

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ÇELİK SAÇLARIN ÇİFT FAZ ISIL İŞLEMİ SONRASI
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN DEĞİŞİMİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Met. Müh. Hüseyin AYDIN**

**Anabilim Dalı: METALÜRJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
Programı: MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

HAZİRAN 2006

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ÇELİK SAÇLARIN ÇİFT FAZ ISIL İŞLEMİ SONRASI
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN DEĞİŞİMİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Met. Müh. Hüseyin AYDIN
(506041410)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 8 Mayıs 2006
Tezin Savunulduğu Tarih : 14 Haziran 2006**

**Tez Danışmanı : Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU
Diğer Jüri Üyeleri Prof.Dr. Eyüp Sabri KAYALI (İ.T.Ü.)
Prof.Dr. Mehmet KOZ (M.Ü.)**

HAZİRAN 2006

ÖNSÖZ

Tezimi yöneten değerli fikir ve önerileriyle çalışmalarına ışık tutan ve bana her konuda destek olan, Sayın Hocam Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU'na en içten teşekkürlerimi sunmaktan büyük mutluluk duyarım.

Mesleki yaşantımın başlangıcında ve bu tezin hazırlanması sırasında yakın destek, teşvik ve yardımlarını gördüğüm Sayın Hocam Dr. Havva Kazdal ZEYTİN'e de teşekkürü büyük bir borç bilirim.

Deneylerde kullandığım numunelerin hazırlanmasında büyük kolaylıklar gösteren Tübitak dökümhane ve mekanik atölyesi çalışanlarına, teknisyen Adem Deniz, Aygün Güngör ve Bilal Teymur'a, deneysel çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Ceylan Kubilay' a çok teşekkür ederim.

Ayrıca, sevgili babam Alaettin AYDIN'a ve desteğini hiç esirgemeyen sevgili annem Nazmiye AYDIN'a teşekkürlerimi sunarım.

Mayıs, 2006

Hüseyin AYDIN

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	vi
TABLO LİSTESİ	vii
ŞEKİL LİSTESİ	ix
ÖZET	xiii
SUMMARY	xiv
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. TARİHÇE	3
3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER	5
3.1. Çift Fazlı Çeliklerin Tanımı ve Kullanım Alanları	5
3.2. Çift Fazlı Çeliklerin Üretimi	7
3.3. Çift Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemi	8
3.4. ($\alpha + \gamma$) Bölgesinde Tavlama İle Çift Faz Oluşumu	9
3.4.1. Östenitin oluşumu (γ)	9
3.4.2. Östenit dönüşümü	10
3.5. Çift Fazlı Çelik Mikroyapısında Bulunan Fazların Özellikleri	12
3.5.1. Martensit	12
3.5.2. Ferrit	14
3.5.3. Kalıntı östenit	15
3.6. Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri	17
3.6.1. Deformasyon sertleşmesi	17
3.6.2. Çift fazlı çeliklerde deformasyon yaşlanması	19
3.6.3. Mukavemet	21
3.6.4. Süneklik	22
3.7. Çift Fazlı Çeliklerin Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi	24
3.7.1. Karbon	24
3.7.2. Manganez	25
3.7.3. Silisyum	25
3.7.4. Molibden	26
3.7.5. Vanadyum	26
3.7.6. Krom	27
3.7.7. Niyobyum	27
3.7.8. Alüminyum	27
3.7.9. Titanyum	28

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	29
4.1. Kullanılan Malzemeler ve Uygulanan Isıl İşlemler	29
4.2. Mikroyapısal Karakterizasyon	30
4.3. Mekanik Deneyler	31
4.3.1. Çekme deneyleri	31
4.3.2. Sertlik deneyleri	32
4.3.3. Çentik darbe deneyleri	32
4.3.4. Fırınlama sertleşmesi deneyleri	32
5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELEME	33
5.1. Isıl İşlem Koşullarının Mikroyapı Özelliklerine Etkisi	33
5.2. Isıl İşlem Koşullarının Mekanik Özelliklere Etkisi	42
5.3. Fırında Sertleşme Özelliği	50
5.4. Değerlendirme	52
6. SONUÇLAR	54
KAYNAKLAR	55
EKLER	58
ÖZGEÇMİŞ	71

KISALTMALAR

SSD	: Sürekli Soğuma Dönüşümü
CCD	: Sürekli Soğuma Diyagramları
SA	: Sıvı Azot
SEM	: Scanning Electron Microscope
EDS	: Electron Dispersive Spectroscope
BH	: Fırınlama Sertleşmesi (Bake Hardening)
WH	: Deformasyon sertleşmesi (Work Hardening)
HSLA	: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşım
C_{Eq}	: Carbon Equivalent
V_M	: % Martensit ve Multifaz Hacim Oranı
($\alpha + \gamma$)	: Ferrit + Östenit

TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 4.1. Deneyleerde kullanılan sacların kimyasal bileşimleri	30
Tablo 5.1. İncelenen çeliklerde ısıtım işlem sonrası ikinci faz hacim oranları...	33
Tablo 5.2. Vagon gövdesi için birleştirilmiş kuvvet vektörü	34
Tablo 5.3. Isıtım işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağılı olarak 7140K çelik sac numunelerinde oluşun mikroyapılar	35
Tablo 5.4. Isıtım işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağılı olarak D3 çelik sac numunelerinde oluşun mikroyapılar	36
Tablo 5.5. Isıtım işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağılı olarak DP600 ve 3960K çelik sac numunelerinde oluşun mikroyapılar	37
Tablo 5.6. Isıtım işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağılı olarak DP600 ve 3960K çelik sac numunelerinde oluşun mikroyapılar	37
Tablo 5.7. 7142K kodlu çeliğın ısıtım işlem sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağılı çekme deneyi sonuçları.....	43
Tablo 5.8. 7140K kodlu çeliğın ısıtım işlem sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağılı çekme deneyi sonuçları.....	43
Tablo 5.9. D3 kodlu çeliğın ısıtım işlem sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağılı çekme deneyi sonuçları.....	44
Tablo 5.10. 3960K kodlu çeliğın ısıtım işlem sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağılı çekme deneyi sonuçları.....	44
Tablo 5.11. DP600 kodlu çeliğın ısıtım işlem sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağılı çekme deneyi sonuçları.....	44
Tablo 5.12. 7140K Malzemesinin ısıtım işlem sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağılı mekanik deney sonuçları.....	49
Tablo 5.13. Fırınlama sertleşmesi deney sonuçları	50
Tablo 5.14. Bu çalışma kapsamında $\alpha + \gamma$ sahasında sıvı azot içerisinde soğutularak çift faz Mikroyapısı kazandırılan çelik sacları aıt optimum özellikler.....	53
Tablo A.1. 7140K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X).....	58
Tablo A.2. 7140K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)	59
Tablo A.3. 7142K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X).....	60
Tablo A.4. 7142K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)	61
Tablo A.5. D3 kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X).....	62
Tablo A.6. D3 kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)	63

Tablo A.7.	DP600 kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava ve sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X).....	64
Tablo A.8.	3960K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava ve sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)	65

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 1.1 : Çift fazlı (350/600) ve HSLA (350/450) çeliklerine ait tipik gerilme – birim şekil değiştirme eğrileri	2
Şekil 1.2 : Çift fazlı çelikler ile diğer çelik türlerinin kıyaslanması	2
Şekil 3.1 : Çift fazlı çeliğin mikroyapısı.....	5
Şekil 3.2 : Çelik türlerinde deformasyon sertleşmesi üssü değerinin kıyaslanması.....	6
Şekil 3.3 : Çift faz ısıtma işlemlerinin şematik olarak gösterilişi (a) Su verme (Intermediate Quenching) (b) ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama (Intercritical Annealing) (c) Kademeli su verme (Step Quenching)	8
Şekil 3.4 : Çift faz ısıtma işlemlerinin mikroyapısı (a) Ara su verme (b) ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama , (c) Kademeli su verme.....	8
Şekil 3.5 : Östenit Oluşumunu Gösteren Fe - C Faz Diyagramı.....	10
Şekil 3.6 : Kontrollü soğuma diyagramları a) Östenit dönüşümünün başladığı andan itibaren b) Karbonun martensit dönüşümüne etkisi.....	10
Şekil 3.7 : a) Optik (F=Ferrit; B=Beynit; M=Martensit) b) SEM ⁷ (taramalı elektron mikroskobu) de çift fazlı çelik mikroyapısı.....	12
Şekil 3.8 : Çelikte Martensit Yüzdesine (a) Karbon Miktarının (b) Sıcaklık Artışının Etkisi (740, 760, 780, 800, 820 °C).....	13
Şekil 3.9 : Kalıntı Östenitin (a) Karbon Miktarına (b) Tavlama Sıcaklığına Göre Artışı	16
Şekil 3.10 : Çelik mikroyapısında martensit ve kalıntı östenit	16
Şekil 3.11 : Gerilme –Birim Şekil değiştirme eğrilerinin kıyaslanması (E-Engberg, H-Holloman, B-Bergström, L,Ludwik)	17
Şekil 3.12 : Az alaşımlı çift fazlı öneliğe ait Crussard-Jaoul (C-J)analizi.....	18
Şekil 3.13 : Çift fazlı çelik üretim koşullarının Jaoul Crussard analizine olan etkisinin şematik olarak gösterimi.....	19
Şekil 3.14 : Deformasyon sertleşmesi ve deformasyon yaşlanması olayının gerilme - birim şekil değiştirme grafiğinde gösterimi.....	20
Şekil 3.15 : Fırınlama sertleşmesi olayında; %2 çekme sonrası mekanik mukavemet artışı.....	21
Şekil 3.16 : Kalıntı östenit hacim oranına, % Birim şekil değişiminin etkisi.....	23
Şekil 3.17 : Çift fazlı çeliklerde alaşım elementi miktarının ve soğuma hızının etkisi.....	24
Şekil 4.1 : Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerin proses akım şeması.....	30
Şekil 4.2 : Çekme deneyi numunesi.....	31
Şekil 5.1 : 750°C'de sıvı azot ile soğutulmuş 7142K çelik sacın (a)	

