

**KARBONLU VE DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLERİN
TEMEL MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Sinan ULU**

**Danışman
Prof. Dr. Galip SAİD**

METAL EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Ağustos 2004

“Bu tez çalışması, AKÜ BAPK - 031.TEF.01 kodu ile desteklenmiştir.”

T.C.
AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

KARBONLU VE DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLERİN TEMEL
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Sinan ULU

YÜKSEK LİSANS TEZİ
Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Danışman
Prof. Dr. Galip SAİD

Afyon
2004

Sinan ULU'nun yüksek lisans tezi olarak hazırladığı “**Karbonlu ve Düşük Alaşimli Çeliklerin Temel Mekanik Özelliklerinin Araştırılması**” başlıklı bu çalışma, lisansüstü yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek oy birliği/oy çokluğu ile kabul edilmiştir.

24 /08/2004

Jüri Üyesi : Doç. Dr. Süleyman TAŞGETİREN
(Başkan)

Jüri Üyesi : Prof. Dr. Galip SAİD
(Danışman)

Jüri Üyesi : Yrd. Doç. Dr. Aytekin HİTİT

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun Gün
ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Doç. Dr. Recep ASLAN
Enstitü Müdürü

KARBONLU VE DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLERİN TEMEL MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

ÖZET

Bu çalışmada, karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin kırılma tokluğunu etkileyen, iç yapıların ve temel mekanik özelliklerin, ısıtma işlemleriyle optimum düzeye getirilebilirliği araştırılmıştır. Kırılma tokluğunun, iç yapı ve mekanik özelliklerle olan sıkı ilişkisi, çalışmada kullanılan ısıtma işlem rejimlerinin seçiminde göz önünde tutulmuştur.

Mekanik deneyler (tek eksenli çekme, darbe) değişik ısıtma işlemleriyle ısıtılmış çelikler üzerinde uygulanmıştır. Elde edilen verilerin (akma gerilimi, çekme gerilimi, kopma gerilimi, yüzde daralma, pekleşme katsayısı, darbe tokluğu), çeliklerin kırılma tokluğu üzerindeki etkisi tartışılmıştır. Ayrıca SEM (scanning electron microscope) ve optik mikroskoptan alınan içyapı fotoğrafları ile mekanik deney verileri arasındaki ilişkiler açıklanmaya çalışılmıştır.

Bu çalışmanın sonucu olarak demir-sementit faz diyagramındaki A_{c3} çizgisinin altından yapılan ısıtma işlem rejimlerinin, çalışmada kullanılan çeliklerin kırılma tokluğunu arttırabildiği ifade edilebilmektedir.

Anahtar Kelimeler: Isıtma İşlemi, Mekanik Özellikler, Kırılma Tokluğu, Pekleşme Katsayısı. İç Yapı.

RESEARCH OF FUNDAMENTAL MECHANICAL PROPERTIES OF CARBON AND LOW- ALLOY STEELS

ABSTRACT

In this study, the optimization of the microstructure and mechanical properties which effect the fracture toughness of carbon and low-alloy steels are investigated. The relationships among the fracture toughness, microstructure and mechanical properties for heat treatment processes are considered.

Mechanical experiments (uniaxial tensile test and charpy test) are carried out for the specimens which were applied various heat treatment. The effect of data obtained from the experiments (yield strength, tensile strength, true fracture strength, shrinkage, strain hardening coefficient, charpy toughness) on the fracture toughness are discussed. In addition, the relationships between microstructures obtained from SEM (scanning electron microscope) and optical microscope and mechanical experimental data are explained.

In the result of this study, the heat treatment processes under A_{c3} line in iron-cementite phase diagram can be stated to increase the fracture toughness of steels used in the study.

Keywords : Heat Treatment, Mechanical Properties, Fracture Toughness, Strain Hardening, Microstructure.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
ABSTRACT	iv
İÇİNDEKİLER	v
SİMGELER ve KISALTMALAR	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
TABLolar DİZİNİ	xiv

1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	2
3.ÇALIŞMADA KULLANILAN ÇELİKLER VE UYGULAMA ALANLARI...	5
4. ÇELİKLERE UYGULANAN ISIL İŞLEM PARAMETRELERİ	15
4.1 Tam Tavlama	17
4.2 Sertleştirme	19
4.2.1 Sertleştirme İçin Isıtma İşlemi	19
4.2.2 Sertleştirme Sıcaklığında Tutma Süresi	22
4.2.3 Su Verme ve Soğutma	24
4.2.3.1 Doğrudan Su Verme	24
4.2.3.2 Soğuma Esnasında Martensitin Oluşumu	25
4.3 Isıtma Neticesinde Martensitin ve Kalıcı Östenitin Dönüşümü (Çeliği Temperleme)	30
4.4 Temperlemenin Mekanik Özelliklere Etkisi	33
5. KIRILMA MEKANİZMASINDAN BAZI BİLGİLER	34
5.1 Griffith Enerji Denge Yaklaşımı	35
5.1.1 Griffith Gevrek Kırılma Teorisi	35
5.1.2 Griffith Enerji Dengesi Yaklaşımı	36
5.2 Gerilim Konsantrasyon Faktörü ve Gerilim Yoğunluk Faktörü	38
5.3 Düzlemsel Gerilim Kırılma Tokluğu Testi	41
5.4 J integrali	46
5.5 Çeliklerin Kırılma Tokluğunda Akma Gerilimi ve Pekleşmenin Önemi ...	48
5.5.1 Çeliklerde Pekleşme Olayı	51
5.5.2 Çeliklerde Pekleşme (Sağlamlaşma) Katsayısını Elde Etme	53
5.6 Çeliklerin Kırılma Tavrına Bazı Elementlerin ve Mikro Yapının Etkisi ...	55
5.6.1 Karbonun Etkisi	56
5.6.2 Empuriteler	57
5.6.3 Hidrojen	57
5.6.4 Alaşım Elementleri	58
5.6.5 Mikro Yapılar	58
6. KULLANILAN NUMUNELER VE DENEYSEL ÇALIŞMALAR	59
6.1 Çalışmada Kullanılan Çelikler ve Kimyasal Kompozisyonları	60
6.2 Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler	60
6.3 Mekanik Deney Numuneleri ve Test Cihazları	64
6.3.1 Tek Eksenli Çekme Deneyi	64
6.3.2 Darbe Deneyi	66
6.4 Mikro Yapı Analiz Deneyleri	67
6.4.1 Optik Mikroskop ve Metalografik Zımpara Cihazı	68
6.4.2 SEM (Scanning Electron Microscope) Analizi	69
7. DENEY SONUÇLARI ve TARTIŞMA	69
7.1 SAE 1040 Çeliği İçin Deney Sonuçları	70
7.1.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları	70
7.1.2 İç Yapı Analizleri	78
7.1.3 Değerlendirme ve Öneriler	80
7.2 SAE 1050 Çeliği İçin Deney Sonuçları	81
7.2.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları	81
7.2.2 İç Yapı Analizleri	84
7.2.3 Değerlendirme ve Öneriler	87

7.3 AISI 8620 Çeliği İçin Deney Sonuçları	88
7.3.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları.....	88
7.3.2 İç Yapı Analizleri.....	91
7.3.3 Değerlendirme ve Öneriler.....	93
7.4 SAE 4140 Çeliği İçin Deney Sonuçları	94
7.4.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları.....	94
7.4.2 İç Yapı Analizleri.....	97
7.4.3 Değerlendirme ve Öneriler.....	99
KAYNAKLAR	100
TEŞEKKÜR.....	104
ÖZGEÇMİŞ	105

SİMGELER ve KISALTMALAR

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
A_{c1}	Demir-Sementit faz diyagramında alt kritik sıcaklık sınırı,
A_{c3}	Demir-Sementit faz diyagramında üst kritik sıcaklık sınırı,
M_s	Çeliklerde martensit dönüşümünün başlangıç sıcaklık sınırı,
M_f	Çeliklerde martensit dönüşümünün bitiş sıcaklık sınırı,
$\sigma_{max.}$	Maksimum (Çekme) gerilimi,
σ_0	Ortalama gerilim,
ρ	Çentik ucu yarıçapı,
E	Elastik (young) modülü,
γ	Yüzey enerjisi,
γ_e, γ_p	Elastik, plastik yüzey enerjileri,
σ_y	Akma gerilimi,
τ_{xy}	Kayma gerilimi,
K	Gerilim şiddet faktörü,
B	Kırılma testi numune kalınlığı,
K_c	Düzlem gerilme kırılma tokluğu,
K_{Ic}	Düzlem şekil değiştirme kırılma tokluğu,
U_0	Çatlak içermeyen yüklenmiş bir levhanın elastik enerjisi,
U_a	Bir levhada çatlağın oluşmasıyla elastik yüzey enerjisindeki değişim,
U_V	Çatlak yüzeylerinin oluşmasıyla elastik yüzey enerjisindeki değişim,
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	x,y ve z yönlerindeki gerilmeler,
K_I, K_{II}, K_{III}	Mod I, Mod II ve Mod III gerilme yoğunluk faktörleri,
θ	Çatlak ucundaki bir noktanın çatlak düzlemiyle yaptığı açı,
<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
2ℓ	Romb tipi çatlağın uzunluğu,
a	Eliptik çatlaklarda uzun kenarın yarı-boyu,
b	Eliptik çatlaklarda kısa kenarın yarı-boyu,
K_Q	Şartlı K_{IC} ,
W	Kırılma testi numune genişliği,
	0°K değerindeki kırılma tokluk değeri,

K_{IC}^0	Akma geriliminin 0°K sıcaklığındaki etkili değeri,
A	Akma geriliminin 0°K sıcaklığındaki değeri,
$\sigma_{Y(0)}$	Pekleşme katsayısı üzerinden kırılma tokluğunu etkileyen
κ	parametre,
	Pekleşme katsayısı,
n	Gerçek gerilim-gerinim.
σ_i - ϵ_i	

<u>Kısaltmalar</u>	<u>Açıklama</u>
SEM	Taramalı elektron mikroskobu,
ASTM	American Society for Testing and Materials,
KOSGEB	Küçük ve orta ölçekli sanayi geliştirme ve destekleme idaresi başkanlığı,
TDÇİGM	Türkiye demir çelik işletmeleri genel müdürlüğü,
HMK	Hacim merkezli küp kafes,
YMK	Yüzey merkezli küp kafes,
CW	Soğuk deformasyon (Cold work).

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 4.1 Alaşimsız çeliklere uygulanan yumuşatma, normalizasyon, küreselleştirme ve sertleştirme işlemleri için tavlama sıcaklık aralıkları (Savaşkan 1999).....	16
Şekil 4.2 %0,2 karbon içeren çeliğin tam tavlama sırasında oluşan mikro yapı değişikliklerinin şematik gösterimi (Savaşkan 1999).	18
Şekil 4.3 Östenitin İzotermik parçalanma diyagramı.....	18
Şekil 4.4 Alaşimsız Çeliklerde Östenitleştirme Sıcaklığı (Topbaş 1993).....	20
Şekil 4.5 %0,8 C'lu çelik, 760 °C Sıcaklıktan Suda Ani Soğutulmuş X500	20
(İnce İğnesel ve Strüktüresiz Martensitik Yapı.....	20
Şekil 4.6 %0,8 C'lu Çelik, 1000 °C Sıcaklıktan Suda Ani Soğutulmuş X500 (Kaba İğnesel Martensit Yapısı).	21
Şekil 4.7 %0,3 C'lu Çelik, 740°C Sıcaklıktan Suda Ani Soğutulmuş X500. (Ferrit, Martensit).....	22
Şekil 4.9 Çeşitli Sıcaklık Bölgelerinde Östenitin Parçalanması.	25
Şekil 4.10 a) %0,8 C'lu Çeliğin TTT Diyagramı b) %0,45 C'lu Çeliğin TTT Diyagramı.....	26
Şekil 4.11 Östenitten (Γ) Martensite (A) Dönüşümün Kafes Modeli	27
Şekil 4.12. Düşük Sıcaklıklarda Östenitin Martensite Ardı ardına Dönüşümü. ..	28
(a)280°C (b) 220°C (c) 200°C (d) 195°C (e) 180°C (f) 175°C	28
Şekil 4.13 (a) Masif Martensit, (b) İğnesel Martensit.....	29
Şekil 4.14 Alaşimsız Bir Çelikte Östenitik Karbon (östenit içerisinde çözünmüş) Miktarının M_s ve M_f Sıcaklığına Etkisi	29
Şekil 4.15 Östenit İçerisinde Çözünmüş (erimiş) Halde Bulunan Karbon miktarına bağlı olarak Kalıntı Östenitin Değişimi.	30
Şekil 4.16 Temperleme Sıcaklığına Göre Matristeki Karbon Miktarının Değişimi.	32
Şekil 5.1 Bir Çentik ve Çatlağın Ucundaki Gerilme Yığılması.	36
Şekil 5.2 Dış Etkiler Tarafından Bir İş Yapılmadığı Durumda Sonsuz Boyuttaki Bir Levhada Çatlağın Enerji Dengesi.	38
Şekil 5.3 a) Eliptik Çatlak Tipindeki Gerilim Konsantrasyonu, b) Romb çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonu.	39
Şekil 5.4 a) Düzlemsel Gerilim Durumu, b) Düzlemsel Gerilim Durumu	40
c) Her iki durumunda gerçekleşmesi.....	40
Şekil 5.5. Kırılma modları.....	41
Şekil 5.6 Numune Kalınlığıyla K_c ve K_{Ic} nin değişimi.	42
Şekil 5.7 Düzlemsel Gerilim durumu için K_{Ic} 'nin hesaplanmasında test edilen numune çeşitleri.	43
Şekil 5.8 Kırılma Testi Kuvvet Çatlağın Açılması Grafiği.....	44
Şekil 5.8 Numunede oluşan Gerilim Konsantrasyonundan test esnasında oluşan çatlağın uzunluğuna kadar olan mesafe.	46
Şekil 5.9 Çatlak İçermeyen Yüklenmiş Bir Levhanın Lineer Olmayan Elastik Davranışı	46
Şekil 5.10 Akma geriliminin HMK ve YMK kafesine sahip metallerde sıcaklıkla değişimi.	48
Şekil 5.11 numune kalınlığına bağlı olarak K_c 'nin akma gerilimiyle olan ilişkisi.	49
Şekil 5.12 Anderson'a göre numune kalınlığının etkisi.....	50
Şekil 5.13 Değişik metaller için akma geriliminin K_{Ic} ile değişimi.	51

Şekil 5.14 Orta karbonlu çeliğin pekleşmesini gösteren gerilim gerinim diyagramı.	52
Şekil 5.15 Orta karbonlu bir çelik için kuvvet uzama grafiği.	54
Şekil 5.16 Gerçek gerilim gerçek gerinim ($\sigma_i - \epsilon_i$) diyagramı	55
Şekil 5.17 Alaşımlı çeliklerin kırılma tokluğuna karbonun etkisi.	56
Şekil 5.17 Tane sınırı Empürite yoğunluğunun bir fonksiyonu olarak sünek gevrek geçiş sıcaklığının değişimi	57
Şekil 6.1 SAE 1040 çeliği için seçilen ısıtılma işlem bölgeleri.	61
Şekil 6.2 SAE 1050 çeliği için seçilen ısıtılma işlem bölgeleri.	62
Şekil 6.3 AISI 8620 Çeliği için seçilen ısıtılma işlem bölgeleri.	63
Şekil 6.4 SAE 4140 Çeliği için seçilen ısıtılma işlem bölgeleri.	64
Şekil 6.5 Tek eksenli çekme deneyi test cihazı.	65
Şekil 6.6 Tek Eksenli Çekme deney numune ölçüleri.	65
Şekil 6.7 Tek eksenli çekme deneyi örnek grafiği.	66
Şekil 6.7 Darbe deney cihazı.	67
Şekil 6.8. Darbe deneyi numunesi.	67
Şekil 6.9 Optik mikroskop	68
Şekil 6.10 Metalografik Numune zımparalama ve parlatma cihazı	68
Şekil 7.1 SAE 1040 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.	77
Şekil 7.2 SAE 1040 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.	77
Şekil 7.4 SAE 1040 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x500.	78
Şekil 7.5 SAE 1040 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	79
Şekil 7.6 SAE 1040 Çeliği İçin 810 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	79
Şekil 7.7 SAE 1040 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	79
Şekil 7.8 SAE 1040 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x500.	80
Şekil 7.9 SAE 1040 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	80
Şekil 7.10 SAE 1040 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	80
Şekil 7.11 SAE 1050 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.	83
Şekil 7.13 SAE 1050 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi	84
Şekil 7.14 SAE 1050 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	84
Şekil 7.15 SAE 1050 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	85

Şekil 7.16 SAE 1050 Çeliği İçin 800 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	85
Şekil 7.17 SAE 1050 Çeliği İçin 750 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	85
Şekil 7.18 SAE 1050 Çeliği İçin 750 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	86
Şekil 7.19 SAE 1050 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	86
Şekil 7.20 SAE 1050 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	86
Şekil 7.21 AISI 8620 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.	90
Şekil 7.22 AISI 8620 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.	90
Şekil 7.23 AISI 8620 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.	91
Şekil 7.24 AISI 8620 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	91
Şekil 7.25 AISI 8620 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	92
Şekil 7.26 AISI 8620 Çeliği İçin 870 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	92
Şekil 7.27 AISI 8620 Çeliği İçin 800 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	92
Şekil 7.28 AISI 8620 Çeliği İçin 800 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	93
Şekil 7.29 AISI 8620 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	93
Şekil 7.30 AISI 8620 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	93
Şekil 7.31 SAE 4140 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.....	96
Şekil 7.32 SAE 4140 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.	96
Şekil 7.33 AISI 4140 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.....	97
Şekil 7.34 SAE 4140 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.	97
Şekil 7.35 SAE 4140 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	98

Şekil 7.36 SAE 4140 Çeliği İçin 810 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x1000 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	98
Şekil 7.37 SAE 4140 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	98
Şekil 7.38 SAE 4140 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	99
Şekil 7.39 SAE 4140 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	99
Şekil 7.40 SAE 4140 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.....	99

TABLÖLAR DİZİNİ

Çizelge 3.1 Bazı Yapı Çeliklerinin Mekanik Özellikleri (Topbaş 1993).....	7
Çizelge 3.2 TS 2850'ye Göre Sementasyon Çeliklerinin Kimyasal Bileşimi (Topbaş 1993)	9
Çizelge 3.3 Sementasyon Çeliklerinin Mekanik Özellikleri (Topbaş 1993).	10
Çizelge 3.4. Bazı Islah Çeliklerinin Kimyasal Bileşimleri	12
Çizelge 3.5. Bazı Islah Çeliklerinin Mekanik Özellikleri (Topbaş 1993).....	13
Çizelge 3.6 AISI 8620 (Dın 21NiCrMo2) Sementasyon Çeliği.	13
Çizelge 3.7 SAE 4140 (42CrMo4) Islah Çeliği.	14
Çizelge 3.8 SAE 1040 (C35) İmalat (yapı) Çeliği.	14
Çizelge 3.9 SAE 1050 (C45) İmalat (yapı) Çeliği	14
Çizelge 4.1 Manganez Miktarına Bağlı Olarak Kritik Soğuma Hızı (Weissbach 1998)	25
Çizelge 6.1. Tez Çalışmasında Kullanılan Çeliklerin Kimyasal Kompozisyonları.	60
Çizelge 6.2 SAE 1040 çeliği için seçilen ısıtma işlem rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.	61
Çizelge 6.3 SAE 1050 Çeliği İçin Seçilen Isıl İşlem Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.....	62
Çizelge 6.4 AISI 8620 Çeliği İçin Seçilen Isıl İşlem Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.....	63
Çizelge 6.5 SAE 4140 Çeliği İçin Seçilen Isıl İşlem Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.....	64
Çizelge 7.1 SAE 1040 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.	76
Çizelge 7.2 SAE 1050 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.	82
Çizelge 7.3 AISI 8620 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.....	89
Çizelge 7.4 SAE 4140 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.	95

1. GİRİŞ

Çelik, günümüz dünyasında geniş çapta kullanılan bir malzemedir. Bu özelliğinin nedeni, sadece kolay ve ucuz üretiminden değil aynı zamanda onu kullanılabilir kılan özelliklere sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Bazı çeliklerin, yüksek mukavemetle kırılmaya karşı direnç göstermeleri, onları birçok uygulama için tek alternatif yapmaktadır.

Birçok durumda hayati bir öneme sahip olan kırılma, deformasyonun homojen olmayan bir süreci olarak tanımlanabilmektedir. Kırılmaya uğrayan bir malzemenin yük taşıma kapasitesi sıfıra kadar iner ve eğer kırılma olayı tamamen gerçekleşirse, malzeme birkaç parçaya ayrılabilir.

Kırılmayı sadece yapı kusurları veya çatlaklarla meydana gelen beklenmedik hasarlar olarak değil, aynı zamanda bu kavramların yanında malzemelerin kırılma tokluğu üzerine içyapıların ve temel mekanik özelliklerin etkisinin de ele alındığı bir kavram olarak değerlendirmek gerekmektedir. Bunun yanında birçok alanda bir dizayn kriteri olarak ele alınan kırılma tokluğunun, malzemelerin mekanik özellikleriyle olan ilişkisi ve kırılma tavrı üzerine iç yapının etkisi, halen daha net bir şekilde açıklık kazanmamıştır.

Son zamanlarda birçok bilim adamı, iç yapı, temel mekanik özellikler ve kırılma tavırları arasındaki korelasyonlar üzerine yoğunlaşmaktadır. SEM, auger elektron spektroskopu, optik mikroskop gibi mikro yapısal analiz teknikleriyle bu ilişkiler araştırılmaya çalışılmış fakat henüz genel bir korelasyon bulunamamıştır. Bu alanda esasen kabul edilmiş bir korelasyonu başarmadaki zorluklar, çelik malzeme içerisinde istenilen iç yapıyı sağlamadaki zorlukla paraleldir. Örneğin; otektoidaltı bir çeliğe olumlu yönde etki edecek birtakım mekanik özellikleri kazandırmak için genellikle demir – sementit faz diyagramında östenitleştirme bölgesi olarak ifade edilen aralıkta ısı işlemleri uygulanmaktadır. Fakat artan östenitleştirme sıcaklığıyla çelik malzeme içerisindeki tane boyutunun artması veya su verme esnasında dönüşmeyen kalıntı östenitlerin oranının yüksek olması, kırılma tokluğu açısından istenilen iç yapı ve mekanik özelliklerin sağlanamaması

demektir. Arzu edilen iç yapıyı değiştirmeden, sadece istenmeyen bir yapıyı malzemeden uzaklaştırmak ise neredeyse imkansız sayılabilecek zorluktur.

Bilim adamları ve araştırmacılar, bahsedilen belirsizlikleri ortadan kaldırmak için, kırılma mekaniğinin kavramlarından olan kırılma tokluğu ve diğer kavramlar üzerine sayısız çalışmalar yapmışlardır ve bu çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle iç yapı, mekanik özellikler ve kırılma tokluğu arasındaki ilişkiyi sağlam temellere ve sabit verilere oturtmak, çeliklerin kırılma tokluğu üzerine yapılan yorumları daha kolay kılacaktır.

Bu çalışmada, demir – sementit faz diyagramının A_{c1} ve A_{c3} sıcaklık aralığında kalan ferrit - östenit bölgesinde, A_{c3} sınırının $30^{\circ}\text{C} - 50^{\circ}\text{C}$ üstü olarak kabul edilen tam tavlama sıcaklık aralığından yapılan altı farklı ısıtma işlemi, karbon oranları farklı ve az alaşımlı dört farklı çeliğin mekanik özelliklerine ve iç yapılarına etkisi geniş bir şekilde araştırılmaya çalışılmıştır. Ayrıca elde edilen veriler doğrultusunda söz konusu çeliklerin, ASTM' ye (American Society for Testing and Materials) alternatif olarak sunulan Said (2000,2004)' in kırılma tokluğu formülüyle olan ilişkileri açıklanmaya çalışılmıştır. Kırılma tokluğunu iyileştirmek için uygun ısıtma işlem parametresini bulmaya yönelik yapılan yorumlar, çeliğe kazandırılan birtakım mekanik özellikler ve iç yapılarla desteklenmeye çalışılmıştır.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Mekanik metalürjide, iç yapı ve kırılma tokluğu arasındaki korelasyon, diğer mekanik özellikler kadar önem taşımaktadır. Fakat bu korelasyon, bazen çelik içerisindeki elementlerin ve ısıtma işlemin etkisiyle meydana gelen karmaşık iç yapılardan dolayı kolay değildir.

Endüstride, geniş bir alanda kullanılan karbon çelikleri genelde ferrit, perlit yapıya sahiptirler. Bu çeliklerde, kullanım amaçlarına göre, alaşım elementlerinin eklenmesi başta mukavemet olmak üzere diğer mekanik özellikleri de etkilemektedir.

Nakasa ve Bernstein (1988), tamamen perlitik yapılı ötektoid bir çelik için, perlitik yapının sünek - gevrek kırılmaya karşı mukavemeti ve direnci üzerine yaptıkları bir çalışmada, akma ve çekme gerilimlerinin öncelikle birincil östenit tanelerine doğrudan bağlı olduğunu ve bu tanelerin lameller arası yüzeylerle olan etkileşiminin sünek kırılma tavrını etkilediğini belirtmektedirler. Yani, eğer her ikisinin de azaldığı durum söz konusu olursa, süneklik artmaktadır.

Duruce (1986) yaptığı bir çalışmada, yüksek saflıktaki bir Mn Mo Ni (0.24 C, 1.37 Mn, 0.51 Mo, 0.54 Ni, 0.26 Si) çeliğine, östenitleştirme sıcaklığının, kırılma açısından etkisini araştırmıştır. Artan östenitleştirme sıcaklığıyla, sünek gevrek geçiş sıcaklığının arttığını belirlemiştir.

Son yıllarda, su verilmiş ve düşük hızda temperlenmiş, düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerin kırılma tokluğu, artan östenitleştirme sıcaklığıyla, çekme geriliminde herhangi bir kayıp olmaksızın arttırılabilmektedir. Fakat bu durumu gerçekleştirmek çeliğin kimyasal kompozisyonuna oldukça bağlıdır (Richie et al.1976, Richie et al.1978, Lou et al. 1983, Lee et al. 1985). Ancak, süneklik ve darbe enerjisi gibi tokluğun diğer unsurları, östenitleştirme sıcaklığının artmasıyla azalmaktadır.

Eryürek ve Akat'ın (1990) yayınlanan bir çalışmasında, % 0.4 C'lu çeliğin kırılma tokluğunun, su verme sonrası temperleme ilişkileri incelenmiş ve temperleme sıcaklığı arttıkça δ_i değerini arttırdığı buna karşılık J_i değerinin temperleme sıcaklığına bağlı olmadığını ifade etmişlerdir.

Aydın (1992) yaptığı bir çalışmada, düşük alaşımlı Cr – V çeliğinin ısıtma işlemleri sonucu kırılma tokluğunun değişimini incelemiştir. 850°C de östenitleştirilmiş, yağda soğutulmuş ve daha sonra değişik sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin, özellikle 400 °C üzerindeki temperleme sıcaklıklarında, tokluk ve darbe enerjilerinde önemli bir artış olduğunu ifade etmiştir.

Hertzberg (1976) ise bir çalışmasında, Ni-Cr-Mo çeliğinin 150 °C'den 550°C ye kadar artan temperleme sıcaklıklarıyla darbe enerjisinin 3,4 kat arttığını saptamış,

karbürlerin küreselleştiğini ve bunun yanında martensitin mukavemetinin azaldığını belirlemiştir.

Klepaczko ve Solecky (1984), 5140 çeliği üzerine (0.44 C, 0.61 Mn, 0.9 Cr, 0.27 Si, 0.1 Ni, 0.065 Mo, 0.0145 S, 0.025 P) yaptıkları bir çalışmada nispeten yüksek temperleme sıcaklığıyla kırılma tokluğunun arttığını tespit etmişler ancak kalıntı östenitin söz konusu çeliğin kırılma tokluğuna etkisini tartışmaya açık bırakmışlardır.

Wood (1975) 4130, 4330, 4140, 4340 ve 3140 çelikleri üzerine yaptığı bir çalışmada östenitleştirme sıcaklığı ve soğutma ortamları arasındaki ilişkiyi araştırmıştır. Hazırlanan numuneler farklı ortamlarda soğutulmuş ve 390°C üzerinde temperlenmiştir. 870°C den 1200°C ye kadar östenitleştirme sıcaklığının artmasıyla bu alaşımların kırılma tokluğunda belirgin bir artışı tespit etmiştir. Aynı zamanda Wood, 1200°C den yaptığı östenitleştirmeden sonra, 870°C ye kadar fırında soğutma işlemini 1 saatte gerçekleştirmiş ve bu sıcaklıkta numuneleri yarım saat bekletmiş ve tekrar soğutma işlemine devam etmiştir. 1200°C’ den yaptığı doğrudan soğutmaya göre kırılma tokluklarında artış tespit etmiştir. Wood, 1200°C de östenitleştirmeden sonra 200°C üzerindeki temperlemenin taneler arası kırılma tokluğuna sebep olduğunu yaptığı mikro yapı çalışmasıyla araştırmıştır.

Robinson ve Tuck (1972), En24 çeliği üzerine yaptıkları bir çalışmada birincil östenit tane boyutu ve temperleme sıcaklıklarının kırılma tokluğu üzerine etkisini incelemişler ve 350°C ye kadar olan temperlemenin kırılma tokluğuna kayda değer bir etkisini olmadığını fakat 450°C civarında yapılan temperlemenin ise kırılma tokluk değerini hemen hemen % 80 arttırdığını tespit etmişlerdir.

Literatürden de görüldüğü gibi ısı işlemlerin çeliklerin kırılma toklukları üzerine etkisi büyüktür. Fakat yapılan çalışmalarda seçilen sıcaklık aralıkları genellikle östenit bölgesinde gerçekleşmektedir. Tez çalışmasında ise daha önce yapılan çalışmalara nisbeten, demir – karbon faz diyagramının, $A_{c1} - A_{c3}$ aralığından yani ferrit – östenit bölgesindeki aralıktan ısı işlem rejimleri seçilmiş ve çalışmada

kullanılan çeliklerin mekanik özelliklerine, i yapılarına etkisi etraflı bir şekilde ele alınmıştır. Ayrıca kırılma toklukları üzerine de fikirler yürütülmüştür.

3.ÇALIşMADA KULLANILAN ÇELİKLER VE UYGULAMA ALANLARI

Tez çalışmasında seçilen çeliklerin hacim merkezli kp kafesli bir yapıya sahip olması nedeniyle, akma gerilmelerinin sıcaklıkla değişen bir ilişkisi vardır. Çalışmada, farklı ısıl işlem rejimlerinin, çeliklerin temel mekanik özelliklerine ve özellikle akma gerilimine etkisi incelendiğinden düşük ve orta karbonlu, alaşımsız ve az alaşımlı olarak nitelendirilen ve bölüm içerisinde genel özellikleri verilen çelikler kullanılmıştır.

Yapı elikleri ilk planda, çekme dayanımları ve akma sınırı değerleri göz önünde tutulduğundan elik konstrüksiyon, köprü yapımı, basınçlı kap ve donanımları, taşıt yapımı ve makine konstrüksiyonlarında, levha, sac, bina, gemi yapımında kullanılırlar. Genellikle filmaşın, yuvarlak köşeli, lama şeklinde çubuklar, profiller, kütükler, blumlar ve dövülmüş parçalar halinde piyasaya verilirler. Perçin, Cıvata ile birleştirilebilirler. Elektrik direnç kaynağı ve diğer yöntemler ile kaynak yapılabilirler. Kütle halinde üretilen ticari kalitedeki bu çelikler dünyada kullanılan çeliklerin miktar olarak çok büyük bir bölümünü oluştururlar (Kosgeb 1992, TDİGM 1997).

Sementasyon elikleri, yüzeyde sert ve aşınmaya dayanıklı, çekirdekte ise daha yumuşak ve tok özelliklerin istendiği değişken ve darbeli zorlamalara dayanıklı parçaların imalinde kullanılan düşük karbonlu, alaşımsız veya alaşımlı çeliklerdir (Ulu vd 2004).

Çizelge 3.1 Bazı Yapı Çeliklerinin Mekanik Özellikleri.

TS 2162 Çelik	Çekme Dayanımı [R _m ,(Mpa)] (mm)		Akma Sınırı [R _e ,(≥Mpa)] (mm)					Uzama A (mm)				Çentik Darbe Dayanımı ≥ J (mm)				
	<3	>3 >100	≤16	≥16 ≤40	≥40 ≤63	≥63 ≤80	≥80 ≤100	Yön*	≤3 ≤40	≥40 ≤63	≥63 ≤100	ISO** Isıl İş.	°C	≥10 ≤16	≥16 ≤63	≥63 ≤100
Fe 33	310-540	290-510	185	175	-	-	-	↑ →	18 16	-	-	U,N	-	-	-	-
Fe 37-2	360-510	340-470	235	225	215	205	195	↑ →	26 24	25 23	24 22	U,N	+20	27	-	-
KFe 37-2	360-510	340-470	235	225	215	205	195	↑ →	26 24	25 23	24 22	U,N	+20	27	-	-
SFe 37-2	360-510	340-470	235	225	215	215	215	↑ →	26 24	25 23	24 22	U,N	+20	27	-	-
Fe 37-3	360-510	340-470	235	225	215	215	215	↑ →	26 24	25 23	24 22	U N	±0 -20	27 27	27 27	23 23
Fe 44-2	430-580	410-540	275	265	255	245	235	↑ →	22 20	21 19	20 18	U,N	+20	27	27	23
Fe 44-3	430-580	410-540	275	265	255	245	235	↑ →	22 20	21 19	20 18	U N	±0 -20	27 27	27 27	23 23
Fe 52-3	510-680	490-630	355	345	335	325	315	↑ →	22 20	21 19	20 18	U N	±0 -20	27 27	27 27	23 23
Fe 50-2	490-660	470-610	295	285	275	265	255	↑ →	20 18	19 17	18 16	U,N	-	-	-	-
Fe 60-2	590-770	570-710	335	325	315	305	295	↑ →	16 14	15 13	14 12	U,N	-	-	-	-
Fe 70-2	690-900	670-830	365	355	345	335	325	↑ →	11 10	10 9	9 8	U,N	-	-	-	-

(*). Şekillendirme Doğrultusunda (↑), Şekillendirmeye dik doğrultuda (→), (**) Sıcak Haddelenmiş Başka İşlem Görmemiş(U), Normal Tavlanmış(N).

