

154603

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TERMOMEKANİK İŞLEM GÖRMÜŞ MİKROALAŞIMLI
ÇELİKLERİN KIRILMA MEKANİĞİ -KIRILMA
TOKLUĞU- AÇISINDAN İNCELENMESİ**

Uçak Yük. Müh. Zakir TAŞ

**FBE Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

DOKTORA TEZİ

Tez Savunma Tarihi : 11 Şubat 2004

Tez Danışmanı

Jüri Üyeleri

: Prof. Dr. Nişan SÖNMEZ (YTÜ)

: Prof. Dr. Hüseyin SÖNMEZ (YTÜ)

: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU (İTÜ)

: Prof. Dr. Levon ÇAPAN (KOÜ)

: Prof. Dr. İbrahim UZMAN (KOÜ)

İSTANBUL, 2004

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ.....	i
KISALTIMA LİSTESİ.....	iii
ŞEKİL LİSTESİ.....	v
ÇİZELGE LİSTESİ.....	vi
ÖNSÖZ.....	vii
ÖZET.....	vii
ABSTRACT.....	ix
1. GİRİŞ ve AMAÇ.....	1
2. ISIL İŞLEMLER.....	3
2.1 Ostenitleme.....	4
2.2 Ostenit Dönüşümü.....	5
2.2.1 Ostenit Dönüşüm Ürünleri.....	6
2.2.1.1 Ferrit.....	6
2.2.1.2 İkincil Sementit.....	7
2.3 Perlit.....	7
2.3.1 Çekirdek Oluşumu ve Çekirdek Büyümesi.....	8
2.3.2 Alaşım Elementlerinin Perlit Oluşumuna Etkisi.....	9
2.4 Martenzit.....	9
2.4.1 Martenzit Çeşitleri ve Karakterizasyonu.....	10
2.4.2 Martenzit Oluşumu.....	10
2.4.3 Alaşım Elementlerinin Martenzit Oluşumu Üzerine Etkileri.....	11
2.5 Beynit.....	11
2.5.1 Üst Beynit.....	12
2.5.2 Alt Beynit.....	12
2.5.3 C-fakir Beynit.....	13
2.5.4 Alaşım Elementlerinin Beynit Oluşumuna Etkisi.....	13
3. TERMOMEKANİK İŞLEMLER.....	14
3.1 Termomekanik İşlemlerin Tarif ve Sınıflandırılması.....	14
3.1.1 I.Sınıf Termomekanik İşlemler.....	19
3.1.1.1 Kararlı Östenit Bölgesinde Deformasyon.....	19
3.1.1.2 Yarı Kararlı Östenit Bölgesinde Deformasyon.....	19
3.1.2 II.Sınıf Termomekanik İşlemler.....	20
3.1.2.1 Faz Dönüşümü Esnasında Deformasyon.....	20
3.1.2.2 Perlit Kademesinde Deformasyon.....	20
3.1.2.3 Martenzit Kademesinde Deformasyon.....	20
3.1.3 III.Sınıf Termomekanik İşlemler.....	20

3.1.3.1	Faz Dönüşümünden Sonra Deformasyon.....	20
3.2	Çeliklerde Termomekanik İşlem Uygulamaları.....	21
3.2.1	Mekanik-Teknolojik Özelliklerin İyileştirilmesi.....	21
3.2.2	Enerji Tasarrufu.....	22
3.3	Termomekanik İşlemlerde Sorunlar.....	22
4.	MIKROALAŞIMLI ÇELİKLER.....	24
4.1	Spesifik Mikroalaşım Elementleri.....	25
4.2	Ostenit Tane Büyümesinin Engellenmesi.....	27
4.3	Yeniden Kristalleşmenin Engellenmesi.....	28
4.4	Dönüşüm Davranışına Etki Edilmesi.....	29
4.5	Çökelti Oluşumu.....	30
5.	METALLERDE KIRILMA DAVRANIŞLARI.....	31
5.1	Gevrek Kırılma.....	31
5.1.1	Taneler Arası Gevrek Kırılma.....	32
5.1.2	Tane İçi Gevrek Kırılma.....	32
5.2	Sünek Kırılma.....	32
5.3	Katışıkların Çatlak Oluşumu ve İlerlemesine Etkileri.....	33
5.4	Isıl İşlem Sonrası Kırılma Davranışı.....	35
5.5	Tokluk Davranışını Belirleyen Deneyler.....	37
5.6	Mikroyapı-Tokluk İlişkileri.....	38
5.6.1	Ferrit-Perlit.....	38
5.6.2	Beynit.....	41
5.6.3	Martenzit.....	43
6.	KIRILMA MEKANIĞI.....	45
6.1	Lineer Elastik Kırılma Mekaniği.....	45
6.1.1	Düzlemsel Gerinme Tokluk Deneyi.....	48
6.2	Elastik Plastik Kırılma Mekaniği.....	50
6.2.1	δ -Konsepti.....	51
6.2.2	J-İntegral.....	51
6.2.2.1	J-İntegralin Çatlak Mukavemet Eğrisi.....	53
6.3	Çatlak Mukavemet Eğrisinin Belirlenmesi İçin J- Δ a Noktalarının Elde Edilme Metotları.....	55
6.3.1	Tekli Numune Metodu.....	55
6.3.2	Çoklu Numune Metodu.....	56
7.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	58
7.1	Deneylerde Kullanılan Malzemeler ve Numunelerin Hazırlanması.....	58
7.2	Mikroyapı Karakterizasyonu.....	60
7.3	Mekanik Testler.....	60
7.3.1	Üç Nokta Eğme Deneyi.....	61
8.	DENEY SONUÇLARI.....	64
8.1	Mekanik Test Sonuçları.....	64
8.2	Üç Nokta Eğme Deney Sonuçları.....	66

8.2.1	Çatlak İlerleme Uzunluklarının Belirlenmesi.....	66
8.2.2	Strechzon Genişliğinin Belirlenmesi.....	67
8.2.3	J_1 Değerlerinin Belirlenmesi	68
8.3	Metallografik İnceleme Sonuçları	73
9.	TARTIŞMA.....	84
9.1	Kimyasal Bileşimin Mekanik Özelliklere Etkisi.....	84
9.2	Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi.....	86
10.	GENEL SONUÇLAR	99
	KAYNAKLAR.....	100
	ÖZGEÇMİŞ	107



SİMGE LİSTESİ

a	Çatlak boyu
a_k	Çentik darbe tokluğu
B	Numune kalınlığı
c_i	Sabit
d_α	Ferrit tane büyüklüğü
d_p	Perlit küme büyüklüğü
d_m	Ortalama tane büyüklüğü,
E	E-modül
F	Kuvvet
f	Sehim
f_α	Ferrit hacim oranı
f_p	Perlit hacim oranı
J	J-İntegral
J_i	Çatlağın harekete geçtiği andaki J-integral değeri
$J_{0,2}$	$\Delta a=0,2$ mm'deki J-integral değeri
J_R	Çatlak mukavemet eğrisi
j_i	Sabit
K	Gerilme şiddet faktörü
K_c	Kritik gerilme şiddet faktörü
K_{Ic}	Kırılma tokluğu
k_y	sabit
L	Çizgi boyu,
M_s	Martenzit başlangıç sıcaklığı
M_f	Martenzit bitiş sıcaklığı
p	Çizgi sayısı,
r_{pl}	Plastik zon büyüklüğü
R_e	Akma mukavemeti
R_T	Yeniden kristalleşme sıcaklığı
s	Mesnetler arası uzaklık
S_o	Sementit lamel mesafesi
SZW	Stretchzon genişliği
SZH	Stretchzon yüksekliği
T	Sıcaklık
T_g	Geçiş sıcaklığı
t	Sementit lamel kalınlığı
U	Potansiyel enerji
v	Çatlak ağzı açınımı
V	Büyültme faktörü
W	Numune genişliği
W_e	Elastik gerinim enerjisi
W_o	Yüzey enerjisi
W_g	Gerilme enerjisi
z	Çizgilerin kestiği tane sayısı toplamı,
σ	Gerilme
σ_0	Taneler arası sürtünme gerilmesi
σ_f	Akma ve çekme gerilmesinin ortalaması
σ_p	Perlit akma sınırı
σ_α	Ferrit akma sınırı

σ_{ts}	Akma sınırı gerilmesi
δ	Çatlak ucunun açılması
δ_{el}	Çatlak ucu açılmasının elastik kısmı
δ_{pl}	Çatlak ucu açılmasının plastik kısmı
γ_o	Spesifik yüzey enerjisi
θ	Çatlak ucundaki açı
ν	Poisson sabiti
η	Şekil faktörü
β	Yükselme faktörü
Γ	Çatlak ve çevresindeki integrasyon mesafesi



KISALTMA LİSTESİ

A	Ostenit
B	Beynit
DSTMİ	Düşük Sıcaklık Termomekanik İşlemleri
F	Ferrit
KGZ	Tane sınırı sementiti
KGF	Tane sınırı ferriti
KÇ	Katı çözelti
KF	Taneli ferrit
k _{hm}	Kubik hacim merkezli
k _{ym}	Kubik yüzey merkezli
L-T-S	Numunenin uzunluk (hadde), genişlik ve kalınlık yönleri
M	Martenzit
N	Normalleştirerek haddeleme
P	Perlit
WF	Widmanstaetten ferrit
WZ	Widmanstaetten sementit
YSTMİ	Düşük Sıcaklık Termomekanik İşlemleri
ZSÖ	Zaman – Sıcaklık – Östenitleme
ZSD	Zaman – Sıcaklık - Dönüşüm

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1	Düşük alaşımlı çeliklerin faz diyagramı..... 6
Şekil 2.2	Martenzit oluşumu..... 10
Şekil 2.3	Beynit çeşitlerinin ortaya çıktığı bölgelerin şematik gösterilişi 12
Şekil 3.1	Metalurjik uygulamalar ışığında, bazı özel sıcak haddeleme prosesleri 15
Şekil 3.2	Termomekanik işlem yöntemlerinin sınıflandırılması.. 18
Şekil 3.3	Termomekanik haddeleme ve hızlı soğutma neticesinde sabit bir akma mukavemetinde karbon eşdeğerliliğin düşürülmesi.. 22
Şekil 4.1	Nb, Ti ve V'un akma mukavemeti ve darbe geçiş sıcaklığına etkisi 26
Şekil 4.2	Farklı mikroalaşımlı çeliklerde östenit tane kabalaşması..... 27
Şekil 4.3	Mikroalaşım elementlerinin tane boyutuna etkisi 29
Şekil 5.1	Çeşitli mikroyapılar için çentik darbe-sıcaklık eğrileri 42
Şekil 5.2	Paket sınırlarında (a, b) ve lata sınırlarında (c) çatlakların yön değiştirmesi ... 42
Şekil 5.3	Martenzit plakalarının oluşum aşamaları 44
Şekil 6.1	Zorlanma modları 46
Şekil 6.2	İdeal elastik ve elastik plastik davranışlar 47
Şekil 6.3	Haddelenmiş malzemeden numune çıkarılmasının gösterilmesi 49
Şekil 6.4	Üç nokta eğme numune şekli ve ebatları..... 49
Şekil 6.5	Yük ve çatlak ağzı açınımı eğrileri ve değerlendirilmesi 50
Şekil 6.6	J-İntegralin tanımı 52
Şekil 6.7	Çatlak ucundaki değişimleri gösteren çatlak direnç eğrisi 54
Şekil 6.8	Çatlak mukavemet eğrilerinin oluşturulması ve çatlak harekete geçme değerlerinin belirlenmesi için ağırlıklı olarak kullanılan deney teknikleri..... 56
Şekil 6.9	Tekli numunede elektropotansiyel (doğru akım) yönteminin uygulanışı.....57
Şekil 7.1	Çekme testi numunesi..... 58
Şekil 7.2	Numune şekli..... 59
Şekil 7.3	Üç nokta eğme deneyi ve kuvvet-sehim eğrisinin şematik olarak gösterilişi... 61
Şekil 7.4	Kuvvet-sehim eğrisi altında kalan alandan potansiyel enerjinin hesaplanması 62
Şekil 7.5	Δa Çatlak ilerleme değerlerinin ölçümü. 63
Şekil 7.6	Çatlak mukavemet eğrisinin oluşturulması 63
Şekil 8.1	X65 (Sollac) tipi çeliğin boyuna ve enine doğrultudaki kırılma görüntüleri a) lamelli kırılma, b) paralel yırtılmalı kırılma..... 65
Şekil 8.2	Çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinin makroskobik görüntüleri (X65 Sollac)..... 66
Şekil 8.3	Kırılmış numune yüzey görüntüleri..... 66
Şekil 8.4	çatlak ilerleme uzunluğunun a) tarama elektron mikroskobu, b) optik mikroskop yardımıyla belirlenmesi 66
Şekil 8.5	İncelenen çeliklerin tarama elektron mikroskobuyla alınmış stretchzon görüntüleri 68
Şekil 8.6	Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi..... 69
Şekil 8.7	Haddeye dik yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi..... 69
Şekil 8.8	Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi..... 70
Şekil 8.9	Haddeye dik yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi..... 70
Şekil 8.10	Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi..... 71
Şekil 8.11	Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi..... 71
Şekil 8.12	İncelenen çeliklerin çatlak-mukavemet eğrilerinin (6.20)'ye göre tanımı 72
Şekil 8.13	İncelenen çeliklere ait kalıntı görüntüleri..... 73
Şekil 8.14	X65 (Kosice) tipi çeliğin SEM mikroyapı görüntüsü..... 74
Şekil 8.15	X65 (Sollac) tipi çelikteki cüruf kalıntısı, kalıntının noktasal analizi ve kırılma yüzeyi görüntüsü (SEM) 75

Şekil 8.16	X65 (Kosice) çeliğinde kalıntı şekli, kalıntı analizi ve kırılma yüzeyi (SEM).....	76
Şekil 8.17	X60 çeliğinde kalıntı şekli ve analizi ile kırılma yüzeyi görüntüsü -kalıntılar arası mesafe-(SEM).....	77
Şekil 8.18	X52 çeliğinde cüruf kalıntısı, noktasal analizi ve kırılma yüzeyi görüntüsü (SEM).....	78
Şekil 8.19	İncelenen çeliklerin optik mikroskopla hadde yönünde alınmış mikroyapı görüntüleri.....	79
Şekil 8.20	Hadde yönündeki (numune kalınlığı) mikroyapı görüntüleri (Satırlanma).....	81
Şekil 8.21	X65 tipi çeliklerin mikroyapısındaki kalıntı ve çökeltiler.....	82
Şekil 8.22	Perlit lamel kalınlıkları ve lameller arası uzaklık.....	83
Şekil 9.1	Akma ve çekme mukavemetinin kimyasal bileşime göre değişimi.....	84
Şekil 9.2	Kimyasal bileşimin çentik darbe ve kırılma tokluğuna etkisi.....	84
Şekil 9.3	Kimyasal bileşimin sertlik ve uzama değerlerine etkisi.....	85
Şekil 9.4	Mikroalaşım elementlerinin perlit oranı ve tane çapına etkisi.....	85
Şekil 9.5	Ferrit tane boyutunun akma ve çekme mukavemetine etkisi.....	86
Şekil 9.6	Hall-Petch ilişkisi.....	86
Şekil 9.7	Ferrit tane boyutunun sertlik üzerine etkisi.....	87
Şekil 9.8	Ferrit tane boyutunun % uzama üzerine etkisi.....	87
Şekil 9.9	Perlit hacim oranının çentik darbe tokluğuna etkisi.....	88
Şekil 9.10	Ferrit tane boyutunun çentik darbe tokluğuna etkisi.....	88
Şekil 9.11	Perlit hacim oranının kırılma tokluğuna etkisi.....	89
Şekil 9.12	Ferrit tane boyutunun kırılma tokluğuna etkisi.....	89
Şekil 9.13	Akma mukavemeti ile kırılma tokluğu arasındaki ilişki.....	90
Şekil 9.14	Çekme mukavemeti ile perlit hacim oranı arasındaki ilişki.....	91
Şekil 9.15	Sertliğin perlit hacim oranına göre değişimi.....	91
Şekil 9.16	Miller ve Smith'e göre perlitte çatlak oluşum modeli.....	92
Şekil 9.17	Metal olmayan kalıntılar etrafında boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve birleşmesiyle sünek kırılma modeli.....	94
Şekil 9.18	Çökeltiler ve metal olmayan kalıntılar etrafında boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve boşluk birleşmesiyle sünek kırılma modeli.....	94
Şekil 9.19	Çatlakların bir kalıntıdan diğer kalıntıya doğru hareketi ve kalıntı etrafında tali çatlak oluşumu.....	96
Şekil 9.20	Kırılma tokluğu ile çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki.....	96

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 7.1 Çekme numunelerinin ölçüleri.....	58
Çizelge 8.1 Bu çalışmada incelenen çeliklerin spektral analiz sonuçları.....	64
Çizelge 8.2 API-1992 Standardlarına göre API-5L çeliklerinin kimyasal bileşimi % ve mekanik özellikleri.....	64
Çizelge 8.3 Çeliklerin mekanik özellikleri.....	65
Çizelge 8.4 Çentik darbe ve sertlik değerleri.....	65
Çizelge 8.5 İncelenen çeliklerin SEM yardımıyla ölçülmüş ortalama stretchzon genişlikleri.....	68
Çizelge 8.6 Deney malzemeleri için elde edilen J_I -değerleri.....	71
Çizelge 8.7 İncelenen çeliklerin ortalama tane büyüklükleri ve faz oranları.....	80



ÖNSÖZ

Bana bu tezi vererek ve her türlü bilgi ve fikirleri ile çalışmalarımı destekleyen danışman hocam Sayın Prof. Dr. Nişan SÖNMEZ'e şükranlarımı arz ederim.

Çalışmalarım esnasında katkılarını esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Hüseyin SÖNMEZ'e ve tezin düzenlenmesinde yakın ilgisini gördüğüm Sayın Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU'na şükranlarımı sunarım.

Malzeme temini konusunda yardımcı olan Mannesman Boru A.Ş.'den Yük. Müh. Halit GÜLOĞLU'na; numunelerin hazırlanmasında yardımcı olan GYTE Tasarım ve İmalat Bölümü Teknisyeni Selahattin UYSAL'a ve Gebze Endüstri Meslek Lisesi öğretmeni Hüseyin KIRAÇ'a teşekkür ederim.

Servohidrolik makinenin devreye sokulması ve yorulma çatlaklarının oluşturulmasında büyük katkıda bulunan Marmara Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Araştırma Görevlisi Sayın İlyas KARTAL'a teşekkür ederim.

Mekanik deneylerinin gerçekleştirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Türk Standartları Enstitüsü Çayırova Kalite Kampüsünden Sayın Mustafa NARCI'ya; mekanik deneyler yanında mikroskopik incelemelerde yardımını gördüğüm GYTE Malzeme Müh. Bölümü Teknikeri Sayın Adem ŞEN'e ve YTÜ Malzeme Müh. Bölümü Teknikeri Sayın Şevki ŞAHİN'e teşekkürlerimi sunarım.

Tarama elektron mikroskobu ile çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen YTÜ SEM laboratuvarı sorumlusu Sayın Yük. Müh. Mustafa İLHAN'a teşekkür ederim.

Tezimin yazım ve çoğaltılması aşamasında katkıda bulunan Sayın Ali Rıza AYDEMİR ve Celal ÖZBAKIR'a teşekkür ederim.

Çalışmalarım sırasında manevi desteklerini esirgemeyen aileme teşekkür ederim.

Mart, 2004

Zakir TAŞ

ÖZET

Bu çalışmada, mikro alaşımlı çeliklerin yassı mamullerinde mikroyapı ile kırılma mekaniği özellikleri arasındaki ilişkiler araştırılmıştır. Elastik plastik kırılma mekaniği metotlarıyla kırılma mekaniği özelliklerinin karakterizasyonu ön plana alınmış; bunun için J-integral konsepti kullanılmıştır.

Mikroalaşımlı çelikler, % 0.15'ten daha az Nb, V ve Ti içeren çelikler olarak tanımlanmakta olup; değişik sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile dayanım, tokluk, kaynaklanabilirlik gibi çok iyi özellikler kombinasyonuna sahip bir malzeme grubudur. Bu çalışma çerçevesinde petrol ve gaz taşıyan borularda kullanılan X65/API-5L tipi mikroalaşımlı çelikler kullanılmış; karşılaştırma amacıyla X60/API-5L ve X52/API-5L tipi mikroalaşımlı çeliklerden de yararlanılmıştır.

Mikroyapıların incelenmesi optik mikroskop ve tarama elektron mikroskopuyla yapılmış; metalik olmayan kalıntı ve çökeltilerin dağılım ve büyüklüklerinin incelenmesi ise tarama elektron mikroskopunda, kısmen de optik mikroskopta gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin belirlenmesi için çekme ve çentik darbe deneyleri uygulanmıştır. Kırılma mekaniği deneyleri üç noktadan eğme numunelerinde oda sıcaklığında yapılmıştır. Çatlak mukavemet eğrilerinin elde edilmesine yönelik olarak deneylerde çoklu numune yöntemi kullanılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Mikroalaşımlama, Termomekanik işlem, Kırılma tokluğu, J-İntegral, Çoklu numune metodu.

ABSTRACT

In this investigation, the relations between microstructure and fracture-mechanic characteristics on flat product of microalloyed steels has been examined. The characterisation of the fracture-mechanics behavoir is done by using elastic plastic fracture mechanics method. For this reason j-integral concept was used.

Micro-alloyed steel contains less than 0.15 % Nb, V and Ti. These materials have good properties like durability, weldability, toughness. These properties are achieved by different hardening mechanisms and suitable thermomechanic process. In this work the microalloyed steel of type X65/API-5L investigated which is used in petrol and gas pipes. For comparison purposes type X60/API-5L and X52/API-5L are also investigated.

The investigation of the microstructure was made by optical microscope and scanning electron microscope. The investigation of the size and distribution of the non-metallic inclusion and precipitations accomplished by SEM and optical microscope. The mechanical properties were determined using standard tensile testing, hardness measurements and Charpy V-notch impact methods. The fracture mechanics experiments were accomplished by using three point bending samples at room temperature. For the determination of the tear resistivity profiles multi-sample methods were used in the experiments.

Keywords: Micro alloy, thermalmechanical treatment, fracture toughness, j-integral, multi-sample method.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Bir malzemenin deformasyon ve kırılma davranışı sıcaklık, zorlanma hızı ve gerilim durumu gibi zorlanma şartları yanında, mikroyapı tarafından da belirlenmektedir. Mekanik özelliklerin belirlenmesi yanında özellikle kırılma (mekaniği) değerleri, mikroyapı ile malzeme özellikleri arasındaki ilişki açısından büyük önem arz etmektedir, zira kırılma mekaniği değerleri malzemelerin kırılma ve tokluk davranışlarını gerçek mekaniksel hasar mekanizmaları bazında tanımlamaktadır (Hagedorn vd., 1990). Günümüzde imalat ve konstrüksiyonlarda kullanılacak çeliklerin, enerji tasarrufu da dikkate alınarak mikroalaşımlamayla ağırlıkları düşürülen hafif yapılara doğru gelişme kaydettikleri bir gerçektir. Mikroyapı ile kırılma mekaniği arasındaki ilişkilerin ortaya çıkarılması, malzeme optimizasyonu için önemli bir katkı sağlamaktadır; bu yolla hem mevcut malzeme potansiyelinin optimum kullanımı hem de yeni malzemelerin geliştirilmesi mümkün olmaktadır.

Kırılma mekaniğinde en faydalı ve kullanışlı kavram, kırılma tokluğu ya da kritik gerilme şiddet faktörüdür. Kırılma tokluğu, malzemenin çatlak ilerlemesine karşı gösterdiği direncin bir ifadesi olup, aynı zamanda bir malzeme sabitidir. Kırılma tokluğunun ölçümü için çeşitli metodlar ve standartlar geliştirilmiştir. Bunlardan en yaygın olarak kullanılanları düzlem deformasyon kırılma tokluğu ile J-integral veya çatlak ağzı açınıcı δ -Konseptidir. Düzlem deformasyon kırılma tokluğu deneyi (ASTM E 399) aşırı sünek olmayan malzemeler için önerilen bir yöntem iken, yüksek sünekliğe sahip malzemeler için J-integral yöntemi (ASTM E 813 veya DVM 002) kullanılmaktadır. J-integral yöntemi, numune sayısı ve hazırlanması, deneyin yapılışı ve hesaplamalar açısından uzun zaman alan zor ve pahalı bir yöntemdir.

Malzemelerin çatlak ilerleme özelliği büyük oranda mikroyapı özellikleri tarafından belirlenmektedir. Bu çalışmada, mikroyapıyla kırılma mekaniği – kırılma tokluğu – özellikleri arasındaki ilişki araştırılmıştır. Buradaki amaç kırılma mekaniği değerleriyle mikroyapı parametreleri arasındaki ilişkiler hakkındaki bilgilerin iyileştirilmesidir. Ostenit dönüşüm ürünleri ferrit-perlit, beynit ve martenzit yapıları incelenmiş, üç mikroyapının her biri için karakteristik olan parametrelerin tokluğa etkileri teorik olarak araştırılmış ve bu parametrelerin ferritik-perlitik çeliklerdeki kırılma mekaniği değerlerine etkileri incelenmiştir. Kırılma, çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesi aşamalarından meydana geldiğinden, mikroyapıdaki metalik olmayan kalıntılar ve çökeltilerin çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesine etkileri de araştırılmıştır. Malzemelerin mikroyapıları optik ve tarama elektron mikroskopunda incelenmiştir. İncelenen malzemelerin tokluğunun belirlenmesi için elastik – plastik kırılma mekaniğinin en önemli konseptlerinden biri olan J-integral konsepti

mikroalaşımli çeliklerin yassı mamullerinde uygulanmıştır. J-integral deneyleri çoklu numune metodu kullanılarak üç nokta eğme numunelerinde oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Hesaplanan J değerleri ve ölçülen Δa değerleriyle çatlak mukavemet eğrileri oluşturularak J_i değerleri belirlenmiştir. Tokluk zelliklerinin tanımlanması için kırılma mekaniği değerleri yanında çentik darbe deneylerinin sonuçlarından da yararlanılmıştır.



2. ISIL İŞLEMLER

Termomekanik işlem teknolojisine hükmedebilmek için deformasyonla ısıl işlemin birleştirilmesinde malzemedeki olayların temellerinin bilinmesi gereklidir (Dahl, 1991). Bu maksatla termomekanik işlemlerden önce ısıl işlemler özetlenecektir.

Alaşımız yapı çeliklerinin özellikleri üç farklı şekilde ayarlanabilir (Dahl vd., 1992b):

- Kimyasal bileşim yoluyla,
- Isıl işlem yoluyla,
- Isıl işlem ve deformasyonun kombine edilmesiyle.

Bütün ısıl işlem usullerinin gayesi, malzemenin özelliklerini istenilen şekilde değiştirmektir. Bütün özellik değişimlerine mikroyapı değişimleri neticesinde varılır. Bu ısıl işlemler çeliğin katı haldeki dönüşümleri neticesinde mümkün olmaktadır (Weisbach, 1977).

Her ısıl işlem şu adımları içerir: Belli bir sıcaklığa ısıtma, tüm kesitin belli bir sıcaklığa ulaşması için belirli bir zaman bekletme ve su verme. Her ısıl işlemin amacı çoğunlukla mukavemet artırmaktır. Mukavemet artırıcı mekanizmalar şunlardır:

- Dislokasyon sertleşmesi,
- Katı çözümleri sertleşmesi,
- Çökelti sertleşmesi,
- Tane inceltme,
- Çok faz sertleşmesi.

Bu mekanizmaların bazıları sadece bilinçli sıcaklık kontrolüyle aktive olurken, bazıları deformasyon etkisine ihtiyaç duyarlar. Çeşitli deformasyon sertleşmesi mekanizmalarının önem arz eden parametreleri ise şunlardır (Bleck vd., 1997):

- Dislokasyon yoğunluğu,
- Çözünmüş atomların konsantrasyonu,
- Çökelti büyüklüğü,
- Tane büyüklüğü,

İkinci fazın hacim oranı.

Isıl işlem teknolojisinin tespitinde, işlemin sonucu üzerine sadece malzeme özelliklerinin değil, aynı zamanda malzemenin büyüklüğü ve formu ile her işlem adımının süresinin etki ettiği dikkate alınmalıdır. Teknik ısıl işlemler, ısıtma (ostenit oluşumu) ve soğutmanın (ostenit dönüşümü) kombine edilmiş prosesleri olarak basitleştirilmiş önkabüller altında denge diyagramlarında ifade edilirler. Denge diyagramları sadece sonsuz derecede yavaş ısıtma ve soğutma durumlarında geçerlidir. Isıtma ve soğutma hızlarının yavaş olmaması durumunda teknik şartlar altında dönüşüm sıcaklıkları kaymaktadır, bu durumda denge haline yakın demir-karbon diyagramlarından farklılık arzeden faz ve faz düzenleri ortaya çıkabilir. Ostenit oluşum kinetiğinin izahı için bundan dolayı zaman - sıcaklık- ostenitleştirme (ZSO) diyagramları kullanılmaktadır. Ostenit dönüşümünün izahı içinse zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) diyagramları kullanılır. Genel olarak ZSO ve ZSD diyagramlarının su verilmiş deney numunelerinin metalografik değerlendirilmesi yardımıyla veya fiziksel özelliklerdeki değişimin ölçülmesiyle ortaya çıkarılması mümkündür. Fiziksel özellik değişimlerinin elde edilmesi, diferensiyal termoanaliz yoluyla; manyetik veya elektriksel özelliklerin ölçümü, dilatometre ölçümleriyle gerçekleştirilebilir. Bu, çeliklerin uzun zaman dilimindeki dönüşüm davranışının incelenmesi imkânını verir. Bütün diyagramlar dar manada sadece araştırılan kimyasal bileşim ve verilmiş sınır şartları (ostenitleştirme sıcaklığı, ostenitleştirme zamanı) için geçerlidir (Dahl vd., 1992a).

2.1 Ostenitleme

Ostenit, ferrit – östenit dönüşümlü çeliklerde ısıtma esnasında α -demirinden çekirdeklenme ve büyüme yoluyla oluşur. Saf demirde ostenit çekirdeklenmesi öncelikli olarak tane sınırları gibi hatalı bölgelerde oluşur. Çeliklerde ostenit çekirdeklenmesi öncelikli olarak ferrit – karbür faz sınırında başlar, burada ferrit tane sınırındaki karbürler öncelikli çekirdeklenme noktalarıdır. Bu, düşük karbonlu çeliklerde iki faz bölgesindeki ostenitleştirmelerde ostenitin öncelikli olarak ferrit tane sınırları boyunca ortaya çıkmasına yol açar. Düşük karbonlu beynitik ve martenzitik yapılarda ısıtma esnasında bir ostenit oluşumu daha önceki ostenit tane sınırlarında gözlemlenmektedir. Ortaya çıkan ostenitin tane büyüklüğü, oluşum esnasındaki sınır şartlarına bağlıdır. İnce bir ostenit tanesi oluşumu için yüksek bir çekirdeklenme sayısı şarttır; ikinci şart ise düşük bir büyüme hızıdır (Hougardy ve Sachova, 1986).

Ostenitleştirme için ötektik altı çelikler, oda sıcaklığındaki mevcut bir mikroyapıdan hareketle, demir-karbür sisteminde γ -bölgesine kadar ısıtılır. Ötektik üstü çelikler kural olarak iki faz bölgesinde $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ ostenitleştirilir. Bu ostenitleme işleminin hedefi, bundan sonraki dönüşüm için amaca uygun nihai yapının oluşturulmasıdır. Ötektik altı çeliklerde mevcut karbürlerin tamamen çözünmesi hedeflenir, ancak bu esnada ostenit tane büyüklüğü olabildiğince küçük tutulmalıdır. Ötektik üstü çeliklerde ostenitin karbon oranını aşırı derecede yükseltmemek için karbürlerin kısmi çözünmesi arzu edilir. Farklı ısıtma hızı ve ostenitleme sıcaklığına göre ostenitleştirme davranışı hakkındaki bilgiler zaman – sıcaklık – ostenitleştirme (ZSO) diyagramlarından alınır (Dahl vd., 1992a).

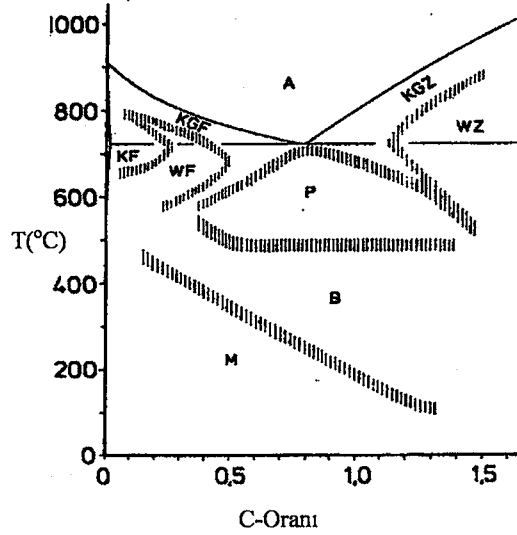
2.2 Ostenit Dönüşümü

Çıkış yapısı olarak homojen ostenitten yeterli derecede hızlı soğutmadan sonra tam bir izotermik dönüşüm yoluyla veya sürekli soğutmada uygun mikroyapılar ortaya çıkabilir (Şekil 2.1). Düşük soğutma hızlarında karbon oranına göre tane sınırı ferriti (KGF) veya tane sınırı sementiti (KGZ) ortaya çıkar. Çökmenin bu şekli, ostenit tane sınırlarındaki çekirdeklenme ve bunu takip eden büyüme yoluyla tespit edilmektedir. A_1 'in altındaki soğutmalarda küçük karbon oranlarında taneli ferrit (KF)) veya widmanstaetten ferrit (WF), ötektik üstü çeliklerde widmanstaetten sementit (WZ) oluşur. Ötektik noktası civarındaki karbon oranlarında ferrit ve sementitin bir çifte reaksiyonda yanyana ostenitten çökeldiği perlit oluşur. Düşük sıcaklıklara çok hızlı soğutulma durumunda martenzit oluşur. Martenzit oluşum alanı ile perlit oluşum alanı arasında beynit dönüşüm alanı bulunur (Pitsch ve Hougardy, 1984).

Seçilen dönüşüm şartlarına (ostenitleme sıcaklığı, soğutma hızı) bağlı mikroyapı, oluşum mekanizmalarına uygun olarak üç gruba ayrılabilir. Sıcaklık alanları, alaşım elementi oranıyla soğutma şartlarına sıkı sıkıya bağlıdır (Lotter ve Hougardy, 1991).

Yüksek sıcaklıklarda karbon ve alaşım elementleri dönüşüm esnasında yayınabilirler, yani γ/α faz sınırında uzun bir mesafe boyunca difüzyon kontrollü bir konsantrasyon değişimi gerçekleşmektedir (Perlit Kademesi).

Çok hızlı soğutma ve düşük sıcaklıkta atomlar kullanılabilecek zaman içinde yayınamazlar. γ/α faz sınırında atomların ortak bir kayma hareketi üzerinden ostenitin “ani” çarpılmasıyla martenzit oluşmaktadır. Bu esnada karbonca zengin α -KÇ’de herhangi bir konsantrasyon dengesi meydana gelmemektedir (Martenzit Kademesi).



Şekil 2.1: Düşük alaşımlı çeliklerin faz diyagramı (Pitsch ve Hougardy, 1984).

Beynit hem γ/α faz sınırındaki atomların difüzyon kontrollü kısa mesafeli difüzyonuyla, hem de martenzit biçimindeki çarpılma olaylarıyla ortaya çıkmaktadır (Beynit Kademesi).

Hızlı soğutma (su verme) veya izotermik dönüşüm yoluyla yeterli derecedeki düşük sıcaklıklarda mikroyapıda belli bir oranda dönüşmemiş ostenit (artıkostenit) ortaya çıkabilir. Çoğunlukla martenzit ve beynit mikroyapıları karbon çeliklerinde küçük artıkostenit oranları gösterirler. Yüksek karbonlu çeliklerde artıkostenit oranı büyük olabilir (Dahl vd., 1992a).

2.2.1 Ostenit Dönüşüm Ürünleri

Demir, karbonla katı çözelti oluşturmaktadır; bu esnada karbon atomları demir kafesinin boşluklarına yerleşirler. Kafes yapısına göre bu katı çözeltiler (KÇ) α -, γ -, veya δ -KÇ olarak isimlendirilirler (Bergmann, 1984).

2.2.1.1 Ferrit

Ferrit, difüzyon kontrollü dönüşümden dolayı perlit kademesinin yapısına bağlanır. Ferrit kkm'li α -KÇ'nin metallografik ifadesidir ve ferritte karbon arayerde çökelmiştir. Maksimum karbon çözünürlüğü % 0.02'dir (ağırlık yüzdesi). Denge durumunda % 0.8'den daha az karbon oranına sahip ötektik altı çelikler için γ - α - dönüşümü A_3 sıcaklığının altına inilmesinden sonra çekirdek oluşumunu teşvik eden ostenit tane sınırlarında başlar (heterojen çekirdeklenme). Bir ostenit tanesinden birçok ferrit tanesi ortaya çıkmaktadır, bu yolla tane inceltme açıklanabilmektedir. Soğuma hızının artırılması, difüzyonun engellenmesinden

dolayı dönüşüm sıcaklığının denge sıcaklığının altına kadar düşmesine etki eder; öyle ki dönüşüm sıcaklığının altında dahi henüz ferrit çökebilir(Dahl vd., 1992a).

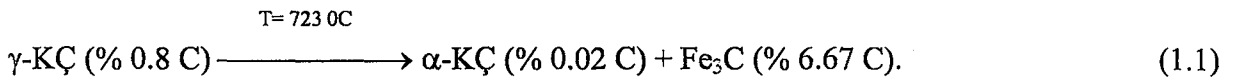
2.2.1.2 İkincil Sementit

Ötektiküstü demir – karbon alaşımları γ -alanından A_{FeM} – sıcaklığının altındaki soğutmada, γ -kafesi tarafından artık çözültide tutulamayan karbon, yüksek karbon ihtiva eden karbürler şeklinde, önötektik ikincil sementit (Fe_3C) olarak çökeltirler. Düşen sıcaklıkla birlikte ötektik bileşime ulaşıncaya kadar ostenitte bir karbon fakirleşmesi meydana gelir. Burada ötektik reaksiyon ferrit ve sementitten oluşur (Schumann,1980). Birinci ve ikinci sementit arasındaki tek fark teşekkül ettikleri sıcaklıklardır. Bunun için sıvı içinde büyüyen birinci sementit, katı halde kristalleşen ikinci sementite göre daha iri tanelidir (Weisbach, 1977).

Sementit kompleks bir ortorombik kristal kafesine sahiptir, sertliği ferritinkinden oldukça yüksektir. Ferrite benzer şekilde sementit de ağ formundan farklılık arzeden oluşum şekilleri göstermektedir. Yüksek soğutma hızlarında ikincil sementit widmanstaetten iğneler şeklinde çökeltir. Normalde ostenit tane sınırlarında oluşurlar ve kfm-kafese karşın belirli bir öncelikli yön gösterirler (Dahl vd., 1992a).

2.3 Perlit

Perlit, ferrit ve sementitin ortak oluşumuyla, duruma göre her iki fazdan birinin önceden çökmesi neticesinde ortaya çıkar (Dahl, 1977a). % 0.8 C'lu bir ötektik Fe-C alaışımının soğutulmasında $723\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ötektik reaksiyon meydana gelir:



Bu şekilde demirce zengin α -KÇ ve karbonca zengin Fe_3C 'den oluşan karakteristik yapı, perlit olarak isimlendirilmektedir (Schumann, 1980).

Ostenitin bu tür dönüşümü ile ferrit ve sementit lamellerinden oluşan bir mikroyapı elde edilir. Her iki faz için de gerek çekirdeklenme gerekse tane büyümesi, karbon ve demirin (ve diğer alaşım elementlerinin) yayınması ile gerçekleşir. Soğuma hızının artması yayınma süresini sınırlar; yani atomların gidebilecekleri yol kısalmır. Lamel genişliği azalarak ince ve çok ince lamelli perlitik bir iç yapı (sorbit, trostit) ortaya çıkar. Lameller arası uzaklık ne kadar küçülürse, mikroyapıda karbonun (daha doğrusu Fe_3C 'nin) dağılımı o kadar homojen

olur. Bu nedenle dayanım ve sertlik değerleri artar (Bargel ve Schulze, 1995). Perlit lamelleri arasındaki uzaklık artan aşırı soğumayla düşer; öyle ki yüksek dönüşüm sıcaklıklarında iri lamelli, düşük sıcaklıklarda ince- ve çok ince lamelli yapı ortaya çıkar. İzoterm dönüşümde büyüme esnasında lameller arasındaki uzaklık sabit kalmaktadır (Bergmann, 1984).

Soğumayla ostenitten ferrit ve sementit oluşur. Ötektikaltı çeliklerde önce kendi denge konsantrasyonuna uygun olarak ferrit çöker. Ostenit ötektik bileşime kadar karbonca zenginleşir ve bu oranda perlite dönüşür. Ötektiküstü çeliklerde ES-eğrisinin altına inilince sementit çökmeye başlar ve bu durumda karbonca fakirleşen ostenit, ötektik bileşime ulaşılması durumunda tekrar perlite dönüşür. Perlit oluşumu için gerekli şart, yeterli derecede yavaş bir soğutma ve böylece demir ve karbonun yeterli derecede difüzyonudur. Perlit, çekirdeklenme ve difüzyon kontrollü büyümeyle ortaya çıkar (Dahl, 1977a).

2.3.1 Çekirdek Oluşumu ve Çekirdek Büyümesi

İki fazlı perlitin çekirdek oluşumu, öncelikli olarak ostenit tane sınırlarında veya önötektik bir çökeltiyle birlikte (ferrit veya sementit) ostenit faz sınırlarında da gerçekleşir. Perlitin doğasından dolayı çekirdek oluşumunda her iki faz da eşdeğer bir role sahipler. Ferrit ve sementit lamellerinden oluşan ilk perlit birimi öncelikli olarak tane sınırlarında ve sınır yüzeylerinde başlar (Pitsch ve Hougardy, 1984).

Çekirdek her zaman ostenit tane sınırlarında heterojen bir çekirdeklenme sonucu başlar. Karbonun ostenit tane sınırında ayrışmasıyla sementit lamelli biçimde oluşur ve sementit lamelinin her iki yanına doğru gelişen ferrit lamelleriyle bütünleşir. Bu bütünleşme için ferritten sementite karbon difüzyonu gerekir. Yeni oluşmuş sementit lamelleri büyüyerek ferrit lamellerinin oluşmasını kolaylaştırırlar ve böylelikle perlit kümecliğini oluşturur. Bu kümecikler bir küme içinde bütünleşerek perlit kümesini ve bu kümelerde perlit tanesini meydana getirir. Oluşan çekirdek difüzyon yardımıyla ileriye ve yana doğru büyür. Büyüme yönü tane sınırı yüzeyine diktir ve bu yüzey düzlemsel değildir. Aynı kümeye ait ferrit ve sementit lamellerinin büyüme yönüyle tane sınır yüzeyi arasında 0 dan 90° kadar değişen açısal bir bağıntı vardır. Birim zamanda birim hacimde oluşan çekirdek sayısı çekirdeklenme hızını verir. Bu hız sıcaklığın bir fonksiyonudur (Ekerim, 1985).