	Optik (600X) (b) SEM Görüntüleri.....	38
Şekil 5.2	: 750°C’de sıvı azot ile soğutulmuş DP 600 Çelik Sacın (a) Optik (600X) (b) SEM Görüntüleri.....	38
Şekil 5.3	: (a) 740°C’de (b) 750°C’de sıvı azot ile soğutulmuş D3 kodlu Çelik sacın optik mikroyapısı (600X)	39
Şekil 5.4	: 750°C’de sıvı azot ile soğutulmuş (a) 7140K (b)3960K çelik sacların optik mikroyapısı (600X).....	39
Şekil 5.5	: 750°C’de sıvı azot ile soğutulmuş (a) 7140K ve (b) 3960K SEM Fotoğrafları.....	40
Şekil 5.6	: 7140K Malzemesinin martensit hacim oranının sıcaklıkla Değişimi.....	41
Şekil 5.7	: 7142K Malzemesinin martensit hacim oranının sıcaklıkla Değişimi.....	41
Şekil 5.8	: Tübitak D3 Malzemesinin martensit hacim oranının sıcaklıkla değişimi.....	41
Şekil 5.9	: 3960K Malzemesinin martensit hacim oranının sıcaklıkla Değişimi.....	42
Şekil 5.10	: DP600 Malzemesinin martensit hacim oranının sıcaklıkla Değişimi.....	42
Şekil 5.11	: 7142K kodlu çeliğin 750°C’ de soğutma sonrası çekme deneyleri.....	45
Şekil 5.12	: 7140K kodlu çeliğin 750°C’ de soğutma sonrası çekme deneyleri.....	45
Şekil 5.13	: Tübitak D3 800°C SA çekme deneyi sonuçları.....	46
Şekil 5.14	: 3960K kodlu çeliğin 820°C’ de soğutma sonrası çekme deneyleri.....	46
Şekil 5.15	: DP600 kodlu çeliğin 820°C’ de soğutma sonrası çekme deneyleri.....	46
Şekil 5.16	: 740° C’de 3 dakika tutulan ve sıvı azot soğutma ortamında soğutulmuş Erdemir 7140K kodlu çeliğin a) gerçek gerilme-gerçek birim şekil değiştirme ($\sigma_G - \epsilon_G$) diyagramı b) $\ln \sigma_G - \ln \epsilon_G$ diyagramı ve c) deformasyon hızı-gerçek birim şekil değiştirme ($d\sigma/d\epsilon - \epsilon_G$) diyagramı.....	47
Şekil 5.17	: 820° C’de 3 dakika tutulmuş ve sıvı azot soğutma ortamında soğutulmuş D3 kodlu çeliğin a) gerçek gerilme- gerçek birim şekil değiştirme ($\sigma_G - \epsilon_G$) diyagramı b) $\ln \sigma_G - \ln \epsilon_G$ diyagramı ve c) deformasyon hızı-gerçek birim şekil değiştirme ($d\sigma/d\epsilon - \epsilon_G$) diyagramı	48
Şekil 5.18	: Sıvı azot ve hava ortamında soğutulan 3960K kodlu sacın deformasyon sertleşmesi üssü “n” değerinin çift faz bölgesinde tutma sıcaklığı ile değişimi.....	49
Şekil 5.19	: 7142K 750°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	51
Şekil 5.20	: D3 785°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	51
Şekil 5.21	: DP600 820°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	51
Şekil B.1.	: 7142K 750°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	66

Şekil B.2.	: 7142K 820°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	66
Şekil B.3.	: 7140K 750°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	67
Şekil B.4.	: 7140K 820°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	67
Şekil B.5.	: D3 750°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	68
Şekil B.6.	: D3 820°C SA deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	68
Şekil B.7.	: DP600 750°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	69
Şekil B.8.	: DP600 820°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	69
Şekil B.9.	: 3960K 750°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	70
Şekil B.10.	: 3960K 820°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları.....	71

SEMBOL LİSTESİ

n	: Deformasyon sertleşmesi üssü
K	: Malzeme sabiti
$d\sigma / d\varepsilon$: Deformasyon hızı
σ_M	: Mühendislik gerilmesi
ε_M	: Mühendislik birim şekil değiştirme
σ_G	: Gerçek gerilme
ε_G	: Gerçek birim şekil değiştirme
$\sigma_{\check{C}}$: Çekme mukavemet
σ_A	: Akma mukavemeti
eT	: Toplan uzama

ÇELİK SAÇLARIN ÇİFT FAZ ISIL İŞLEMİ SONRASI MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN DEĞİŞİMİ

ÖZET

Bu çalışmaların teorik bilgiler kısmında, çift faz ısıl işlemlerine, ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile oluşan çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine (deformasyon sertleşmesi, mukavemet ve süneklik) ve alaşım elementlerinin bu çeliklerdeki etkilerine kısaca değinilmiştir.

DeneySEL çalışmalar kısmında ise, alaşımlı ve alaşımsız çift fazlı çeliklerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine, ısıl işlem sıcaklığının, soğutma kademelerinin ve martensit hacim oranının etkisi incelenmiştir.

Bu çalışma kapsamında Erdemir üretimi 7140K, 7142K, 3960K, DP600 ve Tübitak'ta özel olarak üretilen D3 kodlu çelik saçlar kullanılmıştır. Bu saçlar 740-820°C sıcaklık aralığında üç dakika tutulduktan sonra havada ve sıvı azotta soğutulmuştur. Sıvı azotta soğutma ile çift faz mikroyapısı (ferrit + martensit) kazandırılmıştır. Çift faz mekanik özellikleri sertlik ölçümü, çekme deneyi ve fırınlama sertleşmesi deneyleri ile belirlenmiştir. Yapılan deneylerde çeliklerin mukavemetinin ve sünekliğinin martensit hacim oranına bağlı olduğu görülmüş, artan martensit hacim oranıyla birlikte çekme ve akma mukavemetinin arttığı, (%) uzama ve tokluk değerlerinin azaldığı belirlenmiştir. En uygun çift faz özellikleri çeliklere sıvı azot ile yüksek soğutma hızlarında su verme işlemi sonucu elde edilmiştir.

THE CHANGE IN MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL SHEETS AFTER DUAL PHASE HEAT TREATMENTS

SUMMARY

In this study, the change in microstructure and mechanical properties of steel sheets after intercritical annealing ($\alpha+\gamma$) has been researched. Also the effects of cooling rates and micro alloying elements over the dual phase sheet steels has been explained.

In experimental procedures, Erdemir products 7142K, 7140K, 3960K, DP600 and special Tübitak product D3 sheet steels have been used. These steels annealed between 740 – 820°C, hold three minutes and cooled by air and liquid nitrogen quenching. Fine dual phase (ferrite & martensite) microstructure after liquid nitrogen quenching has gained.

The mechanical properties of dual phase steels determined after the hardness, strain – stress and bake hardening tests. In experiments it has been realized that the strength and ductility of dual phase steels are related to volume percent of martensite. With more martensite volume, we get more strength and hardness but less ductility. So it can be say that, martensite is the strengthening element for dual phase steels and for making more martensite volume we need high annealing temperatures and cooling rates. Therefore, after cooling with the liquid nitrogen, the best experimental results have been taken.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

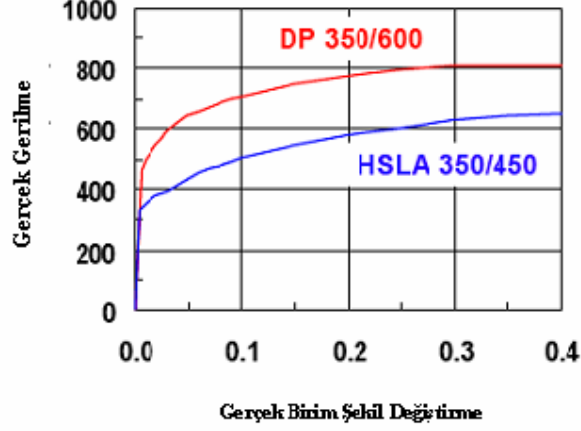
Çift fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içinde adacıklar şeklinde % (15 – 20) martensit fazı içeren çelikler olarak tanımlanmıştır. “Çift faz” terimi, bu çeliklerin mikroyapıları nedeni ile kullanılmaktadır. Gerçekte bu çeliklerin mikroyapılarında, ferrit ve martensitin yanı sıra beynit, perlit ve kalıntı östenit bulunabilir.

Çift fazlı çeliklerden beklenen özellikleri şu şekilde sıralanabilir (1);

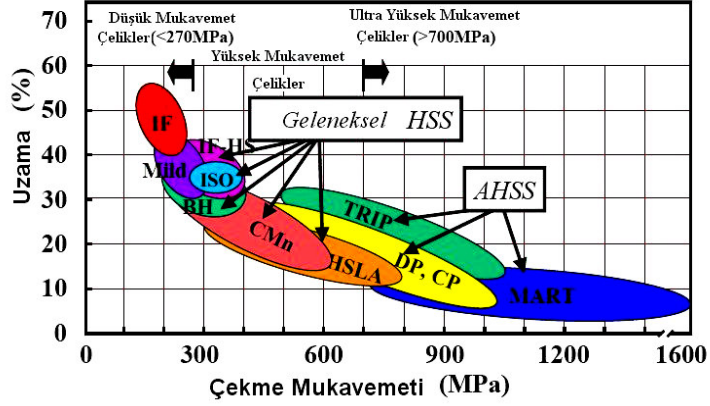
1. Çift fazlı çelikler sürekli akma göstermelidir.
2. % 0,2 akma mukavemeti maksimum 340 – 500 MPa aralığında olmalıdır.
3. Çekme mukavemeti 620 – 1250 MPa aralığında olmalıdır.
4. % 5’den düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızı yüksek olmalıdır.
5. Toplam uzama % 20’den büyük, şekillenebilirlikleri yüksek, akma/çekme mukavemeti oranı düşük olmalıdır.

Şekil 1. 1 de yüksek mukavemetli düşük alaşımlı HSLA çelik ile çift fazlı çeliğe ait “gerilme – birim şekil değişme” eğrileri görülmektedir. Eşit uzama değerlerinde çift fazlı çelikler, HSLA çeliklerinden daha yüksek mukavemete sahiptirler. 650 MPa çekme mukavemetine sahip çift fazlı çelik ile 450 MPa çekme mukavemetine sahip HSLA çeliğin eşit şekillenebilme kabiliyetine sahip tir(1).

Eşit çekme mukavemetine sahip çift fazlı çelikler ile mikroalaşımlı çelikler kıyaslandığında, çift fazlı çeliklerin daha düşük akma mukavemeti, daha yüksek uniform ve toplam (%) uzama gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 1. 2).



Şekil 1. 1: Çift fazlı (350/600) ve HSLA (350/450) çeliklerine ait tipik gerilme birim şekil değişirme eğrileri (2).



Şekil 1. 2: Çift fazlı çelikler ile diğer çelik türlerinin kıyaslanması (3)

Bu çalışmada, Erdemir 7142K ve 7140K kalite soğuk hadde, DP600 ve 3960K kalite sıcak hadde saclara ve Tübitak'ta özel olarak dökülen çeliğe çift fazlı mikroyapı kazandırılarak mekanik özelliklerinin incelenmesi hedeflenmiştir. 7140K ve 3960K halen Erdemir'de soğuk ve sıcak haddelenmiş yassı ürün olarak üretilmektedir. Bu sacların çift faz oluşumu için gerekli şartlar belirlenerek, Erdemir'de mevcut üretim hatlarında, uygulama olanakları araştırılmıştır. Deneysel çalışmalarda, amaç optimum mukavemet-süneklik ilişkisini veren ısıl işlem koşullarının belirlenmesidir.

