

T.C.
İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
KÜTÜPHANESİ
Sayı : 1521

Prof. Dipl. Ing. H-J. BARGEL

Prof. Dr.-Ing. G. SCHULZE

MALZEME BİLGİSİ

CİLT I

METAL MALZEMELERE GENEL BAKIŞ

- TEMEL BİLGİLER
- ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN ETKİSİ
- MALZEME DENEYLERİ

Çevirenler

Prof. Dr. Şefik GÜLEÇ

Prof. Dr. Ahmet ARAN

İ. T. Ü. Makina Fakültesi
Ofset Atölyesi - 1993

Bu kitabın çevirisinde birlikte çalıştığım değerli hocam ve ağabeyim Prof.Dr. Şefik Güleç'i 1991 yılında kaybettik. Kendisinin itinalı çalışmalarına bir örnek olan bu kitabın yeni baskısı Şefik Hocanın anısına ithaf olunur.

Ahmet ARAN

Bargel / Schulze

WERKSTOFFKUNDE

Copyright: VDI - Verlag GmbH Düsseldorf 1980

Editörler :

Proffesor Dipl.- Ing. Hans Jurgen BARGEL

Proffesor Dr.- Ing. Günter SCHULZE

Yazarlar :

Proffesor Dipl.- Ing. Hans Jurgen BARGEL

Dr.- Ing. Peter CARDINAL , Aachen

Dr.- Ing. Hermann HILBRANS , Langenfeld (Rhld.)

Proffesor Dr.- Ing. Günter SCHULZE

Proffesor Dipl.- Ing. Georg WURZEL , Aachen

Birinci Baskı : 1988

Birinci Baskı Adedi : 2000

İkinci Baskı : 1993

İkinci Baskı Adedi : 2000

Eserin Sahibi : İ.T.Ü. Rektörlüğü

ÖNSÖZ

Özellikle *makine* ve *elektroteknik* alanındaki *mühendis* ve *öğrencilere* yönelik olarak hazırlanan "*Malzeme Bilgisi*"adlı bu eserde,hemen hemen tümüyle uygulamaya dönük ders kitapları ile kuramsal Malzeme Bilimi ders kitapları arasındaki boşluk doldurulmaya çalışılmıştır.

Genel yaklaşım

Malzeme Bilgisi,Malzeme Bilimi ile malzemelerin teknik kullanımını birbirine bağlayan bir köprü oluşturur.Bilimsel bulguların pratiğe aktarılması,ilgili literatürün çoğunlukla sadece konunun uzmanları tarafından anlaşılabilmesi nedeniyle,uzunca bir süre almaktadır.Öte yandan uygulayıcılar için yazılmış kitaplarda genellikle birçok bilgi,sanki aralarında herhangi bir bağlantı yokmuş gibi sıralanmakta ve bu durum Malzeme Bilgisinin ezberlenerek öğrenilebileceği yolunda iddialara yol açmaktadır.

Bu kitabın amacı,Malzeme Biliminin esaslarını basitleştirilmiş biçimde vermek ve bunların pratikle ilişkilerini ortaya koyarak,malzemelerin davranışının kavranmasını sağlamaktır.Aynı düşünceyle,malzeme özelliklerini belirleyen temel olguların sayıca azlığının gösterilmesine çaba sarfedilmiş;kitap hacminin sınırlı oluşu da bilimsel açıklamalarda ve tekil olayların tanıtılmasında kısıtlamaya gidilmesini zorunlu kılmıştır.

Konuların ele alınışı

Kitapta yer alan bölümlerin içeriği,benzer eserlerden bazı noktalarda farklılıklar göstermektedir.

Örneğin *korozyon* konusu önemi dolayısıyla metal ve alaşımlara alt temel bilgiler bölümde ele alınmıştır.

Malzeme üretim yöntemlerinin ayrıntılı bir biçimde verilmesinden kaçınılmıştır. Kitabın yazarları,makine ve elektrik mühendislerinin malzeme üretimine çoğunlukla doğrudan katılmadıkları görüşündedir.Buna karşın malzemelerin uygun seçimi için,üretim yöntemlerinin malzeme özelliklerini nasıl etkilediğinin bilinmesi zorunludur.

İmal usullerinin de kendi alanına girilmeyerek, sadece malzeme özellikleri üzerindeki olası etkileri açıklanmıştır. İşlemlerle ilgili bilgiler için imalat tekniği kitaplarına başvurulmalıdır.

Buna karşın benzer eserlerden farklı olarak,kaynak tekniği alanındaki malzeme sorunlarına daha geniş yer verilmiştir. İmal usulleri arasında kaynağın giderek artan önemi,her mühen-

disin kaynak sırasındaki malzeme davranışı hakkında temel bilgilere sahip olmasını gerekli kılmaktadır.

Aynı konudaki kitapların yerini alması amaçlanmamış olan *malzeme deneyleri* bölümünde, özellikle malzeme büyüklüklerinin tanımı, teknik önemi ve deney koşullarından nasıl etkiledikleri üzerinde durulmuş; deney yöntemlerinin, cihazların ve ölçme tekniklerinin ise sadece ana hatlarına değinilmiştir. Metal malzemelerin kırılma davranışları ise, konstrüksiyonların güvenliği için tokluk özelliklerinin büyük önemi nedeniyle, oldukça ayrıntılı biçimde incelenmiştir.

Demir esaslı malzemeler bölümünde *ısıtıl işlemler* başta olmak üzere *çeliklerin kaynak kabiliyeti* de ağırlık taşıyan konular arasındadır. Öte yandan ince taneli özel yapı çelikleri v.b. dışında, DIN- standartlarında bulunabilecek çelik türlerine ilişkin çizelgeler genellikle gösterilmemiştir.

Demir dışı metallerin statik dayanımdan daha çok korozyon dayanımı, yüksek sıcaklıkta kararlılık, elektrik iletkenliği gibi özellikleri önemlidir. Dolayısıyla demir dışı metaller öncelikle bu özellikler ve *elektroteknikteki kullanım* açısından tanıtılmıştır.

Metal olmayan anorganik malzemeler (seramikler) bölümünde de geleneksel kullanım yerlerine ek olarak, *elektroteknikteki uygulamalara* ilişkin örnekler ön planda tutulmuş ve ayrıca karma malzemeler (kompozitler) dikkate alınmıştır.

Plastiklerin tekniğin her alanında kazandığı önem, bu malzeme grubunun ayrıntılı olarak incelenmesini gerektirmiştir. Kitabın saptanmış olan sınırlarının elverdiği ölçüde, *plastiklerin metallere göre farklı yanları* belirtilerek, *davranışlarını* açıklayan bilgiler verilmiştir. Bu bilgiler kimyasal ve teknik üretim yöntemleri ile bunların özelliklere etkilerini de kapsamaktadır.

Son bölümde bazı örnekler yardımıyla "*malzeme kusurlarının*" hasar olaylarındaki payı ve önlenebilir olup olmadıkları kısaca gösterilmeye çalışılmış, ayrıca *hasar analizi sistematiki* açıklanmıştır.

Kitabın düzeni ve kullanımı

Metinde başka bölümlere yapılan *yollamalar*, ayrı ayrı yerlerde verilen bilgiler arasında ilişki kurulmasını sağlayacaktır. Şekil ve çizelge numaraları her bir bölümün kendi içinde düzenlenmiştir.

Vurgulanmak istenilen ifadeler ve anahtar sözcükler *italik* harflerle yazılmış, en önemlilerinin ayrıca altı çizilmiştir. Kitabın sonundaki geniş *alfabetik dizin* özel konuların bulunmasını kolaylaştırmak yanında, aynı veya benzer anahtar sözcükler yardımıyla değişik bölümlerdeki bilgileri birbirine bağlamak üzere de kullanılabilir.

Her bölümün sonunda verilen yararlanılabilecek kaynaklar listesi kitaptaki konuların derinleştirilmesinde yardımcı olacaktır.

Bu kitapla ilgili teşvikleri ve tartışmalardaki katkıları için Prof.Dr.Appel (Wilhelmshaven) ve Prof.Fink'e (Frankfurt) teşekkürlerimizi sunarız.Bayan Regina Reichelt'e (Berlin) çizimlerin hazırlanması ve Bayan Jutta Fritz'e (Berlin) fotoğraf işlerinin yapılması dolayısıyla özellikle teşekkür ederiz.Yayınevi çalışanlarının sağladıkları destek teşekkürle anılacaktır.Yayınevi redaksiyonundan Dipl.Ing.Roland Werner'e önerileri ve çok iyi işbirliği için şükran borçluyuz.

Ayrıca Prof.Dipl.Ing.Schlinke'ye (HTL Mödling) düzeltme önerileri için teşekkür ederiz.

Okurlarımızın kitap hakkındaki uyarı ve eleştirileri ilgi ile karşılanacaktır.

Berlin,Sonbahar 1978

Bargel/Schulze

Elinizde bulunan 2.baskıda bazı küçük düzeltmeler yapılmıştır.Okurlarımızın uyarıları ancak büyük değişikliklere yol açmayacak ölçüde dikkate alınabilmektedir.

Berlin,Yaz 1980

Bargel/Schulze

ÇEVİRENLERİN ÖNSÖZÜ

Yazarların önsözde belirtilen düşüncelerine katıldığımız için bu eseri Türkçeye çevirmiş bulunuyoruz.

Çeviride kitabın temel sistematiği korunmakla birlikte, teknik güçlükler nedeniyle üç cilde bölünmesi zorunlu olmuştur.Bazı kavram ve deyimlerin dilimizde yerleşmiş kesin karşılıklarının bulunmamasından ötürü tamamlayıcı açıklamalar ve dip notları eklenmiş,bu arada gerekli görülen Türk Standartlarının hatırlatılması yoluna gidilmiştir.

Çalışmalarımıza yazım ve şekil işlemleriyle katkıda bulunan Güzide Erdilek,Saadettin Ozan ve diğer Enstitü görevlileriyle,kitabın basımını özenle gerçekleştiren Enstitü Matbaası elemanlarına teşekkürü bir borç biliriz.

Gebze 1985

Güleç/Aran

İ Ç İ N D E K İ L E R

1. METAL ve ALAŞIMLAR İÇİN TEMEL BİLGİLER.....	1
1.1. Kristal Maddelerin Yapısı	1
1.1.1. Anorganik Maddelerde Atomlararası Bağlar	1
1.1.2. İdeal Kristal Yapılarda Kafes Türleri	3
1.1.3. Gerçek Kristaller,Kristal Yapı Kusurları ve Enerjileri ..	6
1.1.3.1. Kristal Yapılarda Noktasal Kusurlar	7
1.1.3.2. Dislokasyonlar	8
1.1.3.3. Kristal Yapılarda İki Boyutlu Kusurlar	9
1.1.4. Tekkristal, Çokkristal	11
1.1.4.1. Tane Büyüklüğü	12
1.1.4.2. Tane Biçimleri	13
1.2. Metallerin Özellikleri	14
1.2.1. Elektriksel ve Isı Özellikleri	14
1.2.1.1. Elektrik İletkenliği	14
1.2.1.2. Isı İletkenliği	16
1.2.1.3. Manyetiklik	16
1.2.2. Mekanik Özellikler	17
1.2.2.1. Elastik ve Plastik Şekil Değişimi	18
1.2.2.2. Plastik Şekil Değişimi Mekanizmaları	19
1.2.2.3. Plastik Şekil Değiştirme Kabiliyeti,Kayma Sistemleri ..	20
1.2.2.4. Pekleşme	22
1.2.2.5. Akma Eğrisi	24
1.3. Faz Dönüşümleri	25
1.3.1. Saf Metallerde Birincil Kristalleşme	25
1.3.1.1. Çekirdek Oluşumu	25
1.3.1.2. Kristal Büyümesi	28
1.3.2. Alaşımlarda Birincil Kristalleşme	28
1.3.3. Tane Sınırlarının Etkisi	30
1.3.4. Katı Durumdaki Yapı Değişimleri	31
1.3.4.1. Martenzit Oluşumu	32
1.4. Isıl Aktive Edilen Olaylar	34
1.4.1. Yayınma	35
1.4.1.1. 1.Fick Kanunu,Yayınma Katsayısı	35
1.4.1.2. Yer Değiştirme Mekanizmaları	37
1.4.1.3. Teknik Uygulamalar	37
1.4.2. Toparlanma ve Yeniden Kristalleşme	39
1.4.3. Sürünme Olayları ve Gerilme Gevşemesi	44
1.5. Alaşımların Temel Oluşum Şekilleri	46
1.5.1. Katı Çözeltiler	47

1.5.1.1. Asalyer Katı Çözeltileri (AsKÇ)	47
1.5.1.2. Arayer Katı Çözeltileri (ArKÇ)	49
1.5.2. Ara Bileşikler	49
1.6. Faz Diyagramları	50
1.6.1. Temel Bilgiler,Kavramlar ve Tanımlar	50
1.6.2. Faz Kanunu	51
1.6.3. Alaşımların Faz Diyagramlarının Belirlenmesi	52
1.6.4. İki Bileşenli Alaşımların Faz Diyagramları	54
1.6.4.1. Sıvı ve Katı Durumda Tam Çözünmezlik	54
1.6.4.2. Sıvı ve Katı Durumda Tam Çözünürlük	55
1.6.4.3. Sıvı Durumda Tam Çözünürlük,Katı Durumda Tam Çözünmezlik	57
1.6.4.4. Sıvı Durumda Tam Çözünürlük,Katı Durumda Sınırlı Çözünürlük	60
1.6.4.4.1. Ötektik Sistemler	60
1.6.4.4.2. Peritektik Sistemler	62
1.6.5. Arafazlı Diyagramlar	65
1.6.6. Katı Hal Dönüşümlü Faz Diyagramları	67
1.6.7. Dengesiz Durumlar	68
1.6.7.1. Mikrosegregasyon	68
1.6.7.2. Ötektik Sistemlerde Aşırı Soğuma Olayları	70
1.6.7.3. Yozlaşmış Ötektik	70
1.7. Teknik Alaşımların Özellikleri-Faz Diyagramlarının Kullanılması	70
1.7.1. Homojen Alaşımların Özellikleri	71
1.7.2. Heterojen Alaşımların Özellikleri	72
1.7.3. Katı Durumda Dönüşüm Gösteren Alaşımların Özellikleri ..	73
1.7.3.1. Süperkafes ve Arafazlar İçeren Alaşımlar	73
1.7.3.2. Çökeltme Sertleşmesi Gösteren Alaşımlar	74
1.8. Korozyon	77
1.8.1. Elektrokimyasal Temel Bilgiler	77
1.8.1.1. Elektrolit	78
1.8.1.2. Çözünme Basıncı,Elektrokimyasal Gerilim Serisi	79
1.8.1.3. Korozyon Pili	80
1.8.1.4. Hidrojen Korozyonu	81
1.8.1.5. Oksijen Korozyonu	82
1.8.2. Korozyon Biçimleri	83
1.8.3.1. Mekanik Zorlamasız Korozyon Türleri	84
1.8.3.2. Mekanik Zorlamalı Korozyon Türleri	85
1.8.4. Malzemelerin Korozyon Davranışı	87
1.8.5. Korozyondan Koruma	88
1.8.6. Korozyon Deneyleri	89
2. ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN METALLERİN ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ	91
2.1. Metallerin Elde Edilmesi	91
2.1.1. Cevherler,Zenginleştirme Yöntemleri	91
2.1.2. İndirgeme (Redüksiyon)	92
2.1.3. Arıtma (Rafinasyon)	93
2.1.4. Metal Olmayan Katışkılar (Kalıntılar)	93
2.1.5. Metal İçindeki Gazlar	94

2.2. Erime ve Katılaşma	96
2.2.1. Bazı Katılaşma Olayları	96
2.2.2. Segregasyonlar	98
2.2.3. Lunker	99
2.2.4. Döküm Yönteminin Etkisi	100
2.3. Plastik Şekil Verme	102
2.3.1. Sıcak Şekil Verme	103
2.3.1.1. Şekil Verme Sıcaklığı	103
2.3.1.2. İçyapının Etkisi	104
2.3.1.3. Sıcak Şekil Verme Yöntemleri	105
2.3.2. Soğuk Şekil Verme	106
2.3.2.1. İçyapının Etkisi	106
2.3.2.2. Soğuk Şekil Verme Yöntemleri	107
2.4. Toz Metalurjisi.....	108
2.4.1. Toz Üretimi, Sinterleme İşlemi	108
2.4.2. Sinter Malzemelerin Üstünlükleri ve Özellikleri	109
2.5. Kaynak ve Lehimleme	110
2.5.1. Isı Etkisi	110
2.5.2. Kaynak İç Gerilmeleri	111
2.5.3. Kaynak Bağlantılarında Çeşitli Bölgelerin Yapısı ve Özellikleri	113
2.5.4. Kaynak İşleminde Malzemeye Bağlı Özel Durumlar ve Güçlükler	116
2.5.4.1. Isıtma Sırasında Ortaya Çıkan Sorunlar	116
2.5.4.2. Katılaşma Sırasında Ortaya Çıkan Sorunlar	117
2.5.4.3. Farklı Malzemelerin Kaynakla Birleştirilmesi	119
2.5.5. Lehimlemede Malzemeye Bağlı Sorunlar	121
2.6. İç Gerilmeler	122
2.6.1. Soğuk Şekil Verme Sırasında Oluşan İç Gerilmeler	123
2.6.2. Hızlı Soğuma Nedeniyle Oluşan İç Gerilmeler	123
2.6.3. İç Gerilmelerin Saptanması ve Giderilmesi	124
3. MALZEME DENEYLERİ	125
3.1. Statik Dayanım ve Şekil Değişimi Büyüklükleri	125
3.1.1. Zorlama - Şekil Değişimi İlişkisi	125
3.1.2. Elastik Büyüklükler	128
3.1.3. Çekme Deneyi ile Saptanan Büyüklükler	129
3.1.4. Basma Deneyi ile Saptanan Büyüklükler	132
3.1.5. Eğme ve Burma Deneyleri	134
3.1.6. Sürürme Deneyi	135
3.1.7. Statik Deneylerde Sonuçları Etkileyen Faktörler	136
3.1.7.1. Deneyin Yapılışı ile İlgili Etkenler	136
3.1.7.2. Malzemeye Bağlı Etkenler	138
3.1.7.3. Değişik Malzemelerin Karşılaştırılması	138
3.1.7.4. Bazı Malzeme Gruplarına Özgü Davranışlar	139
3.2. Yorulma Deneyleriyle Saptanan Büyüklükler	140
3.2.1. Tanımlar	140
3.2.1.1. Yorulma Zorlamasının Gösterilmesi	140

3.2.1.2. Tek Kademeli Zorlama	141
3.2.1.3. Çok Kademeli Zorlama	143
3.2.2. Deney Yöntemleri	144
3.2.3. Yorulma Dayanımına Etki Eden Faktörler	145
3.2.3.1. Gerilme Oranı, Yorulma Dayanım Diyagramı	145
3.2.3.2. Gerilme Gradyanının Etkisi	146
3.2.3.3. Yüzeyin Etkisi	147
3.2.3.4. Deney Koşullarının Etkisi	147
3.2.3.5. Statik Dayanımın Etkisi	148
3.2.4. Malzemenin Yorulma Zorlaması Altında Davranışı	149
3.2.4.1. Pekleşme, Yumuşama	149
3.2.4.2. İçyapı Değişimleri	150
3.2.4.3. Çatlak Oluşumu, Çatlak İlerlemesi	150
3.2.4.4. Yorulma Kırılması	151
3.3. Sertlik Deneyleri	152
3.3.1. Tanımlar	152
3.3.2. Statik Sertlik Deneyleri	153
3.3.2.1. Sertliğin İz Yüzeyi Yardımıyla Saptanması	153
3.3.2.2. Sertliğin Batma Derinliği Ölçülerek Saptanması	155
3.3.2.3. Sertlik Değerlerinin Karşılaştırılması	156
3.3.3. Dinamik Sertlik Deneyleri	156
3.3.4. Sertlik Değerlerini Etkileyen Faktörler	157
3.4. Kırılma Davranışı Büyüklükleri	158
3.4.1. Kırılma Türleri	158
3.4.2. Kırılma Kriterleri, Kırılma Mekaniğinin Temel Bilgileri	160
3.4.3. Tokluk Davranışını Belirleyen Deneyler	163
3.4.3.1. Vurma (Çentik Darbe) Deneyi	163
3.4.3.2. ASTM E 399-74'e Göre Kompakt Çekme Deneyi	164
3.4.3.3. Diğer Deneyler	165
3.4.4. Kırılma Davranışıyla İlgili Etkenler	166
3.4.5. Kırılma Deneyinin Kullanım Sınırları	167
3.5. Teknolojik Deneyler	168
3.5.1. Plastik Şekillendirilme Özelliğinin Saptanması	169
3.5.2. Döküm Özelliklerinin Saptanması	170
3.5.3. Kaynak ve Lehim Malzemelerine Uygulanan Deneyler	171
3.6. Tahribatsız Deneyler	172
3.6.1. Kapiler Yöntemler	172
3.6.2. Manyetik Yöntemler	173
3.6.3. Ses Dalgası Yöntemleri	173
3.6.4. Işınım Yöntemleri	175
3.7. Metalografik İnceleme Yöntemleri	176
3.7.1. Makroskobik Yöntemler	176
3.7.2. Mikroskobik Yöntemler	176
3.7.2.1. Optik Mikroskopi	176
3.7.2.2. Tarayıcı Elektron Mikroskobisi	178
3.7.2.3. Transmisyon Elektron Mikroskobisi	178
3.8. Fiziksel Analiz Yöntemleri	179
3.8.1. Spektral Analiz	179

3.8.1.1. Işıık Emisyon Spektroskopisi	180
3.8.1.2. X-Işıını Spektroskopisi	180
3.8.2. X-Işıınıları Difraksiyonu	180
EK : Demir-Karbon Diyagramı.....	183
Alfabetik Dizin	185

DİĞER CİLTLERİN BAŞLICA BÖLÜMLERİ

Cilt II: Metal Malzeme Türleri

- . Çelikler ve Dökme Demirler
- . Demirdışı Metal ve Alaşımları

Cilt III: Metal Olmayan Malzemeler

- . Seramikler
- . Plastikler

Hasar Analizi

KISALTMALAR

A_c, A_r	Fe-C alaşımlarının ısıtma ve soğutmadaki dönüşüm noktaları
ArKÇ	arayer katı çözeltisi
AsKÇ	asalyer katı çözeltisi
DKD	Demir-Karbon Diyagramı
e	elektron
hmk	hacim merkezli kübik
ISEB	ısıdan etkilenen bölge
KÇ	katı çözelti
KÖY	kısa ömürlü yorulma
L	alaşım
Li	likidüs (çizgisi)
M, Me	metal
M_f	martenzit bitiş sıcaklığı
M_s	martenzit başlama sıcaklığı
S	sıvı (eriyik)
sdh	sıkı düzenli hegzagonal
So	solidüs (çizgisi)
TAREM	tarayıcı elektron mikroskobu
TEM	transmisyon elektron mikroskobu
ymk	yüzey merkezli kübik
ZSD	zaman-sıcaklık-dönüşüm

SIK KULLANILAN SEMBOLLER

A_5, A_{10}	kopmadaki uzama yüzdesi
A_v	vurma işi
c	derişiklik
d	tane çapı
D	yayınma katsayısı
D_0	yayınma sabiti
E	elastiklik modülü
G	kayma modülü
K_{IC}	kırılma tokluğu
R	gaz sabiti
R_{eH}	akma sınırı
R_m	çekme dayanımı
$R_{p0,2}$	0,2-sınırı
T	sıcaklık
T_{yk}	yeniden kristalleşme sıcaklığı
Z	kopmada kesit daralma yüzdesi
e	birim uzama
σ	normal gerilme
τ	kayma gerilmesi
φ	şekil değiştirme oranı

1. METAL ve ALAŞIMLAR İÇİN TEMEL BİLGİLER

1.1. Kristal Maddelerin Yapısı

Birinci bölümde açıklanan ve diğer bölümlerde de sürekli kullanılacak olan kavramlar, malzemelerin yapısıyla ilgili olayların anlaşılması ve uygulamada malzeme özelliklerine etki edebilme olanaklarının değerlendirilmesi bakımından çok önemlidir.

Bu bölümde öncelikle metal malzemeler ele alınmıştır. Ancak yapılan tanımların büyük çoğunluğu, başta metal olmayan anorganik maddeler olmak üzere, diğer malzeme grupları için de geçerlidir.

Metaller katı durumda kristal yapıdadırlar; yani maddeyi oluşturan atomlar *üç boyutlu bir düzen içinde* bulunurlar.

Kristal yapıya sahip olmayan maddeler amorft olarak adlandırılırlar. Amorf durumda atomlar veya moleküller tümüyle *düzensizdir*. Sıvılar, cam ve bazı plastikler amorf haldedirler. Kristal ve amorf yapıların farkı, örneğin metal ve camın kırılma yüzeylerinin birbiri ile karşılaştırılması halinde açıkça görülebilir.

Metallerin tuzlar veya kısmen kristal yapıya sahip olan plastikler gibi diğer kristal maddelerden farkı ise, atomlar arasındaki bağın biçiminden ileri gelir.

1.1.1. İnorganik Maddelerde Atomlararası Bağlar

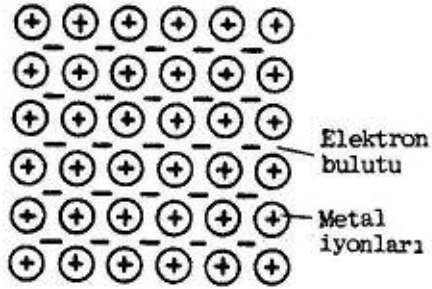
Atomlararası kuvvetli bağlar dış elektron kabuğuna* ait olan elektronların (valans elektronları) sayısının değişmesiyle sağlanır. Atomlar böyle bir değişimle daha dengeli duruma, yani asal gazlara özgü duruma** gelmeye çalışırlar. Bu sırada elektron alma veya verme söz konusuysa, elektriksel toplam yükü sıfır olan atom, negatif veya pozitif iyon haline geçer. Her iyonun bir elektrostatik alanı ve dolayısıyla çevresi üzerine bir kuvvet etkisi vardır.

* Bir atomda çekirdek etrafında dönen elektronlar ancak belirli enerjilere sahip olabilir veya diğer bir deyişle belirli enerji seviyelerinde bulunabilirler. Birbirine yakın enerji seviyelerinin oluşturduğu her gruba elektron kabuğu denir. Enerji değerlerine göre çekirdekten uzaklaşacak şekilde sıralanmış kabuklardan elektron içeren sonuncusuna dış kabuk adı verilir.

**Helyumun kabuğunda 2, diğer asal gazların dış kabuklarında 8 elektron bulunur.

Genellikle metal atomları dış kabuktaki elektronlarını vererek* pozitif yüklü iyonlara dönüşürler. Saf metallerde elektron alabilecek türden atomlar bulunmadığı için serbest kalan bu valans elektronlarına toplu olarak elektron bulutu denir.

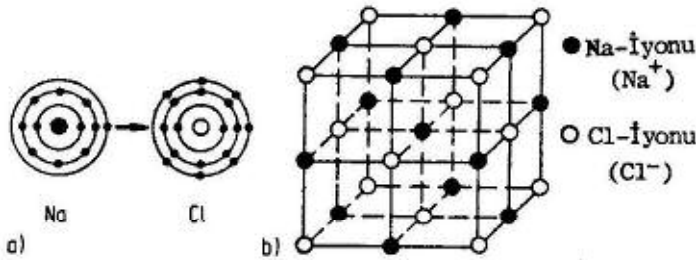
Pozitif yüklü iyonlar ile elektron bulutu arasındaki elektrostatik kuvvetler metalsel bağ oluşumunu sağlar(Şekil-1.1).



Şekil 1.1- Metalsel bağ
(Şematik)

atomlar birbirine göre ötelenebilirler. Metallerin plastik şekil değiştirme kabiliyetinin temelinde bu özellik yatar.

Metal olmayan inorganik maddelerin büyük çoğunluğunda bulunan iyonsal bağ ise yemek tuzu örneği ile basitçe açıklanabilir. Burada sodyum atomu tarafından verilen elektron, klor atomu tarafından alınarak (Şekil 1.2a), meydana gelen Na^+ ve Cl^- iyonları arasındaki elektrostatik kuvvetler nedeniyle bağ oluşur. Böylece pozitif yüklü bir katyonu negatif yüklü bir anyon izler. NaCl-kristalinde Şekil 1.2b'de görüldüğü gibi iyonların küp biçiminde düzenlenmesi söz konusudur.



Şekil 1.2-a) Elektron aktarılması yoluyla
iyonsal bağ oluşumu
b) Kristal yapıda iyonların üç
boyutlu düzeni

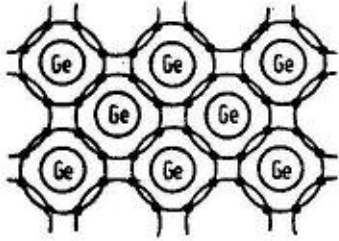
fından verilen elektronlar anyonlar tarafından bağlandığından serbest hareket edemezler ve dolayısıyla kristalin iletkenlik özelliği de yoktur.

Kovalent bağ komşu atomlar arasında elektronlar ortaklaşa kullanılarak, ikişer elektrondan oluşan köprüler yardımıyla sağlanır. Bu nedenle elektron çifti bağı olarak da adlandırılır. Özellikle gaz moleküllerinin atomları arasında görülen

* Böylece 2 elektronlu birinci kabuktan başka 8 den daha az elektronlu kabuk kalmamış olur.

bu bağ türü ayrıca 4 valans elektronlu yarıiletkenlere de özgüdür (Bk.6.7). Şekil 1.3'deki şematik çizimden anlaşılacağı gibi yarı iletkenlerde de atomların geometrik bir düzeni, yani kristal yapı sözkonusudur.

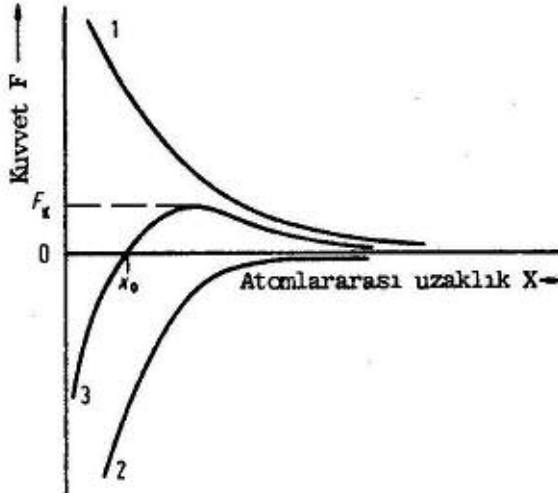
Organik maddelerin bağ biçimleri ise ilgili bölümde (Bk.7.3) anlatılmıştır.



Şekil 1.3- Kovalent bağın oluşumu (Şematik)

1.1.2. İdeal Kristal Yapılarda Kafes Türleri

Örnek olarak metal kristalleri alacak olursak, bunlarda pozitif iyonlar ile elektron bulutu arasında elektrostatik çekme kuvvetleri (Şekil 1.4, Eğri 1), öte yandan eş yüklü iyonlar arasında da itme kuvvetleri (Şekil 1.4, Eğri 2) bulunur. Artan atomlararası uzaklık ile her iki etki de azalır ve belirli bir x_0 uzaklığında anılan kuvvetler tam dengededir.



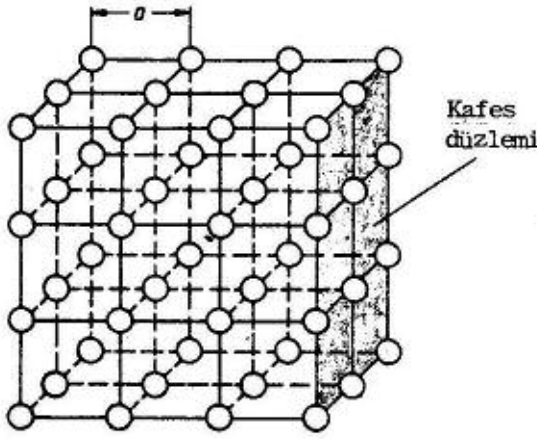
Şekil 1.4- Metalsel bağda atomlararası kuvvetler

1. Pozitif iyonlar ile elektron bulutu arasındaki çekme kuvvetleri.
 2. Eş yüklü iyonlar arasındaki itme kuvvetleri.
 3. Toplam kuvvet; F_k =Kohezyon kuvveti
- x_0 =iki atom arasındaki en küçük denge uzaklığı

x_0 uzaklığı dengedeki iki atom arasında mümkün olabilecek en küçük uzaklık olup her metal için karakteristik bir büyüklüktür. Üç boyutlu bir düzene göre dizilen ve denge konumunda bulunan atomların* merkezlerinin birleştirilmesiyle ortaya çıkan görünüme kristal kafesi veya hacim kafesi denir (Şekil 1.5).

Kristal kafesi, yanyana gelerek kendisini oluşturan ve birim hücre olarak adlandırılan basit geometrik cisimler yardımıyla tanımlanabilir. Birim hücre bir eksen takımında x, y ve z eksenleri üzerindeki a, b, c atom uzaklıkları ve bu eksenler arasındaki α , β , γ açıları ile belirlenir (Şekil 1.6). Kafes sabitleri veya kafes parametreleri denen a, b, c uzaklıkları metal-

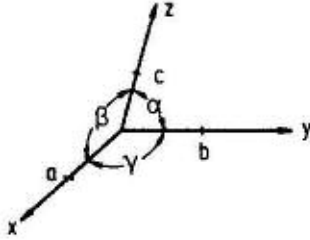
* Metaller dışındaki karmaşık kristal yapılarda tek atom yerine atom grubu düşünülebilir.



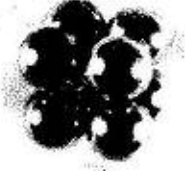
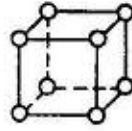
Şekil 1.5- Basit kübik hacim kafesi, a =kafes sabiti

lerin büyük çoğunluğu için $0,25 \dots 0,5 \text{ nm}^*$ arasında değişir; yani 1 milimetreye $2 \dots 4$ milyon atom düşer.

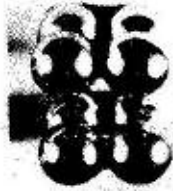
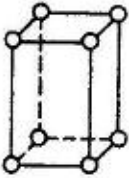
Atomların merkezlerinden geçen herhangi bir kafes kesiti, kafes düzlemi olarak adlandırılır. Birim hücrelerinin biçimine göre 7 temel kristal sistemi bulunmaktadır. Bunlardan kübik (Şekil-1.7), tetragonal (Şekil-1.8) ve hegzagonal (Şekil-1.9) sistemler, metalsel malzemeler bakımından en önemlileridir.



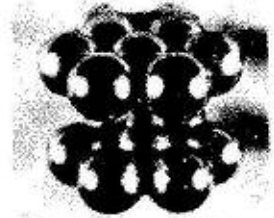
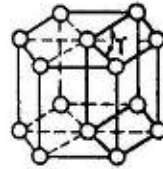
Şekil 1.6- Eksen Takımı



Şekil 1.7- Kübik sistem
($a=b=c, \alpha=\beta=\gamma=90^\circ$)



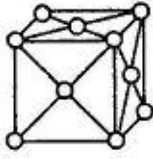
Şekil 1.8- Tetragonal sistem,
($a=b \neq c, \alpha=\beta=\gamma=90^\circ$)



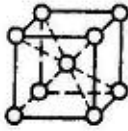
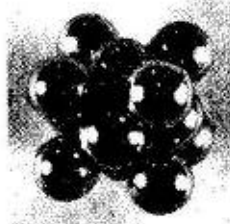
Şekil 1.9- Hegzagonal sistem,
($a=b \neq c, \alpha=\beta=90^\circ, \gamma=120^\circ$)

Birim hücrelerin sadece köşe noktalarında atomlar varsa basit kafes sözkonusudur. Ancak birim hücreler çoğunlukla yüzey diyagonallerinin kesim noktalarında veya iç kısımlarında da ek atomlar içerirler. Metallerde en sık raslanan kafes türleri iki temel sistemin değişik biçimleri olan yüzey merkezli kübik (ymk) (Şekil-1.10), hacim merkezli kübik (hmk) (Şekil-1.11) ve sıkı düzenli hegzagonal (sdh) (Şekil-1.12) kafeslerdir. Aslında ymk kafes de sıkıdüzenlidir; sdh ile arasındaki fark sadece atom dizilişi en sık olan düzlemlerin birbirini izleme sırasından ileri gelir.

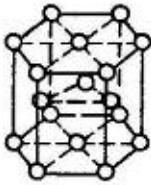
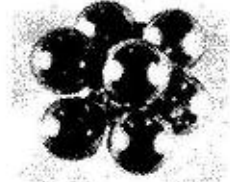
* $1 \text{ nm} = 1 \text{ nanometre} = 10^{-9} \text{ m}$



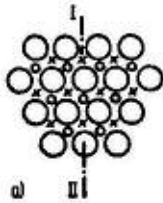
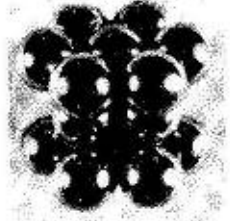
Şekil 1.10- Yüzey merkezli kübik (ymk) birim hücre



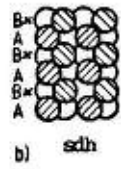
Şekil 1.11- Hacim merkezli kübik (hmk) birim hücre



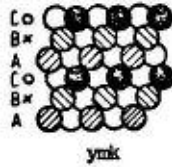
Şekil 1.12- Sıkı düzenli hegzaagonal (sdh) birim hücre



Şekil 1.13- Sıkı düzenli bir sistemde düzlemlerin dizilişi



a) üstten bakış
b) sdh ve ymk sistemlerinde I-II kesitleri



Şekil 1.13a sıkıdüzenli bir düzleme üstten bakışı göstermektedir. Bu düzlemin bir üstü ve bir altındaki düzlemler de aynı şekilde düzenlenmiş olup, bunlara ait atomlar orta düzlemin küreler arası yuvalarına yerleşirler. Boşluksuz bir yapı oluşturabilmek için bir düzlemdeki atomların tümü, ya "x" veya "o" ile işaretlenmiş yuvalarda* yer almalıdır. Şekilde görülen düzlemin alt ve üstünde bulunan düzlemlerdeki atomlar aynı türden yuvalara yerleşmişse, kafes sıkıdüzenli hegzagonaldır. Alt düzlemdeki atomlar örneğin "x" işaretli, üst düzlemdeki atomlar da "o" işaretli yuvalardaysa, kafes yüzey merkezli kübiktir.

I-II çizgisi boyunca alınmış ve Şekil 1.13b'de görülen kesit, bu iki değişik dizilme arasındaki farkı açıkça göstermektedir. Hegzaonal kafeste AB olarak iki, yüzey merkezli kübik kafeste ise ABC olarak üç değişik tabaka birbirini izlemektedir.

Kristalin genel düzeni birim hücreye yansıdığından, malzemelerin bazı özellikleri birim hücreleri yardımıyla yorumlanabilir. Örneğin yüzey merkezli kübik kafeste farklı eğimlere sahip sıkıdüzenli düzlemler mevcuttur ve bu durum metalin şekil değiştirme kabiliyeti bakımından önemlidir (Bk.1.2.2.3).

Bir birim hücre içinde değişik doğrultularda, atomlararası uzaklıklar** farklıdır. Yüzey merkezli kübik kafeste bu uzaklık hacim köşegeni yönünde en büyük, yüzey köşegeni yönünde ise en küçüktür. Hacim merkezli kübik kafeste ise durum bunun

* Şekildeki atomların birbirlerine teğet olduğu düşünüldüğünde, ortaya çıkan üçgenimsi görünümlü yuvaların tepe noktaları yukarı (x) veya aşağı (o) bakar.

** Komşu iki atomun merkezleri arasındaki uzaklık.

tam tersidir. Atomlararası uzaklıkların farklı olması, bir kısım özelliklerin de yöne bağımlı olması sonucunu doğurur.

Özellikler yöne bağımlı değilse izotrop, bağımlıysa anizotrop durum sözkonusudur.

Örneğin bakır kristalinde elastiklik modülü hacim köşegeni yönünde 190000 N/mm^2 , yüzey köşegeni yönünde 66600 N/mm^2 'dir. Ancak pratikte bu anizotropluk pek önem taşımaz. Çünkü kullanılan çokkristalli malzemelerde kristallerin konumu genellikle düzensiz dağıldığından, malzemenin kütleli özellikleri yöne bağımlı olmaz (kütleli izotropluk).

Önemli metallerin kristal yapıları ve kafes parametreleri Çizelge-1.1'de toplu olarak verilmiştir.

Çizelge 1.1: Bazı önemli metallerin kafes parametreleri.

Kafes parametreleri(nm)						
hmk		ymk		sdh		
				a	c/a ¹	
Cr	0,288	Al	0,404	Be	0,227	1,57
Mo	0,314	Ag	0,408	Cd	0,29	1,83
V	0,303	Au	0,407	Mg	0,32	1,62
W	0,315	Cu	0,361	Zn	0,27	1,87
		Ni	0,352			
		Pb	0,490			
α -Fe	0,287	γ -Fe	0,365	α -Ti	0,295	1,60
β -Ti	0,330					

¹⁾ En yoğun sıkı düzen için teorik olarak $c/a=1,633$ 'tür.

Birkaç metalde kristal yapı sıcaklığa bağlı olarak değişir ve belirli sıcaklık aralıklarında belirli kafes tipleri kararlı durumdadır. Bu özellik *alotropluk* veya *polimorfluk* olarak adlandırılır.

Alotropluk için en önemli örnek demirdir. Demir 911°C (1184 K) ile 1392°C (1665 K) arasında yüzey merkezli kübik, bu aralığın altında ve üstünde hacim merkezli kübik kafese sahiptir. Titanyum ise 882°C (1155 K) de sdh kafesten hmk kafese dönüşür.

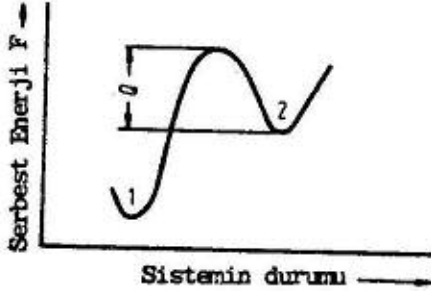
1.1.3. Gerçek Kristaller, Kristal Yapı Kusurları ve Enerjileri

Gerçek kristallerin hacim kafesi ideal düzenli yapıdan birçok sapmalar gösterir. Bu sapmaların her biri kafesin bozulmasına ve gerilmesine neden olur. Böylece kristalin enerjisi (gerilmiş bir yaya benzer şekilde) artar. Çünkü kusursuz bir kafeste iki atom arasındaki en küçük dengeli uzaklık x_0 , aynı zamanda iki atom arasındaki bağ enerjisinin en küçük değere sahip olduğu konumdur. Kafes yapısındaki her kusur, atom-

ların bir kısmının denge uzaklığı x_0 'da kalamaması ve dolayısıyla daha yüksek enerji seviyelerinde bulunması sonucunu doğurur.

Bağ enerjisi iki atomu 0 K sıcaklıkta birbirinden ayırmak için gerekli olan işe eşittir. 0 K sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda bağ enerjisi ile atomların ısıt titreşimlerinin kinetik enerjisi, sistemin iç enerjisini oluştururlar. İç enerjiden entropi* kısmı çıkarılırsa serbest enerji bulunur.

Şekil 1.14'de temel olasılıklar şematik olarak gösterilmiştir. Belirli bir T sıcaklığında bir atom mümkün olan en düşük enerji seviyesinde (Durum 1) bulunuyorsa termodinamik dengededir. Bu değerden daha yüksek seviyedeki diğer bir minimum (Durum 2) yarı kararlı denge olarak adlandırılır. Serbest enerji her durum ve reaksiyonda bir minimuma ulaşmaya çalışacağından, ek bir enerji (Q:aktivasyon enerjisi) verilmesi halinde atom bu konumu terk edebilir. Böylece kristal yapıdaki kusurların çevresinde belirli sayıda atom yarıkararlı denge konumundadır.



Şekil 1.14-Sistemin durumu-na göre serbest enerjinin değişimi

- 1: Kararlı dengede
- 2: Yarı kararlı dengede
- Q: Aktivasyon enerjisi

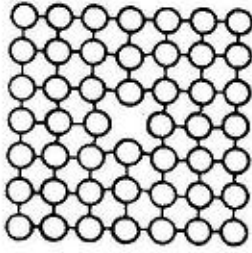
Sıvıdan katılaşma sırasında termodinamik dengenin bozulması halinde her kristalde ideal kafesten sapmalar (kristal yapı kusurları) oluşur. Bu kusurlar katı kristale örneğin mekanik şekillendirme, nükleer radyasyon gibi yollarla enerji verilmesi halinde de ortaya çıkabilir. Kusur sözcüğü olumsuz anlamda değerlendirilmemelidir. Tam tersine, birkaç özel durum dışında, belirli kusurların istenerek oluşturulmasıyla (alaşımlar, yarıiletkenler) malzeme özellikleri iyileştirilmektedir.

Kristal kusurları biçimlerine göre noktasal, çizgisel ve yüzeysel olarak sınıflandırılırlar.

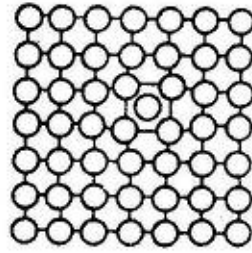
1.1.3.1. Kristal Yapılarda Noktasal Kusurlar

Herhangibir atom tarafından doldurulmayan kafes yerleri boşyer olarak adlandırılır (Şekil 1.15). Boşyerlerin sıklığı (boşyer yoğunluğu) sıcaklığa bağlı olup oda sıcaklığında yaklaşık 10^{-12} 'dir; yani 10^{12} atoma karşılık (bunların bulunabileceği yaklaşık 1 mm^2 'lik bir kafes düzleminde) sadece bir tane boşyer vardır. Erime noktasına doğru bu değer 10^{-4} mertebesine yükselir; yani boşyer sayısı 10^4 atoma karşı bir olmak üzere 1 mm^2 kafes düzleminde yaklaşık 100 milyona ulaşır. Belirtilen davranış yayınlama gibi ısıt aktive edilen olaylarda büyük önem taşır (Bk.1.4).

* $F=U-TS$; F: Serbest enerji, U:İç enerji, T:Sıcaklık, S:Entropi. Entropi düzensizlik için bir ölçüdür. Örneğin daha az düzenli olan sıvı durumdaki entropi katı durumdakinden büyüktür.



Şekil 1.15-Boşyer



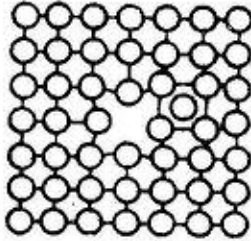
Şekil 1.16-Arayere dışlanmış atom

Sıcaklığa bağlı olarak belirli bir boşyer yoğunluğu kristalin termodinamik dengede kalmasını sağlar. Benzer durum diğer kristal yapı kusurlarının çoğunda görülmez.

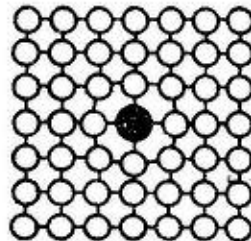
Kafes yerinde bulunması gereken bir atom arayere dışlanmış olabilir (Şekil-1.16). Böyle bir kusur çoğunlukla atomun kafes yerinden ayrılıp

ardında boşyer bırakmasıyla FRENKEL-Çifti (Şekil-1.17) olarak ortaya çıkar. FRENKEL-çiftleri örneğin malzemeye yüksek enerjili nükleer radyasyon uygulanmasıyla oluşabilir.

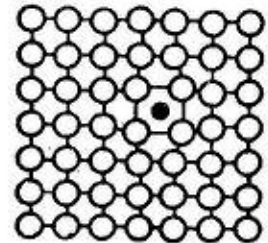
Yabancı atomlar da kristal kusurları olup, ana kafes atomlarının yerlerini alırlarsa asalyer atomları (Şekil 1.18), bunların aralarına yerleşirlerse arayer atomları olarak adlandırılırlar (Şekil 1.19).



Şekil 1.17-Frenkel çifti



Şekil 1.18-Asalyer atomu



Şekil 1.19-Arayer atomu

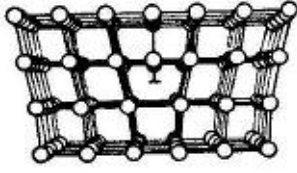
İkinci bir atom türünün büyük miktarlarda* ana kafeste bulunması ile elde edilen kristal yapıya katı çözelti (KÇ) denir. İlerde ayrıntılı olarak ele alınacak olan KÇ'ler metal alaşımlarında büyük önem taşırlar. Bu kristallerde kafesin yabancı atomlar nedeni ile gerilmesi, dayanımın artmasına yol açar (katı çözelti sertleşmesi).

1.1.3.2. Dislokasyonlar

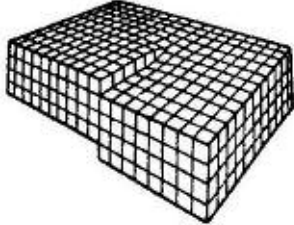
Dislokasyonlar kristal yapıdaki çizgisel kusurlardır. İki değişik türde görülürler: kenar dislokasyonları ve vida dislokasyonları. Kenar dislokasyonu (Sembol I) kristal içinde sona eren bir kafes düzleminin kenarı olarak düşünülebilir (Şekil-1.20). Vida dislokasyonunda kafes düzlemi kendisine dik olan dislokasyon çizgisi etrafında spiral şeklini alır (Şekil 1.21). Dislokasyonlar sadece çok kısa bölümlerinde saf kenar veya saf vida karakteri gösterip, genellikle bu ikisinin bileşimi olan karmaşık dislokasyon halindedirler.

Dislokasyon çizgileri ya kristal yüzeyinde başlamak ve bitmek veya kristal içinde kapanmak zorundadırlar. Bu şekilde dislokasyon halkaları ve ağları oluşur (Şekil 1.22).

* %0,1 mertebesinde başlayan çeşitli ağırlık oranlarında



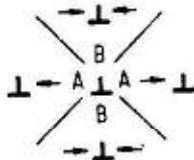
Şekil 1.20-Kenar dislokasyonu



Şekil 1.21-Vida dislokasyonu



Şekil 1.22-400°C sıcaklıkta yorulma zorlaması sonucu çelikte oluşan dislokasyon ağı



Şekil 1.23-Aynı tür dislokasyonlar arasındaki kuvvetler.

A alanı: Dislokasyonlar birbirini iter

B alanı: Dislokasyonlar birbirini çekerek üstüste sıralanabilirler.

Dislokasyonların sıklığı, birim hacme düşen çizgi uzunluğu olarak tanımlanan dislokasyon yoğunluğu ile verilir. Yumuşatma tavlama yapılmış bir metalde bu değer 10^6 mm/mm^3 civarındadır; yani 1 mm^3 'lük bir hacimde toplam uzunluğu 1 km olan dislokasyon çizgisi bulunur.

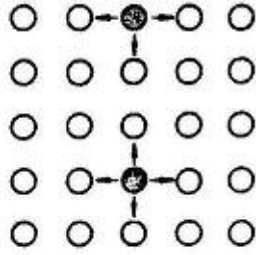
Dislokasyonlardan ötürü kristalin enerjisi önemli ölçüde artar (1 mm dislokasyon çizgisi için yaklaşık 10^{-12} Joule); termodinamik denge durumu hiçbir zaman sözkonusu olamaz. Böylece dislokasyonların geniş olan gerilme alanları sıklıklarından da dolayı birbirlerini karşılıklı olarak etkilerler. Şekil 1.23 bir kenar dislokasyonunun, gerilme alanının değişik bölgelerinde aynı tür dislokasyonlara uyguladığı kuvvetlerin yönünü belirtmektedir. Dışardan enerji verilmesi halinde A bölgelerinde dislokasyonların birbirinden uzaklaşma, B bölgelerinde ise birbiri üzerine sıralanma eğilimi vardır.

Kristal kafesinde atomların ötelenmesi, dislokasyonların varlığı ve bunların harekete geçirilmesi yoluyla daha düşük kuvvetle sağlanabilir. Bu olgu metallerde büyük ölçüde dislokasyon hareketleri ile gerçekleşen plastik şekil değişimi kabiliyetinin iyi olmasında önemli rol oynar. Soğuk şekil değişimi sırasında gözlenen dayanım artışları da, bu sırada yeni dislokasyonların oluşması ve bunların karşılıklı olarak birbirlerini engellemesi ile açıklanır (Bk.1.2.2.4).

1.1.3.3. Kristal Yapılarda İki Boyutlu Kusurlar

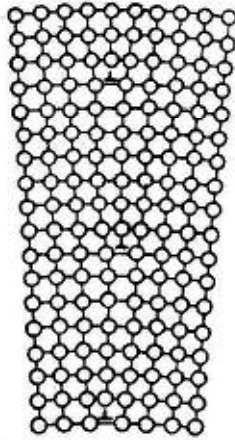
Şekil 1.4'de verilen denge konumu sadece, bir atomun her taraftan kuvvet etkisine maruz kaldığı kristal iç bölgeleri için geçerlidir. Kristal yüzeyinde ise dışa doğru kuvvet mevcut değildir. Dolayısıyla yüzeydeki atomlar farklı denge uzak-

lığına sahip olacaklardır(Şekil 1.24). Yani kristal yüzeyi daha yüksek bir enerji seviyesindedir: *yüzey enerjisi**.



Şekil 1.24-Kristalin iç kısmında ve yüzeyinde komşu atomlar arasındaki kuvvetler

Metallerde bağ kuvvetleri öncelikle serbest elektronlardan kaynaklanır. Serbest elektronlar belirli atomlara ait olmadıkları için, herhangi bir bölünme olayında bağlar kolaylıkla yeni duruma uyabilirler. Bunun sonucu olarak metallerin yüzey enerjisi metal olmayan anorganik kristallerden daha düşüktür. Bu değer örneğin altın için 2×10^{-6} , demir için $1 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$ civarındadır.



Şekil 1.25- Küçük açılı tane sınırı

Dislokasyonların gerilme alanlarının karşılıklı etkileşimi daha önce de açıklandığı gibi, aynı işaretleli kenar dislokasyonlarının birbiri üzerine sıralanmasına yol açabilir. Bunun sonucu kafes içinde küçük açılı tane sınırı olarak adlandırılan iki boyutlu bir kusur oluşur (Şekil 1.25). Küçük açılı tane sınırının enerjisi $0,3 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$ değerine kadar ulaşabilir ve dislokasyonlar arasındaki uzaklık arttıkça, yani açı küçüldükçe bu enerji de azalır.

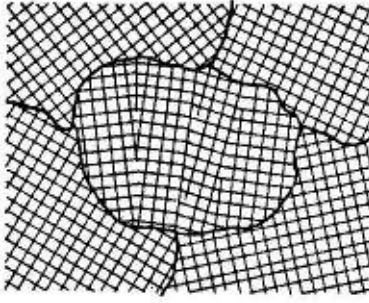
Kristali alt tane veya mozaik bloku olarak adlandırılan bölümlere ayırdıkları için, küçük açılı tane sınırlarına alt tane sınırları denir. Alt tanelerin çapı genellikle μm 'den küçüktür. Bunların sınırlarını kesen kafes düzlemleri, sözkonusu küçük açı kadar doğrultu değiştirme dışında önemli bir uyumsuzluk yaratmazlar.

Eriyikten katılaşma veya yeniden kristalleşme sırasında genellikle çok sayıda kristal tanesi(Bk.1.1.4) aynı zamanda büyür. Bunlardan komşu olanların kafes düzlemleri arasında çoğunlukla büyük açılar ve süreksizlik görülür. Böylece ortaya çıkan (büyük açılı) tane sınırları 2 ... 3 atom uzaklığı kalınlığında amorft bölgelerdir**(Şekil 1.26). Tane sınırlarının enerjisi küçük açılı tane sınırlarınıninkinden doğal olarak daha büyüktür ve metalin cinsine göre serbest yüzey enerjisinin en çok %30 ... 50'si civarındadır.

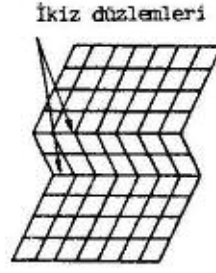
Belirli koşullar altında kristalin kafes düzlemleri düz ayna simetrisi gösterebilir. Bu duruma ikiz oluşumu, simetri düzlemlerine de ikiz düzlemleri veya ikiz sınırları denir(Şekil 1.27a). İkiz sınırının enerjisi çok düşüktür. İkizler çoğunlukla tanelerin içinde oluşur (Şekil 1.27b).

* Yüzey enerjisi kristali bölmek, yani yeni yüzeyler yaratmak için gerekli iş olarak da düşünülebilir.

**Kalınlığına rağmen iki boyutlu, yani tane sınırı yüzeyi olarak düşünülen kusur, kısaca tane sınırı diye anılır.



Şekil 1.26-Tane sınırları (ortadaki tane küçük açılı tane sınırları ile alt tanelere bölünmüştür).



a)



b)

Şekil 1.27-a) Kristal içinde ikiz oluşumu
b) Tavlanmış kalay bronzunda taneler ve ikizlerin mikroskopik görünümü

İki boyutlu diğer bir hata da *dizi kusuru* olup, sıkı düzenli kafes düzlemlerinin üstüste diziliş sırasının (Bk.1.1.2) bozulmasından doğar.

Bakır için değişik kristal sınır yüzeylerinin enerji değerleri aşağıda karşılaştırmalı olarak verilmiştir:

İkiz sınırı	$0,03 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$
Dizi kusuru	$0,16 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$
Küçük açılı tane sınırı	ençok $0,25 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$
Büyük açılı tane sınırı	ençok $0,50 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$
Serbest yüzey	$1,6 \times 10^{-6} \text{ J/mm}^2$

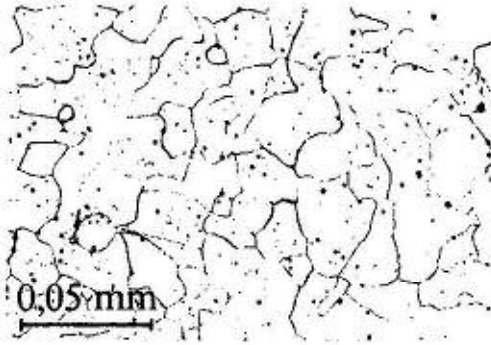
1.1.4. Tekkristal, Çokkristal

Her taraftan serbest yüzeylerle çevrili ve tane sınırları bulunmayan kristal yapıya tekkristal denir. Böyle bir yapıda tane sınırlarının olmamasına karşın, boşyerler, dislokasyonlar ve küçük açılı tane sınırları gibi diğer tüm kusurlar görülebilir. Tekkristaller için teknik anlamda yalnız birkaç özel uygulama sözkonusudur. Bunlardan biri olarak kalınlıkları mikron, uzunlukları ise birkaç milimetre mertebesindeki *kılcal kristaller* (whiskerler), örneğin sadece bir vida dislokasyonu içermek gibi pratik bakımdan kusursuz denecek durumda bulunduklarından, boyları yönünde çok yüksek dayanıma sahiptirler. Bu nedenle karma malzemeler (kompozitler)'de dayanım artırıcı lifler olarak kullanılırlar. Daha büyük boyutlardaki tekkristaller (çapı ve uzunluğu cm mertebesinde) yarıiletken üretiminde önem taşır.

Teknik uygulamalarda yararlanılan metallerin hemen hemen tümü *çokkristal*dir; yani birçok tekkristalin birleşmesiyle oluşurlar. Bu tür tekkristaller serbest büyümüş tekkristallerden farklı olarak *kristal tanesi* veya sadece tane olarak adlandırılırlar. Çokkristallilik örneğin çelik üzerine yapılmış bir çinko kaplamada açıkça görülebilir.

Tanelerin oluşturduğu topluluğa içyapı (mikroyapı) adı verilir. İçyapı kristal yapısı ile karıştırılmamalıdır. Saf bir metalde içyapıyı belirleyen iki kavram, *tane büyüklüğü* ve *tane biçimidir*.

Saf metallerin *homojen bir içyapısı* vardır (Şekil 1.28). Çünkü bütün taneler kristal yapıları, atomların türü, varsa çözünmüş yabancı atomlar bakımından birbirleriyle tamamen eşdeğer olup, sadece kristal kafeslerinin konumları* açısından farklılık gösterirler.

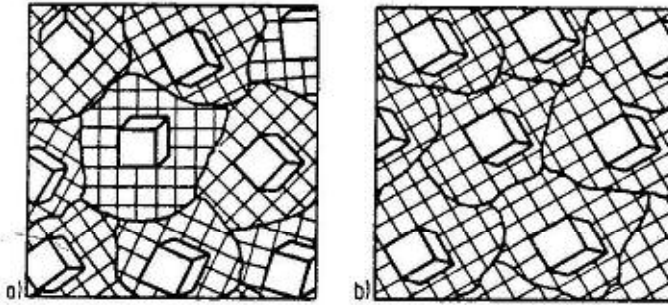


Şekil 1.28-Homojen içyapı

şabilir; yani taneler Şekil-1.29b'deki gibi doğrultuları birbirlerine az veya çok paralel olacak şekilde yönelirler. Böylece ince taneli bir malzeme dahi anizotrop olabilir. Uygulamada bu tür malzemeler çoğunlukla anizotroplukta yararlanılacak şekilde kullanılırlar.

Malzemelerde, çok sayıda tane bulunması ve bunların konumlarının istatistiksel olması, diğer bir deyimle gelişigüzel dağılması sonucu, teker teker her bir tanelinin anizotrop olmasının etkisi görülmez. Malzeme her yönde aynı özelliklere sahip olur ve kütlesel izotrop diye nitelenir (Şekil 1.29a).

Bazı üretim yöntemlerinde, özellikle mekanik şekil verme işlemlerinde doku (tekstür) oluşabilir;



Şekil 1.29-

a) Taneleri yönlenmemiş içyapı, malzeme kütlesel izotropdur.

b) Taneleri yönlenmiş içyapı, malzeme dokulu ve dolayısıyla anizotropdur.

1.1.4.1. Tane Büyüklüğü

Tane büyüklüğü düzlemsel bir kesitte tek bir tanenin ortalama çapı veya ortalama alanı ile verilir. Ortalama tane çapı birkaç mikron ile birkaç milimetre arasında değişebilir (Şekil 1.30).

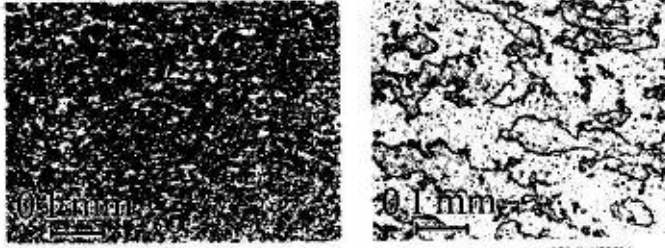
Tane büyüklüğünü katılaşma, şekil verme ve ısıtma işlem koşulları belirler. Taneler toplam yüzey enerjisini en aza indirmek için birleşerek büyüme** eğilimindedirler.

İnce taneli malzemelerin özellikleri kaba taneli malzemelerin özelliklerinden genellikle daha iyidir; bunlarda birim kütle başına tane sınırı alanının büyük olması, örneğin dayanım değerlerinin

* Aynı karakterdeki kafes düzlemlerinin doğrultuları.

** Böylece belli bir küttele tane sayısı ve toplam tane yüzeyi azalmış olur.

artması sonucunu doğurur (Bk.1.2.2.5 ve 4.8.2.3.1). Şekil değiştirme sırasında ince taneli malzemeler yüzey kalitelelerini korurlar, kaba taneli malzemelerde ise yüzey pürüzlenir (Şekil 1.31).



Şekil 1.30-İnce ve kaba taneli içyapı
(AlCuMg)



Şekil 1.31-Kaba taneli piring malzemedan yapılmış basma deney parçasının pürüzlenmiş yüzeyi



a) b)
Şekil 1.32-Tane biçimleri
a-Sınırları eğrisel olan tane (α-Fe)
b-Köşeli tane (γ-Fe)

1.1.4.2. Tane Biçimleri

Bir malzemede tane yüzeyleri oluşumu için gerekli enerjinin düşük, yani toplam yüzeyin küçük olması, tanelerin büyüklüğü yanında biçimleriyle de ilgilidir. Hacim sabit kalmak koşuluyla bir cismin yüzeyi küresel durumda minimum olduğundan, taneler diğer etkiler ağır basmadığı sürece eşeksenli (Toparlak) bir biçim almaya çalışırlar.

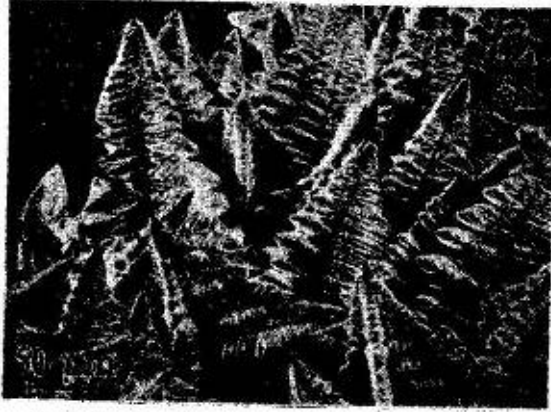
Hacim merkezli kübik metaller için sınırları eğrisel olan ve içinde ikiz bulunmayan taneler karakteristiktir (Şekil 1.32a). Yüzey merkezli kübik metallerin içyapısı ise, köşeli taneler ve bu malzemeler için tipik olan ikizlerden oluşur (Şekil 1.32b).

Kristalin büyümesi sırasında anizotropi etkisiyle büyüme hızı her yönde aynı değildir. Dolayısıyla örneğin çam ağacı, iğne veya plaka biçiminde kristal taneler oluşabilir; iğne veya plakaların birbirini sıkça takip etmesi ile lamelli bir içyapı görülebilir.

Çam ağacı görünümlü kristaller dendrit olarak adlandırılır. Dendritler, aralarında kalarak en son katılaştan eriyiğin bileşiminin farklı olmasından ötürü, özellikle alaşımların mikroyapılarında gözlenebilirler (Bk.Şekil 5-14b).

Saf metallerde ise eriyikte böyle bir bileşim farkı söz konusu olamayacağından, kristaller ancak serbestçe bir boşluğa doğru büyümüşlerse dendritik oluşum kanıtlanabilir.

Örneğin Şekil 1.33'de, düşük basınçlı gaz fazının doğrudan katı hale dönüşümüyle elde edilen dendritler görülmektedir.



Şekil 1.33-Dendritler(Tarayıcı Elektron Mikroskobu-DUNGER)

Kristallerin biçimi, anizotropi yanında soğuma koşullarına da bağlıdır(Bk.1.3.1.2). Soğumanın belirli yönde olması durumunda paralel olarak büyüyen çubuk kristaller oluşabilir.

1.2. Metallerin Özellikleri

Alt bölüm 1.1.1 de atomlararası bağlar yardımıyla açıklanmaya çalışılan elektrik ve ısı iletkenliği, plastik şekil değiştirme kabiliyeti gibi özellikler, aşağıda kristal yapısının etkileri de dikkade alınarak daha geniş biçimde incelenmiştir.

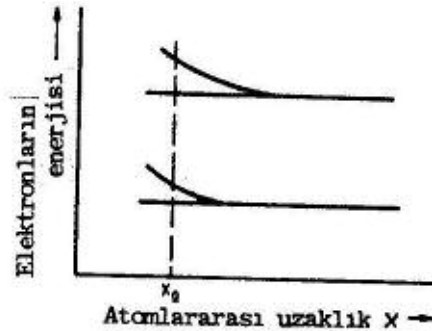
1.2.1. Elektriksel ve Isıl Özellikler

1.2.1.1. Elektrik İletkenliği

Metallerin elektrik iletkenliğinin iyi olması valans elektronlarının serbestçe hareket edebilmesinden ileri gelir. Ancak bu elektronların bir atomun etki alanını terkedip, bir diğerrinin etki alanına ulaşabilmeleri için enerji durumlarını değiştirmeleri gereklidir.

Bir atomun enerji seviyelerinin her birinde kendi eksenleri etrafında dönme(*spin*) yönleri zıt olan en çok iki elektron bulunabilir.*

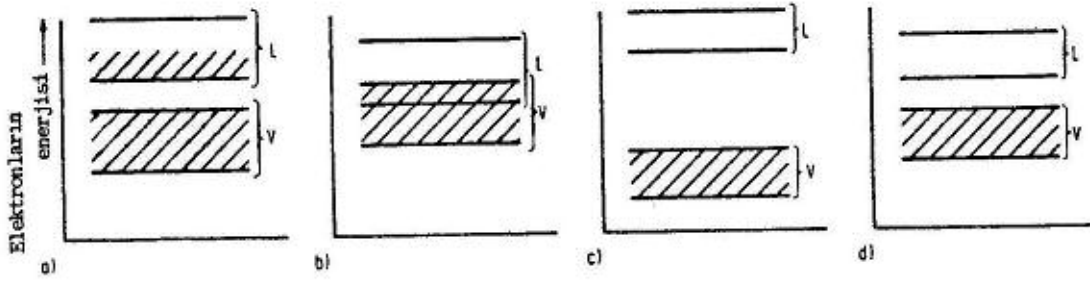
İki atom mümkün olan en küçük denge uzaklığı x_0 'a kadar birbirine yaklaşırsa(Bk.Şekil 1.4), elektronlar gittikçe artan ölçüde diğer atomun etki bölgesine girerler. Bunun sonucu olarak tek atom için belirlenen her enerji seviyesi yerine birbirine çok yakın değerlerde iki enerji seviyesi ortaya çıkar. Şekil 1.34 bu durumu şematik olarak göstermektedir;iki atom arasındaki karşılıklı etki, üstteki yüksek enerji seviyesinde daha belirgindir.



Bir katı cisimde çok sayıda(örneğin N adet)atom bulunacağından, karşılıklı etki için

Şekil 1.34-Bir atomda elektronların enerji seviyelerinin ikinci bir atom yakınında ikiye ayrılması

*Gerçekte eksenleri etrafında dönme yönlerinin aynı olmamasından dolayı bu iki elektron da iki farklı enerji durumundadır.



Şekil 1.35- En dış iki enerji bandının değişik durumları

a) Tek valanslı metal

b) İki valanslı metal

c) Yalıtkan

d) Yarıiletken

L=iletim bandı, V=valans bandı

de birçok ara durum söz konusudur; yani gerçekte yukarıda sözü geçen iki enerji seviyesine ayrılma yerine, birbirine çok yakın N adet seviyenin yer aldığı enerji bantları oluşur. Elektrik iletkenliği için en dış iki enerji bandı önem taşır: Tam dolu son bant olan valans bandı ve bunun üzerindeki boş veya yarı dolu iletim bandı.

Bakır ve gümüş gibi atomları tek valans elektronlu metallerde iletim bandının yarı dolu* olması nedeniyle iletim özellikleri çok iyidir (Şekil 1.35a). İletim bandı boş** olması gereken iki valanslı metallerde ise iletkenlik, karşılıklı etkileşimden ötürü valans bandının genişleyerek iletim bandının içine girmesiyle açıklanır (Şekil 1.35b). Her iki durumda da komşu atomların elektronları iletim bandındaki boş enerji seviyelerine geçebilirler ve bu şekilde düzensiz de olsa iki atom arasında sürekli bir elektron değişimi mümkün olur. Bir elektriksel gerilimin uygulanması ve bu elektron değişiminin yönlendirilmesi ile elektrik akımı gerçekleşir.

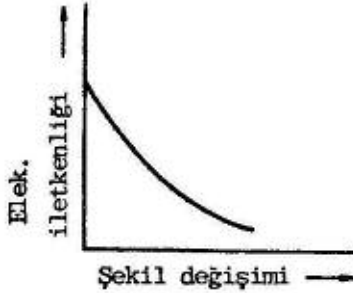
Şekil 1.35c ve d, yalıtkan ve yarıiletken malzemeler için söz konusu bantları göstermektedir. Her iki durumda da iletim bandı boştur ve valans bandından elektronların bulunamayacağı belirli bir enerji aralığı kadar uzaktadır. Bu yasak bölgenin büyük olması halinde malzeme yalıtkan (Şekil 1.35c). Bir yarıiletken ise yasak bölge dar olduğundan, dıştan örneğin ısı enerjisi verilmesi halinde elektronlar valans bandından iletim bandına atlayabilir.

Elektriksel gerilim uygulanmasıyla bir atomun etki alanını terkedip, bir diğer atomun etki alanına giren elektronlar yeni konumlarına ulaşınca kadar atom uzaklığının birçok katı kadar yol katederler. Kafes yapısındaki kusurlar elektronun alabileceği bu serbest yol uzunluğunun azalmasına yol açar.

* $Nx1$ valans elektronu $Nx2$ elektron alabilen bantın yarısını doldurur. Böylece yarı dolu iletim bandı ortaya çıkar.

** $Nx2$ valans elektronu bandı tam olarak doldurup valans bandı oluşturduğundan, üstteki iletim bandının boş kalacağı düşünülür.

Dolayısıyla dislokasyon yoğunluğunun yüksek olduğu soğuk şekil değiştirmiş metaller ile, katışkı (gayri safiyet, safsızlık) veya alaşım elemanı olarak yabancı atomlar içeren metallerde iletkenlik daha düşük olur (Şekil 1.36).



Şekil 1.36-Elektrik iletkenliğinin soğuk şekil değişimi ile azalması

Ayrıca artan sıcaklıkla elektriksel direncin artması da serbest yol uzunluğunun kısalmasından ileri gelir. Yüksek sıcaklıklarda atomların titreşim genliklerinin büyümesi, hareket eden bir elektronla bir atomun çarpışma olasılığını artırır.

1.2.1.2. Isı İletkenliği

Metallerin ısı iletkenliğinin iyi oluşu, elektrik iletkenliği gibi, serbest elektronların varlığı ve hareketliliğine dayanır. Bu kuramsal açıklamayı aşağıda belirtilen iki gözlem doğrular:

Isı iletkenliği de artan sıcaklıkla azalır. Dolayısıyla sıcaklıkla artan ısı titreşim impulslarının atomdan atoma geçişi gibi diğer etkenler, metallerin ısı iletiminde önemli rol oynamamaktadır.

Aynı sıcaklıktaki değerler dikkate alınır, metallerin büyük çoğunluğu için ısı iletkenliği ile elektrik iletkenliği arasındaki sayısal oranın sabit kabul edilebileceği görülür (Wiedemann-Frank kanunu).

1.2.1.3. Manyetiklik

Manyetiklik sadece metallerde görülen bir özellik olmamakla birlikte, teknik uygulamalardaki öneminden ötürü burada ayrıntılı olarak ele alınacaktır.

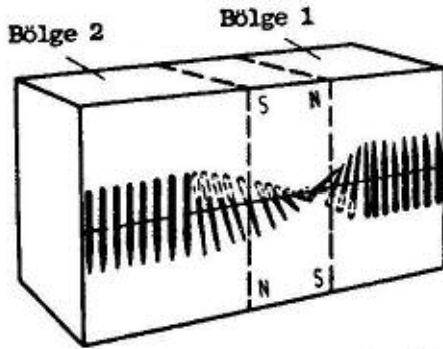
Manyetik olaylar da atomsal yapı yardımı ile açıklanır. Elektronların atom çekirdeği ve ayrıca spin denen kendi eksenleri çevresinde dönüşleri bir takım dönel akımları, bu akımlar da manyetik alanları doğurur. Normal olarak sözkonusu alanlar birbirlerini karşılıklı yok ettiklerinden, madde dışı karşı manyetik bakımdan nötr davranır.

Ancak kuvvetli bir dış manyetik alanın uygulanması, elektron akımlarını etkileyerek iç alanların kısmen yönlenmesine ve iki ayrı manyetik davranışın ortaya çıkmasına neden olur. Bunlardan ilkinde iç alan dış alana karşı etki ederek bunu az da olsa zayıflatır. Bu durum diamanyetiklik olarak adlandırılır. Örneğin su, bakır ve gümüş diamanyetiktir. Diğer durumda ise dış alan hafifçe kuvvetlenerek maddeyi minimum ölçüde çeker. Paramanyetik denen böyle maddelere hava, alüminyum ve krom örnek olarak gösterilebilir.

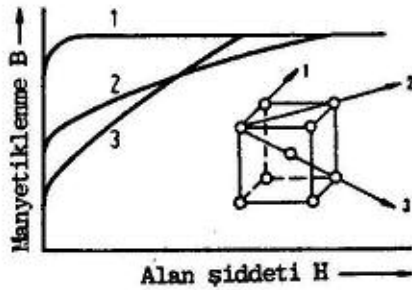
Paramanyetikliğin bir özel hali teknik uygulamalarda önemi olan ferromanyetiklikdir. Ferromanyetik maddeler çok

şiddetlendirdikleri dış alan tarafından kuvvetle çekilirler. Daha sonra dış alanın kaldırılması halinde dahi manyetiklik devam edebilir. Ferromanyetik malzemelerin en önemlileri demir, nikel ve kobalttır.

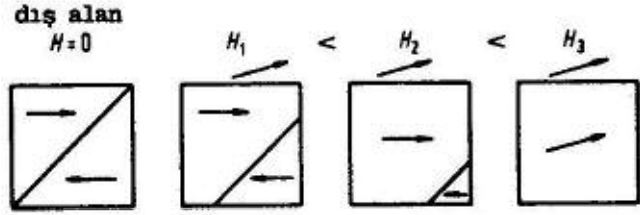
Ferromanyetik malzemelerin taneleri içinde her zaman manyetik olarak yönlendirilmiş büyük bölgeler bulunur (Weiss Bölgeleri). Ancak bunların manyetik alanları genellikle birbirini karşılıklı olarak yok eder (Şekil 1.37). Dış alan uygulanması halinde Weiss bölgeleri arasındaki Bloch duvarları ötelenerek dış alana göre uygun açı yapan bölgeler büyürler (Şekil 1.38).



Şekil 1.37-WEISS Bölgeleri ve BLOCH duvarlarının mik-natis iğneleri yardımıyla şematik gösterilişi



Şekil 1.39-Demirin manyetiklenme eğrilerinin anizotropluğu



Şekil 1.38-Bir H dış alanı nedeniyle iç alanın dönmesi ve BLOCH duvarlarının ötelenmesi

Ferromanyetik özellikler çok anizotropdur (Şekil 1.39). Dolayısıyla ferromanyetik malzemelerin manyetik özelliklerini amaca uygun olarak etkileme olanağı doğar. Bu konuda en fazla tanınan örnek, transformatör saçlarındaki GOSS dokusudur. Özel bir haddelendirme ve tavlama işlemi ile tüm tanelerde hacim merkezli kübik kafesin küp kenarlarının birbirine paralel olması sağlanır (Bk. Şekil 1.74). Böylece kullanım sırasında, transformatörün manyetik alanı da bu doğrultuya paralelse, manyetik alanın devamlı yön değiştirmesiyle oluşan enerji kaybı en aza indirilmiş olur.

Ferromanyetik özellikler belirli bir sıcaklığa (Curie sıcaklığına) kadar devam eder. Bu sıcaklığın üzerinde atomların ısıt titreşimlerinin şiddeti nedeniyle, iç alanların yönlendirilmesi mümkün olmaz ve malzemeler paramanyetik özellik gösterirler. Curie sıcaklığı demirde 1041 K (768°C), nikelde 631 K (358°C) ve kobaltta 1403 K (1130°C)'dir.

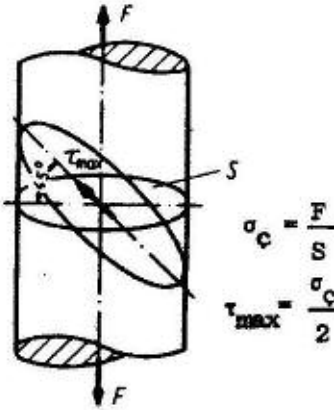
1.2.2. Mekanik Özellikler

Metallerin mekanik özellikleri yalnız atom türleri ve kristal yapılarına değil, büyük ölçüde içyapılarına yani tane büyüklüğü ve tane biçimine de bağlıdır. En önemli mekanik özellikler, şekil değiştirme kabiliyeti ile dayanım olup, malzemenin kırılma davranışı da bunlar tarafından belirlenir.

1.2.2.1. Elastik ve Plastik Şekil Değişimi

Malzeme muayenesi bölümünde de ele alınacağı gibi, şekil değişimi makro açıdan boy ve açı değişimi olarak ikiye ayrılabilir. Makro ölçekten uzaklaşarak kafes yapının birim hücreleri mertebesine inildiğinde ise, açı değişiminden bağımsız bir boy (atomlararası uzaklık) değişimi olanaksızlaşır. Çünkü bunun için atomsal bağ kuvvetlerinin en yüksek değeri olan F_K 'yı (Bk.Şekil 1.4) aşabilecek, dolayısıyla kırılmaya neden olabilecek çok büyük kuvvetler gerekir. Böylece makroskopik boy değişimi de mikro ölçekteki açı değişimlerinin sonucu olarak ortaya çıkar.

Şekil değişimi için gerekli kuvvet, etkidiği alana bölünürse gerilme elde edilir. Açı değişimlerinde τ kayma gerilmeleri söz konusudur. Dış yüklerin uygulanması ile malzeme içindeki düzlemlerde değişik büyüklüklerde kayma gerilmelerinin doğacağı mekanik bağıntıları yardımıyla gösterilebilir. Örneğin bir çekme kuvvetinin uygulanması halinde, bu kuvvet ile 45° açı yapan düzlem ve doğrultuda değeri σ_c çekme gerilmesinin yarısına eşit olan maksimum kayma gerilmesi oluşur (Şekil 1.40).

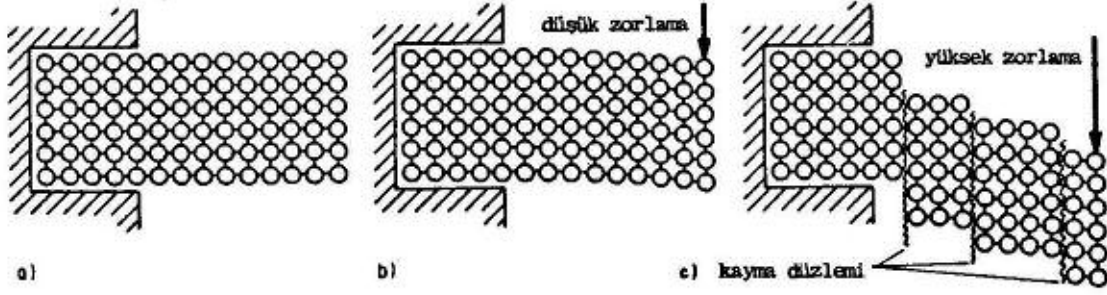


Şekil 1.40-Tek eksenli çekme zorlamasında normal ve kayma gerilmeleri

Küçük kayma gerilmeleri sadece kafes açılarının değişmesine yol açar. Gerilme kaldırılırsa şekil değişimi kaybolur. Bu tür şekil değişimleri elastik olarak adlandırılırlar (Şekil 1.41b).

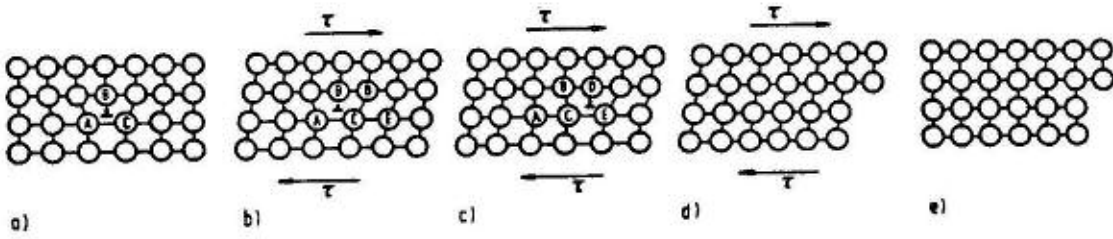
Kayma gerilmesi (ve bununla birlikte açı değişimi) belirli bir kritik τ_0 değerini aşarsa, Şekil 1.41c'den görüldüğü gibi bir takım kristal bölümlerindeki atomlar uygun düzlemler (kayma düzlemleri) boyunca ani olarak daha sonraki kafes yerlerine ötelenirler (kayma olayı). Gerilme kaldırılırsa atomlar sadece açı değişimini yok edecek kadar geri hareket eder, ancak hiçbir zaman ilk yerlerine dönmezler. Buna plastik (kalıcı) şekil değişimi denir.

Yukarıdaki basitleştirilmiş mekanizma ve Şekil 1.41c'deki şematik gösterim plastik şekil değişiminin sadece son konumunu açıklayabilmektedir. Nitekim kusursuz bir kafeste kayma olayının belirtildiği gibi gerçekleşmesi için $\tau \approx G/30$ mertebesinde (G: Kesme modülü, Bk.3.1.2) bir teorik gerilme gereklidir. Plastik deformasyonun başladığı anda ölçülen gerilmeler ise bunun sadece 1/10000 ile 1/100'ü kadardır. Örneğin α -demiri için teorik değer $\tau_{teo} \approx 2000 \text{ N/mm}^2$, ölçülen değer ise $\tau_0 \approx 10 \text{ N/mm}^2$ 'dir. Dolayısıyla plastik şekil değişimi mekanizması burada açıklanandan farklı olmak zorundadır ve olayda dislokasyonların önemli rolü vardır.



Şekil 1.41-Bir eğme çubuğunun şekil değiştirmesi (şematik)

- a) Şekil değiştirmemiş
- b) Elastik şekil değiştirmiş
- c) Elastik ve plastik şekil değiştirmiş



Şekil 1.42-Dislokasyon hareketi ile plâstik şekil değişimi

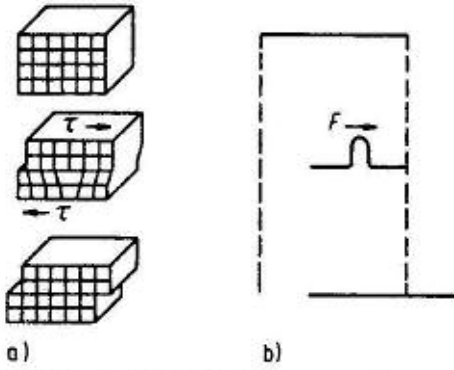
- a) Dislokasyon içeren şekil değiştirmemiş kafes
- b) Kayma gerilmeleri ile şekil değişimi
- c) Dislokasyonun bir atomlararası uzaklık kadar ötelenmesi
- d), e) Dislokasyonun sürekli ötelenerek yüzeyde bir basamak oluşturmaya başlaması

1.2.2.2. Plastik Şekil Değişimi Mekanizmaları

Şekil 1.42a, içinde kenar dislokasyonu bulunan kafes düzleminden bir bölümü göstermektedir. Atomlararası AB ve BC uzaklıkları eşit olduğundan bağ kuvvetleri arasında bir denge mevcuttur.