2.3.2 Alaşım Elementlerinin Perlit Oluşumuna Etkisi

Alaşım elementlerinin dahil edilmesiyle perlit oluşumu değiştirilir. Alaşım elementleri dönüşümün serbest entalpisine etki etmekte ve böylece de aynı dönüşüm sıcaklığında aşırı soğumayı değiştiren denge sıcaklığına etki etmektedir. Her iki durumda da perlitin büyüme hızı değişmektedir (Dahl, 1977a). Genel olarak yeralan alaşım elementleri perlit büyümesinde yavaşlama yönünde etki ederler, sadece kobalt elementi istisna teşkil etmektedir. Bu, perlit dönüşümü yerine beynitik veya martenzitik bir mikroyapı elde edilmek istendiği durumlarda kullanılır (Pitsch ve Hougardy, 1984).

Artan alaşım elementi oranıyla ör. Ni, sabit dönüşüm sıcaklığında lameller arası uzaklık büyür. Ostenit stabilize eden bütün elementler perlit dönüşümünü geciktirirler. Ni alaşımlı çelikler düşük büyüme hızlarından dolayı gecikmeli bir dönüşüm davranışı göstermektedir. Mn'da Ni gibi benzer bir etkiye sahiptir. Oranın artmasıyla birlikte çekirdek oluşumu ve çekirdek büyümesini hızlandıran tek element kobalttır. Kobaltın γ -demirindeki karbonun difüzyon katsayısını yükselterek perlit büyümesini artırdığı zannedilmektedir. Mo ve W elementleri perlitin büyüme hızını yavaşlatmaktadır. Cr'da benzer bir etkiye sahiptir. Mo ve W, A_1 sıcaklığına önemli bir etkide bulunmazken; Cr, A_1 sıcaklığını yükseltmektedir (Dahl vd., 1992a).

2.4 Martenzit

Martenzit, karbon çözüldürmüş ostenitin düşük sıcaklıkta kafes dönüşümüne uğraması sonucu karbon difüzyonunun engellenmesi ile oluşur. Martenzit, γ -kristal kafesinin, karbon atomlarının yer değiştirmesine meydan verilmeden, dönüşmesi neticesinde teşekkül eder (Weisbach, 1977). Dönüşüm sıcaklığının perlit dönüşüm alanının altına inmesiyle önce demir difüzyonu durmaktadır. Karbon, çözülmüş arayer atomu olarak henüz hareketlidir; sıcaklığın daha da düşürülmesiyle karbon difüzyonu da artık mümkün olmamaktadır. Kym'li ostenitten karbon oranına göre az veya çok aşırı derecede tetragonal biçimde çarpılmış kubik bir kafes ortaya çıkmaktadır (Dahl, 1977a). Bu kristal kafesi sürekli kayma düzlemleri ihtiva etmediği için şekil değiştiremez. Her türlü şekil değişimine karşı yapı yüksek bir mukavemet gösterir. Çok büyük kuvvetler karşısında malzeme önceden şekil değiştirmeden kırılır (Weisbach, 1977). Çeliklerin ısıl işlemlerinde martenzitik dönüşümlere büyük önem verilmektedir, çünkü bazı istisnalar gözardı edilirse bütün sertleştirme ve ıslah işlemleri martenzit oluşumu üzerinden cereyan etmektedir.

2.4.1 Martenzit Çeşitleri ve Karakterizasyonu

Martenzit dönüşümü gerçekte birbirini takip eden komplike kesme olaylarından oluşmaktadır. Burada ostenit ile martenzit arasında tanımlanmış yönlendirme ilişkileri ortaya çıkmaktadır. Martenzitin oluşum şekli, bileşim durumuna göre plaka şeklinde veya aşırı ikizlenme biçimindedir (Dahl, 1977a).

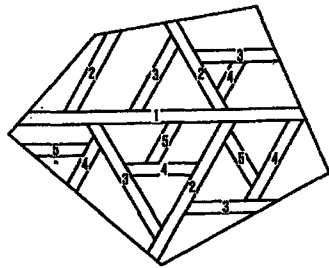
Genelde tetragonal ve kubik martenzit şeklinde sınıflandırılmaktadır. Tetragonal martenzit arayer atomlarının konumundan dolayı (ör: Fe-C) martenzit kafesinde düşük oranda tetragonal olarak gömülmüştür. Buna karşın yeralan katı çözeltilerde (ör: Fe-Ni) martenzit kafesi dönüşümden sonra tekrar kubiktir. Tetragonal bir martenzit bir ısı işlem üzerinden yeterli enerji verilerek ve gerilmiş kafesten karbürler çökelerek kubik bir kafes yapısına dönüştürülebilir. Kubik ve Tetragonal Martenzit; Her iki martenzit çeşidi de morfolojilerine uygun olarak iki şekilde sınıflandırılabilir (Dahl vd., 1992a):

Lata Tipi Martenzit (massif martenzit olarak da isimlendirilir), düşük alaşım oranlarında ortaya çıkmaktadır; plaka tipi martenzite göre daha yüksek oluşum sıcaklığına sahiptir.

Plaka Tipi Martenzit (iğne biçimli martenzit olarak da isimlendirilir), yüksek alaşım oranlarında ortaya çıkmaktadır; lata tipine göre daha düşük oluşum sıcaklığına sahiptir.

2.4.2 Martenzit Oluşumu

Çekirdek oluşumu ve büyümesi için gerekli enerjinin hazır hale getirilebilmesi açısından denge sıcaklığının yeterli derecede altına inilmesi gerekir. Martenzit dönüşümünün başladığı sıcaklık M_s olarak isimlendirilir. Ostenitin karbon oranı değişmezse, M_s sıcaklığı soğuma hızından bağımsızdır; aksi halde artan karbon oranı ve alaşım elementleriyle M_s hissedilir derecede etkilenmektedir. Diğer dönüşüm kademelerine nazaran martenzit oluşumunda kayda değer bir çekirdeklenme periyodu tesbit edilmemektedir (Vöhringer ve Macherauch, 1977).



Şekil 2.2: Martenzit oluşumu (Pitsch ve Hougardy, 1984).

Martenzit oluşumu aniden cereyan etmekte ve bir martenzit kristalinin oluşum zamanı 10^{-7} s olarak verilmektedir. Ostenit tanesinde ilk lamel plakası (1) oluşmakta ve müteakip lamel plakaları (2), 1. plaka ile ostenit tane sınırları arasında gelişmekte olup, (1)'den daha küçüktürler. Müteakip diğer plakalar ise sürekli küçülürler (Şekil 2.2), (Peters, 1997).

2.4.3 Alaşım Elementlerinin Martenzit Oluşumu Üzerine Etkileri

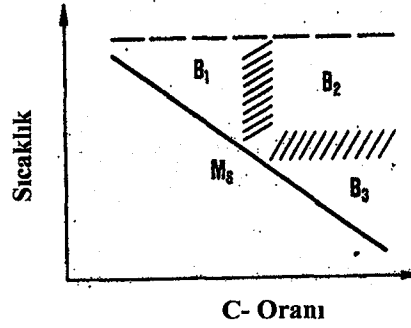
Artan karbon oranıyla birlikte Ms- ve Mf-sıcaklıkları düşük sıcaklıklara ötelenmektedir. Kafes içinde kalan karbon ne kadar çoksa, martenzit oluşumu o kadar güçleşir. Yani karbon yüzdesinin artması ile Ms (Mf) sıcaklığı düşer. Diğer alaşım elementlerinin etkisi de benzer şekildedir. Artan karbon yüzdesiyle kafes çarpılması şiddetlenir, dolayısıyla dayanım ve sertlik değerleri yükselirken şekil değiştirme kabiliyeti azalır. (Bargel ve Schulze, 1995). Ms ve Mf sıcaklıkları C-oranından başka özellikle N, Mn, ve Ni oranlarına da bağlıdır; bu elementler ostenitik demir kafesini stabilize etmekte ve böylece de martenzit dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara ötelemektedir (Bergmann, 1984).

Esas itibariyle artan karbon- (alaşım) oranıyla birlikte lata tipi martenzitten plaka tipi martenzite bir geçiş ortaya çıkmaktadır. Karbon çelikleri için % 0.5 C'ye kadar saf lata tipi, % 0.5 – 1.0 C arasında lata tipinden – plaka tipine bir geçiş bölgesi mevcut ve % 1 C'nin üzerinde plaka tipi martenzit bulunur (Vöhringer ve Macherauch, 1977).

2.5 Beynit

Beynit, ferritin veya perlitin en alt dönüşüm sıcaklığı ile Ms sıcaklığı arasında ostenitten kayma dönüşümü sonucu oluşan ferrit + sementit karışımı çok komponentli bir yapıdır (Tekin, 1981). Bir komponenti beynitik ferrit olarak isimlendirilen karbonca fakir, dislokasyonca zengin bir α -KÇ'dir. Bu beynitik ferrit yanında karbürler, martenzit veya artıkostenit diğer komponentler olarak teker teker veya birlikte bulunabilmektedirler. Martenzit veya artıkostenitin ortaya çıkması durumunda karbon oranı çeliğin ortalama karbon oranından daha yüksektir. Perlitle kesişim bölgesinde beynit oluşumu perlitinki gibi, martenzit kesişim bölgesinde ise martenzitinki gibidir. Bundan dolayı perlit oluşumunda beynit kademesine ve aynı şekilde beynit kademesinden martenzit kademesine sürekli bir geçiş mevcuttur (Lotter ve Hougardy, 1991).

Beynitin tarifi metalurjik olaylara uygun olarak karbonca fakir beynit (B_1), üstbeynit (B_2) ve altbeynit (B_3) şeklinde gerçekleşmektedir (Şekil 2.3).



Şekil 2.3: Beynit çeşitlerinin ortaya çıktığı bölgelerin şematik gösterilişi (Lotter ve Hougardy, 1991).

2.5.1 Üst Beynit

Üst beynit, C miktarı % 0.6 dan yüksek olan çeliklerde 350 °C üzerindeki sıcaklıklarda ostenitteki atomların topluca kayma işlemi sonrası yan yana paketler veya dilimler halinde oluşur. Üst beynitik yapıda ferrit teşekkülü C miktarına bağlıdır. Üst beynitin oluştuğu sıcaklıklarda, karbonun büyüyen ferrit dilimleri önündeki ostenit içindeki yayınması oldukça hızlıdır. Bu nedenle karbonca zenginleşmiş ostenit, beynitik ferrit dilimleri arasında sıkışıp kalabilir. Karbonca zenginleşmiş ostenitten, çeliğin kimyasal bileşimine, karbonca zenginleşme miktarına, soğuma hızına ve dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak ya yüksek karbonlu martenzit ya da ferrit dilimleri arasında sementit oluşur. Genel olarak, üst beynitik yapı ferrit dilimleri ile bunların sınırlarından oluşan iri sementit partiküllerinden oluşur (Tekin, 1981).

2.5.2 Altbeynit

Üst beynite oranla daha düşük sıcaklıklarda oluşan beynit türüdür. Dönüşüm sırasında ilk oluşan ferrit karbonca aşırı doymuştur. Çünkü karbon, büyüyen ferrit dilimlerinden kolayca uzaklaşamaz. Bu durumda reaksiyon için gerekli itici kuvvetin sürekliliği ancak karbonun beynitik ferrit dilimleri içerisinde çökmesi ile sağlanır. Ayrıca ferrit dilimlerinin tıpkı üst beynitte olduğu gibi yanyana kolayca çekirdeklenmesi oldukça zor olduğundan karbürlerin çökmesi de beynit dilimleri içerisinde gerçekleşir. Alt beynitik dönüşüm sıcaklığı ne kadar düşük olursa veya C miktarı ne kadar yüksek olursa, beynitik ferrit dilimleri o denli ince olur ve çok sayıda küçük karbür partikülleri oluşur (Tekin, 1981).

2.5.3 C-fakir Beynit

Düşük alaşımlı, karbonca fakir çeliklerde üst sıcaklık alanında (C-fakir beynit) taneli görünüme sahip iri yüzeyli bir yapı ortaya çıkar. Beynit alanı daha düşük sıcaklıklara doğru Ms sıcaklığıyla sınırlandırılmış olduğundan – ve bu artan karbon oranıyla düşer- daha düşük sıcaklıklara doğru beynit dönüşümü sadece yüksek Cⁱ-oranlarında gerçekleşebilir. Küçük C-oranlarında beynit oluşumu daha yüksek sıcaklıklarda da ortaya çıkabilir (Dahl vd., 1992a).

Perlit ve martenzit kademeleri arasındaki sıcaklık alanında demir yayınamaz; karbon yayınması ise oldukça güçleşir. Bu koşullar altında oluşan ve ayrıntıları çoğunlukla elektron mikroskopuyla seçilebilen beynit, bazı araştırmacılara göre ise başlıca iki gruba ayrılmaktadır:

- iğneli beynit,
- taneli beynit.

Martenzite benzer bir mekanizmayla oluşan ferrit levhaları metallografik kesitte iğne biçiminde görünür. Karbür büyüklüğü ostenitin dönüşüm sıcaklığına göre kabadan çok inceye kadar değişir. Böylece iğneli beynitin ince (alt) ve kaba (üst) türleri ortaya çıkar (Bargel ve Schulze, 1995). Taneli beynitte karbonca zengin fazlar yuvarlak adacıklar olarak beynitik ferrit matriksine yerleşmiştir. İğneli oluşum şeklinde beynitik ferrit gruplar halinde paralel hareket eden boyuna uzatılmış latalar şeklinde bulunur. Karbonca zengin komponentler ve beynitik ferrit sadece kısmi olarak birbirinden ayrılıyorsa mikroyapı ince olarak, aksi halde kaba olarak isimlendirilir. Gruplar halinde boydan boya geçen iğneler mevcut değilse, mikroyapı taneli olarak isimlendirilir (Lotter ve Hougardy, 1991).

2.5.4 Alaşım Elementlerinin Beynit Oluşumuna Etkisi

Genel olarak alaşım elementlerinin beynit oluşumunu zorlaştırdıkları söylenebilir. Beynit oluşumu artan alaşım elementiyle daha düşük sıcaklıklara ve daha uzun sürelerle ötelenir. Artan alaşım oranıyla çekirdek oluşumunun aşırı derecede engellendiği veya mümkün olmadığı dönüşüm tenbelliği gösteren bir sıcaklık alanı ortaya çıkabilir. Böyle bir alan metastabil ostenit/beynit faz sınırında kümelenme benzeri ayrışmaların varlığıyla açıklanabilir (Dahl vd., 1992a).

3. TERMOMEKANİK İŞLEMLER

Termomekanik işlemler, enerji tasarrufuna yönelik çeliklerin ısı işlemlerinin spesifik yöntemlerinden biridir. Termomekanik işlem uygulamasıyla hem üretilen ürünlerin kalitesini yükseltmek hem de üretim safhalarının kısaltılmasıyla önemli ölçüde enerji tasarrufu sağlamak mümkündür. “Termomekanik işlem” kavramından çok genel olarak, plastik şekil verme ile ısı işlemin uyumlu bir kombinasyonu anlaşılmalıdır. Termomekanik işlem uygulamalarının temel espirisi, plastik şekil verme esnasında meydana gelen kafes hatalarından yararlanma esasına dayanmaktadır. Plastik şekil verme, duruma göre faz dönüşümünden önce, esnasında ve sonra gerçekleştirilmektedir. Mikroalaşım elementleri kullanımıyla da pahalı alaşım elementlerinden vazgeçilerek daha ucuz çelikler elde edilebilmektedir (Dahl vd., 1993; Topbaş, 1993).

Termomekanik işlem uygulamasıyla, metalik malzemelerde kullanım ve işlenebilirlik özelliklerinin yükseltilmesi yanında metalurjide ve metal işleyen endüstride proses kademelerinde, enerjide, güç sarfında ve imalat safhalarında da azalma meydana gelir. Termomekanik işlemler, ilk olarak alaşımlı çeliklerde uygulanmıştır. Çeliklerde en önemli uygulamaları mikroalaşımlı çeliklerde tane boyutunu kontrol amacıyla yapılmakta olup, demirdışı malzemelerden yüksek mukavemetli alüminyum ve titanyum alaşımlarına da tane boyutu ve çökelti sertleşmesini kontrol amacıyla termomekanik işlemler uygulanmaktadır (Kayalı, 1995).

3.1 Termomekanik İşlemlerin Tarifi ve Sınıflandırılması

Termomekanik işlemlerle, konvansiyonel ısı işlem ve mekanik işlemlerin ayrı ayrı uygulanmasıyla elde edilemeyen mikroyapı ve özellikler sağlanır. Termomekanik işlemlerle genellikle malzemenin mukavemetinin artması ile birlikte süneklik ve tokluğunun artması amaçlanır (Kayalı, 1995; Bergmann, 1987). Bu işlemde, mikroyapıda plastik şekil vermeyle meydana gelen kafes hatalarından yararlanılır. Bu yöntemle, alışılmış tarz ısı işlem ya da şekillendirme sıcaklığından yapılan soğutma.ısı işlemine nazaran, konstrüksiyon parçalarında ve takımlarda çok daha yüksek mukavemet ve tokluk elde edilir. Mekanik özellikler için etkin olabilecek mekanizmalardan (dislokasyon sertleşmesi, katı çözültü sertleşmesi, tane sınırı sertleşmesi, çökeltme sertleşmesi) optimum olarak yararlanabilmesi ve malzemenin beklentilerin farklı oranlarda müştereken en iyi oranlarda karşılanabilmesi için, malzeme bileşiminin ve termomekanik işlemin birbiriyle uyum içinde olması gerekir (Topbaş, 1993).

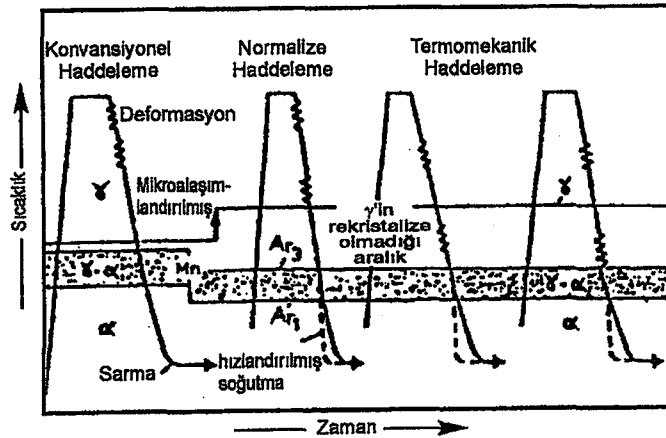
Termomekanik işlemler iki kısma ayrılmaktadır:

- 1- Normalleştirerek deformasyon (N)
- 2- Termomekanik deformasyon (TM)

Termomekanik haddelemede hızlı soğutma ve ilave olarak menevişleme işlemleri de uygulanmaktadır (Werkstoffblatt, 1984; Aigmüller ve Wallner, 1988).

1. Normalleştirerek deformasyon: normalleştirme tavlamaıyla aynı değerde olan bir malzeme yapısına yol açan belli bir sıcaklık alanında son deformasyon uygulanan bir deformasyon yöntemidir; mekanik özelliklerin teorik değerleri ilave bir normal tavlama neticesinde de muhafaza edilir. Normalleştirerek haddelemede son hadde sıcaklığı ostenitin yeniden kristalleşme sıcaklığının hemen üstünde bulunur. Ortaya çıkan ince ostenit tanesi, normalleştirme tavında olduğu gibi, tane sınırlarından hareketle ince taneli poligonal ferrit ve perlitte dönüşür. Bu mikroyapı ısıl olarak oldukça kararlıdır ve -azot gibi çözünen elementlerin çözünme derecesine bakmaksızın- normal tav yapısına benzemektedir (Aigmüller, 1988; Dahl vd., 1991).

2. Termomekanik deformasyon: Normalleştirerek deformasyona karşın termomekanik deformasyonda son haddeleme deforme olmuş ostenitin yeniden kristalleşmediği veya çok az yeniden kristalleştiği daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilmektedir. Son deformasyon bundan dolayı iki faz bölgesinde uygulanmaktadır (Aigmüller ve Wallner, 1988). Son hadde sıcaklıkları öylesine düşürülmektedir ki, ostenit artık yeniden kristalleşmemektedir (Şekil 3.1).



Şekil 3.1: Metalurjik uygulamalar ışığında, bazı özel sıcak haddeleme prosesleri (Bakkaloğlu, 2000).

Termomekanik deforme edilmiş çeliklerin mikroyapısı, normalleştirme tavlmasına ve normalleştirme deformasyonuna tabi tutulmuşları ile karşılaştırıldığında ısı olarak kararsızdır. Bu durum işleme ve kullanım esnasında dikkate alınmalıdır (Aigmüller ve Wallner, 1988).

Literatürde genellikle termomekanik deformasyon (TM) detaylı olarak incelenmiştir.

Termomekanik deformasyon şu adımlarda gerçekleşmektedir: Malzemenin ostenitlenmesi ve bekletilmesi, amaca uygun ara zamanlı soğutmalı ön ve son deformasyon ve son soğutma. Malzeme ostenitleme sıcaklığına ısıtılırken aşağıdaki taleplerin gerçekleşebilmesi için ısıtma hızı, bekletme sıcaklığı ve bekletme zamanının belirlenmesine dikkat edilmelidir (Meyer, 1981). Hannane'ye (1989) göre bu talepler şu şekillerde gerçekleşmektedir:

Homojen Ostenit Oluşumu: Sementit ve diğer fazların çözünmesinden kaynaklanan homojensizlikler, ostenitte difüzyon olaylarıyla dengelenmelidir.

Çökeltilerin Çözünmesi: Mikroalaşım elementlerinin çözünürlükleri belirli termodinamik çözünürlüğe sahiptir. Amaca uygun ısı iletimi ile çözünen kısım kontrol edilir. Buna paralel olarak henüz çözünmemiş partiküllerin kabalaşması da gerçekleşebilir. Tamamen çözülmüş, kısmen çözülmüş ve hiç çözünmemiş partiküllerin oranı deformasyon ve dönüşüm öncesinde, esnasında ve sonrasında tekrar çökme olaylarına aşırı derecede etki etmektedir.

Ostenit Tane Büyümesinin Sınırlandırılması: Belli bir dağılımda partiküllerin mevcut olması durumunda tane sınırlarının bloke edilmesinden dolayı ostenitte tane büyümesi engellenir veya tamamen bastırılır. Bir tane sınırı blokesi için her hacim elemanı başına belli bir partikül sayısı gereklidir. Bu asgari sınırın altına düşülmesi ikincil yeniden kristalleşmeye yol açmaktadır.

Deformasyon iki kademedeyle gerçekleştirilmektedir: Ön ve Son deformasyon. Deformasyon da çelikte cereyan eden metalurjik olaylara eşlik etmektedir.

Öndeformasyon: Öndeformasyon alışlagelmiş ostenitleme sıcaklıklarının biraz üzerindeki sıcaklık alanlarında gerçekleştirilir. Deformasyon başlangıcı için çözülmüş, kısmen çözülmüş ve çözünmemiş çökeltilere sahip bir ostenit mevcuttur. Öndeformasyon da birden fazla deformasyon kademesinde uygulanır. Her paso belirli bir sıcaklık aralığında gerçekleşir.

Öndeformasyon boyunca çelik dislokasyon blokağı ve yeni dislokasyon oluşumundan dolayı pekleşir. Mikroalaşım çeliklerde pasolarası bekletme zamanlarında toparlanma görülür. Kritik deformasyonun aşılmasından sonra çelik dinamik olarak yeniden kristalleşmeye başlar.

Mikroalaşımli çeliklerde dinamik toparlanma ve yeniden kristalleşme için gerekli deformasyon belirgin bir şekilde daha yüksekte bulunmaktadır.

Sondeformasyon: Hadde arasında çelik A_3 'ün üzerindeki sıcaklıklara veya ikinci faz bölgesine kadar soğutulur. Bu zamanda mikroalaşım elementlerinin çökelme işlemleri gerçekleşir. Sondeformasyonda da birden fazla pasoda haddelenir. Mikroalaşım elementlerinin yeniden kristalleştirme geciktirici etkisi şu yolla daha da desteklenir; öyle ki hadde sıcaklık bölgesi mikroalaşımatsız yapı çeliklerinde bile bir yeniden kristalleşmeyi zor mümkün kılmaktadır. Çeliğin pekleşmesi son haddeyle daha da artar.

Oda Sıcaklığına Soğutma: Deformasyondan sonra belirlenmiş bir son soğutma gerçekleşir. Ayarlanan soğutma hızları oda sıcaklığındaki mikroyapının tane büyüklüğünü belirleyici etkiye sahiptir. Son soğutma, dönüşümden önce veya dönüşüm esnasında başladığından, ferrit tane büyüklüğü artan soğuma hızıyla daha ince tane yönünde etkilenir. Esas itibariyle malzemenin daha sonraki kullanım amacına göre soğutma şekli farklılık arz etmektedir. Levha üretilecekse, sakın havada doğal soğutma veya oda sıcaklığına hızlı soğutma seçilir (Hannane, 1989).

Çeşitli termomekanik işlem yöntemlerinin sınıflandırılması metal bilimi açısından izoterm bir ZSD diyagramı yardımıyla yapılmaktadır. Malzeme, yeniden kristalleşme sıcaklığının (R_T) üzerinde tamamen yeniden kristalleşmekte; aşağısında ise artık yeniden kristalleşme olmamakta veya kısmen olmaktadır. Nihai malzeme yapısı gerçekleşen soğutmadan sonra önemli oranda, ostenitin o anki faz dönüşümünden önce yeniden kristalleşip kristalleşmediğine bağlı olduğundan, bu sıcaklığın (R_T) belirtilmesi önem arz etmektedir (Dahl vd., 1993; Kayalı, 1995).

Çeliklere uygulanan termomekanik işlemler genel olarak üç grupta toplanmıştır, Şekil 3.2:

- Ostenitin, perlit, beynit ya da martensit dönüşümü öncesinde şekillendirilmesi,
- Ostenitin, üç dönüşüm kademesinden birindeki dönüşümü esnasında şekillendirilmesi,
- Ostenit dönüşümü sonrasında şekillendirme.

Mikroyapının dönüşümünden önce deforme edilmesi durumunda, deformasyon sıcaklığının da bir kriter olarak kabul edilmesiyle de bir sınıflandırma gerçekleştirilebilir (Dahl vd., 1993):

- Ostenit en son R_T 'nin yukarı bölgesinde,

- Ostenit en son R_T 'nin aşağı bölgesinde,
- Ostenit en son R_T 'nin metastabil ostenit bölgesinde, yani A_3 'ün altında deforme edilmektedir.

Şekil Verme!	Faz dönüşümlü ısıtma işlemler			Faz dönüşümü yok Yaşlandırma
Oda sıcaklığı stabili fazında ısıtma öncesi	<p>Ostenit öncesi form sertleştirme</p>			<p>Rekristalizasyon</p>
Dönüşüm öncesi yüksek ya da düşük sıcaklıkta veya kati çözeltide yaşlandırma Stabli sahada	Perli kademesi	Ara kademe	Martensit kade.	
		DTM		
Faz dönüşümü esnasında ya da yaşlandırma	İzo. form verme			<p>Ost. form sertl</p>
Faz dönüşümü sonrası ya da yaşlandırma				

Şekil 3.2: Termomekanik işlem yöntemlerinin sınıflandırılması (Topbaş, 1993).

3.1.1 I. Sınıf Termomekanik İşlemler

3.1.1.1 Kararlı Ostenit Bölgesinde Deformasyon

Birinci grupta şekillendirme, kural olarak ostenit sahasında (A_3 sıcaklığının üzerinde) ya da ferrit-ostenit iki faz sahası içerisinde (A_3 ve A_1 sıcaklıkları arasında) yapılır. Hızlı soğumayla, yeniden kristalleşmede meydana gelen ince taneli yapının büyümesi engellenerek, ince taneli bir dönüşüm yapısı elde edilir. Yeniden kristalleşme olayının kısmen ya da tamamen engellenmesiyle, şekillendirmede meydana gelmiş kafes hatalarının en azından bir kısmının dönüşüm yapısı (Ferrit-Perlit, Beynit, Martenzit) içerisinde bırakılması da mümkündür. Bu tarzdaki Termomekanik işlem, daha çok YSTMİ (yüksek sıcaklık termo mekanik işlemi) olarak tanımlanır . Bu tarz işlemin, mevcut şekillendirme teçhizatlarına çok iyi uyumu olduğundan, yaprak yay, beton çeliği, yüksek dayanıklı çelikler (kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma) ya da kalıpta dövme parçaları gibi çok geniş kullanım alanı mevcuttur ve yaklaşık olarak tüm alaşımsız ve alaşımlı çeliklerde uygulanabilir (Topbaş, 1993).

3.1.1.2 Yarı Kararlı Ostenit Bölgesinde Deformasyon

Deformasyon A_1 sıcaklığının altındaki kararsız ostenit bölgesinde gerçekleştirilirse, bu işlem DSTMİ (düşük sıcaklık termomekanik işlemi) olarak isimlendirilir (Kayalı, 1995). Osforming olarak isimlendirilen metastabil ostenit bölgesindeki sıcak deformasyon neticesi ortaya çıkan mikroyapı çoğunlukla martenzitik veya beynitik - martenzitiktir. Bu yöntemle, tokluk ve mukavemet artışları ostenitin tane inceltici yeniden kristalleşmesi ile elde edilir (Dahl vd., 1992a). Düşük sıcaklıklarda çeliğin form değiştirme direnci daha büyük olduğundan, deformasyon için daha fazla zorlanma olur, bu durumda da takımlarda oldukça fazla aşınma meydana gelir (Topbaş, 1993).

I. sınıf termomekanik işlemlerin (yüksek ve düşük sıcaklık termomekanik işlemler) uygulanabilmesi için çeliğin kararsız ostenit bölgesinin geniş olması, yani ZSD diyagramında ostenit - perlit dönüşüm eğrilerinin sağa doğru kaymış olması gerekmektedir. Bu durumu sağlayan alaşım elementleri (Cr, Mo, Ni, Mn) olduğundan, I. sınıf termomekanik işlemler genellikle alaşımlı çeliklere daha kolaylıkla uygulanabilmektedir (Kayalı, 1995).

3.1.2 II. Sınıf Termomekanik İşlemler

3.1.2.1 Faz Dönüşümü Esnasında Deformasyon

II. sınıf termomekanik işlemler, ostenit dönüşümü sırasında gerçekleştirilen işlemler olup, bunlardan biri çeliğe kararsız ostenit bölgesinde faz dönüşümü tamamlanıncaya kadar deformasyon uygulandıktan sonra oda sıcaklığına soğutulmasıdır. Bu işlemde faz dönüşümü sırasında uygulanan deformasyon, tane boyutunun küçülmesini sağlamaktadır(Kayalı, 1995).

3.1.2.2 Perlit Kademesinde Deformasyon

Dönüşüm gösteren bir çelik, perlit dönüşümü esnasında deforme edilirse, izoforming olarak isimlendirilir. Ortaya çıkan mikroyapı deforme olmuş, karbür içeren çok ince ferritten oluşur. Bu mikroyapı deformasyondan dolayı ostenit dönüşümünün hızlandırılması ile oluşur. İzoforming yapısı çok iyi mukavemet ve tokluk değerleri gösterir (Dahl vd., 1992a).

3.1.2.3 Martenzit Kademesinde Deformasyon

Çeliklerin M_s -sıcaklığı yakınında deforme edildikleri yöntem “Zerrorolling” dir. Burada ostenitik ve yarı ostenitik çeliklerin çok düşük sıcaklıklarda bir deformasyon esnasında martenzitik dönüşümünden yararlanılmaktadır. Bu esnada herhangi bir lokal daralma meydana gelmemesi için bölgesel pekleşme deformasyon martenziti oluşumuyla derhal giderilir. Genleşme bütün kesite eşit şekilde dağıtılır (Delay, 1972).

3.1.3 III. Sınıf Termomekanik İşlemler

3.1.3.1 Faz Dönüşümünden Sonra Deformasyon

Ostenitin martenzit veya diğer dönüşüm ürünlerine dönüşmesinden sonra yapılan deformasyon işlemidir. Bu işlem bir ılık işlem olup, bu işlemde ostenit martenzite veya ferrit + perlit yapısına dönüştükten sonra, çeliğe A_1 sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta deformasyon uygulanır. Bu bölge ZSD diyagramlarında kararsız ostenitin faz dönüşümü ile perlite dönüştüğü bölge olup, ılık işlemin yapıldığı sıcaklıkta, genellikle deformasyonla yeniden kristalleşme olmaz, fakat dinamik toparlanma olur. Dinamik toparlanma malzemenin mukavemetinin artmasını sağlar. Ilık işlemde malzemenin mukavemeti, uygulanan deformasyon miktarı ve deformasyon hızı arttıkça artar. Çeliklere uygulanan ılık işlem

sırasında sementit küreselleşerek çeliğin süneklik ve tokluğunu önemli ölçüde artırır (Kayalı, 1995).

Faz dönüşümü göstermeyen malzemelerde ise termomekanik işlemler şu şekilde sınıflandırılmaktadır (Dahl vd., 1993):

- Yaşlanma / çökme öncesi deformasyon,
- Yaşlanma / çökme esnasında deformasyon,
- Yaşlanma / çökme sonrasında deformasyon.

3.2 Çeliklerde Termomekanik İşlem Uygulamaları

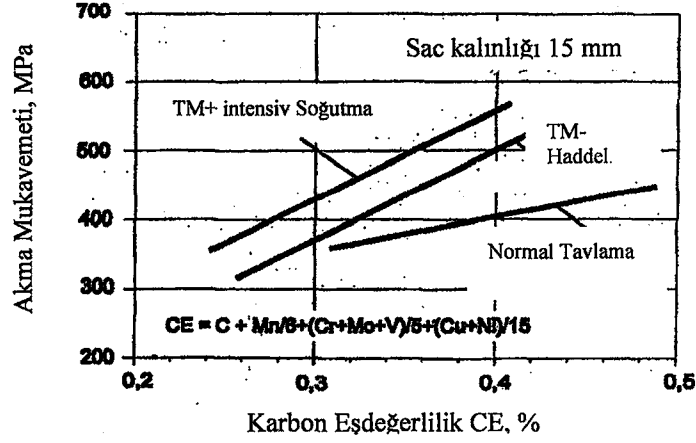
Genel olarak termomekanik işlem uygulamasıyla, malzemenin mekanik – teknolojik özelliklerine istenilen şekilde etki edilebilir ve üretim aşamalarının kısaltılmasıyla da enerji tasarrufu sağlanır.

3.2.1. Mekanik – Teknolojik Özelliklerin İyileştirilmesi

Mekanik – teknolojik özelliklerin iyileştirilmesi iki şekilde kullanılabilir:

- Çeliklerin yüksek mukavemetleri ile (iyileştirilmiş tokluk) daha hafif konstrüksiyonlar mümkündür. Termomekanik işlem uygulaması “hafif yapı malzemesi çelik” kavramına götürür ve malzeme tasarrufu sağlar. Bir araba yay konstrüksiyonunun ağırlığı termomekanik işlem ile 85 kg’dan 65 kg’a düşürülebilmektedir (Dahl vd., 1993; Bleck vd., 1997).
- Malzeme özelliklerinin termomekanik işlem uygulamasıyla ayarlanabilme özelliğiyle - ki aksi takdirde sadece yüksek alaşımlı çelikler yardımıyla erişilebilir – dar çerçevede pahalı alaşım elementlerinden vazgeçilebilir ve daha ucuz çelikler kullanılabilir (Dahl vd., 1993).

Şekil 3.3 termomekanik haddeme sonrasında hızlı soğutma ile kombine edilmiş yöntemin, Termomekanik haddeme ve normal tavlama yöntemi ile karşılaştırıldığında daha yüksek akma mukavemetine ulaşabildiğini göstermektedir. Böylelikle belli bir akma veya çekme mukavemetinde, daha az alaşımlı, yani daha hesaplı (ucuz) kimyasal bileşime ulaşılabilir. Aynı zamanda daha düşük karbon eşdeğerliliğinden ötürü kaynaklanabilirlik de iyileştirilir (Bleck vd., 1997).



Şekil 3.3: Termomekanik haddeme ve hızlı soğutma neticesinde sabit bir akma mukavemetinde karbon eşdeğerliliğin düşürülmesi (Bleck vd., 1997).

3.2.2. Enerji Tasarrufu

Yarı mamulden hareketle deformasyon ve ısı işlemden geçerek son ürüne ulaşılan bir çok üretim yöntemi, yarı mamulün bir çok defa ısıtılıp soğutulmasıyla bilinir.

Şekil vermenin ısı işleme birleştirilmesiyle, üretim safhaları düşürülebilir, enerji tasarrufu sağlanabilir ve aynı zamanda daha kısa üretim süresine ulaşılabilir (Dahl vd., 1993).

Çeliklerin termomekanik işlemlerinin şimdiki ve gelecekteki ticari uygulamaları göz önüne alındığında, mikroyaşlı çeliklere halen ticari olarak kontrollü haddeme şeklinde uygulanmaktadır. Bu çelikler termomekanik işlenmiş çeliklerin % 80'ini kapsamaktadır. Mikroyaşlı çeliklerin kontrollü haddelenmesindeki esas amaç, çok küçük tane yapısını elde etmektir. Bu çok küçük taneli yapı, mikroyaşlı çeliklere oldukça yüksek mukavemet ve tokluk özellikleri kazandırır (Kayalı, 1995).

3.3 Termomekanik İşlemlerde Sorunlar

Termomekanik işlemlerin endüstriyel uygulamalarında bazı sorunlar da vardır. Termomekanik işlemlerle üretilen yüksek mukavemetli ürünlerin talaşlı imalatla işlenmesi zordur ve bu ürünlerin kaynakla birleştirilmesi sonucu mekanik özellikleri de bozulmaktadır. Termomekanik işlemlerin en kolaylıkla uygulanabildiği yüksek alaşımlı çeliklerden karmaşık kesitli profillerin üretimi sırasında gerekli olan homojen deformasyonun sağlanmasında da zorluklar bulunmaktadır. Özellikle alaşımlı çeliklerin düşük sıcaklık termomekanik işlemlerinde % 50 den daha büyük deformasyon oranları gerektiğinden büyük kesitli parçaların bu işleme üretilmeleri mümkün olmamaktadır. Ayrıca yüksek mukavemetli

Çeliklerin düşük sıcaklıklarda deformasyonunu gerçekleştirmek için büyük kuvvetler gerektiğinden çok güçlü mekanik işlem cihazları da gerekmektedir (Kayalı, 1995).



4. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

Mikroalaşımlama çok az miktarda alaşım elementi katkıları ile yapılır. Genelde bir mikro alaşım Nb, Ti ve V gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan elementlerden toplam olarak max. % 0,25 içerir. Ayrıca Al, Mo ve B'da mikroalaşımlama için kullanılır. Mikroalaşım elementleri yalnız, ikili veya üçlü kombinasyonlar halinde, mikroyapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu incelterek tokluk ve mukavemeti beraberce artırır. İlave olarak gerçekleşen çökelti mekanizmasıyla direnç bir kez daha artar [1].

Mikroalaşımlama çelik çeşidi açısından esas itibarıyla hem alaşımsız ve düşük alaşımli çeliklerde hem de yüksek alaşımli çeliklerde mümkündür. Fakat özellikle belirgin etkilerini gösterdiği alaşımsız çeliklerde ve düşük alaşımli çeliklerde alışlageldiği gibi bir mikroalaşımlamadan bahsedilmektedir (Oberhauser, 1980). Mikroalaşım elementlerinin önemi mikroyapıdaki çok ince dağılmış karbür, nitrür veya karbonitrür olarak tane inceltici ve sertleştirici etkilerine dayanır. Bundan dolayı kullanımları belli bir oranda azotu (N) gerektirmektedir (Bergmann, 1987).

Mikroalaşımli çeliklerinin üretimi dört adımda gerçekleşmektedir (Bakkaloğlu, 1995):

- 1- Mikroalaşımlama,
- 2- 2-Ostenitleme,
- 3- 3-Sıcak Haddeleme,
- 4- 4-Kontrollü Soğutma.

Arzu edilen özelliklerin ortaya çıkması için bu adımlar teker teker veya kombineli olarak uygulanabilmektedir. Az alaşımli yüksek mukavemetli çeliklerin bir çoğu ferrit + perlit yapısında, bir kısmı ise ferrit + beynit ve temperlenmiş martenzit veya beynitik yapıda olabilmektedir. (Tekin, 1981)

TM şekil verilmiş çeliklerin büyük oranda mikroalaşımli çelikler (Nb,Ti,V) olarak üretilmelerinden (Kayalı, 1995; Dikeç, 1991) dolayı, bu çeliklerin etki mekanizmalarına genel bir bakış sunulacaktır:

4.1 Spesifik Mikroalaşım Elementleri

Niobyum: Niobyum ostenitte küçük çökelti oluşumlarıyla düşük sıcaklık tokluğunun eldesinde önemli bir rol oynar. Ancak niobyum içeriği sınırlandırılmıştır; çünkü uygulamada niobyum karbonitrürleri ostenitleştirmede kısmen çözünmeden kalır. Nb mukavemet ve tokluğun artmasında da etkilidir, çünkü yeniden kristalleşmeyi geciktirir ve tane boyutunu küçültür. En yüksek tane küçültme etkisi niobyumdur. Etken miktar sınırı % 0.04 Nb'dur. Bu miktar Nb-alaşımında tokluk maksimum seviyededir. Aynı zamanda düşüğe olsa çökeltme sertleşmesi etkisine sahiptir (Çeviker, 1991).

