

**ARAYER ATOMSUZ (IF-INTERSTITIAL FREE) ÇELİKTE FARKLI
DEFORMASYON ORANLARI VE TAVLAMA SICAKLIKLARININ TANE
BÜYÜMESİNE ETKİSİ**

Filiz EROL DEMİR

**Zonguldak Karaelmas Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**ZONGULDAK
Eylül 2011**

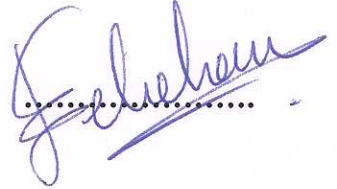
KABUL:

Filiz EROL DEMİR tarafından hazırlanan “ARAYER ATOMSUZ(IF-INTERSTITIAL FREE) ÇELİKTE FARKLI DEFORMASYON ORANLARI VE TAVLAMA SICAKLIKLARININ TANE BÜYÜMESİNE ETKİSİ” başlıklı bu çalışma jürimiz tarafından değerlendirilerek, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak oy birliğiyle kabul edilmiştir.
09/09/2011

Başkan: Doç. Dr. Hale SÜTÇÜ (ZKÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Füsun MÜFTÜOĞLU (ZKÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Fatmagül KOLTUK (ZKÜ)



ONAY:

Yukarıdaki imzaların, adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım. .../.../2011



Prof. Dr. Özden ÖZEL GÜVEN
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdür V.

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”


Filiz EROL DEMİR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ARAYER ATOMSUZ (IF-INTERSTITIAL FREE) ÇELİKTE FARKLI DEFORMASYON ORANLARI VE TAVLAMA SICAKLIKLARININ TANE BÜYÜMESİNE ETKİSİ

Filiz EROL DEMİR

Zonguldak Karaelmas Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Fatmagül KOLTUK

Eylül 2011, 61 sayfa

Bu çalışmada, hiç deforme edilmemiş ve %0,5, 1, 2, 4, 7 ve 10 oranlarında ön deforme edilmiş arayer atomsuz çelik numuneler 650, 800, 950 ve 1100°C farklı sıcaklıklarda tavlansak, bu işlemler sonucunda malzemede ortaya çıkan mikroyapısal ve mekanik özellik değişimleri incelenmiştir. Bu şekilde endüstride benzer sıcaklıklara maruz kalan arayer atomsuz çelikten üretilen parçalarda oluşabilecek anormal tane büyümeleri ve bunun yarattığı mekanik özellik değişimlerinin önceden belirlenebilmesi hedeflenmiştir. Bu özelliklerin bilinmesi gerek sonraki işlem adımlarında gerekse kullanım sırasında benzeri sıcaklıklara maruz kalacak parçaların tasarımlarında bu tür kritik deformasyonların oluşumundan kaçınılmasını ya da bu bölgelerin daraltılmasını sağlayacaktır.

Anahtar Kelimeler: Arayer atomsuz çelik, ön deformasyon, tane büyümesi

Bilim Kodu: 625.02.05

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

THE EFFECT TO THE GRAIN GROWTH OF ANNEALING TEMPERATURES AND DIFFERENT DEFORMATION RATES IN INTERSTITIAL FREE STEEL (IF)

Filiz EROL DEMİR

**Zonguldak Karaelmas University
Science Institute
Mechanical Engineering Department**

Thesis Advisor: Assist. Prof. Fatmagül KOLTUK

September 2011, 61 pages

In this study, non-deformed and 0.5%, 1%, 2%, 4%, 7% and 10% pre-deformed interstitial free steel samples were annealed at 650°C, 800°C, 950°C and 1100°C, as a result of these transactions the alterations in microstructure and mechanical properties were investigated. In this way, abnormal grain growth in interstitial free steel parts and the resulting alterations in mechanical properties are aimed to determine in advance. Knowing these characteristics in advance will help one that formation of critical deformations on part can be avoided or these regions can be narrowed in parts, exposing to similar temperatures at following processes or during service.

Key Words: Interstitial Free steel, pre-deformation, grain growth

Science Code: 625.02.05

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans öğrenimimde ve tez çalışmamda, kıymetli teşvik ve katkılarıyla benden yardımlarını esirgemeyen saygıdeğer hocam Yrd.Doç.Dr. Fatmagül KOLTUK (ZKÜ) başta olmak üzere, yüksek lisans eğitimim sırasında emeği geçen tüm değerli hocalarıma en içten sevgi, saygı ve teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Bu tezin hazırlanması aşamasında engin bilgisini bizden esirgemeyen Doç.Dr. Oktay ELKOCA'ya (ERDEMİR) teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez için kullanılan numunelerin hazırlanmasında benden yardımlarını esirgemeyen Uzman Serdar YILMAZ'a (ZKÜ) ve Arş. Gör. Sudi KALAMAN'a (ZKÜ) teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Tez çalışmam sırasında her türlü sıkıntımı içtenlikle paylaşan ve bana destek veren sevgili arkadaşım Nilüfer MERT'e (ZİÖİ) teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Son olarak yüksek lisans eğitimim sırasında benden hiçbir yardımı esirgemeyen, hep destek olan sevgili eşim Abdullah'a ve ondan çaldığım zamanlar için bana anlayış gösteren canım kızım Ece'ye, ayrıca bu eğitimi yapmam konusunda beni cesaretlendiren babama, anneme ve kardeşlerime şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET	iii
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vii
İÇİNDEKİLE	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
 BÖLÜM 1 GİRİŞ	 1
1.1 GİRİŞ.....	1
1.2 ÇALIŞMANIN AMACI VE KAPSAMI.....	1
1.3 KONU İLE İLGİLİ YAPILMIŞ OLAN ÇALIŞMALAR.....	2
 BÖLÜM 2 GENEL BİLGİLER	 5
2.1 ÇELİK SACLAR	5
2.1.1 Çift Fazlı Çelikler.....	5
2.1.1.1 Çift Fazlı Çelik Üretimi	6
2.1.1.2 Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	7
2.1.1.2.1 Akma Davranışı ve Deformasyon Sertleşmesi.....	7
2.1.1.2.2 Akma ve Çekme Mukavemeti.....	7
2.1.1.2.3 Tokluk	9
2.1.1.2.4 Temperleme ve Deformasyon Yaşlanması	9
2.1.2 Dönüşümle Oluşturulan Plastisite (Trip) Çelikleri	9
2.1.3 Ultra İnce Ferrit(Uff) Çelikler	12
2.1.3.1 Uygulamalar ve Mekanik Özellikler	13
2.1.4 Arayer Atomsuz(IF) Çelikler.....	14

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	<u>Sayfa</u>
2.1.4.1 IF Çeliklerinin Üretimi Ve Proses Kademeleri.....	16
2.1.4.1.1 Çelik Üretimi.....	16
2.1.4.1.2 IF Çeliklerinin Vakum Prosesi	16
2.1.4.1.3 Sürekli Döküm.....	17
2.1.4.1.4 Slab Isıtma.....	17
2.1.4.1.5 Sıcak Haddeleme	17
2.1.4.1.6 Asitleme	18
2.1.4.1.7 Soğuk Haddeleme.....	18
2.1.4.1.8 Sürekli Tavlama.....	18
2.1.4.2 NKK-CAL Prosesinin Prensipleri.....	18
2.1.4.3 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları	19
 BÖLÜM 3 PLASTİK DEFORMASYONUN GENEL İLKELERİ.....	 21
 3.1 METALLERİN KRİSTAL YAPISI	 21
3.1.1 Hacim Merkezli kübik Yapı (HMK).....	21
3.1.2 Yüzey Merkezli Kübik Yapı(YMK)	21
3.1.3 Sıkı Düzen Hegzagonal Yapı(SDH)	22
3.2 DEFORMASYON MEKANİZMALARI.....	22
3.2.1 Kayma	23
3.2.1.1 Kristallerin Kayma İle Plastik Deformasyonu	24
3.2.2 İkizlenme	26
3.2.3 Tane Sınırlarının Kayması.....	27
3.2.4 Yayınma Sürünmesi.....	28
3.3 SOĞUK ŞEKİLLENDİRME YOLUYLA MUKAVEMET ARTIŞI.....	28
3.3.1 Toparlanma.....	30
3.3.1.1 Toparlanma Mekanizmaları	31
3.3.1.1.1 Alt Tane Büyümesi ve Alt Tane Birleşmesi	31
3.3.1.1.2 Poligonlaşma	32
3.3.2 Yeniden Kristalleşme	32
3.3.2.1 Yeniden Kristalleşme İçin Çekirdekleşme Mekanizmaları	33
3.3.3 Tane Büyümesi	34

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	<u>Sayfa</u>
3.3.3.1 Östenitin Tane Büyüklüğünün İncelenmesi.....	36
3.3.3.2 ASTM Tane Boyutu Sayısı.....	37
 BÖLÜM 4 DENEYSEL ÇALIŞMALAR	 39
4.1 DENEYLERDE KULLANILAN MALZEME.....	39
4.2 NUMUNELERİN DEFORME EDİLMESİ.....	41
4.3 NUMUNELERİN TAVLANMASI	44
4.4 TAVLANMIŞ NUMUNELERLE YAPILAN ÇALIŞMALAR	45
 BÖLÜM 5 DENEYSEL SONUÇLAR	 47
5.1. TAVLAMA SONRASI ÖLÇÜLEN SERTLİKLER.....	47
5.2 TAVLAMA SONRASI BELİRLENEN ÇEKME TEST DEĞERLERİ	48
5.3 TAVLAMA SONRASI MEYDANA GELEN MİKROYAPI DEĞİŞİMLERİ.....	50
 BÖLÜM 6 GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	 57
 KAYNAKLAR	 59
ÖZGEÇMİŞ	61

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
1.2 Braun tüpü yapısının şematik görünümü	2
2.1 Ferrit (Açık renk) martensit (Koyu renk) mikroyapıya sahip çift fazlı bir çelik.....	5
2.2 Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine martensit hacim oranının etkisi	8
2.3 Değişik martensit hacim oranlarının çekme mukavemeti ile ilişkisi.....	8
2.4 TRIP Çeliğinin şematik canlandırması	10
2.5 TRIP etkisinin mekanizması	11
2.6 (a,b) 600 serisi TRIP çeliğinin optik mikroskop fotoğrafı ile düşük alaşımlı TRIP çeliğine ait TEM fotoğrafı	12
2.7 Yüzey bölgesindeki UFF taneler. Yapıda çökelmiş karbürler görülmektedir	13
2.8 UFF ve geleneksel çelik mukavemet seviyeleri	14
2.9 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları.	19
3.1 Hacim merkezli kübik yapı	21
3.2 Yüzey merkezli kübik yapı	22
3.3 Hegzagonal sıkı paket kristal yapı.....	22
3.4 Kayma Mekanizması	23
3.5 Dislokasyon.....	24
3.6 Kenar dislokasyonu	25
3.7 Vida dislokasyonu	25
3.8 Karışık dislokasyonlar	26
3.9 İkizlenme mekanizması	26
3.10 Tane sınırı kayması.....	27
3.11 Malzemelerin difüzyonu	28
3.12 Toparlanma-yeniden kristalleşme-tane büyümesi mekanizmasının şematik olarak temsili	29
3.13 Cu'nun deformasyonu sırasında depolanan enerji miktarı	30
3.14 Toparlanma ve yeniden kristalleşmede fiziksel özellikte meydana gelen değişim.....	30
3.15 (a,b,c,d)Alt tane rotasyonu ile alt tane birleşmesinin şematik olarak temsili.....	31
3.16 (a,b) Bükülen ve Poligonize olmuş Laue nokta paterni.....	32
3.17 (a,b) Kenar dislokasyon oluşumları.....	32
3.18 (a,b,c,d) Yeniden kristalleşmede sıcaklığın mikroyapıya etkisi.....	33

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

No	Sayfa
3.19 (a,b) Ani tane sınırı büyümesi ve çekirdekleşmeyi açıklayan modeller.	33
3.20 Önceden var olan tane sınırlarında meydana gelen çekirdeklenme ve tane büyümesi	34
3.21 Bir saat süreyle değişik sıcaklıklara ısıtılmış “ince taneli” ve “kaba taneli” çeliklerin tipik tane büyüme davranışı.....	35
4.1 Deneylerde kullanılan sacın çekme eğrisi.....	40
4.2 Deneylerde kullanılan sacın haddelemeye paralel yönde gözlenen mikroyapıları	40
4.3 Deneylerde kullanılan çekme test numuneleri	41
4.4 Demir karbon faz diyagramı	41
4.5 Ön uzama verilmiş numunelere ait çekme eğrileri.....	43
4.6 İşaretlenen bir grup çekme test numunesi.....	44
4.7 Deneylerde kullanılan tavlama fırını.	44
4.8. Numunelerin tavlama fırınına yerleştirilmesi ve fırından çıkarılıp soğutmaya alınması	45
4.9 Tavlama numunelerden çekme testi öncesi görüntüler.....	45
4.10 Kopan çekme test çubuğu üzerinde mikroyapısal incelemelerin yapıldığı bölge	46
5.1 Tavlama sonrasında her bir numuneye ait çekme eğrisi.....	48
5.2 Belirli ön deformasyon ve tavlama işlemine tabi tutulmuş bazı numunelerden gözlenen "portakal kabuğu" oluşumu.....	48
5.3 %0-0,5-1-2 deforme edilmiş numunelerin tavlama sonrasında 25X büyütmede gözlenen mikroyapıları	50
5.4 %4-7-10 deforme edilmiş numunelerin tavlama sonrasında 25X büyütmede gözlenen mikroyapıları	51
5.5 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre sertlik değerleri.....	53
5.6 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre akma mukavemetleri.....	53
5.7 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre çekme mukavemetleri	54
5.8 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre uzama değerleri	54
5.9 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre tane büyüklükleri	55

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>No</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 Üretim yöntemine göre ticari dual fazlı çelik kimyasal bileşimler	6
3.1 Toparlanma mekanizmaları.....	31
3.2 On tane boyut için mm ² başına (x1de) ile in ² (x100de) başına nominal tane sayısı	38
4.1 Deneylerde kullanılan sacın kimyasal bileşimi	39
4.2 Deneylerde kullanılan sacın haddelemeye dik yöndeki çekme test değerleri.....	40
4.3 Ön uzama verilmemiş ve verilmiş numunelere ait ölçümler	42
4.4 Çekme test numunelerine uygulanan kodlama.....	43
5.1 Tavlama sonrasında ölçülen sertlik değerleri.....	47
5.2 Tavlama sonrasında belirlenen çekme test değerleri.....	49
5.3 Tavlama sonrasında gözlenen mikroyapılardaki ortalama ferrit tane boyutu.....	52

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

σ	: Gerilme
α	: Ferrit
γ	: Martensit
t_1	: Toparlanma için gereken süre
t_2	: Yeniden kristalleşme için gereken süre
t_3	: Tane büyümesi için geçen süre
t	: Bekleme süresi
r	: Derin çekilebilme katsayısı
D_0	: $t=0$ iken başlangıç tane büyüklüğü
K	: Sıcaklığa bağımlı sabit
N	: ASTM tane boyutu sayısı
P	: Tane sınırı kesişme sayısı
N_L	: Almasik lamel sayısı
L_T	: Toplam deney çizgisi uzunluğu
M	: Mikroskop büyültmesi

KISALTMALAR

IF	: Interstitial Free (Arayer Atomsuz)
TRIP	: TRansformation Induced Plasticity
HSLA	: High Strenght-Low Alloy
UFF	: Ultra Fine Ferit
ASTM	: American Society For Testing Materials
DP	: Dual Phase
M_D	: Deformasyon sırasındaki martensit bitiş sıcaklığı
M_s	: Martensit başlangıç sıcaklığı
SEM	: Taramalı elektron mikroskopu
ITAB	: Isı tesiri altında kalan bölge

BÖLÜM 1

GİRİŞ

1.1 GİRİŞ

Dünyamızda çelik endüstrisinde son yıllarda meydana gelen teknolojik atılımlar çelik müşterilerinin hayal gücünü ve düşüncesi artırmaktadır. Bu sebeple çelik şirketleri, kendilerini her zaman en üst düzey teknolojik yöntemlerle üretim yapmaya zorlamaktadırlar. Bu son teknolojinin getirdiği son ürünlerden birisi de arayer atomsuz (interstitial free-IF) çeliklerdir. Bu çelikler düşük akma dayanımları ve ekstra derin çekilebilme özelliği göstermekte ve çok karmaşık parçaların kolaylıkla üretilmesine olanak sağlamaktadırlar.

Soğuk işlem ve ardından gerçekleştirilen yeniden kristalleşme tavlama metalik malzemelerin işlenmesinde mikroyapısal gelişimin temel olgularındandır. Bu işlemler geniş bir ölçekte endüstriyel uygulamalar için büyük bir öneme sahiptir. Malzemeler soğuk haddeleme, derin çekme, gerdirerek şekillendirme, burma, bükme gibi çok çeşitli yöntemlerle oda sıcaklığında deforme edilerek istenilen biçime sokulabilmektedir. Uygulanan yöntem, parça büyüklük ve şekline göre, biçimlendirilen parça üzerindeki deformasyon oranları da değişebilmektedir. Örneğin soğuk haddeleme sonrasında kalınlık boyunca daha homojen bir deformasyon oluşurken derin çekme sonrasında biçimlendirilen parçanın farklı bölgelerinde farklı deformasyonlar oluşabilmektedir.

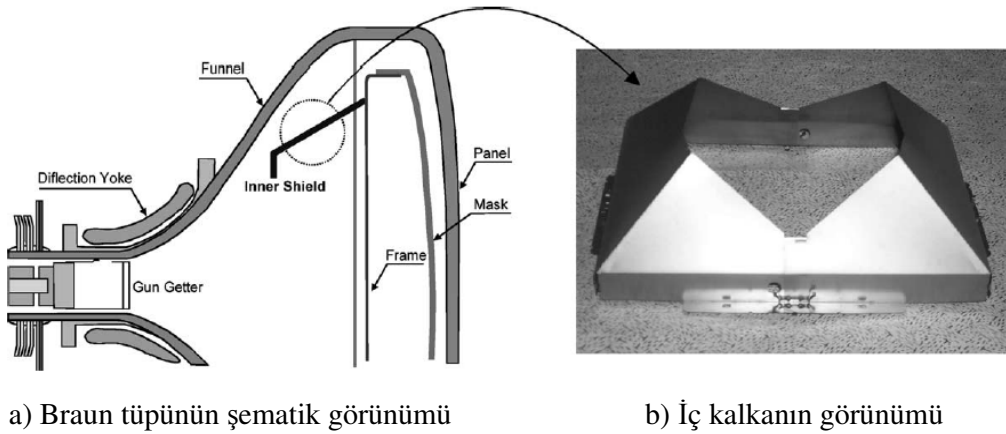
1.2 ÇALIŞMANIN AMACI VE KAPSAMI

Bu çalışmanın amacı otomotiv sektöründe kullanılan, bir arayer atomsuz çelik üzerinde farklı deformasyon oranları ve tavlama sıcaklıklarının tane büyümesine etkisini incelemektir. %0-0,5-1-2-4-7-10 oranlarında deforme edilmiş olan arayer atomsuz çelik numuneler belirli sıcaklıklarda (650C°, 800C°, 950C° ve 1100C°) tavllanmış ve bu numunelerde meydana gelen tane büyümesi incelenmiştir.

1.3 KONU İLE İLGİLİ YAPILMIŞ OLAN ÇALIŞMALAR

IF çeliklerinin başlıca endüstriyel uygulama alanı derin çekme işlemleridir. Derin çekme işlemi sonrasında istenilen şekli almış IF çeliği parçalarına kaynak ve lehimleme gibi birleştirme, emaye gibi kaplama işlemleri uygulanabilmektedir. Tüm bu işlemler sırasında derin çekme ile şekillenmiş parçalara uygulanan ısının bölgesel ya da tüm parçayı kapsayacak şekilde olmasına bağlı olarak parçanın farklı sıcaklıklara maruz kalmasına neden olacaktır. Bir derin çekme işlemiyle şekillenen parçada farklı deformasyonlar ve bunun sonucu farklı gerilmeler ortaya çıkacaktır. Düşük karbonlu bir çelik farklı deformasyon oranlarına tabi tutulup tavlandığında “kritik deformasyon” olarak bilinen bazı düşük deformasyon seviyelerinde anormal tane irileşmesi göstermektedir. Bu tür bir oluşum derin çekme işleminden geçmiş bir parçanın kritik oranda deformasyona uğramış bölgelerinde beklenmedik yumuşamalara ve mukavemet düşüşlerine yol açmaktadır.

IF çeliğinin kullanıldığı uygulama alanlarının çoğunda çeliğe yüksek mukavemet ve tokluk özelliği kazandırmak için çeliğin tane boyutunun inceltilmesi önemlidir. Oysa bunun tersine bazı özel uygulamalar için tanelerin irileştirmesi gereklidir. Örneğin Şekil 1.1’de gösterildiği gibi CRT monitörün parçalarından birisi olan iç kalkan, elektron demetini yolundan bir sapma olmaması için dış manyetik kuvvetlerden korumak amacıyla kullanılmaktadır. Korumanın etkinliği artan tane boyutu ile artan geçirgenliğe bağlı olduğundan mükemmel bir manyetik koruma için çok yüksek saflıkta ve iri tanelerden oluşan bir çelik sac gereklidir (Hong and Lee 2003).