Bir τ kayma gerilmesinin etkimesi ile kafes çarpılır. AB uzaklığı artık BC uzaklığına eşit değildir; denge durumu bozulmuştur (Şekil 1.42b). Ancak B ve buna bağlı olarak D atomunun çok az yer değiştirmesiyle, bu kez de CDE atomlarının birbirlerine göre konumu ABC atomlarının daha önceki konumuna benzer. Yani dislokasyon bir adım ötelenir (Şekil 1.42c). Gerilme etkimeye devam ederse denge durumunun bozulması da sürer; dislokasyon kristalin serbest yüzeyine ulaşarak bir basamak oluşturmaya (Şekil 1.42 d ve e) veya bir engele (örneğin tane sınırına) takılınca kadar ilerler.

Kristal parçalarının dislokasyon hareketiyle kaymasına benzer bir örnek, halının bir kıvrım yardımıyla kolayca kaydırılabilmesidir (Şekil 1.43).



Şekil 1.43-Dislokasyon hareketi

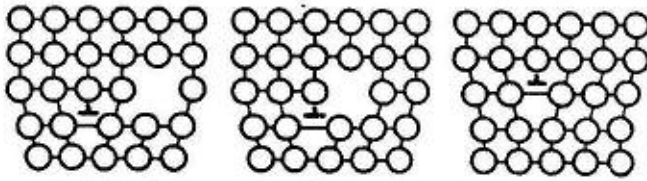
a) Dislokasyon hareketi ile kayma

b) Halının bir kıvrım yardımıyla kolayca kaydırılması

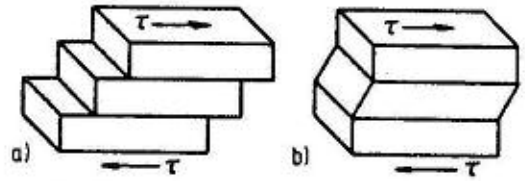
belirgin olmak üzere matlaşır (Bk.Şekil 1.31).

Boşyerlerin yayınması ile dislokasyonlar kayma düzlemlerini terkedebilirler (Şekil 1.44). Tırmanma olarak adlandırılan bu olay öncelikle boşyer yoğunluğunun büyük olduğu yüksek sıcaklıklarda görülür (sürünme olayı).

Bir diğer plastik şekil değişimi mekanizması ise, kafesin bazı bölümlerinin farklı doğrultuya katlanmasıdır. Böylece şekil değişimi ikizleri oluşur (Şekil 1.45b).



Şekil 1.44-Bir boşyerin yayınması ile kenar dislokasyonun tırmanması



Şekil 1.45-Plastik şekil değişimi

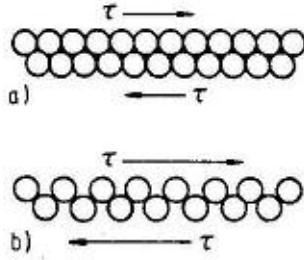
a) Kayma, b) İkiz oluşumu

1.2.2.3. Plastik Şekil Değiştirme Kabiliyeti, Kayma Sistemleri

Metallerin plastik şekil değiştirme kabiliyeti çok anizotrop bir özelliktir. Dislokasyonların hareketi her kafes düzleminde aynı kolaylıkta olmaz. Genellikle sadece atom yoğunluğu* en büyük olan kafes düzlemleri birbiri üzerinde kayarlar. Şekil 1.46'dan da görüldüğü gibi, atom yoğunluğu fazla olan düzlemlerde atomların kayma için gerekli yerdeğişimleri ve kaymaya karşı direnç küçüldüğünden, dislokasyonların hareketi daha düşük gerilmelerle gerçekleşir.

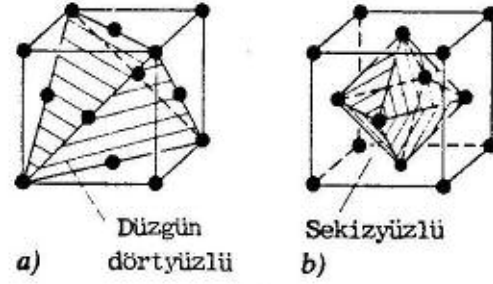
Kayma bakımından çeşitli kafes tipleri arasındaki fark sıkıdüz en örneği incelenerek kolayca görülebilir. Yüzey merkezli kübik kafesin birim hücresinde en büyük atom yoğunluklu

*Düzlemlerde birim alandaki, doğrultularda birim uzunluktaki atom sayısı



Şekil 1.46-Farklı atom yoğunluklarına sahip düzlemlerde kayma hareketi

- a)Yüksek atom yoğunluğu,düşük kayma gerilmesi
b)Düşük atom yoğunluğu,yüksek kayma gerilmesi



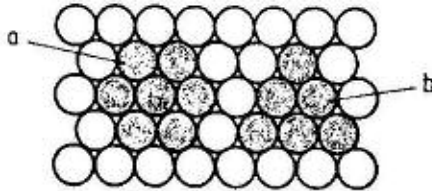
Şekil 1.47-Ymk-kafeste kayma düzlemleri

- a)Düzgün dörtyüzlü düzlemleri
b)Sekizyüzlü düzlemleri

(Her iki sistem eşdeğerlidir)

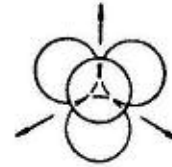
dört değişik kayma düzlemi vardır.Yüzey köşegenleriyle sınırlanan bu düzlemler bir düzgün dörtyüzlü oluştururlar(Şekil 1.47). Buna karşın sıkıdüzenli hegzagonal kafeste en büyük atom yoğunluğu sadece bir düzlemde, altıgen prizmanın taban düzleminde görülür (Şekil 1.48). Bu iki farklı durumdan sekizyüzlü kayması* ve taban kayması kavramları doğmuştur.

Her iki kafes sisteminde de atom yoğunluğu en büyük olan düzlemlerin atomları alt ve üst düzlemlerin üçlü yuvalarına yerleştiğinden, kayma hareketleri için temel olarak üç doğrultu söz konusudur(Şekil 1.49). Bu doğrultuların iki atom arasındaki vadi ile çakışması zorunlu değildir.Kafes düzlemindeki diğer atomların ve komşu düzlemlerin konumu dikkate alınarak bulunan bileşenin doğrultusu farklı olabilir**.



Şekil 1.48-En büyük atom yoğunluklu kayma düzlemleri

- a)sdh-kafesin taban düzlemi
b)ymk-kafesin dörtyüzlü düzlemi



Şekil 1.49-Sıkı düzende kayma doğrultularının sayısı

Bir kayma düzlemi ile bir kayma doğrultusu birlikte bir kayma sistemi oluştururlar.Buna göre yüzey merkezli kübik kafeste 4 ayrı

kayma düzlemi ve herbirinde 3 ayrı kayma doğrultusu olduğundan 12 farklı kayma sistemi söz konusu iken,sıkıdüzenli hegzagonal kafesteki kayma sistemlerinin sayısı sadece 3'dür.

* Düzgün sekizyüzlü ile dörtyüzlü, atom düzlemleri bakımından eşdeğer olup, sekizyüzlü yüzeyi kayma düzleminin en küçük birimini oluşturur.

**Kayma düzlemleri gibi kayma doğrultularında da atom yoğunluğu çoğunlukla en büyüktür.

Kristal yapısı sdh olan malzemelerin ymk malzemelere göre şekil değiştirme kabiliyetinin daha az olmasının temelinde bu olgu yatar. Aynı nedenle birçok dövme* alaşımı ana metal olarak alüminyum veya bakır içerirken, çinko ve magnezyum esaslı malzemelerin çoğu döküm alaşımıdır.

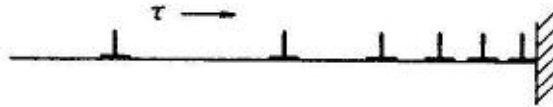
Her tane içinde çeşitli kayma sistemlerindeki kayma olayı, aşağıda açıklanan pekleşme nedeniyle ancak sınırlı ölçüde gerçekleşebilir. Malzemenin şekil değiştirme kabiliyetinin göstergesi olan toplam** şekil değişiminin artması için, mümkün olduğu kadar çok kayma sisteminin mümkün olduğu kadar çok tanede çalışması gerekir.

Ymk kafeste kayma sistemlerinin en büyük kayma gerilmesine göre uygun bir açıda olması olasılığı çok daha yüksektir. Nitekim en kötü koşullarda bile her tanede 9 adede kadar kayma sistemi aktive edilebilir***. Ayrıca ikiz oluşumu ile kayma düzlemleri en büyük kayma gerilmesine uygun açıya gelebilirler. Hegzagonal malzemelerde ise konumlarından ötürü taban düzlemlerinde kayma gerilmeleri bulunmayan, dolayısıyla hiç şekil değişimine uğramamış tanelere rastlanabilir.

1.2.2.4. Pekleşme

Plastik şekil değiştirmede dislokasyonlar seyrek de olsa kristal yüzeyine ulaştıklarından, ilk bakışta bu olayın dislokasyonların sayısını azaltacağı düşünülebilir. Ancak bu durumda kafes gerilmelerinin de azalması gerekir. Oysa deneyler plastik şekil değişimi sırasında metallerin pekleştiğini göstermektedir; yani dislokasyonları hareket ettirebilmek için gerekli gerilmeler giderek artmaktadır.

Çok kristalli bir metalde dislokasyon hareketleri değişik engeller tarafından tamamen veya kısmen önlenir. Bu tür engellerin başında yüksek enerjili tane sınırları gelir. Dislokasyonlardan birinin tane sınırında tutulması ve bunun kendisini izleyenler üzerindeki itici etkisi nedeniyle (Bk. Şekil 1.23), Şekil 1.50'de görüldüğü gibi dislokasyon yığılması oluşur.



Şekil 1.50-Dislokasyonların bir engel önünde yığılması

* Bu terim dövme, haddeme, presleme, çekme v.b. gibi plastik şekil verme işlemlerine elverişli malzemeleri genel olarak tanımlamak ve Almancadaki "Knet...yoğurma" karşılığı olmak üzere kullanılmaktadır.

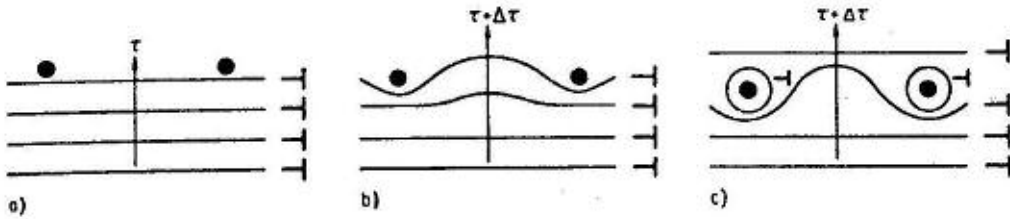
** Tanelerin zorlama doğrultusundaki şekil değişimlerinin toplamı

*** Dört düzlemden birinde $\tau=0$ olduğu varsayılırsa diğer üçünde $\tau \neq 0$ dır.

Diğer engellere örnek olarak içyapıdaki kalıntılar (Şekil 1.51), hareket edemeyen dislokasyonlar veya hareketli olanları kesen dislokasyon çizgileri (*dislokasyon ormanı*)* sıralanabilir. Bütün bu engeller aynı zamanda dislokasyon kaynağı olarak da çalışırlar; diğer bir deyişle plastik şekil değişimi sırasında yeni dislokasyonların ortaya çıkmasını sağlarlar. Yeni dislokasyonların oluşumunda en önemli mekanizma aşağıda anlatılan Frank-Read kaynağıdır (Şekil 1.52).

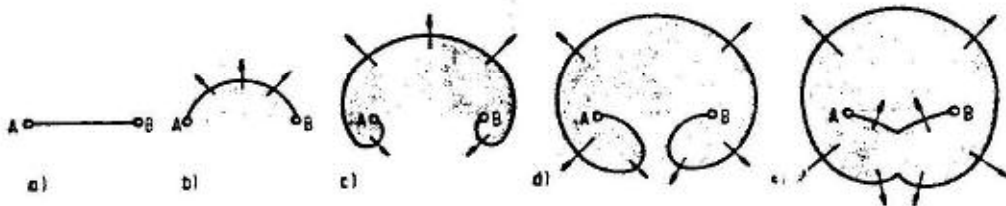
Genellikle kapalı bir çevrim oluşturan bir dislokasyonun sadece A ve B noktaları arasındaki bölümü hareketli, yani bir kayma düzlemi üzerinde olsun (Şekil 1.52a). Bir τ kayma gerilmesinin etkisiyle dislokasyon hareket edecek, ancak kapalı çevrim bozulamayacağından A ve B noktaları sabit kalıp, dislokasyon cephesi eğilerek bir yay oluşturacaktır (Şekil 1.52b). Şekil 1.52c ve d aşamalarından geçen dislokasyon, paralel büküyen kısımların etkileşimiyle Şekil 1.52e'de gösterilen duruma ulaşır. Yani Şekil 1.52d'de karşılıklı yaklaşan kısımlar birbirini yok ederek, tekrar başlangıçtaki AB parçası ve ayrıca bir dislokasyon halkası ortaya çıkar.

Kayma gerilmesinin etkimeye devam etmesi halinde olay tekrarlanacağından, böyle bir kaynak devamlı olarak yeni dislokasyon halkaları oluşturur. Şekil değiştirmiş bir metalde, şekil değiştirmiş oranla dislokasyon yoğunluğunun



Şekil 1.51-OROWAN - Mekanizması

- a) Dislokasyonların parçacıklar önünde yığılması
b), c) Gerilmenin yükseltilmesi ($\Delta\tau$) ile parçacıkların aşılması ve geride dislokasyon halkalarının kalması



Şekil 1.52- FRANK-READ Kaynağı

- a) Kayabilir A-B dislokasyon parçası
b)den e)'ye kadar: Gerilmenin artırılması ile bir dislokasyon halkasının ve yeni bir A-B dislokasyon parçasının oluşumu

* Hareketli dislokasyon eksenine dik olarak taşınan yatay bir direk, diğer dislokasyonlar da bir ormanın ağaçları olarak düşünülürse, söz konusu taşıma işleminin ormana girildiği anda engellenmesi doğaldır.

önemli oranda yüksek olması bu gerçeğe dayanır. Dislokasyon halkalarının diğer engellerle veya başka kaynaklarda oluşmuş halkalarla reaksiyona girmesiyle Şekil 1.22'de görülen dislokasyon ağı ortaya çıkar.

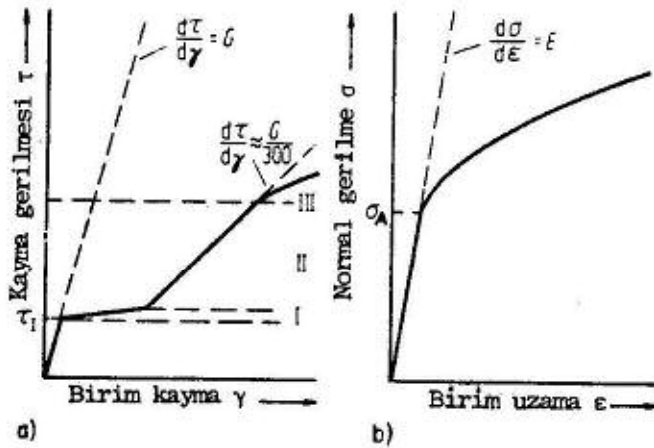
Sayıları gittikçe artan dislokasyonların karşılıklı etkileşimi, bunların harekete geçirilmesi ve oluşturulması için gerekli gerilmelerin de sürekli olarak artmasına neden olur. Plastik şekil değişimine karşı direnç büyür, yani metal pekleşir. Söz konusu gerilmenin şekil değişimi miktarına bağlılığı akma eğrisi ile gösterilir.

1.2.2.5. Akma Eğrisi

Şekil 1.53a'da yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahip bir tekkristalin akma eğrisi** şematik olarak verilmiştir. Eğri I, II ve III bölgelerine ayrılmış olup her üç bölgede değişik mekanizmalar etkindir.

$\tau < \tau_1$ gerilmeleri için şekil değişimi tümüyle elastiktir. Elastik doğrusunun eğimi metalin kayma modülü G ile belirlidir. τ_1 kritik gerilmesi en az iki komşu atom arası uzaklığa eşit ilk kaymaların olduğu gerilmedir. Daha önce de belirtildiği gibi saf metallerde τ_1 için ölçülen değerler $0,01 \dots 10 \text{ N/mm}^2$ civarındadır; $\tau_1 \approx G/30$ olan teorik gerilme ise çok daha yüksektir.

I bölgesindeki plastik şekil değişimi sırasında önemli bir pekleşme söz konusu değildir, çünkü dislokasyonlar arasında karşılıklı etkileşim daha başlamamıştır.



Doğrusal bir pekleşmenin görüldüğü II bölgesinde dislokasyonların karşılıklı etkileşimi giderek artmaktadır. Yaklaşık $G/300$ olan eğim pekleşme katsayısına eşittir ve elastik doğrunun eğiminden oldukça düşüktür. Gerilme artışı dislokasyon

Şekil 1.53- Akma eğrileri

a) ymk-tekkristal

b) çokkristalli metal

*Malzemenin elastik ek olarak plastik şekil değiştirmesine akma denir.

**Tek kristal çekmeye zorlanır. Ölçülen çekme kuvveti ve uzamalardan, belirli bir kayma sistemi için mekanik ve geometrik bağıntılar yardımıyla kayma gerilmesi ile birim kayma (Bk. 3.1) değerleri hesaplanır.

yoğunluğunun karekökü ile orantılıdır.

III.bölgede pekleşme katsayısı (eğrinin eğimi) sabit değildir ve giderek azalır. Çünkü bu bölgedeki kayma gerilmeleri, bazı vida dislokasyonlarının başka bir kayma düzlemine geçip, engelleri aşmalarına yetecek kadar yüksektir. Çapraz kayma olarak adlandırılan bu olayın ayrıntıları burada verilmeyecektir.

Teknikte kullanılan metaller hemen her zaman çok kristallidir. Bir çokkristalin akma eğrisi genellikle normal gerilme-birim uzama eğrisi* ile verilir (Şekil 1.53b). Plastik şekil değişiminin başladığı σ_A akma gerilmesi üç bileşenden oluşur.

$$\sigma_A = \sigma_0 + C_1 \cdot \sqrt{N} + C_2 \frac{1}{\sqrt{d}}$$

$\sigma_0 = 3\tau$ çok kristalli bir metalde dislokasyonların hareketi için gerekli olan gerilmedir. 3 katsayısı mekanik bağıntılarından ve kristal konumlarının düzensiz olarak dağılımından kaynaklanmaktadır. Bu değer gerçekte taneleri sonsuz büyüklükte olan malzemeler için geçerlidir.

$C_1 \cdot \sqrt{N}$ terimi yapıda mevcut dislokasyonların (N:dislokasyon yoğunluğu) engellemesini, $C_2: \frac{1}{\sqrt{d}}$ (d:ortalama tane büyüklüğü) terimi ise tane büyüklüğünü dikkate almaktadır. C_1 ve C_2 orantı katsayıları malzeme, sıcaklık, şekil değişimi türü ve hızının etkilerini içerir. Malzeme deneyleri bölümünde bu etkilere ayrıntılı olarak değinilecektir.

1.3. Faz Dönüşümleri

Metalsel malzemelerin kullanım açısından katı durumdaki teknik özellikleri önemli olmakla birlikte, hemen hemen tüm malzemeler üretim sürecinde eritme ve döküm aşamasından geçer. Bu aşamada oluşan içyapı, yoğunlukla dökümü izleyen plastik şekil verme ve ısıtma işlemlerinin etkisiyle kısmen veya tamamen değişir. Ancak değişim sırasındaki *dönüşme* ve *çökeltme* olayları da başlangıç yapısına bağlıdır. Dolayısıyla sadece dökme değil dövme malzemelerin de özelliklerinin anlaşılması için katılaşma olayının (kristalleşme) iyi bilinmesi gerekir.

Sıvı/katı geçişi birincil kristalleşme ve bu sırada oluşan katılaşma içyapısı (döküm içyapısı) birincil içyapı olarak adlandırılır. Isıl (örneğin normalizasyon) ve termomekanik (örneğin sıcak şekil verme) işlemler ile malzeme katı durumda tekrar kristalleşebilir ve bu şekilde ikincil içyapı ortaya çıkar.

1.3.1. Saf Metallerde Birincil Kristalleşme

1.3.1.1. Çekirdek Oluşumu

Eriyik içindeki atomlar kafes yapısı ile tanımlanmış

* Tanımlar için Bk.3.1. Görüldüğü gibi çokkristallerde akma eğrisi tek kristallerdeki III.bölgeye benzer, I ve II bulunmaz.

yerlerinde bulunmayıp, büyük ölçüde düzensiz haldedirler ve sürekli olarak hareket ederler. Soğuma sırasında ısının uzaklaştırılması ile eriyiğin enerjisi giderek azalır. Böylece belirli bir sıcaklığa inildiğinde, kristalleşme merkezi veya çekirdek denen bir takım düzenli atom grupları oluşmaya başlar ve eriyiğin diğer atomları zamanla bunlara eklenir. Dolayısıyla katılaşma olayı çekirdek oluşumu ve kristal büyümesi diye iki safhaya ayrılabilir.

Çekirdekler çok küçük katı parçacıklar olup, kararlılıkları, yani tekrar erimemeleri ancak yeterli bir büyüklüğe erişmiş olmalarına bağlıdır. Bu durum serbest enerji yardımıyla açıklanabilir. Herhangibir olayın kendiliğinden devam edebilmesi için bu olayla ilgili serbest enerjinin azalması gerekir. Eriyikte katı parçacıkların oluşması sırasında, katı durum sıvıya göre daha az enerjili olduğundan, kristalleşme ısısı açığa çıkar. Böylece serbest enerji bir yandan azalma, diğer yandan da yaratılan yeni yüzeyler dolayısıyla artma eğilimindedir. Bu (-) ve (+) işaretli enerji değişimleri birincisi daha kuvvetli olmak üzere çekirdek yarıçapı (r) ile büyüdüğünden, her ikisinin toplamı kritik bir r_0 için maksimum değere (aktivasyon enerjisi) ulaştıktan sonra azalmaya başlar. Özetlenirse, olayın devam edebilmesi yani çekirdeğin tekrar erimeden kristal büyüme aşamasına geçebilmesi için, en az r_0 yarıçapına sahip bulunması veya diğer bir deyişle sözkonusu duruma karşılık olan aktivasyon enerjisinin sağlanmış olması zorunludur.

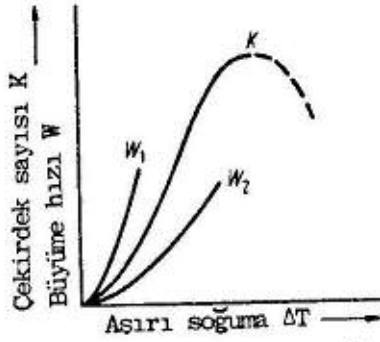
İçinde daha önceden oluşmuş çekirdek (karbür, nitrür, oksit ve diğer katı bileşikler) bulunmayan ideal ve homojen bir eriyikte kararlı çekirdeklenmeye ilişkin aktivasyon enerjisi, eriyiğin enerji içeriğinden karşılanır. Bu nedenle homojen çekirdek oluşumu (öz çekirdeklenme) için bir ΔT aşırı soğuması* gereklidir. Yani eriyik katılaşmaya T_e sıcaklığında değil, ancak $T = T_e - \Delta T$ sıcaklığında başlayabilir.**

Artan aşırı soğuma ΔT ile kritik çekirdek büyüklüğü ve sözkonusu aktivasyon enerjisi azaldığından, *birim zamanda oluşan çekirdek sayısı* (K) önce yükselir (Şekil 1.54). Ancak sıcaklığın çok düşmesi ile atomların hareket edebilmeleri (yayınma) güçleştiği için, K daha sonra azalma gösterebilir. Bununla birlikte aşırı soğuma çeşitli nedenlerle istenildiği kadar artırılmadığından, olayın bu bölümü metallerde görülmez.

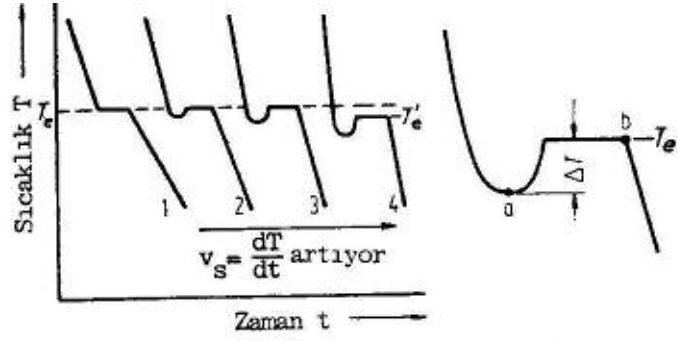
Birincil içyapının tane büyüklüğü çekirdek sayısı K ve kristallerin büyüme hızı W 'ye bağlıdır. K ne kadar büyük ve W ne kadar küçük olursa, birincil taneler o kadar ince olarak oluşur. Aksi durumda örneğin Şekil 1.54'deki (W_1) için (W_2)'ye göre daha kaba tane elde edilir.

İlerde görülecek "yapısal aşırı soğuma" dan farklı olmak üzere burada "Isıl aşırı soğuma" sözkonusudur.

* $\Delta T = 0$ için $r_0 = \infty$ olacağı termodinamik bağıntılar yardımıyla gösterilebilir.



Şekil 1.54-Metalsel eriyiklerde aşırı soğumanın (ΔT), çekirdek sayısı (K) ve büyüme hızına (W) etkisi



Şekil 1.55- Katılaşılan eriyiklerde soğuma hızının (V_s) aşırı soğuma-ya (ΔT) etkisi

Teknikte kullanılan döküm alaşımlarında aşırı soğuma miktarı ile K çekirdek sayısı büyük ölçüde etkilenebilir. Hızlı soğumada (kokil döküm) aşırı soğuma ve çekirdek sayısı artar. Çok yavaş soğuyan kum dökümde ise durum bunun tam tersidir.

Şekil 1.55 saf metal eriyiklerinde soğuma hızının aşırı soğumaya (ΔT) olan etkisini özetlemektedir. Eğrinin (a) noktası çekirdek oluşumunun, yani kristalleşmenin başlangıcını temsil etmektedir. Açığa çıkan kristalleşme ısı nedeniyle sıcaklık erime sıcaklığına kadar artar. Daha sonra T_e sıcaklığı sabit kalarak katılaşma devam eder ve (b) noktasında sona erer. Çok hızlı bir soğutma sırasında uzaklaştırılan ısı kristalleşme ısısından daha büyük olabilir. Bu durumda eriyik daha düşük bir sıcaklıkta (T'_e) katılaşır.

Teknik saflıktaki metalsel malzemelerde eriyik içinde her zaman kristalleşmenin başlayabileceği yeterli "yüzey" bulunur (*heterojen çekirdek oluşumu*). Çekirdek olarak etki edebilecek "yüzeylere" bazı örnekler aşağıda verilmiştir:

- Eriyiğin içinde bulunduğu kabın duvarları (örneğin döküm kalıbı),
- Daha yüksek sıcaklıklarda eriyen bileşikler (karbürler, nitrürler, oksitler) veya alaşımın diğer bileşenleri,
- Aynı veya yabancı türden çekirdeklerin katılaşmadan hemen önce eriyiğe katılması (*aşılama*).

Aşılama öncelikle denemeye dayanan bir yöntemdir. İlave edilen "kristalleştiricinin" etkinliği bilimsel bakımdan çoğu zaman tam açıklanamaz*. Örneğin AlSi döküm alaşımlarında %0,1 dolayında sodyum ile aşılama yapılarak, eriyiğin kum kalıpta bile aşırı soğuması ve böylece istenen ince taneli ötektiğin oluşumu sağlanabilir**.

* Genel olarak heterojen çekirdeklenmede aktivasyon enerjisinin azaldığı söylenebilir.

** Bu olayda, aşılamanın mevcut çekirdekleri bozarak aşırı soğumaya neden olduğu sanılmaktadır.

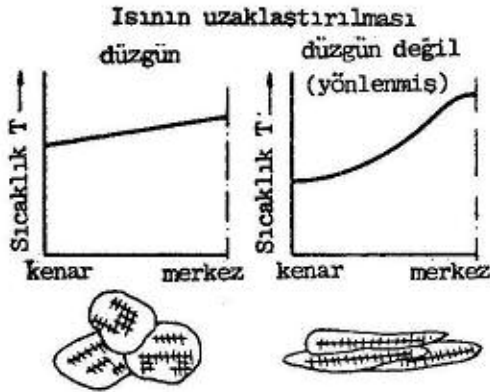
1.3.1.2. Kristal Büyümesi

Kübik olarak katılaşılan metallerde kristal tercihli yönlerde (küp yüzeyine dik) çok hızlı, diğer yönlerde ise daha yavaş büyür ve bu şekilde oluşan kristallerin hacımsal düzeni *dendrit* olarak adlandırılır (Bk.1.1.4.2.). Ancak yapılan ayrıntılı araştırmalar, kristalleşme biçimlerinin geniş ölçüde soğuma koşullarına bağlı olduğunu ortaya koymuştur.

Eriyik düzgün soğursa *eşeksenli* yani *toparлак* taneler oluşur. Düzgün olmayan (yönlenmiş) ısı iletiminde ise uzun taneler (*çubuk taneler*) meydana gelir (Şekil 1.56). Çizelge 1.2'de katılma olaylarını özetleyen şemadan görüldüğü gibi, tanelerin büyümesi kristalleşme cephelerinin* birbirlerine kavuşması ile sonuçlanır.

1.3.2. Alaşımlarda Birincil Kristalleşme**

Alaşımlarda en az iki tür atom bulunur. Dolayısıyla bu malzemelerin kendilerine özgü katılma süreçlerinde (Bk.1.6), sıvı/katı ara yüzeyinde bileşim farklılığı ortaya çıkar. Çünkü eriyik T_0 sıcaklığına soğutulduğunda katılaşılan ilk katı çözelti kristallerinin (Şekil 1.57a) B-atomu yüzdesi (c_1), alaşıminkinden (c_0) çok daha düşüktür. Böylece ara yüzey civarındaki eriyik B-atomu bakımından zenginleşir (Şekil 1.57b). Alaşımın ortalama bileşimine göre daha fazla B atomu içeren ($c > c_0$) eriyik tabakasının likidüs sıcaklığı (T_{Li}) ise artan B yüzdesiyle azalır ($T_{Li} < T_0$). Şekil 1.57c'de bu değişimi gösteren eğri ile eriyikteki gerçek sıcaklık gradyanı (T_{ger})'nin kesişme noktasından arayüzeye kadar (Δx) kalınlığında aşırı soğumuş sıvı bölgesi bulunur. Söz konusu olay yapısal aşırı soğuma adını alır ve alaşımlarda ısısal aşırı soğumaya göre daha büyük önem taşır.



Şekil 1.56-Eriyiğin bulunduğu kaptan ısının çekiliş tarzının tanelerin oluşumuna etkisi

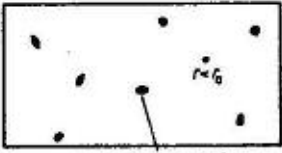
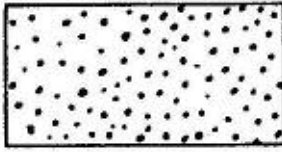
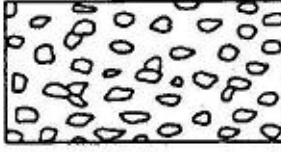
Eriyik içindeki sıcaklık gradyanına bağlı olarak yapısal aşırı soğuma bölgesinin büyüklüğünün değişmesiyle, birbirinden çok farklı özelliklerde katılma yapıları ortaya çıkar. Eğer ısı aşırı soğuma bölgesi yaratmayacak biçimde hızlı iletilerek uzaklaştırılırsa***, *düzlemsel katılma cephesi* oluşur (Çizelge 1.3a). Burada çabuk büyüme eğilimindeki herhangi bir kristal, önündeki yüksek sıcaklık bölgesi tarafından engelleneceğinden kristalleşme hızı düşük ve cephenin

* Katılma cephesi, sıvı/katı faz sınırı veya arayüzeyi olarak da adlandırılır.

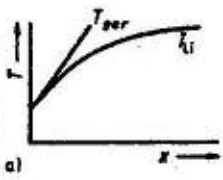
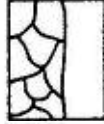
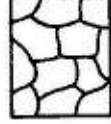
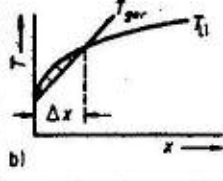
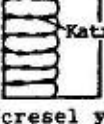
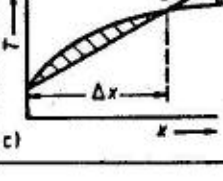
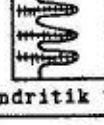
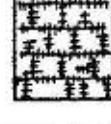
** Konu tek fazlı alaşım (katı çözelti) için açıklanmıştır (Bk.1.5).

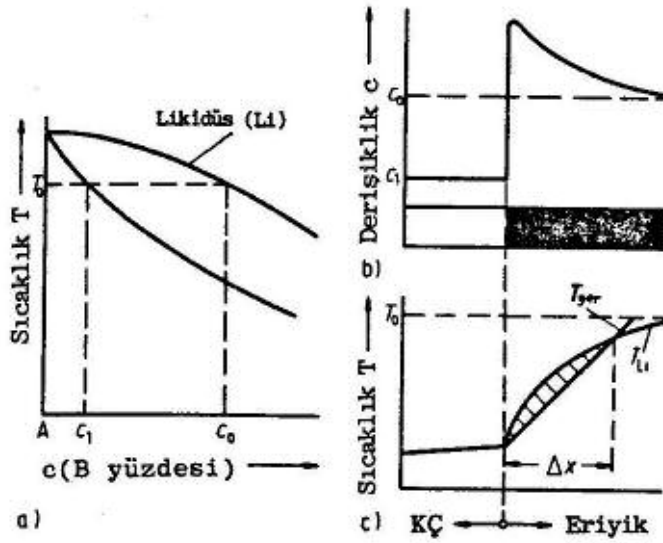
*** Bu şekilde (T_{ger}) gradyanının dikleşmesi yanında, kristal büyüme hızı ile alaşımın (c_0) oranının küçük olması yapısal aşırı soğumayı azaltan diğer etkenlerdir.

Çizelge 1.2- Katılaşma olayları (şematik özet)

Çekirdek oluşumu	Kristal büyümesi	
	Başlangıç	Son
a)  Çekirdek	 Kristalleşme cepheleri	
Kaba taneli malzeme		
b) 		
İnce taneli malzeme		
Kristalleşme merkezleri olan çekirdekler homojen (yabancı maddesiz) veya heterojen (yabancı madde yardımıyla) oluşurlar; ancak $r > r_0$ için kararlıdır. Yüksek soğutma hızı ve/veya yabancı madde katılması çekirdek sayısını artırarak ince taneli malzeme elde edilmesini sağlar.	Eriyikte çözünmeyen bileşenler veya düşük sıcaklıkta katılaşan maddeler (çoğunlukla katışkılar) kristalleşme cepheleri tarafından kalan eriyiğe doğru sürüklenir. Küçük kristal yapılı metallerde büyüme tercihli doğrultularda olur: Dendritler.	İçyapı birbirlerinden sınırlarla ayrılmış tanelerden oluşur. Tane sınırları katışkılar bakımından zengin, dolayısıyla malzeme içindeki zayıf yerler olarak ortaya çıkabilirler.

Çizelge 1.3- Katılaşma cephesi ve içyapı türünün yapısal aşırı soğumaya (Δx) bağlı olarak değişimi

Isıl koşullar (T_{ger} giderek yatıklaşıyor)	Katılaşma cephesinin görünümü		Açıklamalar
	Katılaşma doğrultusunda	Katılaşma doğrultusuna dikey	
a) 	Düzlemsel katılaşma cephesi 		Saf metaller ve bileşikler için yapısal aşırı soğumanın etkisi olmaması nedeniyle, T_{ger} gradyanının pozitifliği teorik açıdan yeterlidir. Ancak pratikte malzemenin içerdği safsızlıklardan dolayı gradyanın dikleştirilmesine çalışılır. Katılaşma tek veya çok kristalli olabilir. Düzlemsel katılaşma endüstriyel alanda özellikle yarı iletken veya oksit tek kristallerin üretimini sağlar. Alaşımın uygulaması daha çok araştırma aşamasındadır. Tek kristaller ayrıca bilimsel amaçlı incelemelerde kullanılır.
b) 	Katılaşma cephesi düzlemsel değil  Katışkılar Hücresel yapı		Alaşımın küçük C_0 oranlarında görülür. Mikreler altıgen kesitli çubuklar şeklindedir.
c) 	Katılaşma cephesi düzlemsel değil  Dendritik yapı		Saf metallerde T_{ger} gradyanının negatif olması gerekir (ısı alt soğuma). Alaşımın geneliyle yüksek C_0 oranlarında oluşur. Küçük yapıda katılaşan metaller için karakteristiktir. İlk katılaşan dendrit iskeleti geriye kalan eriyikten farklı bileşimdedir. Böylece dendrit kolları arasında mikrosegregasyon görüldüğü gibi, kalıntı ve gözenekler de bulunabilir. Bu durum mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler.



Şekil 1.57- Metalsel eriyiklerde yapısal aşırı soğuma (şematik)

si malzemenin tokluğunu olumsuz yönde etkiler ve anizotropluğa neden olur. Ancak hücre eksenleri doğrultusunda çok iyi olabilen özelliklerden, yönlendirilmiş katılaşma (Bk.2.2) yardımıyla, yani bu eksenlerin üretilen parçanın zorlanma doğrultusu ile çakışması sağlanarak yararlanılabilir.

Çizelge 1.3c aşırı soğumanın, teknik uygulamalarda karşılaşıldığı gibi, kuvvetlenmiş durumunu göstermektedir. Eriyik geniş bir Δx bölgesinde aşırı soğuduğundan, tercihli yönde büyüyerek bu bölge içine uzamış her kristal ısının çekildiği doğrultuda daha hızlı olarak büyümesine devam eder. Sonuçta *dendritik yapı* oluşur.

Büyük ingotlarda iç kısımdaki eriyiğin katılaşması da yapısal aşırı soğumadan büyük ölçüde etkilenir. Sıcaklık gradyeni yatay olduğundan yapısal aşırı soğuma çok büyüktür. Bu şekilde çekirdek oluşumu basitleşir ve ince taneli bir yapı ortaya çıkar (Bk.2.2).

1.3.3. Tane Sınırlarının Etkisi

Eriyik içinde çözünmeyen bileşenler veya düşük sıcaklıklarda katılaşan yabancı maddeler çoğunlukla kristalleşme cephesi önünde ötelenir ve katılaşma sonunda da tane sınırı maddesini oluştururlar.

Kafes yapısının çok bozuk ve uyumsuz olduğu bu bölgeler genellikle bağ kuvvetlerinin azalmasına neden olurlar. Tane sınırı maddesinin özelliklerine göre malzemeden aşağıdaki davranışlar beklenir:

- Tane sınırı maddesi şekil değiştirebiliyorsa, dayanım ve tokluk özellikleri-en azından oda sıcaklığında- büyük ölçüde tanelerin kendi özellikleri ile belirlenir. Ancak korozyon

* Daha önce elde edilmiş bir tekkrystal parçası

her noktasında aynı olur. Bu prensibe dayanarak tekkrystal üretilir. Örneğin eriyiğe daldırılan bir çekirdek* 1-10 mm/dak mertebesinde bir hızla geriye çekilir. Elde edilen kristalin kesitinde bileşim farklılığı (Mikrosegregasyon, Bk.1.6.7.1) görülmez.

Aşırı soğuma bölgesi mevcut fakat küçükse (Çizelge 1.3b) *hücresel yapı* meydana gelir. Çözünen atomların ve bu arada katışkıların hücre sınırlarına birikme-

dayanımı tane sınırı maddesi nedeniyle daima azalır.

- Gevrek tane sınırları tüm malzemeyi gevrekleştirerek kullanılmaz duruma getirebilir. Uygulamada bu durumun görüldüğü örnekler:

- Çeliğin tane sınırlarında FeO oluşması (yanmış çelik), Bu malzemeden ancak hurda olarak yararlanılabilir (yani tekrar eritilir!).
- Oksijen içeren bakırın tane sınırlarında Cu₂O çökmesi (Bk.Bakırın hidrojen hastalığı).

1.3.4. Katı Durumdaki Yapı Değişimleri

Katı durumdaki faz değişimleri ikiye ayrılır:

- Dönüşümler:

Kararsız bir kafes türü daha kararlı bir diğer kafes biçimine dönüşür. Bu dönüşüm denge sıcaklığının altında olur. Çok bilinen iki örnek γ -Fe'nin α -Fe'ye (derişiklik değişimi yok) ve çeliklerde γ -KÇ'nin α -KÇ'ye* dönüşmesidir (Derişiklik değişimi var!).

- Çökelmeler:

Sıcaklığın azalması ile çözünebilirliğin de azalması halinde katı çözeltiden bir veya birkaç faz çökelir (Bk.1.6.4.4). Ayrılan fazın bileşimi ve kafes yapısı başlangıç fazından farklıdır. Çökme olayı yayınma yolu ile kütle taşınmasını gerektirir, yani zaman ve sıcaklığa bağlıdır.

Katı durumdaki değişimler derişikliğin aynı kalıp kalmamasına göre de sınıflandırılabilir. *Derişiklik değişimi görülmeyen*

- Polimorfik kafes dönüşümleri (γ -Fe $\rightarrow$ α -Fe),
- Yeniden kristalleşme,
- Tane büyümesi,
- Martenzit oluşumu
gibi örneklerde genellikle ısı aktif küçük ölçekli**yer değişimi olayları veya kesme hareketleri (Martenzit'de) rol oynar.

Önemli *derişiklik değişimlerinin* görüldüğü aşağıdaki örneklerde ise yayınma yani kütle taşınması sözkonusudur.

- Çökelmeler (Bk.Şekil 1.103),
- Kümelenmeler (Bk.Şekil 1.104b),
- Katı çözelti dönüşümleri (Tek fazlı: γ -KÇ $\rightarrow$ α -KÇ; çok fazlı: İki veya daha fazla faz aynı anda tane sınırlarından başlayarak oluşur.Örneğin ostenitin perlite*** dönüşümü γ -KÇ $\rightarrow$ α -KÇ + Fe₃C).

Yeni fazlar da çoğunlukla çekirdek oluşumu ve çekirdek büyümesi ile meydana geldiğinden ilke olarak Şekil 1.58'de ver-

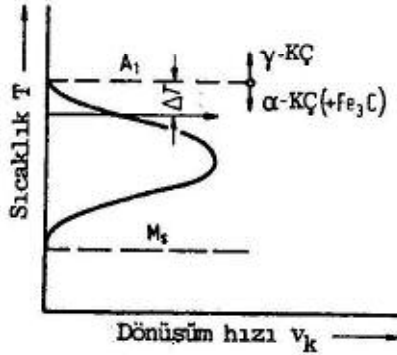
* KÇ: Katı çözelti, Bk.1.5-1.6 ve S.183

** Kafes parametresinin kesirleri mertebesinde

** Bk.1.6.6 ve S.183

lene benzer bir davranış beklenir. Şekilde %0,8 karbonlu γ -KÇ'nin dönüşüm hızının sıcaklığa bağlılığı şematik olarak gösterilmiştir. Artan aşırı soğuma ΔT ile çekirdeklenme kolaylaştığından dönüşüm hızı v_k artar, ancak bir maksimuma ulaştıktan sonra azalır. Çünkü sıcaklık düşüşü diğer yandan yayınmayı yavaşlatarak çekirdek oluşumunu ve dolayısıyla dönüşümü çok güçleştirir.

Bir faz değişimini başlatmak yani içyapı ve kafes yapısının yeni düzenini oluşturmak için gerekli aktivasyon enerjisi boşyerler, dislokasyonlar ve tane sınırları gibi yerlerde bu kusurların enerjileri kadar azalır. Dolayısıyla çekirdeklenme buralarda ve öncelikle kusur enerjisinin büyük olduğu tane sınırlarında başlar. Kafes kusurlarının çoğaltılması (Plastik şekil verme, hızlı soğuma) ile dönüşümlerin erken başlaması veya daha kolay gerçekleşmesi de açıklanan nedene dayanır.



Şekil 1.58-Dönüşüm hızının (v_k) aşırı soğumaya (ΔT) bağlı olarak değişimi örneği: %0,8C'lu γ -KÇ'nin sabit sıcaklıkta α -KÇ ve Fe_3C fazlarına dönüşümü

1.3.4.1. Martenzit Oluşumu

Özellikle Fe-C alaşımlarındaki teknik önemi nedeniyle, bu bölümde ayrıntılı biçimde ele alınacak olan martenzit oluşumu için aşağıdaki koşullar sağlanmalıdır:

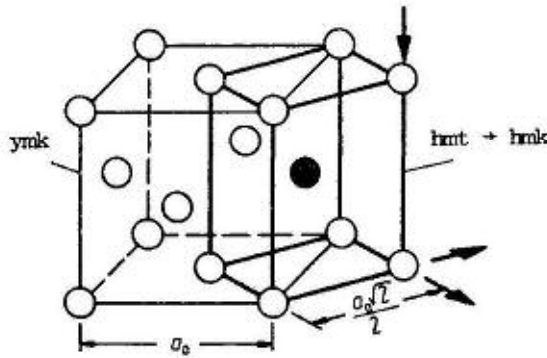
- Soğuma, sözkonusu atom türlerinin ısı aktive yer değiştirmelerine fırsat vermeyecek kadar hızlı olmalıdır. Bu kritik soğuma hızı v_{kr} öncelikle malzemenin kimyasal bileşimine ve bir ölçüde de tane büyüklüğüne bağlıdır (Bk.4.5.4-6).
- Soğuma sırasında kristal yapının değişmesi gerekir, yani malzeme en az iki alotrop modifikasyonda bulunmalıdır. Eğer yüksek sıcaklıktaki kafes yapısı alçak sıcaklıktaki kararlı modifikasyondan daha fazla alaşım elementi çözebilirse, yeni kararsız fazın (martenzit) sertlik ve dayanımı çok artar. Vurgulanması gereken önemli bir nokta, martenzit teriminin her zaman sert ve şekil değiştirme kabiliyeti düşük bir faz anlamına gelmeyeceğidir. Az karbonlu martenzit (bk.4.8.2.3.3.) yeterli sertlik yanında şaşırtıcı derecede iyi şekillendirilebilme özelliğine sahiptir. Martenzit oluşumunun sadece alaşımlara özgü bir reaksiyon olduğu da söylenemez; örneğin soğutulan ymk kobalt $\sim 420^\circ C$ sıcaklıkta sdh modifikasyona martenzitik olarak dönüşebilir. Martenzitin karakteristik içyapısı iğne veya plaka görünümündedir.

Bu çok dengesiz içyapı ilk önce Fe-C alaşımlarında gözlenmiştir. Ancak Fe-Ni (Nikel martenziti) ve Cu-Zn gibi diğer bazı alaşımlarda da meydana gelebilir. Fe-C alaşımlarında ymk ostenit kafesinin hmt* martenzit kafesine dönüşmesi, karmaşık

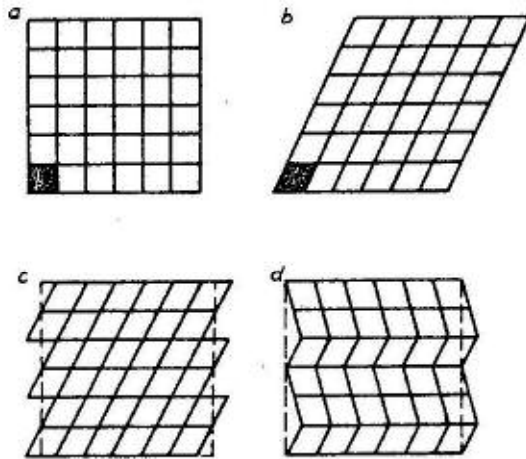
* Hacim merkezli tetragonal. Sözkonusu tetragonallik $\frac{c}{a} \approx 1,05$ dolaylarındadır.

kayma ve diğer şekil değişimi mekanizmaları ile oluşan yaygın bir katlanma olayı olarak düşünülür. Anılan dönüşümün çeşitli aşamaları basitleştirilmiş ve şematik bir anlatımla aşağıda açıklanmıştır:

Şekil 1.59 ymk kafesin aynı zamanda hacim merkezli tetragonal birim hücrelerden* oluştuğunu, hmt kafesin de oklar yönünde bir sıra küçük şekil değişimleri ile hmk kafese dönüşebileceğini göstermektedir. Bunun için kafesin z-yönünde kısalıp, diğer yönlerde uzaması gerekir. Söz konusu şekil değişimleri kesme hareketleri ile (Şekil 1.60 a ve b) sağlanabilir**. Ancak gözlemlendiği gibi cismin biçiminde değişiklik olmadığına göre, bu durum bir takım bölgesel kaymalar (Şekil 1.60c) ve ikiz oluşumları (Şekil 1.60d) ile gerçekleşebilir.



Şekil 1.59-Ymk kafesin küçük şekil değişimleri ile hmk kafese dönüşebilmesi (şematik)



Şekil 1.60-Martenzit oluşumu için, kesme gerilmeleri sonucu kafesteki şekil değişimlerinin basit gösterilişi (BILBY ve CHRISTIAN)

Ymk kafeste çözünmüş karbon, dönüşüm sonrasında hmk kafeste de zorunlu olarak aynen kalır (Şekil 1.61). Böylece aşırı doymuş hmk kafes z-doğrultusunda tetragonal bir çarpılmaya uğrar. Martenzit sertliğinin çok yüksek olmasının ana nedeni budur. Çarpılma gerçekte kafes boşluklarının (Bk.4.1.1) sadece bazıları karbon atomları ile dolu olduğundan dipoller biçiminde ortaya çıkar (Şekil 1.61b).

Martenzit oluşumu kimyasal bileşime bağlı olan sıcaklıklarda başlar ve biter:

- M_s : Martenzit başlama sıcaklığı (Martensite starting temperature)
- M_f : Martenzit bitiş sıcaklığı (Martensite finishing temperature)

Martenzit oluşumu sırasında ortaya çıkan gerilmeler dönüşümün itici kuvvetine karşı etki ederek çok sayıda yeni kristal kusuru (ikizler, dislokasyonlar, dizi hataları) yaratırlar***. Oluşan martenzit miktarı soğuma hızına değil, aşırı soğumanın büyüklüğüne (Bk. Şekil 1.58) bağlıdır. Bu miktar yeter-

* Bu durumda tetragonallik $\frac{a_0}{a_0 \cdot \sqrt{2}/2} = \sqrt{2}$

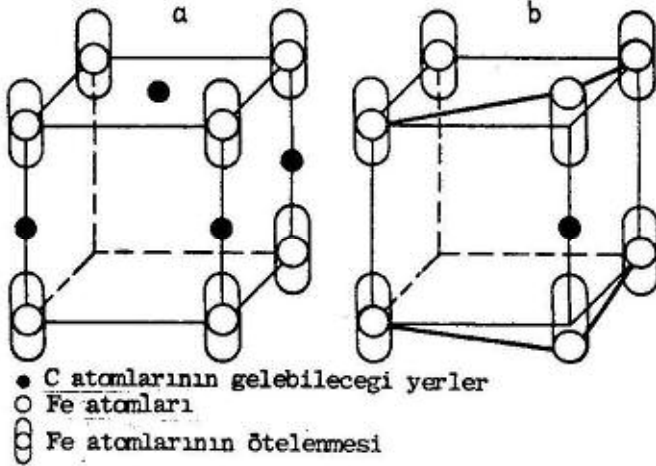
** Şekilde köşegen doğrultularındaki uzama ve kısaltmalar dikkate alınmalıdır.

***Diğer bir deyişle mikro plastik şekil değişimleri meydana gelir. Bu durum da sertliğin artmasına yardımcı olur.

li bir aşırı soğuma ile M_s 'in altına inildikçe daha fazla plastik şekil değişimi sağlanarak artırılabilir.

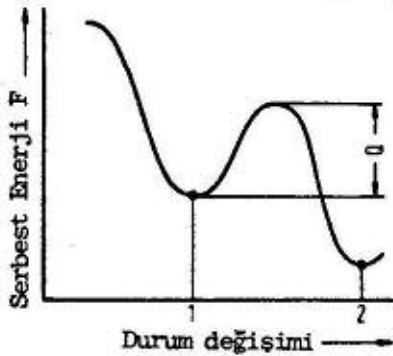
Kafes içinde kalan karbon ne kadar çoksa, martenzit oluşumu o kadar güçleşir. Yani karbon yüzdesinin artması ile M_s (M_f) sıcaklığı düşer. Diğer alaşım elemanlarının etkisi de benzer şekildedir.

Artan karbon yüzdesi ile kafes çarpılması şiddetlenir, dolayısıyla dayanım ve sertlik değerleri yükselirken şekil değiştirme kabiliyeti azalır.



Şekil 1.61-Martenzit oluşumu
a) Aşırı doymuş hmk kafesin tetragonalleşmesi
b) Çarpılma dipolu (LIPSON ve PARKER)

yarı kararlı (metastabil) denge olarak adlandırılır. 1'den 2'ye geçiş için sisteme önce Q enerjisinin verilmesi zorunludur; ancak o zaman serbest enerjide gerekli azalmayla 2 durumuna ulaşılabilir. Yani olayın aktive edilmesi gerekmektedir ve Q değerine aktivasyon enerjisi denir. Bu enerji örneğin



Şekil 1.62- Serbest enerjinin durum değişimine bağlılığı
 Q = Aktivasyon enerjisi

1.4. Isıl Aktive Edilen Olaylar

Martenzitik faz dönüşümü dışında diğer bütün durum değişimlerinde olaya katılan atom türlerinin yer değiştirmesi zorunludur. Bu olaylar süreksiz (kademeli) olarak ve sistemin serbest enerjisinin azalması koşuluyla devam edebilirler (Şekil 1.62). Böylece kararlı (stabil) denge durumuna varıldığında serbest enerji salt minimuma ulaşır (2. durum). Enerjinin görece minimum olduğu kademe-ler ise (örneğin 1. durum)

- Sıcaklığın artırılması,
- Pekleşme yaratacak şekil değişimi,
- Elektriksel ve manyetik alanlar yardımıyla sağlanabilir.

Parçacıkların (atomlar, moleküller: N_2, H_2, O_2) ve boş yerlerin yer değiştirme hızı (k) sayısal olarak ARRHENIUS-denklemleri ile tanımlanabilir:

$$k = A_0 \cdot \exp (-Q/RT)$$

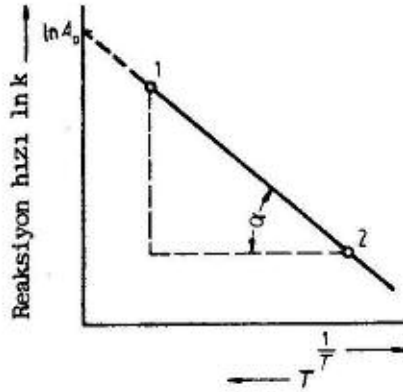
Burada

A_0 : sabit (malzemeye bağlı)
 Q : aktivasyon enerjisi (malzemeye bağlı)
 R : Gaz sabiti
 T : mutlak sıcaklıktır(K).

Logaritma alınarak

$$\ln k = \ln A_0 - \frac{Q}{RT}$$

elde edilir ve bir eksen takımında absise $1/T$, ordinata $\ln k$ taşınırsa bir doğru bulunur. Bu doğrunun eğimi $(-Q/R)$ olduğuna göre, doğru üzerinde iki nokta belirli ise aktivasyon enerjisi Q saptanabilir (Şekil 1.63).



Şekil 1.63-Aktivasyon enerjisinin ARRHENIUS denklemi yardımıyla saptanması: $\ln k = \ln A_0 - Q/RT$

Arrhenius denkleminde de görüleceği gibi yer değiştirme hızı artan sıcaklıkla sürekli artar, mutlak sıfır sıcaklığında ise sıfır olur. Bu nedenle söz konusu olaylar ısıll aktive olarak nitelenir.

Uygulamada birçok önemli ısıll aktive olaya raslanır. Bunlardan bazıları aşağıda belirtilmiştir:

- Soğuk şekil değiştirmiş metallerin toparlanması ve yeniden kristalleşmesi,
- Metallerin yüksek sıcaklıklarda sürünmesi,
- Katı çözeltilerde yayınma yoluyla derişikliğin dengelenmesi (yayınma tavlama).

1.4.1. Yayınma

1.4.1.1. 1.Fick Kanunu, Yayınma Katsayısı

Atomların, iyonların ve diğer parçacıkların sıcaklığa bağlı olarak yer değiştirmeleri istatistiksel bir olay olup, yayınma (difüzyon) olarak adlandırılır. Yayınma deyimi özellikle katı malzeme içinde kütle taşınmasını sağlayacak ölçekteki hareketleri tanımlar. Homojen malzemelerde tümüyle aynı olan parçacıkların yer değiştirme olayları istatistiksel olarak düzensizdir. Özyayınma denen bu olay sırasında genellikle kütle taşınması görülmez.

Homojen olmayan malzemelerdeki yayınma olayları ise teknik açıdan daha önemlidir. Burada bulunan derişiklik farkları parçacıkların belirli yönde hareket etmelerine neden olur. Bu olay matematiksel olarak 1. Fick Kanunu ile ifade edilebilir (Şekil 1.64):

$$dm_A = -D \cdot \frac{dc_A}{dx} \cdot S \cdot dt$$

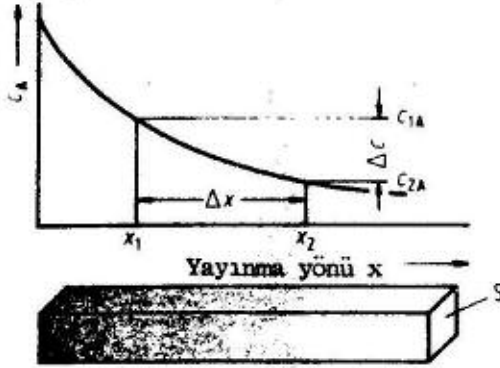
dm_A , derişiklik gradyeninin dc_A/dx olması durumunda, dt süresinde ve yayınma yönüne dik S yüzeyinden geçen A maddesi miktarıdır. D yayınma katsayısı A atom türünün yer değiştirme eğilimi (yayınma kabiliyeti) için bir ölçüdür; dolayısıyla bu malzemeye özgü bir değerdir.

$$\frac{1}{S} \cdot \frac{dm_A}{dt} = -D \frac{dc_A}{dx}$$

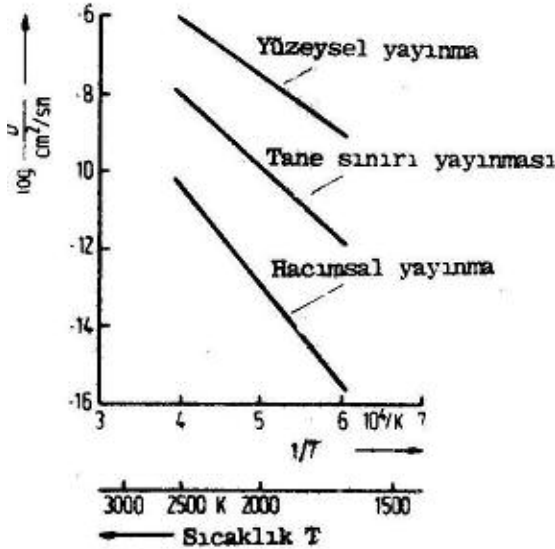
bağıntısına göre D değeri, dc_A/dx derişiklik gradyeni yanında yayınma olayının hızını belirler. D için Arrhenius bağıntısına çok benzer

$$D = D_0 \exp (-Q/RT)$$

denklemleri geçerlidir. Q, R ve D_0 büyüklükleri sıcaklığa bağlı değildir. D_0 yayınan atomların titreşim frekansı için bir ölçü oluşturan yayınma sabitidir (frekans faktörü). Hızlı titreşen atomlar (Büyük D_0) yavaş titreşenlerden daha sık olarak yer değiştirirler.



Şekil 1.64-1. FICK kanunu ile ilgili bazı büyüklükler



Şekil 1.65-Toryumun volfram içinde yayınması

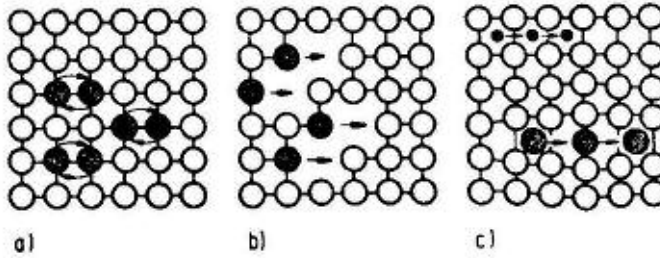
Çizelge 1.4 bazı yayınma çiftleri için, yayınma sabiti D_0 , aktivasyon enerjisi Q ve yayınma katsayısı D değerlerini vermektedir. Öz yayınamadaki aktivasyon enerjisinin metallerin erime sıcaklığı ile yaklaşık orantılı olması doğaldır (Bk. Fe ve W).

Azalan aktivasyon enerjisi ile yayınma kolaylaşır. Bu nedenle atomlar normal kafes yapısından çok zor (Q büyük!), kafesin büyük ölçüde kusurlu olduğu tane sınırı bölgesinden daha kolay, serbest yüzeylerden ise çok kolay yayınabilirler.

Şekil 1.65, toryumun volframda çeşitli yayınma davranışlarını göstermektedir. *Hacimsal yayınma*, *yüzeysel yayınamadan* çok daha yavaş olmasına rağmen yayınan madde miktarı çok daha büyüktür. Çünkü yüzey yayınamasında *yayınma kesiti* çok küçüktür, yani tanelerin toplam hacmi tane sınırlarının hacminden çok daha büyüktür.

Çizelge 1.4-Bazı yayınma çiftleri için D_0 yayınma sabiti, Q aktivasyon enerjisi ve D yayınma katsayısı değerleri

Yayınan Ele- ment	Ana Kafes	D_0 $\frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$	Q $\frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$	$D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$	
				20°C $\frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$	800°C $\frac{\text{cm}^2}{\text{s}}$
H	$\alpha\text{-Fe}$	0,002	12,14	10^{-5}	10^{-3}
H	$\gamma\text{-Fe}$	0,0067		10^{-10}	10^{-4}
C	$\alpha\text{-Fe}$	0,0079	75,78	10^{-17}	10^{-5}
C	$\gamma\text{-Fe}$	0,21	141,52	10^{-27}	10^{-8}
Fe	$\alpha\text{-Fe}$	5,8	250,0	10^{-46}	10^{-12}
Fe	$\gamma\text{-Fe}$	0,58	284,30	10^{-53}	10^{-14}
Ni	Cu	0,001	148,64	-	-
Cu	Ni	$65 \cdot 10^{-6}$	124,77	-	-
W	W		594,55		



Şekil 1.66-Kristal kafeste yer değiştirme mekanizmaları

- a) Doğrudan yer değiştirme
- b) Boşyer mekanizması
- c) Arayer mekanizması

1.4.1.2. Yer Değiştirme Mekanizmaları

Şekil 1.66 katı cisimlerde yer değiştirme-
nin üç temel mekanizma-
sını göstermektedir.
Enerji nedenleriyle doğ-
rudan yer değiştirme ola-
sılığı düşüktür ve ger-
çek metallerde kusur
yoğunluğu oldukça yüksek
olduğundan gerekli de-
ğildir. Boşyerler yar-
dımıyla yer değiştirme
çok küçük bir aktivas-
yon enerjisini gerekti-
rir. Artan sıcaklıkla
birlikte atomların tit-
reşim genlikleri ve
boşyer yoğunluğu artar,
dolayısıyla yayınma
kolaylaşır.

Arayer mekanizması
aynı türden atomlar için
(özyayınma) sadece çok
yüksek sıcaklıklarda
olasıdır. Ancak çapları
ana kafesin atomlarından
oldukça küçük olan ya-
abancı atomlar için (ör-
neğin demir kafesinde
karbon, azot ve hidrojen)
büyük önem taşır. Dikkat
çekici nokta, bu mekaniz-
manın ideal yani tümü-

le kusursuz kristallerde dahi etkin olabilmektedir.

1.4.1.3. Teknik Uygulamalar

Yayınma olayında derişikliğin(c), zaman(t) ve yere(x) bağı-
lılığı 2.Fick kanunu ile verilir:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

Sınır şartlarına göre bu diferansiyel denklemin değişik
çözümleri vardır. Önemli bazı teknik uygulamalar aşağıda ele
alınmıştır.

Karbonlama : Bu özel durum için sözkonusu çözüm

$$\frac{c_x, t - c_0}{c_s - c_0} = 1 - \phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \text{ dir.}$$

$c_{x,t}$: Karbonlanmak istenen parçada yüzeyden x uzaklığındaki noktada t zamanındaki karbon derişikliği.

c_s : Karbonlayıcı ortamın c_1 karbon potansiyeline bağılı olarak T_1 sıcaklığında çelik içinde çözünebilir karbon miktarı (Şekil 44.2 a ve b).

c_0 : Karbonlanan malzemenin başlangıçtaki karbon derişikliği.

$\phi(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u \exp(-\xi^2) d\xi$: Gauss hata integrali. Bu fonksiyonun çeşitli u lar için hesaplanmış değerleri ilgili kitaplarda tablo halinde bulunur.

Şekil 1.67c'de değişik sürelerde karbonlama sonucu karbon derişikliğinin değişimi görülmektedir. Uygulamada genellikle yüzeyden belirli bir uzaklıkta (x_v), belirli bir karbon derişikliğinin (c_v) elde edilmesi amaçlanır. c_0 ve c_s verildiğinde $c_{x,t}$ değeri sadece $x/2\sqrt{D \cdot t}$ 'ye bağılı olacağından $c_{x,t} = c_v = \text{sabit}$ durumunda $x/2\sqrt{D \cdot t}$ değeri de sabit kalır. Buna göre, t_3 süresinde c_v derişikliğine ulaşılabilen x_v karbonlama derinliğini iki katına ($2x_v$) yükseltecek tutma süresi $4t_3$ olmalıdır.

Benzer düşünceyle ortalama yayınma derinliği x_{ort} için basit bir bağıntı çıkarılabilir.

$$\frac{c_{x,t} - c_0}{c_s - c_0} = 0,5$$

alınırsa (ki bu kabul $c_{x,t}$ 'nin belirli bir ortalama değeri için doğrudur),

$$\phi\left(\frac{x_{ort}}{2\sqrt{D \cdot t}}\right) = 0,5 \text{ olur.}$$

$\phi(u) = 0,5$ için yukarıda anılan tablodan $u \approx 0,48$ okunarak,

$$x_{ort} / 2\sqrt{D \cdot t} \approx 0,48 \approx 0,5$$

buradan da

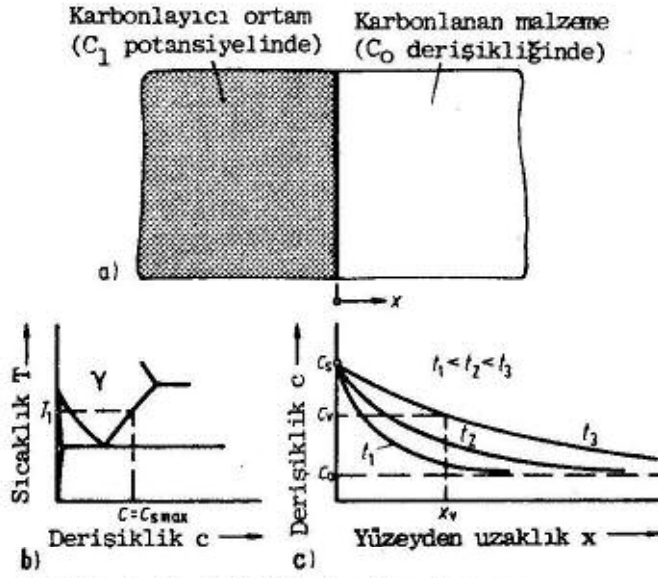
$$x_{ort}^2 = D \cdot t$$

elde edilir.

Örnek olarak bir karbonlama işlemi sırasında karbonun ortalama yayınma derinliğini hesaplayalım. Sıcaklık 1000°C , tavlama süresi $4 \cdot 10^4 \text{ s}$ (yaklaşık 10 h) olsun. γ -demirinde bu sıcaklıkta yayınma katsayısı yaklaşık $4 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ 'dir. Böylece

$$x_{ort} = \sqrt{4 \cdot 10^{-7} \frac{\text{cm}^2}{\text{s}} \cdot 4 \cdot 10^4 \text{ s}} \approx 0,13 \text{ cm}$$

bulunur.

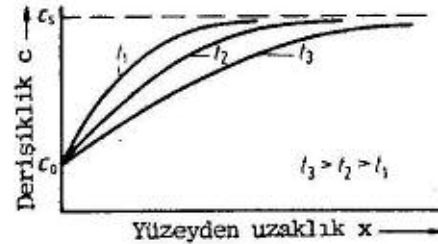


Şekil 1.67-Çeliğin karbonlanması

Demir içindeki yayınma olayları :

γ -demirinde ymk kafesin sıkı düzeninden ötürü, demirin özyayınması ile çeliklerdeki diğer asalyer atomlarının yayınması bütün sıcaklıklar için, hmk kafese sahip α -demirinden yaklaşık 10^2 ila 10^3 kez daha küçüktür.

Böylece hmk yapı ısı olarak daha az karardır; ısı aktive yer değıştirme olayları bu kafeste kolaylıkla gerçekleşebilir. Dolayısıyla yüksek sıcaklık uygulamalarında hmk malzemelerin kullanılması önerilmez (Bk.4.8.4, ısıya dayanıklı çelikler).



Şekil 1.68-Çeliğin karbonsuzlaşması

1.4.2. Toparlanma ve Yeniden Kristalleşme

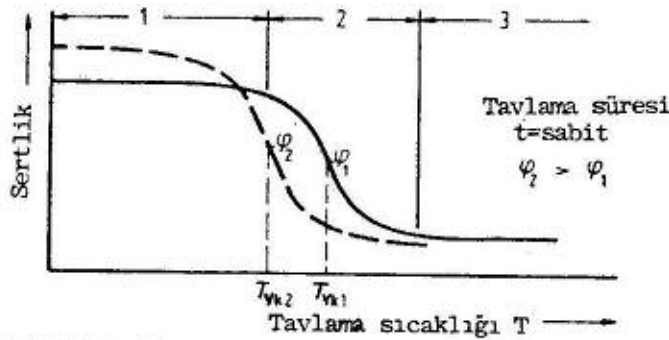
Plastik şekil değıştirme sonunda malzemelerin enerji içeriğı önemli ölçüde artar, yani yapının durumu artan dengeşizlik yönünde değışir. Biriken enerji esas olarak şekil değışimi sırasında yoğunlukları $10^5 \dots 10^6$ 'dan $10^8 \dots 10^{10}$ mm/mm³ değere yükselmiş olan dislokasyonların elastik gerilim enerjisidir. Bu durumda yeterli bir aktivasyon (sıcaklık artışı) sağlanırsa, önce kristal kusurlarının düzenlenmesi ve kısmen yok olmasıyla enerjide bir düşme (toparlanma); sonra da enerji bakımından zengin dislokasyonların yoğunluğunun şekil değıştirme öncesindeki değere dönmesiyle yeni tane oluşumu (yeniden kristalleşme) görülür. Söz konusu olaylar için atomların küçük yer değışimleri (kafes parametresinin kesirleri mertebesinde) yeterlidir.

Isıl işlemler sırasında oluşan karbonsuzlaşmada ise aynı çözüm geçerli olup yüzeydeki karbon miktarı çoğunlukla sıfırdır. Bu durumda $C_0=0$ ve C_s olarak da çeliğin başlangıçtaki karbon derişikliği alınır. Şekil 1.68'de karbonsuzlaşmaya neden olan bir ortamda çeşitli tutma süreleri (t) sonucu, yüzeyden uzaklığa bağlı olarak karbon derişikliğinin nasıl değıştiğı görülmektedir.

Plastik şekil değişimine uğramış malzemelerin tavlanması da özellik değişimleri üç aşamada olur (Şekil 1.69):

- Toparlanma
- Yeniden kristalleşme
- Tane büyümesi

Toparlanma sırasında iç gerilmeler büyük ölçüde giderilir. Mikroyapıda gözlenebilir bir değişme yoktur. Boşyerler azalır ve ısı aktivasyon sonucu dislokasyonlar daha az enerjili konumlara kayar, dolayısıyla fiziksel özellikler (örneğin elektriksel direnç, ısı elektromotif kuvvet) şekil değiştirme öncesindeki değerlerine ulaşır. Ancak dislokasyon yoğunluğu ve dolayısıyla mekanik özellikler hemen hemen sabit kalır. Çizelge 1.5'te toparlanma sırasında kafes kusurlarının kısmen yok olması ve düzenlenmesindeki olasılıklardan örnekler verilmiştir.



Şekil 1.69-Soğuk şekil değiştirme miktarları farklı olan ($\phi_2 > \phi_1$) iki metalin aynı süre ile tavlama sıcaklığı ile değişimi

- 1: Toparlanma
- 2: Yeniden kristalleşme
- 3: Tane irileşmesi

neler) ortaya çıkar. Bu nedenle toparlanma olayı poligonizasyon olarak da adlandırılır.

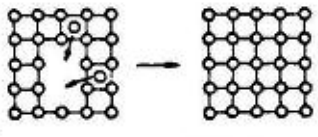
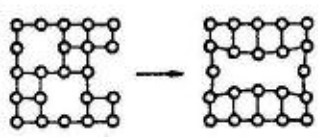
Sıcaklık daha yükseltilirse şekil değişimine uğramış yapıda yeniden kristalleşme, yani ısı aktivasyon ile gerçekleşen çok küçük yer değiştirmeler yardımıyla gerilimsiz yeni taneler meydana gelir. Birincil kristalleşmeye benzeyen (birincil) yeniden kristalleşmede itici güç dislokasyonların gerilim enerjisidir. Söz konusu olayın etkisiyle boşyerler, dislokasyonlar gibi kristal kusurlarının şekil değiştirme sırasında oluşmaları giderilir; dislokasyon yoğunluğu başlangıç değerine düşer. Dolayısıyla sertlik, dayanım ve tokluk özelliklerinde pekleşmeden ileri gelen değişimler ortadan kalkar.

Birincil kristalleşmeye benzer biçimde yeniden kristalleşmede de çekirdek oluşumu ve çekirdek büyümesi vardır.

Pekleşmiş bir malzemede dislokasyonların dağılımını şematize eden Şekil 1.70'de, daha az şekil değiştirmiş hücrelerin yanı sıra dislokasyon yoğunluğunun yüksek olduğu hücre sınırları görülmektedir. Sayıları şekil değişimi oranı ile artan bu bölgeler çekirdek olarak etki ederler ve şekil değiş-

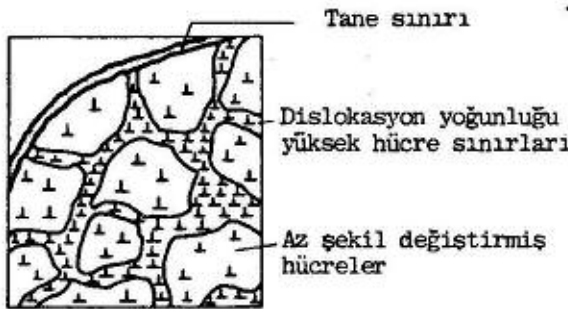
Toparlanma olayının görüldüğü sıcaklıklarda gelişigüzel dağılmış dislokasyonlar sıralar halinde dizilebilirler. Böylece tanelerin içinde poligonal yüzeyler oluşturan küçük açılı tane sınırları (alt ta-

Çizelge 1.5-Kafes kusurlarının kısmen yok olması ve düzenlenmesindeki olasılıklar

Kısmen yokolma		Arayer atomları boş yerlere yayılır.
		Ters işaretli dislokasyonlar birbirini yok eder.
Düzenleme		Boşyerlerin yoğunlaşması
		Küçük açılı tane sınırlarının oluşumu. Dislokasyonlar sıralar halinde düzenlenirler. Dislokasyon enerjisi azalır:Poligonizasyon.

tirmiş içyapı, bu hücre* sınırlarında başlayarak yavaş yavaş yeniden kristalleşir. Büyüyen çekirdeklerin her yöne ilerleyen kristalleşme cepheleleri yeni tane sınırlarını oluşturur. Böylece yeniden kristalleşmiş içyapının tane büyüklüğü, tane biçimi ve tane sınırları şekil değiştirmiş içyapınınkinden tümüyle farklıdır. Yeniden kristalleşmede en önemli olay henüz ayrıntılı olarak açıklanamamış olan tane sınırlarının hareketidir. Katışkılar, alaşım elemanları ve çözünmeyen parçacıklar tane sınırlarının hareketini önemli ölçüde engeller.

Enerjisi yüksek bölgelerin çekirdek etkisi yarattığı varsayılarak, yeniden kristalleşme hakkında şunlar söylenebilir:



-Yeniden kristalleşmenin başlayabilmesi için şekil değiştirme oranı φ , malzemenin türüne ve diğer etkenlere bağlı olarak belirli bir minimum değere (φ_{krit}) ulaşmalıdır. Ancak bu durumda yeni tane oluşumu için gerekli itici kuvvet (depo edilen enerji miktarı) sağlanabilir**

Şekil 1.70-Pekleşmiş bir malzemenin iç yapısı (Şematik)

- φ_{krit} için çekirdek sayısının ve itici kuvvetin düşük oluşu, yeniden kristalleşmiş içyapının kaba taneli olmasına neden olur (Şekil 1.71).

* Anılan hücre kavramının daha önce katılasmada görülenle bir ilişkisi yoktur. Toparlanma sırasında hücre içindeki dislokasyonlar hücre sınırına gider ve ayrıca buradaki dolanmış dislokasyon yapısında düzenlenme görülür. Bu son durumda hücre yerine alt tane deyimi daha çok kullanılmaktadır.

Elektronların alt tane içinde azalmış dislokasyonlardan etkilenmeden gidebilecekleri serbest yolun artması, toparlanmada elektrik iletkenliğini yükselten nedenlerden biridir.

**Uygulamada karşılaşılan φ_{krit} değeri çoğunlukla yüzde birkaç dolayındadır.

- Dıştan verilen enerji (sıcaklık) artarsa, yeniden kristalleşme daha düşük şekil değiştirme oranlarında oluşabilir (Şekil 1.71).
- Atom bağı ne kadar kuvvetli, yani erime sıcaklığı T_e ne kadar yüksekse yeniden kristalleşme sırasındaki yer değişimleri de o kadar yavaştır. Yeniden kristalleşme için aşılması gerekli sıcaklık eşiği (Şekil 1.72)

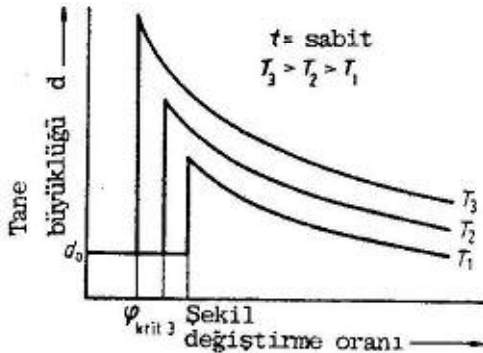
$$T_{yk-min} \approx 0,4 T_e$$

olarak kabul edilebilir. Örneğin demir için

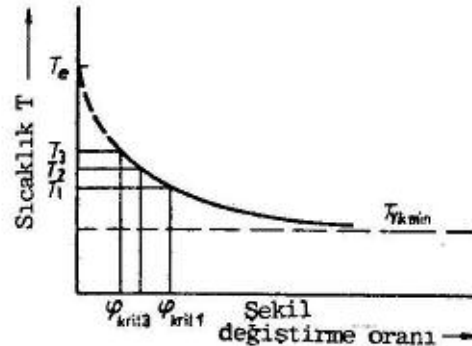
$$T_e = (1536 + 273) K = 1809 K$$

$$T_{yk-min} \approx 723 K \approx 450^\circ C$$

bulunur.



Şekil 1.71-Şekil değiştirme oranının (ϕ) yeniden kristalleşmiş iç yapının tane büyüklüğüne etkisi



Şekil-172- Şekil değiştirme oranının (ϕ) yeniden kristalleşme sıcaklığına etkisi (Şematik)

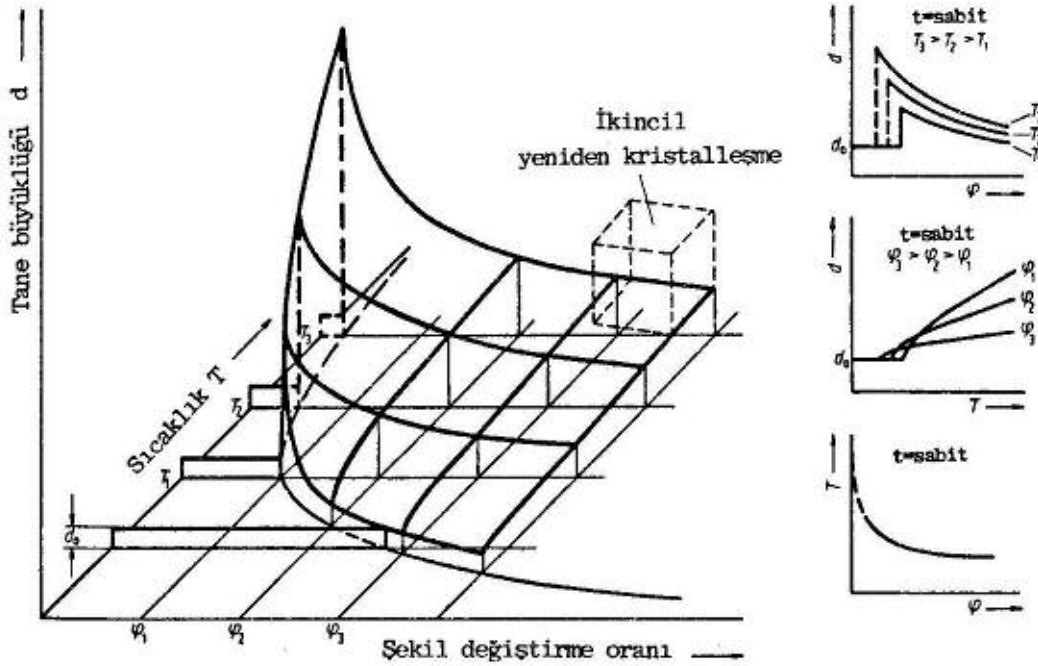
Yeniden kristalleşme sıcaklığı erime noktası v.b. gibi sabit bir malzeme özelliği değildir; aşağıdaki faktörlere bağlı olarak değişir:

- Şekil değiştirme oranı,
- Tavlama süresi,
- Şekil değiştirmiş iç yapının tane büyüklüğü,
- Kimyasal bileşim. Özellikle az miktarda katışkı ve alaşım elementi saf metalin yeniden kristalleşmesini önemli ölçüde geciktirir.

Plastik şekil değişimine uğramış bir malzemenin bir saat içinde yeniden kristalleşmesini tamamlayabildiği sıcaklık genellikle yeniden kristalleşme sıcaklığı T_{yk} olarak tanımlanır. Yeniden kristalleşme sıcaklığı, soğuk ve sıcak şekil değiştirme yöntemlerini birbirinden belirgin biçimde ayırt etmek amacıyla, metal fiziği bakımından anlamlı bir büyüklük olarak seçilmiştir. T_{yk} sıcaklığının üzerindeki her şekil değişimi, sıcak şekil değiştirme adını alır; malzeme pekleşmez, şekil

değiştirme sırasında (veya hemen onu takiben) yeniden kristalleşir*. Soğuk şekil değiştirmede ise olay yeniden kristalleşme sıcaklığının altında meydana geldiğinden pekleşme olur. Bu tanımlara göre, örneğin kurşun ve kalayın oda sıcaklığında şekil değiştirmesi sıcak, çeliğin 400°C sıcaklığındaki şekil değiştirmesi ise soğuk şekil değiştirmedir**.

Yeniden kristalleşmiş içyapının mekanik özelliklerini tane büyüklüğü önemli ölçüde etkiler. Bu nedenle tavlama sıcaklıkları olabildiğince ince taneli bir içyapı elde edilecek şekilde seçilmelidir. Tane büyüklüğünün tav sıcaklığı ve şekil değiştirme oranına bağlı olarak değişimi Şekil 1.73'de görülen yeniden kristalleşme diyagramı yardımıyla verilir. Yeniden kristalleşen içyapının ince taneli olması için tav sıcaklığı mümkün olduğu kadar düşük, şekil değiştirme oranını ise yüksek seçilmelidir.



Şekil 1.73-Sabit tav süresinde Yeniden Kristalleşme Diyagramı (Şematik)

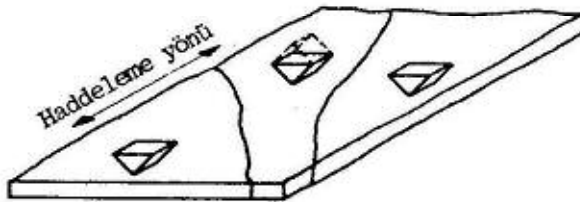
Bu diyagramların uygulamadaki yararları sınırlıdır; çünkü diyagramda tav süresi yoktur ve ayrıca nominal bileşimleri bakımından aynı olduğu sanılan malzemelerde dahi katışkı elementlerinedeniyle yeniden kristalleşme davranışı önemli ölçüde birbirinden farklıdır. Dolayısıyla tav koşullarının deneylerle saptanması esastır.

* Bu durumda dinamik yeniden kristalleşme söz konusu olup, süre kısaldıkça T_{yk} nın yükseleceği unutulmamalıdır.

** T_{yk} 'nın altında olmakla birlikte, yüksek sıcaklık nedeniyle oda sıcaklığındakine göre daha düşük enerji ile gerçekleştirilen böyle bir işlem "yarı sıcak şekil verme" olarak nitelenebilir.

Özellikle büyük şekil değişimleri sonrasında yeniden kristalleşen taneler çok yüksek sıcaklıkta ve (veya) uzun süre tavlama halinde büyümeye devam ederek çok irileşebilirler. Burada itici kuvvet ince taneli bir yapının yüzey enerjisinin daha yüksek olmasıdır. Bu olay ikincil yeniden kristalleşme* olarak adlandırılır.

