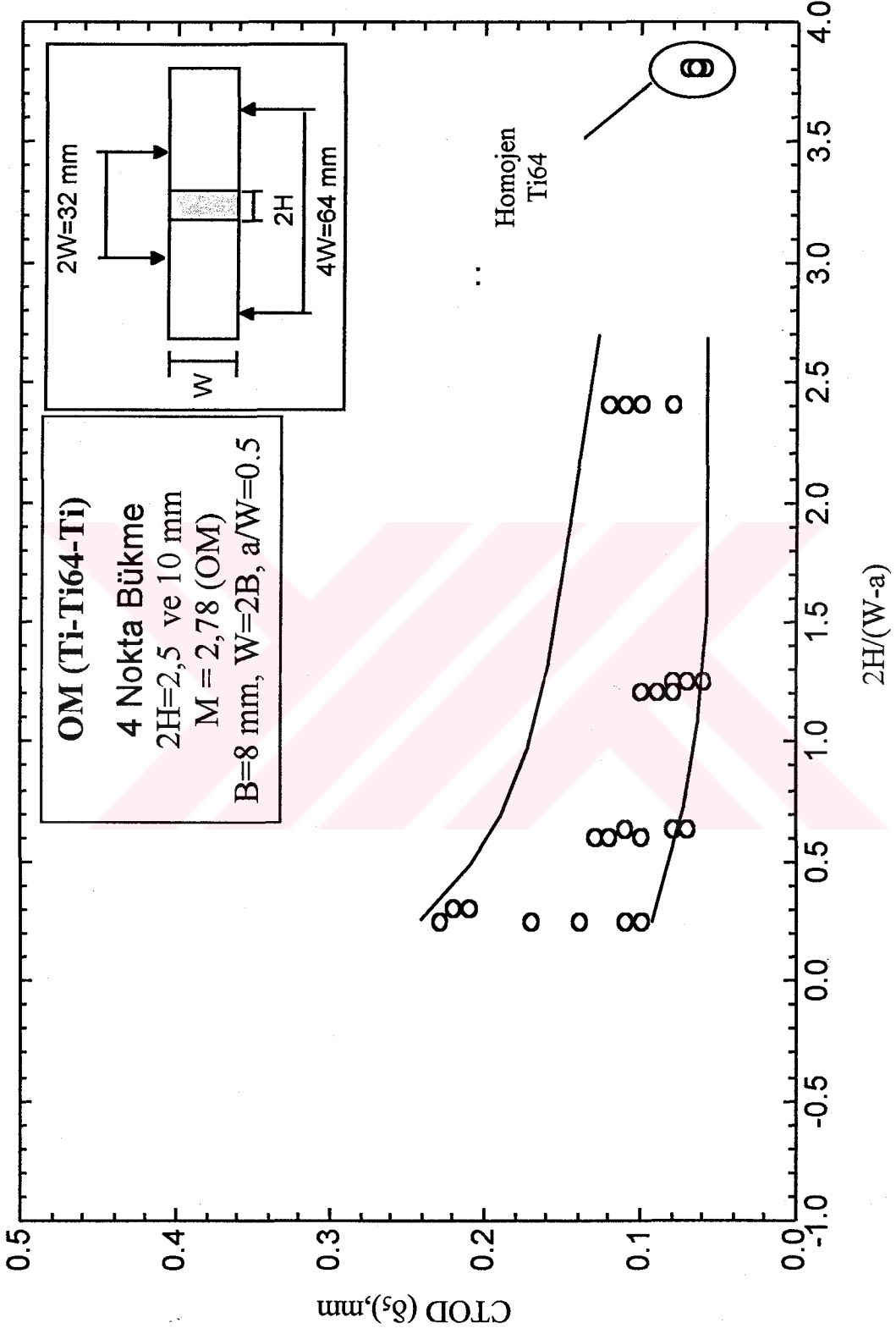


b)

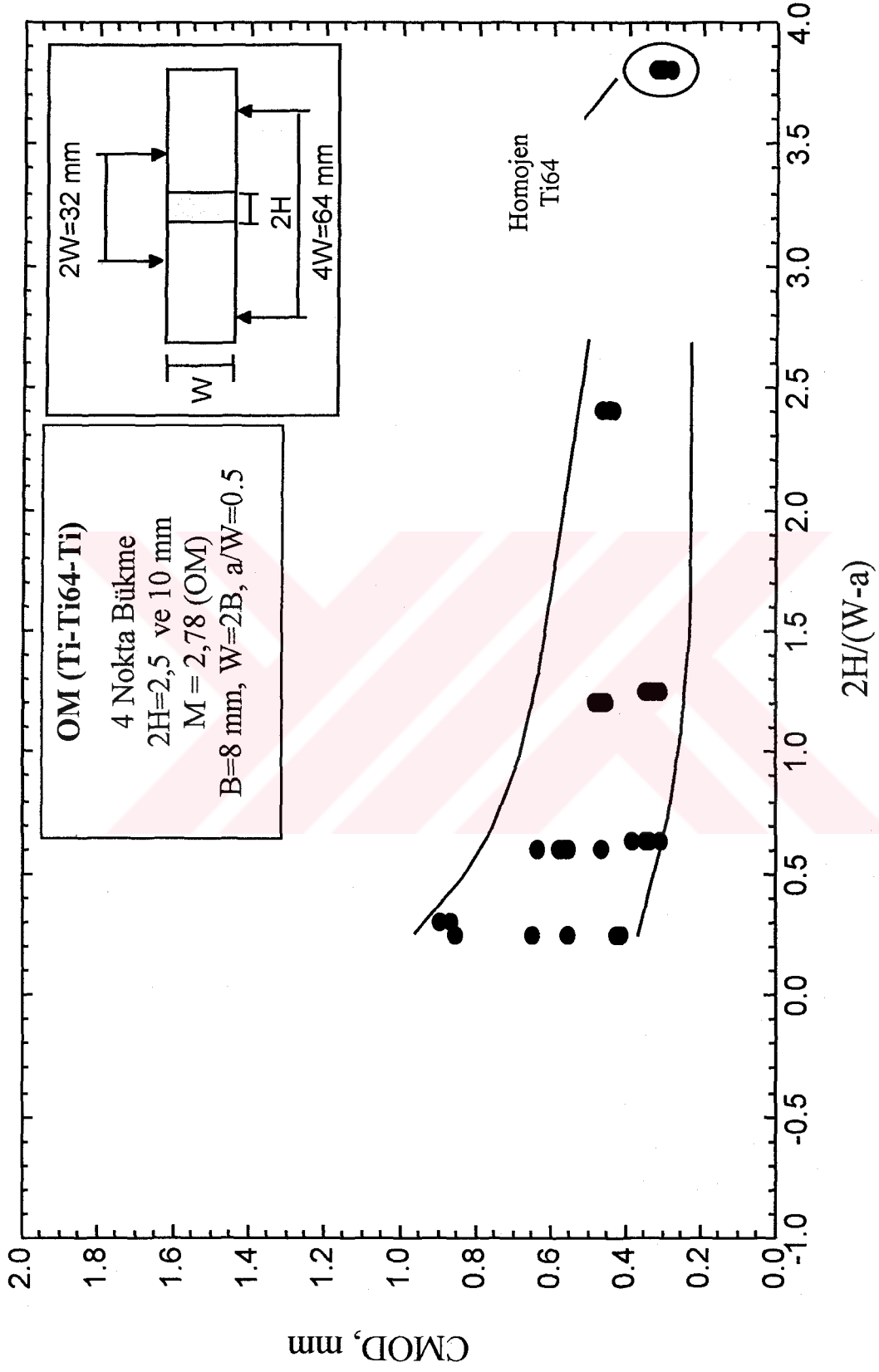


c)

Şekil 4.12 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched; a) $2H=2$ mm, b) $2H=5$ mm, c) $2H=10$ mm.)



Şekil 4.13. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) 2H/(W-a)-CTOD (δ_s) eğrisi



Şekil 4.14. Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) $2H/(W-a)$ -CMOD eğrisi

Çizelge 4.4. Bazı Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numuneleri 4 nokta bükme testi sonuçları