Şekil 1.1. Braun tüpü yapısının şematik görünümü (Hong and Lee 2003).

Soğuk haddelenmiş ve tavllanmış IF çeliklerindeki tane boyutu çeliğin kimyasal bileşimi, soğuk haddelemedeki ezme oranı, tavlama sıcaklığı ve tavlama süresinden etkilenmektedir.

İri taneli sac yapmanın olası yollarından birisi deformasyon tavlamasıdır. Burada bir tavlama işleminin takip ettiği yeniden kristalleşmeye izin vermeyecek ölçüde düşük bir haddelemenin yarattığı tane irileşmesinden yararlanılır. Bu yöntemde tane büyümesi için itici güç komşu taneler arasındaki deformasyon enerjisi farklılıklarıdır.

Bu yöntem yeni ekipmanlara gereksinim duymadığından ekonomik bakış açısına göre oldukça çekici bir işlemdir. Endüstride IF çeliklerinin haddeleme prosedürü soğuk haddeleme, tavlama ve temper haddeleme işlemlerinden oluşmaktadır. Bunlardan temper haddeleme işlemi yağlı bir solüsyon kullanmadan küçük ezmeler ile gerçekleştirilmektedir. Bu şekildeki bir temper haddeleme sonrasında uygulanan tavlama işlemi tane büyümesi oluşturabilmektedir.

Deformasyonun heterojen bir şekilde gerçekleştiği temper haddelemenin doğasından dolayı deformasyon tavlamasından geçen IF çeliklerindeki tane boyut dağılımları farklı olabilmektedir. Hong ve Lee yağlamasız %0,4 temper haddelenmiş bir IF çeliği 850°C'deki deformasyon tavlamasına tabi tutulduğunda yüzey altında anormal bir tane büyümesinin oluştuğunu ve bu tanelerin içeriye doğru büyüdüğünü göstermiştir. Haddeleme oranı yeniden kristalleşmeye yol açmayacak ölçüde düşük olduğunda tane büyümesi deformasyon etkili tane sınırı göçüyle oluşmaktadır. Temper haddelenmiş çeliklerde yüzey bölgeleri orta bölgelerden daha fazla deforme olmaya eğilimlidir ve taneler farklı plastik deformasyonların etkisi altında olup, yönlendirmelerine bağlı olarak farklı deformasyon enerjilerine sahiptirler. Temper haddeleme sırasında depolanan deformasyon enerjisinin heterojen dağılımı tane büyümesindeki itici güçlerden birisi olmaktadır.

Bu çalışmada en son %0,5 oranında temper haddeleme işleminden geçmiş sacdan haddelemeye dik doğrultuda çıkarılan çekme test numunelerine %0,5'ten %10'a kadar değişen oranlarda tek eksenli çekme testi uygulanmıştır. Bu şekilde sac kalınlığı boyunca heterojen bir deformasyon oluşturan temper haddelemesinden farklı olarak tüm kalınlık boyunca homojen deformasyonlar oluşturulmaya çalışılmıştır. Bu tür bir işlem yine IF çeliklerinin tavlандığı sürekli tip hatlarda mevcut olan gergili düzelticiler (tension levellers) ile sağlanabilmektedir. Aynı şekilde derin çekme işlemlerinden geçen IF çeliğinden bir parçadaki

çekme gerilimleri de kalıpla sürtünme halindeki yüzeylerde ortaya çıkan ekstra gerilmeler hariç parçanın farklı bölgelerinde farklı olurken bu bölgelerdeki kalınlık kesiti boyunca homojen bir dağılım göstermektedirler. Bu nedenle bu tür şekillenmiş parçaların kaynak, lehimleme, emayeleme vb işlemler sırasında ısıya maruz kalması sonucunda kritik deformasyonun olduğu bölgelerde anormal tane büyümleri ve bunun yarattığı mukavemet düşüşleri (yumuşamalar) ile karşılaşılabilir. Bu tür ısı işlemlere maruz kalacak parçalarda anormal tane büyümesine yol açan kritik deformasyon oranlarının bilinmesi ise parça tasarımlarında önceden bu tür kritik deformasyonların oluşumuna izin verilmemesi ya da bu bölgelerin çok dar tutulmasıyla önlenilebilir.

Bu çalışma ile elde edilen bulguların, anormal tane büyümesini uygulamalarında bir avantaj olarak kullanmak isteyen ya da bu tür oluşumlardan kaçınmak isteyen IF çeliği kullanıcılarına yol gösterici olacağı düşünülmektedir.

BÖLÜM 2

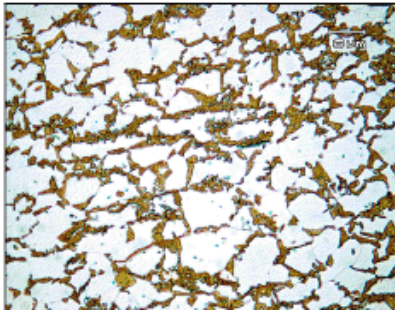
GENEL BİLGİLER

2.1 ÇELİK SACLAR

Bu bölümde konvansiyonel sıcak haddeme, soğuk haddeme ve tavlama ile üretilen ferrit veya ferrit+perlit yapısına sahip düşük karbonlu çelik saclardan farklı olarak son yıllarda geliştirilen, yüksek mukavemete ve biçimlendirme kabiliyetine sahip olan çift fazlı (Dual Phase-DP), arayer atomsız (Interstitial Free-IF), dönüşümle oluşturulmuş plastisite (TRansformation Induced Plasticity-TRIP), Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (High Strength-Low Alloy-HSLA) ve ultra ince ferrit (Ultra Fine Ferrite-UFF) çelikleri tanıtılmıştır (Akoy 2001).

2.1.1 Çift Fazlı Çelikler

Çift fazlı çelikler, yüksek mukavemetli-düşük alaşımlı(HSLA) çeliklerin yeni bir sınıfıdır. Bu sınıf yaklaşık 550 Mpa çekme kuvvetine sahip, mikro yapısında %20 civarında sert martensit partikülleri içeren yumuşak ferritik bir matris olarak karakterize edilir. Çift fazın adı, yapının çoğunu oluşturan iki fazdan, yani ferrit ve martensitten gelir (Şekil 2.1). Ancak az miktarlarda da olsa beynit, perlit, kalıntı, ostenit gibi diğer fazlar da yapıda bulunabilir (Akoy 2001).



Şekil 2.1 Ferrit (Açık renk) martensit (Koyu renk) mikroyapıya sahip çift fazlı bir çelik (URL-1 2009).

Yüksek çekme mukavemetine ilaveten, sürekli akma özelliği, düşük akma mukavemeti ve yüksek toplam birim şekil değişim değerleri, çift fazlı çelikleri HSLA çeliklere nazaran üstün kılmaktadır.

Çift fazlı çelikler üzerindeki çalışmalar, daha hafif otomobiller üretmek amacıyla, 1980'li yıllarda ortaya çıkan enerji darboğazı sırasında ağırlık kazanmıştır.

Günümüzde kullanılan çift fazlı çeliklerin tipik kimyasal bileşimleri Çizelge 2.1'de verilmektedir. Genel olarak bu çelikler %0,1'den daha az karbon içerirler ve bu sayede punta kaynak edilebilme kabiliyetine sahip olurlar. Tavlamaı takip eden hızlı soğutma sonucunda mikroyapıdaki martensitin %20'si oluşur. %1 ile %1,5 arasındaki manganez, hızlı soğutmada martensitin oluşmasını sağlar. %0,6'nın altındaki miktarlarda krom ve molibden de çeliğe ilave edilebilir. Silisyum, katı eriyik sertleşmesi amacıyla ilave edilir. Vanadyum, niobyum, titanyum gibi mikro alaşım elementleri, çökeltme sertleşmesi ve/veya tane boyutu kontrolü için ilave edilebilir (Akoy 2001).

Çizelge 2.1 Üretim yöntemine göre ticari dual fazlı çelik kimyasal bileşimler (ASM 1996).

	Bileşim, % Ağırlık						
Üretim Yöntemi	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N
Sürekli tavlama, sıcak haddelenmiş	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Sürekli tavlama, soğuk haddelenmiş	0,11	1,20	0,40	-	-	-	-
Kutu tavlama	0,12	2,10	1,40	-	-	-	-
Haddelenmiş halde	0,06	0,90	1,35	0,50	0,35		-

2.1.1.1 Çift Fazlı Çelik Üretimi

Çift fazlı çelikler, ya sürekli tavlamaı ya da kutu tavlamaı interkritik ısıı işlem ile üretilirler. Sürekli tavlamaı çelik kısa bir sürede (30 sn) interkritik sıcaklık bölgesine ısıtılır ve ferrit+ostenitten oluşan bir yapı elde edilir. Bu işlemi takiben, hızlı bir soğutma ile (6 °C/sn) ferrit+ostenit karışımı olan yapı, ferrit+martensit yapısına dönüştürölür (ASM 1996).

Kutu tavlama, sürekli tavlamaya benzer, fakat ısıtma süresi fazla (3 Saat civarında) ve soğuma hızları daha yavaştır (10 °C/Saat). Yavaş soğuma hızları nedeniyle, kutu tavlama için yüksek alaşım elementi (Çizelge 2.1) içeriğine sahip çeliklere ihtiyaç vardır (ASM 1996).Yüksek manganez içeriğine olan bu ihtiyaç, çeliğin maliyetini arttırmakta ve malzeme özelliklerinde değişimlere sebep olan segregasyon sorununa neden olmaktadır (Llewlllyn and Hillis 1996).

2.1.1.2 Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

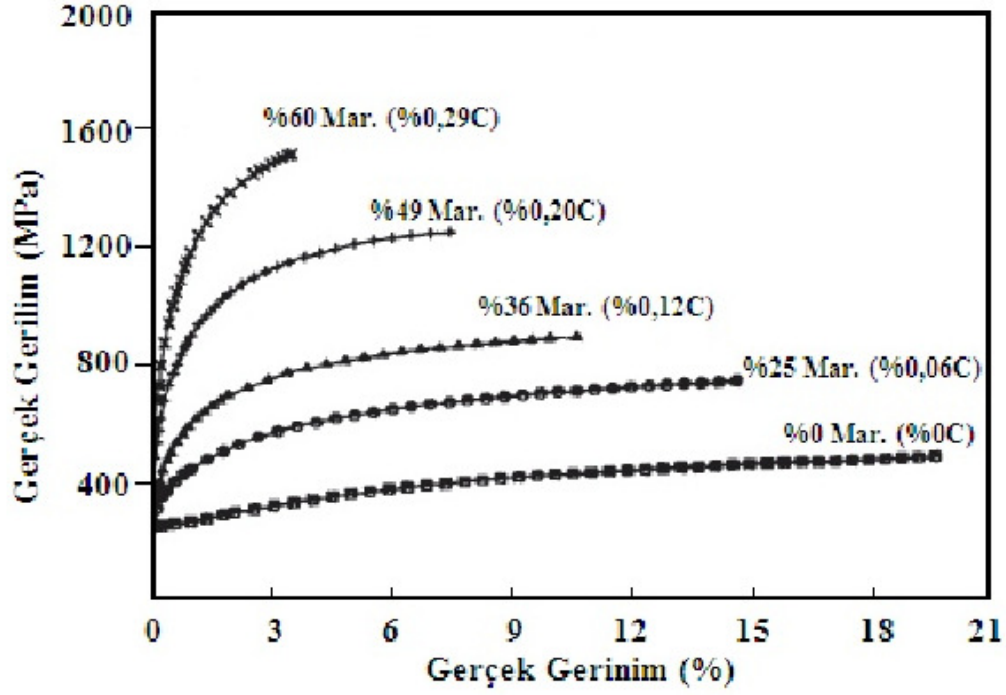
2.1.1.2.1 Akma Davranışı ve Deformasyon Sertleşmesi

Genel olarak ferrit-martensit çelikleri akma noktası göstermezler. Ferritteki yüksek kalıntı gerilme ve yüksek miktarlardaki hareketli dislokasyon yoğunluğu nedeniyle plastik akma, küçük plastik birim şekil değişimlerine neden olur. Sonuç olarak akma, ferrit içinde birçok bölgede gerçekleşir ve süresiz akma engellenir (Akoy 2001).

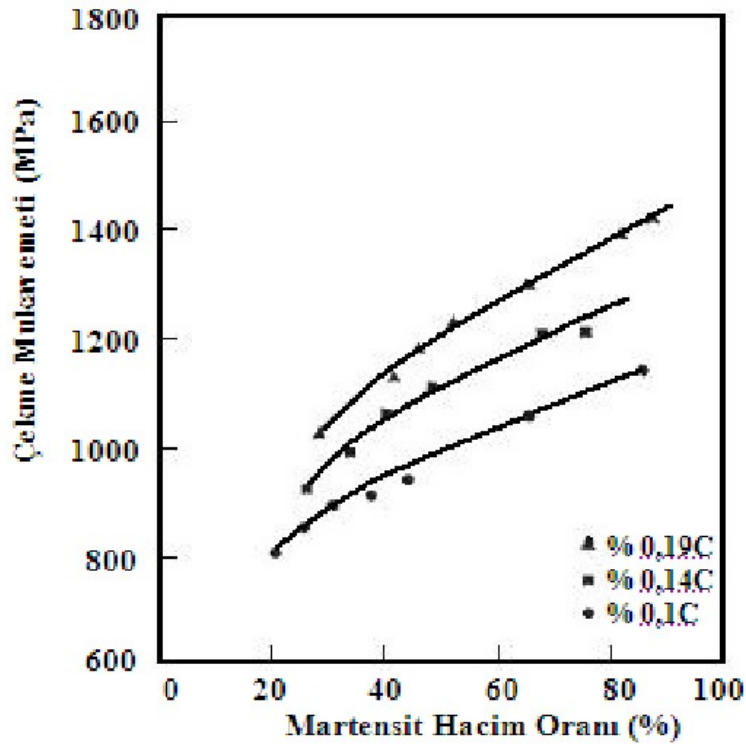
Çift fazlı çeliklerde deformasyon sertleşmesi olayı üç aşamaya ayrılabilir. İlk aşamada (%0,1 ile %0,5 arasında birim şekil değişimi) kalıntı gerilmelerin giderilmesi ve iki fazın plastik uyumsuzluğu nedeniyle oluşan karşı gerilmelerle hızlı bir deformasyon sertleşmesi gerçekleşir. İkinci aşamada (%0,5 ile %4 arasında birim şekil değişimi) kalıntı ostenitin dönüşümü meydana gelir. Üçüncü aşamada ise (%4 ile %18 arasında birim şekil değişimi) dislokasyon hücre yapısı oluşur ve ferritteki deformasyon dinamik toparlanma ve çapraz kayma ile oluşurken, martensitte akma gözlenir (Akoy 2001).

2.1.1.2.2 Akma ve Çekme Mukavemeti

Martensit fazının hacim oranı veya mukavemeti (sSertliği) arttıkça çift fazlı çeliklerin mukavemeti de artar. Martensitin mukavemeti, bu fazın interkritik tavlama koşullarına ve çeliğin orijinal karbon içeriğine bağlı olan karbon içeriği tarafından belirlenir. Ferrit fazının mukavemetinin yüksek olması da çeliğin mukavemetini artırır. Bu ise ferritin tane boyutuna ve alaşım elementlerinin yardımcı olacağı katı eriyik sertleşmesine bağlıdır (Akoy 2001).



Şekil 2.2 Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine martensit hacim oranının etkisi (URL-1 2009).



Şekil 2.3 Değişik martensit hacim oranlarının çekme mukavemeti ile ilişkisi (URL-1 2009).

2.1.1.2.3 Tokluk

Çift fazlı çeliklerin yüksek tokluğunun ferritin düşük karbon içeriği, martensitin plastisitesi ve kalıntı ostenit miktarı gibi etkenlere bağlı olduğu düşünülmektedir. En çok kabul gören düşünce, kalıntı ostenitin miktarı ve plastik deformasyon sırasındaki dönüşümünün etkisidir. Tavlama sırasında yapılan müdahaleler sonucunda kalıntı ostenit miktarı değiştirildiğinde, tokluğun maksimum bir değere ulaştığı görülmüştür.

2.1.1.2.4 Temperleme ve Deformasyon Yaşlanması

Su verilmiş çift fazlı çelik sacların temperlenmesi sıcak daldırma ile galvanizleme sırasında veya boya pişirme sırasında yapılabilir. Boya pişirme sırasında, sac önceden deforme edilmiş olduğundan, deformasyon yaşlanması oluşabilir. Üretim hattında temperleme aşırı temperlenmeyi önlemek için uygulanabilir.

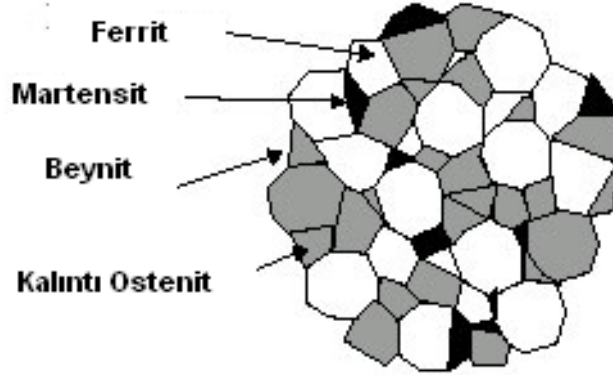
Bu tür bir temperleme işleminde, her iki faz da farklı davranışlar gösterir. Yüksek karbon içeren martensit fazında hatalı yapının toparlanması, karbürlerin çökmesi ve kalıntı ostenitin dönüşümü beklenir. Ferrit fazında ise, dislokasyonlarda karbonun segrege olması ve karbürlerin çökmesi beklenir. İki fazın bir arada bulunması nedeniyle kalıntı gerilmeler ve ferritte yüksek dislokasyon yoğunluğu mevcuttur. Bu nedenle dislokasyonlarda karbonun segrege olması ve ferritin hacimsel büzülmesi nedeniyle kalıntı gerilmelerin giderilmesi temperleme işleminde önemlidir. 200°C civarında yapılan temperlemede, karbonun dislokasyonlarda segrege olması ve kalıntı gerilmelerin yok olması nedeniyle akma mukavemetinde bir artış olur ve eğer çeliğin martensit içeriği %30'un altında ise süreksiz akmaya geçiş olur.

Genel olarak, çift fazlı çelikler oda sıcaklığında yaşlanmazlar, 270°C'ye kadar olan sıcaklıklarda yavaş bir yaşlanma davranışı gösterirler. Ancak soğuk işlem veya çekme nedeniyle oluşan deformasyon yaşlanma işlemini hızlandırır (Akoy 2001).

2.1.2 Dönüşümle Oluşturulan Plastisite (TRIP) Çelikleri

Ostenitik çeliklerde yüksek mukavemetle birlikte iyi bir süneklik sağlama yöntemi olan TRIP işlemi, malzemeye uygulanan deformasyon sonucu ostenitin martensite dönüşümü sırasında

deformasyon sertleşme katsayısının artması ile homojen deformasyon bölgesinin genişletilmesidir. Karbonun %0,3'e kadar yükseltilmesi TRIP işleminde mukavemet artışı sağlar. Bunun yanı sıra %0,05-0,20 C içeren düşük karbonlu çeliklere de bu işlem uygulanabilmektedir. TRIP çeliği oluşturmak amacıyla iki yöntem aşağıda verilmiştir (Tekin 1991).

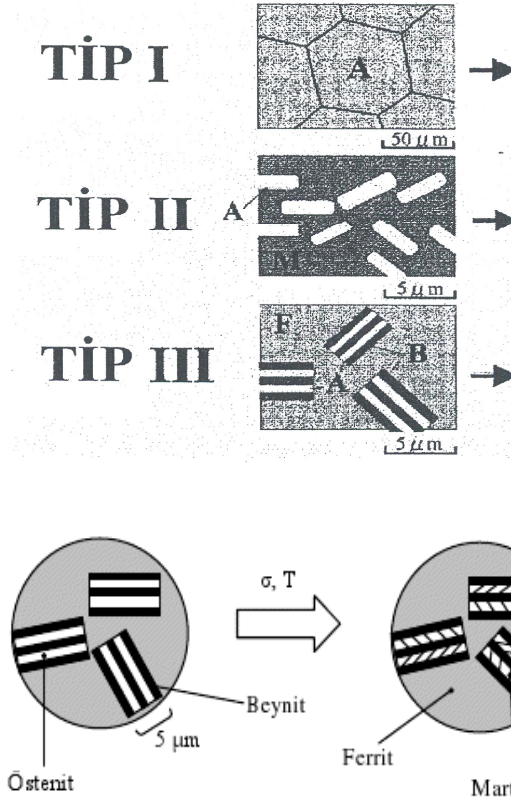


Şekil 2.4 TRIP Çeliğinin şematik canlandırması (URL-2 2009).

a. Çeliğin bileşimi, yapının oda sıcaklığında tamamen ostenit olarak kalmasını sağlayacak biçimde ayarlanır. Bu durumda MD (Def. sırasındaki martensit bitiş) sıcaklığı oda sıcaklığının üzerindedir. Ostenit fazını içeren çelik daha sonra MD sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta termomekanik bir işlem görür. Bunun için çeliğe 250-550°C sıcaklıkları arasında %80 deformasyon uygulanır. Ostenite uygulanan yüksek miktardaki deformasyon sonucu Ms (Martensit başlangıç) ve MD sıcaklıklarında artış olur. Dönüşümü hızlandıran bu artışlara rağmen, oda sıcaklığına soğutulan yapıda ostenit kararlı olarak kalır. Oda sıcaklığındaki çeliğe uygulanan ikinci bir deformasyonla ostenitin büyük bir miktarının martensite dönüşümü sağlanır. Oluşan martensit yüksek mukavemet ve süneklik özellikleri gösterir. Bu tür bir işlem, bileşimi ve termomekanik işlemi kritik olanlar haricinde çok sayıda çeliğe uygulanabilmektedir. İşlem sonucu istenilen düzeyde mukavemet artışı elde edebilmek için çeliğin karbon miktarı %0,3 olarak sınırlandırılmaktadır (Tekin 1991).

b. Bileşiminde %0,3 civarında karbon ve karbür oluşturu elementler bulunan çeliğin bileşimi Ms ve MD sıcaklıkları oda sıcaklığının altında kalacak biçimde ayarlanır. Ostenitleme sonrası, çeliğe 250-550°C sıcaklıklar arasında % 80 deformasyon uygulanır. Bu

termomekanik işlem hem ostenitin deformasyonunu hem de karbür oluşumunu sağlar, bu da Ms ve MD sıcaklıklarını yükseltir. Daha sonra oda sıcaklığında uygulanan bir deformasyon ile ostenitin martensite dönüşümü sağlanır. Oluşan yapı yüksek mukavemetli ve sünektir (Tekin 1991).