Yeniden kristalleşmenin başladığı çekirdeklerde, örneğin şekil değiştirme sırasında oluşmuş belirli bir yönlenme (şekil değiştirme dokusu) varsa, yeniden kristalleşme dokuları da ortaya çıkabilir. Dokulu malzemeler farklı yönlerde farklı özelliklere sahip oldukları için genellikle istenmez. Ancak taneleri yönlendirilmiş silisli demirden üretilmiş transformatör saçlarının pratikteki önemi çok büyüktür. Bunlarda taneler en kolay manyetize olabildikleri doğrultuya paralel olarak yönlenmiştir; söz konusu yeniden kristalleşme dokularından biri (GOSS-dokusu) Şekil 1.74 de görülmektedir (Bk.1.2 1.3).



Şekil 1.74-Yumuşak manyetik malzemelerde GOSS-dokusu (FAHLENBRACH)

Yeniden kristalleşmenin önemli olduğu bazı uygulama örnekleri aşağıda sıralanmıştır:

- Soğuk şekil değiştirme sonucu pekleşmiş ve çatlak oluşma tehlikesi nedeniyle daha fazla şekil değiştirme uygulanamayan parçalar, yeniden kristalleşme tavlı sayesinde başlangıçtaki şekil değiştirme kabiliyetlerine kavuşurlar. Örnek: derin çekilmiş parçaların tavlama.
- Gerekli büyük plastik şekil değiştirme için teknik açıdan bir engel yoksa, yeniden kristalleşme yardımıyla hemen hemen istenildiği kadar küçük taneli içyapı elde edilir.
- Dönüşüm göstermeyen malzemelerde (bakır, nikel, ferritik ve ostenitik çelikler) tane büyüklüğü sadece yeniden kristalleşme tavlı ile değiştirilebilir.

1.4.3. Sürünme Olayları ve Gerilme Gevşemesi

Sürünme sabit yük altında zamana bağlı olarak ilerleyen plastik şekil değiştirmedir. Şekil değiştirmenin sabit tutulması halinde gerilmenin zamana bağlı olarak düşüşü ise gerilme gevşemesi olarak adlandırılır. Isıya dayanıklı malzemelerin kullanım özelliklerinin sürünme veya gerilme gevşemesi deneyleri (Bk.3.1.6) ile saptanması zorunludur.

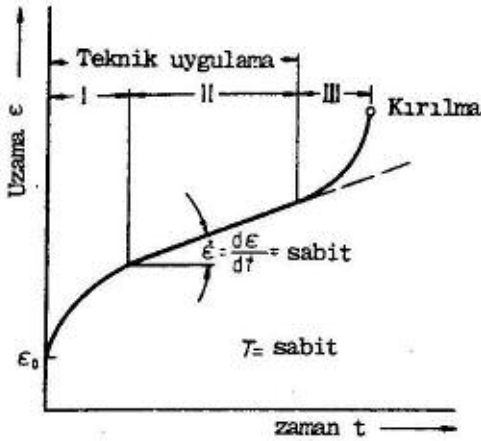
Metalsel malzemelerde atomların sıcaklıkla artan hareketliliği ile kristal kusurlarının sayısı ve davranışına bağlı olan her iki olayda da, yayınma ağırlıklı ısı aktive yer değiştirmeler etkin rol oynar.

* Uniform irileşme yerine bazı tanelerin aşırı büyümesini belirten deyim

Yüksek sıcaklıklarda içyapıda ve malzeme özelliklerinde görülen bazı değişimler şunlardır:

- Boşyer yoğunluğu artar: yayınma kolaylaşır,
- Dislokasyonların tırmanması ve çapraz kayması gibi yeni kayma sistemleri ortaya çıkar,
- Tane sınırları şekil değiştirebilir:şekil değişimi giderek basitleşir,
- Yapının kararlılığı azalır:soğuk şekil değiştirmiş malzeme yeniden kristalleşir,çökeltme sertleşmesine uğramış malzeme aşırı yaşlanır.
- Parça yüzeyi ortamla daha kolay reaksiyona girer:korozyon ve tufal sorunu ortaya çıkar.

Yüksek sıcaklıklarda kullanılacak bir malzemede müsaade edilebilir birim uzama ve gerilmelerin normal çekme deneyi sonuçlarından elde edilmesi veya hesaplanması olanaksızdır. Dayanım değerleri büyük ölçüde zorlama süresine bağlıdır; bazan 10 yıla kadar varabilen uzun süreli deneylerle(Bk.3.1.6) saptanabilir.



Şekil 1.75-Bir metalsel malzemenin sabit yük altındaki tipik sürünme eğrisi

- I: Birincil sürünme, $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$ azalır.
 II: İkincil sürünme.
 III: Üçüncül sürünme, sürünme hızı artar ve kırılma ile sonuçlanır.

Sürünme uzamasının zorlama süresi ile değişimi Şekil 1.75' de gösterilmiştir. Yükün uygulanmasıyla hemen meydana gelen ϵ_0 birim uzamasından sonra I. bölge (birincil sürünme) başlar. Sürünme hızı ($\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$) sürekli olarak azalır. Bunun nedeni dislokasyonların birbirlerini keserek karşılıklı engellemelerinden ileri gelen pekleşmedir. Ancak hızı azalmakla birlikte sürünmenin devam etmesinde, pekleşme karşıtı olaylardan özellikle toparlanma mekanizmaları (poligonizasyon, çapraz kayma) belirleyici rol oynar*. Bu aşamada yayınmanın etkisi önemsizdir.

Birincil sürünme düşük gerilme ve $0,4 T_e$ dolaylarına kadar olan sıcaklıklarda, malzemenin davranışını tek başına karakterize edebilecek ölçüde uzun sürer. Yaklaşık olarak

$$\epsilon = a \ln t, \quad a = \text{sabit}$$

bağıntısı ile temsil edilir (Logaritmik sürünme).

Teknik uygulamalarda kararlı sürünme (II. bölge: ikincil sürünme) en büyük önemi taşır. Çünkü öngörülen işletme koşulları ve süresine göre I. bölgede kalınması ekonomik açıdan, III. bölgeye girilmesi de kırılmaya karşı güvenlik azalacağı için istenmez.

*Şekil değiştirme sırasında gerçekleştiğinden dinamik toparlanma sözkonusudur. Çapraz kayma için ısı aktivasyon bazı durumlar dışında zorunlu değildir.

İkincil sürünmede pekleşme ile toparlanma arasında bir denge olduğundan

$$\epsilon = kt = \dot{\epsilon}t$$

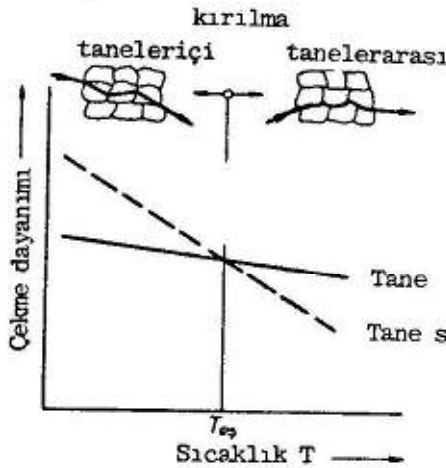
bağıntısı geçerlidir, yani sürünme hızı $\dot{\epsilon}$ sabittir. Olayların anlaşılması daha kolay, matematiksel olarak ele alınmaları daha basittir. Temel mekanizma olan dislokasyonların tırmanması (Bk.Şekil 1.44) yardımıyla engeller ve hareketsiz dislokasyonlar aşılıp şekil değiştirmenin devamı (sürünme) sağlanır.

III.bölgede (üçüncül sürünme) giderek şiddetlenen sürünme hızı kısa zamanda kırılmayı doğurur. Boşyerler oluşumu ve tane sınırlarında şekil değişiminin kuvvetlenmesi (tane sınırı çatlakları) hız artışının en önemli nedenleridir*.

Dikkati çeken diğer bir nokta kırılma türünün sıcaklıkla değişimidir. Sürünmenin önemsiz olduğu alçak sıcaklıklarda malzeme kırılması, tane sınırlarına göre genellikle daha kolay şekil değiştirebilen tanelerin içinde meydana gelir.

Sıcaklık artışı öncelikle enerjisi fazla olan büyük açılı tane sınırlarında yayınmayı çok kolaylaştırır. Böylece tane sınırları yakınında boşyer yoğunluğunun artmasıyla dislokasyonların tırmanma eğilimi kuvvetlenmiş ve sürünme için uygun koşullar sağlanmış olur. Dolayısıyla sürünme kırılması tanelerarası bir kırılmadır.

Tanelerin ve tane sınırlarının aynı dayanıma sahip olduğu sıcaklık, eşdayanım sıcaklığı T_{eq} olarak adlandırılır (Şekil 1.76).



Şekil 1.76-Metalsel malzemelerin kırılma davranışlarının artan sıcaklıkla değişimi

Yukarıdaki nedenlerle ısıya dayanıklı alaşımlar çoğunlukla kaba tanelidir. Çünkü yer değiştirmelerin kolaylıkla mümkün olduğu tane sınırlarının toplamı belirli bir kütlede taneler irileştikçe azalır.

1.5.Alaşımların Temel Oluşum Şekilleri

Uygulamada kullanılan metalsel malzemeler çoğunlukla alaşımdır. Teknik dilde alaşım deyiminden bir metale en az bir başka elementin, belirli özellik değişimlerini sağlamak için istenerek katılmasıyla elde edilen metalsel karakterli malzemeler anlaşılır**.

* Belirli bir malzeme için gerilme ve sıcaklık arttıkça I.ve II.bölgeler kısalır.Yüksek sıcaklık özellikle yeniden kristalleşmeye neden olarak pekleşmeyi önler,dolayısıyla III.bölgenin başlamasını çabuklaştırır.

**Ana bileşenleri Fe ve C olan malzemeler,ancak belirli miktarın üzerinde en az bir üçüncü element daha içeriyorlarsa "alaşımlı" diye nitelenirler (örneğin alaşımlı çelik,Bk.4.6).

Alaşımlarda rastlanana ve kafesinde birden fazla atom türü barındıran kristal yapılar başlıca iki grupta toplanabilir:

- Katı çözeltiler*,
- Ara bileşikler

Alaşımlar eriyik durumunda genellikle homojendirler; yani bir tek sıvı çözeltiden oluşurlar. Katı durumda ise yalnız bir katı çözeltili içererek homojen veya çok sayıda katı çözeltili, ara bileşik, saf metal kristali içererek heterojen yapıya sahip olabilirler.

1.5.1. Katı Çözeltiler

Metallerin büyük çoğunluğu kafes yapısı içinde belirli sayıda yabancı atom barındırabilir. Yabancı atomların böylece ana kafeste (matris) çözünmeleri ile kristal kafes az veya çok gerilir. En az iki atom türünden oluşan bu kristaller katı çözeltili (KÇ) olarak adlandırılırlar**

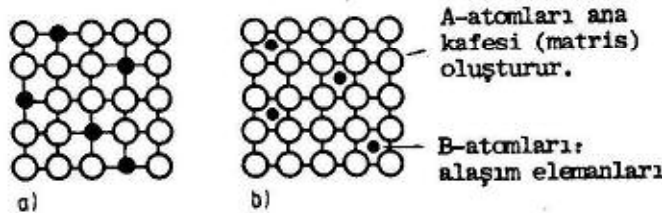
Çözünen atomların ana kafes içinde bulunma şekline bağlı olarak iki farklı katı çözeltili tipi vardır:

- Asalyer katı çözeltileri (AsKÇ),
- Arayer katı çözeltileri (ArKÇ).

1.5.1.1. Asalyer Katı Çözeltileri (AsKÇ)

Asalyer katı çözeltisi*** bir miktar B çözünen atomunun ana kafesteki A çözen atomlarının yerlerini alması halinde oluşur (Şekil 1.77a).

Belirli koşullar altında çözünme sınırsız olarak gerçekleşebilir (tam çözünürlük). Böylece istenildiği kadar A atomunun yerine B atomu gelebiliyorsa sürekli katı çözeltili durumu ortaya çıkar. Bu tür metal çiftleri için önemli örnekler şunlardır: Cu-Ni, Fe-Ni, Au-Ag, Au-Cu, Mo-W, Fe-Cr, Ti-Zr. Ancak çözünabilirlik çoğunlukla sınırlıdır. A ve B'nin sürekli katı çözeltili oluşturmaları için geometrik açıdan,



Şekil 1.77-Katı çözeltilerin yapısı
a) Asalyer katı çözeltisi (AsKÇ)
b) Arayer katı çözeltisi (ArKÇ)

- Aynı kafes tipine sahip bulunmaları,
- Atom çapları arasındaki farkın $\leq 14\%$ olması zorunludur. Ayrıca elementlerin atom yapısı ile ilgili kimyasal ve elektrokimyasal diğer bazı koşulların da sağlanması gerekir.

* Birden fazla bileşenin atomsal veya molekül mertebesindeki karışımına çözeltili denir. Çözeltiler sıvı veya katı olabilir.

** Bir çözeltilinin bileşenlerinden en çok olanına "çözen", diğerlerine "çözünen" denir.

*** "İkame" veya "yer alan" katı çözeltilisi diye de adlandırılır.

Atomal boyutta bir etkileşim sözkonusu olduğundan katı çözeltilerin özellikleri hiçbir şekilde bileşenlerin özelliklerinin toplanması ile bulunamaz.

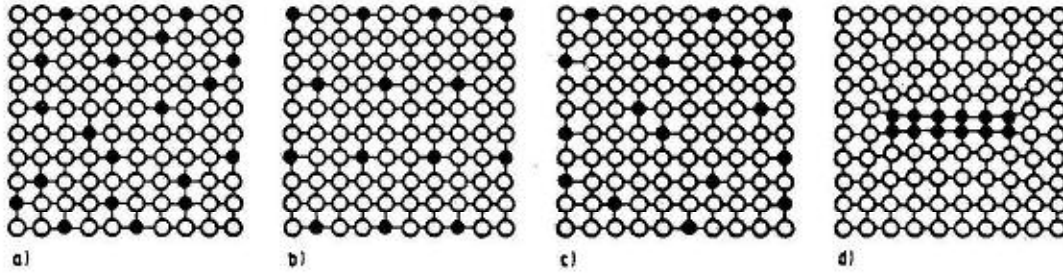
Her iki atom türü birbirine karşı tarafsız davranıyorsa, yani farklı atomlar (A-B) arasındaki çekme kuvvetleri aynı tür atomlar (A-A,B-B) arasındakine göre bir ayrıcalık göstermiyorsa, B-atomları ana kafeste düzensiz (istatistiksel) olarak dağılır(Şekil 1.78a).

Eğer farklı atomlar birbirlerini aynı tür atomlara göre daha kuvvetli çekiyorlarsa, süperkafes (Şekil 1.78b) denen ve çözünen atomların da düzgün dağılım yani *uzak düzen* gösterdiği bir yapı oluşur. Böyle bir yapı çözünen atomların ancak belirli oranlarda bulunması halinde tam olarak gerçekleşebilir*. Süperkafesler sadece alçak sıcaklıklarda kararlıdır, ısı etki ile kolaylıkla bozulurlar. Yüksek sıcaklıklarda entropi arttığından düzensiz durum ortaya çıkar.

Belirli bir düzenin meydana gelmesi yer değişimleri için yeterli zamanın sağlanmasına bağlıdır. Dolayısıyla süperkafes, sözkonusu düzenin oluşmasına uygun katı çözeltilerin yüksek sıcaklıklardan yavaş soğutulması ile elde edilebilir. Hızlı soğumada düzenli yapı gerçekleşemez.

Süperkafeslerin özellikleri düzensiz yapıdaki katı çözeltilerden önemli farklılıklar gösterir(Bk.1.7.3.1).

B atomlarının çözünmesi sonucu oluşan kafes gerilimlerinden dolayı gerçekte, hiçbir zaman tümüyle gelişigüzel olmayan ve *yakın düzen* olarak adlandırılan bir dağılım görülür. Yani B atomları olasılıklar hesabının öngördüğünden çok daha seyrek olarak yanyana gelirler (Şekil 1.78c).



Şekil 1.78-Bir asalyer katı çözeltisinde çözünen atomların dağılımları

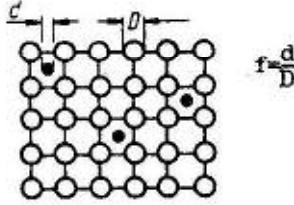
- a) B atomları A-kafesinde rastgele(istatistiksel) dağılmıştır.
- b) Süperkafes(uzak düzen)
- c) Yakın düzen
- d) Kümelenme

* Örneğin iki bileşenli düzenli bir alaşım A_mB_n olarak tanımlanabilir. Yani A atomlarının sayısının B atomlarınıninkine oranı, m ve n tam sayılar olmak üzere m/n dir. Bu bileşimden uzaklaştıkça belirli bir alanda (Bk.Şekil 1.94a) düzenli yapı tamamiyle bozulmamakla birlikte özelliklerde sapmalar başlar.

Çözünen atomlar bazı bölgelerde çok yüksek derişikliğe ulaşarak "çözelti bozunması" denen olaya da neden olabilirler*. Böylece özellikle düşük sıcaklıklarda, heterojen (çok fazlı) bir yapı ortaya çıkabileceği gibi (şekil 1.94c ve 1.103), anılan bölgelerin katı çözeltinin homojen (tek fazlı) sayılmasını gerektirecek ölçüde küçük olması da mümkündür. Bu ikinci durum "kümelenme" (İngilizce *clustering*) olarak adlandırılır (Şekil 1.78d). Belirli malzemelerde uygun ısı işlemleri yardımıyla küme (cluster) oluşumu çökelme sertleştirmesinde önemli rol oynar (Bk.1.7.3.2).

1.5.1.2. Arayer Katı Çözeltileri (ArKÇ)

Atom çapı oranı f 'nin küçülmesiyle (örneğin ymk kafeste teorik olarak $f \leq 0,41$ ise) çözünen atomlar ana kafeste arayerlere yerleşebilirler (Şekil 1.79). Sadece arayerler işgal edildiğinden çözünebilirlik çoğunlukla %1'den azdır.



Şekil 1.79-Arayer katı çözeltisinin şematik gösterimi (ArKÇ)

Atom yarıçapları $1 \text{ \AA}$ den küçük olan hidrojen, azot, karbon ve bor teknik açıdan en önemli ArKÇ oluşturuvcu elementlerdir. Sıcaklık düştükçe bunların yayınlma kabiliyeti genellikle çok azalır.

Hızlı bir soğuma sırasında kafes tipi değişir ve arayer atomlarının çözünür-lüğünün daha az olduğu bir kristal yapısı oluşursa, sözkonusu atomlar aynı kafes içinde zorunlu olarak kalacaklarından büyük kafes gerilimleri ve dolayısıyla yüksek sertlikler elde edilebilir. Bu olaylar dönüşüm sertleştirmesinde (bk. 4.5.4.4) önemli rol oynar.

1.5.2. Ara Bileşikler

Ara bileşiklerin kristal yapısı süperkafeslere benzemekle birlikte, farklı atomlar arasında süperkafeslerin oluşması için gerekli olandan çok daha güçlü çekme kuvvetleri vardır. Atomların elektrokimyasal davranışları ile ilgili olarak metalsel bağ yanında diğer atom bağı türleri de etkindir (kovalent, iyon sal). Bu nedenle ara bileşiklerde bağ biçimi genellikle saf metalsel bağ ile kimyasal bağ arasında değişir**. Bunlara aynı zamanda metallerarası bileşikler de denir. Ancak bu tanımlamanın sadece metallerden oluşan bileşikler için kullanılması daha doğru olur.

Ara bileşikler kimyasal bileşiklere benzer biçimde (örneğin $A_m B_n$ şeklinde) belirli bir bileşime sahiptirler***. Bir ara katı çözeltinin (Bk.1.6.5) bileşim aralığı içinde de yer alabilirler.

*Farklı atomlar arası kuvvetlerin aynı tür atomlar arası kuvvetlerden küçük olması bu eğilimi arttırır.

**"Ara" (İng: *Intermediate*) sözcüğü bu durumdan kaynaklanmaktadır; "Arayer" (İng: *Interstitial*) terimiyle karıştırılmamalıdır.

*** (A) metal olduğuna göre (B) metal, metalsi veya metal olmayan bir element olabilir. Örneğin $CuAl_2, Mg_2Ni - Mg_2Si, CoAs - Fe_3C, Cu_2O$ gibi

Ara bileşiklerin kristal yapıları süper kafes gibi düzenli, ancak bileşenlerinin kafeslerinden genellikle farklı ve karmaşıktır. Bir birim hücre yüzlerce atom içerebilir. Bunun sonucu olarak sertlik ve gevreklik çok yükselir. Sadece bazı alaşımlarda bu özelliklerinden yararlanılmak üzere, çoğunlukla küçük miktarda bulunmalarına müsaade edilir.

Bu kristal türünün önemli bir alt grubu çok sert ve yüksek erime noktalı arayer bileşikleridir. Bunlar metalsel olmayan (=kimyasal) bağ kuvvetlerinin payının fazlalığı ve kafes düzenlerinin çok sıkı olması gibi farklılıklar dışında; C, N, B ve H atomlarının rolü bakımından arayer KÇ'lere benzerler.

Söz konusu grupta özellikle "geçiş" metallerinin karbür, nitrür ve borürleri büyük önem taşır. Böyle bir metal (M) içinde C, N, B gibi bir (X) elementinin çözünme sınırını aşmasıyla, yaklaşık M_4X , M_2X veya MX bileşiminde oldukça basit yapılar meydana gelir. Şekil 1.79'daki çap oranı $f > 0,59$ ise kristal yapının karmaşık ve ana kafesten çok farklı olma eğilimi artar. Cr, Cu, Fe, Mn ve Ni ($f \approx 0,60 \dots 0,61$) metallerinin karbürleri bunlara örnek olarak gösterilebilir.

Özellikle takım çeliklerinde ve ısıya dayanıklı çeliklerde bulunması istenen en sert ve kararlı karbürlerden bazıları şunlardır: TaC (erime noktası 3800°C), NbC (3500°C), ZrC (3500°C), VC (2800°C), WC (2750°C).

1.6. Faz Diyagramları

1.6.1 Temel Bilgiler, Kavramlar ve Tanımlar

Bir alaşımin oluşturulması için gerekli kimyasal elementlere o alaşımin bileşenleri denir. Her alaşım bir *termodinamik sistem** olarak ele alınırsa, durumu T (sıcaklık), p (basınç) ve c (derişiklik) büyüklükleri ile belirlenebilir. Derişiklikler çoğunlukla *ağırlık yüzdesi* olarak verilir. Örneğin iki bileşenli bir alaşımda kütleleri m_A , m_B olan A, B bileşenlerinin derişiklikleri

$$c_A = \frac{m_A}{m_A + m_B} 100 \text{ (Ağırlık \%)}$$

$$c_B = \frac{m_B}{m_A + m_B} 100 = 100 - c_A \text{ (Ağırlık \%)}$$

dir. Gerektiğinde yukarıdaki bağıntılarda kütle değerleri atom ağırlıkları ile bölünerek *atom yüzdesi*'ne geçilebilir.

Belirli durumdaki bir sistemin atomsal boyutların üzerinde homojen ve özellikleri birbirinden farklı olan bölümlerinin her birine faz denir. Faz kavramı fiziksel durum (katı, sıvı, gaz) ile eşanlamlı değildir. Örneğin ele alınan bir alaşımda birden fazla katı faz aynı anda mevcut olabilir.

* Kısaca "sistem" diye anılacaktır.

T, p, c büyüklüklerine bağlı olarak hangi fazların bulunabileceği, incelenen sistem genellikle termodinamik denge halindeyken saptanır. Elde edilen sonuçlar faz diyagramları (denge diyagramları) yardımıyla topluca gösterilir. Bu diyagramlar bir, iki, üç bileşenli olabilir*.

İki veya üç bileşenli faz diyagramlarında, alaşımlara uygulanan işlemlerin vakum metalurjisi dışında çoğunlukla atmosfer basıncında ($p \approx 1$ bar) yapılması nedeniyle, P=sabit, T ve c değişken alınır. Bir alaşım sistemiyle** ilgili diyagramda genel olarak aşağıdaki fazlar veya bunların karışımlarını içeren alanlar bulunabilir:

- Saf elementler (bileşenler)***
- Sıvı çözeltiler (eriyikler)
- Katı çözeltiler
- Ara bileşikler

Çözeltiler homojen yani tek faz olarak kabul edilirler. Çünkü heterojenlikleri ancak atomsal boyutlara inilince ortaya çıkar.

1.6.2.Faz Kanunu

GIBBS'in faz kanunu dengede olan çok fazlı bir sistem için

- Bileşenlerin sayısı B
- Fazların sayısı F
- Serbestlik derecesi S arasındaki bağıntıyı ortaya koyar:

$$S = B + 2 - F$$

Serbestlik derecesi fazların sayısı sabit kalmak koşuluyla birbirinden bağımsız olarak değiştirilebilecek durum büyüklüklerinin sayısını verir. Basınç (p) sabit ise serbestlik derecesinin sayısı 1 azalır:

$$S = B + 1 - F$$

Faz kanunu uygulamaları (P=sabit için):

- Bir bileşenli sistem

$$B = 1 \quad \text{ve} \quad S = 1 + 1 - F = 2 - F$$

*Bu kitapta ele alınmayan bir bileşenli diyagramlarda tek madde (kimyasal element veya bileşik) söz konusu olduğundan $c=100$ yani sabittir. Dolayısıyla faz durumu T ve p büyüklüklerine bağlı olarak gösterilir.

**Bileşenleri aynı olan alaşımlara topluca "alaşım sistemi" denir. Bir alaşım sistemi veya buna ait faz diyagramı bileşenleri belirtilerek, örneğin "Cu-Zn sistemi" diye anılabilir. Buradaki "sistem" sözcüğü daha önce görülen "termodinamik sistem" kavramı ile karıştırılmamalıdır.

***Metalsel olmayan malzemelerde bileşenler kimyasal bileşik olabilir (örneğin $Al_2O_3-SiO_2$). Alaşımlarda ise temel bileşenler element olmakla birlikte, Fe-Fe₃C sistemindeki gibi diyagramı bağımsız bölümlere ayıran ara bileşikler de bileşen kabul edilebilir.

$c = \%100$ = sabit olduğundan sistemin tek durum büyüklüğü T sıcaklığıdır.

Tek fazlı durum için $S=2-1=1$ bulunur. Faz belirli bir sıcaklık aralığında kararlıdır. Diğer bir deyişle faz sayısı değişmeden sıcaklık değiştirilebilir.

$F = 2$ ise $S = 0$ olur, yani sistemin serbestlik derecesi yoktur. Bunun sonucu olarak, her iki fazın aynı anda görüldüğü sıcaklık sabit bir değerdir (erime sıcaklığı, buharlaşma sıcaklığı gibi)

- İki bileşenli sistem

$$B = 2 \quad \text{ve} \quad S = 2 + 1 - F = 3 - F$$

Durum büyüklükleri T ve c 'dir.

Tek fazlı durum için $S = 3-1 = 2$ bulunur. Böylece faz sayısı değişmeden T ve c belirli sınırlar içinde birbirinden bağımsız olarak değiştirilebilir.

İki fazlı durum için $S=3-2=1$ 'dir. Faz sayısı aynı kaldığı sürece T ve c (fazların derişiklikleri) birbirinden bağımsız olarak değiştirilemezler. Örneğin alaşımlarda erime veya katılaşma olayı (sıvı ve katı fazların birlikte bulunması) belirli bir sıcaklık aralığında gerçekleşirken (erime veya katılaşma aralığı), fazların derişiklikleri de sıcaklığa bağlı olarak değişir.

İki bileşenli sistemde 3 faz aynı anda bulunuyorsa, serbestlik derecesi sıfır olur. Fazların sayısı 1 azalınca kadar sıcaklık ve fazların derişiklikleri sabit kalır. Bu duruma örnek olarak ötektik, ötektoid ve peritektik reaksiyonlar gösterilebilir (Bk.1.6.4).

1.6.3. Alaşımların Faz Diyagramlarının Belirlenmesi

Bu diyagramlar bir alaşım sistemine ait faz durumlarını T ve c büyüklüklerine bağlı olarak gösterirler. Belirlenmeleri faz alanları sınırlarının bulunmasına dayanır. A ve B gibi iki bileşenli bir diyagram (Şekil 1.80) için, apsise B yönünde sıfırdan yüze kadar artmak üzere c_B taşınır*. $c_A=100-c_B$ olduğuna göre her bileşim apsis ekseninde bir nokta ile temsil edilir. x_A ve y_B bileşiminde herhangi bir L_1 alaşımı soğuma veya ısınma sonucu bir faz alanından diğerine geçerken (T_1 veya T_2 sıcaklıkları) faz durumu değişir. Yani yeni fazlar meydana gelir veya bazıları ortadan kalkar. Değişimden önce ve sonraki faz sayılarının farklı olması zorunlu değildir. Sistemin değişimleri izlenebilecek çeşitli özelliklerinde, örneğin

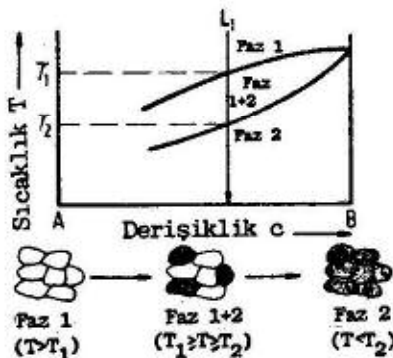
- Isı kapasitesinde (ısı analiz),
- Hacim veya boyutlarında (dilatometre yöntemi),

* c_B (%) derişikliği kısaca B (%) olarak da gösterilebilir.

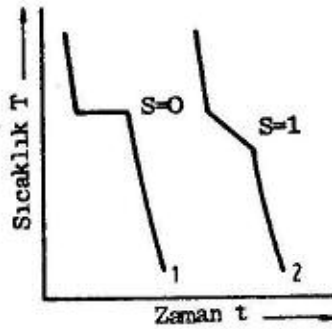
- Elektrik direnci, manyetik duyarlık gibi bazı fiziksel özelliklerinde, faz dönüşüm sıcaklığına gelinince bir süreksizlik (sapma) görülür.

Isıl analiz yönteminde soğuyan alaşımin sıcaklığı zamana bağlı olarak ölçülüp, aşağıdaki karakteristik süreksizlikler saptanabilir (Şekil 1.81).

- Sabit sıcaklık noktaları*. Bu duruma sistemin sıcaklığı faz değişimi tamamlanıncaya kadar sabit kalırsa ($S=0$) rastlanır.
- Alaşımlarda sıvı ve katı fazların birlikte bulunduğu faz alanlarının sınırlarına ($S=1$) karşılık soğuma eğrilerinde belirgin kırılma noktaları görülür. Bunlar katılaşma sırasında açığa çıkan kristalleşme ısısı nedeniyle oluşurlar.



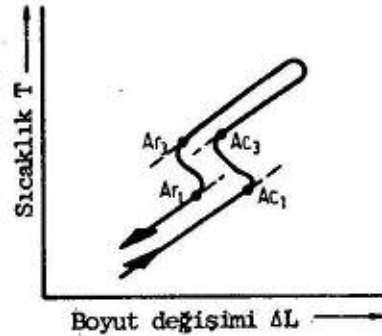
Şekil 1.80-Faz değişiminin faz diyagramında şematik olarak gösterilişi



Şekil 1.81-İki bileşenli alaşımlarda durak ve kırılma noktaları. Durak Noktası ($S=0$): Saf metaller, ötektikler, ötektoidler, peritektiklerin katılaşmasında. Kırılma Noktası ($S=1$): İki fazlı alanlardaki faz değişimlerinde.

zimi şematik biçimde göstermektedir. Eriyik ve KÇ'nin birlikte bulunduğu iki fazlı alan ile homojen eriyik (sürekli sıvı çözelti) alanı arasındaki sınır çizgisi Likidüs, iki fazlı alan

Isı kapasitesi değişimi yardımıyla faz dönüşümünün saptanamadığı durumlarda (örneğin çökeltme olayları), daha duyarlı olan dilatometre yöntemine başvurulup, çok küçük boyut değişimlerinden faz dönüşümlerinin belirtisi olarak yararlanılabilir. Şekil 1.82 bir Fe-C alaşımının ısıtma ve soğutma sırasındaki dilatometre eğrilerini vermektedir (şematik).



Şekil 1.82-Bir Fe-C alaşımının dilatometre eğrileri (ısıtma/soğutma)

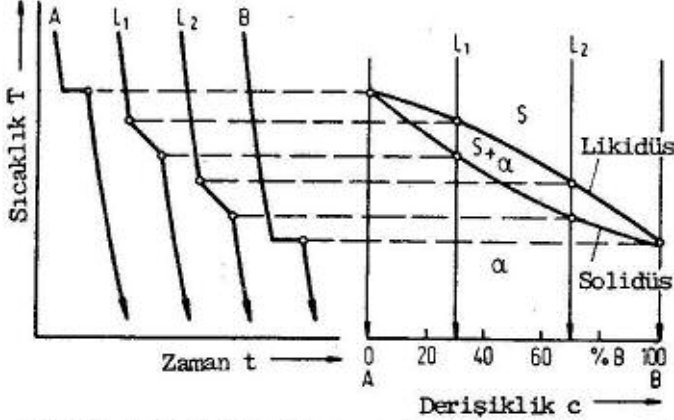
Değişik bileşimler için saptanan kırılma ve sabit sıcaklık noktalarının T-c diyagramına taşınması ile faz alanların sınırları ve böylece faz diyagramı belirlenir. Şekil 1.83 sürekli sıvı ve katı çözeltide bu çizi-

*"Durak noktası" olarak da adlandırılır.

ile KÇ arasındaki sınır çizgisi de Solidüs olarak adlandırılır.

Likidüs çizgisi L_1 üzerinde alaşım tümüyle sıvı, Solidüs çizgisi S_0 altında da tümüyle katı haldedir. L_1 ve S_0 arasında sıvı ve katı fazlar birlikte bulunurlar.

Faz diyagramları ile verilen faz sayıları, türleri ve miktarları, genellikle sistemin termodinamik denge halinde geçerlidir. Bunun için de ısıtma ve soğutma hızları sözkonusu denge oluşmasına imkân verecek ölçüde düşük olmalıdır.



Şekil 1.83-Faz diyagramlarının soğuma eğrileri yardımıyla belirlenmesi. Örnek olarak katı ve sıvı durumunda sürekli çözelti oluşturan bir sistem alınmıştır.

Sıvı halde bu denge kısa zamanda oluşur. Katı haldeki faz değişimleri ise çok uzun sürebilir (günler, haftalar, aylar).

Teknik uygulamada malzemenin iç yapısı nadir olarak termodinamik denge durumunda bulunur (Bk.1.6.7). Ancak yarı kararlı bir yapının da, kullanım yerinin gerektirdiği sürede değişmek koşuluyla, çok kez yeterli olabileceği düşünülmektedir. Şu sonuçlara varılır:

- Denge durumunu yansıtan faz diyagramları teknik alaşımların yorumunda bazı yanlışlara neden olabilir. Pratikte karşılaşılan ısıtma ve soğutma koşullarının denge haline ulaşmak için gerekenden önemli ölçüde farklı olması, özelliklerde çoğunlukla çok belirgin değişikliklere yol açar.
- Uygulamada yarı kararlı durumlar tercih ediliyor veya denge oluşması çok uzun süre alıyorsa, yarı kararlı gerçek diyagramlardan yararlanılır. Daha yüksek soğuma hızlarında elde edilen bu diyagramların faz alanı sınırları, ideal (denge) diyagramlarına göre daha aşağı sıcaklıklara kayar. Bu tür faz diyagramları için önemli bir örnek yarı kararlı Fe-Fe₃C sistemidir (Bk.S.183).

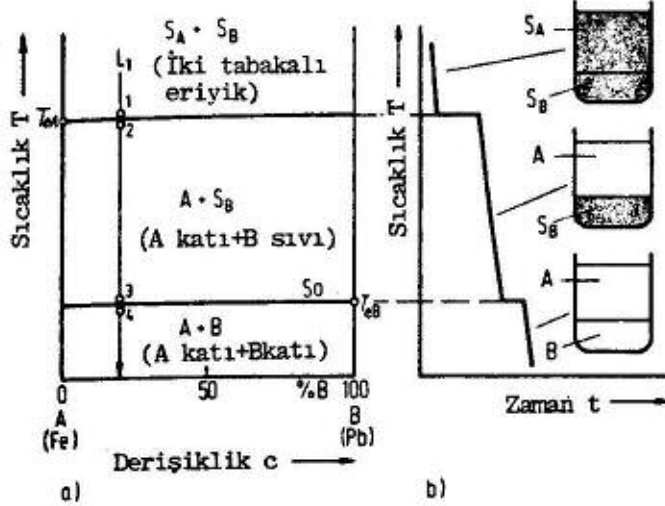
1.6.4. İki bileşenli Alaşımların Faz Diyagramları

1.6.4.1. Sıvı ve Katı Durumda Tam Çözünmezlik

Fe-Pb sistemindeki alaşımların soğuma eğrilerinin tümü Şekil 1.84b'de gösterilen biçimdedir. Bundan yararlanarak Şekil 1.84a'daki basit denge diyagramı çizilebilir.

L_1 alaşımının (%80 A, %20 B) T_{eA} (=A'nın erime sıcaklığı) sıcaklığının üzerinden başlayarak soğuması sırasında:

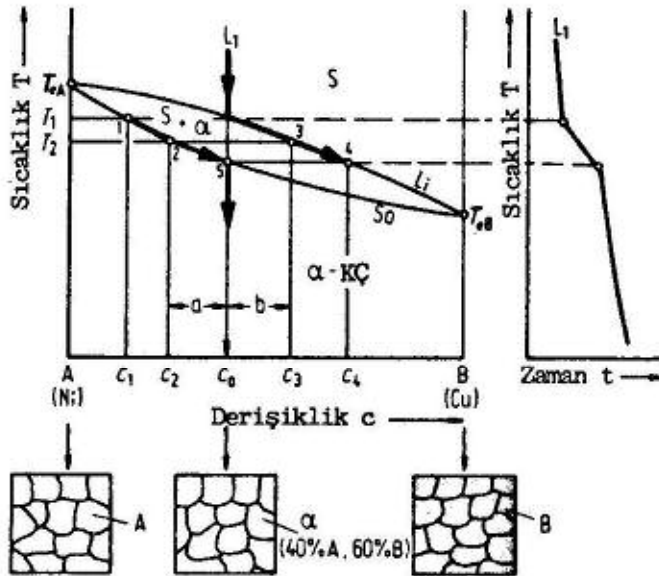
- 1 noktasına kadar iki homojen eriyik S_A ve S_B bulunur ve bunlar yoğunluklarına göre üstüste iki tabaka halindedirler (ağırlık segregasyonu).



Şekil 1.84-Sıvı ve katı durumda tam çözünmezlik gösteren bu sistemin faz diyagramı (örnek Fe-Pb)

1.6.4.2. Sıvı ve Katı Durumda Tam Çözünürlük

Sürekli bir katı çözelti oluşması için gerekli koşullar daha önce 1.5.1'de sıralanmıştı. Böyle bir sistemde A ve B bileşenlerinin dışındaki tüm soğuma eğrilerinde sabit sıcaklık noktası görülmez.



Şekil 1.85-Sıvı ve katı durumunda tam çözünürlük gösteren bir sistemin faz diyagramı

- 2 noktasında A(Fe) katılaşıp (kristalleşir). İkinci faz S_B , 3 noktasına kadar sıvı olarak kalır.
- T_{eB} geçildikten sonra her iki faz da kristalleşmiş ve katı tabakalar halinde birbiri üzerinde yer almıştır (Şekil 1.84b).

Demir ve kurşun metallerinin birbiri içinde hiç çözünmemesi nedeniyle, kurşun eriyikleri demir potalar içinde, pota ile eriyik reaksiyona girmeden taşınabilir.

Soğuma sırasındaki olaylar, aşağıda L_1 (%60 A, %40 B) alaşımı örnek alınarak açıklanmıştır* (Şekil 1.85):

Likidüs çizgisinde, yani T_1 sıcaklığında α -KÇ oluşmaya başlar ve böylece iki fazlı alana girilir.

Eriyikten ilk ayrılan katı çözelti kristallerinin bileşimini, T_1 'den çizilen yatayın söz konusu fazın tek başına bulunduğu komşu alan sınırıyla kesişme noktası (1) verir. Bu noktada B-yüzdesi ($=c_1$) eriyiğin c_0 derişikliğinden çok farklıdır.

*) Çoğunlukla soğuma durumu gözönünde bulundurularak açıklanan bu tür olaylar ısınma durumunda ters yönde gerçekleşirler. Buna göre ilerde sözü geçecek ötektik, peritektik v.b. reaksiyonların genel gösterimlerinin iki yönlü ($\rightleftharpoons$) olduğu hatırlanmalıdır.

Sıcaklık T_2 'ye kadar düştüğünde katıçözeltinin miktarı artar, bileşimi ise B-yüzdesi yükselerek c_2 olur. Yani katılaşma sırasında ayrılan katı çözeltinin bileşimi solidüs çizgisine bağlı olarak sürekli değişir. 5 noktasının hemen altında (solidüs çizgisi geçilir geçilmez) katılaşma sona ermiştir ve sadece c_0 derişikliğinde katı çözelti vardır.

Oluşan KÇ'lerin B-yüzdesi başlangıç eriyiğindeki (c₀) daima az olduğu ve sıvı faz miktarı giderek azaldığı için, geri kalan eriyikte B-yüzdesi (c₀) dan büyüktür ve likidüs çizgisine bağlı olarak sürekli artar. Sıvı ve katı çözeltilere ilişkin bu derişiklik değişimleri Şekil 1.85'de kalın çizilmiş eğriler ile gösterilmiştir. Katılaşmanın sona ermesinden hemen önce geriye kalan sıvı fazın başlangıçtaki bileşimden oldukça farklı olduğu dikkati çekmektedir (c₄). Bu son eriyikten (c₀) derişikliğinde katı çözelti oluşurken daha önce katılaşan kütle de aynı bileşime gelir*.

Sıvı fazda derişiklik dengelenmesi kolay ve çabuk gerçekleşir. Katı faz içindeki dengelenme yani yayınma olayı ise çok daha uzun zaman gerektirir. Bu nedenle teknikte raslanan soğuma hızlarında denge oluşamaz ve istenmeyen mikro segregasyonlar ortaya çıkar (Bk.1.6.7.1).

Yukarıdaki sistemin bütün alaşımlarının içyapısı oda sıcaklığında tek bir fazdan oluşur (α -katı çözeltisi). Kimyasal bileşimleri farklı katı çözeltiler muhtemel bir renk derişikliği dışında içyapısal farklılık göstermediklerinden, sözkonusu alaşımlar mikroskopik incelemeyle birbirinden ayırt edilemez. Ancak örneğin sertlik, akma sınırı v.b. mekanik özelliklerin saptanması bu ayırımı sağlayabilir.

Denge diyagramları yardımıyla fazların bileşimi, sayısı ve türü dışında iki fazlı bölgelerdeki oransal miktarları da belirlenebilir. Bu hesaplamalarda örneğin B bileşeninin katı fazda ve geriye kalan eriyikteki toplam miktarının, her sıcaklık için L_1 başlangıç eriyiğindeki kadar olmasından yararlanılır (Şekil 1.86).

Eriyik kütlesi m_S , katı faz kütlesi m_K , alaşımın kütlesi m ise,

$$m_S + m_K = m$$

dir. T_2 sıcaklığında B-miktarı ele alındığında

$$m_S c_3 + m_K c_2 = m c_0 \text{ veya } (m - m_K) c_3 + m_K c_2 = m c_0$$

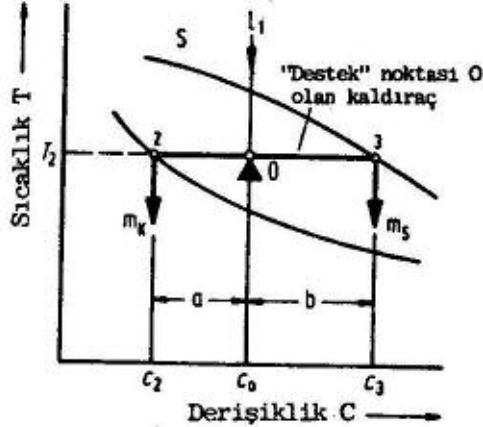
olması gerekir. Buradan

*) Bu olay katılaşma süresince tekrarlanır. Örneğin T_2 sıcaklığına gelindiği anda c_3 derişikliğinde bir miktar sıvı c_2 derişikliğinde katı çözeltiliye dönüşür. Bu sırada ($c_3 - c_2$) farkını karşılayacak kadar B atomu da katı faz içinde yayınarak (dengeli yani yavaş soğumada yayınma için yeterli zaman kalacağından) daha önce katılaşmış bölgelerin tümüyle c_2 derişikliğine ulaşmasını sağlar.

$$m_K = \frac{c_3 - c_0}{c_3 - c_2} m = \frac{b}{a+b} m ; m_S = \frac{a}{a+b} m$$

$$\frac{m_K}{m_S} = \frac{b}{a}$$

bulunur.



Şekil 1.86-Kaldıraç kanununun şematik gösterilişi

Bu bağıntı kaldıraç kanunu olarak adlandırılır. Mekaniktekinden farklı olarak burada kuvvetler yerine kütleler gelmiştir.

Denge diyagramlarının okunması ve yorumlanmasındaki başlıca kurallar, önemli olmaları nedeniyle, aşağıda tekrar özetlenmiştir:

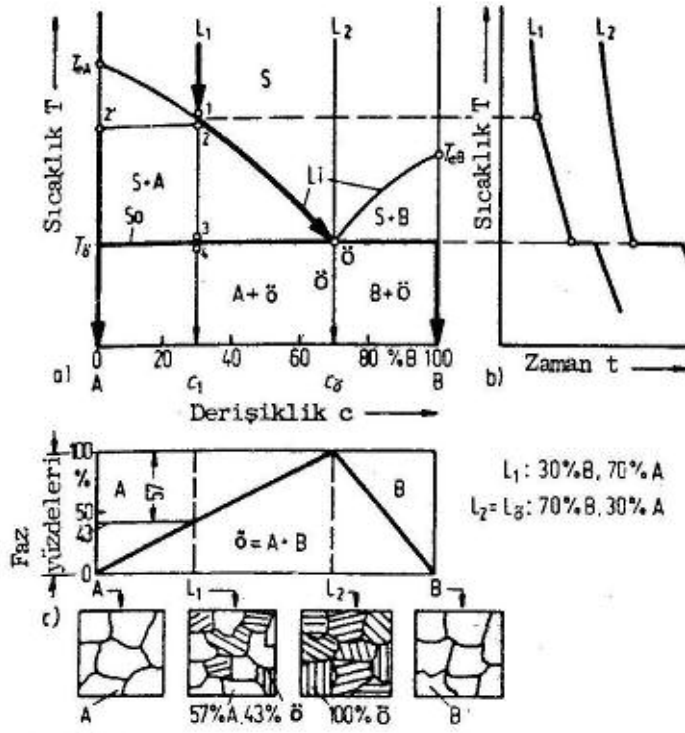
- Bir alaşımın tek fazlı bir alan içinde (homojen eriyikler, katı çözeltiler, ara bileşikler) soğutulması/ısıtılması sırasında faz sayısı, miktarı ve bileşimi değişmez.
- İki fazlı bir alana girildiğinde, örneğin eriyik (S), eriyik ve katı çözeltilere (S+a) dönüştüğünde, her iki fazın cinsi, miktarı ve bileşimleri bulunabilir. Sabit sıcaklık yatayının solidüs çizgisi ile kesim noktası bu sıcaklıkta ayrılan katı çözeltilerin bileşimini, likidüs çizgisi ile olan kesim noktası da geriye kalan eriyiğin bileşimini verir. Fazların miktarları ise kaldıraç kanunu ile hesaplanabilir.

1.6.4.3. Sıvı Durumda Tam Çözünürlük, Katı Durumda Tam Çözünmezlik

Sıvı durumda tam çözünürlük varsa ve eriyikten sadece saf A veya B kristalleşiyorsa, alaşımların likidüs sıcaklıkları bileşenlerin erime noktalarına göre azalır. Dolayısıyla T_{eA} ve T_{eB} sıcaklıklarından başlayarak sürekli alçalan iki likidüs çizgisi (ö) de kesişirler (Şekil 1.87a). Bu ötektik nokta tarafından belirlenen ($c_ö$) ötektik bileşimindeki malzeme ötektik alaşım, ötektik sıcaklığındaki sıvı fazın ($S_ö$) katılaşmasıyla elde edilen içyapı da ötektik yapı olarak adlandırılır. Böyle bir sistemde aynı zamanda solidüs olan $T-T_ö$ sabit sıcaklık yatayına ötektik çizgisi denir.

Ötektik alaşım belirli bir aralıkta değil, saf metal gibi sabit sıcaklıkta katılaşır. Bu nedenle soğuma eğrisi sadece sabit sıcaklık noktası gösterir* (Şekil 1.87b).

*) L_2 dışındaki diğer alaşımlarda (örneğin L_1) hem katılaşma aralığı hem de sabit sıcaklık noktası vardır.

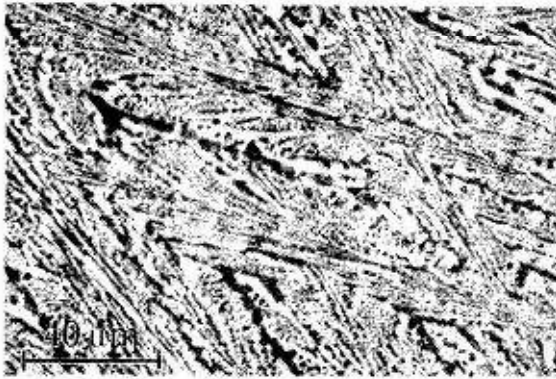


Şekil 1.87-a) Sıvı durumda tam çözünürlük katı durumda ise tam çözünmezlik

b) Soğuma eğrileri

c) Tammann diyagramı

Diğer bir deyişle (S_{δ}) den aynı anda hem A hem de B katılaşıyor (T_{δ} 'nin hemen altındaki bir yatay A ve B ordinat eksenlerini keser!). T_{δ} sıcaklığının düşük olması nedeniyle çekirdeklenme hızı yüksektir. Sonuçta çok sayıda ve aynı anda büyümeye çalışarak birbirini engelleyen A ve B tanelerinden oluşan bir içyapı ortaya çıkar. Dolayısıyla sistemin bütün alaşımlarında değişik miktarlarda olmak üzere görülen ötektik yapı:

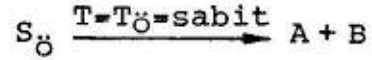


Şekil 1.88-Ötektik (Ledeburite, beyaz dökme demir)

T_{δ} sıcaklığında üç faz (S_{δ}, A, B) olduğuna göre, $B=2$, $F=3$ alınarak serbestlik derecesi

$$S = B + 1 - F = 3 - F = 0$$

bulunur. Bu sonuç sıcaklığın ve fazların değişikliklerinin sabit kaldığı anlamına gelmektedir. Ancak tüm S_{δ} eriyişi katılaşırsa, $F=2$ olacağından sıcaklık tekrar düşmeye başlar; yani söz konusu sistemin bütün soğuma eğrilerinde bir sabit sıcaklık noktasının bulunması zorunludur. Herhangi bir alaşımın T_{δ} sıcaklığındaki ötektik reaksiyonu



olarak yazılabilir. Böylece ötektik bileşimdeki S_{δ} eriyişi sabit sıcaklıkta ötektik karışım* ($A_{\text{katı}} + B_{\text{katı}}$) dönüşür.

- Genellikle çok ince tanelidir.
- İçyapıyı oluşturan fazlar arasında karakteristik bir düzen göze çarpar; yani bunlar rasgele değil, çoğunlukla lamel veya spiral biçiminde yanyana dizilirler. Görünümü nedeniyle (Şekil 1.88) bu yapıya, anlamı "güzel şekilli", "iyi yapılı" olan "ötektik" adı verilmiştir.

*) Ötektik yapıda bulunan fazların karışımı anlamında

L₁ alaşımasının soğuması sırasında şu olaylar cereyan eder:

1 noktasına kadar homojen S eriyiği vardır. Likidüs eğrisine ulaşılmasıyla eriyikten birincil A kristalleri ayrışır. 2 noktasından geçen yatayın iki fazlı alan (S+A) sınırını kestiği nokta (2') bu katı parçacıklarının derişikliğini verir (%100A). Sıcaklık düştükçe birincil A kristalleri artar ve geriye kalan eriyik azalır. 3 noktasında eriyik ötektik bileşime (c_ö) erişir. Bu noktadaki primer A kristal taneleri ile ötektik eriyiğin ağırlık yüzdeleri kaldıraç bağıntısı yardımıyla aşağıda hesaplanmıştır (m=100 birim alınarak):

$$\frac{c_0 - c_1}{c_0} m = \frac{70 - 30}{70} \cdot 100 \approx 57$$

Bileşimi %100 A olan
birincil kristaller

$$\%100 - \%57 = \%43$$

Bileşimi %70 B, %30 A
olan eriyik

4 noktasında, eriyik ötektik yapıya dönüşmüş olacağından, birincil katılaşmış A-kristalleri* toplam kütlenin %43'ünü oluşturan ötektik yapı içine gömülmüşlerdir. Bunlar daha önce eriyik içinde her yöne serbestçe büyüebildiklerinden çoğunlukla toparlak olup, bu biçimleri nedeniyle kolaylıkla tanırlar. Katılaşma sırasında oluşan derişiklik değişimleri Şekil 1.87a'da kalın çizgilerle gösterilmiştir. Böylece başlangıçta eriyik içinde bulunan %70 A ve %30 B'nin oda sıcaklığındaki yeni dağılımı aşağıdaki gibi olur:

Eriyik	Birincil kristaller	Ötektik yapı
% 70 A	0,57 · %100 A	+ 0,43 · %30 A
(0,70 kg A)** =	(0,57 kg A)	+ (0,13 kg A)
% 30 B	0	+ 0,43 · %70 B
(0,30 kg B)** =	0	+ (0,30 kg B)

L₂ ötektik alaşımı ise T_ö'ye kadar sıvı durumdadır (erime noktası en düşük alaşım); ötektik çizgisinin geçilmesi ile ani ve tümüyle ötektik yapı olarak katılaşır (katılaşma aralığı bulunmadığı için).

Ötektik bileşimin solundakilere ötektikaltı, sağındakilere ise ötektiküstü alaşımlar denir. Ötektiküstü alaşımlarda da katılaşma koşulları esas olarak ötektikaltı L₁ alaşımına benzer. Sadece eriyikten birincil katılaşanlar A yerine B-kristalleridir. Şekil 1.87c'de içyapılar şematik olarak gösterilmiştir.

Mühendisler çoğunlukla oda sıcaklığındaki fazların tür ve miktarları ile ilgilenirler. Şekil 1.87c'de çizilmiş olan Faz Yüzdeleri Diyagramı (Tammann Diyagramı) bu sıcaklık için gerekli olan bilgileri içermektedir. Anılan diyagramdaki sınır çizgilerinin tümü doğru biçimindedir. Çünkü kaldıraç kanununa göre fazların miktarı ile kaldıraç kolu uzunluğu ara-

* "Ötektik dışı A-kristalleri" de denebilir.

** Alaşımın kütlesi m=1 kg varsayılırsa

sında *doğrusal* bir bağıntı mevcuttur.

Erime noktaları düşük ve mekanik özellikleri iyi olduğundan, teknik uygulamalarda ötektik alaşımlardan özellikle döküm malzemesi olarak çok yararlanır. Ötektik kurşun-kalay alaşımının (%38 Pb, %62 Sn) düşük erime sıcaklığı (183°C), yumuşak lehim olarak kullanılmasının en önemli nedenidir.

1.6.4.4. Sıvı Durumda Tam Çözünürlük, Katı Durumda Sınırlı Çözünürlük

Alaşım sistemlerinin büyük çoğunluğunda bileşenler katı durumda ne sürekli bir katı çözelti oluştururlar, ne de tümüyle çözünmez halde dirler. Genellikle A bileşeninin belirli miktarlarda B bileşenini, B bileşeninin de belirli miktarlarda A'yı çözebildiği derişiklik aralıkları mevcuttur. Denge diyagramlarından katı çözeltinin ArKÇ veya AsKÇ olduğu anlaşılamaz. Birden fazla fazın bulunduğu derişiklik aralıkları ise çözünmezlik alanları olarak adlandırılır.

Çözünürlük yüksek sıcaklıklarda alçak sıcaklıklara göre genellikle daha fazladır. Dolayısıyla soğuma sırasında bileşime bağlı olan belirli bir sıcaklığın altına düşölünce çözünürlük sınırı* aşılmış olur. Örneğin A kafesinde daha önce çözünmüş B atomlarının bir kısmı zorunlu olarak kafes dışına yayınıp, (B)ce zengin ve kristal yapısı farklı yeni bir faz oluştururlar. Böylece bir katı fazdan diğer bir katının ayrışması çökelme olarak adlandırılır. Her sıcaklıktaki çözünürlük sınırını belirleyen çizgiye solvüs eğrisi denir.

Çökelme sırasında atomların yer değıştirmesi çok yavaş, alınan yollar kısa, ayrışan tanecikler ise çoğunlukla çok küçüktür. Olay, öncelik yüzey gerilimi ve boşyer yoğunluğu yüksek tane sınırlarında olmak üzere, genellikle enerji bakımından uygun yerlerde meydana gelir. Bu yerler tane sınırları yanında ikiz sınırları, boşyer veya dislokasyon yığınları, kalıntılar ve diğer kafes kusurları olabilir.

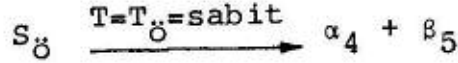
Çökelme olayı hızlı soğutma ile engellenebilir. Bu durumda oda sıcaklığında termodinamik dengede olmayan aşırı doymuş KÇ elde edilir. Aşırı doyma nedeniyle oluşan kafes gerilimleri ek ısı işlemleri ile daha da yükseltilerek çok büyük dayanım artışları sağlanabilir (Bk.1.7.3.2).

1.6.4.4.1. Ötektik Sistemler

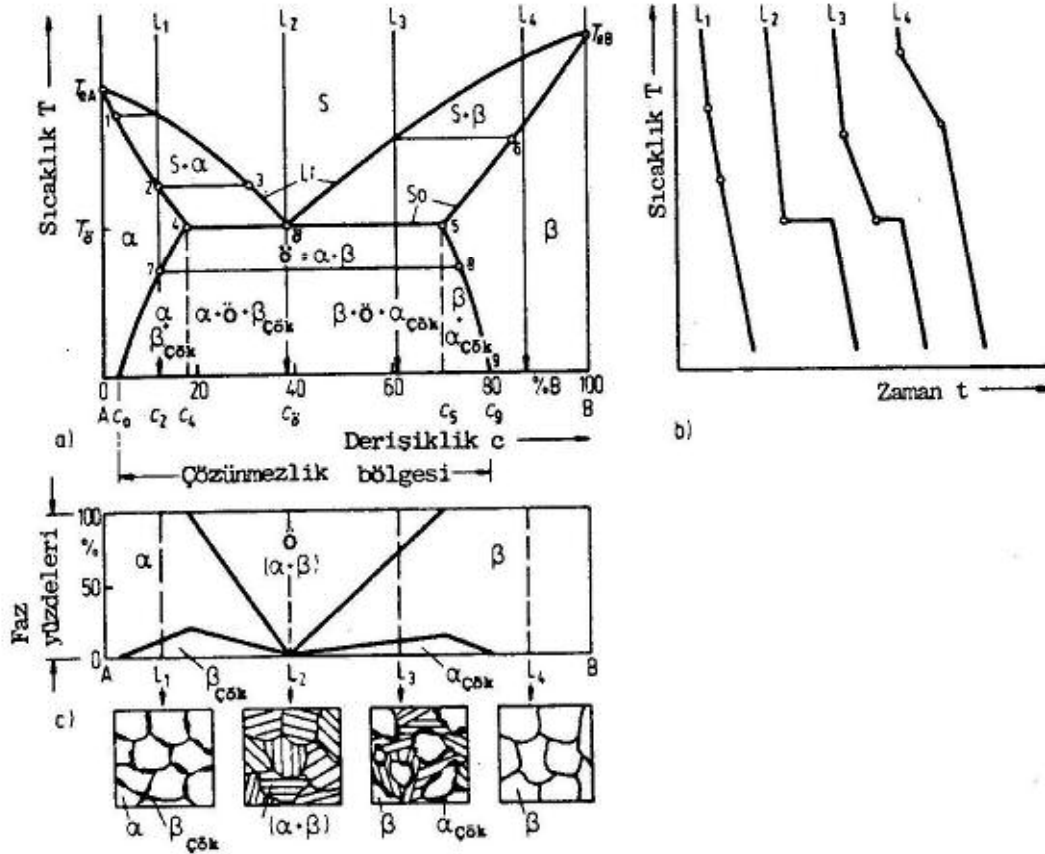
Şekil 1.89'da şematik olarak gösterilen sistemde oda sıcaklığında, A içinde en çok % 3 B ve B içinde en çok % 20 A çözünebilir. Bu yapılar tek fazlıdır, α ve β KÇ leri olarak adlandırılırlar. %3 ile %80 B arasındaki derişikliklerde, A varolan B'yi veya B varolan A'yı tümüyle çözemediğinden iki fazlı bir yapı oluşur. Bu alan bir çözünmezlik bölgesidir.

*) Çözeltinin doyma sınırı

Örneğin L_2 alaşımının soğumasındaki ötektik reaksiyon



olup, α_4 ve β_5 KÇ lerinden oluşan ince taneli bir karışım verir ($T_{\text{ö}}$ 'nün hemen altından çizilen yatay solvüs eğrilerin 4 ve 5 noktalarında keser. Endişler α ve β katı çözeltilerini sözkonusu noktalarla belirlenen bileşimlere sahip olduklarını göstermektedir).



Şekil 1.89- a) Sıvı durumda tam çözünürlük, katı durumda ise sınırlı çözünürlük gösteren bir ötektik sistemin faz diyagramı

b) Soğuma eğrileri

c) Tammann diyagramı (ötektik yapıyı oluşturan fazlar ile çökelen fazlar birbirinden ayırtedilemediği için $c_{\text{ö}}$ bileşiminde $\alpha_{\text{çök}}$ ve $\beta_{\text{çök}}$ sıfır kabul edilmiştir).

Kaldıraç kanununa göre ötektiği oluşturan her iki katı çözeltilerin miktarları:

$$\frac{c_5 - c_{\text{ö}}}{c_5 - c_4} \cdot 100 \approx \%62 \quad \alpha_4\text{-KÇ}$$

$$\frac{c_{\text{ö}} - c_4}{c_5 - c_4} \cdot 100 \approx \%38 \quad \beta_5\text{-KÇ}$$

Diğer alaşımlarda eriyikten birincil katılaşılan parçacıklar da 1.6.4.3'deki gibi saf bileşenler değil katı çözeltilerdir. Likidüs çizgisi geçilirken örneğin L_1 'den α_1 -KÇ, L_3 'ten ise β_6 -KÇ ayrışır.

L_1 alaşımının soğuma sırasındaki davranışında basit ötektik diyagramdakinden (Şekil 1.87) farklılıklar aşağıda açıklanmıştır:

2 noktasında solidüs çizgisinin geride bırakılmasıyla alaşım yalnız α -KÇ'den oluşur ve bu durum 7 noktasına kadar değişmez (tek fazlı alan!). *Solvüs eğrisinin* (c_4 çizgisi) altına düşüldüğünde, α -KÇ artık (c_2) derişikliğinde (B) çözmez. B'nin sözkonusu sıcaklıkta çözünemeyen bölümü bir miktar (A) da içererek β -KÇ halinde çökelir (yatayın β faz alanı sınırını kestiği 8 noktası, ayrışan β -KÇ'nin bileşimini vermekte ve B'ce zengin olduğunu göstermektedir).

Oda sıcaklığına kadar soğuma sonucu çökelebilecek $\alpha_{\text{çok}}$ veya $\beta_{\text{çok}}$ katı çözeltilerinin miktarları, c_4 veya c_5 derişikliğindeki alaşımlarda en büyük değerlere ulaşır. Anılan maksimum değerler verilen örnek için hesaplanırsa,

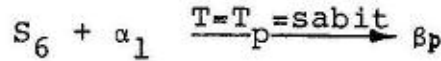
$$\frac{c_4 - c_0}{c_9 - c_0} \cdot 100 \approx \%19 \quad (\%18 \text{ B'li } \alpha\text{-KÇ'den çöke-} \\ \text{len } \beta_{\text{çok}}\text{-KÇ})$$

$$\frac{c_9 - c_5}{c_9 - c_0} \cdot 100 \approx \%13 \quad (\%70 \text{ B'li } \beta\text{-KÇ'den çöke-} \\ \text{len } \alpha_{\text{çok}}\text{-KÇ})$$

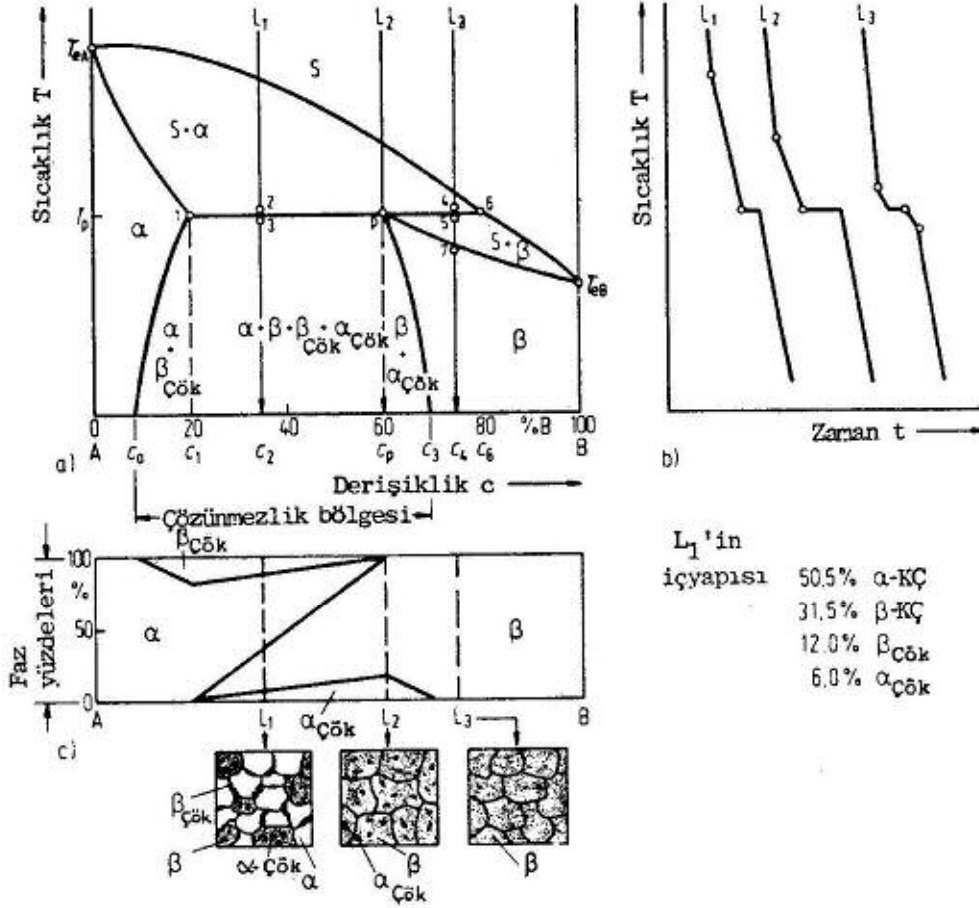
bulunur. Bu sonuçlar yardımıyla çizilen bir Tammann Diyagramı Şekil 1.89c'de görülmektedir. Elde edilen diyagrama göre L_3 alaşımı oda sıcaklığında %30 ötektik ($\alpha+\beta$), %61 birincil β -KÇ ve %9 $\alpha_{\text{çok}}$ 'den oluşur.

1.6.4.4.2. Peritektik Sistemler

Şekil 1.90 da bir peritektik sistem verilmiştir. *Peritektik reaksiyonda* eriyik (S), birincil katılaşılan bir KÇ (örneğin α -KÇ) ile birlikte bir diğer KÇ'ye (örneğin β -KÇ) dönüşür:



P Peritektik nokta, T_p peritektik sıcaklığı, diyagramdaki yatay ise peritektik çizgisi olarak adlandırılır. Peritektik çizgisi boyunca üç faz bulunduğundan serbestlik derecesi sıfırdır. Yani reaksiyon $T=T_p$ sabit sıcaklığında gelişirken fazların bileşimleri de (c_6 , c_1 ve c_p) değişmez.



Şekil 1.90- a) Sıvı durumda tam çözünürlük, katı durumda ise sınırlı çözünürlük gösteren bir peritektik sistemin faz diyagramı
b) Soğuma eğrileri
c) Tammann diyagramı

Peritektik dönüşümde β -KÇ, birincil katılaşmış α -KÇ ile eriyik arayüzeyinde oluşmaya başlar. α_1 -KÇ böylece β_p -KÇ ile kaplandığından, reaksiyonun gelişmesi için gerekli miktarda A atomu α -KÇ'den eriyiğe, B atomu da eriyikten α -KÇ'ye doğru bu katı durumda bulunan β_p kabuğundan geçerek yayılmak zorundadırlar (Şekil 1.91a,b). Dolayısıyla peritektik yapı β_p 'nin oluşumu çok yavaş ilerler ve pratikte Şekil 1.91c'deki dengeli yapı yerine, Şekil 1.91d'deki gibi dengesiz* bir yapı ortaya çıkar. Genellikle birincil α -KÇ artıklarının çevresinde yeralan sözkonusu içyapıya "çevreye yapılanmış" anlamına gelen peritektik adı verilmiştir.

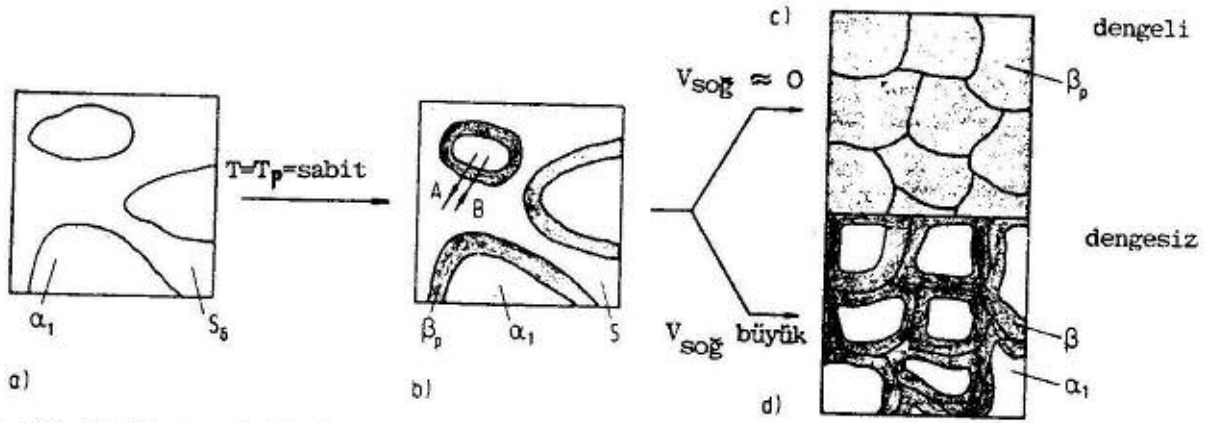
Bir L_2 alaşımı için peritektik reaksiyonda yer alan fazların miktarları kaldırıp kanununa göre aşağıdaki gibidir:

$$\frac{c_p - c_1}{c_6 - c_1} \cdot 100 = \%67 \text{ } S_6 \text{ eriyiği}$$

*) Tam tanımlamak gerekirse "yarı kararlı denge" durumunda

$$\%100 - \%67 = \%33 \alpha_1\text{-KÇ.}$$

Buna göre α -KÇ'nin tümüyle β -KÇ'ye dönüşmesi için en az %67 eriyik gereklidir. L_2 'nin solundaki alaşımlarda ise eriyik oranı daha az olduğundan, peritektik reaksiyondan sonra geriye belirli bir miktar α -KÇ daima kalır*.



Şekil 1.91-Peritektik oluşumu (Şematik): Kütle yayınması, dengeli ve dengesiz durumlar.

Bir L_1 alaşımı (%35 B) peritektik reaksiyon öncesinde (2 noktası) şu fazlardan oluşur:

$$\frac{c_2 - c_1}{c_6 - c_1} \cdot 100 = \%25 \text{ } S_6 \text{ eriyiği,}$$

$$\%100 - \%25 = \%75 \alpha_1\text{-KÇ.}$$

Peritektik reaksiyondan sonra ise (3 noktasında):

$$\frac{c_p - c_2}{c_p - c_1} \cdot 100 = \%62,5 \alpha_1\text{-KÇ,}$$

$$\%100 - \%62,5 = \%37,5 \beta_p\text{-KÇ bulunur.}$$

L_2 'nin sağındaki alaşımlarda eriyik miktarı gerekenden fazladır; yani peritektik reaksiyon sonunda eriyik artmaktadır. L_3 alaşımı 4 noktasında şu fazlardan oluşur:

$$\frac{c_4 - c_1}{c_6 - c_1} \cdot 100 = \%91 \text{ } S_6 \text{ eriyiği,}$$

*) Denge (kararlı denge) durumuna ulaşılsa dahi

$$\%100 - \%91 = \%9 \alpha_1 - KÇ.$$

Dönüşümden sonra ise (5 noktasında):

$$\frac{c_4 - c_p}{c_6 - c_p} \cdot 100 = \%75 S_6 \text{ eriyiği,}$$

$$\%100 - \%75 = \%25 \beta_p - KÇ \text{ bulunur.}$$

Katılaşma 7 noktasında sona erdikten sonra alaşımın iç-yapısı oda sıcaklığına kadar $\beta - KÇ$ 'den oluşmaktadır.

$$c_0 < c < c_3$$

arasındaki alaşımlarda ise peritektik reaksiyondan sonra çökelme başlar ($\alpha_{çök}, \beta_{çök}$). Şekil 1.90c'de verilen çizimler tipik denge yapılarını şematik olarak göstermektedir.

1.6.5. Arafazlı Diyagramlar

Ara katı çözeltiler* ve ara bileşiklere (Bk.1.5.2) topluca ara fazlar denir. Bu fazların oluşum enerjileri ne kadar büyükse, erime noktaları da o kadar yüksektir.

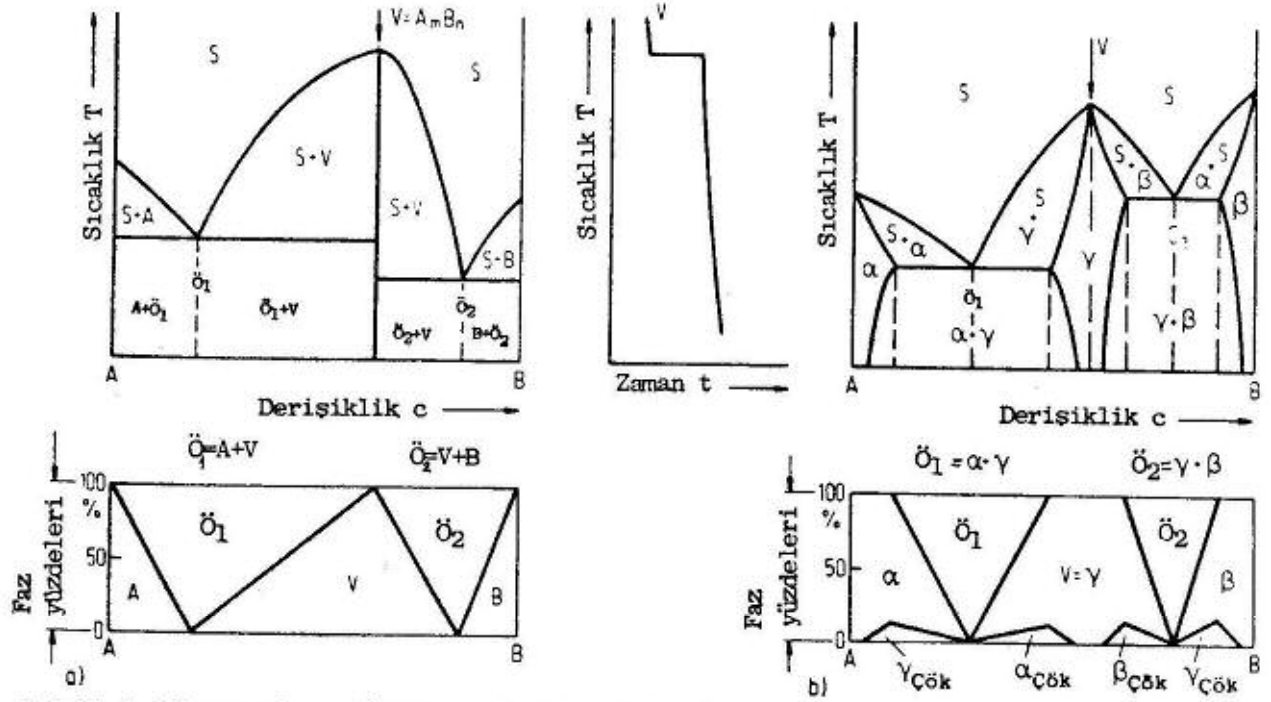
Arafazların erime/katılaşma davranışına bağlı olarak aşağıdaki sınıflandırma yapılabilir:

- Uyumlu** eriyen ara fazlı alaşım sistemleri
Uyumlu eriyen bileşikler saf metaller gibi davranırlar. Yani belirli bir erime noktaları vardır; erime sırasında katı ve sıvı fazların bileşimleri aynıdır. Bu durum Şekil 1.92a'da V arabileşiği, 1.92b'de γ ara katı çözeltisinin V bileşimi için sözkonusudur. Isıl kararlılığına bağlı olarak arafazın erime noktası bileşenlerinkinden daha yüksek olabilir.

Uyumlu eriyen bileşikli sistemlerin denge diyagramları çoğunlukla bileşenleri A-V ve V-B olan iki basit kısmi ötektik diyagrama bölünebilir.

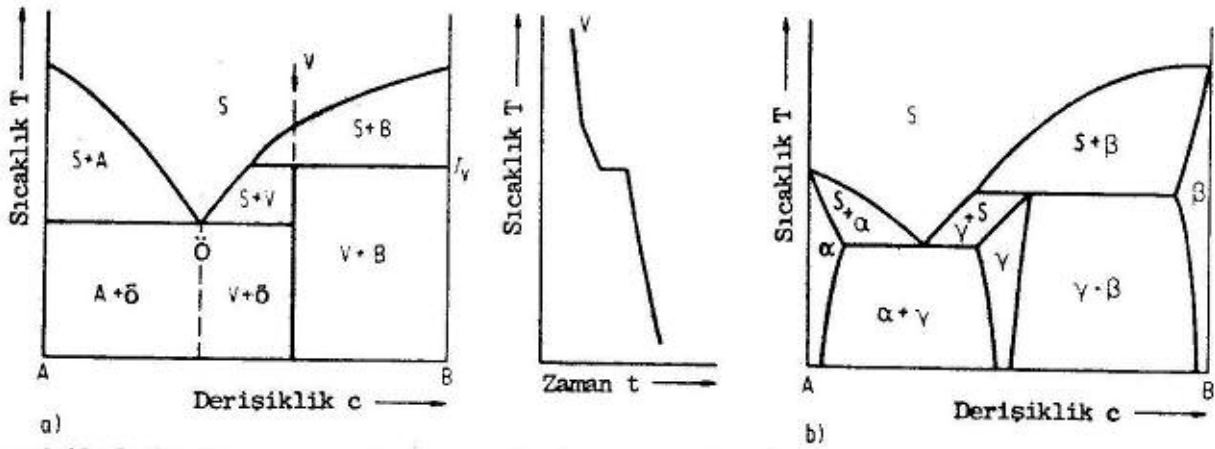
* Bir faz diyagramında bileşenlere komşu olan katı çözeltilere terminal faz, diğerlerine ise ara katı çözelti denir (Şekil 1.92b ve 1.93b). Ara katı çözeltilerin kristal yapıları bileşenlerinkinden genellikle farklıdır. Bunların bileşim aralığı $V = A_m B_n$ gibi bir ara bileşik de içerebilir (Şekil 1.92b). Ancak sözkonusu tek fazlı alan içinde kalmak üzere $A_m B_n$ bileşiminden uzaklaştıkça, bileşiğin düzenli yapısından ve özelliklerinden sapmalar meydana gelir.

** Kongruent



Şekil 1.92-Uyumlu eriyen arafazlı sistemlerin faz ve Tammann diyagramları

- a) Katı durumda tam çözünmezlik ($V=A_mB_n$ ara bileşiği)
b) Katı durumda sınırlı çözünürlük (γ ara katı çözeltisi ve aynı alanda V ara bileşiği)



Şekil 1.93-Uyumsuz eriyen arafazlı sistemlerin faz diyagramları

- a) Katı durumda tam çözünmezlik ($V=A_mB_n$ ara bileşiği)
b) Katı durumda sınırlı çözünürlük (γ =Ara katı çözeltisi)

- Uyumsuz eriyen arafazlı alaşım sistemleri

Erime sırasında katı ve sıvı fazların bileşimleri farklıdır. Örneğin Şekil 1.93a'da V bileşiği likidüs eğrisine ulaşmadan bir eriyik (S) ve bir kristal türüne (B) ayrışır:

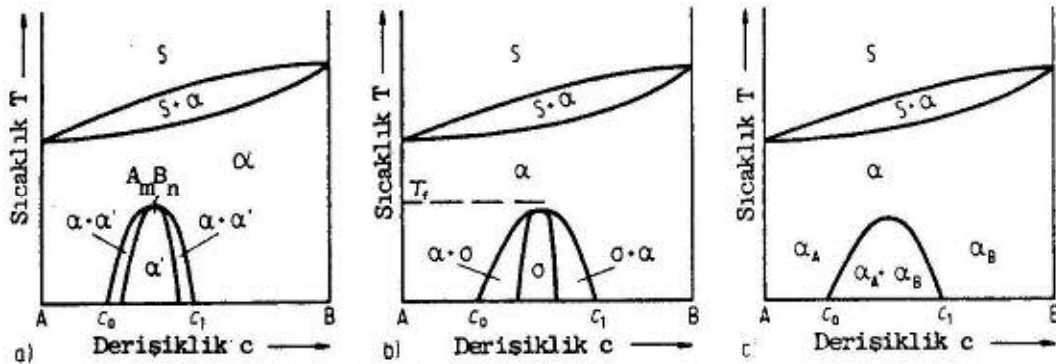


yani bileşik T_V = sabit sıcaklığında peritektik bir reaksiyona göre dönüşür.

Uyumsuz eriyen ara fazlar katı çözelti de olabilir ve yukarıda açıklanan davranış bunlar için de geçerlidir (Şekil 1.93b). Cu-Zn ve Cu-Sn sistemlerinin karmaşık denge diyagramlarında çok sayıda bu tür ara katı çözelti vardır.

1.6.6. Katı Hal Dönüşümlü Faz Diyagramları

Çeşitli alaşım sistemlerinin KÇ'leri soğuma sırasında, başlıca aşağıdaki faz değişimlerine uğrayabilir ve bunlar denge diyagramlarında gösterilebilir:



Şekil 1.94- Katı Hal Dönüşümlü Faz Diyagramları

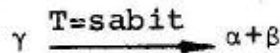
a) α-katı çözeltisinden bir süperkafesin (α') oluşması:



b) α-katı çözeltisinden bir arafazın (σ) ayrışması: α → σ

c) Katı çözeltinin bozunması: α → α_A + α_B

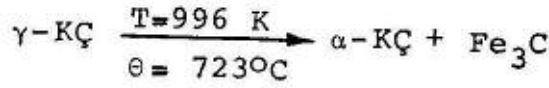
- Bir süperkafesin (α') oluşması (Şekil 1.94a)
İki atom türünün düzenli dağılımı olan süperkafes, bileşenlerin belirli bir oranında ve alaşımın düşük sıcaklıklarda yeterince yavaş soğutulması ile oluşur. Süperkafes (α') düzensiz KÇ (α) ile aynı kafese sahip olduğundan metalografik yöntemlerle (Bk.3.7) ikinci bir faz olarak kanıtlanamaz.
- KÇ'den bir arafazın (σ) ayrışması (Şekil 1.94b)
Belirli bileşim aralıklarında yavaş soğuma ile A ve B'den farklı kafese sahip ikinci bir katı faz oluşabilir. Bu arafazlar kırılğan ve sert olduklarından genellikle istenmezler.
- Katı çözeltinin bozunması (Şekil 1.94c)*
- Bir katı çözeltinin (γ) sabit sıcaklıkta iki değişik katı faza dönüşmesi:



Bu reaksiyon katı çözeltinin ötektoid ayrışması, oluşan iç-

*) (α_A + α_B) alanını sınırlayan çizgi solvus eğrisi (Bk.1.6.4.4) olarak düşünülebilir.

yapı da ötektoid (=ötektiğe benzer) olarak adlandırılır*. Uygulamada en önemli ötektoid Fe-Fe₃C sistemindeki perlit olup (Bk.S.183), burada ötektoid reaksiyon aşağıdaki şekildedir:



- Bileşenlerinden en az biri *alotropluk* gösteren alaşım sistemleri, anılan özellik diğer katı hal reaksiyonlarına da yol açacağı için, teknik bakımdan çoğunlukla özel anlam taşır. Bu durum, örneğin demir, mangan, kobalt gibi önemli metallerde görülür. Çoğu zaman alaşımlama yoluyla *alotrop* metalin kristal yapılarının kararlı olduğu sıcaklık aralıkları az veya çok kaydırılabilir. Şekil 4.88, Fe-Ni ve Fe-Cr sistemleri için bu değişimleri göstermektedir.

1.6.7. Dengesiz Durumlar

Şimdiye kadar açıklanan diyagramlar *termodinamik denge* durumunda geçerlidir. Alaşımın kararlı denge yapısı sadece çok küçük soğuma hızlarında oluşur. Uygulamada ise malzemeler eriyik durumundan başlayarak çoğu kez büyük ölçüde daha hızlı soğutulurlar. Özellikle *katı haldeki* durum değişiklikleri bu koşullardan kolayca etkilenir. Böylece ortaya çıkan denge durumu bozulmaları genellikle faz (denge) diyagramlarından görülemez. Ancak bu diyagramların, malzeme özelliklerinin tahmin edilebilmesi için gene de bilinmeleri gerekir**.