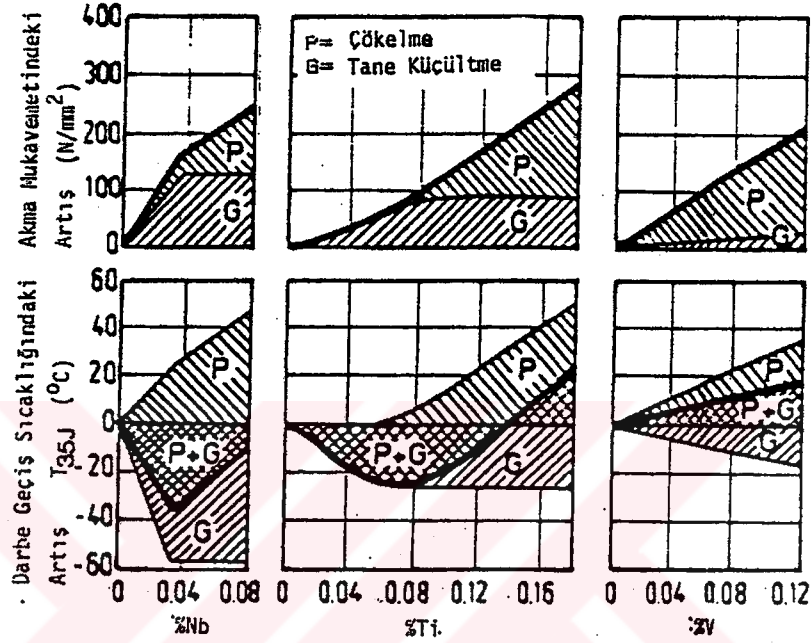
Titanyum: Titanyumun etkinliği niobyumunkinden çok daha düşüktür. Alaşımlama oranıyla mukavemet artırıcı etki orantılı olarak arttığından, titanyumla yüksek mukavemet artışları hedeflenir. Titanyum mikroalaşımli çelikler de aynı şekilde yeniden kristalleşme ataletine meyletmektedir. Sıcak deforme edilebilirlik, azota olan aşırı afiniteden dolayı ve bunun neticesi bağlama yüksek sıcaklıklarda sürekli iyileştirilir. Titanyum nitrür fiziksel ve termodinamiksel olarak niobyum karbonitrüre çok benzer. Titanyum nitrür kaynak esnasında ısı tesiri altındaki bölgedeki tane kabalaşmasını engeller. Titanyumun tane küçültme etkisi niobyum ile vanadyum arasındadır; çökelti sertleştirme karakteristiği ise vanadyuma benzemektedir (Hannane, 1989).

Vanadyum: Çelikte en büyük çözünürlüğe sahip mikroalaşım elementidir. Vanadyum nitrür, vanadyum karbüre göre daha az çözünür. Azot oranının artmasıyla vanadyumun çözünme ve çökeltmesi iyi kontrol edilebilir. Vanadyum çökeltileri titanyuma nazaran daha az etkilidirler. Yeniden kristalleşme geciktirmesi oldukça düşüktür. Düşük sıcaklıklarda vanadyum KÇ halinde bulunur; böylece dönüşüm gecikir. Buna karşın yüksek vanadyum çözünürlüğü ferritin normalleştirme tavından sonra iyi bir çökelti sertleşmesine yol açmaktadır (Hannane, 1989). Artan vanadyum miktarı ile akma mukavemeti artar. Tane inceltme etkisinin zayıf olmasından dolayı tokluğa etkisi negatiftir (Çeviker, 1991).

Alüminyum: Desoxidasyon maddesi ve mikroalaşım elementi olarak çelik üretiminde çifte fonksiyona sahiptir. Tam durgun çeliklerde çözünmüş Al mikroalaşım elementi olarak etki eder. Azota olan aşırı afinitesinden dolayı AlN oluşturur. Bu, ostenit tane büyümesini engeller ve ostenit dönüşümünü hızlandırır. Al esas etkisini ferritin kuvvetli tane inceltmesinde gösterir (Hannane, 1989).

Niobyum, titanyum ve vanadyumun akma mukavemetine ve darbe geçiş sıcaklığına etkisi Şekil 4.1'de gösterilmektedir.

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler mikroalaşım elementleri dışında ortalama % 1.5 Mn içerirler. Mn'in oluşan iğnesel ferritin tane boyutunu küçültücü etkisi bu miktara kadar oldukça kuvvetlidir. Karbon miktarı ise kullanım alanı ile direk ilişkilidir. Tokluk ve kaynaklanabilirlik özelliklerine negatif etkisinin yüksek olması nedeniyle karbon miktarı modern mikroalaşımlı çeliklerde % 0.1'in altına düşürülmüştür (Çeviker, 1991).



Şekil 4.1: Nb, Ti ve V'un akma mukavemeti ve darbe geçiş sıcaklığına etkisi (Hulka, 1993).

Mikroalaşım elementleri termomekanik işlem çerçevesinde çok önemli roller oynamaktadırlar. Cr, Mo ve Mn elementleri özellikle KÇ-sertleşmesi yoluyla etki ederlerken, V, Nb, Ti mikroalaşım elementlerinde tamamen başka mekanizmalar vardır. Burada mukavemet ve tokluk artışına sertleştirme ve tane inceltme yoluyla ulaşılmaktadır. Ancak sadece tane inceltme mukavemet ve tokluğun aynı anda yükselmesine yol açmaktadır.

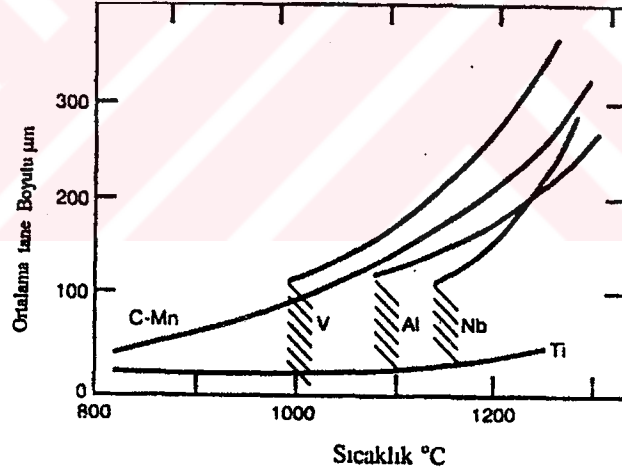
Buradaki metalurjik mekanizmalar şunlardır:

- Ostenit Tane Büyümesinin Engellenmesi
- Sıcak Şekil Verme Esnasında Yeniden Kristalleşmenin Engellenmesi
- Dönüşüm Davranışına Etki Edilmesi
- Çökelti Oluşumu

4.2 Ostenit Tane Büyümesinin Engellenmesi

Mikroalaşım elementlerinin çökeltileri belirli çözünürlüğe sahiptir. Çözündürme sırasındaki problem, aşırı ve düzgün olmayan tane irileşmesine meydan vermeden mümkün olduğunca çok mikroalaşım elementinin çözeltiliye getirilmesidir (Kneissl vd., 1990). Yüksek sıcaklık ve uzun süreler arzu edilmeyen tane irileşmesine yol açmaktadır. Oldukça düşük bir tane irileşmesi Ti, Nb veya V mikroalaşımli çeliklerde gözlemlenmektedir. Çünkü bu çeliklerde 1000 °C'den 1250 °C'ye kadar pratik olarak çözünmeyen ve böylece tane sınırı hareketini bloke eden karbür ve nitürler oluşmaktadır. Geciktirici bir etki çok az oranda çözünmüş durumda da tesbit edilmektedir (Pawelski vd., 1981).

Isıtma esnasında artan sıcaklıkla birlikte ortalama ostenit tane büyüklüğü artar, Şekil 4.2. Mikroalaşım elementleri, partikül şeklinde belirli bir büyüklüğe kadar mevcut olmaları halinde, tane büyüme prosesini etkili bir biçimde engellemektedir. Partiküllerin irileşmesiyle ya da çözünmesiyle her mikroalaşım elementine uygun sıcaklık alanlarında – şekilde taralı olarak gösterilmiş – bu etki kalkar ve ostenit aşırı derecede kabalaşır (Dahl vd., 1991).



Şekil 4.2: Farklı mikroalaşımli çeliklerde ostenit tane kabalaşması (Topateş, 1995).

Başarılı bir termomekanik işlem için gerekli şart, ostenitleme yoluyla deformasyon öncesinde uygun bir başlangıç yapısının ortaya çıkmasıdır. İnce bir ferrit tanesi için dönüşüm öncesi ince bir ostenit tanesi önemli bir şart olduğundan, burada bir yanda oldukça yüksek seçilmiş ostenitleme sıcaklığıyla aşırı bir tane büyümesinden kaçınılmalı, diğer yanda sıcaklık o kadar yüksek olmalıdır; öyle ki bundan sonraki bir termomekanik işlem için ostenitte yeterli derecede mikroalaşım elementi oranı çözünebilsin.

Tane büyüme hızı, artan ostenitleme sıcaklığı ve süresiyle artar. Bir tane büyümesi, büyümeyi yavaşlatıcı engellerin bulunmaması durumunda gerçekleşebilir. Bu engeller ostenit tane sınırlarında bulunan ince çökeltilerdir. Şayet partiküller yüksek sıcaklıklar yoluyla kabalaşır ya da hatta çözünürlerse, bir tane büyümesi gerçekleşebilir. V-çökeltileri 1050 °C civarında tamamen çözündüklerinden, V'nin tane büyümesini engelleyici etkisi düşüktür. Ostenit tane büyümesinin etkili bir kontrolü sadece Nb ve Ti çökeltileriyle gerçekleşebilir (Dahl vd., 1992b). Tamamen çözünmüş, kısmen çözünmüş ve hiç çözünmemiş partiküllerin oranı deformasyon ve dönüşüm öncesinde, esnasında ve sonrasında tekrar çökelme olaylarına aşırı derecede etki etmektedir. Belli bir dağılımda partiküllerin mevcut olması durumunda tane sınırlarının bloke edilmesinden dolayı ostenit tane büyümesi engellenir veya tamamen bastırılır. Bir tane sınırı blokese için her hacim elemanı başına belli bir minimum partikül sayısı gereklidir. Bu minimum sınırın altına düşme ikincil yeniden kristalleşmeye yol açar (Hannane, 1989).

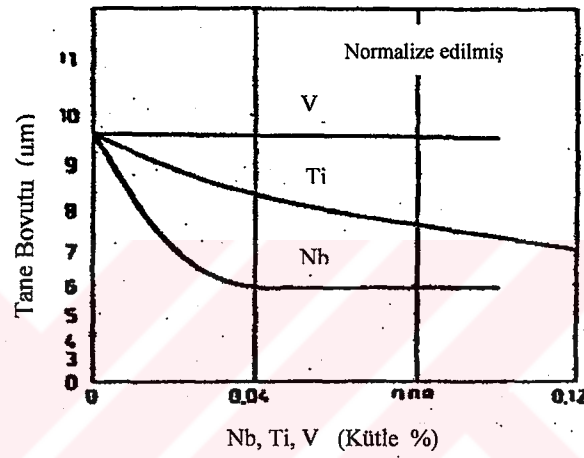
Ferrit tane büyüklüğü ostenit tane büyüklüğüyle etkilenme yanında yeniden kristalleşme ve dönüşüm davranışı yoluyla da belirlenir.

4.3 Yeniden Kristalleşmenin Engellenmesi

Deformasyon, ostenitleme sırasında meydana gelen tane büyüklüğünü dinamik veya statik yeniden kristalleşme yoluyla azaltma şansı verir (Pawelski vd., 1981). Sıcak deformasyonun en önemli hedefi, γ - α -dönüşümü öncesinde belli bir ostenit yapısına ulaşmaktır. Birçok durumda ince taneli bir ostenit yapısı hedeflenir. Çoğunlukla geniş bir sıcaklık alanında yapılan çok kademeli deformasyon esnasında ostenit tane inceltmesi dinamik ve/veya statik yeniden kristalleşme üzerinden gerçekleşir. Çeliğin bileşimi, sıcaklık ve deformasyon parametreleri yeniden kristalleşme mekanizmalarının duruma göre birini (statik) veya diğerini (dinamik) belirler. Mikroalaşımlama ile, kuluçka zamanı ve statik yeniden kristalleşme hareketi kuvvetli bir şekilde geciktirilir (Dahl vd., 1991).

Mikroalaşımlı çeliklerde genel olarak artan mikro alaşım elementi oranıyla dinamik yeniden kristalleşmede bir gecikme gözlenmektedir. Çözünmüş elementler, özellikle Nb, toparlanma geciktirici olarak etki etmekte, ostenit kafesinin çarpılmasını sağlamakta ve bu yolla dislokasyon hareketine etki etmektedir. Buna karşın, deformasyon sonucu çökeltiler, yeniden kristalleşmenin hem başlangıcını hem de ilerlemesini oldukça geciktirmektedirler (Hannane, 1989).

Mikroalaşım elementleri ostenitleme sıcaklıklarında küçük tane boyutunun korunması görevini üstlenirken, burada da tane sınırı hareketlerinin engellenmesi ile yeniden kristalleşmiş tanelerin büyümesini yavaşlatmak ve yeniden kristalleşmeyi geciktirmek veya tamamen önlemek görevini yerine getirmektedirler. Özel karbür yapıcılar ostenitin yüksek sıcaklıklarında çözünmekte; soğutma esnasında –deformasyonla hızlanır- en azından kısmen çökeltirler. Bu esnada yeniden kristalleşmeyi etkileyebilirler (Şekil 4.3). Tane sınırı hareketlerinin çökeltirler yoluyla engellenmesinden dolayı yeniden kristalleşme bölgesi daha uzun sürelere ötelenir (Pawelski vd., 1981).



Şekil 4.3: Mikroalaşım elementlerinin tane boyutuna etkisi (Çeviker, 1991).

4.4 Dönüşüm Davranışına Etki Edilmesi

Dönüşüm davranışı da mikroalaşım elementleriyle etkilenmektedir. Yapı çeliklerinin C-oranı mikroalaşım elementlerinin mukavemet ve tokluk artırıcı kullanımıyla aşırı derecede düşürülebildiğinden, mikroalaşım çelikler çok kısa dönüşüm zamanları göstermektedirler; böylece pratik olarak bir sertleşme tehlikesi ortaya çıkmamaktadır. Mikroalaşım elementlerinin faz dönüşümüne etkisi alaşım oranı yanında, ostenitleme sıcaklığına ve bununla birlikte çökelti durumuna bağlıdır. Düşük ostenitleme sıcaklıkları, hızlandırılmış ferrit oluşumuna yol açar, çünkü bir yanda matriksin C-oranı çözünmemiş karbonitrürler yoluyla düşürülürken, diğer yanda çökeltirlerin kendileri γ/α -dönüşümü için çekirdeklenme noktalarını temsil etmektedirler. Mikroalaşım elementlerinin artan oranı çözünürlük sıcaklığının yükselmesiyle aynı şekilde dönüşümün hızlandırılmasına etki eder. Yüksek ostenitleme sıcaklıklarında bir yanda matriksin C-oranı ve mikroalaşım elementi oranı yükselirken, diğer yanda karbonitrürlerin çözünmesinden sonra çekirdek yoğunluğu düşer.

Bundan dolayı ferrit oluşumu geciktirilerek beynit ya da martenzit kademesinde dönüşüm meydana gelebilmektedir (Dahl vd., 1992b).

4.5 Çökelti Oluşumu

Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerinde özellikler büyük oranda çökelti tarafından belirlenir. Çökelti dislokasyon hareketini engellerler, bu da sertlik ve mukavemetin artmasına yol açar (Bakkaloğlu, 1995). Ti, V, Nb gibi mikroalaşım elementleri, karbür, nitrür ve karbonitrürler oluşumu üzerinden ilave bir çökelti sertleşmesi meydana getirirler (Spitzer, 1981).

Karbonitrür oluşturuç mikroalaşım elementleri içeren yapı çelikleri için çok ince dağılmış çökelti çözünmesi çok önemli bir rol oynamaktadır. Bileşimin termodinamik çözünürlüğüne ve alaşım metalinin difüzyon kapasitesine göre çözünme olayı – bazı partiküllerin irileşmesiyle birlikte – belli bir sıcaklık aralığında cereyan etmektedir. Çökelti olaylarından yararlanmak için haddeleme sırasında ve sonrasında, deformasyondan önce geniş ölçüde bir çözünürlük hedeflenebilen karbonitrür oluşturuçlar tercih edilir. Bundan dolayı alışımlı karbon ve azot oranlarına sahip yüksek mukavemetli yapı çelikleri için NbC, TiC ve VN dikkate alınmak durumundadır. 1200 °C civarında tutma esnasında partiküller çözünebilirken, son hadde sıcaklıklarında ve daha da soğutma durumunda tekrar çökelmeye yol açan kuvvetli bir aşırı doyum ortaya çıkmaktadır. Karbonca zengin çelikler için zikredilen bileşiklerin deformasyon öncesindeki ısıtma sıcaklıklarındaki çözünürlüğü düşüktür (Meyer, 1981).

Mikroalaşım bileşiklerinin partikülleri, ostenitte çözünmeden kalmış ve soğumada artan fazla doyumun etkisi ile oluşan çökeltilerdir. Çökelti hızı plastik deformasyonun artması ile artar. Mikroalaşım elementlerinin bir diğer rolü ostenit dışında çökelti sertleşmesi sağlamasıdır. Mikroalaşım elementlerine ve termomekanik işleme bağlı olarak ostenitte çözülmüş mikroalaşım elementlerinin sadece bir kısmı çökelti. Çözülmüş kalanlar, dönüşümden sonra veya dönüşüm sırasında çökelti (Çeviker, 1991). Çözülmüş mikroalaşım elementleri mikroyapının ve özelliklerin belirlenmesinde etkin rol oynarlar. Ferrit kafesinin dayanımlarını artırmalarının yanında dönüşüm sıcaklığını düşürürler ve ferrit veya beynit oluşumunu engellerler (Topateş, 1995).

5. METALLERDE KIRILMA DAVRANIŞLARI

Kırılma, gerilme altındaki katının iki veya daha fazla parçaya ayrılmasıdır. Genel olarak metallerin kırılması sünek veya gevrek veya ikisinin karışımı şeklinde olabilir (Smith, 2001). Bir parçanın kırılması makroskobik ve mikroskobik bakış açılarıncı da sınıflandırılmaktadır; makroskobik açıdan: gevrek ve sünek kırılma, mikroskobik açıdan: kopma kırılması ve kayma kırılması. Bu iki kırılma mekanizmasının hangisinin ortaya çıkacağı mikroyapı parametreleri, sıcaklık, yükleme hızı ve gerilme durumu gibi çeşitli faktörlere bağlıdır (Pardun, 1998). Teknik dilde bir kırılma, eğer büyük oranda bir şekil değişimi meydana gelmişse sünek olarak, dikkate değer bir plastik şekil değişimi olmaksızın gerçekleşmişse gevrek olarak tanımlanmaktadır (Lange, 1972).

Kırılma, genellikle çatlak oluşumu ve çatlak ilerlemesi olaylarından meydana gelmektedir. Çatlaklar malzeme üretimi veya işlemlerinden dolayı önceden mevcut ise, çatlak oluşumu olayına gerek kalmamaktadır. Çatlak ilerlemesi kararlı veya kararsız olabilir. Kararlı çatlak ilerlemesinde, çatlağın boyunu bir miktar artırabilmek için yükü de bir miktar artırmak gerekir. Çatlak ilerlemesi yavaş yavaş gerçekleşiyor ve çatlak yükün boşaltılmasıyla her seferinde durdurulabiliyorsa, kararlı bir ilerleme aşamasındadır. Çatlak ilerlemesi kontrol edilemez yüksek hızlara ulaşmışsa, bu durumda kararsız çatlak ilerlemesi mevcut bulunmaktadır. Kararlı olarak ilerleyen çatlak kritik bir uzunluğa ulaştıktan sonra kararsız hale gelebilir (Bergmann, 1984; Yılmaz, 1995).

5.1 Gevrek Kırılma

Gevrek kırılma plastik şekil değişimi olmaksızın aniden meydana gelir ve çok az enerji yutar. Bu tür kırılmanın nerede ve ne zaman olacağı önceden kestirilemediği için çok tehlikeli olabilir. Sünek malzemelerin yorulma kırılması da bir gevrek tür kırılmadır. Gevrek kırılma çok çeşitli etkenlerin rol oynadığı karmaşık bir olaydır, bu nedenle henüz tam olarak açıklanamamış ve kesin kurallar geliştirilememiştir. Gevrek malzeme elastik sınırın sonunda kırılır ve elastik sınırla çekme mukavemeti aynıdır. Bütün gevrek malzemelerde mukavemet hesaplarında kritik gerilme olarak çekme mukavemeti alınır. Düşük sıcaklık, tekrarlı gerilmeler, kaymayı kısıtlayan çok eksenli gerilmeler, yüksek hızlı şekil değiştirmeler gevrek kırılma eğilimini artırır (Onaran, 1995).

Gevrek kırılma, tanelerarası veya taneleriçi kırılma şeklinde olabilir. Taneleriçi gevrek kırılma, bir tane içinde kristal düzlemlerinin ayrılması ile başlar ve bu şekilde tüm kesitte

ilerler. Tane sınırı, katışkılar veya çökeltiler nedeniyle gevrekleşmişse tanelerarası gevrek kırılma meydana gelebilir. Gevrek kırılma yüzeyi normal gerilmeye diktir (Bargel ve Schulze, 1993).

5.1.1 Taneler Arası Gevrek Kırılma

Tane sınırları boyunca öncelikli kırılma genellikle uygunsuz bir ısıl işlem neticesi olarak ortaya çıkar. Tane içinin aşırı pekleştirilmesi durumunda, tane sınırı kırılması tehlikesi daha da büyüktür. Taneler arası kırılmaya tane sınır çökeltileri sebep olduğundan, kırılma duyarlılığının amaca uygun bir ısıl işlemle ortadan kaldırılması mümkündür. Isıl işlem, önce çökeltilerin çözünmesini sağlamalı ve sonra hızlı bir soğutmayla çökeltileri tamamen veya büyük oranda tane sınırlarında baskı altına almalıdır (Bergmann, 1984).

5.1.2 Tane İçi Gevrek Kırılma (Ayrılma Kırılması)

Genelde tane sınırları tane içinden daha yüksek dayanıma sahiptir. Bu yüzden çoğunlukla tane içi çatlak ilerlemesi oluşur. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip metallerde, özellikle çeliklerde ortaya çıkar. Çatlak tane içinde düşük Miller indisli düzlemleri takip ederek ilerler. Ayrılma kırılmasının başlaması için yerel plastik deformasyon gerekirse de tane içinde ilerlemesi sırasında plastik deformasyon oluşmaz. Ayrılma yüzeyleri her bir tanede farklı doğrultuda olduğundan çatlak taneden taneye geçerken her bir doğrultuda farklı hareket eder. Böylece ayrılma yoluyla kırılmış bir malzemenin kırılma yüzeyi taneli bir görüntü verir (Eryürek, 1993).

5.2 Sünek Kırılma

Sünek kırılma belirgin ölçüde plastik şekil değiştirme ve büzülmeden sonra oluşur ve oldukça büyük enerji yutar. Bütün kırılma olaylarında olduğu gibi, sünek kırılmada da önce çatlak oluşur, sonra bu çatlak yayılarak ani kırılma ile son bulur. Ancak % 100 büzülmenin olduğu özel durumlarda çatlak oluşumu görülmez. Sünek kırılmada mukavemet hesaplarında kritik gerilme olarak akma sınırı seçilir. Sünek malzemelerde çatlak genellikle iç yapıda bulunan oksit parçacıkları, boşluklar veya sert fazlar çevresinde oluşmaya başlar. Hiç boşluk bulunmayan ve sert faz içermeyen sürekli yapıya sahip kristallerde de dislokasyon yığılması sonucu çatlak doğabilir. Üç eksenli çekme gerilmeleri oksitler gibi sert parçacıklar çevresinde boşluklar oluşturur, bu boşluklar da birleşerek çatlağa dönüşür. Bazen sert fazın içinde de çatlaklar doğabilir. Bu şekilde oluşan çatlaklar birleşerek dışarıya doğru yayılır, yüzeye

gelince üç eksenli gerilmenin getirdiği kısıtlama azalır ve 45° açı yapan koni yüzeyi boyunca kayma kırılması şeklinde son bulur. Çatlak başlangıcına neden olan sert ve gevrek fazların miktarı arttıkça, gevrek kırılma eğiliminin artması doğaldır. Ayrıca değişken kesitlerde pekleşme ve plastik şekil değiştirmeyi kısıtlayan çok eksenli gerilme halleri de sünekliği düşürür. Sünek malzemelerde çentik ve ani kesit daralması olan yerlerde meydana gelen gerilme yığılması, gevrek malzemelerde olduğu gibi ani kırılma oluşturmaz. Keskin çentik ucundaki yerel yüksek gerilme akma sınırına erişince plastik şekil değiştirme başlar, keskin uç yuvarlaşarak kütleşir, bütün kesit plastik bölgeye girinceye kadar gerilmeye önemli bir artış olmaz. Böylece gerilim yığılması önemini kaybeder, gevrek malzemelerde olduğu gibi aniden kırılarak tehlike doğurmaz (Onaran, 1995).

Metallerin kırılmasına yol açan malzeme ayrılması mekanizmaları gevrek- ve sünek kırılma için çok farklıdır. Gevrek kırılma için bir ana çatlağın kararsız hızlı ilerlemesi karakteristik iken, sünek kırılma çoğunlukla boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve boşlukların birleşmesinin sonucudur (Stroppe, 1981).

5.3 Katışkıların Çatlak Oluşumu ve Çatlak İlerlemesine Etkileri

Metalik olmayan kalıntılar, çelikte mevcut olan ve şekli, büyüklüğü, sayısı ve dağılımlarına bağlı olarak çeliğin işleme ve kullanım özelliklerini etkileyebilen partiküllerdir. Arzu edilmediği halde çelikte bulunan kalıntılar ve belirli özellikleri elde etmek için istenilerek oluşturulan çökeltiler şeklinde değerlendirilmektedir (Rakoski, 1994).

Genel olarak bir çeliğin kalıntı oranı olabildiğince düşük olmalıdır. Her metal olmayan kalıntı çelikte bir çatlak veya bir deliği temsil etmektedir; ana maddenin metalik bağını keser ve iç çentik gibi etki eder. Gerilimler metal olmayan kalıntılar yoluyla sadece dar çerçevede taşınırlar; çünkü bir yanda kalıntılarının mukavemeti düşüktür, diğer yanda metal ile kalıntı arasındaki bağ hemen hemen yok gibidir. Büyük kalıntılar zararlı olduklarından dolayı istenmezler. Bunlar deformasyon esnasında plaka şeklinde uzayarak, çeliğin tabakalı bir yapıya sahip olmasına yol açarlar. Bazı cüruf çeşitleri yüksek sıcaklıklarda ostenitte çözünür ve soğuma sırasında diğer kristal çeşitleri gibi ostenit kristalinin tane sınırında tekrar çökelirler. Bu yolla zayıflayan tane sınırları mekanik bir zorlamada çatlar ve ostenit tane sınırı kırılmasına yol açar (Schumann, 1980). Düzlemsel sıralar halinde ve bölgesel olarak mevcut olan metalik olmayan inklüzyonlar sadece tokluk ve sünekliği düşürücü değil, aynı zamanda kaynak hatası ve lameller şeklinde yırtılmaya da neden olmaktadır (Tekin , 1981).

Boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve boşluk birleşme prosesleri uzamış, tek yönlü zorlanmış numunelerde aşırı deforme olmuş bölgede peş peşe gerçekleşmektedir. Boşluklar faz sınırlarında, tane sınırlarındaki çökeltelerde (ör: tane sınırı karbürlerinin kırılmasıyla), sert kalıntılarda (karbür, oksit vs.) ve çökeltisiz tane sınırlarında meydana gelebilir. Kalıntıların çevresinde deformasyon esnasında yoğun dislokasyon reaksiyonları meydana gelmekte, böylece bu bölgede dislokasyon yoğunluğu aşırı derecede artmaktadır. Deformasyonun artmasıyla bu prosesler sonuçta partikül/matriks sınır yüzeyinin ayrılmasına ve böylece de boşluk oluşumuna yol açmaktadır (Stroppe, 1981).

Çeliğin bünyesinde bulunan kalıntıların miktar, tür ve dağılımı şekil değiştirme ve kırılma davranışı ile mukavemet özelliklerini büyük ölçüde etkilerler. Çeliğin içindeki kalıntılar genelde oksitler ($MnO - SiO_2 - Al_2O_3$), sülfürler ve silikatlardır. Kalıntıların kaba bir ayırımla gevrek olanları yuvarlak ve köşeli, sünek olanları ise uzun biçimdedir ([2]; Bargel ve Schulze, 1995).

Bu kalıntılardan haddeleme işlemi sırasında deforme olmayan oksit kalıntılar daha zararlıdır.

Sülfür kalıntıları malzemenin süneklik, tokluk ve yorulma dayanımını düşürür. Sıcak şekil vermede yassılaştıran MnS dışında diğer bütün kalıntılar değişik ölçüde de olsa sert ve kırılığandır. Yüksek mukavemetli malzemelerde daha kuvvetli olmak üzere tokluğu azaltır. Şekil değişimi ile dayanım özelliklerinde belirgin bir anizotropi (yöne bağımlılık) yaratırlar. Ancak iri ve köşeli oksit kalıntılar gerilme yığılması ve kılcal çatlaklara neden olduklarından daha tehlikelidirler (Yılmaz, 1995).

Dış zorlamalar ana malzeme/kalıntı faz sınırında adezyonun azlığı dolayısıyla ayrılmalara neden olursa, bir çatlak gibi davranan kalıntı servis koşullarında çoğu zaman hasara yol açar. Ancak çelikte geniş yüzeyli ve dizilenmiş kalıntıların (çoğunlukla MnS) bulunması, darbeli zorlama altında çatlak ilerlemesine karşı direnci önemli oranda artırabilir. Çentik dibinden başlayan çatlak, kalıntılar nedeniyle yön değiştirmek zorundadır. Çatlağın uygun yerlerde yeniden oluşabilmesi ise, doğrudan ilerlemesine göre daha fazla darbe enerjisini gerektirir. (Bargel ve Schulze, 1995).

Çelik üretiminde Si, deoksidan olarak kullanıldığından manganez silikatlar oluşur. Bu silikatlar ne kadar sert iseler de, alümina ve Ca- alüminatlardan daha yumuşaktır. Al'in deoksidan olarak kullanılmasıyla Al_2O_3 oluşur. Bu kalıntılar küçüktür ancak yüksek yüzey gerilimine sahip olduklarından birleşerek Al_2O_3 kümelerini oluştururlar. Bu kalıntılar çok sert olduklarından, çeliğin herhangi bir şekilde deformasyona uğradığında kendileri deforme

olmaz ve çevrelerinde açılmalar yani çatlaklar oluşur. Bu tür kalıntılar sıvı çeliğe Ca ilave edildiğinde tür ve biçim değiştirebilirler. Bu tür çeliklerde Ca-alüminatlar oluşur. Alüminat kalıntılar da çok sert olduklarından Al_2O_3 kadar zararlıdır. Ancak bunların çevresinde CaS oluşturarak köşeli ve küçük kalıntıları yumru biçimine dönüştürür. Bu da çeliğin sünekliğini ve hadde doğrultusuna dik doğrultudaki tokluk özelliklerini iyileştirir (Yılmaz, 1995; Tekin, 1981).

Kalıntı ve çökeltilerin ortaya çıkması aynı şekilde büyük oranda çatlak ilerleme mekanizmasına etki etmektedir. Karbür çökeltilerinin büyüklüğü, formu ve dağılımı tokluk davranışına da büyük etkiye sahiptir. Yuvarlak ve ince dağılmış karbürler tokluk değerlerini iyileştirmektedir. Buna karşın daha büyük ve uzun karbürler ile tane sınırlarında ortaya çıkan karbürler tokluğu kötüleştirilmektedir. Kalıntı ve çökeltilerin en büyük etkileri kayma kırılmasında beklenmelidir; çünkü kayma kırılması, kalıntı ve çökeltiler etrafındaki boşluk oluşumu, ilerlemesi ve boşlukların birleşmesi kademeleriyle, partiküllerin varlığı ve dağılımıyla sıkı sıkıya bağlıdır (Hagedorn vd., 1990).

5.4 Isıl İşlem Sonrası Kırılma Davranışı

Alaşımız yapı çeliklerinin özellikleri kimyasal bileşimleri yanında, ısıl işlemin şekliyle de belirlenir (Dahl vd., 1992b). Karbon oranının düşürülmesiyle kaynaklanabilirlik iyileştirilmiş ve aynı zamanda bir tokluk kazanımına ulaşılabilmektedir (Engl ve Fuchs, 1981). Karbon oranındaki bir düşüş, mikroyapıdaki ferrit payını yükseltmekte ve mukavemeti düşürürken, tokluğu iyileştirmektedir (Huchtemann ve Schöler, 1990). Modern metalurjik yöntemlerle yüksek tokluk değerlerine ulaşılabilmektedir: Silisyum, manganez ve vanadyum oranlarının ayarlanmasıyla çentik darbe tokluğu iyileştirilmekte (Engeneer vd., 1987), kükürtsüzleştirme yoluyla çok yüksek tokluklara sahip çelikler üretilebilmekte ve termomekanik haddeleme yoluyla özellik iyileştirme imkanlarından yararlanılmaktadır (Streisselberger vd., 1997).

Haddeleme esnasındaki sıcaklık kontrolü önemli bir rol oynamaktadır. Çözünmeyen partiküller, tane büyümesini geciktirici olarak etki ederler, ancak düşük sıcaklıklarda bir çökelti sertleşmesine katkıda bulunamamaktadırlar. Mikroyapı haddeleme esnasında haddeleme yönünde uzar. Genel yapı çeliklerinde haddelemede paso aralarında bir tanenin yeniden oluşumu, yani yeniden kristalleşme, ortaya çıkarken, mikroalaşımli çeliklerde – özellikle niobyumlularda – yeniden kristalleşmenin engellenmesi veya geciktirilmesiyle uzamış haldeki mikroyapı oluşumu hadde sonuna dek muhafaza edilmektedir. Haddeleme esnasında veya sonrasında meydana gelen γ/α -dönüşümü –uzamış bir östenit tanesinden

hareketle- yuvarlak, yeniden kristalleşmiş taneden daha ince bir mikroyapıya yol açar. Bundan dolayı nihai tane büyüklüğü deformasyon derecesi ve son hadde sıcaklığıyla ayarlanabilmektedir. Azalan son hadde sıcaklığıyla akma sınırı yükselirken, aynı zamanda geçiş sıcaklığı düşer. Deformasyon miktarının artırılması, mukavemet ve tokluk özelliklerinin önemli ölçüde iyileşmesine yol açar (Kaup ve Zimnik, 1977). Tavlama sıcaklıklarının yükseltilmesi çentik darbe enerjisini düşürür, bunun neticesi olarak da geçiş sıcaklığı yükselir (Engeneer vd., 1987). Mikroalaşımli çelikler, ferritik-perlitik mikroyapılarından dolayı düşük bir çentik darbe tokluğu göstermektedirler. Dövme ya da son hadde sıcaklığının artırılmasıyla mikroyapıdaki ferrit payı düşer ve dönüşüm mikroyapısı biraz daha irileşir. Bunun neticesi olarak çentik vurma tokluğu daha da düşer (Brandis vd., 1988).

Bir KÇ-oluşumu, ör. Silisyum ile, tokluk ve kaynaklanabilirliğe perlit oranı gibi negatif etki etmektedir. Sertleştirme ve özellikle de tane inceltme, tokluğa daha iyi etkide bulunmaktadır.

Çelikteki metalik olmayan kalıntıların etki altında tutulmasıyla da, özellikle de sülfürlerin, tokluk ve soğuk şekillendirilebilirlikte bir iyileştirme hedeflenebilir. Çökelti sertleşmesi vanadyum ve niobyum karbonitrürlerin oluşumuna dayanmaktadır. Artan partikül çapıyla akma sınırı yükselirken, tokluk düşer. Belli bir partikül büyüklüğünün aşılmasından sonra tokluk iyileşirken, akma sınırı tekrar düşmektedir. İri partiküllerde özellikler az bir oranda değişmektedir. Bu davranışı, çökelti ile hareketli dislokasyonlar arasındaki karşılıklı etkileşim üzerinden Kaup ve Zimnik (1977) şu şekilde açıklamaktadır:

İnce partiküller dislokasyonlarca kesilir. Artan partikül çapıyla partiküllerin kesilmesi için daha yüksek bir enerji sarfiyatına gereksinim vardır. Böylece akma sınırı yükselmektedir. Bu kesme mekanizmasında bir kayma düzleminde dislokasyon ilerlemesi devam ettiğinden, başka bir kayma düzlemine geçişte yüksek kayma basamaklarına yol açan aşırı dislokasyon yığılmaları ortaya çıkar. Bu yolla tokluk özelliklerine negatif etkide bulunan mikroçatlak oluşma tehlikesi belirir. Artan partikül çapıyla birlikte partiküller arası mesafe de büyüdüğünden, dislokasyonların hareketi daha az engellenmektedir. Bu da akma sınırının tekrar düşmesine yol açar. Tokluktaki eşzamanlı iyileşmenin sebebi şudur: Partiküllerin etrafını dolaşarak geçme olayı, dislokasyonların birçok kayma düzlemine dağılmasına yol açar ve böylece başlangıçtaki kayma düzleminde büyük bir dislokasyon yığılması önlenmiş olur.

TM-haddelenmiş çeliklerde sık sık özel bir kırılma olayı ortaya çıkmaktadır. Bu kırılmadan dolayı iyi mikroyapı özelliklerinden hasıl olan mümkün olan en yüksek tokluğa henüz tamamen ulaşamamaktadır. Bu kırılma olayı numunenin yarılmaması şeklinde hadde yönüne

paralel olarak ortaya çıkmaktadır. Kırılma mikroskobik açıdan iki farklı tipe ayrılmaktadır (Engl ve Fuchs, 1980):

1. Kalıntı Tipi,
2. Mikroyapı Tipi.

Kalıntı tipi kırılma, kalıntı/matriks ara yüzeyinde meydana gelirken; kalıntıların yassı biçimde hadde düzleminde dizilmeleri halinde de kalıntı-tipi gözlemlenebilmektedir. Kalıntılar yoluyla kırılmanın sebebi, matriks ile kalıntı arasını ayırmak için gereken enerjinin düşük olmasıdır. Kalıntı-tipi kırılmaya meyletme durumu, kalıntıların oran ve dağılımlarının ayarlanmasıyla azaltılabilir: Kükürt oranının % 0.010'un altına düşürülmesi durumunda kırılmaya sülfür etkisi göz ardı edilebilir. Tekin'e (1981) göre düzlemsel sıralar halinde ve bölgesel olarak mevcut olan metalik olmayan inklüzyonlar tokluk ve sünekliği düşürmektedirler.

Mikroyapı tipi kırılma, transkristalin veya interkristalin şekilde ortaya çıkmaktadır. Kontrollü haddelenmiş mikroalaşımli çeliklerde çoğunlukla karışık kırılma tipi ortaya çıkmaktadır (Engl ve Fuchs, 1981).

Çelikteki S ve C oranlarından kaynaklanan homojensizlikler yanında hadde parametreleri de anizotropiye etki etmektedir. Yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda belirgin bir şekil verme texturu ortaya çıkmaktadır. Özellikle iki faz bölgesindeki haddeleme tokluğu dik yönde çok aşırı biçimde düşürmektedir (Hannane, 1989).

5.5 Tokluk Davranışını Belirleyen Deneyler

Tokluk bir malzemenin kırılmadan önce absobe ettiği enerjinin bir ölçüsüdür. Bir malzemenin kırılmadan belirli bir darbeye dayanması yeteneği söz konusu olduğunda önem kazanan bir mühendislik özelliğidir. Tokluğun en basit ölçme yöntemlerinden birisi darbe deneyidir (Smith, 2001). Çentik darbe deneyi, çeşitli sıcaklıklardaki darbe değerleri yanında, toktan gevrek kırılmaya geçişi de verir. Geçiş sıcaklığı, bir çeliğin gevrek kırılma davranışının tahmin edilebildiği bir büyüklüğü temsil etmektedir (Strassburger, 1976). Çentik darbe deneyi özellikle malzemenin gevrek kırılma eğiliminin saptanması ve ısıl işlemlerin kalite kontrolü için kullanılır. Darbe tokluğu dayanım hesaplarında 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 darbe değeri olarak verilmesi yeterlidir (Bargel ve Schulze, 1993).

Kırılma tokluğu K_c genelde çekme - basma deneyleriyle oluşturulan doğal çatlğa sahip bir numunede belirlenir. Kırılma tokluğunun belirlenmesinde deney şartlarının sonuçlara aşırı derecede bağlı olmasından dolayı standart talimatlar üzerinde çalışılmıştır. Bu standart talimatlar numune şekli, numune üretimi, çatlak açılımının ölçümü, yorulma çatlğı oluşturma, ölçüm sonuçlarının değerlendirilmesine kadar bütün ayrıntıları belirlemektedir. Çatlak içeren bir parçada oranların benzemesi için kırılma tokluğunun tespitinde bir yorulma çatlğı şeklinde suni bir çatlğa sahip numuneler kullanılmaktadır (Emrich, 1977). Kompakt çekme ve üç noktadan eğme deneyi, kırılma tokluğunu saptamak amacıyla günümüzde en yaygın olarak kullanılan yöntemlerdir.

5.6 Mikroyapı – Tokluk – İlişkileri

Mikroyapı, kırılma mekaniği değerlerine etki eden büyüklükler arasında belirleyici bir rol oynamaktadır. Bundan dolayı mikroyapı tipleri ayrı ayrı incelenecektir.

5.6.1 Ferrit-Perlit

Ferritik – perlitik mikroyapı, ferrit ve ferrit ile sementitin ortak büyümesi ile oluşan perlitten oluşmaktadır. Karbon atomunun oluşum esnasındaki çapraz difüzyonundan dolayı perlit lamelli olarak teşekkül etmektedir. Ferritik – perlitik mikroyapının tanımında ve mekanik özelliklere etkilerinin açıklanmasında şu parametreler önemli bir rol oynamaktadır (Pardun, 1998):

- Ferrit hacim oranı f_α ,
- Perlit hacim oranı f_p ,
- Ferrit tane büyüklüğü d_α ,
- Perlit küme büyüklüğü d_p ,
- Perlit lamel mesafesi S_o ,
- Sementit lamel kalınlığı t .

Akma sınırının tane büyüklüğünün tersinin karesiyle doğru orantılı olduğu birçok araştırmayla ortaya konmuştur. Hall-Petch, akma sınırı ile ferrit tane büyüklüğü arasındaki ilişkiyi şu şekilde ifade etmiştir (Tekin, 1981):

$$R_e = \sigma_0 + k_y d_\alpha^{-1/2} . \quad (5.1)$$

Burada R_e : akma mukavemeti, σ_0 : iç sürtünme gerilmesi, k_y : tane sınırlarının etkisini veren bir sabiti ifade etmektedir. Bu bağıntı birçok çelik çeşidinde denenmiş ve tasdik edilmiştir. k_y tane sınırlarının dislokasyon hareketlerine etkisi için bir ölçü olup, tane sınırlarının bloke edilmesi halinde bu etki daha belirgindir.

Hall-Petch analizinin gösterdiği gibi, tane inceltme akma mukavemetini yükseltmektedir. Çentik darbe ve çekme deneylerinden elde edilen geçiş sıcaklıkları göstermektedir ki, geçiş sıcaklığı ince taneyle düşmekte, yani gevrek kırılma davranışı iyileşmektedir. Böylece teknik uygulamalar için tane inceltme yoluyla mukavemeti yükseltme ve aynı zamanda tokluğu iyileştirme imkanı ortaya çıkmaktadır (Dahl, 1977b).