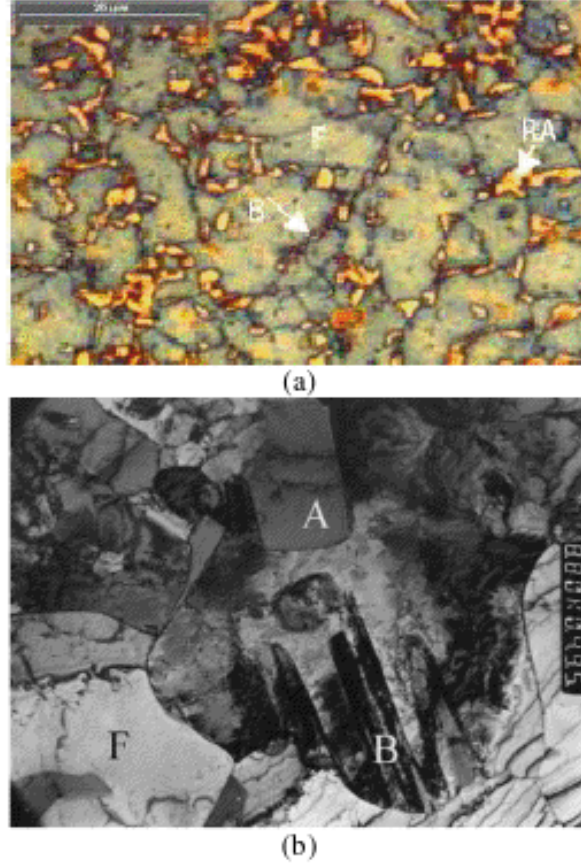
Şekil 2.5 TRIP etkisinin mekanizması (URL-3 2009).

Genel olarak üç tip TRIP mekanizması vardır. Bu mekanizmalara ait temsili mikroyapı dönüşümleri Şekil 2.5'te verilmiştir (Tsuchida and Tomota 2000).

TİP 1: Mikroyapı ostenit ve deformasyon sırasında oluşan martensittir. Bu tip TRIP özelliği paslanmaz çeliklerde mevcuttur. Bu çelikler yüksek mukavemet ve tokluğa sahip olmalarına rağmen, yüksek alaşımlama nedeniyle maliyetleri fazladır.

TİP 2: Sıfır altı soğutma uygulanan %5,5-9 Ni içeren çelikler içerdikleri kalıntı ostenit sayesinde TRIP özelliği gösterirler. Temperlenmiş martensit matris içinde bulunan kalıntı ostenitin deformasyon sonrasında dilim martensite dönüşmesi ile TRIP olayı gerçekleşir. Bu sayede uzamada meydana gelen artış fazla değildir.

TİP 3: Otomotiv sanayisinde kullanılmak üzere tasarlanan yüksek silisyum içeren çeliklerde ferritik matris içinde beynit mevcuttur ve ostenit beynite yakın bulunur. Deformasyon sonucunda dilim martensit oluşur. Bu tür çelikler az miktarda kalıntı ostenit içermelerine rağmen çok iyi uzama gösterirler (ASM 1996).



a) 600 serisi TRIP çeliğine ait optik mikroskop fotoğrafı F:Ferit, B:Beynit, RA:Kalıntı ostenit. b) Düşük alaşımlı TRIP çeliğine ait TEM fotoğrafı F:Ferit, B:Beynit, A:Kalıntı ostenit.

Şekil 2.6 (a,b) 600 serisi TRIP çeliğinin optik mikroskop fotoğrafı ile düşük alaşımlı TRIP çeliğine ait TEM fotoğrafı (ÖZER 2009) .

2.1.3 Ultra İnce Ferrit(Uff) Çelikler

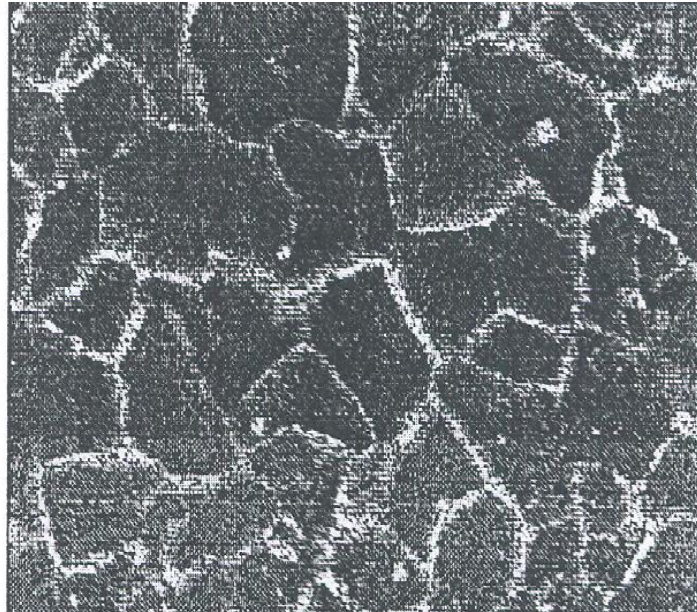
Tane küçültme, mukavemet ve toklukta sağladığı artış nedeniyle çeliklerin geliştirilmesinde önemli bir rol oynar. Ferrit tane boyutundaki optimum küçülme kontrollü haddeleme ve hızlı soğutma işlemlerine bağlıdır. Basit bir çelik bileşiminde sıcak haddeleme ve havada soğutma ile 10 µm tane boyutuna ulaşılabilir. Bu sayede akma mukavemeti 80 MPa kadar artırılabilir.

Sıcak haddeleme sırasında ostenitten ferrite dönüşüm sırasında gerçekleşen ferrit tane büyümesi, oluşan ferritin boyutunu 5 μm ile sınırlandırır. Ancak oluşturulacak 1 μm boyutundaki ferrit (ultra ince ferrit-UFF), akma mukavemetinde 5 μm ferrite nazaran 350 MPa daha fazla artış sağlar. Deformasyonla oluşan dönüşüm ve dinamik yeniden kristalleşmenin bir kombinasyonu ferrit tane boyutunun küçülmesine neden olur. Sıcak haddelenmiş çelik levhalarda UFF yapısı sağlayan diğer bir yöntem ise yüksek soğutma hızları ve yüksek deformasyon oranlarını gerektirir (Hodgson et al. 1999).

2.1.3.1 Uygulamalar ve Mekanik Özellikler

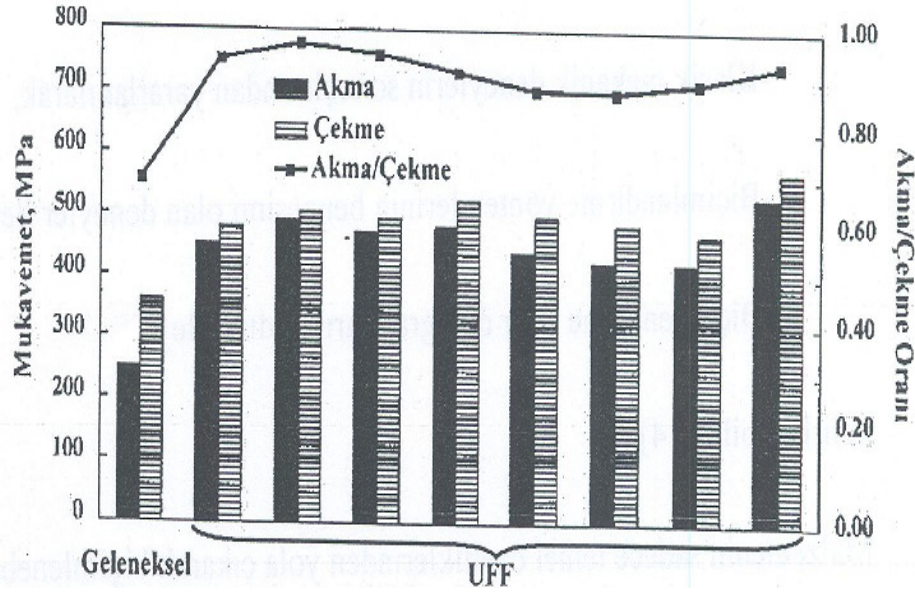
Hodgson ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada %0,06 C ve %0,59 Mn içeren 2 mm kalınlığındaki düşük karbonlu çelik levhalar 1250°C’de 15 dakika tutulmuş ve oluşan ostenit tane boyutu 100-200 μm civarında olmuştur. Bu levhalar %30 kesit daralması uygulanacak biçimde haddelenmiş, havada veya 600°C’deki akışkan kum yatakta 1 saat süreyle tutulmuş, en son olarak kaolen yünü içine yerleştirilerek yavaş soğutma uygulanmıştır. Levhaların hadde çıkış sıcaklıkları 680-710°C arasında olmuştur.

Üretilen sac yüzeyinden sac kalınlığının 1/4’ünden 1/3’üne kadar olan mesafelere kadar 1 μm tane boyutunda yapı elde edilmiştir (Şekil 2.7). Sacı orta kısmında ise 5-10 μm tane boyutu mevcuttur.



Şekil 2.7 Yüzey bölgesindeki UFF taneler. Yapıda çökelmiş karbürler görülmektedir (Hodgson et al. 1999).

Geleneksel yöntemle üretilen çelikte akma mukavemeti 250 MPa civarındayken, UFF yapısına sahip aynı çelikte 430 ile 530 MPa arasında akma mukavemetleri elde edilmiştir. Tokluk genellikle istenilen seviyede kalmış ve toplam uzama %20-33 arasında olmuştur. UFF çelikte görülen ilginç bir özellik, bu çeliğin deformasyon sertleşmesi göstermemesidir. Şekil 2.8’de verilen akma/çekme mukavemet oranı da bu özelliği kanıtlamaktadır.



Şekil 2.8 UFF ve geleneksel çelik mukavemet seviyeleri (Hodgson et al 1999).

2.1.4 Arayer Atomsuz(IF) Çelikler

Otomotiv ve beyaz eşya sektörüne yönelik çelik üretiminde şekillendirebilirlik özelliği önemli bir parametredir. Arayer atomsuz (Interstitial-Free) çeliklerin geliştirilmesinde otomotiv ve beyaz eşya sektörünün bu talebi önemli yeniliklerin geliştirilmesine katkıda bulunmuştur. IF çelikleri yüksek şekillendirilebilirlik ve iyi mekanik özellikleri nedeni ile otomotiv ve beyaz eşya üreticilerinin en fazla kullandıkları malzeme haline gelmiştir. Ancak bu tür çeliklerin üretimi için gerekli teknolojik donanım ve uygulama pratikleri çok hassas teknolojiler gerektirmektedir (Yaşacan ve Kayalı 2007).

Düşük akma ve çekme dayanımları, yüksek yüzde uzamaları ve r değerleri ile özellikle otomobil ve beyaz eşya üreticilerinin gözdesi haline gelen bu çeliklerin üretimi için gerekli teknolojik donanım hayli pahalı olmaktadır. Erdemir’in 2. Soğuk haddehanesinde üretilen bu çelikler, NKK şirketinden alınan know-how sayesinde üretilmektedir. IF çelikleri, düşük

akma ve yüksek “r” değerleri ile ekstra derin çekilebilme özelliği göstermekte ve çok karmaşık parçaların kolaylıkla üretilmesine olanak sağlamaktadır.

İyi şekillendirilebilen IF çelikleri, sürekli tavlama hattında üretilmektedir. Şu anda Erdemir’de sadece niobyumlu IF çelikleri üretilmektedir. Daha sonraki sürelerde titanyumlu IF çeliklerinin üretimine başlanması düşünülmektedir. Bu çeliklerin en yüksek ve en iyi üretimini yapan ise Tokyo’daki NKK şirkettir. Bu şirket hem çelik teknolojisini geliştirmekte hem de bu teknolojiyi diğer dünya ülkelerindeki çelik şirketlerine satmaktadır.

IF çeliklerinde, çözültide mevcut C ve N miktarları vakumla gaz giderme ve Ti veya Ti+Nb ilaveleriyle 20 ppm mertebelerine düşürülmüştür. Ti ve Nb ilaveleri sonucunda mevcut ara yer atomları TiC, TiN veya NbCN stabil bileşikleri şeklinde çözültiden ayrılması çeliğe yaşlanma özelliği göstermeyen üstün bir preste şekillendirilebilirlik kazandırmaktadır.

IF çelikleri arayer atomları açısından çok düşük değerlere sahip olduğundan yapay yaşlandırma ünitesine gerek duymazlar ve sıcak daldırma ile galvanizleme ya da sürekli tavlama hatlarında gereken hızlı ısıtma hızlarında da üretilebilme olanağı sunarlar. Ti ilk olarak bu çeliklerde çözülmüş karbon ve azotu TiC ya da TiN şeklinde bağlamak için kullanılmış daha sonra da bu amaçla Nb ve Nb+Ti da kullanılmıştır. IF çeliklerinin üretimi günümüzde de yalnızca soğuk ve sıcak saclar için değil aynı zamanda çinko kaplı çelik saclar, yüksek dayanımlı çelik saclar vb. değişik uygulamalarla artmaktadır.

NKK Prosesinin en önemli özelliklerinden olan su soğutma prosesi sırasında soğutma kontrolünde süneklik ve anti-aging arasında seçim yapılabilmesidir. Aynı zamanda çok yüksek çekme dayanımlı (150 kg/mm²) çeliklerden, yüksek derin çekilebilme kabiliyetli (35 kg/mm²) olan çeliklere kadar geniş yelpazede çelik ürünlerinin üretilmesine olanak verir. NKK-CAL Prosesi, soğuk haddelenmiş düşük karbonlu ekstra derin çekme sacları ve yüksek dayanımlı çeliklerin ekonomik olarak üretilmesine yarayan su soğutma sistemini (WQ) kabul etmiş, geliştirmiş ve endüstrileştirmiş bir sürekli tavlama prosesidir. Bu yöntem sadece derin çekme kaliteli soğuk haddelenmiş çelik sacların imalatında değil, aynı zamanda konvansiyonel batch tavlama prosesi ile imal edilemeyen yeni ürünlerin üretimine olanak sağlar. Bu yeni ürünlerin tipik örnekleri, otomobil endüstrisi tarafından talepleri gittikçe artan güvenliği arttıran ve yakıt tasarrufu sağlanması açısından oldukça hafif olan yüksek dayanımlı soğuk haddelenmiş çelik saclardır. Sonuçta iyi dayanım-süneklik kombinasyonuna, yüksek

fırınlama sertleşmesine sahip ve oda sıcaklığında yaşlanma özelliğine karşı yüksek dayanımlı soğuk haddelenmiş dual fazlı çelik saclar geliştirilmiştir (URL-4 2009).

2.1.4.1 IF Çeliklerinin Üretimi Ve Proses Kademeleri

2.1.4.1.1 Çelik Üretimi

IF çeliklerinin üretimi, ilk önce yüksek fırınlarda pik demirin elde edilmesiyle başlar. Çelik üreticileri, bu çelikleri entegre edilmiş tesislerde üretmektedirler. Proses, yüksek fırında pik demirin üretiminden sonra birinci olarak desülfürizasyonu devamında konvertör tipi fırınlarda rafinasyonu, pota karıştırmayı, vakum altında gaz gidermeyi ve sonunda sürekli dökümü içerir. Sıvı metal torpidolar vasıtasıyla desülfürizasyon tesislerine gelir ve işleme tabi tutulur. İşlem sırasında magnezyum ve kalsiyum içeren karpit ilave edilir ve kimyasal kompozisyon homojenleştirilir ve sülfür miktarı %0,01'den daha az seviyelere düşürülür. Desülfürizasyon işleminden geçen sıvı metal 250-350 t'luk BOF'lar içerisinde rafine edilir. Üstten üfleli BOF'larda oksijen, su soğutmalı bir lans içerisine üstten üflenir. Alttan üfleli Q-BOF fırınlarında oksijen bir çok tüylerden geçerek fırının altından üflenir ve üfleme sırasında banyoda bir hareketlilik görülür. Sıvı çeliğin etkin bir biçimde karbonsuzlaştırılması IF çelikleri için en önemli etmenlerden birisidir. Çünkü çeliğin karbon içeriği en son ürünün özelliklerini ve üretim maliyetini etkilemektedir. Çelik üretimindeki rafinasyon işlemi sonrasındaki karbon içeriğinin en alt sınırı konverterdeki oksijen üfleme uygulamasına bağlıdır. Sıvı çelikteki karbon içeriği %0,05'ten daha az olduğu zaman oksijen içeriği daha hızlı bir şekilde artmaktadır. Vakumlu gaz gidercilerin kapasitelerindeki belirgin artıştan dolayı şu anki eğilim karbonsuzlaştırma işleminin konverterden ziyade vakumla gaz gidercilerde gerçekleştirilmesi yönündedir. Son yıllarda geliştirilen Birleşik Üfleme Prosesi ile IF çeliklerinin üretimi daha da geliştirilmiştir.

2.1.4.1.2 IF Çeliklerinin Vakum Prosesi

Vakumda Gaz Giderme (RD-KTB) Prosesi

Rafinasyon işlemi sonrasında potaya alınan çelikteki oksijen seviyesi vakumda gaz gidericiye girmeden önce haddehane tufalı ya da Al ilaveleri ile hedef olarak belirlenen 700 ppm seviyesine ayarlanır. Bu vakumdaki gaz giderme işlemi sırasında etkin bir karbonsuzlaşma

sağlamaktadır. Vakumda gaz giderme alttan Ar gazı ile karıştırma yapılarak 0,5 Torr vakumda 20-22 dakika sürmektedir. Bu uygulama sonucunda karbon seviyesi 250 ppm'den 15-20 ppm'e düşmektedir. Çeliğin vakum altında gaz giderme işlemi, IF çelikleri için gerekli çok düşük karbon seviyelerini (%0,005) elde etmek için gereklidir.

Vakum prosesi, sıvı çelik banyosunun geniş bir reaksiyon yüzeyi ile güçlü bir şekilde karıştırılması, sıvı çeliğin potadan vakum kazanına ve tekrar potaya şeklinde devirdaimi sırasında, içerisinde çözünmüş gazların alınması ve düşük basınç altında $C+O \rightarrow CO$ reaksiyonunun gerçekleşmesi sonucu karbon gideriminin (dekarburizasyon) sağlanması, oksijenin vakum altında üflenmesidir. Bu prosesin metalurjik görevi, proses gereği istenmeyen elementlerin sıvı çelik içinde eritilerek gaz fazına geçirmektir. Bu proses endüstrideki uygulamalarında ekstra düşük karbon çelik cinsleri üretiminde ve genellikle 15 ppm'den düşük cinslerde kullanılır.

2.1.4.1.3 Sürekli Döküm

Sürekli döküm tesislerinde potadan tandişe döküm öncesinde azot kapmasını engellemek amacıyla tandiş argon ile yıkanır. Çeliğin potadan tandişe transferi yine azot kapmasını engellemek amacıyla koruyucu tüpler içerisinden yapılır. Tandiş Alümina-grafit refrakterden karbon kapmayı engellemek amacıyla yalnızca slide-gate ile çalıştırılır, yine tandişte karbonsuz bir toz kullanılır. Sürekli döküm sırasında karbon kapmayı engellemek için %3 karbonlu kalıp tozu kullanılmaktadır.

2.1.4.1.4 Slab Isıtma

Sürekli döküm tesislerinde 250 mm kalınlığındaki slab şekline dökülen çelik oda sıcaklığına soğutulup yüzey kontrolleri yapıldıktan sonra slab ısıtma fırınlarında 1240°C'ye ısıtılmaktadırlar.