1.6.7.1. Mikrosegregasyon

L alaşımı sıvı durumdan soğutulurken (Şekil 1.95) T₁ sıcaklığında bileşimleri α₁ olan ilk katı çözelti kristalleri oluşur. T₂ sıcaklığında ise yalnız o andaki değil daha önce ayrıışan katı çözeltilerin tümünün bileşimi α₂ olmalıdır. Bunun için α₁ belirli bir miktar B'yi bileşimine almak zorundadır. Ancak hızlı soğumadan dolayı bu kütle transferi denge durumunun gerektirdiğinden genellikle daha azdır. Yani ilk ayrıışan α₁-KÇ'leri α₂ bileşimine ulaşamazlar. T₂ sıcaklığında oluşan α₂-KÇ kristalleri α₁ çekirdeklerinin çevresine tabakalar halinde yerleşirler. Böylece tüm katı çözeltinin ortalama bileşimi α₂' civarındadır. T₃ sıcaklığında benzer olarak ortalama bileşim α₃' ise, kaldıraç bağıntısına göre geriye S₃ eriyiğinin kalması gerekir. Bu nedenle eriyik katılaşmaya devam edebilir ve *solidüs* sıcaklığının altındaki sıcaklıklara düşebilir (*solidüs sürüklenmesi*). Dolayısıyla tanelere bir T₄ sıcaklığında α₄-KÇ tabakaları eklenir ve bunlarda B derişikliği başlangıçtaki eriyikten daha yüksektir. Bu şekilde KÇ tanelerinin ortalama bileşimi ilk eriyiğin derişikliğine yani α₄' değerine gelir.

*) Ötektikteki sıvının yerine bir katı faz (γ) gelmiştir. Benzer durum peritektikte olursa peritektoid reaksiyon adını alır.

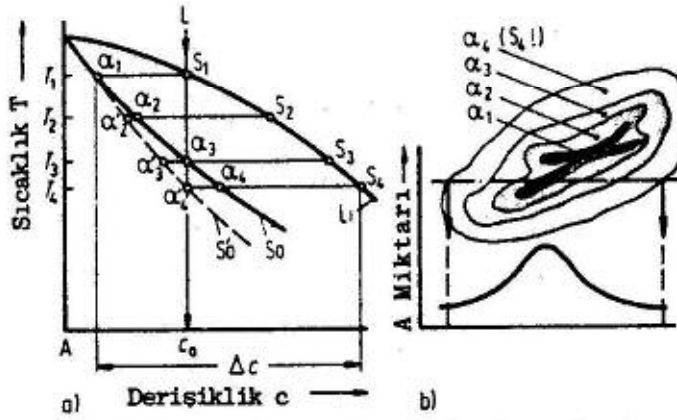
**) Ayrıca Fe-Fe₃C gibi yarı kararlı denge durumunu yansıtan faz diyagramları uygulamada karşılaşılan içyapıların yorumunu kolaylaştırabilir.

Sonuçta çekirdekten dışarı doğru B derişikliği sürekli artan, tabakalı ve soğuma hızı fazlalaştıkça kenarları en son katılaşılan eriyiğin bileşiminde olan taneler ortaya çıkar. Şekil 1.95b böyle bir taneyi şematik olarak göstermektedir. Bu olaya mikrosegregasyon (kristal segregasyonu), ortaya çıkan yapıya da tabakalı katı çözelti (katlaşmış katı çözelti) denir*.

Mikrosegregasyon

- Katılma aralığı ne kadar büyük,
- Soğuma ne kadar hızlı,
- Olaya katılan elemanların yayınma katsayıları ne kadar küçük ise o kadar belirgin olarak ortaya çıkar.

Ancak eriyik aşırı yüksek bir hızla soğutulursa, çok yavaş soğutmadaki gibi segregasyon görülmeyebilir.



Şekil 1.95- İki bileşenli alaşımlarda mikrosegregasyon oluşumu

a) Faz diyagramı

b) Tabakalı katı çözelti tanesi, A-miktari içinde dağılımı (şematik)

Katılma aralığı olan her teknik alaşımın döküm yapısında görülen mikrosegregasyon istenmeyen özellik değişimlerine neden olur. Solidüs sıcaklığının hemen altında yapılacak bir tavlama ile tabakalı katı çözeltiler homojenleştirilebilir. Gerekli tavlama süreleri genellikle çok uzun olduğundan bu olay naktan ancak sınırlı olarak yararlanılmaktadır.

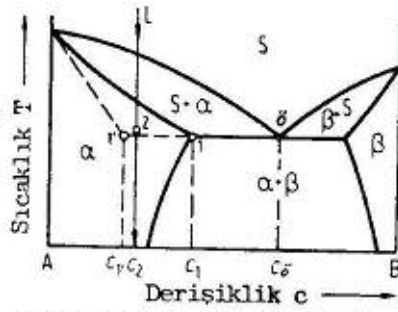
Benzer denge dışı olaylar ötektik ve daha da belirgin olarak peritektik sistemlerde görülür. Örneğin Şekil 1.96'daki ötektik sistemin L alaşımı oda sıcaklığında α -KÇ'den oluşmalıdır. Ancak hızlı bir soğutma sonucu solidüs çizgisinin l den l' ne kaymasıyla, T_0 sıcaklığında

$$\frac{c_2 - c_1'}{c_0 - c_1'} \cdot 100 \text{ oranında eriyik kalır.}$$

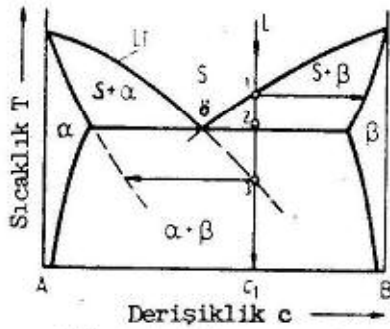
Böylece oda sıcaklığındaki içyapı α -KÇ ile birlikte bir miktar ötektik de içerir. Bu nedenle denge diyagramına göre ötektik çizgisini kesmeyen alaşımların da ısıtma işlemleri her zaman T_0 sıcaklığının altında yapılmalıdır.

Aksi halde, olası dengesiz yapıdaki ötektiğin erimesi giderilemeyecek malzeme ayrılmalarına yol açar. Öte yandan $T < T_0$ sıcaklığında yeterli süre tavlama ile denge durumu elde edilebilir.

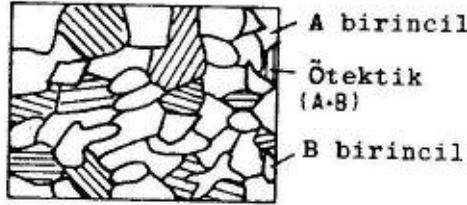
*) Tabakalar dendrit biçiminde olabilir (Bk.1.3.2).



Şekil 1.96-Bir ötektik sistemde mikrosegregasyon nedeniyle faz alanları sınırlarının ötelenmesi



Şekil 1.97-Ötektik sistemlerde aşırı soğuma



Şekil 1.98-Aşırı soğuduğu için iki tür birincil kristal de içeren yaklaşık ötektik bileşimdeki bir alaşımın iç yapısı (şematik)

1.6.7.2. Ötektik Sistemlerde Aşırı Soğuma Olayları

Bir ötektik sistemde L alaşımının soğuması sırasında (Şekil 1.97) likidüs sıcaklığı (T_L noktası) geçildikten sonra birincil β -KÇ kristallerinin ayrışması gerekir. Ancak bu fazın kristalleşmesini engelleyecek koşullar (örneğin hızlı soğuma) varsa, eriyik Li likidüs çizgisi uzantısının L düşeyini kestiği 3 noktasına kadar aşırı soğur ve dolayısıyla ötektik nokta da sağa doğru kayar. 3 noktasında eriyikten kristalleşen α -KÇ'nin çekirdeklenmeyi artırıcı etkisinden dolayı birincil β -KÇ'nin oluşumu da başlar. Açığa çıkan kristalleşme ısı, sıcaklığı T_0 'ye kadar yükseltir ve geriye kalan eriyik S_0 bileşimine ulaştığı zaman ötektik yapıya dönüşür.

Şekil 1.98 bu tarzda katılaşmış bir alaşımın iç yapısını şematik olarak göstermektedir. Söz konusu yapı ötektik matris içine gömülmüş iki birincil kristal türü içerir. Açıklanan olayın tipik örneği bileşimi ötektiğe yakın olan AlSi alaşımlarıdır.

1.6.7.3. Yozlaşmış Ötektik

Bir alaşımda ötektik bileşimdeki eriyiğin miktarı az ve önceden ayrılmış bulunan bir bileşenin, örneğin A, çekirdek oluşturmaya güç ise, ötektik eriyikten katılan aynı faz büyük miktarda mevcut olan A birincil kristalleri üzerine eklenir. Ötektik yapı sadece B-kristallerinden oluşarak normal bir ötektiğin özelliklerini göstermez ve "yozlaşmış ötektik" (ayrılmış ötektik) adını alır. Şekil 1.99 söz konusu alaşımların katılaşma-

sındaki olayları şematik olarak göstermektedir.

Yozlaşmış ötektikler için örnekler Ni-NiS ve Fe-FeS sistemleridir. Tane sınırlarında ötektiğin sadece bir bileşeni bulunur (NiS veya FeS). Bunların erime noktalarının düşük olması ise, çelikte ve nikelde yüksek sıcaklık çatlaklarının oluşmasına yol açar.

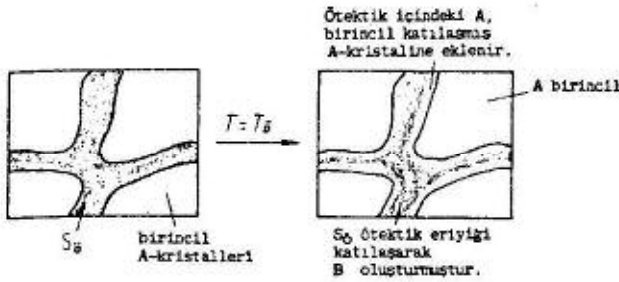
1.7. Teknik Alaşımların Özellikleri-Faz Diyagramlarının Kullanılması

Bir alaşımın mekanik-teknolojik özellikleri:

- İçerdiği fazların miktar, tür ve dağılımına,
- Tane büyüklüğüne,
- Malzemedeki katışkıların* miktar,tür ve dağılımına (alçak veya yüksek sıcaklıklarda eriyen,tane sınırlarında veya içinde bulunan gibi)bağlıdır.

Faz diyagramları yardımıyla belirli koşullar altında sadece ilk noktaya açıklık getirilebilir.

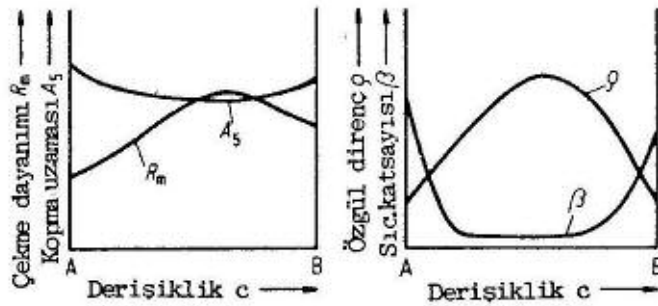
Dolayısıyla malzeme özelliklerinin kesin olarak bilinmesi için diğer kaynaklardan temin edilmesi gereken ek bilgilere ihtiyaç vardır: malzeme üreticisinin verileri, metalografik incelemeler, uygunluk testleri, literatürdeki değerler v.b.!



Şekil 1.99-Yozlaşmış ötektik oluşumu (şematik)

büyük farklılıklar gösterebilir. Bu olgu katı çözeltilerin teknikteki olağanüstü önemlerini ve çok çeşitli isteklerin karşılanmasında yaygın olarak kullanılmalarının gerekçesini açıklamaktadır.

İki bileşenli ve sürekli katı çözeltileri oluşturan bir sistem için derişikliğini yaklaşık %50 olması durumunda, kafes bozulmaları en üst düzeyde olacağından özelliklerin en yüksek veya en düşük değerlere ulaşması beklenir. Böyle bir sistemde alaşımların bazı mekanik ve elektriksel özelliklerinin bileşimle değişimini şematik olarak veren Şekil 1.100'den,



Şekil 1.100-Sürekli katı çözeltileri oluşturan bir sistemde bazı mekanik ve elektriksel özelliklerin bileşimle değişimi

1.7.1.Homojen Alaşımların Özellikleri

Homojen alaşımlar genellikle bir katı çözeltili fazından oluşurlar. Ana kafesin çözünen elementler tarafından atomsal düzeyde etkilenmesi ve gerilmesi nedeniyle, katı çözeltilinin özellikleri bileşenlerinin özelliklerine göre beklenmeyecek ölçüde

- katı çözeltilerin dayanım ve sertliklerinin alaşım miktarı ile arttığı,
- artan dayanıma rağmen kopma uzamasının genellikle çok az düştüğü,
- elektriksel özelliklerin bileşenin özelliklerinden çok farklı olduğu görülmektedir.

Dayanımın ve akma sınırının artması sadece çözünen atomlardan ötürü kafesin gerilmesine bağlan-

*) Safsızlıklar (gayrisafiyetler)

maz. Bu atomlar gerçek bir kristalin anakafesinde istatistiksel olarak dağılmayıp, öncelikle dislokasyon, tane sınırları ve diğer kafes kusurlarında birikirler. Yani dislokasyonlar çözünmüş yabancı atom "bulutları" nedeniyle bloke olurlar. Dolayısıyla bunları yerlerinden koparmak için daha büyük gerilmeler gerekir. Diğer bir deyişle akma sınırı yükselir. Malzeme dayanımının bu şekilde artışında, arayer atomları daha büyük kafes gerilmeleri oluşturdıkları için asalyer atomlarına göre daha etkindirler. Arayer atomlarının dislokasyonlarla olan etkileşimi için çok tanınan bir örnek, yumuşak çeliklerle belirgin akma sınırının ortaya çıkışıdır (Bk.3.1.3).

Homojen (tek fazlı) alaşımlar yukarıdaki nedenlerle önemli avantajlara sahiptir. Yüksek dayanımları yanında şekil değiştirme kabiliyetleri de oldukça iyidir ve soğuk şekillendirme ile büyük ölçüde pekleştirilebilirler. Dengeli durumda çok fazlı malzemelere göre korozyona daha dayanıklıdırlar. Ancak mikrosegregasyon nedeniyle alaşımların içyapıları pratikte hiçbir zaman dengede değildir. Bunun için yayınma tavrı yapılarak içyapı homojenleştirilip özellikler daha iyi hale getirilebilir.

1.7.2. Heterojen Alaşımların Özellikleri

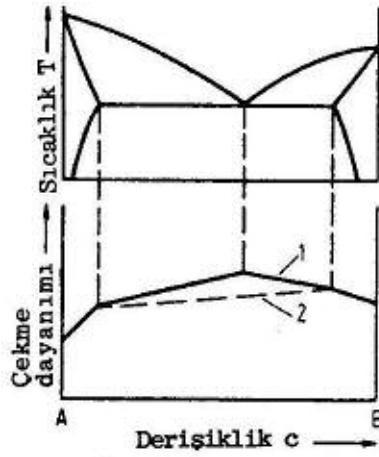
Bir heterojen alaşım iki veya daha fazla fazın karışımı olduğundan, fazların oranları ile büyük ölçüde belirlenen özellikler karışım kuralına göre doğrusal olarak değişirler. Yani x ve y fazlarından oluşan bir alaşımın belirli bir özelliği ($\bar{O}_{ala}$) bu fazların özellikleri ($\bar{O}_\alpha, \bar{O}_\beta$) yardımıyla yaklaşık olarak aşağıdaki gibi hesaplanabilir:

$$\bar{O}_{ala} \approx x \bar{O}_\alpha + y \bar{O}_\beta$$

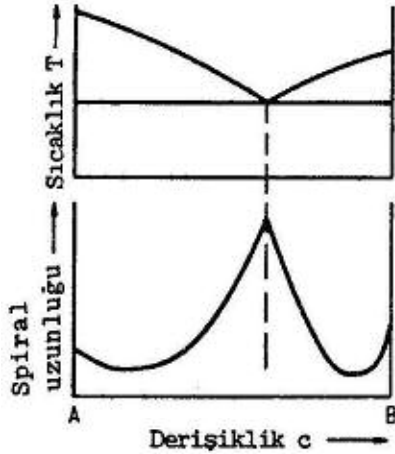
Dolayısıyla heterojen alaşımların özellikleri, farklı bileşimler için önceden beklenmeyen aşırı değişiklikler göstermez, daima A ve B fazlarının özellikleri arasında kalırlar.

Örneğin uzama, sertlik, elektrik direnci, yoğunluk v.b. özellikler bu kurala göre değişir. Oysa pasifleşme gibi ikincil bir olay ortaya çıkmadığı sürece, alaşımın elektrokimyasal potansiyeli (Bk.1.8) sadece daha az asal olan faz tarafından belirlenir. Genellikle çok ince taneli içyapıdan ötürü, ötektik alaşımların dayanımı da ayrıcalık göstererek, karışım kuralı ile hesaplanandan çoğu kez önemli ölçüde daha yüksek olur. (Şekil 1.101, 1 ve 2 eğrileri).

Ötektik alaşımların çoğunlukla mükemmel olan döküm kabiliyetinin nedeni erime sıcaklıklarının düşük olması ve katılaşma aralıklarının bulunmamasıdır. Döküm kabiliyetinin önemli bir ölçütü, sıvı metalin kalıp tarafından belirlenmiş olan tüm boşlukları doldurabilmesidir. Söz konusu özellik örneğin katılaşma oluşana kadar eriyik tarafından doldurulan bir spiral uzunluğu ile saptanabilir. Şekil 1.102 bu "spiral uzunluğunun" ötektik bir sistemde değişimini göstermektedir.



Şekil 1.101-Ötektik sisteme ait alaşımların T_0 'nün hemen altındaki sıcaklıkta çekme dayanımlarının değişimi (şematik)
1- Gerçek durum
2- Karışım kuralına göre



Şekil 1.102-Bir ötektik sistemde "spiral uzunluğunun" değişimi (şematik)

1.7.3. Katı Durumda Dönüşüm Gösteren Alaşımların Özellikleri

1.7.3.1. Süperkafes ve Arafazlar İçeren Alaşımlar

Düzenlenme kabiliyeti olan KÇ'lerde süperkafeslerin oluşması için belirli derişiklik aralığındaki bir alaşımların (Şekil 1.94a'da $c_0 < c < c_1$) çok yavaş soğutulması gereklidir. Sertliği artıran ve malzemeyi hafif gevrekleştiren süper kafes oluşumu genel olarak hızlı soğutma ile engellenebilir.

Arafazlar ise çok fazla gevrekleşmeye neden olduklarından daha da olumsuz sonuçlar yaratabilirler. Bunların çok az miktarları dahi tüm alaşımları gevrekleştirmeye yeterlidir. Ancak bu etki miktardan da önce arafazın türü ve içyapıdaki dağılımına bağlıdır. En kritik olanlar diğer sünek fazın tane sınırlarına çökelenlerdir ve muhakkak önlenmelidirler. Bunun için başlıca iki yöntemden yararlanılır:

- Alaşım arafaz içermeyecek bileşimde seçilir (örneğin Şekil 1.94b'ye göre $c_0 < c < c_1$ aralığının dışında).
- Önceden çökelmiş olan arafazın uygun bir ısıtma işlemi ortadan kaldırılmasından sonra hızlı soğutmayla tekrar ayrışması engellenir (örneğin Şekil 1.94b'ye göre $T > T_1$ sıcaklığında çözme tavlama ve suverme).

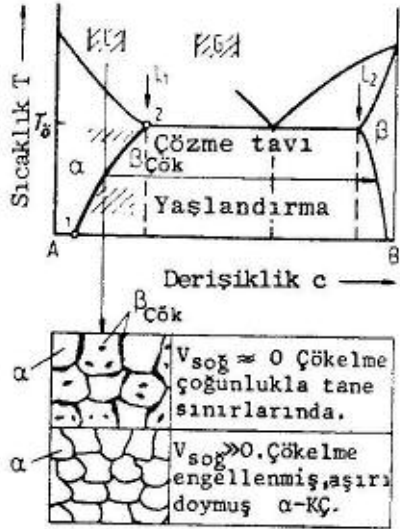
Uygulamaya ait bazı önemli örnekler:

- Cu-Zn sisteminde yaklaşık %50'den daha fazla çinko içeren alaşımlarda γ -fazının oluşması gevrekleşmeye yol açtığından, uygulamada en az %55 bakırlı pirinçler kullanılır.
- Benzer durum Cu-Sn sistemi yani bronzlarla ilgili olarak δ -fazı için de geçerlidir.
- Krom çeliklerindeki σ -arafazı ise gevrekleşmeye ve ayrıca korozyon dayanımının önemli oranda düşmesine neden olduğundan, bu alaşımlarda % 20 ile %70 arasındaki krom miktarlarından kaçınılmalıdır (Bk. Şekil 4.88).

Görüldüğü gibi arafazların bulunduğu sistemlerde uygun alaşımların seçimi büyük bir dikkat gerektirir. Bunun için de faz diyagramlarından yararlanılır.

1.7.3.2. Çökelme Sertleşmesi Gösteren Alaşımlar

Katı bir fazdan solvüs çizgisinin (Şekil 1.103,1-2 eğri-si) geçilmesi sırasında başka bir katı fazın ayrışması kolayca engellenebilir. Böylece kristal kafesi gerilerek malzemenin dayanımı artar. Bu olay özellikle bazı demirdışı alaşımlar için büyük önem taşıyan çökelme sertleşmesinin temelini oluşturur. Söz konusu sertleştirme yönteminin uygulanabileceği sistemlerde solvüs çizgisinin bulunması ve çözünürlüğün T düş-tükçe azalması gerekir; fakat önemli bir sertlik artışına erişmek için bu koşul her zaman yeterli olmayabilir.



Şekil 1.103-Çökelme olayı (şematik) $V_{soğ}$ =soğuma hızı

Çökelme sertleştirme ısısal iş-lemi genel olarak aşağıdaki üç aş-madan oluşur:

- Çözme tava: KÇ'de çözünen bileşe-nin miktarını artırmak amacıyla olabildiğince yüksek, ancak bulu-nabilecek artık ötektik erimesi tehlikesinden ötürü (Bk.1.6.7.1) T_g 'nin altındaki bir sıcaklıkta yapılır(Şekil 1.103).
- Suverme: Çözme tavını izleyen hız-lı soğutma çökelmeyi engeller*. Böylece elde edilen aşırı doymuş KÇ, yavaş soğumuş KÇ'den belirgin olarak daha yüksek dayanıma sahi-ptir(Katı çözelti sertleşmesi).

- Yaşlandırma:Alaşım suvermeden sonra solvüsün altındaki bir sıcaklıkta belirli süre bekletilerek, aşırı doymuş duruma göre önemli sertlik(dayanım) artışları sağlanabilir.Sözkonu-su davranış işlemin bu son aşamasında oluşan kümelerin, yarı veya tam kararlı çökelmiş fazların tür, büyüklük ve dağılımı-na bağlıdır**.

Uygun bir alaşımda katı çözelti ne kadar çok aşırı doymuş-sa, yalnız katı çözelti sertleşmesi değil, asıl önemli olan çökelme sertleşmesi de o kadar kuvvetli olur.Buna göre solvüs çizgisinin yatık olması ve en yüksek dayanım artışlarının L_1 ve L_2 alaşımları için elde edilmesi gerekir.Ancak dövme mal-zemelerde ötektik yapının az da olsa istenmemesi nedeniyle L bölgesindeki alaşımlar tercih edilir(Şekil 1.103).

Prensip olarak dövme alaşımları yanında döküm alaşımları-na da çökelme sertleştirme uygulanabilir.Bunun için döküm özellikleri iyi olan (katılaşma aralığı küçük) ve çökelme sertleşmesine daha elverişli α -KÇ'yi yeterli ölçüde içeren

*)Yüksek sıcaklıkta çözünen bileşen oda sıcaklığında da çözeltide kalır.

**)Bu durum solvüs çizgisi ile ilgili koşulun etkin bir sertleştirme için yetersizliğini, örneğin çökeltilerin karmaşık kristal yapıya sa-hip (çoğunlukla arafaz) olması,çok ince bir dağılım göstermesi gibi ek koşulların gerekliliğini açıklamaktadır.

G bölgesindeki (Şekil 1.103) alaşımlar seçilir. Aşırı doymuş KÇ yaşlanma sırasında denge durumuna yaklaştırmaya çalışır. Bunun gerçekleşme oranı yayınma koşullarına, yani yaşlanma sıcaklığı ve süresine bağlıdır. Örneğin aşırı doymuş α -KÇ'den β fazının çökmesiyle denge yapısına ulaşıncaya kadar aşağıdaki ara durumlardan geçilir:

Aşırı doymuş KÇ'nin (Şekil 1.104a), merteye olarak 100°C' in altındaki sıcaklıklarda yaşlanması (doğal yaşlanma veya soğuk çökeltme sertleşmesi) sonucu kümeler oluşur (Şekil 1.104b). Ana kafes ile bağdaşık olan bu kümeler kendilerine göre çok daha büyük bir kafes bölgesinde gerilmelere* ve dolayısıyla sertlik artışına neden olurlar. Çökeltme sertleşmesinde belirgin bir soğuk-sıcak geçişi yoktur. Alaya bağdaşık bölgeler çok değişik sıcaklıklarda meydana gelebilir.

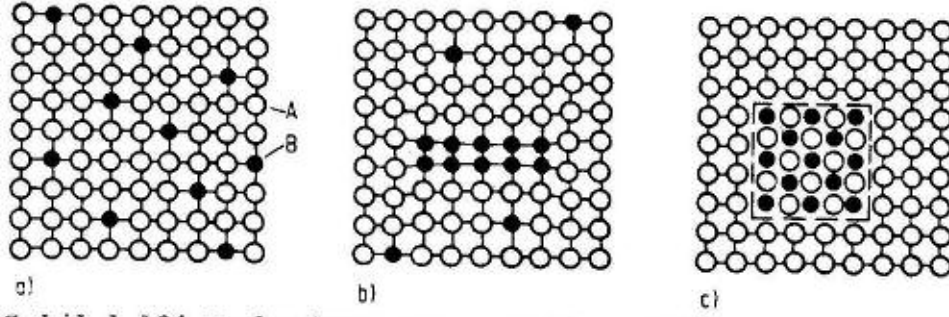
Yüksek sıcaklıklardaki yaşlanmada ise (yapay yaşlanma veya sıcak çökeltme sertleşmesi) başlangıçta oluşan kümeler, ana kafesten çoğunlukla bağdaşık olmayan faz sınırları ile ayrılmış çökeltilere dönüşür (Şekil 1.104c)**.

Genel olarak parçacıklar (kümeler, çökeltiler v.b.) içeren bir matrisin dayanımı, bu parçacıkların büyüklüğüne ve aralarındaki ortalama uzaklığa (λ) bağlıdır. Örneğin akma sınırının ($1/\lambda$) ile orantılı olduğu söylenebilir.

Bağdaşıklık nedeniyle oluşan ve daha fazla ağırlık taşıyan sertleşmeye parçacık etkisinden ileri gelen sertleşme eklenir (Şekil 1.105a). Yapay yaşlanmada ise hemen hemen yalnız parçacık etkisi vardır (Şekil 1.105b). Artan yaşlanma sıcaklığı ile olayın hızlanmasına karşın çökeltiler birbirleriyle birleşerek sayıları azalır (Şekil 1.105c). Parçacıklar arasındaki uzaklık arttığı için dislokasyonlar bunların çevresinden daha kolay dolanabilirler (Orowan mekanizması, Bk. Şekil 1.51). Dolayısıyla dayanım artışı da küçülür. Şekil 1.106 bu davranışı ve ayrıca belirli bir yaşlanma süresinden sonra dayanımın (sertliğin) maksimumdan geçerek azaldığını göstermektedir. Denge yapısının oluşmaya başlamasından ileri gelen bu olguya aşırı yaşlanma*** denir. Böylece belirli bir yaşlanma sıcaklığında en yüksek dayanıma, ancak optimum yaşlanma süresi ile ulaşılabilir.

Çökeltme sertleşmesi bakımından alüminyum alaşımlarından özellikle aşağıdaki sistemlere ait olanlar büyük önem taşır:

-
- *) Özellikle kafes parametreleri farklı iki kristal yapının bağdaşık (koherent) olması, yani kafeslerinin uyum ve süreklilik göstermesi, atom düzlemlerinin çarpılarak gerilmesine yol açar.
 - **) Yaşlanma olayının alaşımın çeşitli noktalarındaki gelişmesinde zaman farkları olabileceği, çökeltilerin ana kafesle bağdaşıklıkları kaybolmadan önce yarı bağdaşık durumdan geçebilecekleri ve bileşimlerinin de denge yapısından farklılık gösterebileceği gözönünde tutulmalıdır.
 - ***) Çökeltiler normal ışık mikroskobuyla ancak bu durumda seçilebilir. Soğuk çökeltme sertleşmesinde pratik olarak aşırı yaşlanma görülmez.



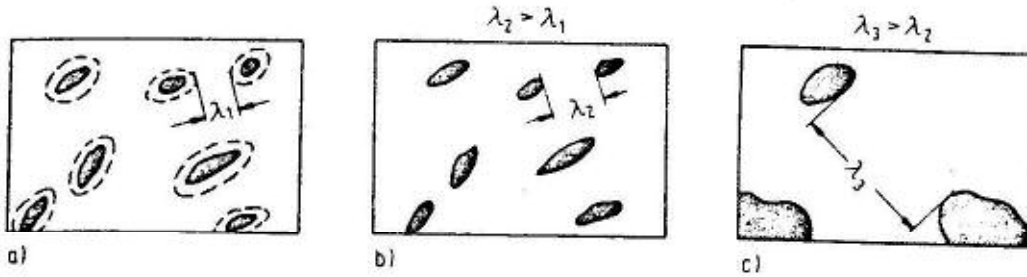
Şekil 1.104-Yaşlandırma sırasındaki çeşitli ara durumların şematik gösterilişi

- a) B atomları ile aşırı doymuş katı çözelti.
b) Kümelerin (CLUSTER) oluşması, bağdaşıklık, yüksek kafes gerilmeleri, homojen iç yapı: Doğal yaşlanma (soğuk çökelme sertleşmesi).
c) AB çökeltilerinin oluşması (%50A, %50B), bağdaşık olmayan faz sınırları, düşük kafes gerilmeleri, heterojen iç yapı: Yapay yaşlanma (sıcak çökelme sertleşmesi).

- AlCuMg,
- AlZnMgCu,
- AlMgSi.

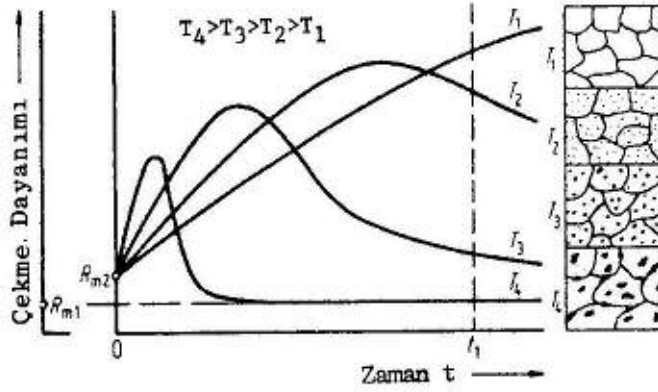
Ayrıca ısıya dayanıklı malzeme olarak çok kullanılan nikel ve demir alaşımlarına da çökelme sertleştirilmesi uygulanabilir:

- NiCr15Co,
- NiFeCr12Mo.



- a) Bağdaşık bölgeler nedeniyle parçacıklararası etkin uzaklığın küçülmesi ve oluşan yüksek kafes gerilmeleri, soğuk çökelme sertleşmesi için karakteristiktir.
b) Bağdaşık olmayan parçacıklar düşük kafes gerilmelerine neden olurlar. Dolayısıyla bunların dayanım artırıcı etkileri daha azdır. Bu durum sıcak çökelme sertleşmesinde görülür.
c) Artan yaşlanma sıcaklığı ile çökeltilerin birleşip büyümesi parçacık etkisinin daha da azalmasına yol açar.

Şekil 1.105-Yaşlandırma sırasındaki olaylar - Bağdaşıklık ve parçacıkların büyüklüğünün parçacıklararası uzaklığa etkisi



Şekil 1.106-Yaşlandırma süresinin(t), çekme dayanımına(R_m) farklı yaşlandırma sıcaklıklarında(T) etkisi. Yaşlandırma süresinin t_1 değeri için içyapıları gösteren resimlerde çökeltilerin büyüklükleri abartılmıştır. Bunların gerçek sayıları çok daha fazladır. En alttaki resim %100 denge içyapısını, yani tam aşırı yaşlanmayı temsil etmektedir.

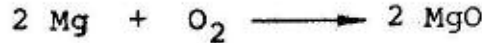
R_{m1} = Denge durumunda çekme dayanımı,

R_{m2} = Çözme tava ve su verme sonrasında çekme dayanımı

1.8. Korozyon

Korozyon metallerin ortam ile kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonu sonucu malzeme özelliklerinin olumsuz yönde etkilenmesidir. Korozyon hasarı sadece Federal Alman ulusal ekonomisinde, yılda milyarlarca DM düzeyine ulaşan kayıplara neden olmaktadır. Dolayısıyla korozyonun temel ilkelerinin ve bunlar yardımıyla korozyonu önleme olanaklarının bilinmesi her mühendis için kesinlikle gereklidir.

Kimyasal korozyon metallerin ortamla doğrudan reaksiyondur; yani metal ile reaksiyona giren diğer element arasında doğrudan bir elektron alışverişi söz konusudur. Bu sırada metal elektron verir (Bk.1.1.1, NaCl molekülünün oluşumu). Kimyasal korozyonda diğer element çoğunlukla oksijen olduğundan, reaksiyon ürünü metal oksittir, örneğin



Oksidasyon özellikle yüksek sıcaklıklarda belirgindir. Bu durumda oluşan korozyon ürününe teknik dilde tufal denir.

Oksidasyon kavramı genel olarak elektron verilen her kısmi kimyasal olay için, yani yükseltgenme karşılığı kullanılır. Bu sırada elektronların muhakkak oksijene verilmesi gerekmez. Dolayısıyla yukarıda anılan NaCl-molekülünün oluşumu da sodyumun oksitlenmesi diye nitelenebilir.

Elektrokimyasal korozyonda konum olarak çoğunlukla farklı yerlerde oluşan iki kısmi reaksiyon vardır. Teknikte raslanan korozyon hasarlarının nedeni genellikle elektrokimyasal olaylar olduğundan, bu konu ayrıntılı olarak ele alınacaktır.

1.8.1. Elektrokimyasal Temel Bilgiler

Elektrokimyasal korozyonun her iki kısmi reaksiyonunda da elektriksel yüklerin karşılıklı değişimi zorunludur. Bu değişim metallerde elektron iletimi yoluyla kolayca gerçekleşebilir. Metalin dışındaki akım ise bir elektrolit yardımıyla sağlanır.

1.8.1.1.Elektrolit

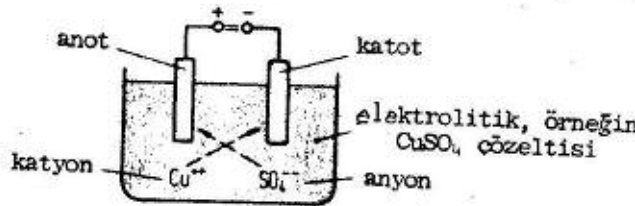
Elektrolit içinde iyon hareketi (iyon iletimi) olan bir ortamdır. Elektrolitler çoğunlukla sıvı çözeltiler olmakla birlikte, toprakta veya tuz eriyiklerinde de iyon iletimi mümkündür. Elektrolit içindeki moleküllerin bir kısmı daima iyonlara ayrılmış durumdadır (elektrolitik disosiyasyon).

Örneğin sulu bakır sulfat çözeltisinde CuSO_4 molekülleri bakır iyonları (Cu^{++}) ve sulfat iyonlarına (SO_4^{--}), ayrıca su molekülleri de H^+ ve OH^- (hidroksil grubu) iyonlarına ayrılırlar*.

Bir elektrolitin agresivitesi, yani korozyon olayındaki etkinliği, disosiyasyon derecesi ile belirlenir. Elektrolit içindeki iyonların derişikliği su içindeki derişikliklerinden ne kadar farklı ise elektrolit o derece etkindir.

Tüm elektrolitlerde hidrojen iyonları bulunduğundan, bunların sayısı pH-değeri olarak disosiyasyon derecesini tanımlamak için kullanılır. $\text{pH}=7$ suyun nötr durumunu vermekte ve bir litre suda 10^{-7} mol hidrojen iyonu bulunduğunu belirtmektedir**.

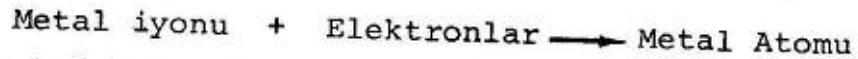
Asidik bir çözeltide hidrojen iyonlarının derişikliği daha fazladır ve pH değeri <7 dir. 7'den büyük pH değerleri ise bazik (alkali) çözeltileri gösterir.



Şekil 1.107-Bir doğru akım kaynağının etkisiyle iyonların elektrolit içindeki hareketi

Elektrolit içine bir doğru akım kaynağının elektrotları daldırılırsa (Şekil 1.107) negatif yüklü iyonlar pozitif elektroda (anoda) doğru hareket eder ve bu nedenle anyon olarak adlandırılırlar. Negatif elektroda (katoda) ise pozitif iyonlar (katyonlar) yönelir. Her iki elektrotta da elektrokimyasal olaylar cereyan eder.

Katot reaksiyonu bir indirgemedir. Katyonlar elektron alarak indirgenirler; metalsel iseler metal atomları oluşur:



İndirgenen metal katot üzerine çökelir. Bu mekanizmadan galvanik yüzey kaplama yöntemlerinde yararlanılır.

Katotta ayrıca her zaman hidrojen indirgenir:



Atomsal durumdaki hidrojen katot içine yayınabilir; yüzeyde oluşan hidrojen molekülleri ise gaz olarak uzaklaşır (örneğin

*) Üs şeklinde verilen işaretler eksik veya fazla bulunan elektron sayısına karşılık olarak (+) veya (-) elektriksel yükü gösterir.

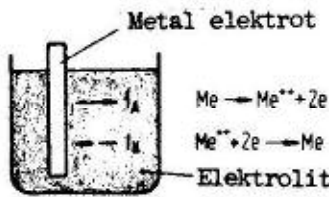
**) 1 mol H^+ iyonu = 1,0073 g H^+ iyonu = $6,023 \cdot 10^{23}$ H^+ iyonu, dolayısıyla $\text{pH}=7$ için $6,023 \cdot 10^{16}$ H iyonu/1 lt H_2O .

şarj sırasında oto akümülatöründeki gaz çıkışı).

Anot reaksiyonunda elektron verildiğinden bir oksidasyon (yükseltgenme) sözkonusudur. Anotta hangi kısmi reaksiyonun olacağı elektrolite ve elektrot malzemesine bağlı olarak değişir.

1.8.1.2. Çözünme Basıncı, Elektrokimyasal Gerilim Serisi

Gerek anot, gerek katot reaksiyonu bir anot, bir de katot kısmi akımını gerektirir ve bunlar bir doğru akım kaynağı tarafından sağlanabilir. Ancak korozyonda genellikle bir dış akım kaynağı sözkonusu olmadığından akım, elektrot/elektrolit sisteminin içinde doğrudan oluşma zorundadır. Bu ise metallerin elektrolitik çözünme basınçlarının farklı olmasından ileri gelir.



Şekil 1.108-Yarım pil:
Metal elektrot-elektrolit

Elektrolite bir elektrotun daldırılmasıyla yarım pil (Şekil 1.108) oluşur. Yarım pil içinde elektrot ve elektrolitin sınır yüzeyinde i_A anot kısmi akımı ile anodik kısmi reaksiyon:

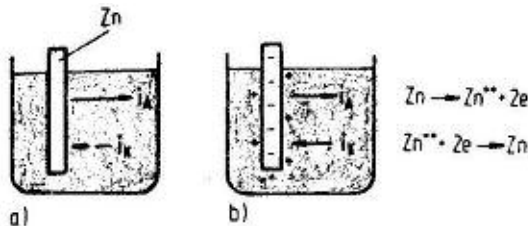
Metal atomu $\rightarrow$ Metal iyonu + Elektronlar,

i_K katot kısmi akımı ile de katodik kısmi reaksiyon:

Metal iyonu + Elektronlar $\rightarrow$ Metal atomu

aynı zamanda meydana gelirler. Olayın başlangıcında i_A ve i_K kısmi akım şiddetleri daima farklıdır.

Asal olmayan bir metalde anodik akım önce yüksektir, dolayısıyla elektrotta elektronlar artarak negatif bir yüke neden olurlar. Aynı anda elektrolit de pozitif iyonlarla yüklenir ve elektrostatik kuvvetler sonucu bunlar elektrod çevresinde yoğunlaşırlar (Şekil 1.109). Elektrod ile elektrolit arasında sınır yüzeyindeki gerilim farkı, anod kısmi akımı i_A 'yı azaltırken katod kısmi akımı i_K 'yı artırır. Böylece $i_A = i_K$ denge durumuna erişildiği andaki gerilim farkı metal-metal iyonu reaksiyonunun denge potansiyelidir.



Şekil 1.109-Asal olmayan bir metalin yarım pil oluşturması

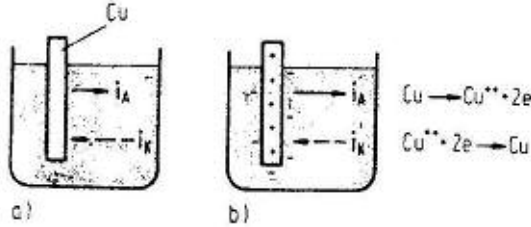
- a) Reaksiyon başlangıcı, anodik akım daha yüksek
b) Denge durumu

Bir yarım hücrenin yukarıdaki tam tersi olarak kutuplaşması ise asal bir metalin sınır yüzeyinde görülebilir. i_K 'nin i_A 'dan daha büyük olabilmesi için, olayın başlangıcında elektrot metalinin iyonlarının elektrolitte bulunması zorunludur. Kuvvetli katodik kısmi reaksiyon elektrotta elektronların azalması ve dolayısıyla elektrotun pozitif yüklenmesi sonucunu yaratır. Elektrolitin pozitif

iyonlar bakımından fakirleşmesi ve elektrot ile elektrolit arasındaki elektrostatik kuvvetler yeni bir denge durumunun oluş-

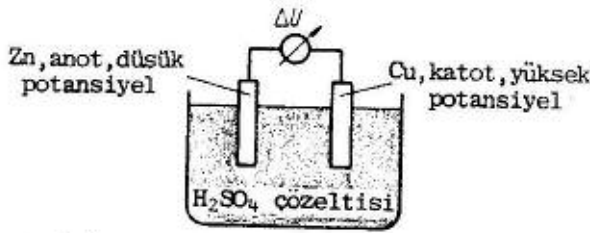
masına yol açar (Şekil 1.110). Asal metalin denge potansiyeli asal olmayan metale göre pozitifdir.

Denge potansiyellerinin saptanması sadece değişik elektrotlar arasındaki farkların ölçülmesi ile mümkün olur. Bu durumda elektrot çifti bir galvanik pil (Şekil 1.111) oluşturur ve doğru akım kaynağı olarak işlev görebilir (kuru pil, kurşun akümülatör).



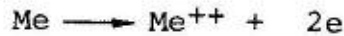
Şekil 1.110-Asal bir metalin yarım pil oluşturma

- a) Reaksiyon başlangıcı, katodik akım daha yüksek
b) Denge durumu



Şekil 1.111-Galvanik pil (basitleştirilmiş)

malzemenin farklı potansiyele sahip iki ayrı bölgesi bir elektrolit üzerinden temasa geçerlerse bir korozyon pili (Şekil 1.112) meydana gelir**. Asal olmayan metal anot, asal olan ise katot olur. Elektrik iletkenliğini sağlayan bağ ve elektrolit aracılığı ile yükler sürekli eşitlendiğinden, her iki elektrotta da denge durumu oluşamaz. Daha kuvvetli olan



anot reaksiyonu, anotun yavaş yavaş çözünmesine yani korozyona uğramasına yol açar.

Anotun çözünmesi, anot kısmi akımı i_A ne kadar büyük olursa o kadar çabuklaşır. Şekil 1.113'e göre i_A potansiyel ile artar. Aslında ölçülmesi mümkün olmayan anot kısmi akım eğrisi asal metallerde daha yüksek potansiyellere kayar.

Elektrolit normal olarak asal iyonlar içermediğinden katotta metal-metal iyonu reaksiyonu mümkün değildir. Dolayısıyla korozyonun katot kısmi reaksiyonu, elektronların katottan elek-

Elektrokimyasal gerilim

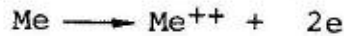
serisi metallerin normal potansiyellerine göre dizilmeleriyle elde edilmiştir. Normal potansiyel 25°C sıcaklıkta 1 mol/l derişikliğindeki çözeltiler yardımıyla, potansiyeli ± 0 V kabul edilen standart hidrojen elektroduna* karşı belirlenir. Bu değer ne kadar yüksekse metal o kadar asaldır (Çizelge 1.6).

Diğer pH-değerlerine sahip çözeltilerde saptanan karşılaştırma değerleri potansiyelin ayrıca elektrolite de bağlı olduğunu göstermektedir. Bir başka önemli etken de elektrolitin sıcaklığıdır.

1.8.1.3. Korozyon Pili

Birbiri ile iletken olarak bağlanmış iki metal veya aynı

bağlanmış iki metal veya aynı bölgesi bir elektrolit üzerinden temasa geçerlerse bir korozyon pili (Şekil 1.112) meydana gelir**. Asal olmayan metal anot, asal olan ise katot olur. Elektrik iletkenliğini sağlayan bağ ve elektrolit aracılığı ile yükler sürekli eşitlendiğinden, her iki elektrotta da denge durumu oluşamaz. Daha kuvvetli olan



anot reaksiyonu, anotun yavaş yavaş çözünmesine yani korozyona uğramasına yol açar.

Anotun çözünmesi, anot kısmi akımı i_A ne kadar büyük olursa o kadar çabuklaşır. Şekil 1.113'e göre i_A potansiyel ile artar. Aslında ölçülmesi mümkün olmayan anot kısmi akım eğrisi asal metallerde daha yüksek potansiyellere kayar.

Elektrolit normal olarak asal iyonlar içermediğinden katotta metal-metal iyonu reaksiyonu mümkün değildir. Dolayısıyla korozyonun katot kısmi reaksiyonu, elektronların katottan elek-

*) Standart hidrojen elektrotu tanımlanmış koşullar (basınç, derişiklik) altında hidrojen gazı ile süpürülen bir platin elektrottur.

**) Sözkonusu metal veya bölgeler elektrot olarak düşünölmelidir.

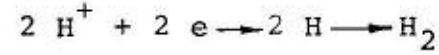
Çizelge 1.6:Elektrokimyasal Gerilim Serisi

Element (iyon- lar)	Normal potan- siyel	Diğer pH değerlerinde		
	V	pH = 6	pH = 7,5	
Au ⁺⁺⁺	+1,42	+0,3	+0,2	asal ↓ asal olmayan
Ag ⁺	+0,80	+0,2	+0,15	
Cu ⁺	+0,52			
Cu ⁺⁺	+0,34	+0,2	+0,1	
H ⁺	±0			
Pb ⁺⁺	-0,13	-0,3	-0,2	
Sn ⁺⁺	-0,14	-0,3	-0,8	
Ni ⁺⁺	-0,23	+0,1	+0,04	
Cd ⁺⁺	-0,40			
Fe ⁺⁺	-0,44	-0,4	-0,3	
Cr ⁺⁺⁺	-0,71	-0,2	-0,3	
Zn ⁺⁺	-0,76	-0,8	-0,3	
Al ⁺⁺⁺	-1,66	-0,2	-0,7	
Ti ⁺⁺	-1,75	+0,2	-0,1	
Mg ⁺⁺	-2,40			

trolite geçtiği bir elektrolitik indirgenme reaksiyonudur.

1.8.1.4.Hidrojen Korozyonu

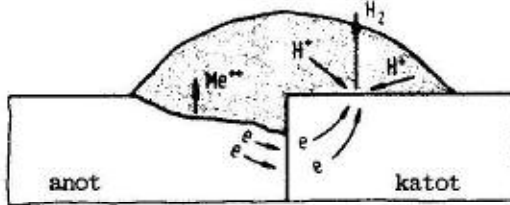
Hidrojen korozyonunda hidrojenin indirgenmesi aşağıdaki denkleme göre olur:



Bu reaksiyon için Şekil 1.114 te gösterilen ve aslında ölçülemeyen katot kısmi akım eğrisi geçerlidir.Elektrolitin pH-değeri düştükçe eğri daha yüksek potansiyel değerlerine ötelenir.

Anot kısmi akımı i_A ve katot kısmi akımı i_K 'nin toplamı dış gerilmelerin uygulanması ile öl-

çülebilir*.Toplam akım Şekil 1.115'e göre Up durma potansiyelinde sıfır olur.Bu gerilme değerinde her iki kısmi akım arasında bir denge vardır.Bir korozyon pilinde de dış akımların etkisi giderilebilse,anot ve katot kısmi akımları arasında böyle bir denge gerçekleşir.Dolayısıyla Up aynı zamanda bir korozyon pili içinde oluşan serbest korozyon potansiyelidir.



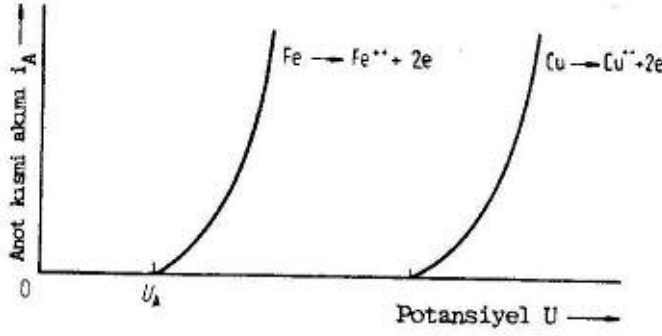
Şekil 1.112-Korozyon pili

kısmi akımlar küçük olduğundan daha az aşınırlar(Eğri 2)veya herhangi bir katot kısmi akımı görülmediğinden hiç etkilenmezler(Eğri 3).

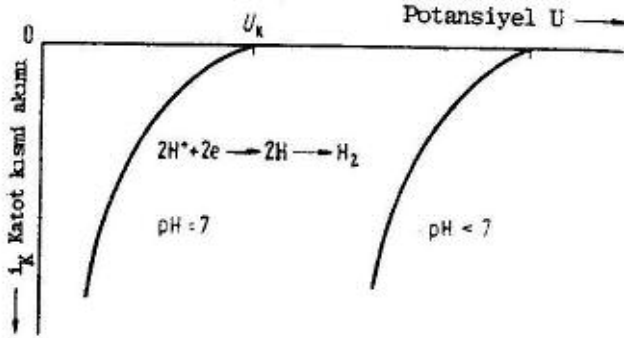
Hidrojen korozyonu sadece H-iyonlarının bol bulunduğu asidik elektrolitlerde bir anlam taşır ve metaller üzerine asit etkisini de kapsar (asit korozyonu).

Korozyonun değişik potansiyele sahip metallere farklı etkilerini Şekil 1.116 göstermektedir.Asal olmayan bir metal için (eğri 1) anot ve katot kısmi akımları yüksek olan bir U_{D1} serbest korozyon potansiyeli bulunur. Metal çabuk çözünür. Asal metaller ise U_{D2} değerinde

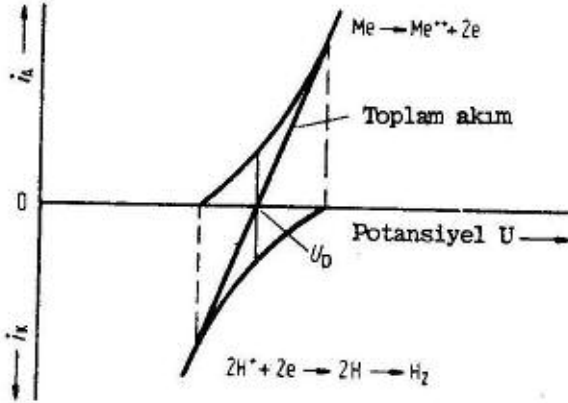
*) Anot ve katot kısmi akımları ise toplam akım ve çözünen metal veya ayrılan hidrojen miktarı yardımıyla hesaplanır.



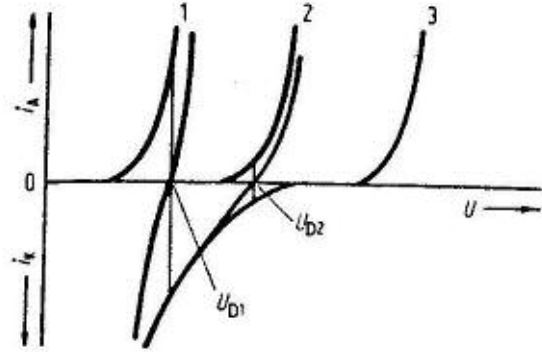
Şekil 1.113-Anot kısmi akım eğrileri $i_A = f(U, \text{metal})$, U_A =anot potansiyeli.



Şekil 1.114-Hidrojen indirgenmesinde katot kısmi akım eğrileri $i_K = f(U, \text{pH})$, U_K =katot potansiyeli.



Şekil 1.115-Toplam akım eğrisi, U_D =Durma potansiyeli



Şekil 1.116-Hidrojen korozyonunda değişik metaller için toplam akım eğrileri

1.8.1.5.Oksijen Korozyonu

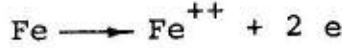
Hidrojen korozyonundan daha sık rastlanan oksijen korozyonunda, elektrolit tarafından havadan alınan oksijen aşağıdaki reaksiyona girer:



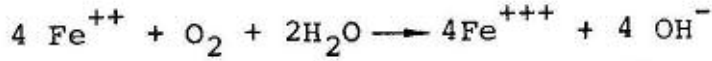
Bu katot reaksiyonu için kısmi akım eğrisi Şekil 1.117 de verilmiştir. Katot kısmi akımı geniş bir gerilim aralığında pratik olarak sabittir. Böylece birçok malzeme için serbest korozyon gerilimi oluşabilir. Ayrıca U_K katot gerilimi çok yüksek olan bu reaksiyonla bakır gibi asal metaller dahi anodik olarak çözünebilirler. i_K katot kısmi akımı oksijen oranı-

nın seviyesine bağılı olarak artar.Yani elektrolitte fazla oksijen varsa korozyon hızlı olur.

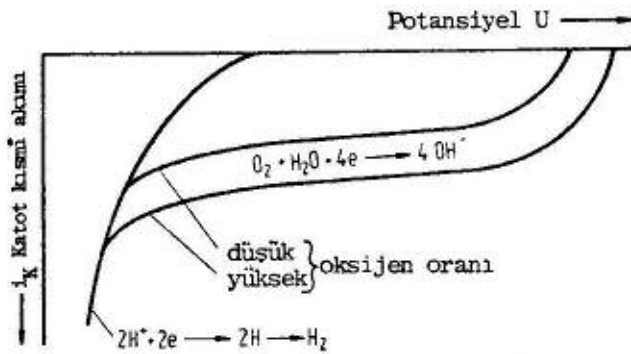
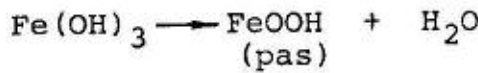
En çok raslanan oksijen korozyonu demir ve çeliğin paslanmasıdır. Anot reaksiyonu



ile elektrolite ulaşan Fe^{++} iyonları tekrar oksitlenerek (yükseltgenerek = elektron vererek) oksijen reaksiyonu için elektron sağlarlar:

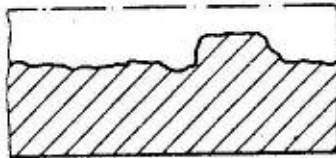


$\text{Fe}(\text{OH})_3$ ara bileşiğinden suyun ayrışması ile çözünmeyen pas meydana gelir.

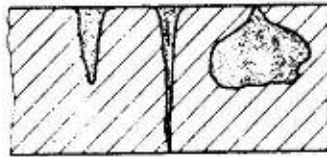


Şekil 1.117-Oksijen korozyonunda katodik kısmi akım eğrileri

Büyük yüzeylerde akım yoğunlukları az olacağından metal çözünmesi genellikle yavaştır.Oluşan korozyon ürünlerinden ötürü olay kolayca farkedilerek, sistemin güvenliği önemli ölçüde azalmadan gerekli önlemler alınabilir. Dolayısıyla çoğu kez sadece dış görünümün bozulmasına yol açan genel korozyon, ancak ulaşılamayan iç boşluklarda tehlikeli olabilir.



Şekil 1.118-Üniform ve kanallı genel korozyon



Şekil 1.119-Noktasal korozyonda oluşan çukur şekilleri

ğundan, noktasal korozyon yoğunlukla parça delinip sızma gibi bir belirti görülmeden anlaşılmaz.Bu noktaya gelinceye kadar da,sistemin tümünde doğabilecek dolaylı hasar korozyon hasarının kendisinden çok daha ağır olabilir. Noktasal korozyona,örneğin paslanmaz çeliklerde klor iyonlarının varlığı halinde rastlanır.

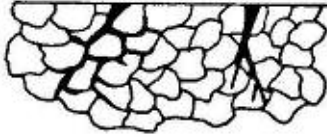
1.8.2.Korozyon Biçimleri

Korozyon nedeniyle oluşan malzeme hasarları görünümlerine göre başlıca üç gruba ayrılabilir: Genel korozyon,noktasal korozyon ve korozyon çatlakları.

Genel korozyon tüm yüzeyi üniform olarak etkiler veya kısmen kanallar oluşturabilir(Şekil 1.118).

Noktasal korozyon-

da (pitting)krater ya da iğne şeklinde yerel çukurlar oluşur veya yüzeyin altı oyulur (Şekil 1.119)Meydana gelen korozyon ürünlerinin miktarı göze çarpmayacak kadar az olur.



Şekil 1.120-Korozyon çatlakları:tanelerarası-taneleriçi

hem de taneleriçi yani taneleri keserek ilerlemesi mümkündür (Şekil 1.120).

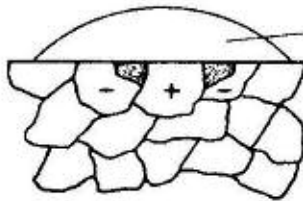
Korozyonun biçimi malzeme dışında,korozyon türü denilen olayın temel nedenine de bağlıdır.Ancak korozyon türleri ve korozyon biçimleri için her zaman kesin bir eşleştirme yapılamaz.

1.8.3. Korozyon Türleri

Korozyonun çok değişik nedenlerle oluşabilmesi, sadece doğru bir malzeme seçimini değil,uzmanca bir tasarım ve üretim ile birlikte makinaların işletilmesinde gerekli önlemlerin alınmasını da zorunlu kılar.Nitekim işletme sırasında uygun olmayan yağlar,ter,yoğuşmuş yanma gazları veya tuzlu su gibi elektrolitlerin varlığı çoğunlukla engellenemez.

1.8.3.1.Mekanik Zorlamasız Korozyon Türleri

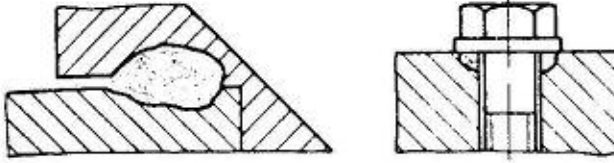
Bir korozyon pilinde (Şekil 1.112) anotla katot arasında genellikle çok küçük bir elektriksel direnç vardır,yani elektrotlar kısa devre edilmiştir(temas korozyonu,temas pili).Bu durumda anot ve katot iki farklı parça ise bir makro pil sözkonusudur ve oldukça üniform bir genel korozyon görülür.Örneğin civatalar ile bunların bağladığı parçalar farklı malzemelerden yapılmışsa, makro temas pili meydana gelir.



Şekil 1.121-Heterojen bir içyapıda oluşan yerel pil

Anot ve katot yüzeyleri çok küçük ve yanyana iseler yerel pil (mikro temas pili) oluşur(Şekil 1.121). Bu tür korozyon heterojen bir alaşımın değişik içyapı bileşenleri arasında ortaya çıkabileceği gibi (örneğin yanlış ısıtıl işlem uygulanmış AlCuMg alaşımlarında bakırca zengin çökelmelerin etkisiyle),metalsel birikintilerin altında da görülebilir. Bakır borulardan sonra çelik boruların kullanıldığı bir sistemde, sıvı akımıyla sürüklenen bakır birikintilerinin çelik borularda yerel piller yaratması ikinci duruma örnek olarak verilebilir.Korozyonun görünümü her iki durumda da noktasaldır.

Anot ve katot bölgeleri elektrotların bileşiminden değil, elektrolit içindeki belirli maddelerin homojen olmayan derişikliklerinden kaynaklanan korozyon piline derişiklik pili denir.En sık raslanan derişiklik pili elektrolite oksijen girişinin çeşitli bölgelerde farklı olmasından ileri gelen havalandırma pilidir(oksijen derişiklik pili).



Şekil 1.122-Aralık korozyonu

Dar aralıklarda veya sızdırmazlık yüzeylerinde oluşan aralık korozyonu da farklı havalandırma koşullarına bağlanabilir (Şekil 1.122)*

Ayırımı korozyonda belirli içyapı bileşenleri, tane sınırına yakın bölgeler veya bazı alaşım elemanları elektrolitte öncelikle çözünürler. Yukarıda belirtilen ısıtım işlemi hatalı AlCuMg-alaşımı bu tür korozyona da örnek olarak gösterilebilir. Tanelerarası korozyon ayırımı korozyonla oluşur. Çünkü burada ya tane sınırlarının yüksek enerjisi ya da farklı yapıları nedeniyle, tane sınırı çökeltilerinin veya tane sınırlarının çözünmesi söz konusudur. Taneleriçi korozyon ise plastik şekil değişimi sonucu dislokasyon yoğunluğu fazla ve böylece enerji seviyesi yükselmiş olan kayma düzlemlerinde ilerler.

Ayırımı korozyonun özel halleri kır dökme demirdeki süngerleşme ve pirinçteki çinkosuzlaşmadır. Süngerleşmede ferritik veya perlitik yapı (Bk.S.184) anodik olarak çözünürken, geriye katot davranışı gösteren grafit lamellerinin (Bk.4.9.3.3) süngere benzeyen bir iskeleti kalır. Bu durumda parça çoğunlukla dış biçimini korur, ancak dayanımını kaybeder.

Çinkosuzlaşmada çinko pirinçten ayırımı olarak çözünmez**. Yüzeyden bir miktar bakır ve çinko beraberce çözeltilmeye girerler. Ancak asal olan bakır tekrar indirgenerek parça üzerinde birikir. Bu çözenekli bakır tabakası ile daha az asal olan pirinç arasında ortaya çıkan temas pili de henüz hasar görmemiş pirincin hızla çözünmesi sonucunu doğurur.

1.8.3.2. Mekanik Zorlamalı Korozyon Türleri

Korozyon etkisine mekanik zorlamaların da eklenmesi***, en başta gerilme korozyonu çatlaması ile korozyon yorulması gelmek üzere önemli teknik sorunlar yaratır.

Gerilme korozyonunun ortaya çıkması için üç koşulun varolması gereklidir:

- Parçaya çekme gerilmeleri (örneğin iç gerilmeler) etkilidir,
- Olaya özgü bir elektrolit bulunmalıdır,
- Bir çatlak başlangıcı oluşmalıdır.

Çatlak başlangıçları yüzeyde ve büyüklükleri mikroskopik ölçeğin altında olabilen süreksizliklerdir. Mekanik gerilme ve

*) Korozyonun elektrolitteki oksijen miktarı ile artmasına karşın, oksijen dağılımı homojen değilse, bu kez düşük oksijenli elektrolitle temas eden yerler anot olarak korozyona uğrar. Dar aralıklara hava ve dolayısıyla oksijen girişinin az olacağı düşünülmelidir.

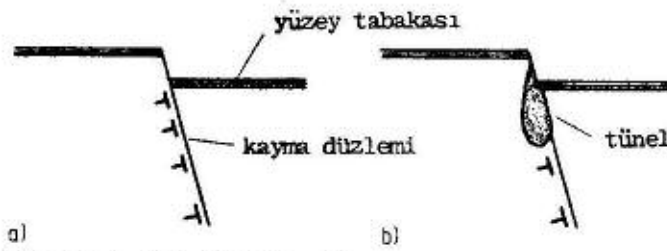
**) Dolayısıyla çinkosuzlaşma (çinko kaybı) deyimini tam doğru olmamakla birlikte yerleşmiş olduğu için kullanılmaktadır.

***) Birbirlerinden bağımsız olarak ele alındıklarında önemsenmeyecek düzeyde olsalar dahi, bu iki etkinin bir arada bulunması hasara yolaçabilir.

korozyonun ortak etkimesi ile oluşabilirler.Örneğin gerilme nedeniyle hareket eden dislokasyonların yüzeyde meydana getirdiği kayma eşikleri,korozyon yavaşlatıcı oksit v.b.bir tabakanın sürekliliğini bozar(Şekil 1.123). Bu gibi yerlerde koruyucu tabakanın yenilenmesi olaya özgü elektrolit tarafından engellenip,korozyonun yerel olarak gelişmesiyle bir tünel oluşur. Doğrudan doğruya koruyucu tabakadan geçebilecek iyonlar da aynı sonucu doğurur.

Çatlak ilerlemesi ise şu mekanizma ile açıklanabilir:Çatlak başlangıcının ucunda çentik etkisiyle gerilme yığılması ve dolayısıyla plastik şekil değiştirmiş bir bölge meydana gelir.Bu bölge yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle anodik olarak çözünür ve çatlak büyür.Bu arada plastik şekil değişiminden ötürü kısmen azalmış olan gerilme yığılması,çatlak büyümesi ile taşıyıcı kesit küçülüp ortalama gerilme yükseldiğinden tekrar etkinlik kazanır.Böylece çatlak ilerlemesi hızlanarak parçanın kısa zamanda kırılmasına yol açar.

Gerilme korozyonu her malzeme grubunda görülebilir.Ancak korozyona dayanıklı olarak bilinen birçok malzeme yukarıda anlatılan koruyucu tabakanın bozulma mekanizması nedeniyle bu hasara karşı özellikle duyarlıdır.Gerilme korozyonu çatlaklı malzeme ve elektrolite göre değişerek hem tanelerarası hem de taneleriçi tipten olabilir.



Şekil 1.123-Gerilme korozyonu
a)Yüzey tabakasının yırtılması
b)Tünel oluşumu

Hidrojen gevrekliği
elektrolit,gerilme ve çatlak gibi üç ana elemanın varlığına rağmen, hasar mekanizması temelde farklı olduğu için gerilme korozyonu olarak nitelenmemelidir.Gerilme korozyonunda çatlak başladıktan sonra karşılıklı etkileşimle olay giderek hızlanır.Hidrojen

gevrekliğinde ise önce atomsal hidrojen örneğin bir katodik reaksiyon sonucu ortaya çıkıp malzeme içine yayılır; daha sonra hidrojen molekülü meydana getirirken iç gerilmelere ve dolayısıyla çatlamaya neden olur (Bk.4.4.6).

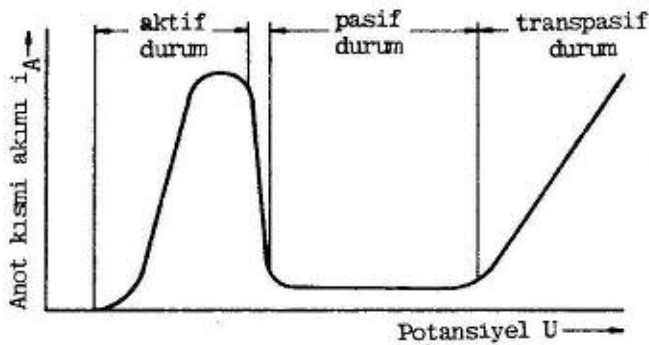
Korozyon yorulmasında ise gerilme korozyonunun dayandığı mekanizma büyük ölçüde geçerlidir.Yalnız değişen zorlamalar altında yüzeyde çıkıntı ve girintiler (Bk.3.2.4.2) yani uçlarında dislokasyon yoğunluğu yüksek olan derin çatlak başlangıçları her zaman olduğundan,korozyon yorulmasının görülmesi belirli bir elektroliti gerektirmez.Şehir suyu dahi yorulma dayanımının önemli oranda azalmasına neden olabilir(Bk.Şekil 3.38).Burada aktif kayma düzlemlerinin anodik çözünmesi koruyucu tabaka oluşturarak durdurulamaz; çünkü kaplama tabakalarının oluşumu kayma düzlemlerinin yeniden aktive olmasından çok daha fazla zaman alır.Gerilme korozyonuna karşı alaşımların farklı ölçüde duyarlık göstermesi korozyon yorulma-

sında sözkonusu değildir. Korozyon yorulması hemen hemen sadece taneleri içi çatlaklar şeklinde ilerler.

Mekanik zorlama ile birlikte korozyonun görüldüğü diğer korozyon türleri olarak iki katı maddenin sürtünmesi sırasında meydana gelen *sürtünme korozyonu*, akan sıvılar içinde oluşan *erozyon korozyonu* ve *kavitasyon korozyonu* sıralanabilir. Sürtünme korozyonunda özellikle mekanik aşınma ile kopan yüzey parçacıkları korozyona uğrayarak *uyum pası* olarak adlandırılan korozyon ürününü oluştururlar. İki değişik aşınma biçimi olan erozyon ve kavitasyonda ise metal yüzeyindeki koruyucu tabaka bozularak korozyon hasarı ortaya çıkar.

1.8.4. Malzemelerin Korozyon Davranışı

Anodik metal çözünmesi için Şekil 1.113'de verilen anot kısmi akım eğrisi metal yüzeyinin aktif olması, yani metalin elektrolitik olarak aşınmasını engelleyebilen bir reaksiyonla karşılaşılması halinde geçerlidir. Pasifleşebilen malzemelerde ise eğrinin görünümü değişiktir. Şekil 1.124 böyle bir metal için anot kısmi akım eğrisini göstermektedir. Belirli bir tepe değer geçildikten sonra anot akımı çok küçük bir değere düşer ve geniş bir potansiyel aralığında yaklaşık olarak sabit kalır. Yüzeyde metal çözünmesini çok azaltan bu *pasif durum*, özellikle oksijence zengin elektrolitlerde ve çoğu kez oksit olarak oluşan bir *pasif tabaka* ile sağlanır. Sözkonusu koruyucu tabaka korozyonun devam etmesini engeller.



Şekil 1.124-Pasifleşebilen bir metalin anot kısmi akım eğrisi

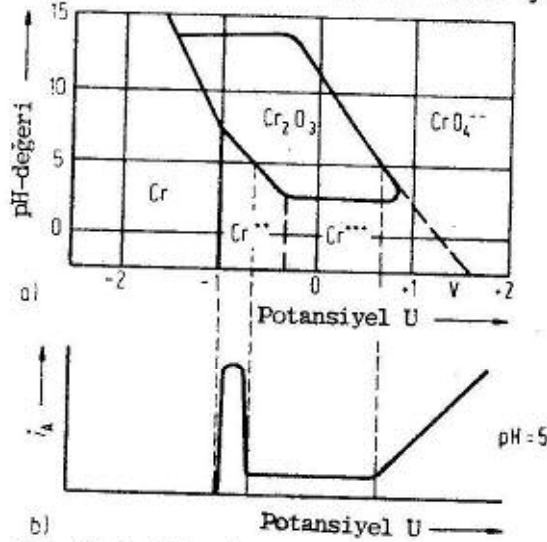
Kuvvetli oksitleyici elektrolitlerde daha yüksek potansiyel değerleri için transpasif korozyon yoluyla tekrar belirgin bir metal çözünmesi başlar. Transpasif durumda yüksek potansiyelden dolayı içinden elektriksel yükler geçebilen koruyucu tabaka etkisini sürdüremez.

Bir metalin pasifleşme davranışı *korozyona dayanıklılık diyagramından** görülebilir. Nikel gibi en kolay pasifleşebilen metallere biri olan krom için bu diyagram Şekil 1.125a'da verilmiştir. Yüksek oranlarda krom ve nikelin alaşım elemanı olarak kullanılması pasifleşme özelliğini çeliğe de kazandırır. Kromca zengin paslanmaz ve aside dayanıklı çelikler, bu yönden krom, alüminyum ve titana benzer davranış göstererek, havada dahi pasif tabaka oluştururlar. Demir de pasifleşebilir, ancak pasifliği sağlayan tabaka yüzeye çok zayıf tutunduğundan korozyonu sürekli önleyemez. Şekil 1.125 bir malzemenin korozyona dayanıklılığını belirlerken pH ve potansiyel değerlerinin bir arada düşünülmesi gerektiğini

*) Pourbaix diyagramı olarak da anılır.

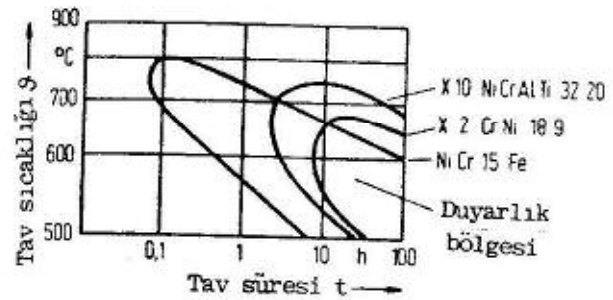
göstermektedir. $\text{pH} = 5$ için verilen anot kısmı akım eğrisinden de görüldüğü gibi, aktif ve pasif bölgelerin konumu elektrolitin pH -değeri ile değişir (Şekil 1.125 b).

Paslanmaz çeliklerde ve korozyona dayanıklı nikel alaşımlarında tanelerarası korozyon sonucu tane ayrılması olayı ile karşılaşılabilir. Bunun nedeni yüksek sıcaklıklarda krom karbürlerin tane sınırlarında çökerek malzemeyi tanelerarası



Şekil 1.125-a) Kromun korozyona dayanıklılık diyagramı (basitleştirilmiş). b) $\text{pH}=5$ için anot kısmı akım eğrisi.

korozyona duyarlı hale getirmesidir. Bu durumun sözkonusu olduğu koşullar, tane ayrılma diyagramı (Şekil 1.126) ile verilir (tane ayrılması ile ilgili ayrıntılar ve bu olayın önlenmesi için Bk.4.8.6.2).



Şekil 1.126-Paslanmaz çelikler ve nikel alaşımları için tane ayrılma diyagramı

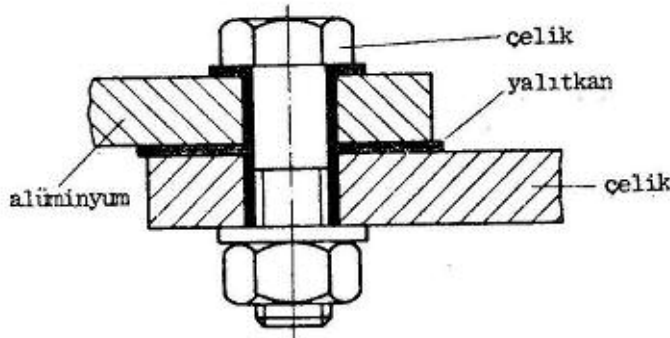
1.8.5. Korozyondan Koruma

Korozyondan korumada, hasarın oluşumu tümüyle engellenmeye veya yavaşlatılmaya çalışılır.

Korozyondan aktif korumada doğrudan doğruya korozyon reaksiyonları etkilenir. Bunlar arasında elektrolitin değiştirilmesi, koruyucu (kurban) anot kullanılması ve dış gerilim yardımıyla potansiyel ötelemeleri sayılabilir.

Bir elektrolitin agresivitesi *inhibitör* (engelleyici madde) katılarak azaltılabilir. Bu uygulamadan özellikle yüzey hazırlama tekniğinde kimyasal banyoların istenmeyen yan etkilerini önlemek için yararlanılır. Isıtma tesisatı gibi kapalı sistemlerdeki suyun oksijenle fakirleştirilmesi de korozyon tehlikesini azaltır. *Koruyucu anot* ve dış gerilim uygulanması ile korunmak istenen malzeme katot haline getirilir (kodik koruma). Koruyucu anot olarak örneğin gemi yapımında dümen sisteminin yakınına asal olmayan magnezyum elektrotlar yerleştirilir.

Korozyondan pasif koruma denince, elektroliti korunacak metalden uzak tutan her türlü önlem anlaşılır. Değişik olanaklar arasında organik (yağ, balmumu, lak, plastik), anorganik-metal olmayan (oksitler, fosfatlar, emaye) ve metalsel yüzey koruma kaplamaları sıralanabilir.



Şekil 1.127-Civata bağlantılarının yalıtılmasına bir örnek

olmayan bir kaplama ise, böyle bir durumda koruyucu anot işlevini görür. Oluşan korozyon ürünleri katodik bölgelere yani ana malzemenin ortaya çıkan yüzeylerine birikerek reaksiyonu durdurur.

Tasarım sırasında da korozyondan koruyucu etkin önlemler alınabilir. Örneğin çok farklı potansiyele sahip malzeme çiftleri arasındaki korozyon akımı ara yalıtkan tabakalar ile engellenebilir (Şekil 1.127). Ancak tasarımcı böyle durumlarda aralık korozyonu olasılığını da gözönünde bulundurmalıdır. Aralık korozyonunun önlenmesi birinci derecede bir tasarım sorunu olup, burada malzeme seçimi ikinci planda kalır.

1.8.6. Korozyon Deneyleri

Bu deneylerin amacı alaşımların belirli ortamlarda korozyona dayanıklılıklarını belirlemek, sözkonusu alaşım grubu için tipik olan korozyon türlerine duyarlılıklarını saptamak ve korozyondan koruma önlemlerinin etkinliğini kontrol etmektir.

Deney koşulları elden geldiğince pratiğe uydurulmalıdır. Bu gerçeğe yakınlık malzemenin yapı ve yüzey durumu yanında, elektrolitin bileşimi ve sıcaklığı için de sağlanmalı, özellikle deney süresi parçanın kullanma süresine uygun seçilmelidir. Kısa süreli deney sonuçları yardımıyla uzun süreli davranışların tahmini yanılgılara yol açabilir.

Korozyon deneyleri için Federal Almanya'da kullanılan standartlar aşağıda verilmiştir.

a) Genel kurallar:

- DIN 50905: Korozyon deneyleri

b) Malzemeler, yapı elemanlar ve cihazlar için özel deneyler:

- DIN 50016: Nemli değişken atmosferde deney
- DIN 50017: Su buharı ile doymuş atmosferde deney
- DIN 50018: Su buharı ile doymuş ve SO₂ içeren değişken atmosferde deney

Metal kaplamalar korunan malzemeye göre düşük veya yüksek potansiyelli olabilir. Daha asal metalden olan koruma tabakası üstün dayanım göstermekle birlikte, herhangibir nedenle yerel bozulmaya uğrarsa ana malzeme anodik olarak çözünür (Krom veya nikel kaplı çelik parçaların paslanması). Özellikle çelik üzerinde çinko gibi asal

- DIN 50021: Çeşitli sodyum klorür çözeltileri ile püskürtme deneyleri
- c) Belirli malzeme grupları için özel deneyler
 - DIN 50908: Hafif metallerde gerilme korozyonu deneyleri
 - DIN 50914: Paslanmaz çeliklerde tanelerarası korozyon
 - DIN 50916: Bakır alaşımlarında gerilme korozyonu deneyi
 - DIN 50947: Alüminyum alaşımlarında anodik olarak oluşturulan oksit tabakalarının muayenesi
 - DIN 50958: Galvanik kaplamaların muayenesi

Korozyon deneylerinde kimyasal reaksiyon sonucu oluşan *kütle kaybı* veya belirli bir malzeme hasarının -örneğin gerilme korozyonunda kırılmanın-görülmesi için geçen süre saptanır.

Yararlanılabilecek Diğer Kaynaklar:

- Dahl, W.: *Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhaltens*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- Haasen, P.: *Physikalische Metallkunde*, Springer Verlag, Berlin
- Hornbogen, E.: *Werkstoffe*, Springer-Verlag, Berlin
- Hornbogen/Warlimont: *Metallkunde*, Springer Verlag, Berlin
- Kauczor, E.: *Metall unter dem Mikroskop*, Springer-Verlag, Berlin
- Schatt, W.: *Einführung in die Werkstoffwissenschaft*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- Schumann, H.: *Metallographie*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig

2. ÜRETİM YÖNTEMLERİNİN* METALLERİN ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Malzemeler ile ilgili temel bilgiler çoğunlukla teorik olarak idealize edilmiş olaylar yardımıyla açıklanmaktadır. Bunu özellikle alaşım bilgisi için söyleyebiliriz. Çünkü faz diyagramları genelde termodinamik denge durumu için geçerlidir. Oysa kafes kusurlarının ve ısısal aktive olayların ele alındığı bölümlerde de değinildiği gibi, kararlı dengeye sadece çok özel durumlarda erişilebilir. Uygulamada, malzemenin elde edilmesinden bu malzeme yapıları parçanın son şeklini almasına kadarki üretim sürecinde, teorik koşullardan az veya çok sapmalar olur.

Bu bölümde, ön işlemlerden başlayarak cevherden metal kazanma yöntemlerinin ve ayrıca kaynak veya lehimleme yoluyla metalsel bağlamayı da içermek üzere, talaşlı imalat dışında belli başlı imal usullerinin metallere özelliklerine etkisi genel olarak açıklanmıştır. Tek tek malzeme gruplarına özgü "üretim-özellik" ilişkileri ise bu malzemelerle ilgili bölümlerde ele alınacaktır.

Metal elde etme işlemleri genellikle makina ve elektrik mühendislerinin çalışma alanları dışında kalır. Bu işlemlere bağlı malzeme özellikleri (örneğin kimyasal bileşim) üreticiler tarafından verilir; daha sonraki aşamalarda da çoğunlukla değiştirilemez. Bu nedenle metal üretim yöntemlerinin sadece temel prensiplerine değinilmiştir.

İmal usullerinden ise daha geniş, ancak gene de metallerin kullanım özelliklerini etkiledikleri ölçüde sözedilecektir; uygulanmaları ile ilgili ayrıntılı bilgiler için imalat tekniği kitaplarına başvurulması gerekir.

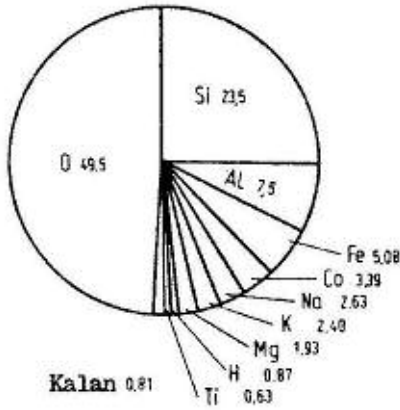
2.1. Metallerin Elde Edilmesi**

2.1.1. Cevherler, Zenginleştirme Yöntemleri

Şekil 2.1 yerkabuğundaki çeşitli elementlerin yüzdelerini vermektedir. Metaller çoğunlukla oksit, sülfür gibi kimyasal

* Bu deyim, metallerin elde edilmesi (üretimi) ile makina ve cihaz parçalarının yapımı (üretimi) için başvurulan yöntemlerin tümünü kapsamak üzere geniş anlamda kullanılmıştır. Birinci gruba giren yöntemlerle elde edilen metal ve alaşımlardan, istenilen biçimde yarı mamül ve mamüllerin yapımına ilişkin ikinci gruptaki işlemler, yerleşmiş olan "imal usulleri" deyimleriyle anılacaktır.

** Metallerin elde edilmesine ilişkin yöntemler "üretim metalurjisi", "ekstraktif metalurji", "kimyasal metalurji" veya özellikle ısı yardımıyla cevherden sıvı metal üretimini belirtmek üzere "izabac" adı altında toplanabilir.



Şekil 2.1-Yer kabuğundaki elementlerin yüzdeleri

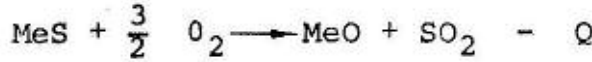
Bileşik halinde bulunurlar. Saf metal olarak sadece asal metallere ve bazen de bakıra rastlanır.

Cevherler metal içeren mineral ve değersiz taşlardan (gang) oluşur. Yer yüzündeki hammaddelerin gittikçe azalması, metal içeriği (tenörü) düşük olan cevherlerden yararlanma ve zorunlu olarak bunlardan üretilen malzemelerin pahalılaşması sonucunu doğurmaktadır.

İzabenin ekonomik olabilmesi için gangin önceden büyük ölçüde uzaklaştırılması (cevher hazırlama veya zenginleştirme) gereklidir. Küçük tanecikler daha kolay ayrılabilirler.

İşlemlere cevherin mekanik olarak parçalanmasıyla başlanır. Daha sonra örneğin farklı yoğunluklar söz konusuysa, yıkama yoluyla ağır parçacıklar dibe çöktürülür (altın yıkamanın prensibi).

Su, asit veya alkaliler yardımıyla cevherden çözülebilen metal tuzları çözelti olarak elde edilir. Sülfürlü cevherler kavru olarak oksite dönüştürülebilir. Kavurma işleminin genel bağıntısı şöyledir:



Açığa çıkan ısı (-Q), reaksiyonun sürekliliği için aktivasyonu sağlar. Çevre kirlenmesine neden olan artık SO₂ ise sülfürik asit fabrikalarında işlenir.

2.1.2.İndirgeme (Redüksiyon)

Çoğunluğu oksit şeklinde olan cevherler ön zenginleştirmeden sonra ham metale indirgenir. Bu amaçla başvurulacak yöntemler kuru (pirometalurjik) veya yaş (hidrometalurjik) diye sınıflandırılabilir.

Pirometalurjik yöntemlerde, metalin oksiti yanma işlemi için gerekli oksijeni verir. İndirgeyici, yani bu durumda yanıcı madde olarak çoğunlukla kömür kullanılır ve reaksiyon ısısı işlemin devamını sağlar. Elde edilmeye çalışılan metalin indirgenmesi yanında, hazırlama aşamasında giderilemeyen diğer bileşenler de bazı reaksiyonlara girebilir. Bu yan reaksiyonlar türlerine göre gerektiğinde katkı maddeleri yardımıyla kontrol edilir.

Hidrometalurjik yöntemlerde ise metal çözelti-lerden, bunlara tuzların katılması veya enerji verilmesi ile ayrılır.