Akma mukavemeti ile perlit lamel mesafesi arasındaki ilişkiyi Flügge'ye atfen (Hulka vd., 1984) şu şekilde vermektedir:

$$R_e = 85.9 + 8.3 S_0^{-1/2}. \quad (5.2)$$

Gladman vd., (1972) göre perlit akma mukavemeti σ_p ile lamel mesafesi S_0 , koloni büyüklüğü d_p ve sementit plaka kalınlığı t arasında fonksiyonel olarak kesin bir ilişki bilinmemektedir. Akma mukavemeti R_e , ferritik-perlitik çelikler için (5.3)'e göre hesap edilmektedir:

$$R_e = f_\alpha^{1/3} \sigma_\alpha + (1 - f_\alpha^{1/3}) \sigma_p \quad (5.3)$$

Burada σ_α : ferrit akma mukavemeti, σ_p : perlit akma mukavemetini ifade etmektedir.

$$\sigma_\alpha = a + k_1(\%Mn) + k_2(\%Si) + k_3(\sqrt{\%N}) + k_y d_\alpha^{-1/2} \quad (5.4)$$

$$\sigma_p = b + j_1(\%Mn) + j_2(\%Si) + j_3(\sqrt{\%N}) + j_y S_0^{-1/2}. \quad (5.5)$$

Geçiş bölgesinde karakteristik bir sıcaklık olarak tarif edilen geçiş sıcaklığının teorik olarak belirlenmesi ise şu şekilde verilmektedir:

$$T_g (^{\circ}C) = f_\alpha [-46 - 11.5 d_\alpha^{-1/2}] + (1 - f_\alpha)[-335 + S_0^{-1/2} - 13.3 d_p^{-1/2} + 3.48 \cdot 10^6 t] + 48.7(\%Si) + 762 (\sqrt{\%N}). \quad (5.6)$$

Perlit morfolojisinin tokluk üzerine etkilerinin tetkikinde farklı görüşler ileri sürülmektedir: Perlit küme büyüklüğündeki bir düşüş, ferrit tane büyüklüğünün azalmasına benzer bir etki

yapmaktadır. Perlit koloni sınırı ilerlemekte olan bir çatlak üzerine bir tane sınırı gibi etki eder ve onu durdurabilir (Gladman vd., 1972).

Lamel mesafesinin kısılması sementit lamelleri arasında bulunan ferritin tane incelmeye manasında tokluk iyileşmesine yol açmaktadır (Pardun, 1998). Brandis vd., (1988) göre de lameller arası mesafenin azalması mukavemeti artırmaktadır.

Perlit lamel mesafesinin kısılması çentik darbe deneyinde geçiş sıcaklığının düşmesine yol açmakta, fakat bu düşme, (5.6)'da görüldüğü gibi, sementit lamellerinin kalınlığının eş zamanlı küçültülmesiyle telafi edilebilmektedir.

$$t = \frac{S_o}{\frac{f_p}{0.15.(\%C)} - 1} \quad (5.7)$$

(5.7) bağıntısına uygun olarak, tokluğun ferrit tane boyutunun küçültülmesiyle iyileştirilmesi yanında, sementit lamel kalınlığının inceltilmesi yoluyla da iyileştirilmesi mümkündür (Gladman vd., 1972).

Ferritik – perlitik çeliklerdeki araştırmalar kopma kırılmasında ferrit tane büyüklüğünün belirleyici parametre olduğunu göstermiştir (Rosenfield vd., 1972). Lamelerde, perlit kolonilerinde veya tane sınırlarında oluşan bir mikroçatlak, ta ki ferrite rastlayıncaya kadar, perlit kolonisi boyunca ilerlemektedir. Ferritin özellikleri mikroçatlak ilerlemesiyle ilgili olarak kırılma davranışını belirlemektedir. Buna karşın kayma kırılmasında perlit daha önemli bir rol oynamaktadır. Burada perlit lamellerinde oluşan kopmayla perlit kolonilerinde mikroçatlaklar oluşmaktadır; bunlar boşluk oluşumuna ve bu yolla da sünek kırılmaya yol açmaktadır. Perlit lamelleri yanında metal olmayan kalıntılar da yeterli derecede büyük olmaları ve perlit hacim oranının düşük olması durumunda boşluk oluşumuna katkıda bulunmaktadırlar (Miller ve Smith, 1970). Ferritik-perlitik mikroyapılarda tokluk özellikleri tane büyüklüğü yanında, ferrit-perlit oranına, perlit lamel mesafesine ve perlit lamel kalınlığına bağlıdır (Huchtemann ve Schüller, 1990).

5.6.2 Beynit

Metalurjik olarak, oluşum sıcaklığına bağlı olarak, beynit iki çeşide ayrılmaktadır; alt beynit ve üst beynit.

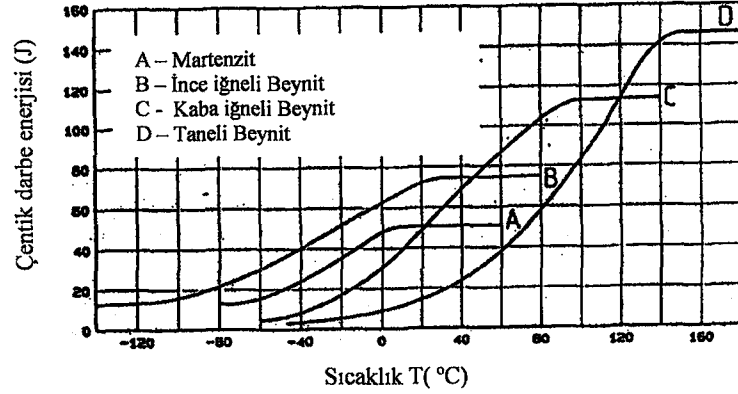
Üst beynitte ferrit paralel latalar şeklinde oluşmuştur. Bunların arasında karbonca zengin komponentler, karbürler, martenzit ve/veya artikostenit bulunmaktadır (Lotter ve Hougardy, 1991). Alt beynitte ferrit plaka şeklinde oluşmaktadır (Edmonds ve Cochrane, 1990).

Mekanik özellikler için şekil esastır (Lotter ve Hougardy, 1991). İnce iğneli, kaba iğneli ve taneli biçiminde bir ayırım daha uygun görülmektedir. Beynitenin şekli çentik darbe enerjisi – sıcaklık- eğrisinin konumuna aşırı derecede bir etkiye sahiptir. İnce iğneli beynitten taneli beynite geçiş, geçiş sıcaklığının belirgin bir şekilde yükselmesine yol açmaktadır. İğneli beynitte iğne genişliği efektif tane büyüklüğü olarak görülürken, taneli beynitte önceki ostenit tane büyüklüğü belirleyici olarak görülmektedir. Geçiş sıcaklığının yükselmesinin sebebi olarak ince iğneliden taneli beynite geçişte efektif tane büyüklüğündeki belirgin büyüme gösterilmektedir (Lotter ve Kawalla, 1990).

Beynitik yapının karakterizasyonunda, ferritte olduğu gibi, hem akma mukavemeti hem de tokluğu belirleyen tane büyüklüğüyle karşılaştırılabilir bir parametrenin mevcut olmadığı hususunda genel bir görüş birliği vardır (Kalwa vd., 1986; Naylor, 1979). Çoğunlukla böyle bir parametre olarak, beynit lata genişliği (Bhadeshia ve Christian, 1990), veya beynitteki paketlerin büyüklüğü kabul edilmektedir. Lata genişliği olarak lataların ortalama genişliği; paketler olarak da beynit latalarının aynı yöne sahip olduğu alanlar kastedilmektedir (Pitsch ve Hougardy, 1984). Buna göre akma sınırı genelde lataların ölçüleriyle belirlenmektedir. Tokluk, özellikle de geçiş sıcaklığı, paket büyüklüğü ile belirlenmektedir (Kalwa vd., 1986). Dönüşüm sıcaklığı beynit latalarının genişliği için belirleyicidir. Beynit latalarının büyüklüğü düşen dönüşüm sıcaklığıyla düşmektedir. Azalan lata büyüklüğüyle akma sınırı yükselmekte ve aynı zamanda lata büyüklüğünde herhangi bir değişiklik olmaksızın geçiş sıcaklığı düşmektedir (Dahl vd., 1992a). Daha iri (kaba) bir beynit oluşumu çentik darbe enerjisi - sıcaklık diyagramında daha yüksek bir geçiş sıcaklığına yol açmaktadır, (Şekil 5.1) (Lotter ve Hougardy, 1991).

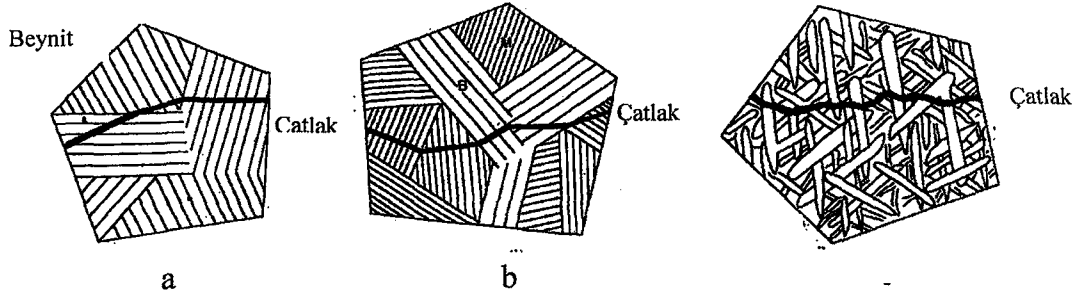
Edmonds ve Cochrane, (1990) ile Hougardy, (1978) gibi bazı bilim adamları da paket sınırlarını tokluk özellikleri açısından önemli parametreler olarak görmekte; çünkü paket sınırlarında (Şekil 5.2a ve b) de görüldüğü gibi, çatlaklar yön değiştirmektedir. Edmonds ve

Cochrane, (1990) bu düşünceyi daha da ileri götürerek, çatlakların yön değiştirmesinin paket sınırlarında değil, aksine ferrit lata sınırlarında ortaya çıktığı görüşündedirler (Şekil 5.2-c).



Şekil 5.1: Çeşitli mikroyapılar için çentik darbe-sıcaklık eğrileri (Dahl vd., 1992a).

Ostenit tane büyüklüğü de, beynit paketlerinin büyüklüğünü belirlediğinden, beynitin tanımında önemli bir diğer parametredir (Lotter ve Kawalla, 1990). Ostenit tane büyüklüğündeki bir inceltme, ortaya çıkan beynitik mikroyapının inceltmesi üzerinden toklukta iyileşmeye yol açmaktadır (Bhadisha ve Christian, 1990). Bir ostenit tanesinde oluşan beynit paketlerinin sayısı sadece ostenit tane büyüklüğünce değil, aynı zamanda çelik bileşimince de belirlenmektedir (Edmonds ve Cochrane, 1990).



Şekil 5.2: Paket sınırlarında (a, b) ve lata sınırlarında (c) çatlakların yön değiştirmesi (Edmonds ve Cochrane, 1990).

Karbürlerin büyüklüğü ve dağılımları (Kalwa vd., 1986) özellikler üzerine önemli etki parametreleri olarak görülmektedir. Karbürler alt beynitte mukavemete pozitif etki ederlerken, üst beynitte mukavemete herhangi bir etki etmemektedirler. Karbürler alt beynitte lataların içinde bulunurken, üst beynitte latalar arasında bulunmaktadır (Edmonds ve Cochrane, 1990). İri karbürler üst beynitte alt beynite nazaran daha yüksek bir geçiş sıcaklığına yol açmaktadırlar. Orta karbonlu çeliklerde karbürlerin dağılımı belirleyici faktördür. Burada

özellikle büyük karbürler önem arzetmektedirler. Sert partiküller etkili olmak için belli bir asgari büyüklüğe sahip olmak mecburiyetindedirler (Pardun, 1998). Dahl vd., (1992a) göre beynitin mukavemet özellikleri kendi oluşum sıcaklığı ile sıkı sıkıya bağlıdır.

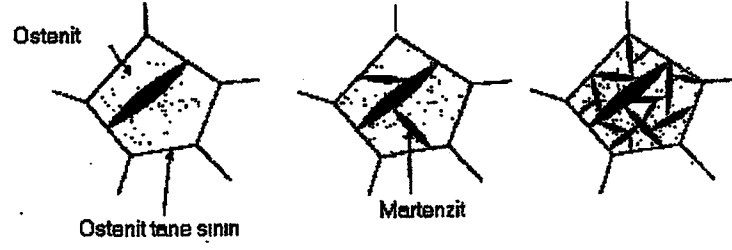
5.6.3 Martenzit

Beynitte olduğu gibi, oluşum mekanizmalarındaki benzerlikten dolayı martenzitte de benzer problemler ortaya çıkmaktadır. Ferrit tane büyüklüğü ile karşılaştırılabilir bir parametre bulmak zordur (Kalwa vd.,1986; Naylor, 1979). Vöhringer ve Macherauch'a, (1977) göre martenzitik yapılarda dislokasyon yoğunluğu, martenzit lata ve plakalarının büyüklüğü, arayerde çözünmüş karbon ve karbür çökeltileri mekanik özellikler için belirleyicidir. Dislokasyonlar, tane sınırı, ikizlenme sınırı ve faz sınırı, arayerde çözünmüş karbon ve intermetalik fazlar martenzitin pekleşmesini belirlemektedir. Tane sınırı pekleşmesinde kayma dislokasyonları tane ve ikizlenme sınırlarında yığılmakta ve komşu taneleri veya komşu tane bölgelerini kayma olaylarına zorlanmaktadır.

$$\sigma_{ts} = \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (5.8)$$

burada σ_{ts} : akma sınırını, k: malzemeye bağlı bir büyüklüğü ve d: ortalama tane çapını veya ikizlenme lamel mesafesini temsil etmektedir. Tane çapı olarak önceki ostenit tane büyüklüğü veya massif martenzitin paket büyüklüğü efektif tane büyüklüğü olarak tarif edilmektedir. Kayma şekil değişimi ne kadar zorsa, mikroçatlak oluşum ihtimali o derece büyüktür. Ostenit – martenzit dönüşümündeki hacim artışı (ve bununla boy değişimi) de çatlak oluşumu üzerine olumsuz etki etmektedir (Vöhringer ve Macherauch, 1977).

Martenzit plakalarının büyüklüğü oluşum mekanizmalarından dolayı ostenit tane büyüklüğüyle belirlenir; ostenit tane sınırları martenzit plakalarının büyümesi için bir engel teşkil etmektedir. Lata tipi martenzit için de aynı şeyler geçerlidir. Düşen sıcaklıkla birlikte oluşan martenzit plakalarının büyüklükleri Şekil 5.3'deki gibi daha önce oluşmuş martenzit kristalleri tarafından sınırlandırılır. Bu şekilde martenzit plakalarının büyüklük dağılımı elde edilmektedir. Düşük karbon oranında ortaya çıkan lata tipi martenzitin paket büyüklüğü için de aynı şeyler geçerlidir (Pitsch ve Hougardy, 1984).



Şekil 5.3: Martenzit plakalarının oluşum aşamaları (Peters, 1997).

Hogardy (1978), sertleştirme mekanizmalarının tokluk üzerine etkilerini tarif etmiştir. İyi bir tokluğa ulaşabilmek için partiküller mümkün olduğunca düzgün ve çok ince dağılmış olmalıdır. Bundan başka partiküllerin belli bir asgari büyüklüğe sahip olmaları gerekir, yani artık kesilemeyecek kadar bir büyüklüğe ulaşmaları gerekir. Bu efektif tane büyüklüğündeki bir incelme tokluğun iyileşmesine etki etmektedir (Hougardy, 1978). Ostenit tane büyüklüğünün incelmesi paket büyüklüğünün incelmesi üzerinden çentik darbe deneyinde geçiş sıcaklığının iyileşmesine etki etmektedir. Naylor (1979), geçiş sıcaklığının paket çapı ve lata kalınlığına bağlı olduğunu göstermiştir. Plaka tipi martenzitte çok ince bir tane büyüklüğü mikroçatlak oluşma eğilimini azaltmaktadır (Pardun, 1998). Tane sınırları alaşım elementleri veya karbürlerce zenginleşmeyle taneden daha mukavim değillerse ve deformasyon esnasında kırılma etki ediyorsa, tane sınırlarının en uygun etkisi ancak bundan sonra geçerlidir (Hogardy, 1978; Speich ve Leslie, 1972).

6. KIRILMA MEKANİĞİ

Kırılma mekaniği, çatlak ucunda oluşan gerilme ya da gerilme alanlarından hareketle, çatlağın ilerleme davranışını inceleyen bilim dalıdır (Keleşoğlu ve Ünal, 1991). Kırılma mekaniğinin ana konusu bir yapı elemanında mevcut bir çatlağın hangi koşullar altında yayılarak kırılma oluşturacağını saptamaktır (Onaran, 1995). 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 yöntemleri ile hesaplanır (Bargel ve Schulze, 1993).

6.1 Lineer Elastik Kırılma Mekaniği

Kırılma mekaniğinin ana fikrinin belirgin hale getirilmesi için bilinçli olarak sonsuz büyüklükteki malzemede ince bir çentik ucundaki gerilme durumundan hareket edilmektedir (Dahl, 1977b). Lineer elastik kırılma mekaniğinde parçanın kırılmaya kadar elastik davrandığı veya çatlak ucundaki plastik deformasyonun parça boyutlarına nazaran küçük olduğu varsayılır. Griffith'ye göre, gerilmelerin çatlak çevresinde oluşturacağı elastik enerji yeni oluşacak yüzeylerin yüzey enerjisine eşit olunca çatlak yayılmaya başlar (Onaran, 1995). 2a uzunluğunda çatlak içeren sonsuz büyüklükteki bir parça için elastik şekil değiştirme enerjisi W_e , (Blumenauer ve Pusch, 1993)

$$W_e = \pi \sigma^2 \cdot \frac{a^2}{E} \quad (6.1)$$

bağıntısı ile hesaplanırken; yeni çatlak yüzeylerinin oluşumu için gerekli yüzey enerjisi W_0 ise (6.2)'e göre hesaplanmaktadır:

$$W_0 = 4 a \gamma_0. \quad (6.2)$$

Burada γ_0 ; spesifik yüzey enerjisidir.

Eğer çatlak ilerlemesiyle serbest kalan elastik enerji dW_e , yeni çatlak yüzeylerinin oluşumu için gereken enerji dW_0 'dan daha büyükse, çatlak ilerlemesi ortaya çıkmaktadır.

$$\frac{dW_e}{da} \geq \frac{dW_0}{da} \quad (6.3)$$

(6.1) ve (6.2) eşitlikleriyle,

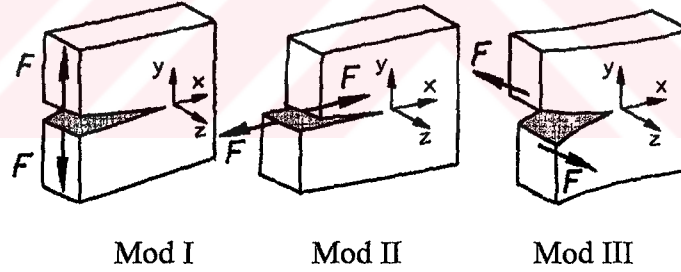
$$\frac{2\pi\sigma^2 a}{E} \geq 4\gamma_0 \quad (6.4)$$

$$\sigma\sqrt{\pi a} \geq \sqrt{2\gamma_0 E} \quad (6.5)$$

elde edilir.

$$K_I \geq K_{Ic} \quad (6.6)$$

(6.6) eşitliğinin sol tarafı dış yükleme ve çatlak uzunluğuna bağlı olup, malzeme özelliklerine bağlı değildir. K_I , gerilme yoğunlaşma faktörü olarak isimlendirilmekte ve çatlak ucundaki yükleme durumunu tanımlamaktadır. Sağ taraf ise sadece malzeme sabitlerinden oluşmakta ve kırılma veya çatlak tokluğu K_{Ic} olarak isimlendirilmektedir. Buradaki I indeksi malzemenin zorlandığı modu göstermektedir. Üç farklı zorlanma modu Şekil 6.1'de gösterilmektedir. Mod I en büyük çekme gerilmesine dik çatlak ilerleme durumunu tanımlamaktadır.



Şekil 6.1: Zorlanma modları (Blumenauer ve Pusch, 1993).

Çatlak ucundaki gerilme yoğunlaşma faktörü K_I , kritik malzeme değeri K_{Ic} 'ye ulaşırsa, kararsız çatlak ilerlemesi ortaya çıkar. Bu değerlendirmeler sonsuz büyüklükte ve bir iç çatlak içeren plakalar için geçerli olduğundan, sonlu boyutlu değerlendirmeler için, gerçek çatlak uzunluğu ve parça geometrisini dikkate alan düzeltme fonksiyonu dahil edilmelidir.

K_I 'nin hesaplanması için genel fonksiyon (William ve Callister, 1994):

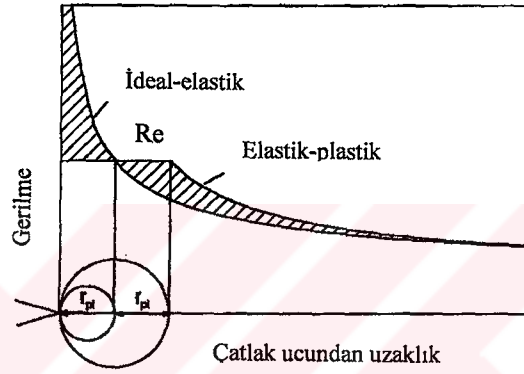
$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (6.7)$$

Çatlak ucundaki gerilme dağılımı ise, K_I 'ya bağlı olarak (6.8) şeklinde verilmektedir:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{K_I}{\sqrt{\pi a}} \right) f_{ij}(\theta) \quad (6.8)$$

Burada θ ; çatlak ucundaki açıdır.

Bu eşitlik, çatlak ucunda, gerçekte ortaya çıkmayan bir sonsuzluğu ($\sigma \rightarrow \infty$) öngörmektedir. Gerçek parçada ise, gerilme akma sınırına ulaşır ulaşmaz, çatlak ucunda plastik bir bölge oluşmaktadır. Çatlak ucundaki gerilme dağılımı, en büyük normal gerilme için Şekil 6.2'de ideal elastik ve elastik plastik davranışlar için gösterilmiştir.



Şekil 6.2: İdeal elastik ve elastik plastik davranışlar (Pardun, 1998).

Çatlak düzleminde, $\theta = 0$ için, fonksiyon $f_{ij}(\theta) = 1$ olur. En büyük gerilmenin akma sınırı R_e 'ye eşit olduğu varsayılırsa, plastik zonun büyüklüğü (r_{pl}), (6.9) ya da (6.10)'a göre hesaplanır.

Düzlem gerilme durumu için:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad (6.9)$$

Düzlem şekil değiştirme durumu için:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 (1 - \nu^2) \quad (6.10)$$

Geometriden bağımsız değerlerin elde edilmesi için normlarda düzlemsel bir genişleme durumunun bulunması şart koşulmuştur. Böylece geometri şartı olarak

$$a, B, (W - a) \geq 2.5 \left(\frac{K_1}{R_e} \right)^2 \quad (6.11)$$

ortaya çıkmaktadır (Pardun, 1998).

$B < r_{pl}$ Düzlem Gerilme (parça kalınlığı plastik bölge büyüklüğünden az).

$B \gg r_{pl}$ Düzlem Şekil Değişirme (parça kalınlığı plastik bölge büyüklüğünden çok daha fazla) (Tür, 2001).

Pardun'a (1998) göre çatlak ucunda büyük akma bölgelerinin ortaya çıkması ve böylece de plastik zonun yarıçapının, çatlak boyu ve numune veya parça ebatlarına nazaran küçük olmaması durumunda lineer elastik kırılma mekaniği konsepti geçerliliğini kaybeder. Blumenauer ve Pusch'a (1993) göre $r_{pl} = 0.025 a$ üst sınır olarak varsayılmalıdır. Bu şartın yerine getirilmemesi durumunda elastik-plastik kırılma mekaniği kullanılmalıdır. Strassburger'e (1976) göre ise, akma mukavemeti 1200 N/mm^2 'den küçük malzemeler için lineer elastik kırılma mekaniği kullanılamaz.

Kırılma mekaniği denklemleri çatlak ucundaki plastik şekil değişiminin küçük olduğu varsayımıyla elde edilmiştir (Dahl, 1977).

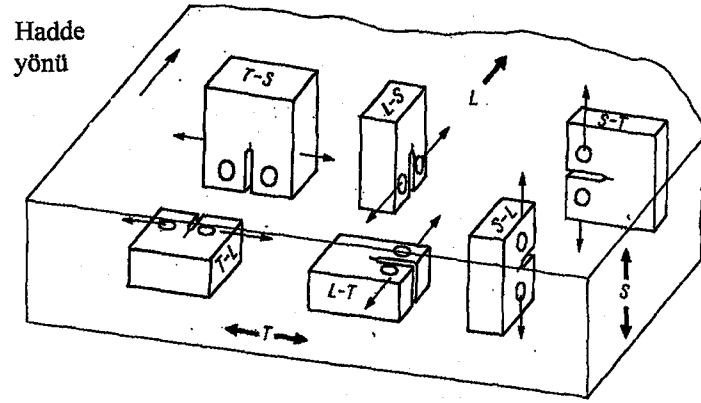
Kırılma tokluğunun belirlenmesi için çeşitli metotlar ve standartlar geliştirilmiştir. Bunlardan en yaygın olarak kullanılanları:

1. Düzlemsel Şekil Değişirme Tokluk Deneyi (ASTM E 399)
2. J-İntegral Metodu (ASTM E 813 ve DVM 002).

Düzlemsel Gerilme Tokluk Deneyi lineer elastik kırılma mekaniğinin geçerlilik sınırlarında, J-İntegral Metodu ise lineer elastik plastik kırılma mekaniğinin geçerli olduğu alanda kullanılmaktadır.

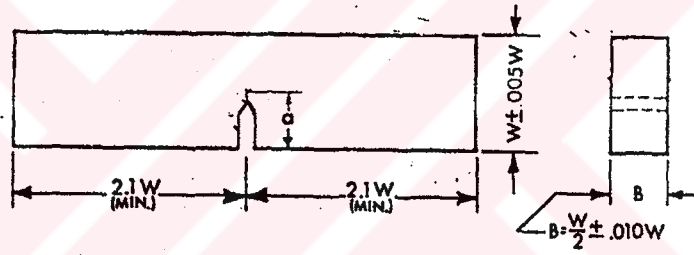
6.1.1 Düzlemsel Gerilme Tokluk Deneyi

Numuneler hazırlanmadan önce, numune ve çentiklerin konumunun tam olarak belirlenmesi gerekmektedir (Şekil 6.3). Buradaki 1. harf: yükleme yönünü, 2. harf ise çatlak ilerleme yönünü göstermektedir.



Şekil 6.3 : Haddelenmiş malzemeden numune çıkarılmasının gösterilmesi (CT-numune) (Blumenauer ve Pusch, 1993).

Deneysel çeşitli numune şekilleri kullanılmakla birlikte en yaygın olarak kullanılanları kompakt çekme (CT) ve üç nokta eğme (3NE) numuneleridir.



Şekil 6.4 : 3NE numune şekli ve ebatları (ASTM E 399-90, 1993).

Burada (6.12) denklemi kullanılmaktadır:

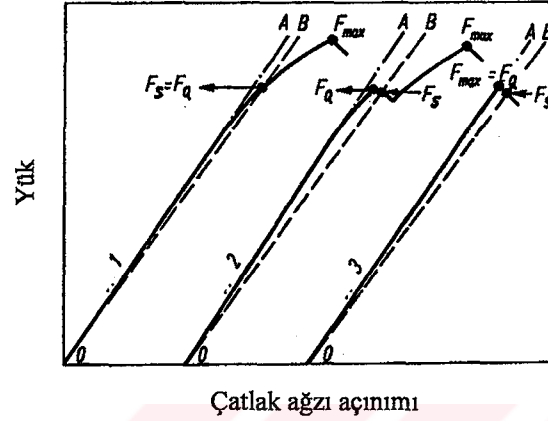
$$K = \left(\frac{F_s}{BW^{\frac{3}{2}}} \right) \cdot f \left(\frac{a}{W} \right) \quad (6.12)$$

$f(a/W)$ değeri, (a/W) oranına göre daha önceden hazırlanmış tablolardan okunabilir (Blumenauer ve Pusch, 1993).

Kırılma deneyi düşük yükleme hızlarında, yük ve çatlak ağzı açılımı kaydedilmek suretiyle gerçekleştirilir. Deney neticesinde Şekil 6.5'deki üç grafikten biri elde edilir.

Grafikteki OA çizgisi yüklemenin elastik kısmını bulmak için kullanılmaktadır. OF_5 çizgisi ise OA'dan % 5 daha az bir eğime sahiptir. F_5 'in elde edilmesinden sonra üç ihtimal mevcuttur:

1. F_S kendinden önce gelen tüm yüklerden yüksektir, $F_Q = F_S$,
2. F_S 'den önce yerel bir maksimum vardır. Bu durumda F_Q bu değere eşittir,
3. F_S 'den önce yüklemenin maksimum değeri aşılmıştır. Bu durumda maksimum yük F_Q 'ya eşittir.



Şekil 6.5: Yük ve çatlak ağzı açınımı eğrileri ve değerlendirilmesi (ASTM 399-90, 1993).

Bu deneyin geçerli olabilmesi için $F_{max}/F_Q < 1.1$ olmalıdır. Bu şartın yerine getirilmesi durumunda (6.12) eşitliği kullanılarak K_Q hesaplanır. Burada Q indeksi geçici bir kırılma tokluk değerini ifade etmektedir. Daha sonra da elde edilen bu değer düzlemsel şekil değiştirme koşullarını (6.10) sağlayıp sağlamadığına bakılır. Bunun için numunenin bütün kritik değerlerinin $[a, B, (W-a)]$ plastik bölge büyüklüğünün 50 katı olması gerekir (6.11) (tamamen bilgi birikimiyle oluşmuş bir oran).

Bu şartın yerine getirilmesi durumunda,

$$K_{Ic} = K_Q \quad (6.13)$$

olur.

Aksi takdirde daha büyük bir numune ile deneyin tekrarlanması gerekir (Tür, 2001).

6.2 Elastik Plastik Kırılma Mekanikliği

Belirli bir kritik yüklemde çatlak ilerlemeye başlar. Böyle bir durumda, eğer büyük plastik bölgeler ortaya çıkmışsa, lineer kırılma mekaniği artık kullanılamaz. Lineer elastik kırılma davranışına dayanan K-konsepti gibi kırılma parametreleri ve kırılma konseptleri, önemini

kaybetmektedirler. Bu durumda daha büyük alanlarda ortaya çıkan plastik malzeme davranışlarını hesaba katan parametre ve konseptler dikkate alınmalıdır. Elastik – plastik kırılma mekaniğinde çatlak ucu durumunun karakterizasyonu için iki alternatif parametre ortaya konmuştur. Bunlardan birisi, Rice tarafından önerilen, deformasyon veya gerilme yoğunlaşma faktörünü kullanan J-İntegral; ikincisi ise çatlak ucundaki deformasyon durumu için ölçü olan çatlak ucu açınımı δ 'dır. Bu teklif ise Cottrell ve Wels tarafından ortaya atılmıştır. J, genelde plastikliğin deformasyon teorisiyle izah edilirken, δ 'nın kullanımı deneysel ve görülebilir olarak motive edilmiştir. Her iki büyüklükte çoğunlukla birbirlerine çevrilebilir (Gross ve Seeling, 2001).

6. 2.1 δ -Konsepti

δ -Konsepti şu önkabule dayanmaktadır: Sünek malzeme davranışlarında kırılma olayı artık gerilme yoğunlaşması tarafından değil, aksine çatlak ucundaki plastik deformasyon tarafından kontrol edilmektedir. Bunun ölçüsü, çatlak ucu yer değişimi veya çatlak açınımı δ olarak ifade edilen çatlak ucunun genişlemesidir. Plastik deformasyonla köreltilmiş çatlak ucunda kritik bir çatlak açınımı δ_c 'ye ulaşıldıktan sonra –malzeme ve zorlanma şartlarına bağlı olarak– kararsız veya kararlı çatlak ilerlemesi ortaya çıkmaktadır. δ -Konsepti özellikle normal ve yüksek mukavemetli çeliklerin malzeme seçiminde, kalite güvencesi ve kaynaklı yapıların hata değerlendirmesinde kullanım alanı bulmuştur (Blumenauer ve Pusch, 1993). Çatlak ucu genişlemesinin (açınımı) belirlenmesi talimatlarda belirtilmiştir. Çatlak ucu açınımının bir elastik (δ_{el}) ve bir plastik (δ_{pl}) kısımdan oluştuğu varsayılır (Pardun, 1998):

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl}. \quad (6.14)$$

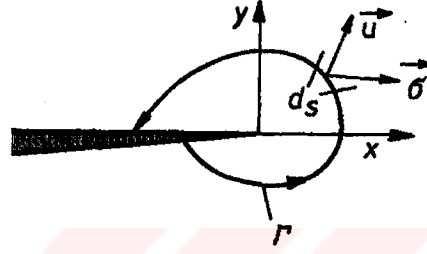
6.2.2 J-İntegral

J-integrali Rice tarafından geliştirilmiş olup, çatlak içeren bir parça veya numunenin çatlak ucu etrafındaki çizgisel integrali olarak tarif edilmektedir. Genel olarak J-integrali, çatlak ilerlemesi esnasındaki potansiyel enerjinin düşüşüne eşittir (Tür, 2001). J-integral elastik-plastik uygulamalarda çatlak ucu gerilme ve şekil değiştirme alanlarının şiddetini belirleyen bir parametre olup, lineer elastik kırılma mekaniğindeki K'ya karşılık gelir. Yani kritik K_{Ic} değerinden sonra çatlak hızı ilerlemeye başlayacak ve kırılma oluşacaktır (Keleşoğlu ve Ünal, 1991).

Rice, J-integrali Şekil 6.6'da görüldüğü gibi x-y düzleminde çatlak ucu iki boyutlu olarak ele alındığında yoldan bağımsız çizgisel integral olarak tanımlamıştır. Teorik olarak J-integral için verilen tanım,

$$J = \int \left[W_g dy - \sigma \left(\frac{du}{dx} \right) ds \right] \quad (6.15)$$

eşitliği ile gösterilir. Eşitlikteki W_g birim hacim için yapılan iş veya elastik durumdaki gerinim enerji yoğunluğunu simgelemektedir.



Şekil 6.6 : J-İntegralin tanımı (Blumenauer ve Pusch, 1993).

Denklem 6.15'de ve Şekil 6.6'daki W_g : Gerinim enerjisi = $\int \sigma_{ij} \epsilon_{ij}$, σ : Kontura etki eden gerilme vektörü, u : yer değiştirme vektörü, Γ : Kontur, ds : kontur etrafındaki ilerleme, x, y : çatlak ucundaki koordinat sistemidir.

Rice daha sonraki çalışmalarında doğrusal tutum göstermeyen malzemelerde J-integralin çatlak uzunluğundaki artışına göre potansiyel enerjideki değişme (potansiyel enerjinin boşalma hızı) olarak tanımlanabileceğini

$$J = - \left(\frac{1}{B} \right) \left(\frac{dU}{da} \right) \quad (6.16)$$

eşitliği ile göstermiştir. Eşitlikteki B numune kalınlığı, U potansiyel enerjidir (Tür, 2001; Keleşoğlu ve Ünal, 1991).

J-integralin hesaplanması için ASTM E 813-89 standartlarında (6.17) eşitliği verilmiştir:

$$J = \left(\frac{\eta U}{B(W - a_0)} \right) \quad (6.17)$$

Burada W : Numune eni, a_0 : Başlangıç çatlak uzunluğu (yorulma çatlak uzunluğu), B : numune kalınlığı, η : yükleme ve numune geometrisine bağlı şekil faktörü, $W-a_0$: deney başlangıcındaki çatlak önündeki kesit.

Deformasyon enerjisi U için şu ilişki geçerlidir:

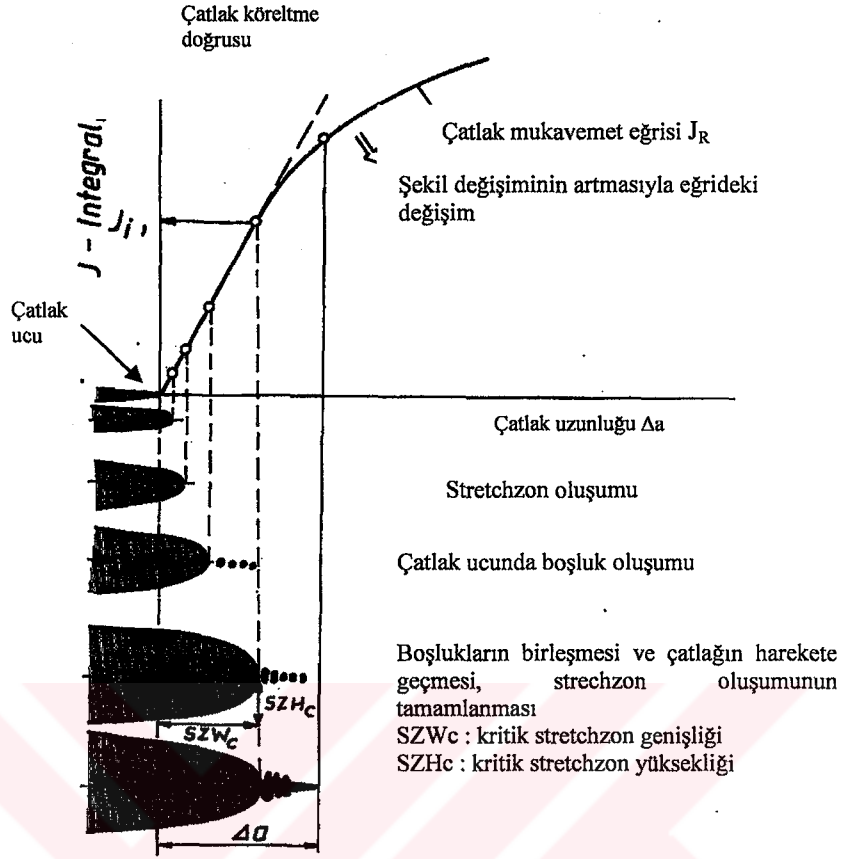
$$U = \int_0^f Fdf \quad (6.18)$$

Eşitlikteki integrand, kuvvet (F) - kayma (f : sehim) eğrisi altındaki alandan farksız olduğundan, bu şekilde, standart kırılma mekaniği numunesinden kuvvet ve kaymanın ölçülmesiyle J -integralinin hesap edilmesi mümkündür.

Elastik plastik kırılma mekaniği metoduyla bir malzemenin tokluk davranışının karakterizasyonu için çatlak mukavemet eğrileri oluşturulur. Bunun için yükleme parametresi J -integrali, çatlak uzaması Δa üzerine taşınır. Artan yükte birlikte, önce çatlak ucunda bir körelme ve bir gerilme bölgesi (stretchzon) oluşumu meydana gelmektedir. Bu lineer başlangıç kısmında çatlak mukavemet eğrisinin akışı, çatlak köreltme doğrusunun bağıntısı ile tarif edilebilir. J_I 'de boşlukların ilk harekete geçmesi yoluyla, köreltilmiş başlangıç çatlağıyla, çatlak oluşumu ortaya çıkar. Yükün daha da artırılması durumunda deney sıcaklığına göre, kararlı veya kararsız bir çatlak ilerlemesine ani bir değişim gerçekleşir (Pardun, 1998; Blumenauer ve Pusch, 1993).

6.2.2.1 J -İntegralin Çatlak Mukavemet Eğrisi

Elastik plastik kırılma mekaniğinin çatlak mukavemet eğrisi, kırılma mekaniği zorlama parametresi J ile kararlı çatlak ilerlemesi Δa arasındaki ilişkiyi temsil etmektedir. J -kontrollü çatlak ilerlemesi için belirli sınırlar içinde J_R -eğrisi, sünek kırılma bölgesinde çatlak mukavemetini karakterize etmektedir. J - Δa eğrileriyle çatlak köreltme, çatlak harekete geçirme ve kararlı çatlak ilerlemesinin birbirini takip eden adımları kaydedilir (Şekil 6.7). Önce yoğun plastik şekil değişimi yoluyla çatlak ucunda bir körelme ve stretch-zon biçiminde bir kıvrılma meydana gelir. J_R -eğrisinde (J - Δa) bu olay, doğrusal bir artışla kendini ifade eder (çatlak köreltme doğrusu, blunting line). Çatlak köreltme doğrusunun belirlenmesi konusunda farklı değerlendirmeler mevcuttur.



Şekil 6.7: Çatlak ucundaki değişimleri gösteren çatlak direnç eğrisi (Blumenauer ve Pusch, 1993).

ASTM 813'e göre (6.19)'da ifade edilen doğrusal ilişkisi geçerlidir:

$$J = \beta \sigma_f \Delta a. \quad (6.19)$$

ASTM 813'te $\beta=2$ olarak verilirken; Blumenauer ve Pusch'a, (1993) göre ise yükselme faktörü β malzemeye bağlı olup, sünek çelikler için 3 –5 arasındadır.

DVM 002'ye (1987) göre ise, çatlak harekete geçme tokluğu J_i , ortalama kritik stretchzon genişliği $\Delta a(szw)$ ile veya analitik çatlak köreltme doğrusunun kesişim noktasıyla belirlenmektedir.

Çatlak köreltme doğrusu ile, statik dış zorlanmalar altındaki bir yorulma çatlağının artan körelmesi (stretchzon genişliği szw şeklinde isimlendirilmektedir) kaydedilmektedir. Bu bölgede malzeme ayrılması manasında henüz kararlı çatlak ilerlemesi ortaya çıkmamaktadır. Bir çatlak-mukavemet eğrisi stretchzon genişliği szw 'yi içermekte olup, çatlak köreltme doğrusu daima J-çatlak-mukavemet eğrisinin başlangıç bölgesini tanımlamaktadır. Çatlak

ucundaki körelme mekanik olarak tarif edilebilen olaylara dayandığından, çatlak köreltme doğrusu teorik olarak da belirlenebilmektedir. Çatlak köreltme doğrusunun teorik olarak belirlenebilmesi mümkün olduğu gibi, deneysel olarak da mümkündür. (DVM 002, 1987)'ye göre çatlak köreltme doğrusunun deneysel olarak belirlenmesinin güvenilirliği zayıftır; zira ilave numuneler gerektirmekte ve sadece SEM yardımıyla gerçekleştirilebilmektedir. Tarama elektron mikroskopunun mevcut olmaması halinde (DVM 002, 1987)'de teorik hesap yöntemleri de sunulmuştur.

Stretchzonun kritik değere ulaşmasıyla (s_{zwc}), çatlak harekete geçer. Çatlak harekete geçme değeri J_i geniş oranda geometriden bağımsızdır ve böylece parçalar için kırılma kriteri olarak kullanılabilir. Çatlak harekete geçme noktasının tespiti ve bununla da çatlak harekete geçme tokluğunun belirlenmesi için tekli veya çoklu numune yöntemi kullanılmaktadır.