2.1.4.1.5 Sıcak Haddeleme

Kaba haddeleme 4'lü tip tersinir haddelerde 5-7 pasoda gerçekleştirilmektedir. Malzemenin kaba haddeden son çıkış sıcaklığı yaklaşık olarak 1150°C'dir. Kaba haddeleme sonrasında 32 mm kalınlığına inmiş şerit ön malzemesinin istenilen son kalınlığa indirilmesi 7 standlı şerit

haddede gerçekleştirilmektedir. Burada hedeflenen 910°C'lik son hadde çıkış sıcaklığıyla haddelemenin kararlılığı korunurken çelik şeritte homojen bir iç yapının oluşması sağlanmaktadır. Haddeleme işlemi sonrasında belirlenen 730°C'lik bobin sarma sıcaklığı ile soğuk haddeleme ve tavlama öncesi karbonun tümüyle çökmesi arzu edilmektedir.

2.1.4.1.6 Asitleme

Sıcak haddeleme sonrasında IF bobinleri üzerindeki tufal olarak adlandırılan oksit tabakasının uzaklaştırılması amacıyla HCl asit çözeltisi içerisinde geçirilirler.

2.1.4.1.7 Soğuk Haddeleme

Soğuk haddeleme için asitleme işleminden geçen bobinler 5'li tip bir tandem hattında %60-80 oranında ezilirler.

2.1.4.1.8 Sürekli Tavlama

Soğuk haddelenmiş çok sert durumdaki IF malzemesi ideal olarak sürekli tavlama hatlarında tavlansaktadır. IF çeliklerinin tavllanmış iç yapılarındaki çok düşük arayer içeriği sürekli tavlama sonrasındaki yapay yaşlandırma ünitesini gereksiz kılar. Daha yüksek karbonlu çeliklerde sürekli tavlama sonrasındaki yapay yaşlandırma karbürleri çöktürmek ve Lüders bantlarının oluşumuna ve sünekliğin azalmasına yol açan yaşlanma eğilimini azaltır. IF çeliklerindeki Ti ve Nb gibi elementler soğuk haddelenmiş sacın yeniden kristalleşme hızını ve tavlama sıcaklığını 700°C civarına düşürür. Bu nedenle 800-850°C gibi sıcaklıklar sürekli tavlama hatlarında kullanılan tipik sıcaklıklardır.

2.1.4.2 NKK-CAL Prosesinin Prensipleri

Otomobil parçalarında, elektrikli ev aletlerinde ve beyaz eşyada kullanılan ekstra derin çekme kalite çelik sacların üretimi birçok basamaktan oluşmaktadır. Ekstra derin çekme kalitesine sahip çeliklerin üretiminde kullanılan bu proses, dünyadaki bir çok çelik üreticisinin ilgisini çekmiştir. IF çeliklerinin üretim prosesi olan NKK-CAL Prosesinin özellikleri özet olarak şu şekilde sıralanabilir.

a. Bu proses, sürekli tavlama hattında ekstra derin çekme kaliteli sacların üretimini imkanı hale getirir.

b. Soğuk haddelemede ard arda gelen beş proses, bir proses altında birleştirilmiştir. Soğuk haddelemeden bitiş hattına kadar olan süre on günden on dakikaya kadar düşürülmüştür. Bir çok nedenden dolayı bu saclar; preslenmeye, sarılmaya ve bükülmeye maruz kaldığı için süneklikleri ve toklukları iyi olmak zorundadır. Çeliğin şekillendirilebilirliğinin iyi olması aşağıdaki koşullara bağlıdır.

1. Çeliğin kimyasal bileşimini ayarlamak ve empürite miktarını azaltmak (N,S...gibi).
2. Ferrit tanelerinin büyüklüğünü belli ölçülerde arttırmak
3. Ferrit içinde çözünmüş karbon miktarını azaltarak çeliğin sünek olmasını sağlamak
4. Ferrit yapısındaki metalik olmayan inklüzyonları önlemek.

2.1.4.3 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları

IF çeliklerinin mekanik özelliklerinin, kaynaklanabilirliklerinin, yüzey özelliklerinin çok iyi olmasından dolayı çelik sac kullanan pek çok endüstrinin kullandığı bir üründür. Otomobil, elektronik eşya ve beyaz eşya üreticileri IF çeliklerini kullanmaktadır. Üretilen IF çeliklerinin %50'sini otomobil üreticileri, %16'sını elektronik eşya üreticileri, %7'sini beyaz eşya üreticileri ve kalan %27'si ise çeşitli üretim amaçlarında kullanılmaktadır.

Yüksek dayanımlı soğuk haddelenmiş IF çelikleri, otomobilin arka kaportasında, ön çamurlukta, kapılarda, kapı içindeki güvenlik barlarında, kaportalarda ve bunun gibi yüksek mukavemet gerektiren parçalarda kullanılmaktadır (Bakkaloğlu 2001).



Şekil 2.9 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları (Bakkaloğlu 2001).

BÖLÜM 3

PLASTİK DEFORMASYONUN GENEL İLKELERİ

3.1 METALLERİN KRİSTAL YAPISI

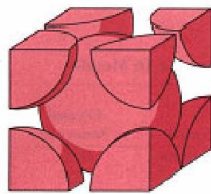
Metallerde çok sık rastlanan üç çeşit kristal yapısı vardır.

1. Hacim Merkezli kübik Yapı (HMK)
2. Yüzey Merkezli Kübik Yapı(YMK)
3. Sıkı Düzen Hegzagonal Yapı(SDH)

3.1.1 Hacim Merkezli kübik Yapı (HMK)

Küpün her köşesinde birer atom ve merkezinde de bir atom bulunur. Köşe atomları merkez atoma temas ederler. Gerçekte her köşedeki atom 8 komşu birim hücre arasında paylaşılmaktadır. Bu durumda köşe atomlarının toplamı $8 \times 1/8 = 1$ 'dir. Küpün merkezinde bulunan bir atomla birlikte birim hücredeki toplam atom sayısı 2 olur. Hacim merkezli kübik yapının koordinasyon sayısı 8'dir (Aran 2007).

HACİM MERKEZLİ KÜBİK



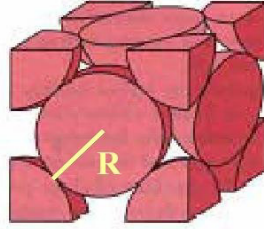
Şekil 3.1 Hacim merkezli kübik yapı (URL-5 2010).

3.1.2 Yüzey Merkezli Kübik Yapı (YMK)

Yüzey merkezli kübik kafeste birim hücrenin köşelerinde birer ve yüzeylerin merkezinde de birer atom vardır. Yüzey merkezlerindeki atomların yarısı göz önüne alınan birim hücreye,

diğer yarısı da komşu birim hücreye aittir. Kafesteki atom sayısı yüzeylerde $6 \times 1/2 = 3$ (6 yüzey $1/2$ 'şer atom) köşelerde $8 \times 1/8 = 1$ (8 köşeye $1/8$ 'er atom) olmak üzere toplamda 4'tür. Yüzey merkezindeki atomlar köşedekilere temas eder (Aran 2007).

YÜZEY MERKEZLİ KÜBİK YAPI

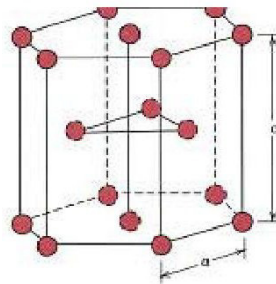


Şekil.3.2 Yüzey merkezli kübik yapı (URL-5 2010).

3.1.3 Sıkı Düzen Hegzagonal Yapı(SDH)

Sıkı düzen hegzagonal yapı, HMK ve YMK yapılara göre daha karmaşıktır. Köşelerde $4 \times 1/12 = 1/3$ ve $4 \times 1/6 = 2/3$ ve merkezde bir atom olmak üzere birim kafeste toplamda 2 tane atom bulunur(Aran 2007).

HEXAGONAL SIKI PAKET
KRİSTAL YAPI



Şekil 3.3 Hegzagonal sıkı paket kristal yapı (URL-5 2010).

3.2 DEFORMASYON MEKANİZMALARI

En genel olarak metalik malzemelerin deformasyonu belirli düzlemlerde ve doğrultularda atomların kayması ile gerçekleşir. Kaymanın kolaylıkla olmadığı durumlarda ise deformasyon ikizlenmesi katkıda bulunabilir. Yüksek sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında çok kristalli metalik malzemelerin deformasyonu ise, tane sınırlarının kayması veya atomların

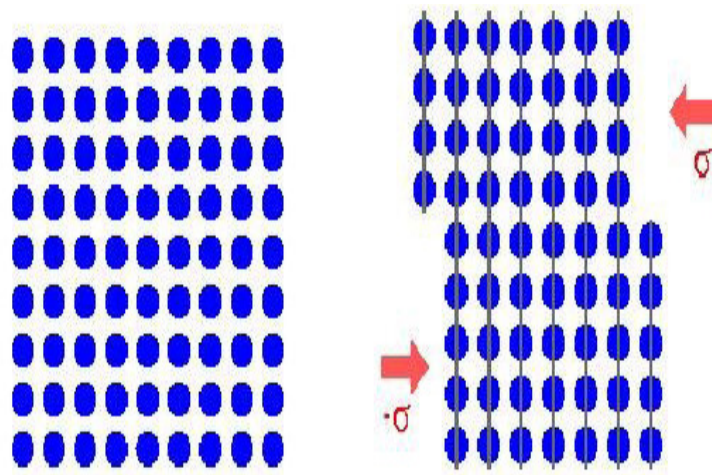
yayınma ile yer değiştirmesi yani yayınma sürünmesi mekanizmaları ile olur. Sonuç olarak, metalik malzemelerin deformasyon mekanizmaları;

- Kayma,
- İkizlenme,
- Tane sınırlarının kayması,
- Yayınma sürünmesidir (URL-5 2010).

Metalik malzemelerin elastik veya plastik deformasyona karşı direnci atomlar arasındaki bağ kuvvetlerinden ileri gelmektedir. Plastik deformasyonu gerçekleştiren işlemler, metalik malzemelerin yapısındaki nokta, çizgi ve yüzey hataları gibi yapı hataları ile de ilgilidir (Kaçar vd. 2008).

3.2.1 Kayma

Kristal yapıdaki malzemede en önemli deformasyon mekanizması olan kayma; atom düzlemlerinden birinin komşu atom düzlemi üzerinde kayması ile gerçekleşir. Kayma, belirli kristalografik düzlemlerde ve belirli kristalografik doğrultularda dislokasyonların hareketi ile olur. Diğer bir deyişle, kayma atom yoğunluğu en fazla olan düzlemlerde (kayma düzlemi) ve kayma düzlemi üzerinde atomların en sık bulundukları doğrultularda dislokasyonların hareketi ile meydana gelmektedir (Kaçar vd. 2008).



Şekil 3.4 Kayma Mekanizması (URL-5 2010).

3.2.1.1 Kristallerin Kayma İle Plastik Deformasyonu

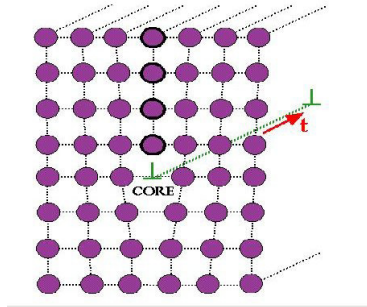
- Metaller niçin kolay deforme edilmektedirler?
- Kimyasal yapı değişmeden metallerin mekanik özellikleri değişebilir mi?
- Mkemmek bir kristalde teorik mukavemet çok yüksek olduğu halde, gerçek metallerde çok daha düşük gerilmelerle plastik deformasyon kolayca nasıl yapılmaktadır?
- Kayma düzleminde atom bağlarını kırmak için gerekli olan kuvvet, metalin şeklini değiştirmek için gerekli olan kuvvetten niçin çok fazladır?

CEVAP: 1934'te tüm bu soruların cevapları TAYLOR, OROWAN ve POLYANİ tarafından verilmiştir.

ÇÜNKÜ: Plastik deformasyon çok büyük sayıda dislokasyon hareketleri ile olabilmektedir(URL-5 2010).

DİSLOKASYON

Kristaldeki “izgisel kusurdur.” yani atomların dizilişlerindeki kusurlardır.

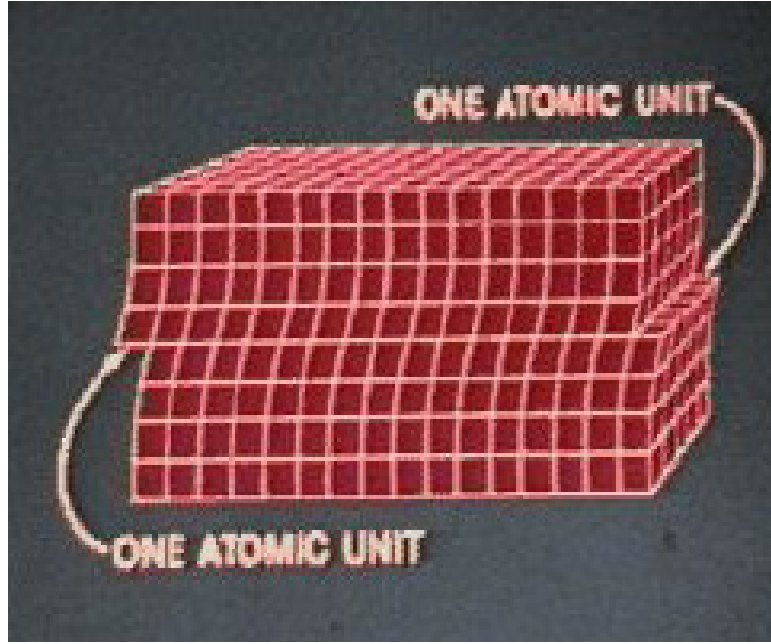


şekil 3.5 Dislokasyon (URL-5 2010).

şekil 3.5'te dislokasyon yeşil renk ile gösterilmiştir. Dislokasyona teğet bir ($t \rightarrow$) vektörü çizebiliriz. Bu pozitif yn gösterir, bu yön keyfidir ama sürekli kullanılmalıdır.

Metallerde  çeşit dislokasyon etkilidir.

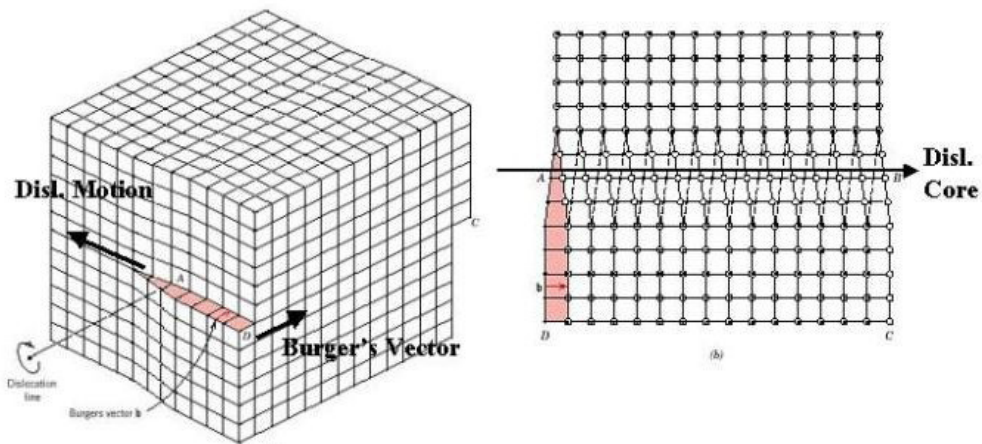
- 1) Kenar dislokasyonu
- 2) Vida dislokasyonu
- 3) Karışık dislokasyon (URL-5 2010).



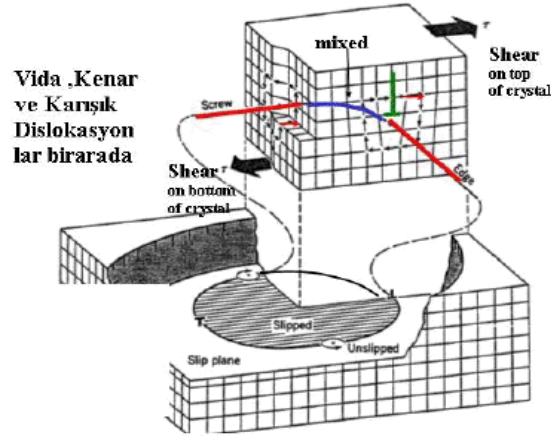
Şekil3.6 Kenar dislokasyonu (URL-5 2010).

VİDA DİSLOKASYONU VE HAREKETİ

- GENELLİKLE BÜYÜRKEN KRİSTAL YÜZEYİNDE OLUŞURLAR



Şekil 3.7 Vida dislokasyonu (URL-5 2010).

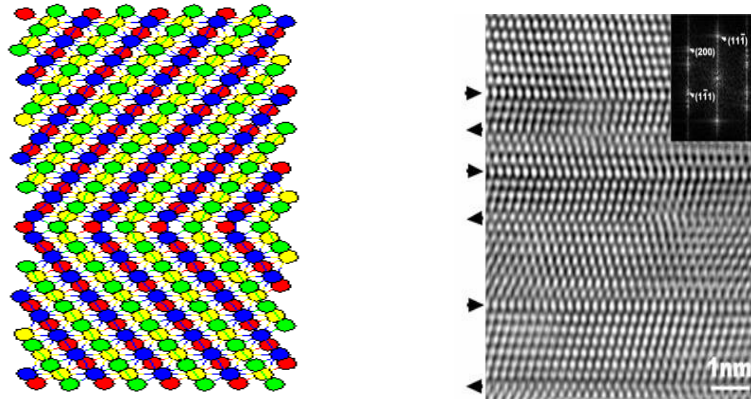


Şekil 3.8 Karışık dislokasyonlar (URL-5 2010).

3.2.2 İkizlenme

İkizlenme kaymanın kolaylıkla olmadığı durumlarda plastik deformasyona katkıda bulunur. İkizlenmenin olduğu kristal yapısı, başlangıçtaki yapının, ikiz düzlemi olarak adlandırılan bir düzleme göre simetrisi durumundadır. Diğer bir deyişle ikiz oluşumuyla ötelenmiş ve ötelenmemiş atomlar ikiz düzlemine göre birbirinin aynada aksidir. İkizlenmede atomlar, atomlar arası mesafenin bir kesri kadar hareket eder. İkizlenme her kristal sisteminde belirli düzlemlerde belirli doğrultularda olur (Kaçar vd. 2008).

Eğer deformasyon ikizlenme yoluyla olursa, referans bir eksene göre atomlar, atomlar arası mesafenin kesri kadar bir yer değiştirme yaparlar. Mikroskop altındaki görüntüleri geniş bandlar şeklinde olur. Bu geniş bandlar polisaj işlemi ile giderilemezler (URL 5 2010).



Şekil 3.9 İkizlenme mekanizması (URL-5 2010).

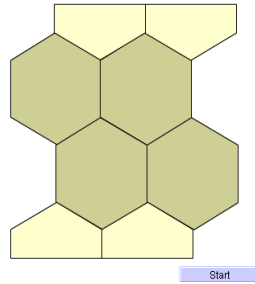
İki tip ikiz oluşumu söz konusudur.

1. Deformasyon veya mekanik ikizlenme: En yaygın şekilde hegzagonal sıkı paket kristal yapılarda görülür (Mg, Zn Ferrit ağırlıklı demir.)

2. Tavlama ikizi: En çok yüzey merkezli kübik yapıli metallerde (Al, Cu, Pirinç ve ostenit ağırlıklı Fe). Bu metalller önceden işlem görmüş ve sonra da ısıl işleme tabi tutulmuşlardır (URL 5 2010).

3.2.3 Tane Sınırlarının Kayması

Metalik malzemelerin yüksek sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında plastik deformasyonu, tane sınırlarının kayması ve atomların yayınma ile yer değıştirmesi yani yayınma sürünmesi mekanizması ile olur (Kaçar vd. 2008).

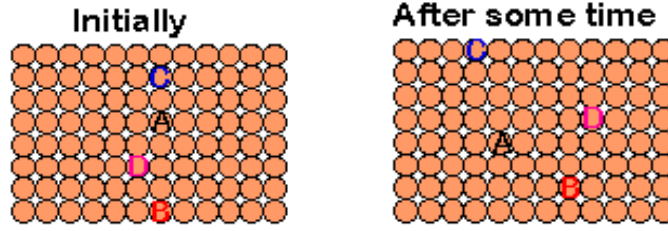


Şekil 3.10 Tane sınırı kayması (URL-6 2010).

Tane sınırlarının kayması ile taneler birbirine göre yer değıştirebilir. Bu olay, taneler yer değıştirirken tane sınırlarının birbiri ile uyum sağlayabilmesinin mümkün olduğu deformasyon şartlarında, yani yüksek sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında olur. Tane sınırı çekme eksenini ile 45° açı yaptığı zaman en fazla kayma olur. Saf metalller üzerinde düşük gerilmeler altında yapılan sürünme deneylerinde toplam deformasyonun yaklaşık %30'unun tane sınırlarının kayması ile oluştuğu ve bu oranın uygulanan gerilme artırıldığında azaldığı belirlenmiştir (Kaçar vd. 2008).