Tümüyle kimyasal olan bu işlemlerden başka, sulu çözelti-lerin veya su içermeyen tuz eriyiklerinin elektrolitik ayrıştırılması ile de indirgeme yapılabilir. Tuz eriyiklerinin elektrolizi özellikle alüminyum ve magnezyum üretiminde önemlidir. Alüminyumun oksijene, magnezyumun ise klora afinitesi

çok fazla olduğundan,elektrolitik ayrıştırma zorunlu hale* gelir.

2.1.3.Aritma (Rafinasyon)

İzabe edilen ham metalin saflığı teknik uygulamalar için çoğunlukla yeterli değildir.Yüksek saflık özellikle elektro-teknikte kullanılan (Bk.Şekil 5.2) veya korozyona dayanıklı olan metaller de önemlidir.

Aritma ile saflık oranının artırılması prensipte indirgemeye benzer yöntemlerle gerçekleştirilir.Kolay yanan maddeler oksijen verilerek yakılır, örneğin çeliğe oksijen üflenir.Eriyik içinde yükselen yanma gazları asılı durumdaki maddeleri yüzeye çıkarır.Bu maddeleri ve gazları su buharı yardımıyla sürükleyerek de aynı sonuca ulaşılır.Kolay buharlaşan bileşenler eriyik aşırı ısıtılarak damıtılabilir.

İndirgemedede sözü geçen çözelti veya eriyiklerin elektrolizi aynı zamanda etkin bir arıtma yöntemidir.Örneğin %99 saflıktaki anot bakırı, bakır sülfat-sülfürik asit sulu çözeltisinde %99,9 saflıktaki elektrolitik bakıra dönüştürülebilir.Çoğunlukla metal olan katışkılar ya elektrolitte kalır (daha az asal olanlar), ya da anot çamuru olarak dibe çöker. Bir başka uygulamada eritilmiş florürlerin elektrolit olarak kullanılmasıyla %98 lik alüminyumun saflığı en az %99,8'e yükseltilebilir.

Aritma oldukça pahalı bir işlem olup örneğin alüminyumun üretim maliyetini iki katına çıkarır.Ancak sadece bu nedenle değil, ayrıca çok saf metaller kullanım özellikleri bakımından alışılmışa göre büyük farklılık gösterdikleri ve sanki "başka" bir malzemeymiş gibi davrandıkları için de,zorunlu olmadığı sürece saflığın artırılması yoluna gidilmez.

2.1.4.Metal Olmayan Katışkılar(Kalıntılar)

Bir malzemede hiçbir zaman tümüyle giderilemeyen ve genellikle istenmeyen yabancı maddelere katışkı denir.Bunlar örneğin gang,asıl minerale bağlı diğer elementler,kavurma işleminin sülfür artıkları ile indirgemedeki ana ve yan reaksiyonların ürünleri olabilir.Sıvı metal veya elektrolitte çözünmüş ya da asılı durumda bulunan katışkılar katılaşan metal içinde de varlıklarını sürdürerek** malzemenin özelliklerini etkilerler.

Eriyik içinde çözünmeyen veya esas metalden daha önce kristalleşen asılı durumdaki parçacıklar,kristalleşme çekirdeği olarak işlev görür (Bk.Çiz.1.2), daha sonraki işlemlerde de içyapı oluşumunu ve tane büyüklüğünü kontrol ederler. Genelde metal olmayan bu katışkılar oksit,sülfür,karbür,silikat gibi bileşikler olup, kalıntı (enklüzyon) diye adlandırılırlar. Özellikle şekil değiştirme kabiliyeti az olan kalıntılar plas-

* İşlem yüksek sıcaklıkta yapıldığından her iki metal de sıvı durumda elde edilirler.

** İmalat aşamasında da,örneğin döküm işlemi sırasında,malzemeye yeni katışkılar eklenebilir.

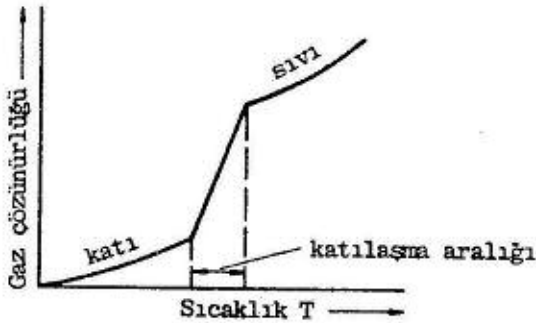
tik şekil verme işlemlerini olumsuz yönde etkiler (Bk.2.3.1.2).

Eriyik içinde çözünmüş maddeler ise katılaşma sırasında denge koşullarının değişmesine ve homojensizliklere (örneğin segregasyon) neden olur.

2.1.5. Metal İçindeki Gazlar

İzabe ve arıtma reaksiyonlarında bazen önemli oranda oluşan veya belirli bir reaksiyonu sağlamak üzere dışarıdan verilen gazlar sıvı metal içinde çözünür. Benzer olayla döküm veya kaynak işlemleri sırasında da bir ölçüde karşılaşılır.

Faz diyagramlarından da görüldüğü gibi, metallerin diğer metalleri çözmesi çoğunlukla sıvı durumda sınırsız, katı durumda ise sınırlıdır. Ancak eriyik sıcaklıklarında gaz halinde olan maddeler ise sıvı metalde de sınırlı olarak çözünürler. Gaz çözünürlüğünün sıcaklığa bağlılığını gösteren Şekil 2.2 den anlaşılacağı üzere, sıvı durumda çözünebilen gaz miktarı katı durumdakinden gene çok daha fazladır. Metalin katılaşma aralığının konumu ve büyüklüğü, diğer etkenlerin yanında çözünen gazın türü ve derişikliğine de bağlıdır. Soğuma sırasında katılaşma aralığının üst sınırına (likidüs) ulaşıldığında birincil kristaller oluşur ve bunlar kristal yapılarında çok daha az oranda gaz atomu barındırabilirler. Bu nedenle henüz katılaşmamış eriyik giderek gazca zenginleşir. Kristalleşmenin devam etmesi ile gazın eriyik içindeki çözünebilirlik sınırına ulaşılır ve eriyikten gazlar ayrılmaya başlar.



Şekil 2.2-Metal içinde gaz çözünürlüğünün sıcaklığa bağlılığı (şematik)

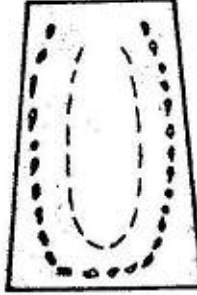
rından ötürü çok büyük olabilir. Örneğin erime sıcaklığında hidrojenle doymuş sıvı bakırda hidrojen ağırlık yüzdesinin %0,01'in altında olmasına karşın, $1m^3$ lük böyle bir bakır eriyiğinin katılaşması sırasında hacim olarak 0,3 ila 0,4 m^3 hidrojen gazı açığa çıkar.

Eriyikte çözünme sınırını aşarak serbest kalan gazlar metalle bileşik de oluşturabilirler. Metalin söz konusu sıcaklıklarda açığa çıkan gazlara olan afinitesine göre oksit, nitrür veya hidrür olabilen bu bileşikler de malzeme açısından kalıntı diye nitelenir.

Oluşan gaz kabarcıkları yeteri kadar büyükse eriyik içinde yükelebilirler ve bu hareket nedeniyle eriyik "kaynar". Yukarı çıkamayan veya çok yavaş yükselen küçük gaz kabarcıkları katılaşan metalin içinde kalır. Sonuçta Şekil 2.3'de görüldüğü gibi gaz boşluklarının (gözenekler) karakteristik bir dağılımı ortaya çıkar.

Katılaşmada serbest kalan gazların hacmi, düşük yoğunluklarından ötürü çok büyük olabilir. Örneğin erime sıcaklığında hidrojenle doymuş sıvı bakırda hidrojen ağırlık yüzdesinin %0,01'in altında olmasına karşın, $1m^3$ lük böyle bir bakır eriyiğinin katılaşması sırasında hacim olarak 0,3 ila 0,4 m^3 hidrojen gazı açığa çıkar.

Gaz oluşumu ingot* dökümünde çok önemli bir sorun olarak ortaya çıkar. Daha önceki işlemler sonucu eriyikte çözünmüş veya esas metalle bileşik halindeki oksijenin, katılaşma sırasında bozulan denge nedeniyle, bazı elementlerle reaksiyonu da gaz çıkışına yol açabilir. Gerek bunu önlemek gerek istenmeyen oksitleri gidermek üzere, sıvı metale oksijene karşı afinitesi yüksek elementler katılır. Bunların oksitleri gaz halinde bulunmayıp nisbeten zararsız ve kolay uzaklaştırılabilir türden olmalıdır. Örneğin çelikte böyle bir oksit giderme işlemi (deoksidasyon) için mangan, silisyum veya alüminyum kullanılır. Oksit giderilmiş eriyik içinde gaz kabarcığı oluşumu çok azdır veya hiç yoktur, yani eriyik "kaynama" katılaşır (Bk.4.3.3.2).



Şekil 2.3-İngot dökümünde gaz boşluklarının dağılımı (şematik)

Yüksek kaliteli malzemelerde çoğunlukla vakumda gaz alma kullanılır. Bu işlem, eriyik içinde herhangi bir gazın çözünürlüğünün, o gazın çevredeki kısmi basıncına bağlı olması prensibine dayanır. Çevre basıncının çok azaltılması (vakum) ile her gazın kısmi basıncı ve dolayısıyla eriyikteki çözünürlüğü azalır. Böylece eriyikten ayrılmak zorunda kalan gazlar vakum pompaları tarafından sürekli emilir. Vakumla gaz almanın, oksit giderme işlemine üstünlükleri şunlardır:

- Bu işlem tüm gazlar için kullanılabilir,
- İşlem sırasında yeni katışkıların oluşması söz konusu değildir.
- Mevcut katışkıların miktarı da azalmaktadır.

İngotlardaki gaz boşlukları sıcak şekil verme örneğin haddeleme ile kapanır ve kaynar. Ancak metal ile gaz bir reaksiyona girmiş ve gözeneğin iç duvarlarında reaksiyon ürünleri oluşmuşsa bu kaynama mümkün olmayacağından haddeleme sırasında malzeme ayrılmaları görülür.

Parça dökümünde** ise gaz boşlukları, bunları kapatıp kaynatacak sıcak şekil verme söz konusu olmadığı için, dayanım değerlerini düşürerek ingotdakinden daha büyük sakınca yaratabilir. Gaz boşlukları katılaşan metalin çoğunlukla üst yüzeyine yakın yerlerde toplanır ve talaşlı işleme sırasında ortaya çıkar. Gaz gidermek üzere ingot dökümünde başvurulacak yöntemlerden prensip olarak parça dökümünde de yararlanılabileceği gibi, başlangıç malzemesi olarak gerekli şekilde hazırlanmış külçelerin eritilmesi de belirli bir avantaj sağlar. Ayrıca eritme ve döküm sırasında ortam gazlarının sıvı metalle temas ederek çözünmesine karşı koruyucu örtü kullanılması, kalıp tasarımı ve yapımında amaca uygunluk, gaz boşluğu olasılığını azaltıcı etkenler arasında sayılabilir.

* Daha sonra plastik şekil vermek veya yeniden eritilmek, yani biçimi değiştirilmek üzere dökülmüş metalsel kütleye ingot veya külçe denir.

** Dökümden sonra herhangi bir biçim değiştirici işlemin uygulanmadığı, sadece gerekli yerlerde kesin boyutların talaş kaldırılarak elde edildiği durum

Uygulamada karşılaşılan bir diğer sorun da metallerde hidrojen bulunmasıdır. Eriyikte çok miktarda çözünen hidrojenin giderilmemesi katılaştıran metalin de hidrojenle aşırı doymasına neden olabilir. Bu durumda hidrojen atomları yayınıp, tane sınırları ve kalıntılar gibi iç yapının kusurlu bölgelerinde toplanarak gaz moleküllerine dönüşürler. Hidrojen molekülleri daha büyük çaplı olduklarından yayınmayı sürdüremezler. Böylece yerel olarak çok yüksek gaz basıncı ve gerilmelerin doğması metali gevrekleştirir (Bk.4.4.6). Bakırın "hidrojen hastalığı"nda da buna benzer bir mekanizma söz konusudur (Bk.5.2.2).

Hidrojen atomu çapının ve yayınması için gerekli aktivasyon enerjisinin çok küçük olmasından ötürü, düşük sıcaklıklarda bile metaller içinde çözünebilir. Anılan olay hidrojenin atomsal durumda oluştuğu, örneğin asitle dağlama (dekapaj) veya bazı elektrolitik kaplama işlemlerinde görülür.

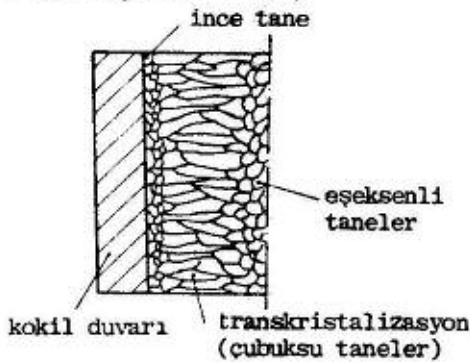
2.2. Erime ve Katılaşma

2.2.1. Bazı Katılaşma Olayları

Kokil İçinde Katılaşma

Kokil yani metalsel kalıp içinde eriyiğin kristalleşmesi kalıp yüzeylerinden başlar. Isı çok hızlı uzaklaştırıldığından, yüzeye yakın bölgelerde kuvvetli aşırı soğuma sonucu çok sayıda çekirdek oluşur. Bunlar birbirlerini herhangi bir yöne serbestçe büyüme bakımından engelleyerek ince ve aynı zamanda eşeksiz (toparlık) tanelere dönüşürler.

Daha sonra gelen bölgede sıcaklık gradyeni azalır, eksenel doğrultuda kayda değer bir sıcaklık gradyeni mevcut olmadığından, ısıнын radyal yönde çekilişiyile kokilin ortasına doğru uzayan çubuksu kristaller oluşur. Bu tür kristalleşme transkristalizasyon olarak adlandırılır. Çubuksu içyapı çok anizotropdur. Aşırı soğumalarda ingot ortasındaki büyük yapısal aşırı soğuma nedeniyle (Bk.1.3.2), yeniden toparlık taneli bir içyapı görülür (Şekil 2.4)

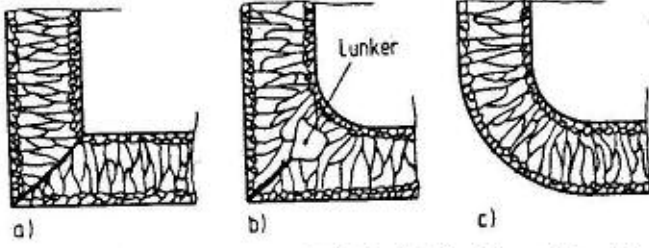


Şekil 2.4-Bir çelik kokilde kristalleşme olayları

Döküm Parçalarda Katılaşmanın Etkisi

Döküm parçaların tasarımında bunların katılaşma özelliklerinin de dikkate alınması gereklidir. Örnek olarak, bir dirseğin dökümünde birincil kristalleşmenin mekanik özellikleri nasıl etkileyeceği aşağıda açıklanmıştır.

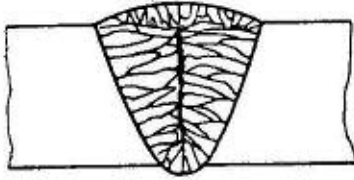
Şekil 2.5a'da gösterilen dirsek biçiminde, kristalleşme cephesinin karşılaşılan yüzeylerinde katışkılarının toplanması bu



Şekil 2.5-Farklı biçimdeki dirseklerde eriyiğin birincil kristalleşmesi(BORCHERS'e göre) sılaşmasını önleyen biçim-c en uygun çözümdür.

Kaynak Bağlantılarında Kristalleşme

Tek pasolu kaynak bağlantılarında birincil kristalleşme kokil içindeki katılaşmaya benzer şekilde olur(Şekil 2.6). Çubuksu kristaller sıvı/katı faz sınırına dik olarak kaynak banyosunun ortasına doğru büyürler.



Şekil 2.6-Tek pasolu kaynak bağlantısında birincil kristalleşme

Kristalleşme cepheleri malzeme içinde bulunan katışkıları dikiş ortasına doğru ötelere. Bunlar çoğunlukla düşük sıcaklıkta eriyen ötektik ve/veya metal olmayan fazlardır. Dolayısıyla malzemenin bu bölgedeki tokluk değerleri azalır ve çoğunlukla sıcak çatlaklar oluşur. Tokluluğun olumsuz etkilenmesi eriyik banyosu büyüdükçe ve bağlantısı yapılan malzeme içindeki katışkılar arttıkça daha belirginleşir. Bu nedenle tek pasolu kaynak işlemi sadece düşük zorlamalar altında çalışacak parçalarda kullanılır.

Yönlenmiş Katılaşma

Yüksek sıcaklığa dayanıklılık bakımından gittikçe artan istekleri karşılamak için, çok kristalli ve dendritik katılaşmış alaşımlar yetersiz kalmaktadır. Bunlarda özellikle dendrit oluşumunda ortaya çıkan mikrosegregasyonlar ve zorlama yönüne dik tane sınırları çatlamayı kolaylaştırır.

Dolayısıyla tane sınırları bulunmayan, belirli kafes düzlemleri zorlama doğrultusu ile uygun açı oluşturacak şekilde büyütülmüş tekkristal malzemeler ilk bakışta ideal gözükür. Ancak bu tür katılaşmayı pratikte gerçekleştirmek çok zor olduğundan, tekkristal yerine yönlenmiş hücrelerin elde edilmesi yoluna gidilebilir (Bk. Çizelge 1.3). Hücresel yapıda segregasyon yoktur. Zorlama yönüne paralel tane sınırlarındaki çökelti-lerin de olumsuz bir etkisi görülmez. Oldukça güç olan bu üretim yöntemi çok yüksek sıcaklıklarda çalışan türbin kanatlarında giderek artan oranda uygulanmaktadır*.

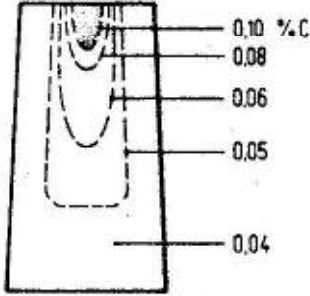
* Çok fazlı alaşımların ve özellikle ötektiklerin yönlenmiş katılaşmasında önemli gelişmeler sağlanmıştır.

2.2.2. Segregasyonlar

Segregasyon alaşım elemanları veya katışkıların dağılımındaki düzgünsüzlüktür.

Alaşımın katılaşması sırasında denge durumundan sapmalar sonucu, farklı bileşimdetabakalardan oluşan kristaller ortaya çıkabilir (Bk.1.6.7.1). Mikrosegregasyon denilen bu olayın nedeni, artan soğuma hızı ile kristaller içindeki yayınmanın azalması ve dolayısıyla derişiklik farklarının giderilememesidir.

Aynı olay büyük boyutlardaki bir döküm ingotun katılaşması sırasında da görülür. Eriyik dıştan içe doğru katılaştığından alaşım elemanları ve katışkıların derişikliği anılan yönde artar. Normal makro segregasyon* olarak adlandırılan bu durum, bir çelik ingotta saptanan karbon yüzdeleri yardımıyla Şekil 2.7'de gösterilmiştir.



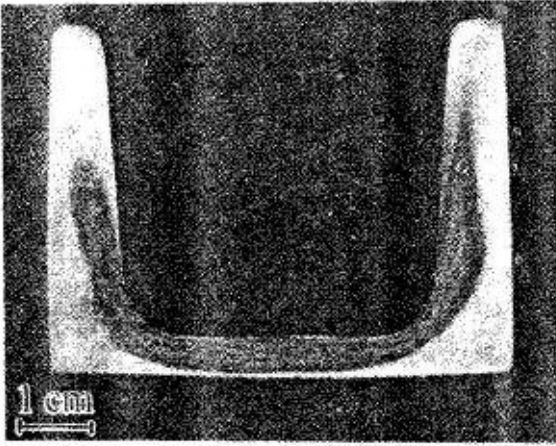
Şekil 2.7-Bir çelik ingotta makro segregasyon. İngotun ilk katılan çevresinde karbon ve katışkılar en az düzeydedir.

İngotta kalıntı ve katışkıların yerel yoğunlaşması daha sonraki işlemlerde dikkate alınmalı; Şekil 2.8 de görüldüğü üzere biçimlenen bu tür bölgelerin yüksek zorlamalarla karşılaşmaması sağlanmalıdır. Örneğin çoğunlukla eğmeye çalışan I-profil gibi yarımamullerin kenar bölgelerinde segregasyon bulunmamalı ve segregasyonun fazla olduğu bölgeler kaynak sırasında eritilmemelidir.

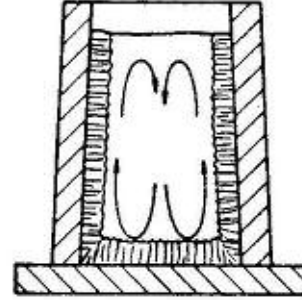
Gaz kabarcıklarının oluşması makro segregasyonu şiddetlendirir. Kabarcıklar kristalleşme cephesinde yükselirken sıvı/katı arayüzeyindeki çözünence zengin (Bk. 1.3.2) eriyiği de birlikte sürüklerler. Yeni gelen eriyik ile o anda oluşan kristaller arasında büyük derişiklik farkı bulunmadığından, eriyikten kristallere doğru bileşimi dengeleyecek olan yayınma önemli ölçüde azalır. Böylece yukarı çıkan gaz kabarcıklarının eriyik içinde bir sirkülasyon (Şekil 2.9) doğurup çok iyi karışım sağlaması, makro segregasyonu önleyecek yerde daha da kuvvetlendirerek Şekil 2.7'deki sonuca götürür. Eriyiğin durgunlaştırılması (oksit giderme) halinde gaz kabarcıklarının oluşumu ve yukarıda açıklanan nedenlerle ortaya çıkan derişiklik farkları çok azalır.

Katılan metalin soğuması sırasında gaz boşluklarındaki basınç düşer. Eriyik ile aralarında kılcal bağlantı olan boşlukların içine eriyik emilir. Emilen sıvı metal doğrudan doğruya kristalleşme cephesinden geldiğinden, boşluğun bir kısmı önemli oranda katışkı içeren malzeme ile dolar (Gaz boşluğu segregasyonu).

* Bazı demir dışı metal alaşımlarında ters makro segregasyon, yani derişikliğin katılaşmaya karşı yönde artması söz konusu olabilir.



Şekil 2.8-Çelik yarı mamullerde fosfor segregasyonları(koyu renk). Şekil normal dağılımı göstermektedir.Açık renk=temiz bölgeler.



Şekil 2.9-Yukarı çıkan gaz kabarcıklarının kristalleşme cephesi önünde doğurduğu sirkülasyon

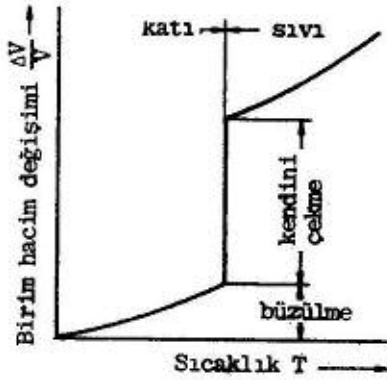
Ağırlık segregasyonu ise çoğunlukla birincil kristallerle geriye kalan eriyiğin yoğunluk farkından oluşur.Doğal olarak demir ve kurşun gibi bileşenleri birbiri içinde çözünmeyen eriyiklerde de görülür.Eriyiğin iyi karıştırılması ve hızlı soğutma ile ağırlık segregasyonu büyük ölçüde önlenebilir.

2.2.3. Lunker

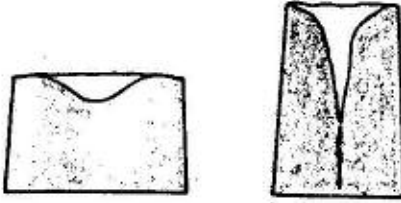
Sıvı durumdan katı duruma geçişte malzemelerin pek çoğunda hacim küçülmesiyle karşılaşılır ve bu olay *kendini çekme (çekinti)* olarak adlandırılır.Sıcaklık düştükçe katı durumda da devam eden hacim azalmasına ise *büzülme* denir (Şekil 2.10). Katılaştıran malzeme çekinti nedeniyle bir önceki sıvının hacmini dolduramaz ve sonuçta biçim değişiklikleri veya lunker adı verilen boşluklar oluşur.Bu boşluklar toplam hacmin %10'u kadar olabilir.Konumlarına göre iç ve dış lunker diye ayrılırlar.

Bir ingotun katılaşması sırasında sıvı seviyesinin düşmesi ile oluşan kafa lunkeri tipik bir dış lunkerdir.Yüksek ve dar ingotlarda katılaşma daha hızlı olduğundan eriyik yukardan içeri doğru kolayca akamaz ve lunker ingot tabanına kadar bazen yer yer kesikli olmak üzere uzar(*iplik veya boru lunker* Şekil 2.11).

Dış lunkerlerin hava ile temas sonucu oksitlenen yüzeyleri daha sonraki şekil verme işlemleri sırasında kaynamayarak geniş alanlı malzeme ayrılmalarına (*katmer,laminasyon*) yolaçar. Bu tür hata olasılığı,malzeme içinde farkedilmeden kalmış olabileceği için özellikle iplik lunkerde daha büyüktür.Kafa lunkerinin bulunduğu ingot kafası ise diğer işlemlere geçilmeden önce kesilir. Bazı büyük dövme parçalar veya boruların üretiminde ingotun ortası da boşaltılır.Bu yöntem çok güç ve pahalıdır; ancak bu şekilde ingotun en fazla katışkı içeren



Şekil 2.10-Birim hacim değişiminin ($\Delta V/V$) sıcaklığa bağlılığı (şematik)



Şekil 2.11-Değişik ingot biçimlerinde kafa lunke- rinin oluşumu

önlenemez. Olumsuz etkileri ancak daha sonraki işlemlerde gerekli önlemlerin alınmasıyla ortaya çıkar.

İngot dökümü ve sürekli döküm, katı halde yapılacak şekil verme işlemleri için ön malzeme elde etmek üzere kullanılır. Ön malzemenin özellikleri döküm yönteminden daha çok oksit giderme işleminden etkilenir. (Bk. 4.3.3.2). Bu malzemelerden plastik şekil verme ile üretilen yarı mamullerin özellikleri ise ayrıca şekillendirme koşullarına bağlıdır.

Parça dökümünde döküm yönteminin özellikler üzerine etkisi çok daha fazladır.

Kuru kum kalıba dökümde soğuma yavaştır, yani aşırı soğuma az ve taneler iri olur. Yaş kalıba dökümde kum kurutulmadığından daha ince taneli bir içyapı elde edilir. "Aşılama" yoluyla malzemenin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesinin esasları, birincil kristalleşme ile ilgili altbölümde (Bk. 1.3.1.1) ele alınmıştır.

Kokil döküm ve basıncılı dökümde ısının kokil yardımıyla daha hızlı uzaklaştırılması, aşırı soğumanın artmasına ve dolayısıyla çok ince taneli bir içyapıya yol açar.

*) Kendini çekme (mikro) gözenekleri de denir.

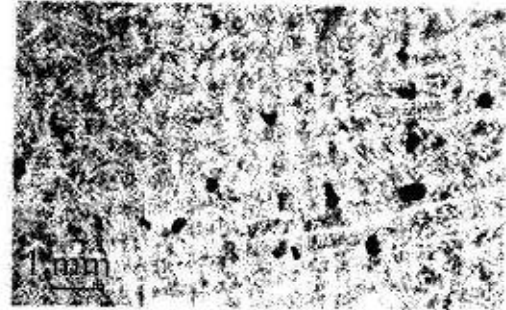
bölgeleri ortadan kaldırılmış olur.

Katılaştıran metal içindeki gaz boşluklarından ileri gelen hacim artışı, kendini çekme nedeniyle doğan hacim küçülmesini bir ölçüde dengeler. Gerektiğinde bu olgudan yararlanarak lunke oluşumu engellenir veya hafifletilebilir.

Eriyik her yandan katılaştıran metal ile çevrili olduğu zaman iç lunke oluşur. İç lunke- rinin yüzeyi genellikle metalsel saflıkta yani oksitlenmemiş durumdadır. Bunlara tek tek büyük veya sünger görünümünde bir çok küçük boşluk (mikrolunke) olarak rastlanır. Şekil 2.12 AlSi-dökümünde mikrolunke- leri göstermektedir. Gaz boşlukları ise çoğunlukla düzgün yüzeyli ve küresel biçimdedirler.

2.2.4. Döküm Yönteminin Etkisi

Gerek ingot gerekse parça dökümüyle ilgili olarak buraya kadar açıklanan olaylar, metalsel malzemenin özelliklerinden kaynaklandığı için çoğu kez tümüyle önlenemez. Olumsuz etkileri ancak daha sonraki işlemlerde gerekli önlemlerin alınmasıyla ortaya çıkar.



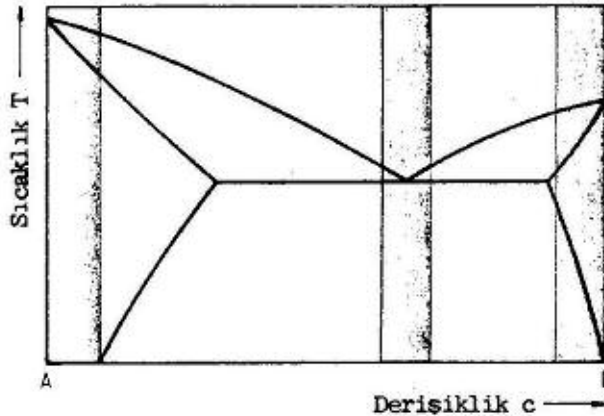
Şekil 2.12-AlSi-dökümünde mikrolunke- ler.

Savurma döküm dönel simetriye sahip içi boş parçaların üretiminde veya merkezkaç kuvvet ile kalıbın daha iyi doldurulması istendiğinde uygulanır. Etkisi basınçlı döküm ile aynıdır; yalnız burada merkezkaç kuvvetin doğrultusu sabit ve radyaldır. Ayrıca ısının çekildiği radyal yönde çubuksu kristaller oluşur (*döküm dokusu*). Bu tür bir içyapı aksenal ve tegetsel doğrultudaki özellikleri olumsuz etkiler. Birbiri içinde çözünmeyen bileşenler içeren eriyiklerin savurma dökümünde ağırlık segregasyonu da ortaya çıkar.

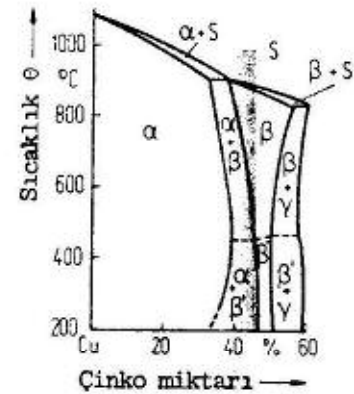
Parça dökümündeki kusurlar ve alınabilecek önlemler aşağıda özetlenmiştir:

Gaz boşlukları sıvı metale uygun bir ön işlem uygulanarak önlenabilir. Ayrıca kalıbın gaz geçirgenliği yeterli olmalıdır. Aksi halde sıvı metalin kalıba girişi sırasında doğan karşı basınçtan ötürü hava ile eriyik karışır. Basınçlı döküm kokillerinde de gaz boşaltma deliklerinin yeterli olması gerekir.

Döküm parçalarda *segregasyon* olasılığı, eriyik ile birincil kristaller arasındaki derişiklik farkları büyüdükçe artar. Bu nedenle döküm için *katılaşma aralığı dar olan**, yani çoğunlukla saf metale veya ötektik noktasına yakın bileşimdeki alaşımlar seçilir (Şekil 2.13). Öte yandan peritektik sistemler için tipik bir örnek olarak, pirinç döküm alaşımlarının Şekil 2.14 de verilen bakır-çinko faz diyagramındaki yeri gösterilebilir. (Döküm alaşımlarının seçiminde gözönünde tutulan diğer faktörler için bk. 1.7.2).



Şekil 2.13-Ötektik sistemlerde döküm alaşımlarının tipik bileşimleri



Şekil 2.14-Cu-Zn diyagramında pirinç döküm alaşımlarının yeri

Kum döküm parçalarda *lunker* oluşumuna karşı konstrüksiyon ve döküm tekniği ile ilgili önlemler alınabilir. Çekintiyi karışılacak sıvı metal akımını güçleştiren tasarımlardan kaçınılır (Şekil 2.5). Döküm tekniği bakımından ise kalın kesitler eriyik birikmesini önlemek üzere yerel olarak soğutulabilir; yolluk ve çıkıcılar beslemeyi kolaylaştıracak biçimde yerleştirilir ve gerekirse ısıtılır. Buna karşın basınçlı döküm parçalarda et kalınlıklarının genellikle çok ince olması nedeniyle soğuma çok hızlı olur ve böylece sıvı metal akımı güçleş-

* Katılaşma aralığının dar olması "sıcak çatlama" eğilimini de azaltır (Bk. 2.5.4.2).

tiğinden mikrolunkerlerin oluşumu pratik açıdan engellenemez.

Malzemenin katı halde soğurken büzülmesi sırasında çekme gerilmeleri doğar ve bu gerilmeler malzemenin yüksek sıcaklıkta zaten düşük olan dayanım değerini aşınca çatlaklar ortaya çıkar. *Büzülme çatlakları* maçaların düşük dirençli yapılmasıyla, örneğin yaş (yeşil) kum kullanılarak önlenabilir. Kokil dökümündeki metal maçalarda ise sorun ancak konstrüktif olarak çözülebilir.

Döküm tekniği ile ilişkili diğer kusurlar ise soğuk birleşme ve kumlu bölgelerdir. *Soğuk birleşme* iki ayrı eriyik akımının karşılaşması durumunda (örneğin bir maçanın çevresini dolandıktan sonra), bunların birbiriyle kaynama için yeterli sıcaklıkta olmaması veya yüzeyleri oksitlendiğinden (örneğin alüminyum alaşımlarında) metalsel bağın oluşmaması halinde görülür. Soğuk kaynamanın nedeni döküm sıcaklığının veya hızının düşük olmasıdır. Bu kusurlara özellikle kokil dökümde (basıncılı dökümde) rastlanır.

Kumlu bölgeler ve kalıp yırtılmalarıyla doğal olarak yalnız kum dökümünde karşılaşılır. *Kumlu bölgeler* döküm hızının yüksek veya kalıp dayanımının yetersiz olması sonucu sıvı metalin kalıp kumunu koparmasından ileri gelir. Böylece kumun koptuğu yerde bir biçim bozukluğu, kumun gittiği yerde de kalıntı sorunu ortaya çıkar.



Şekil 2.15-Kalıp yırtılması

Öte yandan kum kalıp ısı genleşmelerden ötürü yırtılır veya yaş dökümde oluşan su buharı gaz geçirgenliğinin yetersiz olması nedeniyle kalıbı patlatırsa, bu bölgelerde kalıp yırtılmaları görülür (Şekil 2.15).

2.3. Plastik Şekil Verme

Plastik şekil verme* katı durumda ta-
laş kaldırmadan yapılan biçimlendirme işlemlerini kapsar. Başlıca parametreleri şekil değiştirme oranı, şekil verme sıcaklığı ve şekil verme hızıdır.

Şekil değiştirme oranı şekil verme yönündeki boyut değişiminin yüzdesi

$$\varphi = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \cdot 100 (\%),$$

veya son boyun ilk boy oranının doğal logaritması

$$\varphi = \ln L_1 / L_0$$

olarak tanımlanır.

Erişilebilir en büyük şekil değiştirme oranı, diğer bir deyişle malzemenin şekil değiştirme kabiliyeti, sadece malze-

* "Mekanik şekil verme" veya kısaca "şekil verme" olarak da adlandırılır.

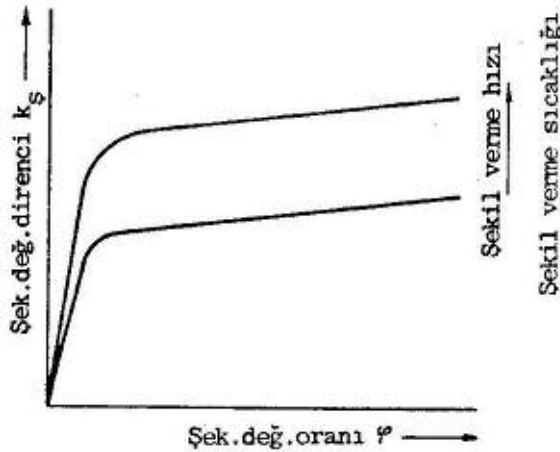
meye bağılı bir özellik olmayıp mevcut gerilme durumuna, dolayısıyla şekil verme yöntemine de bağılıdır.

Şekil verme uygulandığı sıcaklığa göre sıcak ve soğuk olarak ikiye ayrılır. Malzeme davranışı bakımından temel farklılıklar gösteren bu iki grup arasındaki sınır, alışılacakmış "sıcak" ve "soğuk" kavramları ile değil, malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığı (Bk.1.4.2) ile belirlenir. Örneğin kurşuna oda sıcaklığında sıcak şekil verilmiş olur.

2.3.1. Sıcak Şekil Verme

2.3.1.1. Şekil Verme Sıcaklığı

Sıcak şekil verme sıcaklığı yeniden kristalleşme için gerekli olan en düşük sıcaklıktan oldukça yüksektir. Bu sıcaklık küçük şekil değiştirme oranlarında dahi hemen şekil verme sırasında veya en azından aradaki duraklamalarda yeniden kristalleşmeyi sağlayacak düzeyde seçilir. Böylece şekil değiştirme direnci k_s (mevcut kesite oranlanmış kuvvet) artan şekil değiştirme oranı ile yaklaşık sabit kalır ve yeniden kristalleşen içyapı başlangıçtaki şekil değiştirme kabiliyetini korur. Sonuçta şekil değiştirme direnci (dayanımı) Şekil 2.16'dan da görüldüğü gibi sadece artan şekil verme hızı veya azalan şekil verme sıcaklığı ile artar. Belirli bir sıcaklıkta şekil verme hızı yeniden kristalleşme hızından yüksekse, koşullar soğuk şekil vermeye benzer. Örneğin ince taneli veya mikro alaşımlı çeliklerde, tane sınırı hareketlerinin çökeltiler tarafından engellenmesi ile yeniden kristalleşme hızı düşeceğinden böyle bir durum ortaya çıkabilir.



Şekil 2.16-Sıcak şekil vermede şekil değiştirme dirence k_s 'nin, şekil değiştirme oranı, şekil verme hızı ve şekil verme sıcaklığına bağlılığı (şematik)

Sıcak şekil verme sıcaklığının seçiminde yeniden kristalleşmenin yanında diğer bazı etkenlerin de dikkate alınması gereklidir. Bunlardan biri şekil verme işleminin mümkünse, faz diyagramına göre katı çözelti beklenen sıcaklıklarda yapılmasıdır. Böylece içyapıdaki çeşitli bileşenlerin şekil değiştirme kabiliyetlerinin farklı olmasından doğan olumsuz etki giderilmiş ve özellikle tane sınırlarındaki ikincil fazlar çözünmüş olur.

Eğer malzeme allotropsa kolay şekillendirilebilen kafes tipinin (örneğin yüzey

merkezli kübik) kararlı olduğu sıcaklıkta çalışılır. Segregasyonu kuvvetli alaşımlarda bazı bölgeler ötektik bileşimde bulunabilir. Dolayısıyla bu gibi durumlarda yerel erimeleri önlemek amacıyla, şekil vermenin en yüksek sıcaklığı ötektik sıcak-

lığın altında seçilmelidir. Aynı kural kalıntıların kendi aralarında veya ana malzeme ile düşük sıcaklıkta eriyen ötektikler meydana getirmesi halinde de geçerlidir, örneğin FeS ile Fe 985°C sıcaklıkta ötektik oluşturur. Şekil verme bitiriş sıcaklığı mümkün olduğu kadar düşük olmalıdır; çünkü alçak sıcaklıktaki yeniden kristalleşmede daha ince taneli bir içyapı elde edilir.

Sıcak şekil vermeden sonra ortaya çıkan içyapı ve özellikler, başlangıç yapısı ile şekil verme yöntemi ve sıcak şekillendirmenin uygulanışına bağlıdır. Söz konusu özellikler, öncelikle şekil değiştirme kabiliyeti bakımından döküm durumunda kine göre her zaman daha iyidir.

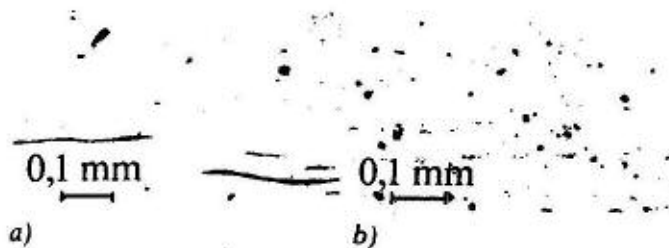
2.3.1.2. İçyapının Etkisi

Başlangıçta içyapıda bulunan kalıntıların türleri ile dağılımları, şekil değiştirme kabiliyetine ve üretilen parçanın özelliklerine etki eder.

Kolay şekillendirilebilen kalıntılar, örneğin sülfürler, şekil verme işlemini doğrudan engellemeseler bile, daha sonra malzemenin kullanım özelliklerini etkilerler. Kalıntının haddeleme sırasında ezilerek geniş bir yüzeye yayılması (Şekil 2.17a) metalsel bütünlüğün bozulmasına neden olur. Böylece özellikle şekil verme yönüne dik doğrultuda, şekil değiştirme kabiliyeti önemli ölçüde azalır. Konstrüksiyonlarda bu tür zorlamalar, bazı parçaların saçların yüzeylerine 90°lik açı kaynağı ile bağlanması sonucu ortaya çıkabilir.

Zor şekillendirilebilen kalıntılar, örneğin oksit ve silikatlar, şekil verme sırasında kırılarak küçük ve keskin kenarlı parçacıklara bölünür (Şekil 2.17b). Bunlar daha sonraki şekil verme kademelerinde malzemenin akmasını engelleyebilirler. Büyük kalıntılar kırılırken kaynaması imkânsız bazı malzeme ayrılmalarına da neden olurlar.

Başlangıç yapısında tane sınırlarına ince ağ şeklinde dağılmış gevrek bir faz varsa, şekil verme sırasında gene malzeme ayrılması tehlikesi doğar. Şekil verme sıcaklığı, bu tane sınırı tabakasının çözünmesini sağlayacak kadar yüksek değilse, malzeme ayrılması sadece uygun bir şekil verme işlemi seçilerek engellenebilir. Malzemenin her taraftan basma zorlamaları altında olduğu örneğin ekstrüzyon gibi yöntemler, böyle gevrek fazlar içeren malzemelere de plastik şekil vermeye elverişlidir.

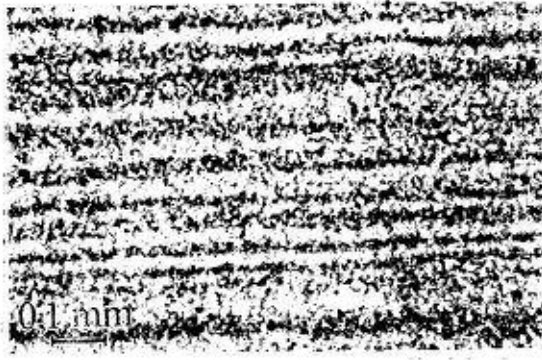


Şekil 2.17-Kalıntılar

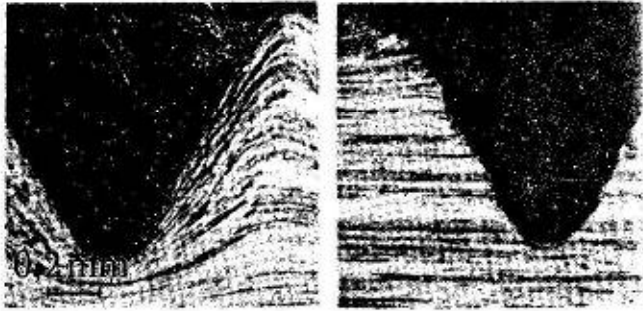
a) Şekil değiştirmiş sülfür kalıntıları

b) Kırılmış oksit kalıntıları

Segregasyonlu bölgeler (Bk. 4.4.3) ve şekil verilebilen kalıntıların uzaması, şekil verilemeyenlerin de kırılarak



Şekil 2.18- Bantlı yapı



Şekil 2.19-Ovalama ve talaş kaldırma yöntemleriyle açılmış dişlerde liflerin durumu

şekil verme yönünde sıralanması bantlı veya lifli yapı oluşumuna yol açar. Şekil 2.18 böyle bir içyapıyı göstermektedir. Şekillendirilmiş parçanın kesitinde liflerin görünür hale getirilmesi, akış çizgilerini yani şekil verme sırasında malzemenin nasıl aktığını belirlemeye yarar. Bu belirleme sözkonusu parçaların tasarımında veya üretim yönteminin uygunluğunun değerlendirilmesinde yardımcı olur (Şekil 2.19).

Lifli veya bantlı bir içyapı şekil değiştirme yönüne dik doğrultuda çok sık tekrarlanan süreksizliklerden dolayı anizotropdur. Ayrıca yeniden kristalleşmenin yarattığı doku da anizotropluğu kuvvetlendirir. Tek yönlü şekil vermenin kristal kusurlarını (örneğin dislokasyonları) belirli bir düzene getirmesiyle yeniden kristalleşme dokuları

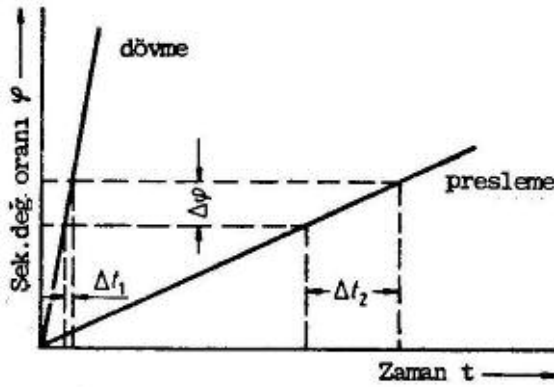
oluşur. Pratikte haddeler gibi aynı yöndeki şekil vermelerin birbirini izlemesi halinde yeniden kristalleşme dokuları daha da belirginleşir.

2.3.1.3. Sıcak Şekil Verme Yöntemleri

Başlıca sıcak şekil verme yöntemleri mamul parça üretimi için dövme ve presleme, yarı mamul üretimi için de haddeler ve ekstrüzyondur.

Dövmede malzeme darbeli olarak zorlanır. Son biçimi elde etmek için genellikle çok sayıda işlem kademesi gerekir. Şekil değiştirme dövülen parçanın dış bölgelerinde yoğunlaştığından, içe doğru gittikçe tane irileşmesi görülür.

Preslemeye çoğu kez şekillendirme strokları büyük, işlem kademesi sayısı azdır. Dövmeye göre düşük hızdan dolayı şekil değiştirme direncinin küçük olmasına rağmen, parça tüm kesit boyunca şekil değişimine uğradığından daha yüksek kuvvetler gerekir. Oluşan içyapı homojendir. Ancak eşit koşullar altında, yani aynı sıcaklık ve şekil değişimi oranı için, içyapı dövme ile elde edilenden daha iri taneli olur. Bunun nedeni Şekil 2.20'den görüldüğü gibi preslemeye "yeniden kristalleşme süresinin" daha uzun olmasıdır.

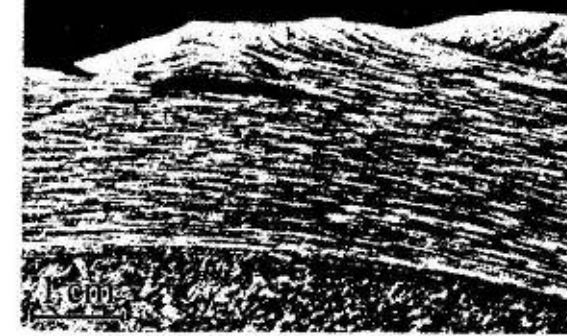


Şekil 2.20- Dövme ve preslemede Δt_1 ve Δt_2 "yeniden kristalleşme sürelerinin" karşılaştırılması

Haddelemede merdaneler arasındaki basma şekil değişimi ile malzeme öncelikle haddeleme yönünde uzar. İşlemin sürekli olması halinde şekil değişimi hızı giderek artar ve örneğin bir hadde transfer grubunun son kademesinde dövmeden bile daha büyük hızlar söz konusu olabilir. Malzemenin yeniden kristalleşmesi büyük ölçüde bir hadde tezgahından diğerine geçerken meydana gelir. İnce kesitlerde ısı kaybını azaltmak için, şekil değişimi oranı yüksek işlem kademeleri hemen bir-

birini ardına uygulanır. Böylece kayıpların bir bölümü şekil verme işi nedeniyle oluşan ısı tarafından dengelenir. Aynı yönde birbirini izleyen çok sayıda işlem belirgin bir dokunun ortaya çıkmasına yol açabilir.

Haddeleme ile yapılamayan profillerin üretimi ekstrüzyonla gerçekleştirilebilir. Ekstrüzyon ayrıca malzemenin tane sınırlarında gevrek bir ağın bulunduğu durumlarda, malzeme ayrılmaları olmadan bu filmi kırmak için ilk şekil verme işlemi olarak da kullanılabilir. Ekstrüzyonda her yönden basma gerilmeleri etkidiğinden bu tür malzemelere daha kolay şekil verilebilir.



Şekil 2.21- Haddeleme dili edilmesinden önce kırılma tehlikesini doğurur. Eğer son biçim tek bir işlemde elde edilemiyorsa, şekillendirme işlemleri arasında yeniden kristalleşme tavlama (yumuşama tavlama, ara tavlama) uygulanır.

2.3.2. Soğuk Şekil Verme

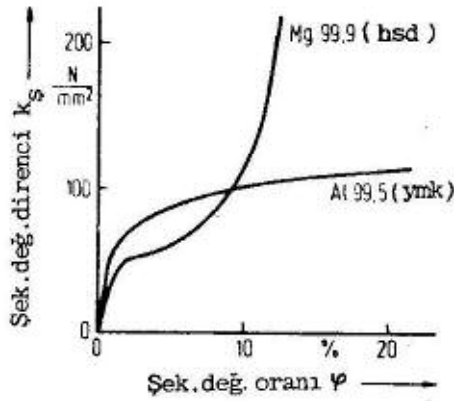
Soğuk şekil vermede, şekillendirme sıcaklığı yeniden kristalleşmeden daha düşüktür ve şekil değişimi oranının artması ile malzeme pekleştikçe şekil değiştirme direnci sürekli artar. Şekil vermede giderek daha yüksek kuvvetlerin gerekmesi ve bunun sonucu ortaya çıkan yüksek zorlamalar, hedeflenen son biçimin elde

2.3.2.1. İçyapının Etkisi

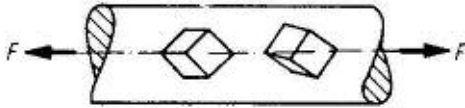
Malzeme kristal kafesi tipinin soğuk şekil değiştirme

davranışı üzerine etkisi çok büyüktür. Kayma sistemleri sayılarının farklı olması nedeniyle (Bk.1.2.2.3) farklı pekleşme eğrileri ortaya çıkar.Şekil 2.22 yüzey merkezli kübik alüminyum ile hegzagonal sıkı düzenli magnezyumu bu açıdan karşılaştırmaktadır.Magnezyum eğrisinin dikliği hegzagonal metallerin şekil değiştirme kabiliyetinin düşük olduğunu gösterir.

Soğuk şekil vermede metaller içyapılarındaki gevrek bileşenlere karşı daha duyarlıdır.Bu nedenle soğuk şekil verme öncesinde çoğunlukla sıcak şekillendirmeye başvurulur.Böylece şekil değiştirme kabiliyeti genellikle iyi olmayan döküm içyapısı ortadan kalkar ve gevrek bileşenler yapıya daha uygun biçimde dağılır.



Şekil 2.22-Basma şekil değişimlerinde kristal yapının peklemeye etkisi (WELLINGER ve SEUFERT'e göre)



Şekil 2.23- Ymk-metalden çekilerek üretilmiş bir telde şekil verme dokusu

Şekil verme ile çokkristal bir malzemenin taneleri zorlama yönüne bağlı olarak dönme hareketi yaparlar ve artan şekil değiştirme oranı ile tanelerin kristal eksenleri giderek yönlenir.Dolayısıyla oluşan şekil verme dokusu,özelliklerin az veya çok doğrultuya bağımlı olması sonucunu doğurur.Örneğin ymk metale çekilerek şekil verilirse,birim hücrelerin hacim köşgenleri birbirine paralel olarak yönlenir (Şekil 2.23).Bu aynı zamanda elastiklik modülünün en yüksek olduğu doğrultudur (Bk.1.1.2).

2.3.2.2. Soğuk Şekil Verme Yöntemleri

Soğuk şekil verme ile boyut hassasiyeti ve yüzey kalitesi yüksek parçalar üretilebilir.Ayrıca peklemmeden yararlanılarak yüksek dayanımlı ince kesitler elde etmek mümkün olur.Diğer bir avantaj da oksitlenme ve tufal oluşumu söz konusu olmadığından yüzeylerin temiz kalmasıdır.

Mamul parça üretimi için kullanılan soğuk şekillendirme yöntemlerine birkaç örnek darbeli basma,presleme,darbeli ekstrüzyon ve derin çekmedir.Üretilen parçaların değişik bölgelerindeki şekil değiştirme oranları genellikle farklıdır.Sonuçta bir iç gerilmeler sistemi ortaya çıkar ve aynı malzeme içinde farklı elektrokimyasal potansiyele sahip bölgeler oluşabilir.Dolayısıyla korozyon dayanımındaki azalma gözönünde tutulmalıdır.Bu duruma, çekilmiş pirinç malzemede karşılaşılan gerilme korozyonu çatlakları örnek gösterilebilir.

Yarı mamullerin soğuk şekillendirme ile üretimi saçlar bantlar ve folyolar için haddeme; boru, çubuk ve teller

için çekme; profiller için kıvrırma işlemleri yardımıyla gerçekleştirilebilir. Bu tür yarı mamullerin herhangi bir ara tav yapılmaksızın bir kez daha şekillendirilmesi mümkün değildir; çünkü üretimleri sırasında şekil değiştirme kabiliyetleri sonuna kadar kullanılmıştır. Dolayısıyla yeniden şekil verme uygulanacak böyle malzemeler çoğunlukla bir tavlama yapıldıktan sonra satışa sunulur. Kaynak ve lehimleme gibi birleştirme işlemlerinde ise, ısıdan etkilenen bölgede yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine çıkılırsa pekleşme yerel olarak ortadan kalkar.

Soğuk şekil vermede *malzeme kusuru* olarak sadece bazı bölgelerde şekil değiştirme kabiliyetinin aşılması ile çatlak oluşumuna rastlanabilir.

2.4. Toz Metalurjisi

Mamul parçalar veya yarı mamuller metal tozlarından sıvı fazda çalışma zorunluluğu olmadan üretilebilir. Toz metalurjisi genel olarak üç ayrı işlemi kapsar:

- Toz Üretimi
- Tozların preslenerek parçanın biçimlendirilmesi,
- Bunu izleyen bir ısıtma işlemi (*sinterleme*).

Isıtma işlemi basınç altında yapılıyorsa basıncılı sinterleme, presleme ve sinterleme işlemleri tekrarlanıyorsa çift sinterlemeden söz edilir.

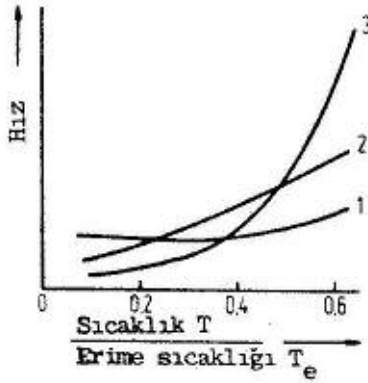
2.4.1. Toz Üretimi, Sinterleme İşlemi

Toz üretimi için toz malzemesinin gevrek veya sünek olmasına göre değişik yöntemler uygulanabilir. Bunların başlıcaları sıvı metal püskürtme, mekanik kırma, indirgeme ve elektrolitik toz çöktürmedir.

Elde edilen tozun *biçimi* uygulanan yöntem ve malzemeye bağlıdır; küresel, pul biçiminde, dendritik veya süngerimsi olabilir. Presleme sırasında şekil değiştirebilen tozlar, gevrek olanlara göre aynı basınçta daha boşluksuz olarak sıkıştırılabilir.

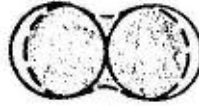
Parçalar arasında bağ oluşumunu sağlayan *sinterleme* genellikle bir katı hal reaksiyonudur. Çok bileşenli sistemlerde bazen sıvı fazlar da ortaya çıkabilir. Sinterlemede itici kuvvet, toz halinde birim hacme düşen çok yüksek yüzey enerjisidir. İşlem sırasında Şekil 2.24 den görüldüğü gibi sıcaklığa bağlı olarak *adezyon*, *yüzeysel yayınma* ve *hacimsal yayınma* gibi farklı mekanizmalar etkindir. Tek maddeli sistemlerde sinterleme sıcaklığı yüksek olduğundan (yaklaşık $0,8 T_e$) öncelikle yayınma önem taşır.

Tek bileşenli sistemlerde toz tanelerinin arasında temas bölgelerinden başlayarak bir boyun oluşmasıyla, toplam yüzey ve dolayısıyla yüzey enerjisi azalmış olur (Şekil 2.25). Bunu sağlamak üzere, yüzeydeki yer değişimi olayları yardımıyla boşluklar dolar ve gözenek hacmi yanında parçanın hacmi de

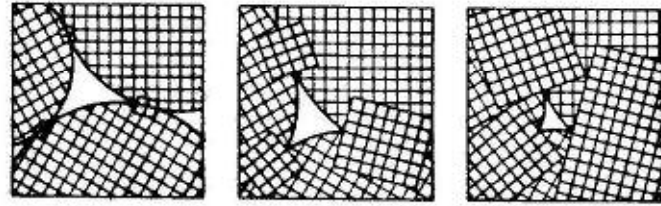


Şekil 2.24-Sinterlemedeki mekanizmaların sıcaklığa bağlılığı

- 1- adezyon
- 2- yüzeysel yayınma
- 3- hacımsal yayınma



Şekil 2.25- Tek bileşenli sistemde sinter olayının şematik gösterilişi



Şekil 2.26- Sinter olayında yeniden kristalleşme (KINSTON'a göre)



Şekil 2.27-İki bileşenli sistemde bir maddenin diğerinin çevresini sarması

2.4.2.Sinter Malzemelerin Üstünlükleri ve Özellikleri

Yarı mamullerin ve bitmiş parçaların üretiminde toz metalurjisi yöntemi kullanılmasının eritme yöntemine göre bazı üstünlükleri vardır. İşlem erime sıcaklığının altından yapıldığından malzemenin cüruf-suz olarak üretimi mümkün olur.

Tozlar iyi karıştırılarak segregasyonsuz ve dolayısıyla özellikleri çok homojen olan alaşımlar elde edilebilir.

Sinter malzemeler dört ana grupta toplanır:

- Erime sıcaklıkları çok yüksek olan ve/veya eritme sırasında çözümü zor teknik sorunlar yaratan malzemeler.
- Özel bir yapıya sahip malzemeler.Örnek olarak sadece kaba taneli olarak katılaştırılabilen bir malzemenin ince taneli olarak üretilmesi gösterilebilir.
- Gözenekli metalller.Kısmi sinterleme ile elde edilen tipik sinter malzemeleridir.
- Karma(kompozit) malzemeler ve psödo alaşımlar.Birbirinden çok farklı özelliklerin optimal olarak kullanılması-na imkan verdiklerinden karma malzemelerin teknikte kul-

lanımı giderek yaygınlaşmaktadır. *Psödo alaşımlar* ise sıvı durumda dahi birbiri içinde çözünmeyen metallerin çok ince dağılımlı karışımlarıdır. Bu gruba *sert metaller* ve *metal seramikler* (örneğin elektrik makinalarının bakır-grafit alaşımı olan fırçaları) girer.

Çok sayıda parça (kütle) üretiminde toz metalurjisi ayrıca ekonomik yararlar sağlar. Kayıpsız çalışılması özellikle pahalı malzemeler için büyük önem taşır ve yüksek boyut hassasiyeti sayesinde daha sonraki işlemler azalır.

Sinter malzemelerin yoğunlukları özelliklerini belirleme ve kullanımlarını etkileme bakımından çok önemlidir. Yoğunluğu düşük gözenekli maddelerin dayanımları düşüktür; *filtre* veya *yatak malzemesi* olarak kullanılırlar. Sinter yatak malzemeleri gözenekleri içinde yağlayıcı maddeyi depoladıklarından kendi kendini yağlar karakterdedir. Buna karşın talaşlı imalatla kullanılan *sert metallerin* yoğunlukları yüksektir. Bunların çekme dayanımları 800 N/mm^2 , basma dayanımları ise 5000 N/mm^2 'ye kadar çıkabilir.

Bütün gözenekli maddelerde olduğu gibi, sinter malzemelerin şekil değiştirme kabiliyetleri ve toklukları genellikle düşüktür. Bu nedenle sinter malzemelerin kullanımındaki sınırlamalar, tozun fiyatı yanında gözeneklerin tümüyle yok edilmemesinden de kaynaklanır. Ayrıca toz metalurjisi ile karışık parçaların üretimi başarılı sonuç vermemektedir.

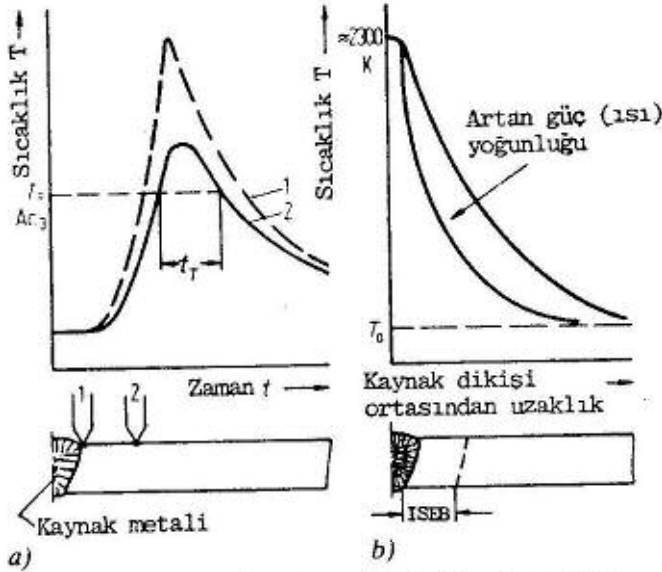
2.5. Kaynak ve Lehimleme

Metalsel malzemelerin kaynağı, bu malzemelerin ısı veya basınç veya her ikisinin de yardımıyla, ilâve malzeme kullanarak veya kullanmadan *birleştirilmesi* olarak tanımlanır. İşlem, birleştirme bölgesindeki malzeme yoğunlukla sıvı veya plastik şekil değiştirebilir durumda iken gerçekleştirilir. Ortaya çıkan bağlantı *çözülemez* (DIN 1910).

Kullanım alanları çok geniş olan kaynak ve lehim bağlantılarının sağlıklı olarak yapılması için, kaynak işlemi sırasında oluşan içyapı ve özellik değişimlerinin çok iyi bilinmesi gerekir. Güvenilir bir tahmine göre 1985 yılında metallerdeki tüm bağlantıların yaklaşık olarak %65'i kaynak, %10'u lehimleme, %10'u yapıştırma ve sadece %15'lik bir bölümü mekanik (cıvata, perçin, v.b.) olacaktır. Bu sayılar kaynağın bir birleştirme yöntemi olarak teknik ve ekonomik önemini ortaya koymaktadır.

2.5.1. Isı Etkisi

Parçaların birleştirilecek yerlerindeki malzeme, hemen hemen noktasal yani çok yoğun ısı uygulanmasıyla (güç yoğunluğu 10^7 W/cm^2 'ye kadar) yerel olarak eritilir. Bu sırada 2000°C 'ın üzerindeki sıcaklıklara ulaşılır. Isının yoğun olarak verilmesi çok yüksek ısıtma (1000 K/sn 'ye kadar) ve soğutma (birkaç 100 K/sn) hızlarının ortaya çıkmasına neden olur; ancak en yüksek sıcaklıkta kalma süresi en çok birkaç saniyedir (Şekil 2.28a).



Şekil 2.28- Bir kaynak bağlantısında ısıdan etkilenen bölgede (ISEB) sıcaklığın değişimi (şematik).

- Isıl çiftlerin yerleştirildiği 1 ve 2 noktalarında,
- Isı yoğunlukları farklı iki kaynak yönteminde, sıcaklığın kaynak dikişi ortasına olan uzaklık ile değişimi.

Kaynak sırasında oluşan bu "ısı işlemi", teknikte uygulanan ısı işlemlerden belirgin farklılıklar gösterir:

- Isıtma hızları çok yüksektir. Büyük sıcaklık farkları dolayısıyla iç gerilmeler ortaya çıkar. İçyapı dönüşümleri (örneğin çelikte $\alpha \rightarrow \gamma$) sürenin kısalığı (Şekil 2.28a, t_p) nedeniyle tam olarak gerçekleşemez. Aynı nedenle karbürler, nitürler, içyapı heterojenlikleri (örneğin mikrosegregasyonlar) tümüyle çözünemez ve dolayısıyla giderilemezler.
- Erime bölgesi (kaynak metal) sınırının yakınında ulaşılan maksimum sıcaklıklar çok yüksektir ve çok kısa sürmelerine rağmen malzeme özelliklerini büyük ölçüde etkilerler (iri tane).

- Soğuma hızlarının yüksek oluşu tehlikeli iç gerilme durumlarının ve çeliklerde ostenite dönüşmüş bölgelerde martenzit oluşumuyla istenmeyen sertlik tepelerinin ortaya çıkmasına neden olur.

Şekil 2.28b kaynak dikişi ortasından itibaren sıcaklık dağılımını göstermektedir. Isının verilmesi ne kadar yoğun olursa, sıcaklık gradyeni o kadar dik, yani ısıdan etkilenen bölge o kadar dar olur. Kaynak işlemi sonucu ana malzemede içyapı dönüşümlerinin veya daha geniş anlamda içyapı değişikliklerinin olduğu bölge Isıdan Etkilenen Bölge (ISEB)* denir. Bu bölge kaynak metal sınırından başlayıp, örneğin çelikte ısıtma hızı ile değişen A_{c1} sıcaklığına ** kadar uzanır. Kaynak metalinin özellikleri yanında, ISEB'deki özellik değişimleri de kaynaklı konstrüksiyonun davranışını, yani kullanım güvenliğini etkiler.

2.5.2. Kaynak İç Gerilmeleri

Kaynak sırasında ısının yerel olarak uygulanması ile, iş parçasında ve özellikle kaynak dikişi civarında doğan çok büyük sıcaklık farklılıklarından (Şekil 2.28b) ötürü,

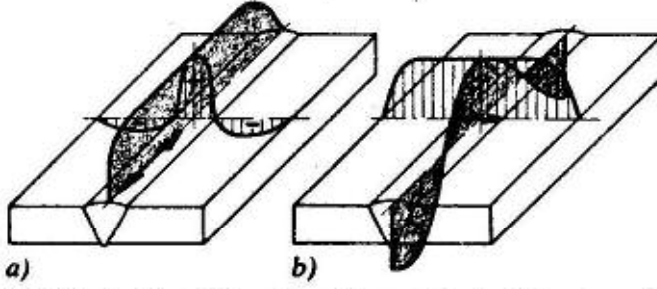
- Biçim değişiklikleri (çarpılma, büzülme) ve/veya
- İç gerilmeler meydana gelir.

* Türkçe literatürde Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB) olarak da adlandırılır.

** A_{c1} ve A_{c3} , ısıtma sırasında çelikte içyapı değişimlerinin görüldüğü sıcaklıklardır (Bk.4.1).

Biçim değişiklikleri daha çok ekonomik açıdan sorun yaratır. Bunları önlemek veya gidermek için özel üretim tekniklerine veya ek işlemlere başvurulması gerekir. Yapı elemanının güvenliği ise biçim değişikliklerinden hemen hiç etkilenmez.

Eritme kaynağı işlemlerinde ortaya çıkan ve parça kalınlığı ile artan iç gerilmeler, çatlama eğilimini kuvvetlendirir, malzemenin plastik şekil değiştirme kabiliyetini azaltarak kaynaklı konstrüksiyonların kullanım güvenliğini olumsuz yönde etkiler. Şekil 2.29 bir alın kaynağı bağlantısında boyuna ve enine gerilmelerin dağılımını şematik olarak göstermektedir.



Şekil 2.29- Bir alın kaynağı bağlantısında iç gerilmelerin dağılımı (şematik)
a) Boyuna gerilmeler
b) Enine gerilmeler

Dış kuvvetler dolayısıyla parçada oluşan en büyük kayma gerilmesi τ_{maks} malzemenin kayma dayanımı τ_k 'dan daha büyük olduğu zaman malzeme sünek kırılma (şekil değiştirme kırılması) gösterir. Tek eksenli bir zorlamada (Bk.1.2.2.1)

$$\tau_{maks} = \frac{\sigma}{2}$$

dir. Ancak bir kaynak bağlantısında dış zorlamadan doğan gerilmeler yanında, üretim koşullarına bağlı olarak boyuna ve enine iç gerilmeler ile kalın parçalarda kalınlık doğrultusundaki iç gerilmeler mevcuttur. Böylece ortaya çıkan çok eksenli gerilme durumundaki en büyük kayma gerilmesi, tek eksenli zorlamadakinden düşüktür:

$$\tau_{maks} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} < \frac{\sigma_1}{2}$$

Dolayısıyla üç asal gerilmenin ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$) büyüklüğüne bağlı olarak, τ_{maks} herhangi bir plastik şekil değişimi yaratamayacak kadar küçük olabilir. Bu durumda normal gerilmelerden biri ayrılma dayanımını aşarsa çok tehlikeli olan gevrek kırılma (ayrılma kırılması) ortaya çıkar (Bk.3.4.1).

Mühendislik yapıtlarında gevrek kırılmadan çekinilmesinin nedenleri şunlardır:

- Genellikle çok küçük dış gerilmeler bile hasara yol açabilir ($10...50 \text{ N/mm}^2$).
- Et kalınlığı artırılarak kırılma engellenemez.
- Çatlak, parça içinde çok büyük bir hızla ilerler. Bu sırada hasarı sınırlayıcı önlemler alınamaz.

Gevrek kırılmanın oluşması aşağıdaki koşulların bir araya gelmesine bağlıdır:

- Malzeme gevrek kırılma eğilimi taşımamalıdır. Bu durum bütün hmk metaller için geçerlidir.
- Malzemenin şekil değiştirme kabiliyeti gevrekleştirici bazı etkenlerden dolayı tükenmiş olmalıdır. Düşük sıcaklık ve çok eksenli gerilme durumu gevrek kırılmayı kolaylaştıran en önemli etkenlerdir.
- Çentik, kalıntı veya benzer kusurlar bulunmamalıdır. Çatlak bu noktalarda başlar ve iç gerilmelerin depolanmış elastik enerjisi ile çok hızlı olarak ilerler.

Görüldüğü gibi gevrek kırılma, kaynaklı konstrüksiyonlar için sık rastlanabilecek bir hasar tipidir. Öte yandan şekil değiştirme kabiliyeti yüksek olan malzemelerde, çok eksenli iç gerilme durumu etkisiyle gevrek kırılma tehlikesi daha azdır. Dolayısıyla kaynak edilecek bir malzeme ancak yeterli sünekliğe sahip bulunuyorsa kaynağa elverişli olarak nitelenebilir (Bk.4.8.2).

2.5.3. Kaynak Bağlantılarında Çeşitli Bölgelerin Yapısı ve Özellikleri

Bir kaynak bağlantısında herhangi bir değişikliğe uğramamış ana malzeme dışında genel olarak iki bölge vardır:

- *Kaynak metal:* ilâve malzeme ve kısmen erimiş ana malzemeden oluşur.
- *Isıdan Etkilenen Bölge (ISEB):* Kaynak metaline komşu ve içyapısı değişmiş olan ana malzemeye denir.

Kaynak metalinin birincil katılaşması, gerek oluşumu gerekse özellikleri etkileyişi bakımından daha önce (Bk.2.2.1) açıklanmıştı. Kaynakçının el becerisi yanında ilâve malzemeler de kaynak metalinin ve dolayısıyla kaynak bağlantısının kalitesini belirler. Kaynak metalindeki -daha doğrusu sıvı kaynak metal ile sıvı cüruf arasındaki- oksit giderme, alaşımlama gibi önemli metalurjik olayların istenilen ölçüde gerçekleşmesi için, ilâve malzemenin seçiminde kaynak işleminin aşağıdaki özelliklerinin gözönüne alınması gerekir:

- Sıvı durumdaki reaksiyon süreleri çok kısadır. Bu nedenle çelik üretimindekinden çok daha fazla oksit giderici katılmalıdır.
- Kaynak metalinin (döküm içyapısı) özellikleri, ana malzemenin (çoğunlukla haddelenmiş içyapı) özelliklerine yakın olmalıdır.

Islah çelikleri gibi kritik malzemelerde, kaynak metalinin özelliklerinin ana malzemenin özelliklerine örneğin bir ısıtma işlemiyle uyandırılması çok güçtür.

Isıdan etkilenen bölgenin özellikleri, değişime uğramamış ana malzemeninkinden hemen hemen her zaman kötü olup şu etkenlere bağlıdır.

- *Malzeme* (kafes tipi, katı durumda dönüşümlerin varlığı-örneğin çelikte $\gamma \rightarrow \alpha$, alaşım elemanları ile katışkıların türü ve miktarı),
- *Malzemenin durumu* (soğuk şekil değiştirmiş, çökelme sertleşmesi uygulanmış, sertleştirilmiş, ıslah edilmiş),
- *Malzeme özellikleri* (ısıl iletkenlik, doğrusal genleşme katsayısı, yüksek sıcaklıklarda gaz alma eğilimi),

Malzeme türünden bağımsız olarak erime sınırına yakın bölgelerde, çok yüksek sıcaklıkların etkisiyle her zaman belirgin bir tane irileşmesi ve dolayısıyla tokluk azalması söz konusudur.

Allotropik dönüşüm göstermeyen alüminyum, bakır ve nikel gibi malzemelerde, taneler malzeme türüne bağlı olan belirli bir T_1 sıcaklığının üzerinde irileşmeye başlar ve tane büyüklüğü erime sınırına kadar sürekli artar (Çizelge 2.1-I). Diğer başlıca sorunlar ise şunlardır:

- Isıdan etkilenen bölgenin ve kaynak metalinin gaz alması yerel gevrekleşmeye neden olur (örneğin nikel ve titanda yapıya hidrojen girmesi). Oluşan reaksiyon ürünleri kaynak işlemini güçleştirir (örneğin kromun cürufleşmesi: Cr_2O_3).
- Isıl iletkenliğin büyük olması (örneğin bakırda) çarpılmaya yol açar ve yüksek güç yoğunluklu kaynak yöntemlerinin (koruyucu gaz altında kaynak yöntemleri MIG/MAG, WIG gibi) uygulanmasını gerektirir.

Soğuk şekil verilmiş malzemelerin kaynağındaki tehlike, yeniden kristalleşme sıcaklığı üzerine ısınan kaynak dikişi bölgesinde dayanımın düşmesidir (Çizelge 2.1-II). Kaynağı yapılan parçalar işlem sonrasında ekonomik nedenlerle çok ender olarak tekrar soğuk şekillendirilirler. Dolayısıyla burada da yüksek güç yoğunluklu yöntemler kullanılarak dayanımı azalan bölgenin dar tutulmasına çalışılır. Bu önlemler uygulanırsa da, örneğin çok kuvvetli soğuk şekil değiştirmiş malzemeler gibi özel durumlarda, dayanım çok düşeceğinden kaynak işleminden kaçınılması zorunludur. Ayrıca bazı çelik türlerinde karşılaşılan şekil değiştirme yaşlanması da dikkate alınmalıdır. Böyle çeliklerden yapılmış bir kaynak bağlantısının yaklaşık 200°C ile 300°C sıcaklığa ısınan bölgelerinde tokluk büyük ölçüde düşer, yani malzeme gevrekleşir (Bk.4.4.5).

Çökelme sertleşmesi uygulanmış malzemelerde, içyapıya homojen dağılarak özellikleri belirleyen çok ince çökelti, kaynak sırasında ısı etkisiyle bazı bölgelerde çözünür ve soğuma sırasında kısmen tekrar çökerler (Çizelge 2.1-III). Ancak bu arada yeni çökeltielerin büyüklük biçim ve dağılımları değişir; başta tokluk olmak üzere mekanik özellik değerleri önemli oranda düşer. Çökelmelerin tane sınırlarında olması çoğunlukla çatlamaya neden olur. Dolayısıyla alaşım türüne ve uygulanan yöntemle bağlı olarak, kaynaktan sonra sertleştirme işleminin tümüyle tekrarlanması yoluna gidilebilir veya sadece yaşlandırmayla yetinilir. Bu malzemelerin kaynağı

Çizelge 2.1.:Malzeme Türüne Göre Kaynak Bağlantılarında Isıdan Etkilenen Bölge(ISEB) ve Özellikleri(Şematik)

No.	Malzeme	ISEB'in İy yapısı	Özellik değişimleri, malzeme ile ilgili olaylar
I	Alotrop dönüşüm göstermeyen malzeme, örneğin Nikel, Alüminyum, Bakır		1.Tane büyüklüğü T_1 den başlayarak sürekli artar.ISEB'in genişliği kaynak parametreleri,işlemin tek veya çok pasolu olması ve kaynak yönteminin güç yoğunluğu ile belirlenir. 2.Diğer başlıca sorunlar ise:gaz alma (gevrekleşme,gözenekler),yüksek ısı iletkenlik(çarpılma),yüksek ısıl genişleme katsayısı(çarpılma,iç gerilmeler).
II	Soğuk şekil verilmiş malzeme, örneğin soğuk çekilmiş alüminyum		1.<math>T > T_k</math> olan bölgeler yeniden kristalleşir,yani pekleşme etkisi kalkar.Başlangıç dayanımına ulaşmak için kaynak sonrasında tekrar soğuk şekil verme gerekir.<math>T_k < T_1</math> olduğundan ISEB önceki örnekten daha geniştir.Güç yoğunluğu yüksek yöntemler kullanılarak ISEB'in dar tutulmasına çalışılır. 2.Çeliklerde <math>T=500K</math> ile <math>600K</math> arasında oluşan şekil değiştirme yaşlanması nedeniyle tokluk büyük ölçüde düşebilir. 3.Şekil değiştirme oranı <math>\phi = \phi_{krit}</math> ise <math>T_k</math>'nın biraz üstünde bir diğer iri tane bölgesi görülür.
III	Çökelme sertleşmesi uygulanmış malzeme, örneğin AlCuMg-alaşimleri, özel paslanmaz çelikler ve yüksek nikelli alaşımlar		1.İsı etkisiyle bazı bölgelerde çökeltiler çözünür ve soğuma sırasında uygun olmayan büyüklük,biçim ve dağılımda tekrar çökelirler.Aşırı yaşlanma kaynak sonrasında çökeltilme sertleşmesinin yeniden uygulanması ile giderilebilir. 2.Tane sınırlarındaki çökeltiler çoğunlukla çatlak oluşumuna neden olur. 3.Kaynağın yumuşak durumda yapılması çatlama tehlikesini azaltır. 4.İri çökeltiler nedeniyle korozyon dayanımı çok düşer.
IV	Kuvvetli reaktif malzemeler, örneğin titan,tantal,zirkon,molibden		En önemli sorun 600K sıcaklığın altında dahi atmosfer gazlarının içyapıya girmesi ile malzemenin gevrekleşmesidir. Kaynak vakum altında yapılır veya kaynak bölgesinin geniş bir alanda hava ile teması önlenir(asal gaz).
V	Çelik, örneğin St 37 (C=0,15), veya C 45 (C=0,45)		1.Ana sorun erime sınırına komşu bölgede martenzit oluşumu dolayısıyla sertlik tepelerinin doğuşudur. 2.Bu nedenle kaynağı uygun çeliklerde karbon oranı <math>C \leq 0,2</math> ile sınırlanır. 3.<math>C > 0,3</math> olması durumunda ön ısıtma ve çoğunlukla bir kaynak sonrası ısıtma işlemi gereklidir.

şekil değiştirme kabiliyetlerinin daha iyi olduğu yumuşak durumda da yapılabilir.

Kuvvetli reaktif malzemelerin (örneğin titan, tantal, zirkon) kaynağında en önemli sorun, 3000°C sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda dahi atmosfer gazlarının içyapıya girmesiyle önemli bir sertleşmenin ortaya çıkışıdır (Çizelge 2.1.IV). Bu nedenle uygulanacak kaynak yönteminin,

- Vakum altında çalışan (elektron ışını kaynağı) veya
- Kaynak bölgesinin geniş bir alanda hava ile temasını (örneğin bir asal gaz ile süpürerek) önleyen türden olması gerekir. Ancak her iki çözüm de pahalıdır.

Çelik kaynağında ana sorun eriyiğe yakın bölgelerdeki malzemenin sertleşme eğilimidir (Çizelge 2.1-V). Tümüyle ostenitleşmiş, iri taneli bölgede ($T > A_{C3}$) soğuma hızı kritik hızın üzerine çıkarsa malzeme kırılğan martenzite dönüşür. Çeliğin karbon miktarı ne kadar yüksekse, oluşan martenzit o kadar sert ve gevrek olur. Bu nedenle kaynağa elverişli çeliklerde (Bk.4.8.2) karbon oranı en çok % 0,2 ile sınırlanır.

Çeliklerde alaşım oranı arttıkça martenzit oluşumunu engellemek güçleşir. Bu durumda,

- Kaynaktan önce ön ısıtma yapılarak soğuma hızı düşürülür ve/veya
- kaynak sonrasında bir ısıtma işlemi uygulanarak sertlik azaltılır.

A_{C3} sıcaklığının biraz üstüne ısınan bölge, çoğunlukla ana malzemenin başlangıç durumundakinden de daha ince taneli bir içyapıya sahip olur. A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları arasına ısınan bölgede ise içyapı sadece kısmi dönüşüme uğrar (perlit dağılması). Böylece A_{C1} izotermi çeliklerin kaynağında ısıdan etkilenen bölgenin (ISEB) sınırını belirler. Öte yandan yaşlanma, yeniden kristalleşme ve ıslah edilmiş çeliklerin menevişlenmesi gibi olaylar sözkonusuysa, daha düşük sıcaklıkların ($T < A_{C1}$) etkidiği bölgelerde de bir takım değişimlerle karşılaşılır. Ancak çelik için ISEB tanımı genellikle bunları kapsamaz.

Şimdiye kadar açıklanan olaylar normal olarak bütün eritme ve direnç kaynaklarında cereyan eder.

2.5.4. Kaynak İşleminde Malzemeye Bağlı Özel Durumlar ve Güçlükler

2.5.4.1. Isıtma Sırasında Ortaya Çıkan Sorunlar

Bu aşamada çıkabilecek sorunların kapsamı ve türü ısıtma koşulları (ısıtma hızı) ile verilen enerjinin miktarına, yani büyük ölçüde yöntemle bağlıdır.

Ark başlangıç yerleri (tutuşturma yerleri): İş parçası üzerinde "tutuşturulmuş" ve hızla hareket ettirilen bir ark (örneğin WIG-kaynağında) küçük bir malzeme bölgesini çok büyük

hızla ısıtır. Soğumanın da çok hızlı olması genellikle büzülme çatlaklarına yol açar. Bu sonuç çeliklerde ayrıca martenzit oluşumu dolayısıyla kaçınılmaz bir nitelik kazanır.

Isıtma sırasında meydana gelen büyük ısı gerilmeleri, şekil değiştirme kabiliyeti düşük malzemelerde (bazı döküm malzemelerinde) çatlak oluşumuna neden olabilir. Isıtmanın oldukça yavaş yapılabildiği gaz kaynağı, bu açıdan birçok "modern" kaynak yönteminden daha üstündür.

Erimiş kaynak metalinin sıcaklığının çok yüksek olması ve dolayısıyla içinde büyük miktarda gaz çözünmesi, kaynak tekniğindeki ana sorunlardan biridir. Gaz ile doymuş eriyiğin hızlı soğuması sırasında gazların eriyikten tam olarak uzaklaşmaması aşağıdaki sonuçları doğurur:

- Gözenek oluşumu (kesiti zayıflatır ancak çok tehlikeli değildir),
- Gazların eriyikte atomsal durumda kalması (gevrekleşmeye neden olduğundan çok tehlikelidir).

Miktar olarak onbinde bir mertebesinde bulunmaları bile zararlı olan gazlar (hidrojen, azot, Bk.4.4.5), her kaynak yöntemi için farklı olan şu önlemlerle kaynak metalinden uzak tutulmaya çalışılır:

- Çubuk elektrot bir örtü ile kaplanır,
- Uygun koruyucu gazlar kullanılır veya
- Ark bir toz tabakası ile örtülür.

Örneğin ıslah çeliklerinin kaynağı gibi kritik durumlarda çok düşük gaz miktarları dahi tehlikelidir. Bu tür kaynak uygulamalarında vakum altında arıtılmış ilâve malzemelerin kullanılması önemli avantajlar sağlar.

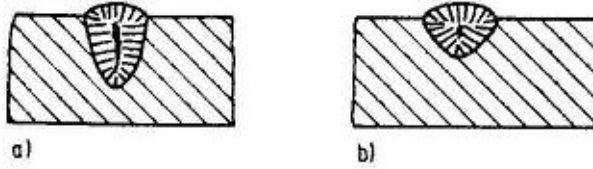
2.5.4.2. Katılaşma Sırasında Ortaya Çıkan Sorunlar

Eriyikteki büyük girdaplar ve yüksek soğuma hızından dolayı kaynak metalinde makrosegregasyonla pek karşılaşılmaz. Buna karşın mikrosegregasyon hemen hemen her zaman vardır. Kaynak bağlantısının hızlı soğuması sırasında doğabilecek en önemli sorun ise çatlak oluşmasıdır. Çatlaklar değişik bölgelerde görülebilir:

- Kaynak metalinde (çoğunlukla sıcak çatlaklar),
- Isıdan etkilenen bölgede (çelikte çoğunlukla sertleşme çatlakları).