Çatlağın harekete geçmesinden sonra $J-\Delta a$ eğrisinin dikliği değişir, burada hafif yataylaşan eğri üslü fonksiyonla yaklaşık olarak ifade edilebilir (Regener vd., 2000):

$$J = c_1 \Delta a^{c_2} \quad (6.20)$$

Burada c_1, c_2 : malzemeye bağlı sabitlerdir.

Şekil değişiminin engellenmesi ne derece büyükse, ör.: numune kalınlığı, eğrinin akışı da o derece yataylaşır (Blumenauers ve Pusch, 1993).

6.3 Çatlak Mukavemet Eğrisinin Belirlenmesi İçin $J-\Delta a$ Noktalarının Elde Edilme Metotları

Çatlak uzunluğunun ölçümü için bir dizi yöntem geliştirilmiştir; örneğin optik yöntemler, elektriksel yöntemler (dalgalı ve doğru akım potansiyel metodu), akustik yöntemler (ultrason, dalga emisyonu), mekanik yöntemler (kısmi yük boşaltma metodu, çoklu numune metodu) (Blumenauer, 1985). Bu yöntemler duruma göre tekli ve çoklu numunede uygulanmaktadır. Şekil 6.8'de çatlak mukavemet eğrilerinin oluşturulması ve çatlak harekete geçme değerlerinin belirlenmesi için genel olarak kullanılan deney teknikleri şematik olarak gösterilmiştir.

6.3.1 Tekli Numune Metodu

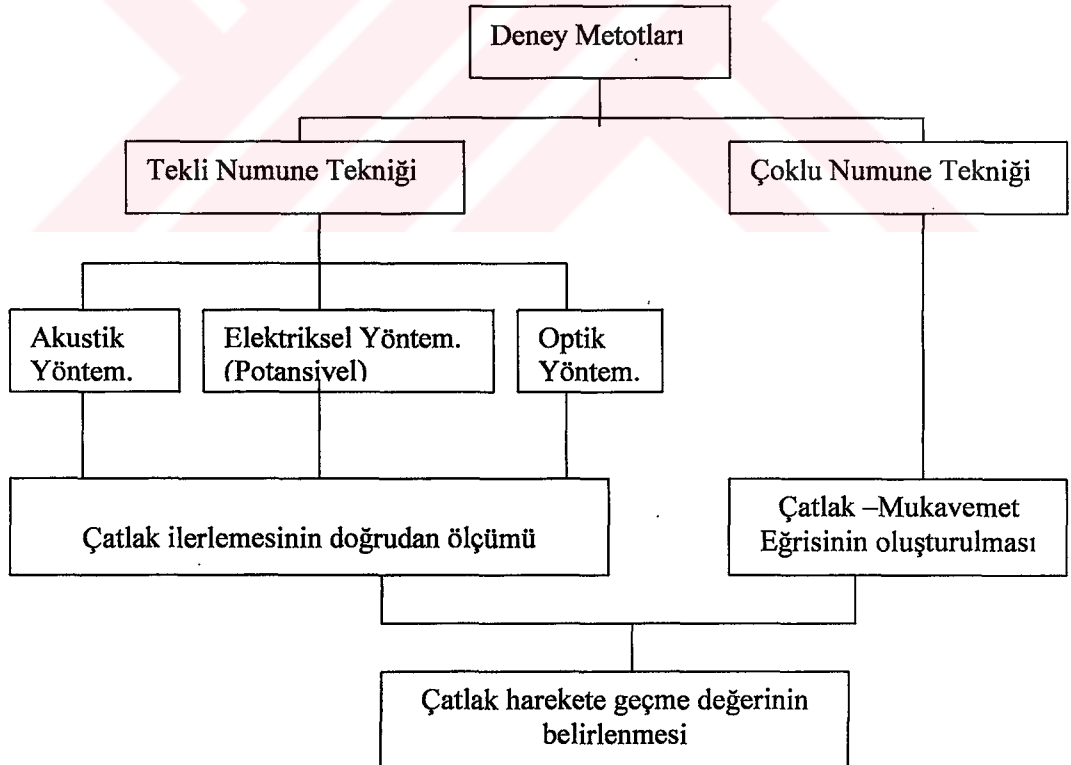
Tekli numune metodunda çatlak boyunun dolaylı olarak ölçüldüğü yöntemler (elektriksel, optik, akustik) kullanılmaktadır. Bu yöntemde bir numunede çatlak boyu deney esnasında

sürekli ölçülmek zorundadır (Şekil 6.9). Böylece bir numunede birçok J- Δ a noktası belirlenmektedir. J-çatlak mukavemet eğrisinin elde edilmesi için, çoklu numune metoduna karşın sadece bir numune gereklidir. Sınırlı numune sayılarında ve numuneden numuneye değişen büyük malzeme dağılımlarında tekli numunede, çoklu numuneye göre bir malzemedeki çatlak ilerlemesine karşı mukavemetin dağılımıyla ilgili olarak daha fazla bilgi elde edilmektedir.

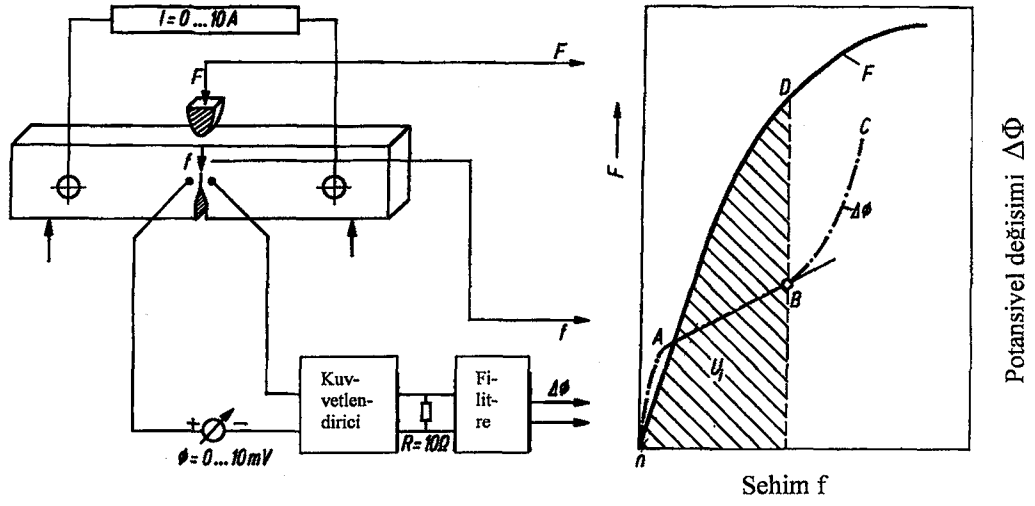
6.3.2 Çoklu Numune Metodu

Çoklu numune metodunda çatlak uzunlukları kırılma yüzeylerinin doğrudan ölçülmesiyle elde edilir. J-çatlak mukavemet eğrisinin elde edilmesi için birçok numuneye gereksinim vardır, zira bir numuneden sadece bir J- Δ a noktası elde edilmektedir.

J- Δ a noktalarından bir J-çatlak mukavemet eğrisi belirlenmesi için sadece aynı geometri ve ölçülere sahip numuneler kullanılabilir. Başlangıç çatlak uzunluğu bütün numunelerde aynı uzunluğa sahip olmalıdır. % 5'den küçük sapmalar kabul edilebilir (DVM 002, 1987).



Şekil 6.8: Çatlak mukavemet eğrilerinin oluşturulması ve çatlak harekete geçme değerlerinin belirlenmesi için ağırlıklı olarak kullanılan deney teknikleri.



Şekil 6.9: Tekli numunede elektropotansiyel (doğru akım) yönteminin uygulaması (Blumenauer ve Pusch, 1993).

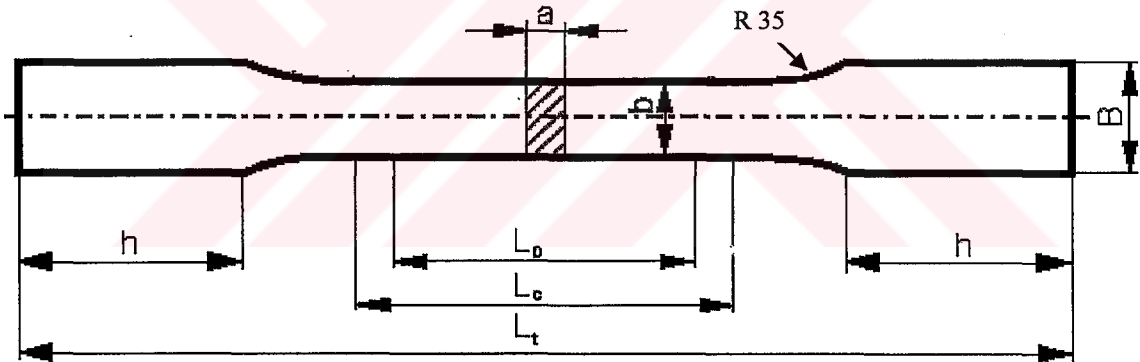
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1 Deneysel Çalışmalarda Kullanılan Malzemeler ve Deney Numunelerinin Hazırlanması

Deneysel çalışmalarda standart karşılığı API 5L Gr X65 olan iki tip mikroalaşımli çelik malzemesi kullanılmıştır. Bu malzemeler Mannesmann Boru fabrikasından temin edilmiştir; biri Fransa'dan ithal edilmiş olup, Sollac olarak isimlendirilirken; diğeri Slovenya'dan ithal edilmiş ve Kosice olarak adlandırılmaktadır.

API 5L Gr X65 tipi mikroalaşımli çeliklere ilaveten, lamalar halindeki API 5L Gr X60 ve API 5L Gr X52 mikroalaşımli çelikler de karşılaştırma amacıyla deneysel çalışmalara dahil edilmiştir.

X65 (Sollac) tipi mikroalaşımli çelikten mekanik özelliklerin belirlenmesi için DIN 50 125' e göre hadde yönünde ve hadde yönüne dik doğrultuda çekme numuneleri hazırlanmıştır. Çekme numunesinin şekli (Şekil 7.1)'de ve ölçüleri ise (Çizelge 7.1)'de verilmiştir.



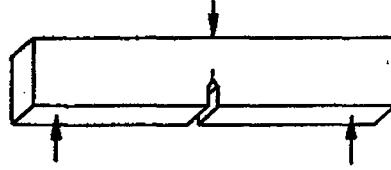
Şekil 7.1: Çekme testi numunesi (DIN 50 125).

Çizelge 7.1: Çekme numunelerinin ölçüleri (DIN 50 125).

a (mm)	b (mm)	B (mm)	h (mm)	L _o (mm)	L _c (mm)	L _t (mm)
8.7	38	50	106	50	58	300

Bu çeliklerden, standartlarında verilen ölçülere uygun olarak L-T ve T-L doğrultularında üç nokta eğme numuneleri hazırlanmıştır. Mevcut lamaların genişliklerinin yeterli olmaması nedeniyle X60 ve X52 tipi çeliklerden T-L doğrultusunda numune çıkarmak mümkün

olmamıştır. X65 (Kosice) tipi mikroalaşımli çelik malzemesinin haddelemeye 40 derecelik bir açıyla kesilmiş olmasından dolayı, L-T ve T-L doğrultusunda numune çıkarmak için uygun olmadığından, Beko-mak (BMSY-320 G) tipi yarı otomatik açılı kesim yatay şerit testere makinasında kesilerek arzu edilen doğrultularda numuneler çıkarılmıştır (Şekil 7.2). Numunelerin talaşlı işlemleri Deckel-Maho DMU60 P tipi 5 eksenli CNC üniversal freze tezgahında gerçekleştirilmiştir.



Şekil: 7.2: Numune şekli (Holland vd., 1990).

Numunelere TOS tipi freze tezgahında $a/W = 0.4$ olacak şekilde 60° 'lik freze çakısıyla çentikler açılmıştır. Bazı numunelerde freze çakısının sivri ucunda meydana gelen körelmeleri telafi etmek amacıyla çentik uç radiusunun mümkün olduğunca küçük olması için kalınlığı 0.4 mm olan Isomet hassas numune testeresi kullanılmıştır. Zira çentik uç radiusunun yeterli derecede küçük olmaması, yorulma çatlakları oluşturma esnasında birbirinden bağımsız birden fazla yerde çatak oluşumuna yol açmakta; bu da numunenin ıskartaya çıkmasına neden olmaktadır.

Talaşlı işleme açılan çentik uçlarında çatlak oluşması genelde çok uzun süreler gerektirmektedir. Bu sebeple, deneylere bir ön yorulma çatlaklığı ile başlamak deney süresini kısaltan etkili bir yaklaşım (Abachi vd., 1991) olarak ortaya çıkmaktadır. Bu çalışmada, numuneler, Instron 8511,20 tipi servohidrolik makine kullanılarak 10 Hz frekanslı yorulma yükü altında $a/W = 0.5 - 0.65$ arasında olacak şekilde ön çatlaklama işlemine tabi tutulmuştur. Buradaki amaç, çentik ucundaki yarıçapın sıfır olmasını sağlamaktır. Ön yorulma çatlaklığı oluşturma işlemi için kullanılan maksimum yük standartlarda belirtilen bağıntılara göre numune ebatlarına bağlı olarak 2-3,5 kN arasında seçilmiştir.

Aynı malzemelerden DIN 50 115'e göre çentik darbe numuneleri çıkarılmıştır.

7.2 Mikroyapı Karakterizasyonu

İncelenen çeliklerin numunelerinin yüzeyleri sırasıyla 320, 500, 800 ve 1200'lük zımparalarla zımparalanmış ve daha sonra 1 µm'lik pastayla parlatılmıştır. Metallografik inceleme için numunelerin bir kısmı dağlanmışdır.

Çelik malzemelerinin mikroyapısı (ferrit tane boyutu, kalıntıların tipi ve dağılımı) Olympus GX51 ve Wolpert Testoor 2100 mikroskobunda optik görüntü alınarak belirlenmiştir. Kalıntıların tipi ve dağılımlarının belirlenmesi için parlatılmış numuneler; mikroyapı incelemeleri için ise dağlanmış numuneler kullanılmıştır. Dağlama işleminde % 3'lük Nital kullanılmıştır. Alınan mikroyapı resimleri üzerinde ortalama tane çapı belirleme yöntemi (Schumann, 1980) kullanılarak ferrit tane büyüklükleri ve liner kesişim yöntemiyle de (Schumann, 1980) perlit hacim oranları tespit edilmiştir.

Ayrıca, metallografi numuneleri ve mekanik test numunelerinin kırılma yüzeyleri, EDS donanımlı JOEL marka JSM-5410 LV tipi tarama elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Perlit lamel mesafesi, lamel kalınlığı ile kalıntıların şekli, büyüklüğü ve noktasal kimyasal analizleri; stretchzon ve çatlak ilerleme bölgeleri SEM çalışmaları ile belirlenmiştir.

7.3 Mekanik Testler

Çeliklerin mekanik özellikleri çekme, çentik darbe, üç nokta eğme ve sertlik deneyleri ile belirlenmiştir.

Çekme deneyleri DIN 50 125'e göre 600 KN'luk DMG (Denison Mayes Group) üniversal çekme test cihazında yapılmıştır.

Çentik darbe deneyleri Instron marka Wolpert PW 30 tipi çentik darbe test cihazında gerçekleştirilmiştir. Deneyler, X65 tipi çelikler için L-T ve T-L doğrultularında, X60 ve X52 tipleri için ise T-L doğrultusunda oda sıcaklığında yapılmıştır. Her bir numune ve doğrultu için beşer adet deney yapılmış ve bu beş değerlerin ortalaması alınmıştır.

API 5L X65 (Sollac), API 5L X65 (Kosice), API 5L X60 ve API 5L X52 tipi malzemelerin kimyasal analizleri Spektrometre analiz cihazında yapılmıştır.

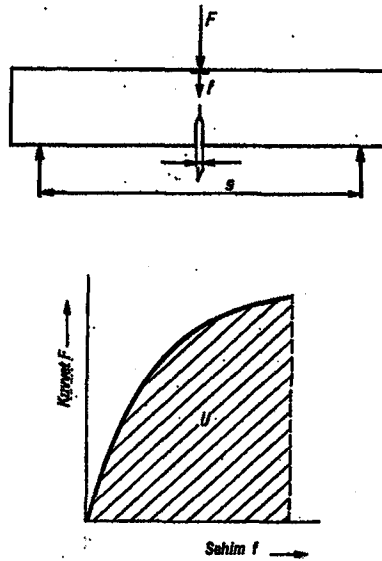
Aynı numunelerin sertlikleri, Wolpert 2100 sertlik ölçme cihazında HV cinsinden ölçülmüştür. Numunelerin sertlikleri dalıcı ucun 1000 gram yük altında 13 saniye süreyle bastırılmasıyla 10'ar farklı bölgeden ölçülerek yapılmış, elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır.

7.3.1 Üç Nokta Eğme Deneyi

Deney öncelikli olarak gerek numunelerin hazırlanmasında sağladığı kolaylık bakımından, gerekse deneyleri gerçekleştirebileceğimiz cihazlara ulaşabilmek açısından üç nokta eğme numunelerinde gerçekleştirilmiştir. Numune eni W , J kontrollü çatlak ilerlemesinin geçerlilik sınırlarını belirlediğinden, numune ölçülerinin büyüklüğünü tayin etmektedir..

Üç nokta eğme deneyleri Instron 8501 çekme - basma cihazında oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Yük hücresi (load cell) kapasitesinin yetersizliğinden dolayı, üç nokta eğme deneylerinin bir kısmı Zwick Z 250 universal test cihazında yapılmıştır. Deneyler esnasında numunelerdeki çatlak ilerlemesi, uygulanan yüke bağlı olarak yük-sehim eğrileri ve bunlara ait datalar kaydedilmiştir. Deneylerinin gerçekleştirilmesi kuvvet etkime noktasının ilerleme oranı, numune genişliği W 'ye bağlı olarak $0.1 W/dk.$ olacak şekilde, mesafe kontrollü olarak yapılmıştır. Numunelerin genişliğine göre üst çenenin ilerleme hızı 1.4 ile 2 mm/dk. olarak sabit tutulmuştur. Clip couge bulunmadığından çatlak ağzı açınımı (δ) ölçümleri yapılamamıştır.

Çatlak gerilim eğrisi J_R 'nin kaydedilmesi, yüke bağımlı $J-\Delta a$ değerlerinin deneysel olarak belirlenmesini gerektirmektedir. J değerleri, kaydedilen kuvvet-mesafe eğrileri üzerinden belirlenmektedir. Numuneler birbirlerinden farklı kuvvet ve sehimlerde kırılmıştır. İlk numune maksimum yük-sehim oranına dek yüklenmiş, daha sonraki numunelerde ise bu oran sürekli düşürülerek, birbirinden farklı çatlak ilerleme uzunlukları elde edilmeye çalışılmıştır.

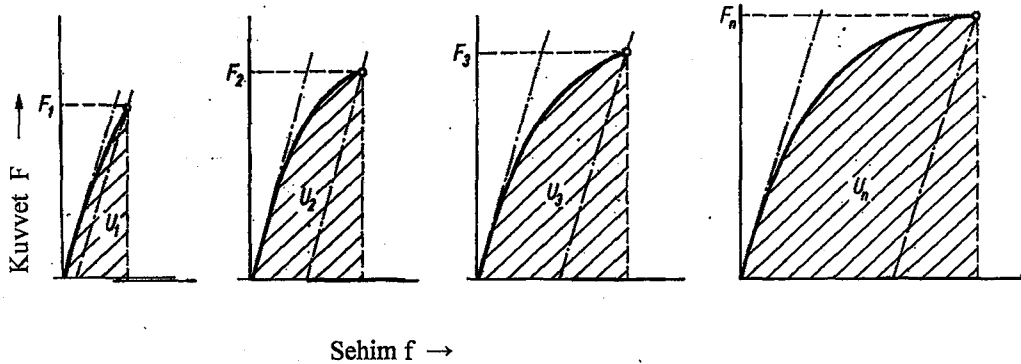


Şekil 7.3: Üç nokta eğme deneyi ve kuvvet-sehim eğrisinin şematik olarak gösterilişi.

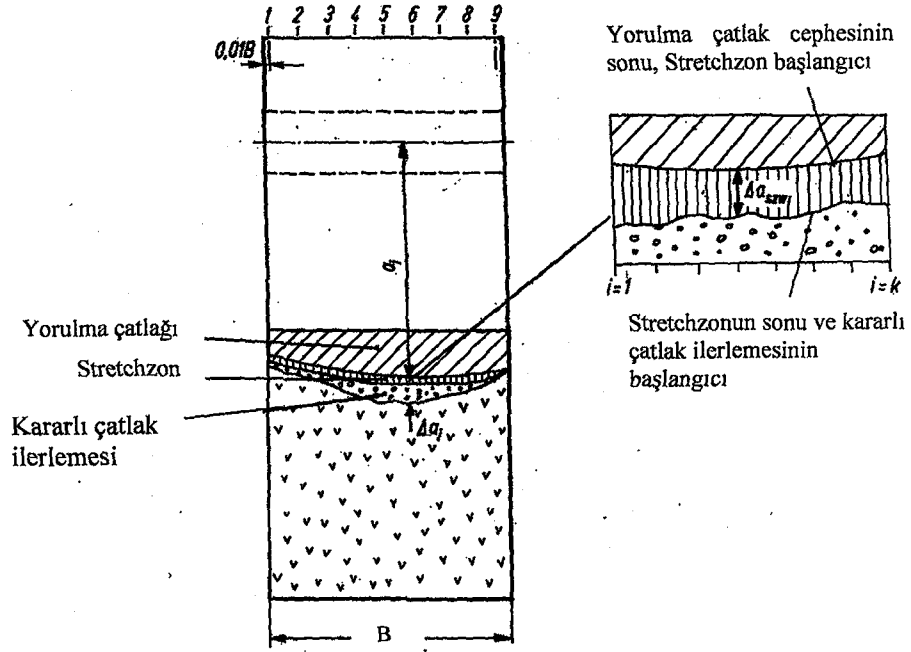
Daha sonra Carbolite 1200 °C yatay – dikey tüp fırında, numunelere 350 °C civarında 30 dakika tavlama işlemi uygulanarak çatlak ilerleme bölgelerinin ısıl renklendirilmesi sağlanmıştır. Bundan sonra numuneler kırılarak mikroskobik incelemeler için hazırlanmıştır. Isıl renklendirmeye markalanan çatlak ilerleme bölgelerinin görüntüleri tarama elektron mikroskobunda kaydedilmiştir. Çatlak ilerleme uzunlukları kısmen de optik mikroskopta incelenmiştir.

Bu çalışmada çoklu numune tekniğini, üç noktadan eğme deneyi örneğinde dört aşamada özetlemek mümkündür. a/W oranları yaklaşık aynı olan en az 4 numune, kararlı çatlak ilerlemesinin farklı Δa oranlarında kırmaya zorlanır. Burada ilk numune maksimum kuvvete kadar, diğer numuneler ise daha düşük kuvvetler uygulanarak kırılır.

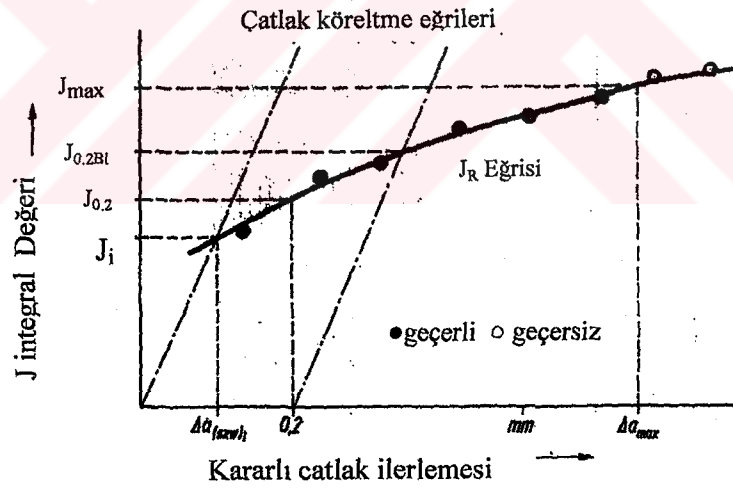
1. Değişik yükler için yük-sehim eğrileri elde edilir, eğri altında kalan alandan (6.18)'e göre potansiyel enerji U belirlenir ve bununla da (6.17) bağıntısına göre J -hesaplanır (Şekil 7.4).
2. Kararlı çatlak ilerleme alanının işaretlenebilmesi için numune düşük sıcaklıklarda (350 °C) tavlınır. Numune kırıldıktan sonra değişik yükler için oluşan Δa yavaş çatlak ilerlemesi değerleri dokuz eşit aralıklı noktadan ölçülerek ortalaması alınır (Şekil 7.5).
3. Bulunan J ile Δa değerleri bir diyagrama yerleştirilerek çatlak mukavemet eğrisi oluşturulur (Şekil 7.6).
4. Kritik stretchzon genişliği Δa (s_{zw})_i ölçülür veya çatlak köreltme doğrusu çizilir. İki doğrunun kesim noktasının ordinatından J_i elde edilir.



Şekil 7.4: Kuvvet-sehim eğrileri altında kalan alandan potansiyel enerjinin hesaplanması (Blumenauer ve Pusch, 1993).



Şekil 7.5: Δa çatlak ilerleme değerlerinin ölçümü (Blumenauer ve Pusch, 1993).



Şekil 7.6: Çatlak mukavemet eğrisinin oluşturulması (Blumenauer ve Pusch, 1993).

Hadde yönü (L-T) ve haddeye dik yöndeki (T-L) numunelerde deney sonrasında yapılan ölçümler ve hesaplanan değerlere göre J- Δa çatlak mukavemet eğrileri oluşturulmuştur. Oluşturulan bu çatlak-mukavemet (J- Δa) eğrilerden J_1 'nin bulunabilmesi için ya stretchzon genişliklerinin ölçülmesi, ya da çatlak köreltme doğrusunun belirlenmesine gereksinim vardır.

8. DENEY SONUÇLARI

8.1 Mekanik Test Sonuçları

Malzemelerin kimyasal analiz sonuçları Çizelge 8.1’de verilmiştir. Karşılaştırma amacıyla da API 5L Standartlarına göre X65, X60 ve X52 tipi çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Çizelge 8.2’de verilmiştir.

Çizelge 8.1: Bu çalışmada incelenen çeliklerin spektral analiz sonuçları.

Kimyasal Bileşim										
API 5L	C	Mn	Si	Nb	V	P	S	Cr	Cu	Al
X65 (Sollac)	0.043	1.03	0.177	0.053	0.056	0.012	0.0044	0.023	0.017	0.032
X65 (Kosice)	0.066	1.44	0.185	0.046	0.026	0.010	0.0042	0.014	0.009	0.037
X60	0.096	1.33	0.174	0.044	0.022	0.013	0.0062	0.034	0.020	0.025
X52	0.106	0.91	0.24	0.020	0.0017	0.013	0.007	0.017	0.021	0.039

Çizelge 8.2: API-1992 Standartlarına göre API-5L çeliklerinin kimyasal bileşimi % ve mekanik özellikleri (API, 1992).

API Grade	Kimyasal Bileşim				Minimum Mekanik Özellikleri		
	C max	Mn max	P max	S max	Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	% Uzama
X65/API 5L	0.26	1.4	0.02	0.03	448	530	24
X60/API 5L	0.26	1.35	0.02	0.03	413	517	24
X52/API 5L	0.28	1.25	0.02	0.03	358	455	27

Çekme deneyi sonuçları Çizelge 8.3’de verilmiştir. Çentik darbe deneyi ve sertlik ölçüm sonuçları ise Çizelge 8.4’de verilmiştir. Çentik darbe deneyi sonuçları, çentik darbe test cihazının göstergesinden okunan darbe enerjisinin numunelerin çentik altındaki kesit alanına bölünmesiyle J/cm² cinsinden hesaplanmıştır.

Kontrollü haddelenmiş çeliklerde hadde düzlemine paralel olarak ortaya çıkan ve literatürde “delaminasyon” olarak ifade (Engel ve Fuchs, 1981) edilen kırılma şeklinin görünümü Şekil 8.1’de verilmiştir. Çentik darbe numunelerinde paralel kırılma yırtılması sistemi

gözlemlenmektedir; bu kırılmalar hadde yönüne dik numunelerde ortaya çıkmakta, hadde yönündeki numunelerde ise çeliğin sünekliğine göre önce bir sıvanma ve ondan sonra teras biçiminde kırılma ortaya çıkmaktadır. Sözü edilen kırılma şekilleri üç nokta eğme numunelerinde de çatlak ilerleme aşamasından sonraki “artık kırılma” bölgesinde kırılmanın hızına bağlı olarak belirgin bir şekilde ortaya çıkmaktadır. Çekme numuneleri genelde çekme yönüne 45° lik açı altında kırılırken, numune ortasında bir yarıлма meydana gelmektedir (Şekil 8.2).

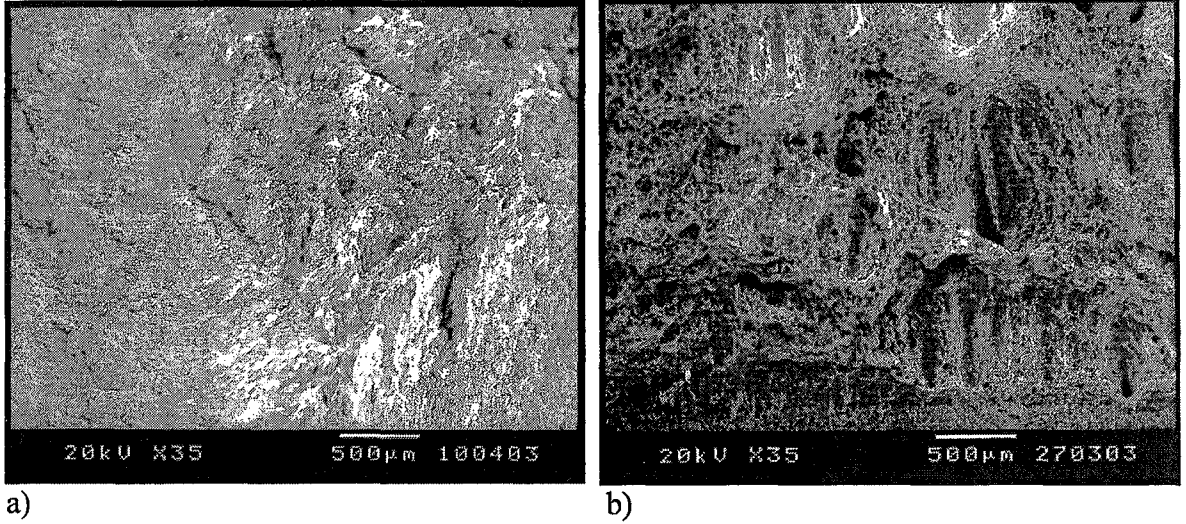
Çizelge 8.3: Çeliklerin mekanik özellikleri.

Çelik Tipi	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Kopma Uzaması %
X65 (Sollac) (Hadde yönü)	521	447	34
X65 (Sollac) (Haddeye dik yön)	620	555	33
X65 (Kosice)	640	526	34
X60 ^{a)}	568	480	28
X52 ^{b)}	496	358	27

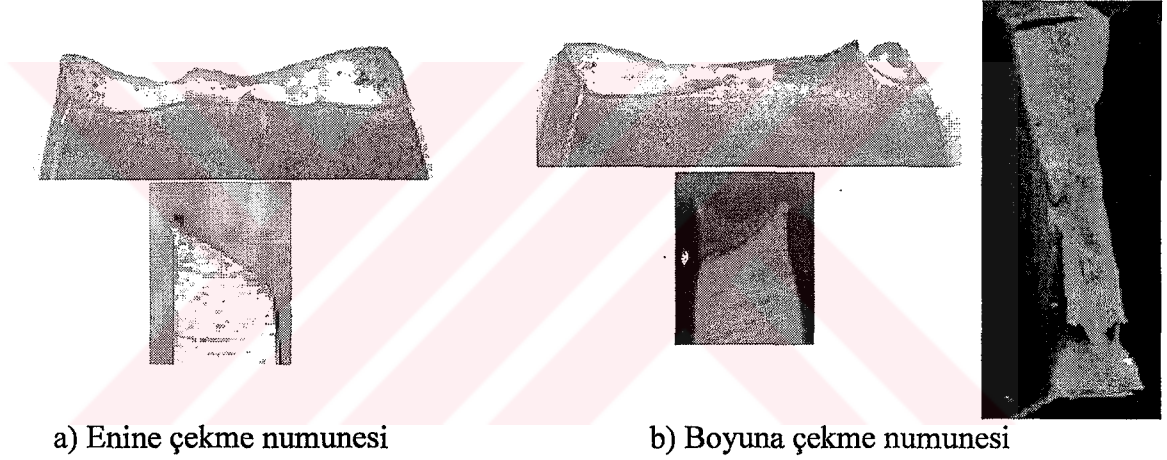
^{a)} Bakkaloğlu, 2001, ^{b)} API-Standart değerleri

Çizelge 8.4: Çentik darbe ve sertlik değerleri.

Çelik Tipi	Çentik Darbe Tokluğu (J/cm ²)		Sertlik (HV)
	Boyuna	Enine	
X 65 (Sollac)	323 ± 3,5	287 ± 3	221 ± 4
X 65 (Kosice)	308 ± 4	265 ± 3	216 ± 2,3
X 60	203 ± 5		207 ± 5,2
X 52	168 ± 6		150 ± 2,5



Şekil 8.1: X65 (Sollac) tipi çeliğin darbe numunesindeki boyuna ve enine doğrultudaki kırılma görüntüleri. a) teras biçiminde kırılma, b) paralel yırtılmalı kırılma.



a) Enine çekme numunesi

b) Boyuna çekme numunesi

Şekil 8.2: Çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinin makroskobik görüntüleri (X65 Sollac).

8.2 Üç Nokta Eğme Deney Sonuçları

J-integrali, üç nokta eğme numunesinde Şekil 7.3'de gösterilen kuvvet (F)- sehim (f) eğrisi altındaki alanın integraliyle, absorbe edilen enerji (U) üzerinden, (6.17) de verilen formüle göre hesaplanmaktadır. Üç nokta eğme deneylerinde $\eta = 2$ olarak kabul edilmektedir.

Deneysel esnasında kaydedilen kuvvet (N) ve sehim (mm) dataları kullanılarak Matlab programı (Gedikbey, 2003) yardımıyla eğri altında kalan alan, yani U, hesaplanmıştır. Bulunan U değerleri yardımıyla 6.17'de verilen bağıntıya göre de J-değerleri hesaplanmıştır.

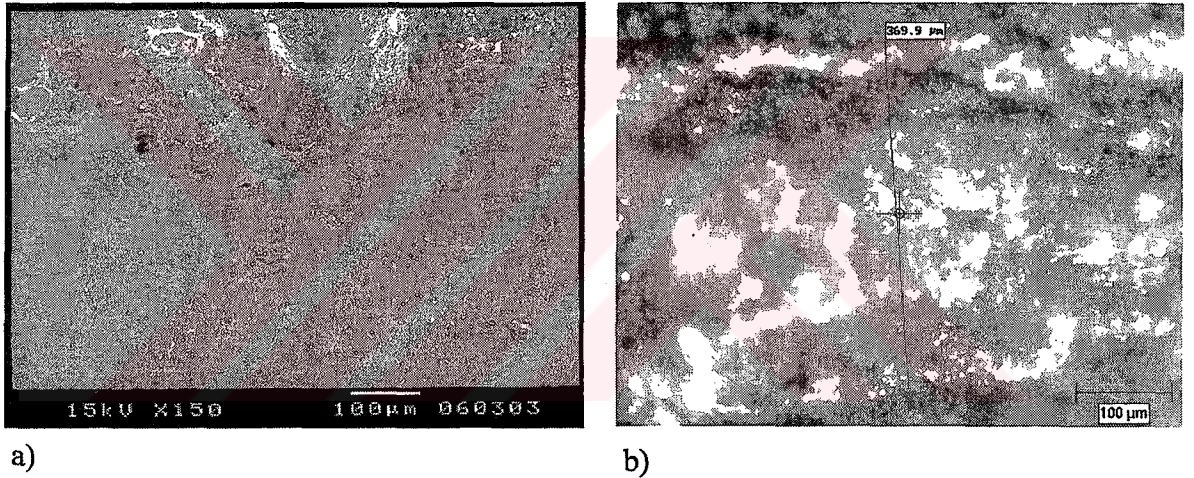
8.2.1 Çatlak İlerleme Uzunluklarının Belirlenmesi

Şekil 8.3'de kırılmış numune yüzey görüntüleri verilmiştir. Isıl renklendirmeyle markalanan çatlak ilerleme uzunlukları, SEM veya optik mikroskop incelemelerinde alınan görüntüler

üzerinde, (Şekil 7.5)'de gösterildiği gibi, numune eni boyunca 9 noktadan ölçülerek ortalaması alınmış, J-değerlerine karşılık gelen, kararlı çatlak uzaması Δa değerleri bulunmuştur (Şekil 8.4a). Çatlak ilerleme uzunlukları kısmen de optik mikroskopta ölçülmüştür (Şekil 8.4b).



Şekil 8.3: Kırılmış numune yüzey görüntüleri (X65 Kosice).

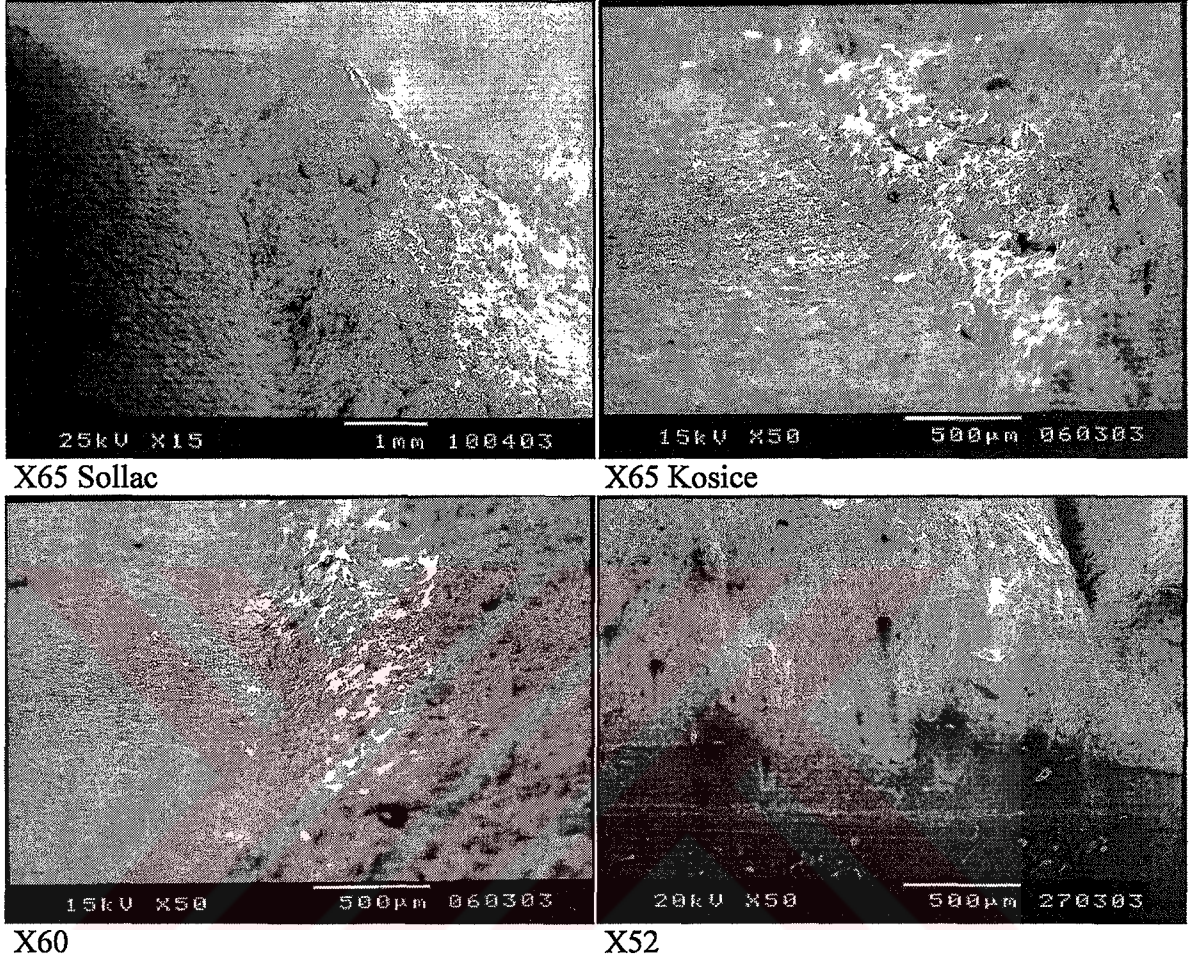


Şekil 8.4: Çatlak ilerleme uzunluğunun a) tarama elektron mikroskobu, b) optik mikroskop yardımıyla belirlenmesi, (X65 Kosice).

8.2.2 Stretchzon Genişliğinin Belirlenmesi

Çatlak içeren sünek bir malzemeye dışardan yük uygulanması halinde, çatlak ucu çevresinde plastik şekil değişimi meydana gelmektedir. Yükün artmasıyla sivri uç giderek körleşmekte, aynı zamanda plastik bölge büyümektedir (Gross ve Seeling, 2001). Malzeme çatlak sonunda şekil değiştirmekte, öyle ki çatlak ucu kütleşmektedir. Böylece gerilim yığılma faktörü azalmakta, çatlakın daha da ilerlemesi engellenmektedir (Askeland, 1996). Çatlak köreltme doğrusunun belirlenmesi için stretchzon genişliğinin (szw) belirlenmesine gereksinim vardır. Bundan dolayı numunelerin stretchzon genişlikleri, SEM çalışmaları esnasında alınan kırılma yüzey görüntülerinin stretchzonlarının numune eni boyunca ölçülen değerlerin ortalamaları alınmak suretiyle bulunmuştur.

Şekil 8.5’de incelenen çeliklerin SEM çalışmaları esnasında alınmış stretchzon resimleri ve bu resimler üzerinde ölçülmüş ortalama stretchzon genişlikleri Çizelge 8.5’de verilmiştir.