3.2.4 Yayınma Sürünmesi

Çok kristalli malzemeler, deformasyon sıcaklığının ergime sıcaklığına yakın olduğu yüksek sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında kaymadan çok, atomların uygulanan gerilme yönünde yer değiştirmesi ile yani yayınma sürünmesi ile şekil değiştirebilirler. Atomların uygulanan gerilme yönünde yayınmaları, atom boşluklarının ise uygulanan gerilmeye dik yönde yayınmaları sonucunda taneler uzayabilir (Kaçar vd. 2008).



Şekil 3.11 Malzemelerin difüzyonu (URL 7 2010).

3.3 SOĞUK ŞEKİLLENDİRME YOLUYLA MUKAVEMET ARTIŞI

Soğuk şekillendirme malzemeye plastik şekil verme yöntemleri ile uygulanır. Plastik şekillendirme hem dislokasyonların hareketini sağlar, hem de yeni dislokasyonların oluşumuna sebep olur. Soğuk şekillendirme sonunda mukavemet artması deformasyon sertleşmesi nedeniyledir. Deformasyon sertleşmesi, dislokasyonların birbirleri ile ve dislokasyonların hareketini zorlaştıran çeşitli engeller ile etkileşimi sonucunda olur.

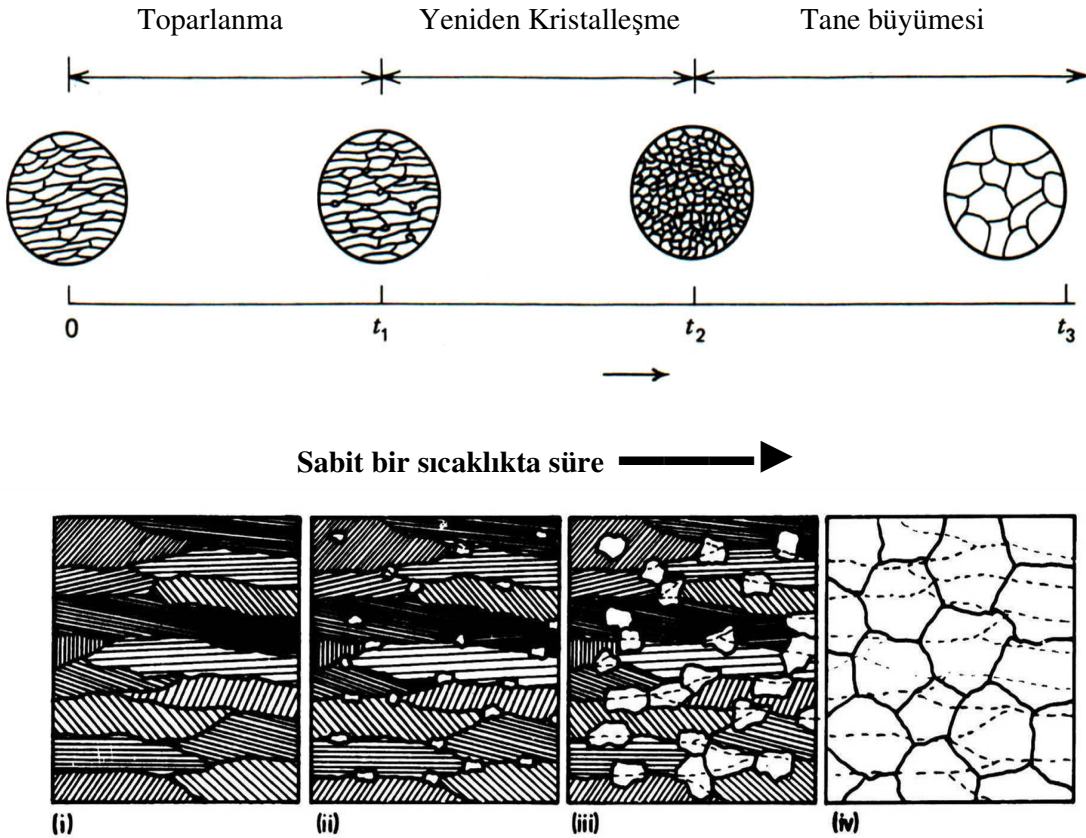
Soğuk şekillendirme ile malzeme mukavemetindeki artış soğuk işlem miktarı ile orantılıdır. Tavlanmış bir malzemede dislokasyon yoğunluğu 10⁶–10⁸ adet/cm² civarındadır. Fazla miktarda soğuk işlem görmüş bir malzemede ise dislokasyon yoğunluğu yaklaşık olarak 10–12 adet/cm² değerine ulaşmıştır.

Soğuk şekillendirme sonucunda malzemenin taneleri uzar ve belirli kristalografik doğrultuda yönlenirler. Tanelerde dislokasyon yoğunluğunun artması yanında birçok atom boşluğu da meydana gelir, aynı zamanda malzemenin yoğunluğunda bir miktar azalma meydana gelir.

Soğuk deformasyon sonucunda malzemelerin sertlik ve mukavemeti artarken, süneklik ve elektriksel iletkenliği azalır, tane büyüklüğü ise pek değişmez. Söz konusu değişimler,

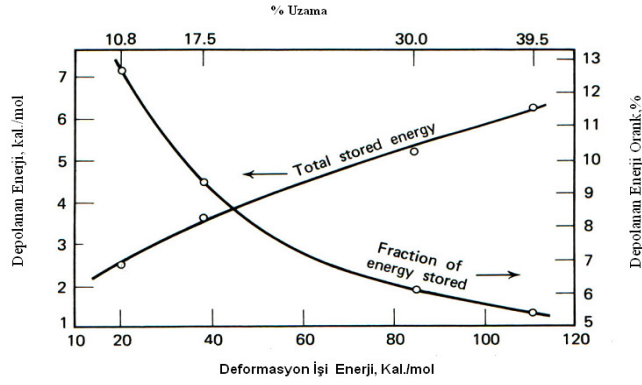
malzemenin kafes ve tane yapılarında meydana gelen çarpılmalardan kaynaklanır. Çarpılma, dislokasyon hareketini zorlaştırdığı için malzemenin sertlik ve mukavemetinin artmasına, elektron hareketini zorlaştırdığı için de elektriksel iletkenliğin azalmasına neden olur.

Metalik malzemelerde soğuk şekillendirme miktarı sınırlıdır. Çünkü belirli bir soğuk işlem miktarında malzemenin sünekliği sıfıra iner. Soğuk işlem sırasında atom boşluklarının meydana gelmesi ve bunların yoğunlaşması soğuk işlem miktarı arttıkça malzemede çatlaklara sebep olur. Çatlak oluşumunu önlemek ve soğuk işlemle azalan sünekliği arttırmak amacıyla malzeme soğuk işlem sırasında zaman zaman tavllanır. Tavlama ile yüksek sıcaklıkta bir süre tutulan malzemenin soğuk işlem yapısı bozulur. Malzeme yapısının değişimini toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi olmak üzere başlıca üç safhada incelemek mümkündür (Kaçar vd. 2008).



Şekil 3.12 Toparlanma-yeniden kristalleşme-tane büyümesi mekanizmasının şematik olarak temsili (URL-8 2010).

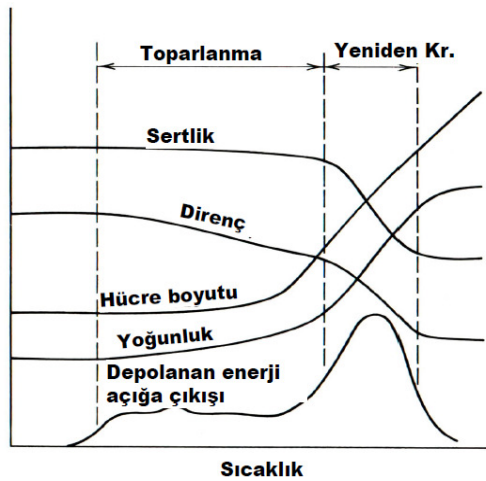
Plastik deforme edilen metalde önemli bir miktar enerji harcanır. Enerjinin çoğu ısıya gider çok küçük bir miktarı da metalde depolanan enerji olarak kalır. Depolanan enerji, toparlanma ve yeniden kristalleşmenin ortaya çıkışına yol açar (URL-8 2010).



Şekil 3.13 Cu'nun deformasyonu sırasında depolanan enerji miktarı (URL-8 2010).

3.3.1 Toparlanma

Bu safhada soğuk şekillendirilmiş malzemelerdeki dislokasyonlar yeni bir düzene girerler. Bu düzen dislokasyonların daha düşük enerjiye sahip oldukları durum olup, poligonizasyon olarak isimlendirilir. Poligonizasyon durumunda dislokasyonlar küçük açılı sınırlar meydana getirirler. Küçük açılı bir sınır, kenar dislokasyonları tarafından oluşturulmuşsa eğim sınırı, vida dislokasyonları tarafından oluşturulmuşsa büküm sınırı olarak isimlendirilir. Böylece dislokasyonlar yapıda alt taneler meydana getirmiş olur. Toparlanma safhasında malzemenin mukavemet ve sertliğinde önemli bir değişim olmaz. Bu safhada malzemenin elektrik iletkenliği artar, x- ışınları ile ölçülen iç gerilme ve latis distorsiyonunda azalma olur. Bu özellikler malzeme yapısındaki nokta hatalarına bağlı özelliklerdir (Kaçar vd. 2008).



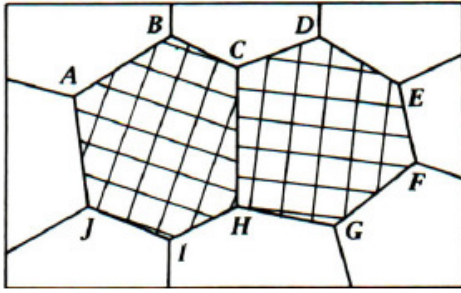
Şekil 3.14 Toparlanma ve yeniden kristalleşmede fiziksel özellikte meydana gelen değişim (URL-8 2010).

3.3.1.1 Toparlanma Mekanizmaları

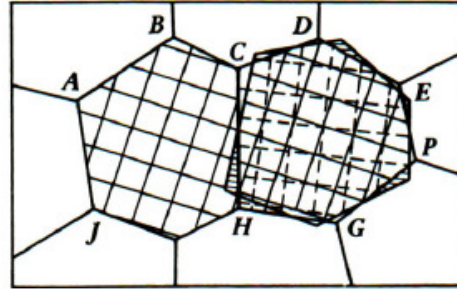
Çizelge 3.1 Toparlanma mekanizmaları (URL-8 2010).

Sıcaklık	İşleyen Mekanizma
Düşük	1. Nokta hatalarının tuzaklara (Tane sınırları, dislokasyonlar vs.) göçü 2. Nokta hatalarının kombinasyonu
Orta	1. Karmaşık dislokasyonların yeniden düzene girmesi 2. Dislokasyonların yutulması 3. Alt tane büyümesi
Yüksek	1. Dislokasyon tırmanması 2. Alt tanelerin birleşmesi 3. Poligonlaşma

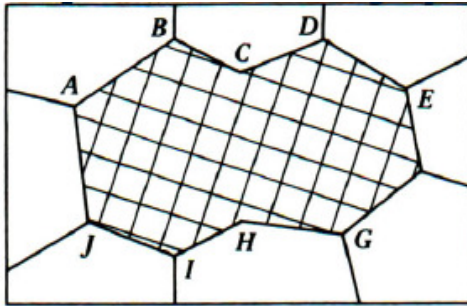
3.3.1.1.1 Alt Tane Büyümesi ve Alt Tane Birleşmesi



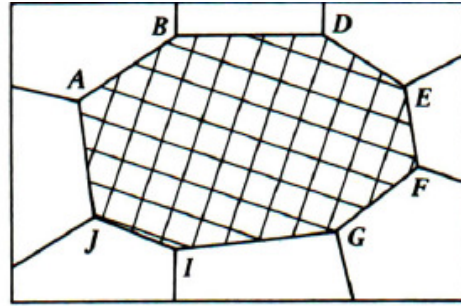
(a)



(b)



(c)



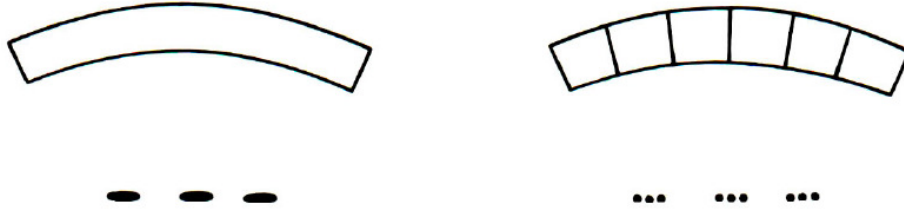
(d)

- a) Birleşmeden önce orijinal alt tane yapısı. b) Bir alt tanenin rotasyona uğraması.
c) Birleşmeden hemen sonraki alt tane yapısı. d) Bir miktar difüzyondan sonraki nihai alt tane yapısı.

Şekil 3.15 (a,b,c,d) Alt tane rotasyonu ile alt tane birleşmesinin şematik olarak temsili (URL-8 2010).

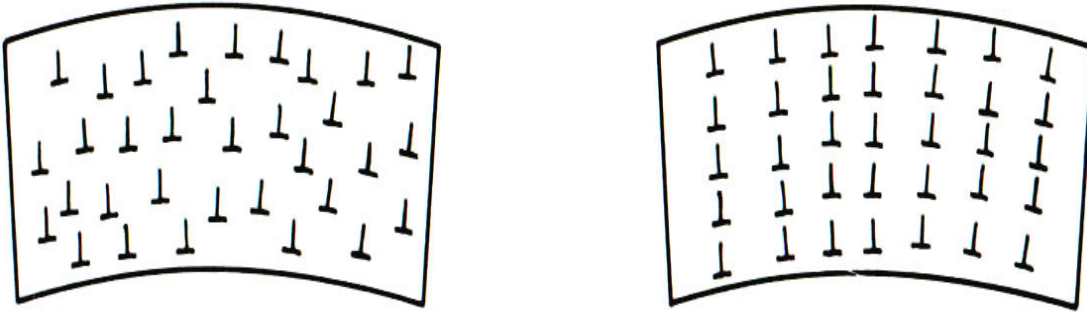
3.3.1.1.2 Poligonlaşma

Tavlamadan sonra elipsoid noktalar çok sayıda küçük noktaya ayrışır. Bu poligonlaşmadır.



- a) Bükülen bir tek kristal ve ölçülen Laue nokta paterni b) Poligonize olmuş kristal ve Laue nokta paterni .

Şekil 3.16 (a,b) Bükülen ve Poligonize olmuş Laue nokta paterni (URL-8 2010).



- a) Bükülme ile oluşan ekstra kenar dislokasyonları. b) Poligonlaşmadan sonra oluşan kenar dislokasyonlarının yönelimi.

Şekil 3.17 (a,b) Kenar dislokasyon oluşumları (URL-8 2010).

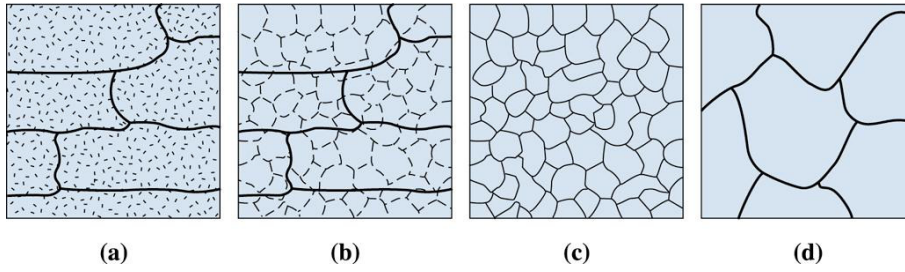
Dislokasyonların düzenlerini ortaya çıkarmak için noktasal dağlama (etch-pit) kullanılır. Dislokasyonların bir hat üzerinde birikmesi için, tırmanma ve kayma işlemleri olmalıdır (URL-8 2010).

3.3.2 Yeniden Kristalleşme

Bu safhada dislokasyon içeren toparlanmış taneler kaybolur ve yerine yeni taneler çekirdeklenir. Çekirdeklenme genellikle hatalı bölgelerde, tane sınırlarında meydana gelir. Toparlanmış tanelerdeki dislokasyonlar yeni oluşan tanelerin sınırlarına kaçarlar. Böylece içlerinde dislokasyon miktarı çok az olan veya dislokasyon bulunmayan küçük yeni taneler oluşur ki bu yapıya yeniden kristalleşmiş yapı adı verilir.

Yeniden kristalleşmiş yapıda soğuk işlemin etkisi tamamen giderildiği için uygulamada önemi çok büyüktür. Yeniden kristalleşme ile malzemenin mukavemet ve sertliğinde önemli ölçüde azalma, sünekliğinde ise artma olur. Yeniden kristalleşme ile dislokasyon yoğunluğu da önemli ölçüde azalmıştır ve deformasyon sertleşmesinin etkisi tamamen giderilmiştir

Yeniden kristalleşme sıcaklığı, malzemenin pratik olarak bir saat içinde %50'sinin yeniden kristalleştiği sıcaklıktır ve yaklaşık olarak malzemenin ergime sıcaklığının $1/3$ 'ü ile $1/2$ 'si arasındadır. Malzemelerin yeniden kristalleşme sıcaklığı sabit olmayıp soğuk işlem miktarı, kimyasal bileşim, ilk tane boyutu, tav süresi ve malzemenin ergime sıcaklığı gibi çeşitli faktörlere bağlıdır.



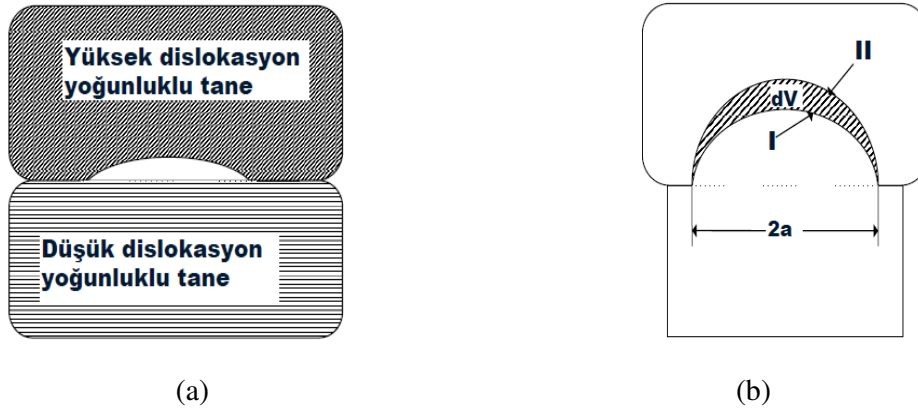
a) Soğuk haddelenmiş metal, b) Toparlanmadan sonra, c) Yeniden kristalleşmeden sonra, d) Tane büyümesinden sonra.

Şekil 3.18 (a,b,c,d) Yeniden kristalleşmede sıcaklığın mikroyapıya etkisi (URL-8 2010).

3.3.2.1 Yeniden Kristalleşme İçin Çekirdeklenme Mekanizmaları

Yeniden kristalleşmede iki tür çekirdeklenme olayı gözlenir;

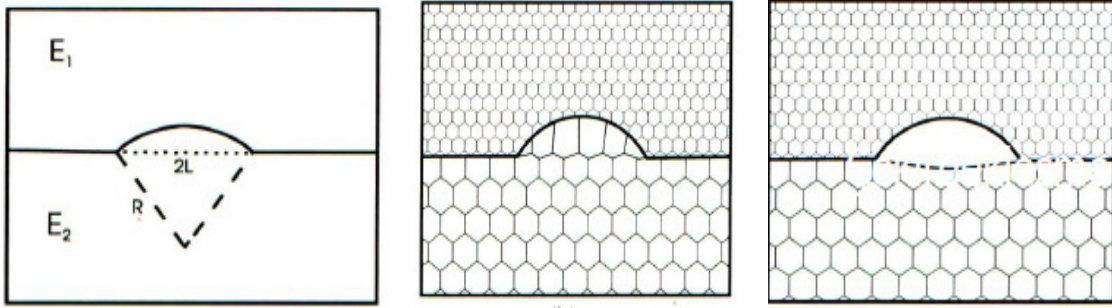
1.Önceden var olan tane sınırlarında



a)Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip bir tanede sınırın ani büyümesi. b)Çekirdeklenme olayını açıklayan model .

Şekil 3.19 (a,b) Ani tane sınırı büyümesi ve çekirdeklenmeyi açıklayan modeller (URL-8 2010).

2. Deformasyondan dolayı oluşan alt tane sınırlarında



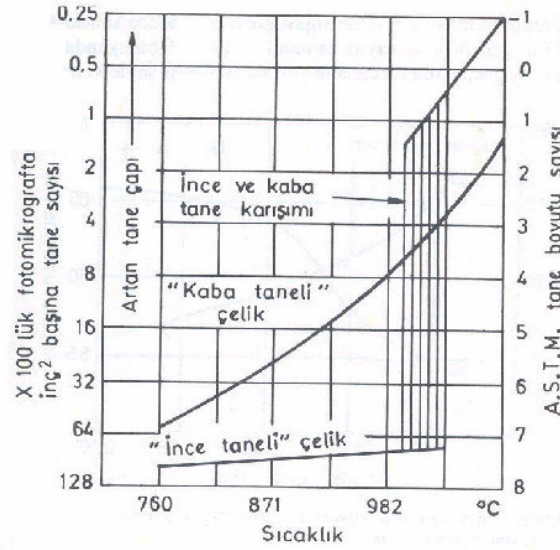
Şekil 3.20 Önceden var olan tane sınırlarında meydana gelen çekirdeklenme ve tane büyümesi (URL-8 2010).