Numune	2H (mm)	Yük F (kN)	CMOD (mm)	CTOD-F, δ_5 (mm)	CTOD-B, δ_5 (mm)	Ortalama CTOD, δ_5 (mm)
U1-1	1	9.15 (m,p); 3.85 (u)	0.28 (m,p); 0.59 (u)	0.07 (m,p); 0.24 (u)	0.06 (m,p); 0.23 (u)	0.07 (m,p); 0.24 (u)
U1-3	1	9.57 (m,p); 2.93 (u)	0.26 (m,p); 0.60 (u)	0.08 (m,p); 0.28 (u)	0.07 (m,p); 0.26 (u)	0.08 (m,p); 0.27 (u)
U1-4	1	8.76 (m,p); 1.17 (u)	0.25 (m,p); 1.51 (u)	0.06 (m,p); 0.68 (u)	0.06 (m,p); 0.68 (u)	0.06 (m,p); 0.68 (u)
U1-6	1	8.45 (m,p); 1.66 (u)	0.27 (m,p); 1.74 (u)	0.06 (m,p); 0.51 (u)	0.07 (m,p); 0.51 (u)	0.07 (m,p); 0.51 (u)
U1-8	1	9.42 (m,p); 2.03 (u)	0.28 (m,p); 0.93 (u)	0.07 (m,p); 0.41 (u)	0.06 (m,p); 0.39 (u)	0.07 (m,p); 0.40 (u)
U2-1	2	9.18 (m,p); 2.69 (u)	0.32 (m,p); 1.81 (u)	0.08 (m,p); 0.76 (u)	0.08 (m,p); 0.76 (u)	0.08 (m,p); 0.76 (u)
U2-2	2	8.96 (m,p); 7.10 (u)	0.31 (m,p); 0.42 (u)	0.08 (m,p); 0.14 (u)	0.08 (m,p); 0.12 (u)	0.08 (m,p); 0.13 (u)
U2-4	2	9.00 (m,p); 6.84 (u)	0.34 (m,p); 0.51 (u)	0.09 (m,p); 0.17 (u)	0.09 (m,p); 0.17 (u)	0.09 (m,p); 0.17 (u)
U2-7	2	8.89 (m,p); 5.79 (u)	0.31 (m,p); 0.76 (u)	0.08 (m,p); 0.28 (u)	0.08 (m,p); 0.28 (u)	0.08 (m,p); 0.28 (u)
U2-8	2	8.72 (m,p); 3.64 (u)	0.37 (m,p); 1.26 (u)	0.10 (m,p); 0.52 (u)	0.09 (m,p); 0.45 (u)	0.10 (m,p); 0.49 (u)
U5-1	5	7.84 (m); 5.88 (u)	0.47 (m); 1.75 (u)	0.14 (m); 0.68 (u)	0.13 (m); 0.63 (u)	0.14 (m); 0.66 (u)
U5-2	5	7.71 (m); 6.40 (u)	0.40 (m); 1.26 (u)	0.12 (m); 0.45 (u)	0.11 (m); 0.45 (u)	0.12 (m); 0.45 (u)
U5-3	5	7.23 (m); 6.69 (u)	0.39 (m); 0.72 (u)	0.11 (m); 0.23 (u)	0.10 (m); 0.21 (u)	0.11 (m); 0.22 (u)
U5-4	5	7.86 (m); 7.42 (u)	0.43 (m); 0.50 (u)	0.13 (m); 0.15 (u)	0.12 (m); 0.14 (u)	0.13 (m); 0.15 (u)
U5-6	5	7.81 (m); 2.98 (u)	0.43 (m); 3.53 (u)	0.13 (m); 1.53 (u)	0.12 (m); 1.45 (u)	0.13 (m); 1.49 (u)
U5-8	5	7.64 (m); 4.10 (u)	0.37 (m); 2.63 (u)	0.10 (m); 1.04 (u)	0.10 (m); 1.02 (u)	0.10 (m); 1.03 (u)
U10-1*	10	7.94 (u)	0.53 (u)	0.16 (u)	0.15 (u)	0.16 (u)
U10-3*	10	7.13 (u)	0.35 (u)	0.09 (u)	0.09 (u)	0.09 (u)
U10-4	10	7.35 (m); 5.81 (u)	0.65 (m); 1.98 (u)	0.17 (m); 0.65 (u)	0.17 (m); 0.66 (u)	0.17 (m); 0.66 (u)
U10-5	10	7.37 (m); 7.20 (u)	0.88 (m); 0.96 (u)	0.25 (m); 0.28 (u)	0.25 (m); 0.28 (u)	0.25 (m); 0.28 (u)
U10-6	10	7.13 (m); 6.37 (u)	0.40 (m); 0.98 (u)	0.10 (m); 0.31 (u)	0.10 (m); 0.29 (u)	0.10 (m); 0.30 (u)
U10-8	10	7.79 (m); 3.08 (u)	0.50 (m); 4.25 (u)	0.17 (m); 1.95 (u)	0.13 (m); 1.67 (u)	0.15 (m); 1.81 (u)

m: maksimum yük noktasında, p: kararsız çatlak büyümesi noktasında ölçülen değer; u: yükün kaldırıldığı noktadaki değer

* maksimum yük noktasından önce yük kaldırılmış

Çizelge 4.5. Bazı Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength undermatched) numuneleri 4 nokta bükme testi sonuçları

Numune	2H (mm)	Yük F (kN)	CMOD (mm)	CTOD-F, δ_s (mm)	CTOD-B, δ_s (mm)	Ortalama CTOD, δ_s (mm)
O2-1*	2	9.83 (u)	0.50 (u)	0.13 (u)	0.12 (u)	0.13 (u)
O2-3	2	9.96 (m); 9.30 (p)	0.43 (m); 1.04 (p)	0.11 (m); 0.35 (p)	0.10 (m); 0.33 (p)	0.11 (m); 0.34 (p)
O2-4	2	9.45 (m); 9.43 (u)	0.65 (m); 0.81 (u)	0.17 (m); 0.23 (u)	0.17 (m); 0.23 (u)	0.17 (m); 0.23 (u)
O2-5	2	9.03 (m); 8.08 (u)	0.86 (m); 1.33 (u)	0.24 (m); 0.42 (u)	0.21 (m); 0.36 (u)	0.23 (m); 0.39 (u)
O2-6	2	9.20 (m); 3.22 (u)	0.56 (m); 2.59 (u)	0.14 (m); 0.95 (u)	0.13 (m); 0.95 (u)	0.14 (m); 0.95 (u)
O2-8	2	9.35 (m); 6.59 (u)	0.42 (m); 1.70 (u)	0.10 (m); 0.62 (u)	0.09 (m); 0.55 (u)	0.10 (m); 0.59 (u)
O5-1	5	10.30 (m,p); 7.20 (u)	0.31 (m,p); 0.62 (u)	0.07 (m,p); 0.21 (u)	0.07 (m,p); 0.20 (u)	0.07 (m,p); 0.21 (u)
O5-2	5	10.65 (m,p); 7.45 (u)	0.34 (m,p); 0.62 (u)	0.08 (m,p); 0.21 (u)	0.08 (m,p); 0.21 (u)	0.08 (m,p); 0.21 (u)
O5-4	5	10.43 (m,p); 2.22 (u)	0.34 (m,p); 3.17 (u)	0.07 (m,p); 1.34 (u)	0.07 (m,p); 1.38 (u)	0.07 (m,p); 1.36 (u)
O5-5*	5	11.13 (u)	0.40 (u)	0.09 (u)	0.08 (u)	0.09 (u)
O5-6	5	10.23 (m,p); 6.73 (u)	0.34 (m,p); 0.80 (u)	0.07 (m,p); 0.27 (u)	0.07 (m,p); 0.27 (u)	0.07 (m,p); 0.27 (u)
O5-7	5	11.21 (m,p); 10.50 (u)	0.39 (m,p); 0.47 (u)	0.13 (m,p); 0.17 (u)	0.09 (m,p); 0.12 (u)	0.11 (m,p); 0.15 (u)
O5-8	5	10.98 (m,p); 4.66 (u)	0.35 (m,p); 1.27 (u)	0.08 (m,p); 0.52 (u)	0.08 (m,p); 0.49 (u)	0.08 (m,p); 0.51 (u)
O10-1	10	11.60 (m,p); 10.30 (u)	0.33 (m,p); 0.40 (u)	0.07 (m,p); 0.10 (u)	0.06 (m,p); 0.10 (u)	0.07 (m,p); 0.10 (u)
O10-2	10	11.87 (m,p); 4.30 (u)	0.31 (m,p); 0.85 (u)	0.06 (m,p); 0.35 (u)	0.06 (m,p); 0.34 (u)	0.06 (m,p); 0.35 (u)
O10-4	10	12.33 (m,p); 8.20 (u)	0.35 (m,p); 0.60 (u)	0.09 (m,p); 0.23 (u)	0.07 (m,p); 0.20 (u)	0.08 (m,p); 0.22 (u)
O10-5	10	12.38 (m,p); 1.29 (u)	0.34 (m,p); 1.53 (u)	0.07 (m,p); 0.67 (u)	0.07 (m,p); 0.68 (u)	0.07 (m,p); 0.68 (u)
O10-6	10	11.28 (m,p); 9.69 (u)	0.32 (m,p); 0.45 (u)	0.08 (m,p); 0.14 (u)	0.07 (m,p); 0.14 (u)	0.08 (m,p); 0.14 (u)
O10-7*	10	11.11 (u)	0.29 (u)	0.06 (u)	0.06 (u)	0.06 (u)

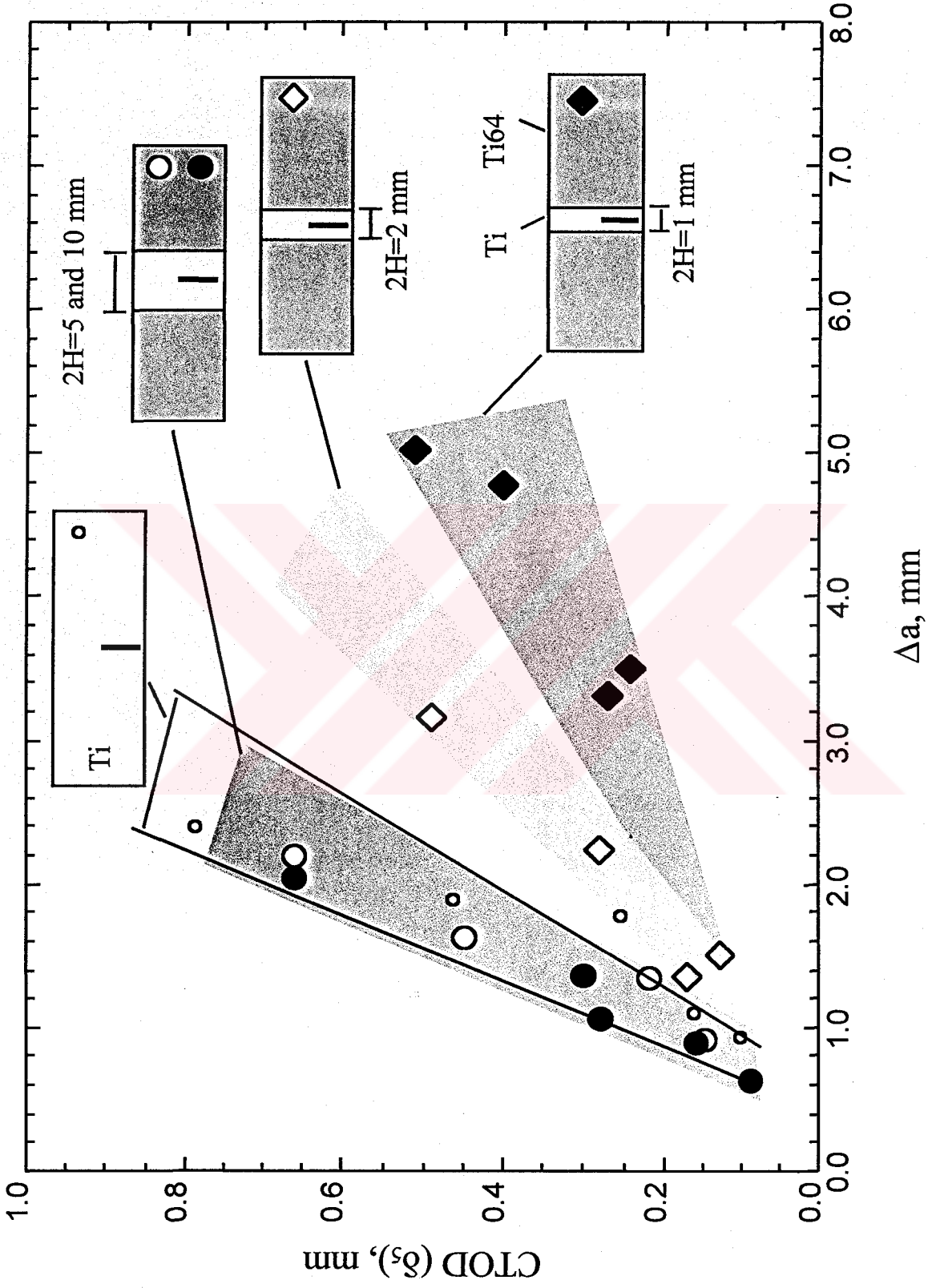
m: maksimum yük noktasında, p: kararsız çatlak büyümesi noktasında ölçülen değer; u: yükün kaldırıldığı noktadaki değer