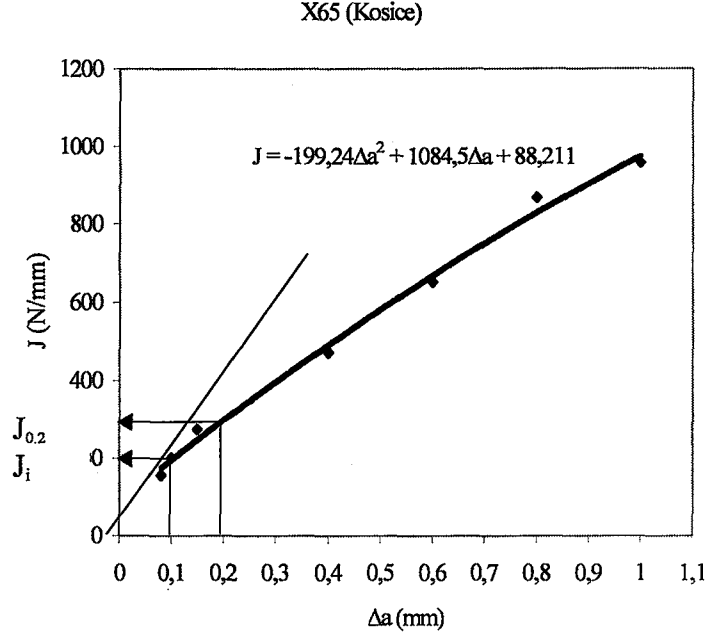
Şekil 8.5: İncelenen çeliklerin tarama elektron mikroskopuyla alınmış stretchzon görüntüleri.

Çizelge 8.5: İncelenen çeliklerin SEM yardımıyla ölçülmüş ortalama stretchzon genişlikleri.

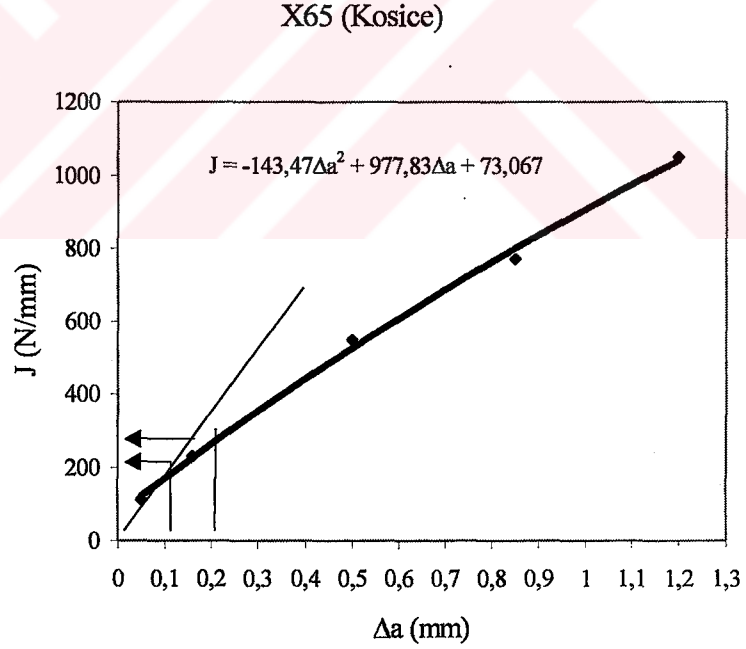
	X 65 (Sollac)	X 65 (Kosice)	X 60	X 52
szw (µm)	90 ± 1,2	105 ± 1,4	100 ± 1,8	95 ± 3

8.2.3 J_i Değerlerinin Belirlenmesi

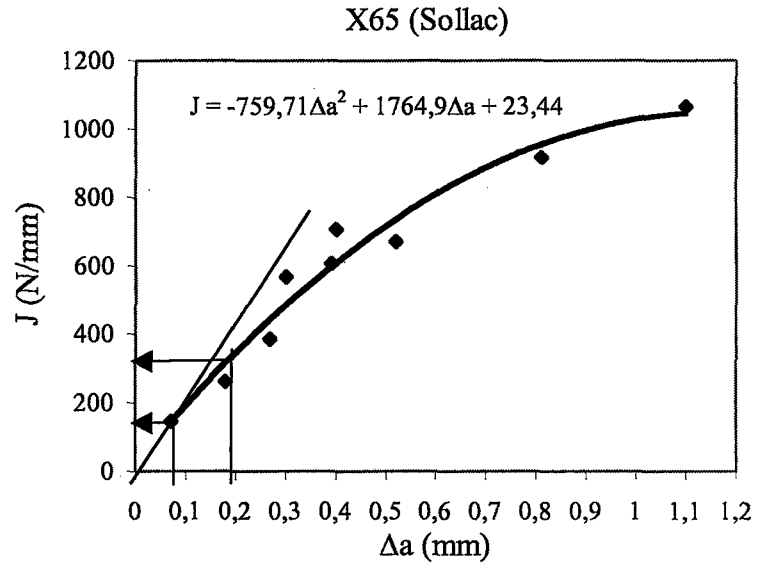
Deneyler neticesinde hesaplanan J-değerleriyle, bu değerlere karşılık gelen ölçülmüş Δa değerlerinden elde edilen noktaların regresyon analiziyle J_R eğrileri oluşturulmuştur (Şekil 8.6 – 8.11). Bu eğriler üzerinde, ölçülmüş szw değerleri yardımıyla J_i değerleri tespit edilmiş ve Çizelge 8.6’da verilmiştir.



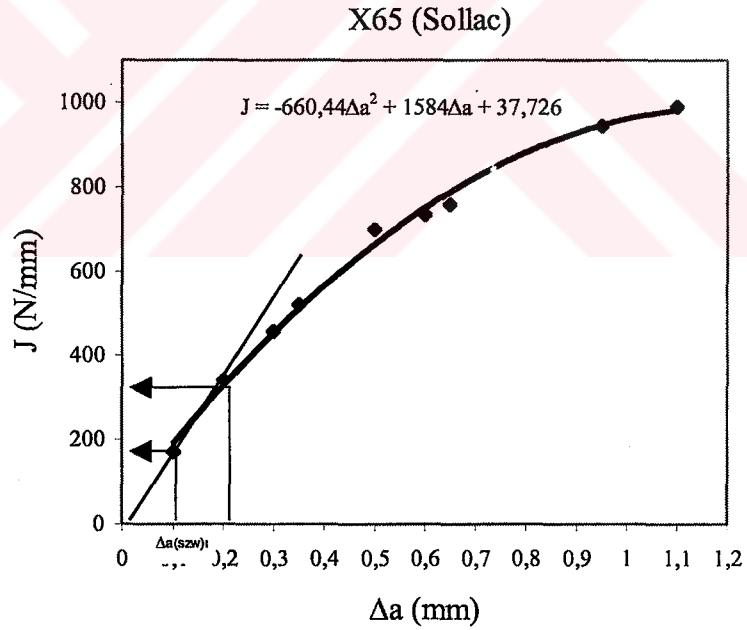
Şekil 8.6: Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi.



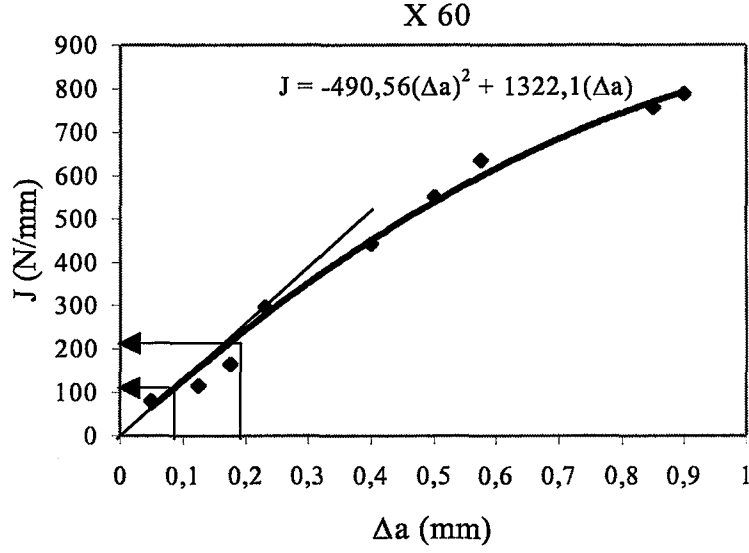
Şekil 8.7: Haddeye dik yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi.



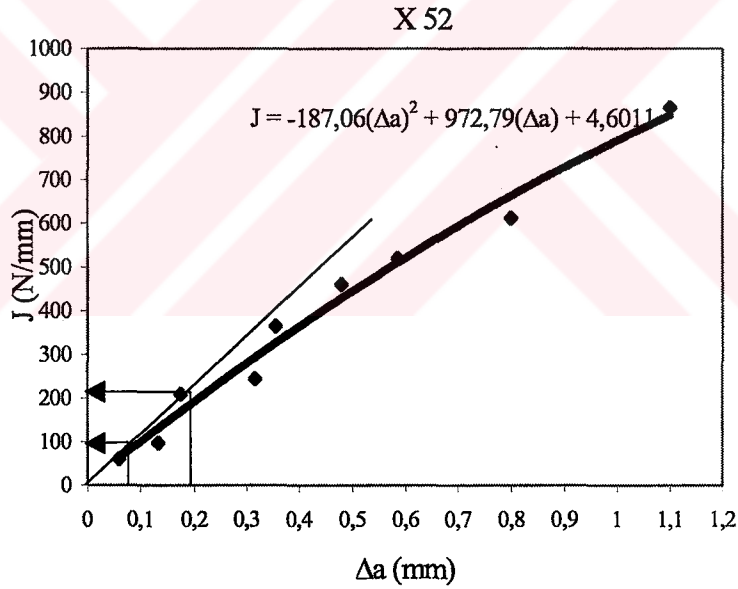
Şekil 8.8: Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi.



Şekil 8.9: Haddeye dik yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi.



Şekil 8.10: Hadde yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi.



Şekil 8.11: Haddeye dik yönündeki numunelerin çatlak mukavemet eğrisi.

Çatlak mukavemet eğrilerinden de görüldüğü gibi, matematiksel olarak eğri yerine polinom yaklaşımı deneyler neticesinde elde edilen noktalara daha da yaklaşmaktadır.

J - Δa eğrilerinin matematiksel tanımı için (6.20) tipindeki üslü fonksiyon kullanılması durumunda “Eğri Uydurma” kuralıyla aşağıdaki eşitlikler elde edilir:

$$J_{L-T} = 946 (\Delta a)^{0,43} \text{ (Sollac)} \quad (8.1)$$

$$J_{T-L} = 920 (\Delta a)^{0,6} \text{ (Sollac)} \quad (8.2)$$

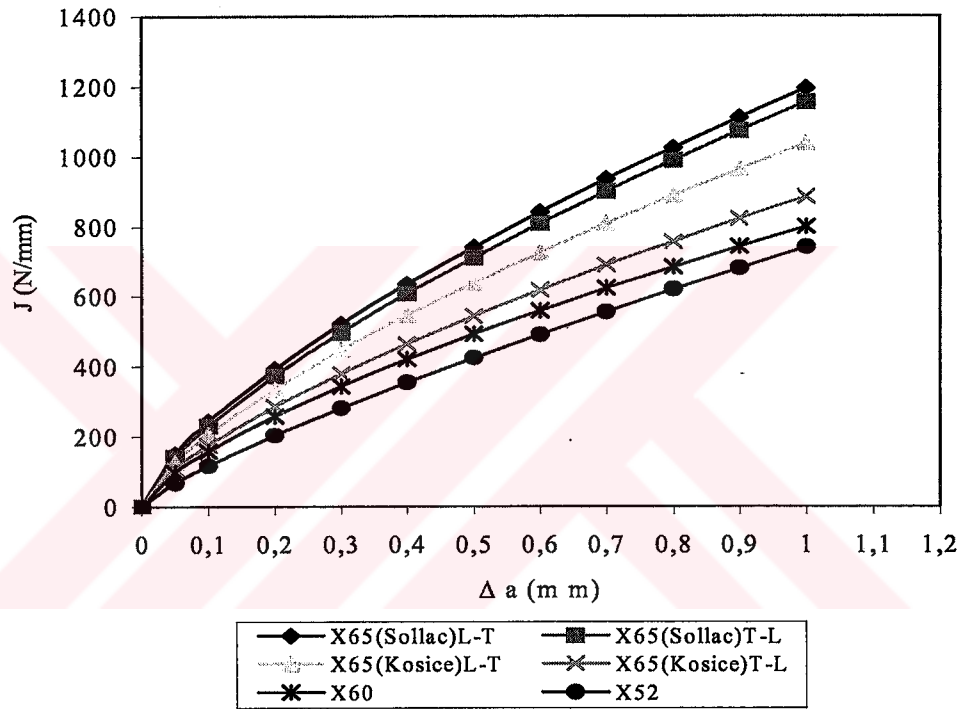
$$J_{60} = 860 (\Delta a)^{0.76} \quad (8.3)$$

$$J_{52} = 803 (\Delta a)^{0.83} \quad (8.4)$$

$$J_{L-T} = 996 (\Delta a)^{0.68} \text{ (Kosice)} \quad (8.5)$$

$$J_{T-L} = 851 (\Delta a)^{0.69} \text{ (Kosice)}. \quad (8.6)$$

Matematiksel olarak elde edilen çatlak-mukavemet eğrileri Şekil 8.12'de toplu olarak gösterilmiştir.



Şekil 8.12: İncelenen çeliklerin çatlak-mukavemet eğrilerinin (6.20)'ye göre tanımı.

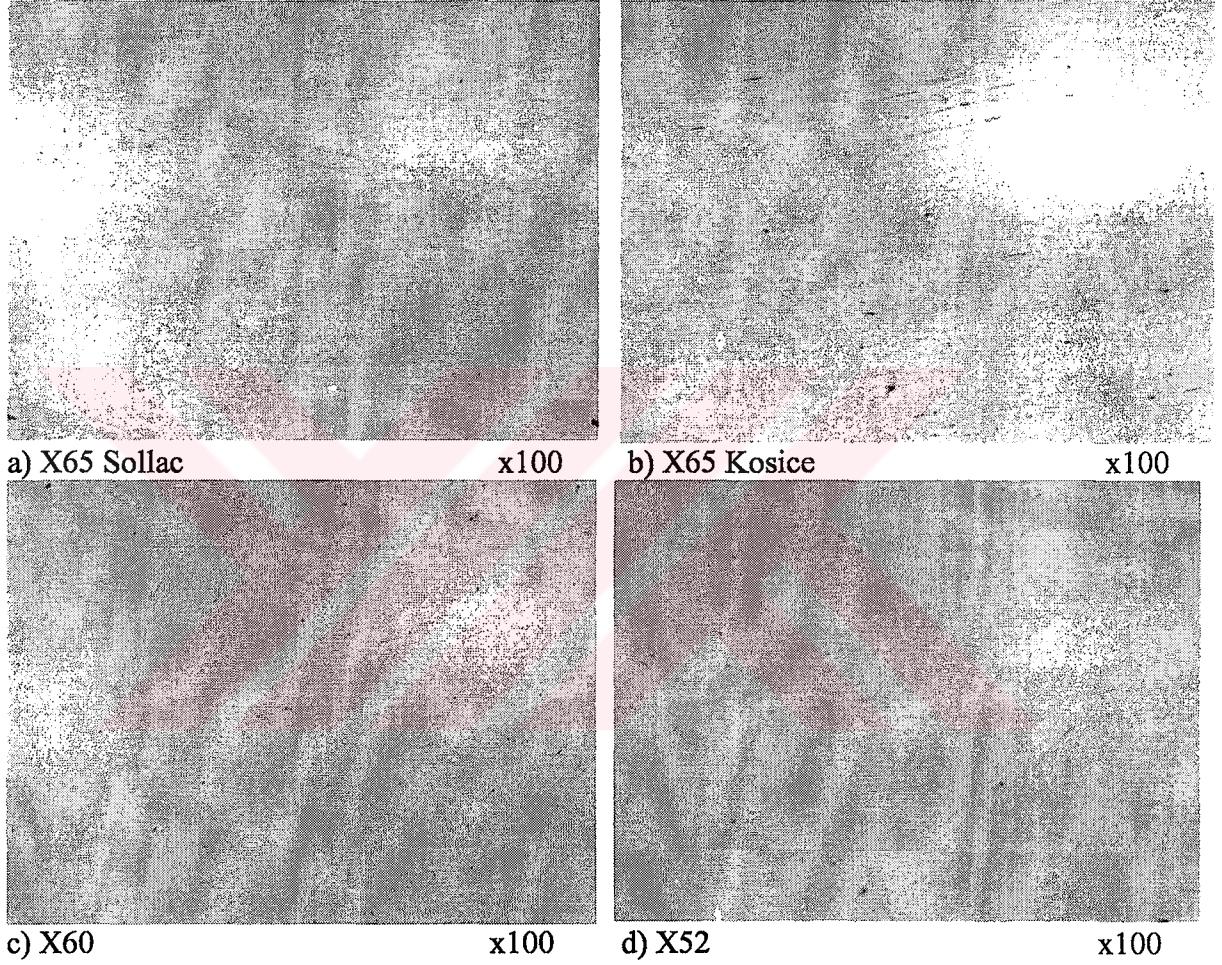
Çizelge 8.6: Deney malzemeleri için elde edilen J_i -değerleri

Malzeme	J_i (N/mm)
X 65 (Sollac) T-L	184
X 65 (Sollac) L-T	188
X 65 (Kosice) T-L	179
X 65 (Kosice) L-T	198
X 60 L-T	137
X 52 L-T	102

T-L: Haddeye dik yön, L-T: Haddye yönü

8.3 Metalografik İnceleme Sonuçları

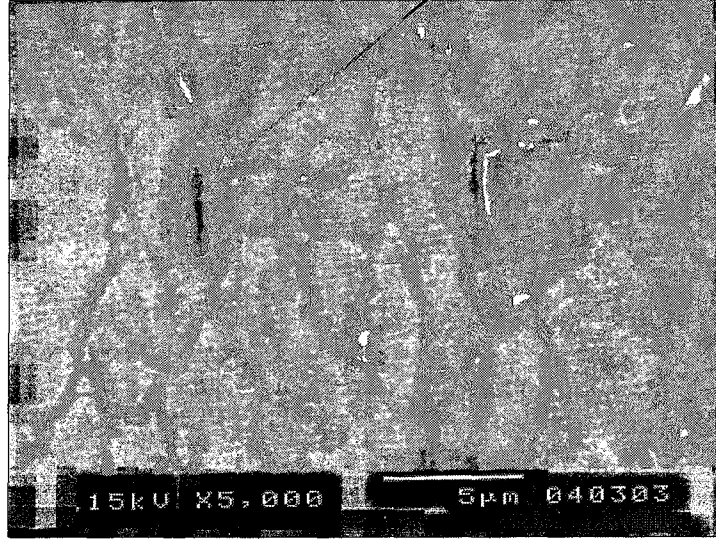
İncelenen çelik malzemelerinin dağlanmamış haldeki mikroyapı görüntüleri Şekil 8.13'de verilmiştir. Genelde küresel morfolojide olan bu kalıntıların dağılımlarının homojen olmadığı; özellikle X65 (Kosice) çeliğinde irili ufaklı kalıntıların hadde yönünde sıralandıkları görülmektedir.



Şekil 8.13: İncelenen çeliklere ait kalıntı görüntüleri.

Gerek dağlanmış numunelerde, gerekse kırılma yüzeylerinde tarama elektron mikroskopuyla yapılan incelemelerde kalıntıların şekillerinin çoğunlukla küresel veya küreselliğe yakın biçimde olmakla birlikte, az sayıda uzamış kalıntılara da rastlanmıştır. Şekil 8.14'de X65 (Kosice) çeliğinin mikroyapısındaki bir kalıntının hadde yönünde uzaması görülmektedir.

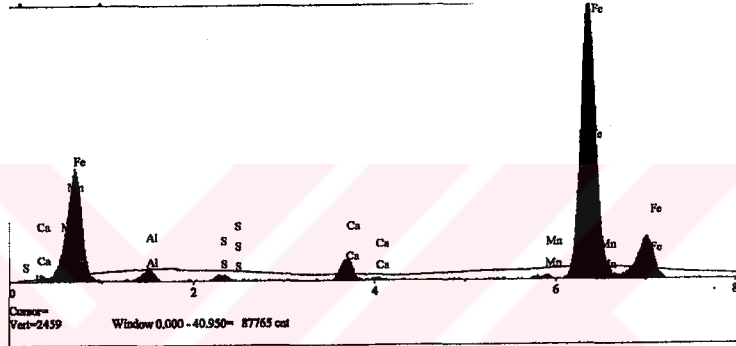
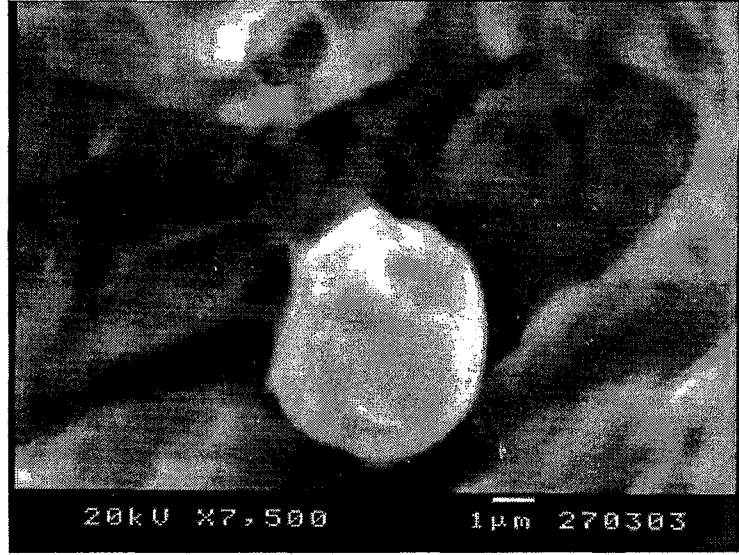
Hadde yönünde uzamış kalıntı



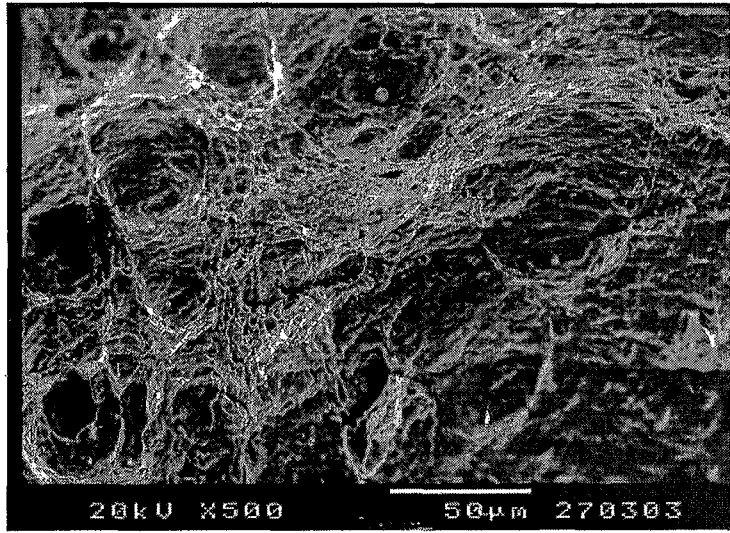
Şekil 8.14: X65 (Kosice) tipi çeliğin SEM mikroyapı görüntüsü.

(Şekil 8.15), (Şekil 8.16), (Şekil 8.17) ve (Şekil 8.18)'de incelenen çeliklerden SEM yardımıyla alınmış örnek cüruf kalıntılarının şekilleri, büyüklükleri ile noktasal olarak yapılmış kimyasal analizleri neticesinde elde edilmiş bileşimleri ve üç nokta eğme deney numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Kalıntıların büyüklükleri 1 μm ile 35 μm arasında değişmektedir.

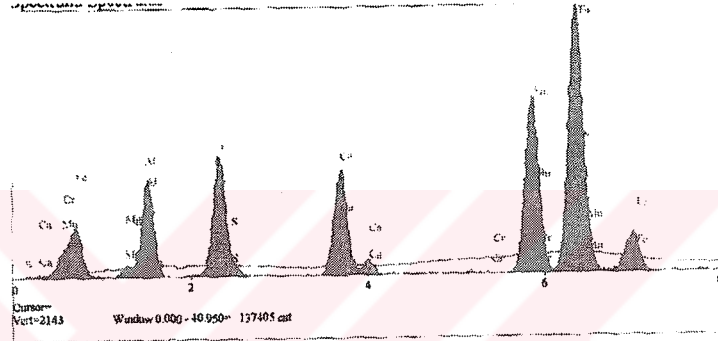
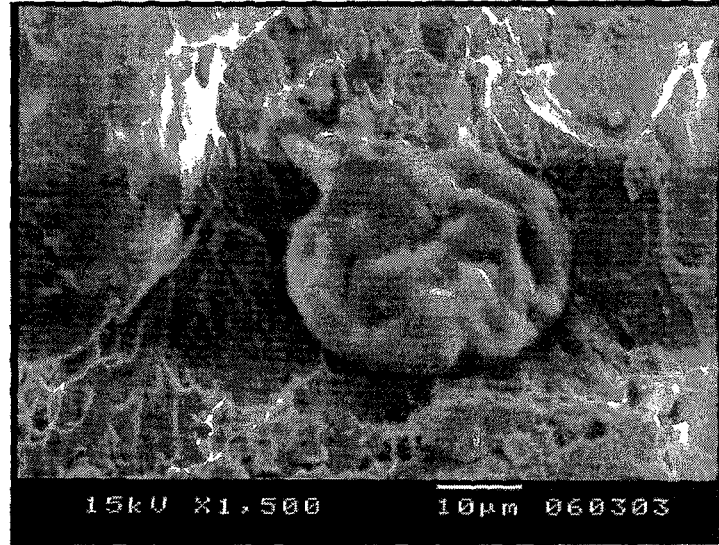
Kalıntıların noktasal olarak yapılan kimyasal analizinde Ca bileşiklerinin bulunduğu görülmüştür. Bu da çeliklere Ca modifikasyonu yapılmış olduğunu göstermektedir; zira Ca, köşeli kalıntıları yumru haline getirerek çentik etkisi yapmasını engellemektedir (Yılmaz, 1995). Kalıntılar arası uzaklık ise 5 μm ile 50 μm arasında değişmektedir.



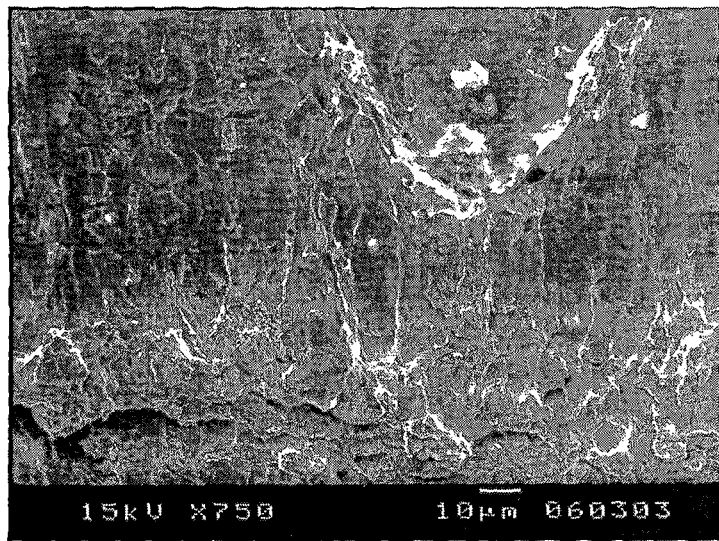
Elit.	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Al	Ka	19.21	2.057	wt.%
S	Ka	11.62	0.862	wt.%
Ca	Ka	45.35	3.042	wt.%
Mn	Ka	7.73	0.683	wt.%
Fe	Ka	656.00	93.356	wt.%
			100.000	Total



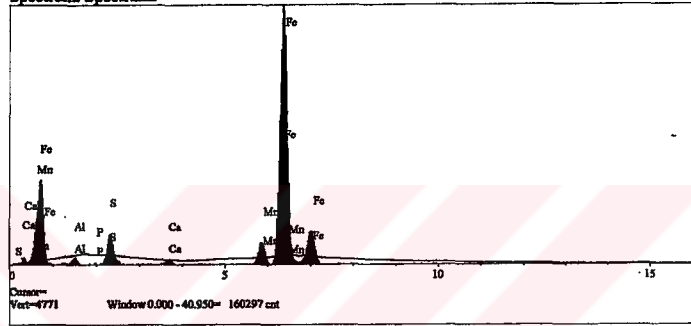
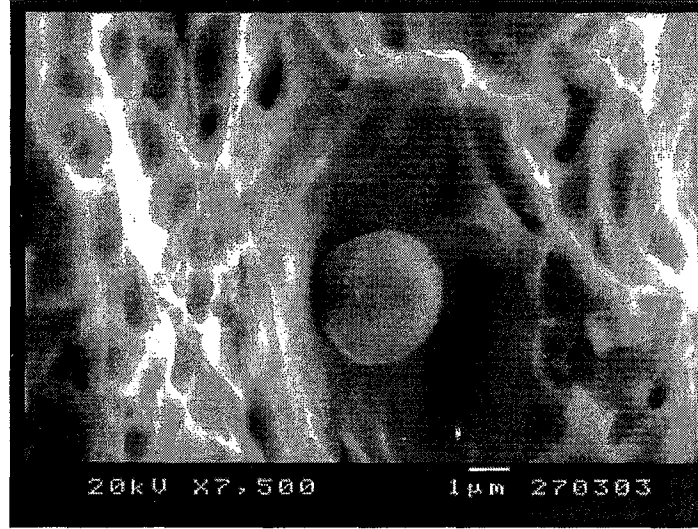
Şekil 8.15: X65 (Sollac) tipi çelikteki cüruf kalıntısı, kalıntının noktasal analizi ve kırılma yüzeyi görüntüsü (SEM).



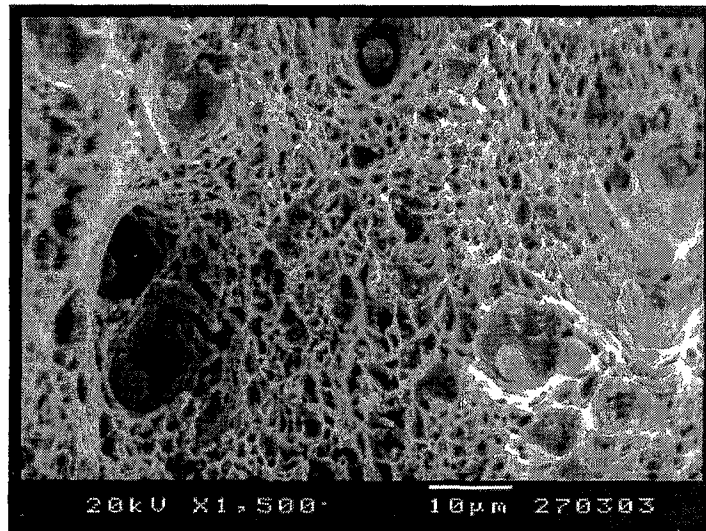
El.	Line	Intensity (c/s)	Conc (wt.%)	Total
Mg	Ka	9.13	1.062	wt.%
Al	Ka	83.24	7.628	wt.%
S	Ka	128.22	9.024	wt.%
Ca	Ka	128.81	8.888	wt.%
Cr	Ka	0.39	0.037	wt.%
Mn	Ka	223.66	25.440	wt.%
Fe	Ka	336.94	47.922	wt.%
			100.000	wt.%



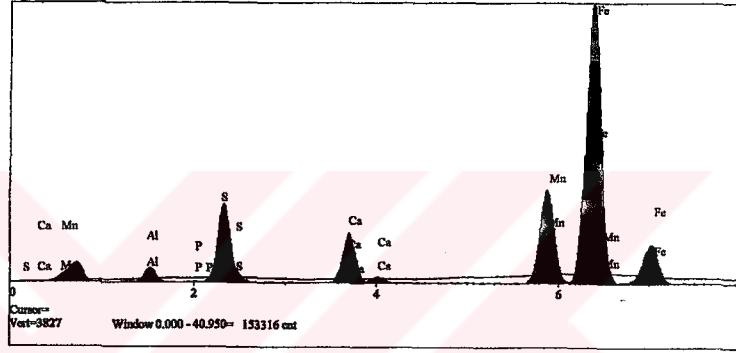
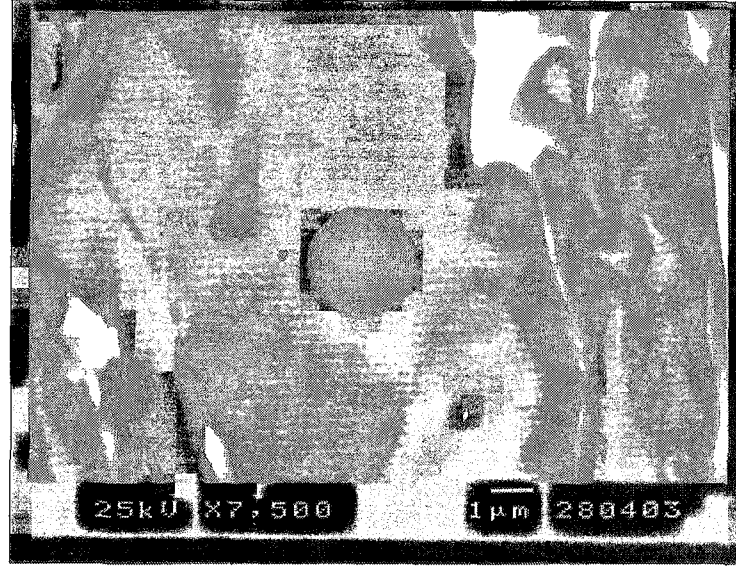
Şekil 8.16: X65 (Kosice) çeliğinde kalıntı şekli, kalıntı analizi ve kırılma yüzeyi (SEM).



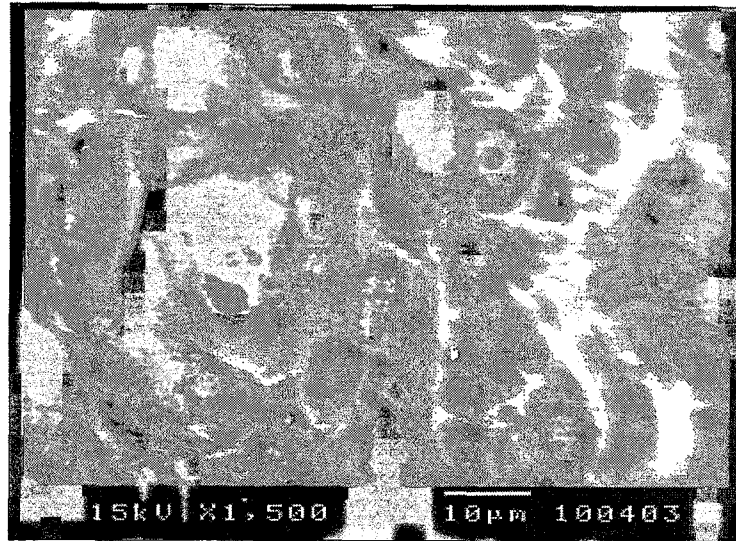
El.	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Al	Ka	13.38	1.157	wt.%
P	Ka	1.69	0.114	wt.%
S	Ka	72.83	4.375	wt.%
Ca	Ka	14.08	0.782	wt.%
Mn	Ka	62.57	4.687	wt.%
Fe	Ka	765.45	88.885	wt.%
				Total
				100.000 wt.%



Şekil 8.17: X60 çeliğinde kalıntı şekli ve analizi ile kırılma yüzeyi görüntüsü -kalıntılar arası mesafe- (SEM).



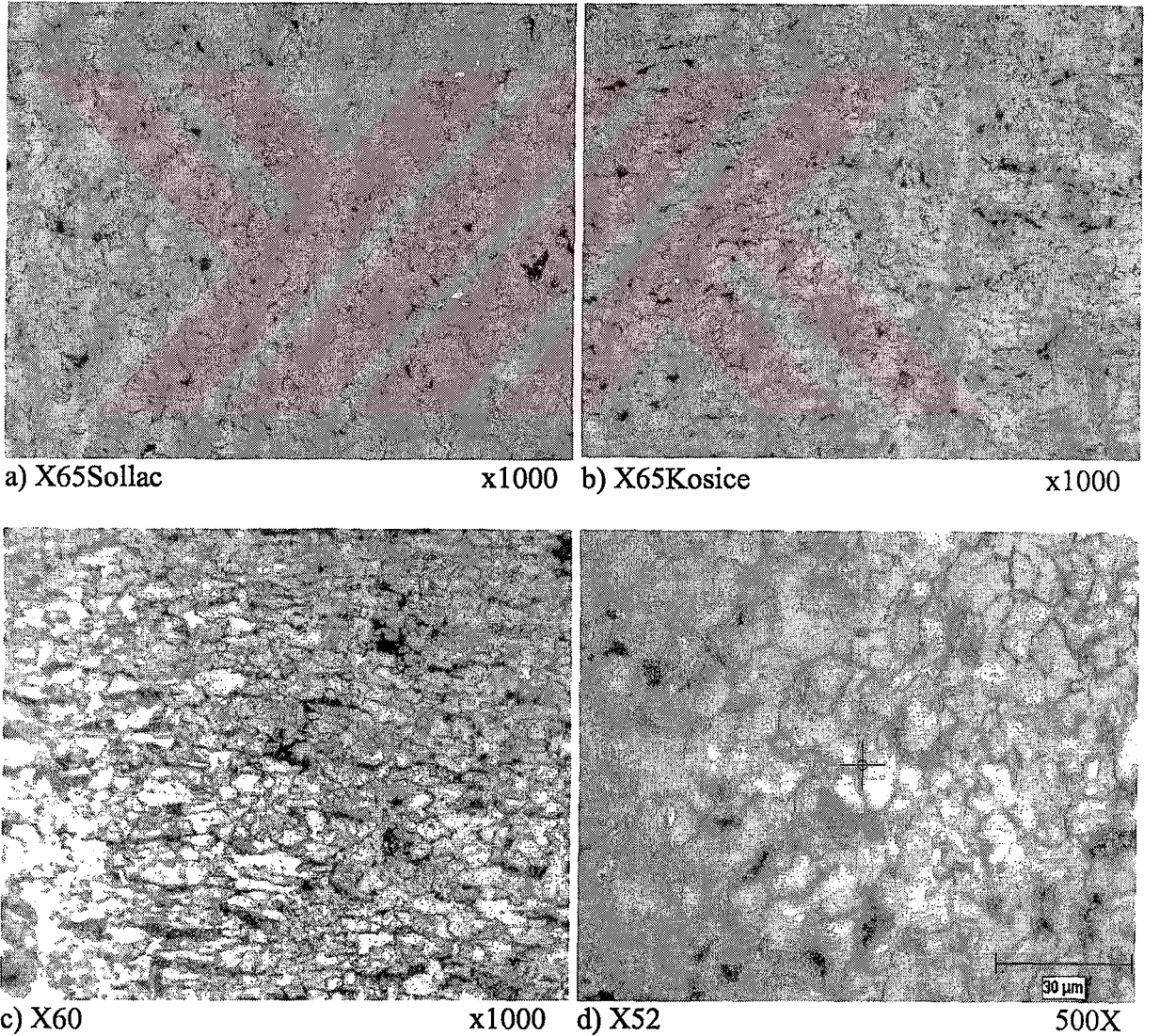
El.	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Al	Ka	18.51	2.153	wt.%
P	Ka	1.25	0.104	wt.%
S	Ka	131.64	9.347	wt.%
Ca	Ka	95.03	5.681	wt.%
Mn	Ka	209.84	16.723	wt.%
Fe	Ka	632.73	65.993	wt.%
100.000				Total



Şekil 8.18: X52 çeliğinde cüruf kalıntısı, noktasal analizi ve kırılma yüzeyi görüntüsü (SEM).

Şekillerdeki kırılma yüzeyi görüntülerinde metalik olmayan kalıntılardan kaynaklanan büyük çukurcuklar ve bunların aralarında çökelti etrafında oluşmuş boşluk büyüklüklerinden dolayı ortaya çıkmış küçük çukurcuklar görülmektedir. Bundan dolayı kırılma yüzeyi peteksi bir görünüm (Gross ve Seelig, 2001) arz etmektedir. Kalıntı dağılımının yoğun ve kalıntılar arası uzaklıkların kısa olduğu yüzeyler daha ince bir petek yapısı göstermektedir. Çelikten çeliğe farklılık göstermesine rağmen burada çukurcukların büyüklüğü $\sim 0.5 \mu\text{m}$ civarında olup, çökeltilerin ortalama büyüklük ve mesafeleri hakkında bir fikir vermektedir.

Dağlanmış haldeki numunelerden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 8.19'da verilmiştir. Bu resimler üzerinde eşit aralıklı çizgiler çizilmiş, bu çizgilerin kestiği tane sayıları toplanarak, ortalama tane çapı belirleme yöntemine (Schumann, 1980)'e göre (8.7) eşitliğiyle tane büyüklükleri tespit edilmiştir.



Şekil 8.19: İncelenen çeliklerin optik mikroskopla hadde yönünde alınmış mikroyapı görüntüleri.

$$d_m = \frac{L.p.10^3}{z.V} \quad (8.7)$$

d_m : Ortalama tane büyüklüğü,

L : Çizgi boyu,

p : Çizgi sayısı,

z : Çizgilerin kestiği tane sayısı toplamı,

V : Büyültme faktörü.

Mikroyapı resimlerinden de görüleceği gibi, taneler çoğunlukla eş eksenli olmayıp haddeleme yönünde uzamışlardır. Bu durumda aynı yöntem hadde doğrultusunda ve hadde yönüne dik doğrultuda uygulanmış, elde edilen sonuçların ortalaması alınarak tane büyüklükleri belirlenmiştir (Çizelge 8.7).