Sementasyon eliklerinin kullanımı, yüzeyde aynı sertlik değerini verecek yüksek karbonlu çeliklerin kullanımına nazaran şu avantajları sağlar;

a) Sementasyon işlemi, parça kısmen veya son şeklini aldıktan sonra uygulandığı için, parçanın işlenmesi oldukça kolaydır.

b) Parçanın yüzeyinde sonradan işlenecek, sertleşmesi istenmeyen kısımlar var ise, bu bölgeler özel pasta veya elektrolitik bakır ile kaplanarak örtülebilir sonuçta sementasyon işlemi bu kısımlara tesir edemeyeceğinden sonradan kolayca işlenir.

c) Sementasyon işlemi sonrasında, çekirdek bölgesi yumuşaklığını koruyacağından, sertleştirme sonrasında ortaya çıkabilecek çarpılmalar oldukça azdır.

d) Semente edilmiş çeliklerin iç kısımları kolayca işlenebilir.

e) Sementasyon elikleri, yüzeyde aynı sertliği verebilecek, çoğu zaman takım çeliği durumundaki yüksek karbonlu çeliklerden daha ucuzdur, kaynak edilebilirlikleri oldukça iyidir.

Çizelge 3.2’de bazı sementasyon çeliklerinin kimyasal bileşimleri izelge 3.3’de de bazı temel mekanik özellikleri verilmiştir.

Çizelge 3.2 TS 2850'ye Göre Sementasyon Çeliklerinin Kimyasal Bileşimi (Topbaş 1993).

Sembol	C	Si	Mn	P _{mak.}	S _{mak}	Cr	Mo	Ni
C 10	0,07-0,13	0,15-0,35	0,30-0,60	0,045	0,045			
C 15	0,12-0,18	0,15-0,35	0,30-0,60	0,045	0,045			
Ck10	0,07-0,13	0,15-0,35	0,30-0,60	0,035	0,035			
Ck15	0,12-0,18	0,15-0,35	0,30-0,60	0,035	0,035			
15Cr3	0,12-0,18	0,15-0,40	0,40-0,60	0,035	0,035	0,40-0,70		
16MnCr5	0,14-0,19	0,15-0,40	1,00-1,30	0,035	0,035	0,80-1,10		
20MnCr5	0,17-0,22	0,15-0,40	1,10-1,40	0,035	0,035	1,00-1,30		
20MoCr4	0,17-0,22	0,15-0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	0,30-0,50	0,40-0,50	
25MoCr4	0,23-0,29	0,15-0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	0,40-0,60	0,40-0,50	
15CrNi6	0,12-0,17	0,15-0,40	0,40-0,60	0,035	0,035	1,40-1,70		1,40-1,70
18 CrNi 8	0,15-0,20	0,15-0,40	0,40-0,60	0,035	0,035	1,80-2,10		1,80-2,10
17CrNiMo6	0,14-0,19	0,15-0,40	0,40-0,60	0,035	0,035	1,50-1,80	0,25-0,35	1,40-1,70
21NiCrMo2	0,18-0,23	0,20-0,35	0,70-0,90	0,040	0,040	0,40-0,60	0,15-0,25	0,40-0,70
Cm 15	0,12-0,18	0,15-0,35	0,30-0,60	0,035	0,020-0,035	-		
16MnCrS5	0,14-0,19	0,15-0,40	1,00-1,30	0,035	0,020-0,035	0,80-1,10		
20MnCrS5	0,17-0,22	0,15-0,40	1,10-1,40	0,035	0,020-0,035	1,00-1,30		
20MoCrS4	0,17-0,22	0,15-0,40	0,60-0,90	0,035	0,020-0,035	0,30-0,50	0,40-0,50	
<u>25MoCrS4</u>	<u>0,23-0,29</u>	0,15-0,40	0,60-0,90	0,035	0,020-0,035	0,40-0,60	0,40-0,50	

Çizelge 3.3 Sementasyon Çeliklerinin Mekanik Özellikleri (Topbaş 1993).

Sembol	Sementasyon ve Sertleştirmeden sonra													
	Akma sınırı (R _e) ≥MPa			Çekme Dayanımı (R _m) MPa			Kopma Uzaması (A) L ₀ = 5 d ₀ (≥%)			Kesit Daralması (Z) (≥%)			Çentik Darbe Dayanımı (≥J)	
	Ø11 mm	Ø30 mm	Ø63 mm	Ø11 mm	Ø30 mm	Ø63 mm	Ø11 mm	Ø30 mm	Ø63 mm	Ø11 mm	Ø30 mm	Ø63 mm	Ø11 mm	Ø30 mm
C 10	390	295	-	640-780	490-640	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C 15	440	355	-	740-880	590-780	-	12	14	-	35	45	-	48	48
Ck10	390	295	-	640-780	490-640	-	13	16	-	40	50	-	89	89
Ck15	440	355	-	740-880	590-780	-	12	14	-	35	45	-	69	69
15Cr3	510	440	-	780-1030	690-880	-	10	11	-	35	40	-	41	41
16MnCr5	635	590	440	880-1180	780-1080	640-930	9	10	11	35	40	40	34	34
20MnCr5	735	685	540	1080-1370	980-1270	780-1080	7	8	9	30	35	35	34	34
20MoCr4	635	590	-	880-1180	780-1080	-	9	10	-	35	40	-	41	41
25MoCr4	735	685	540	1080-1370	980-1270	780-1080	7	8	-	30	35	35	34	34
17CrNiMo6	835	785	685	1180-1420	1080-1320	980-1270	7	8	8	30	35	35	41	41
Cm 15	440	355	-	740-880	590-780	-	12	14	-	35	45	-	-	-
20MnCrS5	735	685	540	1080-1370	980-1270	780-1080	7	8	10	30	35	35	27	27
20MoCrS4	635	590	-	880-1180	780-1080	-	9	10	-	35	40	-	48	48

Islah çeliklerinden, yüksek dayanım ile süneklik bir arada istenir ve sertleştirildikten sonra yüksek sıcaklıkta menevişlenirler. Yeterli değerde martensit sertliğini sağlayabilmek için, nispeten yüksek karbon içerirler (%C~ %0,25-0,60). Kalın kesitlerde, yeterli sertleşme derinliği ancak alaşımlı çeliklerde sağlanabilir.

Islah elikleri çok yönlü olarak kullanılabilirler. Bunlardan önemlileri yay çeliği, sıcağa dayanıklı elik, alaşımsız takım çeliği, alaşımlı soğuk iş takım çeliği ve yüksek dayanımlı genel konstrüksiyon çeliği olarak kullanılabilirler (Topbaş 1993). Çizelge 3.4’de bazı ıslah çeliklerinin kimyasal bileşimleri ve izelge 3.5’de mekanik özellikleri verilmiştir.

Çizelge 3.4. Bazı Islah Çeliklerinin Kimyasal Bileşimleri.

Sembol	C	Si	Mn	P _{mak.}	S _{mak}	Cr	Mo	Ni
C 22	0,18-0,25	0,15-0,35	0,30-0,60	0,045	0,045			
C 35	0,32-0,39	0,15-0,35	0,50-0,80	0,045	0,045			
C45	0,42-0,50	0,15-0,35	0,50-0,80	0,045	0,045			
C55	0,52-0,60	0,15-0,35	0,60-0,90	0,045	0,045			
C60	0,57-0,65	0,15-0,35	0,60-0,90	0,045	0,045			
Ck22	0,18-0,25	0,15-0,35	0,30-0,60	0,035	0,035			
Ck35	0,32-0,39	0,15-0,35	0,50-0,80	0,035	0,035			
Ck45	0,42-0,50	0,15-0,35	0,50-0,80	0,035	0,035			
Ck55	0,52-0,60	0,15-0,35	0,60-0,90	0,035	0,035			
Ck60	0,57-0,65	0,15-0,35	0,60-0,90	0,035	0,035			
Cm35	0,32-0,39	0,15-0,35	0,50-0,80	0,035	0,02-0,035			
Cm45	0,42-0,50	0,15-0,35	0,50-0,80	0,035	0,02-0,035			
Cm55	0,52-0,60	0,15-0,35	0,60-0,90	0,035	0,02-0,035			
Cm60	0,57-0,65	0,15-0,35	0,60-0,90	0,035	0,020-0,035			
25CrMo4	0,22-0,29	0,15-0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	0,90-1,20	0,15-0,30	
34CrMo4	0,30-0,37	0,15-0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	0,90-1,20	0,15-0,30	
42CrMo4	0,38-0,45	0,15-0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	0,90-1,20	0,15-0,30	
50CrMo4	0,46-0,55	0,15-0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	0,90-1,20	0,15-0,30	

Çizelge 3.5. Bazı Islah Çeliklerinin Mekanik Özellikleri (Topbaş 1993).

Çelik Cinsi ve Sembol	Garanti edilecek özellikler			
	Çap mm	Akma Sınırı Mpa	Çekme Dayanımı Mpa	Kopma Uzaması $L_0=5d_0$ (%mm)
C 22	16-40	235	410-520	27
C 35	16-100	275	490-635	21
C45	16-100	330	590-735	17
C55	16-100	360	660-830	15
C60	16-100	385	685-880	14
Ck22	16-40	235	410-520	27
Cm35	16-100	275	490-635	21
Ck35	16-100	275	490-635	21
Ck45	16-100	330	590-735	17
Cm45	16-100	330	590-735	17
Ck55	16-100	360	660-830	15
Cm55	16-100	360	660-830	15
Ck60	16-100	385	685-880	14
Cm60	16-100	385	685-880	14

Açıklamalarda da görüldüğü üzere söz konusu çeliklerin kullanım alanları, amaçları, özellikleri dikkate alındığında önemlerinin yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Bundan dolayı çalışmamızda bu çeliklerin temel mekanik özelliklerinin, ısıtılma işlem rejimleri altında değişimlerini irdelemek için aşağıda ifade edilen çelikler seçilmiştir.

AISI 8620 Çeliğinin kullanım alanları; zorlamalı parçalar, miller, ekstrüzyon yoluyla şekillendirilen piston pimleri, zincir baklaları ve dişlileri, çeşitli oto dişlileri ve traktör dişlileri, otomobil vites kutusu, şaftlar, bazı otomobillerin direksiyon mekanizmaları, diferansiyel yüzük dişlileri, uçak motorları, kam mili, kamalı mil v.s. yapımında kullanılmaktadır. Çizelge 3.6'da Sementasyon çeliğinin kimyasal içeriği görülmektedir (TSE, 2850).

Çizelge 3.6 AISI 8620 (Dın 21NiCrMo2) Sementasyon Çeliği.

C	Si	Mn	P<	S<	Cr	Mo	Ni
---	----	----	----	----	----	----	----

0,17-0,23	0,2-0,35	0,6-0,9	0,035	0,035	0,35-0,65	0,15-0,25	0,4-0,7
-----------	----------	---------	-------	-------	-----------	-----------	---------

SAE 4140 çeliği, (Çizelge 3.7) inşaat ve ziraat makineleri, takım tezgahları, uçak parçaları, akslar, krank kolları, krank milleri, dişliler, bandajlar, 12K şartlarına uygun cıvata, somun, saplama v.b. parçaların imalinde kullanılmaktadır. Bu çelik aynı zamanda alev veya endüksiyonla yüzeyden sertleştirilebilirler (www.OsmanliCelik.com).

Çizelge 3.7 SAE 4140 (42CrMo4) Islah Çeliği.

C	Si	Mn	P<	S<	Cr	Mo	Ni
0,38-0,45	0,15-0,4	0,5-0,8	0,015	0,035	0,9-1,2	0,15-0,3	-

SAE 1040 Çeliği, (Çizelge 3.8) transmisyon millerinin, rayların ve dişlilerin yapımında kullanılmaktadır, ve kimyasal içeriği tablodaki gibidir (Yumrukçal 2000).

Çizelge 3.8 SAE 1040 (C35) İmalat (yapı) Çeliği.

C	Si	Mn	P<	S<	Cr	Mo	Ni
0,35-0,44	0,1-0,3	0,6-0,9	0,04	0,05	-	-	-

SAE 1050 çeliği (Çizelge 3.9) yüksek mukavemet gerektiren parçaların, dişlilerin, toprak ve kömür sektöründe kırıcı ve kazıcı parçaların yapımında, cer kancaları, dişliler, kazmalar, cıvatalar, miller ve şaftların yapımında kullanılmaktadır. Sertliği yağda 58 HRC, suda 61 HRC ye kadar çıkabilir. Sertleştirilmiş ve temperlenmiş durumda, yaklaşık olarak 660-800MPa çekme mukavemetine, 400MPa kadar da akma mukavemetine sahip olmaktadır (Yumrukçal 2000).

Çizelge 3.9 SAE 1050 (C45) İmalat (yapı) Çeliği.

C	Si	Mn	P<	S<	Cr	Mo	Ni
0,45-0,54	0,1-0,3	0,6-0,9	0,04	0,05	-	-	-

4. ÇELİKLERE UYGULANAN ISIL İŞLEM PARAMETRELERİ

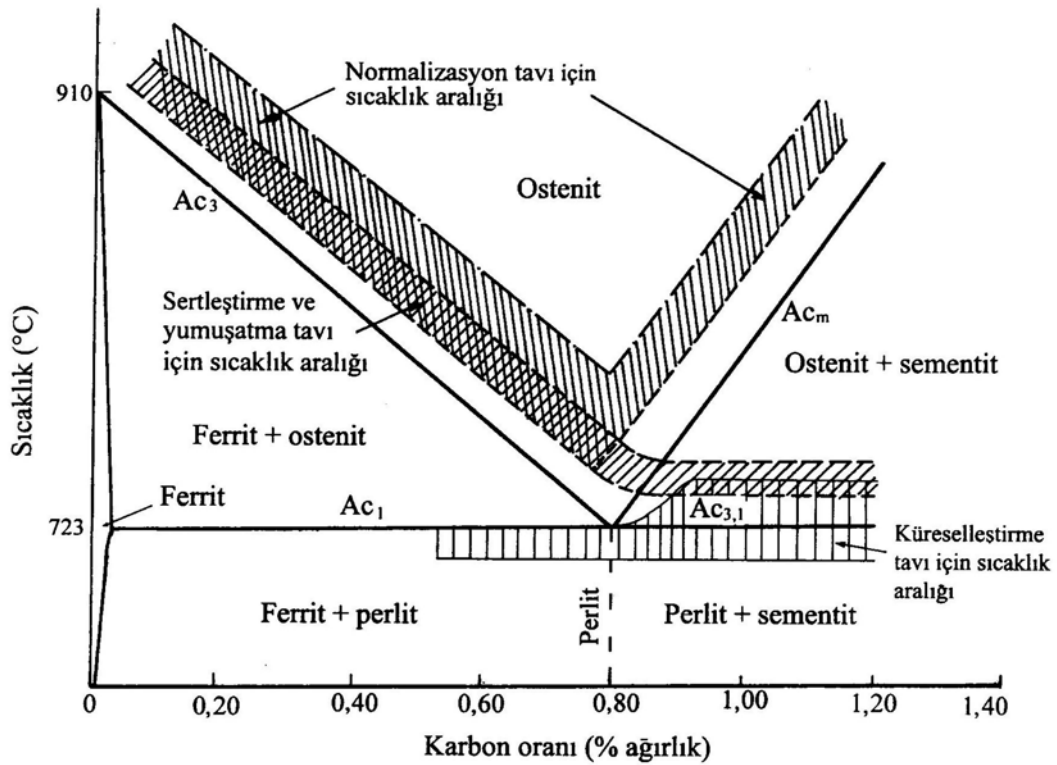
Genel anlamda ısıtıl işlem, metal veya alaşımlara istenilen özellikleri kazandırmak amacıyla katı halde uygulanan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemleri olarak tanımlanır (Savaşkan 1999).

Türk standartlarındaki tanımı ise, katı haldeki metal veya alaşımlara belirli özellikler kazandırmak amacıyla bir veya daha çok sayıda, yerine göre birbiri peşine zamanlanarak uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri olarak verilmektedir (TSE 1112 EN 10052).

Çeliklere uygulanan bütün temel ısıtıl işlemler, östenit fazının dönüşümü ile ilgilidir. Dönüşüm ürünlerinin türü, bileşimi ve metalografik yapısı çeliğin fiziksel ve mekanik özelliklerini büyük ölçüde etkiler. Diğer bir deyişle bir çeliğin fiziksel ve mekaniksel özellikleri içerdiği dönüşüm ürünlerinin cinsine, miktarına ve metalografik yapısına bağlıdır.

Çeliğin ısıtılmasına temelde östenitleştirme ile başlanır. Bu işlem için çelik malzeme, alt kritik sıcaklık çizgisinin (A_{c1}) üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılır. Çoğu durumlarda çeliğin belirlenen sıcaklığa kadar ısıtılmasında seçilen ısıtma hızı, iç gerilim içeren malzeme durumuna göre ve çeliğin kesit durumuna göre farklılıklar göstermektedir (Savaşkan 1999).

Şekil 4.1’de demir karbon denge diyagramında çeşitli ısıtma işlemlerinin uygulama sıcaklık bölgeleri gösterilmektedir.



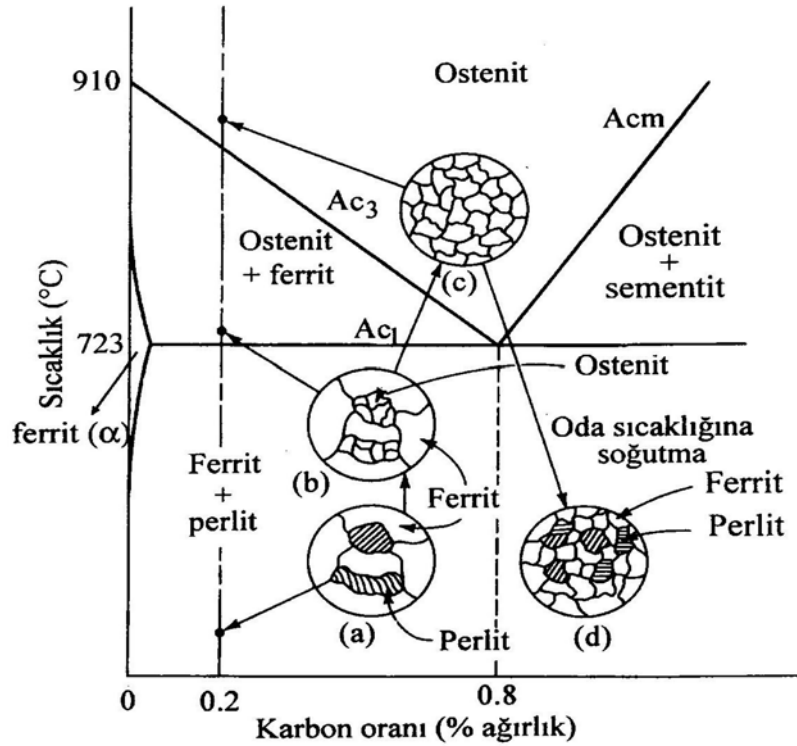
Şekil 4.1 Alaşımsız Çeliklere Uygulanan Yumuşatma, Normalizasyon, Küreselleştirme ve Sertleştirme İşlemleri için Tavlama Sıcaklık Aralıkları (Savaşkan 1999).

Ötektoidaltı çelikler üst kritik sıcaklık çizgisinin (A_{c3}) 40-60°C üzerindeki sıcaklıklarda östenitleştirme işlemine tabi tutulurlar. A_{c3} çizgisinin altındaki sıcaklıklarda çelik içerisinde ötektoid dışı ferrit bulunmaktadır. Bu fazın oranı çeliğin karbon oranına bağlıdır. Ötektoid dışı ferrit, su verme işleminden sonrada yapıda kaldığından, çelik içerisinde yumuşak bölgelerin oluşmasına neden olur. Sonuçta malzemenin sertleşmesi engellenir, kırılmaya karşı olan direnç de artar.

Ötektoidüstü çelikler ise, A_{c1} ile bu çeliklere ait üst kritik sıcaklık çizgisi (A_{cm}) arasındaki sıcaklıklarda östenitleştirilirler (Gregory 1958).

4.1 Tam Tavlama

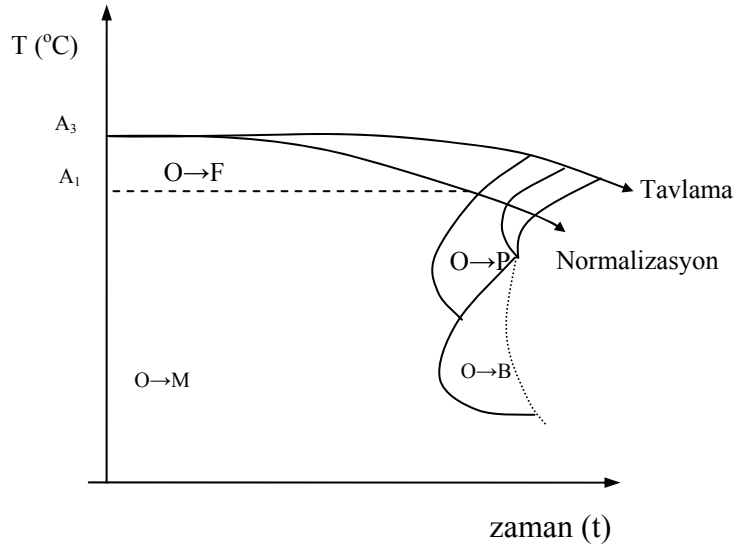
Tam tavlama çeliğin uygun sıcaklıkta ısıtılması ve faz dönüşümü için yavaş soğutulmasından (genellikle fırın içerisinde) ibarettir. Soğutma işlemi fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar devam etmektedir. Bu ısıtılmanın genel amacı, taneleri küçültmek, sertliği düşürmek, işlenebilirliği arttırmak, elektrik ve manyetik özellikleri geliştirmek için yapılır. Ötektoidaltı çelikler tam tavlama için A_{c3} (üst kritik) sıcaklığının $30-50^{\circ}\text{C}$ üzerinde ısıtılır. Faz dönüşümü tamamlandıktan sonra fırında yavaş soğutulur. Soğuma hızı ortalama olarak alaşımlı çelikler için $30-100^{\circ}\text{C/saat}$, karbonlu çelikler için 200°C/saat alınmaktadır. Şekil 4.2’de kaba taneli bir ötektoidaltı çeliğinin tam tavlama ile tanelerinin küçültülmesi şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.2 % 0,2 Karbon İçeren Çeliğin Tam Tavlama Sırasında Oluşan İç yapı Değişikliklerinin Şematik Gösterimi (Savaşkan 1999).

Bu çeliğin A_{c1} e kadar ısıtılması aşamasında tanelerinde değişiklik gözlenmez. A_{c1} 'in hemen üzerinde perlit, küçük taneli östenite dönüşür. Ferrit ise değişmez. Isıtma işleminin A_{c3} sıcaklığına kadar devam etmesiyle kaba ferrit taneleri küçük östenit tanelerine dönüşmekte ve A_{c3} sıcaklığının ortalama 30-50°C kadar üzerinde ise mikro yapı tamamen küçük taneli östenit olur. Soğutma işleminin fırın içerisinde düşük hızda olması ve bunun oda sıcaklığına kadar devam etmesi durumunda küçük östenit taneleri küçük ferrit ve perlit bölgeciklerini meydana getirmektedir. Sonuçta oluşan bu fazlar, çeliğin mekanik özelliklerine etki eder, kırılmaya karşı olan direncini artırır (Weissbach 1998, Prabhudey 1992).

Tam tavlamanın, östenitin izotermik parçalanma diyagramıyla ilişkisi Şekil 4.3'de gösterilmektedir.



Şekil 4.3 Östenitin İzotermik Parçalanma Diyagramı.

Yapılan çalışmalardan edinilen bilgilere göre, eğer çelik malzeme östenit bölgesindeki (911-1392 °C) yüksek sıcaklıklara kadar ısıtılırsa östenit tanelerinin büyüme hızı yüksektir. Dolayısıyla östenit tane boyutu aşırı büyümektedir ve bu bölgeden soğutulduğunda tanelerin boyutu değişmez. Sonuçta yüksek sıcaklıktaki östenit bölgesinden soğutulmuş metal tanesi iri olur ve çelik malzemenin mekanik özelliklerini düşürür. Bu durumu engellemek için tam tavlama işlemi östenit

çekirdeklerinin aşırı büyümeye başlayamadığı sıcaklık aralığında $A_{c3}+(30-50)^{\circ}\text{C}$ gerçekleşmektedir (Said 2003).

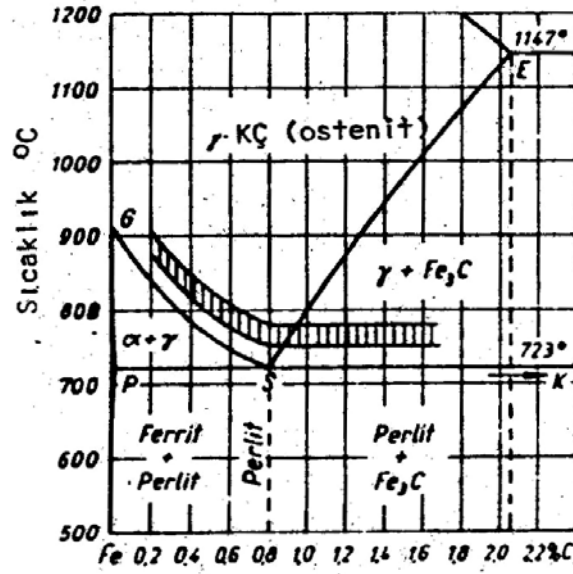
Otektoidüstü çeliklere, tam tavlama ısı işlemi genellikle uygulanmaz. Bu tip çeliklerde, yavaş soğutma aşamasında tane sınırlarında sementit ağı oluşur. Sementit bilindiği üzere sert ve kırılgan olması itibarıyla, genellikle çeliğin mekanik özellikleri açısından arzu edilmemektedir. Bundan dolayı otektoidüstü çeliklere genellikle tam tavlama yerine küreleştirme tavlama yaygın olarak kullanılmaktadır (Weissbach 1998, Prabhudey 1992).

4.2 Sertleştirme

4.2.1 Sertleştirme İçin Isıtma İşlemi

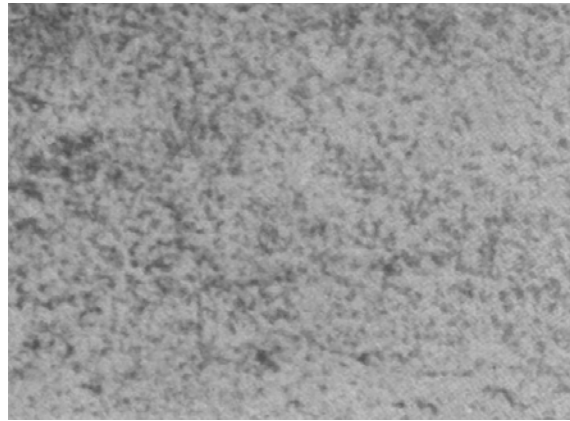
Bir çeliğin dönüşümle sertleştirilmesinde ilk aşama, çeliğin gerekli sıcaklığa kadar ısıtılması ve sertleştirme sıcaklığı ya da östenitleştirme sıcaklığı denilen bu sıcaklıkta, istenilen yapı değişikliğine ulaşmaya kadar bekletilmesinden ibarettir. Isıtma sıcaklığının yeterli homojenlikte bir östenitik yapı elde etmeli ve mevcut özel karbürlerin gereken kadarının çözülmesini sağlayacak, fakat tane büyümesine de imkân vermeyecek düzeyde olması zorunludur.

Tüm çeliklerin östenite dönüşüm sıcaklığı aynı değildir ve başta karbon olmak üzere alaşım elementlerinin türü ve miktarına bağlıdır. Sertleştirme amacıyla yapılan ısıtmada tavlama sıcaklığı, alaşımsız çeliklerde karbon miktarına bağlı olarak Şekil 4.4’de verilmiştir.

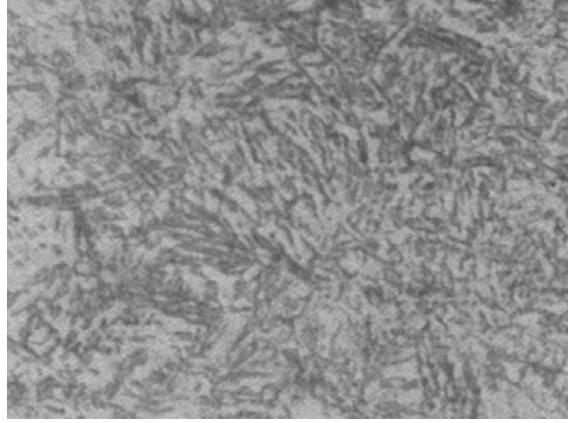


Şekil 4.4 Alaşımsız Çeliklerde Östenitleştirme Sıcaklığı (Topbaş 1993).

Alaşımsız çeliklerde, eğer çelik otektoidaltı bir alaşım ise GPS (A_{c3}) sınırının 30-50 °C üzerine, otektoid yada otektoidüstü bir alaşım ise SK (A_{c1}) hattının pek az üzerine kadar ısıtmak, iç yapının östenitleştirilmesi için yeterli gelir. Bu koşullarda ısıtılmış östenitik yapının ani soğutulması sonucu elde edilen martensit, oldukça ince taneli ve diğer koşullarda elde edilenlere göre nispeten sünektir. Şekil 4.5 de %0,8 C içeren otektoid bir çeliğin 760 °C'da östenitleştirme sonrasında ani soğutulmuş yapısını göstermektedir. Şekil 4.6'da %0,8 karbonlu çeliğin 1000 °C sıcaklıktan ani soğutma yapısını göstermektedir (Topbaş 1993).



Şekil 4.5 % 0,8 C'lu çelik, 760 °C Sıcaklıktan Suda Ani Soğutulmuş X500
(İnce İğnesel ve Strüktürsüz Martensitik Yapı).

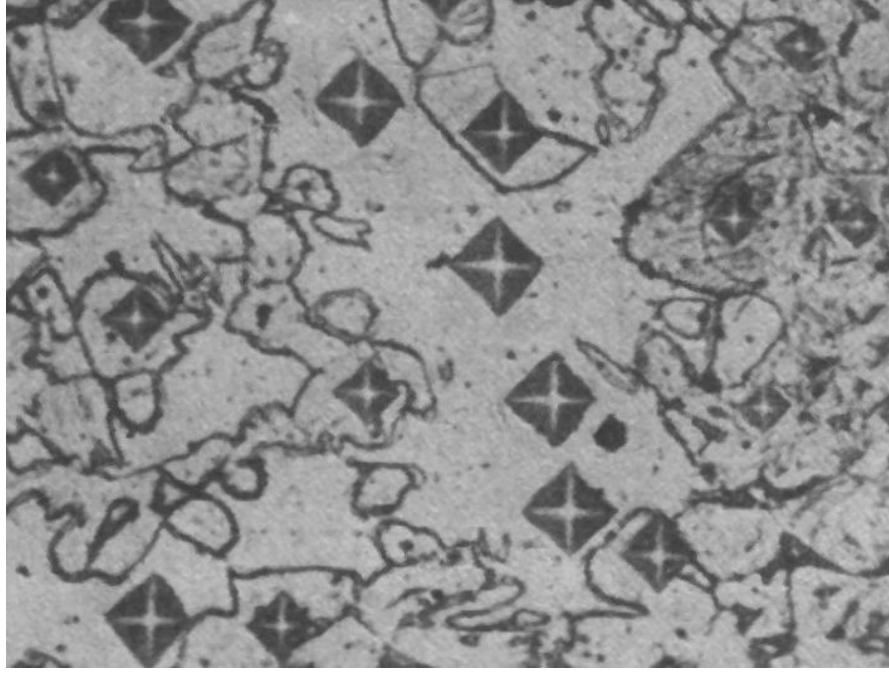


Şekil 4.6 %0,8 C'lu Çelik, 1000 °C Sıcaklıktan Suda Ani Soğutulmuş X500 (Kaba İğnesel Martensit Yapısı).

Şekil 4.5 ile Şekil 4.6 karşılaştırıldığında, kaba martensitik yapı çok iyi görülebilmektedir. Bu durumdaki yapı ince taneli martensite nazaran çok fazla kırılgandır ve bu tür uygulamalardan kaçınılmalıdır.

Aşırı ısıtma ile sertleştirilmiş çelikte kabul edilemeyecek bir diğer olayda, artık östenit miktarının çok yükselmesidir. Artan östenitleştirme sıcaklığıyla birlikte, ani soğutma sonrasında dönüşmeden kalan artık östenit miktarı yükselir ve istenilenden daha fazla sertlik düşmesine sebep olur.

Otektoidalı çeliklerde, ani soğutma sonrası yapıda ferrite rastlanmasıyla beklenen sertlik değerinden daha düşük değerlere ulaşılır. Çelik malzeme, demir karbon denge diyagramında $\alpha + \gamma$ çift fazlı bölgesinden ani soğutulursa, yapıda martensitin yanında ferrit de içerir. Şekil 4.7'de %0,3 C lu çelikte, 740 °C sıcaklığından ani soğutulmuş yapıyı göstermektedir. Yapıda, sert yapı olarak koyu renkli dağlanmış iğnesel martensit ve yumuşak yapı olarak açık renkli ferritik yapı, gözle fark edilecek biçimde ayırt edilebilmektedir (Topbaş 1993).



Şekil 4.7 %0,3 C'lu Çelik, 740°C Sıcaklıktan Suda Ani Soğutulmuş X500. (Ferrit, Martensit).