Çatlaklar her sıcaklıkta oluşabilmelerine rağmen genellikle sıcak ve soğuk çatlaklar olarak ikiye ayrılırlar. Sıcak çatlama (sıcak yırtılma) döküm malzemelere benzer şekilde katılaşan kaynak metalinin tipik bir hasar biçimidir; likidüs ve solidüs sıcaklıkları arasındaki bölgede, katılaşmanın sona ermesinden hemen önce ortaya çıkar. Bu durumda birincil kristaller ince bir kalan eriyik tabakası ile çevrilmiştir. Kaynak dikişinin soğuması sırasında oluşan büzülme kuvvetleri nedeniyle malzeme bu sıvı tabakadan, yani şekil değiştirmeksizin

tanelerarası çatlamaya uğrar. Sabit sıcaklıkta katılaşıp saf metaller ve ötektik alaşımlar, başka bir takım bileşikler oluşturmadaıkları sürece, sıcak yırtılmaya karşı duyarlı değildirler. Diğer bir sorun da katışkı miktarı yüksek olan kalan eriyiğin, kaynak dikişi boyutları doğru seçilerek uygun bir yerde katılaştırılmasıdır. Şekil 2.30a'daki gibi dar ve derin eriyiğin sıcak yırtılmaya olan duyarlılığı çok fazladır. Geniş ve sığ eriyiklerin katılma davranışları ise daha iyidir (Şekil 2.30b).



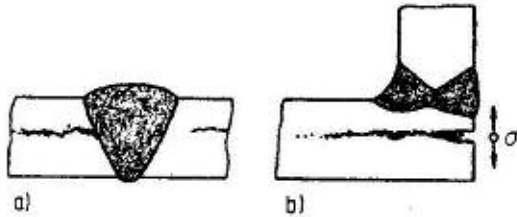
Şekil 2.30-Farklı biçimlere sahip kaynak dikişlerinde birincil kristalleşme (dolgu kaynağı)
a) Dar ve derin dikiş
b) Geniş ve sığ dikiş

Sıcak yırtılmayı kolaylaştıran başlıca etkenler şunlardır:

- Kaynak dikişine yoğunlaştırılmadığı için parçaya aşırı ısı verilmesi (Bu bakımdan gaz kaynağı en kötü, koruyucu gaz altında ark kaynağı en iyidir).
- Eriyiğin katılma aralığının (ΔT) büyük olması.

Normal Cu-Sn bronzlarında kaynak sırasında sıcak yırtılma eğilimi bu nedenle kuvvetlidir ($\Delta T > 100$ K-Bk.5.2.5). Benzer durum yüksek karbonlu çelikler için de geçerlidir (artan karbon miktarı ile ΔT büyür).

Alaşımların özel katılma davranışları dışında, düşük sıcaklıkta eriyen bileşikler de sıcak yırtılmaya yol açar. En çok tanınan örnekler çelikte FeS; nikel ve nikel alaşımlarında NiS kalıntılarıdır. Çelikteki sıcak çatlama tehlikesi yeterli oranda mangan katılması ile (Bk.4.3.3.2) önlenabilir. Nikel ve alaşımlarının kaynağında ise örneğin yağlar, yağlı tebeşir ve kükürtlü fırın atmosferi gibi nedenlerle malzemeye kükürt girmesine karşı önlem alınmalıdır.



Şekil 2.31-Kalıntı miktarı yüksek olan çeliklerde iç gerilmelerin etkisiyle malzeme ayrışmaları
a) Alın kaynağı
b) Açı kaynağı

Çeliklerde kalıntı miktarının yüksek olması ısıdan etkilenen bölgede de sıcak yırtılma yaratabilir (Şekil 2.31 a). Eriyen kalıntıların bulunduğu yerlerde malzeme ayrışmaları görülür.

Çoğunlukla taneleriçi ilerleyen soğuk çatlakların oluşum nedenleri, tanelerarası sıcak çatlaklarinkinden daha karmaşık olup, başlıca şunlardır:

- Çeliklerin ısıdan etkilenen

- bölgesinde sertleşme,
- İç ve dış gerilmeler,
- Hidrojen gevrekliği.

Sertleşme sonucu oluşan çatlaklar en kolay şekilde, düşük

karbonlu çeliklerin ($C \leq 0,2$) seçilmesi veya parçaların ön-ısıtılması ile önlenabilir. Sonradan yapılacak bir ısıtım işlemi de (gerilme giderme tavlama) çok etkili olur. Bu şekilde martenzit sertliğinin düşürülmesinin yanında, öncelikle çatlağı oluşturan iç gerilmeler de azaltılır.

Özellikle kalın sacların kaynağında malzemede cüruf dizilerinin bulunması, sadece iç gerilmelerin varlığı ile dahi malzeme ayrılmalarına yol açabilir (Şekil 2.31b).

Hidrojenin gevrekleştirici etkisi malzeme dayanımı ile artar. Yani bu etki martenzitik içyapıda en büyük, ymk metallerde ise en küçüktür. Yüksek dayanımlı malzemelerde çok küçük bir hidrojen oranı bile (1 ml/100 g) tehlikelidir. Bu gibi durumlarda vakumda gazı alınmış ilâve malzemelerin kullanılması ve işlem koşullarının en uygun biçimde sağlanması zorunludur.

2.5.4.3. Farklı Malzemelerin Kaynakla Birleştirilmesi

İki metalin eritme kaynağı ile birleştirilip birleştirilemeyeceğine ilişkin bilgiler, bunların faz diyagramından alınabilir. Bağlantının kalitesini kaynak sırasında ortaya çıkan alaşımın (kaynak metal) özellikleri büyük ölçüde belirler.

A ve B metalleri arasındaki derişiklik gradyeninin çok büyük olması nedeniyle A tarafında A'ca, B tarafında da B'ce zengin alaşımlar meydana gelir; kaynak metalinin ortasında ise yaklaşık %50 A, %50 B bulunur. Bu tür kaynak dikişlerinde değişik olasılıklar söz konusudur (Çizelge 2.2).

Birleştirilecek metaller sürekli katı çözelti oluşturuyorsa, kaynak metal şekil değiştirebilen ve kırılğan olmayan bir içyapıya sahiptir (Çizelge 2.2, No.1). Kaynak işlemi sırasında soğuma hızı çok yüksek olduğundan çoğunlukla belirgin bir mikrosegregasyon görülür.

Bunun tam karşıtı ise katı durumda hiç çözünme olmamasıdır (Çizelge 2.2., No.2). Bu durumda kaynak metal A ve B metallerinin bir karışımıdır ve özellikleri tümüyle bileşenleri tarafından belirlenir. Birincil katılaşılan A-kristallerinin tane sınırlarında, hızlı soğuma nedeniyle çok ince ve sert bir ötektik oluşur. Dolayısıyla kaynak metalinin büyük ölçüde ötektik olarak katılaşılmış bölgelerinde çatlama eğilimi vardır. Bu ötektik bölgeler erime sıcaklıklarının düşük olması nedeniyle ayrıca sıcak çatlama da duyarlıdırlar.

Birbirleri ile ara bileşikler yapan metaller eritme kaynağı ile birleştirilemezler (Çizelge 2.2-No.3.1). Çok kırılğan olan bu içyapı bileşenlerinin az miktarda bulunması bile, kaynak bağlantısının tümüyle gevrekleşip kullanılamamasına yol açar. Bazı sistemlerdeki ara fazlara örnekler:

Cu-Zn ($Cu_{51}Zn_{49}$),
Cu-Sn ($Cu_{31}Sn_{69}$),
Al-Cu (Al_2Cu),
Al-Fe (Al_3Fe, Al_5Fe_2).

Çizelge 2.2- Farklı Metallerin Kaynakla Birleştirilmesinde Çeşitli Olasılıklar (şematik)

No.	Faz Diyagramı	Kaynak Metalinin iç yapısı (çok basitleştirilmiş)	Bağlantının Özellikleri
1			1. Tüm kaynak metalı tok ve çatlak oluşumuna az duyarlı katı çözültiden oluşur. 2. Kaynak bağlantısının metalurjik ve mekanik özellikleri iyidir. 3. Mikrosegregasyon kuvvetlidir.
2			1. Bağlantının kalitesi büyük ölçüde ötektik özelliklerine bağlıdır. Ötektik ise çoğunlukla A ve B birincil kristallerinden daha sert ve gevrektiler. 2. Düşük sıcaklıkta eriyen ötektik içyapı bileşenleri sıcak çatlama neden olabilir.
3.1			1. Az miktarda V, bağlantının tümüyle gevrekleşmesine yol açar. 2. Kaynak metalinin çok yüksek oranda A veya B içermesi sağlanabilirse, V önemli bir gevrekleşme yaratmayacak kadar azaltılmış olur. 3. Daha basit bir çözüm, her iki metalle de ara bileşik oluşturmamayan bir C metalinden yararlanmaktır. C ilâve malzemesi ile önce örneğin A'nın kaynak ağızı yüzeyinde bir tampon tabaka (a₁) yapıp, daha sonra da bununla B arasında asıl kaynak dişi gerçekleştirilir.
3.2			

İlâve malzeme olarak sadece A alınır ve B'nin eriyerek kaynak metaline girmesi de çok düşük düzeyde tutulabilirse, çatlama daha az duyarlı bağlantılar elde edilebilir. Bu durumda kaynak metalinin bileşimi A'ya çok yakın ve meydana gelen ara bileşik miktarı da çok azdır.

Bazen her iki metal ile de ara bileşikler oluşturmamayan bir üçüncü metalden yararlanılarak sorun çözülür (Çizelge 2.2., No.3.2). Nikel birçok metal ile (Bakır, demir, kobalt) sürekli veya geniş alanlı katı çözülti oluşturur. Bu nedenle farklı metallerin kaynağında ilâve malzeme olarak kullanılması çok yaygındır.

Hem sıvı hem de katı durumda tam çözünmezlik söz konusu ise, iki farklı metal ancak her ikisi ile de sıvı durumda çözünür olan bir üçüncü metal yardımıyla bağlanabilir. Tanınmış bir örnek, bileşiminde kurşun bulunan bir lehimle birleştirecek demir veya çelik parçaların kalay ile kaplanmasıdır.

Bağlantının mekanik özellikler açısından yeterli olarak yapıldığı durumlarda bile, farklı metallerin kaynağında korozyon dayanımının çok azalacağı gözden kaçırılmamalıdır (Pil oluşumu!). Bu nedenle örneğin anot olma eğilimi çok kuvvetli magnezyum (Bk.1.8.1.2) hiçbir zaman başka bir metalle birleştirilmemelidir.

2.5.5. Lehimlemede Malzemeye Bağlı Sorunlar

Lehimleme katı durumdaki metalsel malzemelerin erimiş bir ilâve malzeme (lehim) yardımıyla ve gerektiğinde dekapan* ve/veya koruyucu gaz kullanılarak birleştirilmesidir. Lehimin erime sıcaklığı birleştirilecek ana malzemelerinkinden daha düşüktür; bu malzemeler erimeden lehim tarafından ıslatılır (DIN 8505).

Lehimlemedeki olaylar sıvı lehim/katı ana malzeme faz sınırında cereyan eder. Bu ara yüzey reaksiyonları:

- Lehim + dekapanın ıslatması ve yayılması ile,
- Birleşmeyi sağlayan yayınma olaylarıdır.

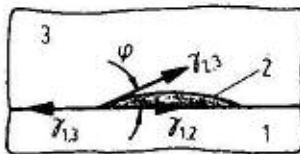
Şekil 2.32'den görüldüğü gibi sınır yüzeylerinin enerjileri arasında şu bağıntı vardır:

$$\gamma_{1,3} - \gamma_{1,2} = \gamma_{2,3} \cdot \cos \varphi = \gamma_t \text{ (tutunma gerilmesi)}$$

Islatma açısı $\varphi=0$ ve dolayısıyla

$$\gamma_{1,3} \geq \gamma_{1,2} + \gamma_{2,3}$$

ise ıslatma tam gerçekleşmiş olur. Ancak $\varphi \leq 30^\circ$ halinde de kullanılabilir lehim bağlantıları elde edilir.



Islatma iyi, lehimlenme kabiliyeti iyi.



Islatma az, lehimlenme kabiliyeti yetersiz.

Şekil 2.32-Lehimlemede lehim-parça ara yüzeyindeki bağıntılar

Özet olarak bir lehim bağlantısı yapılırken,

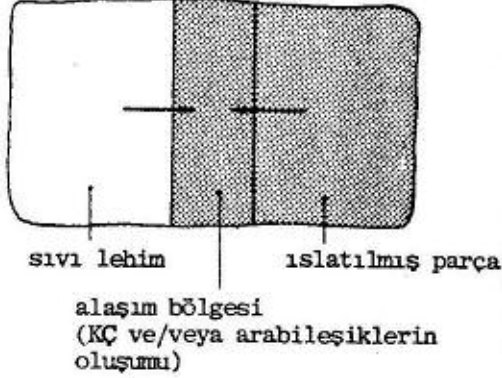
- Lehim ana malzemeyi ıslatmalıdır,
- Ana malzemenin lehimlenecek bölgesinin sıcaklığı, lehimin solidüs sıcaklığından yüksek olmalıdır.

Lehimlenecek yüzeylerin yeterli düzeyde ıslatılması, lehim-

* Genel anlamda yüzey temizleyici ve koruyucu madde (flux). Ayrıca "lehim pastası" veya "lehim tozu" olarak da adlandırılır.

lenme kabiliyetinin iyi olması için en önemli koşuldur. Bu durum lehim ve ana malzeme çok az da olsa, katı çözelti veya ara bileşik oluşturdıkları zaman sağlanır. Birbiri içinde hiç çözünmeyen metallerle (ana malzeme/lehim) işlem gerçekleştirilemez.

Çalışma sıcaklığı yükseldikçe, sıvı lehim/ana malzeme sınırı yüzeyindeki yer değiştirme mekanizmaları etkinleşir ve alaşım bölgesinin kalınlığı artar. Bu bölgede katı çözeltiler ve/veya ara bileşikler meydana gelir (Şekil 2.33).



Şekil 2.33-Bir lehim bağlantısının alaşım bölgesi (lehim-parça ara yüzeyi)

Alaşım bölgesi sadece birkaç μm kalınlığında olduğundan, arayer bileşiklerinin bulunması halinde dahi lehim bağlantısının güvenliği azalmaz. Yani kaynak bağlantılarının aksine, uygun bir lehim malzemesinin seçiminde metalurjik ve malzeme ile ilgili sorunlar ikinci planda kalır. Malzeme lehim tarafından ısıtıldığı sürece lehimleme için herhangi bir engel yoktur.

2.6. İç Gerilmeler

İç gerilmeler dış zorlamalar olmadan dahi malzeme içinde etkiyen gerilmelerdir. Bir parçadaki çekme iç gerilmeleri ile basma iç gerilmeleri birbirlerini dengeler.

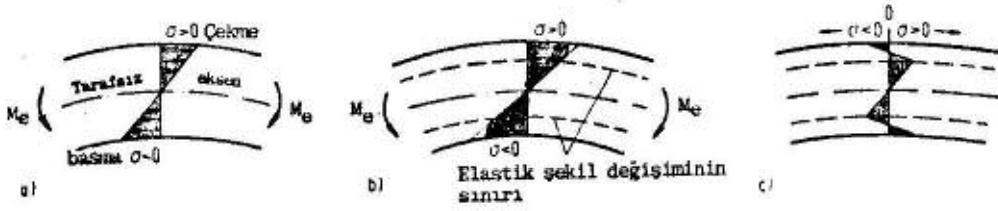
İç gerilmelerin dağılımına ve bunlara eklenen dış zorlamalara bağlı olarak iç gerilmeli durum olumlu veya olumsuz etki yapabilir. Genellikle yüzey bölgelerinde basma iç gerilmelerinin bulunması olumludur; çünkü malzemelerde çatlak oluşumu gibi birçok hasar çoğunlukla yüzeyden başlar. Çatlak oluşumu için kritik bir çekme gerilmesi değerinin aşılması gerektiğinden, basma iç gerilmelerinin bulunduğu bölgelerde daha yüksek çekme dış yüklerine müsaade edilebilir (Dış çekme gerilmelerinin bir bölümü basma iç gerilmeleri tarafından giderilmiş olur).

İç gerilmeler parçanın üretiminin herhangi bir kademesinde, sıcaklık farklılıkları veya farklı şekil değiştirme oranları nedeniyle ortaya çıkabilir. Döküm parçaların kendini çekme ve büzülmesi ile, ısıl işlemler ve kaynak sırasındaki yüksek soğuma hızları kaçınılmaz olarak iç gerilmelere yolaçar. Parçanın et kalınlıkları birbirinden ne kadar farklı ve biçimi ne kadar karmaşık ise doğan iç gerilmeler o kadar büyük olur. Farklı şekil değiştirme oranları da gerek soğuk, gerekse sıcak şekil vermede iç gerilme yaratır. Talaşlı üretim yöntemlerinde ise en azından yüzey tabakalarında iç gerilmeler oluşur. Karşılaşılan hasarların çoğunda iç gerilmelerin rolü vardır. Bu sorun sadece malzemeye bağlı olmadığından, tasarımın malzemeye uygun olarak yapılması olumsuz iç gerilme durumlarının giderilmesi veya azaltılmasına büyük katkı sağlar.

iç gerilmeler etkidikleri bölgenin büyüklüğüne bağlı olarak makro ve mikro iç gerilmeler olarak ikiye ayrılırlar. Makro iç gerilmeler çok sayıda taneyi kapsar, mikro iç gerilmeler ise büyüklük ve yön olarak bir tane içinde değişirler. Makro iç gerilmeler ile birlikte daima mikro iç gerilmeler de mevcuttur.

2.6.1. Soğuk Şekil Verme Sırasında Oluşan İç Gerilmeler

Plastik şekil değişimi oranı parça kesitinde eşdağılım göstermediğinden soğuk şekil verme sırasında iç gerilmeler doğar. Bu durum basit bir eğme çubuğu yardımıyla gösterilebilir (Şekil 2.34).



Şekil 2.34- Eğmede iç gerilmelerin dağılımı

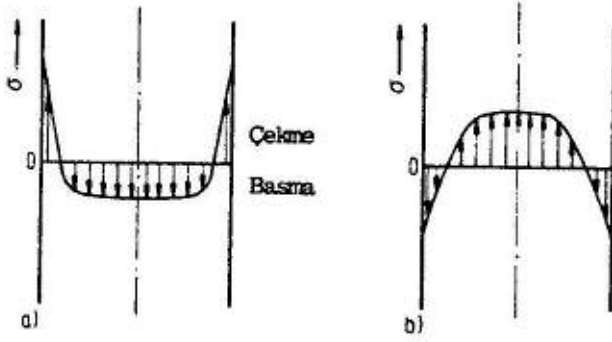
- Elastik şekil değişimi
- Elastik ve plastik şekil değişiminin sınırı
- Yükün kaldırılmasından sonra kalan iç gerilmeler

Elastik şekil verme ile eğilen bir çubukta gerilme dağılımı doğrusaldır. Anılan çubuğun alt kısmında basma, üst kısmında çekme gerilmeleri oluşur; ortadaki tarafsız eksen ise gerilme sıfırdır (Şekil 2.34a). Yük artırılırsa malzeme plastik şekil değiştirir ve gerilme dağılımı doğrusallıktan sapar (Şekil 2.34b). Bu sırada alt kısımdaki lifler kalıcı olarak kısalır, üst kısımdakiler ise kalıcı olarak uzar. Ortadaki tarafsız eksen yakınlarında şekil değişimi elastikliğini korur. Etkiyen eğme momentinin kaldırılması ile sözü edilen elastik gerilmeler tümüyle giderilemez; çünkü kısalan ve uzayan kenar bölgeleri parçanın eski biçimine dönmesini engeller. Gerilme dağılımı süreklilik göstermek zorunda olduğundan Şekil 2.34c' de verilen iç gerilme durumu ortaya çıkar. Buna göre eğilmiş çubuğun üst kısmında basma, alt kısmında ise çekme iç gerilmeleri etkimektedir.

2.6.2. Hızlı Soğuma Nedeniyle Oluşan İç Gerilmeler

Özellikle yüksek soğuma hızlarında parçanın çekirdek bölgesi ile yüzeyi arasında büyük sıcaklık farklılıkları doğar. Daha düşük sıcaklığa sahip olan yüzeydeki büzülme olayı, sıcak orta kısım tarafından engellenir ve bunun sonucu olarak yüzeye yakın bölgelerde çekme iç gerilmeleri oluşur (Şekil 2.35a). Bu iç gerilme durumu çoğunlukla henüz sıcak olan orta bölgenin plastik şekil değiştirmesi (basılması) ile ortadan kalkar.

Parça soğumaya devam eder, yani orta kısımlar da büzülürken, bu kez soğuk olan yüzey bölgeleri kısalmayı engeller. Yani sonuçta kenar bölgelerinde basma, ortada ise çekme iç gerilme-



Şekil 2.35- Hızlı soğuma sonucu iç gerilmelerin ortaya çıkışı
a) Soğuma başlangıcında gerilme dağılımı
b) Soğuma sonunda gerilme dağılımı

leri görülür. Düşük sıcaklıklarda plastik şekil değişimi giderek güçleştiğinden bu gerilme durumu kalıcı olur (Şekil 2.35b).

2.6.3. İç Gerilmelerin Saptanması ve Giderilmesi

Bir parça içindeki gerilme dağılımının tam olarak saptanabilmesi ancak parçanın tahrip edilmesi ile mümkündür. Bu amaçla parça çok ince tabakalar halinde talaş kaldırılarak işlenir. Böylece iç gerilmelerin dengesi bozulup, ölçülen şekil değişimlerinden geri gidilerek iç gerilmeler hesaplanabilir. Gerilim giderme tavı uygulanmamış parçaların talaş kaldırılarak işlenmesinde, yukarıda açıklanan şekilde iç gerilmelerin dengesinin bozulması ile istenmeyen çarpılmaların ortaya çıkması söz konusudur.

Yüzey tabakalarındaki iç gerilmeler X-ışınlarıyla tahribatsız olarak da ölçülebilir. Elastik gerilmeler kristal kafesinin çarpılmasına neden olurlar. Dolayısıyla kafes düzlemlerinden yansıyan X-ışınlarının (Bk.3.8.2) yansıma koşullarının değişimi yardımıyla iç gerilmeler saptanabilir.

Gerilme giderme tavı uygulanarak parçaların iç gerilmeleri büyük ölçüde azaltılabilir. Tav sıcaklıkları, malzemenin akma sınırını yeterince düşürecek, böylece iç gerilmelerin plastik şekil değişimi yaratarak kendilerini yok etmelerini sağlayacak kadar yüksek seçilmelidir. Bu arada iç gerilme dağılımının homojen olmayışından ötürü parçada çarpılma görülebilir. Tav sonrasında parça yavaş soğutularak yeni iç gerilmelerin oluşmasına imkân verilmemelidir.

Yararlanılabilecek Diğer Kaynaklar:

- Roll, F.: *Handbuch der Giesserei-Technik Band I*, Springer-Verlag, Berlin
Schatt, W.: *Einführung in die Werkstoffwissenschaft*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
Wirtz, H.: *Verhalten der Stähle beim Schweißen, Band I: Grundlagen, Band II: Anwendung*, Deutscher Verlag für Schweisstechnik (DVS), Düsseldorf

3. MALZEME DENEYLERİ

Bu bölümde öncelikle, malzeme özelliklerini belirleyen büyüklüklerden en çok kullanılanların tanımları verilerek önemleri açıklanmıştır. Ele alınan büyüklüklerin saptanması için yapılan deneylerin donanım v.b. ayrıntılarına girilmeden, sonuçların deney tekniği ve malzeme ile ilgili etkenlere bağımlılığı üzerinde geniş biçimde durulmuştur.

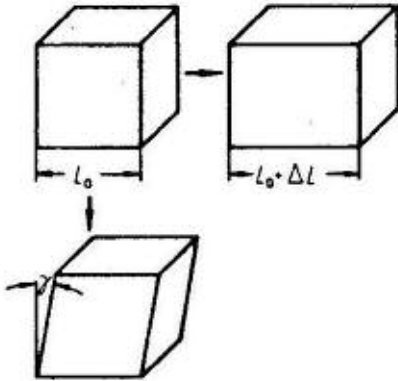
3.1. Statik Dayanım ve Şekil Değişimi Büyüklükleri

3.1.1. Zorlama-Şekil Değişimi İlişkisi

Her zorlanan parçada, Şekil 3.1 de sınırlı bir hacim elemanı yardımıyla gösterildiği gibi, genel olarak

- Boy değişimleri ΔL (Uzama veya kısaltmalar)
- Açı değişimleri γ

meydana gelir. Zorlamanın kaldırılmasından sonra parça eski biçimine dönerse, sözkonusu şekil değişimleri elastik, aksi halde plastik veya kalıcı olarak nitelenir. Elastik ve plastik şekil değişimleri sırasında kristal kafesi içindeki olaylar 1. Bölümde ele alınmıştı (Bk.1.2.2.1).



Şekil 3.1-Şekil değişimleri: Boy değişimleri ΔL , Açı değişimleri γ

Birim şekil değişimi: ΔL uzaması aynı doğrultudaki başlangıç boyu L_0 'a oranlanırsa birim uzama olarak adlandırılan

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0}$$

boyutsuz büyüklüğü elde edilir. Başlangıç boyunun kısaltması ($-\Delta L$) durumunda ise birim kısalma deyimi kullanılır. Öte yandan boyutsuz bir büyüklük olan γ (radyan) değeri de birim kayma adını alır*.

*

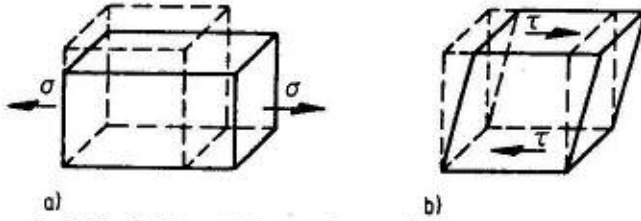
$$\text{Birim kayma} = \frac{\text{İki düzlemin birbirine göre ötelenmesi (kayma)}}{\text{Bu iki düzlem arasındaki uzaklık}} = \tan \gamma$$

Küçük açılar için : $\tan \gamma = \gamma$

Birim şekil değişimi ve bunun özel halleri ile ilgili olarak aşağıdaki terimler de kullanılmaktadır: Birim şekil değişimi: genleme, Birim uzama: Çekme genlemesi, Birim kısalma: Basma genlemesi, Birim kayma: Kayma genlemesi.

Gerilme: Herhangibir kesitte birim alana düşen kuvvete gerilme denir.

Gerilmenin doğrultusu ve yönü doğal olarak kuvvetinkiyile aynıdır. Şekil değiştirme gibi gerilmenin de farklı türleri vardır. Boy değişimine yol açan normal gerilme (σ), hesaplanmasında dikkate alınan alanın bulunduğu düzleme dik (normal); açı değişimini sağlayan kayma gerilmesi τ ise sözkonusu düzleme paralel (teğetsel) etki eder (Şekil 3.2).



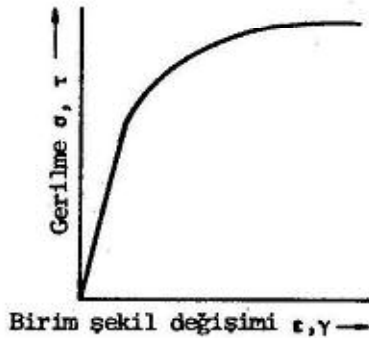
Şekil 3.2- a) Normal gerilme σ
b) Kayma gerilmesi τ

Çekme, basma veya eğme zorlamalarında, zorlama türüne göre σ_c , σ_b ve σ_e olarak gösterilen normal gerilmeler sözkonusudur. Eğme gerilmeleri esasında çekme ve basma gerilmelerinden oluşarak karakteristik bir değişim gösterirler. İndissiz yazılan

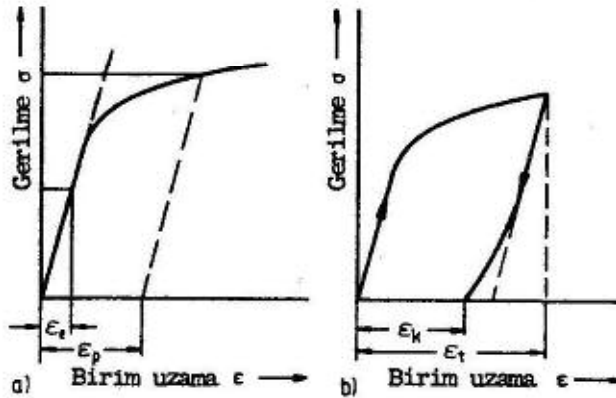
normal gerilme değerlerinin eğer artı işaretli iseler, örneğin $\sigma = 20 \text{ N/mm}^2$ çekme gerilmesi; eksi işaretli iseler, örneğin $\sigma = - 20 \text{ N/mm}^2$ basma gerilmesi oldukları anlaşılır.

Bir parça kesme veya burmaya zorlanırsa, ortaya çıkan kesme veya burma gerilmeleri τ_k yahut τ_b simgeleriyle belirtilen kayma gerilmeleridir. Birinci bölümde değinildiği gibi (Bk. Şekil 1.40), bir parçaya uygulanan kuvvet gözönünde tutulan düzlemin konumuna göre hem normal hem de kayma gerilmeleri doğurur.

Şekil 3.3'de metalsel malzemelerin büyük çoğunluğu için karakteristik olan gerilme-birim şekil değiştirme diyagramı verilmiştir. Eğri başlangıçta sadece elastik şekil değişiminin sözkonusu olduğu, eğimi sabit doğrusal bir bölge ile başlar. Daha sonra plastik şekil değişiminin de eklenmesiyle eğim giderek azalır. Bu durum DIN 50145'deki gerilme-birim uzama diyagramı örnek alınarak aşağıda daha ayrıntılı biçimde açıklanmıştır.



Şekil 3.3- Gerilme-birim şekil değiştirme



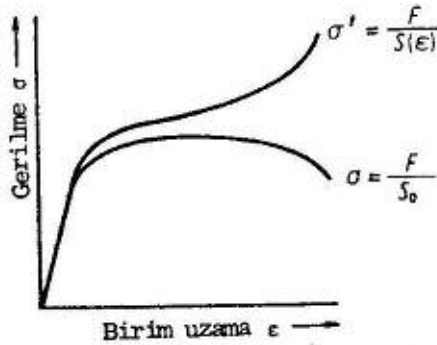
Şekil 3.4- Birim uzama tanımları

- a) Elastik birim uzama ϵ_e ,
orantısız birim uzama ϵ_p
b) Kalıcı birim uzama ϵ_k ,
toplam birim uzama ϵ_t

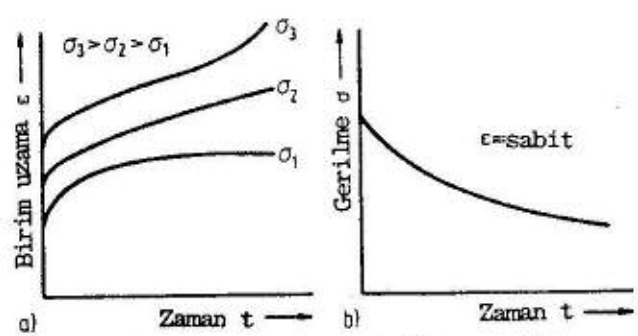
- Eğrinin doğrusal kısmındaki birim uzamalar elastiktir: ϵ_e (Şekil 3.4a).
- Elastik bölgenin aşılmasıyla, elastik doğrunun uzantısı yardımıyla görüldüğü gibi gerilme ile orantılı olarak artan elastik birim uzama yanında, orantısız birim uzama (ϵ_p) oluşur (Şekil 3.4a).
- Böylece elde edilen birim uzamaya açıklanan bileşenlerinden dolayı toplam birim uzama (ϵ_t) denebilir (Şekil 3.4b).
- Elastik bölge dışından sıfır gerilmesine kadar yükün boşaltılması sonrasında malzemede görülen kalıcı birim uzama ise ϵ_k ile gösterilir (Şekil 3.4b).

Orantısız birim uzama ϵ_p ile kalıcı birim uzama ϵ_k pratik açıdan ölçüm hassasiyeti sınırları içinde birbirlerine eşit olduklarından, genellikle *plastik birim uzama* adı altında tek kavram olarak kabul edilirler.

Kuvvet, yükleme başlangıcındaki S_0 kesit alanına oranlanırsa *anma gerilmesi*, şekil değişimi dolayısıyla sabit kalamayan gerçek en küçük kesite $S(\epsilon)$ oranlanırsa *gerçek gerilme* elde edilir. Şekil 3.5'de çekme zorlamaları altında anma gerilmesi ve gerçek gerilme eğrileri karşılaştırılmıştır. Her iki gerilme elastik bölgede pratik açıdan eşit alınabileceğinden, anma gerilmesi plastik bölgeye girmesi istenmeyen konstrüksiyonların davranışını karakterize etmeye ve aşırı yükleme durumunda kopma yükünü belirlemeye yeterlidir. Buna karşın malzemelerin şekillendirilme davranışını veren akma eğrilerinin elde edilmesinde gerçek birim şekil değişimi* ile gerçek gerilme kullanılır.



Şekil 3.5- Çekme deneyinde gerilme-birim uzama eğrisi
σ: anma gerilmesi
σ': gerçek gerilme



Şekil 3.6- a) Sürünme: Sabit gerilme altında şekil değişiminin zamanla artması
b) Gerilme gevşemesi: Sabit birim uzama altında gerilmenin zamanla düşüşü

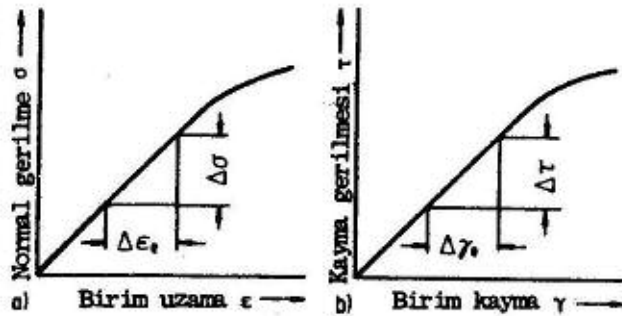
* Başlangıç boyu L_0 'ın sabit kalmaması nedeniyle gerçek birim uzama veya kısalma $\epsilon' = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0}$ olarak tanımlanır. Parça hacminin değişmediği varsayılırsa $\epsilon' = \ln \frac{S_0}{S}$ olur.

Genel olarak şekil değişimi yükleme ile birlikte artar. Ancak yüksek gerilme ve özellikle yüksek sıcaklıklarda zamanın da etkisi görülür. Sabit yük altında şekil değişiminin zamanla sürekli artmasına sürünme denir (Şekil 3.6a). Sürünme olayı yüksek basınç ve sıcaklıkların söz konusu olduğu termik santral v.b.yerlerde önemli olmakla birlikte, havai hatlar gibi bazı uygulamalar için normal sıcaklıklarda da gözönünde tutulmalıdır.

Öte yandan yükün değil de şekil değişiminin sabit kaldığı durumlarda zamanla gerilme düşer (Şekil 3.6b). Bu olay gerilme gevşemesi (rölaksasyon) olarak adlandırılır. Montaj uzunluğu sabit kalan yayların uyguladığı kuvvetin zamanla azalması buna örnek olarak gösterilebilir.

3.1.2. Elastik Büyüklükler

Gerilme-Birim şekil değişimi eğrisinin doğrusal olması bunların birbiri ile doğru orantılı olduğunu gösterir. Normal gerilme ile elastik birim uzama arasındaki orantı katsayısı (Şekil 3.7a)



Şekil 3.7-Elastiklik modülünün (E) ve kayma modülünün (G) tanımı

$$a) E = \Delta\sigma / \Delta\epsilon_e$$

$$b) G = \Delta\tau / \Delta\gamma_e$$

$\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon_e} = E$
elastiklik modülü, kayma gerilmesi ile elastik birim kayma arasındaki ise

$$\frac{\Delta\tau}{\Delta\gamma_e} = G$$

kayma modülü olarak adlandırılır.

Gerilme ve birim uzama farkları yerine bunların mutlak değerleri alınır

HOOKE kanunu elde edilir:

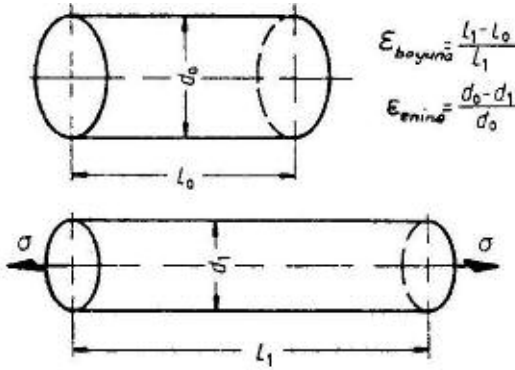
$$\sigma = E \cdot \epsilon_e \text{ ve } \tau = G \cdot \gamma_e$$

Birim uzama ve birim kayma boyutsuz büyüklükler olduklarından, elastiklik ve kayma modüllerinin birimi gerilme ile aynıdır. Bu büyüklükler malzemenin "yay katsayısı" olarak düşünülebilir. Teknikte kullanılan metaller için elastiklik modülü 16 kN/mm² (kurşun) ve 450 kN/mm² (molibden) değerleri arasındadır.

Tek eksenli gerilme altındaki bir parça gerilmeye dik doğrultuda da şekil değiştirmek zorundadır (Şekil 3.8). Böylece elde edilen

$$\mu = \frac{\epsilon_{enine}}{\epsilon_{boyuna}}$$

oranı POISSON-sayısı diye anılır.



Şekil 3.8-Boyuna uzama ve enine kısılma (daralma)

Metallerin büyük çoğunluğunun elastik şekil değişimindeki POISSON sayısı yeterli yaklaşıklıkla 0,3 alınabilir*.

Elastiklik modülü, kayma modülü ve Poisson sayısı arasında şu bağıntı vardır:

$$E = 2 \cdot (1 + \mu) G \approx 2,6 \cdot G$$

Elastiklik modülünün sabit kaldığı doğrusal elastikliğin yanında, ender de olsa

bazı metallerde ve özellikle metal olmayan malzemelerde doğrusal olmayan elastik davranışlar görülür. Böyle malzemeler için Hooke kanunu geçerli değildir. Bu durumda elastiklik modülü gerilme ve dolayısıyla birim şekil değişimine bağlıdır.

Metallerde doğrusal olmayan elastiklik davranışı için en önemli örnek kır dökme demirdir. Bu malzemenin içyapı özellikleri nedeniyle çekme zorlamaları altında elastiklik modülü gerilme ile büyük ölçüde, örneğin GG-20 için 90-120 kN/mm² değerleri arasında değişir. Basma gerilmeleri altında ise geniş bir gerilme alanında yaklaşık olarak sabit ve 120 kN/mm² değerine sahiptir.

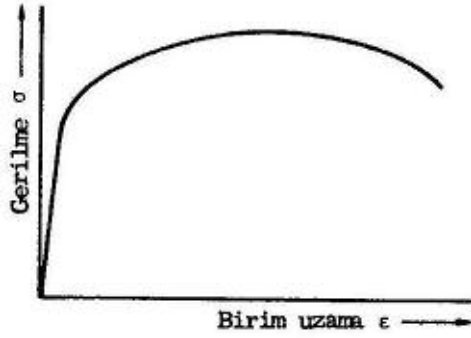
Elastiklik modülünün çekme ve basma zorlamaları için ayırt edilmesi, örneğin sinter ve metalsel olmayan malzemeler gibi diğer bazı malzemeler için de gereklidir. Basma gerilmeleri altındaki elastiklik modülü sıkıştırma modülü ile karıştırılamalıdır. Birincisinde malzemenin tek eksenli basma gerilmeleri, ikincisinde ise hidrostatik (her yönden etkiyen) basınç altındaki elastik davranışı temsil edilir.

3.1.3. Çekme Deneyi ile Saptanan Büyüklükler (DIN 50145)**

Deney sonuçlarının karıştırılabilir olması amacıyla çekme deney parçaları DIN 50125 de standartlaştırılmıştır. Anılan standartta belirtilen deney parçaları kısa veya uzun olarak hazırlanabilir. Örneğin yuvarlak kesitli parçalarda ölçü boyunun çapa oranı (L_0/d_0) kısa çubuklar için 5, uzun çubuklar için 10 dur. Diğer kesitlerde ise S_0 alanına eşdeğer bir dairenin çapı (d_0) hesaplanarak gene $L_0 = (5 \text{ veya } 10) \cdot d_0$ alınır. Çekme deneyinde yükleme hızı belirli sınırlar içinde kalmalıdır. Metallerin büyük çoğunluğu için çekme zorlamaları altında σ anma gerilmesinin ϵ birim uzama ile kopmaya kadar değişimi Şekil 3.9'da verildiği gibidir.

* Parçanın hacmi değişmiyorsa $\mu = 0,5$ olacağı hesapla gösterilebilir. Elastik bölgede deneyle saptanan $\mu < 0,5$ değeri hacmin çekmede arttığı, basmada ise azaldığı anlamına gelir. Metaller için plastik bölgede (elastik şekil değişiminin görece küçüklüğü dolayısıyla $\mu \approx 0,5$ bulunduğu) hacmin sabit kaldığı varsayılır.

**Bu konudaki Türk Standardı: TS 138-Çekme Deneyleri (Metalik Malzeme İçin)



Şekil 3.9-Gerilme-birim uzama eğrisi

Çekme deneyi ile saptanan şekil değiştirme büyüklükleri (kopmadaki uzama yüzdesi, üniform uzama yüzdesi ve kesit daralma yüzdesi), malzeme davranışının irdelenmesinde dayanım büyüklüklerinden daha fazla önem taşır. Kopmadan sonraki ölçü boyu L_u başlangıç ölçü boyu L_0 ve kalıcı kopma uzaması ΔL_{PK} olduğuna göre,

$$A = \frac{\Delta L_{PK}}{L_0} \cdot 100 (\%) = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100 (\%)$$

değeri kopmadaki uzama yüzdesi olarak adlandırılır*.

Aşağıda açıklanacak olan nedenle A simgesine deney parçasının L_0/d_0 oranını belirten bir indisin eklenmesi yararlıdır (A_5 veya A_{10}). Teknikte kullanılan metallerin kopmadaki uzama yüzdeleri yaklaşık %1 (örneğin kır dökme demir) ile %50 (yumuşak bakır) arasında değişir. Genellikle döküm malzemelerde dövme malzemelerden, alaşımlarda da saf metallerden daha düşük değerler elde edilir.

Üniform uzama yüzdesi en büyük kuvvetin (F_m) oluşturduğu orantısız uzamanın (ΔL_{pm}) başlangıç boyuna (L_0) bölünmesi ile elde edilir.

$$A_u = \frac{\Delta L_{pm}}{L_0} \cdot 100 (\%)$$

Bu değerün üniform uzama olarak adlandırılması, deney parçasının en büyük yüke kadar tüm ölçü boyunda üniform olarak şekil değiştirdiğini ifade etmektedir. Pekleşmenin kesit daralmasına göre daha etkin oluşundan ileri gelerek yük artışına neden olan bu davranışın sona ermesiyle, uzama ve dolaylı enine kısalma deney parçasının sadece bir bölümünde devam eder. Büzülme**denilen bu yerel kesit daralması (Şekil 3.10) sırasında kuvvet ve bunun başlangıç kesitine bölünmesiyle hesaplanan anma gerilmesi düşer (Şekil 3.9).

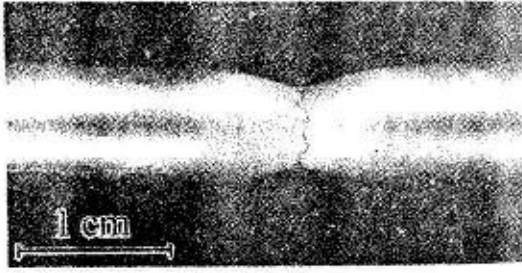
ΔL_k 'yı oluşturan üniform uzama ve büzülme uzamasından ikincisi L_0 'a bağlı değildir. Böylece büzülme gösteren malzemelerde L_0 küçüldükçe A artacağından A_5 değeri A_{10} 'dan her zaman daha büyük olur.

Eğer bir deney parçasında iki farklı L_0 işaretlenerek her iki değer de saptanmış ise, bunlar yardımıyla üniform uzama yüzdesi yeterli yaklaşıklıkla hesaplanabilir:

$$A_u = 2 \cdot A_{10} - A_5$$

* Bu bölümde çekme deneyi ile ilgili olarak sırayla tanımlanacak büyüklükler için şimdiye kadar alışılmış ve henüz kullanılmakta olan simgeler aşağıda parantez içinde gösterilmiştir: $A(\delta)$, $Z(\psi)$, $R_{p0,2}(\sigma_{0,2})$, $R_{p1}(\sigma_1)$, $R_{p0,01}(\sigma_{0,01})$, $R_{eH}(\sigma_{Au})$, $R_{eL}(\sigma_{Aa})$, $R_m(\sigma_{maks. veya \sigma_K})$.

** Isıl büzülme ile ilişkisi olmayan "boyun oluşumu".



Şekil 3.10- St42 çeliğinden çekme deney parçasında yerel kesit rölirise, daralması (büzülme)

Uniform uzama yüzdesi büzülmesiz şekillendirilebilme için bir sınır değer olduğundan üretim açısından önemlidir.

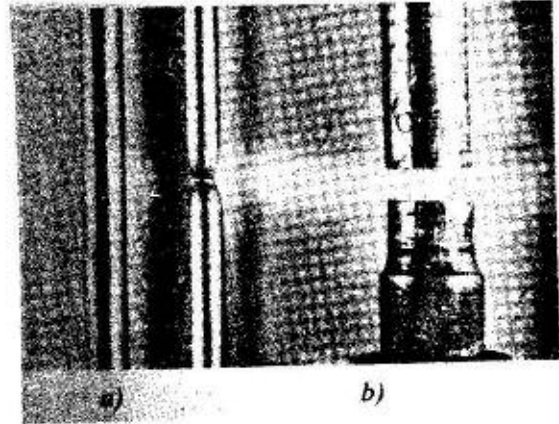
Üçüncü şekil değıştirme büyüklüğü Z kopmadaki kesit daralma yüzdesidir. Kopmadan sonraki en küçük kesit alanı S_u , başlangıç kesiti S_0 ve kalıcı kopma kesit daralması ΔS_{PK} ile gösterilirse,

$$Z = \frac{\Delta S_{PK}}{S_0} \cdot 100 (\%) = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100 (\%)$$

olarak tanımlanır. Çeşitli malzemeler için Z % 0 ile % 80 arasında değışir.

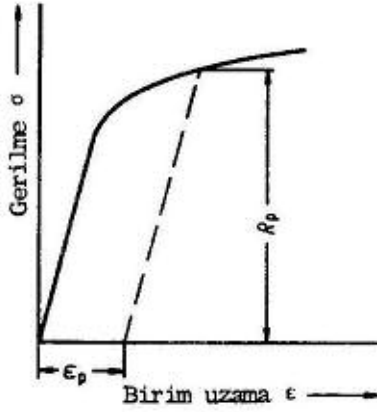
Şekil değışimi büyüklükleri konstrüksiyonların boyutlandırılma hesaplarında dikkate alınmaz; ancak bir aşırı yüklenme durumunda malzemenin gevrek kırılma eğiliminin olup olmadığını ortaya koyarlar. A ve Z ne kadar büyükse malzeme o kadar sünek, aksi halde gevrek olarak nitelenir (Şekil 3.11).

Konstrüksiyonların boyutlandırılmasında yükleme sınırlarını belirleyen ve özellikle çekme deneyi ile saptanan dayanım büyüklüklerinden yararlanılır. Bunların başlıcaları, plastik bölgeye yeterince girişı karakterize eden akma dayanımı veya akma sınırı ile σ - ϵ diyagramında en yüksek gerilmeyi gösteren çekme dayanımıdır. Akma dayanımı R_p genel olarak belirli bir orantısız birim uzamayı (ϵ_p) oluşturan gerilmedir (Şekil 3.12); ϵ_p 'nin sayısal değeri de p indisine eklenir. Çoğunlukla $\epsilon_p = 0,2$ alınarak bulunan $R_{p0,2}$ akma dayanımına 0,2- uzama sınırı veya kısaca 0,2 sınırı da denir. Bazı özel durumlar için, örneğin yüksek sıcaklıklarda %1 uzama sınırı (R_{p1}) kullanılır. Kendisine erişilinceye kadar şekil değışimi tümüyle doğrusal elastik olan en büyük gerilmenin yani elastiklik veya orantı sınırının saptanması mümkün değildir; çünkü $\epsilon_p = 0$ değerinin doğrulanması ölçüm yönteminin duyarlılığına bağlı kalacaktır. Bu nedenle uygulamada $R_{p0,01}$ teknik elastiklik sınırı belirlenir.



Şekil 3.11-Kopmadaki kesit daralması
a) E-Cu, tavlanmış, Z=%80 (çok sünek)
b) C60, sertleştirilmiş, Z=%0 (çok gevrek)

Bazı malzemelerde, özellikle yumuşak çeliklerde, Şekil 3.9'daki gibi sürekli bir gerilme-birim uzama diyagramı elde edilmez ve Şekil 3.13'te görülen süreksizlikler ortaya çıkabilir. Dolayısıyla malzemenin yeterli ölçüde orantısız uzama-



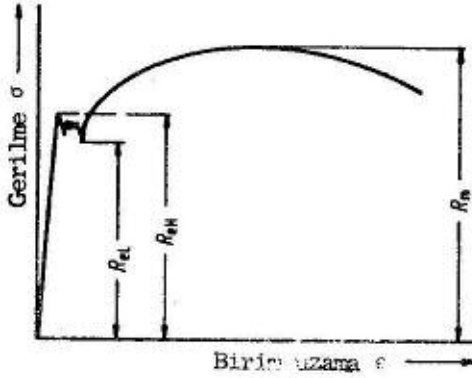
Şekil 3.12-Akma dayanımının (R_p) tanımı

sı (akması) bir süre sabit veya azalan yük altında cereyan ederek belirginleşir.

Kuvvetin ilk kez sabit kaldığı veya düşmeye başladığı gerilme, akma sınırı R_{eH} olarak adlandırılır. Önemli bir gerilme düşüşü varsa o zaman alt ve üst diye ayırt edilen iki akma sınırı (R_{eL} ve R_{eH}) sözkonusudur. Alt akma sınırı R_{eL} süreksizliklerin sona erdiği en küçük gerilmedir. Belirgin akma gösteren malzemelerde doğal akma sınırı da denen R_{eH} değeri 0,2-sınırının yerini alır.

Çekme dayanımı R_m , en büyük kuvvet (F_m) ve başlangıç kesiti (S_0) yardımıyla hesaplanır.

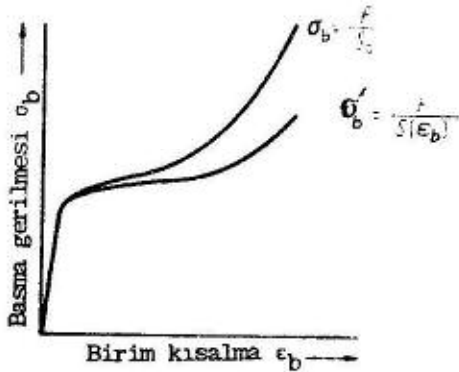
$$R_m = \frac{F_m}{S_0}$$



Şekil 3.13-Belirgin akma sınırı görülen bir malzemenin gerilme-birim uzama eğrisi

Teknikte kullanılan metalsel malzemelerin çekme dayanımı çok farklı olabilir; örneğin saf kurşun için 10 ilâ 20 N/mm², martenzik çelikler için 2500 ilâ 4500 N/mm² gibi. Makina parçaları üretiminde çok kullanılan ıslah çeliklerinin çekme dayanımları ise genellikle 400 N/mm² ile 1200 N/mm² arasında değişir.

Şekil değişimi büyüklükleri yanında akma veya 0,2 sınırının çekme dayanımına oranı (R_{eH}/R_m veya $R_{p0,2}/R_m$) da malzemenin şekillendirilme kabiliyetinin bir ölçüsüdür. Anılan akma sınırı oranı iyi şekillendirilebilen yumuşak çelikte yaklaşık 0,66 iken, sözkonusu özelliğin çok yetersiz olduğu malzemelerde (örneğin sertleştirilmiş çelikler) 1'e yakındır.



Şekil 3.14-Basma gerilmesi-birim kısalma eğrisi (şematik)

σ_b : anma gerilmesi,
 σ'_b : gerçek gerilme

3.1.4. Basma Deneyi ile Saptanan Büyüklükler (DIN 50106)*

Basma deneyi ile elde edilen şekil değişimi ve dayanım büyüklüklerinin tanımları genellikle çekme deneyindekilere benzer. Anma gerilmesi olarak basma gerilmesi, etkiyen

* Bu konudaki Türk Standardı:

TS 206 - Metalik Malzemenin Basma Muayenesi

kuvvetin (F) başlangıç kesitine (S_0) oranıdır:

$$\sigma_b = \frac{F}{S_0}$$

Birim kısalma (ϵ_b) ile anma gerilmesinin değişimi Şekil 3.14'de verilmiştir. Gerçek kesitin (S) giderek büyüdüğü dikkate alınır, gerçek gerilme

$$\sigma'_b = \frac{F}{S(\epsilon_b)}$$

değerleri yardımıyla Şekil 3.14 deki ikinci eğri bulunur. Homojen bir malzemenin gerçek gerilme-birim şekil değişimi bağıntısı çekme ve basma için yaklaşık aynı olmak zorundadır (Bk. Şekil 3.5). Basma deneyleri kısa silindirik parçalar üzerinde kırılma veya çatlama oluşuncaya, ya da belirlenmiş bir kısalma sınırına erişilinceye kadar devam ettirilir. Deney parçalarında h_0/d_0 oranı 1 ile 2 arasında seçilerek burkulma tehlikesi ortadan kaldırılır (Şekil 3.15). Sünek malzemelerde basma kırılması oluşmadığından, ilk çatlak başlangıcı hasar kriteri olarak alınır. Kırılma veya çatlama ile ilgili değerler (K) indisiyle gösterilmek üzere malzemenin basma dayanımı



Şekil 3.15-Bakır-alüminyum ve çelik basma deney parçaları

ma kırılması oluşmadığından, ilk çatlak başlangıcı hasar kriteri olarak alınır. Kırılma veya çatlama ile ilgili değerler (K) indisiyle gösterilmek üzere malzemenin basma dayanımı

$$\sigma_{bK} = \frac{F_K}{S_0}$$

çatlamadaki kısalma yüzdesi

$$\epsilon_{bK} = \frac{\Delta L_{bK}}{L_0} \cdot 100 (\%),$$

çatlamadaki kesit büyüme yüzdesi

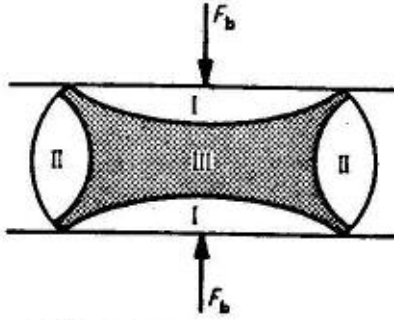
$$\psi_{bK} = \frac{\Delta S_{bK}}{S_0} \cdot 100 (\%)$$

olarak tanımlanır (ΔL_{bK} ile ΔS_{bK} değerleri L_0 ile S_0 'a göre kalıcı değişimlerdir; ϵ_{bK} ve ψ_{bK} kırılma olmadan sadece çatlama durumunda saptanabilirler).

Gerilme-birim şekil değişimi eğrisinde belirgin süreksizlik varsa çekme deneyinin akma sınırına benzer şekilde basma-akma sınırı veya (doğal) ezilme sınırı σ_{bA} sözkonusudur.

Gerilme-birim şekil değişimi eğrisi sürekli ise, belirli bir orantısız veya kalıcı kısalmayı oluşturan anma gerilmesi kısalma sınırı veya basma-akma dayanımı adını alır. Uygulamada özellikle %0,2 ve %2 kısalma sınırları ($\sigma_{b0,2}$, σ_{b2}) kullanılır.

Basılan bir silindirde plastik şekil değişimi Şekil 3.16'da görülen 3 bölgeye ayrılabilir. Alın yüzeylerindeki sürtünme nedeniyle şekil değişimi I bölgelerinde büyük ölçüde engellenmiştir. Fıçılaştırmanın görüldüğü bölgede (II) çekme, "dövme haçı" olarak adlandırılan III bölgesinde ise yüksek kayma



Şekil 3.16-Basılan bir silindirin plastik şekil değişimi bölgeleri

- I:Şekil değişimi az (sürtünme nedeniyle engellenmiş)
- II:Çekme zorlamaları altında orta düzeyde şekil değişimi
- III:Yüksek kayma şekil değişimleri



Şekil 3.17-Kırılmış basma deney parçaları

- a)Alüminyum alaşımı,gevrek kırılmış
- b)Pirinç,gevrek kırılmış
- c)Çelik,çatlamış

zorlamaları etkindir. Gevrek malzemelerde fiçılama yok deneye kadar azdır; kayma gerilmeleri sonucu eksenle 45°lik doğrultuda veya ek çekme gerilmelerinden dolayı kısmen eksene paralel ilerleyen kırılma meydana gelir (Şekil 3.17 a,b).Sünek malzemelerde ise çekme bölgesinde sadece çatlaklar görülür (Şekil 3.17c).

DIN 50106'ya göre yapılan basma deneyleri metalsel malzemelerin şekil değiştirme davranışını incelemek ve sünek olanlarının akma eğrilerini elde etmek için kullanılır.Basma deneyi bunun dışında özellikle metalsel olmayan gevrek malzemelerin kırılma davranışının incelenmesi için de uygulanır.

3.1.5.Eğme ve Burma Deneyleri

Sert metaller ve kır dökme demir gibi gevrek malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla eğme deneyi de yapılabilir.DIN 50110 kır dökme demir için standart eğme deneyini tanımlar*.Bu deneyde genellikle sadece eğme dayanımı σ_{ek} ve kırılma anındaki eğme miktarı (çökme) ölçülür.

DIN 50110'a göre bulunan σ_{ek} eğme dayanımı sadece hesapsal bir değerdir; hiçbir şekilde deney parçası kesitine etkiyen ve kırılmaya neden olan en büyük çekme gerilmesini yansıtmaz.Çünkü kullanılan

$$\sigma_e = \frac{M_e}{W}$$

formülü Hooke kanununun geçerli olduğu varsayımına dayanır. Oysa kır dökme demirde elastiklik modülü çekme zorlamaları altında gerilme ile değiştiği ve ayrıca çekme ile basmadaki değerleri birbirinden farklı olduğu için bu varsayım gerçeklemez.Dolayısıyla saptanan büyüklük çekme dayanımından büyüktür ($\sigma_{ek} > R_m$).

Homojen ve sünek malzemelerin eğme zorlamaları altında göstereceği davranış,çekme deneyi ile saptanan büyüklükler yardımıyla akma veya 0,2-sınırına kadar yeterli yaklaşıklıkla tahmin edilebilir.Akma sınırını aşan eğme zorlamaları ise genellikle deney parçasının katlanmasına neden olur ve sadece teknolojik katlama deneyi (Bk.3.5.1) için anlam taşır.

* Bu konudaki Türk Standardı:

TS 205 - Metalik Malzemenin Eğme ve Katlama Deneyi

Burma deneyi ise daha az önemli olup, standartlaştırılmış da değildir. Sadece tellere uygulanan bir teknolojik burma deneyi standardı (DIN 51212)* vardır.

3.1.6. Sürünme Deneyi (DIN 50118, DIN 50119)**

Çekme, basma, eğme veya burma deneylerinde zorlama sürekli olarak artırılırken, sürünme deneyinde malzemenin sabit zorlama altındaki davranışı saptanır. Zorlama seviyesi ile birlikte sıcaklık ve zorlama süresi en önemli deney parametreleridir. Metalsel malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki dayanımları, çoğunlukla sürünme davranışı ile belirlenir.

Şekil 3.6a ve b'ye göre zamana bağlı deneyler için iki ayrı seçenek vardır:

- Yükün sabit tutulduğu ve şekil değişiminin zamanla artışının ölçüldüğü sürünme deneyi,
- Sabit şekil değişimi altında kuvvetin zamanla düşüşünün saptandığı gerilme gevşemesi (rölaksasyon) deneyi.

Sürünme ve gerilme gevşemesi ısısal aktive olaylardır. (Bk. 1.4.3); dolayısıyla deney sıcaklığının verilmesi zorunludur. Gerilme gevşemesi deneyleri özellikle plastiklerde önemlidir (Bk. 7.8.1.2).

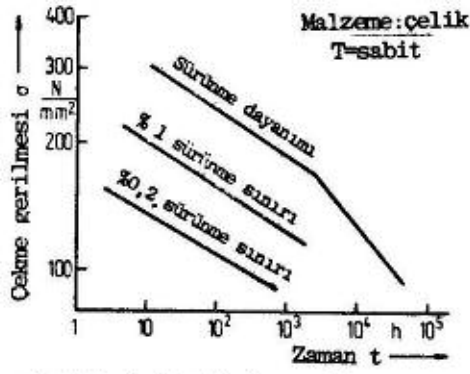
Metalsel malzemelerde sürünme deneyi çoğunlukla çekme zorlamaları altında yapılır. Basma, eğme gibi diğer zorlama türleri söz konusuysa, bu durum özel indislerle belirtilmelidir. Aralarında kesin bir ayırım bulunmamakla birlikte süresi 100 saatin altında olan deneyler daima kısa süreli, 1000 saatin üzerindekiler ise daima uzun süreli diye nitelenir.

Sürünme deneyi ile saptanan en önemli büyüklükler, sürünme sınırları, sürünme dayanımı, sürünme kopmasındaki uzama yüzdesi ve sürünme kopmasındaki kesit daralma yüzdesidir. Bu büyüklüklerin tanımları çekme deneyindeki gibidir; yalnız ek olarak belirli bir kalıcı şekil değişiminin veya kırılmanın olduğu deney süresi dikkate alınır. Örneğin, %1-1000 saat sürünme sınırı ($10^1/1000$) deneyin başlangıcından sayılmak üzere 1000 saatte %1 sürünme uzamasına, 10000 saat sürünme dayanımı ($10^4/10000$) 10000 saat sonunda kopmaya neden olan anma gerilmesidir.

Sürünme sınırları çoğunlukla %0,2 veya %1 kalıcı birim uzamalar için verilir. Sürünme hızının giderek sıfır değerine kadar azaldığı en büyük gerilmeye sürünme duruş sınırı denebilir. Sürünmenin hiçbir zaman kopma ile sonuçlanmadığı en büyük gerilme ise sonsuz ömürlü sürünme dayanımı adını alır. Sürünme deney süreleri genellikle 100000 saati aşmadığı için bu kavram daha çok kuramsal niteliktedir.

* Bu konudaki Türk Standardı: TS 273-Tellerin Burma Muayenesi

**Bu konudaki Türk Standardı: TS 279-Metalik Malzemenin Sürekli Uzama ve Kopma Süresini Tayin Muayeneleri
(Sürünme yerine "sürekli uzama" terimi de kullanılmaktadır)



Şekil 3.18-Sürünme diyagramı

Deney sonuçlarının topluca gösterildiği sürünme diyagramında (Şekil 3.18), sürünme sınırları ve sürünme dayanımının süreye bağlı değişimi verilir. Söz konusu eğriler çift logaritmali gösterimle ve incelenen bölgede yaklaşık olarak doğrusaldır. Ancak bu doğruların uzatılması (ekstrapolasyonu) ile daha uzun süreler için sürünme sınırı ve dayanımlarını tahminine çalışmak önemli yanlışlıklara yol açabilir. Özel olarak $2 \cdot 10^5$ saat (25 yıl) süre ile yapılan deneyler böyle bir uygulamanın sakıncalı olduğunu göstermiştir.

3.1.7. Statik Deneylerde Sonuçları Etkileyen Faktörler

Standartlaştırılmış statik deneylerde, belirlenmiş koşullardan sapmalar nedeniyle malzeme özelliklerinin etkilenmesi çoğunlukla çekme deneyi örnek alınarak aşağıda verilmiştir. Diğer zorlama şekilleri için de etkinin karakteri genellikle aynıdır ve dolayısıyla malzemenin nasıl davranacağı kalitatif olarak söylenebilir.

3.1.7.1. Deneyin Yapılışı ile İlgili Etkenler

Standartta uygun statik deneylerde zorlama hızının sınırlandırılması ile en kısa deney süresi de belirlenmiş olur. Ancak altına inilmemesi gereken bu süre çok fazla uzatılırsa sürünme deneyi koşullarına yaklaşılar. Uzun süreli zorlama sonucu malzemenin şekil değişiminde sürünmenin payı artar; bu etki zorlamanın seviyesi ve deney sıcaklığı yükseldikçe kuvvetlenir.

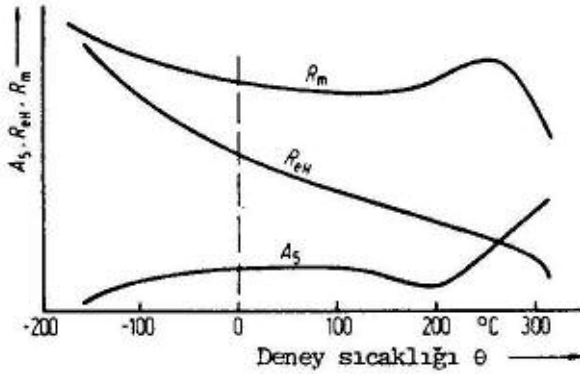
Zorlama hızı deyimli yüklenme hızı veya şekil değiştirme hızı anlamlarına gelir. Gerilme-birim uzama eğrisinin yatıklaşarak malzemenin plastik olarak şekil değiştirdiği bölgede, deney makinasının çalışma prensibine göre yüklenme hızı sabit kalırsa şekil değiştirme hızı sürekli artar; şekil değiştirme hızı sabit ise yüklenme hızı sürekli azalır. Bu nedenle her iki durumda saptanan değerler arasında farklılık görülebilir.

Her ne şekilde olursa olsun zorlama hızının artırılması, 0,2-sınırı veya akma sınırını yükseltir. Bu davranış plastik şekil değişiminin gerçekleşmesi için belirli bir sürenin gerekmesinden ileri gelir. Sürenin kısılması durumunda akma olayı tam olarak aktive edilemeyeceğinden yüksek kuvvetler ortaya çıkar. Zorlama hızının çekme dayanımına etkisi ise o kadar kesin değildir. Artan zorlama hızı ile çekme dayanımı

- artabilir (örneğin çinko alaşımlarında),
- etkilenmez (örneğin içerdiği karbon bakımından büyük ölçüde saflaştırılmış demirde),
- azalabilir (örneğin alaşımlı çeliklerde).

Sonuç olarak deney sırasındaki zorlama hızı standartlarda belirtilen değerleri aşmamalıdır.

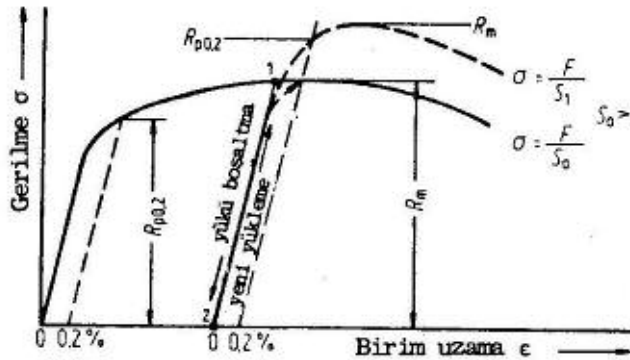
Deney sıcaklığının yüksek olması öncelikle elastiklik modülünün küçülmesine neden olur. Böylece gerilme-birim uzama diyagramında elastik doğru yatıklaşır. Bunun dışında dayanım değerleri azalır,



Şekil 3.19-Tavlanmış yapı çeliği için dayanım ve şekil değişimi büyüklüklerinin sıcaklıkla değişimi

şekil değişimi değerleri ise genellikle artar. Şekil 3.19 bir yumuşak yapı çeliği için ($C \leq 0,2$) bu büyüklüklerin sıcaklığa bağlı olarak değişimini şematik olarak göstermektedir. Belirgin akma sınırı 300°C sıcaklıkta oda sıcaklığı değerinin $1/3$ 'üne kadar düşer ve daha yüksek sıcaklıklarda görülmez. Buna karşın çekme dayanımı 0° ile 300°C arasında yaklaşık olarak sabittir; daha sonra ise hızla azalır. 300°C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda genellikle sürünme deneyi sonuçları gözönünde tutulur.

Ön soğuk şekil vermeden doğan kalıcı uzamanın çekme deneyi ile belirlenen büyüklüklere etkisini açıklamak için, örneğin oda sıcaklığındaki σ - ϵ eğrisi "ön şekillendirme" ve "çekme deneyi" aşamalarından oluşuyormuş gibi düşünülebilir (Şekil 3.20). Malzeme ilk aşamada 1 noktasına kadar çekilerek zorlandıktan



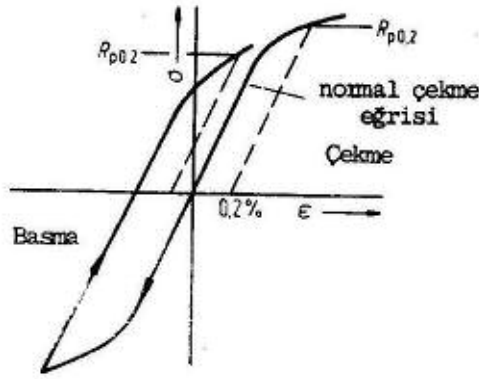
Şekil 3.20-Soğuk şekil vermenin çekme deneyi ile belirlenen büyüklüklere etkisi (açıklama metinde)

sonra yük kaldırılıncaya kadar elastik geriye yaylanma çoğunlukla HOOKE kanununa uyar (2 noktası). Tekrar yüklemeye aynı koşullar altında elde edilen σ - ϵ eğrisi 1. aşamadakinin uzantısıdır. Ancak zorlama yeni başlıyormuş gibi $\epsilon_2=0$ varsayılırsa, kopma birim uzamasının daha küçük ve 0,2-sınırının da pekleşmeden (Bk.1.2.2.4) dolayı daha büyük bulunması doğaldır. Ayrıca 2. aşamadaki S_1 başlangıç kesitinin ($<S_0$) he-

saba katılmasıyla (kesikli eğri), 0,2-sınırı yeniden ve bu kez çekme dayanımı ile birlikte yükselir.

Malzeme sıcak şekillendirilmiş yani pekleşmemişse, oda sıcaklığındaki 2. aşama σ - ϵ eğrisi daima Şekil 3.20'deki ilk eğri gibi başlayarak devam eder. Dolayısıyla büyük oranda soğuk çekilmiş teller ve soğuk haddelenmiş saçlarda saptanan $R_{p0,2}$ ile R_m değerleri sıcak şekillendirilmiş ürünlerinkine göre önemli ölçüde artış gösterir.

Ön soğuk şekil verme kalıcı kısalma oluşturunca, daha sonraki çekme zorlaması sırasında plastik şekil değişimi düşük gerilmelerde başlar (Şekil 3.21). Bauschinger olayı olarak adlandırılan 0,2-sınırındaki bu düşüşün nedeni, şekil değişiminin mikro ölçekte üniform dağılmaması sonucu yükün kaldırılmasından sonra malzemede iç gerilmelerin doğmasıdır. Zorlama yönü-

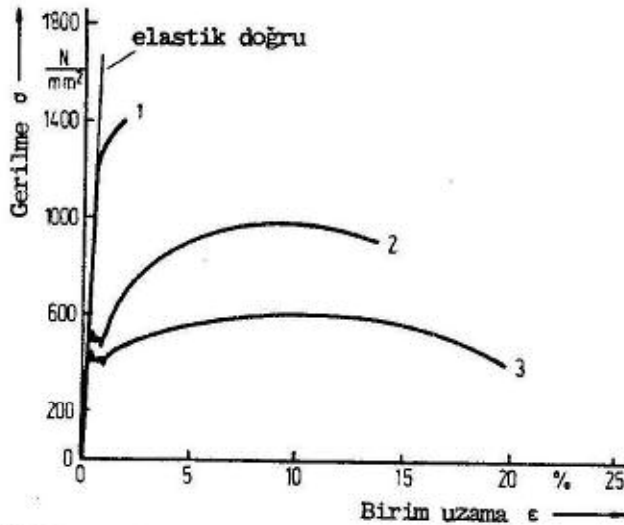


Şekil 3.21-BAUSCHINGER olayı

na yakın olan aşırı kısa parçalarda büyük önem kazanır. Böylece çok eksenli gerilme durumu ortaya çıkar ve şekil değiştirme değerleri düşük, dayanım değerleri ise çoğunlukla yüksek bulunur.

3.1.7.2. Malzemeye Bağlı Etkenler

Tane büyüklüğü dayanım ve şekil değişimi büyüklüklerini etkiler (Bk.1.1.4.1 ve 1.2.2.5). Bu olgu örneğin yakın bileşimdeki dövme ve döküm alaşımlarının özellikle şekil değişimi değerlerinde açıkça görülür.



No.	Durum	$R_{p0.2}, R_{eH}$ $\frac{N}{mm^2}$	R_m $\frac{N}{mm^2}$	A_5 %	Z %
1	sertleştirilmiş	≈ 1200	≈ 1400	< 2	≈ 0
2	normalize edilmiş	> 480	$700...850$	> 14	> 30
3	dövme	≈ 400	≈ 600	> 20	≈ 60

Şekil 3.22-C 45 ısıtma çeliğinde ısıtma işleminin σ - ϵ eğrisine etkisi

nün ters çevrilmesi durumunda, bu iç gerilmelerin yardımıyla dislokasyon hareketleri daha önce başlar.

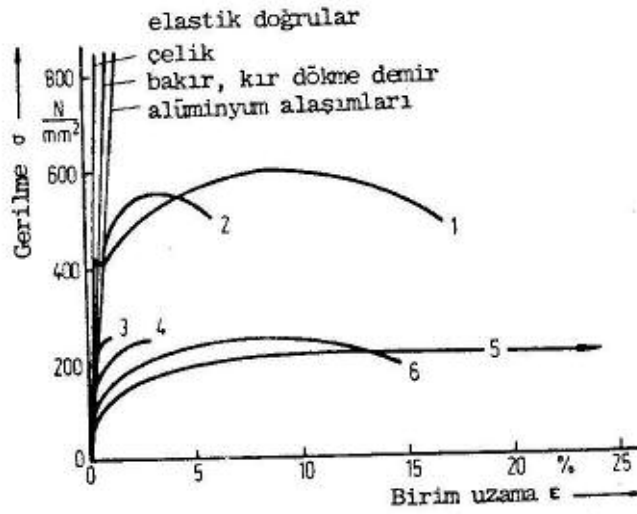
Dayanım ve Şekil verme büyüklüklerinin karşılaştırılabilir olabilmesi için standartlaştırılmış deney parçalarının kullanılması zorunludur. Standartlarda verilen boyutlara uyulmazsa sonuçlarda sapmalar olabilir. Örneğin deney parçası başlarının enine kısaltmayı engelleyici etkisi, özellikle kesit boyutları uzunlukları-

Uygun işlemlerle birçok malzemenin, bilhassa alaşımların, özellikleri büyük ölçüde değiştirilebilir. Örnek olarak Şekil 3.22 alaşımsız bir karbon çeliğinde ısıtma işleminin σ - ϵ eğrisine etkisini göstermektedir. Benzer değişimler demir dışı metal alaşımlarının sertleştirilmiş ve yumuşatılmış durumlarında da ortaya çıkar. Aynı malzeme veya türdeş malzeme gruplarında çekme dayanımını arttıkça kopma uzamasının azaldığı genel bir kural olarak kabul edilebilir.

3.1.7.3. Değişik Malzemelerin Karşılaştırılması

Şekil 3.23'de çeşitli metalsel malzemelerin gerilme-birim uzama eğrileri karşılaştırılmıştır.

Şekilde verilenlerden da-



No.	Malzeme	Durum	$R_{p0.2} (R_{eH})$ $\frac{N}{mm^2}$	R_m $\frac{N}{mm^2}$	A_5 %
1	C 45	tavl.	≈ 400	≈ 600	>20
2	AlZnMgCu1,5	çök. sertl.	460	530	6
3	GG-25	döküm	-	≈ 250	$<0,5$
4	GD-AlSi12	döküm	120...180	200...280	1...3
5	bakır	yumuşatılmış	80	200	>50
6	AlMgSi1F20	çök. sertl. (doğal)	100...220	200...260	12...20

Şekil 3.23- Çeşitli metalsel malzemelerin σ - ϵ eğrileri

ha yüksek dayanımlar, bazı özel çelikler dışında (Şekil 3.77 ve 4.81) sadece titan alaşımları ile bazı nikel ve bakır alaşımlarında görülür. Bu alaşımlar çeliklere göre daha pahalı olduğundan, kullanımları diğer özelliklerinin de (örneğin iletkenlik, korzyon dayanımı) önemli olduğu özel alanlarla sınırlıdır.

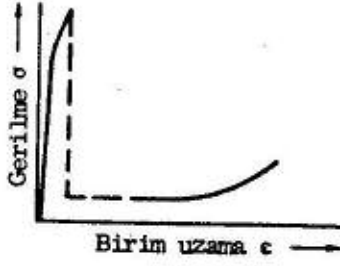
Metalsel malzemelerin çoğunda dayanım büyüklükleri normal yapı çeliklerinden daha düşüktür. Şekil değiştirme değerleri bakımından ise, çok alt sıralarda kalan döküm alaşımları bir yana, dövme alaşımları dahi (bakır alaşımları dışında) tavllanmış çelikten daha üstün değildir. Demir dışı metaller teknikte demirden farklı olarak saf durumda da kullanılırlar; burada genellikle şekil değiştirme kabiliyetlerinin yüksek olmasından yararlanılır.

3.1.7.4. Bazı Malzeme Gruplarına Özgü Davranışlar

Belirgin akma sınırı özel bir malzeme davranışı olup yumuşak çelik dışında sadece birkaç bakır ve alüminyum alaşımı ile kılcal kristallerde (whiskerlerde) görülür. Bu olay çözünen atomlar ile dislokasyonlar arasında, malzemeye ve deney koşullarına bağlı olarak doğabilecek etkileşim veya dislokasyon sayısındaki ani artış sonucu ortaya çıkar.

Enerji bakımından en uygun duruma erişmek için, alaşımlardaki çözünen atomları (çelikte karbon veya azot arayer atomları) dislokasyonlara yayınır. Böylece oluşan ve COTTRELL atmosferi diye anılan atom yığılmaları dislokasyonları bloke edebilir. Bu kilitlenmeyi giderecek gerilme, serbest kalan dislokasyonları hareket ettirmek için gerekli olandan daha yüksektir.

Kılcal kristallerde ise başlangıçta pek az dislokasyon vardır. Akma sınırına ulaşılması ile bir anda çok sayıda yeni dislokasyon yaratıldığından, plastik şekil değişiminin sürdürülmesi için çok daha düşük bir gerilme yeterli olur (Şekil 3.24).



Şekil 3.24-Bir kılcal kristalin gerilme-birim uzama eğrisi(şematik)

Kır dökme demirde elastiklik modülünün gerilmeye bağlı olması, çekme zorlamaları altında gerilme-birim uzama eğrisinin başlangıçtan itibaren yatıklaşmasına yol açar ve elastik doğru görülmez (Bk.Şekil 4.102). Bu malzemenin basma dayanımı çekme dayanımından daha yüksektir; gerçek gerilme-birim uzama eğrisinde bile çekme ve basma zorlamaları için önemli farklar bulunur.

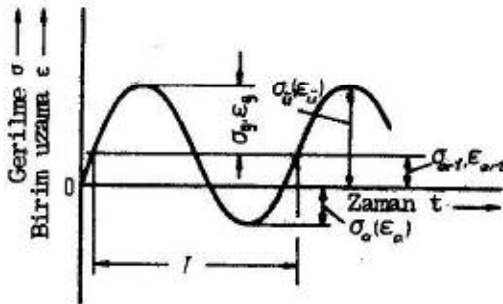
3.2. Yorulma Deneyleriyle Saptanan Büyüklükler

En yüksek değeri statik kırılma büyüklüklerine ulaşmayan, ancak zamanla değişen ve tekrarlanan bir zorlamanın, malzeme- de kırılmaya kadar gidebilen olumsuz etkilerine *yorulma* denir. Sözkonusu tekrarlanan zorlamalar, böyle bir etki (hasar) yaratma koşulu aranmaksızın, genel olarak *yorulma zorlamaları* diye adlandırılır. Malzemelerin yorulma davranışı ve konstrüksiyonların yorulma açısından hesaplanması, etkenlerin çokluğu nedeniyle statik zorlamalara göre oldukça karmaşıktır. Konunun bu kitapta sadece temel tanımlar ve bilgiler çerçevesinde ele alınabilmesine karşın, makina parçalarının çoğunlukla dinamik zorlamalar altında çalıştığı ve özellikle makina mühendisliğinde konstrüksiyonların yorulma dayanımlarının statik dayanımlarından daha önemli olduğu unutulmamalıdır.

3.2.1. Tanımlar

Aşağıda verilen tanımlarda, bugünkü bilgi düzeyine göre tam yeterli olmamakla birlikte F.Almanyada halen geçerli olan DIN 50100* standardı geniş ölçüde dikkate alınmıştır.

3.2.1.1. Yorulma Zorlamasının Gösterilmesi



Şekil 3.25-Yorulma zorlamasını belirleyen büyüklükler

Yorulma zorlamaları Şekil 3.25'te görüldüğü gibi bir ortalama değer (σ_{ort} veya ϵ_{ort}) ve bir genlik (σ_g veya ϵ_g) yardımıyla belirlenebilir**. Gerilmenin en büyük değeri üst gerilme (σ_u), en küçük değeri alt gerilme (σ_a) ve genliğin iki katı da gerilme alanı ($\Delta\sigma = 2\sigma_g$) olarak adlandırılır. Zamanla değişen zorlamanın tam bir çevrimi için geçen periyot süresi (T), çevrim sayısı (N) ile göste-

* Bu konudaki Türk Standardı:

TS 1487, Metallerin Yorulma Deneyi Genel Prensipleri

**Zorlamanın zamana göre değişimi yorulma deneylerinde genellikle sinüsoidal olup, pratikteki gerçek durumlarda kesin bir kurala uymayabilir.

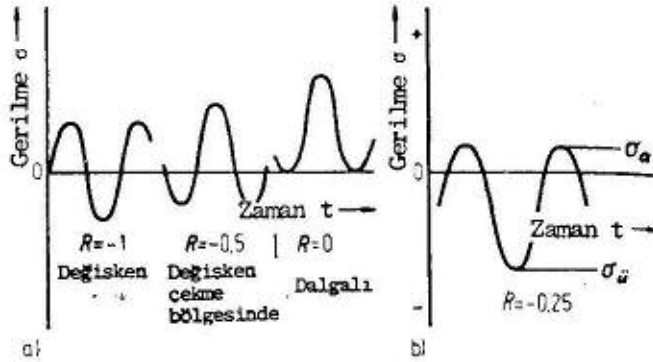
rilir. Zorlama frekansı (f)

$$f = \frac{1}{T}$$

dir. Alt ve üst gerilmelerin oranına gerilme oranı adı verilir:

$$R = \frac{\sigma_a}{\sigma_{\bar{u}}}$$

Çekme deneyindeki R büyüklükleri ile ilişkisi olmayan bu değer için $-1 \leq R \leq +1$ bağıntısı geçerlidir. Eğer $R < 0$ ise yorulma zorlaması değişken bölgededir; yani zorlama işaretini (yönünü) değiştirir*. $R = -1$ olduğunda ortalama değer sıfırdır ($\sigma_{ort} = 0$) ve bu özel duruma değişken zorlama denir



Şekil 3.26-a) Değişken ve dalgalı zorlama
b) Değişken basma bölgesinde ($\sigma_{ort} < 0$) zorlama

(Şekil 3.26a). Dalgalı bölgede zorlama yön değiştirmez; gerilme oranları $R \geq 0$ olur**. Böyle bir bölgenin sınırlarından $R=0$ için gerilmenin sıfır ($\sigma_a = 0$) ile bir üst değer arasında değiştiği dalgalı zorlama ve $R = +1$ için de statik zorlama sözkonusudur. Ortalama gerilmenin eksi işaretli olduğu durumlarda DIN 50100'e göre σ_a ve $\sigma_{\bar{u}}$ mutlak değerleri gözönünde tutularak belirlenir

(Şekil 3.26 b). Ancak bu tür zorlamalar pratikte önemli değildir.

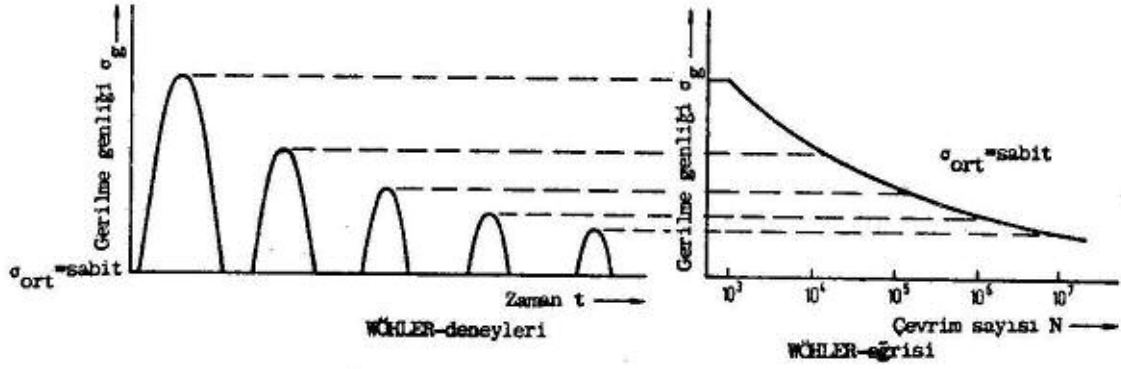
3.2.1.2. Tek Kademeli Zorlama

Deney sırasında değiştirilmeyen zorlama tek kademeli olarak nitelenir. Aynı σ_{ort} veya σ_a için, her biri farklı σ_g ile tek kademeli olarak zorlanan deney parçalarının kırılma çevrim sayıları (N_K) yani yorulma ömürleri saptanır; $\sigma_g - N_K$ çiftlerini temsil eden noktalar yardımıyla WÖHLER-eğrisi elde edilir (Şekil 3.27).

* $R < 0$ olabilmesi çekme gerilmelerinin (+), basma gerilmelerinin (-) işaret taşımasından ileri gelir. $R < 0$ iken $\sigma_{ort} > 0$ yani çekme gerilmeleri ağır basıyorsa değişken çekme bölgesi, $\sigma_{ort} < 0$ ise değişken basma bölgesi deyimleri kullanılır.