Çekirdekleşme, her iki tür sınırların aniden büyümesi sayesinde başlar ve ilerler.

3.3.3 Tane Büyümesi

Yeniden kristalleşen taneler, tavlama sıcaklığında uzun süre tutulursa veya yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda tavlınırsa yayınma ile zamanla büyürler. Tanelerin büyümesi, tavlama süresi ve sıcaklığa bağlıdır. Malzeme yapısında küçük ikinci faz tanelerin bulunması tane sınırlarının hareketini kısıtlar, dolayısı ile tane büyümesini geciktirir. Tane büyümesi ile malzemenin mukavemet ve sertliğinde azalma olur (Kaçar vd. 2008).

Çeliklerde “Tane büyümesi olayları” rekristalizasyon bandının üzerindeki tüm ısıtma olaylarında görülür. Çoğu zaman, dönüşüm ya da ayrışma ve sekonder fazın tekrar çözünmesiyle, önemli yapı değişimlerinde istenmediğinden dikkat edilir. Ayrıca tane büyümesinin olaylarının gözlenmesi, dönüşüm olaylarının takibine nazaran çok daha fazla güçlükler içerir. Diğer taraftan çoğu kez cidar koşulları daha güç olarak tespit edileceğinden, özelliklere olan etkisi kesin olarak ortaya konulamaz (Topbaş 1992).



Şekil 3.21 Bir saat süreyle değişik sıcaklıklara ısıtılmış “ince taneli” ve “kaba taneli” çeliklerin tipik tane büyüme davranışı (URL-9).

Tane büyümesi olaylarının en basit olarak incelenmesini, primer rekristalizasyonun da olmadığı, yani daha önce şekil değiştirmemiş dönüşümsüz çeliklerde yapmak mümkündür. Tane büyümesinin uygulamada görüldüğü durumlar şunlardır.

1. Östenit tanesinin $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşümünden sonraki değişimi,
2. Östenit ya da ferrit tanesinin, daha önceki soğuk şekillendirme ve primer rekristalizasyondan sonra değişimi,
3. Östenit ya da ferrit tanesinin, sıcak şekillendirmeden sonra, direkt gerçekleşen primer rekristalizasyondan sonra değişimi,
4. Ferritik ya da östenitik tanenin, daha önce yapı değişikliği olmaksızın, yeniden ısıtılmasında değişimi,
5. Ferrit ya da östenit tanesinin, yüksek sıcaklıkta menevişlenmesinden sonra değişimi östenitik ya da ferritik tanenin, katılaşmadan sonraki değişimi.

Öncelikle, östenitin yüksek sıcaklıklarda tane büyümesi oldukça önemlidir. Buradaki temel bağlantılar, tüm uygulamalar için de geçerlidir.

3.3.3.1 Östenitin Tane Büyüklüğünün İncelenmesi

Östenitte büyük aç tane sınırlarının hareketinde, seyrin incelenmesi yüksek sıcaklık mikroskopunda direkt tetkikle yapılabilir. Ayrıca östenit tane sınırları, oda sıcaklığı yapısında direkt ya da indirekt olarak görülebilir ve yapılarak incelenebilir. Ortalama tane çapı sürekli olarak büyür, bu esnada gerçek tane büyüklüğü dar bir dağılım bandına uygun hareket eder. Tane büyüklüğü dağılımı, bir logaritmik normal dağılım olarak şekildeki gibi ifade edilebilir.

Her bir tanenin düzlemsel parlatmayla kesilmesinde, daha küçük tane çapı da görülebilir.

Uygulamada deneyimlere göre, östenit tanesinin büyüklüğü, şu karakteristiklere bağlıdır:

- 1)Östenitleştirme sıcaklığına
- 2)Östenitleştirme süresine
- 3)İnce dağılmış sekonder fazın mevcudiyetine
- 4)İstma hızına
- 5)Konsantrasyona ve başlangıç yapısına

Verilen bu konsantrasyonda ulaşılan tane büyüklüğü için esas olan faktörler, kuşkusuz sıcaklık ve zamandır. Bundan dolayı, östenit tane büyüklüğü alışılmış tarz gösterilmesinde, östenitleştirme sıcaklığı ve östenitleştirme süresinin fonksiyonu olarak alınır.

Mevcut sekonder fazlar, östenitin tane büyümesine farklı etki yaparlar. Östenitleştirme sıcaklık sahasında zamanla değişmeyen dispersiyon, yeterli uzun tav sürelerinde, tane büyüklüğünü artık değiştirmeyecek şekilde etki yapar. Şekilde bir östenitik çeliğin değişik sıcaklıklarda tane büyüme eğrileri verilmiştir. Buradan da görülebileceği gibi, bazı östenitleştirme sıcaklıklarında sınır tane büyüklüğü yaklaşık 0,7 mm'ye ulaşmakta ve bu değeri aşmamaktadır. Bu durum genel olarak yüksek sıcaklıklarda görülür ve ancak oksit ve sülfürlerin, dispersiyonuyla bağlantılı olarak meydana gelir. Bu olayla genellikle östenit tane sınırlarında çok sayıda mevcut oksit ve sülfürlerin bulunduğu yüksek sıcaklıklarda uzun süre östenitleştirmeden sonra elde edilir. Empüritelerin engelleyici etkisi bu esnada açıkça olur. Ancak deneylerde de tane sınırlarında parçacıkların birlikte hareket edeceği farz edilebilir. Koch ve Aust, östenitik çelikte tane sınırlarında $(FeCr)_{23}C_6$ partiküllerinin birlikte sürüklendiklerini ispat etmeyi başarmışlardır. Fakat böyle görünümeler açık olarak istisnadır

ve yalnızca tane sınırlarının küçük hızlarında mümkündür. Kural olarak sekonder fazlar bulundukları yeri değiştirmezler.

Var olan bir dispersiyonda belirli bir sıcaklıkta dispersiyon başlarsa, parçacığın içinde çökelme ya da çözülme olabilir ve tane büyüklüğünde değişme olur. Önceki durumuna göre, büyük açılı tane sınırı hareketi ilk olarak çözülür yenisi, oluşmaya başlar veya hızlanır. Var olan dispersiyondaki değişmeler esas olarak teknik yapıda genelde her yerde aynı zamanda düzenli olmayacağından, diskontinü tane büyümesi görülür. Burada ayrıca tane büyümesinin her kademesinde sekonder fazın düzensizliği, farklı tane büyüklüğü dağılımına da neden olur.

Belirli sıcaklığa kadar tane büyümesine engel olan, çelikteki değişik ilaveler üzerine çok geniş miktarda araştırma mevcuttur. İncelemelerin orta noktasında, Alüminyum, Vanadyum, Titan, Niob, Molibden ve Zirkon'un tane büyümesini engelleyici etkileri bulunur (Topbaş 1992).

3.3.3.2 ASTM Tane Boyutu Sayısı

Tane boyutları, ya da çapları, birçok yöntemle saptanmışlardır. Aşırı sıcaklıklarda normal olarak bulunan taneler intizamsız şekiller arz ettiklerinden, bir çapın tarifi genellikle keyfi olur. Gerçekten sadece bir küre için çap, müphem olmayan bir kavramdır. Ama buna karşılık, tane şekli, boyutu ya da pozisyonu dikkate alınmadan her taneli, hacim dolduran içyapı için bir tek, şüpheye yer bırakmayan bir değer veren büyük genelliği haiz bir nicel uzunluk parametresi vardır. Bu “çap”, parlatılma düzlemi üzerinde tek kesimse ölçümlerinden (L_2) elde edilmiş ortalama kesişme uzunluğu (L_3)’dur. Birçok gelişmiş güzel düzlemde, doğal olarak, ortalaması alınmış L_2 değerleri gerçek, üç boyutlu L_3 parametresi olmaktadır.

Hacim dolduran taneler için ortalama kesişme uzunluğu;

$$L_3 = \frac{1}{N_L} = \frac{L_T}{PM} \quad (3.1)$$

şeklinde tanımlanır. Burada N_L , gelişiğüzel deney çizgilerinin birim uzunluğu tarafından kesilen almaşık lamel sayısıdır. Aslında L_3 , M mikroskop büyültmesi ve tane sınırı kesişme sayısı P ye bölünen L_T toplam deney çizgisi uzunluğuna eşittir.

L_3 milimetre olarak ifade edildiğinde ASTM E112-63 "Metallerin ortalama tane boyutunu tayin etmek için standard yöntemler." spesifikasyonunda tarif edilmiş kesme yöntemindeki değerin aynısını verir. Bu spesifikasyon aynı zamanda ASTM tane boyutu sayısı N 'in esasını verip bu sayı;

$$N = (\log n / \log 2) + 1,0000 \quad (3.2)$$

ile belirlidir. Burada n , ($\times 100$) büyültmede inç kare başına tane sayısıdır. Normal olarak ASTM tane boyutu sayısını elde etmek için üç alanın her birinde en az 50 tane sayılacak, inç kare başına sayı belirlenecek ve bu değer $\times 100$ büyültmede eşdeğere tahvil edilecektir. ASTM sayısı ya (2) denkleminde, ya da aşağıdaki tablodan elde edilir (URL-9 2010).

Çizelge 3.2 On tane boyut için mm^2 başına ($\times 1\text{de}$) ile in^2 ($\times 100\text{de}$) başına nominal tane sayısı (URL-9 2010).

Nominal tane sayısı			Nominal tane sayısı		
Tane Boyut No	mm^2 baş. 1x	in^2 baş. 100x	Tane Boyut No	mm^2 baş. 1x	in^2 baş. 100x
ASTM Tane Boyutu (ASTM E112)			Hesaplanmış Tane Boyutları		
1	15,5	1,0	1,17	17,4	1,13
2	31,0	2,0	2	31,0	2,00
3	62,0	4,0	2,95	59,9	3,86
4	124	8,0	4,04	128	8,23
5	248	16,0	4,98	245	15,8
6	496	32,0	6,08	524	33,8
7	992	64,0	7,13	1090	70,0
8	1980	128	8,03	2030	131
9	3970	256	8,97	3890	251
10	7940	512	10	7940	512

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde, çalışmalar sırasında kullanılan malzemeler, cihazlar, tavlama işlemleri, numune hazırlama ve inceleme yöntemleri hakkında bilgi verilmiştir. Tavlama işlemleri sonrasında ortaya çıkan özellikler ve bunların belirlenmesi ayrıntılı bir şekilde açıklanmıştır.

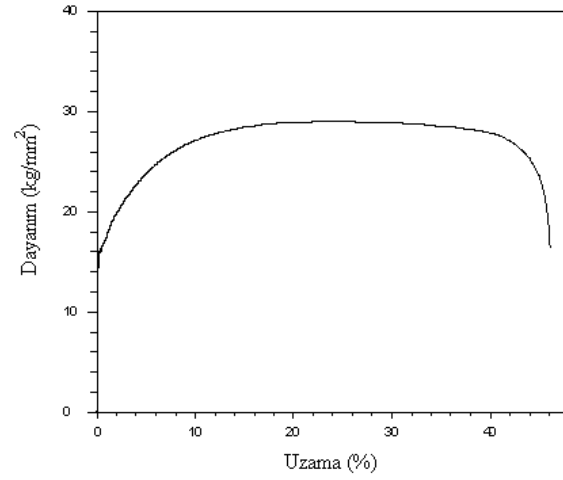
4.1 DENEYLERDE KULLANILAN MALZEME

Deneysel çalışmalarda kullanılan numuneler, otomotiv sektöründe kullanılan, DIN EN 10130-99 standardına göre üretilmiş DC04 kalite bir arayer atomsuz çelik sacdan çıkarılmıştır. Söz konusu çelik sac 1,5 mm kalınlığa soğuk haddelenmiş, sürekli tavlama yöntemi ile yeniden kristalleşme tavlamasına tabi tutulmuş ve ardından yaklaşık %0,5 oranında temper haddeleme işleminden geçirilmiştir. Kullanılan arayer atomsuz çelik sacın kimyasal bileşimi Çizelge 4.1'deki gibidir.

Çizelge 4.1 Deneylerde kullanılan sacın kimyasal bileşimi.

Element	% (ağ)
C	0,004
Mn	0,131
P	0,004
S	0,008
Si	0,006
Ti	0,062
Al	0,046
Cu	0,033
Cr	0,015
N	0,0039

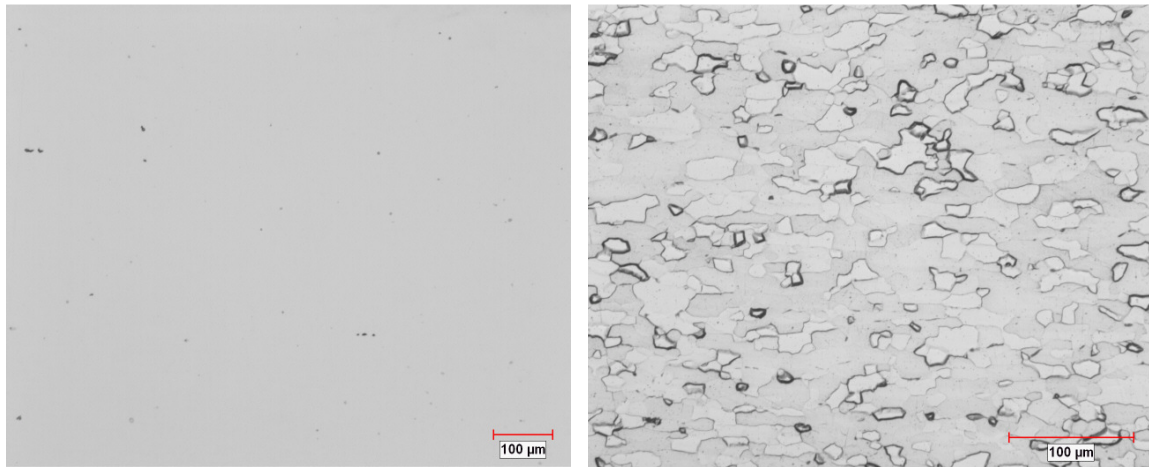
Deneylerde kullanılan sacın haddeme yönüne dik yönde DIN EN 10002'ye göre yapılan çekme testi sonrasında bulunan mekanik özellikleri ve optik mikroskopta haddemeye paralel yönde gözlenen mikroyapısı sırasıyla Şekil 4.1 ve Şekil 4.2'deki ile Çizelge 4.2 gibidir.



Şekil 4.1 Deneylerde kullanılan sacın çekme eğrisi.

Çizelge 4.2 Deneylerde kullanılan sacın haddemeye dik yöndeki çekme test değerleri

Akma Dayanımı (Rp 0,2)	Çekme Dayanımı	Homojen Uzama Miktarı	Toplam Uzama	r ₉₀	N
kg/mm ²	kg/mm ²	%	%		
15,91	29,04	23,25	48,01	2,91	0,23



a) Parlatılmış durumda - 100X, b) Nital 3 ile dağlanmış durumda - 200X.

Şekil 4.2 Deneylerde kullanılan sacın haddemeye paralel yönde gözlenen mikroyapıları.

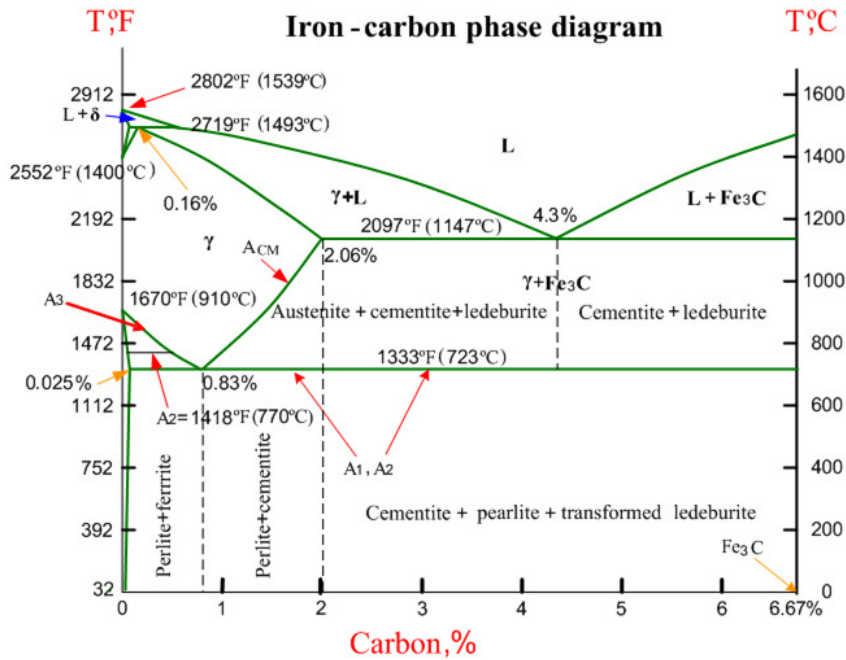
4.2 NUMUNELERİN DEFORME EDİLMESİ

Deneylerde DIN EN 10002'ye göre haddelemeye dik yönde çıkarılmış ve hazırlanmış olan Şekil 4.3'teki gibi çekme test numuneleri kullanılmıştır.



Şekil 4.3 Deneylerde kullanılan çekme test numuneleri.

Çekme numunelerine çekme test cihazında %0-0,5-1-2-4-7-10 set değerlerinde ön uzama verilmiştir. Ön uzama verilen numunelerin homojen uzama olan orta bölgelerinden sertlik ölçme cihazında 3 adet sertlik ölçümü yapılmıştır. Daha sonra ön uzama verilmeyen ve verilen numuneler 650-800-950-1100°C sıcaklıklarında tavlansmıştır. Burada seçilen sıcaklıklar Şekil 4.4'deki Fe-C faz diyagramında deneylerde kullanılan çeliğin α - γ dönüşümü öncesine ve sonrasına gelen sıcaklıklar olarak seçilmiştir. Bu şekilde 650 ve 800°C sıcaklıklarında malzemenin tamamen α bölgesinde kalacağı, 950 ve 1100°C sıcaklıklarında da γ bölgesine geçip bu sıcaklarda tavlansması öngörülmüştür.

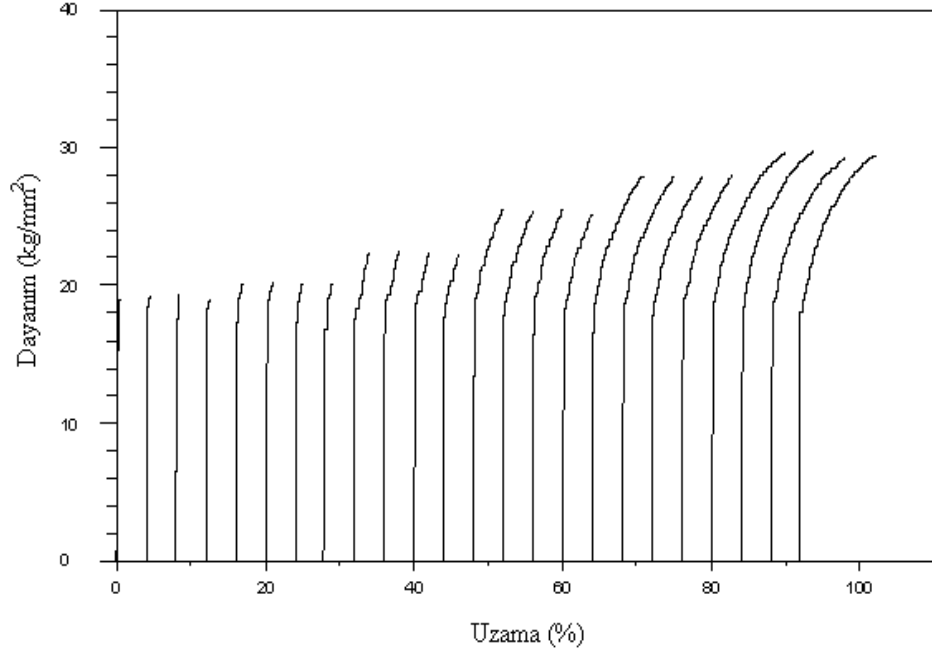


Şekil 4.4 Demir karbon faz diyagramı (URL-10 2011).

Çizelge 4.3 Ön uzama verilmemiş ve verilmiş numunelere ait ölçümler.