(A_{c1}) sıcaklığının 30-50 °C üzerinden sertleştirilen otektoidüstü çeliklerde, bu sıcaklıkta sementit henüz çözülemeyeceğinden, östenitin yanında ayrıca karbür de bulunur. Martensitten daha sert olan bu karbürler ani soğutmadan sonra martensitik ana yapı içerisinde yerleşerek çeliğin aşınmaya karşı dayanımını artırır ve kısmen de olsa arzu edilen mekanik özelliklere ulaşılmaktadır. otektoidüstü çelikler, önceden yumuşak tavlama yada normal tavlama yapılmadan sertleştirilirse, tane sınırlarında band formunda yada tane içlerinde çubukçuk formunda sekonder sementit içerirler ve çelikte çok fazla kırılabilirlik yaparlar.

Alaşımlı çeliklerde karbonun dışındaki alaşım elemanları da otektoid noktaya önemli ölçüde etki yaptıklarından, alaşım elemanlarının türü ve miktarlarına göre bu sıcaklık alanı değişmektedir. Alaşım elementleri otektoid noktayı sola doğru kaydırmasına karşın, mangan ve nikel otektoid sıcaklığını düşürücü, krom, silisyum, volfram, molibden ve titan ise yükseltici etki gösterir (Gregory 1958).

4.2.2 Sertleştirme Sıcaklığında Tutma Süresi

Sertleştirme sıcaklığında tutma süresi, katı eriyik içine alınması istenilen karbür miktarına bağlıdır. Karbür miktarı çeşitli çelikler için farklı olacağından tutma süresi aynı zamanda çelik tipine bağlı olmaktadır. Çok kolay çözünür karbürleri

içeren sade karbonlu ve az alaşımlı yapı çeliklerinde sertleştirme sıcaklığına ulaştıktan sonra bu sıcaklıkta 5-15 dakikalık bir tutma süresi genellikle yeterli olmaktadır.

Orta alaşımlı çelikler için boyuttan bağımsız olarak 15-25 dakikalık tutma süresi tavsiye edilmektedir. Kesin ısıtma sürelerinin ayarlanabildiği alevle veya indüksiyonla sertleştirme durumunda, alışılagelmiş sertleştirme sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklar kullanılır. Buna ilaveten tutma süresi birkaç dakikaya ve bazı hallerde bir saniyeye kadar kısaltılabilir.

Az alaşımlı takım çeliklerinde gerekli sertliğin sağlanabilmesi için kesin bir tutma süresine gereksinim vardır. Bu konuda 1 mm parça kalınlığı için 0,5 dakikalık bir süre önerilir. Minimum ve maksimum süreler ise 5 dakika ve 1 saattir.

Tutma süresinin parça kalınlığı arttıkça uzatılmasının nedeni, karbür tanelerinin boyutu ve buna bağlı olarak katı eriyik içerisinde girmelerinin zorlaşmasıdır. Az alaşımlı çeliklerin çoğu genellikle yetersiz sertleşebilirliğe sahiptir. Bununla beraber, özellikle büyük parçalarda, karbürlerin katı eriyik içine alınmaları sonucu sertleşebilirlikleri geliştirilebilir. Bunun için sertleşme sıcaklığında tutma süresinin uzatılması gerekir.

Tüm takım çelikleri arasında yüksek kromlu olanların tutma süresi en fazladır. Ancak, bu çeliklerin tutma süreleri büyük ölçüde sertleştirme sıcaklığına bağlıdır (Thelning et al. 1984).

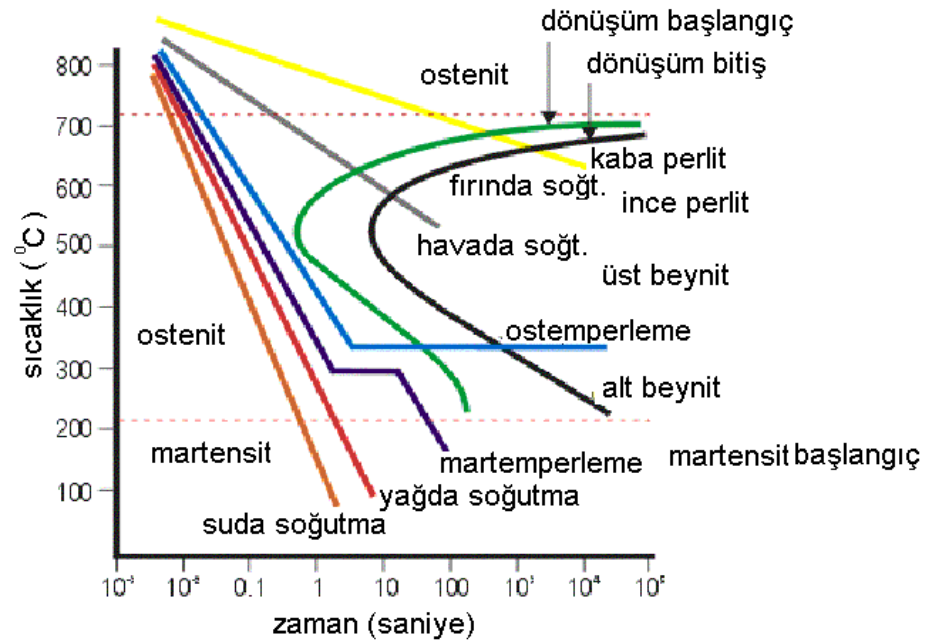
Kısa tutma süresi yetersiz miktarda karbürlerin katı eriyiğe girmesine ve dolayısıyla düşük sertliğe, çok uzun tutma süresi de fazla miktarda kalıntı ostenitin bulunmasına ve buna bağlı olarak düşük sertliğe neden olmaktadır.

Optimum tutma süresi için teklif edilen süreler kesit kalınlığının her bir mm için 0,5-0,8 dakika olup, minimum 10 dakika, maksimum 1 saat olarak belirtilmektedir. 0,5 dakika faktörü sertleştirme işleminin, sertleştirme sıcaklık aralığının en üst sınırına yakın bir sıcaklıkta uygulanması, 0,8 faktörü ise en alt sınırına yakın bir sıcaklıkta uygulanması durumunda kullanılır (Thelning et al. 1984).

4.2.3 Su Verme ve Soğutma

4.2.3.1 Doğrudan Su Verme

Doğrudan su verme orijinal bir sertleştirme yöntemi olarak bilinir ve halen yaygın kullanım alanına sahiptir. Bu yönteme göre çelik sertleştirme sıcaklığından oda sıcaklığına ya doğrudan su verilerek soğutulur ya da kullanılan soğutma ortamının sıcaklığının çok az üzerindeki bir sıcaklığa kadar soğutulur. Bu soğutma ortamı su, yağ veya hava olabilir (Çelik ve Isıl İşlemi). Şekil 4.8’de tek soğutucu ortamda su verme yönteminin ve diğer soğutma ortamlarının TTT diyagramı ile ilişkisi gösterilmektedir (Said 2003).

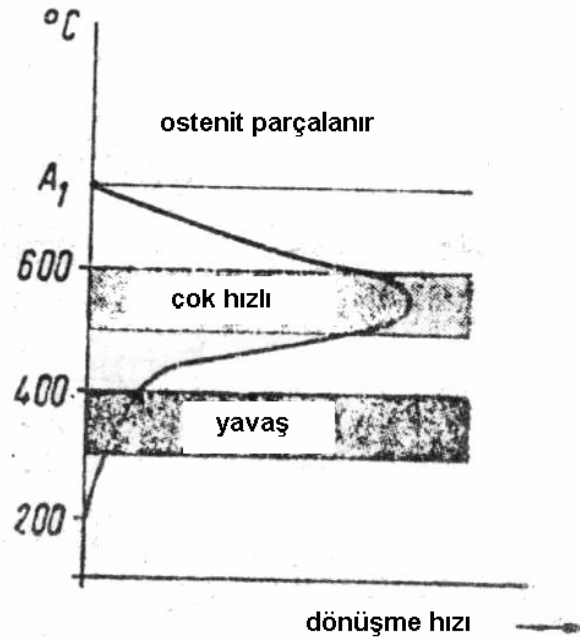


Şekil 4.8 Soğutma Ortamlarının TTT Diyagramıyla İlişkisi (www.Azom.Com).

Su verme ortamı, çeliğin ısısını, parçanın kritik soğuma hızını aşacak şekilde absorbe etmelidir. Ancak bu şekilde östenitten martensitik bir iç yapı teşekkül eder. Çizelge 4.1’den ve Şekil 4.9’dan görüldüğü üzere kritik soğuma hızı (V_k) çeliğin kimyasal bileşimine bağlıdır ve alaşımsız çeliklerde karbon miktarı azaldıkça bu hız yükselir. Alaşım elementleri, özellikle manganez, kritik soğuma hızını düşürürler.

Çizelge 4.1 Manganez Miktarına Bağlı Olarak Kritik Soğuma Hızı (Weissbach 1998).

C (%)	Mn (%)	Vk (°C/san)
0,6	-	1800
0,6	0,3	750
0,9	1,1	200
0,8	1,5	80

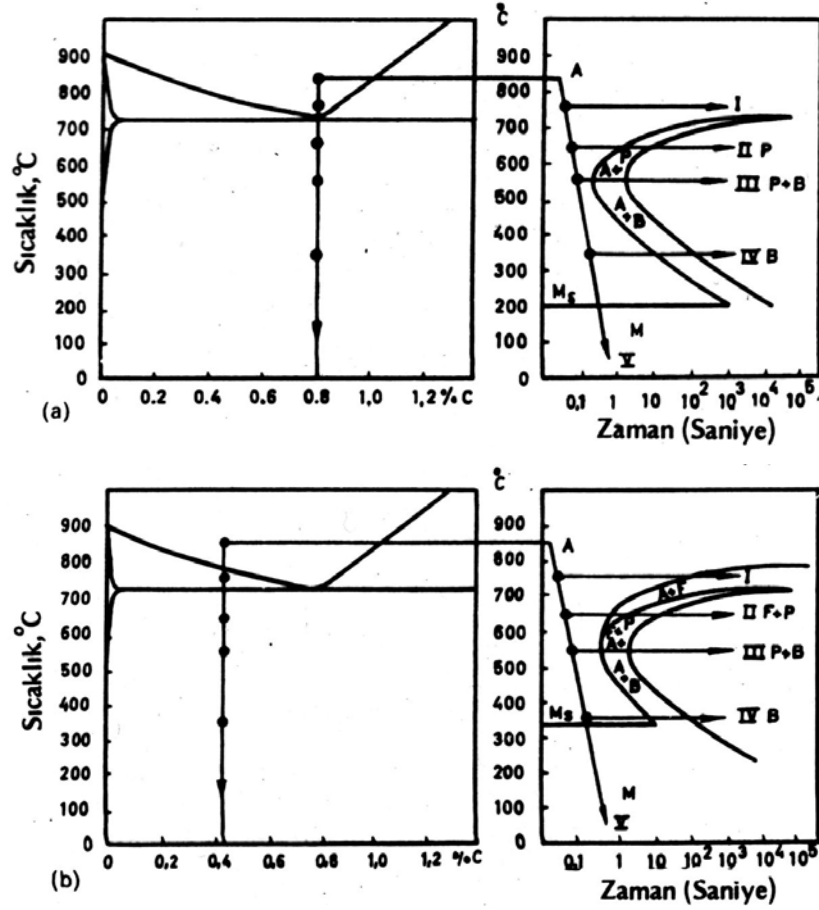


Şekil 4.9 Çeşitli Sıcaklık Bölgelerinde Östenitin Parçalanması.

Yüksek soğutma hızının oda sıcaklığına inilinceye kadar devam etmesine gerek yoktur. Burada amaç östenitin perlitte dönüşmesini önlemektir. Şekil 4.10'da görüldüğü gibi, bu dönüşüm özellikle 550 °C civarında çok çabuk meydana gelmektedir. Bu sıcaklıkta östenit saniyeden daha kısa bir zamanda çok çabuk ince lamelli perlit haline dönüşür (Weissbach 1998).

4.2.3.2 Soğuma Esnasında Martensitin Oluşumu

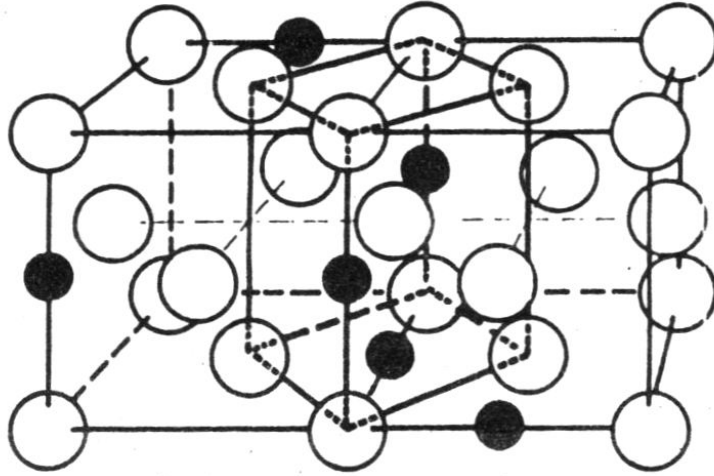
Şekil 4.10 a ve b’de görüldüğü gibi eğer soğuma V eğrisiyle temsil edildiği şekilde meydana gelirse, örneğin çok hızlı soğuma, östenit; M hattına ulaşıldığında ferrite dönüşmeye başlayacaktır.



Şekil 4.10 a) %0,8 C’lu Çeliğin TTT Diyagramı b) %0,45 C’lu Çeliğin TTT Diyagramı.

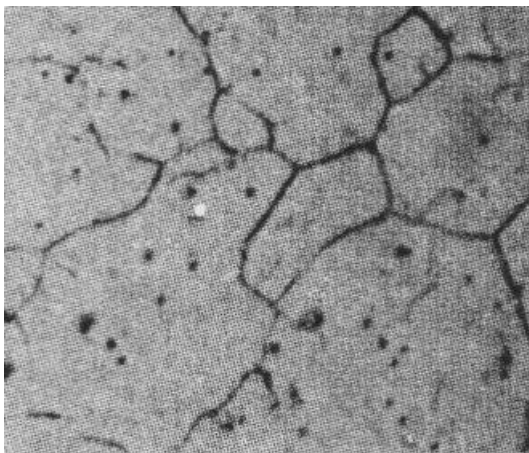
Eğer soğumaya M_b nin altında devam edilirse östenitin dönüşümü sırasında çok az karbon hareketi olacak, böylece karbon atomları α demiri katı eriyiği içerisinde kalacaklardır. Karbon atomlarının yerleşebilecekleri mevcut boşluklar γ demirine oranla α demirinde daha az olduğu için, α demiri kafesinde bir genişleme söz konusu olacak ve böyle bir gerilmeli durum çeliğin sertleşmesine yol açacaktır. Sertleşme sonrası oluşan ve karbonun α demiri içerisinde aşırı doymuş eriyiği olan bu faza martensit adı verilir (Weissbach 1998).

Şekil 4.11’de martensit oluşumu sırasında γ demirinden, α demirine geçişin şematik olarak gösterilişi sunulmaktadır.

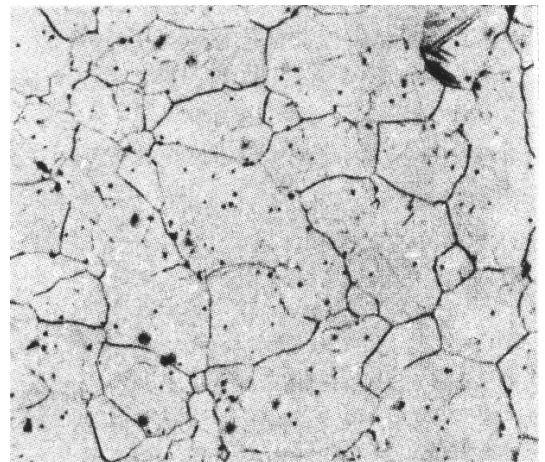


Şekil 4.11 Ostenitten (γ) Martensite (α) Dönüşümün Kafes Modeli.

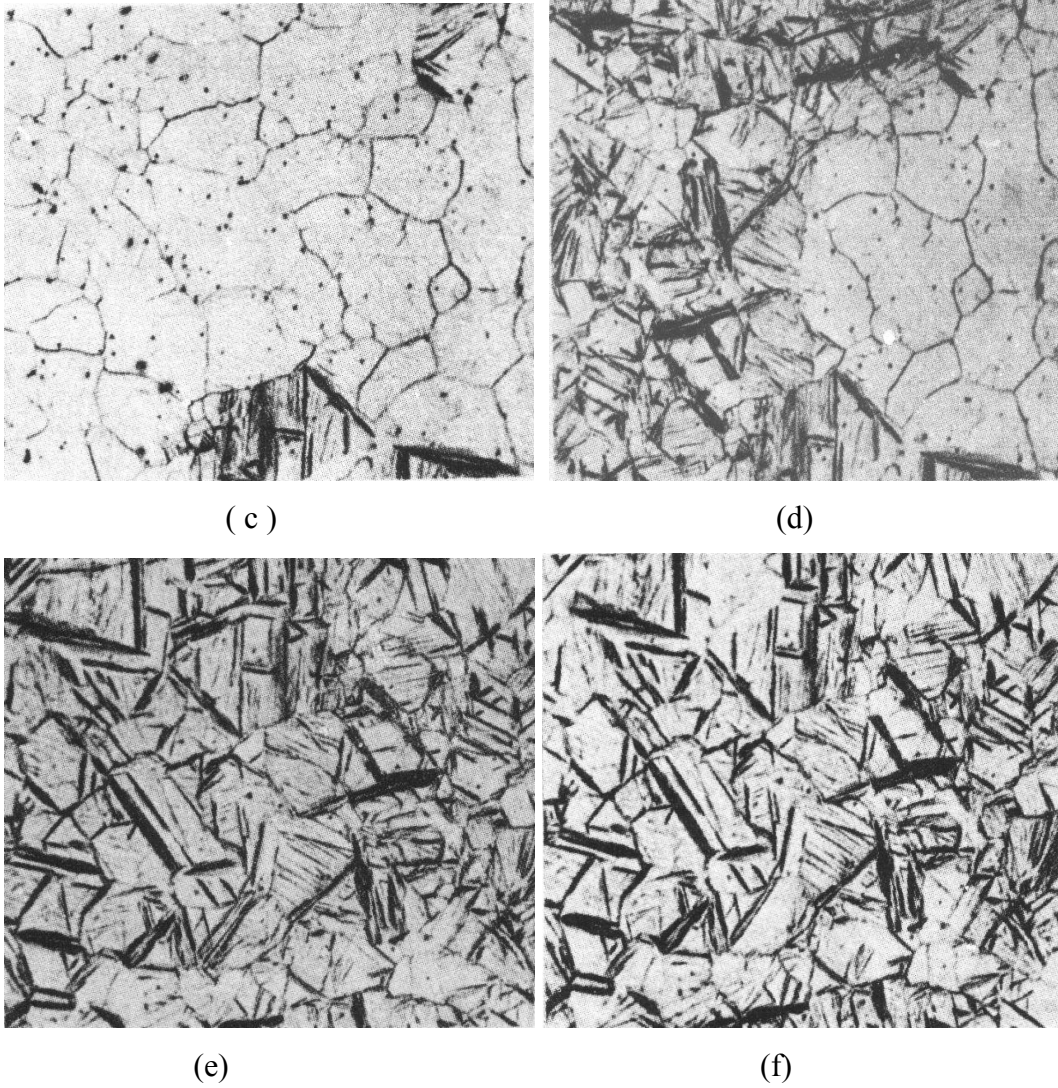
Dönüşüm diyagramlarında görüldüğü gibi, perlit ve beynit oluşması zamana bağlı olarak ilerlediği halde, martensit teşekkülünde böyle bir durum söz konusu değildir. Mb altındaki her bir sıcaklık belli bir martensit oluşum yüzdesine tekabül etmektedir, ancak oluşan gerçek martensit miktarı çeliğin cinsine, östenitleme işleminin koşullarına ve sertleştirme için uygulanacak soğutma hızına bağlıdır (Weissbach 1998). Şekil 4.12’de martensit oluşumunun adım adım ilerleyişini göstermektedir.



(a)



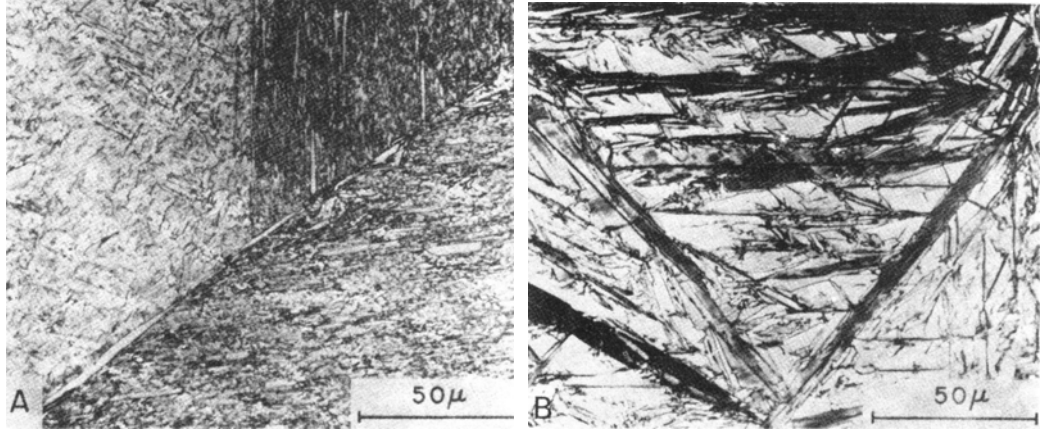
(b)



Şekil 4.12. Düşük Sıcaklıklarda Östenitin Martensite Ardı ardına Dönüşümü.

(a) 280°C (b) 220°C (c) 200°C (d) 195°C (e) 180°C (f) 175°C

Marder ve Krauss Fe-C alaşımlarında martensitin yapısını incelemişler ve “masif martensit” ve “iğnesel martensit” adı verilen iki çeşit martensitin var olduğunu bulmuşlardır. Şekil 4.13’de bu martensitlerin biçimleri görülmektedir.

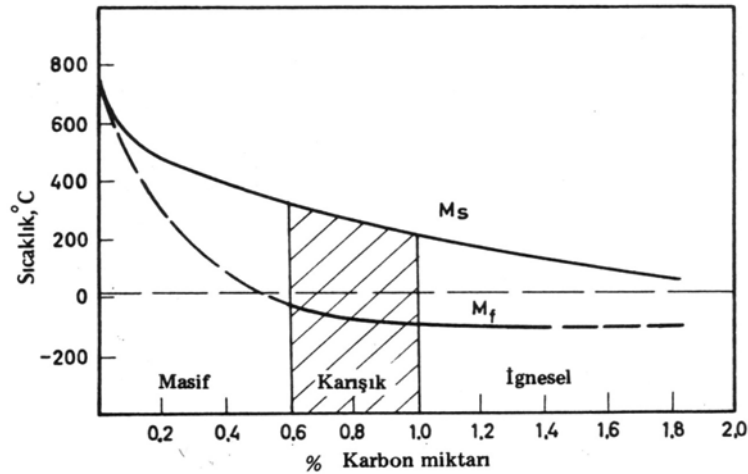


(a)

(b)

Şekil 4.13 (a) Masif Martensit, (b) İğnesel Martensit.

Masif martensit % 0,6 ya kadar karbon içeren çeliklerde mevcuttur. Böyle bir tür martensit birbirine paralel olarak uzanmış ince plakalardan oluşmaktadır. Bir alaşımsız çelik için martensit başlama ve bitiş sıcaklığı Şekil 4.14 den de görüldüğü gibi karbon içeriğine bağlıdır.

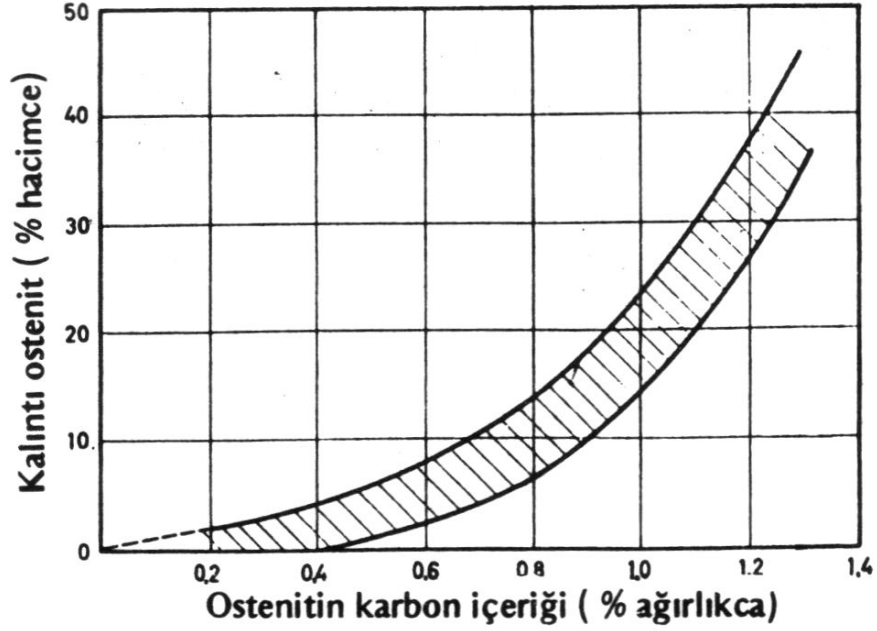


Şekil 4.14 Alaşımsız Bir Çelikte Ostenitik Karbon (ostenit içerisinde çözülmüş) Miktarının M_s ve M_f Sıcaklığına Etkisi.

4.2.3.3. Kalıntı Östenit

Bir otektoid çelikte östenitin büyük bir kısmı oda sıcaklığına yapılan soğutma sırasında martensite dönüşür. Soğutma sonunda östenitin dönüşmemiş olarak yapıda kalan kısmına kalıntı östenit adı verilmektedir. Şekil 4.15’de bir alaşımsız çelikte kalıntı östenit miktarının karbon miktarı ile değişimi görülmektedir. Eğer

sıcaklık oda sıcaklığının altına düşürülürse östenitten martensite dönüşüm devam eder (Weissbach 1998).



Şekil 4.15 Östenit İçerisinde Çözülmüş (erimiş) Halde Bulunan Karbon Miktarına Bağlı Olarak Kalıntı Östenitin Değişimi.

4.3 Isıtma Neticesinde Martensitin ve Kalıcı Östenitin Dönüşümü (Çeliği Temperleme)

Bilindiği gibi su verilmiş çeliğin içyapısı martensit ve kalıcı östenittir. Çelik yapısını denge durumuna getirmek söz konusu fazların parçalanması (dönüşümü) gerekmektedir. Temperleme işleminde ısıtma sıcaklığına göre martensit ve kalıcı östenit sıcaklık arttıkça daha denge durumundaki iç yapılara dönüşür.

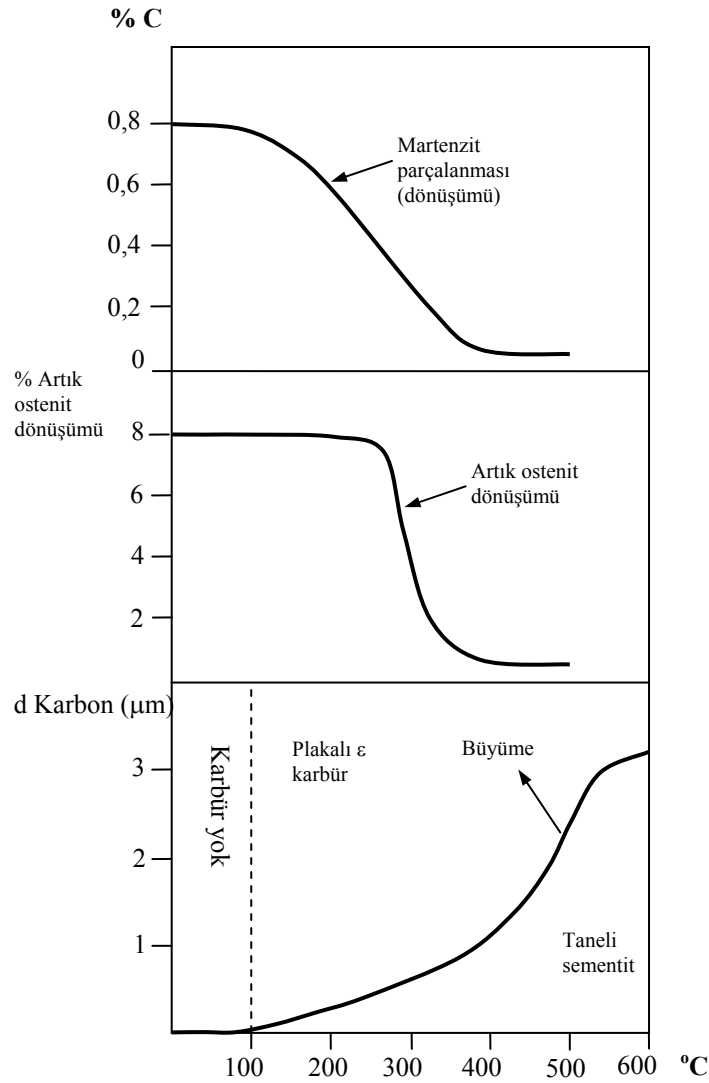
Martensitin temperlenmesi dört aşama ile fark edilir:

a. Karbon Segregasyonu: 100 °C civarında difüzyon aktifliği oldukça düşük olduğundan C atomları en yakın mesafede olan kristal kafes hata noktalarına yerleşir. Böyle bir durum esasen ancak X ışınlarıyla tespit edilir. Martensitin parçalanmasının ilk aşamasında (100-150°C) matrisin aşırı doymuş olan katı

eriyiğinde martensitin belirli bölgelerinde ϵ -karbür meydana gelir ve bu karbür etrafındaki karbon miktarı azalmaktadır.

İkinci aşama (150-350°C); martensitten ϵ -karbürler ayrılır ve martensit karbür oranına göre azalır. Bu sıcaklıklarda alaşım elementlerinin atomları ise difüzyon yapamaz. Sonuçta 350°C'nun altında elde edilmiş yapıya temperlenmiş martensit denilir. Temperlenmiş martensitin su verilmiş martensitten farkı tetragenalliğin ve iç gerilimlerin farklı olması, yüksek sertlik ve düşük plastikliktir. Meydana gelmiş olan karbürlerin boyutları 350°C de çok küçük ve dolayısıyla bu sıcaklıklarda matristeki karbon miktarı denge durumundakine C miktarına göre daha yüksektir. Bu sıcaklıklarda matriste bulunan aşırı karbon karbürlere tamamıyla toplanmamıştır (Said 2003).

Şekil 4.16'de temperleme sıcaklığına göre matristeki C miktarının değişimi kalıcı östenitin ortadan kaldırılması ve meydana gelmiş olan karbür boyutlarının değişmesi (büyümesi) sayısal ifadeyle gösterilmektedir.



Şekil 4.16 Temperleme Sıcaklığına Göre Matristeki Karbon Miktarının Değişimi.

b. Artık Östenitin Parçalanması (Temperlemede Sekonder Dönüşüm):

Daima su verilmiş çelikte bulunan kalıcı östenit temperleme esnasında 200°C-300°C den itibaren dönüşüme başlıyor ve bu dönüşüm sonuna kadar sürmeden noktalanmaktadır. Sonuçta matriste belirli miktarda östenit kalıyor ve takım çeliklerinde (yüksek karbonlu çeliklerde) bu oran %20-40 lara ulaşmaktadır. Fakat bu durum çelik malzemenin eksi dereceli sıcaklıklara soğutulmasıyla ortadan kaldırılmaktadır. Yani kalan östenitin martensite dönüşümü sağlanmaktadır.

c. İç gerilimlerin ortadan kaldırılması ve karbür dönüşümü (Temperlemede üçüncü dönüşüm): 350-400°C arasında gerçekleşiyor ve kimyasal bileşimi

belirsiz olan ϵ -karbür net olarak demir karbüre dönüşmektedir. Bunun dışında karbürler biraz büyür ve küresel şekline yaklaşmaktadır.

Sonuçta 400°C yakınlarında meydana gelmiş olan içyapı temperlenmiş troostit denir. Yani 400°C'e yakın temper martensit temperlenmiş troostite dönüşmektedir.

d. Karbürlerin irileşmesi (temperlemede dördüncü dönüşüm): Bu dönüşüm 500-600 °C da gerçekleşir. Burada tüm olarak iç gerilmeler ve tetragenallık ortadan kalkmaktadır sonuçta ϵ -karbürler büyüyerek taneli Fe_3C 'i oluşturuyorlar ve taneli Fe_3C kendi sırasında 650-680 °C da irileşerek boyutları 3µm dan yüksek olur. Ancak küreselleşme ve irileşme işlemleri neticesinde karbür (Fe_3C) parçacıkları ve matris arasındaki kogerent bağ kaybolmaktadır.

Sonuçta 600-680 °C (A_{c1} in altındaki sıcaklıklarda) matriste C miktarı azalarak normal durum denge durumuna dönüyor. Aşırı doymuşluk ortadan kalkıyor. Çeliğin iç yapısı yumuşak ferrit (matris) sert ve taneli sementit parçacıklarından ibaret olmaktadır. 600-680°C elde edilen iç yapıya temperlenmiş sorbit denilmektedir. Böylelikle su verilmiş çelikte martensit temperlenerek sorbit ve troostite dönüşmektedir (Said 2003).

4.4 Temperlemenin Mekanik Özelliklere Etkisi

Hızlı soğuma sonucu elde edilen martensitin temperlenmesi sonucunda elde edilmiş olan içyapıların mekanik özellikleri (dayanımlılık ve plastiklik), östeniti direk soğutma neticesinde elde edilmiş yapılardan yüksektir ve özellikle temperlenmiş olan içyapıların kırılma tokluğu (çatlak yayılma direnci) büyüktür. Bu açıdan temperlenmiş içyapılara sahip olan çeliklerden yapılmış olan makine parçalarının ömür uzunluğu büyük, malzeme sarfiyatı az ve parçaların geometrik boyutları küçük olur. Bundan dolayı sanayide ve endüstride önemi büyük makine parçaları su verme ve temperleme işlemine tabi tutulmaktadırlar.