2. TARİHÇE

1970'lerin ortalarındaki dünya petrol krizi, daha etkili ve daha hafif ulaşım metotları bulma konusundaki çalışmaları hızlandırmıştır. Bu yıllarda, çeliğin karbon miktarındaki artışın, mukavemeti artırırken şekillenme kabiliyetini ve kaynak kabiliyetini düşürdüğü bilinmekteydi. Karbon miktarını düşük tutup, manganez ve nikel gibi alaşım elementlerini artırarak, kaynak kabiliyetine zarar vermeden mukavemet ve tokluk artırılabilme yöntemi geliştirilerek birçok düşük alaşımlı yüksek mukavemetli (HSLA) çelik üretilmiştir. Bu çeliklerden bazıları, krom ve molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içermekte ve yüksek mukavemet sağlamak için, su verilip temperlenmektedir. (4).

HSLA çeliklerinin bir sınıfı olan mikroalaşımlı çelikler, son senelerde gelişmeye başlamışlardır. Bu çeliklere ilave edilen Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu birlikte artırmaktadırlar. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden, çok ekonomiktirler. Fakat söz konusu çeliklerin şekillenebilme kabiliyetinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlamaktadır (4).

Bu nedenle bu dezavantajı aşmak için, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler grubu arasında yeni bir mühendislik malzemesi sınıfı olarak çift fazlı çelikler geliştirilmiştir. Çift-faz çelikler konusundaki araştırmalar yaklaşık 1970'lerin başlarından itibaren başlamaktadır. HSLA ve çift fazlı çelikleri yüksek mukavemet / ağırlık oranına sahip malzemeler olup, otomotiv endüstrisinde yüksek oranda kullanım alanı bulurlar (4).

Çift fazlı çelikler, eşit çekme mukavemeti değerlerinde HSLA çeliklerinden daha sünek olup, otomotiv endüstrisinde yüksek şekillendirilebilme avantajı ile daha geniş bir kullanım alanına sahiptirler (4). Plastik deformasyonun başlangıcında, yüksek deformasyon sertleşmesi hızı ve şekillendirilmiş durumdaki mukavemetlerine bağlı olarak, şekillendirme sırasında iyi süneklik özelliklerine sahiptir. Sonuç olarak çift

fazlı çelikler, otomobillerin dış panel gibi kısımlarında kullanılarak, önemli ağırlık ve yakıt tasarrufu sağlarlar (2).

1980 'li yılların ortalarına kadar özellikle HSLA çeliklerinin bir sınıfı olarak otomotiv endüstrisinde yeralan çift fazlı çelikler, 1980' li yılların ortasında popülaritesini kaybetmiş ve yerini alüminyum ve kompozit malzemelere bırakmıştır (2). Özellikle 80'li yıllarda mikro alaşımlamanın çift faz mekanik özellikleri üzerine etkisini inceleyen Rigsbee ve arkadaşları (1) bu günkü çift faz mikroyapı ve mekanik özellik bilgisinin temellerini atmışlardır. 90'lı yılların ortalarına kadar fiziksel ve yapısal özellikleri dışında fazla araştırması yapılmayan çift fazlı çelikler, diğer malzemelerde ortaya çıkan, maliyet sorunları ve arzu edilen mekanik özelliklerin sağlanamaması gibi problemler üzerine tekrar ilginin çift fazlı çeliklere yönelmesine sebep olmuş ve birçok yeni araştırma ve proje yapılmaya başlanmıştır.

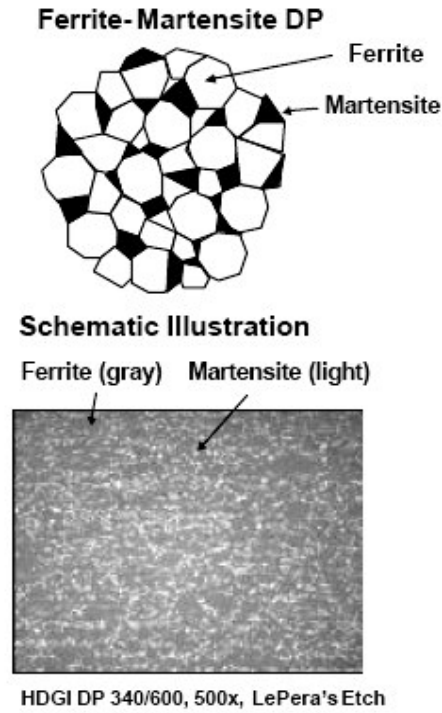
Son 15 yıllık dönemde üzerine baz alınan otomotiv endüstrisinde ki yerinin % 35'lerden % 45-50 lere çıkaran çift fazlı çelikler özellikle 2000'li yıllarda üzerine araştırma yapılan en önemli çelik türlerinden biridir (2). Son yıllarda da çift fazlı çeliklerin mikroyapısında bulunan fazların oranının değiştirilmesiyle üretilen yeni çift fazlı çelik grupları üzerinde de çalışmalar yapılmaktadır (3). Bunlar arasında mikroyapısında daha yüksek oranda kalıntı östenit bulunan ve TRIP (Transformation Induced Plasticity) çift fazlı çelikleri sayılabilir. Bu çift fazlı çelik tipinde, çalışmalar, çeşitli alaşım elementlerinin mekanik özelliklere etkisi üzerine yoğunlaşmıştır.

3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

3.1 Çift Fazlı Çeliklerin Tanımı ve Kullanım Alanları

Çift fazlı çelikler, iyi şekillenme kabiliyetine sahip ferritik ana yapı içinde martensitik adacıklar içeren bir mikroyapıya sahip HSLA çeliklerin yeni bir sınıfı olarak nitelendirilirler. Burada üzerinde durulması gereken, aynı mukavemet seviyesindeki HSLA çeliklerine oranla daha üstün süneklik göstermeleridir (5).

Genellikle matrisi ferrit olan bu çeliklerde, martensit adacıkları oluşturulur (Şekil 3. 1). Çok yüksek enerji absorblama özelliğine sahip olup, yüksek mukavemet değerlerinde iyi izotropik özellik gösterirler (5).

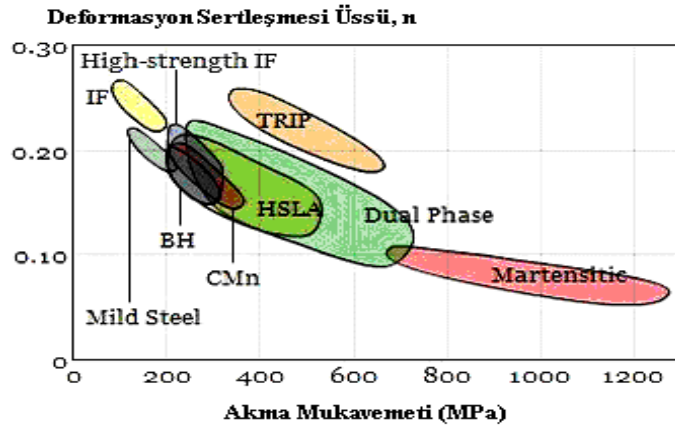


Şekil 3. 1: Çift fazlı çeliğin mikroyapısı (6).

Bununla birlikte 780 MPa ve daha fazla mukavemetteki çelik levhalarda yeterli seviyede sünekliği sağlamak ancak çift fazlı çeliklerle mümkün olmuştur (7). Bunun nedeni, çeliğin sünekliği yumuşak ferrit matris tarafından geliştirilirken, önceden belirlenen mukavemeti de martensitik mikroyapısı ile sağlar. Bu mükemmel mikroyapı hem süneklik ve hem de mukavemet özelliği sağlarken, kaynaklanabilme özelliği de son derece gelişmiş olur.

Son zamanlardaki büyük talep yoğunluğundan dolayı özellikle otomobil endüstrisinde güvenlik ve emniyet çalışmaları kat ve kat artmaktadır. Durum sürücülerin gözünden incelediğinde, öne sürülen yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik levhaların araba gövde ve parçalarında kullanılmasıyla sağlanan ağırlık düşüşü, yakıt tasarrufu ve güvenlik donanımının artışı bu konudaki çalışmaların süratli bir şekilde gelişmesine ön ayak olmuştur (8). Yüksek mukavemetli çeliklerin otomotiv endüstrisinde kullanılma nedenleri şu şekilde açıklanabilir;

1. Konvansiyonel çeliklerle karşılaştırıldıklarında çok fazlı çeliklerin deformasyon sertleşmesi üssü değerleri düşüktür (Şekil 3. 2), ve deformasyon sertleşmesi, fırında sertleştirme işlemi ile artırılır. Bu sayede araba gövde panellerinde kullanılan bu çeliklerin kalınlığının azaltılarak ağırlık tasarrufu sağlanır (8).



Şekil 3. 2: Çelik türlerinde deformasyon sertleşmesi üssü değerinin kıyaslanması (6).

Bu tür çeliklerin enerji absorblama kapasitesi buna bağlı olarak da çökme direnci geliştirilmiş, ve bu çeliklerin kullanılması ile otomobillerin güvenlikleri artırılmıştır (8).

Sonuç olarak, çift fazlı çeliklerin kullanılması ile, ihtiyaç duyulan sac kalınlığı azalmakta ve araç ağırlığı düşürülmektedir, buna bağlı olarak yakıt tasarrufu yapılmakta, yüksek dayanımlı malzemeler olduklarından dolayı da, çarpmalar söz konusu olduğunda araç emniyeti arttırılmaktadır.

3.2 Çift Fazlı Çeliklerin Üretimi

Ticari olarak çift fazlı çelik üretimi üç metotla yapılmaktadır (5);

1. Sıcak ve soğuk haddelenmiş sacın sürekli tavlama (continuous annealing),
2. Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavlama (batch annealing),
3. Sıcak haddelenmiş durumda kullanılmak üzere sıcak sac haddesi (hot rolling).

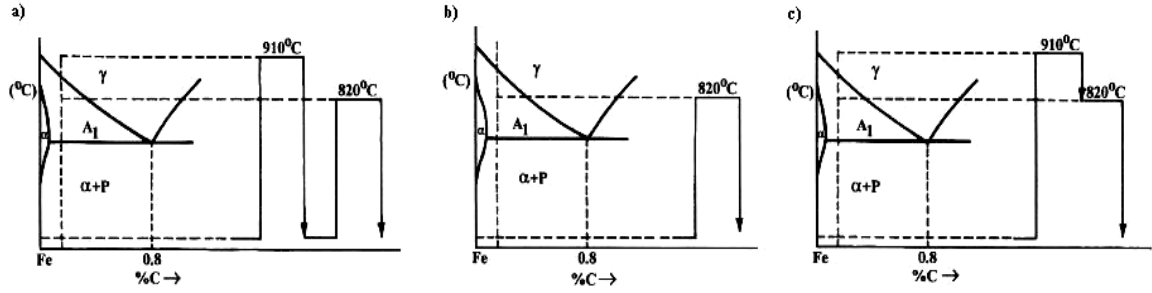
Sürekli tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş sac, bobinlenmeden istenilen mikroyapıyı oluşturmak amacıyla $\alpha+\gamma$ bölgesinde tavlama yapılır. Bu metodun avantajı, sıcak ve soğuk haddelenmiş sac üretiminin mümkün olması ve çok az alaşımlama gerektirmesidir (5). Ancak fazlardan uygulanan üretim kademesinin, son ürünün maliyetini artırması, bu metodun dezavantajıdır.