Sıra No	Çekme Cihazında Set Edilen Uzama Miktarı (%)	Akma Dayanımı (Rp 0,2) (kg/mm ²)	Çekme Dayanımı (kg/mm ²)	Ölçülen Sertlik Değeri (HRB)	Gerçek Uzama Miktarı (%)
1	0	-	-	34	0
2	0	-	-	35,9	0
3	0	-	-	35,3	0
4	0	-	-	33,6	0
5	0,5	18,66	19,04	37,7	0,35
6	0,5	18,99	19,39	38,1	0,37
7	0,5	18,95	19,41	38,1	0,4
8	0,5	18,6	19,05	38,1	0,4
9	1	18,71	20,18	39,9	0,87
10	1	18,72	20,17	39,9	0,87
11	1	18,74	20,17	39,6	0,85
12	1	18,67	20,19	39,9	0,9
13	2	18,15	22,48	41,8	1,87
14	2	18,58	22,56	42,8	1,87
15	2	18,72	22,32	43	1,76
16	2	18,6	22,35	42,7	1,89
17	4	18,54	25,59	48,5	3,91
18	4	18,82	25,42	48,3	3,84
19	4	18,91	25,52	47,4	3,89
20	4	18,14	25,31	47	3,86
21	7	18,74	28,05	54	6,83
22	7	18,6	27,8	53,8	6,82
23	7	18,76	27,88	54	6,86
24	7	18,94	27,97	53,7	6,84
25	10	18,71	29,64	58,3	9,89
26	10	19,12	29,86	58,8	9,7
27	10	18,68	29,19	57,9	9,9
28	10	18,85	29,45	56,4	9,93

Çizelge 4.3'te görüldüğü gibi, çekme test cihazında uygulanan ön uzamalar sonrasında ölçülen uzama değerlerinin set edilen ön uzama değerlerinden farklı olduğu görülmüştür. Bu durum elastik bölgedeki uzama miktarının numune üzerindeki yük boşaltıldıktan sonra tekrar geri dönmesinden kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.5 Ön uzama verilmiş numunelere ait çekme eğrileri.

Tavlama işlemleri öncesinde ön uzama verilen çekme test numunelerine Çizelge 4.4'te verilen kod numaraları işaretlenmiştir. İşaretlenen bir grup çekme test numunesi Şekil 4.6'daki gibidir.

Çizelge 4.4 Çekme test numunelerine uygulanan kodlama.

	Tavlama Sıcaklığı			
Çekme Cihazında Set Edilen Uzama Miktarı (%)	650°C	800°C	950°C	1100°C
0	00	01	02	03
0,5	10	11	12	13
1	20	21	22	23
2	30	31	32	33
4	40	41	42	43
7	50	51	52	53
10	60	61	62	63



Şekil 4.6 İşaretlenen bir grup çekme test numunesi.

4.3 NUMUNELERİN TAVLANMASI

Hiç ön uzama verilmemiş (%0) ve verilmiş (%0,5-10) çekme test numuneleri Lenton AWF 130/25 marka tavlama fırınında (Şekil 4.7) önce 650 daha sonra sırasıyla 800, 950 ve 1100°C sıcaklıklarına getirilerek tavlınmıştır. Tavlama işleminde fırın sıcaklığı tam olarak tavlama sıcaklığını bulduğu an numuneler yerleştirilmiş (Şekil 4.8-a) ve numuneler fırında 30 dakika bekletildikten sonra fırından alınarak havada soğutulmuşlardır (Şekil 4.8-b).



Şekil 4.7 Deneylerde kullanılan tavlama fırını.



a)



b)

a) Numunelerin fırına yerleştirilmesi, b) Numunelerin fırından çıkartılması.

Şekil 4.8 Numunelerin tavlama fırınına yerleştirilmesi ve fırından çıkarılıp soğutmaya alınması.



Şekil 4.9 Tavllanmış numunelerden çekme testi öncesi görüntüler.

4.4 TAVLANMIŞ NUMUNELERLE YAPILAN ÇALIŞMALAR

Tavllanmış numuneler üzerinde ilk olarak sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik ölçümlerinde sertlikler çekme test numunesinin homojen uzama olan orta bölgelerinden 3 adet sertlik

alınarak yapılmıştır. Daha sonra bu numuneler kopuncaya kadar çekilmiş ve her bir numunedeki akma ve çekme dayanımı, % uzama miktarı belirlenmiştir. Kopan numunelerden birisi üzerinde homojen uzama bölgesi içerisinde kalacak, ancak çekme testindeki boyun verme bölgesinin ötesinde kalacak şekilde seçilen bir bölgede (Şekil 4.10'da ok ile gösterilen bölge) mikroyapısal inceleme çalışmaları yapılmıştır. Mikroyapısal inceleme çalışmaları için seçilen bölgeden haddeleme doğrultusuna paralel yönde çıkarılan numuneler ilk olarak sıcak kalıplama cihazında bakalite alınmış, ardından otomatik zımparalama ve parlatma cihazında bir seri zımparalama (180, 320, 400, 600, 1000 grit) ve parlatma (9, 3, 1 mikron) işleminden geçirilmiştir. Son olarak tane sınırlarını açığa çıkarmak için parlatılmış numune Nital 3 dağlama ayracı ile dağlanmıştır. Dağlanmış yüzey üzerindeki tane boyutu ölçümleri optik mikroskoba bağlı görüntü analiz cihazında haddeleme doğrultusunda ve buna dik doğrultuda çizilen doğrultuların tane sınırlarını kestiği noktalar sayılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.10 Kopan çekme test çubuğu üzerinde mikropyapısal incelemelerin yapıldığı bölge.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR

Bu bölümde, deneyler sonrasında elde edilen mekanik test değerleri, mikroyapısal inceleme ve ölçüm sonuçları açıklanmıştır.

5.1. TAVLAMA SONRASI ÖLÇÜLEN SERTLİKLER

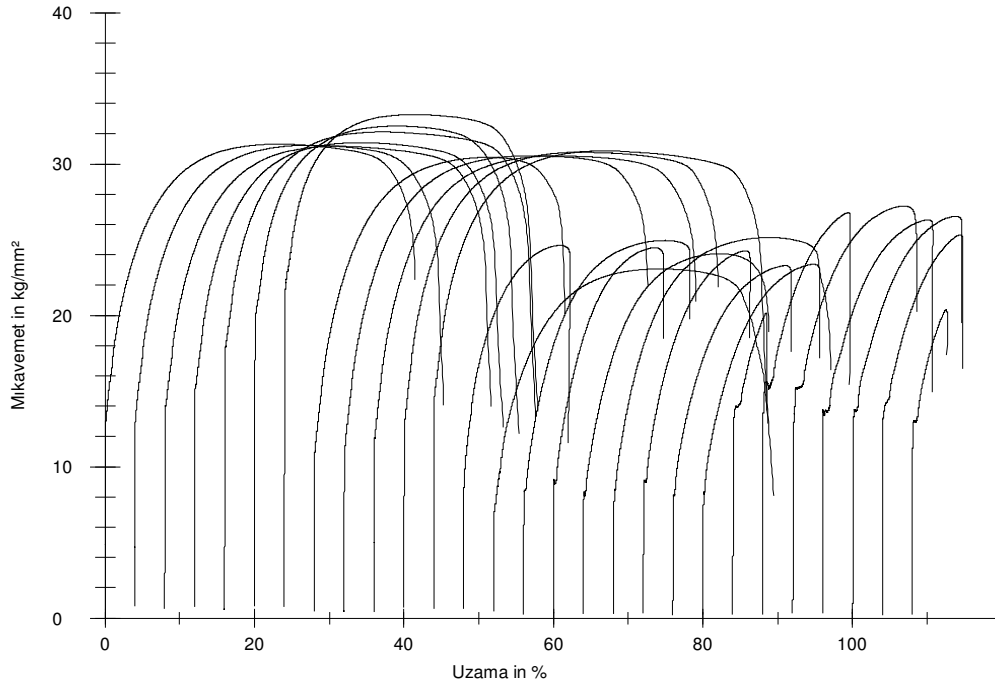
Tavlama sonrasında ölçülen sertlik değerleri Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Tavlama sonrasında ölçülen sertlik değerleri

Ortal. Çek. Mikt. (%)	Ortal. Sertl. (HRB)	Çekme cihazı. çekme miktarı (%)	650 °C sonrası sertlik (HRB)	Çekme cihazı. çekme miktarı (%)	800 °C sonrası sertlik (HRB)	Çekme cihazı. çekme miktarı (%)	950 °C sonrası sertlik (HRB)	Çekme cihazı. çekme miktarı (%)	1100 °C sonrası sertlik (HRB)
0,00	34,7	0	32,1	0	29,8	0	21,2	0	21,8
0,38	38	0,35	35,4	0,37	32,1	0,4	14,3	0,4	30,4
0,87	39,8	0,87	36,6	0,87	33,2	0,85	11,3	0,9	29,2
1,85	42,6	1,87	37,9	1,87	36	1,76	9,2	1,89	30,1
3,88	47,8	3,91	42,5	3,84	40	3,89	18,6	3,86	29,2
6,84	53,8	6,83	49,1	6,82	34,5	6,86	19,4	6,84	23,2
9,86	57,87	9,89	53,3	9,7	16,8	9,9	10	9,93	18,8

5.2 TAVLAMA SONRASI BELİRLenen ÇEKME TEST DEĞERLERİ

Tavlama sonrasında gerçekleştirilen çekme testleri sonrasında her bir numuneye ait çekme eğrisi Şekil 5.1’de görülmektedir



Şekil 5.1. Tavlama sonrasında her bir numuneye ait çekme eğrisi

Belirli ön deformasyon ve tavlama işlemine tabi tutulmuş bazı numuneler çekme testi sonucunda Şekil 5.2’de görüldüğü gibi kopmuştur.

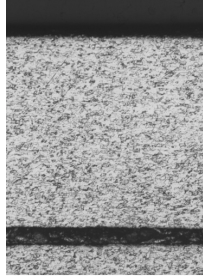
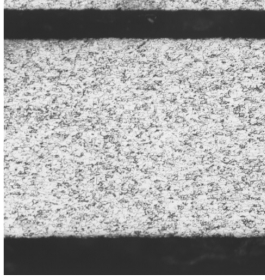
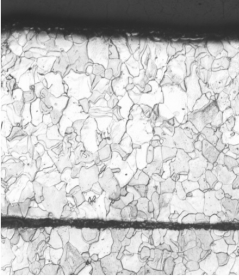
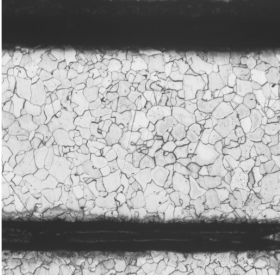
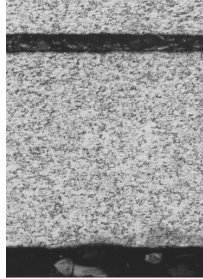
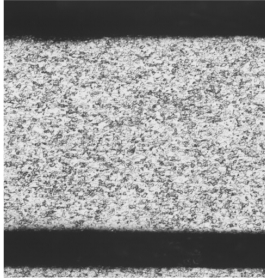
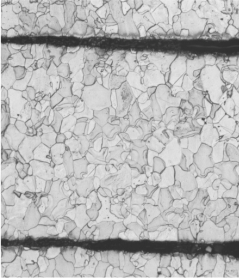
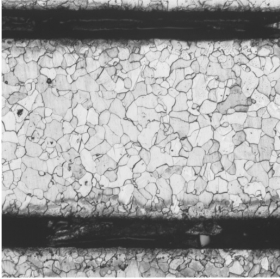
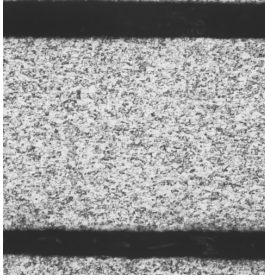
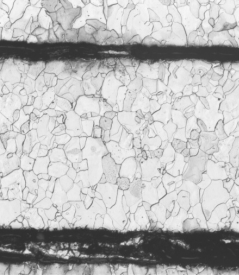
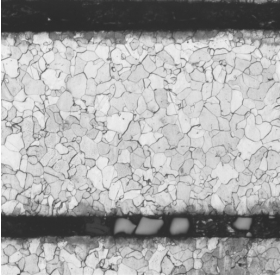
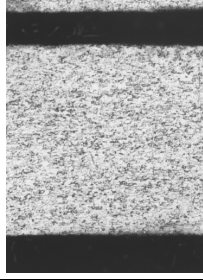
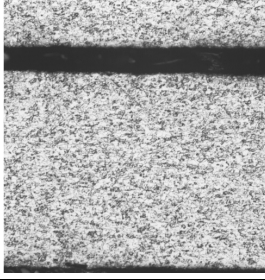
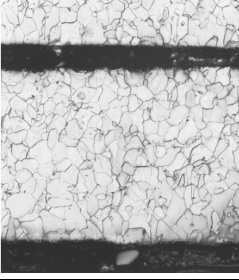
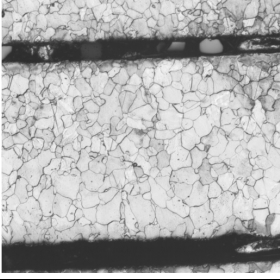


Şekil 5.2 Belirli ön deformasyon ve tavlama işlemine tabi tutulmuş bazı numunelerden gözlenen "portakal kabuğu" oluşumu

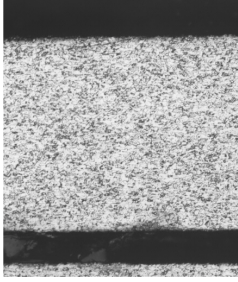
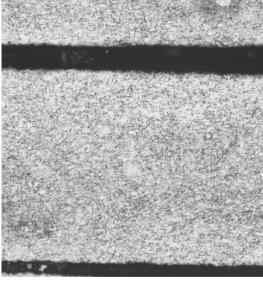
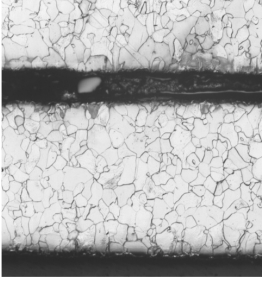
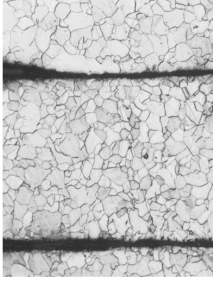
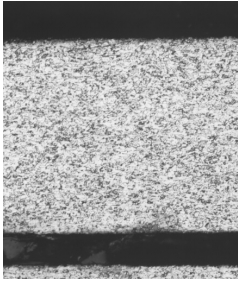
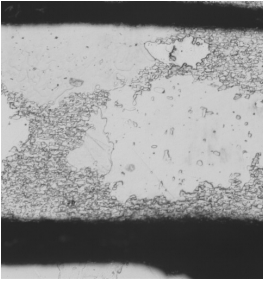
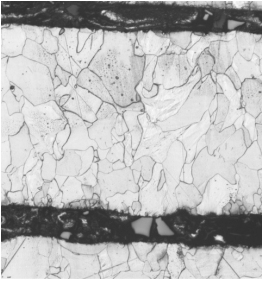
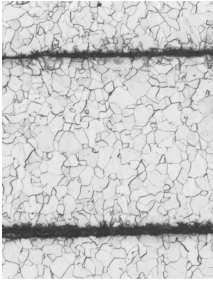
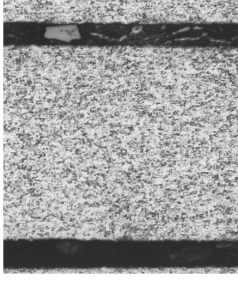
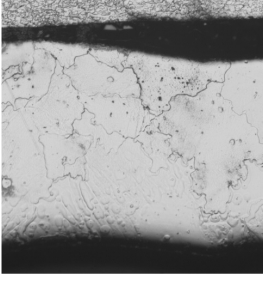
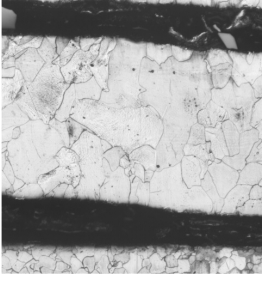
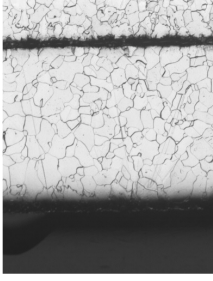
Çizelge 5.2. Tavlama sonrasında belirlenen çekme test değerleri.

			Tavlama Öncesi	Tavlama Sonrası			
Tav. Sıc.	Ön defor	Numune Kodu	Akma Rp 0,2	Akma Rp 0,2	Alt Akma	Çekme Muk.	Uzama
°C	%		kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	%
650	0	00	18,53	13,68	-	31,31	41,41
	0,35	10	18,66	13,96	-	31,24	41,26
	0,87	20	18,71	14,45	-	31,17	43,61
	1,87	30	18,18	15,58	-	31,41	41,24
	3,91	40	18,54	18,16	-	32,12	41,63
	6,83	50	18,74	20,41	-	32,5	35,34
	9,89	60	18,71	22,18	-	33,27	33,88
800	0	01	18,53	11,8	-	30,44	33,47
	0,37	11	18,99	11,84	-	30,54	40,55
	0,87	21	18,72	12,52	-	30,53	43
	1,87	31	18,58	13,51	-	30,77	41,96
	3,84	41	18,82	15,22	-	30,85	45,47
	6,82	51	18,6	10,13	-	24,62	13,94
	9,7	61	19,12	7,79	-	23,06	36,52
950	0	02	18,53	8,41	8,39	24,94	22,06
	0,4	12	18,95	8,92	8,83	24,47	14,57
	0,85	22	18,74	8,21	8,06	24,06	24,72
	1,76	32	18,72	8,69	8,42	25,13	28,93
	3,89	42	18,91	8,95	8,92	24,26	14,11
	6,86	52	18,76	8,38	8,07	23,29	15,64
	9,9	62	18,68	8,75	8,14	23,37	15,46
1100	0	03	18,53	13,73	13,91	20,16	4,48
	0,4	13	18,6	15,24	15,09	26,78	11,56
	0,9	23	18,67	14,65	15,1	27,21	16,44
	1,89	33	18,6	13,45	13,38	26,3	14,73
	3,86	43	18,14	13,7	13,62	26,55	14,39
	6,84	53	18,94	13,67	13,6	25,3	10,68
	9,93	63	18,85	12,99	12,92	20,37	4,61

5.3 TAVLAMA SONRASI MEYDANA GELEN MİKROYAPI DEĞİŞİMLERİ

	650°C	800°C	950°C	1100°C
0				
0,5				
1				
2				

Şekil 5.3 %0-0,5-1-2 deforme edilmiş numunelerin tavlama sonrasında 25X büyütmede gözlenen mikroyapıları.

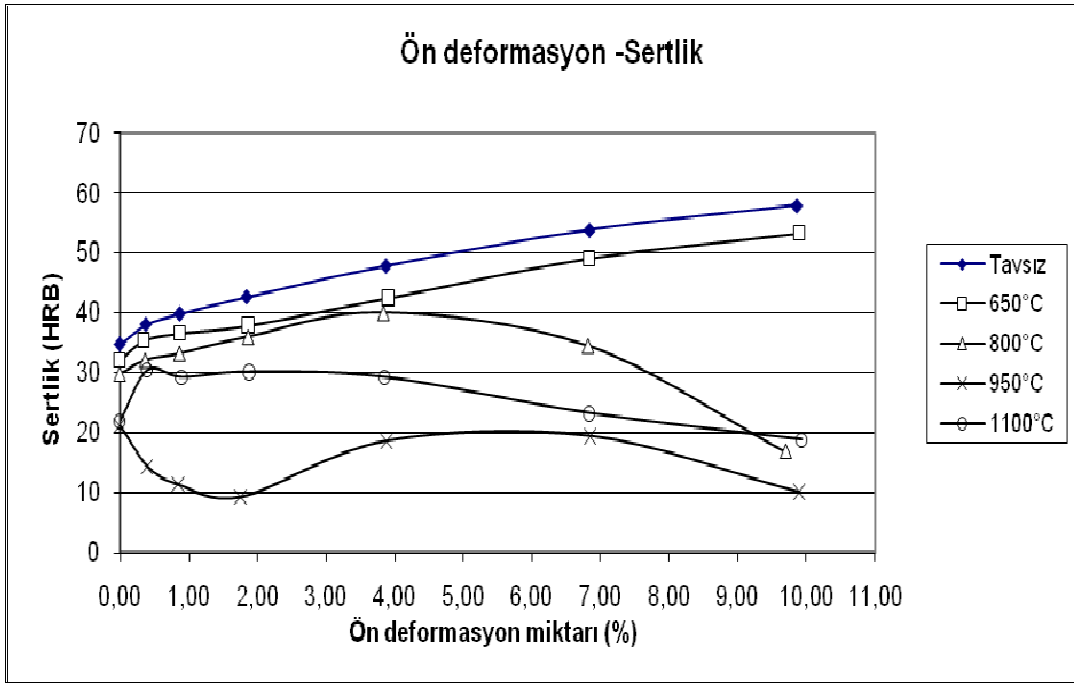
	650°C	800°C	950°C	1100°C
4				
7				
10				

Şekil 5.4 %4-7-10 deforme edilmiş numunelerin tavlama sonrasında 25X büyütmede gözlenen mikroyapıları.