* maksimum yük noktasından önce yük kaldırılmış

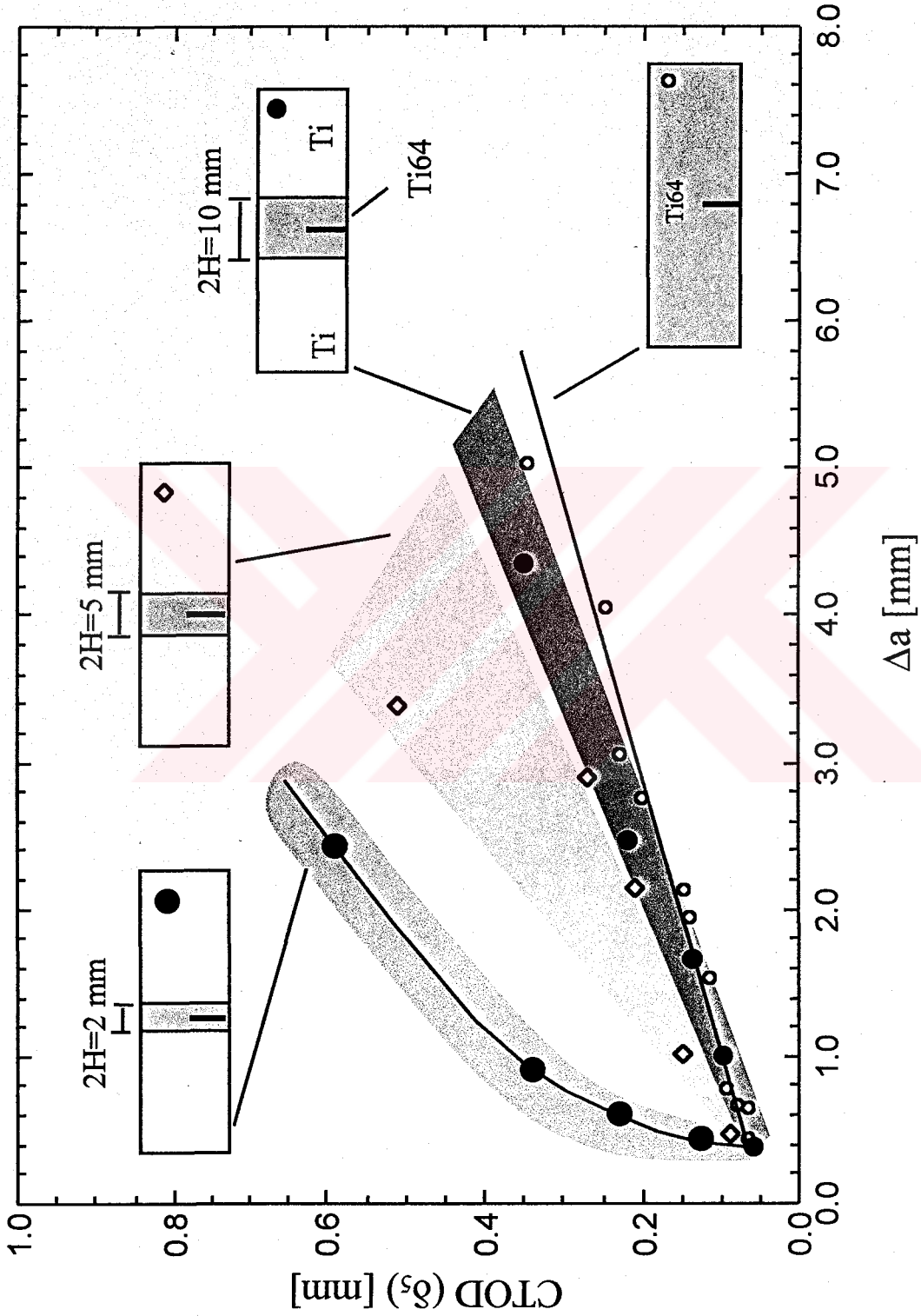
4.4 R-Eğrileri

Yukarıda değinilen bükme deneylerinde elde edilen CTOD değerleri ve deney sonrası numunelerin kırılma yüzeylerinden ölçülen çatlak uzama değerleri, çatlak ilerlemesine direnç eğrilerinin (R-eğrilerinin) belirlenmesinde kullanılmıştır. Şekil 4.15’de ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerin CTOD (δ_5) Δa eğrileri (R-eğrileri) homojen saf Ti malzemenin R-eğrisi ile birlikte verilmektedir. Şekilden görüleceği üzere, undermatched numunelerde düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka kalınlığı artıkça R-eğrisinin saf Ti malzemenin R-eğrisine doğru yükseldiği görülmektedir. Bunun nedeni düşük mukavemetli ara tabakanın kalınlaşması ile çatlak ucunda plastik şekil değiştiren zonun büyümesi ve çatlak ilerlemesine direncin artmasıdır. Belirli bir ara tabaka kalınlığından sonra ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerin R-eğrisi tamamı saf Ti olan homojen baz malzeme numunesinin R-eğrisinin aynısı olmaktadır. Benzer bulgular bu konuda yapılan nümerik modelleme çalışmalarında da elde edilmiştir (Kim ve ark. 1995a ve b).

Şekil 4.16’de ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerin CTOD (δ_5)- Δa değişimleri (R-eğrileri) homojen Ti64 alaşımının R-eğrisi ile birlikte verilmektedir. Düşük mukavemetli ara tabakalı numunelerin aksine bu numunelerde ara tabaka kalınlığı artıkça R-eğrisi Ti64 alaşımının R-eğrisine doğru düşmektedir. Bunun nedeni Ti64 ara tabaka kalınlaştıkça çatlak kırılma tokluğu ve çatlak ilerlemesine direncin düşük olduğu bu malzemenin içerisinde ilerlemekte ve daha düşük mukavemetli yüksek tokluğa sahip saf Ti malzemenin kırılma tokluğuna katkısı düşmektedir. Bu konuda yapılan nümerik modelleme çalışmalarının sonuçları bu çalışmada elde edilen bulguları desteklemektedir (Kim ve ark. 1995a ve b).



Şekil 4.15 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) R-eğrisi



Şekil 4.16 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) R-eğrisi

4.5 Çatlak İlerleme Mekanizması

Farklı ara tabaka kalınlığına sahip undermatched ve overmatched numunelerin tümünde çatlak ilerleme mekanizması farklı yüklenme noktalarında yükün kaldırılmasından sonra numunelerin optik mikroskop ile incelenmesi suretiyle tespit edilmiştir.

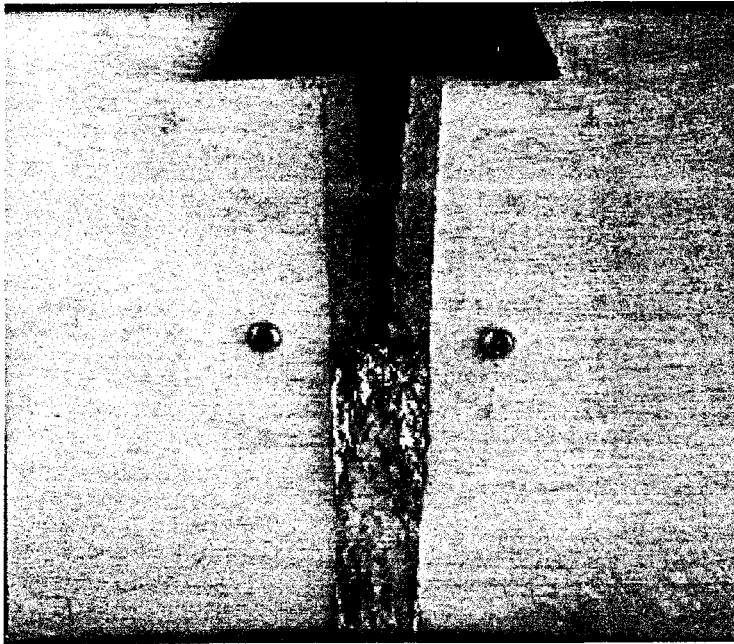
Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerde çatlak ilerlemesi saf Ti ara tabaka içerisinde olmaktadır. Ara tabaka kalınlığı 2 mm ve 5 mm olan numunelerde çatlak ilerlemesi aşamaları farklı noktalarda yükün kaldırdığı numunelerin yüzeyinden alınan optik mikroskop görüntüleri ile tespit edilmiştir (Şekil 4.17 ve 4.18). Kırılma tokluğu yüksek saf Ti malzemede ve saf Ti ara tabaka kalınlığı 10 mm olan numunede saf Ti ara tabaka içerisindeki çatlak ucunda kaynak bölgesinden uzakta kelebek şeklinde plastik deformasyon zonu oluşmaktadır (Şekil 4.8d ve Şekil 4.18). İnce ara tabakalı numunelerde yine kelebek şeklinde plastik deformasyon zonu oluşmakta, fakat oluşan plastik zon ara tabaka ile sınırlanmaktadır (Şekil 4.8b). Özellikle 1 mm saf Ti ara tabakalı numunede plastik zonun şekli basık kelebek şeklindedir (Şekil 4.8a). Çatlak ucunda daha düşük mukavemetli kaynak bölgesi ile sınırlı plastik deformasyon zonu oluşması ve çatlağın daha düşük mukavemetli kaynak bölgesinde ilerlemesi elektron veya lazer kaynağı yapılmış yaşlandırma sertleştirilmesine tabi tutulmuş Al-alışımlarında (örneğin 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi) da gözlenmiştir (Çam ve ark. 1999c, Çam ve ark. 1999d, Koçak ve ark. 1999). Bu durumda kırılma mekaniği testleri ile kaynak bölgesinin davranışının belirlenmesi mümkündür. Daha düşük mukavemetli kaynak bölgesine sahip kaynaklarda global mekanik davranışı daha düşük mukavemete sahip kaynak bölgesi belirlemektedir.