Yumuşak matris ve onun içerisinde bulunan sert parçacıklar ,dış kuvvet etkisinden dislokasyonların hareketini engelleme açısından troostit, sorbit ve perlit birbirinden farklıdır. Bu farklılıkları şöyle sıralayabiliriz;

a) Sert parçacıklar sık yerleşmişse dislokasyonların bu parçacıkları keserek ilerlemesi zor olur. Dolayısıyla malzeme yüksek dayanımlılığa sahip olur.

b) Eğer yumuşak matristeki bu parçacıklar kaba ve seyrek yerleşmiş olursa dislokasyonlar parçaların arasından eğilerek geçmekte ve bu tür parçaların dayanımı da düşük olmaktadır.

İlk durumda plastiklik düşük ikinci durumda ise yüksek olmaktadır (Said 2003)

5. KIRILMA MEKANİĞİNDEN BAZI BİLGİLER

Günümüzde yapısal uygulamalardaki bazı kazalar, metal dizaynından dolayı, bazıları ve önemli bir kısmı ise makinenin içerisinde var olan küçük bir çatlağın ileriki bir aşamada bir çatlağa veya kırılmaya neden olmasından dolayı meydana gelmiştir. Bu kazaların önlenmesine yönelik çalışmalar endüstri devrimi ile birlikte gelmiş ve daha iyi ve verimli üretim metotlarının bulunması sonucu malzemelerde meydana gelebilecek yapısal bozuklukların kullanılabilir değerler arasından kalması sağlanmış ve kazalar en aza indirilmeye çalışılmıştır.

Metalik malzemelerde oluşabilecek hataları biraz daha yakından incelersek malzemelerin bir çoğu büyük bir oranda şekil değiştirirler veya kırılırlar, katı bir

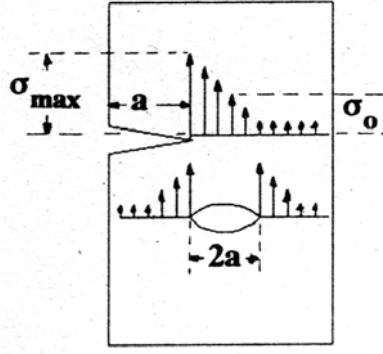
cismin gerilim yükleri altında iki veya daha fazla parçaya ayrılmasına kırılma denmektedir.

Kırılma olayı iki koşulun yerine gelmesiyle gerçekleşmektedir. Bunlar çatlak oluşumu ve çatlağın ilerlemesidir. Kırılmayı esasen iki kategoride sınıflandırabiliriz. Bunlar sünek kırılma ve gevrek kırılma. Sünek kırılma çatlağın oluşumu ve ilerlemesi esnasından meydana gelen plastik deformasyonla birlikte kırılmasıdır. Gevrek kırılma ise çatlağın oluşumu ve ilerlemesi ile çok az bir mikro deformasyonun meydana gelmesi neticesinden oluşan bir kırılma türüdür. Sıcaklığın düşmesiyle gerilim oranının ve üç eksenli gerilimlerin artması, gevrek kırılmalar üzerindeki çalışmalara yönelik ilgiyi arttırmaktadır. Çünkü gevrek kırılmalar uyarmaksızın meydana gelmekte ve felaketlerle sonuçlanmaktadır (Horoz 1993).

5.1 Griffith Enerji Denge Yaklaşımı

5.1.1 Griffith Gevrek Kırılma Teorisi

Griffith cam malzeme üzerinde yoğunlaştırdığı çalışmalarının sonucu olarak cam yüzeyinde gözle görünmeyen mevcut mikro çatlakların camın mukavemetini azalttığı belirlenmiştir. Şekil 5.1 de görüldüğü gibi yüzeyinde veya içerisinde eliptik bir çatlak içeren malzemem çatlak ucunda yüksek gerilme yığılmaları oluşmakta ve çatlak ucundaki maksimum gerilme ($\sigma_{\max}$) ortalama gerilimden (σ_0) çok daha büyük olmaktadır.



Şekil 5.1 Bir Çentik ve Çatlağın Ucundaki Gerilme Yığılması.

Maksimum gerilme miktarını,

$$\sigma_{\max} = 2\sigma_0 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (5.1)$$

şeklinde ifade edebiliriz. Burada a çentik derinliği, ρ çentik ucu yarıçapını göstermektedir.

Griffith teorisine göre, gerilimler sonucu çatlak civarında oluşan elastik enerji, yeni oluşacak çatlak yüzeylerinin yüzey enerjisine eşit olunca çatlak ilerlemeye başlar. Birim kalınlıkta ve sonsuz genişlikte bir levha için bu koşulu sağlayan gerilmenin ifadesi;

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_e \cdot E}{\pi \cdot a}} \quad (5.2)$$

olur. Bu ifadede E elastisite (Young) modülünü, γ_e ise elastik yüzey enerjisini göstermektedir (Broek 1986).

5.1.2 Griffith Enerji Dengesi Yaklaşımı

Sonsuzda yüklenmiş birim kalınlıkta ve kalınlığı boyunca bir çatlak içeren levhanın enerji dengesini;

$$U = U_0 + U_a + U_\gamma - F \quad (5.3)$$

olarak ifade edebiliriz. Burada U_γ yüklenmiş fakat çatlak içermeyen levhanın elastik enerji sabitini, U_a levhada çatlağın oluşmasıyla elastik şekil değiştirme enerjisindeki değişimini, γ_e çatlak yüzeyinin oluşmasıyla elastik yüzey enerjisindeki değişimini göstermektedir. Griffith ve Inglis tarafından bir gerilme analizi kullanarak birim kalınlık için;

$$|U_a| = \frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} \quad (5.4)$$

Elastik yüzey enerjisindeki değişim (U_γ), malzemenin elastik yüzey enerjisi (γ_e), ile çatlağın yüzey alanının çarpımına eşittir.

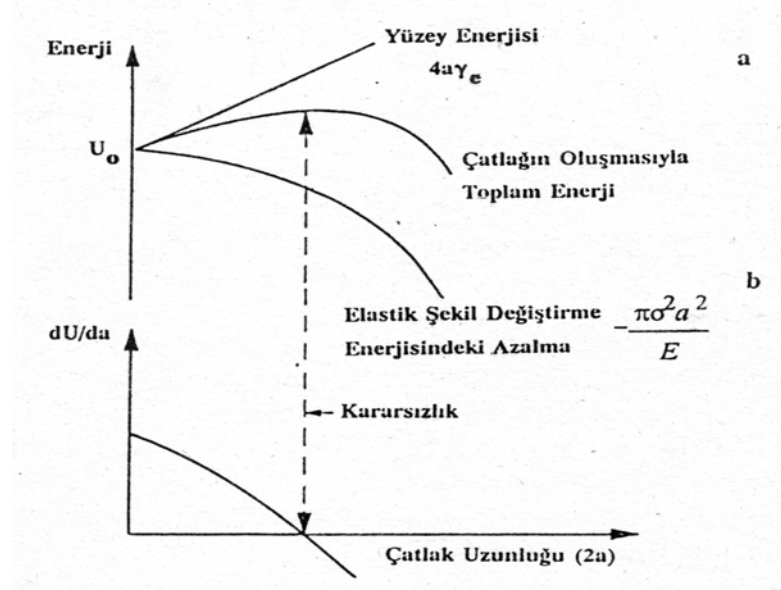
$$U_\gamma = 2(2a\gamma_e) \quad (5.5)$$

Dış etkiler tarafından herhangi bir iş yapılmadığında (deney esnasında çeneler sabit olduğundan) $F=0$ olur ve çatlağın oluşmasıyla elastik enerjideki (U_a) değişim negatiftir. Sonuç olarak çatlak içeren levhanın toplam enerjisi,

$$U = U_o + U_a + U_\gamma$$

$$U = U_o - \frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_e \quad (5.6)$$

olur. Burada U_o sabit olduğundan $\frac{dU_o}{da} = 0$ 'dır. Böylece çatlak ilerlemesi için denge durumu yazılan eşitsizlik bulunur eğer bu eşitlik bozulursa ilerleme söz konusudur. Yazılan formülün grafiksel ifadesi Şekil 5.2'de gösterilmektedir.



Şekil 5.2 Dış Etkiler Tarafından Bir İş Yapılmadığı Durumda Sonsuz Boyuttaki Bir Levhada Çatlağın Enerji Dengesi.

Denge koşullarında;

$$\frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 4\gamma_e \quad (5.7)$$

yazabiliriz. Buradan gerilme;

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi \cdot a}} \quad (5.8)$$

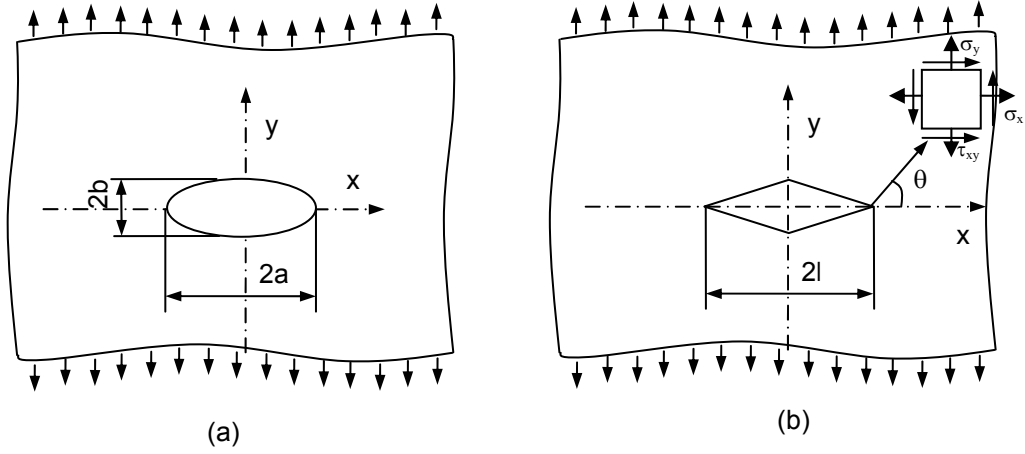
olur. Denklemden, ideal gevrek malzemelerde çatlak ilerlemesinin uygulanan gerilmeye, çatlak boyunun kareköküne ve sabit malzeme özelliklerine (E , γ_e) bağlı olduğu görülmektedir (Uğuz 1996, Vardar 1988).

5.2 Gerilim Konsantrasyon Faktörü ve Gerilim Yoğunluk Faktörü

Çentikli bir numuneye bir gerilim uygulanırsa, çentiğin ucundaki gerilim seviyesi artmaktadır. Gerilimdeki bu artma gerilim konsantrasyon faktörü ile (α_G) ölçülebilmektedir. Şekil 5.3 a ve 5.3 b de düzlemsel gerilim şeması üzerine Elips ve romb şeklindeki gerilim konsantrasyonları σ gerilimi altında yüklenmiştir.

σ

σ



Şekil 5.3 a) Eliptik Çatlak Tipindeki Gerilim Konsantrasyonu, b) Romb çatlak tipindeki gerilim konsantrasyonu.

Şekil 5.3. a’da eliptik çatlak için, çatlak ucundaki maksimum gerilim uygulanan gerilim ve çatlağın geometrisinin fonksiyonudur. Buna göre maksimum gerilmeyi;

$$\sigma_{\max} = \sigma_{ort} \left(1 + 2 \frac{a}{b} \right) = \sigma_{ort} \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (5.9)$$

şeklinde yazabiliriz. Buradan çatlak ucu yarıçapı;

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad (5.10)$$

olur. Şekil 5.3 b için gerilim şiddet faktörünü;

$$K = \sigma_y \sqrt{2\pi r} \quad (5.11)$$

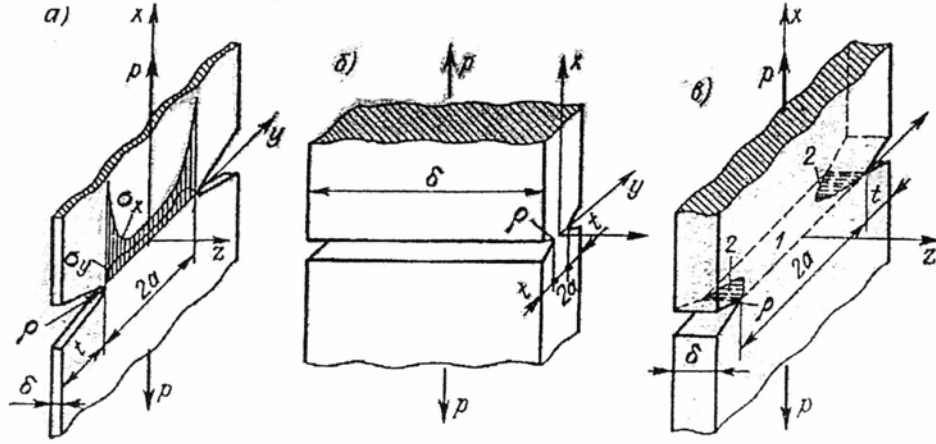
yazabiliriz. Burada r çatlak ucundan itibaren θ açısı altında incelenen noktaya kadar olan mesafeyi göstermektedir. Romb şeklindeki gerilim konsantrasyonu için Irwin’in öne sürdüğü formül;

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (5.14)$$

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (5.15)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (5.16)$$

şeklindedir. Şekil 5.4’de düzlemsel gerilim ve düzlemsel deformasyon şartlarını açıklayan üç farklı şema verilmiştir.



Şekil 5.4 a) Düzlemsel Gerilim Durumu, b) Düzlemsel Gerinim Durumu
c) Her iki durumunda gerçekleşmesi.

Şekil 5.4 a da ki düzlemsel gerilim durumu için;

$$[\sigma_x \neq 0, \sigma_y \neq 0, \sigma_z = 0, \varepsilon_x \neq 0, \varepsilon_y \neq 0, \varepsilon_z \neq 0] \quad (5.17)$$

ifade etmektedir. Düzlemsel gerilim (hacimsel gerinim) söz konusu olan ince levhalarda σ_z olmamaktadır. Bundan dolayı kırılma gevrek bir şekilde gerçekleşmemektedir. Şekil 5.4b deki düzlemsel gerinim (Hacimsel gerilim) durumunda;

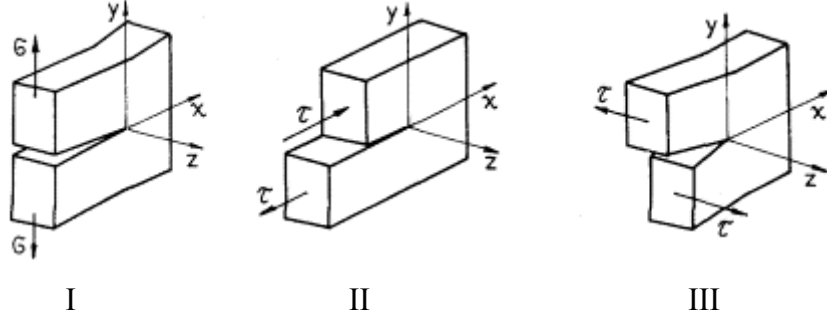
$$\rho < t \quad \sigma_x \neq 0, \sigma_y \neq 0, \sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (5.18)$$

$$2a < t \quad \varepsilon_x \neq 0, \varepsilon_y \neq 0, \varepsilon_z = 0, \quad (5.19)$$

yukarıdaki eşitliklerden bu tür gerilim durumunda malzemede gevrek kırılma gerçekleşmektedir (Said, 2003).

Şekil 5.4 c de ise şekil 5.4.a ve Şekil 5.4.b’de bahsedilenlerin arasındaki durum söz konusudur.

Kırılma mekaniğinde üç çeşit kırılma şeması fark edilmektedir. Şekil 5.5 de bu kırılma modları gösterilmektedir.



Şekil 5.5. Kırılma Modları.

I. tür kırılma; Normal kopma (K_I)

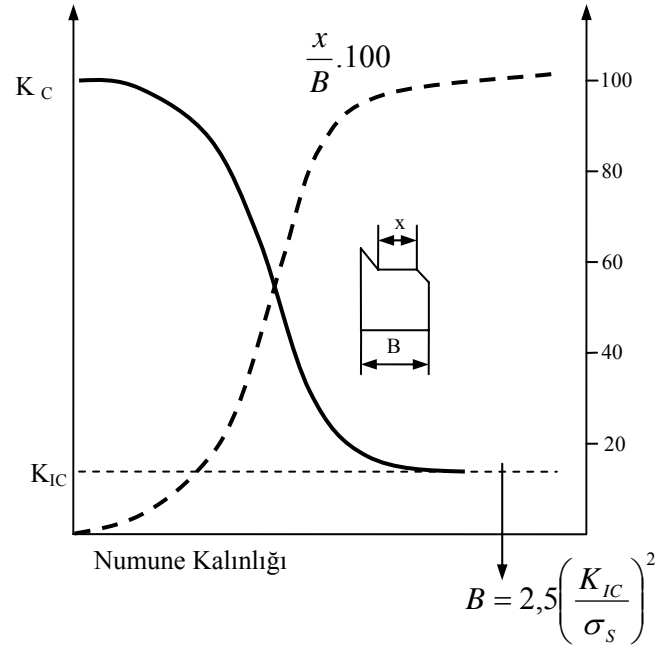
II. tür kırılma; Çatlak yüzeyi boyunca kopma (K_{II})

III. tür kırılma; Çatlak yüzeyine ters tarafa kopma (K_{III})

Kırılma mekaniğinin I. tür kırılmaya yönelik çalışmalarını yoğunlaştırmasının nedeni, bu kırılmanın gevrek olarak gerçekleşmesinden kaynaklanmaktadır (<http://www.key-to-steel.com>).

5.3 Düzlemsel Gerinim Kırılma Tokluğu Testi

Şekil 5.6 da gösterildiği gibi numune kalınlığı arttıkça K_c değeri azalır ve numune kalınlığı belirli bir değere ulaştığında $K_c = K_{Ic}$ eşitliği gerçekleşmektedir. Numune kalınlığı arttıkça bu değer değişmemektedir, bundan dolayı K_{Ic} malzemenin bir sabitliği sayılmaktadır. K_{Ic} malzemenin kalınlığına bağlı değil fakat sıcaklık (T) ve deformasyon hızına ($\dot{\epsilon}$) bağlı olmaktadır.

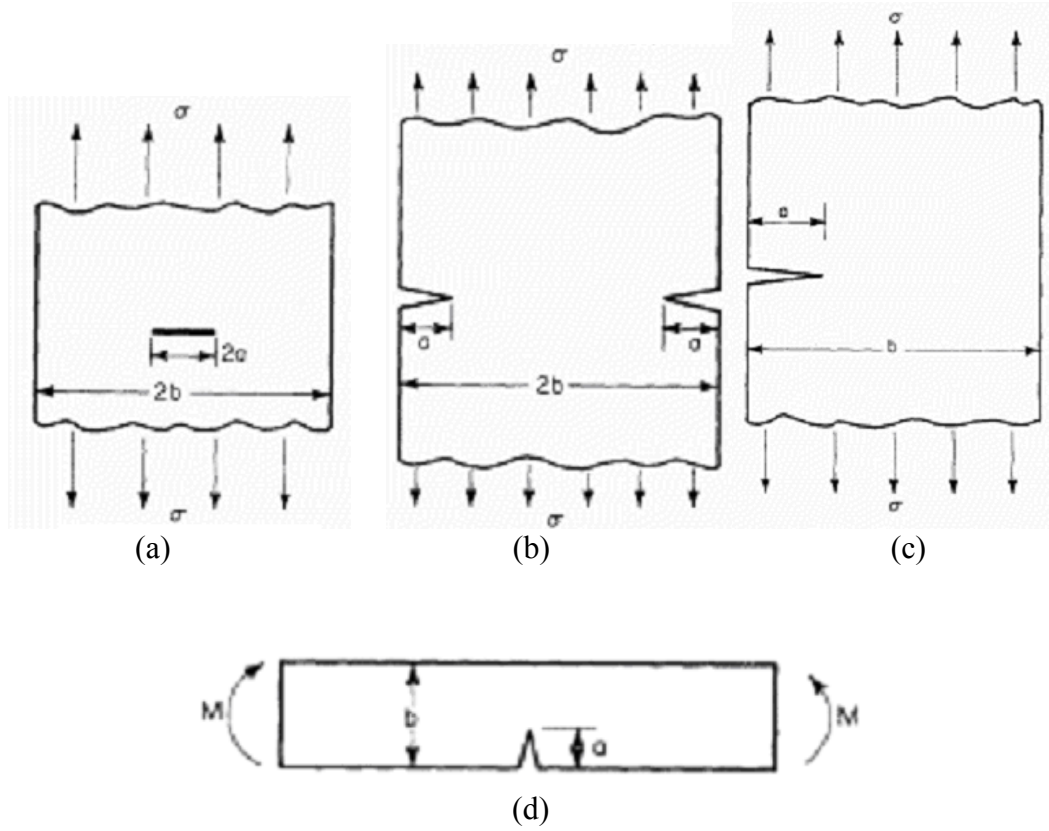


Şekil 5.6 Numune Kalınlığıyla K_c ve K_{IC} nin değişimi.

Yüzeysel deformasyon durumunun gerçekleşmesi için ($K=K_{IC}$) numunenin kalınlığı (B) aşağıdaki formül ile ifade edilmektedir (ASTM E399).

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (5.21)$$

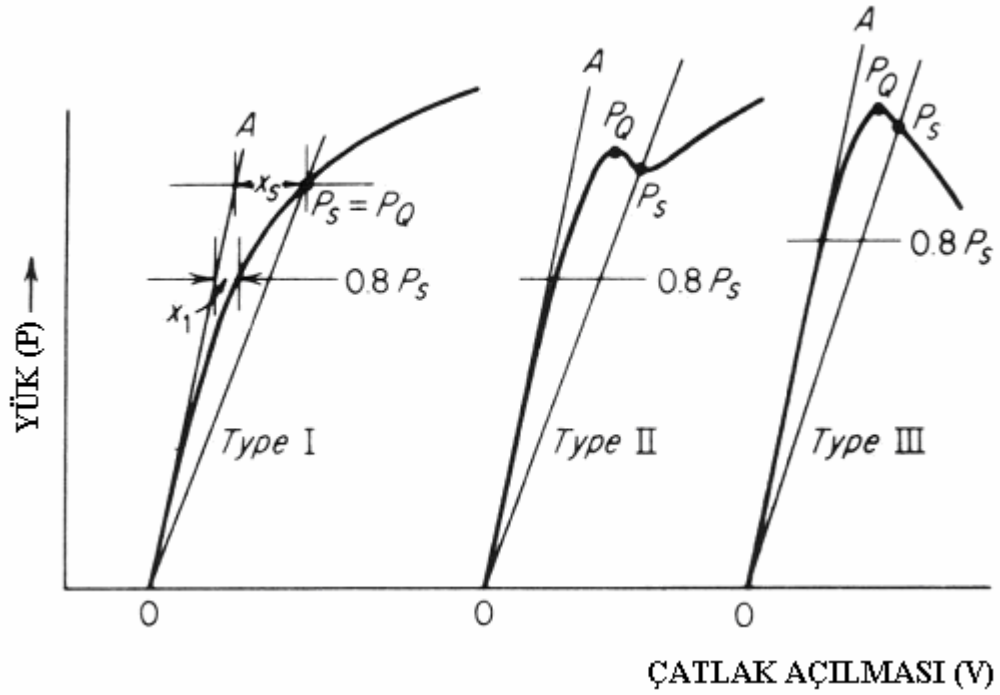
Formül 5.21'den görüldüğü gibi K_{IC} yi değerlendirmek için gerekli kalınlığa sahip numune testi yapılmaktadır. ASTM E399 standardına göre K_{IC} 'yi değerlendirmek için Şekil 5.7 deki gibi dört tip çentikli numune deneyi yapılmaktadır.



Şekil 5.7 Düzlemsel Gerinim Durumu için K_{IC} 'nin Hesaplanmasında Test Edilen Numune Çeşitleri.

Şekil 5.7a'daki numunenin orta kısmında bir gerilirim konsantrasyonu (delik) yapılmaktadır. Bu kısımda çatlak oluşturulmaktadır ve numune çekmeye tabi tutulmaktadır. Şekil 5.7b'deki numune silindirik bir numunedir, gerilim konsantrasyonu olarak çentik yapılmaktadır ve eksenel çekmeye tabi tutulmaktadır. Şekil 5.7c'deki numune eksantrik olan çekme ile test edilmektedir. Şekil 5.7d 'deki numune de ise çentik yapılmaktadır ve bu numune eğme deneyine tabi tutulmaktadır.

Deney aşamasında hazırlanan numuneler, numune üzerinde titreşim meydana getiren cihazlara yerleştirilmektedir. Sonuçta şekil 5.8 de görülen kuvvet çatlak açılması (P-V) grafikleri çizilmektedir.



Şekil 5.8 Kırılma Testi Kuvvet - Çatlağın Açılması Grafiği.

Şekil 5.8 deki grafiklerden K_{Ic} nin hesaplanması için P_Q kuvveti elde edilmektedir. Bu P_Q kuvvetine göre kırılma tokluğu K_Q olarak tayin edilmektedir.

$$B, \ell \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \quad (5.22)$$

Yazılan formüle göre numune kalınlığı formül şartına uygunsa $K_Q = K_{Ic}$ olarak kabul edilmektedir. Şekil 5.7 deki Her bir numune için K_Q nun P_Q ile olan ilişkisini eşitlikler 5.23 - 5.32 deki ifadelerle açıklayabiliriz. Şekil 5.7a' daki numune için;

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{5}} \cdot Y_1 \quad (5.23)$$

$$Y_1 = 0,380 \left[1 + 2,308 \left(\frac{2\ell}{b} \right) + 2,439 \left(\frac{2\ell}{b} \right)^2 \right] \quad (5.24)$$

formülleri ile açıklanabilir. Şekil 5.7 'b deki numune için;

$$K_Q = \frac{P_Q}{\sqrt{D^3}} (y_2' + y_2'') \quad (5.25)$$

$$Y_2' = 6,53 \left[1 - 1,8167 \left(\frac{d}{D} \right) + 0,9167 \left(\frac{d}{D} \right)^2 \right] \quad (5.26)$$

$$Y_2'' = 3,1 \left(\frac{2s}{d} \right) \quad (5.27)$$

$0,6D \leq d \leq 0,7D$ ve $2s < 0,008d$ olarak gösterilir.

Şekil 5.7c' deki numune için,

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} \cdot y_3 \quad (5.28)$$

$$Y_3 = 13,74 \left[1 - 2,38 \left(\frac{\ell}{b} \right) + 5,572 \left(\frac{\ell}{b} \right)^2 \right] \quad (5.29)$$

$$0,45b \leq \ell \leq 0,55b \quad (5.30)$$

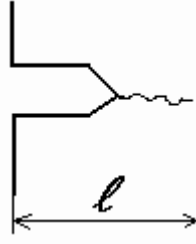
ile hesaplanabilir. Şekil 5.7d' deki numune için;

$$K_Q = \frac{P_Q \cdot \ell}{t\sqrt{b^3}} \cdot y_4 \quad (5.31)$$

$$Y_4 = 3,494 \left[1 - 3,396 \left(\frac{\ell}{b} \right) + 5,839 \left(\frac{\ell}{b} \right)^2 \right] \quad (5.32)$$

$$0,45b \leq \ell \leq 0,55b \quad (5.33)$$

olur. İfade edilen formüllerdeki ℓ mesafesi şekil 5.8 de gösterilmektedir.

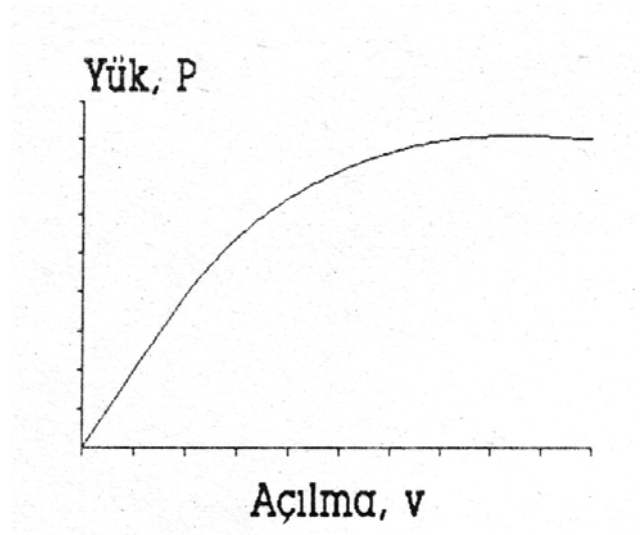


Şekil 5.8 Numunede oluşan Gerilim Konsantrasyonundan Test Esnasında Oluşan Çatlağın Uzunluğuna Kadar Olan Mesafe.

Formüllerdeki Y ifadeleri ise test edilen numunelerin sınırlı boyutunu göz önünde bulunduran parametrelerdir (Said 2003).

5.4 J integrali

Lineer elastik davranış için, elastik, sonsuzda yüklenmiş merkezde bir çatlak içeren birim kalınlıktaki bir levhanın enerji 5.3 formülünde gösterilmektedir. Bu eşitlik, elastik davranış için geçerlidir, lineer olması gerekmez. Yani Şekil 5.9 daki gibi bir davranış için de geçerlidir.



Şekil 5.9 Çatlak İçermeyen Yüklenmiş Bir Levhanın Lineer Olmayan Elastik Davranışı.

5.3 deki formül malzemelerin plastik davranışlarını modellemek içinde kullanılabilir. Plastik davranıştaki tek kısıtlama, geri yüklemenin olmaması şartıdır. Bunun için kırılma için potansiyel enerji yaklaşımını;

$$U_p = U_o + U_a - F \quad (5.34)$$

ile gösterilir. Yukarıdaki eşitliği de düzenlersek;

$$U = U_p + U_\gamma \quad (5.35)$$

olur. U_p lineer olmayan elastik davranışa katkıda bulunan bütün enerji terimlerini gösterir ve aşağıdaki şekilde diferansiyel eşitlik olarak;

$$\frac{dU_p}{da} = \frac{d}{da}(U_a - F) = -\frac{d}{da}(F - U_a) \quad (5.36)$$

ele alabiliriz. Bu ifadeden;

$$U = -\frac{dU_p}{da} \quad (5.37)$$

hesaplanabilir. Burada $\frac{dF}{da}$ birim çatlak ilerleyişi için dış etkilerle sağlanan enerjiyi, $\frac{dU_a}{da}$, $\frac{dF}{da}$ dış etkisi nedeniyle elastik enerjideki artışını ifade etmektedir. $\frac{dU_a}{da}$ malzemedeki depolanan enerjiyi göstermektedir. Depolanan enerjideki azalma $(-\frac{dU_p}{da})$ çatlak hareket ettiren enerjinin (J) yayılımı demektir.

Bu enerjide çatlak yüzeyin “da” kadar artması için sağlanan enerjidir $(\frac{dU_\gamma}{da})$ ve,

$$\frac{d}{da}(F - U_a) \geq \frac{dU_\gamma}{da} \quad (5.38)$$

ile gösterilir. Bu durumda kararsızlık başlar ve çatlak ilerler. Çatlak ilerleyişi sırasında yeni oluşan çatlak yüzeyine hiçbir gerilme etkilemez. Dolayısıyla U, çatlak ilerleyişinin başlangıcına kadar geçerlidir. Lineer elastik durum için tanım olarak $G=J$ verilir.

$$U = G = \frac{K^2}{E'} \quad (5.39)$$

burada $E' = E$ düzlemsel gerilme durumunda, düzlemsel gerinmede ise;

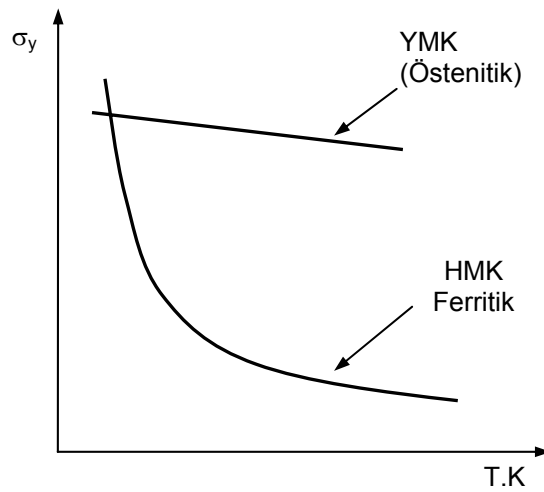
$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad (5.40)$$

ile gösterilir. J 'nin birimi N/m dir (birim kalınlık başına). Böylece J_c diye çatlak ilerleyişinin başlangıcını belirleyen bir malzeme tanımlanabilir (Uğuz,1996).

5.5 Çeliklerin Kırılma Tokluğunda Akma Gerilimi ve Pekleşmenin Önemi

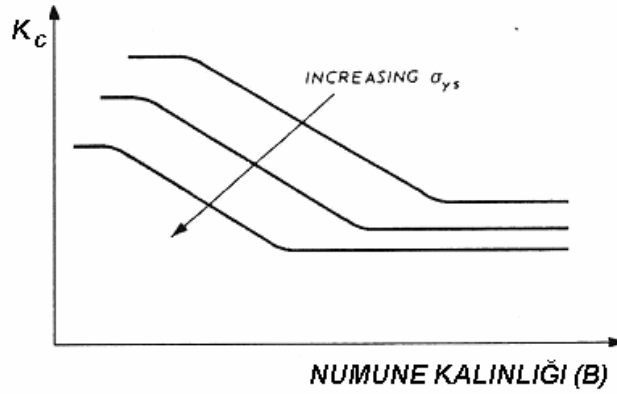
Hacim merkezli küp kafes yapısına sahip metal ve alaşımlarının akma gerilimi sıcaklığa bağlıdır. Sıcaklık azaldıkça akma gerilimi artar. Yüzey merkezli küp kafesine sahip metal ve alaşımlarının ise akma gerilimlerinin sıcaklıkla ilişkileri çok fazla değildir, hatta yok denecek kadar azdır. Dolayısıyla literatürdeki çalışmaların bir kısmı hacim merkezli küp kafes yapısına sahip metal ve alaşımlarının sıcaklığa bağlı olarak kırılma tokluklarının incelenmesi üzerine olmuştur. Akma gerilimi ise bu tür malzemelerde önemli rol oynamaktadır.