Kutu tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş malzeme, bobinlenmiş halde $\alpha+\gamma$ bölgesine tavlama yapılır. Bu metodun avantajı, fazlardan uygulanan üretim kademesinin maliyete çok az etki etmesidir. Ancak, yüksek alaşım (yavaş soğuma çevrimi sırasında mikroyapının kararlılığı için) masrafı ve bobinin ortasından dış tarafa doğru sıcaklık farkı nedeniyle, bobinin mekanik özelliklerinin homojen olmaması bu metodun dezavantajıdır (9).

Sıcak şerit haddeleme metodunda, kimyasal bileşimin ve üretim koşullarının dikkatli kontrolüyle sıcak haddeleme işlemi sırasında, çift fazlı mikroyapı oluşur. Bu metodun avantajları büyük yatırım masrafı ve fazlardan bir işlem gerektirmemesidir (5). Ancak sıcak haddeleme miktarının sınırlılığı, gerekli alaşımlama için büyük miktarlardaki masraf bu metodun dezavantajlarıdır.

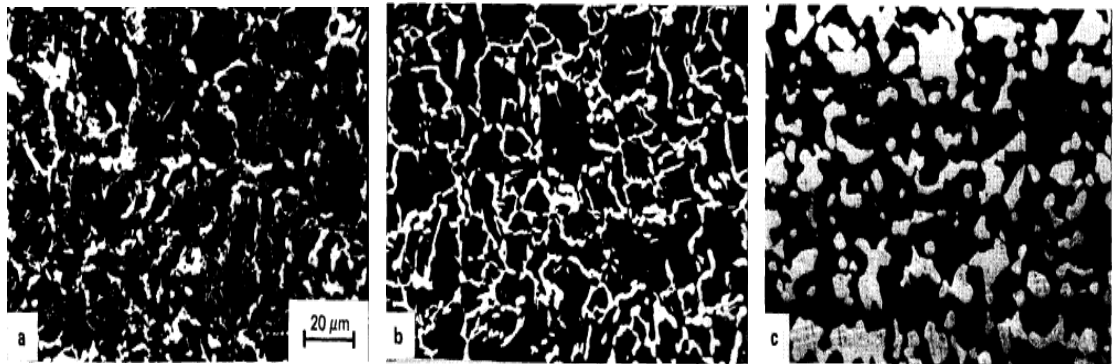
3.3 Çift Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemi

Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları, dönüşüm yoluna bağlı olup, değişik ısıl işlemlerle elde edilen morfolojiler arasında önemli farklar mevcuttur (10). Şekil 3. 3 de çift faz ısıl işlemleri, Şekil 3. 4 da ise bu ısıl işlemler sonucu elde edilen çift faz mikroyapıları gözükmemektedir.



Şekil 3. 3: Çift faz ısıl işlemlerinin şematik olarak gösterilişi (10) (a) Su verme (Intermediate Quenching) (b) ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama (Intercritical Annealing) (c) Kademeli su verme (Step Quenching)

Şekil 3. 3a da görülen ara su verme prosesinde, östenit bölgesinden su verilmiş malzemenin, tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martensit dilim sınırları (lath boundaries) boyunca östenitin çekirdeklenmesine sebep olur. Bu işlem sonucu, ince fiberli martensit (fine fiberious martensite) ferrit matrisi içinde Şekil 3. 4a da görüldüğü gibi dağılır.



Şekil 3. 4: Çift faz ısıl işlemlerinin mikroyapısı (11) (a) Ara su verme (b) ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama, (c) Kademeli su verme

($\alpha + \gamma$) bölgesindeki tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı ötektoid altı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. İki fazlı bölgede tavlama ile oluşan östenit, karbür/ ferrit ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Nihai mikroyapı Şekil 3. 4b de görüldüğü gibi ferrit sınırları boyunca ince küresel martensitten (fine globular martensite) oluşur.

Kademeli su verme prosesinde, malzemenin başlangıç mikroyapısı östenitten oluşmaktadır. Sıcaklık iki fazlı bölgeye düşünce, ferrit primer östenit tane sınırları boyunca çekirdeklenir ve büyür (7). Şekil 3. 4c den de görüldüğü gibi nihai mikroyapıda kaba martensit partikülleri etrafında, ferrit bulunur (5).

Değişik ısı işlemlerle elde edilen çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri, mikroyapıları nedeni ile birbirlerinden oldukça farklıdır. Aynı martensit hacim oranında ara su verilmiş malzemenin mikroyapısındaki homojenlik ve toplam (%) uzama değerleri, kademeli su verilmiş yapının homojenliği ve (%) uzama değerlerinden daha yüksek olabilir.

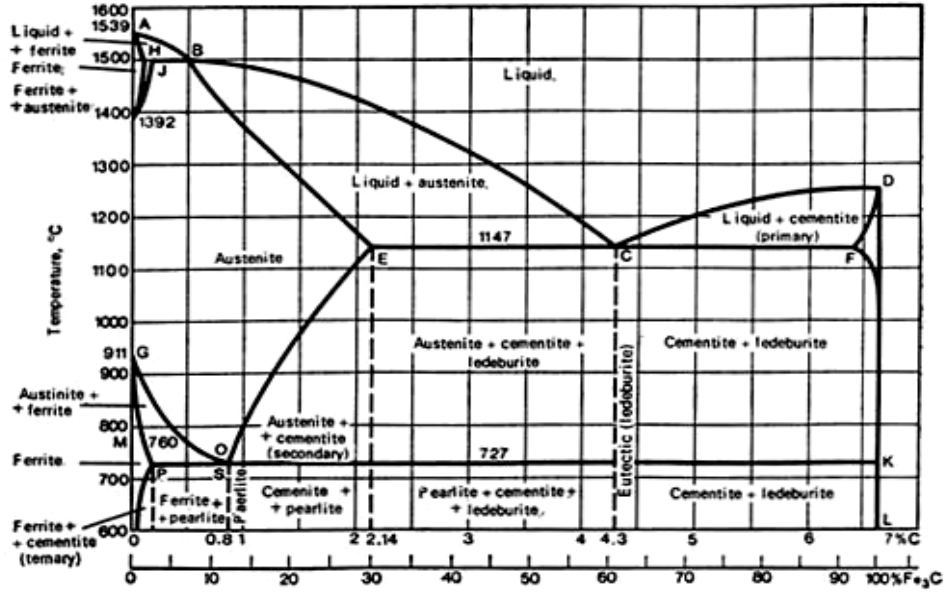
3.4 ($\alpha + \gamma$) Bölgesinde Tavlama İle Çift Faz Oluşumu

Bu bölümde ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile östenit oluşumu ve su verme (soğutma) ile bu östenitin dönüşümü ayrı ayrı incelenmektedir.

3.4.1 Östenitin Oluşumu (γ)

Östenit yüzey merkezli kübik yapıda bir veya daha fazla elementin oluşturduğu katı eriyiktir. Östenit, perlitte veya tane sınırı sementit partiküllerinde aniden çekirdeklenir ve karbür fazı eriyinceye dek, yüksek bir hızla büyür (12).

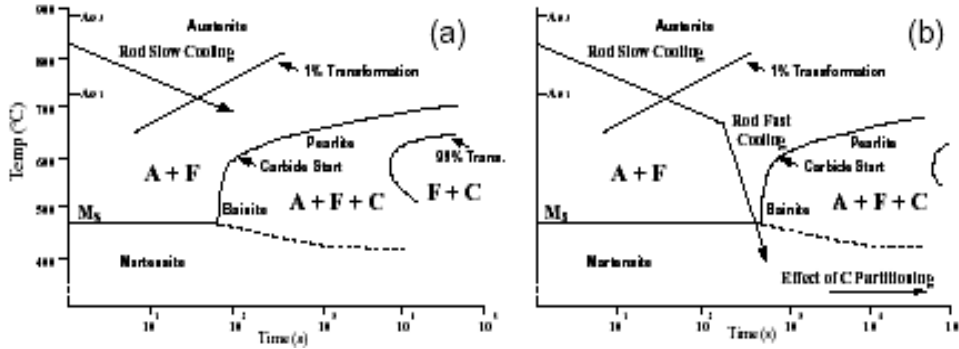
Östenit sadece karbon içerdiği durumda 727°C 'nin altında kararlı değildir. Şekil 3. 5 de görüldüğü gibi östenitin maksimum karbon çözünürlüğü 1148°C 'de % 2.11 olup, ferrite göre yaklaşık 100 kat daha fazla karbon çözümlenebilir. Kübik yüzey merkezli yapıda karbon atomları kolaylıkla arayerleri doldurabilir. Östenit manyetik değildir. Çeliklerde östenitin dönüşümü teknolojik olarak çok önemlidir (11).



Şekil 3. 5: Östenit oluşumunu gösteren Fe - C faz diyagramı (13)

3.4.2 Östenit Dönüşümü

Östenitin sürekli soğuma esnasındaki dönüşümü, SSD diyagramları (Sürekli Soğuma Diyagramları) ile takip edilebilir (14). Şekil 3. 6 'de çift fazlı bir çelikte östenit dönüşümü ve buna karbonun etkisi SSD diyagramları ile gösterilmektedir.



Şekil 3. 6: Kontrollü soğuma diyagramları a) Östenit dönüşümünün başladığı andan itibaren b) Karbonun martensit dönüşümüne etkisi (13)

Östenit dönüşüm sıcaklığında mikroyapı, %50 eşksenli ferrit ve % 50 östenitten oluşmaktadır. Yavaş soğuma ile yapıda daha fazla eşksenli ferrit oluşur. Eğer soğuma hızı çok düşük ise, geri kalan östenit, perlite dönüşür. Ancak soğuma hızının biraz artması, östenitin bir kısmının beynite dönüşmesine sebep olur. Şekilde3. 6 dan

hesaplanırsa yaklaşık ~ 8 °C/sn' lik bir soğuma hızı östenitin martensite dönüşmesi için yeterlidir, ancak soğuma hızı daha da artırılırsa, iğnesel ferrit oluşumu söz konusudur (5).