Numunelerin yüzeylerinden alınan optik mikroskop görüntülerinden çatlağın 1 ve 2 mm saf Ti ara tabakalı numunelerde kaynak bölgesinde ilerlediği gibi görülse de numunelerin kesiti alınarak numunenin ortasında yapılan optik mikroskop incelemelerinde çatlağın saf Ti ara tabaka içerisinde birleşme (kaynak) çizgisinden uzakta ilerlediği gözlenmiştir (Şekil 4.19). Şekil 4.20 saf Ti ara tabaka içerisinde çatlak ilerlemesinin sünek malzemelerde gözlenen karakteristik boşluk oluşumu ve birleşmesi mekanizması ile olduğunu göstermektedir.

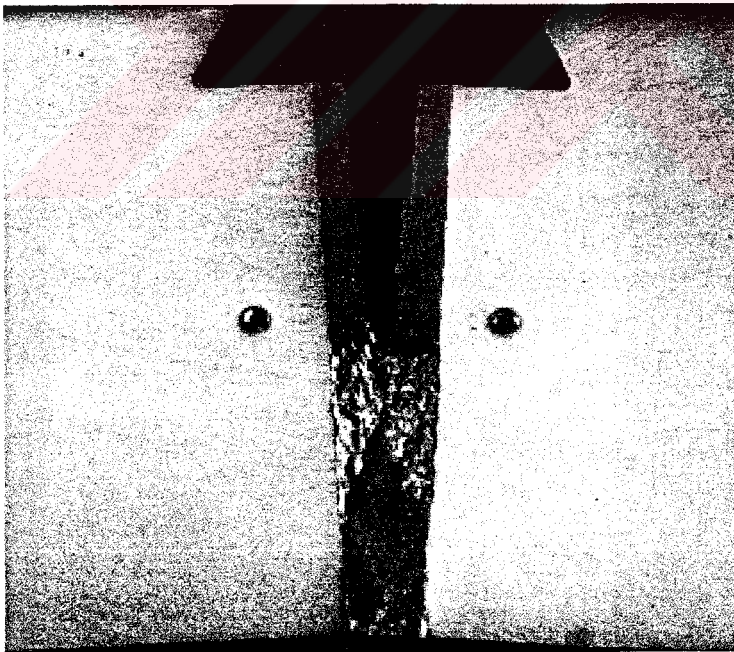
Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerde çatlak ilerlemesi; ara tabaka kalınlığı küçük olduğu durumda ($2H=2$ ve 5 mm) çatlak, çatlak ucuna yakın olan daha düşük mukavemetli saf Ti kenar bloğuna yönelmekte ve kaynak bölgesine yakın saf Ti içerisinde ilerlemektedir (Şekil 4.21 ve 4.22). Çatlak bükme deneyi başlangıcında çatlak ilerlemesine direnci düşük olan yüksek mukavemetli Ti64 alaşımı içerisinde olmasına rağmen ara tabaka kalınlığı küçük ise daha düşük mukavemetli fakat çatlak ilerlemesine direnci yüksek saf Ti içerisinde sapmaktadır (Şekil 4.12a ve b). Kaynak bölgesindeki ($\sim 2-3$ mm kalınlığında) çatlağın kırılma mekaniği testinde daha düşük mukavemetli baz malzeme içerisine sarması ve kaynak bölgesine paralel baz malzeme içerisinde ilerlemesi kaynak bölgesinde mukavemetin daha yüksek olduğu lazer kaynaklı yapı çelikleri ve Ti-alaşımalarında da gözlenmiştir (Çam ve ark. 1998, Çam ve ark. 1999a, Çam ve ark. 1999b, Koçak ve ark. 1999). Kırılma mekaniği testlerinde çatlağın yön değiştirerek daha düşük mukavemetli bölgeye sarması ve bu bölgede ilerlemesi kaynak bölgesinin değil baz malzemenin kırılma tokluğunun tespit edilmesine yol açmaktadır. Fakat kaynak konstrüksiyonlu birleştirmelerin lokal mekanik davranışları değil global mekanik davranışları önemlidir ve yüksek mukavemetli kaynak bölgesinin sözkonusu olduğu birleştirmelerde kaynağın performansını baz malzeme belirlemektedir. Dolayısıyla deney sonuçları geçerli kabul edilmelidir.

Ara tabaka kalınlığı büyük olduğu durumda ($2H=10$ mm) çatlak, çatlak ucundan oldukça uzakta olan daha düşük mukavemetli saf Ti malzemeye ulaşamamakta ve Ti64 ara tabaka içerisinde ilerlemektedir (Şekil 4.12c). Şekil 4.12'de görüldüğü gibi plastik zon kaynak bölgesinden uzakta oluşmaktadır. Ti64 ara tabaka kalınlığı 5 mm olan numunenin deney sonrasında numunenin ortadan kesilerek optik mikroskop ile incelenmesi ile çatlağın daha düşük mukavemetli saf Ti kenar bloğuna yönelmesi ve saf Ti içerisinde kaynak bölgesinden uzakta boşluk oluşumu ve birleşmesi mekanizması ile ilerlediği tespit edilmiştir (Şekil 4.23).

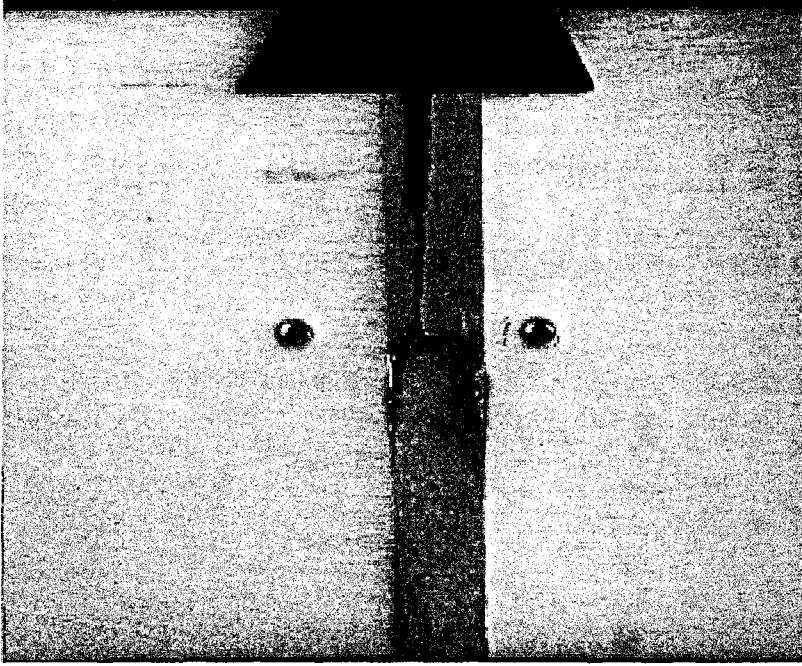
Şekil 4.24, ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) ve ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched, $2H=2$ ve 5 mm) numunelerde çatlağın saf Ti malzeme içerisinde boşluk oluşumu ve birleşmesi mekanizması ile ilerlediğini birlikte göstermektedir.



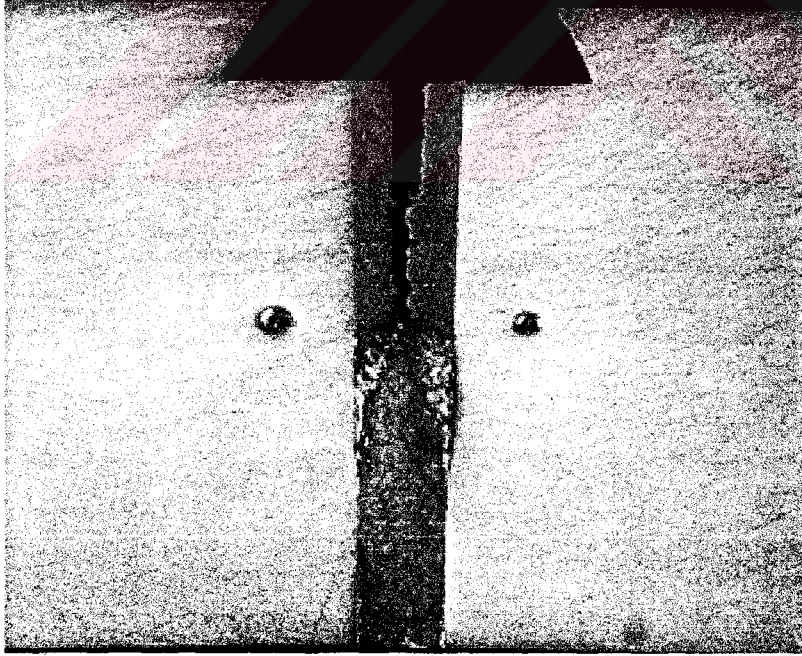
a)



b)



c)



d)

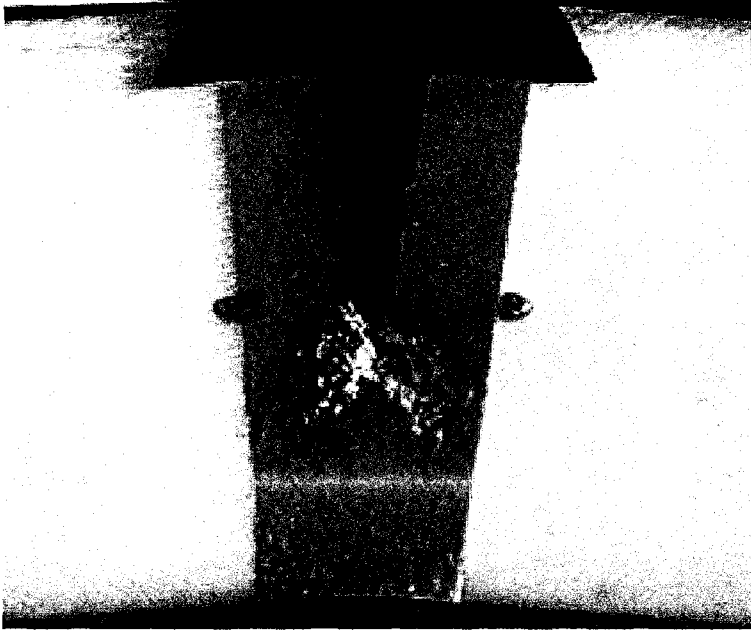
Şekil 4.17 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; $2H=2$ mm)