Şekil 5.10'da HMK ve YMK kafesli metal ve alaşımlar için, akma gerilimlerinin sıcaklık ile değişimi şematik olarak ifade edilmektedir. (Said,2003).



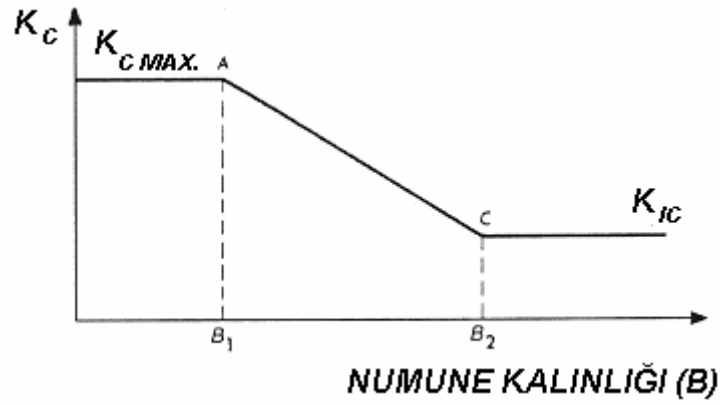
Şekil 5.10 Akma Geriliminin HMK ve YMK Kafesine Sahip Metallerde Sıcaklıkla Değişimi.

Şekil 5.6 da numune kalınlığına bağlı olarak K_c nin değişimi numune kalınlığı arttıkça K_{Ic} seviyesine doğru ulaşmaktadır. Düzlem gerilimden, düzlem gerinime geçişte numune kalınlığının etkisi bulunmaktadır ve bu geçişi akma gerilimi güçlü bir şekilde etkilemektedir. Akma gerilimi yüksek olsa, çatlak ucunda küçük bir plastik bölge meydana gelmektedir. Düzlem gerinim durumuna sahip bir çok malzeme vardır ve geçiş bölgesindeki kırılma toklukları düşüktür. K_{Ic} genellikle akma geriliminin artması ile azalmaktadır. Şekil 5.11 de K_c ye akma geriliminin ve numune kalınlığının etkisi görülmektedir.



Şekil 5.11 Numune Kalınlığına Bağlı Olarak K_c 'nin Akma Gerilimiyle olan İlişkisi.

Şekil 5.11'deki durum esasen iyi temellere ve bilimsel çalışmalara dayanmasına rağmen numune kalınlık etkisinin niteliksel modeli olarak halen geniş çapta kabul görememektedir. Fakat Şekil 5.12 de Anderson un öne sürdüğü bağıntı basit ve geçerliliği olan bir model olarak uygun görülebilmektedir (Jansen, Zuidema , 2002).



Şekil 5.12 Anderson'a Göre Numune Kalınlığının Etkisi.

Şekil 5.12 de model ampiriktir ve A, C nin $K_{c \max.}$ ve K_{ic} ile bağıntısı için;

$$\text{A noktası için } B_1 = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{c \max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (5.41)$$

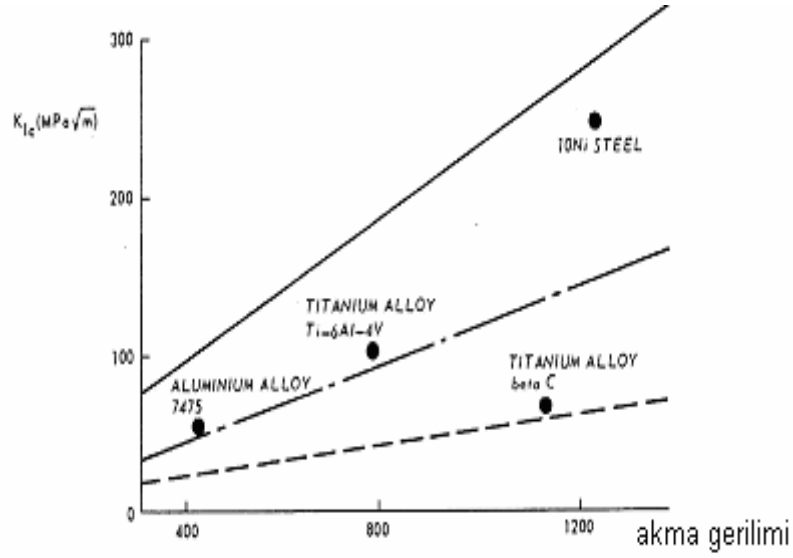
$$\text{C noktası için } B_2 = 2,5 \left(\frac{K_{ic}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (5.42)$$

Şeklinde olmaktadır. K_{ic} özellikle yüksek dayanımlılık talep edilen uzay araçlarının malzemelerinin seçiminde doğrudan kullanılabilir. Akma gerilimi birtakım mekanik özellikler hakkında bilgi vermektedir. Önemi yüksek makine parçalarında kullanılan çeliklerin akma gerilimlerinin K_{ic} ile ilişkilendirilmesi, söz konusu makine parçalarının kullanım alanları hakkında fikirler vermektedir. Dolayısı ile bu alanda pek çok çalışmalar yapılmıştır. K_{ic} nin akma gerilimi ile olan ilişkisini ifade eden en basit formüllerden biri (ASTM E399);

$$K_{ic} \geq \sigma_y \sqrt{0,4.B} \quad (5.43)$$

Düzlem gerilim kırılmayı elde etmek için akma gerilimi ve numune kalınlığının artması ile tokluğun artması istenilmektedir. Formül 5.43 bu durumun bağıntısını ifade etmektedir. Fakat bu kriterin malzemenin akma geriliminin ve kırılma

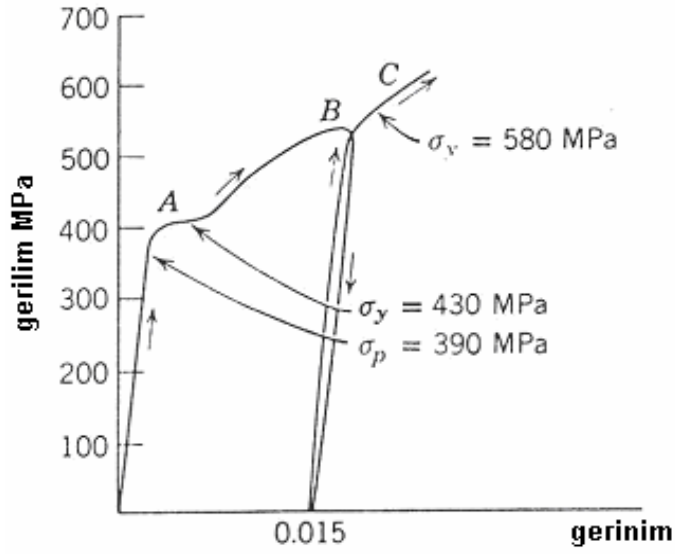
tokluğunun bilinmesi durumunda yararlı olabileceği açıktır. Şekil 5.13 de değişik metaller için K_{Ic} - σ_y ilişkisi gösterilmekte ve kırılma tokluğuna karşılık numune kalınlıkları ifade edilmektedir(Jansen, Zuidema, 2002).



Şekil 5.13 Değişik metaller için Akma Geriliminin Kıc ile Değişimi.

5.5.1 Çeliklerde Pekleşme Olayı

Dislokasyonların hareketi neticesi düzlemde meydana gelen kaymanın miktarı artarsa deformasyon, plastik şekil değiştirme bitene kadar zorlaşmaktadır. Kayma sadece tekrar büyük bir gerilim uygulanırsa başlayabilmektedir. Bu olay pekleşme olarak bilinmektedir. Yani her zaman ilk plastik deformasyondan sonra kayma için gerekli kayma gerilimi Şekil 5.14'de görüldüğü gibi artmaktadır.



Şekil 5.14 Orta Karbonlu Çeliğin Pekleşmesini Gösteren Gerilim Gerinim Diyagramı.

Pekleşme etkisi polikristal metallerde tek kristallere göre, ince taneli metallerde de kaba tanelilere göre belirgindir. Bu durum her bir tanedeki dislokasyonların spesifik kayma düzlemleri üzerinde hareket etmesinden kaynaklanmaktadır. Ancak bu düzlemler komşu tanelerde paralel değildir ve dislokasyonlar tane sınırlarına tutunmaktadır.

Hool-Petch formülüne göre, ince taneli bir malzeme kaba taneliye göre formülde görüldüğü gibi fark edilir biçimde mukavemetli ve dayanımlı olur.

$$\sigma_y = \sigma_o + K_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (5.44)$$

Burada σ_o serbest bir dislokasyonun hareketi için gerekli olan gerilimi göstermektedir. Eğrinin eğimini ise;

$$K_y = (\sigma_y - \sqrt{d}) \quad (5.45)$$

olur. Burada d ortalama tane çapını ifade etmektedir.

Sanayide metalleri rekristalizasyon sıcaklığının altında istenilen boyut ve şekillere getirmek için farklı büyüklüklerde yükler uygulanmaktadır. Sonuçta metal plastik deformasyona uğramakta ve bu işleme soğuk işlem denmektedir.

Soğuk işlenmiş metal malzemelerde pekleşme olayı fark edilir biçimde meydana gelmektedir ve sonuçta malzemenin sertliğinde akma noktasında ve dayanımlılığında artış gözlenirken yoğunluğunda, elektrik iletkenliğinde ve özellikle etkili bir biçimde sünekliliğinde azalma gözlenmektedir. Soğuk deformasyonun, metallerin mikro yapısı üzerine de etkisi bulunmaktadır. Deformasyon yönünden taneler uzamaktadır. Mikro yapısının yanı sıra kalınlığında da düşüş gözlenmektedir. Soğuk deformasyon derecesi (CW) ise;

$$\%CW = \frac{100(d_0 - d)}{d_0}, \%CW = \frac{100(A_0 - A)}{A_0} \quad (5.46)$$

ile hesaplanabilmektedir. Burada d_0 ilk kalınlık, d deformasyondan sonraki kalınlık, A_0 ve A sırasıyla ilk kesit ve deformasyondan sonraki kesit alanlarını göstermektedir.

Soğuk deformasyona uğratılmış metal malzeme, uygun sıcaklığa kadar ısıtma ve uygun soğutma hızı ile (ısııl işlem) arzu edilen sertlik, mikro yapı, işlenebilirlik mekanik ve fiziksel özellikler kazandırılabilir (Jastrzebski 1996).

5.5.2 Çeliklerde Pekleşme (Sağlamlaşma) Katsayısını Elde Etme

Gerçek gerilim-gerinim diyagramından elde edilen pekleşme katsayısı, metal malzemenin plastik deformasyona yönelik eğilimi hakkında fikir vermekte ve temel mekanik özellikleri üzerinde etkisi olmaktadır. Formül 5.47 ve 5.49 pekleşme katsayısının, kırılma tokluğuyla olan ilişkisini göstermektedir değerini de etkilediği görülmektedir (SAİD2001,2004).

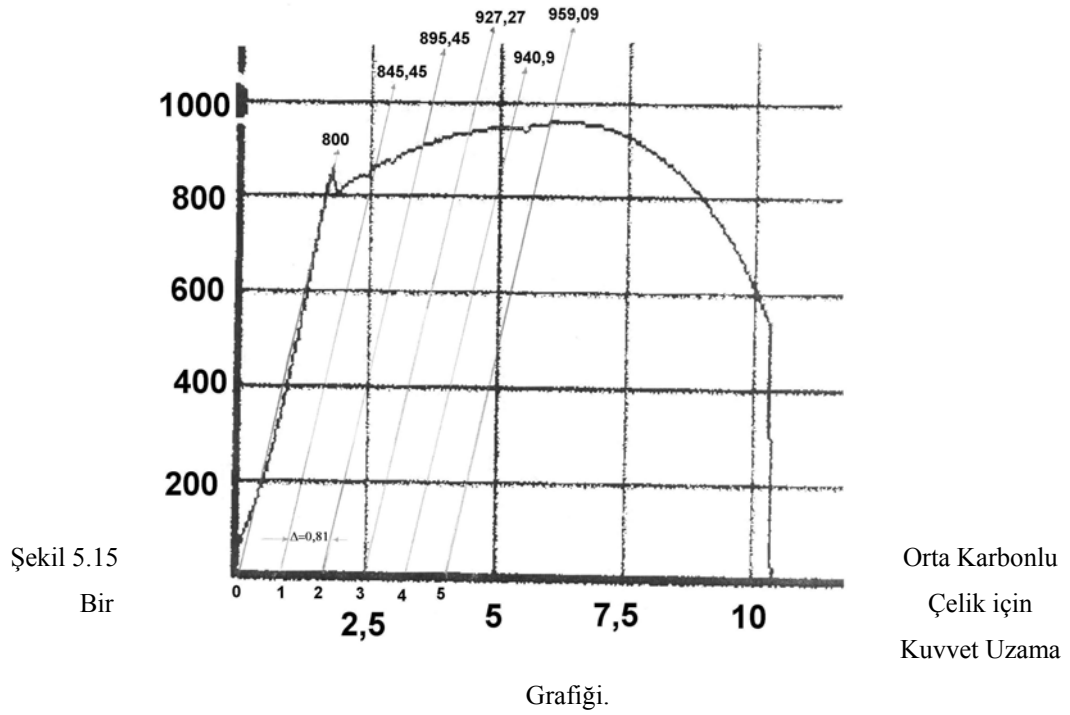
$$\ln \frac{K_{IC}}{K_{IC}^0} = \kappa \ln \left(\frac{A}{\sigma_{a.g.}} \right) \quad (5.47)$$

$$A = (\sigma_{y(0)} - \sigma_0) \quad (5.48)$$

$$\kappa = \frac{1-n}{2n} \quad (5.49)$$

olur. Burada $K_{IC}^0 = 0$ °K değerindeki kırılma tokluk değerini, A akma geriliminin $T=0$ °K sıcaklığındaki etkili değerini, $\sigma_{y(0)}$ akma geriliminin $T=0$ °K sıcaklığındaki değerini, σ_0 akma geriliminin atermik (sıcaklıktan bağımsız) kısmı, κ pekleşme katsayısı üzerinden kırılma tokluğunu etkileyen parametre, n ise pekleşme katsayısını göstermektedir.

Tek eksenli çekme deney cihazından elde edilen ve Şekil 5.15 de örnek olarak görülen kuvvet-uzama grafiğinden, pekleşme katsayısı bu yöntemle bulunmaktadır.



Şekilden de görüldüğü gibi diyagramın orantılı deformasyon bölgesi 4-5 eşit parçaya bölünmektedir. $\Delta \ell$ eksenindeki her bölüntü Δ ile ifade edilmektedir, bölüntü sayısı ise K ile belirtilmektedir. ikinci bölüntünün karşılık geldiği P_1 ve ΔK değerleri için σ_1 ve ε_1 yi şu şekilde bulabiliriz;

$$P_1 = 395,45 \text{ kg}$$

$$\Delta K = 0,81 \cdot 2 = 1,62$$

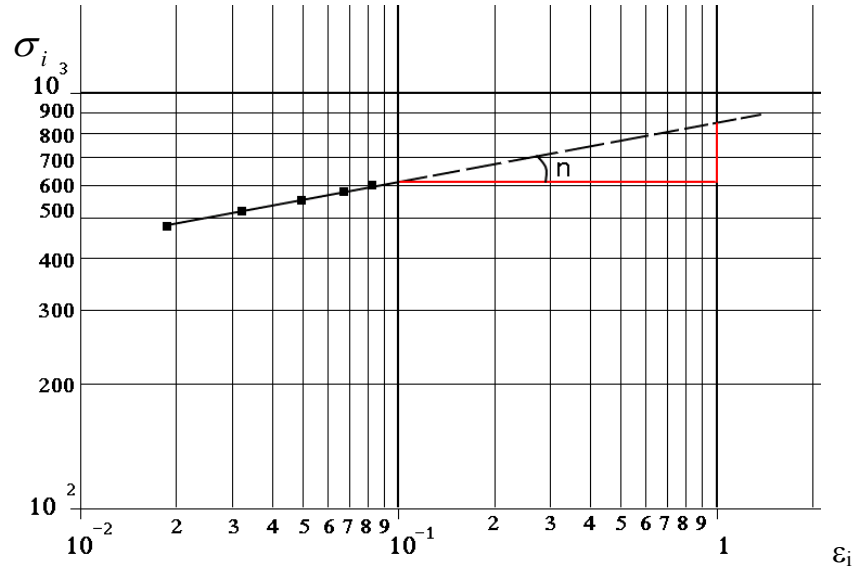
$$A_0 = 17,34 \text{ mm}^2$$

$$L_0 = 47 \text{ mm}$$

$$\sigma_i = \frac{P_i}{A_0} \left(1 + \frac{K\Delta}{l_0}\right) = \frac{895,45}{17,34} \left(1 + \frac{1,62}{47}\right) = 534,2 \text{ MPa}$$

$$\varepsilon_i = \ln\left(1 + \frac{K\Delta}{l_0}\right) = \ln\left(1 + \frac{1,62}{17,34}\right) = 0,034$$

her ΔK mesafesi için bulunan σ_i ve ε_i değerleri Şekil 5.16 daki gibi logaritmik olarak grafik oluşturulduğunda eğimi pekleşme katsayısını vermektedir (Said,2003).



Şekil 5.16 Gerçek gerilim Gerçek gerinim (σ_i - ε_i) diyagramı

Şekil 5.16'nın matematiksel ifadesi;

$$\ln \sigma_i = \ln B + n \ln \varepsilon_i \quad (5.50)$$

$$\sigma_i = B \cdot \varepsilon_i^n \quad (5.51)$$

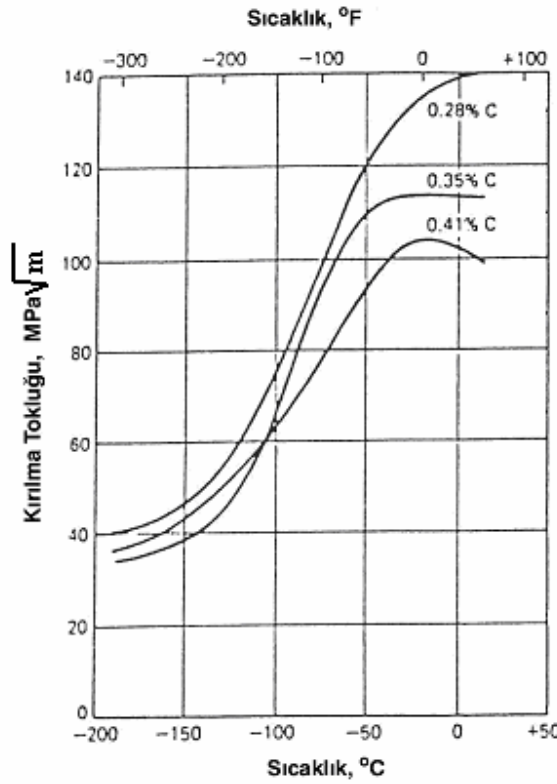
olur. Burada B modülü göstermektedir.

5.6 Çeliklerin Kırılma Tavrına Bazı Elementlerin ve Mikro Yapının Etkisi

Kimyasal kompozisyon ve mikro yapı birbirine çok bağılı olduğundan, her birinin ayrı ayrı çelik üzerindeki etkisini ele almak oldukça güçtür, fakat bilim adamlarının ilgi alanlarında geniş yer tutan bu iki faktörü (elementler ve mikro yapı), birbirleriyle korelasyon olarak ele almak yararlı olabilir. Çelik üreticileri, arzu edilen ihtiyaçlara cevap verebilecek, yüksek kalitede çelik üretimi üzerinde durduklarından, genelde çeliğin kimyasal bileşimi üzerinde çalışmaktadırlar. Çeliğin mikro yapı faktörleri için aynı titizliği göstermezler. Oysa ki çeliğin çoğu mekanik özellikleri mikro yapıyla değişmekte, mikro yapı da genellikle ısıtım işlem rejimleriyle değiştirilmektedir (Aydın, 1992).

5.6.1 Karbonun Etkisi

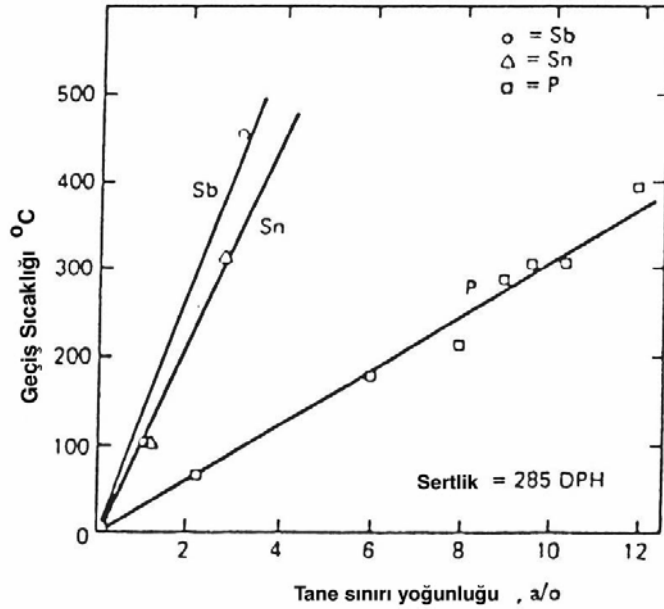
Çeliklerdeki başlıca alaşıım elementi olan karbon, kırılma tokluğunu azaltıcı, sünek gevrek geçiş sıcaklığını ise arttırıcı etkiye sahiptir. %0,28, %0,35 ve %0,4 karbon içeren çeliklerde karbonun kırılma tokluğu üzerine olan etkisini değişen sıcaklık aralıklarıyla Şekil 5.17 de görmek mümkündür (Aydın, 1992).



Şekil 5.17 Alaşımlı Çeliklerin Kırılma Tokluğuna Karbonun Etkisi.

5.6.2 Empuriteler

Antimon, arsenik, kalay ve fosfor gibi empuriteler sıcak kırılganlığa neden olmaktadır. Bu empuriteler tane sınırı civarında toplanır ve tane sınırlarının dayanımlılığını azaltır. Çeliğin kırılma tavrını değiştirirler. Bu durumlar çeliğin sünek gevrek geçiş sıcaklığının artmasına neden olmaktadır ve oda sıcaklığında veya biraz üstü bir sıcaklıkta, düşük enerjili taneler arası kırılmayı çok sık meydana getirebilir. Empuritelere sünek gevrek geçiş sıcaklığına olan etkisini Şekil 5.17 görmek mümkündür



Şekil 5.17 Tane sınırı Empürite Yoğunluğunun Bir Fonksiyonu Olarak Sünek Gevrek Geçiş Sıcaklığının Değişimi.

5.6.3 Hidrojen

Çeliklerde şiddetli bir gevrekliğe sebep olan elementlerden bir diğeri de hidrojenidir. Hidrojen gevrekliği üç kırılma mikro mekanizması ile (klivaj, intergranüler, boşluk çoğalması) kendini gösterebilir ve sadece statik, mekanik deneylerle (çekme, eğme) belirlenebilmektedir (Aydın, 1992).

5.6.4 Alaşım Elementleri

Alaşım elementlerinin çeliğin kırılma özellikleri üzerine etkileri oldukça karmaşıktır. Özellikle alaşım elementlerinin her birinin çelik üzerindeki etkilerini belirlemek ise oldukça güçtür. Nikel, eğer karbon oranı %0,4 ün altında ise kırılma tokluğunu artırırken, empuritelerle beraber olduğu zaman azaltmaktadır. Dolayısıyla Nikel empuritelerin yoğunluğu düşüken kırılma tokluğunu artırıcı etkisi olduğu söylenebilir.

Silisyum, karbon oranını arttırmaksızın, orta karbonlu, düşük alaşımlı çeliklerde akma gerilimini arttırmak için çok sık kullanılmaktadır. Dolayısıyla akma geriliminin aşırı derecede artması kırılma tokluğunu azaltabilmektedir.

Nikel gibi silisyumda, empuritelerin matriks içindeki çözünürlüğünü azaltıp tane sınırlarına çökelmesine neden olmaktadır. Krom, molibden ve vanadyum da aynı etkiyi göstermekle birlikte, vanadyum tane boyutunu küçülterek, molibden ise temper gevrekliğini geciktirerek çeliğin kırılma özelliklerini iyileştirmektedir. Silisyum miktarının artırılması ise sünek gevrek geçiş sıcaklığını arttırmaktadır. Manganez ise çelikte kükürdü bağlamak için gerekli bir elementtir. Eğer %0,3-0,35 den fazla karbon içeriği olan martensitik bir çelikte manganez fazla olursa kırılma tavrına olumsuz etki göstermektedir.

5.6.5 Mikro Yapılar

Perlitik çeliklerde kırılma açısından önemli mikro yapısal faktörler, perlit miktarı ve lameller arası mesafedir. Yapıdaki perlit oranı arttıkça tokluk azalmaktadır. Bununla birlikte tamamen perlitik yapıya sahip çeliklerde, en iyi tokluğun sağlandığı optimum bir lameller arası mesafe söz konusudur.

Martensitik çeliklerde kırılma özelliklerine etki eden mikro yapısal faktörler östenitleme, su verme ve temperleme ısı işlemleriyle kontrol edilir. Su verilmiş ve 350°C veya daha üstü temper sıcaklıklarında temperlenmiş çelikte kırılma tokluğunun önemli derecede arttığı gözlenmektedir.

Temperlemenin kırılma özelliklerine etkisi direk olarak temperleme ile meydana gelen mikro yapısal değişikliklerle ilgilidir. Temper ve temperlenmiş martensit gevrekliğinin olmaması şartıyla, temperleme sıcaklığının artmasıyla malzemenin mukavemeti düşmesine rağmen, kırılma özelliklerinde önemli ölçüde bir iyileşme görülmektedir. Martensit ile birlikte yapıda alt beynitin bulunması hem kırılma tokluğunu, hem de darbe enerjisini arttırmaktadır.

İnklüzyonların ise Çelik içerisindeki boyutları arttıkça ve aralarındaki mesafe azaldıkça kırılma tokluğunu azalttıkları söylenebilir (Aydın, 1992).

6. KULLANILAN NUMUNELER VE DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde, deneysel çalışmalarda kullanılan cihazlar ve numuneleri hakkında bilgiler verilmiş, çeliklere uygulanan ısıtma işlem parametreleri tablolar halinde ifade edilmiştir.

6.1 Çalışmada Kullanılan Çelikler ve Kimyasal Kompozisyonları

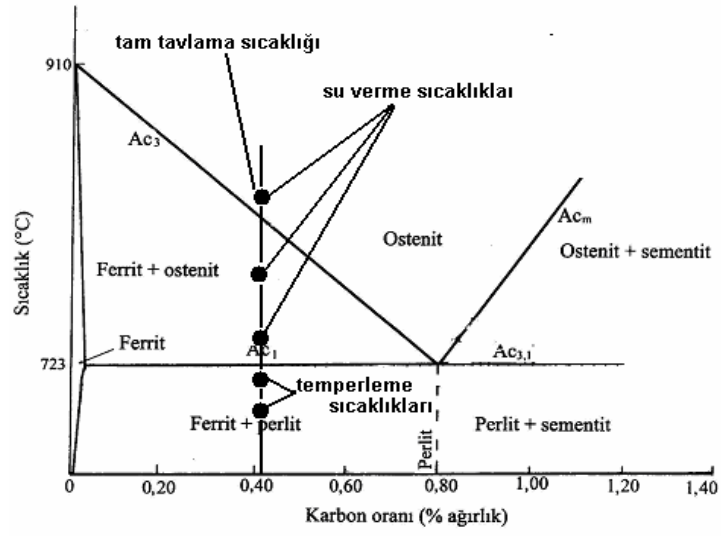
Tez çalışmasında hacim merkezli küp kafes yapısına sahip ve otektoidaltı çeliklerin seçimine özen gösterilmiştir. Bunun nedeni ise bölüm 3, 4 ve özellikle 5 de etraflı bir şekilde açıklanmıştır. Kullanılan çeliklerin, Eskişehir YUMRUKÇAL Demir Çelik Ticaret A.Ş. fabrikasında yapılan spektrum analiz sonuçları Çizelge 6.1 de verilmiştir.

Çizelge 6.1. Tez Çalışmasında Kullanılan Çeliklerin Kimyasal Kompozisyonları.

Çelik Türü	C	Si	Mn	Cu	P	S	Al	Ni	Cr	Mo	Fe
	%										
SAE1040	0,421	0,205	0,532	0,153	0,00873	0,0278	0,0228	-	-	-	98,6
SAE1050	0,491	0,255	0,581	0,177	0,00814	0,0154	0,0217	-	-	-	98,3
AISI8620	0,217	0,230	0,694	-	0,0118	0,0149	-	1,03	0,524	0,347	96,8
SAE4140	0,398	0,033	0,793	-	0,019	0,0276	-	0,16	0,77	0,16	98,7

6.2 Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler

Çalışmada kullandığımız çeliklerin karbon oranlarının farklı olması seçilen ısıl işlem sıcaklıklarının da birbirinden farklı olmasına neden olmuştur. Numunelere uygulanan tam tavlama ısıl işleminde bekletme süresi 20 dakikadır. Su verme sıcaklıklarında belirlenen bekletme süresi yine 20 dakikadır. Soğutma ortamı olarak saf su kullanılmıştır. Temperleme sıcaklıklarında ise tüm numuneler için bekletme süresi 30 dakika ve fırın içerisinde soğutma işlemi uygulanmıştır. Şekil 6.1. SAE 1040 çeliğine uygulanan ısıl işlemlerin bölgelerini göstermektedir.



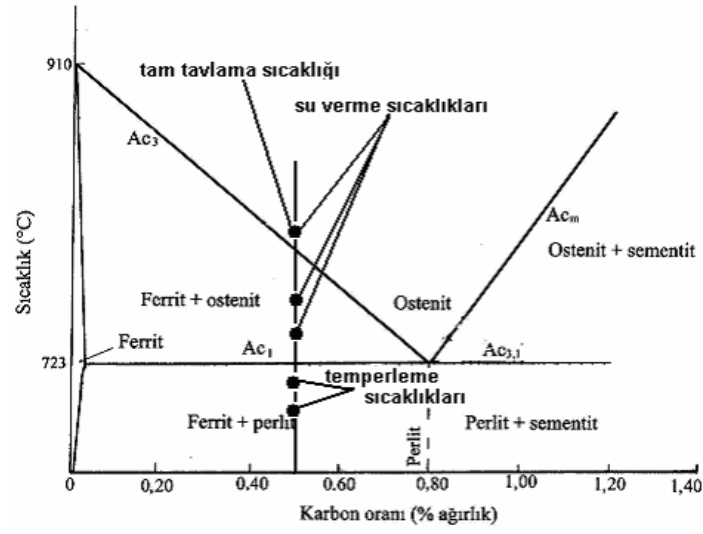
Şekil 6.1 SAE 1040 çeliği için seçilen ısıtım işlem bölgeleri.

Çizelge 6.2 SAE 1040 çeliği için seçilen ısıtım rejimlerinin sayısal değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.2 SAE 1040 Çeliği için Seçilen Isıtım Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.

Çelik Türü	Isıtım İşlem Türü ve Sıcaklıkları (°C)	
	Su Verme Sıcaklığı	Temperleme Sıcaklığı
SAE 1040	810	650
	765	650
	765	500
	735	650
	735	500
	810 Tam tavlama	

Şekil 6.2. SAE 1050 çeliğine uygulanan ısıtım işlemlerin bölgelerini göstermektedir.



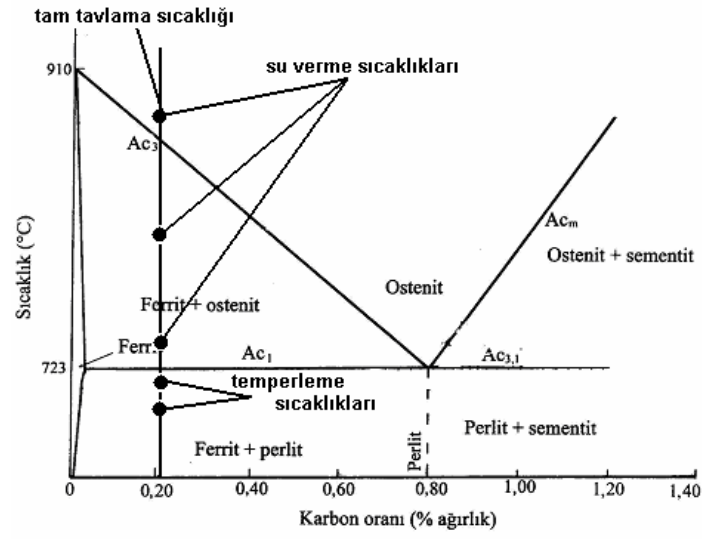
Şekil 6.2 SAE 1050 çeliği için seçilen ısıtım işlem bölgeleri.

Çizelge 6.3 SAE 1050 çeliği için seçilen ısıtım işlem rejimlerinin sayısal değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.3 SAE 1050 Çeliği İçin Seçilen Isıtım İşlem Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.

Çelik Türü	Isıtım İşlem Türü ve Sıcaklıkları (°C)	
	Su Verme Sıcaklığı	Temperleme Sıcaklığı
SAE 1050	800	650
	750	650
	750	500
	735	650
	735	500
	800 Tam tavlama	

Şekil 6.3. AISI 8620 çeliğine uygulanan ısıtım işlemlerin bölgelerini göstermektedir.