Yapılan deneysel çalışmalar sonucu, çift fazlı mikroyapı elde edebilmek için gereken minimum soğuma hızı ampirik olarak bulunmuştur (1,5).

$$\log C_R (\text{°C/sn}) = -1,7Mn_{eş} + 3,95 \quad (3.1)$$

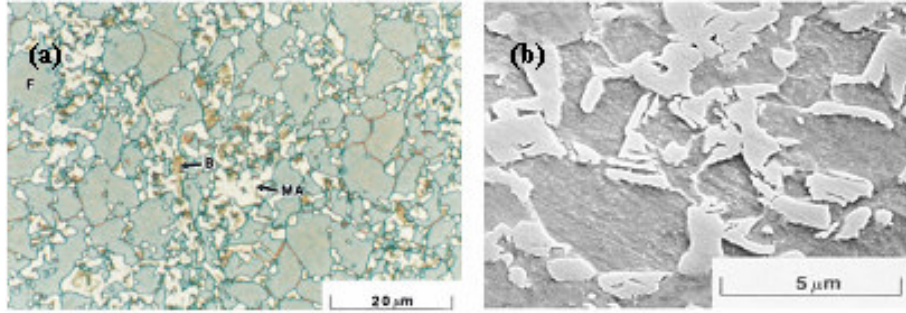
Burada; C_R kritik soğuma hızı ve $Mn_{eş}$ manganez eşdeğeridir. Manganez eşdeğerine krom ve molibden de etki eder ve;

$$Mn_{eş} (\%) = (\%Mn) + 1,3 (\%Cr) + 2,67 (\%Mo) \quad (3.2)$$

bağıntısı ile bulunabilir (11).

($\alpha + \gamma$) bölgesindeki yüksek tavlama sıcaklıklarında, yapıda bulunan östenit miktarı çok, fakat östenitteki karbon miktarı düşüktür. Düşük tavlama sıcaklıklarında ise ($\alpha + \gamma$) bölgesindeki yapıda bulunan östenit miktarı az, fakat östenitteki karbon miktarı yüksektir. Bu nedenle, düşük tavlama sıcaklıklarında östenitin martensite dönüşüm kabiliyeti yüksek iken, yüksek tavlama sıcaklıklarında düşüktür. Balligar ve Gladman (15), ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile oluşan östenit adalarının boyutu arttıkça sertleşme kabiliyetinin azalacağını ileri sürmektedirler. Östenitin karbon oranı arttıkça, kritik soğuma hızında bir düşme olursa da bunun tesiri azdır (5).

Çift fazlı çeliklerde östenitin martensite dönüşümü düşük sıcaklıklarda olur ve martensitik dönüşüm esnasında meydana gelen hacim genişlemesi (yaklaşık % 2 – 4) ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur. Bu nedenle martensit partiküllerinin etrafında dislokasyon yoğunluğu ve kalıntı gerilmeler (residual stresses) yüksektir. TEM ile yapılan incelemeler, dislokasyon yoğunluğunun ferrit tanelerinin ferrit/martensit arayüzeyine yakın bölgelerinde yüksek, ferrit taneleri içinde ise düşük olduğunu göstermiştir (5,14). Şekil 3. 7a da ferrit/martensit bölgeleri rahatlıkla görülmektedir (16).



Şekil 3. 7: a) Optik (F=Ferrit; B=Beynit; M=Martensit) b) SEM'(taramalı elektron mikroskobu) de Çift Fazlı Çelik Mikroyapısı (16)

3.5 Çift Fazlı Çelik Mikroyapısında Bulunan Fazların Özellikleri

Çift fazlı çeliklerin mikroyapısı, genel olarak, eşeksenli ve iğnesel ferrit, martensit, kalıntı östenit ve sementit fazlarından oluşmaktadır. Bu bölümde çift fazlı çelik mikroyapısında bulunan ferrit, martensit ve kalıntı östenit fazlarının özellikleri ve söz konusu fazların, çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi incelenecektir.

3.5.1 Martensit

Çeliklerde metastabil geçiş fazı olup, hacim merkezli kübik kristal yapıda difüzyonsuz olarak, östenitin M_s ve M_f sıcaklıklarına soğutulması ile oluşan bir fazdır (12). Östenit alanından düşük bir sıcaklığa (ortam veya oda) hızlı soğutulduğunda veya su verildiğinde denge dışı martensit fazı (mikro bileşen) oluşur. Martensit dönüşümü difüzyonsuz (kaymalı) bir dönüşümdür, martensit aynı zamanda dengesiz bir faz yapısıdır, su verme hızı karbon difüzyonuna fırsat vermeyecek kadar hızlı olduğunda, ferrit ve sementit fazları oluşamaz, (yaklaşık 10^{4-5} cm/sn). Her bir atomun hareket mesafesi atomlar arası mesafeden daha kısadır. Difüzyon olmadığı için martensitik dönüşümde bileşim sabit kalır (3). Martensitik dönüşümde bir çok atom birlikte hareket ederek, komşu bölgelere nazaran kısmi yer değiştirme meydana gelir, martensitik dönüşüm YMK östenitin poliformik olarak, hacim merkezli kübik tetragonal (HMT) yapıya dönüşmesi ile oluşur, bu kristal yapısının birim hücresi HMK yapısıdır, fakat boyu uzamıştır ve hacim merkezli kübik ferritten oldukça farklıdır (12). Martensitte bütün karbon atomları arayerde kalır ve oda sıcaklığında sonsuza kadar kalabilir, difüzyonsuz bir dönüşüm olan martensit dönüşümünde,

dönüşüm anlıktır. Martensit östenit tanelerinde çekirdeklenir ve ses hızı (10^{-5} cm/sn) ile büyür, Martensit taneleri plaka ve iğnemsî şekilde oluşur, sistemde su verme hızına bağlı olarak dönüşmemiş östenit kalır. Martensit diğer mikro bileşenlerle (perlit gibi) birlikte bulunabilir. Martensitik dönüşüm atermal dönüşüm olarak adlandırılır (5).

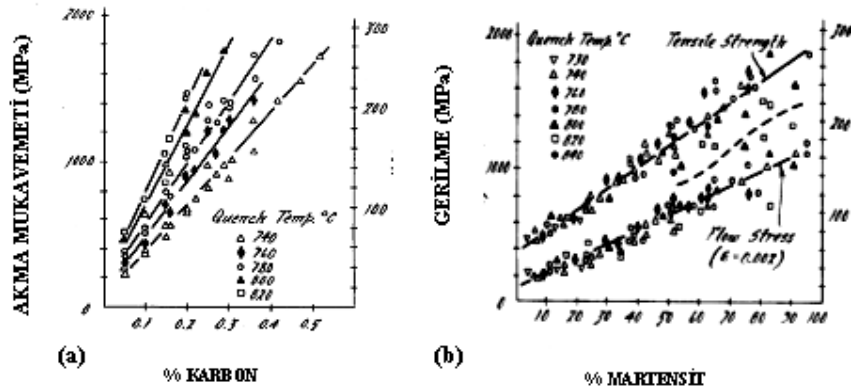
Çift fazlı çeliklerin mukavemetini ve sünekliğini kontrol eden en önemli faktör, martensit hacim oranıdır. Martensit hacim oranının artması, mukavemetin artmasına ve sünekliğin azalmasına sebep olur (1,5).

Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan martensit miktarı;

- i. Çeliğin karbon içeriğine,
- ii. Tavlama sıcaklığına,
- iii. Östenit tanelerinin sertleşme kabiliyetine

bağlıdır (3).

Burada, Şekil 3. 8' den görüldüğü gibi çift fazlı çeliğin yapısında bulunan martensit miktarı, artan tavlama sıcaklığı ve artan karbon miktarı ile artmaktadır (15). ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile oluşan östenitin sertleşme kabiliyeti, soğuma hızı ile kontrol edilebilir. Yüksek soğuma hızlarında östenit martensite, fakat düşük soğuma hızlarında ferrit - karbür karışımına dönüşür (17).



Şekil 3. 8: Çelikte Martensit Yüzdesine (a) Karbon Miktarının (b) Sıcaklık Artışının Etkisi (740, 760, 780, 800, 820 °C) (18).

Martensit fazında bulunan karbon miktarı, C_m (15) :

$$C_m = C_o + \rho_f / \rho_m (100 / V_m - 1) (C_o - C_f) \quad (3.3)$$

bağıntısı ile bulunabilir. Burada;

ρ_f = Ferritin yoğunluğu, ρ_m = Martensitin yoğunluğu, C_f = Ferrit fazında bulunan karbon miktarı, C_o = Çeliğin karbon miktarı, V_m = Martensit hacim oranıdır.

3.5.2 Ferrit

Hacim merkezli kübik kristal yapıda bir veya daha fazla element çözüdüren bir katı eriyiktir. Kübik hacim merkezli α -ferrit içinde karbonun çözünürlüğü çok düşüktür (12). Maksimum çözünürlük 727°C 'de ağırlıkça % 0.022'dir. Ferritteki karbon çözünürlüğünün düşük olması KHM yapıda karbon atomlarının arayerlere zor yerleşmesi ile açıklanmaktadır. Karbon çok az çözünse de ferritin mukavemetini artırır. 768°C 'in altında manyetik özelliğe sahip olup, diğer demir-karbon fazlarına göre daha yumuşaktır (12).

Çift fazlı çeliklerin özelliklerine, ferrit morfolojisi, ferrit tane boyutu, ferrit matris içinde arayer ve yeralan elementlerinin bulunması gibi, faktörler önemli derecede etki ederler. Ferrit tanelerinin eşeksiz olması istenir. Bazı bileşimlerdeki çift fazlı çeliklerde, düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluşan iğnesel ferrit, mukavemeti artırır fakat sünekliği azaltır (5) .

Ferritin akma mukavemeti tane boyutuna bağlı olup, Hall – Patch bağıntısı ile hesaplanabilir. Bilindiği gibi, mikroalaşımli çeliklerde tane boyutunun azalması akma mukavemetini artırırken, geçiş sıcaklığını düşürür. Optimum özellikler için, çift fazlı çeliklerin ferrit tane boyutu da mümkün olduğu kadar küçük ($<5 \mu\text{m}$ çap) olmalıdır (17) .

Ferrit matrisin içinde çok ince dağılmış karbür veya karbonitrür partiküllerinin bulunması, çeliğin mekanik özelliklerini geliştirir. ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ve hızlı su verilen düşük alaşımli çeliklerde, hatta 1010 çeliğinde bile ferrit içinde ince karbür çökeltileri oluşabilir (18). Çeliğin bileşiminde karbür yapıcı elementlerin bulunması, çökeltme hızını artırır. ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama sonra soğuma

hızının düşük olması da, ferrit fazında sementit partiküllerinin çökmesine sebep olmaktadır. Bu nedenle, sünekliğin yüksek olması için, ferritin temiz olması arzu edilir.