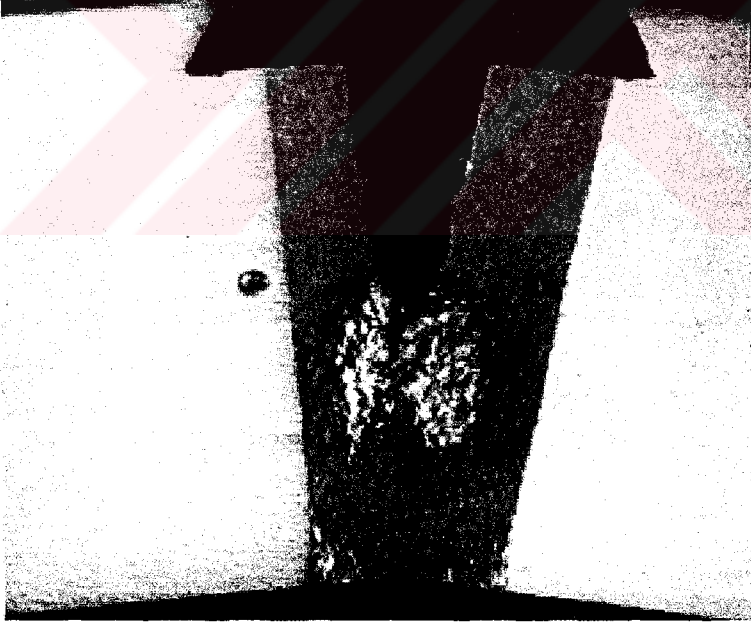
a)



b)

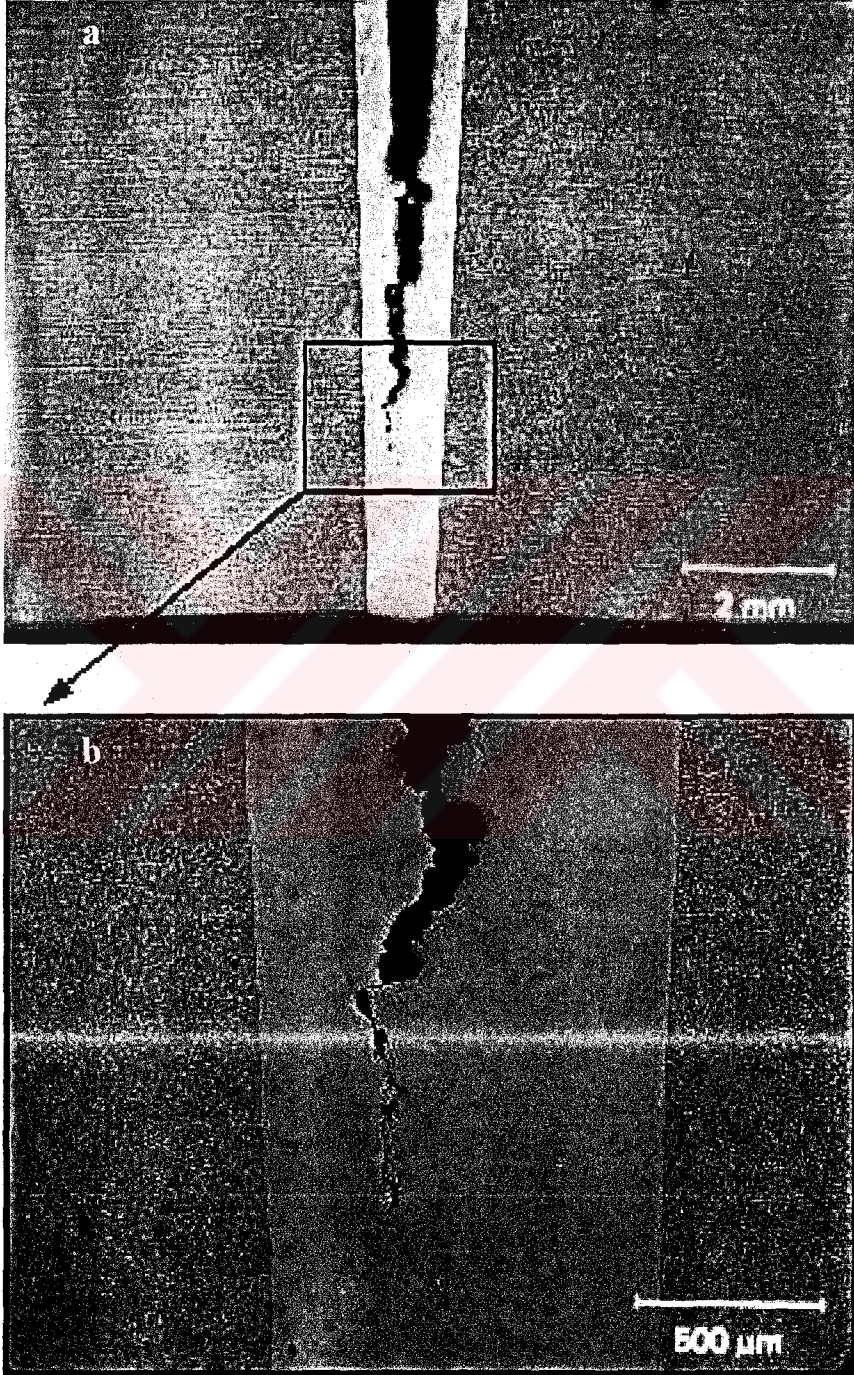


c)

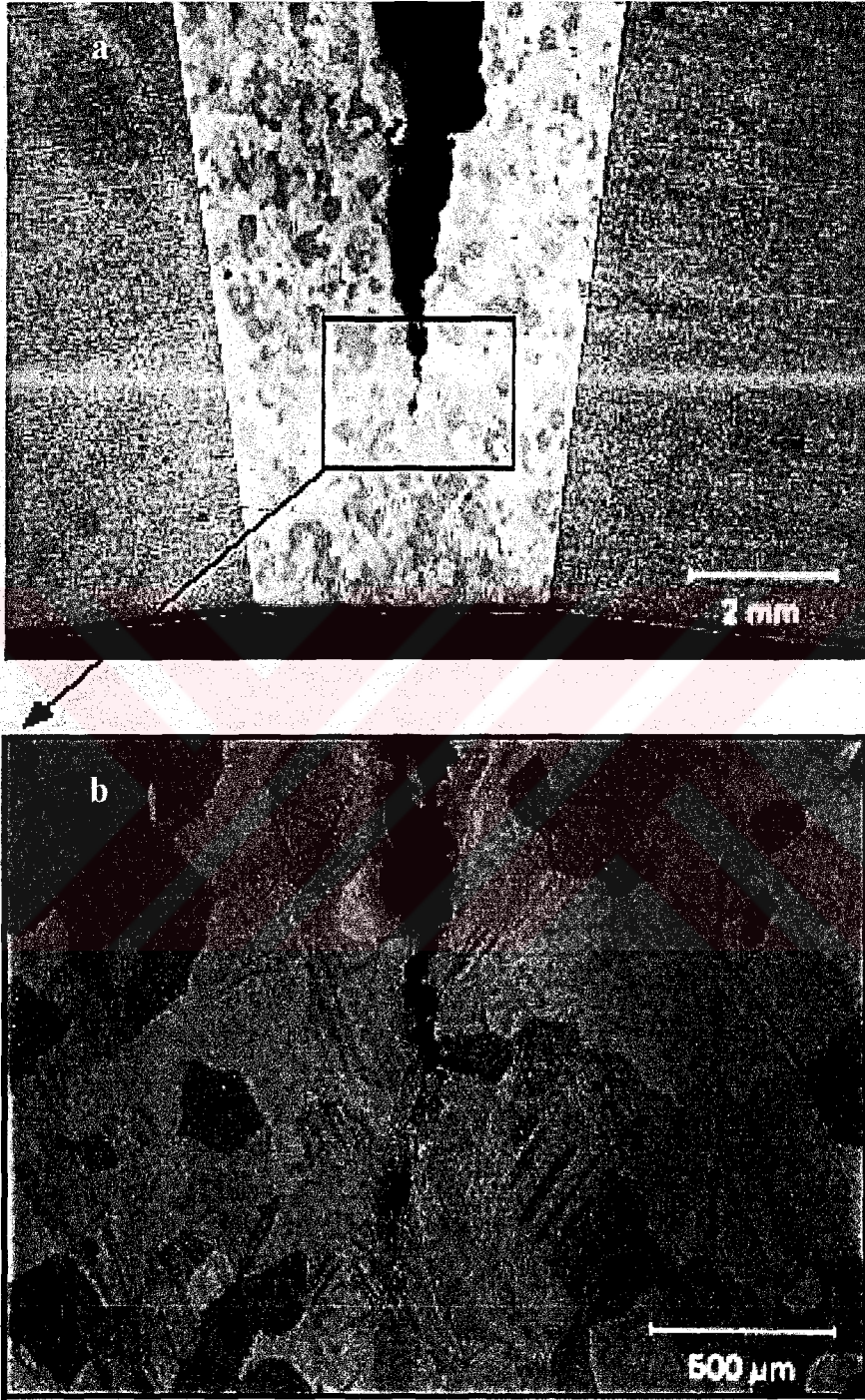


d)

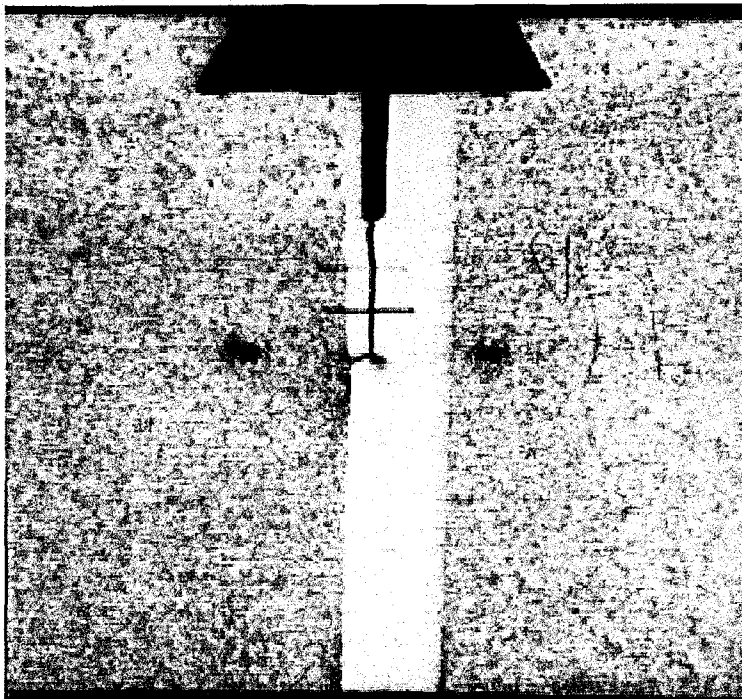
Şekil 4.18 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; $2H=5$ mm)