** $R \geq 0$, $\sigma_{ort} > 0$ Dalgalı çekme bölgesi

$\sigma_{ort} < 0$ " basma "



Şekil 3.27- Wöhler eğrisinin saptanması (şematik)

Düşük genliklerde yorulma ömrü çok uzun olabileceğinden, belirli bir çevrim sayısına ulaşıldığında parçanın kırılması beklenmeden deney durdurulur. Deney sürelerinin sınırlandırılması için zorunlu olan bu sınır çevrim sayısı (N_S) malzemeye bağlıdır. Örneğin çeliklerde WÖHLER-eğrisi 10^6 ile 10^7 çevrim sayılarında yataylaşıp, N_K sonsuza yaklaştığından sınır çevrim sayısı $2 \cdot 10^6$ ile 10^7 arasında seçilir. Diğer metallerin çoğu sürekli olarak düşen Wöhler eğrileri gösterirler. Bunlar için daha yüksek sınır çevrim sayılarının seçilmesi zorunludur; örneğin alüminyum için $N_S=10^8$ alınır (Şekil 3.28). Belirlenen bu sınır çevrim sayısına kadar malzemenin kırılmadan taşıyabildiği σ_G en büyük gerilme genliği (ortalama gerilme σ_{ort} ile birlikte) yorulma dayanımı σ_Y olarak verilir*:

$$\sigma_{ort} \dots \text{ için } \sigma_Y = \pm \sigma_G \text{ veya } \sigma_Y = \sigma_{ort} \pm \sigma_G$$

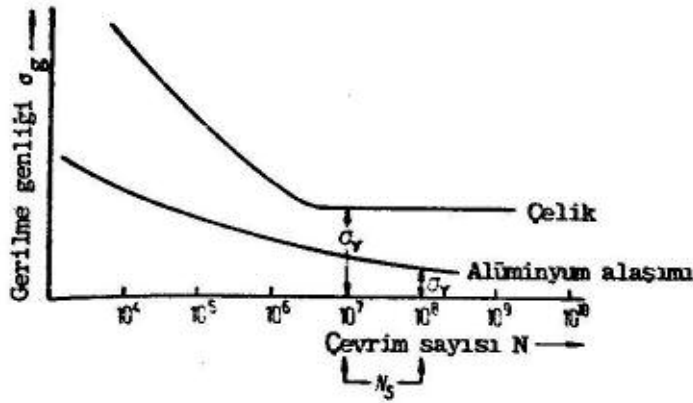
Yorulma ömrünün sınır çevrim sayısından daha kısa olduğu gerilme genlikleri sürekli yorulma dayanımı adını taşır ve yorulma ömrü indis olarak belirtilir, örneğin $\sigma_Y(10^4)$ gibi.

Sürekli yorulma dayanımı bölgesi yukarıdaki tanıma göre genellikle 10^6 çevrim sayısında sona erer. Yorulma ömrünün 10^4 çevrim sayısından daha düşük olduğu durumlarda ise Kısa Ömürlü Yorulma (KÖY) sözkonusudur. Zorlamanın plastik şekil değişimi yaratacak ölçüde yüksek olduğu KÖY deneylerinde, çoğunlukla yük yerine şekil değişimi genlikleri sabit tutulur.

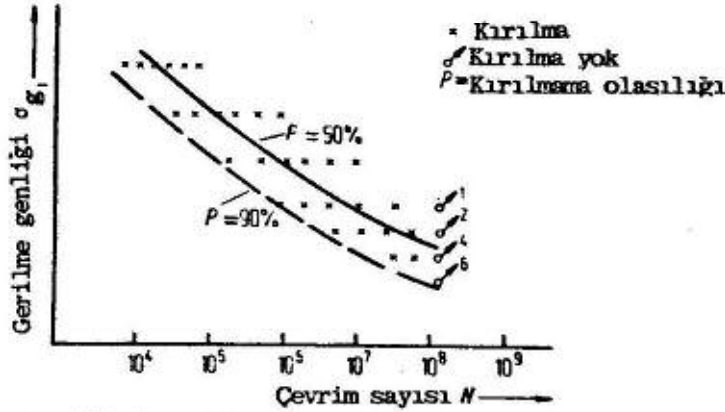
Tek kademeli deneyler (Wöhler deneyleri) daha çok özel yorulma dayanımlarını, yani $\sigma_{ort}=0$ olan değişken dayanımı (σ_D) veya $R=0$ olan dalgalı dayanımı (σ_{Dal}) saptamak için yapılır (Bk.3.2.2). Bunlardan dalgalı yorulma dayanımının kullanımında dikkatli olmak gerekir. Çünkü DIN 50100'deki σ_{Dal}

* DIN 50100'e göre küçük harfli indisler başlangıçta belirlenen deney koşulları, büyük harfli indisler ise deney sonunda saptanan değerler için kullanılır.

σ_Y büyüklüğüne "Yorulma Sınırı" da denmektedir.



Şekil 3.28-Çelik ve bir alüminyum alaşımı için WÖHLER-eğrileri (şematik)
N_s : Sınır çevrim sayısı



Şekil 3.29-Yorulma deneyi sonuçlarının dağılımı

$2\sigma_G$ tanımına karşın, literatürde $\sigma_{dal}=\sigma_G$ olarak da verilmektedir.

Diğer deneylere göre, yorulma deneyleri sonuçlarında daha geniş dağılmalarla karşılaşılır. Bu nedenle güvenilir bir Wöhler eğrisi elde etmek için çok sayıda deney gerekir. Böylece istatistik değerlendirme yapılarak, sonuçların dağılma bantı içine (Şekil 3.29), belirli kırılmama olasılıklarını yansıtan Wöhler-eğrileri çizilebilir. Yorulma dayanımı değerlerine yaklaşıldıkça deneyler uzadığından ve özellikle bu bölgede dağılmalar çok arttığından, daha az sayıda deney ile sonuca ulaşabilmek için değişik deney teknikleri geliştirilmiştir.

3.2.1.3. Çok Kademeli Zorlama

Deney sırasında sistematik biçimde değiştirilen zorlama çok kademeli olarak nitelenir. İşletme koşullarına uyan bu tür zorlamalar, malzeme özelliklerinin saptandığı deney parçaları yerine, doğrudan makina elemanları üzerinde yapılan deneylerde gerçekleştirilir.

Çok kademeli deneyler yardımıyla, ön zorlamaların yorulma ömrünü nasıl etkilediği belirlenir. Son kademelinin tek olarak uygulandığı duruma göre çok kademeli ömrün kısılması, ön zorlamaların malzemede bir miktar hasar oluşturduğunu gösterir. $\sigma_{g1}, \sigma_{g2}, \sigma_{g3}, \dots$ zorlama kademeleri için Wöhler eğrisinden alınan yorulma ömürleri $N_1, N_2, N_3, \dots$ ve bu gerilme genliklerinin etkidiği çevrim sayıları $n_1, n_2, n_3, \dots$ ise, örneğin doğrusal hasar birikimi hipotezi (PALMGREN-MINER Kuralı), her kademeden gelen hasarın toplanarak kırılmaya yol açmasını

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = 1$$

bağıntısı ile ifade eder. Yorulma deneyleri için karakteristik olan büyük dağılmalar düşünülerek, bu hipotez'in yaklaşıklığı yeterli görülebilir.

Yorulma dayanımından düşük gerilme genlikleri ile ön zorlama halinde, örneğin yumuşak çelik gibi bazı malzemelerde yorulma dayanımının artması *yorulmaya alışma* diye adlandırılabilir. Bu olayla ilgili herhangi bir sayısal kural, hasar için ileri sürülenlerden daha da az güvenilir olur.

Çok kademeli zorlamaların oluşturduğu hasar birikimi önemli ölçüde zorlama sırasına da bağımlılık gösterdiğinden, yorulma deneyleri arasında *işletme dayanımı incelemeleri* özel bir uzmanlık dalı olarak gelişmiştir.

3.2.2. Deney Yöntemleri

Deney yöntemleri iki farklı açıdan sınıflandırılabilir:

- Deney parçasına etkiyen zorlamanın türü
- Deney makinasının çalışma prensibi

Burada sadece zorlama türüne göre yapılan sınıflandırma ele alınacaktır. Statik malzeme deneylerinde olduğu gibi yorulma deneyleri de zorlama gruplarına ayrılabilir:

- Çekme ve basma,
- Eğme (çevresel eğme ve ileri geri eğme),
- Burma.

Birinci grup için karakteristik değerler *değişken çekme-basma dayanımı* (σ_{cbd}) ile *dalgalı çekme dayanımıdır* (σ_{cdal})*. Sünek metallerde dalgalı basma zorlamaları altında genellikle kırılma görülmediğinden, dalgalı basma dayanımı (σ_{bdal}) sadece birkaç gevrek malzemede ilginçtir.

Dönen deney parçasının sabit bir eğme momenti ile zorlandığı çevresel eğme deneyi $\sigma_{ort}=0$ için yapılabildiğinden sadece *değişken eğme dayanımını* (σ_{ep}) verir. İleri-geri eğme deneyinde dalgalı zorlamaların uygulanması ve dolayısıyla *dalgalı eğme dayanımının* (σ_{edal}) da saptanması mümkündür. Burmadaki benzer büyüklükler ise *değişken burma dayanımı* (τ_D) ve *dalgalı burma dayanımı* (τ_{dal})dır.

Gerilme oranının $R=0$ ve $R=-1$ değerleri için belirlenen bu dayanımlar, malzemenin başlıca yorulma büyüklükleridir. Diğer gerilme oranları ile yapılan deneyler istisna oluşturur. Bir malzemenin yorulma dayanımı çekme dayanımı yardımıyla kabaca tahmin edilebilir. Bazı teknik alışımlar için "değişken eğme dayanımı/çekme dayanımı" oranları ortalama olarak Çizelge 3.1'de verilmiştir.

* Çekme-basma ve çekme indislerinin kullanılması zorunlu değildir.

σ_{cbd} yerine σ_D ve σ_{cdal} yerine de σ_{dal} yazılabilir.

Çizelge 3.1-Değişken Eğme Dayanımının Çekme Dayanımına Oranı (ortalama değerler)

M a l z e m e	$\frac{\sigma_{ed}}{R_m}$
Çelikler ($R_m \leq 1000 \text{ N/mm}^2$)	0,46
Bakır ve nikel alaşımları	0,34
Alüminyum ve Magnezyum alaşımları	0,37
Titan alaşımları	0,57

Değişken eğme dayanımı bilindiğinde, değişken çekme-basma dayanımı bunun yaklaşık %70-80'i, değişken burma dayanımı ise yaklaşık %60'ı düzeyindedir. Dalgalı dayanımdaki ($R=0$) üst gerilme, değişken dayanımın 1,6 ile 1,8 katı alınabilir.

Özellikle kısa ömürlü yorulmada malzeme belirli şekil değişimi genlikleri altında zorlanarak deney yapılmasına rağmen, yorulma

büyüklüğü olarak şekil değişimi değerlerinin verilmesi (örneğin $\epsilon_G(10^3)$, gibi) standartlarda öngörülmemiştir.

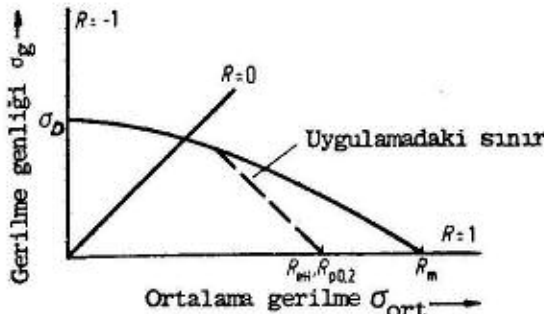
Yorulma Deneyi Standartları:

- DIN 50113 : Çevresel eğme deneyi
- DIN 50142 : Hafif metallerde ileri geri eğme deneyi

3.2.3. Yorulma Dayanımına Etki Eden Faktörler

3.2.3.1. Gerilme Oranı, Yorulma Dayanımı Diyagramı

Gerilme oranının (R) ve bununla birlikte ortalama gerilmenin (σ_{ort}) artması ile yorulma dayanımı genliği küçülür. Bu durumu gösteren yorulma dayanımı diyagramı sabit bir yorulma ömrü için geçerlidir. Şekil 3.30'daki HAIGH diyagramı ortalama gerilmeye bağlı olarak taşınabilir genliğin doğrudan doğruya okunmasını mümkün kıldığından giderek daha fazla kullanılmaktadır. Şekil 3.31'de görülen SMITH diyagramı da çok yaygın bir gösterim biçimi olup, yorulma dayanımına ait alt ve üst gerilmelerin ortalama gerilme ile değişimini verir.

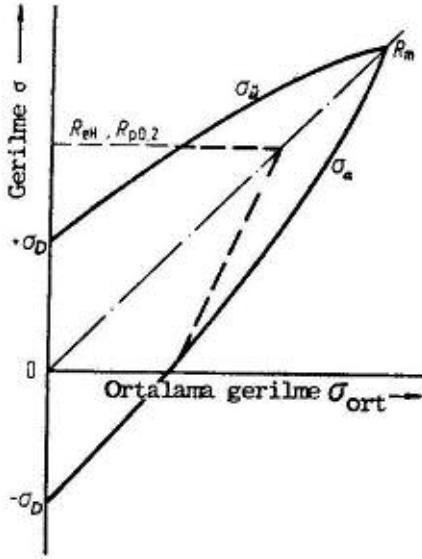


Şekil 3.30-HAIGH yorulma dayanımı diyagramı

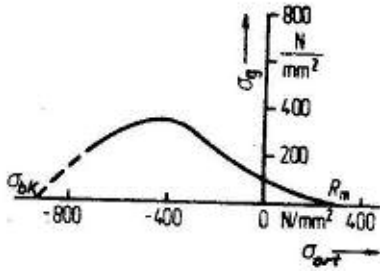
sınırlama getirilmiştir (akma veya 0,2-sınırından geçen kesikli çizgiler).

Yorulma dayanımı diyagramlarında çoğu zaman çekme ve basma bölgeleri simetrik olarak gösterilmektedir. Eğer üst sınır olarak akma veya ezilme sınırları alınırsa böyle bir gösterim doğru kabul edilebilir. Ancak plastik şekil değişimleri söz konusu ise, basma bölgesi için daha büyük taşınabilir gerilme

genlikleri bulunur. Bu fark Şekil 3.32 de görüldüğü gibi özellikle kır dökme demirde çok belirgindir.



Şekil 3.31- SMITH yorulma dayanımı diyagramı

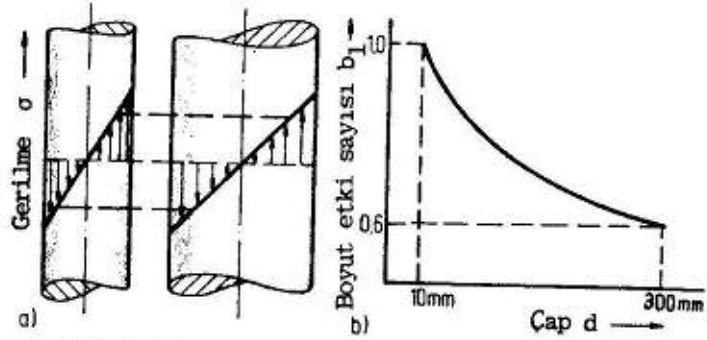


Şekil 3.32-GG-30 kır dökme demirin HAIGH diyagramı

3.2.3.2. Gerilme Gradyanının Etkisi

Cerilme gradyanı parça kesitinde gerilmenin yerel olarak değişimidir. Örneğin eğme ve burma zorlamalarında elastik şekil değişimi bölgesinde doğrusal bir gerilme dağılımı, yani sabit bir gerilme gradyanı mevcuttur. Bu zorlamalarda gerilme yüzeyden itibaren doğrusal olarak azalarak tarafsız ekseninde sıfır değerine ulaşır (Bk. Şekil 2.34).

Çapları farklı olan iki parçanın yüzeyindeki gerilme aynı ise, Şekil 3.33 de belirtildiği gibi çapı büyük olan parçada çok daha büyük bir hacim yüksek gerilme altında kalır. Yüksek



Şekil 3.33-a) Yüksek zorlamalar altındaki malzeme hacimlerinin karşılaştırılması
b) Boyut (büyüklük) etkisi (10mm çap için yorulma dayanımı σ_y ise 300 mm çap için $0,6 \sigma_y$)

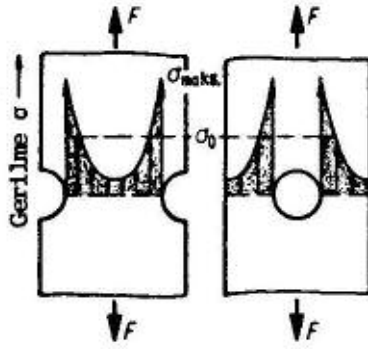
sek düzeyde zorlanan malzeme hacminin artması ile malzeme kusurlarının bulunma olasılığı da artacağından, büyük çaplı parçalarda eğme veya burma yorulma dayanımları küçük çaplılara göre daha düşüktür. Bu şekilde ortaya çıkan boyut etkisi Şekil 3.33 b'de gösterilmiştir. Çekme-basma zorlamalarında ise belirgin bir boyut etkisi yoktur.

Kesit değişimlerinde, çentik etkisi nedeniyle gerilme tepeleri ortaya çıkar (Şekil 3.34). Çentik etkisinin şiddeti en büyük gerilmenin anma gerilmesine oranı olan çentik katsayısı

$$\alpha_{\text{çen}} = \sigma_{\text{maks}} / \sigma_0$$

ile verilir*. Yorulma çatlağının özellikle gerilme tepelerinin

* Plastik şekil değişimi ile birlikte gerilme dağılımı düzgünleşmeye başlar, $\alpha_{\text{çen}}$ küçülür.



Şekil 3.34-Çentik etkisi ile gerilme tepelerinin oluşması (σ_0 anma gerilmesi, F kuvvetinin en dar kesit alanına bölünmesi ile bulunur)

etkisiyle başlamasına karşın, yorulma dayanımı anma gerilmesi olarak belirlendiği için düzgün şekilli (çentiksiz) parçalardakine göre daha düşük bulunur.

$$\beta_{\text{çen}} = \frac{\sigma_Y \text{ çentiksiz}}{\sigma_Y \text{ çentikli}}$$

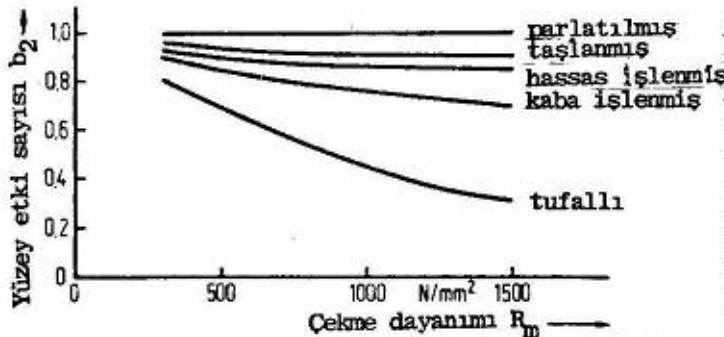
Yorulma çentik katsayısı diye adlandırılan $\beta_{\text{çen}}$ değeri $\alpha_{\text{çen}}$ ve malzemeye bağlı olup, aşağıdaki kural her zaman geçerlidir:

$$1 \leq \beta_{\text{çen}} \leq \alpha_K$$

yumuşak malzemeler sert ve gevrek malzemeler

3.2.3.3. Yüzeyin Etkisi

Yüzey kalitesinin, yani pürüzlülüğünün etkisi, çentik etkisine benzerdir. Yüzey ne kadar pürüzlü olursa, yorulma dayanımı o kadar düşük olur. Bu nedenle malzemenin davranışını (makina parçasının davranışını değil!) belirleme amacını taşıyan deneylerin hemen hemen tümü parlatılmış deney parçaları üzerinde yapılır. Şekil 3.35 yüzey kalitesi ve çekme dayanımına bağlı olarak yorulma dayanımının değişimini göstermektedir.



Şekil 3.35-Yüzey kalitesinin etkisi

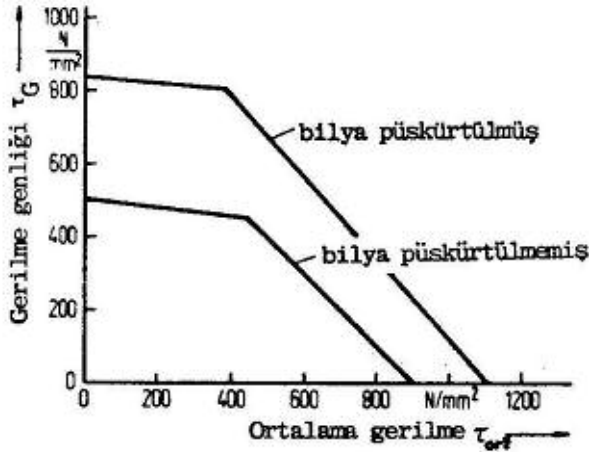
Yüzeyde basma iç gerilmeleri yaratan (Bk. 2.6) veya yüzeyi düzgünleştiren mekanik, kimyasal, ısıtma yüzey işlemlerinin olumlu etkisi vardır. Bu tür işlemlere örnek olarak haddelme, bilya püskürtme, nitrüleme, sertleştirme, organik veya galvanik kaplama gösterilebilir. Bilya püskürtmenin yay çeliklerinin yorulma dayanımına etkisi Şekil 3.36'da görülmektedir.

Şekil 3.37'de ise Wöhler eğrilerinin ısıtma işlemle değişimi verilmiştir.

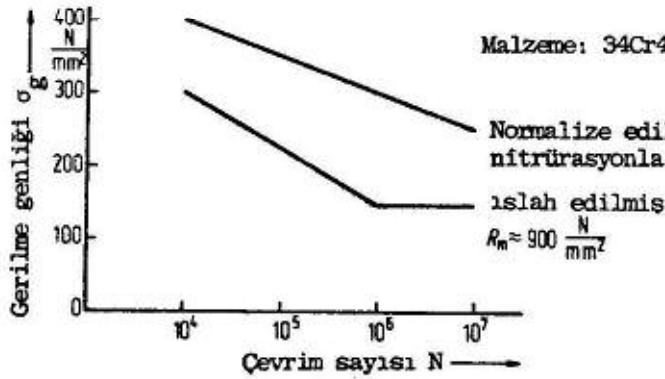
Aşınma veya korozyon sonucu yüzeyin pürüzlenmesi ve tane irileşmesi gibi olaylar ise yorulma dayanımını olumsuz yönde etkiler.

3.2.3.4. Deney Koşullarının Etkisi

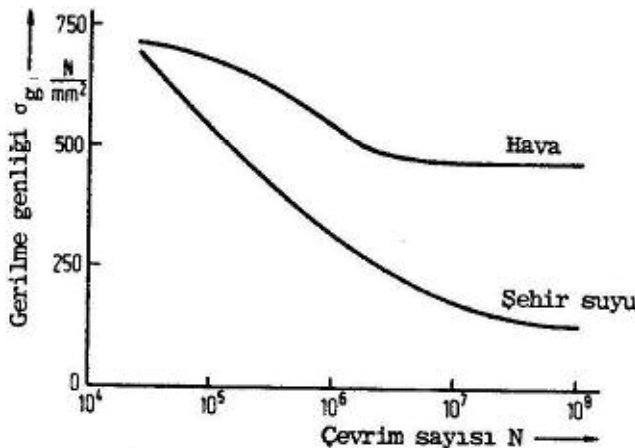
Yorulma deneylerinin yapıldığı ortam genellikle korozif karakterdedir. Normal atmosfer ortamı bile korozif etki için yeterlidir. Örneğin atmosferdeki nem alüminyum alaşımlarında yorulma ömrünün önemli ölçüde kısalmasına neden olur. Korozyon



Şekil 3.36-X12 CrNi 177 malzemedeki yayların yorulma dayanımına bilya püskürtmenin etkisi(KAYSER'e göre)



Şekil 3.37-Isıl işlemlerin WÖHLER-eğrisine etkisi



Şekil 3.38-Bir Cr-V çeliğinde korozyonun değişken eğme dayanımına etkisi, $R_m=1050N/mm^2$ (McADAM'a göre)

hasarı zamanla arttığından Wöhler eğrileri sürekli olarak alçalır ve dolayısıyla korozyon etkisi altında sadece sürekli yorulma dayanımından söz edilebilir.Şekil 3.38'de havada ve şehir suyu ortamında deney tabii tutulmuş çeliğin Wöhler eğrileri görülmektedir.

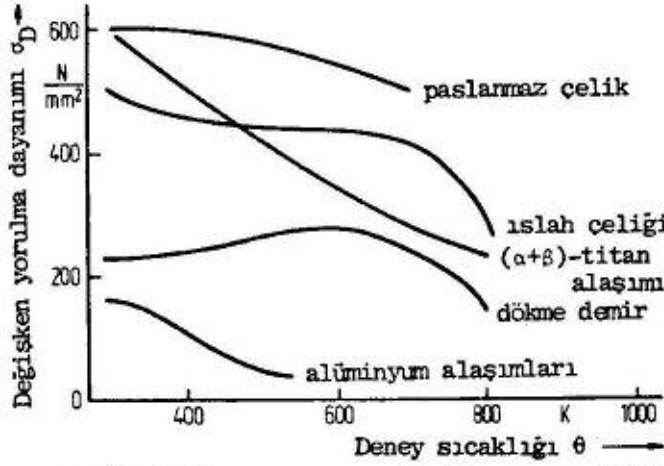
Deney sıcaklığının artması ile yorulma dayanımı statik dayanım değerlerine paralel olarak genellikle düşer(Şekil 3.39).

Deney frekansı 1Hz ile 250Hz arasında,düşük frekanslarda zamanın uzamasıyla korozyon etkisi kuvvetlenmediği ve yüksek frekanslarda da sönmüleme nedeniyle deney parçası çok fazla ısınmadığı sürece,yorulma dayanımına önemli bir etki yapmaz.1Hz'in altındaki frekanslarda sürünme ve gerilme gevşemesi olayları ortaya çıkabilir.250 Hz'in üzerindeki frekanslar çoğunlukla yorulma dayanımının artmasına yol açar.Sürekli yorulma dayanımı için ise frekansa bağımlılık konusunda bir kural bulunmamıştır;bu etki malzeme ve deney parçasının çentik durumuna bağlıdır.

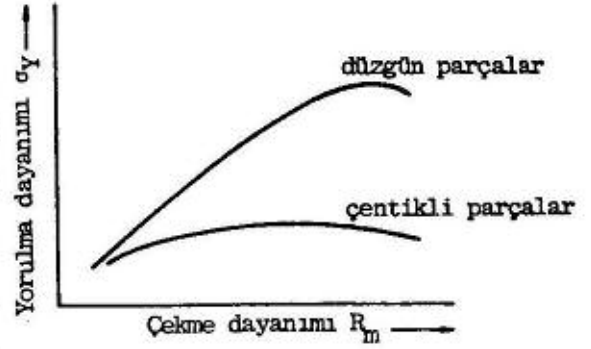
3.2.3.5.Statik Dayanımın Etkisi

Düzgün ve çentiksiz deney parçalarında yorulma dayanımı çekme dayanımı ile birlikte artar.Ancak yorulma dayanımının çekme dayanımına oranı giderek azalır. $R_m \approx 1500 N/mm^2$ 'den sonra ise yorulma dayanımı pratik olarak değişmez (Şekil 3.40).

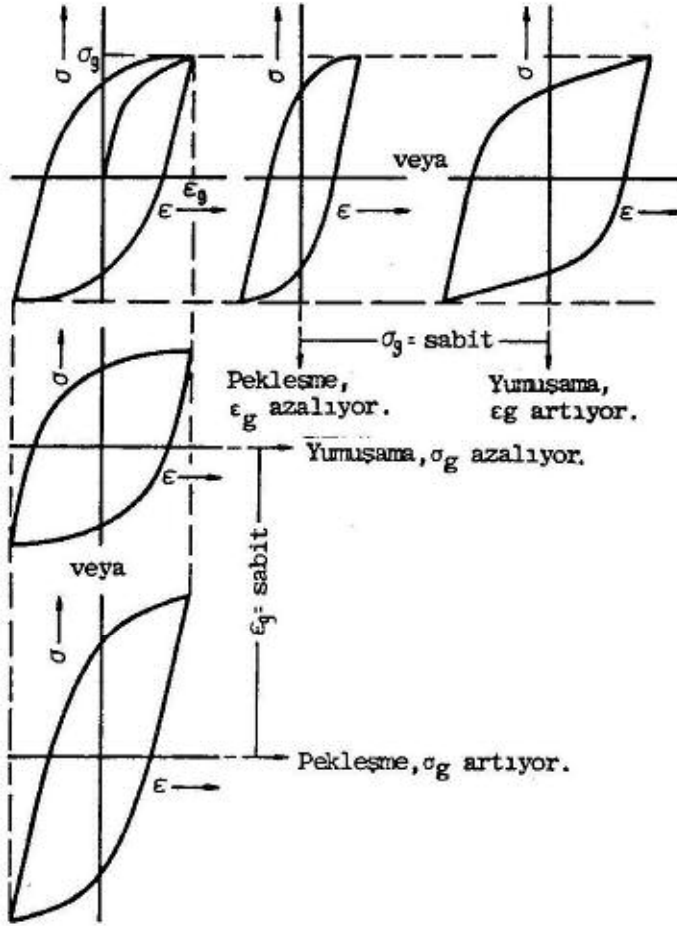
Statik dayanımın yükselmesi ile, malzemelerin çentik duyarlılığı da arttığından,çentikli parçaların yorulma dayanımı bazen hiç artış göstermeyebilir.



Şekil 3.39-Deney sıcaklığının çeşitli malzemelerin değişken dayanımına σ_D etkisi (MANN'a göre)



Şekil 3.40-Çekme dayanımının yorulma dayanımına etkisi (şematik)



Şekil 3.41-Değişken pekleşme ve yumuşama-mekanik histerezisin değişimi (şematik)

değişimi işi artar. Sabit şekil değiştirme genliği altında yapılan deneyler gerilme genliğinin pekleşmede artmasına, yumuşamada ise azalmasına neden olur.

3.2.4. Malzemenin Yorulma Zorlaması Altında Davranışı

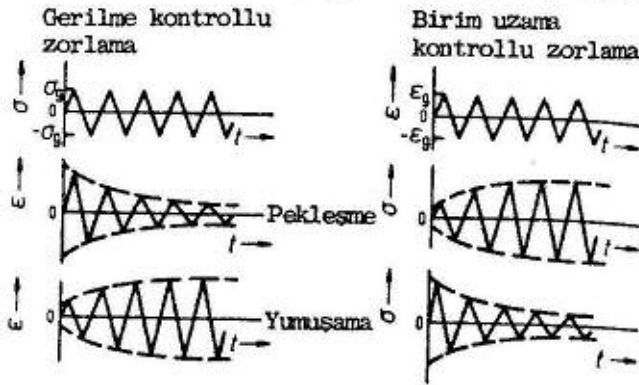
Metalsel malzemelerin yorulma davranışı malzeme araştırmasının önemli bir alanını oluşturur.

3.2.4.1. Pekleşme, Yumuşama

Bir çevrime ait gerilme-birim uzama eğrisi ilk maksimumdan itibaren mekanik bir histerezis eğrisine dönüşür. Plastik şekil değişiminin payı ne kadar yüksekse bu eğri o kadar belirgindir ve alanı bir çevrim sırasındaki özgül şekil değiştirme işini verir.

Yorulma deneyi boyunca bu histerezisin biçimi değişir (Şekil 3.41). Deneyde gerilme genliğinin (σ_g) sabit kalması halinde, birim uzama genliği (ϵ_g) ve histerezis eğrisinin alanı küçülüyorsa değişken pekleşme söz konusudur. Değişken yumuşama ise ϵ_g ve şekil

Pekleşme ve yumuşama yorulma zorlamasının özellikle başlangıcında olur ve gerek gerilme, gerekse şekil değiştirme genlikleri belirli bir çevrim sayısından sonra doyma değerine yaklaşır (Şekil 3.42). Pekleşme normal bir davranış olup çoğunlukla saf metallerde, yumuşama ise sadece alaşımlarda gözlenir.



Şekil 3.42-Değişken pekleşme ve yumuşamanın zamanla değişimi (şematik)

Çelikler gibi, önce pekleşme daha sonra yumuşama veya bunun tersi görülen malzemeler de vardır.

Pekleşme ve yumuşama olayları zorlama genliği büyüdükçe belirginleşir. Kısa ömürlü yorulmada kullanılan deney tekniği, sabit birim uzama genliği (ϵ_g) veya özellikle sabit plastik birim uzama alanıyla ($\Delta\epsilon_p = \text{sabit}$) çalışmaktır. Etkiyen şekil değişimi ile yorulma ömrü arasında bulun-

nan bağıntılardan yararlanarak basınçlı kaplar gibi yüksek zorlamalar altındaki konstrüksiyonların yorulma ömürleri tahmin edilebilir. Bu tür bir bağıntı Coffin-Manson kuralıdır:

$$\Delta\epsilon_p = c \cdot N_K^{-0,6}$$

Buradaki c katsayısı çekme deneyinde saptanan kesit daralması yüzdesi ile orantılıdır.

3.2.4.2. İçyapı Değişimleri

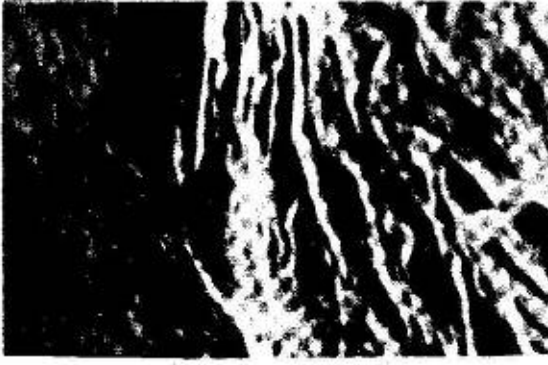
Küçük gerilme genliklerinde bile dislokasyon hareketleri sonucu mikro bölgelerde plastik şekil değişimleri meydana gelir. Bu dislokasyon hareketleri belirli bir enerji girişi (histerezis) ile bağlantılı olduğundan, sözkonusu enerji yardımıyla bazı içyapısal değişimler, özellikle çökeltilerin çözünmesi veya yeniden yaratılması aktive edilebilir.

Yüzeyden dışarı çıkan dislokasyonlar ve bununla ilgili olan basamak oluşumu, yorulma zorlamaları için karakteristik kayma bantlarını ortaya çıkarır (Şekil 3.43). Zorlamanın yön değiştirmesi ile farklı kayma düzlemlerindeki dislokasyon hareketleri aktive olduğundan, kayma bantları Şekil 3.44'te açıklanan mekanizma ile girinti ve çıkıntılar içerir. Girintiler çatlak başlangıç noktaları olarak etki ederler ve bu nedenle yorulma çatlakları büyük çoğunlukla yüzeyden başlar.

3.2.4.3. Çatlak Oluşumu, Çatlak İlerlemesi

Yorulma zorlamaları altında oluşan malzeme hasarında iki ayrı aşama vardır:

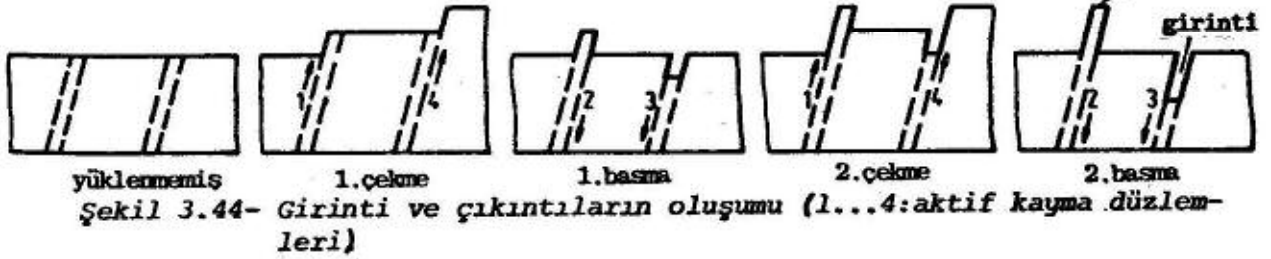
- Çatlak oluşumu
- Çatlak ilerlemesi.



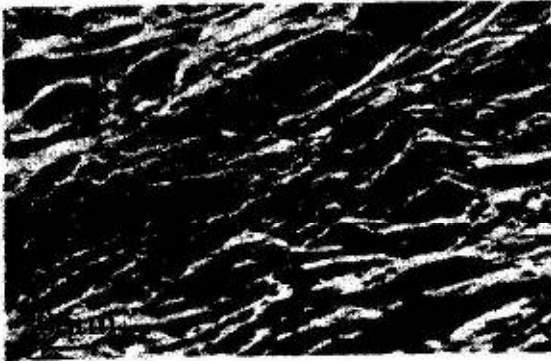
Şekil 3.43-Bir yorulma deney parçasının yüzeyindeki kayma bantları (tarayıcı elektron mikroskop resmi)

Bu iki aşama arasındaki sınırı belirlemek, yani hangi boyuttaki bir ayrılmanın çatlak olarak kabul edileceğini tanımlamak zordur. Yorulma ömrü içinde çatlak başlangıcı ve ilerlemesinin payları çok farklı olabilmektedir. Tok malzemelerde çatlak oluşumu ömrün yaklaşık %10'unu, çatlak ilerlemesi ise %90'ını kapsar. Gevrek malzemede ise bu oranlar tam tersi olabilir.

Girintiler dışında, örneğin tane sınırları veya metalsel olmayan kalıntılar gibi başka



noktalarda da çatlak başlayabilir. Çatlak ilerlemesi sırasında kırılma yüzeyinde mikroskopik incelikte çevrim çizgileri (striasyonlar) doğar (Şekil 3.45). Bunların oluşumu için değişik modeller önerilmiştir.



Şekil 3.45-Yorulma kırığı yüzeyindeki çevrim çizgilerinin (striasyon) tarayıcı elektron mikroskop resmi

3.2.4.4. Yorulma Kırılması

Şekil 3.46 bir yorulma kırığının karakteristik özelliklerini şematik olarak göstermektedir. Kırık yüzeyi, pürüzsüz olan yorulma çatlak ile pürüzlü ve yarıklı son kırılma bölümlerinden oluşur.

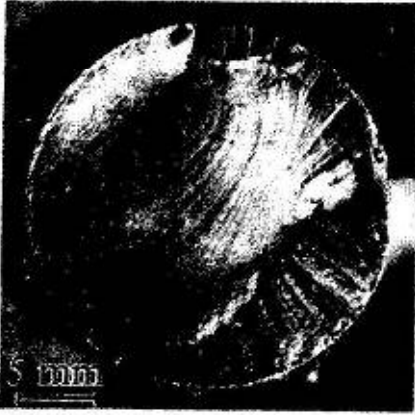


Şekil 3.46-Yorulma kırılması (şematik)

işletme zorlamalarının neden olduğu bir kırığın (Şekil 3.47) yorulma çatlağı bölümünde farklı tonlarda bölgeler ve çizgiler görülür. Bu duraklama çizgileri, işletme yükünün değişimi veya makinanın durması gibi durumlarda çatlak ilerleme hızlarının değişmesi ve dolayısıyla çatlak uçlarındaki oksidasyonun farklı şiddette olmasından ileri gelir; çevrim çizgileriyle karıştırılmamalıdır.

Hasar yüzeyleri incelenerek yorulma çatlağı yüzeyinin son kırılma yüzeyine göre konumu ve her iki yüzeyin büyüklüğü yardımıyla kırılma nedeni hakkında aşağıdaki ipuçları elde edilebilir:

- Zorlamanın türü
- Zorlamanın yaklaşık seviyesi
- Malzemenin çentik duyarlılığı.



Şekil 3.47- Bir binek otomobili aksında yorulma kırılması



Şekil 3.48- Yanlış olarak değişken eğmeye zorlanmış bir civatada yorulma kırılması: düşük anma gerilmesi, yüksek çentik etkisi

Şekil 3.48'de buna bir örnek verilmiştir (ayrıca Bk.8.1.2). Zorlamanın türü kırılma yüzeyinin konumundan da anlaşılabilir. Yorulma çatlağı hemen hemen her zaman (alüminyum alaşımlarında bazı istisnalara raslanmıştır) en büyük normal gerilmeye dik olarak oluşur.

3.3. Sertlik Deneyleri

3.3.1. Tanımlar

Sertlik çoğunlukla bir maddenin bir başka cismin batırılmasına karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır. Batırılan cismin (deney ucunun) biçim ve sertliği ile uygulanan yükün tür ve büyüklüğü batma olayını etkilediğinden, sertlik değeri verilirken yapılan deneyin adının belirtilmesi zorunludur.

Sertlik ölçümünde aşağıda verilen temel yöntemlerden biri seçilebilir:

- Parça yüzeyinin çizilmesi,
- Parçaya bir cismin statik yükü batırılması,

- Parçaya bir cismin darbeli yükle batırılması,
- Parça yüzeyine düşürülen bir cismin geriye sıçraması.

Makina mühendisliğinde bu yöntemlerden 2.grupta yer alanlar önem taşır. Malzemelerin çekme dayanımı ile aşınma davranışı hakkında fikir veren sertlik deneyi, ayrıca hızlı yapılabilirdiği ve ölçüm izlerinden dolayı iş parçası yüzeyindeki hasar çok az olduğu için, örneğin endüstriyel üretimde ısıtma işlemlerinden sonra kalite kontrolu amacıyla kullanılır.

3.3.2.Statik Sertlik Deneyleri

Statik yöntemlerde deney ucu parçaya darbesiz ve önceden belirlenmiş bir süre boyunca etkiyen sabit bir yükle bastırılır.Yükün kaldırılmasından sonra yüzeyde oluşan kalıcı iz ölçülür.Sertliğin saptanmasında iki farklı yol izlenebilir:

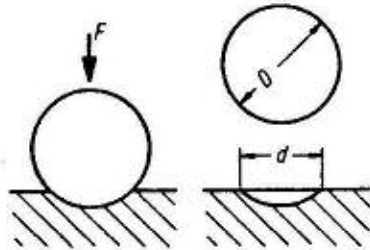
- İzin yüzeyini bulmak üzere çapı v.b.ölçülerek deney yükü ile iz yüzeyinin oranı hesaplanır,
- Belirli yüklerdeki iz (ucun batma) derinliği ölçülerek doğrudan doğruya sertlik değerlerine çevrilir.

Bütün sertlik değerleri *birimsiz* olarak verilir; birim yerine sözkonusu deneyin kısa işareti yazılır.

3.3.2.1.Sertliğin İz Yüzeyi Yardımıyla Saptanması

BRİNELL ve VİCKERS sertlik deneyleri iz yüzeyi alanının belirlenmesi prensibine dayanır.

DIN 50351'de verilen BRİNELL deneyinde* belirli bir D çapındaki sertleştirilmiş çelik veya sert metal bilya seçilen bir deney yükü F ile parçaya bastırılır.İzin d çapı ölçülerek (Şekil 3.49) sertlik değeri aşağıdaki bağıntı yardımıyla hesaplanır (A küre takkesi şeklindeki iz yüzeyi alanıdır):



$$\text{BRİNELL Sertliği} = \frac{1,102 \cdot F}{A} = \frac{0,102 \cdot 2 F}{\pi \cdot D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

(F [N] ; d ve D [mm] olarak)**

Şekil 3.49-BRİNELL sertlik deneyinin prensibi

F : deney yükü

D : bilya çapı

d : iz çapı

olabilmesi için d iz çapı 0,2 · D ile 0,7 · D arasında bulunmalıdır.Bu koşul da gözönünde tutularak, genellikle çelik ve dökme demirler için x=30, bakır ve alüminyum alaşımları için 10 veya 5, çok yumuşak metaller için 2,5 veya 1,25 alınır.Daha büyük ve küçük izler veya değişik yükleme dereceleri kullanılması halinde yanlış ya da karşılaştırılabilir olmayan sertlik değerleri elde edilir.

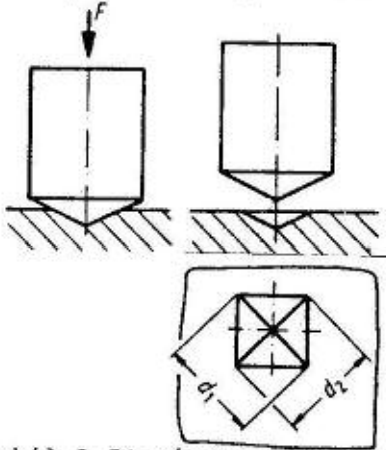
* Bu konudaki Türk Standardı

TS 139: Metalik Malzemenin Brinell Sertlik Muayenesi

** Kuvvet birimi olarak kgf alınırsa 0,102 katsayısı kalkar.

Hesaplanan sertlik değerine HB kısa işareti* yanında, bilyanın çapı ve 0,102 ile çarpılan deney yükü eklenir; örneğin 315 HB 2,5/187,5 şeklindeki bir gösterim, $D=2,5$ mm, $F=(187,5/0,102)$ N = 1840 N ve $x=30$ olduğunu belirtir. Gerekirse deney yükünün etkidiği süre de bu sayıların ardına yazılabilir. Yalnız HB işaretinin bulunması $D=10$ mm, $F=29420$ N ve yük etkiye süresinin normal yani 10÷15 saniye olduğu anlamına gelir.

Brinell sertlik ölçme yöntemi yumuşak veya orta sertlikte malzemeler için ve en çok 450 HB değerine kadar kullanılır. Büyük izler elde edilebildiği için heterojen malzemelerin ortalama sertliğini saptamaya elverişlidir.



Şekil 3.50-VICKERS sertlik deneyinin prensibi. F: deney yükü, d_1, d_2 : iz köşegenleri

DIN 50133'de verilen VICKERS deneyinde** deney ucu tabanı kare ve tepe açısı 136° olan bir elmas piramittir. Ölçülen d_1 ve d_2 iz köşegenlerinin (Şekil 3.50) ortalaması ($\bar{d}$) alınarak F [N] , D [mm] olmak üzere,

$$\text{VICKERS sertliği} = 0,102 \cdot \frac{F}{A} = 0,189 \cdot \frac{F}{\bar{d}^2}$$

bağıntısı*** yardımıyla hesaplanır (A piramit şeklindeki izin yanal alanıdır).

Deney yükü $F=1,96$ N ile 980 N arasında seçilebilir. 49 ile 980 N arasındaki yükler normal bölge, 1,96 ile 49 N arasındaki yükler ise küçük yük bölgesi olarak adlandırılır. İzler her batma derinliği için geometrik bakımdan benzer olduklarından, saptanan sertlik değerleri normal bölgede deney yükünden bağımsızdır. Küçük yük bölgesinde ise şekil değişimi içindeki elastik kısmın payı arttıkça (yük azaldıkça), sertlik değerlerinin arttığı görülür.

Sertlik değerine HV işaretinin**** yanında deney yükünün 0,102 ile çarpılmış sayısal değeri ve gerektiğinde yükleme süresi (saniye) eklenir, örneğin 600 HV 50 veya 600 HV 50/30.

Vickers sertlik deneyinin kullanım alanı çok geniştir; çok yumuşak ve çok sert malzemeler için olduğu gibi ince parçalar ve tabakalar için de uygundur. Sertliğin sayısal değerleri 3 HV (örneğin kurşun) ve 1500 HV (sert metal) arasında değişir.

Piramit tepe açısının 136° seçilmesi, $F > 49$ N için Vickers sertlik değerleri ile yükleme derecesi $x=30$ olan Brinell değerleri arasında 470 HV'ye kadar $HB=0,95 \cdot HV$ şeklinde bir bağıntının geçerliliğini sağlar (DIN 50150).

Vickers yönteminin en önemli üstünlüğü, küçük yükler veya izlerde bile kare köşegeninin duyarlı olarak ölçülebilmesidir. Böyle-

* Türk Standardında Brinell Sertlik Değeri anlamına "BSD" kısa işareti kullanılmaktadır.

**Bu konudaki Türk Standartı TS 207: Metalik Malzemenin Vickers Sertlik Deneyi

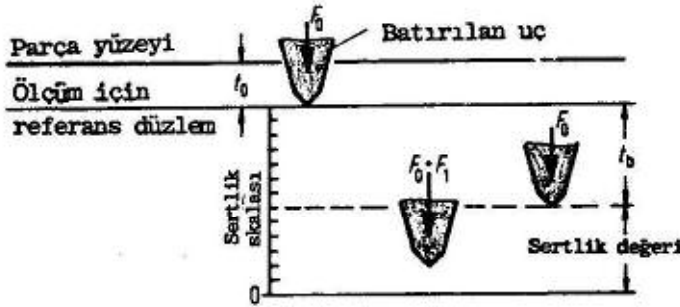
***Kuvvet birimi olarak kgf alınırsa $\text{Vickers sertliği} = \frac{F}{A} = 1,854 \cdot \frac{F}{\bar{d}^2}$ olur.

****Türk Standardına göre "VSD"

ce ince veya yüzeylerindeki ölçüm hasarının minimum düzeyde tutulması istenen parçaların sertliği, yüke bağımlılık bölgesine girme dışında, güvenilir şekilde saptanabilir. Brinell deneyinde ise aynı duyarlılığa ancak daha büyük izler ile ulaşılır.

Öte yandan her iki yöntemin de ortak olan sakıncalı yönleri, izlerin optik olarak ölçülmesinin zaman alması ile ucun batırıldığı yüzeyin düzgün ve metalsel parlaklıkta olma zorunluluğudur.

3.3.2.2. Sertliğin Batma Derinliği Ölçülerek Saptanması



Şekil 3.51-ROCKWELL sertlik deneyinin prensibi

F_0 : deney ön yükü

F_1 : deney yükü

t_b : kalıcı batma derinliği

ROCKWELL sertlik deneyinde* (DIN 50103) metalsel malzemelerin sertliği deney ucunun batma derinliği ölçülerek saptanır. Çeşitli Rockwell sertlikleri tanımlanmıştır; ancak bunların hepsi deneyin yapılışı bakımından Şekil 3.51'de açıklanan prensibe dayanır. Parça ile uç arasındaki kesin teması sağlamak ve ölçü düzenindeki boşlukları gidermek üzere bir F_0 ön yükünün uygulanmasıyla t_0 derinliğine erişilir. Bu konum sertlik

skalası için referans düzlemi olarak alınır. F_0 'dan en az dört kat büyük olan F_1 deney yükünün eklenmesi ve kaldırılması ile de kalıcı bir t_b batma derinliği ortaya çıkar. Söz konusu işlemlerin gerçekleştirildiği Rockwell cihazında, ölçülen t_b yerine doğrudan sertlik değeri okunur. Sertlik skalası bir referans sayısına kadar ve deney ucunun batmasına ters yönde arttığı için t_b büyüdükçe sertlik değeri küçülür.

Yukarıda belirtildiği gibi aynı deney prensibine dayanan değişik ROCKWELL sertlikleri deney ucu, ön yük ve deney yükünün büyüklüğü, referans sayısı ile sertlik birimine karşılık olan batma derinliği bakımından farklılık gösterebilirler. Bunlar arasında en önemlileri Rockwell-B (HRB)** ve Rockwell-C (HRC)*** olup, her ikisinde de ön yük $F_0=98$ N, sertlik birimi başına batma derinliği $0,002$ mm= 2 μ m'dir.

Rockwell-B yönteminde deney ucu çelik bilya ($D=1,5875$ mm= $1/16$ inch), referans sayısı 130 ve deney yükü $F_1=883$ N olarak standartlaştırılmıştır. Bu yöntem örneğin düşük karbonlu çelikler veya pirinç gibi orta sertlikteki malzemeler için kul-

* Bu konudaki Türk Standardı: TS 140-Metalik Malzemenin Rockwell Sertlik Muayenesi

**Türk Standardında "RSD-B"

*** " " "RSD-C"

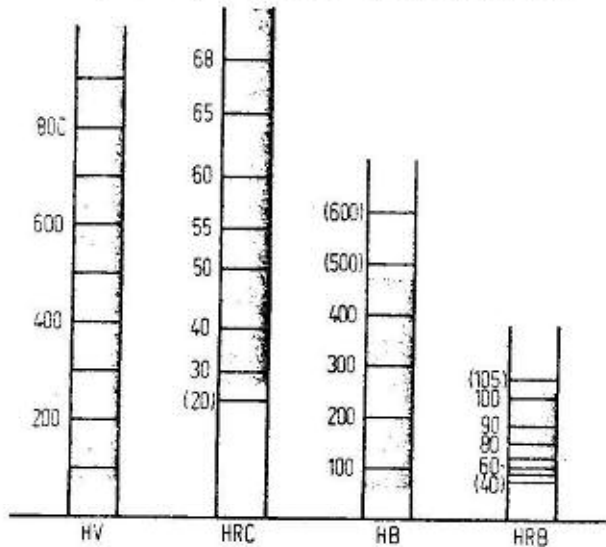
lanılmaktadır. 35 HRC ile 100 HRC arasındaki sonuçlar geçerli sayılır.

Rockwell-C yönteminde deney ucu elmas koni (tepe açısı 120°, tepe yuvarlatılmış), referans sayısı 100, deney yükü $F_1=1373$ N'dur. Rockwell-C yönteminden öncelikle çelikler için suverme ve menevişleme gibi ısıt işlemlerin kalite kontrolünde yaygın olarak yararlanılır. 20 HRC ile 70 HRC arasındaki sonuçlar geçerlidir.

Rockwell deneyinin Brinell ve Vickers'e göre üstünlüğü, ölçümün daha kısa sürede ve gerektiğinde tam otomatik olarak yapılabilmesidir. Hassasiyeti diğer deneylere göre daha azdır. İnce parçalar için özel Rockwell-N ve T yöntemlerine başvurulması gerekir.

3.3.2.3. Sertlik Değerlerinin Karşılaştırılması

Sadece aynı yöntemle ve aynı koşullar altında belirlenen sertlik değerleri birbiriyle tam karşılaştırılabilir. Değişik yöntemlerle elde edilen değerlerin yaklaşık karşılaştırılması ise ancak benzer malzemeler için sınırlı olarak yapılmaktadır. Örneğin Şekil 3.52 çelikler için geçerli olup, DIN 50150'deki çizelgelerden alınmıştır.



Şekil 3.52-DIN 50150'ye göre sertlik değerlerinin karşılaştırılması

genellikle çok ince tabakaların (örneğin galvanik yüzey kaplamalarının) veya tek tek içyapı bileşenlerinin sertliklerinin belirlenmesi gibi özel durumlarda kullanılır. Bunlar arasında deney yükü 0,002 ile 1 N arasında seçilebilen Vickers mikro sertlik yönteminin özel bir yeri vardır.

3.3.3. Dinamik Sertlik Deneyleri

Dinamik sertlik deneylerinin statik yöntemlere göre üstünlüğü, deney aletinin elde taşınabilir ve bitmiş konstrüksiyonlarda hemen her pozisyonda uygulanabilir olmasıdır. Dinamik de-

DIN 50150 çelik için Vickers sertliği yardımıyla çekme dayanımının tahmin edilebileceğini belirtmektedir. Sertlik değerleri 80 HV ile 650 HV arasında değişen malzemelerin çekme dayanımı R_m (N/mm² cinsinden) ortalama olarak

$$R_m = 3,38 \cdot HV$$

bağıntısıyla verilir. Demir dışı metaller için bu hesaplama geçerli değildir.

Teknikte uygulama alanı bulan diğer sertlik ölçme yöntemleri de esasta burada açıklananlara benzer;

neyler *bilya batırma* (Brinell deneyi gibi) veya elastik geriye sıçratma prensiplerine göre gerçekleştirilir.

Bunlardan en kullanışlı olanı *BAUMANN-çekicidir*. Bu cihazda gerilmiş bir yayın verdiği belirli enerji ile ucu bilyalı bir çekiç deney parçasına vurur. Parça üzerinde oluşan iz özel büyüteçle ölçülüp, bir çizelgeden yararlanarak BRINELL cinsinden sertlik bulunur. *POLDI-aletinde* ise bilya iki yanlı olarak, aynı anda hem parçaya hem de sertliği bilinen bir çubuğa el çekici ile vurulur. Ölçülen her iki iz çapı ve çubuk sertliği yardımıyla, çoğunlukla bir çizelgeden yararlanarak deney parçasının BRINELL sertliği saptanır.

Her iki yöntem de her pozisyonda uygulanabilir, ancak hassasiyetleri statik sertlik deneylerinden daha düşüktür.

Geriye sıçratma yönteminde kullanılan cihaza göre, sertliği belirlenecek yüzey ya tam yatay, ya da tam düşey olmalıdır. Ölçülen değer düşen bir ağırlığın geriye sıçradığı yükseklik veya parçaya vuran bir sarkacın geriye sıçrama açısıdır. Bu değerler malzemenin elastiklik modülü yanında konstrüksiyonun rijitliğine de bağlı olduğundan, söz konusu yöntemle sadece karılaştırma ölçümleri yapılabilir.

3.3.4. Sertlik Değerlerini Etkileyen Faktörler

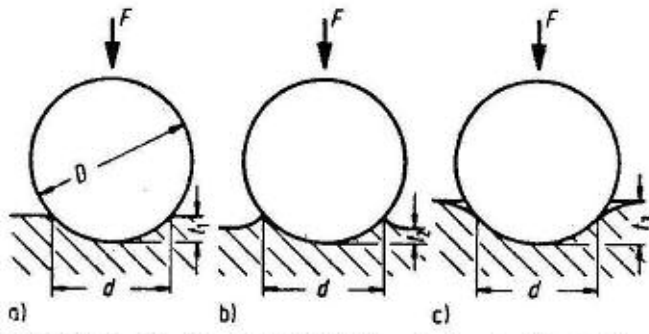
Deney süresi, yani statik yükün uygulanma süresi ölçülen sertlik değerlerini etkiler. Özellikle sürünme eğilimi gösteren yumuşak malzemelerde bu süre en az 30 saniye, diğer hallerde 10 veya 15 saniye seçilir.

Deney sıcaklığının etkisi statik ve dinamik dayanım büyüklüklerinde olduğu gibidir (Bk. Şekil 3.19 ve 3.39). Artan sıcaklık sertlik değerlerinin düşmesine neden olur.

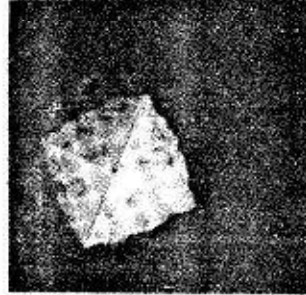
Parçanın büyüklük ve boyutunun sertlik değerine etkisi, ancak deney yükü nedeniyle parçanın eğilmesi, ize göre ölçüm yüzeyinin ve parça kalınlığının yeterli olmaması gibi durumlarda görülür. Deney yüzeyinin küçük olması veya ucun kenara çok yakın basılması malzemenin batmaya karşı direncinin (sertliğinin) küçük bulunmasına yol açar. Ayrıca iki iz arasındaki uzaklık çok küçük olursa izler birbirini etkiler. Bu nedenlerle standartlarda izlerin kenardan ve birbirlerinden uzaklıkları ile parça kalınlığı için minimum değerler verilmektedir. Kalınlık batma derinliğinin en az 10 katı, hatta Brinell deneyinde 17 katı olmalıdır*. Daha ince parça veya tabakalarda hatalı sonuçlar elde edilir.

Sertliği belirlenen malzemenin davranışı nedeniyle de yanlış ölçümler yapılabilir. Şekil 3.53 bilya batırma sırasında malzemenin kenarlarda şişmesi veya çökmesi ile iz derinliklerinin nasıl değiştiğini şematik olarak açıklamaktadır. VICKERS izlerinde ise kare biçimden sapmalar olabileceği Şekil 3.54'de görülmektedir.

*Brinell ve Vickers deneylerinde ölçülen (d) büyüklükleri ve diğer bilinenler yardımıyla batma derinliği geometrik olarak belirlenebilir.



Şekil 3.53-İz derinliklerinin değişimi
a) normal iz derinliği t_1
b) şişme nedeniyle iz derinliğinin azalması t_2
c) çökme nedeniyle iz derinliğinin artması t_3



Şekil 3.54-VICKERS izlerinde kare biçimden sapmalar
a) yumuşatılmış malzemede yastık biçiminde iz
b) soğuk şekil verilmiş malzemede fıçı biçiminde iz

3.4.Kırılma Davranışı Büyüklikleri

Statik malzeme deneyleri ile elde edilen değerlerin darbeli yüklemelerde malzeme davranışını belirlemek için yetersiz kaldığı eskiden beri bilinmektedir. Kırılma davranışının incelenmesi için geliştirilen deney yöntemleri arasında özellikle vurma (çentik darbe) deneyi yaygın olarak kullanılır. Bu yöntemin sakıncası, elde edilen vurma değerinin (kırılma işi) sadece malzemeye özgü bir büyüklük olmayıp, deney parçası geometrisine çok fazla bağımlılık göstermesidir. Bunun dışında vurma değeri makina parçalarının tasarım hesaplarında kullanılamaz. Dolayısıyla malzemelerin kırılma davranışını temsil edecek başka büyüklükler aranmış ve bu çabalar sonucu kırılma mekaniği bilim dalı doğmuştur. Kırılma mekaniği aşağıdaki alanlarda uygulanır:
-yüksek dayanımlı malzemeler,
-büyük et kalınlıkları,
-yüksek zorlama hızları,
-düşük sıcaklıklar.

3.4.1. Kırılma Türleri

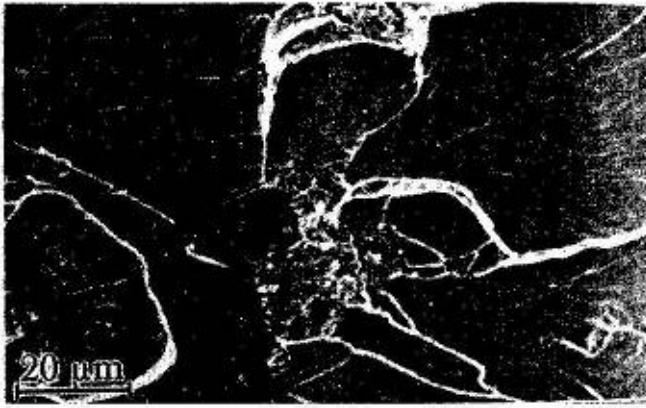
Kırılmalar önce iki gruba ayrılabilir:

- Bir kez aşırı zorlama ile oluşan zorunlu kırılma,
- Zorlamanın tekrarlanması ile oluşan yorulma kırılması.

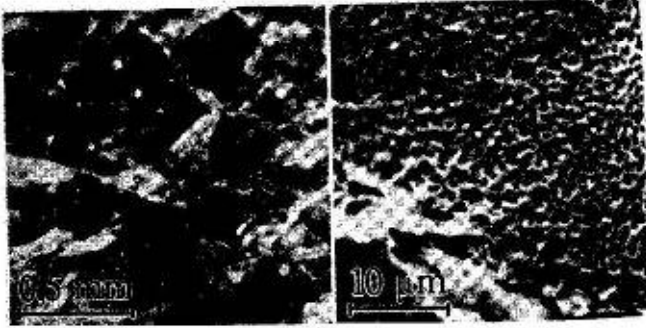
Yorulma kırılması 3.2.4.4.'de ayrıntılı olarak ele alınmıştı. Yüklemenin zamanla değişiminden bağımsız olarak, yani sürekli artan veya darbeli olmasına bakılmaksızın, zorunlu kırılma da ikiye ayrılır:

- Şekil değişiminin olmadığı veya çok az olduğu gevrek kırılma,
- Şekil değişimi sonucu sünek kırılma

Gevrek kırılma (ayrılma kırılması) kalıcı şekil değişimleri ile önceden farkedilemediği ve oluşumu çok az bir enerji gerektirdiği için çok tehlikelidir. Çelikteki ilerleme hızı yaklaşık 5000 m/sn olan bu tür kırılma çoğunlukla ağır hasara yol açar.



Şekil 3.55-St37 çeliğinde taneleriçi gevrek kırılmanın (yarılma kırılması) tarayıcı elektron mikroskop fotoğrafı



a)

b)

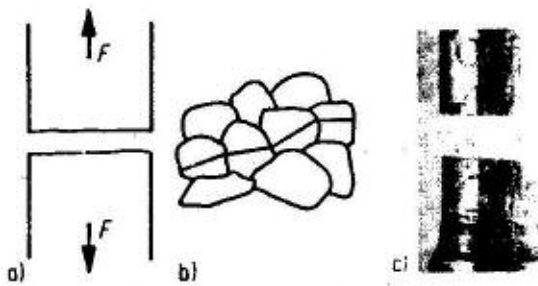
Şekil 3.56-a) Tanelararası gevrek kırılma b) Ortaya çıkan tane yüzeyi (tarayıcı elektron mikroskop fotoğrafları)

Gevrek kırılmayı kolaylaştıran etkenler şunlardır:

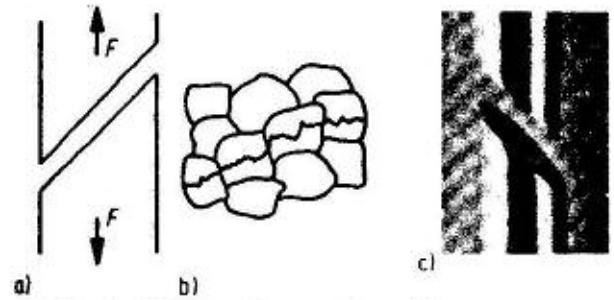
- alçak sıcaklık,
- çok eksenli gerilme durumu (çentikler, ani kesit değişimleri, büyük et kalınlıkları),
- darbeli zorlama,
- heterojen içyapı (hatalı ısıtma işlemi, kaynak dikişi bölgeleri),
- yüksek dayanımlı malzemelerin şekil değiştirme kabiliyetlerinin düşük oluşu.

Gevrek kırılma tanelerarası veya taneleriçi olabilir. Taneleriçi gevrek kırılma (Şekil 3.55) bir tane içinde kristal düzlemlerinin ayrılması ile başlar ve bu şekilde tüm kesitte ilerler. Tane sınırları çökeltirler veya katışkılar nedeniyle gevrekleşmişse, tanelerarası gevrek kırılma (Şekil 3.56) meydana gelebilir. Gevrek kırılma yüzeyi makroskopik olarak en büyük normal gerilmeye diktir (Şekil 3.57).

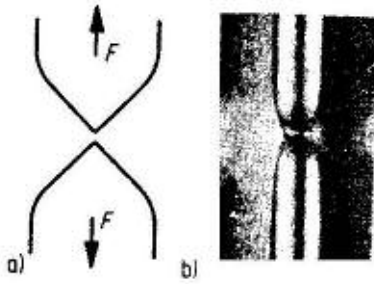
Plastik şekil değişimleri büyük ölçüde kayma gerilmelerinin doğurduğu dislokasyon hareketleri ile olduğundan, sünek kırılma en büyük kayma gerilmesine en azından kısmen paralel olur. Tek eksenli çekme zorlamaları altında sünek kırılma makroskopik olarak aşağıdaki değişik biçimlerde görülebilir.



Şekil 3.57-Gevrek kırılma a) makroskopik görünüm b) mikroskopik görünüm (şematik) c) sertleştirilmiş çelikten bir deney parçasının kırılması

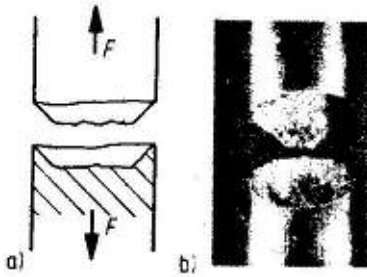


Şekil 3.58-Tam kayma kırılması a) makroskopik görünüm b) mikroskopik görünüm (şematik) c) AlCuMg 1 alaşımından bir deney parçasının kırılması



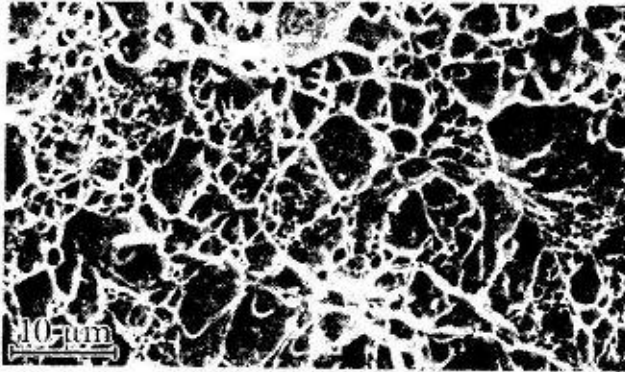
Şekil 3.59-Büzülme kırılması
a) şematik

b) elektrolitik bakırdan bir deney parçasının kırılması



Şekil 3.60-Çanak-koni tipi kırılma
a) şematik

b) AlMgSi alaşımından bir deney parçasının kırılması



Şekil 3.61-Ck35 çeliğinde kırılma yüzeyindeki petekli yapı
(tarayıcı elektron mikroskop fotoğrafı)

Tam kayma kırılmasında (Şekil 3.58) kırılma yüzeyi çekme doğrultusu ile 45° açı yapar. Büzülme kırılması (Şekil 3.59) yerel kesit daralması ile ortaya çıkar ve şekil değiştirme kabiliyeti çok iyi olan saf metallerde kırılma yüzeyi ideal noktasal duruma yaklaşır.

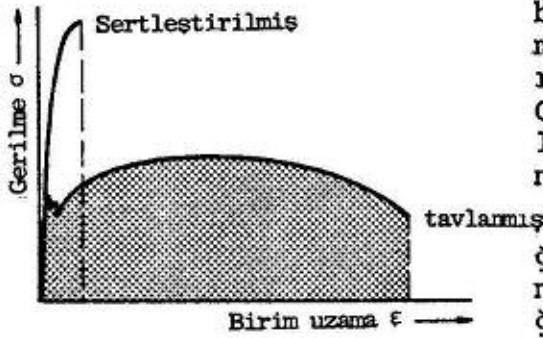
Tok malzemeler (Bk.3.4.2) çekme zorlamaları altında çoğunlukla çanak-koni tipi kırılma (cup and cone) gösterirler (Şekil 3.60). Az veya çok bir miktar büzülme ile birlikte kırılma yüzeyinin kenarlarında çekme doğrultusuyla 45° açı yapan kayma yanakları vardır. Geri kalan kırılma yüzeyi çekme yönüne dik olduğundan, kayma olaylarından ileri gelmesine rağmen normal gerilme kırılması diye adlandırılır.

Mikroskop altında sünek kırılma yüzeyleri petekli yapı görünüşleriyle tanınırlar. Teknik saflıktaki metallerde her zaman kalıntılar bulunur. Bunları çevreleyen malzemenin plastik şekil değişimi ile genişlemesinden boşluklar ortaya çıkar. Boşluk duvarlarının büzülerek kopması ile Şekil 3.61'de görülen çukurlar (petek gözleri) oluşur. Bu çukurların dibinde çok kez metal olmayan kalıntılara rastlanır. Petekli kırılmalar öncelikle taneleriçi olarak ilerler.

Yukarıda sıralananların yanında, kırık yüzeylerinin parlaklığı veya pürüzlülüğü gibi diğer belirtiler yardımıyla makroskopik değerlendirme de yapılabilir. Ancak çoğu zaman tam gevrek veya tam sünek olarak nitelenemeyecek karışık kırılmalara da rastlandığından, kırılma analizi için mikroskopik inceleme daha kesin sonuçlar verir.

3.4.2. Kırılma Kriterleri, Kırılma Mekaniğinin Temel Bilgileri

Çekme deneyi ile elde edilen gerilme-birim uzama eğrisinin altında kalan alan şekil değiştirme işi olup, malzemenin gevrek veya tok olduğunu ilk



Şekil 3.62-Sertleştirilmiş ve tavlanmış çelikten çekme deneyi parçalarının şekil değiştirme işlerinin karşılaştırılması (şematik)

yaklaşım ile belirler*. Şekil 3.62'de bir sertleştirilmiş, bir de tavlanmış çelik için verilen eğriler gevrek ve tok durumu yansıtmaktadır. Görüldüğü gibi gevrek olarak kırılan sert çelik için şekil değiştirme işi çok daha küçüktür.

Gevrek kırılma davranışının diğer bir ölçüsü olan darbeli zorlamayla kırma işi (enerjisi) ise, çoğunlukla çentikli parçalarda yapılan vurma deneyi (Bk.3.4.3.1) yardımıyla saptanır. Bu yöntemin sakıncalarından daha önce söz edilmişti.

Kırılma mekaniğinde malzemede her zaman bir kusurun bulunduğu varsayımından yola çıkılır ve bu

kusurun hangi koşullar altında gevrek olarak büyüyeceği araştırılır. Bu amaçla çatlak ucu bölgesindeki gerilme dağılımları elastisite teorisi yöntemleri ile hesaplanır.

Ortasında 2a uzunluğunda bir çatlak bulunan sonsuz genişlikte bir levhaya çatlak yüzeyine dik doğrultuda σ normal gerilmesi etkisin (Şekil 3.63). IRWIN'e göre bu levha için gevrek kırılma tehlikesi $a \cdot \sigma^2$ çarpımı kritik bir değere ulaştığında ortaya çıkar. Böylece zorlama durumunun belirtilmesi için gerilme şiddeti faktörü olarak adlandırılan bir büyüklük tanımlanır:

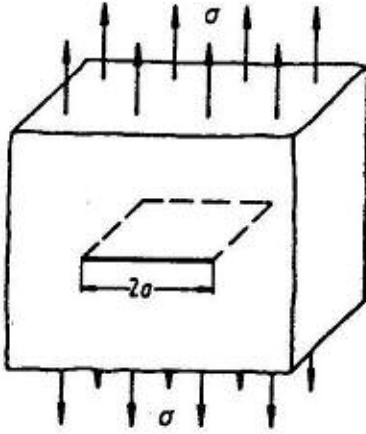
$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}^{**}$$

I indisi çatlağın bir çekme gerilmesi σ ile açılmaya zorlandığını (zorlama türü I) gösterir. Çatlağın kayma gerilmeleri τ (zorlama türü II ve III, Şekil 3.64) nedeniyle ilerlemesi durumundaki gerilme şiddeti faktörleri ise K_{II} ve K_{III} diye anılır.

Teoride malzemeler kırılmaya kadar elastik ve ideal gevrek kabul edilir. Ancak oldukça basit çözümlere ulaştıran söz konusu kabul, gerçek malzemelerin davranışına uymadığı gibi, çatlak ucundaki gerilmelerin sonsuz büyük bulunmasına yol açar. Dolayısıyla çatlak ucunda plastik şekil değişiminin varlığı zorunlu olarak dikkate alınır. Bu bölgenin büyüklüğü bir karşılaştırma gerilmesi hipotezi yardımıyla hesaplanırsa, köpek kemiği (dog-bone) modeli elde edilir. Şekil 3.65'den görüldüğü gibi bu plastik bölgenin genişliği levhanın ortasında yüzeye

*Gevreklik hem sünekliğin hem de tokluğun karşıtı olarak kullanılmaktadır. Uygulamada malzemenin sünekliğini (örneğin kopmadaki uzama yüzdesini) biraz düşüren, ancak dayanımını önemli ölçüde yükselterek sonuçta anılan alanı yani tokluğu artıran işlemler büyük önem taşır (Bk.4.5.7, ıslah etme)

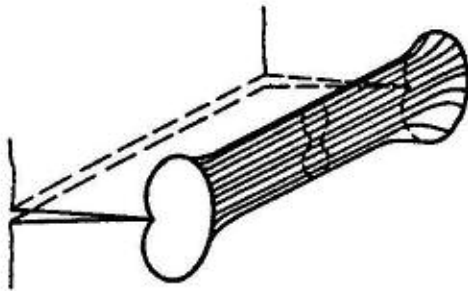
** $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ bağıntısındaki a (hesapsal) çatlak boyu, 2a uzunluğunda iç çatlağı veya kırılma bakımından buna eşdeğer olan a uzunluğunda (derinliğinde) kenar çatlağını temsil eder.



Şekil 3.63-Ortasında bir çatlak bulunan sonsuz genişlikteki levha modeli

Şekil 3.63-Ortasında bir çatlak bulunan sonsuz genişlikteki levha modeli

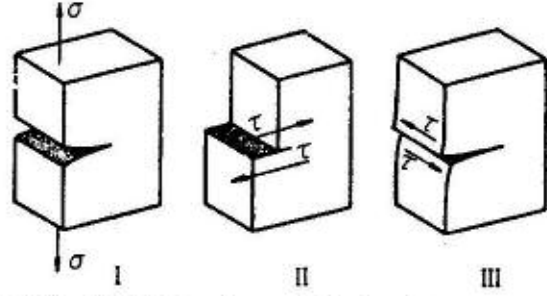
rumlarının farklı olmasından ileri gelir. Yüzeyde, kendisine dik gerilmeler bulunamayacağından düzlem gerilme durumu ve enine daralma nedeniyle büyük ölçüde üç eksenli şekil değişimi söz konusudur. Orta kısımda ise enine şekil değişimi mümkün değildir; yani düzlem şekil değiştirme durumu* ile buna karşılık olan üç eksenli gerilme vardır. Poisson sayısı $\mu=0,3$ ise plastik şekil değiştirmiş bölgenin çatlak düzlemindeki genişliği, yüzeyde altı kez daha büyüktür. Böylece malzeme ortada daha gevrek davranır; diğer bir deyişle parça kalınlaştıkça gevrek kırılma eğilimi artar.



Şekil 3.65-Çatlak ucundaki plastik şekil değiştirmiş bölge (köpek kemiği modeli)

en küçük K_C ise, düzlem şekil değiştirme durumunda elde edilen kırılma tokluğu (K_{IC}) adını alır. Deney sonuçları K_{IC} 'nin parça geometrisinden bağımsızlığını (Şekil 3.75) ve çok az dağılma ile sabit kaldığını gösterdiğinden, bu değer bir malzeme özelliği olarak nitelenir. Ancak saptanması için yapılacak deneyde düzlem şekil değiştirme durumu, yani çatlak ucundaki plastik şekil değiştirmiş bölgenin parça boyutlarına göre küçük olması zorunludur. Düşük akma sınırlı malzemelerde bu koşulun sağlanması deney parçası boyutlarının çok büyük seçilmesini gerektirdiğinden, normal deney makinalarının kapasitesi çoğunlukla yetersiz kalır.

* "Düzlem genleme durumu" da denebilir.



Şekil 3.64-Zorlama türleri

I: normal gerilme

II: çatlak ucuna dik kayma gerilmesi

III: çatlak ucuna paralel kayma gerilmesi

göre belirgin olarak daha küçüktür. Böyle bir sonuç gerilme durumuyla ilgilidir. Yüzeyde, kendisine dik gerilmeler bulunamayacağından düzlem gerilme durumu ve enine daralma nedeniyle büyük ölçüde üç eksenli şekil değişimi söz konusudur. Orta kısımda ise enine şekil değişimi mümkün değildir; yani düzlem şekil değiştirme durumu* ile buna karşılık olan üç eksenli gerilme vardır. Poisson sayısı $\mu=0,3$ ise plastik şekil değiştirmiş bölgenin çatlak düzlemindeki genişliği, yüzeyde altı kez daha büyüktür. Böylece malzeme ortada daha gevrek davranır; diğer bir deyişle parça kalınlaştıkça gevrek kırılma eğilimi artar.

Gerilme şiddeti faktörünün hesaplanmasında, a çatlak boyunun plastik şekil değişimi bölgesinin genişliği ile orantılı olmak üzere daha büyük alınması ve ayrıca parça genişliğinin sonlu olduğu gözönünde tutularak bir düzeltme fonksiyonu ile çarpılması gerekir.

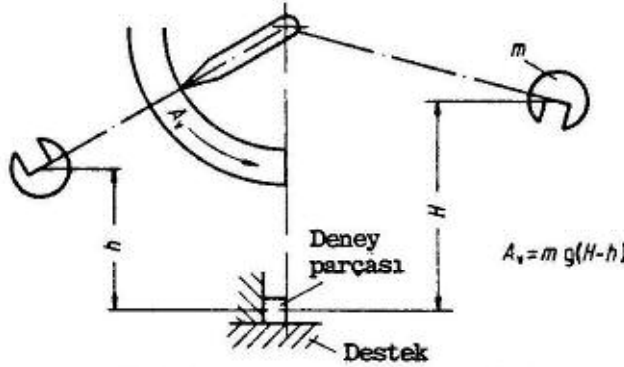
Parçada var olan çatlak ilerlemeye başladığı K değerine kritik gerilme şiddeti faktörü (K_C) denir. Belirli bir malzeme için parça kalınlığını artırarak bulunabilecek

3.4.3. Tokluk Davranışını Belirleyen Deneyler

3.4.3.1. Vurma (Çentik Darbe) Deneyi (DIN 50115)*

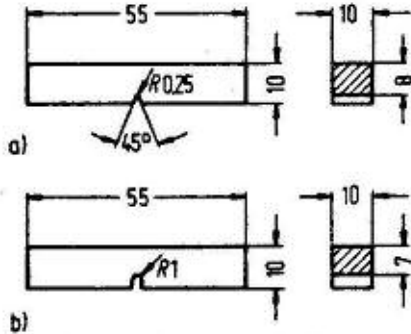
Vurma deneyi özellikle malzemenin gevrek kırılma eğiliminin saptanması ve ısıtma işlemlerinin kalite kontrolü için kullanılır.

DIN 50115'te verilen vurma deneyi çelik ve çelik döküm malzemeler için öngörülmüştür; ancak demir dışı metallerde de kullanılabilir. Deney, DIN 51222'ye göre imal edilmiş sarkaçlı



Şekil 3.66-Vurma deneyi (şematik)

tilir. Vurma değeri (VD) diye de anılan A_v cihaz göstergesinden doğrudan doğruya okunabilir.



Şekil 3.67-Çentikli vurma deney parçaları.

- a) ISO-V deney parçası
- b) DVM deney parçası

Vurma deney parçaları DIN 50115'de standartlaştırılmıştır. Bunlardan kullanımı en yaygın olanları DVM ve sivri çentikli ISO (ISO-V) parçalarıdır (Şekil 3.67). A_v vurma değeri deney parçasının biçim ve boyutlarına çok bağlı olduğundan, deney sonucu verilirken parça türünün de belirtilmesi zorunludur, örneğin $A_v(\text{ISO-V})=10 \text{ J}$.

Vurma değeri çentik dibindeki anma kesitine oranlanırsa çentik vurma tokluğu** elde edilir:

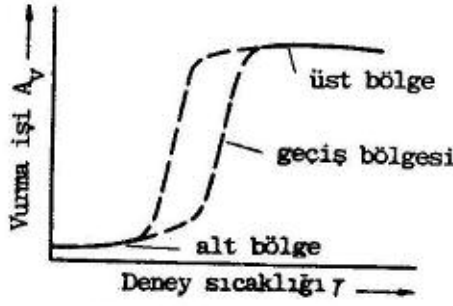
$$a_k = \frac{A_v}{S_0}$$

Böyle bir oranlama yukarıda açıklanan bağımlılığı gidermeye yetmediği için, farklı geometrilere sahip parçalar ile saptanan a_k değerleri de birbiri ile karşılaştırılamaz.

Vurma tokluğu dayanım hesaplamalarında sayısal bir değer olarak kullanılamaz; çünkü konstrüksiyonlardaki gerilme durumu, yüklemenin seyri, boyutlar ve çentik geometrisi çok farklıdır. Bu nedenle sadece malzemenin kalitesini belirlemek için yapılan bu deneyde sonuçların vurma değeri olarak verilmesi yeterlidir.

* Bu konudaki Türk Standardı TS 269:Vurma Deneyi(Charpy ve Izod)-Metalik Malzemede

** "vurma tokluğu" veya "çentik tokluğu" deyimleri de kullanılmaktadır.



Şekil 3.68-Vurma işinin sıcaklıkla değişimi (Şematik)

Vurma deneyi özellikle çelikler için ostenitik olmayan türlerde A_v 'nin sıcaklıkla Şekil 3.68'de görüldüğü gibi değişmesinden dolayı önemlidir. Vurma değerinin büyük olduğu üst bölgede sünek, alt bölgede gevrek, geçiş bölgesinde ise çoğunlukla karışık kırılma görülür.

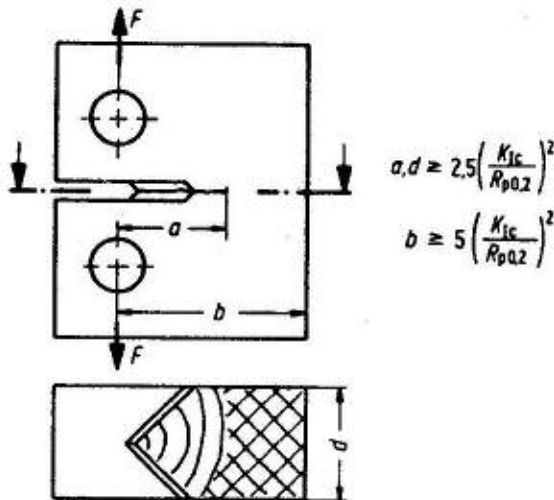
Geçiş bölgesinde büyük dağılmalar gösteren vurma değerleri alt bölgede yaklaşık 10 J düzeyinde kalırken, üst bölgede malzemenin durumuna bağlı olarak 100 J ile 300 J arasında değişir.

Böyle bir eğrinin elde edilmesi sırasında deney sonuçlarının hangi bölgeyi temsil ettiğini kalitatif olarak bilmek çok kez yeterlidir. Alt ve üst bölgede vurma değerleri arasındaki fark büyük olduğundan, bu belirleme kolaylıkla yapılabilir. Ayrıca uluslararası bir deney parçası biçiminin (ISO-V) kullanılması yönünde çaba sarfedilmektedir.

Malzeme araştırmalarında, vurma sırasındaki kuvvet ve şekil değişimleri özel aletler (enstrümanlar) yardımıyla kaydedilerek, vurma deneyi ile malzeme davranışı hakkında daha fazla bilgi edinilmeye de çalışılmaktadır (Enstrümanlı vurma deneyi).

3.4.3.2. ASTM* E 399-74'e Göre Kompakt Çekme Deneyi

Kompakt çekme deneyi (compact tension) kırılma tokluğunu (K_{IC}) saptamak amacıyla zamanımızda en yaygın olarak kullanılan yöntemdir. Deneyin geçerli olabilmesi için deney parçasının boyutları Şekil 3.69'da verilen bağıntılara uymalıdır. Öte yandan sözkonusu koşulların sağlanıp sağlanamadığı ancak deneyin bitiminden ve kırılma tokluğunun hesaplanmasından sonra kontrol edilebilir.



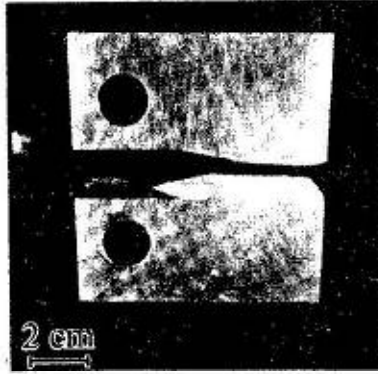
Deney parçası ortasındaki açılı çentikte önce dinamik zorlamalar altında bir yorulma çatlağı oluşturulur. Bu işlemle ilgili uyulması zorunlu koşulların doğrulanması da kısmen deneyin bitiminde yapılır.