Faz miktarları ise, lineer kesişim yöntemi (Schumann, 1980) uygulanarak belirlenmiştir. (8.8) eşitliğine göre çizgiler üzerindeki perlit oranları hesaplanmış ve bu değerlerin ortalaması alınmak suretiyle mikroyapıdaki hacimsel perlit oranı bulunmuştur. İncelenen çelikler için tespit edilen ortalama tane büyüklükleri ve faz oranları Çizelge 8.7'de verilmiştir.

$$f_p = \frac{z.100.\%}{L} \quad (8.8)$$

f_p : Perlit hacim oranı %,

z (mm): Çizgilerin kestiği tanelerin uzunluklarının toplamı,

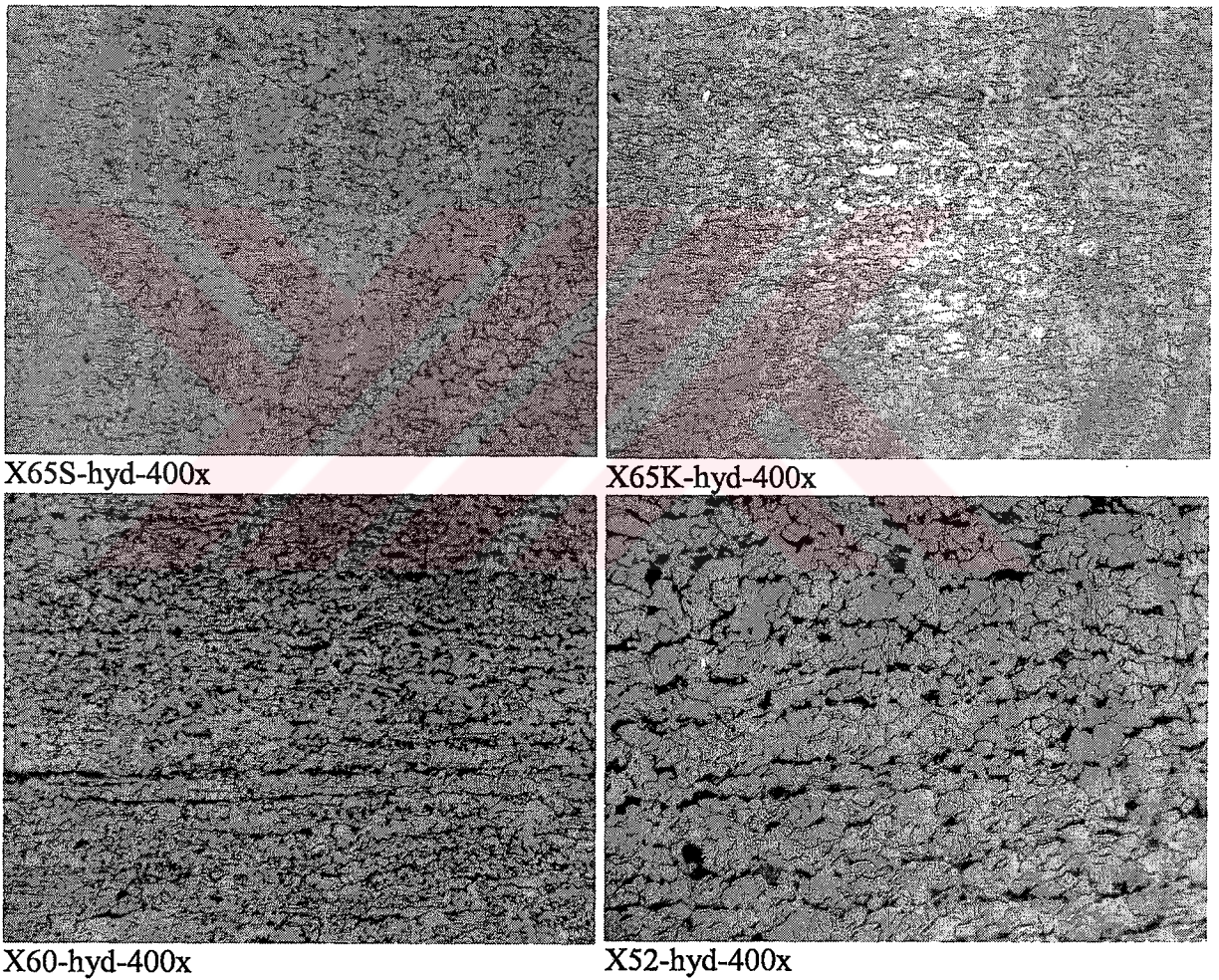
L (mm): Çizgi boyu.

Çizelge 8.7: İncelenen çeliklerin ortalama tane büyüklükleri ve faz oranları.

Malzeme	Ortalama Tane Çapı d_m (μm)	Ferrit Oranı f_α %	Perlit Oranı f_p %
X65 (Sollac)	5,7 \pm 1,6	93	7 \pm 2,8
X65 (Kosice)	6,5 \pm 3,5	88,5	11 \pm 3
X60	9,2 \pm 3,2	85,4	14,6 \pm 3,3
X52	12 \pm 2,6	83,5	16,5 \pm 6

İncelenen çeliklerin hesaplanan perlit hacim oranlarının, Çizelge 8.1’de verilen spektroanaliz sonuçlarındaki karbon oranlarıyla karşılaştırıldığında uyumlu olduğu görülmektedir.

İncelenen çeliklerin mikroyapıları, düşük perlit oranlarına sahip ferritik matriksten oluşmaktadır. X52 tipi çelikte haddeleme prosesi esnasında hadde yönünde bir ferrit-perlit satırlanması ortaya çıkmıştır (Şekil 8.20). Bu satırlanma incelenen diğer çeliklerde nispeten daha az olmuştur. Satırlanma, sıcak haddeleme sırasında östenitin ayrışması sırasında karbon ve alaşım elementlerinin, özellikle manganezin, belli bölgelerdeki segregasyonundan kaynaklanmaktadır (Mahmutoğlu, 2003).

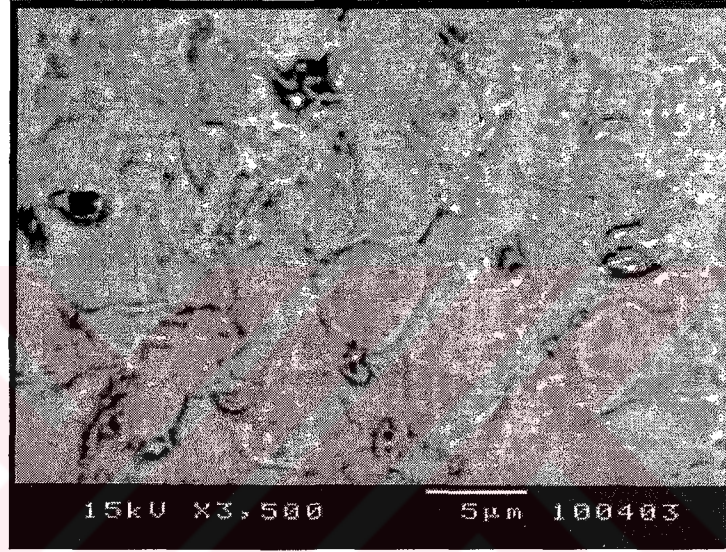


Şekil 8.20: Hadde yönündeki (numune kalınlığı) mikroyapı görüntüleri (Satırlanma).

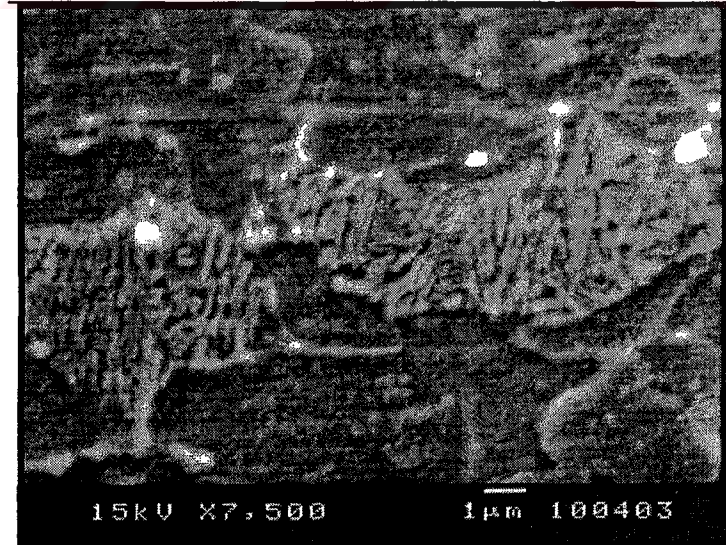
Şekil 8.21’deki SEM resimlerinde görüldüğü gibi incelenen çeliklerde çökeltiler gerek tane içlerinde gerekse tane sınırlarında çok ince bir şekilde çökelmiştir; öyle ki çökeltileri oluşturan bileşiklerin analizini yapmak mümkün olmamıştır. Ancak çeliklerin içerdikleri mikroalaşım elementleri dikkate alındığında, Nb veya V karbonitrür çökeltileri olması

muhtemeldir. Perlit tanesi etrafında dizilmiş çökeltiler daha belirgindir. Çökelti büyüklükleri ortalama $\sim 0.3 \mu\text{m}$, aralarındaki uzaklıklar da ~ 0.2 ile $1 \mu\text{m}$ arasında değişmektedir.

Perlit lamel mesafesinin etkilerinin araştırılması için tarama elektron mikroskobunda perlit lamellerinin resimleri çekilmiş ve lameller arası mesafe belirlenmiştir. Perlit lamelleri genellikle birbirine tamamen paralel değildir, lamellerin konumunun numene yüzeyine dik olmaması durumunda da gerçek lamel mesafesinin belirlenmesi güçleşmektedir. Bundan dolayı lameller arası mesafenin belirlenmesi çoğunlukla hatalı olmaktadır.



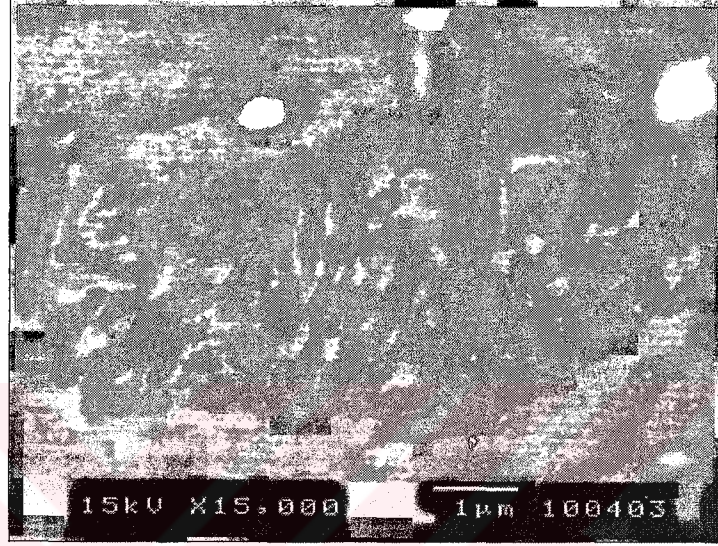
a) X65 (Sollac)



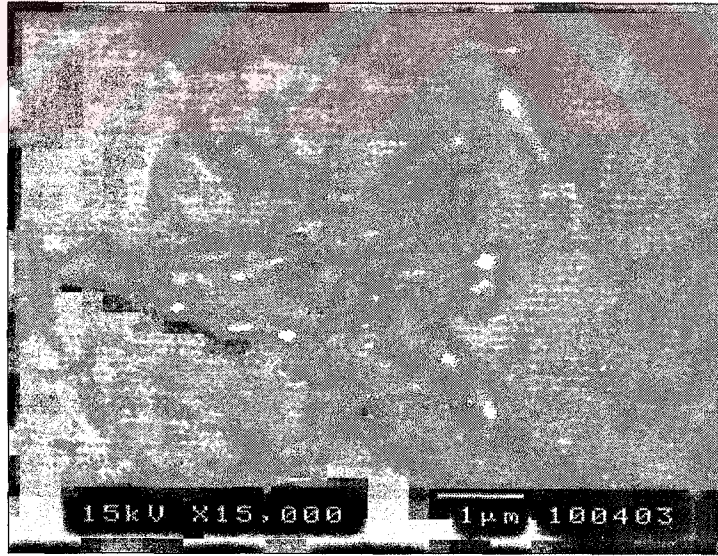
b) X65 (Kosice)

Şekil 8.21: X65 tipi çeliklerin mikroyapısındaki kalıntı ve çökeltiler.

İncelenen perlit tanelerinde perlit lamellerinin çok ince bir şekilde oluştuğu ve tane sınırlarında çökeltilerin varlığı görülmektedir. X52 ve X60'da lamel kalınlığı 0,2 μm ve lameller arası uzaklık 0,1 ile 0,3 μm arasında iken; X65 (Kosice)'de lamel kalınlığı yine 0,2 μm , lameller arası uzaklık ise daha da kısalarak 0,1 ile 0,2 μm arasında ölçülmüştür (Şekil 8.22). X65 (Sollac) tipi çelikte de benzer incelikte bir perlit oluşumu gerçekleşmiştir.



a) X65 (Kosice)



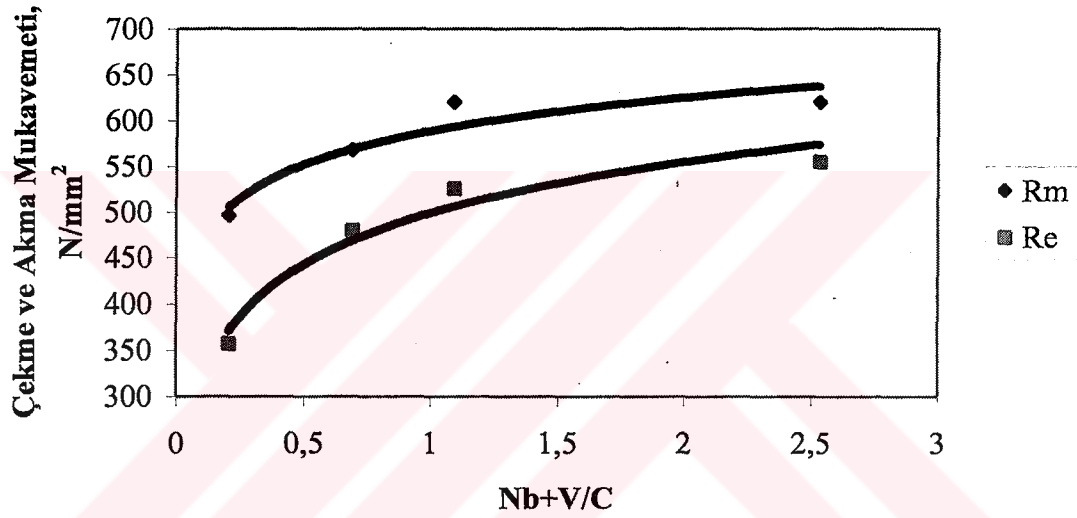
b) X60

Şekil 8.22: Perlit lamel kalınlıkları ve lameller arası uzaklık.

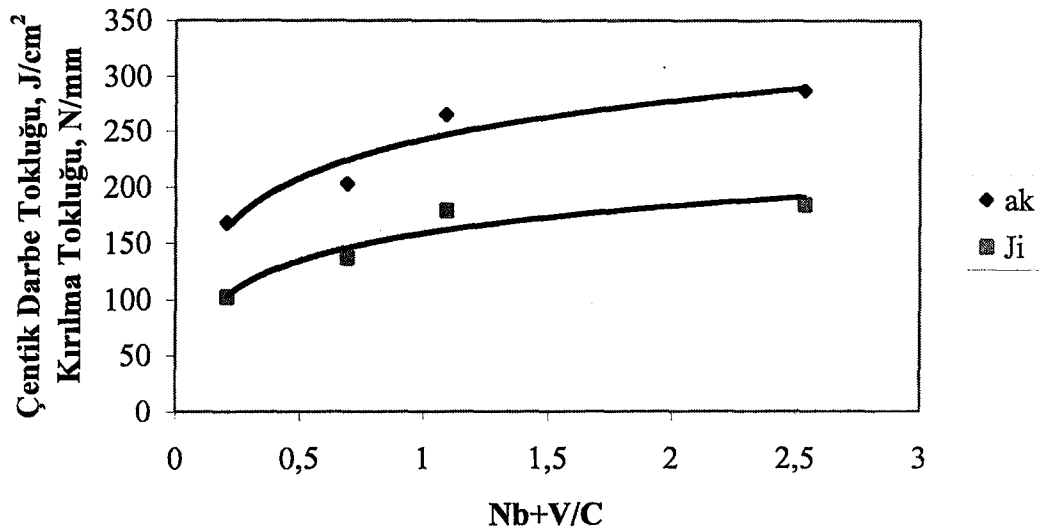
9. TARTIŞMA

9.1 Kimyasal Bileşimin Mekanik Özelliklere Etkisi

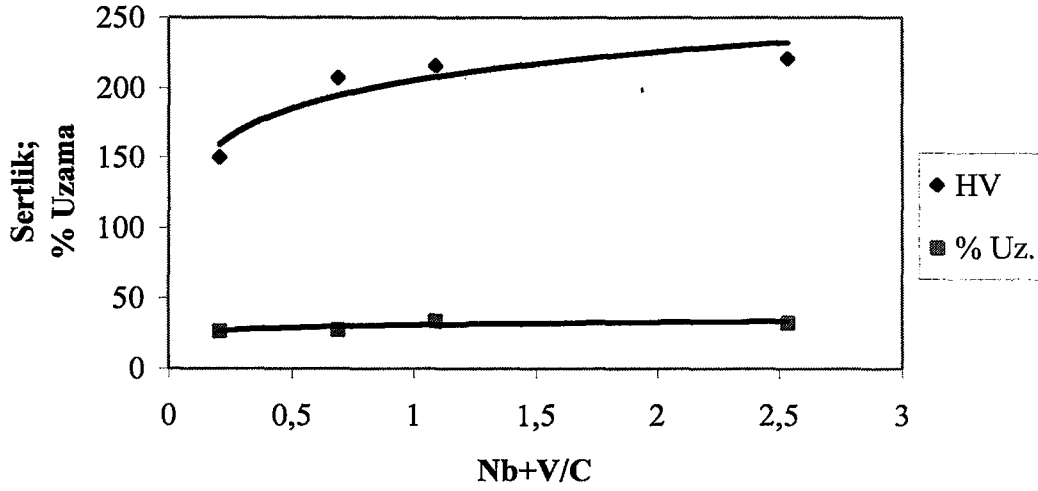
Şekil 9.1, Şekil 9.2 ve Şekil 9.3’de mekanik özelliklerin mikroalaşım elementleri ile karbon oranına göre değişimleri gösterilmiştir. Artan mikroalaşım elementi oranıyla % uzamada belirgin olmayan bir artış görülürken; diğer bütün mekanik özelliklerde belirgin artışlar söz konusudur. Mikroalaşım elementleri çökelti sertleşmesiyle mukavemet ve sertliği yükseltirken; gerek östenitleme esnasında tane boyutunun kontrolü, gerekse yeniden kristalleşmenin engellenmesiyle, yani tane inceltmeyle tokluk ve mukavemeti artırmaktadır.



Şekil 9.1: Akma ve çekme mukavemetinin kimyasal bileşime göre değişimi.



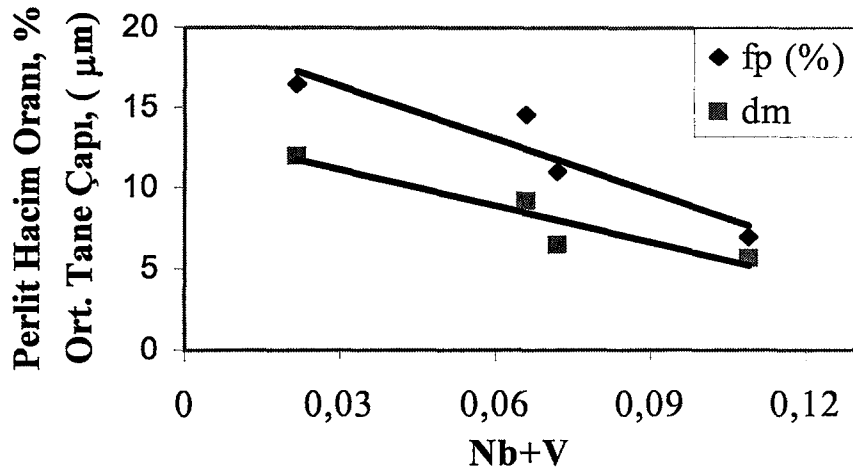
Şekil 9.2: Kimyasal bileşimin çentik darbe ve kırılma tokluğuna etkisi.



Şekil 9.3: Kimyasal bileşimin sertlik ve uzama değerlerine etkisi.

Nb+V/C \approx 1'e kadar mekanik özelliklerde göreceli olarak hızlı bir artış görülürken, buradan itibaren özellikle niobyum elementi için tane küçültme açısından etken sınırın aşılmış olmasından dolayı belirgin bir iyileşme görülmemekte; ancak çökelti oluşumları sonucunda sertlik ve akma mukavemetinde artışlar ortaya çıkmaktadır.

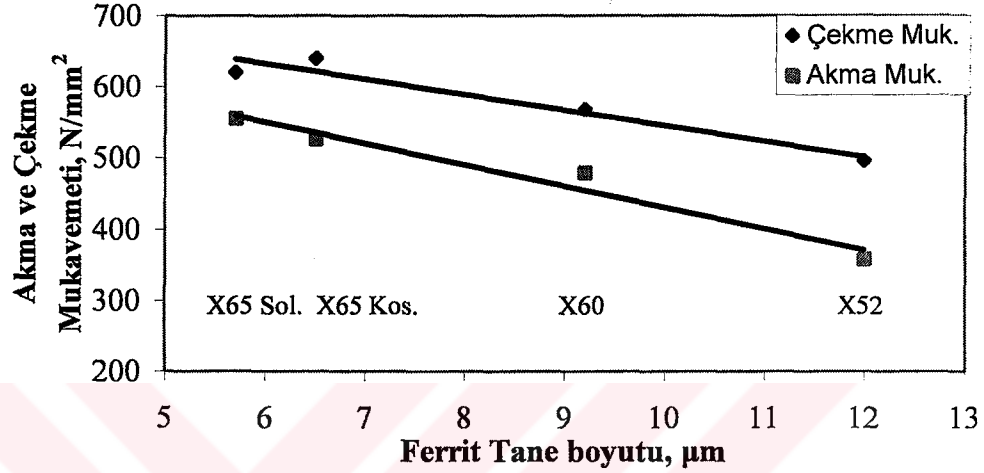
Mikroalaşım elementlerinin bileşikleri yüksek sıcaklıklarda çözüldüklerinden, gerek ostenitleme esnasında, gerekse yeniden kristalleşme sırasında tane boyutunu etkin biçimde kontrol etmektedir. Mikroalaşım elementlerinin artmasıyla oluşan karbürler, X52'den X65'e doğru, zaten az olan C-oranını daha da azaltarak perlit oranını düşürürken, ferrit oranını artırmakta ve tokluk iyileşmektedir. Mikroalaşım elementi oranının artmasıyla hem tane boyutu küçülmekte, hem de perlit oranı düşmektedir (Şekil 9.4).



Şekil 9.4: Mikroalaşım elementlerinin perlit oranı ve tane çapına etkisi.

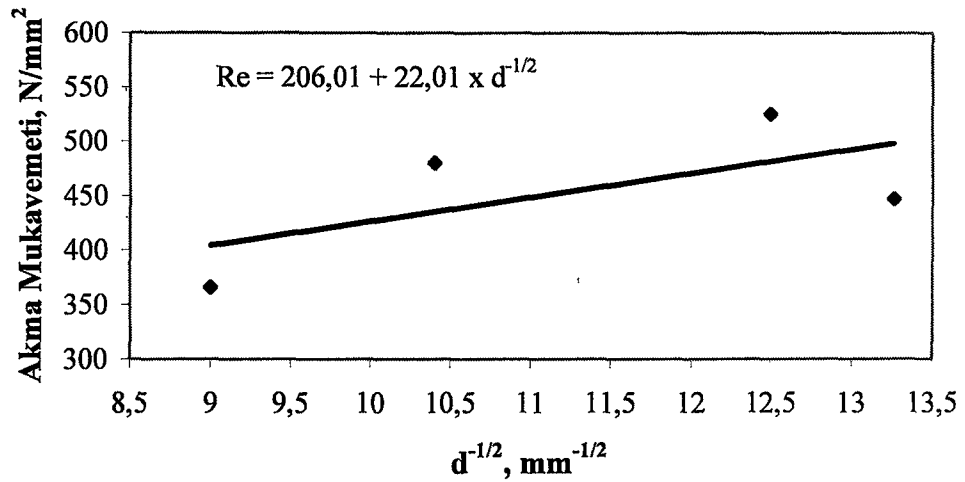
9.2 Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi

Şekil 9.5’de ferrit tane boyutunun incelenen çeliklerin akma ve çekme mukavemetine etkisi gösterilmiştir. Ferrit tane boyutu küçüldükçe akma ve çekme mukavemeti artmaktadır. Akma ve çekme mukavemetindeki artış, tane boyutunun küçülmesi sonucunda tane sınırlarının yoğunluğunun artarak dilokasyon hareketlerini engellemesinden kaynaklanmaktadır.



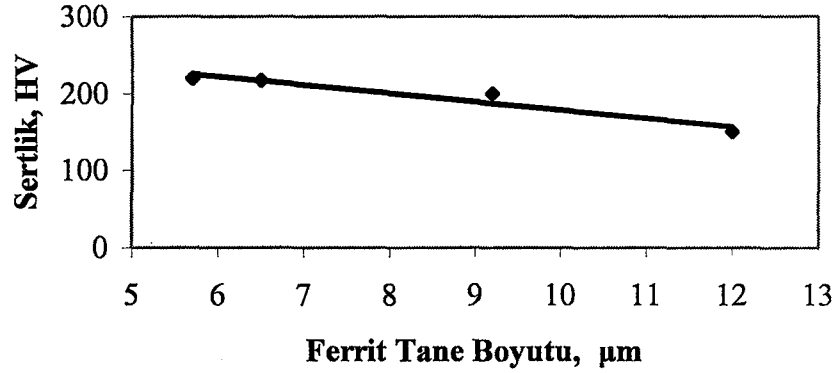
Şekil 9.5: Ferrit tane boyutunun akma ve çekme mukavemetine etkisi.

Şekil 9.6’de de, akma mukavemeti ile tane boyutu arasındaki Hall-Petch ilişkisi gösterilmiştir. Burada, tane sınırı direnci ile ilgili malzeme sabiti $k_y = 22 \text{ N.mm}^{-3/2}$ olarak bulunmuştur. Literatürde $14\text{-}24 \text{ N.mm}^{-3/2}$ arasında değişen k_y değerleriyle karşılaştırıldığında uyumlu olduğu görülmektedir (Mahmutoğlu, 2003).



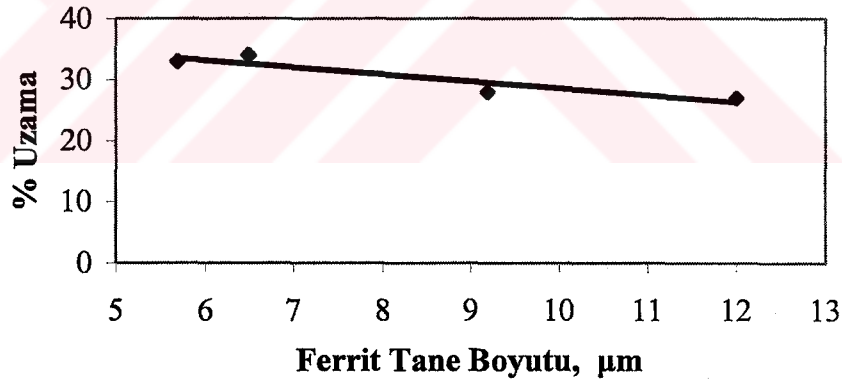
Şekil 9.6: Hall-Petch ilişkisi.

Şekil 9.7’de ferrit tane boyutunun sertliğe etkisi gösterilmiştir. Ferrit tane boyutu arttıkça malzemelerin sertliğinde düşüş görülmektedir. Bu durum, tane boyutunun mukavemet üzerine etkisi ile uyumludur.



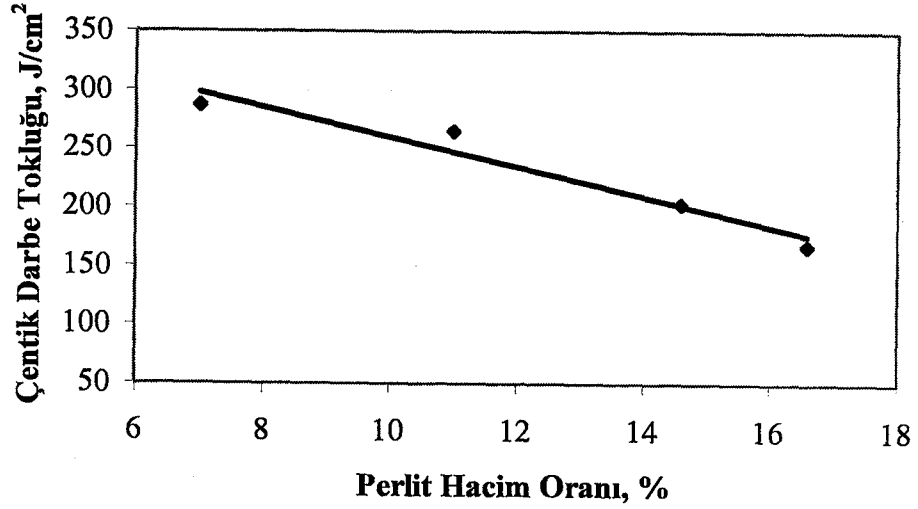
Şekil 9.7: Ferrit tane boyutunun sertlik üzerine etkisi.

Şekil 9.8’de ferrit tane boyutunun kopma uzamasına etkisi gösterilmiştir. Ferrit tane boyutu arttıkça kopma uzamasında belirgin olmayan bir düşüş görülmektedir.

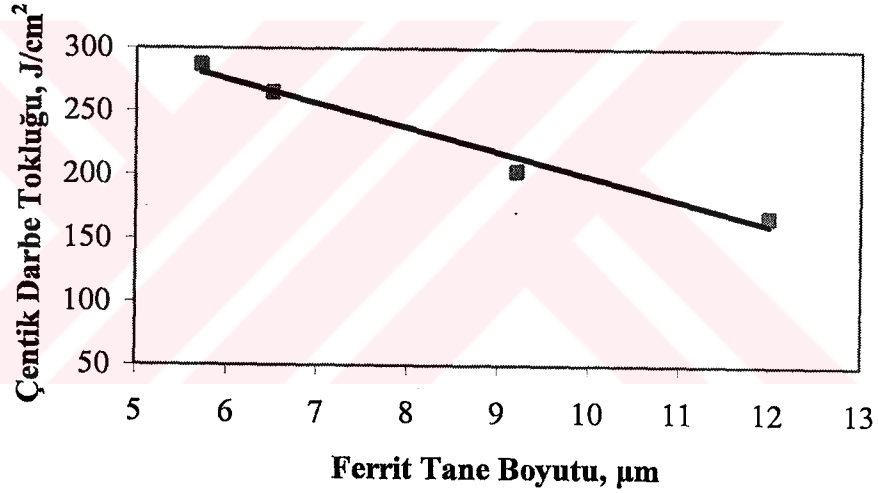


Şekil 9.8: Ferrit tane boyutunun % uzama üzerine etkisi.

Perlit hacim oranı ve ferrit tane boyutunun çentik darbe tokluğuna etkileri Şekil 9.9 ve Şekil 9.10’da gösterilmiştir. Perlit oranı yükseldikçe ferrit oranı düşmektedir. Perlit oranı ve tane boyutu büyüdükçe çentik darbe tokluğu düşmektedir. Çentik darbe tokluğu üzerine en önemli etkiyi tane boyutunun yaptığı çeşitli çalışmalarla ispatlanmıştır. Bu durum, tane boyutunun küçülmesi neticesinde tane sınırları yoğunluğunun artması ve dislokasyon hareketlerinin engellenmesiyle izah edilmiştir (Hagedorn vd., 1990; Mahmutoğlu, 2003).

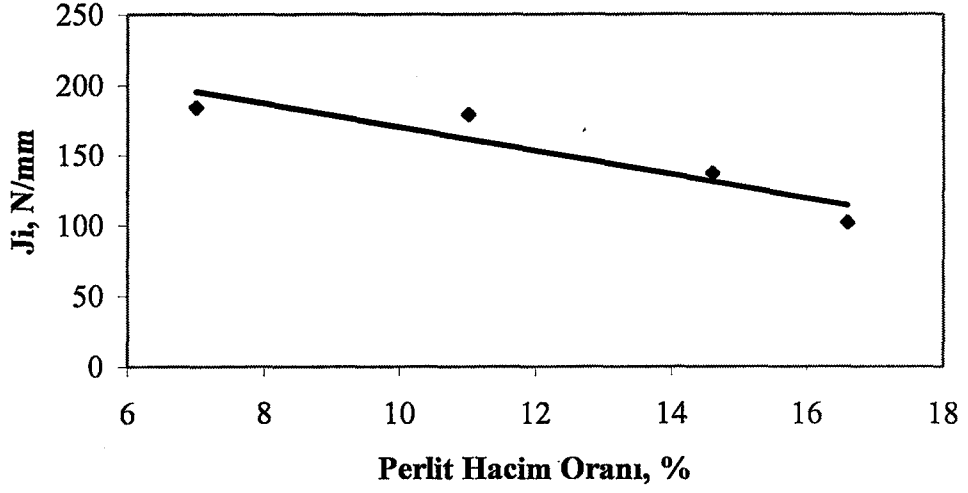


Şekil 9.9: Perlit hacim oranının çentik darbe tokluğuna etkisi.

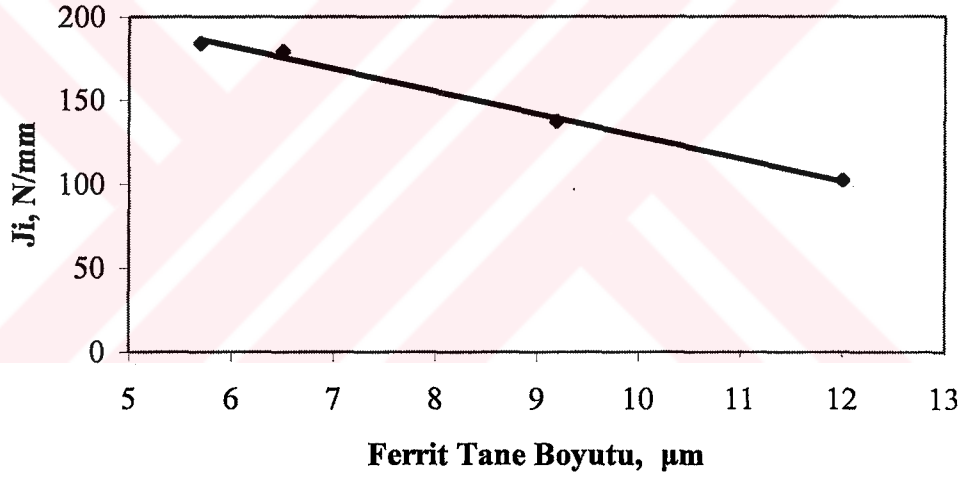


Şekil 9.10: Ferrit tane boyutunun çentik darbe tokluğuna etkisi.

Çeliklerin çekme ve akma mukavemetleri (Çizelge 8.3) ile çentik darbe toklukları (Çizelge 8.4) karşılaştırıldığında; aynı çeliğin L-T ve T-L yönündeki özelliklerinde ters oranda farklılık ortaya çıkmaktadır. Örneğin, X65 (Sollac) tipi çeliğin L-T ve T-L yönündeki çekme mukavemeti ve darbe toklukları karşılaştırıldığında; çekme mukavemeti yüksek olan T-L yönündeki darbe tokluğu düşük; buna karşın çekme mukavemeti düşük olan L-T yönündeki darbe tokluğu yüksek çıkmaktadır. Bu farklılığın çeliğin lifleşmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 9.11: Perlit hacim oranının kırılma tokluğuna etkisi.



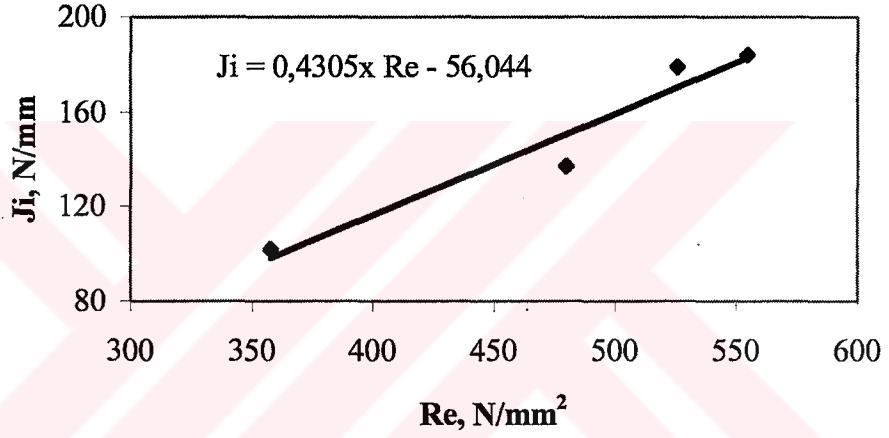
Şekil 9.12: Ferrit tane boyutunun kırılma tokluğuna etkisi.

Çizelge 8.6'da verilmiş olan J_i değerlerinin literatürle karşılaştırıldığında uyumlu olduğu görülmüştür. Mekanik özellikleri ve kimyasal kompozisyonu bu çalışmada kullanılan X65 çeliklerine en yakın olan StE 460 çeliğinin J_i değerleri 185 N/mm ve 225 N/mm (Blumenauer ve Pusch, 1993) olarak verilmiştir. Yine aynı kaynaktan St 37-3 çeliğinin J_i değeri 145 N/mm, St 52-3 çeliğinin J_i değeri ise 65 olarak verilmiştir. Keleşoğlu ve Ünal, (1991) ise, 17Mn5 çeliğinin J_i değerini 110 N/mm olarak tespit etmişlerdir.

Ferritik-perlitik mikroyapılarda tokluk özellikleri tane büyüklüğü (Askeland, 1996) yanında, ferrit-perlit oranına, perlit lamel mesafesine ve perlit lamel kalınlığına (Huchtemann ve Schüller, 1990) bağlıdır. Perlit hacim oranı ve ferrit tane boyutunun kırılma tokluğuna etkileri Şekil 9.11 ve 9.12'de gösterilmiştir. X65 (Sollac) çeliği 5.7 µm ortalama tane büyüklüğü ve %

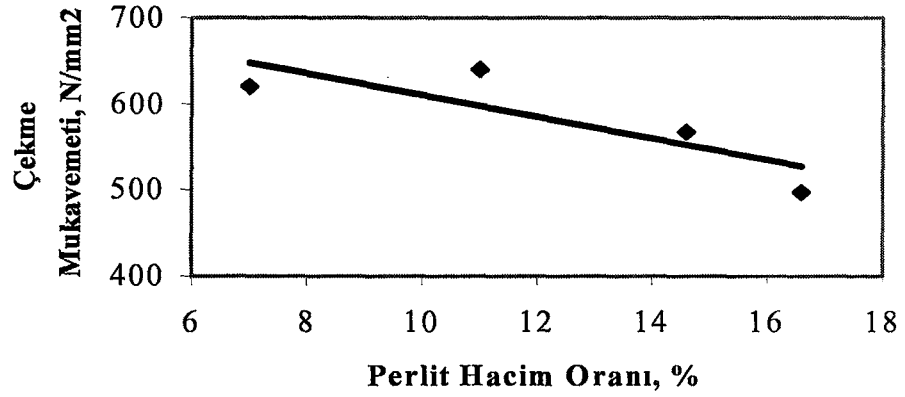
93 ferrit oranıyla (perlit oranı % 7) incelenen diğer çeliklere göre en küçük tane boyutuna ve en büyük ferrit oranına sahiptir; zira tane boyutunun küçülmesi ve ferrit oranının yükselmesi (Kaspar vd., 2000) tokluğu iyileştirmektedir.

Ferrit hacim oranının artmasıyla kırılma mekaniği özellikleri iyileşmektedir. X65 Sollac tipi çelik gerek tane boyutunun küçüklüğü, gerekse ferrit hacim oranının yüksekliği açısından diğerleriyle karşılaştırıldığında belirgin şekilde üstündür. X65 (Kosice), X60 ve X52 çeliklerinin karşılaştırılması durumunda; ferrit oranlarının (% 88,5, % 85,4 ve % 83,5) birbirine yakın olmasına karşın, tane boyutlarında belirgin farklılık vardır (Çizelge 8.7). Tane boyutuyla ferrit oranının karşılaştırılması durumunda, tane boyutunun daha baskın olduğu görülmektedir.

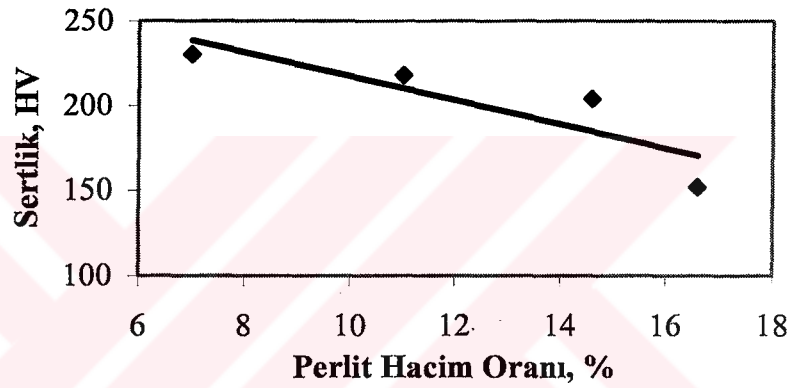


Şekil 9.13: Akma mukavemeti ile kırılma tokluğu arasındaki ilişki.

Tane boyutunun küçültülmesi tokluk, mukavemet ve kaynaklanabilirlik için en etkili yöntem (Bıyıklı vd., 2001) olarak tarif edilmektedir. Şekil 9.13'de akma mukavemeti ile kırılma tokluğu arasındaki ilişki verilmiştir. Genelde mukavemetin artmasıyla tokluk değerleri kötüleşmektedir, ancak burada ferrit oranı ve özellikle de tane boyutu önemli rol oynamaktadır. İnce taneli yapının tokluğu yükseltmesi Hagedorn vd., (1990) göre akma sınırının yükselmesiyle izah edilmektedir; tane büyüklüğünün düşmesiyle plastik deformasyon başlangıcı daha yüksek gerilimlere ötelenmektedir. Dislokasyon kaynağı olarak görev yapan tane sınırlarının küçük tane büyüklüğünde daha homojen ve daha ince dağılmış olması, söz konusu tokluk iyileşmesi için bir başka sebep olarak gösterilmektedir. Hulka vd., (1990) de, hem geçiş sıcaklığını düşüren hem de akma mukavemetini artıran tek mekanizmanın tane boyutunun küçültülmesi olduğunu vurgulamışlardır.



Şekil 9.14: Çekme mukavemeti ile perlit hacim oranı arasındaki ilişki.



Şekil 9.15: Sertliğin perlit hacim oranına göre değişimi.

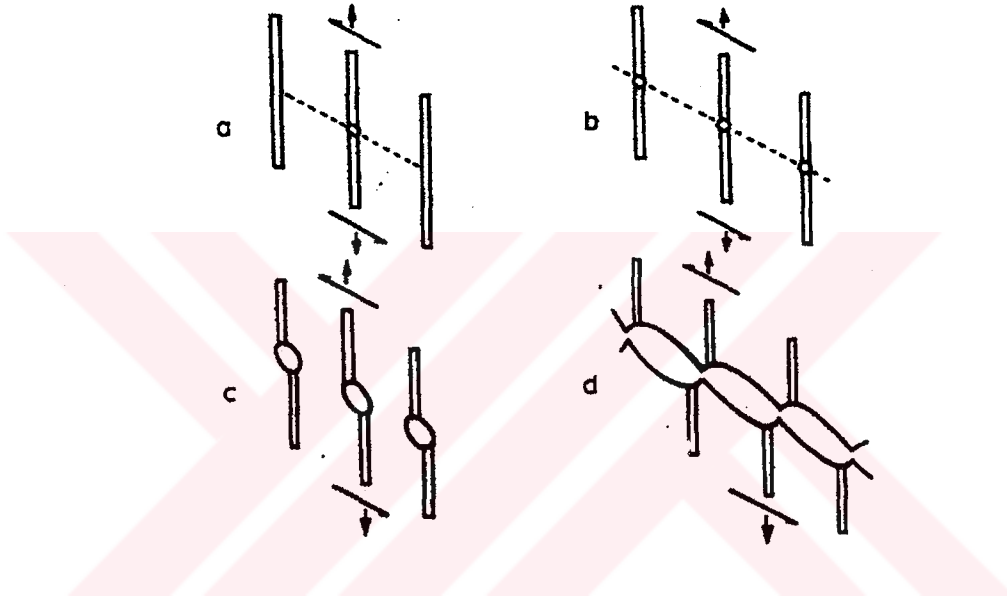
Şekil 9.14 ve 9.15'de çekme mukavemeti ile sertliğin perlit hacim oranına göre değişimi verilmiştir. Artan perlit oranıyla yükselmesi gereken çekme ve sertlik değerlerinde düşüş görülmektedir. Bu uyumsuzluk, Şekil 9.4'de izah edildiği gibi, mikroalaşım elementlerinin çökelti oluşumuyla karbonu bağlaması ve çökelti sertleştirilmesi yoluyla da çekme mukavemeti ve sertlik değerlerini artırmasından kaynaklanmaktadır.