Şekil 4.19 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; $2H=1$ mm)



Şekil 4.20 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; $2H=5$ mm)



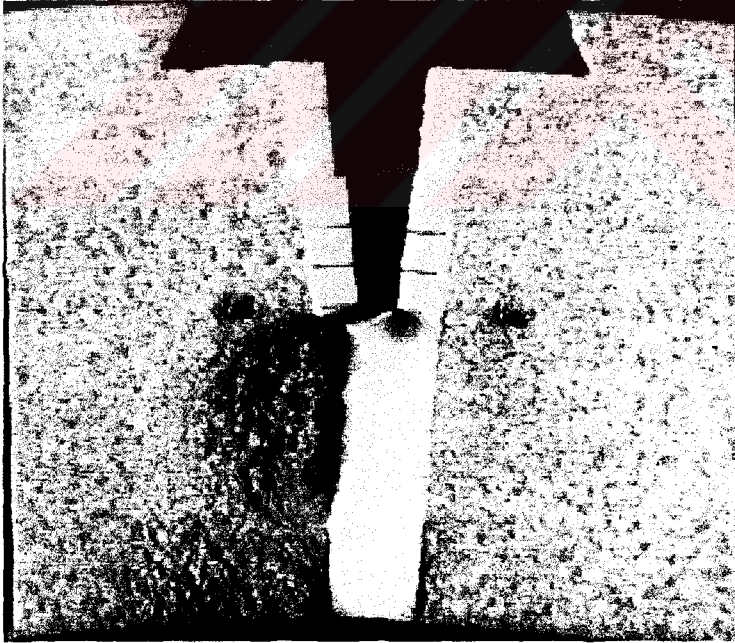
a)



b)

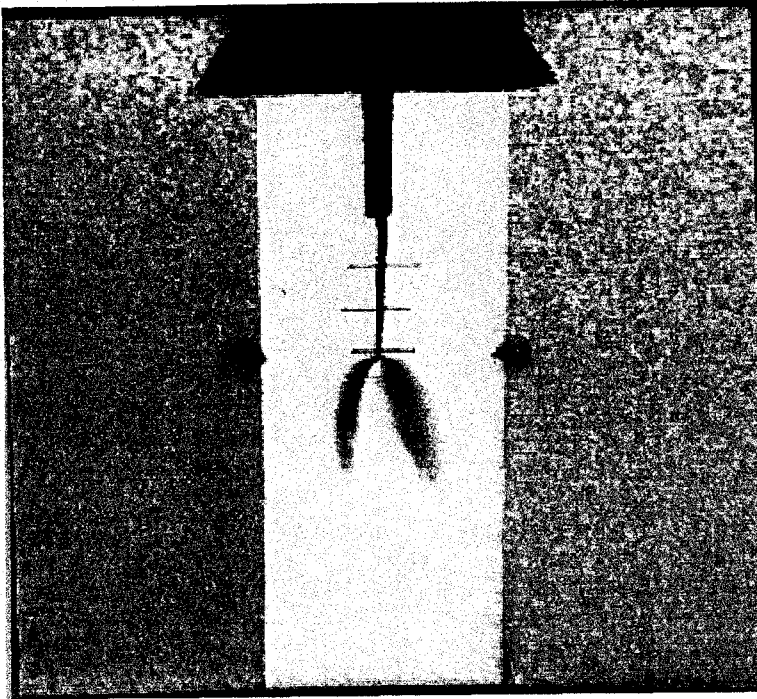


c)



d)

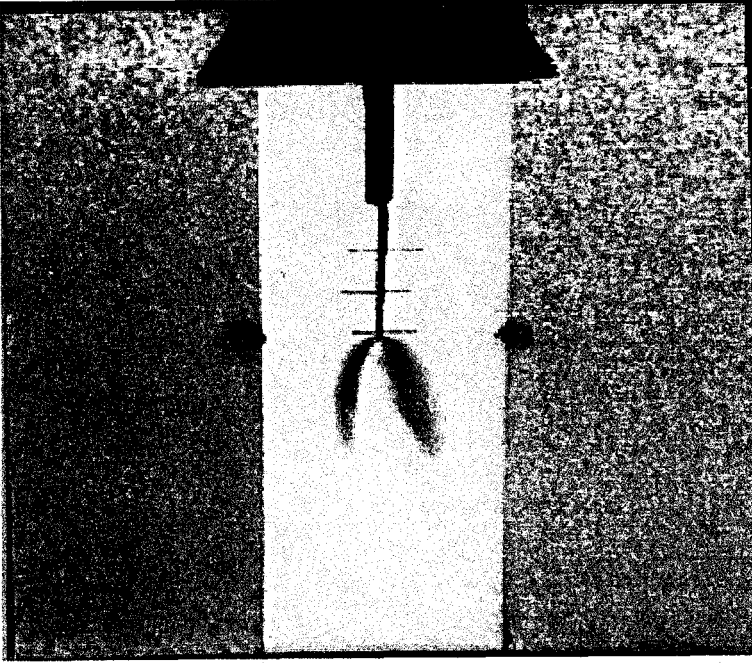
Şekil 4.21 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched; $2H=2$ mm)



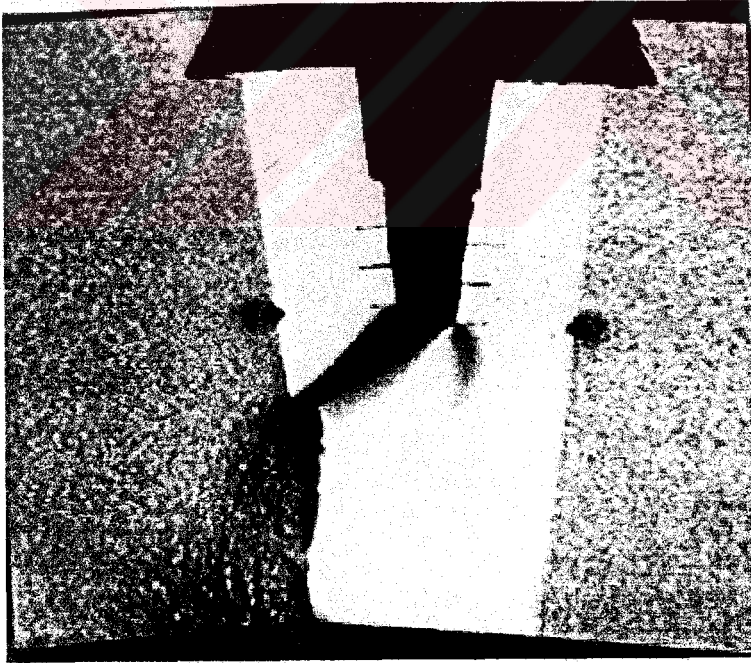
a)



b)

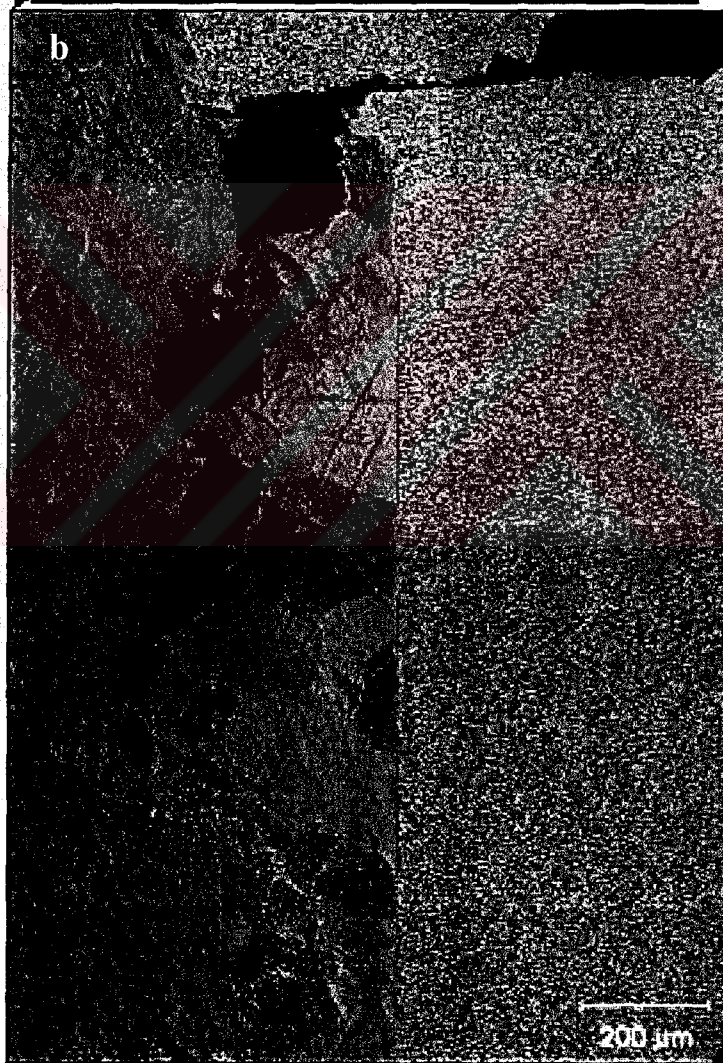
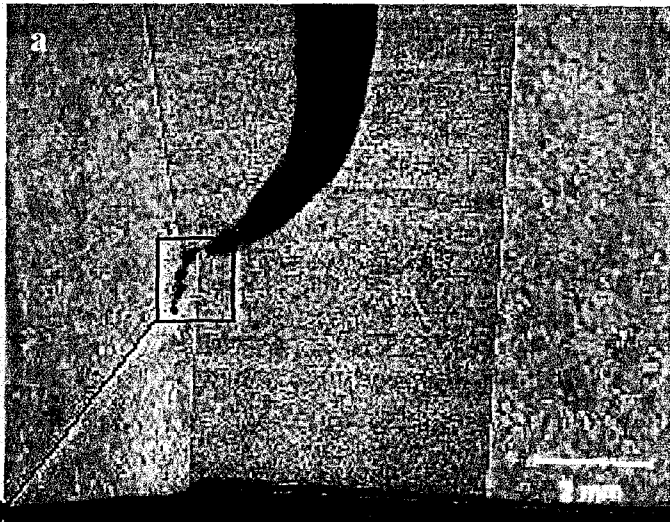