Çift fazlı çeliğin mukavemetine, martensit hacim oranı, martensitin mukavemeti, ferritin mukavemeti gibi faktörlerin yanı sıra, martensitik dönüşüm nedeni ile martensit adalarına komşu ferrit bölgelerinde meydana gelen, yüksek dislokasyon yoğunluğunun da etki ettiğini ileri sürerek teorik olarak çift fazlı çeliğin mukavemetini hesaplamışlardır.

$$\sigma_c = v_f \sigma_f [\epsilon + (\rho_{dm/c})^{1/a}]^{n_f} + v_m \sigma_m \epsilon^{n_m} \quad (3.4)$$

Burada; σ_c = Çift fazlı çeliğin plastik gerilmesi (flow stress), v_f = Ferritin hacim oranı σ_m = Martensitin mukavemeti, σ_f = Ferritin mukavemeti, n_f = Ferritin deformasyon sertleşmesi parametresi, n_m = Martensitin deformasyon sertleşmesi parametresi, ρ_{dm} = Martensitik dönüşüm nedeni ile ferritte meydana gelen dislokasyon yoğunluğu, ϵ = Birim şekil değiştirme, c ve a = Sabitlerdir.

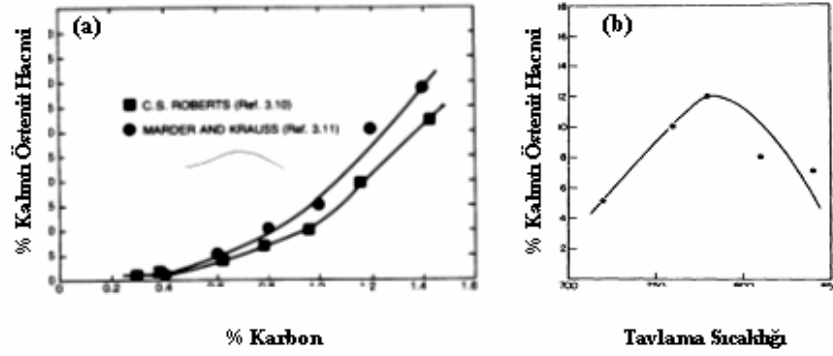
3.5.3 Kalıntı Östenit

Su verme sırasında veya izotermal dönüşümde, östenitin tamamı martensite dönüşmez, bu da çift fazlı çelik yapısında % 2 ile 9 arasında dönüşmemiş östenit kalmasına neden olur (12). Karbon çeliklerinde bu miktar genellikle düşüktür, ancak östenit de çözünen ve östeniti kararlı yapan alaşım elementi miktarı arttıkça kalıntı östenit miktarı da artar. Bununla birlikte Şekil 3. 9'de gösterildiği gibi karbon miktarı ve tavlama sıcaklığı değiştikçe de çelikteki kalıntı östenit miktarı değişmektedir.

Östenit hem kimyasal hem de geometrik olarak heterojendir. Kalıntı östenit oluşumuna bu heterojenliğin etkisi çok büyüktür. Kalıntı östenit yüksek dislokasyon yoğunluklu alanlarda ve çökelti elementlerinin yoğunlaştığı bölgelerde oluşur (Şekil 3. 10), mukavemeti düşürür ve martensitin sertliğini azaltır (5).

Östenitin karbon miktarının artması, bu fazın kimyasal kararlılığına sebep olur, çünkü östenitin karbonca ve manganezce zenginleşmesi, M_s sıcaklığını daha düşük sıcaklıklara öter (20). Oda sıcaklığında yapıda kalıntı östenitin bulunmasına sadece bu fazın kimyasal kararlılığı sebep olamaz. Bilindiği gibi, martensitik çeliklerde,

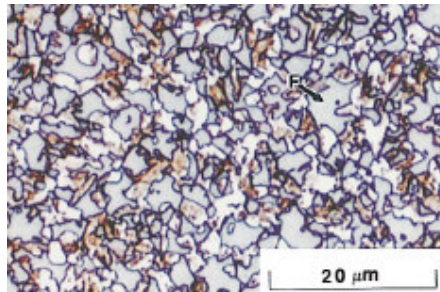
östenitin M_s ve M_f sıcaklıkları arasında tutulması, bu fazın termal kararlılığını artırır. Östenitin termal kararlılığı yavaş soğuma hızlarında da sağlanabilir. Su verme ile küçük östenit adacıklarının ($1\mu\text{m}$ veya daha küçük) dönüşmediği ve kalıntı östenit olarak yapıda kaldıkları gözlenmiştir. Kararlıklarının sebebi küçük boyutlarıdır (10).



Şekil 3. 9: Kalıntı östenitin (a) Karbon miktarına (b) Tavlama sıcaklığına göre artışı (18)

Çift fazlı çeliklerde kalıntı östenit üç ayrı şekilde bulunabilir (1);

- i. Martensit dilimleri arasında ince bir tabaka olarak bulunabilir (% 1'den az).
- ii. İkinci faz (martensit) ile birlikte yapıda bulunabilir ve ancak X - ışınları metodu ile tespit edilebilir (çift faz yapısında sık bulunan kalıntı östenit).
- iii. Küçük adacıklar ($\sim 1\mu\text{m}$ boyutunda) şeklinde ferrit taneleri içinde veya tane köşelerinde bulunabilir.



Şekil 3. 10: Çelik mikroyapısında martensit ve kalıntı östenit (16).

Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan kalıntı östenitin büyük bir kısmının deformasyon esnasında martensite dönüşmesi uniform ve toplam uzamayı artırır. Ancak kalıntı östenit miktarı düşük ise, uniform ve toplam uzamadaki artış ihmal edilebilecek seviyededir (8).

3.6 Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri incelenirken, mukavemet ve süneklik gibi, her mühendislik malzemesinde yüksek olması arzu edilen özelliklerin yanı sıra, çift fazlı çeliklerin ayırt edici bir özelliği olarak deformasyon sertleşmesi kabiliyetinden de ayrıca söz edilecektir

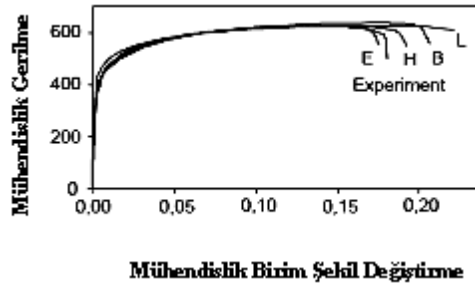
3.6.1 Deformasyon Sertleşmesi

Çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışı incelenirken kullanılan Ludwick denklemine göre (19);

$$\sigma_g = \sigma_a + k \epsilon_p^n \quad (3.5)$$

$$\ln d\sigma_g / d\epsilon_p = \ln(kn) + (n - 1) \ln \epsilon \quad (3.6)$$

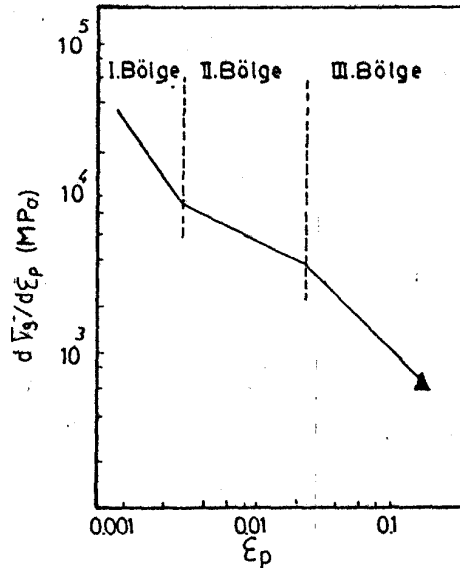
şeklinde ifade edilmektedir. Burada; σ_g gerçek gerilme, ϵ_p gerçek plastik birim şekil değiştirme, k mukavemet katsayısı ve n , deformasyon sertleşmesi üssüdür. Bu denklemin kullanılmasının nedeni diğer çelik türlerinin deformasyon davranışını değerlendirmekte kullanılan Holloman denkleminin, bu tür çeliklerin $\log \sigma - \log \epsilon$ eğrisi lineer olmadığı için geçerli olmadığıdır. Çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışı farklı araştırmacılarca detaylı olarak incelenmiş (Şekil 3. 11) ve bu çalışmalar sonunda deformasyon davranışını açıklamak için, çift fazlı çeliklerin gerilme – birim şekil değişim eğrisi üç farklı bölgeye ayrılmıştır.



Şekil 3. 11: Gerilme-Birim şekil değiştirme eğrilerinin kıyaslanması (E-Engberg, H-Hollomon, B-Bergström, L-Ludwik) (20)

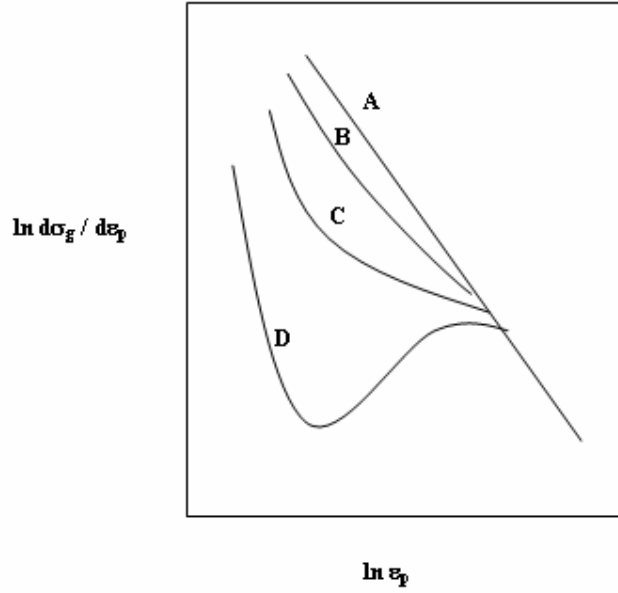
Denklem 6'ya göre çizilen $\ln d\sigma_g / d\varepsilon_p - \varepsilon_p$ grafiği, malzemelerin deformasyon karakteristiği hakkında bilgi vermekte olup, “Crussard – Joul (C - J) analizi” olarak bilinmektedir (5). Çift fazlı çeliklerin gerçek gerilme – gerçek birim şekil değiştirme eğrileri yardımıyla çizilen $\ln d\sigma_g / d\varepsilon_p - \varepsilon_p$ grafiklerinde, eğimdeki değişime bağlı olarak, üç bölgenin mevcut olduğu gösterilmiştir (Şekil 3. 12). Deformasyonun etkisiyle bu üç bölgede çift fazlı çeliklerin altyapısında gerçekleşen olaylar çeşitli mikroskoplarla yapılan çalışmalara dayanarak aşağıda açıklanmıştır.