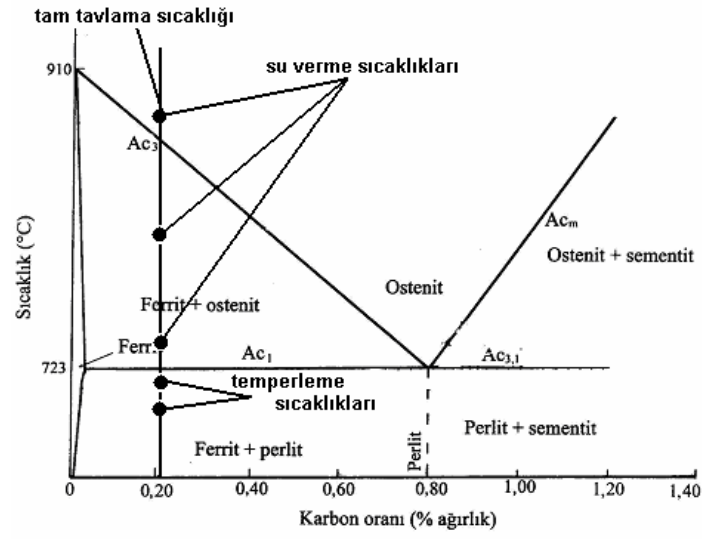
Şekil 6.3 AISI 8620 Çeliği için Seçilen Isıl İşlem Bölgeleri.

Çizelge 6.4 AISI 8620 çeliği için seçilen ısıl işlem rejimlerinin sayısal değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.4 AISI 8620 Çeliği İçin Seçilen Isıl İşlem Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.

Çelik Türü	Isıl İşlem Türü ve Sıcaklıkları (°C)	
	Su Verme Sıcaklığı	Temperleme Sıcaklığı
AISI 8620	870	650
	800	650
	800	500
	735	650
	735	500
	870 Tam tavlama	

Şekil 6.4. SAE 4140 Çeliğine uygulanan ısıl işlemlerin bölgelerini göstermektedir.



Şekil 6.4 SAE 4140 Çeliği için Seçilen Isıl İşlem Bölgeleri.

Çizelge 6.5 SAE 4140 çeliği için seçilen ısıl işlem rejimlerinin sayısal değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.5 SAE 4140 Çeliği İçin Seçilen Isıl İşlem Rejimlerinin Sıcaklık Değerleri.

Çelik Türü	Isıl İşlem Türü ve Sıcaklıkları (°C)	
	Su Verme Sıcaklığı	Temperleme Sıcaklığı
SAE 4140	810	650
	765	650
	765	500
	735	650
	735	500
	810 Tam tavlama	

6.3 Mekanik Deney Numuneleri ve Test Cihazları

Mekanik deneylerin tümü Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir.

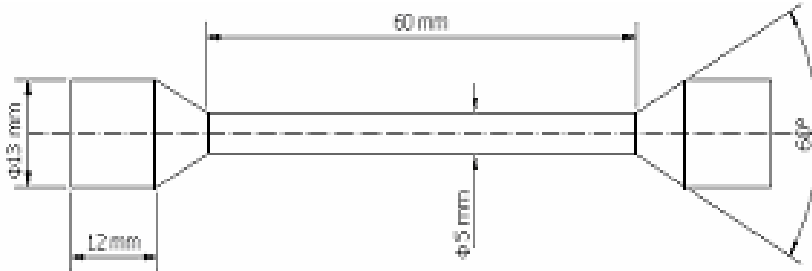
6.3.1 Tek Eksenli Çekme Deneyi

Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi projesiyle üretilmiş olan tek eksenli çekme deneyi test cihazı 5tonluk çekme kapasitesi ile çalışma olanağına sahiptir. Bilgisayar destekli olan bu cihaz elde edilen grafikleri kuvvet-uzama koordinatlarında vermektedir. Alınan değerler gerilim birimlerine daha sonra çevrilmektedir. Çekme deneyi cihazı Şekil 6.5 de görülmektedir.

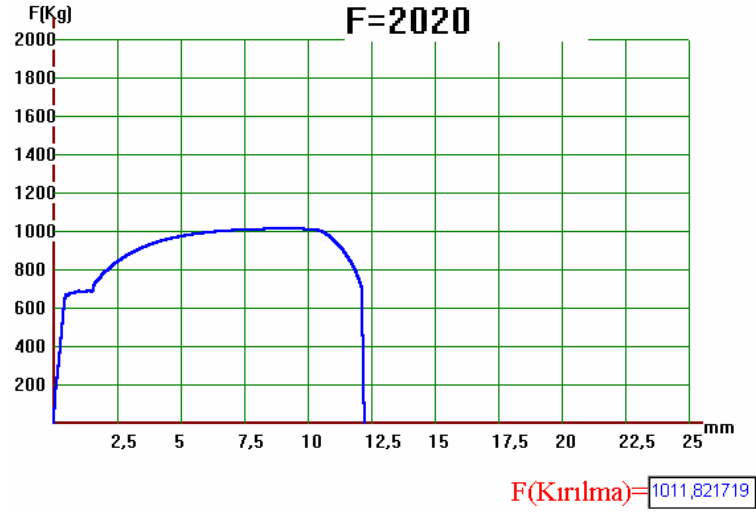


Şekil 6.5 Tek Eksenli Çekme Deneyi Test Cihazı.

Çekme deneyi için gerekli numunenin ölçüleri ve elde edilen örnek bir kuvvet-uzama grafiği Şekil 6.6 ve Şekil 6.7 deki gibidir.



Şekil 6.6 Tek Eksenli Çekme Deney Numune Ölçüleri.



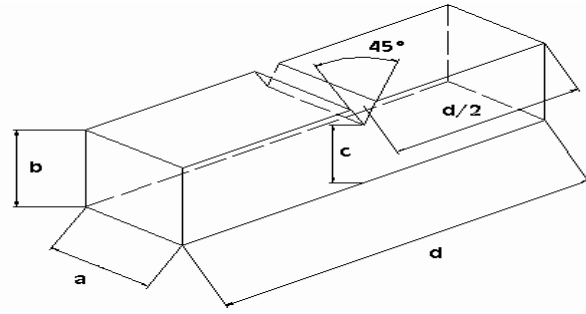
Şekil 6.7 Tek Eksenli Çekme Deneyi Örnek Grafiği.

6.3.2 Darbe Deneyi

Çentikli ve çentiksiz numuneleri test edebilen cihaz yaklaşık 30 kg vurucu başlık ağırlığıyla serbest salınım yaparak numuneleri kırmaktadır. Sonuçlar cihaz üzerindeki elektronik gösterge kumandasından joule olarak alınıp bu değerler darbe tokluk birimine çevrilmektedir. Darbe deney cihazı ise Şekil 6.7’de görülmektedir. Bu cihaz için gerekli olan numune standartları ise Şekil 6.8’de belirtilmiştir.



Şekil 6.7 Darbe Deney Cihazı.



$$a = 10 \text{ mm}$$

$$b = 10 \text{ mm}$$

$$c = 8 \text{ mm}$$

$$d = 55 \text{ mm}$$

Şekil 6.8. Darbe Deneyi Numunesi.

6.4 Mikro Yapı Analiz Deneyleri

Tez çalışmasında optik mikroskopta fotoğraf çekimi için tek eksenli çekme deney numunelerinden alınan parçalar metalografik aşamalara tabii tutulmuştur. SEM analizinde, ise darbe numunelerinden alınan kırık yüzeyler deney numunesi olarak kullanılmıştır.

6.4.1 Optik Mikroskop ve Metalografik Zımpara Cihazı

Yapılan deney numunelerinin iç yapıları Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Laboratuvarında bulunan Olympus marka Bx60 Model alttan ve üstten aydınlatmalı otomatik fotoğraf sistemli optik mikroskopla incelenmiştir (Şekil 6.9). Bu mikroskoptaki çekimler x50, x100, x200, x500, x1000 büyütmelede yapılmaktadır.



Şekil 6.9 Optik Mikroskop.

Optik mikroskopta incelenecek olan numune ise; Met-kon marka zımparalama cihazında hazırlandı. Bu cihaz hareketli iki diski ile devir hızı ayarlanabilen zımparalama ve parlatma işlemlerini gerçekleştirebilmektedir. Zımpara ve parlatma cihazının resmi ise Şekil 6.10 da verilmektedir.



Şekil 6.10 Metalografik Numune Zımparalama ve Parlatma Cihazı.

6.4.2 SEM (Scanning Electron Microscope) Analizi

Elektron ışınını kullanan Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), çok daha derin incelemeler için tercih edilen bir analiz cihazıdır. Optik mikroskopla kıyaslanmayacak kadar yüksek büyütmeyle çıkma özelliğine sahip bu cihaz, detaylı malzeme karakterizasyonları için tercih edilen bir cihaz haline gelmiştir. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) 'nda mevcut olan yüksek çözünürlükten dolayı malzemenin parlatılması inceleme açısından avantaj sağlamaktadır. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) 'nda incelenecek numunelerin en önemli özelliklerinden biri iletken olmalarıdır. Eğer incelenecek malzeme iletken değilse nanometre mertebesinde iletken bir filmle numune kaplanarak iletken hale getirilmelidir. LEO 1430 VP markalı SEM ve RÖNTEC markalı EDX cihazlarıyla yapılan bu analizler Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Geliştirme Merkezinde yapılmıştır.

7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Çalışmada, SAE 1040, SAE 1050, AISI 8620, SAE 4140 çeliklerinden alınan numuneler bölüm 6 da bahsedilen mekanik deneylere tabi tutulmuştur. Deneylerin sağlıklı fikirler vermesini sağlamak için her ısıtım işlem rejimlerinde, her bir çelik için üçer adet çekme ve darbe numuneleri hazırlanmıştır. Isıtım işlemleri sonucu tek eksenli çekme ve darbe deney numunelerinin, test makinelerinde deneyleri yapılmıştır. A_{c1} ve A_{c3} aralığında yapılan ısıtım işlemleri sonucu iç yapıdaki ferrit oranı levye (terazi) kuralına göre hesaplanmıştır. Yapılan deneyler neticesinde, alınan verilerin ortalama değerleri hesaplanmıştır. Hesaplanan bu değerler çeliklerin ısıtım işlem rejimlerinin ve temel mekanik özelliklerinin birbiriyle

kıyaslanmasında kolaylık olması açısından tek bir çizelgede ifade edilmiştir. Ayrıca sonuçlar çizilen grafiklerle irdelenmeye çalışılmıştır.

İç yapı analizinde ise optik mikroskop ve SEM cihazlarından yararlanılmıştır. Elde edilen ilgili mekanik deney verileri ve ısıtım işlem rejimleri yorumlanmaya çalışılmıştır.

7.1 SAE 1040 Çeliği İçin Deney Sonuçları

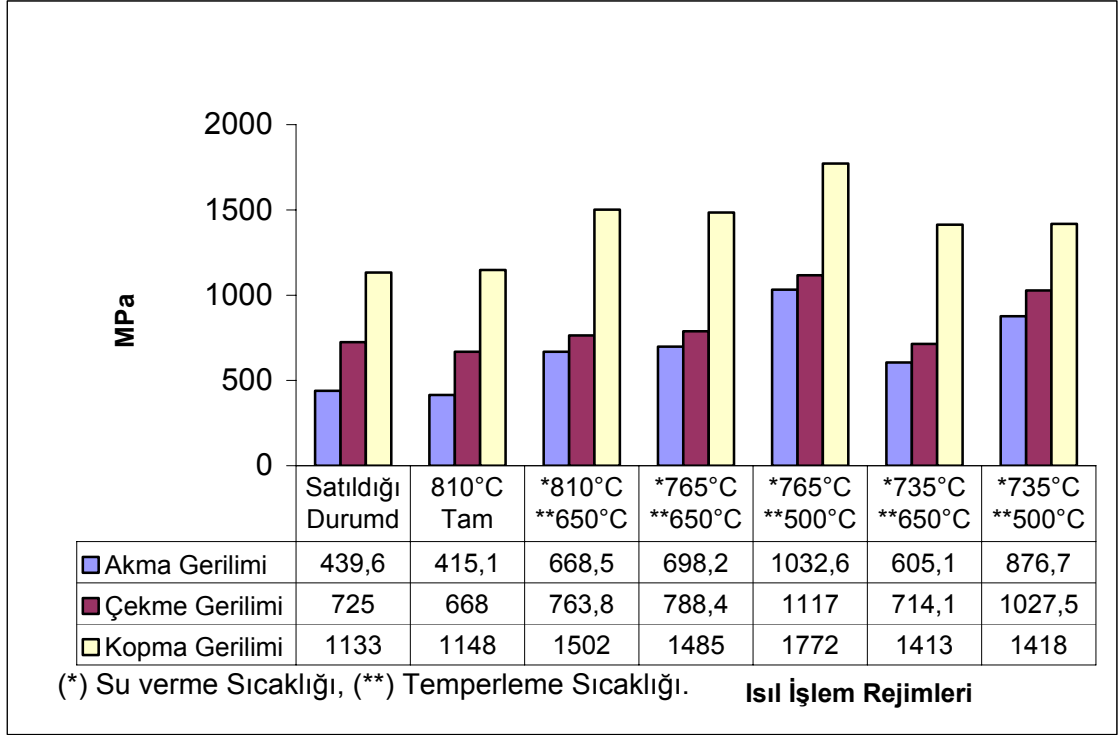
7.1.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları

SAE 1040 çeliği için uygulanan ve Bölüm 6'da anlatılan ısıtım işlem rejimleri sonucu ortalamaları alınan tek eksenli çekme ve darbe deneyi sonuçları Çizelge 7.1 de gösterildiği gibidir.

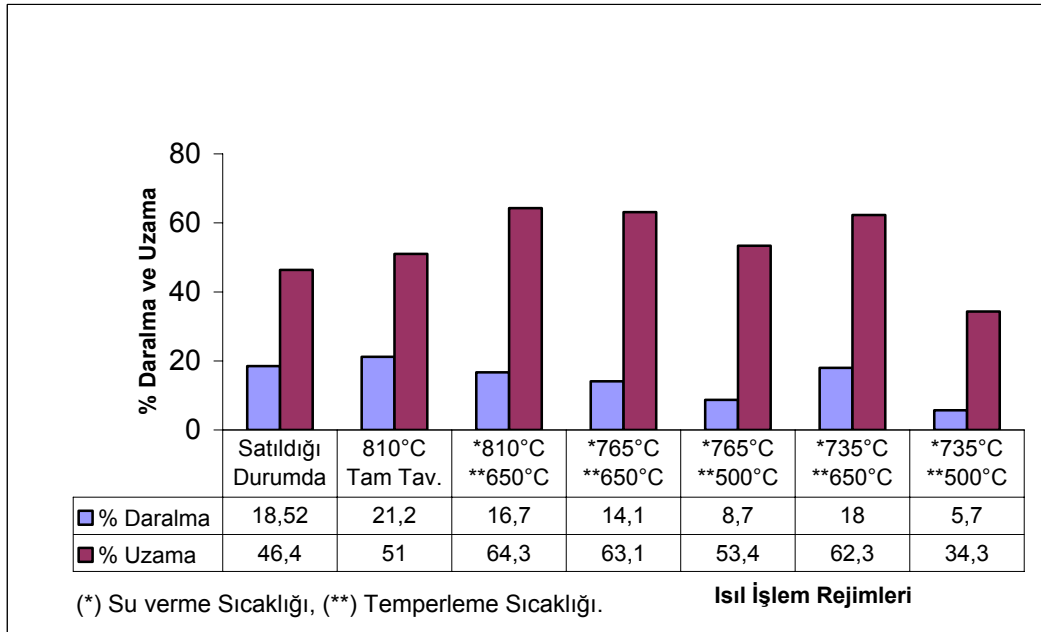
Çizelge 7.1 SAE 1040 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.

Çelik Türü	Isıl İşlem Rejimi		Ferrit Oranı	Tek Eksenli Çekme Deneyi Verileri						Darbe Deneyi Verileri	
	Su verme Sıcaklığı	Temperleme Sıcaklığı		σ_y	$\sigma_{max.}$	$S_{kop.}$	n	δ	ψ	Tokluk	Daralma
				MPa				%		J/mm ²	%
SAE 1040	810	650	-	668,5	763,8	1502	0,10	16,7	64,3	1,13	2,5
	765	650	33,2	698,2	788,4	1485	0,09	14,1	63,1	1,24	4,6
	765	500	33,2	1032,6	1117	1772	0,06	8,7	53,4	0,54	5,3
	735	650	45,8	605,1	714,1	1413	0,12	18	62,3	1,10	6,6
	735	500	45,8	876,7	1027,5	1418	0,09	5,7	34,3	0,42	2,8
	Satıldığı durumda		-	439,6	715	1133	0,20	18,52	46,4	0,19	5
	810 tam tavlama		-	415,1	668	1148	0,20	21,2	51	0,36	2,6

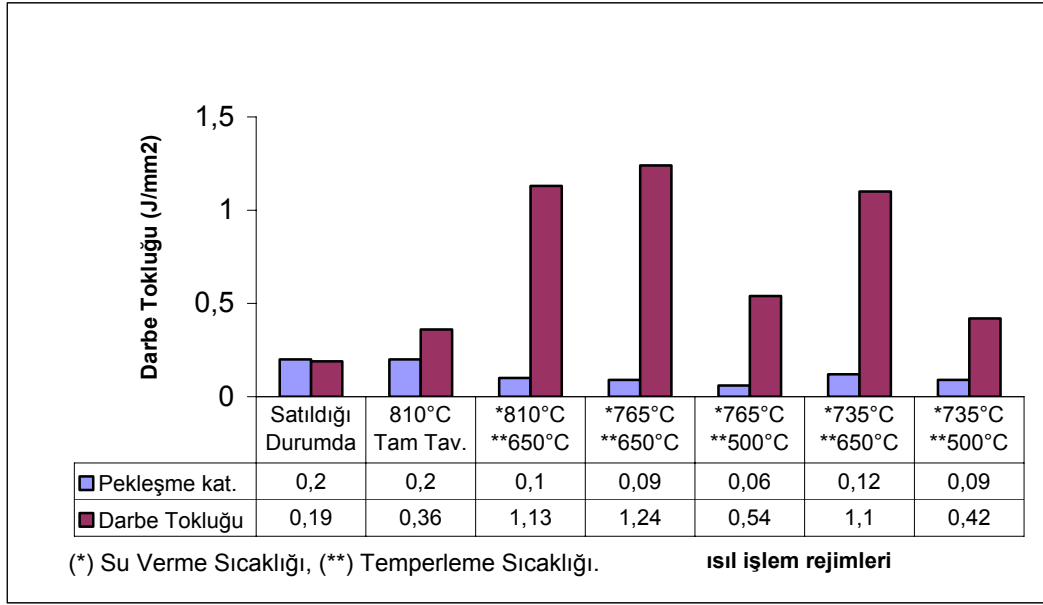
SAE 1040 çeliği için Çizelge 7.1 de ifade edilen değerlerin grafikler halinde gösterimi Şekil 7.1, 7.2, 7.3 deki gibidir.



Şekil 7.1 SAE 1040 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.



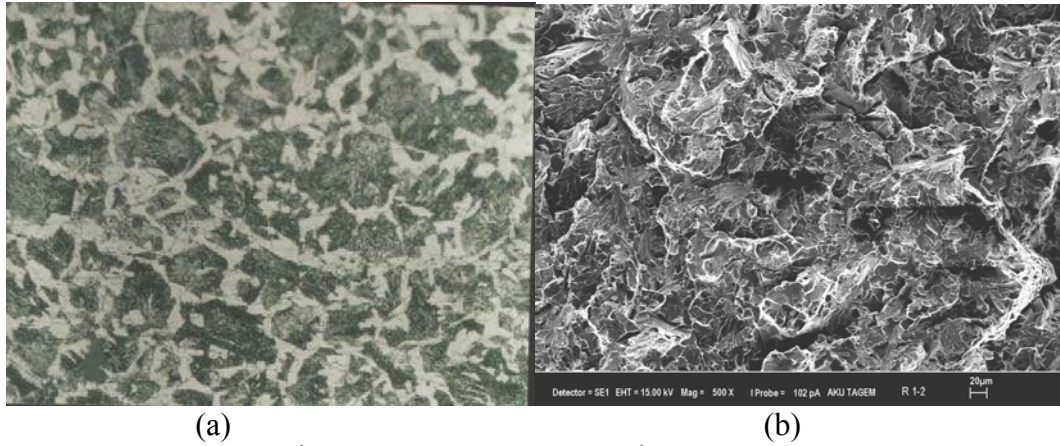
Şekil 7.2 SAE 1040 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.



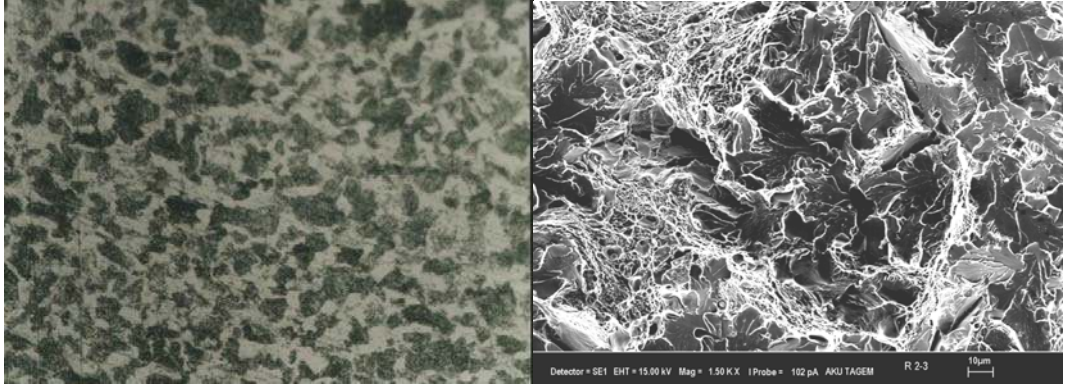
Şekil 7.3 SAE 1040 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.

7.1.2 İç Yapı Analizleri

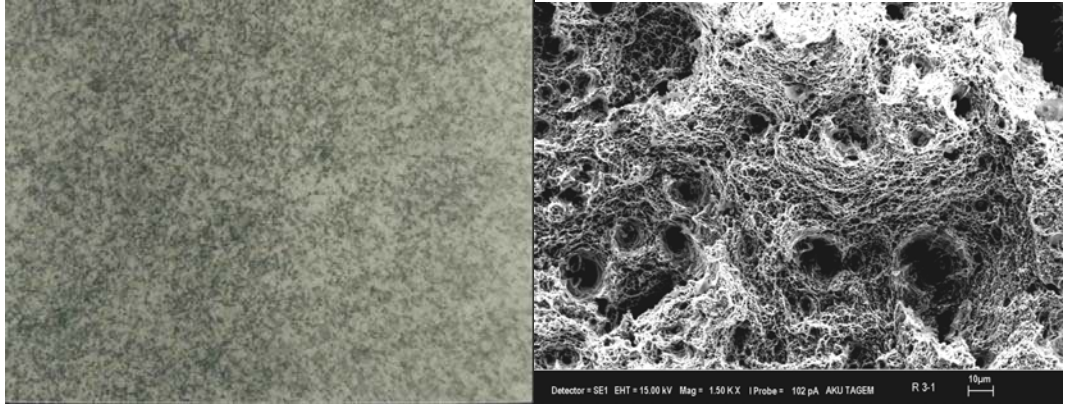
SAE 1040 çeliği için Bölüm 6’da anlatılan ısıtım rejimlerinden sonra oluşan iç yapı ve kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 7.4 – 7.10’da görüldüğü gibidir.



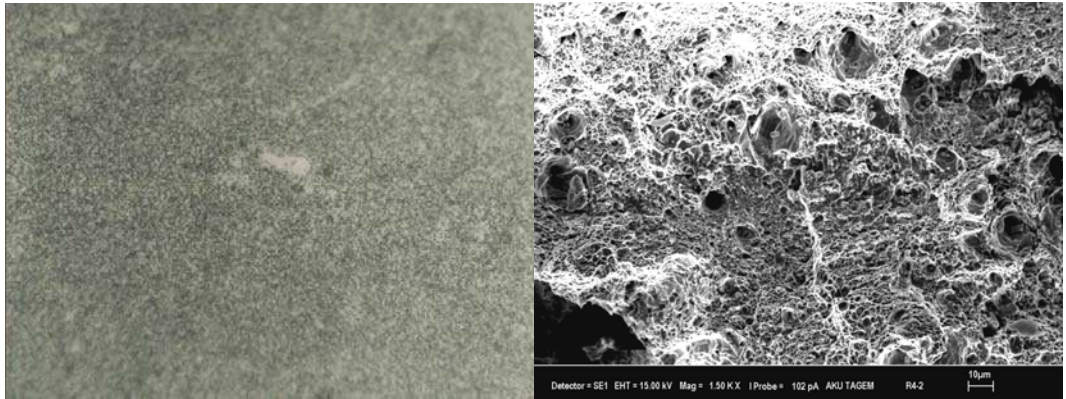
Şekil 7.4 SAE 1040 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x500.



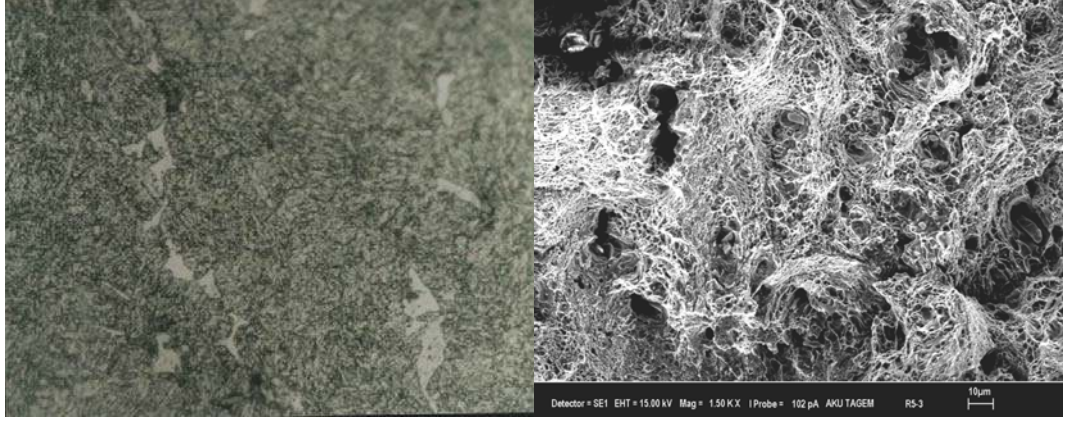
(a) (b)
Şekil 7.5 SAE 1040 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı
b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a) (b)
Şekil 7.6 SAE 1040 Çeliği İçin 810 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki
Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



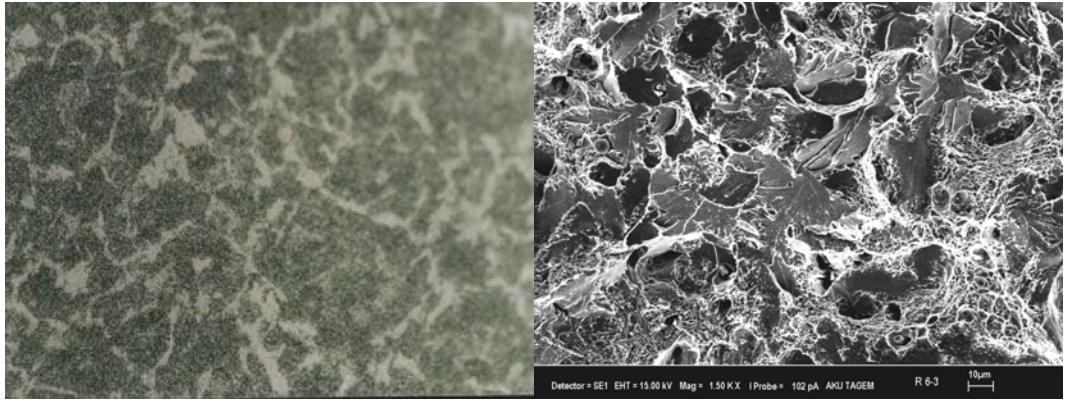
(a) (b)
Şekil 7.7 SAE 1040 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki
Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

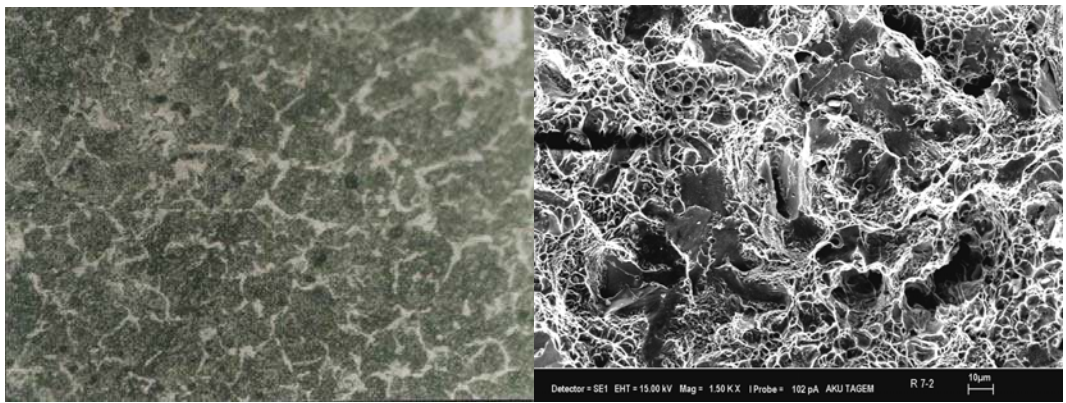
Şekil 7.8 SAE 1040 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşlemden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x500.



(a)

(b)

Şekil 7.9 SAE 1040 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşlemden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

Şekil 7.10 SAE 1040 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşlemden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.

7.1.3 Değerlendirme ve Öneriler

SAE 1040 çeliği için yapılan ısıt işlemler sonucu gerilimlerin en üst seviyeye ulaştığı ısıt işlem rejimi *765°C - **500°C olarak belirlenmiştir. Darbe tokluğu ise düşüktür. Pekleşme katsayısı ise diğer ısıt işlem rejimleri açısından en düşük seviyeye ulaşmıştır. Bu da kırılma tokluğunun artması için iyidir. İç yapı ise bu ısıt işlem rejiminde oldukça incedir. Martensitin sorbite dönüşmesi ve karbürlerin küresel hal alması kırık yüzeyin sünek kırılma tavrı sergilemesine neden olmuştur. *810°C - **650°C ısıt işlem rejiminde ise mukavemet *765°C - **500°C'e göre daha düşüktür. Fakat plastiklik özellikle darbe tokluğu iyidir. İç yapı incedir fakat *765°C - **500°C'e göre daha kabadır. Kırılma yüzeyi tamamen sünek kırılma tavrı göstermiştir. *765°C - **650°C ve *735°C - **650°C ısıt işlem rejimlerini ferritin etkisi açısından irdelenmek gerekirse mukavemet artan ferrit oranıyla *735°C - **650°C ısıt işleminde düşmüştür. Aynı durum *765°C - **500°C'e göre *735°C - **500°C ısıt işleminde de söz konusudur. 810 °C tam tavlama sonu iç yapıda perlit tanelerinin boyutu azalmış, kırık yüzey hem sünek hem de gevrek kırılma tavrı sergilemiştir. *735°C - **650°C ve *735°C - **500°C ısıt işlemlerinde temperlenmiş martensit iç yapısı görülmekte ve kırılma yüzeyleri her iki kırılma (sünek ve gevrek) tavrını sergilemiştir. Kırılma tokluğunu arttırıcı ve optimum mukavemet istendiğinde *765°C - **650°C ısıt işlemi önerilebilir.

7.2 SAE 1050 Çeliği İçin Deney Sonuçları

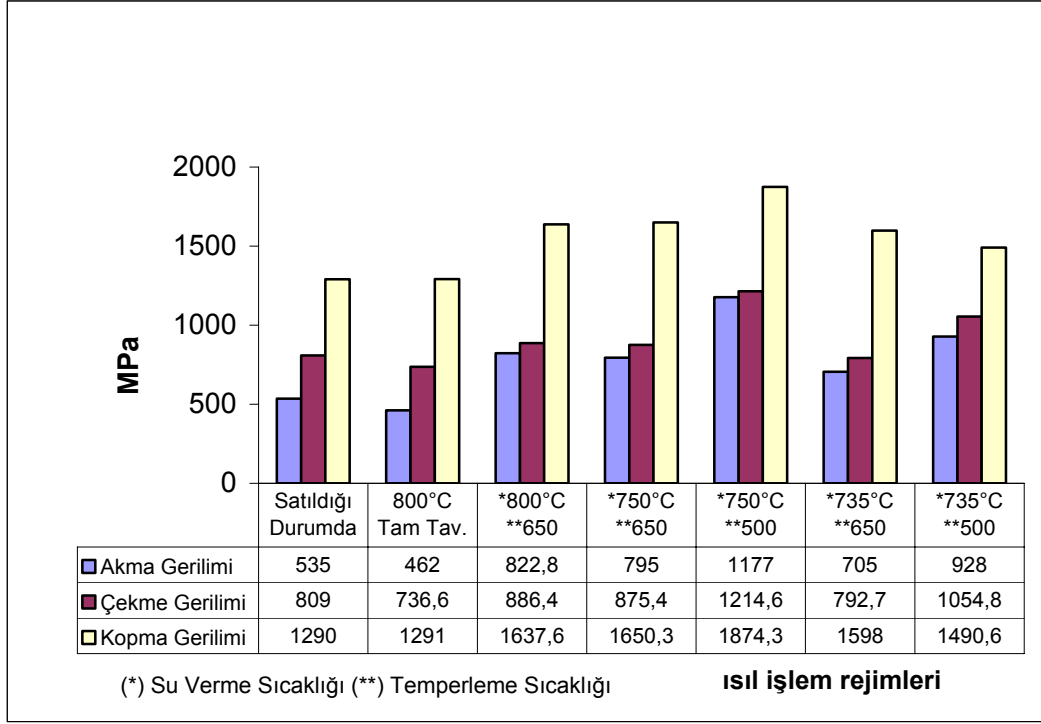
7.2.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları

SAE 1050 çeliği için uygulanan ve Bölüm 6'da anlatılan ısıt işlem rejimleri sonucu ortalamaları alınan tek eksenli çekme ve darbe deneyi sonuçları Çizelge 7.2 de gösterildiği gibidir.