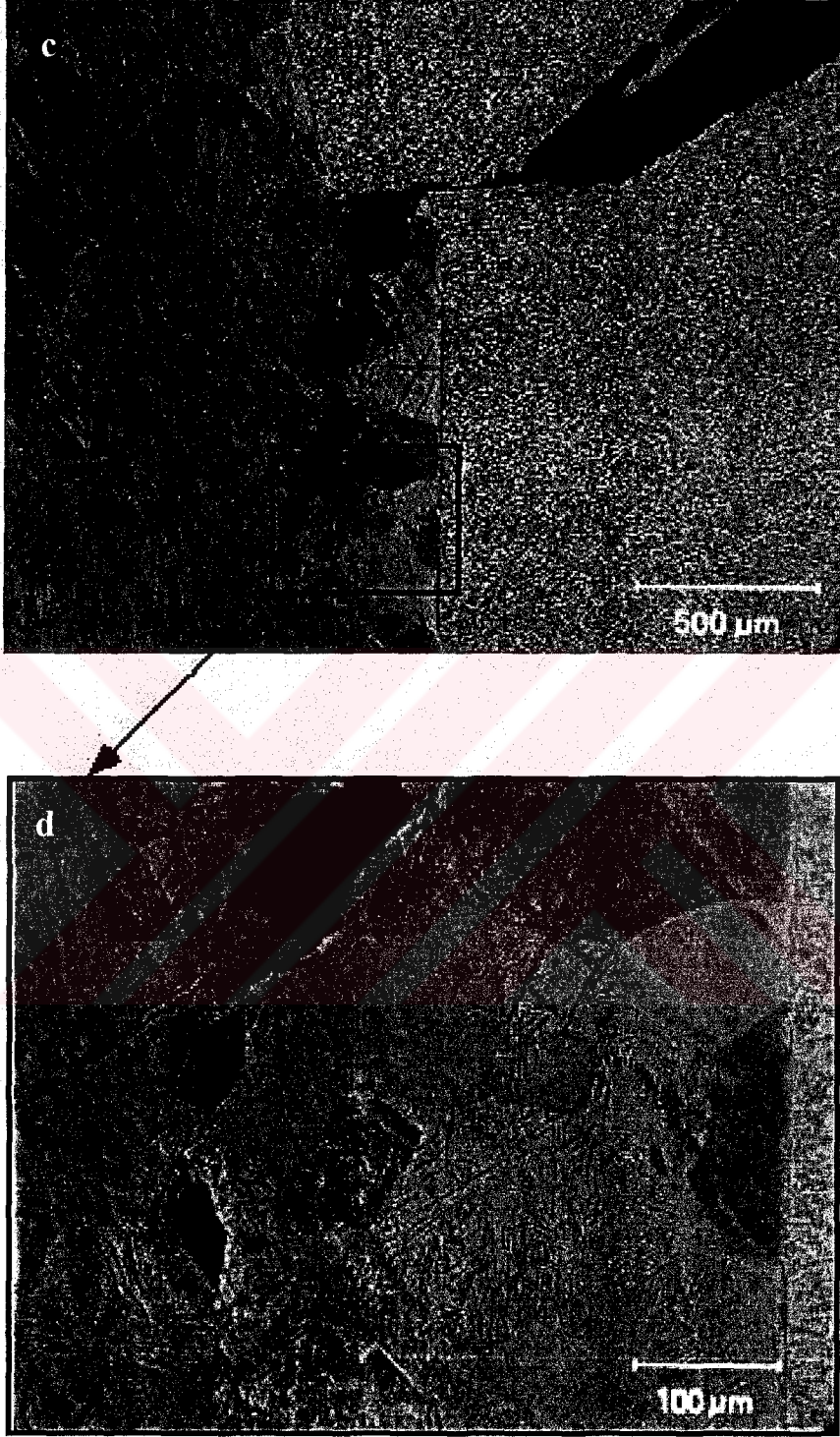
c)



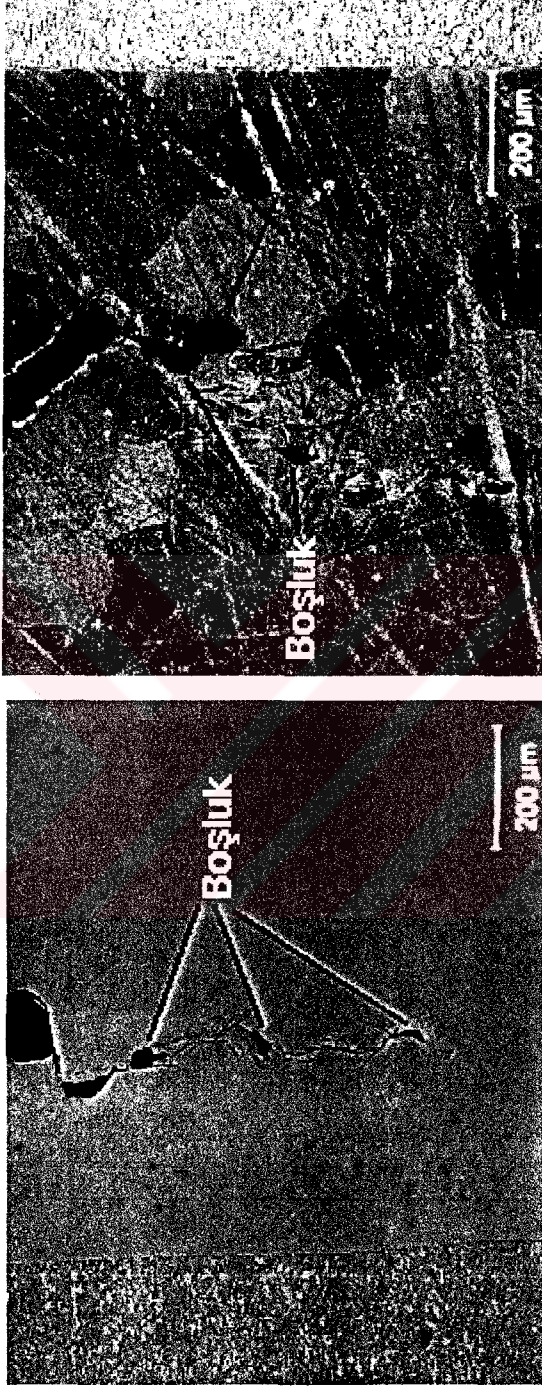
d)

Şekil 4.22 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched; $2H=5$ mm)





Şekil 4.23 Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched; 2H=5 mm)



Undermatched ($M=0,36$)
 $2H=1$ mm
 $2H/(W-a)=0,125$

Overmatched ($M=2,78$)
 $2H=2$ mm
 $2H/(W-a)=0,25$

Şekil 4.24 Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched; $2H=1$ mm) ve Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched; $2H=2$ mm)

4. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

- Difüzyon kaynaklı saf Ti-Ti64 alaşımı sandviç yapıların kırılma davranışları incelenmiştir. Saf Ti ve Ti64 alaşımı arasında difüzyon kaynağı 875 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile 5 MPa basınç uygulanılarak yapılmıştır.

- Kaynak kalitesini tespit etmek için kaynak bölgesi optik mikroskop ile detaylı bir şekilde incelenmiş ve alın kaynaklı saf Ti-Ti64 birleştirme çekme deneyine tabii tutulmuştur. Kaynak bölgesinde herhangi bir kaynak hatası ve reaksiyon zonu gözlenmemiştir.

- Çekme deneyinde numuneler kaynak bölgesinden uzakta daha düşük mukavemetli saf Ti içerisinden kopmuş ve kaynak bölgesinde herhangi bir hasar meydana gelmemiştir. Çekme deneyinde kopmanın kaynak bölgesinden olmaması ve optik mikroskop incelemelerinde kaynak bölgesinde hata ve reaksiyon zonu içermeyen çizgi şeklinde bir birleştirme gözlenmesi bu çalışmanın amacına uygun kaliteli kaynak elde edildiğini göstermektedir.

- Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerde yük taşıma kapasitesi ara tabaka kalınlığının azalması ile artmakta iken ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerde ara tabaka kalınlığının artması ile artmaktadır. Bunun nedeni, strength undermatched numunelerde daha düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka kalınlığı azaldıkça daha yüksek mukavemete sahip Ti64 alaşımı kenar bloklarının yük taşıma kapasitesine katkısı daha fazla olmaktadır.

- Diğer taraftan strength overmatched numunelerde yüksek mukavemetli Ti64 alaşımı ara tabaka kalınlığı arttıkça daha düşük mukavemetli saf Ti kenar bloklarının test edilen bükme deneyindeki oranı ve dolayısıyla yük taşıma kapasitesini düşürme oranı azalmaktadır.

- Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerde düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka kalınlığının artışı ile çatlak ucundaki açılma (CTOD ve CMOD değerleri) artmaktadır.

- Diğer taraftan ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerde ise yüksek mukavemetli Ti64 alaşımı ara tabaka kalınlığının azalması ile çatlak ucundaki açılma (CTOD ve CMOD değerleri) artmaktadır. Bunun sebebi her iki

durumda da plastik şekil değiştirebilecek ve böylece çatlak ucundaki açılmaya katkıda bulunacak düşük mukavemetli saf Ti malzemenin genişlemesi ve düşük kırılma tokluğuna sahip Ti64 alaşımının küçülmesidir.

- Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerde düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka kalınlığı artıkça R-eğrisinin saf Ti malzemenin R-eğrisine doğru yükseldiği belirlenmiştir. Bunun nedeni düşük mukavemetli ara tabakanın kalınlaşması ile bükme numunesinin toplam uzunluğundaki saf Ti kısmın büyümesi ve dolayısıyla çatlak ucunda plastik şekil değiştiren malzeme miktarının ve çatlak ilerlemesine direncin artmasıdır.