1. bölgede (%0.1-0.5 birim şekil değişimi), ferrit ve martensitin plastik uyumsuzluğu nedeniyle, ferrit içerisinde oluşan ters gerilmelerin hızla artması ve kalıntı gerilmelerin giderilmesi nedeniyle deformasyon sertleşmesi hızı yüksektir (5). 2. Bölgede (%0.5-4 birim şekil değişimi), deformatsyona uğramayan sert martensit partiküllerinin ferritin plastik gerilmesine olan etkisi nedeniyle ferritin deformasyon sertleşmesi hızı azalır. Ostenitin dönüşümü bu kademedeki olabilir. 3. Bölgede (% 4-18 birim şekil değişimi) dislokasyonlar hücre yapısı oluştururlar ve ferritin deformasyonu, dinamik toparlanma, çapraz kayma ve martensit fazının akmasıyla kontrol edilir. Şekil 3. 2'den görüldüğü gibi, çift fazlı çeliklerin deformasyon sertleşmesi hızı ($d\sigma/d\varepsilon$), çeliğin martensit içeriğine bağlı olarak artar. Fakat sabit martensit hacim oranında plastik şekil değişimi arttıkça azalır (11).



Şekil 3. 12: Az alaşımlı çift fazlı çeliğe ait Crussard – Jaoul (C - J) analizi (10).

Mikroyapı bileşenlerinin özellikleri ve miktarları, çift fazlı çeliklerin $\ln d\sigma_g / d\varepsilon_p - \ln \varepsilon_p$ grafiklerini etkilemekte olup, Şekil 3. 13'deki A numunesinden D numunesine doğru ilerledikçe, martensit hacim oranı azalmakta ve/veya ferrit tane boyutu artmaktadır (5,11). Yüksek martensit hacim oranına sahip çift fazlı çeliklerde, ferrit fazındaki dislokasyon yoğunluğu da yüksek olmakta ve bu malzemenin deformasyon davranışı. Şekil 10'daki A eğrisine uymaktadır. Martensit hacim oranının azalmasıyla, ferrit matristeki yüksek dislokasyon yoğunluklu bölgelerin de azalması, malzemenin Şekil 12'deki B, C ve D eğrilerine benzer davranış göstermesine sebep olmaktadır (1). Ayrıca martensit hacim oranının ve/veya martensitteki karbon miktarının artması $\ln d\sigma_g / d\varepsilon_p - \ln \varepsilon_p$ grafiklerindeki deformasyon bölgelerini daha küçük deformasyon oranlarına doğru ötelemektedir (4,5).

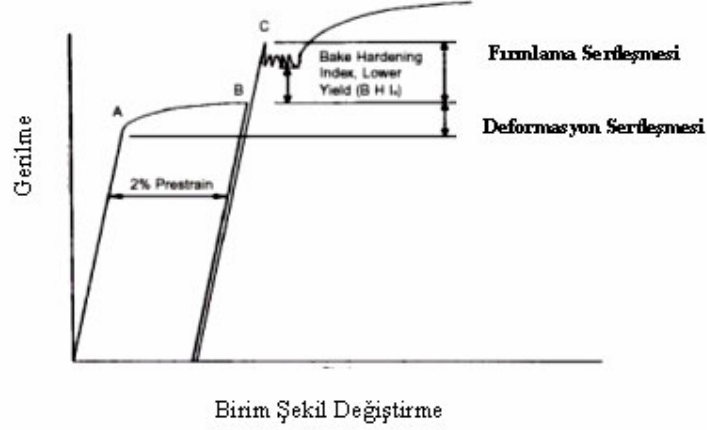


Şekil 3. 13: Çift fazlı çelik üretim koşullarının Jaoult Crussard analizine olan etkisinin şematik olarak gösterimi (11)

3.6.2 Çift Fazlı Çeliklerde Deformasyon Yaşlanması

Fırınlama sertleşmesi, çift fazlı çeliklerin önemli özelliklerinden biri olup, gerçekte deformasyon yaşlanması sonucu ortaya çıkmaktadır (5).

Şekil 3. 14 ' de görüldüğü gibi, çift fazlı çeliklerde özel bir önem taşıyan deformasyon yaşlanması olayı, çeşitli bilim adamları tarafından akma mukavemetinin artışı ve/veya akma uzamasının oluşumu gibi nedenlere bağlanmış ve buna göre farklı kriterlerde kinetik olarak incelenmiştir (20).

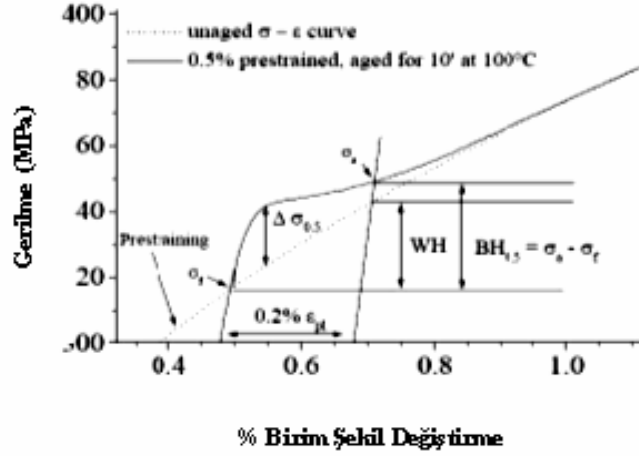


Şekil 3. 14: Deformasyon sertleşmesi ve deformasyon yaşlanması olayının gerilme - birim şekil değiştirme grafiğinde gösterimi (19)

Bu çalışmalarda deformasyon yaşlanması aktivasyon enerjisinin, ferrit fazında karbon ve azot atomlarının yayınması için gerekli aktivasyon enerjisi değerinden genellikle büyük olduğu tespit edilmiştir. Çift fazlı çeliklerde deformasyon yaşlanmasının sadece karbon ve azot atomlarının yayınmasıyla gerçekleşmediği, bunun yanı sıra, dislokasyonlar tarafından tutulan arayer atomlarının yeni bir düzene girdikleri de ileri sürülmüştür (19,20) . Ayrıca, deformasyon yaşlanmasının, su verme sırasında oluşan kalıntı gerilmelerin gevşemesinden etkilendiği de öne sürülmüştür (5) .

Çift fazlı çeliklerin deformasyon yaşlanması mekanizması kesin olarak açıklanamamasına rağmen, mikroyapı bileşenlerinin bu olayı önemli derecede etkilediği bilinmektedir. Mikroyapıda bulunan martensit fazının artması, deformasyon yaşlanması sonucu akma mukavemeti artışını ve akma uzamasının ortaya çıkışını geciktirmektedir (19) . Benzer etki, ferrit tane boyutu arttıkça da görülmekte olup, ferrit fazında çözünen karbon ve azot atomlarının artmasıyla deformasyon yaşlanması hızlanmaktadır (19).

Ön deformasyon türü de, çift fazlı çeliklerin deformasyon yaşlanmasını etkilemektedir Çekme ile yapılan ön deformasyon, haddeleme ile yapılan kıyasla başlangıçtaki homojen olmayan dislokasyon dağılımını daha homojen hale getirmekte ve bunun sonucu olarak da, arayer atomlarının kısa mesafede yayılmasıyla, deformasyon yaşlanması daha çabuk ortaya çıkmaktadır (21). Ön deformasyonun çekme ile yapılması halinde, kalıntı gerilmelerin azalması, fakat haddeleme ile yapılması halinde ise artması nedeniyle, deformasyon yaşlanmasının çekme ile ön deformasyona uğratılmış çift fazlı çeliklerde daha erken görüldüğünü ileri sürmüştür. Daha ayrıntılı olarak incelendiğinde, fırınlama sertleşmesi olayının deformasyon sertleşmesi olayından yüksek mekanik mukavemete sahip bir malzeme yapısı gösterdiği görülmüştür (Şekil 3. 15).



Şekil 3. 15: Fırınlama sertleşmesi olayında; %2 çekme sonrası mekanik mukavemet artışı (22)

3.6.3 Mukavemet

Martensit hacim oranındaki artış, çekme mukavemetini artırmakta, martensit partikül çapındaki artış ise çekme mukavemetini etkilememektedir. Çift fazlı çeliklerde martensitik dönüşüm nedeniyle, ferrit tane sınırlarında meydana gelen hareketli dislokasyonlar, sürekli akmaya neden olur. Fakat yüksek tavlama sıcaklığı nedeniyle, martensit partikülleri arasındaki mesafenin büyük olması ya da yavaş soğuma nedeniyle, yapıda martensitle beraber perlitin bulunması süreksiz akmaya neden olabilir (5). Sabit martensit hacim oranında, tavlama sıcaklığı arttıkça çift

fazlı çeliğin akma ve çekme mukavemeti azalmaktadır. Çift fazlı çeliklerin mukavemetine etki eden diğer bir faktör, ferritin sertliğidir. Ferritin sertliğinin artması, çift fazlı çeliğin akma ve çekme mukavemetlerinin de artmasına neden olur. Ferritin sertliğinin artması, çeliğin bileşimindeki elementlerin, katı eriyik ya da çökelme sertleşmesi oluşturmasından kaynaklanmaktadır.

Ferrit ve martensit fazlarındaki, şekil değişiminin eşit olduğu kabul edilerek, akma ve çekme mukavemetleri “Karışımlar Kanunu’na” göre belirlenir ve aşağıdaki bağıntılar ile gösterilir (5).

$$\sigma_A = \sigma_{A,f}^{\circ} (v_f/100) + \sigma_{A,m}^{\circ} (v_m/100) \quad (3.7)$$

$$\sigma_C = \sigma_{C,f}^{\circ} (v_f/100) + \sigma_{C,m}^{\circ} (v_m/100) \quad (3.8)$$

Burada; σ_A = Çift fazlı çeliğin akma mukavemeti, $\sigma_{A,f}^{\circ}$ = % 100 ferritik yapının akma mukavemeti, $\sigma_{A,m}^{\circ}$ = % 100 martensitik yapının akma mukavemeti, σ_C = Çift fazlı çeliğin çekme mukavemeti, $\sigma_{C,f}^{\circ}$ = % 100 ferritik yapının çekme mukavemeti, $\sigma_{C,m}^{\circ}$ = % 100 martensitik yapının çekme mukavemeti, v_f = Çift fazlı yapıda bulunan ferrit hacim oran yüzdesi, v_m = Çift fazlı yapıda bulunan martensit hacim oran yüzdesi