Yorulma çatlağı içeren deney parçası çekmeye zorlanarak mevcut çatlağın kararsız, yani ani olarak ilerlemeye başladığı ge-

Şekil 3.69-ASTM E 399-74'e göre kompakt çekme deney parçası (CT-deney parçası)

* ASTM: American Society for Testing Materials

rilme bulunur. Ayrıca yorulma ve çekme zorlaması sırasında çatlağın açılması parçanın alın kısmından ölçülür. Bu ölçüm çatlak ucunda plastik şekil değiştirmiş bölgenin büyüklüğünü tahmin ve kararlı (yani tam gevrek olmayan) çatlak ilerlemesini ayırt etmeye yarar. Şekil 3.70'de bir kompakt çekme deney parçasının yorulma çatlağı ve gevrek kırılma yüzeyleri görülmektedir*.



Şekil 3.70-AlZnMg1 alaşımından kırılmış CT-deney parçası

Bazı metallerin kırılma tokluğu değerleri Çizelge 3.2'de toplu olarak verilmiştir.

Yumuşak ve alaşımsız çeliklerde Şekil 3.69'daki koşulların sağlanması, deneyin yapılmasını imkânsız hale getirebilecek kadar büyük deney parçaları gerektirir. Küçük deney parçaları ile bulunan K_{Ic} değerleri ise boyutlara bağlı ve K_{Ic} den daha büyüktür. Bu nedenle kompakt çekme deneyi özellikle yüksek dayanımlı malzemelere uygulanır.

Çizelge 3.2-Bazı malzemelerin kırılma tokluğu ve 0,2-sınırı değerleri

3.4.3.3. Diğer Deneyler

Burada açıklananlar dışında kırılma davranışının saptanmasına yarayan başka yöntemler de vardır. Bunlar çoğunlukla malzemelerin belirli bir kullanma yeri için uygun olup olmadığını ortaya koyar (type-tests)**. Deney yöntemleri başlıca iki gruba ayrılabilir:

- Çatlak ilerletme deneyleri,
- Çatlak durdurma deneyleri

Çatlak ilerletme deneylerinde mevcut bir çatlağın statik veya dinamik yükleme sonucu kararsız olarak ilerlediği koşullar belirlenir. Kompakt çekme deneyi bu gruba girer.

Çatlak durdurma deneylerinde ise, gevrek olarak ilerleyen bir çatlağın parça içinde durdurulabilmesini yansıtan sınır koşulları aranır. Tüm kırılma deneylerinin ortak yönü çok zaman alıcı ve güç olmalarıdır.

Malzeme	K_{Ic} $kN\ mm^{-\frac{3}{2}}$	$R_{p0.2}$ N/mm^2
İslah çelikleri	1 ... 3	1000 ... 2000
Yüksek dayanımlı çelik (maryaşlandırılmış)	2 ... 4	2000 ... 3000
Alüminyum alaşımları	≈ 1	400 ... 500
Titan alaşımları	≈ 3	≈ 1000

* Kırılma tokluğunun birimi:

$$Gerilme \cdot \sqrt{\text{çatlak boyu}} = \frac{(k) N}{mm^2} \cdot \sqrt{mm}$$

* Çatlağın kararsız olarak ilerlemeye başladığı andaki kesin boyu, ancak deney sonunda kırılmış parça üzerinde gevrek kırılma sınırı dikkate alınarak ölçülebilir.

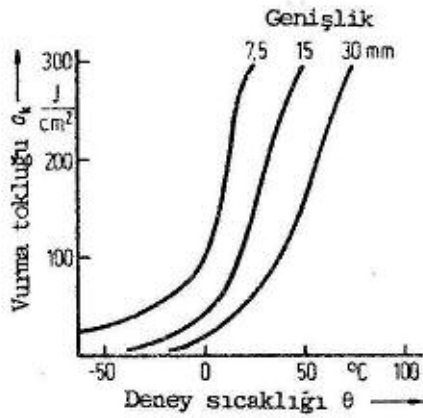
**Tip-deneyleri

3.4.4. Kırılma Davranışıyla İlgili Etkenler

Şekil 3.68'den de görüldüğü gibi sıcaklık, kırılma davranışını belirleyen önemli bir etkenidir. Geçiş sıcaklığı T_g , vurma değerlerinin büyük olduğu sünek kırılma (üst bölge) ile düşük olduğu gevrek kırılma (alt bölge) ayırımını sağlar ve değişik şekillerde tanımlanabilir:

- Vurma değerinin örneğin 27 J gibi belirli bir sınır değere ulaştığı sıcaklık,
- Kırılma yüzeyi incelendiğinde gevrek olarak kırılan kısmın tüm alanın belirli bir yüzdesi (örneğin % 80) olduğu sıcaklık,
- Küçük bir çatlak (<5 mm) içeren deney parçasının kırılma gerilmesinin, çatlaksız bir deney parçasının akma sınırına (veya 0,2 sınırına) eşit olduğu NDT (Nil-Ductility-Transition)* sıcaklığı.

Geçiş sıcaklığı çeliğin türü ve durumuna göre 70K(-200°C) den başlayıp 300 K (30°C) veya daha yukarıya gidebilen geniş bir aralıkta değişir. Vurma deneyleri ile elde edilen bu değer de, diğerleri gibi konstrüksiyonlar için aynen geçerli olamaz. Bu olgu Şekil 3.71 de farklı genişlikteki deney parçalarıyla

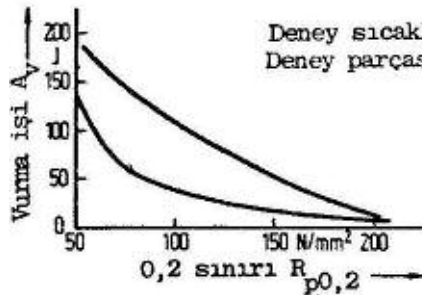


Şekil 3.71-Deney parçası genişliğinin vurma tokluğuna etkisi (MAURER ve MAILANDER'e göre)

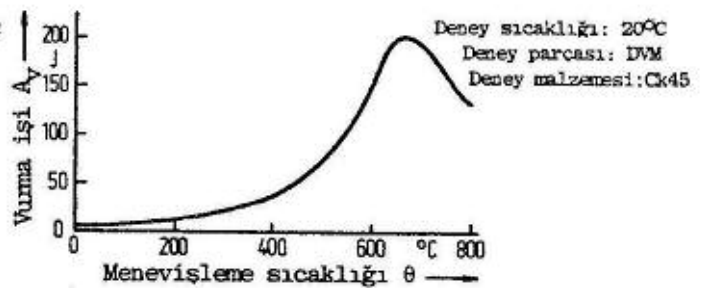
elde edilen "vurma tokluğu-sıcaklık" eğrilerinden görülmektedir. Geniş parçalarda akma değerleri küçük, geçiş sıcaklıkları ise yüksektir.

Zorlama hızının etkisi de vurma deneyi ile tam olarak belirlenemez. Zorlama hızı büyüdükçe geçiş sıcaklığı yükselir. Örneğin çelikte zorlama hızının 10 katına çıkarılması geçiş sıcaklığını ortalama 33 K yükseltir.

Diğer etkenler Şekil 3.72, Şekil 3.73 ve Şekil 3.74'de gösterilmiştir. Deney sıcaklığı sabit tutulursa çeliğin akma veya 0,2 sınırının artması ile vurma değeri azalır (Şekil 3.72).



Şekil 3.72-0,2-sınırının vurma işine etkisi (PELLİNİ'ye göre)

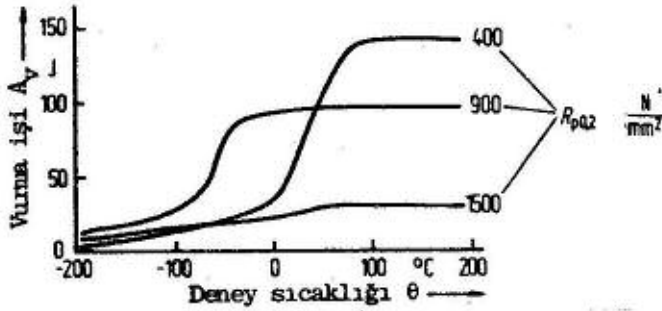


Şekil 3.73-Sertleştirilmiş bir karbon çeliğinde menevişleme sıcaklığının vurma işine etkisi

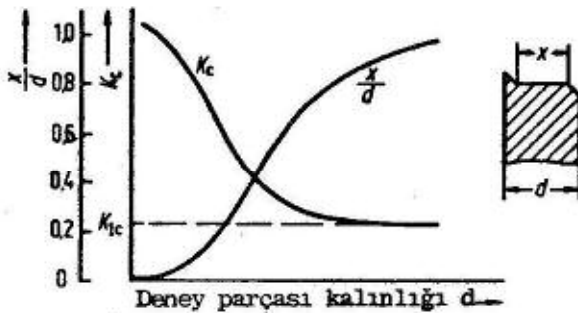
*Sıfır-Süneklik-Geçiş

Şekil 3.73'de ise sertleştirilmiş bir karbon çeliğinde vurma değerinin menevişleme sıcaklığı ile değişimi verilmiştir. 600°C ile 700°C arasındaki maksimumdan sonra vurma değerinin düşmesi bu sıcaklıkların üzerinde bazı içyapı dönüşümlerinin başlamasından (Bk.4.1.2) ileri gelir.

Çelik kalitesinin vurma değerine etkisi Şekil 3.74'deki eğrilerden görülmektedir. 0,2-sınırı en yüksek olan çelikte şekil değiştirme kabiliyetinin çok az olması sünek kırılmada bile vurma değerinin düşük kalmasına neden olmuş (düşük enerjili sünek kırılma), böylece üst ve alt bölgeler hemen hemen ayırt edilemez duruma gelmiştir. Dolayısıyla yüksek dayanımlı malzemeler için kırılma tokluğunun (K_{IC}) bilinmesi çok önemlidir. Şekil 3.69'da verilen deney parçası boyutları ile ilgili koşullar sağlandığında, parça geometrisinin ve özellikle kalınlığın etkisi ortadan kalkar. Kalınlık yetersiz ise düzlem şekil değiştirme durumu yaratılamaz ve çok büyük K_C değerleri bulunur. Bunun başlıca nedeni Şekil 3.75'de görülen kayma yanağı payının artması, yani x/d oranının azalmasıdır.



Şekil 3.74-Dayanımın vurma işi-sıcaklık eğrilerine etkisi (TETELMANN ve MCEVILY'ye göre)



Şekil 3.75-Deney parçası kalınlığının K_C -değeri ve kayma yanağı payına etkisi (SRAWLEY ve BROWN'a göre)

Sıcaklık kırılma tokluğu ve vurma değeri üzerinde kalitatif olarak aynı etkiye sahiptir. Kırılma tokluğu da sıcaklıkla artar. Bu değişimi gösteren eğrinin düşük dayanımlı malzemelerde belirli bir sıcaklığa yaklaşırken çok dikleşmesi (Şekil 3.76), gevrek kırılma bölgesinin sona ermekte olduğunu gösterir.

Aynı tür malzemelerde artan 0,2 sınırı ile kırılma tokluğu azalır (Şekil 3.77).

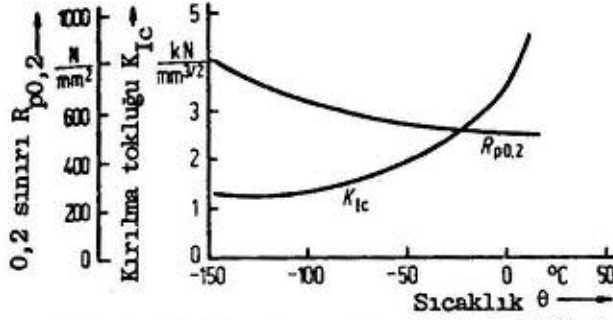
3.4.5. Kırılma Deneylerinin Kullanım Sınırları

Uygun kırılma deneylerinin seçimi bakımından, malzemeler dayanımlarına göre üç ayrı gruba ayrılarak ele alınabilir:

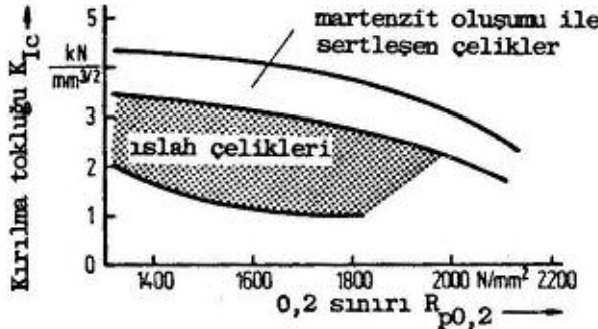
-E/ $R_{p0,2}$ oranının >300 olduğu düşük dayanımlı malzemeler, örneğin akma sınırı 700 N/mm²'nin altında olan çelikler,

-Orta dayanımlı malzemeler, E/ $R_{p0,2}$ =150 ile 300 arasında, -E/ $R_{p0,2}$ oranının <150 olduğu yüksek dayanımlı malzemeler, örneğin 0,2-sınırı >1400 N/mm² olan çelikler.

Düşük dayanımlı malzemelerde gevrek kırılma tehlikesinin kalitatif olarak tahmin edilebilmesi için vurma deneyleri çoğunlukla yeterlidir. Kritik durumlarda, özellikle düşük sıcaklıklarda çalışacak malzemelerin seçiminde "type-test"ler uygulanmalıdır.



Şekil 3.76-Bir basınçlı kap çeliğinin 0,2-sınırı ve kırılma tokluğunun deney sıcaklığı ile değişimi(WESSEL'e göre)



Şekil 3.77-Çeliklerde 0,2-sınırının kırılma tokluğuna etkisi(HECKEL'e göre)

Kırılma mekaniği yardımıyla yapılabilecek bir başka hesaplama ise,etkiyen gerilmenin bilinmesi halinde kritik çatlak boyunun belirlenmesidir:

$$a_{krit.} = \frac{K_{IC}^2}{\pi \cdot \sigma^2}$$

Kritik çatlak boyu (a_{krit}) tahribatsız deney yöntemleri ile saptanabilecek kusur boyutundan kesinlikle büyük olmalıdır.

3.5.Teknolojik Deneyler

Teknolojik deneylerin amacı,malzemelerin ve özellikle yarı mamullerin daha sonraki üretim aşamalarında görecekleri işlemlere uygunluğunu saptamaktır.Elde edilen büyüklükler çoğunlukla deney parçası boyutlarına bağlıdır.Bu deneylerden standardı bulunanlar dışında,özel üretim yöntemlerine uygunluğun denendiği çok sayıda standartlaştırılmamış olanlar da vardır. Teknolojik deneyler başlıca,

- Plastik şekillendirilme özelliklerinin,
- Döküm özelliklerinin,
- Kaynak veya lehimlemeye uygunluğun belirlenmesi olarak üç grupta toplanabilir.

Orta dayanımlı malzemeler,örneğin 0,2-sınırı 700 ile 1400 N/mm² arasında olan çelikler için,yalnız vurma değil kırılma tokluğu da saptanır.K_{IC}'nin kullanılması öncelikle kalın etli parçalarda ve düşük sıcaklıklarda gereklidir.

Yüksek dayanımlı malzemeler ile üretilen parçaların boyutlandırılmasında ise kırılma tokluğunun bilinmesi her zaman zorunludur.Müsaade edilebilecek gerilmelerin hesaplanması malzeme de belirli büyüklükte kusurların var olduğu gerçeğine dayanır.Bunun için parçaya uygulanan tahribatsız deney yöntemleriyle (Bk.3.6)bir amaçs. maksimum çatlak boyunun aşılmadığı kontrol edilerek, kritik gerilme

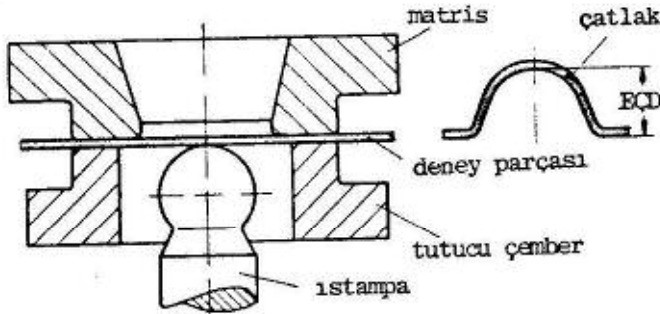
$$\sigma_{krit.} = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi \cdot a_{maks.}}}$$

bağıntısıyla bulunur.

Deney sonuçları sayısal büyüklükler ile veya sadece olumlu-olumsuz şeklinde verilir.

3.5.1. Plastik Şekillendirilme Özelliklerinin Saptanması

Soğuk şekillendirilme kabiliyeti ile ilgili deneyler saç, bant, boru, çubuk ve profil gibi bütün yarı mamuller yanında, örneğin perçinlere de uygulanır. Yaygın olarak kullanılan katlama deneyi ile (DIN 1605, Bl.4; DIN 50121)*, deney parçasının çekmeye zorlanan yüzeyinde ilk çatlağın oluştuğu eğme açısı saptanır. Parça çatlamadan eğilmenin öngörülen bir açığa (çoğunlukla 180°) erişip erişmediği de kontrol edilebilir.

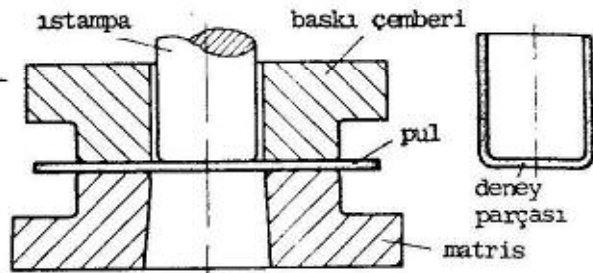


Şekil 3.78-DIN 50101'e göre çökertme deneyi (ERICHSEN deneyi)

Şekil 3.78). Deney sonucunda temas noktasından yırtılmaya kadar zımbanın mm cinsinden ilerlemesi, Erichsen Çökertme Değeri ECD olarak verilir. Bu değer malzemenin kalite standardında gösterilen alt sınırdan büyük olmalıdır.

Ayrıca yırtılmanın biçiminden de malzemenin anizotropluğu hakkında bir yargıya varılabilir. Saça iki eksenli çekme zorlamaları etki olduğundan izotrop malzemede yırtılma çoğunlukla tam bir çember şeklindedir. Tek taraflı yırtılma saçta bir dokunun varlığını ve bu nedenle malzemenin derin çekmeye elverişli olmadığını gösterir. Yüzeyin pürüzlenmesi ise tane büyüklüğü hakkında fikir verir. İri taneli malzemeler derin çekme için uygun değildir.

Şekil 3.79'da görülen derin çekme deneyi (kap çekme deneyi) standartlaştırılmış değildir. Burada farklı D çaplarındaki dairesel deney parçaları daha küçük d çaplı bir kalıpta derin çekilirler. İşlem sırasında radyal ve eksenel çekme gerilmeleri ile teğetsel basma gerilmeleri altındaki malzeme, çökertme deneyinden daha büyük oranlarda plastik şekil değiştirir.



Şekil 3.79-Derin çekme deneyi

* Bu konudaki Türk Standardı:

TS-205 Metalik Malzemenin Eğme ve Katlama Deneyi

** Bu konudaki Türk Standardı:

TS 271: Metalik Saç ve Bandların Çökertme Muayenesi (Erichsen muayenesi)

Elde edilen kapçığin tabanında yırtılma olmadan çekilebilen en büyük D çapı ve böylece *sınır çekme oranı* olarak adlandırılan D/d oranı bulunur. Baskı çemberinin basıncı deney sonucunu önemli ölçüde etkiler. Basınç çok büyükse sürtünme kuvvetleri artar ve saç erken yırtılır. Öte yandan çok küçükse, saç basma gerilmelerinin etkisiyle çevrede katlanır ve kapçık yine yırtılır. Ayrıca kullanılan yağlayıcının da sınır çekme oranına etkisi vardır.

Sınır çekme oranının büyüklüğüne göre şekillendirilme kabiliyetinin değerlendirilmesi yanında, malzemenin anizotropluğu da tanınabilir. Saçta doku bulunması halinde kulaklar ortaya çıkar; yani silindirin yüksekliği her tarafta eşit olmaz.

Soğuk şekillendirilme kabiliyetini saptamak için kullanılan diğer teknolojik deneyler şunlardır:

- DIN 50153: 3 mm'den ince saçlar, bantlar ve şeritlerde ileri-geri eğme deneyi
- DIN 50135: Borularda ağız genişletme deneyi
- DIN 50136: Borularda halka katlama deneyi
- DIN 50137: Borularda halka genişletme deneyi
- DIN 50138: Borularda halka çekme deneyi
- DIN 50139: Borularda flanşlama deneyi
- DIN 51211: Tellerde ileri-geri eğme deneyi
- DIN 51212: Tellerde burma deneyi
- DIN 51214: Yuvarlak tellerde düşümlü çekme deneyi
- DIN 51215: Tellerde sarma deneyi

Sıcak şekillendirilme kabiliyetini belirleyen deneyler (dövme deneyleri) standartlaştırılmamıştır. Bunlara örnek olarak yayma, basma, delik zımbalama ve delik genişletme deneyleri verilebilir. Bütün bu deneylerle dövme malzemelerde çatlakların oluştuğu sınır koşulları bulunur.

3.5.2. Döküm Özelliklerinin Saptanması

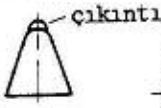
Bir alaşımın döküm malzemesi olarak uygunluğunu belirleyen teknolojik özellikler şunlardır:

- akma kabiliyeti (akıcılığı),
- kalıp doldurma kabiliyeti,
- sıcak çatlama (yırtılma) eğiliminin azlığı,
- kendini çekme oranının büyüklüğü.

Döküm sıcaklığı 700°C'in altında olan malzemeler için kendini çekme oranının saptanması DIN 50131'de standartlaştırılmıştır.

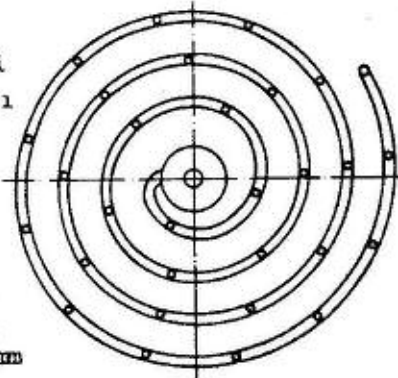
Akma kabiliyeti ve kalıp doldurma kabiliyeti döküm spirali (Şekil 3.80) yardımıyla belirlenebilir. Sıvı metalin spiral biçimindeki bir kalıbın çok dar olan kesitinde ilerlemesi akma, spiral üzerinde belirli aralıklarla bulunan kubbe biçimindeki çıkıntılardan dolmuş olanların sayısı da kalıp doldurma kabiliyeti için bir ölçü kabul edilir. Doğal olarak sonuçlar alaşımın kimyasal bileşiminin dışında dökme ve kalıp sıcaklığına da çok bağlıdır.

spiralin kesiti



50 mm aralıklı
30 adet çıkıntı

Spiralin toplam
uzunluğu, 1500 mm



Şekil 3.80-Döküm spirali

Döküm alaşımlarının soğuma sırasında ısıl gerilmeler nedeniyle çatlak oluşumuna eğilimi halka döküm deneyi ile anlaşılabilir. Halka şeklindeki kokilin ortasında bulunan yüksek dayanımlı rijit bir maça, döküm malzemesinin katılaşması sırasında plastik şekil değişimine uğramayarak çevresel doğrultuda büyük çekme gerilmelerine yol açar. Dolayısıyla sıvı-katı

faz sınırlarında lunkere benzer sıcak yırtılmalar görülebilir. Alaşımın kendini çekmesi küçüldükçe bu tehlike azalır.

3.5.3. Kaynak ve Lehim Malzemelerine Uygulanan Deneyler

Bunlar çoğunlukla dayanım değerlerinin saptandığı deneylerdir. Deney parçası biçimine ve deney koşullarına bağlı olarak bağlantının veya kaynak metalinin dayanımı bulunur.

Lehim bağlantılarının deney standartları:

- DIN 8525: Sert lehim bağlantılarına uygulanan deneyler, aralık lehimli bağlantıları
Blatt 1: Çekme deneyi
Blatt 2: Kesme deneyi
- DIN 8526: Yumuşak lehim bağlantılarına uygulanan deneyler, aralık lehimli bağlantıları, kesme deneyi, kesme yükü altında sürünme deneyi.

Kaynak metal deney standartları:

- DIN 1913: Birleştirme kaynağı için elektrik ark kaynağı elektrotları
Blatt 2: Çubuk elektrodun denenmesi, kaynak metal deney parçası
Blatt 3: Çubuk elektrodun kaynak bağlantısı yardımıyla denenmesi
- DIN 8554: Blatt 2-Çeliklerin birleştirme kaynağı için gaz kaynağı telleri, kaynak telinin denenmesi, kaynak metal deney parçası
- DIN 8555: Blatt 2-Dolgu kaynağı için kaynak ilâve malzemeleri, kaynak metalinin sertlik deneyi.
- DIN 8556: Blatt 2-Paslanmaz ve ısıya dayanıklı çelikler için kaynak ilâve malzemeleri, örtülü çubuk elektrotların denenmesi, kaynak metal deney parçası

Çelik kaynak bağlantılarının deney standartları:

- DIN 50120: Eritme kaynağı ile yapılmış alın dikişlerinde çekme deneyi
- DIN 50121: Eritme kaynağı ile yapılmış alın dikişlerinde katlama deneyi
- DIN 50122: Eritme kaynağı ile yapılmış alın dikişlerinde vurma deneyi

- DIN 50127: Eritme kaynağı ile yapılmış alın ve açılı dikişlerinin değerlendirilmesi için çentikli çekme, boru çentikli çekme, çentikli katlama, T- ve bindirme (kama) deney parçaları
- DIN 50128: Eritme kaynağı ile yapılmış alın dikişlerinde sürenme deneyi
- DIN 50129: Kaynak ilâve malzemelerinin sıcak çatlamaya dayanıklılığının saptanması

Demir dışı metal kaynak bağlantılarının deney standartları:

- DIN 50123: Eritme kaynağı ile yapılmış alın dikişlerinde çekme deneyi
- DIN 50124: Nokta kaynağı dikişlerinde kesme zorlamalı çekme deneyi.

3.6. Tahribatsız Deneyler

Tahribatsız deneyler dar anlamda malzeme deneyleri değil, daha çok bitmiş parça kontrol yöntemleridir. Sadece bazı özel durumlarda malzeme özelliklerinin belirlenmesi için kullanılırlar. Asıl amaç yüzeyde ve iç kısımdaki kusurları* parçayı tahrip etmeden ortaya koymaktır. Kural olarak bir konstrüksiyon parçasının kusurları işletmeye alınışından önce saptanır; ancak gerekirse işletme sırasında da denetlenebilir.

Tahribatsız deneyler dört gruba ayrılabilir:

- Kapiler yöntemler,
- Manyetik yöntemler,
- Ses dalgası yöntemleri,
- Işınım yöntemleri.

3.6.1. Kapiler Yöntemler

Söz konusu yöntemlerde, sıvıların kapilerlik olarak tanıyan özelliklerinden yararlanıldığı için, vizkozitesi ve yüzey gerilmesi mümkün olduğu kadar düşük olan sıvılarla çalışılır.

İncelenecek parçanın daldırıldığı veya üzerine püskürtülen sıvı, kapiler etki ile yarık, gözenek veya çatlak gibi kusurlara girer. Bu amaç için çoğunlukla düşük vizkoziteli, kırmızı renkli boya kullanılır (*Nüfuz edici boya yöntemi*). Sıvı olarak sıcak yağ da seçilebilir (*Kaynar yağ yöntemi*).

İşlem sonrasında parçanın üzerinde kalan sıvı giderilerek, yüzey bir tebeşir filmi ile kaplanır. Kusurlu bölgelere girmiş olan boya veya yağ yine kapiler etki ile kuru tebeşir filmi tarafından emilir. Kusurlar beyaz renkli yüzeyde belirgin ve genişlemiş olarak ortaya çıkar. Bu şekilde en ince çatlaklar dahi görülebilir.

Dağlama yöntemi de kapilerliğe dayanır. Çatlakların içine giren asitin etkisi ile çatlak kenarları daha fazla aşınıp, geniş çizgiler halinde belirirler.

* Aynı anlamda "hata" veya "süreksizlik" terimleri de kullanılmaktadır.

Kapiler yöntemlerle doğal olarak sadece parça yüzeyindeki kusurlar saptanabilir.

3.6.2. Manyetik Yöntemler

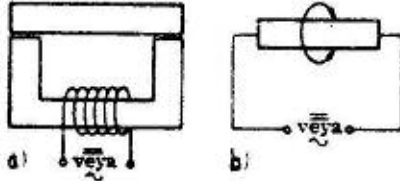
Manyetik alanlar yardımıyla yapılan tahribatsız deneyler sadece ferromanyetik malzemelere uygulanarak, yüzeyde veya yüzeye çok yakın makroskopik kusurlar görünür duruma getirilebilir.



Şekil 3.81-Manyetik alan kuvvet çizgilerinin çatlaklar nedeniyle bozulması

Yöntemin prensibini veren Şekil 3.81 den anlaşılacağı gibi, manyetik alan kuvvet çizgilerinin akışı kusurlar nedeniyle bozulur ve çizgiler yüzeyden dışarı çıkar. Parça yüzeyi serbest hareket edebilen manyetik parçacıklarla kaplanırsa, bunların dışarı çıkan kuvvet çizgileri boyunca düzenlenmesiyle kusurun bir resmi elde edilir (Manyetik parçacık deneyi). Yüzeyin kaplanmasında çoğunlukla yağ ve demir talaşından oluşan bir süspansiyon kullanılır.

Kuvvet çizgilerinin bir malzeme kusurundan etkilenmesi kusurun mümkün olduğu kadar kuvvet çizgilerine dik olmasına bağlıdır. Bir parçada hem boyuna, hem de enine çatlakları belirleyebilmek için kutuplu ve dairesel diye ayırt edilen iki manyetizasyon yönteminin ardarda uygulanması zorunludur (Şekil 3.82).



Şekil 3.82-Manyetik alan türleri

- a) Kutuplu manyetizasyon
- b) Dairesel manyetizasyon

parçada manyetik kutup yoktur ve uygulanan akıma paralel olan (boyuna) kusurlar görülebilir.

Kutuplu manyetizasyonda kuvvet çizgileri deney parçasına girer ve çıkar; parça içinde manyetik kutuplar oluşur. Bu şekilde iki kutbu birleştiren ve çoğunlukla parça eksenine olan çizgiye dik doğrultudaki (enine) kusurlar saptanabilir.

Dairesel manyetizasyonda ise geçirilen elektriksel akıma dik kapalı kuvvet çizgileri oluşur. Dolayısıyla parçada manyetik kutup yoktur ve uygulanan akıma paralel olan (boyuna) kusurlar görülebilir.

3.6.3. Ses Dalgası Yöntemleri

Konstrüksiyon elemanlarında ses dalgaları yardımıyla yapılan tahribatsız deneylerden en yaygın olarak kullanılanı ultrasonik yöntemdir. Frekansı 20 KHz'den yüksek olan ses dalgaları ultrasonik (sesötesi) olarak nitelenir. Ancak metal-lerin ultrasonik muayenesinde bu sınırın genellikle çok üzerinde, yani 0,5 MHz ile 10 MHz arasındaki deney frekansları ile çalışılır.

Bunun nedenleri, frekansın artmasıyla

- ses dalgasının daha kolaylıkla demet haline getirilebilmesi ve yönlendirilebilmesi,
- daha küçük kusurların saptanabilmesidir.

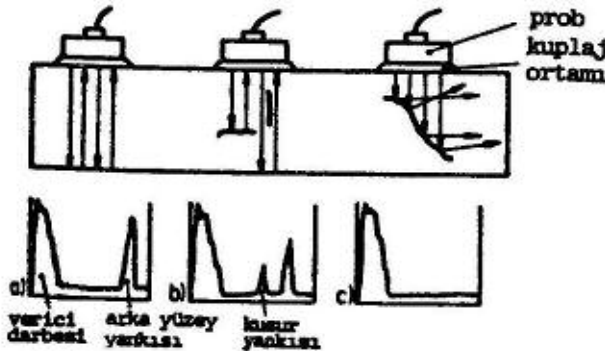
Belirlenebilir en küçük hata boyutu teorik olarak yarı dalga boyuna ($\lambda/2$) eşittir ve λ

$$c = \lambda \cdot f$$

bağıntısıyla hesaplanabilir. Örneğin çelikte boyuna ses dalgalarının hızı yaklaşık $c=6000\text{m/s}$ alınarak, $f = 3\text{ MHz}$ frekansında dalga boyutu $\lambda=2\text{ mm}$ bulunur. Deneyin temel prensibi ses dalgasının iki ayrı ortamın ara yüzeyinde, bunların ses dirençlerinin oranına göre yansımadır. Örneğin metal-hava ara yüzeyinde, hava aralığı sadece 10^{-6} mm ($\approx$ kafes parametresi) olsa bile, pratik olarak tam yansıma meydana gelir.

Yüksek frekanslı titreşimleri elde etmek için piezoelektrik olaydan yararlanılır. Deney sisteminde, içerdiği piezoelektrik kristal yardımıyla elektrik enerjisini ultrasonik enerjiye dönüştüren veya bunun tersini gerçekleştiren birime ultrasonik prob denir.

En çok kullanılan darbe-yankı yönteminde prob 2 μs gibi kısa süreli ses darbeleri yayar; iki darbe arasında ise alıcı olarak çalışır. Ses darbesinin parçaya iletilebilmesi için prob ile parça arasında akustik bağı sağlayan bir kuplaj ortamı (örneğin yağ) gereklidir. Probun darbeleri ve varsa bunun yankıları bir osiloskopta izlenebilir (Şekil 3.83). Osiloskoptaki yatay eksen dalgaanın gidiş-dönüş zamanını, dolayısıyla yansıma yüzeyinin uzaklığını gösterir.



Şekil 3.83-Ultrasonik yöntem: Dalganın izlediği yol ve osiloskoptaki görünüm

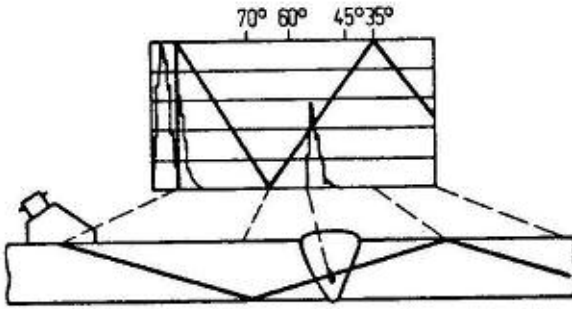
- a) kusursuz malzeme
- b) dalgaya dik konumdaki bir kusur
- c) dalgaya eğik konumdaki bir kusur

da dalgalar gönderilerek veya açılı prob kullanılarak belirlenebilir.

Açılı ses dalgası yollamada oluşan enine dalgalar ile örneğin transmisyon veya rezonans gibi diğer deney yöntemleri bu kitapta ele alınmamıştır.

Geniş bir uygulama alanına sahip olan ultrasonik muayene, kaynak dikişlerinin kontrolünde da (Şekil 3.84) önemli ölçüde ve bazen zorunlu olmak üzere kullanılmaktadır. Ancak işlem ko-

Kusursuz bir parçada sadece arka yüzey yankısı veya parçanın geometrisine bağlı olarak biçim yankısı elde edilir (Şekil 3.83a). Eğer arada başka bir yansıma yüzeyi varsa, ara yankı veya kusur yankısı ortaya çıkar (Şekil 3.83b). Ancak bu sonuç kusurun ses dalgasına dik sayılabileceği özel durumlarda görülür. Dolayısıyla eğik bir kusurun varlığı çoğunlukla arka yüzey yankısının zayıflaması veya kaybolması ile anlaşılır (Şekil 3.83c); konumu ise diğer doğrultulardan



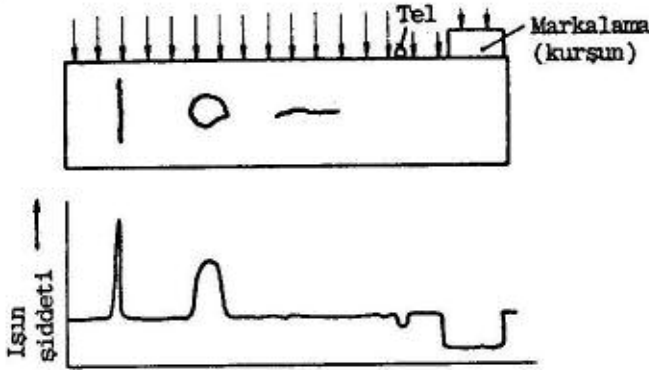
Şekil 3.84-Kaynak dikişinin ultrasonik muayenesi

laylılığına rağmen, yöntemin doğru uygulanması ve sonuçların yorumlanması deneyim gerektirir. Ayrıca pratikte saptanabilir en küçük hata boyutunun, deney frekansı yardımıyla hesaplanan teorik değerden oldukça büyük olduğu unutulmamalıdır.

3.6.4. Işınım Yöntemleri

Röntgen (X-) ve gamma ışınları gibi kısa dalga boylu elektromanyetik ışınlar metal-sel malzemelerin içinden de geçebilirler; bu sırada malzeme, parça kalınlığı ve dalga boyuna bağlı olarak şiddetleri azalır. Geçen ışınların şiddeti parçanın arkasındaki bir film (röntgen filmi, gamma filmi) üzerine kaydedilebilir.

Parça içinde kendilerine paralel ve yeterli büyüklükte bir malzeme ayrılması varsa, ışınlar bu bölgelerde zayıflamaz. Dolayısıyla söz konusu bölgelerde parçanın arkasından çıkan ışının şiddeti yüksek olacağından (Şekil 3.85), kusurlar filmin daha fazla kararması ile görünür hale gelir.



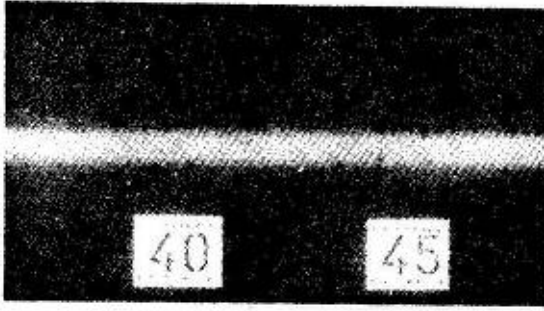
Şekil 3.85-Kusurlu bölgelerde ışın şiddetinin değişimi, markalama ve penetre-metre (tel) kullanımı

Kusurların iyi tanınabilmesi için ışın şiddeti, dalga boyu, parça kalınlığı ve ışınlama süresi birbirine uygun olmalıdır. Bu uygunluğun sağlanması ve resim kalitesinin saptanması amacıyla, resmi kuruluşlarca kontrol edilmiş penetre-metrelerden yararlanılır (DIN 54109). Değişik kalınlıklardaki tellerden oluşan penetre-metre parça üzerine filmde görülecek şekilde yer-

leştirilir. Böylece filmin incelenmesinde seçilebilen en ince tel, resim kalitesini ve saptanabilir en küçük hata boyutunu verir.

X - ve gamma ışınlarının nüfuziyeti (giriciliği) dalga boyu küçüldükçe, yani frekans yükseldikçe artar. Öte yandan frekansın yükselmesi ile kontrast azalır ve küçük kusurların belirlenmesi zorlaşır.

Ultrasonik muayene gibi, yüksek frekanslı elektromanyetik ışınlar ile yapılan tahribatsız deneyler de özellikle kaynak dikişlerinin kontrolü için çok kullanılır (DIN 54111). Ancak yeterli resim kalitesi elde edilse bile, küçük kusurların yorumlanması oldukça güçtür (Şekil 3.86).



Şekil 3.86-Gözenekler içeren bir kaynak dikişinin X-ışını filmi

X - ve gamma ışınları ile yapılan deneylerde, radyasyondan korunma kurallarına titizlikle uymak gerekir (DIN 54113, DIN 54 115).

3.7. Metalografik İnceleme Yöntemleri

Metalografik incelemelerin amacı, makro ve gerektiğinde kristal yapı kusurlarının tür ve dağılımına varıncaya kadar her türlü mikro yapıya ilişkin görüntüleri elde etmektedir.

3.7.1. Makroskobik Yöntemler

Makroskobik incelemeler çoğunlukla çıplak göz veya en çok on mertebesinde büyütme ile yapılır. Taşlanarak hazırlanmış bir yüzeyde, uygun ayraçlar yardımıyla bazı kimyasal reaksiyonların gerçekleştirilmesine dayanan bu yöntemler iki grupta toplanabilir:

- Dağlama yöntemleri
- Baskı yöntemleri

Derin dağlama olarak da adlandırılan makroskobik dağlama yöntemleri, örneğin kaynak dikişi veya ısıdan etkilenen bölge, döküm parçalarda birincil kristalleşme ve segregasyonların dağılımı, yeniden kristalleşme yapısı ve şekillendirilmiş parçalarda liflerin akışı (Bk. Şekil 2.19) gibi geniş alanlı içyapı farklılıklarının ayırt edilmesinde kullanılır. ADLER, FRY ve OBERHOFFER ayraçları makro dağlama çözeltilerine örnek olarak verilebilir.

En yaygın baskı yöntemi çelikte sülfür segregasyonlarının dağılımını belirlemek için kullanılan RAUMANN-baskısıdır. Sülfürik asit çözeltisi emdirilmiş bir fotoğraf kağıdı taşlanmış metal yüzeyine bastırılır. Sülfürik asitin sülfür kalıntılarına etkisi sonucu oluşan kükürtlü hidrojen, fotoğraf tabakası ile reaksiyona girerek koyu renkli gümüş sülfür meydana getirir. Bu şekilde sülfür kalıntılarının dağılımını gösteren bir resim elde edilmiş olur.

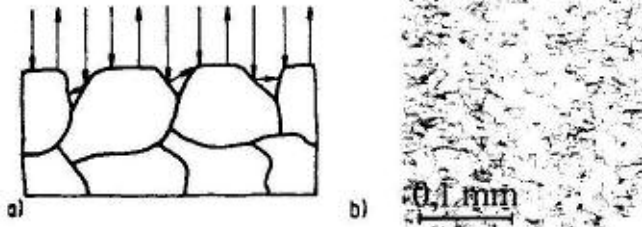
3.7.2. Mikroskobik Yöntemler

3.7.2.1. Optik Mikroskopi

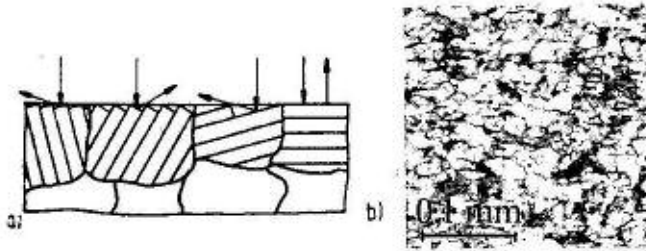
Optik mikroskobun odaklama derinliği az olduğundan deney parçası yüzeyinin optik düzgünlükte hazırlanması gereklidir. Dolayısıyla bu yöntemle yüzeyi parlatılmış metalografik kesitler incelenir. Zımparalama ve parlatma birbirini izleyen adımlarla mekanik olarak yapılır; son aşamada elektrolitik parlatma da kullanılabilir. Mekanik parlatma nedeniyle, az da

olsa içyapı değişimlerinin (soğuk şekil değişimi) istenmediği durumlarda, elektrolitik parlatma zorunludur.

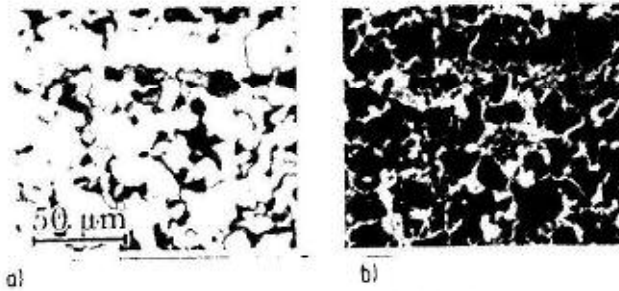
Parlatılmış yüzeyin ışığı yansıtma oranı yüksek olduğundan, ancak yansıtma özellikleri çok farklı olan ayrıntılar seçilebilir. Dolayısıyla parlatma dışında başka işlem görmemiş bir yüzeyde sadece metalsel olmayan kalıntılar (Bk. Şekil 2.17) veya varsa grafitler görülür.



Şekil 3.87-Tane sınırı dağlaması
a) Işığın izlediği yol
b) Bir alüminyum deney parçasının metalografik kesiti



Şekil 3.88-Tane yüzeyi dağlaması
a) Işığın izlediği yol
b) Bir alüminyum deney parçasının metalografik kesiti



Şekil 3.89-Ferritik-perlitik içyapı
a) Parlak alan aydınlatması
b) Karanlık alan aydınlatması

aydınlatılamaması durumunda faz kontrast yöntemi kullanılabilir. Bu yöntem özel donanımlar yardımıyla ve ışığın yansımada oluşan çok küçük faz ötelenmelerinden yararlanarak, içyapı bileşenlerinin belirginleşmesini sağlar.

Kontrastın artırılması için kesit yüzeyinde gerçekleştirilen kimyasal veya elektrolitik dağlamadan içyapı bileşenleri farklı ölçülerde etkilenir. Böylece her bir içyapı bileşeni için değişik yansıma veya gölge koşulları ortaya çıkar. Dağlama yöntemi olarak öncelikle tane sınırlarının etkilendiği tane sınırı dağlaması (Şekil 3.87) veya tane yüzeyi dağlaması (Şekil 3.88) uygulanabilir. İkinci yöntemde her bir tanenin kristallografik doğrultusuna bağlı olmak üzere tane yüzeylerinin pürüzlenmesi de farklı olur.

Metal kesitinin aydınlatılması ışığın dik veya eğik gönderilişine göre iki türlü yapılabilir. Parlak alan aydınlatmasında ışığın dik gelmesiyle kesite paralel yüzeyler beyaza yakın açıklıkta (Şekil 3.89a), eğik olan karanlık alan aydınlatmasında ise siyahımsı koyulukta (Şekil 3.89b) görünür. Parlak alanlardan aşırı yansıma sözkonusu olmadığı için, karanlık alan aydınlatmasında seçilebilen içyapı bileşenlerinin renkleri daha doğaldır.

İçyapı bileşenlerinin birbirlerinden çok farklı

Optik mikroskoplarla normal olarak en çok 1000 büyütme elde edilebilir. Ancak parça ile objektif arasına kırılma indisi yüksek bir sıvı damlatılarak 1600 büyütmeye ulaşılabilmektedir. Gözlenen düzlemdeki çözme gücü* ışığın dalga boyu olan yaklaşık 0,3 μm ile sınırlıdır; yani aralarındaki uzaklık bundan daha az olan iki nokta tek bir nokta gibi görülür. Odaklama derinliği 1000 büyütmede sadece 0,01 μm 'dir. Bu nedenle optik mikroskop örneğin kırılma yüzeylerinin incelenmesi için uygun değildir.

3.7.2.2. Tarayıcı Elektron Mikroskobisi

Tarayıcı elektron mikroskobunda (TAREM)**, deney parçası yüzeyi çok ince bir elektron ışını demeti (çapı yaklaşık 0,01 μm) ile satırsal olarak taranır. Işını oluşturan birincil elektronlarının çarpması ile deney parçası yüzeyinden fırlatılan ikincil elektronlar bir dedektör yardımıyla toplanır. Gelen sinyaller dönüştürme ve kuvvetlendirme aşamalarından geçirilerek, katot ışınları tüpünün ekranına farklı koyulmakta noktalar halinde iletilir.

Yüzeyin çıkıntılı yerlerinden çok sayıda ikincil elektron çıktığından bu bölgeler açık, daha derinde bulunan bölgeler ise koyu olarak görülür. Elektron ışınının eğik düşmesi nedeniyle bir gölge oluşumu da sözkonusu olduğundan yüzeyin üç boyutlu bir resmi elde edilir.

Tarayıcı elektron mikroskobunun çözme gücü ortalama 0,01 μm , 1000 büyütmede odaklama derinliği ise yaklaşık 35 μm 'dir. Ulaşılabilen maksimum büyütme birincil elektronları ivmelen-diren voltaja bağlı olarak 200.000'e kadar çıkabilir.

Odaklama derinliğinin büyük olması nedeniyle TAREM kırılma yüzeylerini ve diğer hasarları incelemeye çok elverişlidir. (mikrofraktografi). Dolayısıyla hasar analizlerinde geniş ölçüde kullanılır; ancak görüntülerin değerlendirilmesi için yeterli deneyime sahip olmak şarttır. Şekil 3.55, 3.56 ve 3.6'de çeşitli kırılma yüzeylerinin TAREM-fotografaları görülmektedir.

3.7.2.3. Transmisyon Elektron Mikroskobisi

Elektron ışınlarının ince tabakaların içinden geçme (transmisyon) özelliği uzun yıllardan beri transmisyon elektron mikroskobunda (TEM) değerlendirilmektedir. Bu alandaki ilk araştırmalar folyolar (çok ince levhalar) üzerinde yapılmıştır.

Transmisyon elektron mikroskobunun kristal yapı ile ilgili görüntü oluşturma prensibi elektron ışınlarının difraksiyonuna*** dayanır. Kristal yapıdaki heterojenliklerin malzemeden geçen ışınların difraksiyonunda yarattığı farklılıklar, elektromanyetik mercekle büyütüldükten sonra floresan ek-

* Ayırma veya seçme gücü

** Almanca REM, İngilizce SEM

***Gönderilen dalgaların (ışınların) atomlara rastlayarak saçılıp, birbirlerini kuvvetlendirecek şekilde girişimine (Bk. 3.8.2) difraksiyon (kırınım) denir.

randa açıklı-koyulu bir görüntüye dönüşür. Kafes kusurlarının bulunduğu bölgeler normal olarak koyu görülür.

TEM yardımıyla dislokasyonlar (Bk.Şekil 1.22),dizi kusurları ve kafesteki en küçük çökeltiler dahi görünür hale getirilebilir.En son geliştirilmiş olan tarayıcı transmisyon elektron mikroskobu (TARTEM)* ile tek bir boşyerin çevresindeki gerilme alanının bile saptanması mümkündür.

Transmisyon elektron mikroskobunda ivmelendirme gerilimi tarayıcı elektron mikroskobundan daha yüksek olup yaklaşık 1 milyon volta kadar çıkabilir.Böylece 10^6 'ya varan büyütmele-
rin yanında, çözme gücü de 1 nm (10^{-9} m)nin altına yani kafes parametresi dolaylarına (0,2 ilâ 0,5 nm) erişir.Öte yandan bütün dünyada 40 yıl içinde elektron mikroskobisi ile incelenen malzeme hacminin 1 mm^3 ile 2 mm^3 arasında tahmin edilmesi, büyütmenin mertebesini somut olarak ortaya koymaktadır.

Pekleşme veya yayınma gibi olaylar folyolarda farklı geliştiği için,söz konusu olayları kalın parçalarda gerçekleştirep,bunlardan alınan örnekleri TEM de inceleme yoluna gidilmiştir.Örnek hazırlamada genellikle replika veya inceltme teknikleri kullanılır.

Replika tekniğinde incelenecek parçanın yüzeyinde oluşturulan lak tabakası katılaştıktan sonra sıyrılarak replika elde edilir.Yüzeyin topografik ayrıntılarını içeren replika vakum altında metal veya karbon ile kaplanır.Daha sonra da lak çözülerek geriye kalan metal veya karbon filmi TEM de incelenir. Elektron ışınlarının filmin durumuna göre farklı ölçülerde saçılıp zayıflaması görüntü oluşumunu sağlar.

İnceltme tekniğinde ise iç yapının araştırılması amacıyla parçadan kesilen çok ince bir malzeme dilimi, küçük bir delik belirinceye kadar elektrolitik olarak inceltilir.TEM de ışınlar bu deliğin kama biçimindeki kenarlarına yönlendirilir.Bölgenin yapısal özellikleri elektron difraksiyonu yardımıyla görüntüye dönüşür.

Transmisyon elektron mikroskobu ile elde edilen resimlerin doğru olarak yorumlanması tarayıcı elektron mikroskobundan daha fazla deneyim gerektirir.

3.8.Fiziksel Analiz Yöntemleri

3.8.1.Spektral Analiz

Bir atomun elektronları sadece belirli enerji seviyelerinde kararlı olmakla birlikte (Bk.1.2.1), dışardan enerji verilmesi ile kararlı olmayan daha yüksek bir enerji seviyesine,yani bir diğer elektron kabuğuna çıkabilirler.Ancak bu elektronlar ilk fırsatta yeniden kararlı duruma döner ve bu arada fazla enerjilerini ışık veya X-ışını kuvantumları olarak geri verirler(Floresans). Böylece yayımlanan (emisyon durumundaki) ışınlar atomun hangi elemente ait olduğunu gösteren karakteris-

* İngilizce STEM

тік dalga boylarına sahiptir. Sözkonusu özellikten yararlanarak malzemenin bileşimindeki elementlerin saptanmasına floresans spektral analiz denir.

3.8.1.1. Işık Emisyon Spektroskopisi

Malzemeye elektrik arkı veya kıvılcımı yardımıyla verilen küçük bir enerji, atomların sadece dış elektronlarını uyararak, görünür ışık dalga boylarında karakteristik ışınların yayımına neden olur.

Ortaya çıkan ışık spektrumu bir prizma yardımıyla tek tek çizgilerine ayrılır. Ancak spektral çizgi sınırlarının kesin olarak belirlmesi için elektronlar enerji bantlarında değil belirli enerji seviyelerinde bulunmalı, yani her bir atom metal sel bağdan kurtularak gaz durumuna geçmiş olmalıdır. Bunu gerçekleştiren enerji de aynı kaynaktan (elektrik arkı) sağlanır.

Spektrumun kesin tanınabilmesi, içerdiği çok sayıda çizgiden dolayı (demirde yaklaşık 3000, kromda yaklaşık 1000), bileşimi bilinen standart malzemelerle karşılaştırmayı gerektirir. Örneğin çelik analizinde saf demirin spektrumu referans olarak alınır. Sayısal sonuç veren kantitatif analizde ise, böyle bir karşılaştırma belirli çizgilerin ışık şiddetlerinin fotometrik ölçümünü de kapsar; saptanabilecek en küçük derişiklik normal olarak 0,01-0,1 dolayındadır.

3.8.1.2. X-Işını Spektroskopisi

İç kabukları terkeden elektronların yerlerine dönmesiyle serbest kalan enerji kuantumları küçük dalga boyu X-ışını spektrumunu oluşturur. Atomların çok kararlı olan iç elektronlarını uyaraabilecek enerji, yüksek gerilim uygulanarak ivmelen dirilmiş elektron veya birincil X-ışınlarının malzemeye gönderilmesiyle sağlanabilir.

X-ışını spektrumunun görünür ışıktan farkı, her element için karakteristik dalga boyu sayısının daha az olmasıdır. Böylece elementlerin tanınması kolaylaşır; ancak cihaz için gerekli yatırım artabilir ve ayrıca X-ışınlarından korunma sorunu vardır.

Floresans nedeniyle yayımlanan X-ışınlarının, dalga boylarına göre değerlendirilmesi (dalga boyu dispersif sistem) yanında, enerjilerini belirleyerek de spektral analiz yapılabilir. Daha az duyarlı olan bu enerji dispersif sistemlerden, özellikle tarayıcı elektron mikroskopları ile birlikte kantitatif ve kantitatif mikroanaliz için yararlanılmaktadır.

Dalga boyu dispersif sistemle çalışmak üzere geliştirilmiş mikroprob (mikrosonda) cihazıyla, örneğin 1 μ m çaplı bir alanda 0,01 dolayındaki derişikliklerin bile saptanması mümkündür.

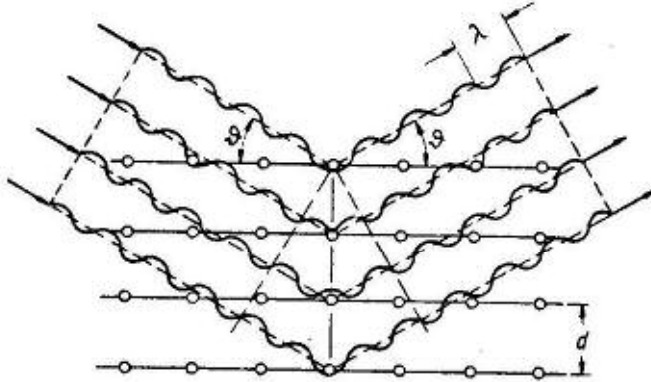
3.8.2. X-Işınları Difraksiyonu

X-ışınlarının rastladığı her atomdan, aynı dalga boyunda fakat düşük şiddette ikincil dalgalar saçılır. Küresel olarak

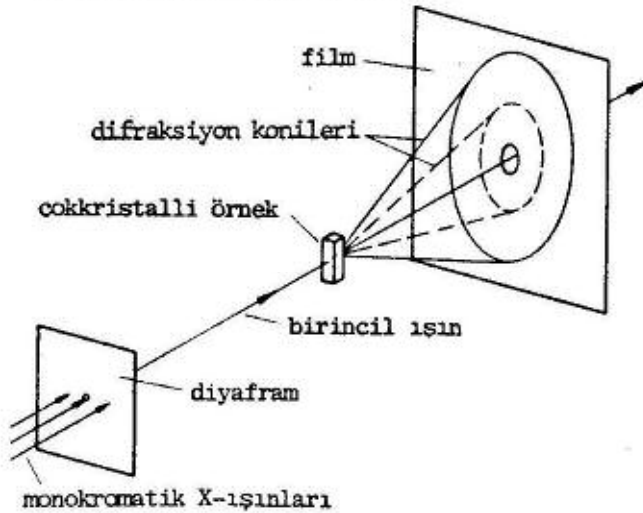
yayılan bu dalgalar, aralarındaki girişim sonucu birbirlerini yok eder veya kuvvetlendirir. Söz konusu kuvvetlendirme yani difraksiyon, sadece λ dalga boyu, d kafes düzlemleri uzaklığı ve θ geliş açısı arasında BRAGG yansıma* denklemi olarak anılan

$$2 d \sin \theta = n \cdot \lambda$$

bağıntısının sağlanması durumunda (Şekil 3.90) gerçekleşir. Bu temel bağıntıda bir tam sayı olan n 'nin 1,2,3... gibi değerleri birinci, ikinci, üçüncü ... mertebeden difraksiyon dalgalarını tanımlar.



Şekil 3.90-BRAGG yansıma koşulu: Ardışık düzlemlere gelerek yansıyan ışınların yol farkı ($2d \sin \theta$), dalga boyunun tam katı ($n\lambda$) olunca yansıyan ışınlar aynı fazda kalır; böylece birbirlerini yok etmeyip kuvvetlendirirler.



X-ışınları difraksiyonunda en yaygın olarak kullanılan yöntem, çok sayıda kristal içeren "toz" tipi bir deney parçasına monokromatik (λ =sabit) ışınlar göndermektir. Kırınan ışınlar d uzaklığı ile belirlenen her düzlem ailesine özgü bir koni yüzeyinde bulunur (d değiştiğinde Bragg koşulunu sağlayan θ ve dolayısıyla koninin tepe açısı değişir). Böylece deney parçasından başlayan çok sayıda difraksiyon konisi elde edilerek, bunlar bir fotoğraf filmi ile kesiktirilir (Şekil 3.91). Malzemeyi oluşturan tanelerin çeşitli konumuna rağmen, kırınan ışın sayısı arakesitten noktasal izler yerine sürekli çizgi meydana getirmeye yetmeyebilir. Bunun için DEBYE-SCHERRER tekniğinde olduğu gibi özel önlemler alınır. Anılan teknik

Şekil 3.91-Toz difraksiyon yönteminde X-ışınlarının izlediği yol (Difraksiyon konilerinin filmle arakesitleri sürekli çizgi olmayabilir).

*Laue tarafından gözlenen X-ışınları difraksiyonunu Bragg benzetme yolu ile yansıma gibi düşünerek basitçe açıklamıştır. Bulduğu bağıntının, olayın doğrudan difraksiyon olarak ele alınması durumunda da geçerli olduğu daha sonra gösterilmiştir. Literatürde bazen "kırınan" yerine "yansıyan" ışın deyiminin kullanılması bu tarihsel nedenden ileri gelmektedir.

Şekil 3.91 deki prensibe dayanmakla birlikte, bir film şeridi tarafından silindirik olarak çevrelenen deney parçasını eksenini etrafında döndürmeyi de gerektirir. Sözü edilen çizgilerin kırınmayan ışın izinden uzaklığı, kararlılık* ve üniformluğu gibi büyüklükler yardımıyla aşağıdaki bilgilere ulaşmak mümkündür:

- Malzemeyi oluşturan kristal fazların (element veya kimyasal bileşik) tanınması,
- Kafes parametreleri,
- Yüzeydeki iç gerilmeler,
- Bileşimi bilinen standartlarla karşılaştırarak faz yüzdelere bulunması,
- Dokular (tanelerin tercihli yönlenmeleri).

X-ışını difraksiyonunda kullanılan diğer teknikler polikromatik (değişken λ) ışınla LAUE ve monokromatik ışınla Döner Kristal Yöntemleridir. Bunlarda, esas olarak tekkristallerin doğrultu ve yapılarının saptanması amaçlanır.

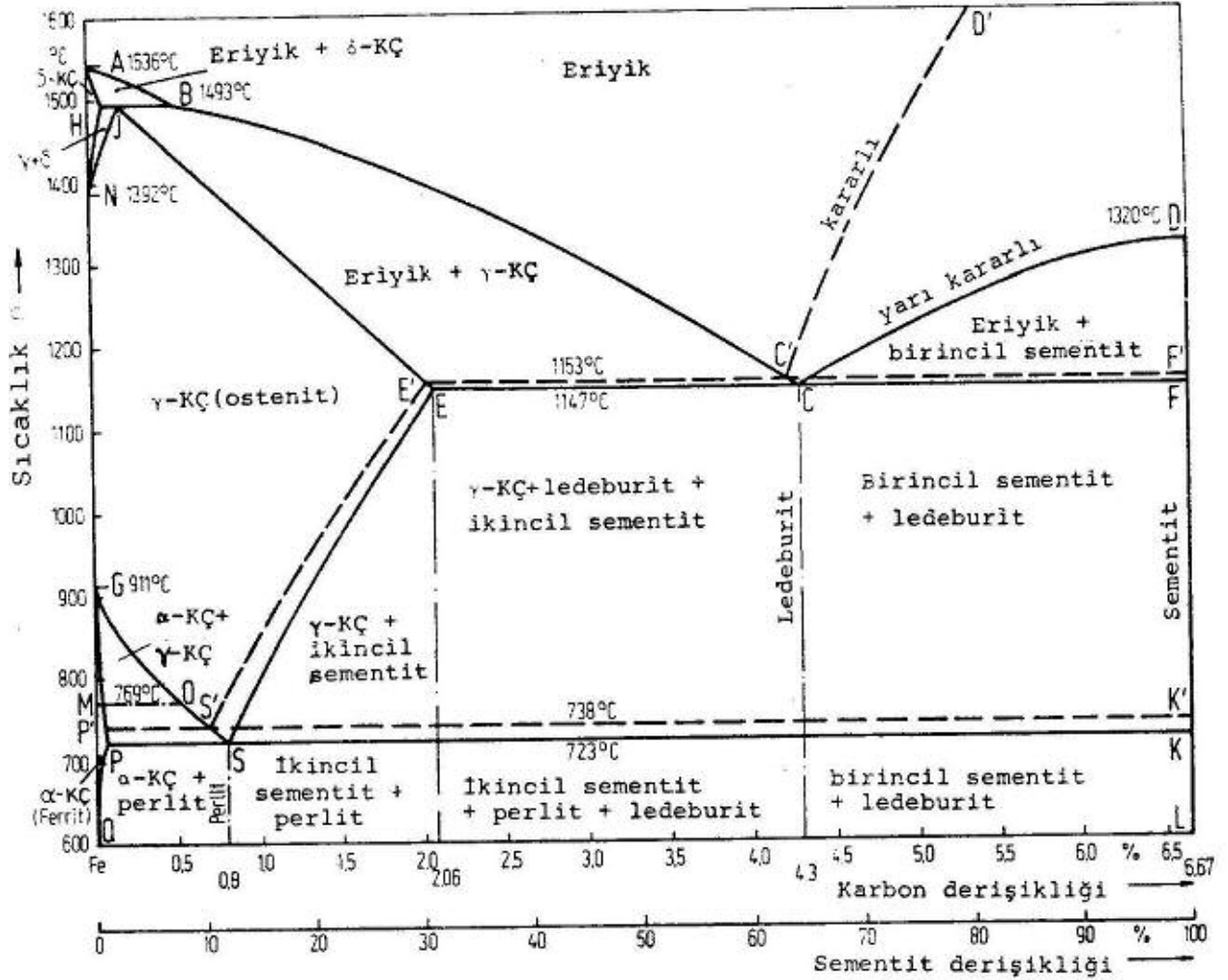
* Difraktometre denilen cihazlarda filmin yerini alan Geiger sayacı ile ölçüm yapılır.

Yararlanılabilecek Diğer Kaynaklar

- Dahl, W.: *Grundlagen des Festigkeits und Bruchverhaltens*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- Heckel, K.: *Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik*, Hanser-Verlag, München
- Heimendahl, M.v.: *Einführung in die Elektronenmikroskopie*, Vieweg-Verlag, Braunschweig
- Kolb/Kolb: *Großstrukturprüfung mit Röntgen und Gammastrahlen*, Vieweg-Verlag, Braunschweig
- Macherauch, E.: *Praktikum in Werkstoffkunde*, Vieweg-Verlag, Braunschweig
- Munz/Schwalbe/Mayr: *Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe*, Vieweg-Verlag Braunschweig
- Réti, P.: *Zerstörungsfreie Werkstoffprüfung*, Hirzel-Verlag, Stuttgart
- Schumann, H.: *Metallographie*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- Siebel, E.: *Handbuch der Werkstoffprüfung*, Springer-Verlag, Berlin
- Stüdemann, H.: *Werkstoffprüfung und Fehlerkontrolle in der Metallindustrie*, Hanser-Verlag, München
- Tetelman/McEvily: *Bruchverhalten technischer Werkstoffe*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf

EK: Demir-Karbon Faz Diyagramı

(İlk üç bölümde çok sayıda yollama yapılan ve asıl ikinci cildin 4.1 bölümünde yer alacak olan bu önemli diyagramın birinci cilde eklenmesi yararlı görülmüştür)



Yarı kararlı Fe-Fe₃C sistemi (— sürekli çizgiler)

Bu sistemin çeşitli alanlarında belirtilen fazlar ve dönüşüm sıcaklıklarına ilişkin açıklamalar:

- Sementit : Fe₃C
- α-KÇ (Ferrit) : α-demiriyle karbonun katı çözeltisi.
- γ-KÇ (Ostenit) : γ-demiriyle karbonun katı çözeltisi.
- Birincil Sementit: Sıvı fazdan(eriyeikten)ayrışan Fe₃C.
- İkincil Sementit : Katı fazdan(ostenitten)ayrışan Fe₃C.

- Ledeburit : Ötektik yapı (γ -KÇ+Sementit). Ötektik sıcaklıkta (1147°C) sıvı ledeburite dönüşür. %4,3 karbonlu alaşım yalnız ledeburitten ibarettir.
- Perlit : Ötektoid yapı (α -KÇ+Sementit). Ötektoid sıcaklıkta (723°C) γ -KÇ perlitte dönüşür. %0,8 karbonlu alaşım yalnız perlitten ibarettir.
- Dönüşmüş Ledeburit : Ötektoid dönüşüme uğramış ötektik yapı (Perlit+Sementit). Ledeburitin γ -KÇ bileşeni ötektoid sıcaklıkta perlitte dönüşür.
- PK : Ötektoid sıcaklığı ($A_{C1} = 723^{\circ}\text{C}$).
- MO : Manyetikliğin paramanyetikliğe dönüştüğü "Curie" sıcaklığı ($A_{C2} = 769^{\circ}\text{C}$).
- GS : Ötektoidaltı alaşımlarda γ -KÇ alanının başladığı A_{C3} sıcaklıkları.
- SE : Ötektoidüstü alaşımlarda γ -KÇ alanının başladığı A_{Cm} sıcaklıkları.

Kararlı Fe-C (grafit) sistemi (---- kesik çizgiler)

Şekilde sadece faz alanlarının sınırları gösterilmiş olan bu sistemde sementit bulunmaz. Ötektik sıcaklıkta (1153°C) eriyik, γ -KÇ ile grafit; ötektoid sıcaklıkta (738°C) γ -KÇ, α -KÇ ile grafitte dönüşür.

Pratikte her iki sisteme de tam uymayan, yani grafit ve sementitin birlikte görüldüğü ara durumlar da vardır.

Ağırılık segregasyonu 54,99
 Akma dayanımı 131
 Akma eğrisi 24,25
 Akma sınırı 132
 belirgin 139
 üst 132
 alt 132
 Akma sınırı oranı 132
 Aktif durum 87
 Aktivasyon enerjisi 34
 Aktive, ısıl 34
 Alaşım 46
 ötektikaltı 59
 ötektiküstü 59
 özellikler 70
 Alotropluk 6
 Alt gerilme 140
 Alt tane 10
 Amorf 1
 Anakafes 8,48
 Anizotrop 6
 Anma gerilmesi 127
 Anyon 78
 Ara bileşik 49,65,119
 Ara faz 65
 Aralık korozyonu 85
 Arayer atomu 8
 Arayer katı çözeltisi 49
 Arayer mekanizması 37
 Arayer dışlanmış atom 8
 Arıtma 93
 Arka yüzey yankısı 174
 ARRHENIUS denklemi 34
 Asalyer atomu 8
 Asalyer katı çözeltisi 47
 Asit korozyonu 81
 Aşılama 27
 Aşırı soğuma 26,27
 ötektik sistemde 70
 yapısal 28,96
 Aşırı yaşlanma 75
 Atom, arayer 8
 Ayırımı korozyon 85
 Ayrılma kırılması Bk.gevrek kırılma
 Ayrışma Bk.çökelme

 Bağ,iyonsal 2
 kovalent 2
 metalsel 2
 Bağ enerjisi 7
 Bantlı yapı 105
 Basınçlı döküm 100
 Basınçlı sinterleme 108
 Basma-akma(ezilme)sınırı 133

Basma dayanımı 133
 Basma deneyi 132
 BAUSCHINGER olayı 137
 Bileşenler 50
 Birim hücre 4
 Birim kayma 125
 Birim şekil değişimi 125
 elastik 127
 kalıcı 127
 orantısız 127
 plastik 127
 Birincil içyapı 25,28,96
 BLOCH duvarı 17
 Boşyer 7
 Boşyer yoğunluğu 7
 Boyut etkisi 146
 BRAGG yansıma denklemi 181
 BRINELL sertlik deneyi 153
 Burma deneyi 134
 Büyük açılı tane sınırı Bk.tane sınırı
 Büyüklük etkisi Bk.boyut etkisi
 Büzülme kırılması 160

 Cevher 91
 Clustering Bk.kümelenme
 COFFIN-MANSON kuralı 150
 COTTRELL atmosferi 139
 CURIE sıcaklığı 17

 Çanak-koni tipi kırılma 160
 Çarpılma 124
 Çarpılma dipolu 33
 Çatlak ilerlemesi 150
 Çatlak oluşumu 150
 Çekirdek 26
 Çekirdek büyüklüğü, kritik 26
 Çekirdek oluşumu 25
 heterojen 27
 homojen 26
 Çekirdek sayısı 26
 Çekme dayanımı 132
 Çekme deneyi 129
 Çentik darbe Bk.vurma
 Çentik katsayısı 146
 Çevrim çizgileri 151
 Çevrim sayısı 140
 Çıkıntı 150
 Çift sinterleme 108
 Çinkosuzlaşma 85
 Çokkristal 11
 Çökelme 31,60,74
 Çökelme sertleşmesi 74
 Çökelmiş faz 74

bağdaşık 75
 bağdaşık olmayan 75
 çökertme deneyi 169
 çözelti, katı 8
 çözme tava 74
 Çözünme basıncı, elektrolitik 79
 Çözünmezlik 54, 57
 Çözünürlük, sınırlı 60
 tam 57
 Çözünürlük sınırı 60
 Çubuk kristaller 14, 28, 96
 Dağlama deneyi 172
 Dairesel manyetizasyon 173
 Dalgalı zorlama 141
 Darbe-yankı yöntemi 174
 Dayanım büyüklükleri 131
 DEBYE-SCHERRER yöntemi 181
 Değişken pekleşme 149
 Değişken yorulma dayanımı 142
 Değişken yumuşama 149
 Değişken zorlama 141
 Dendrit 13, 28, 30
 Denge 7, 54
 yarıkararlı 7
 termodinamik 7, 68
 Denge potansiyeli 79
 Dengesiz durumlar 68
 Deoksidasyon Bk. oksit giderme
 Derin çekme deneyi 169
 Derin dağlama 176
 Derişiklik 50
 Derişiklik pili 84
 Diamanyetiklik 16
 Dilatometre yöntemi 53
 Dinamik sertlik deneyleri 156
 Dislokasyon 8
 vida 8
 kenar 8
 Dislokasyon ağı 8
 Dislokasyon halkası 8
 Dislokasyon oranı 23
 Dislokasyon yoğunluğu 9
 Dislokasyonların hareketi 19
 Dislokasyonların tırmanması 20
 Dislokasyonların yığılması 22
 Dizi kusuru 11
 Doğal yaşlanma 75
 Doku 12
 Döküm alaşımı 101
 Döküm kabiliyeti 72
 Döküm malzemesi 60
 Döküm spirali 72, 170

Döküm yöntemi 100
 Dövme 105
 Durak noktası Bk. sabit sıcaklık noktası
 Duraklama çizgisi 152
 Durum, amorf 1
 kristal 2
 Durum değişimi 34
 Düşük enerjili sünek kırılma 167
 Düzlemsel katılma 28
 Eğme dayanımı 134
 Eğme deneyi 134
 Ekstrüzyon 106
 Elastik 18
 Elastiklik modülü 128
 Elastiklik sınırı, teknik 131
 Elektrik iletkenliği 14
 Elektrokimyasal gerilim serisi 80
 Elektrolit 78
 Elektron bulutu 2
 Elektron çifti bağı 2
 Enerji, serbest 7, 26, 34
 iç 7
 Enine daralma 128
 ERICHSEN çökertme deneyi 169
 Erozyon korozyonu 87
 Eşeksenli 13, 28
 Eşdayanım sıcaklığı 46
 Ezilme sınırı 133
 Faz 50
 Faz diyagramı 50
 ideal (denge) 54
 gerçek (yarıkararlı) 54
 Faz dönüşümü 25
 Faz kanunu 51
 Faz kontrast yöntemi 177
 Ferromanyetiklik 16
 FICK kanunu 35, 37
 Fiziksel durum 50
 FRANK-READ kaynağı 23
 FRENKEL çifti 8
 Gamma ışınları 175
 Gaz çözünürlüğü 94
 Gaz kabarcıklarının segregasyonu 98
 Geçiş sıcaklığı 166
 Genel korozyon 83
 Genleme Bk. birim şekil değişimi
 Gerçek kristal 6
 Gerilim serisi, elektrokimyasal 80
 Gerilme 18, 126
 çok eksenli 113
 gerçek 127, 133

- Gerilme alanı 140
Gerilme gevşemesi 44,128
Gerilme giderme tava 124
Gerilme gradyanı 146
Gerilme korozyonu 85
Gerilme oranı 141
Gerilme şiddeti faktörü 161
kritik 162
Gevrek,gevreklik 131,160,161
Gevrek kırılma 112,158
Gevrekleşme 113
GIBBS faz kanunu 51
Girinti 150
GOSS-dokusu 17,44
Gözenek 117
- Hacim kafesi 3
Hacim merkezli kübik 4
Haddelene 106
Haddelene dili 106
Halka döküm deneyi 171
Hasar birikimi 143
Havalandırma pili 84
Hegzagonal sistem 4
Hidrojen gevrekliği 86,119
Hidrojen hastalığı 96
Hidrojen korozyonu 81
Hidrometalurji 92
Histerezis, mekanik 149
HOOKE kanunu 128
Hücre sel yapı 30
- Isı iletkenliği 16
Isıdan etkilenen bölge (ISEB) 111,113
Isıl aktive 35
Isıl analiz 53
Islatma 121
Işınım yöntemleri 175
- İç enerji 7
İç gerilmeler 111,123
İçyapı 12
heterojen 50
homojen 12
lamelli 13
ötektik 57
İdeal kristal 3
İki bileşenli sistem 50,109
İkincil içyapı 25
İkincil yeniden kristalleşme 44
İkiz oluşumu 10,33
İkiz sınırları 10
İletim bandı 15
- İletkenlik,elektriksel 14
İndirgeme 92
İndirgeme reaksiyonu,elektrolitik 81
İnhibitör 88
İplik lunke 99
İyonsal bağ 2
İzotrop 6
- Kafa lunke 99
Kafes 3
Kafes düzlemi 4
Kafes parametreleri 3
Kafes sabitleri 3
Kafes türleri 4
hacim merkezli kübik 4
sıkı düzenli hegzagonal 4
yüzey merkezli kübik 4
Kafes yapı kusuru 7
çizgisel 7
iki boyutlu 8
noktasal 7
Kaldıraç kanunu 57
Kalıntı 93, 104,118
Kalıp yırtılması 102
Kapiler yöntemler 172
Karanlık alan aydınlatması 177
Karbonlama 37
Karbonsuzlaşma 39
Karbür 50
Karışım kuralı 72
Katı çözelti 47
aşırı doymuş 60
Katı çözeltinin bozunması 67
Katılama 26,96
yönlenmiş 30,97
Katılama aralığı 52,101,118
Katılama cephesi,düzlemsel 28
Katışkı,metalsel olmayan 93
Katlama deneyi 134
Katmer 99
Katot gerilimi 82
Kasyon 78
Kavitasyon korozyonu 87
Kavurma 92
Kayma bandı 20,150
Kayma çizgisi 20
Kayma düzlemi 21
Kayma gerilmesi 126
kritik 24
Kayma kırılması 160
Kayma modülü 128
Kayma sistemi 21
Kaynak 110

- Kaynak metalinde gaz çözünmesi 117
 Kaynakta ısı etkisi 110
 Kenar dislokasyonu 8
 Kılcal kristaller 11,139
 Kır dökme demir 140
 Kırılma çevrim sayısı Bk.yorulma ömrü
 Kırılma davranışı 158
 Kırılma kriterleri 160
 Kırılma mekaniği 161
 Kırılma tokluğu 162
 Kırılma türleri 158
 Kısa ömürlü yorulma 142,150
 Kısmi akım eğrileri 80,81
 Kırma işi 161,163
 Kokil döküm 100
 Kompakt çekme deneyi 164
 Kopmadaki kesit daralması 131
 Kopmadaki uzama 130
 Korozyon 77
 ayırımı 85
 elektrokimyasal 77
 kimyasal 77
 tanelerarası 84,85
 taneleriçi 84,85
 Korozyon biçimi 83
 Korozyon çatlağı 84
 Korozyon deneyleri 89
 Korozyon pili 80
 Korozyon potansiyeli,serbest 81
 Korozyon türü 84
 Korozyon yorulması 86
 Korozyona dayanıklılık diyagramı 87
 Korozyondan koruma 88
 aktif 88
 pasif 88
 Koruyucu anot 88
 Kovalent bağ 2
 Kristal 1
 Kristal büyümesi 26,28
 Kristal kafesi 3, 106
 Kristal tanesi 11
 Kristal toparlanması 39
 Kristal yapı kusuru Bk.Kafes yapı
 kusuru
 Kristalleşme 25
 Kristalleşme ısısı 26
 Kritik soğuma hızı 32
 Kum döküm 100,101
 Kumlu bölge 102
 Kusur yankısı 174
 Kutuplu manyetizasyon 173
 Kübik sistem 4
 Küçük açılı tane sınırı 10,40
 Küme 49
 Kümelenme 49,76
 Kütleli izotrop 6,12
 Lehimleme 121
 Lifli yapı 105
 Likidüs çizgisi 53
 Lunker 99,100
 Makro iç gerilmeler 123
 Makro segregasyon 98
 Manyetik parçacık deneyi 173
 Manyetiklik 16
 Martenzit başlama sıcaklığı M_s
 Martenzit bitiş sıcaklığı M_f
 Martenzit oluşumu 32
 Matris Bk. ana kafes
 Mekanik özellikler 17
 Metallerarası bileşik 49
 Metalografi 176
 Metalsel bağ 2
 Metastabil Bk.yarı kararlı
 Mikrolunker 100
 Mikro segregasyon 68,98,117
 Mikroprob(sonda) 180
 Mikro yapı 12
 Modifikasyon, alotrop 68
 Mozaik blokcuğu 10
 NDT - sıcaklığı 166
 Noktasal korozyon 83
 Normal gerilme 126
 Oksidasyon 77
 Oksijen derişiklik pili 84
 Oksijen korozyonu 82
 Oksit giderme işlemi 95
 OROWAN-mekanizması 23,75
 Ötektik 57
 Ötektik alaşım 57
 Ötektikaltı alaşım 59
 Ötektik çizgisi 57
 Ötektik reaksiyon 58
 Ötektik sistem 60
 Ötektiküstü alaşım 59
 Ötektoid 67
 Öz yayırma 35
 Paramanyetiklik 16
 Parlak alan aydınlatması 177
 Pasif durum 87
 Pasif tabaka 87

Pekleşme 22
 yorulmada 149
Pekleşme katsayısı 24
Peritektik 62
Peritektik çizgisi 62
Peritektik nokta 62
Peritektik reaksiyon 62
Peritektik sistem 62
Perlit 68
Petekli yapı 160
PH değeri 78
Piezoelektrik olay 174
Pirometalurji 92
Piting Bk.Noktasal korozyon
Plastik şekil değişimi 18
POISSON-sayısı 128
Poligonizasyon 40
Polimorfluk 6
Presleme 105

Rafinasyon Bk.Arıtma
ROCKWELL sertlik deneyi 155
Röntgen ışını Bk.X-ışını

Sabit sıcaklık noktası 53
Savurma döküm 101
Segregasyon 98
 makro 98
 mikro 68,98,117
Serbest enerji 7
Serbestlik derecesi 51
Sertlik 152
Sertlik deneyi 152
Ses dalgası yöntemleri 173
Sıcak çatlama(yırtılma) 97,117,171
Sıcak şekil değiştirme 42,103
Sıkı düzenli hegzagonal 4
Sıkıştırma modülü 129
Sınır çekme oranı 170
Sınır çevrim sayısı 142
Sinterleme 108
Soğuk çatlak 118
Soğuk pekleşme 106
Soğuk şekil değiştirme 43
Soğuk şekil verme 106
Soğuma hızı,kritik 32
Solidüs çizgisi 54
Solidüs sürüklenmesi 68
Solvüs eğrisi 60
Spektral analiz 179
Spin 14,16
Striasyon Bk.çevrim çizgileri
Suverme 74
Sülfür(BAUMANN) baskısı 176

Sünek,süneklik 131
Sünek kırılma 112,159
Süngerleşme 85
Süperkafes 48,67,73
Süreli yorulma dayanımı 142
Sürtünme korozyonu 87
Sürtünme 35,44,135
Sürtünme dayanımı 135
Sürtünme dayanımı diyagramı 136
Sürtünme deneyi 135
Sürtünme duruş sınırı 135
Sürtünme kırılması 46

Tabakalı katı çözelti 69
Taban kayması 21
Tahribatsız deneyler 172
Tamann diyagramı 59
Tane 11
Tane ayrılması 88
Tane biçimi 12
Tane büyüklüğü 12,43,138
Tane büyümesi 31,40
Tane içi dağlaması 177
Tane sınırı 10
Tane sınırı bileşimi 30
Tane sınırı dağlaması 177
Tanelerarası gevrek kırılma 159
Taneleriçi gevrek kırılma 159
Tarayıcı elektron mikroskobu 178
Tekkristal 11,97
Temas korozyonu 84
Termodinamik denge 7,51
Termodinamik sistem 50
Tetragonal sistem 4
Tımarıma 20
Tok,tokluk 160,161
Toparлак tane 28,96
Toparlanma 39
Toz metalurjisi 108
Transkristalizasyon 96
Transmisyon elektron mikroskobu 178
Transpasif durum 87

Ultrasonik yöntem 173
Uyumlu eriyen bileşik 65
Uyumsuz eriyen bileşik 66
Uzak düzen 48
Uzama sınırı(0,2) 131

Üniform uzama yüzdesi 130
Üst gerilme 140

Vakumda gaz alma 95
Valans bandı 1

Valans elektronu 1
VICKERS sertlik deneyi 154
Vida dislokasyonu 8
Vurma deneyi 163
Vurma tokluğu 163

WEISS-bölgesi 17
Whisker Bk.kılcal kristal
WIEDEMANN-FRANK kanunu 16
WÖHLER eğrisi 141

Yabancı atomlar 8
Yakın düzen 48
Yalıtkan 15
Yapısal aşırı soğuma 28,96
Yarı iletken 15
Yarı kararlı 34
Yarı kararlı denge 7
Yarılma kırılması 159
Yarım pil 79
Yasak bölge 15
Yaşlanma 114
Yayınma 35
 hacimsal 36
 yüzeysel 36
Yayınma katsayısı 36
Yayınma sabiti 36
Yayınma tayı 72
Yeniden kristalleşme 31,39
 ikincil 44
Yeniden kristalleşme diyagramı 43
Yeniden kristalleşme dokusu 44,105
Yeniden kristalleşme sıcaklığı 42
Yer değişimi 34
Yer değiştirme mekanizmaları 37
Yerel pil 84
Yorulma 140
Yorulma,korozyon çatlağı 86
Yorulma çatlağı 151
Yorulma çentik katsayısı 147
Yorulma dayanımı 142,144
Yorulma dayanımı diyagramı 145
Yorulma kırılması 151,158
Yorulma ömrü 141
Yorulmaya alışma 144
Yozlaşmış ötektik 70
Yumuşama,yorulmada 149
Yüksek sıcaklık dayanımı 136
Yüzey enerjisi 10
Yüzey merkezli kübik 4
Yüzeyin etkisi,yorulmada 147

X-ışını 175
X-ışını difraksiyonu 180
X-ışını spektroskopisi 180

Zenginleştirme 91
Zorlama hızı 136,166
Zorunlu kırılma 158