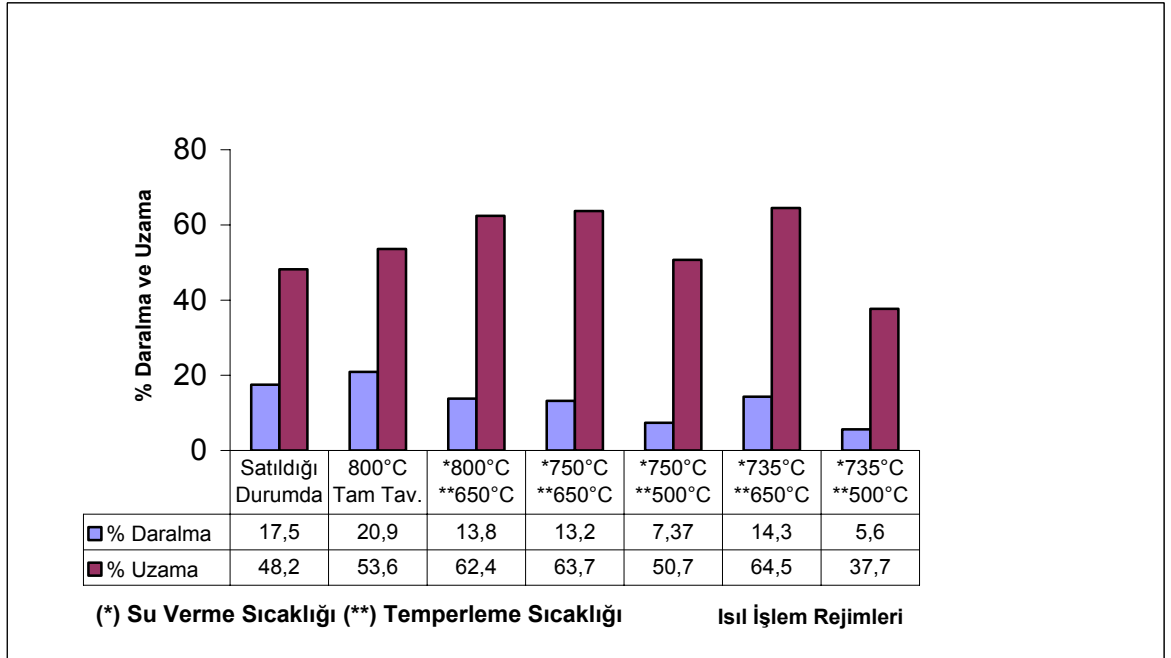
Çizelge 7.2 SAE 1050 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.

Çelik Türü	Isıl İşlem Rejimi		Ferrit Oranı	Tek Eksenli Çekme Deneyi Verileri						Darbe Deneyi Verileri	
	Su verme Sıcaklığı	Temperleme sıcaklığı		σ_y	$\sigma_{max.}$	$S_{kop.}$	n	δ	ψ	Tokluk	Daralma
				MPa				%		J/mm ²	%
SAE 1050	800	650	-	822,8	886,4	1637,6	0,10	13,8	62,4	1,58	4,7
	750	650	30,4	795	875,4	1650,3	0,07	13,2	63,7	1,70	7,5
	750	500	30,4	1177	1214,6	1874,3	0,04	7,37	50,7	0,61	2,5
	735	650	36	705	792,7	1598	0,09	14,3	64,5	0,69	4
	735	500	36	928	1054,8	1490,6	0,07	5,6	37,7	0,45	4,1
	Satıldığı durumda		-	535	809	1290	0,17	17,5	48,2	0,28	2,6
	800 tam tavlama		-	462	736,3	1291	0,19	20,9	53,6	0,54	4,1

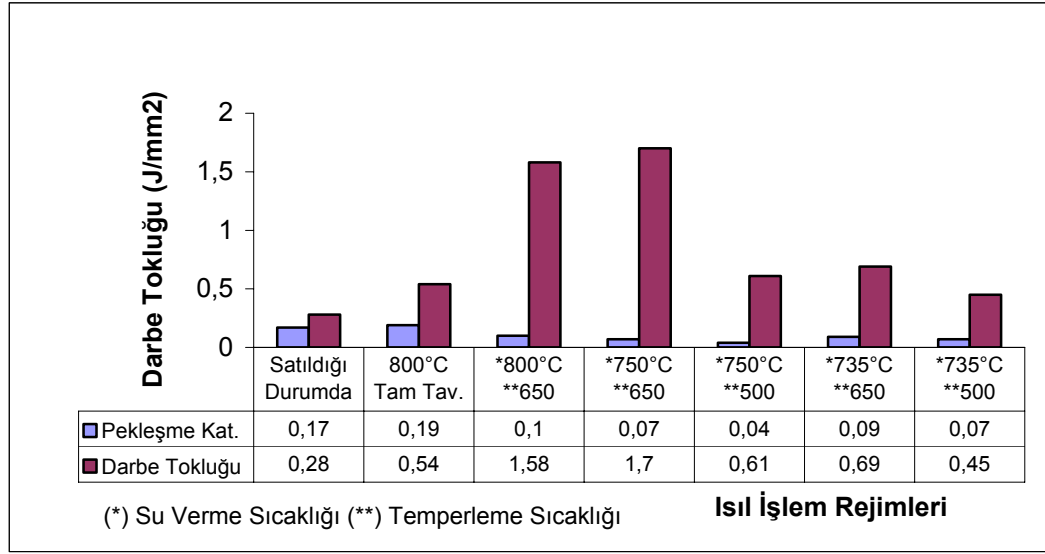
SAE 1050 çeliği için Çizelge 7.2 de ifade edilen değerlerin grafikler halinde gösterimi Şekil 7.11, 7.12 ve 7.13 deki gibidir.



Şekil 7.11 SAE 1050 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.



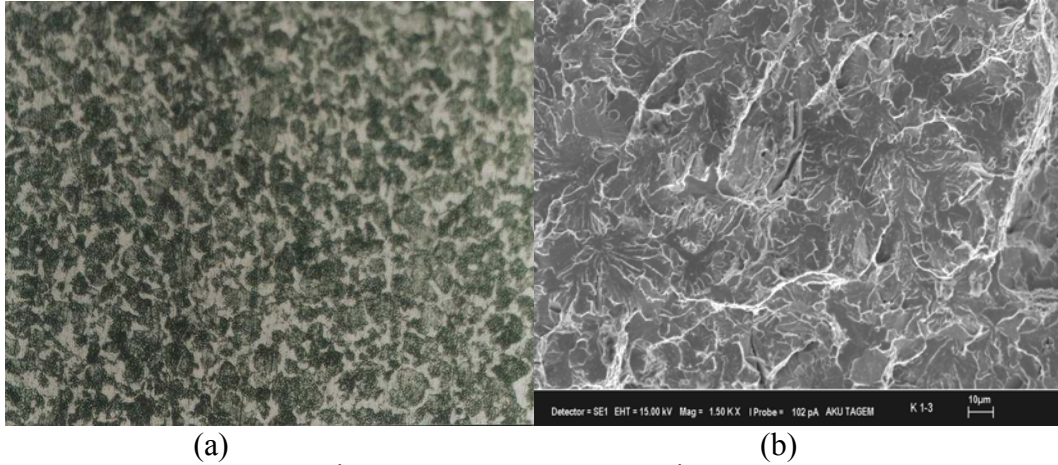
Şekil 7.12 SAE 1050 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.



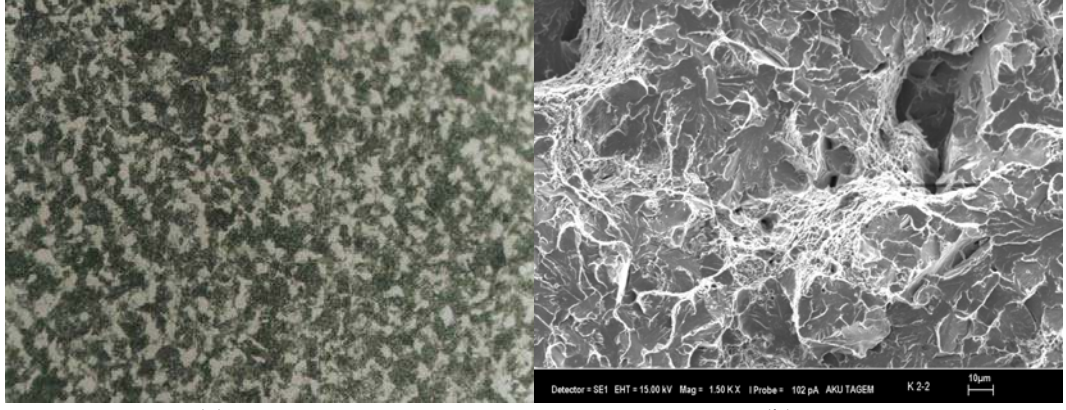
Şekil 7.13 SAE 1050 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi

7.2.2 İç Yapı Analizleri

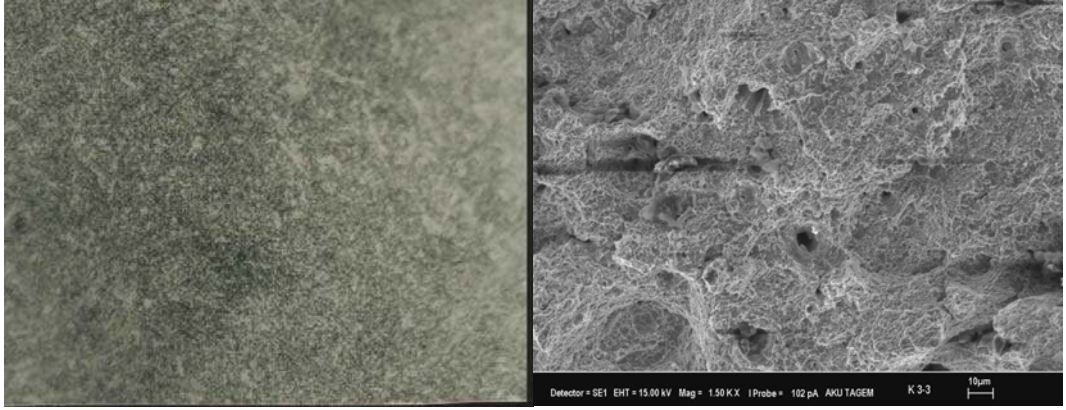
SAE 1050 çeliği için Bölüm 6'da anlatılan ısıtım rejimlerinden sonra oluşan iç yapı ve kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 7.14 – 7.20'de görüldüğü gibidir.



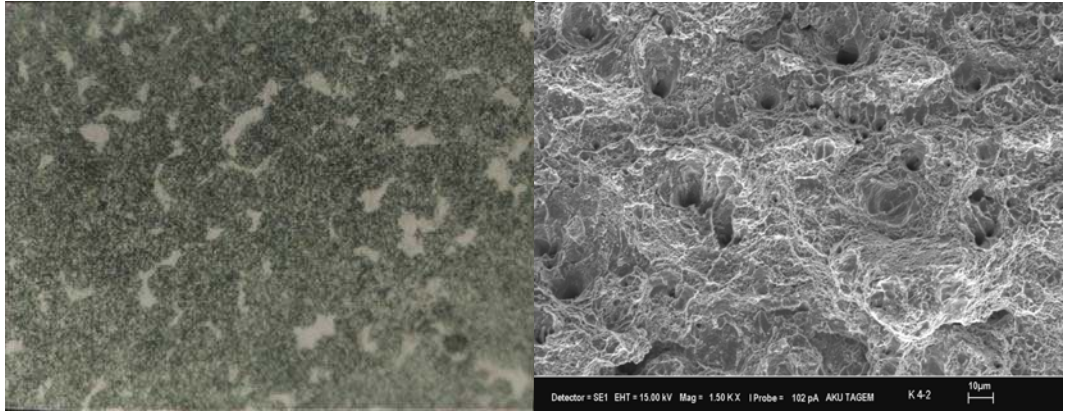
Şekil 7.14 SAE 1050 Çeliği için Satıldığı Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



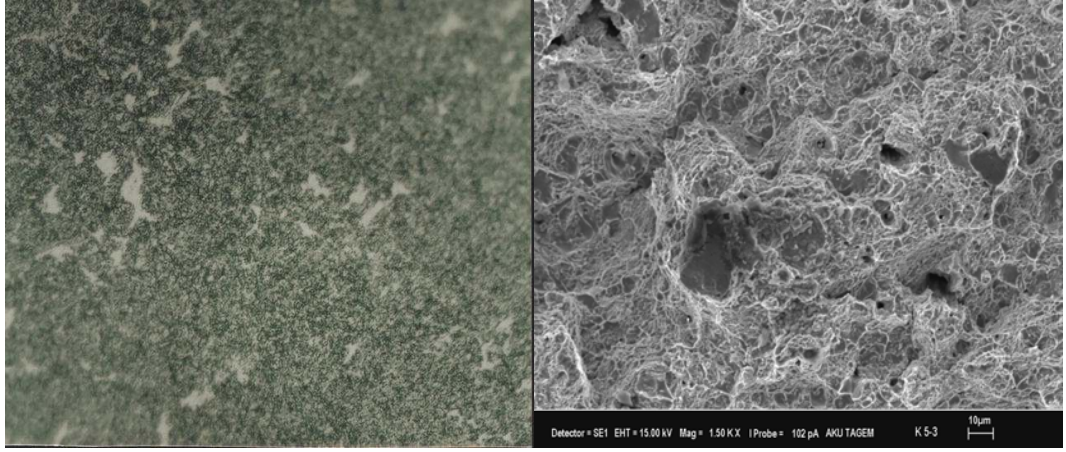
(a) (b)
Şekil 7.15 SAE 1050 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a) (b)
Şekil 7.16 SAE 1050 Çeliği İçin 800 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



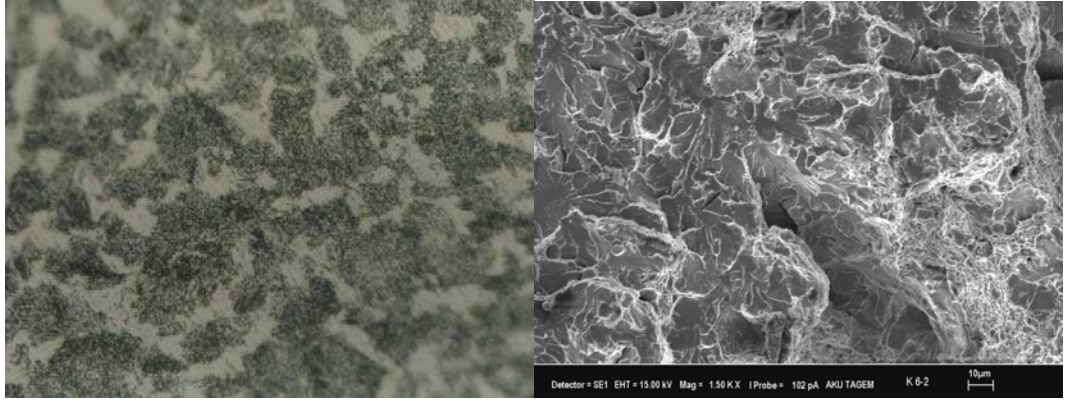
(a) (b)
Şekil 7.17 SAE 1050 Çeliği İçin 750 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

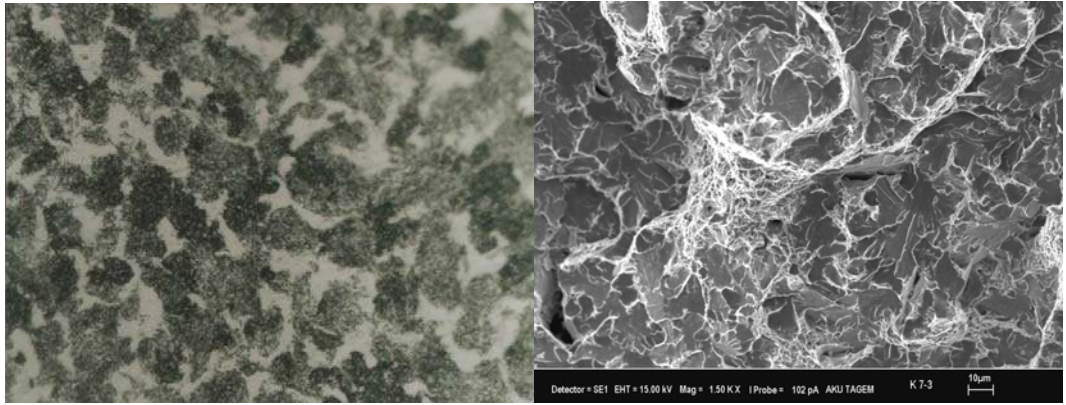
Şekil 7.18 SAE 1050 Çeliği İçin 750 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

Şekil 7.19 SAE 1050 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

Şekil 7.20 SAE 1050 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.

7.2.3 Değerlendirme ve Öneriler

SAE 1050 çeliği için SAE 1040'da olduğu gibi mukavemetin maksimum olduğu ısıtıl işlem rejimi 750°C - 500°C olarak belirlenmiştir. Fakat plastiklik özellikler (% daralma ve % uzama) diğerlerine göre düşüktür. Ancak 750°C - 500°C ısıtıl işlemi kırılma tokluğunu arttırmaya yönelik, pekleşme katsayısının minimumda olduğu ısıtıl işlem rejimidir. İç yapı ise temperlenmiş martensit, troostittir, kırık yüzey ise sünek kırılma tavrı sergilemiştir. 750°C - 650°C ısıtıl işleminde ise mukavemet açısından ortalama değerler elde edilmiş, fakat darbe tokluğu SAE 1050 çeliğinin satıldığı durumuna göre yaklaşık 8 kat artmıştır. Ortalama mukavemet değerleri, yüksek plastiklik ve kırılma tokluğunu arttırmaya yönelik düşünüldüğünde 750°C - 650°C ısıtıl işlemi uygundur. Fakat SAE 1050 çeliği için A_{c3} 'ün üzerinde yani 800°C - 650°C ısıtıl işlem rejimi de mukavemet ve plastiklik açısından oldukça iyidir. fakat bu ısıtıl işleminden sonra pekleşme katsayısı diğerlerine göre yüksektir, bu da kırılma tokluğunu düşürmeye yönelik etki etmektedir. SAE 1050 çeliği satıldığı durumda gevrek kırılma tavrı sergilemiş, tam tavlama ısıtıl işleminden sonra perlit boyutunda SAE 1040'a göre daha az bir küçülme görülmüştür. A_{c1} ve A_{c3} arasındaki ısıtıl işlemlerde ferrit oranlarında az bir fark olsa da A_{c1} 'in üstündeki sıcaklıklardan yapılan ısıtıl işlemlerde artan ferrit oranıyla mukavemet ve darbe tokluk değerlerinin düştüğü görülmüştür. 750°C - 500°C de iç yapı ince ve troostit, kırılma yüzeyi sünek kırılma tavrı gösterirken, 735°C - 500°C de ise kaba temperlenmiş martensit taneleri gözükmemekte ve kısmen sünek kırılma bölgelerinin de görüldüğü, gevrek kırılma gerçekleşmiştir. Aynı durum 750°C - 650°C ve 735°C - 650°C ısıtıl işlemleri için de geçerlidir. Fakat 735°C - 650°C ısıtıl işlem rejiminde kırık yüzey eşit oranda sünek - gevrek kırılma tavrı sergilemiştir.

Satıldığı durumda gevrek kırılma tavrı sergileyen SAE 1050 çeliği, tam tavlama ısıtıl işleminden sonra sünek kırılmıştır. Ayrıca % ψ (daralma) tam tavlama sonra diğer ısıtıl işlem rejimleri içerisinde en üst değerdedir. SAE 1040 çeliği ile kıyaslama yapıldığında, karbon oranlarının mukavemet üzerindeki etkisi de açıkça görülmektedir. Artan karbon miktarıyla yapılan ısıtıl işlem rejimleri sonucu SAE 1050 çeliğinin mukavemet özellikleri SAE 1040 a göre daha yüksek değerlere

ulaşmıştır. İ yapılar da SAE 1040 a göre gevrek kırılma tavrı daha fazla görülmektedir.

7.3 AISI 8620 eliği İçin Deney Sonuçları

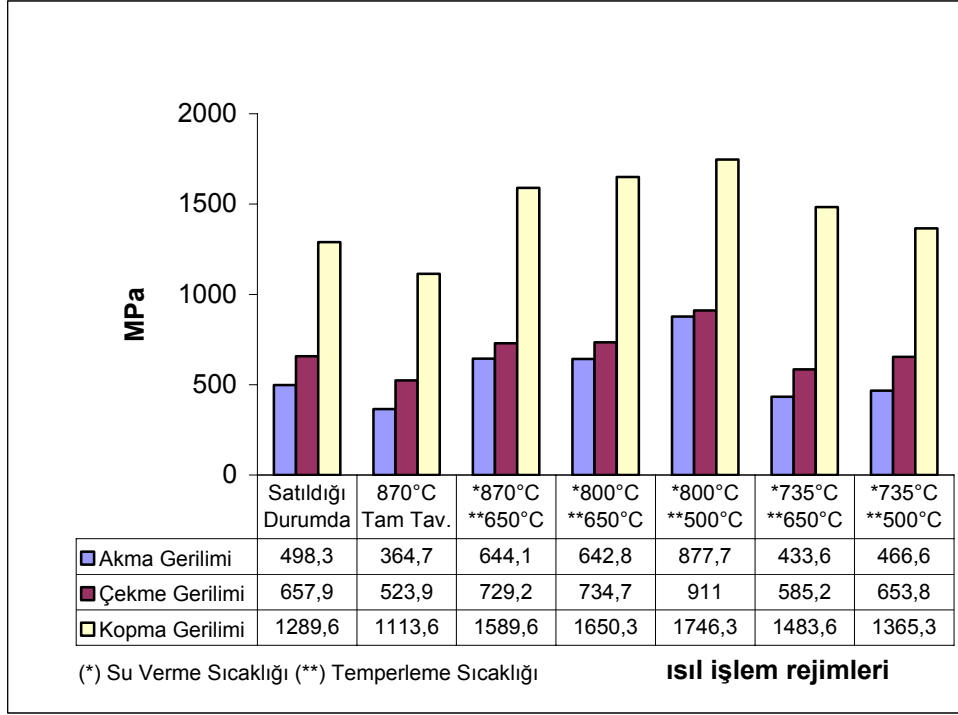
7.3.1 Tek Eksenli ekme Ve Darbe Test Sonuçları

AISI 8620 eliği için uygulanan ve Bölüm 6’da anlatılan ısıl işlem rejimleri sonucu ortalamaları alınan tek eksenli çekme ve darbe deneyi sonuçları izelge 7.3 de gösterildiği gibidir.

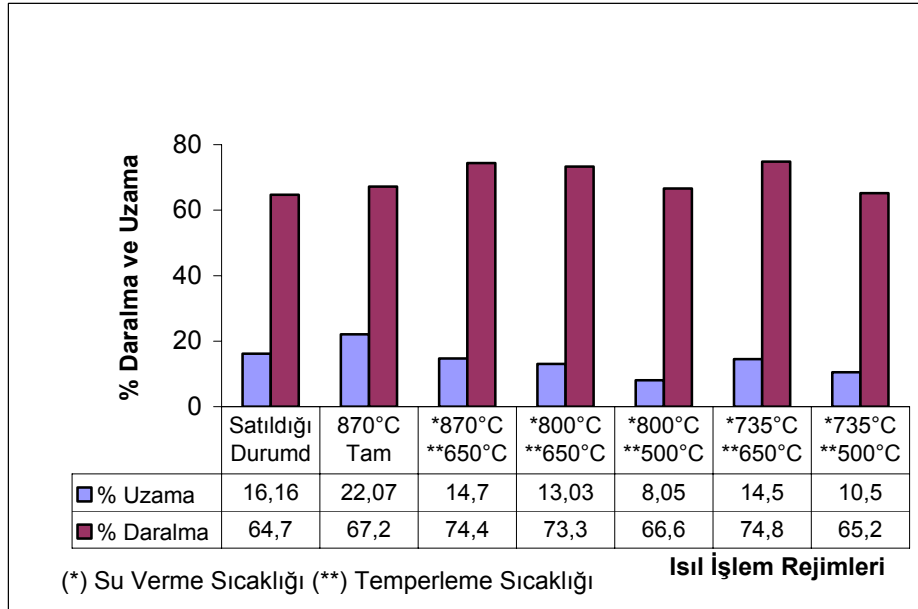
Çizelge 7.3 AISI 8620 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.

Çelik Türü	Isıl İşlem Rejimi		Ferrit Oranı	Tek Eksenli Çekme Deneyi Verileri						Darbe Deneyi Verileri	
	Su verme Sıcaklığı	Temperleme Sıcaklığı	%	σ _y	σ _{max.}	S _{kop.}	n	δ	ψ	Tokluk	Daralma
				MPa				%		J/mm ²	%
AISI 8620	870	650	-	644,1	729,2	1589,6	0,09	14,7	74,4	3,08	18
	800	650	57,7	642,8	734,7	1650,3	0,11	13,03	73,3	3,19	22,6
	800	500	57,7	877,7	944	1746,3	0,05	8,05	66,6	1,94	7,4
	735	650	75,01	433,6	585,2	1483,6	0,14	14,5	74,8	3,19	24
	735	500	75,01	466,6	653,8	1365,3	0,13	10,5	65,2	3	18,7
	Satıldığı durumda		-	498,3	657,9	1289,6	0,14	16,16	64,7	0,72	6,8
	870 tam tavlama		-	364,7	523,9	1113,6	0,20	22,07	67,2	2,47	23,8

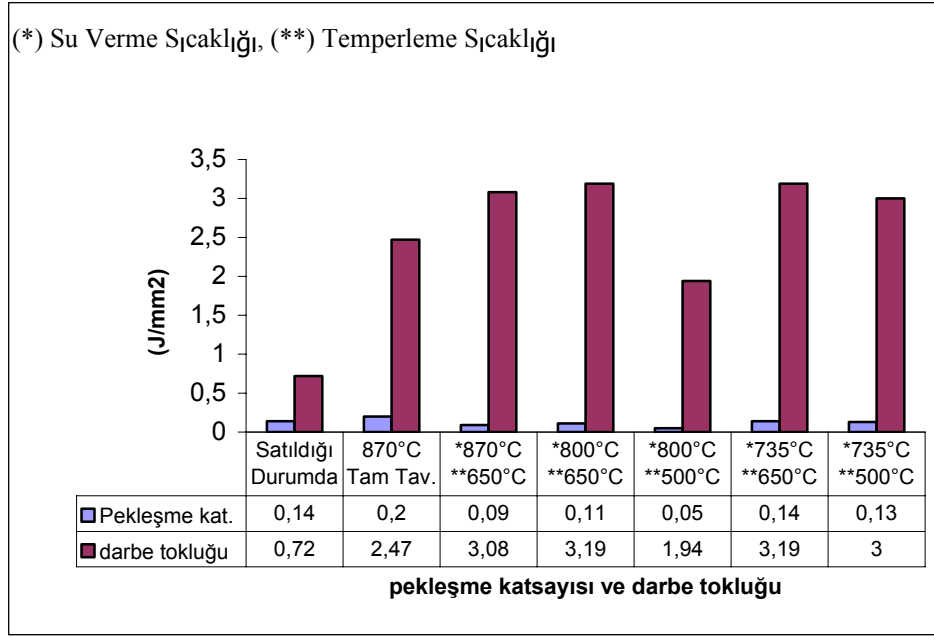
AISI 8620 çeliği için Çizelge 7.3 de ifade edilen değerlerin grafikler halinde gösterimi şekil 7.21, 7.22 ve 7.23 deki gibidir.



Şekil 7.21 AISI 8620 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.



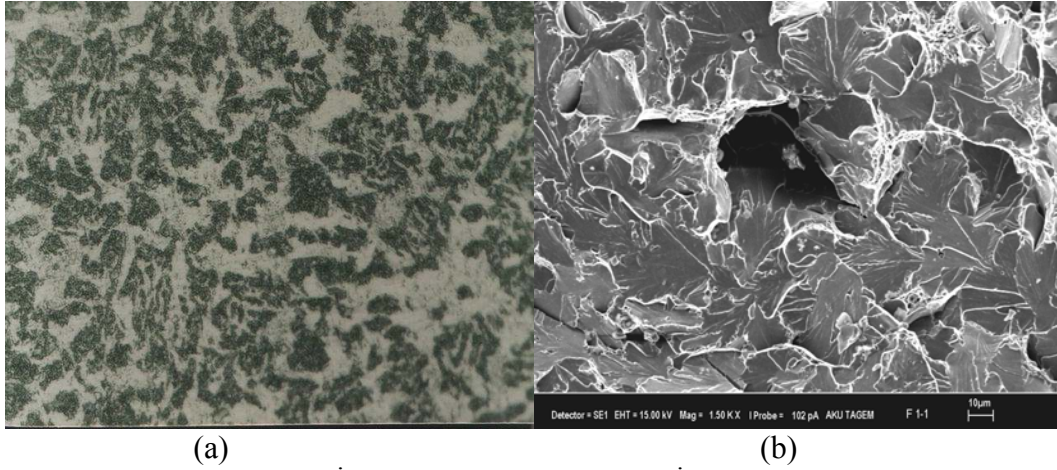
Şekil 7.22 AISI 8620 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.



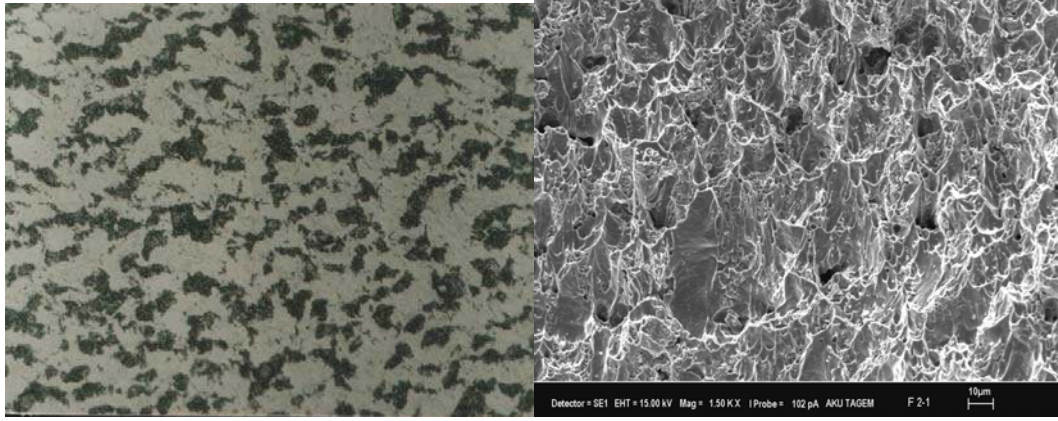
Şekil 7.23 AISI 8620 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.

7.3.2 İç Yapı Analizleri

AISI 8620 çeliği için Bölüm 6’da anlatılan ısıtım rejimlerinden sonra oluşan iç yapı ve kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 7.24 – 7.30’da görüldüğü gibidir.