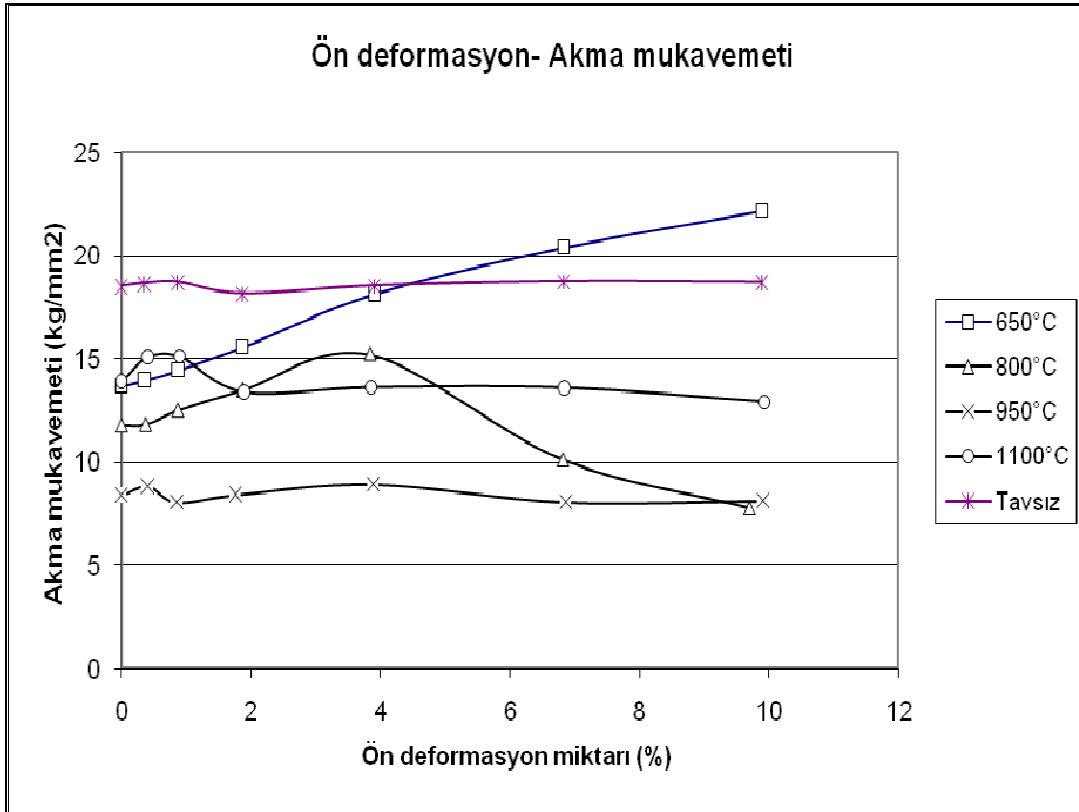
Tavlama sonrasında gözlenen mikroyapılardaki ortalama ferrit tane boyutu Çizelge 5.3'teki gibidir.

Çizelge 5.3. Tavlama sonrasında gözlenen mikroyapılardaki ortalama ferrit tane boyutu

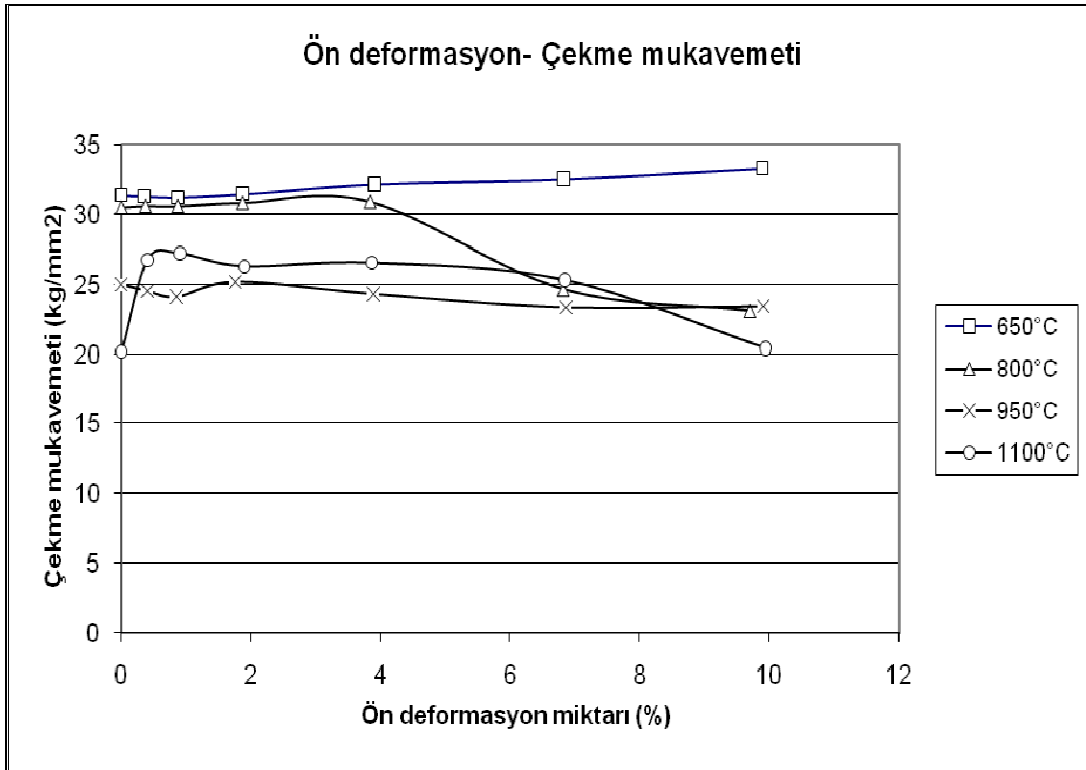
Tav. Sıc.	Kodlama	Ön deformasyon	Tane büyüklüğü
°C		%	micron
650	00	0	9,3
	10	0,35	10,5
	20	0,87	9,9
	30	1,87	10,1
	40	3,91	11,2
	50	6,83	9,9
	60	9,89	10,6
800	01	0	12
	11	0,37	12,2
	21	0,87	11,9
	31	1,87	10,8
	41	3,84	12,2
	51	6,82	26,8
	61	9,7	54,6
950	02	0	65,8
	12	0,4	65,2
	22	0,85	64,4
	32	1,76	63,6
	42	3,89	66
	52	6,86	126
	62	9,9	168
1100	03	0	59,4
	13	0,4	59
	23	0,9	60,1
	33	1,89	59,6
	43	3,86	58
	53	6,84	56,8
	63	9,93	57,1



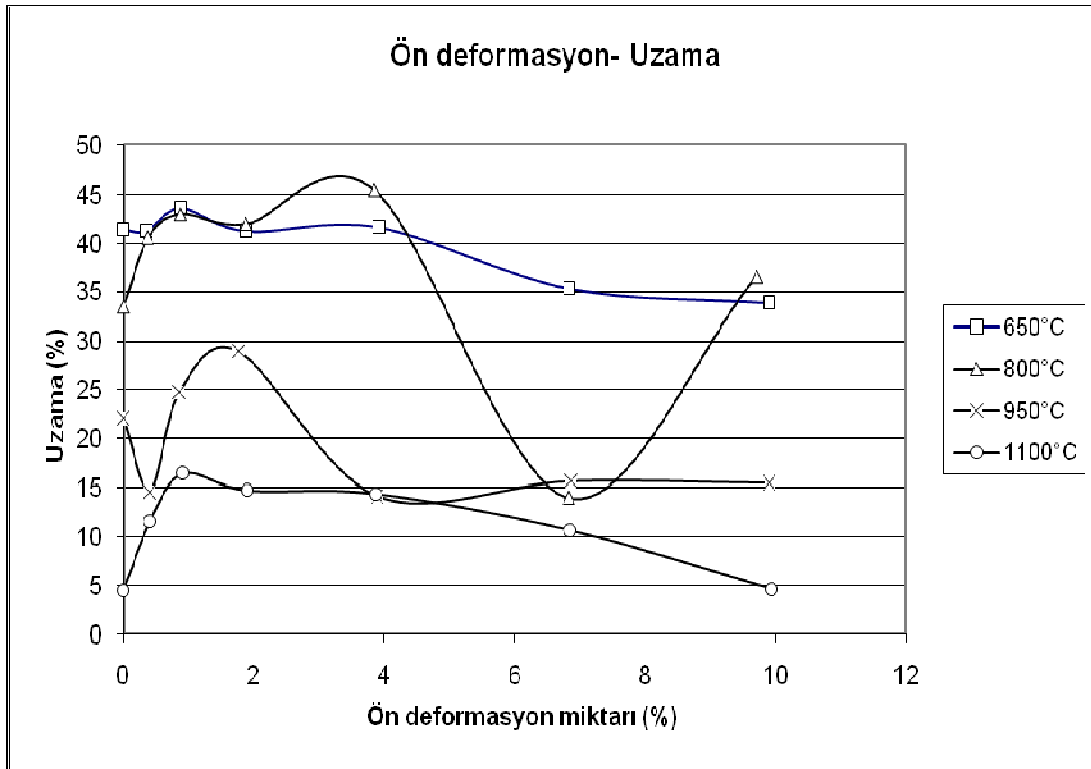
Şekil 5.5 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre sertlik değerleri.



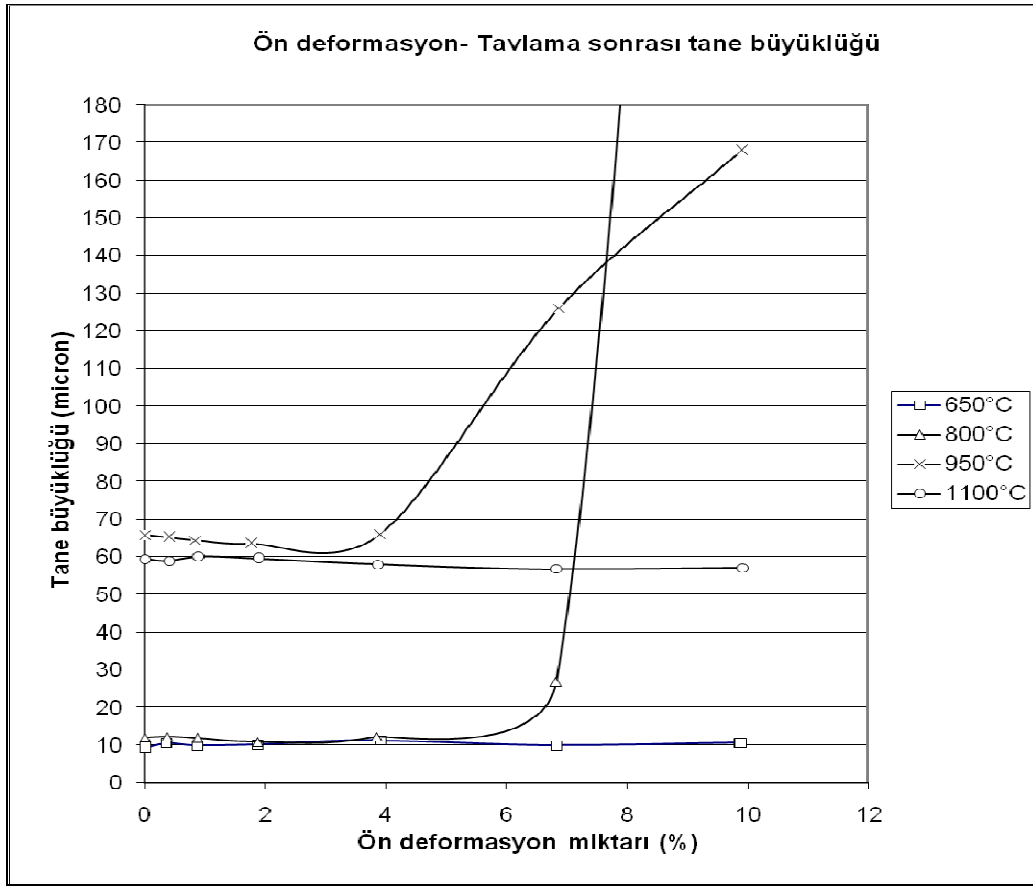
Şekil 5.6 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre akma mukavemetleri.



Şekil 5.7 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre çekme mukavemetleri.



Şekil 5.8 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre uzama değerleri.



Şekil 5.9 Numunelerin sıcaklık ve ön deformasyon oranlarına göre tane büyüklükleri.

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, özellikle düşük deformasyon oranlarında ön deforme edilmiş arayer atomsuz çelik parçalar yeniden kristalleşmenin görülebileceği farklı sıcaklıklarda tavlansarak, bu işlemler sonucunda malzemede ortaya çıkan mikroyapısal ve mekanik özellik değişimleri incelenmiştir. Bu şekilde endüstride benzer sıcaklıklara maruz kalan arayer atomsuz çelikten üretilen parçalarda oluşabilecek anormal tane büyümleri ve bunun yarattığı mekanik özellik değişimlerinin önceden belirlenebilmesi hedeflenmiştir. Bu özelliklerin bilinmesi gerek sonraki işlem adımlarında gerekse kullanım sırasında benzeri sıcaklıklara maruz kalacak parçaların tasarımlarında bu tür kritik deformasyonların oluşumundan kaçınılmasını ya da bu bölgelerin daraltılmasını sağlayacaktır.

Deneyle sonucunda elde edilen bulgular aşağıdaki gibi özetlenebilir:

1. Uygulanan ön deformasyonlar 650°C'deki tavlama sonrasında malzemede mikroyapısal bir değişim göstermemiştir. Ön deformasyon ile elde edilen soğuk sertleşme neticesinde mekanik özelliklerden çekme mukavemetinde nispeten az, sertlik ve akma mukavemetinde ise nispeten yüksek oranda bir artış, uzama değerinde ise belirgin olmayan bir düşme gözlenmiştir.
2. %7 deformasyon oranı 800°C tavlama sıcaklığı arayer atomsuz çelikler için “kritik deformasyon”dur. 800°C'deki tavlama işlemlerinde %5 deformasyondan sonra tüm mekanik özelliklerde tane irileşmesine bağlı olarak bir düşme gözlenmiştir. Arayer atomsuz çelikte iri tane oluşumunu uygulamalarında bir avantaj olarak kullanmak isteyen kullanıcılar %7 ön deformasyon oranı ile 800°C'deki tavlama işlemini optimum bir yaklaşım olarak kullanabilirler.
3. Sıcaklık arttıkça kritik deformasyon seviyesi düşmektedir. Buna göre, 950°C'deki tavlama işleminde kritik deformasyon %4'te başlamaktadır. Ancak bu sıcaklıktaki tane büyüme hızı 800°C'dekinden daha düşüktür. Bu da bu sıcaklıkta tavlansan numunelerin mekanik özelliklerinde de çok belirgin bir değişime yol açmamaktadır.

4. 1100°C gibi α - γ dönüşüm sıcaklığının üzerinde tavlanan numunelerde bir normalizasyon işlemi gerçekleşmiş olup, ön deformasyon verilip bu sıcaklıkta tavllanmış numunelerin ferrit tane boyutunda deformasyon oranına bağlı bir değişim gözlenmemiştir. Normalizasyon sonrasında oluşan ferrit tane boyutu kritik deformasyonun altında deforme edilen 950°C’dekilerden biraz daha küçüktür.
5. Normalizasyon sonrası ferrit tane boyutunu küçültmesi özellikle bundan en çok etkilenen akma mukavemetinde (çekme mukavemetindeki daha az belirgin) artan bir şekilde kendisini göstermiştir.
6. Hızlı ısıtma Fe-C faz diagramında α - γ dönüşüm sıcaklığı 910°C olmasına rağmen 950°C’deki tavlama işleminde 1100°C’dekine benzer bir normalizasyonun olmaması numunelerin 950°C sıcaklığına çok hızlı bir şekilde çıkmasına bağlanmaktadır. Hızlı sıcaklık artışının denge koşullarında 910° olan α - γ dönüşüm sıcaklığını 950°’nin üzerindeki sıcaklıklara çıkardığı düşünülmektedir.

Bu çalışma ile elde edilen bulguların, anormal tane büyümesini uygulamalarında bir avantaj olarak kullanmak isteyen yada bu tür oluşumlardan kaçınmak isteyen arayer atomsuz çelik kullanıcılarına yol gösterici olacağı düşünülmektedir.

Bu çalışmada deney sayısını azaltmak amacıyla sabit (30 dakika) bir değişken olarak alınan tavlama süresi aynı tavlama sıcaklıklarında daha düşük ve daha yüksek sürelerde de tekrarlanarak ani tane irileşmesinin zamana bağlılığı da ortaya çıkarılabilir. Bu tür çalışmalar sürenin çok farklı olabildiği diğer pratik uygulamalardaki davranışı önceden belirlemek açısından daha iyi bir veri oluşturacaktır.

KAYNAKLAR

- Akoy M A** (2001) Düşük Karbonlu Çelik Sacların Biçimlendirme Sınır Diyagramlarının Belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi, (yayımlanmamış), İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Aran A** (2007) *2007-2008 Bahar Ders Notları*, s.13-14.
- ASM** (1996) *Properties and Selection Irons, Steels and High-Performance Alloys*, 10th Edition, Vol.1.
- Bakkaloğlu A** (2001) IF çeliklerinin özellikleri üzerinde proses parametrelerinin etkisi, *1. Demir-Çelik Sempozyumu ve Sergisi, Bildiriler Kitabı-2*, s.695-703.
- Hodgson P D, Hickson, M.R. and Gibbs R K** (1999). Ultrafine Ferrit in Low Carbon Steel, *Scripta Materialia*, 40, No.10, pp.1179-1184.
- Kaçar R, Gündüz S, Kahraman N, Boz M, Demir B** (2008) *Soğuk Deforme Edilmiş AISI-304 Paslanmaz Çeliğin Direnç Kaynak Kabiliyeti Raporu*, Karabük, s.10-14.
- Llewlyn D T and Hillis D.J** (1996). Dual phase steels, *ironmaking and steelmaking*, Vol.23, No.6, pp.471-478.
- Özer A** (2009) Çeliklere uygulanan trip işlemi ile mekanik özelliklerin iyileştirilmesi, *Tubav Bilim Dergisi*, Cilt:2, Sayı:3, s.293.
- Hong S H and, Lee D N** (2003) Grain coarsening in IF steel during strain annealing, *Materials Science and Engineering:A*, Vol.357, pp. 75-85
- Tekin A** (1981) *Çeliklerin Metalurjik Dizaynı*, Doyuran Matbaası, İstanbul.
- Tsuchida N and Tomota Y** (2000) A micromechanic modeling for transformation induced plasticity in steels, *Materials Science And Engineering, A* pp., 285, 345-352.
- Topbaş M A** (1992) Çeliğin Isıl İşlemi, *Yıldız Üniversitesi Yayınları Sayı. 250*, s.248-253.
- URL-1** (2009) http://www.teknolojikarastirmalar.com/pdf/tr/01_2009_6_3_57_400.pdf, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, Çift Fazlı Çelikler 16.02.2009.
- URL-2** (2009) http://www.steel.org/AM/Images/images/ave_trip_microstructure.jpg, TRIP Çelikleri, 20.05.2009.
- URL-3** (2009) <http://www.belgeler.com/blg/2c0u/trip-celikleri>, Çeliklere Uygulanan Trip İşlemi İle Mekanik Özelliklerin İyileştirilmesi, 20.05.2009.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- URL-4** (2009) <http://www.ailevadis.net/ailevadis-ogrenci-yarim/194468-if-interstitial-free-celikleri.html>, 15.05.2010.
- URL-5** (2010) <http://w3.balikesir.edu.tr/~ay/lectures/iy2/lecture3b.pdf>, İmalat Yöntemleri 2, Plastik Şekil Vermede Metalurjik Esaslar, 15.05.2010
- URL-6** (2010) <http://w3.balikesir.edu.tr/~ay/lectures/iy2/lecture12.pdf>, 15.05.2010.
- URL-7** <http://web.sakarya.edu.tr/~akbulut/diffusion.pdf>, Bölüm 3 Yayınma (Difüzyon) 30.06.2010
- URL-8** (2010) <http://web.sakarya.edu.tr/~akbulut/yenkrist.pdf>, Deformasyon ve Yeniden Kristalleşme, 30.06.2010
- URL-9** (2010) http://www.oerlikon.com.tr/files/tane_buyumesi.pdf, Tane Büyümesi, 30.06.2010.
- URL-10** (2011) http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=iron-carbon_phase_diagram, Demir karbon faz diyagramı, Substances&Tecnologies 10.09.2011.
- Yaşacan D A ve Kayalı E S** (2007) Soğuk haddelenmiş IF çeliklerinde anizotropi katsayısının(r) geliştirilmesi, *itüdergisi/dmühendislik* Cilt:6, Sayı:1, s.47-52.

ÖZGEÇMİŞ

Filiz EROL DEMİR, 1972 yılında Zonguldak'ta doğdu. İlk ve orta ve lise öğrenimini Zonguldak'ta tamamladı. 1993 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü'ne girdi ve 1997 yılında mezun oldu. 1998 yılında Ziraat Bankası Zonguldak Şubesi'nde 3 yıl çalıştı. Halen Zonguldak İl Özel İdaresi'nde Makine Mühendisi olarak görev yapmaktadır. 2008 yılında girdiği Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans programına devam etmektedir. Evli ve bir çocuk annesidir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres :Karaelmas Mah.

Şehit Bülent Şanal Cad. No:175/3

Merkez/ Zonguldak

Tel : (372) 252 52 00

E-posta: filizeroldemir@hotmail.com

Filiz EROL DEMİR