- Düşük mukavemetli ara tabakalı numunelerin aksine yüksek mukavemetli ara tabakalı numunelerde ara tabaka kalınlığı artıkça R-eğrisi Ti64 alaşımının R-eğrisine doğru düşmektedir. Bunun nedeni Ti64 alaşımı ara tabaka kalınlığı arttıkça numune boyunun büyük bir kısmı kırılma tokluğu ve çatlak ilerlemesine direncin düşük olduğu bu malzemeden oluşmasıdır. Bundan dolayı belirli bir ara tabaka kalınlığından sonra bu numunelerin R-eğrisi homojen Ti64 alaşımı numunesinin R-eğrisine benzemektedir.

- Ara tabakası düşük mukavemetli (strength undermatched) numunelerde çatlak ilerlemesi daha düşük mukavemetli saf Ti ara tabaka içerisinde kaynak çizgisine yakın bölgede olmaktadır. Çatlak ucunda oluşan plastik deformasyon zonu ara tabaka kalınlığına bağlıdır. Dolayısıyla numunenin kırılma tokluğunu ara tabaka kalınlığı belirlemekte ve bu yüzden daha düşük mukavemetli kaynak bölgesinin olduğu birleştirmelerde kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin belirlenmesi büyük önem arz eder.

- Ara tabakası yüksek mukavemetli (strength overmatched) numunelerde ise çatlak, ara tabaka kalınlığı küçük olduğu durumda ($2H=2$ ve 5 mm) çatlak ucuna yakın olan daha düşük mukavemetli saf Ti kenar bloğuna yönelmekte ve kaynak bölgesine yakın saf Ti içerisinde ilerlemektedir. Bu numunelerde kaynağın global davranışını baz malzeme belirlemektedir. Bu tip kaynak konstrüksiyon dizaynlarda kaynak yapılan malzemenin mekanik özellikleri baz alınabilir.

- Bu çalışmada elde edilen önemli bir bulgu, daha düşük mukavemetli ara tabakanın olduğu numunelerde ara tabakanın oldukça yumuşak ve tok olmasına karşın ara tabaka kalınlığının azalması ile kırılma tokluğuna eğilimin artmasıdır.

Öneriler;

- Bu çalışmada kullanılan saf Ti oda sıcaklığında sıkı paket hekzagonal (sph) kristal yapıdadır. Bu yapıdaki ve yüzey merkezli kübik (ymk) yapıdaki malzemelerin kırılma davranışları sıcaklıkla değişmemektedir. Düşük sıcaklıklarda sünek kırılmadan gevrek kırılmaya geçiş gösteren hacim merkezli kübik (hmk) yapıdaki bir malzemedan ara tabakanın daha yüksek mukavemetli kenar blokları ile birleştirildiği numunelerde ara tabaka kalınlığının belirli bir değerin altına düşmesi durumunda gevrek kırılmaya geçişin oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleşeceği beklenmektedir. Plastik şekil değiştirmenin daha kolay olduğu ymk ve gevrek kırılmaya geçiş gösteren hmk yapıdaki ara tabaka içeren numunelerde ara tabaka kalınlığı ile kırılma davranışının nasıl değiştiğinin incelenmesi oldukça yararlı olacaktır.



KAYNAKLAR

AKSOĞAN O.1995, **Introduction to Fracture Mechanics**. Ders notları. Pennsylvania-ABD.

BAŽANT Z.P and PLANAS J.1998 **Fracture and Size Effect** CNN Press ABD

COLVA F. A. 1988, **Special Features of the Formation of the Diffusion Bonded Joints between Copper and Aluminium**. Journal of Materials Science 28; 2273-2280, 4152- 4159.

CALVO F. A., URENA A., GOMEZ M. A., .1989, **Diffusion Bonding of Gray Cast Iron to Armco Iron and Carbon Steel**. Journal of Materials Science 24; 11

ÇAM G., KOÇAK M., DOBİ D., HEIKINHEIMO L. ve SIREN M. 1997 **“Fracture Behaviour of Diffusion Bonded Bimaterial Ti-Al Joints”**, Science and Technology of Welding and Joining, Vol.2, No. 3, pp 95-101

ÇAM G., YENİ Ç., ERİM S., VENTZKE V. ve KOÇAK M. 1998: **Investigation into Properties of Laser Welded Similar and Dissimilar Steel Joints**, Journal of Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 3, No. 4, pp. 177-189

ÇAM G., VENTZKE V., DOS SANTOS J.F., KOÇAK M., JENNEQUIN G., GONTHIER-MAURIN P., PENASA M. ve RIVEZLA C. 1999 (c): **Characterization of Laser and Electron Beam Welded Al-Alloys**, Practical Metallography, Vol. 36, No. 2, pp. 59-89

ÇAM G., VENTZKE V., DOS SANTOS J.F., KOÇAK M., JENNEQUIN G., ve GONTHIER-MAURIN P. 1999 (d): **Characterisation of Electron Beam Welded Aluminium Alloys**, Journal of Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 4, No. 5, pp. 317-323

ÇAM G., BUNGE L., BOHM K.-H. ve KOÇAK M. 1998: **Fracture Behaviour of the Diffusion Bonded Ti-Alloys**, in “Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Welding”, Deutscher Verband für Schweißtechnik e.V. (ed.): DVS Bericht 192, Düsseldorf: DVS, 1998, pp. 297-300

ÇAM G., BUNGE L., BOHM K.-H. ve KOÇAK M. 1998: **Interfacial Fracture Behaviour of the Diffusion Bonded Ti-Alloys**, Proc. of the 5th Int. Conf. on Trends in Welding Research, June 1-5, Callaway Gardens Resort, Pine Mountain, Georgia, USA, ed: J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smart, and T. DebRoy, ASM Int., Materials Park, OH, USA, 1999, pp. 669-676

ÇAM G., KOÇAK M. ve DOS SANTOS J.F. 1999 (a): **Developments in Laser Beam Welding of Metallic Materials and Characterization of the Joints**, Welding in the World, Vol. 43, No. 2, pp. 13-26

ÇAM G., ERİM S., YENİ Ç. ve KOÇAK M. 1999 (b): **Determination of Mechanical and Fracture Properties of Laser Beam Welded Steel Joints**, Welding Journal Research Supplement, Vol. 78, No. 6, pp. 193s-201s

DIETER G.E.1988, **Mechanical Metallurgy**, Mc Graw Book Comp. Inc., New York- ABD

DOĞAN B.1995, **Engineering Fracture Mechanics**, Ders notları. GKSS-Hamburg

FITZPATICK, G. A., BROUGHTON, T., .1988, **Diffusion Bonding of Aeroengine Components**. Defence Science Journal, 38; 477- 485.

GENSAMER M. 1952, **Survey of the Problem of Fatigue and Fracture** “Fatigue, And Fracture of Metals,” John Wiley & Sons., New York.

GUO, Z. X. 1985., **Diffusion Bonding of Superplastic Materials** Yüksek Lisans Tezi, UMIST, Manchester.

GUY, G., 1974, **Elements of Physical Metallurgy**, USA.

KIM Y.J., LIN. G., CORNEC A. ve SCHWALBE K.-H. 1995, “**Fully Plastic Analyses for Extremely Mismatched Bimaterial Bending Specimens with Interfacial Cracks**”, IIW Doc. X-F-019-95, Presented at Second Intermediate Meeting of IIW-Sub-Commission X-F: “Weld Mis-Match Effect”, GKSS Research Center, Geesthacht, FRG, 24th April 1995.

KIM Y.J., LIN. G., CORNEC A. ve SCHWALBE K.-H. 1995, “**Effect of Non-Singular Stresses on Interfacial Crack Tip Constrains: Part 1- Elastically Homogeneous Bi-Materials**”, IIW Doc. X-F-022-95, Presented at second Intermediate Meeting of IIW-Sub-Commission X-F: “Weld Mis-Match Effect”, GKSS Research Center, Geesthacht, FRG, 24th April 1995.

KOÇAK M., ÇAM G., KİM Y.-J. ve DOS SANTOS J. 1999, **Mechanical and Fracture Properties of Laser Beam Welded Joints (Keynote Lecture XII)**, Proc. of the 5th Int. Conf. on Trends in Welding Research, June 1-5, 1998, Callaway Gardens Resort, Pine Mountain, Georgia, USA, ed: J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smartt, and T. DebRoy, ASM Int., Materials Park, OH, USA, pp. 805-815

KRAFFT J.M., SULLIVAN A.M. and BOYLER.W. 1961, **Effect of Dimensions on Fast Fracture Instability of Notched Sheets**, Proc. of the Crack-Propagation Symposium I. Cranfield pp. 8-28

LANCESTER, J.F., 1987 **Metallurgy of Welding**. Allen and Unwin Ltd. London.

OSTYN, K. M., 1987 **Diffusion Bonding**. Proc. of Int. Conf. SIS. 183. Cranfield.

PARTRIDGE, P. G., 1989 **Diffusion Bonding of Metals**. Agard 168. Nato Yayınları, Essex.

SPANSWICH, O. S. 1989 **Diffusion Bonding- Engineering Appl.** Production Engineer. 68

RAJU K.N. 1969, **On the Calculation of Plastic Energy Dissipation During Stable Crack Growth**, Int. J. Frac. Mech., 5 pp.101-112

RICHES, S. T., 1989. **Microjoining for Electronics**. Production Engineer. 46.

SALEHI, M. T. 1990, **Isostatic Diffusion Bonding of Some Superplastic Alloys**. Ph.D. Thesis, UMIST. Manchester.

SHIH G.C. 1973, **Some Basic Problems in Fracture Mechanic and New Concepts**, Eng. Frac. Mech., 5 pp.365-377

WILLAMSON, J. R., 1986 **Superplastic Forming Diffusion Bonding of Titanium**. Proc. of the 1st. Int. Conf. Materials in Aerospace. 10817; 373-394.

WUNK, M.P.,1971 **Subcritical Growth of Fracture**, J. Appl. Mech., 7 pp. 383-407.

ZHANG, Y. C., NAKAGAWA, H., 1987. **Proposal of New Bonding Technique – Instantaneous Liquid Phase Bonding**. Trans. of J. W. R. 1. 16.(1); 17-29.

ÖZGEÇMİŞ

1977 yılında Kilis'te doğdu. İlk, Orta ve lise öğretimini Kilis'te tamamladı. 1998 yılında MKÜ Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünde Öğrenimine başladı. Aynı okuldan 1998 yılında mezun oldu.1998 yılından beri MKÜ Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünde araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır.