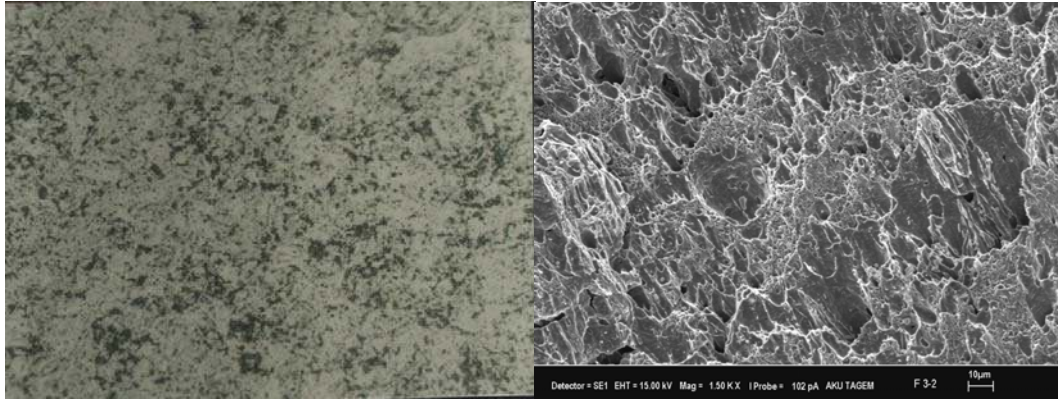
Şekil 7.24 AISI 8620 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

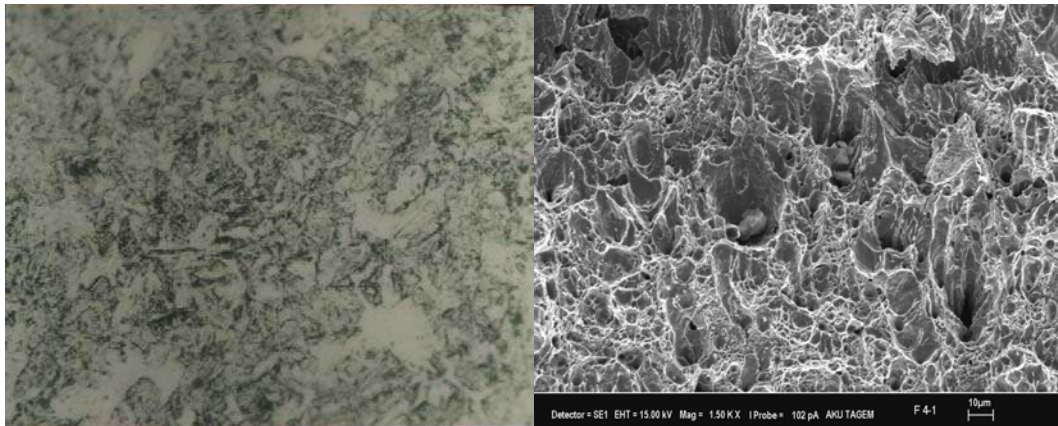
Şekil 7.25 AISI 8620 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

Şekil 7.26 AISI 8620 Çeliği İçin 870 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



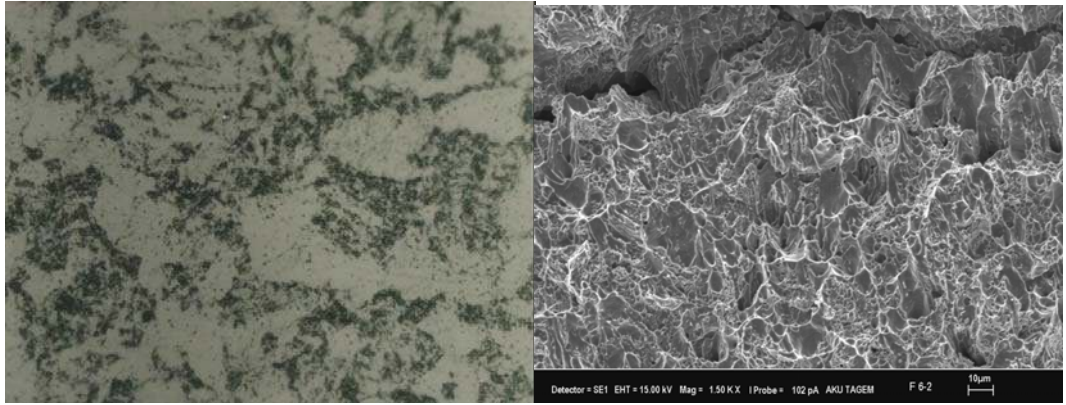
(a)

(b)

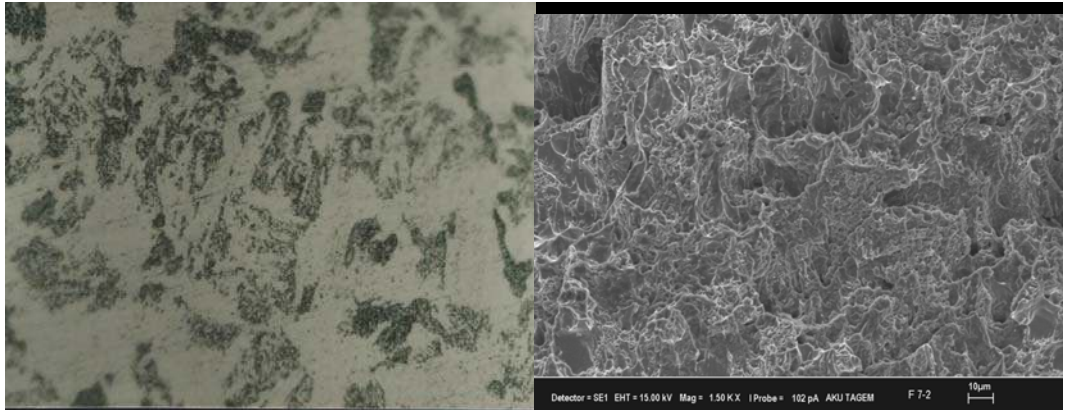
Şekil 7.27 AISI 8620 Çeliği İçin 800 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a) (b)
Şekil 7.28 AISI 8620 Çeliği İçin 800 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a) (b)
Şekil 7.29 AISI 8620 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a) (b)
Şekil 7.30 AISI 8620 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.

7.3.3 Değerlendirme ve Öneriler

AISI 8620 çeliğinde de, diğer çeliklerde olduğu gibi mukavemetin en çok arttığı ısıtıl işlem rejimi A_{c3} 'ün altından yapılan ısıtıl işlem rejimidir. Az karbon oranı ve bünyede krom bulunmasından dolayı, mukavemet değerlerinin diğer çeliklere göre daha düşük olduğu görülmektedir. % Uzama tam tavlama dan sonra en üst değerine ulaşmıştır. $^{\circ}735$ - $^{\circ}650$ ısıtıl işlem rejiminde ferritin etkisi, % daralma değerinde fark edilmektedir. Bu ısıtıl işlem rejiminde yapıdaki ferrit oranı yaklaşık %75 dolaylarındadır. Pekleşme katsayısı açısından A_{c3} 'ün altından yapılan ($^{\circ}800$ - $^{\circ}500$) ısıtıl işlem rejimi, kırılma tokluğunu arttırmaya yöneliktir. Fakat $^{\circ}800$ - $^{\circ}650$ ısıtıl işlem rejiminde darbe tokluğu maksimuma ulaşmaktadır. $^{\circ}800$ - $^{\circ}500$ ve $^{\circ}735$ - $^{\circ}500$ ısıtıl işlem rejimlerinde ferritin etkisi açıktır. Mukavemet değerleri düşmüştür, darbe tokluğu artmıştır ve plastiklik özellikler (% uzama ve daralma) kısmen artmıştır.

Şekil 7.24'de satıldığı durumda az da olsa sünek kırılmanın da olduğu, gevrek kırılma tavrı görülmektedir. Tam tavlama sonrası tane boyutunda azalma görülmüştür. Az karbon içeriğinden dolayı ısıtıl işlem rejimlerinden sonra, kırılma tavrı genelde sünektir. Şekil 7.26'da küreselleşmiş karbür tanecikleri görülmektedir. Şekil 7.27, 7.28, 7.29, ve 7.30'da temperlenmiş martensit yapısı fark edilmektedir.

7.4 SAE 4140 Çeliği İçin Deney Sonuçları

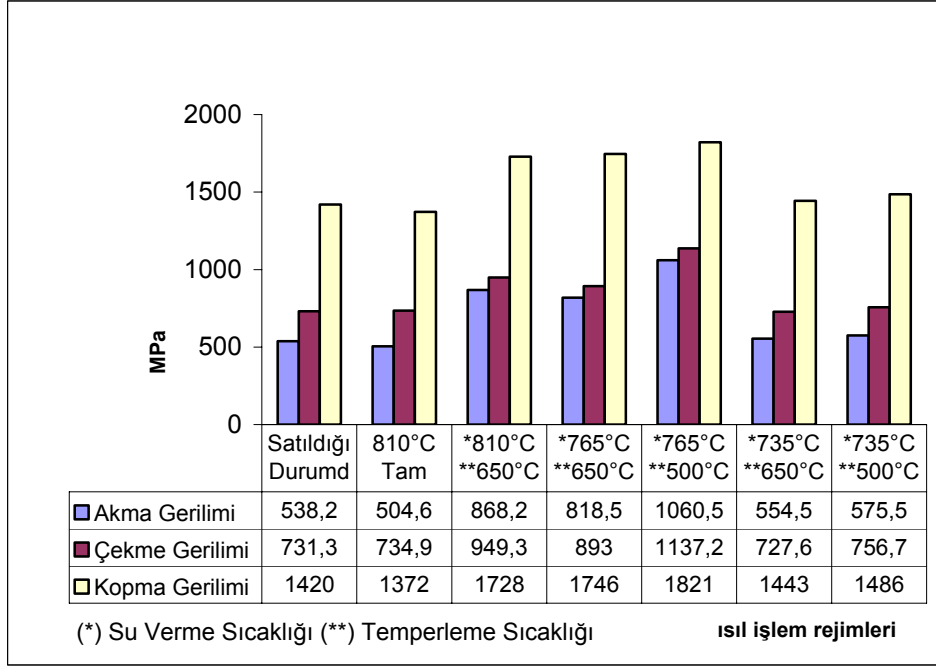
7.4.1 Tek Eksenli Çekme Ve Darbe Test Sonuçları

SAE 4140 çeliği için uygulanan ve Bölüm 6'da anlatılan ısıtıl işlem rejimleri sonucu ortalamaları alınan tek eksenli çekme ve darbe deneyi sonuçları Çizelge 7.4 de gösterildiği gibidir.

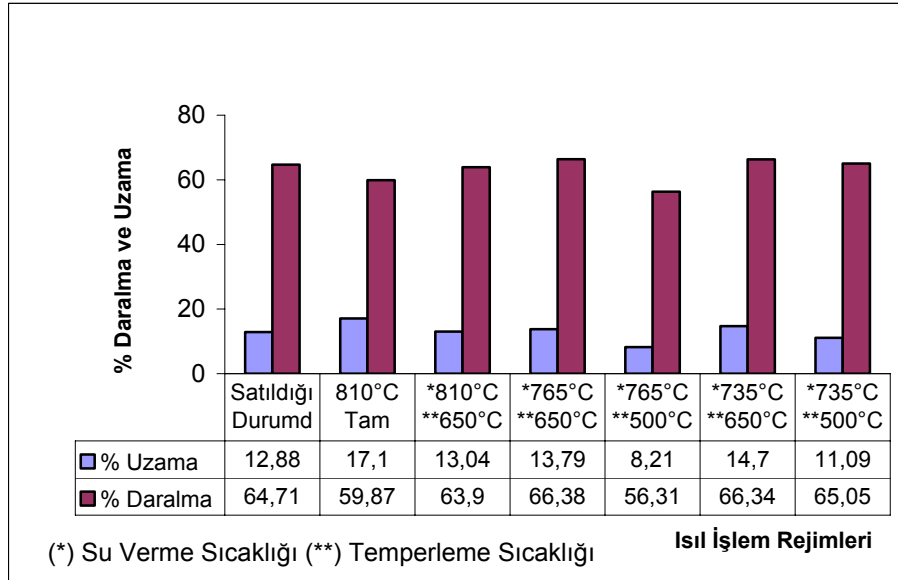
Çizelge 7.4 SAE 4140 Çeliği için Ortalama Mekanik Deney Verileri.

Çelik Türü	Isıl İşlem Rejimi		Ferit Oranı	Tek Eksenli Çekme Deneyi Verileri						Darbe Deneyi Verileri	
	Su verme Sıcaklığı	Temperleme sıcaklığı	%	σ_y	σ_{max}	S_{kop}	n	δ	ψ	Tokluk	Daralma
				MPa				%		J/mm ²	%
SAE 4140	810	650	-	868,2	949,3	1728	0,07	13,04	63,90	1,46	7,5
	765	650	38,4	818,5	893	1746	0,07	13,79	66,38	2,45	13,8
	765	500	38,4	1060,5	1137,2	1821	0,05	8,21	56,31	0,51	1,5
	735	650	49,7	554,5	727,6	1443	0,19	14,7	66,34	2,46	15,9
	735	500	49,7	575,5	756,7	1486	0,12	11,09	65,05	2,16	12,6
	Satıldığı durumda		-	538,2	731,3	1420	0,16	12,88	64,71	1,82	8,7
	810 tam tavlama		-	504,6	734,9	1372	0,17	17,10	59,87	2,32	14

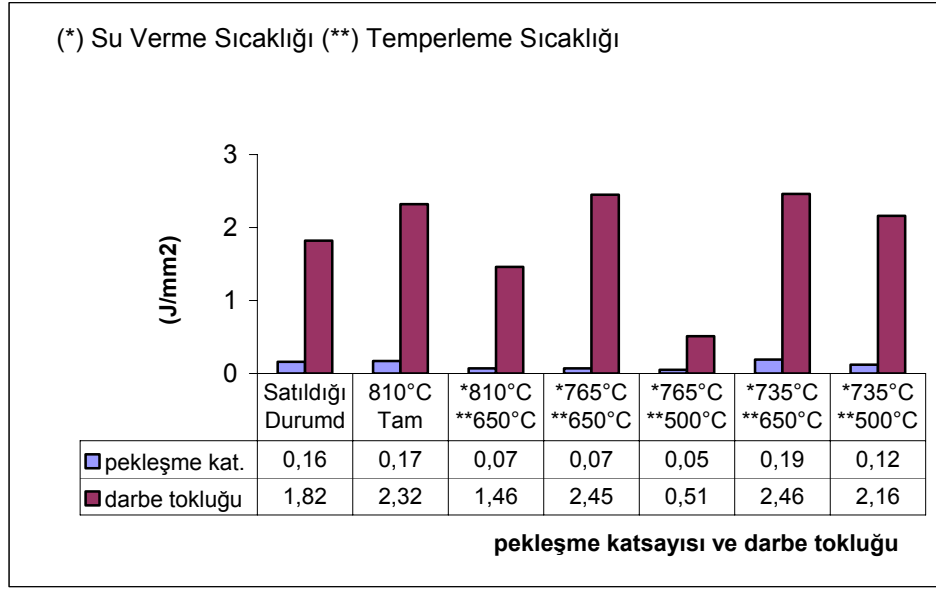
SAE 4140 çeliği için Çizelge 7.4 de ifade edilen değerlerin grafikler halinde gösterimi Şekil 7.31, 7.32 ve 7.33 deki gibidir.



Şekil 7.31 SAE 4140 Çeliği için Isıl İşlem Rejimleri ve Gerilimlerin İlişkisi.



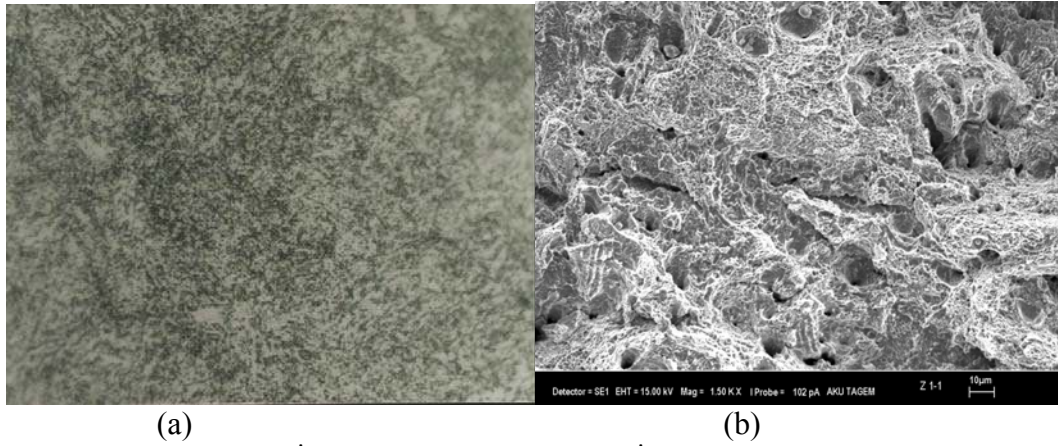
Şekil 7.32 SAE 4140 Çeliği için Çekme Deneyinden Elde Edilen % Daralma ve Uzama Değerlerinin Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi.



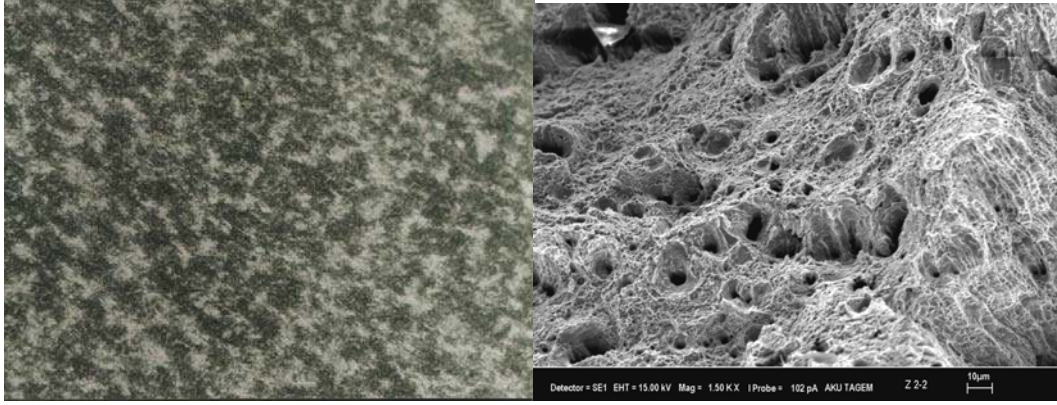
Şekil 7.33 AISI 4140 Çeliği için Pekleşme Katsayısı ve Darbe Tokluklarının Isıl İşlem Rejimleriyle İlişkisi

7.4.2 İç Yapı Analizleri

SAE 4140 çeliği için Bölüm 6’da anlatılan ısıl işlem rejimlerinden sonra oluşan iç yapı ve kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri şekil 7.34 – 7.40’da görüldüğü gibidir.



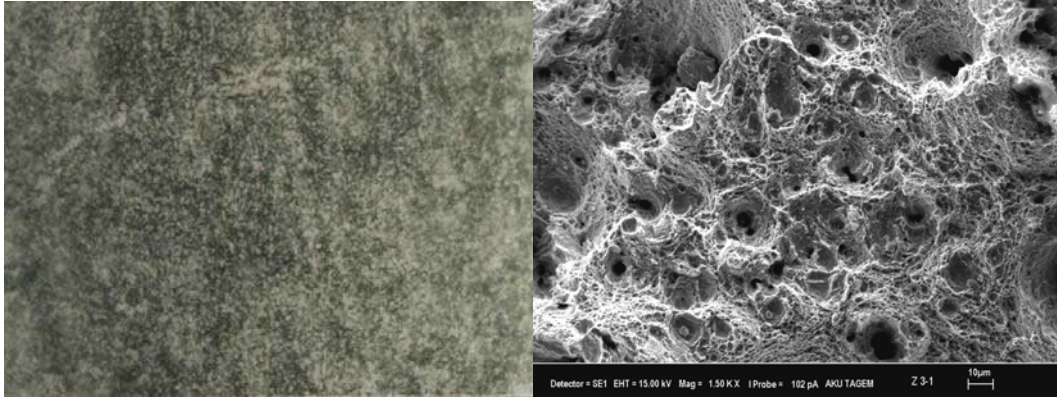
Şekil 7.34 SAE 4140 Çeliği İçin Satıldığı Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

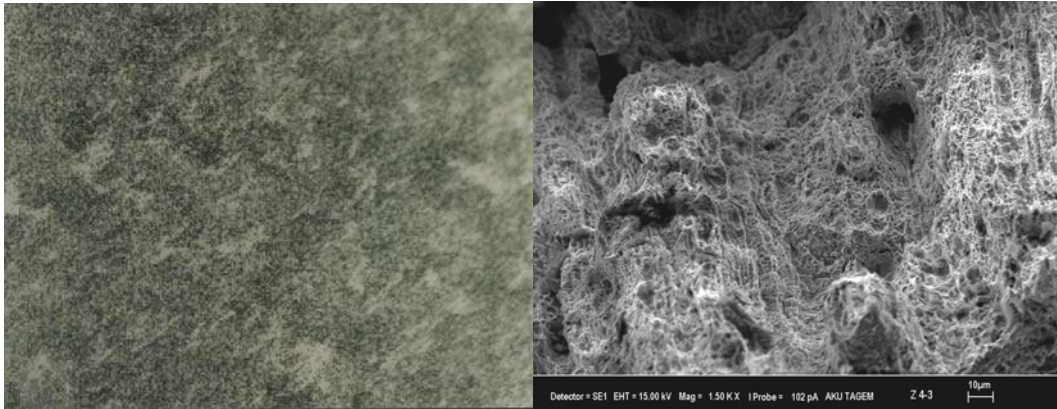
Şekil 7.35 SAE 4140 Çeliği İçin Tam Tavlama Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x200 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

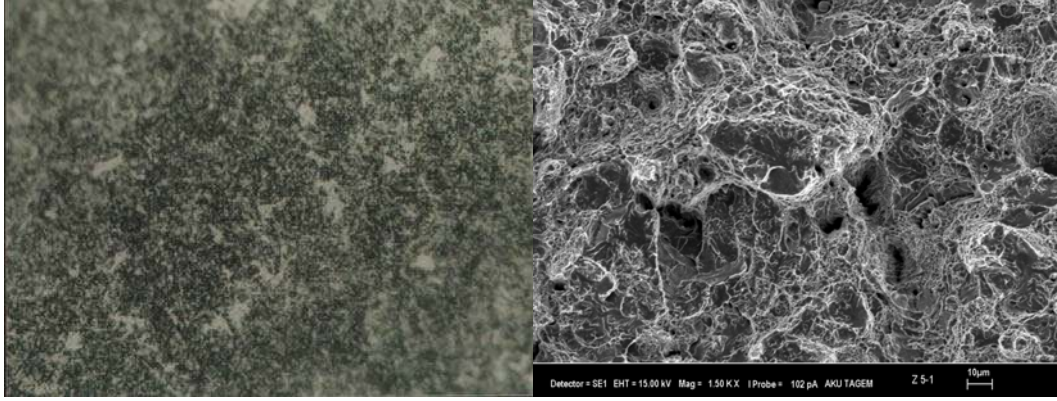
Şekil 7.36 SAE 4140 Çeliği İçin 810 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x1000 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

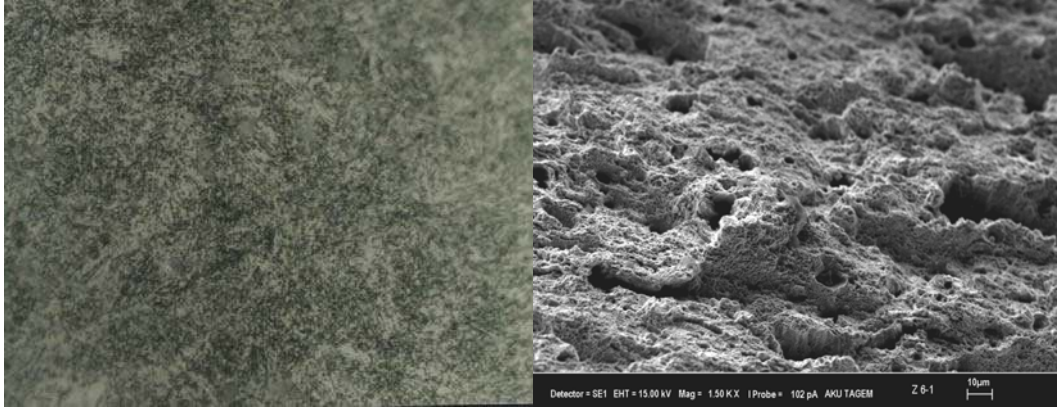
Şekil 7.37 SAE 4140 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500



(a)

(b)

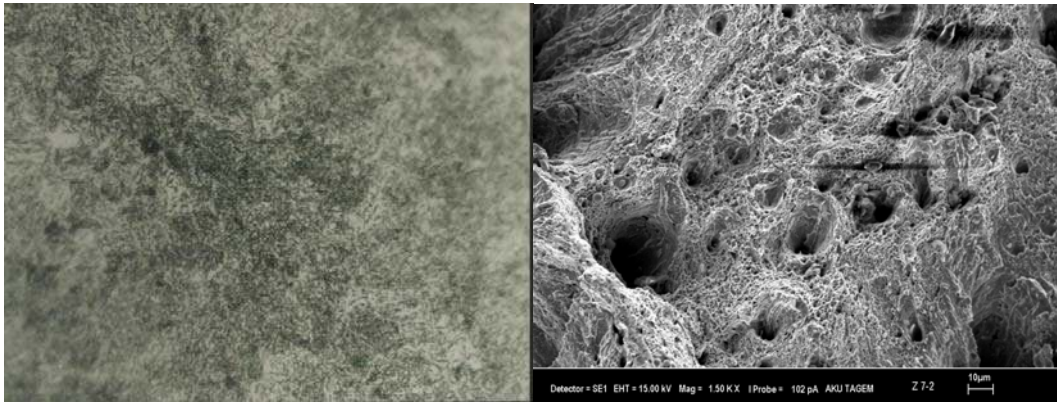
Şekil 7.38 SAE 4140 Çeliği İçin 765 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda
a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

Şekil 7.39 SAE 4140 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 650 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda
a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.



(a)

(b)

Şekil 7.40 SAE 4140 Çeliği İçin 735 °C Su Verme 500 °C Temperleme Isıl İşleminden Sonraki Durumda
a) x500 İç Yapı b) Kırılma Yüzeyi (SEM) x1500.

7.4.3 Değerlendirme ve Öneriler

Bu elik için mukavemet değerleri, diğer çelikler de olduğu gibi demir-sementit faz diyagramındaki, A_{c3} sıcaklık sınırının altından yapılan ısıt ışlem rejimlerinde en st değerlere ulaşmıştır. şekil 7.31’de görüldüğü gibi $^{*}765^{\circ}\text{C}$ - $^{**}500^{\circ}\text{C}$ de elde edilen mukavemet değerleri $^{*}735^{\circ}\text{C}$ - $^{**}500^{\circ}\text{C}$ ye göre oldukça yüksektir. Burada ferrit ve kromun etkisinin olduğunu söylemek mümkündür. % uzama tam tavlamadan sonra en st değerdedir. Pekleşme katsayısı, $^{*}765^{\circ}\text{C}$ - $^{**}500^{\circ}\text{C}$ ısıt ışlem rejiminde çok küçüktür. Dolayısıyla, kırılma tokluğunu arttırmada bu ısıt ışlem önerilebilir. şekil 7.34 de satıldığı durumda sünek kırılma, tam tavlamadan sonra fincan tipi denilen, tamamen sünek kırılma tavrı görülmektedir. SAE 4140 eliği tüm ısıt ışlem rejimlerinden sonra genelde sünek kırılmıştır. A_{c1} ve A_{c3} arasında yapılan ısıt ışlemlerde (şekil 7.37, 7.38, 7.39, 7.40) iç yapı oldukça incedir. Karbon oranı SAE 1040 a yakın olan SAE 4140 eliğinin, SAE 1040 a göre mukavemet değerleri daha düşüktür. Bu durum bünyesinde krom elementini barındırmasına bağlanabilir. bu elik için de ortalama mukavemet, düşük pekleşme katsayısı ve yüksek plastikliğin kırılma tokluğunu arttırdığı düşünüldüğünde $^{*}765^{\circ}\text{C}$ - $^{**}650^{\circ}\text{C}$ ısıt ışlem rejimi optimumdur. Darbe tokluklarında ise satıldığı durum göz önüne alındığında, diğer çeliklere göre değişim biraz daha azdır.

Sonuç olarak dört farklı çelikte de mukavemet, kırılma tokluğu ve plastiklik açısından A_{c3} ’n altından yapılan su verme ve 650°C temperleme ısıt ışlemi optimum ısıt ışlem rejimi olarak göze çarpmaktadır. Fakat diğer ısıt ışlem rejimlerinde de istenilen mekanik özellikler açısından kayda değer bulgular elde edilmiştir.

KAYNAKLAR

- ASTM E399 – Standart Test Method for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1997, Annual Book of ASTM Standards, USA.
- Aydın R., 1992 “Fracture Behaviour Of A Low Alloy Cr-V Steel”, Thesis of Sc. İstanbul Technical University, İnstitute Of Science And Technology, İstanbul.

- Broek D., 1986 “Elementary Engineering Fracture Mechanics”, Chapter 1 Summary Of Basic Problem And Concepts, Martinus Nuhoff Publishers, pp. 22-25, Boston, USA.
- Duruca, S. G., 1986, “Effects of Austenitisation Heat Treatment on the Fracture Resistance and Temper Embrittlement of MnMoNi Steels”, Acta Metallurgica, Vol.24, No.2, pp. 219 – 232.
- Eryürek, B. And Akata, E., 1990, “Effect of Tempering Treatment on Fracture Toughness of 0,4 C Steel”, Proceeding of 8th European Conference on Fracture, pp.368-371.
- Gregory E., 1958, “The Heat Treatment of Steel”, Pitman Publishing Company, London.
- Hertzberg, R. W., 1976, “Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material”, John Wiley-Sons, Second Edition , Inc. New York, USA.
- Horoz M., 1993, “Kırılma Mekaniğinde Parça Oryantasyonu ve Tane Boyutunun Kırılma Tokluğuna Etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Edirne.
- <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=313> 23.7.2004.
- <http://www.key-to-steel.com/Articles/Art45.htm>, 14.07.2004.
- Janssen M., Zuidema J., Wanhill R.J.H., 2002, “Fracture Mechanics” Delft University Pres, 2. Edition, Delft, Netherlands.
- Jastrzebski D. Z., 1996, “The Nature And Properties Of Engineering Materials”, Chapter7 Mechanical Properties, pp.225-227.
- Klepaczko, J. R. and solecky, A., 1984, “Effect of Tempering on Quasi-Static and Impact Fracture Toughness and Mechanical Properties for 5140 Steel”, Metallurgical Transaction A., V. 15A, No.5, pp. 901-910.
- Kosgeb, 1992, Çelik Malzemelerin Seçimi ve Standartları, Çetin ofset, İstanbul.
- Lee, S., Manjo, L. And Asard, R. J., 1995, “Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in Two 4340 Steels”, Metallurgical Transaction A., V.6A, No. 9, pp. 1633-1648.
- Lou, B. And Averbach, B. L., 1983, “The Effects of Heat Treatment on Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rates in 440C and BG 42 Steels”, Metallurgical Transaction A., Vol 14A, No. 9, pp. 1899-1905.

- Nakase, K. And Bernstein, I. M., 1988, "The Effect of Alloying Elements And Microstructure on The Strength And Fracture Resistance of Pearlitic Steel", Metallurgical Transaction A., Vol 19A, No.11, pp. 2819-2829.
- Prabhudev K.H., 1992, "Handbook of heat treatment of steels", Tata McGraw- Hill Publishing Company Limited, New Delhi.
- Ritchie, R. O., and Horn, R. M., 1978, "Further consideration on the Inconsistency in Toughness Evaluation of AISI 4340 Steel Austenized at Increasing Temperatures", Metallurgical Transaction A., V. 9A, No. 3, pp. 332-341.
- Ritchie, R. O., Francis, B. And Server, W. L., 1976 "Evaluation of toughness in AISI 4340 Alloy Steel Austenized at Low and High Temperatures", Metallurgical Transaction A., V. 7A, No. 6, pp. 831-838.
- Robinson, J., N. And Tuck, W., 1972, "The Relationship Between Microstructure and Fracture toughness for a Low-Alloy Steel", V. 4, I. 2, 377-386.
- Said G., 2003 "Kırılma Mekaniği Yüksek Lisans Ders Notları" Afyon.
- Said G., 2003, "Isıl İşlemler ve Laboratuvarı Ders Notları" Afyon.
- Said, G., Taşgetiren, S., 2000, "Fracture Toughness Determination of Low- Alloy Steels by Thermoactivation Energy Method", Engineering Fracture Mechanics V. 67, pp. 345- 356.
- Said, G., Taşgetiren, S., 2004, "An Express Technique for the Determination of Static and Dynamic Fracture Toughness (K_{IC} , K_{Id}) of BCC Metals and Alloys", Mechanics of Materials V.36, pp. 1129- 1142.
- Savaşkan T., 1999, "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", Derya Kitabevi, Trabzon.
- Thelning K –E, Çev. Tekin A., 1984, "Çelik ve ısıt işlemleri", Hakan Ofset, İstanbul.
- Topbaş M., A., 1993, "Endüstri Malzemeleri 1.Cilt", Prestij Basımevi, İstanbul.
- Topbaş M.,A., 1993, "Isıl işlemler", Prestij Basın, İstanbul.
- TS 1112 EN 10052, "Demir ve Çelikler Isıl İşlem", Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.
- TS 2850, Sementasyon Çeliklerinin Kalite ve Kimyasal Bileşimleri, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.
- Türkiye Demir Çelik İşletmeleri Genel Müdürlüğü, 1997, Ürünler Kataloğu 1995, Ankara, s. 3-15.

- Uğuz A., 1996, “Kırılma Mekaniğine Giriş” Bölüm 3, Griffith’in Enerji Dengesi Yaklaşımı, Uludağ Üniversitesi Basımevi, Bursa, s. 45-49.
- Ulu S., Aytekin H., Taktak Ş., 2004, “ Borlanmış ve Karbürlenmiş AISI 8620 Çeliğinin Aşınma Davranışı”,10. Denizli Malzeme Sempozyumu, Denizli 14-16 Nisan, s. 94-99.
- Vardar Ö., 1988, “Fracture Mechanics”, Chapter 3, Linear Elastic Fracture Mechanics, Bogazici University Publication, İstanbul pp. 26-30.
- Weissbach W., Çev. Anık S, Anık E, Vural M, 1998, “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, Birsen Yayınevi, İstanbul.
- Wood, W., E., 1975, “Effect of Heat Treatment on The Fracture Toughness of low Alloy Steels”, Engineerin Fracture Mechanics, V.7, I.2, pp. 219-228.
- www.OsmanliCelik.com, 21 Haziran 2004.
- Yumrukçal Demir Çelik Ticaret A.Ş., 2000, Ürünler Kataloğu., Hakan Ofset, Eskişehir, s. 3-20.

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanması esnasında fikir, bilgi ve tecrübelerinden fazlasıyla faydalandığım, bana öncülük ve rehberlik eden, danışmanım ve değerli hocam Prof. Dr. Galip SAİD' e en derin teşekkür ve şükranlarımı sunarım.

Deneysel çalışmalarda ve tezin yazılımında yardımlarını esirgemeyen tüm hocalarıma, arkadaşlarıma, öğrenim ve iş hayatımda olduğu gibi tezin hazırlanması esnasında da benden maddi ve manevi yardımlarını eksik etmeyen aileme, yanımdaki destekçim Melike ZEKİLER'e teşekkürü bir borç bilirim.

ÖZGEÇMİŞ

1977 yılında İstanbul'un Pendik ilçesinde doğdu. İlköğrenimini Pendik Atatürk İlkokulu'nda tamamladı. Babasının T.C.D.D.'de memur olması ve 1990 yılı Eylül ayında Eskişehir iline nakil edilmesinden dolayı Ortaokul 1 ve 2. sınıfları Pendik Lisesi, 3. sınıfı Eskişehir Atatürk Ortaokulu'nda tamamladı. 1995 yılında Eskişehir Süleyman Çakır Lisesi'ni bitiren Sinan ULU, 1996 yılında girdiği Ö.S.S. ve Ö.Y.S. sınavlarının ardından Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği Bölümünü kazandı. Bu okuldan Haziran 2000'de mezun oldu. Aynı okulun 2001 Yılı Ocak ayında açmış olduğu araştırma görevliliği sınavlarında başarılı olduktan sonra Ağustos 2001'de araştırma görevlisi olarak bu kurumda göreve başladı. Eylül 2002-Ağustos 2004 tarihleri arasında Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi A.B.D' de yüksek lisansını tamamladı. Halen Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde araştırma görevlisi olarak çalışmalarına devam etmektedir.