Perlit lamel mesafesi ve lamel kalınlıklarının karşılaştırılmasında ise; X52 ve X60 tipi çeliklerde 0,1 - 0,3 μm lamel mesafesi ve 0,2 μm lamel kalınlığıyla birbirine yakın değerler ölçülmüştür (Şekil 8.22). X65 tipi çeliklerde ise lamel mesafesi 0,1 - 0,2 μm ve lamel kalınlığı 0,2 μm olarak ölçülmüştür. Perlit lamelleri genellikle birbirine tamamen paralel değildir, lamellerin konumunun numene yüzeyine dik olmaması durumunda da gerçek lamel mesafesinin belirlenmesi güçleşmektedir. Bundan dolayı lameller arası mesafenin belirlenmesi çoğunlukla hatalı olmaktadır.

Pardun'a (1998) göre her malzeme kendi içinde, artan lamel mesafesiyle J_i değeri yükselmektedir.

Miller ve Smith'e (1970) göre perlit lamellerinde meydana gelen kopma perlit kolonilerinde (kümelerinde) mikroçatlaklar oluşturmaktadır; bunlar boşluk oluşumuna ve bu yolla sünek kırılmaya yol açmaktadır (Şekil 9.16).

Lamel mesafesinin kısılması tokluk özelliğini negatif etkilemektedir; ancak artan ferrit oranı ve düşen perlit oranıyla, mümkün olabilecek boşluk oluşumunda bir azalma ve bu yolla toklukta iyileşme meydana gelmektedir. Artan ferrit hacim oranı ve böylece de azalan perlit hacim oranıyla kırılma özellikleri iyileşmektedir. Ferritteki bir çatlağın ilerlemesi perlitte nazaran daha zordur.



Şekil 9.16: Miller ve Smith'e (1970) göre perlitte çatlak oluşum modeli.

X65 tipi çeliklerin mikroyapılarında iri kalıntılar yanında ufak kalıntılar (Şekil 8.13a ve b), özellikle X65 (Kosice) tipinde yoğun olmak üzere, hadde yönünde sıralanmışlardır. Düzlemsel sıralar halinde ve bölgesel olarak mevcut olan metalik olmayan kalıntılar sadece tokluk ve sünekliği düşürücü değil, aynı zamanda lameller şeklinde yırtılmaya da neden olmaktadır (Tekin, 1981).

Yapılan noktasal kimyasal analizler neticesinde çeliklerde en sık rastlanan kalıntıların Mn, Al, Mg, S, P ve Ca bileşikleri içeren curuf kalıntıları olduğu görülmüştür. Kalsiyum ilavesi ile kalıntılar modifiye edilmektedir (kalıntı şeklinin kontrolü) (Dahl vd., 1992a). Çeliklere Ca modifikasyonu yapılmış olduğundan kalıntıların şekli genelde küresel ya da küreselliğe yakın biçimde olmakla birlikte (Şekil 8.15-8.18), az sayıda hadde yönünde uzamış kalıntıların varlığına da rastlanmıştır (Şekil 8.14). Ca-ilavesiyle köşeli kalıntıların etrafları CaS şeklinde kaplanıp yumru haline getirilerek çelik içerisinde çentik gibi etki etmesi önlenmektedir

(Yılmaz, 1995). Tokluk anizotropisinde belirleyici rolü kükürt oynamaktadır. Strassburger'e (1976) göre, Ca-ilavesiyle çelikte aşırı derecede bir kükürtsüzleştirmeye ulaşılabilmektedir. Daha düşük bir kükürt oranı, özellikle haddeye dik yöndeki tokluğu iyileştirmektedir.

Hadde yönündeki ve haddeye dik yöndeki tokluk değerleri arasındaki farkların karşılaştırılması durumunda; X65 (Kosice) çeliğinde X65 (Sollac) çeliğine nazaran neredeyse 5 katına ulaşmıştır (Çizelge 8.6). Bu durum, yukarıda izah edilen irili ufaklı kalıntıların hadde yönünde sıralanmasından kaynaklanmaktadır.

Kükürt oranları konusunda literatürde çeşitli değerlendirmeler mevcuttur: Axel ve Fuchs'a (1980) göre % 0.010'un altındaki kükürt oranlarında sülfürlerin kırılmaya etkileri genelde gözardı edilebilirken; Strassburger'e (1976) göre kükürt oranının % 0.008 olması durumunda, artık manganezsülfürler tespit edilememekte, aksine yüzeylerinde az miktarda kükürt bulunan küresel kalsiyum ve alüminyum oksit kalıntıları tespit edilmektedir. Pardun'a (1998) göre ise, kükürt eksikliği ve böylece de MnS eksikliğiyle kalıntıların sayısı önemli oranda azalmakta ve kalıntılar arası uzaklık büyümektedir. Bu yolla boşluk oluşumu ve boşluk birleşmesine yol açan noktaların sayısının azalması ve uzaklıklarının artması tokluk özelliklerine pozitif etki etmektedir. X65 tipi çeliklerdeki kükürt miktarı X60 ve X52 çeliklerine göre % 50 daha az ve metalik olamayan kalıntıların arasındaki mesafe ise daha büyüktür. Böylece boşlukların birleşmesi ve çatlak oluşabilmesi için daha yüksek genişmeye gereksinim olmakta ve daha uzun zaman almaktadır. Bu da J_1 değerlerini yükseltmektedir.

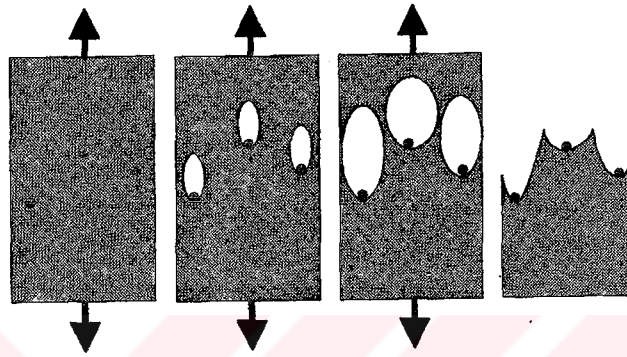
Blumenauer ve Pusch'un (1993) bildirdiklerine göre Halim, çatlak ilerleme mukavemetinin optimumlaştırılması açısından perlit oranının azaltılması ve sülfür kontrolüyle (CaS-ışlemleriyle) çatlak harekete geçme tokluğunun yükseltilebileceğini St 52-3 çeliği örneğinde göstermiştir.

Çökeltilerin özellikle tane sınırlarında çok ince bir şekilde dağılmış oldukları tespit edilmiş; ancak çok küçük olduklarından, formu ve büyüklükleri hakkında güvenilebilir bir ölçüm yapılamamıştır. SEM çalışmalarında alınan mikroyapı görüntülerinden çökeltilerin biçimlerinin küresel, büyüklüklerinin $\sim 0,3$ μm ve aralarındaki mesafelerin de $\sim 0,4$ μm civarında olduğu görülmüştür.

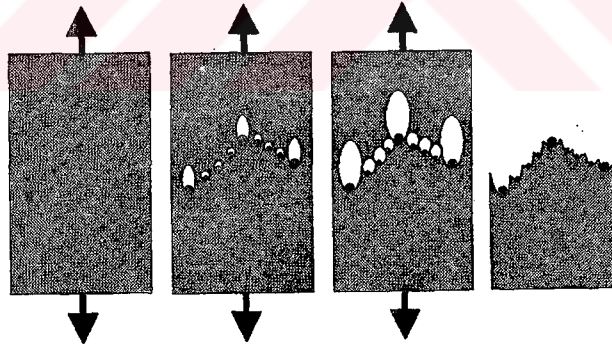
Sünek kırılmaya yol açan mekanizmaların boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve boşluk birleşmesi şeklinde üç safhaya ayrılabilmesi hususunda literatürde genel bir mutabakat vardır. Bu mekanizma kırılma yüzeyinin tipik peteksi bir görünüme (Şekil.8.17-18) sahip olmasına sebep olmaktadır. Boşluklar öncelikli olarak metalik olmayan kalıntılar etrafında meydana gelmektedir. Bağ kuvvetleri partiküller ile bunların etrafını çevreleyen ferritik matriks

arasındaki teması sağlamaktadır. Malzemenin yüklenmesi esnasında matriks ile partikül arasındaki deformasyon uyumsuzlukları boşluk oluşumuna yol açmaktadır (Gross und Seelig, 2001). Schwalbe'ye (1980) göre partikülün şekli ve deforme olabilirliğine göre, boşluk oluşumundan iki farklı mekanizma sorumludur:

- Partikülün matriksden ayrılması,
- Partikülün kırılması (Şekil 8.18).



Şekil 9.17: Metal olmayan kalıntılar etrafında boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve birleşmesiyle sünek kırılma modeli (Schwalbe, 1980).



Şekil 9.18: Çökelti ve metal olmayan kalıntılar etrafında boşluk oluşumu, boşluk büyümesi ve boşluk birleşmesiyle sünek kırılma modeli (Schwalbe, 1980).

Karbürler etrafındaki boşluk oluşumları sadece büyük boşlukların birleşmesine katkıda bulunurken, kalıntılar etrafındaki boşluklar kırılmayı belirleyici olmaktadır. Şekil 9.17-18'de kalıntı ve karbürlerin dahil edildiği kırılma modelleri gösterilmiştir.

Kalıntıların karşılaştırılması durumunda büyük metalik olmayan kalıntılar boşluk oluşumunda özel bir önem arz etmektedirler (Kaynak vd., 1995). Çok küçük partiküllerin bulunması çok az bir öneme sahiptir. Yüksek olamayan genişlemelerde belli bir büyüklüğün altındaki partiküller

boşluk oluşumuna katkıda bulunmamaktadırlar. Genel olarak şu faktörlerin boşluk oluşumunu teşvik edici olarak etkilediği söylenebilir: artan partikül büyüklüğü, düşük adhezyon kuvvetleri, partiküllerin tane sınırlarında bulunması, çok eksenli zorlanma ve büyük plastik deformasyonlar. Boşluk çevresinde başka partiküllerin bulunması durumunda, boşluk oluşumuna etki etmesine rağmen, boşlukların büyüme oranı için çok az öneme sahiptir (Schumann, 1980).

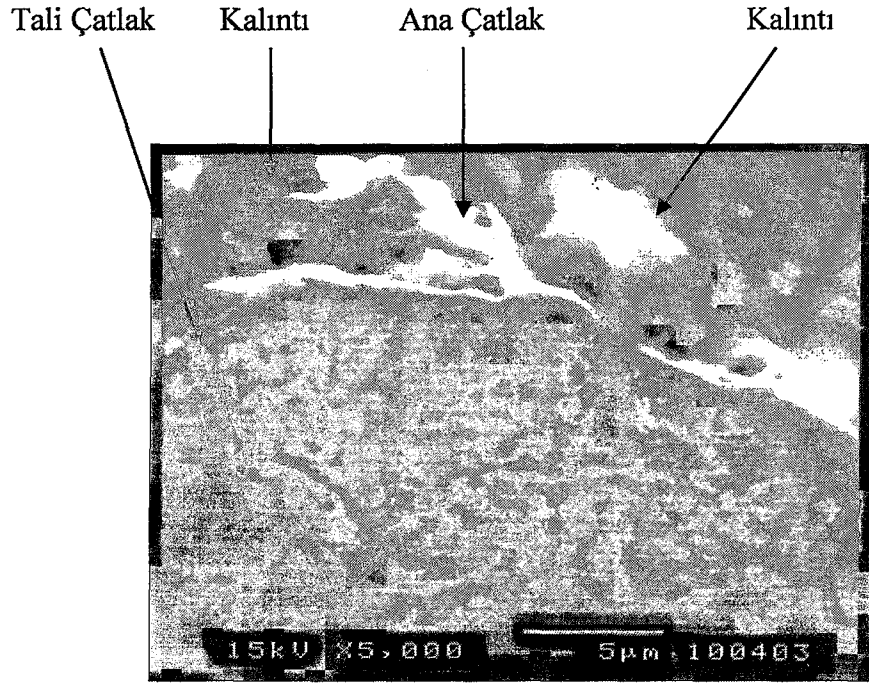
Boşluklar ilerlemiş büyümelerinden sonra birleşmekte ve boşluk hacminde hızlı bir artış gözlemlenmektedir. Bu esnada ortaya çıkan, kırılma yüzeyinde görülebilen peteklerin büyüklüğü, esas alınan partiküllerin mesafeleri ve büyüklükleriyle bağıntılıdır (Şekil 8.15). Çeşitli birleşme mekanizmaları aynı anda ortaya çıkabilmektedir; burada bir veya iki mekanizma baskındır. Bu mekanizmaların en önemlileri (Bernauer, 1997):

- Malzeme köprücükleri bölgesel olarak daralmaktadırlar: Aşırı plastik deformasyon neticesinde boşluklar büyümekte ve böylece de kırılma meydana gelmektedir.
- Boşluklar arasında kayma bantları oluşmaktadır.
- Çok küçük partiküllerde ikincil boşluklar oluşmakta ve bunlar büyük boşluklar arasında bir bağlantı oluşturmaktadır.

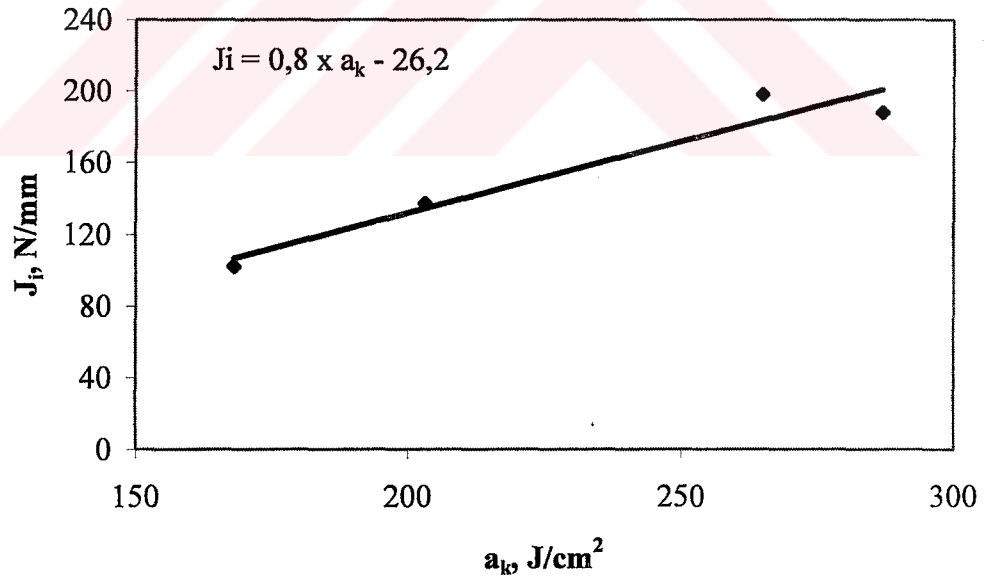
En çok ise, son iki mekanizmanın kombinasyonu öne çıkmaktadır.

Yapılan SEM çalışmaları sonucunda, incelenen çeliklerin matriksinde ince dağılmış partiküllerin mevcut olduğu görülmüştür; ancak çeliklerin mikroyapı ve kırılma yüzeyi görüntüleri birleşme mekanizmalarındaki karbürlerin rolünü belirgin olarak açıklayamamaktadır.

İncelenen çeliklerde malzemelerin sünek olmasından dolayı, özellikle de X65 (Sollac) tipi çelikte, malzeme çatlak sonunda şekil değiştirmekte ve çatlak ucu kütleşmektedir; böylece gerilim yığılma faktörü azalmakta ve çatlağın daha da ilerlemesi engellenmektedir. Ya da Şekil 9.19'da görüldüğü gibi, ilerleyen çatlaklar kalıntılara rastlaması durumunda yön değiştirebilmekte ve ana çatlak yanında tali çatlaklar ortaya çıkabilmektedir. Böyle durumlarda numune daha fazla enerji absorbe etmekte (Bargel ve Schulze, 1995) ve ana çatlağın ilerleme hızı yavaşlamaktadır; bu durum ise ölçüm değerlerinde sapmalara neden olmakta ve deney sonuçları üzerinde yanıltıcı etkiler yapabilmektedir.



Şekil 9.19: Üç nokta eğme numunesinde çatlakların bir kalıntıdan diğer kalıntıya doğru hareketi ve kalıntı etrafında tali çatlak oluşumu, X65 (Sollac).



Şekil 9.20: Kırılma tokluğu ile çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki.

Ölçüm değerlerinin konvansiyonel büyüklükler karşısında büyük oranda sapma göstermesi kırılma mekaniği deneyinin dezavantajı olarak gösterilmektedir (Blumenauer, 1985). Şekil 9.20'de kırılma tokluğu ile çentik darbe tokluğu arasındaki ilişki gösterilmiştir. Elastik plastik kırılma mekaniği değerlerinin deneysel olarak belirlenmesinin yüksek zaman ve maddi kayba

yol açması nedeniyle, konvansiyonel malzeme değerleriyle mümkün olabilecek bağıntıların kurulmaya çalışılması, tekrar tekrar araştırmaların konusu olmaktadır. Hem çatlak mukavemet eğrilerinin oluşturulmasında hem de çentik darbe deneyinde sünek kırılma için karakteristik olan mikroyapısal hasar mekanizmaları plastik deformasyon, çatlak harekete geçmesi ve çatlak ilerlemesi ortaya çıkmaktadır. Bu durum, bir bağıntı oluşturulması beklentisini doğurmaktadır (Fischer ve Pusch, 1994; Hübner ve Pusch, 2000). Yine aynı araştırmacılar, martenzitik ve beynitik çelikler için şu bağıntıları bulmuşlardır:

$$J_i (\text{kJ/m}^2) = 1,72 \times a_k (J) - 27,83 \text{ ve}$$

$$J_i (\text{kJ/m}^2) = 2,16 \times a_k (J) - 23,78.$$

Buradaki çentik darbe değerleri Joule cinsinden verilmiştir, J/cm^2 'ye çevrilmesi durumunda aşağıdaki bağıntı elde edilmektedir:

$$J_i (\text{kJ/m}^2) = 1,2 \times a_k (\text{J/cm}^2) - 37,3.$$

Bu çalışmada elde edilen

$$J_i = 0,8 \times a_k - 26,2$$

bağıntısı ile arasındaki fark, çeliklerin mikroyapısından kaynaklanmaktadır.

Ancak Pardun'a (1998) göre, değerlerdeki büyük sapmalardan dolayı memnun edici bir bağıntının kurulması mümkün değildir. Örneğin ferritik-perlitik mikroyapı en iyi kırılma mekaniği özelliği gösterirken, çentik darbe deneyinde en kötü özellik göstermektedir. Ve bu ilişkide şu sorun ortaya çıkmaktadır; çentik darbe tokluğu çatlak harekete geçme ve çatlak ilerleme olaylarını tanımlarken, kırılma mekaniği değerleri duruma göre ikisinden birini dikkate almaktadır.

Bölüm (6.3.1)'de izah edilen tekli numune metodu kullanarak doğru akım potansiyel tekniğiyle çatlak boyunun dolaylı ölçümlerinin gerçekleştirilmesi daha gerçekçi gözükmektedir. Veya Motz'a (2002) göre kırılma tokluğu değerlerinin belirlenmesinde daha emin yöntem olarak tarif edilen çatlak ağzı açınımının ölçüldüğü δ yöntemi kullanılmalıdır. Mevcut normlara göre J-integral bazında geçerli kırılma tokluk değerleri elde edilmekte, ancak bu esnada çatlak harekete geçme değerlerinde sapmalar ortaya çıkmaktadır.

Bundan sonraki çalışmalarda araştırmacıların göz önünde tutması salık verilen diğer noktalar ise şu şekilde özetlenebilir:

- İncelenen çeliklere ısısal işlem uygulanarak farklı hadde sıcaklıkları ve/veya farklı şekil verme derecelerinin kırılma davranışı üzerine etkilerinin araştırılması,
- Kaynak işlemi uygulandıktan sonraki mikroyapı – kırılma davranışlarının incelenmesi,
- Bu çeliklerin uygulama alanlarının dikkate alındığında sıcaklığın da bir parametre olarak kabul edilmesiyle farklı sıcaklıklarda – özellikle düşük sıcaklıklardaki – tokluk deneylerinin gerçekteştirilmesi gerekmektedir.
- Mekanik test cihazlarının elektronik, akustik vb. cihazlarla teçhiz edilmiş olduğu donanımlı ve gelişmiş laboratuvarlarda yapılması kaydıyla; çoklu numune metodu yerine tekli numune yöntemi kullanılarak deneylerin maliyetinin düşürülmesi ve kısa sürelerde sonuçlara ulaşılabilmesi mümkün olacaktır.



10. GENEL SONUÇLAR

X65 (Sollac), X65 (Kosice), X60 ve X52 tipi mikroalaşımli çeliklere ait mikroyapı ile kırılma mekaniği çalışmalarından elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

1. Küçülen ferrit tane boyutuyla malzemelerin akma ve çekme mukavemetleri, sertlik değerleri ve çentik darbe enerjileri artmaktadır.

İncelenen çelikler için Hall-Petch ilişkisi;

$$R_e = 206 + 22 \times d^{-1/2}$$

şeklinde bulunmuştur.

2. Çatlak – mukavemet eğrilerinin matematiksel olarak;

$$J = c_1 \cdot \Delta a^{c_2}$$

şeklindeki bir üslü fonksiyon yerine,

$$J = c_1 \cdot \Delta a^2 + c_2 \cdot \Delta a + c_3$$

şeklinde bir polynomla tanımlanmasının deneysel olarak elde edilen sonuçlara daha uygun olduğu görülmüştür.

3. İncelenen çeliklerde artan ferrit hacim oranı ve azalan ferrit tane boyutuyla tokluk iyileşmektedir. En yüksek J_i değerlerini en küçük tane boyutuna ve en düşük perlit oranına sahip çelikler göstermektedir.

4. İncelenen çeliklerin kırılma mekaniği değeri (J_i) ile çentik darbe tokluğu (a_k) arasındaki bağıntı;

$$J_i \text{ (N/mm)} = 0,8 \times a_k \text{ (J/cm}^2\text{)} - 26,2$$

şeklinde ve

J_i ile akma mukavemeti arasında ise;

$$J_i = 0,4305 \times R_e - 56,044$$

bağıntısı bulunmuştur.

5. X65 (Kosice) tipi çeliğin mikroyapısında daha iri ve kısmen hadde yönünde uzamış kalıntılar bulunmasından dolayı hadde yönündeki (L-T) ve haddeye dik yöndeki (T-L) J_i değerlerinde, X65 (Sollac) tipi çeliğe nazaran, belirgin farklılık ortaya çıkmıştır.

KAYNAKLAR

Abachi, P., Doruk, M., ve Sarıoğlu, F., (1991), Yüksek Dayançlı Alüminyum Alaşımının Sabit Yük ve 150 C Sıcaklıktaki Çatlak Büyüme Kinetiği, 3. Ulusal Kırılma Konferansı, İstanbul, 131-141.

Aigmüller, A., ve Wallner, F., (1988), "TM-Behandlung mikrolegierter Staehle" BHM, 133, 1988, Heft 1 : 42-50.

Akata, H. E., Erdoğan, E. S., ve Eryürek, B., (1991), Orta Karbonlu Alaşımız Çeliklerde Yan Çentik Oranının Kırılma Tokluğuna Etkilerinin Araştırılması, 4. Denizli Sempozyumu, 24-25-26 Nisan 1991, 473-477.

API, (1992), API Specification 5L,
<http://www.btinternet.com/~aribasteel/htm/API5L2.htm>

Askeland, D. R., (1996), Materialeigenschaften, Grundlagen, Übungen, Lösungen, Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, Berlin, Oxford.

ASTM-E 813-89: Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness, Annual book of ASTM standards, Vol. 03.01.(1993), S. 738-752.

ASTM-E 399-90: Standard Test Method for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual book of ASTM standards, Vol. 03.01.(1993), S. 509-539.

Aydın, R., (1992), Az Alaşımlı Bir Cr-V Çeliğinin Kırılma Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Bhadeshia, H. K. D. H., ve Christian, J. W., (1990), "Bainite in steels", Metallurgical Transactions 21A : 767-780.

Bargel H-J., ve Schulze G., (1993), Malzeme Bilgisi Cilt I, (Çev., Ş. Güleç ve A. Aran), İTÜ Makina Fakültesi, Ofset Matbası, İstanbul.

Bargel H-J., ve Schulze G., (1995), Malzeme Bilgisi Cilt II, (Çev., Ş. Güleç ve A. Aran), İTÜ Makina Fakültesi, Ofset Matbası, İstanbul.

Bakkaloğlu, A., (1995), "Die Auswirkungen einer Ausscheidungshaertung auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von HSLA-Staehlen", Prakt. Metallogr.32,: 616-624.

Bakkaloğlu, A., (2000), Termomekanik Heddeleme Prosesinin Esasları, YTÜ-Dergisi (2000/1), İstanbul, 57-65.

Bakkaloğlu, A., (2001), Effect of Different Rolling Schedules on the Mechanical Properties and Microstructure of X60 Type HSLA Steel, Z. für Metallkunde 92(2001)4, 355 – 360.

Bergmann, W., (1984), Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen, Carl-Hanser-Verlag, München.

Bergmann, W., (1987), Werkstofftechnik, Teil 2: Anwendung, Carl-Hanser-Verlag, München.

Bernauer, G., (1997), Einsatz mikromechanischer Schaedigungsmodelle in spröd-duktilen Übergangsbereich, Dissertation, Üniversitaet Karlsruhe Fakultaet für Maschinenbau.

Bıyıklı, M.,Yeşil, C., Çömeten, Ö. B., ve Erdem, G., (2001), “Erdemir’de Yüksek Mukavemetli Mikro Alaşımli Boru Malzemelerin (API 5L X65) Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin Belirlenmesi”, I. Demir-Çelik Sempozyumu, 3-5 Ekim 2001, Zonguldak.

Biegus, C., Evertz. T., ve Dahl, W., (1994), “TMB von Maschinenbaustaehlen”, Stahl und Eisen 114 Nr 1, 65-70.

Bleck, W., Kaspar, R., Müschenborn W., ve Rakoski F., (1997), “Grundlagen der integrierten Waermebehandlung”, Stahl und Eisen 117 Nr.4, 39 – 47.

Blumenauer, H., (1985), “Qualitaetssicherung durch Bruchmechanische Werkstoffprüfung”, Neue Hütte, Heft 3, : 81-87.

Blumenauer, H., ve Pusch, G., (1993), Technische Bruchmechanik, Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, Leipzig.

Brandis, H., Huchtemann, B., ve Schmidt, W., (1988), “Einfluss der Umformbedingungen auf die Eigenschaften des mikrolegierten perlitischen-Stahles”, Thyssen Tech. Berichte, Heft 2: 135-142.

Çeviker, I., (1991), Mikroalaşımli Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroyapı Özellikler İlişkisi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Dahl, W., (1977a), ”Zusstandsschaubilder und Umwandlungsverhalten des Stahls“, Werkstoffkunde der gebraeuchlichsten Staehle Teil 1, Düsseldorf :1-21.

Dahl, W., (1977b), “Verhalten des Stahles bei mechanischer Beanspruchung”, Werkstoffkunde der gebraeuchlichsten Staehle Teil 1, Düsseldorf , 49-74.

Dahl, W., Hagen, M., ve Kai.K., (1991), “Vorgaenge im Werkstoff bei der TMB von Stahl”, Stahl und Eisen 111 Nr.4: 113-119.

Dahl W., Hougardy, H. P., Burchard, W.-G., + dreizehn weitere Mitarbeiter, (1992a), Praktikum Werkstoffkunde Band 1: Grundlagen, RWTH, Aachen.

Dahl W., Hougardy, H. P., Burchard, W.-G., + dreizehn weitere Mitarbeiter, (1992b), Praktikum Werkstoffkunde Band 2: Stahlkunde, RWTH, Aachen.

Dahl, W., Spitzer, H., Biegus, C.,Evertz, T., ve Peters, A., (1993), “Thermomeschanische Behandlung von Maschinenbaustaehlen”, HTM 48 : 228-235.

Delay L., (1972), “TMB von Legierungen”, Z. für Metallkunde, Bd. 63 H.9, :531-541.

Dikeç, F., (1991), “Çelik Kalitelerindeki Gelişmelerin Üretim Teknolojilerine Etkisi”, 4.Denizli Malzeme Sempozyumu, 24-25-26 Nisan 1991, Denizli, 249-257.

- DIN 50 115 Standard, Kerbschlagbiegeversuch, (1973), DIN Taschenbuch 19, Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe, Beuth Vertrieb GmbH, Berlin, 111-113.
- DIN 50 125 Standard, Zugproben, (1973), DIN Taschenbuch 19, Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe, Beuth Vertrieb GmbH, Berlin, 134-138.
- DVM 002, (1987), Ermittlung der Rissinitiierungswerten und Risswiderstandskurven bei Anwendung des J-Integrals, DVM, Berlin.
- Edmonds, D. V., ve Cochrane, R. C., (1990), "Structura-Property relationship in bainitic steels", Metallurgical Transactions 21A :1527-1539.
- Ekerim, A., (1985), "Katı Bir Fazın Yönlü Değişimi", YTÜ-Dergisi 1985/3, :1-13.
- Emrich, P., (1977), "Prüfung der mechanischen Eigenschaften bei zeitlich schnell veränderlicher Beanspruchung sowie Verfahren zur Ermittlung der Spröbruchempfindlichkeit", Werkstoffkunde der gebräuchlichsten Stähle Teil 1, Düsseldorf, :130-152.
- Engl, B., ve Fuchs, A., (1980), "Makroskopische und Mikroskopische Merkmale von Bruchaufreisseungen an Baustählen, Prakt. Metallogr. (17),: 3-13.
- Engl, B., ve Fuchs, A., (1981), "Möglichkeiten einer zusätzlichen Zähigkeitssteigerung an TM-gewalzten Warmbreitband für Grossrohre", Stahl u. Eisen, : 25-30.
- Engineer, S., Huchtemann, B., ve Schüler, V., (1987), "Ein Rückblick über die Entwicklung und die Anwendung von mikrolegierten perlitischen Stählen", Thyssen Tech. Berichte, Heft 1: 34,-43.
- Eryürek, B., (1993), Hasar Analizi, Birsen Yayınevi, İstanbul.
- Fischer, F., ve Pusch, G., (1994), "Risseinleitungs- und Risswiderstandes hochfester Baustähle bei statischer Beanspruchung", Stahl und Eisen 114, Nr.11, 125 – 128.
- Gedikbey, B., (2003), Örneklerle Matlab ve Simulink, GYTE Müh. Fak., Elektronik Mühendisliği, GYTE yayınları arasında basım aşamasında.
- Gladman, T., McIvor, I. D., ve Pickering, F. B., (1972), "Some aspects of the structure-property relationship in high carbon ferrite-pearlite steels", J. Iron Steel Inst. : 916-930.
- Gross, D. ve Seeling, Th., (2001), Bruchmechanik mit einer Einführung in die Mikromechanik, Springer Verlag, Berlin.
- Hagedorn, K. E., Kaspar, R. ve Kleine, R., (1990), Untersuchungen zum Einfluss des Gefüges auf bruchmechanische Kennwerte, steel research 61, No:10,: 510-517.
- Hannane, N., (1989), "Einfluß der Prozeßparameter bei der thermomechanischen Behandlung mikrolegierter Stähle für Flachprodukte", Dissertation , RWTH Aachen.

Hougardy, H. P., (1978), "Anlassen von Martensit und Bainit. Vergüten und Verspröden?" Teil 2. HTM 335, : 252-259.

Hougardy, H. P., Sachova, E., (1986), Möglichkeiten der Beeinflussung von Austenitkorngrößen, steel research 57, :188-198.

Hertogs, C., Raumhorst, H., Richter, K.E., Schüler, V.; ve Wolft, J., (1990), "Neuere Anwendungen der AFP-Stähle", Thyssen Tech. Berichte, 16. Band, Heft 1:12-19.

Holland, D., Halim, A., ve Dahl, W., (1990), "Influence of stress triaxiality upon ductile crack propagation", steel research 61, No:10, : 504-506.

Huchtemann, B., Wulfmeier, E., (1990), "Einfluss der Umformbedingungen auf die Eigenschaften des AFP-Stahles", Thyssen Tech. Berichte, 16. Band, Heft 1: 32-37.

Huchtemann, B., Schüler, V., (1990), "Entwicklungsstand der AFP-Stähle mit Vanadinzusatz", Thyssen Tech. Berichte, 16. Band, Heft 1:3-11.

Hulka, K., (1993), "Microalloyed Structural Steel Grades Background and Application", 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı Cilt 2, 4-8 Mayıs 1993, Ankara, 1109-1116.

Hulka, K., Gray, J.M., ve Heiterkamp, F., (1990), Metallurgical concept and full-scale testing of a high toughness, H₂S resistant 0,03 %C – 0,10 % Nb steel, Nionyum Technical Report, 16/90.

Hulka, K., Koerfer, E., Mauritzat, L., Gross, K., ve Kudielka E, (1984), "Nb als Mikrolegierungselement in eutektoiden Stählen am Beispiel der Schienenstählen", BHM 1984, Heft 1. : 25 – 34.

Hübner, P., ve Pusch, G., (2001), Sprödebruchsicherheit bruchmechanisch bewerten, MP Materialprüfung, Jahrg. 42, 22 – 25.

Kalwa, G., Schnabel, E., ve Schwaab, P., (1986), "Grain structure of bainitic and martensitic steels", Steel research 57 Nr. 5, : 207-215.

Kaspar, R., Martinez, L. T., Richter, J., ve Köthe A., (2000), "Eigenschaftspotential von mikrolegierten Stählen für Gesenkschmieden", Stahl u. Eisen 120, Nr. 10, : 95-102

Kaup, K., ve Zimnik, W., (1977), "Perlitarme und Perlitfreie Baustähle", Werkstoffkunde der gebräuchlichsten Stähle Teil 1, Düsseldorf, : 279-291.

Kayalı, E. S., (1995), "Kontrollü Haddeleme ve TMI", Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 6-9 Haziran 1995, İstanbul, 695-703.

Kaynak, C., Ankara, A., ve Baker, T. J., (1995), "Kısa Yorulma Çatlaklarının Çeliklerdeki Kalıntılardan Başlama ve Büyüme Davranışları", 8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi 6 – 9 Haziran 1995 İstanbul.

Keleşoğlu, E., Ünal, A., (1991), Farklı Direnç Eğrileri Yardımıyla J-İntegrale Sayısal Yaklaşım, 3. Ulusal Kırılma Konferansı, İstanbul, 59-67.

Kneissel A., Ortner B., Kleemaier R., Windhager M., ve Kühle W., (1990), "TM-behandelte Staehle", BHM, 135, Heft 5, 147 – 154.

Koltuk, F., (1997), Mikroalaşımli Çeliklerin İkincil Sıcak Şekillendirilmesinde Özelliklerin Optimizasyonunun incelenmesi, Doktora Tezi, YTÜ Fen Bil. Enst. İstanbul.

Lange, K., (1972), Lehrbuch der Umformtechnik, Bd. 1 Grundlagen, Springer Verlag Berlin.

Lange, R., ve Blumenauer, H., (1983), "Möglichkeiten zur Erhöhung der Aussagefähigkeit des Kerbschlagbiegeversuchs bei der Prüfung von Druckbehälterstahl, Neue Hütte Heft 11, :418-421.

Lotter, U., ve Hougardy, H.P., (1991), "Kennzeichnung des Gefüges Bainit", Stahl und Eisen 111 Nr. 10, :113-115.

Lotter, U., ve Kawalla, R., (1990), "Einfluss der Bainitusbildung auf die Zähigkeit von unlegierten Baustählen", Steel research 61, Nr. 10, : 518-522.

Mahmutoğlu, M. Z., (2003), Niyobyum ve Vanadyumlu Bir Boru Hattı Çeliğinde Mikroyapı-Mekanik Özellik Karakterizasyonu, İTÜ Fen Bil. Enst., İstanbul.

Martin L., Criado A.J., Juan, A., (1995), "Verbesserung der mech. Eigenschaften des Stahles Fe-1.3%Cr durch TMB", Prakt. Metallogr. 32: 625-632.

Meyer, L., (1981), "Grundlagen der Werkstoffentwicklung durch Verknüpfung thermischer und mechanischer Vorgänge beim Warmumformen", Stahl u. Eisen : 83-91.

Miller, L. E., ve Smith, G. C., (1970), "Tensile fractures in carbon steels", J. Iron Steel Inst. 208 : 998-1005.

Motz, C., (2002), Brucheigenschaften und Bruchzähigkeit von duktilen, metallischen Schäumen, Dissertation, Institut fuer Metallphysik, Montanuniversitaet Leoben, <http://www.arcs.ac.at/dissdb/rn036105>.

Naylor, J. P., (1979), "The influence of the lath morphology on the yield stress and the transition temperature of martensitic-bainitic steels", Metalurgical Transactions 10A : 861-873.

Oberhauser, F. M., (1980), "Mikrolegierte Staehle", Radex-Rundschau, 134-145.

Onaran K., (1995), Malzeme Bilgisi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.

Pardun M., (1998), Bruchmechanische Untersuchungen von mikrolegierten Staehlen mit mittleren Kohlenstoffgehalt nach TMB, Dissertation, RWTH Aachen.

Peters A., (1997), Verbesserung der Mechanischen Eigenschaften, Dissertation, RWTH Aachen.

Pitsch, W., ve Hougardy, H. P., (1984), "Gefügerzeugung in Staehlen", Stahl und Eisen 104 Nr. 6, : 259-265.

Pawelski O., Kaspar R., ve Peichl L., (1981), "TMB von Stahl", in Neue Verfahren d. Massivumformung, Hrsg.: Reiner Kopp, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Düsseldorf, 251-271

Rakoski, F., (1994), "Nichtmetallische Einschlüsse in Staehlen", Stahl und Eisen, 114, : 71-77.

Regener D., Schick E., ve Heyse, H., (2000), " Risswiderstandsverhalten von Schweisverbindungen, Materialprüfung 1-2, München, : 7-13.

Rose, A., (1977), "Grundlagen der Waermebehandlung", Werkstoffkunde der gebraeuchlichsten Staehle Teil 1, Düsseldorf,: 23-48.

Rosenfield, A. R., HahnG. T., ve Embury, J. D., (1972), "Fracture of steelscontaining pearlite", Metalurgical Transactions 3 : 2797-2804.

Schumann, H., (1980), Metallographie, VEB- Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie-, 10. Auflage, Leipzig.

Schwalbe, K.-H., (1980), Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, Carl Hanser Verlag, München.

Smith, W. F., (2001), Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, (Çev., N.G. Kınıkoğlu), Mart Matbaacılık, İstanbul.

Speich, G. R., ve Leslie, W. C., (1972), "Tempering of steel", Metalurgical Transactions 3: 1043-1054.

Spies, H-J., Pusch, G., ve Brock K., (1985), Bruchmecanische Bewertung der Zaehigkeit des Srahls 30CrMoV9", Neue Hütte Heft 3, :100-102.

Spitzer, H., (1981), "Termomechanische Behandlung - Bedeutung für die Maschinenbaustaehle" Waermebehandlung als Mittel der Senkung d. Produktkosten, Münchner Werkstofftechn. Seminare, : 187-210.

Strassburger, C., (1976), "Entwicklungen der Festigkeitssteigerung der Staehle", Verlag Stahleisen, Düsseldorf.

Streisselberger A., Hanus F., Schütz W., ve Hube R., (1997), "Erweiterte Nutzungsmöglichkeiten der TMB von Grobblechen", Stahl und Eisen 117 Nr.4, : 49 – 58.

Stroppe, H., (1981), "Ermittlung der Bruchzaehigkeit duktiler Werkstoffe aus Parametern der Mikrostruktur und der Fliesskurve", Neue Hütte, Heft.12 : 446-448.

Topbaş, M. A., (1993), Isıl işlemler, Prestij Basın Yayın Hizmetleri, İstanbul.

Tekin, A., (1981), Çeliklerin Metalurjik Dizaynı, İstanbul.

Topateş T., (1995), “Mikroalaşımli Çeliklerin TMI-Sırasında Değişen Proses Parametrelerinin Mikroyapı – Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi“ Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Tür, Y. K., (2001), Yayınlanmamış Kırılma Mekaniği Ders Notları, GYTE.

VDE, (1997), The Appearance of Cracks and Fracture in Metallic Materials, Stahleisen, Düsseldorf.

Vöhringer, O., ve Macherauch, E., (1977), “Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit”, HTM 32 - 4, : 153-166.

Werkstoffblatt, Stahl - Eisen (1984), Schweissgeignete Feinkornbaustaehe termomechanisch umgeformt, 084 Dezember 1984.

Weissbach, W., (1977), Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, (Çev., S. Anık), İstanbul.

William, D. ve Callister, Jr., (1994), Materials Science and Engineering an Introduction, John Wiley & Sons. Inc., New York.

Yılmaz, M., (1995) Yayınlanmamış Hasar Analizi Ders Notları, KOÜ, İzmit.

İNTERNET KAYNAKLARI

[1] Çemtaş, (2001), Mikro Alaşımli Çelikler, <http://www.cemtas.com.tr>.

[2] Stahllexikon, <http://www.stinnes-interfer.de/deutsch/servive/Stahllexikon/n/>
Stinnes Interfer AG, Essen

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi	01. 02. 1963	
Doğum yeri	Yozgat	
Lise	1976-1979	Yozgat Endüstri Meslek Lisesi
Dil Öğrenimi	1980-1981	Hartnack Schule/Goethe Institut Berlin
Lisans ve Yüksek Lisans	1983-1989	Berlin Teknik Üniversitesi Mühendislik Fak. Uçak Mühendisliği Bölümü
Doktora	1999-2003	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enst. Metalurji Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Malzeme Mühendisliği Bölümü

Çalıştığı Kurumlar

1991	Mercedes-Benz Türk AŞ.
1992-1993	Yedaş AŞ.
1993-Devam ediyor	GYTE Mühendislik Fakültesi Uzmanı