3.6.4 Süneklik

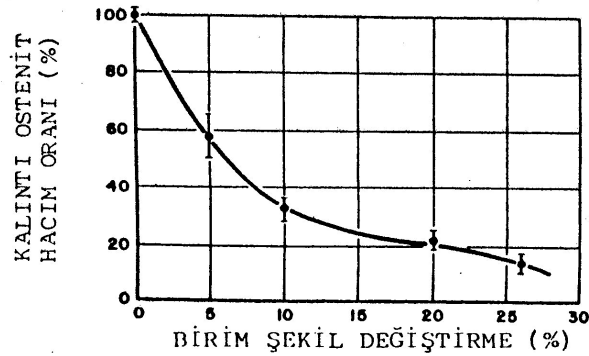
Çift fazlı çeliklerde toplam birim şekil değişimi, artan martensit hacim yüzdesiyle azalmaktadır. Düşük karbonlu martensit fazı, sünekliğin yüksek olmasına neden olur. Sabit martensit hacim oranında yapıda homojen olarak dağılmış küçük martensit partikülleri, sünekliği arttırlar (12). Ferrit, çift fazlı çeliklerin sünekliğini etkileyen diğer bir fazdır. Ferrit fazındaki, karbon ve azot miktarının artması sünekliğin azalmasına neden olur. Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan büyük miktardaki kalıntı östenitin deformasyon sırasında martensite dönüşümü, homojen uzamanın artmasına neden olur. Çift fazlı çeliklerin deformasyonu sırasında maksimum şekil değişimi, ferrit fazı içerisinde ve martensit ferrit ara yüzeyinin ötesinde meydana gelir. Ferritin akma gerilmesi martensitinkinden çok düşük olduğu için, plastik deformasyon yumuşak ferrit fazında başlar; Bu sırada martensitte elastik deformasyon olmaktadır. Komşu martensit partikülleri, ferrit fazındaki gerilme konsantrasyonunu arttırır. Ferrit fazındaki yerel deformasyonlar, morfolojik

farklılıklar göre, ferritin klivaj kırılmasına ya da boşlukların oluşmasına neden olur. Çift fazlı çeliklerde toplam birim şekil değişimini (1);

$$e_t / e_{t,f}^0 = 1 - 2,5 C_m (v_m / 100)^{1/2} \quad (3.9)$$

şeklinde ifade etmişlerdir. Burada; e_t = Çeliğin toplam mühendislik birim şekil değişimi, $e_{t,f}^0$ = Ferritin mühendislik birim şekil değişimini ifade eder.

Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan büyük miktardaki kalıntı östenitin deformasyon esnasında martensite dönüşümü uniform (%) uzamanın artmasına sebep olur. Eğer yapıda % 20 kalıntı östenit varsa uniform (%) uzama % 20 oranında artar. Fakat yapıda bulunan kalıntı östenit miktarı az ise veya deformasyon esnasında hemen martensite dönüşüyorsa, bu fazın uniform (%) uzama üzerindeki etkisi ihmal edilebilir (1,5). Şekil 3. 16' da, düşük karbonlu çift fazlı çelikte kalıntı östenit hacim oranının şekil değişimine bağlı olarak değişimi gözlenmektedir.



Şekil 3. 16: Kalıntı östenit hacim oranına, % Birim şekil değişiminin etkisi (5)

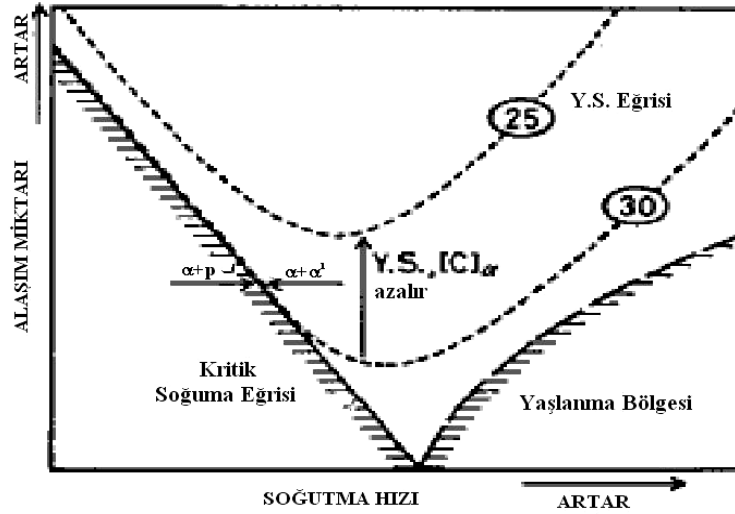
Şekilden de görüldüğü gibi ilk % 5 şekil değişiminde % 50 civarında kalıntı östenit martensite dönüşmüştür. Birim şekil değişimi başına, kalıntı östenitin dönüşümü, artan şekil değişimi ile azalmakta ve uniform (%) uzamaya (%19,5) yakın şekil değişimi değerlerinde, yaklaşık % 20 kalıntı östenit dönüşüme uğramadan yapıda kalmaktadır (1).

Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan martensit hacim oranı yüksek ise, deformasyon sırasında ferrit/martensit arayüzeyinde çekirdeklenen boşlukların arasındaki mesafe kısa olduğu için, düşük plastik gerilmeler altında bile boşluklar kolaylıkla birleşerek sünekliği azaltır (9). Eğer yapıda bulunan martensitin hacim

oranı düşük ise, boşluklar inklüzyonların etrafında oluşurlar. Martensit fazının karbon içeriğinin yüksek olması, çift fazlı çeliklerin sünekliğini azaltan diğer bir faktördür. Ayrıca, çift fazlı çeliklerde optimum mukavemet/süneklik kombinasyonu için, belirli bir martensit hacim oranında, martensit adalarının çapı mümkün olduğu kadar küçük olmalıdır (20).

3.7 Çift Fazlı Çeliklerin Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi

Çift fazlı çeliklerde alaşım elementlerinin rolü, ısı işlem sırasında sertleşme kabiliyetini arttırmak, yani martensitik dönüşümü kolaylaştırmaktır. Alaşım elementlerinin ikinci bir etkisi ise, ferriti, katı eriyik sertleşmesi veya çökeltme sertleştirme mekanizmaları ile sertleştirmektedir. Bütün bunlara ek olarak alaşım elementlerinin miktarı ayrıca soğuma hızını ve östenit => martensit dönüşümünü de etkilemektedir (Şekil 3. 17). Bu bölümde bazı alaşım elementlerinin çift fazlı çeliklerin özelliklerine etkisi incelenmiştir (9).



Şekil 3. 17: Çift fazlı çeliklerde alaşım elementi miktarının ve soğuma hızının etkisi (Diyagram ferrit + perlit bölgesinde, çift faz ve temperlenmiş (overaged) çift faz bölgesi diye ayrılmıştır (22).

3.7.1 Karbon

Ferrit ve martensit fazlarındaki karbon miktarını kontrol etmek için, çift fazlı çeliklerdeki karbon miktarının % 0,1 veya daha az olması istenir. Martensit fazının

gevrek olmaması, bu faz içindeki karbon miktarının düşük olması ile (% 0,3 – 0,4' den daha az) sağlanır (24). Çift fazlı çeliklerin sünekliği yapıda % 80 ferritin bulunması halinde yüksektir. Ferritteki karbon içeriğinin az olmasına dikkat ederek, Lövy kuralı (leveirule) uygulanırsa, çeliğin karbon miktarı % (0,06 – 0,09) olarak hesaplanır. ($\alpha + \gamma$) bölgesindeki tavlama sıcaklığı artırıldığında, östenitin karbon içeriği azalacağından dönüşümün daha dikkatli kontrol edilmesi gerekir. Çünkü östenitte ki karbon miktarının azalması sertleşme kabiliyetini azaltmaktadır. Ayrıca çeliğin karbon miktarının artması, kaynak kabiliyetini ve darbe direncini azaltır. Ms sıcaklığını düşürerek östenitin kararlılığını artırır (12).

3.7.2 Manganez

Manganez, çeliğin A_1 ve A_3 sıcaklıklarını düşürür ve dönüşüm ürünlerinin tane boyutunu küçültür. Manganezin çözeltide bulunması, mukavemeti artırırken sünekliği azaltmaz. Manganez östenitin sertleşme kabiliyetini artırdığı için çift fazlı çeliklerde istenen alaşım elementidir, fakat Ms sıcaklığını düşürerek östeniti kararlı yapar. Çeliklerin korozyon ve darbe direncinin artmasına yardımcı olan manganez, kaynak kabiliyeti açısından sınırlı olarak kullanılır. Manganez miktarındaki artış, deformasyon yaşanmasını geciktirici bir etken olan ince karbür dağılımına yol açar, ancak çeliklerde manganez ve karbonun segregasyonu bantlaşmaya sebep olmaktadır. Çift fazlı çeliklerde bulunan manganez miktarı % (1 – 1,5) mertebesinde (24).

3.7.3 Silisyum

Silisyum çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını artırdığından, tavlama işlemlerinde ferrit tanelerinin irileşmesine yol açar. Silisyum katı eriyik sertleşmesine katkıda bulunarak, mukavemet / süneklik ilişkisini geliştirir. Çift fazlı çeliklerde sünekliğin artması, silisyumun ferritteki karbon miktarını azaltarak ferriti temizlemesi ile sağlanır. Ancak genel olarak, silisyumun transiyon sıcaklığını artırdığı bilinmektedir (25). Silisyum sürekli soğutma diyagramında (SSD) ferrit oluşum burnunu sola kaydırır ve östenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martensit dönüşümü kolaylaştırır. Ayrıca silisyum A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısıl işlem alanını genişletmektedir. Silisyum sementit çökeltme hızını ve temperleme sırasındaki yumuşama hızını yavaşlatır ve ototemperlemeyi engeller. Silisyum içeriğindeki

azalma, çeliğin ana yapısal özelliğini değiştirmemesine rağmen, ferrit / martensit arayüzeyinde gevrek karbürlerin oluşmasına sebep olur. Genel olarak silisyumun, çeliklerin soğuk deformasyonu esnasında şiddetle deformasyon sertleşmesine yol açtığı bilinmektedir. Çift fazlı çeliklerde bulunan silisyum % (0,5 – 2) mertebesindedir.

3.7.4 Molibden

Molibden, ($\alpha + \gamma$) bölgesinde tavlama ile oluşan östenitin sertleşme kabiliyetini artırarak, martensitik dönüşümü teşvik eder. Aynı ısıl işlem koşullarında, molibden içeren çelik, vanadyum içeren çelikten daha yüksek sertleşme kabiliyetine sahiptir. Molibden, SSD diyagramındaki perlit oluşum burnunu da çok sağa kaydırarak, soğuma esnasında perlit oluşma ihtimalini azaltır, ayrıca A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısıl işlem alanını genişletir (25). Molibdenin çeliğin tane boyutuna etkisi yoktur, yani tane küçültücü bir element değildir. Molibden, ferrit fazında karbür oluşturur, ancak tavlama sıcaklığında bu karbürler çabuk çözünür. Katı eriyikteki molibdenin sertlik üzerine çok önemli etkisi vardır. Çift fazlı çeliklerde % (0,1 – 0,5) mertebesinde molibden bulunur (1).

3.7.5 Vanadyum

Vanadyum, ferrit tane boyutunu küçültür ve çözültide iken östenitin sertleşme kabiliyetini artırır. Vanadyum, ferrit içinde ince çökeltilerin oluşmasına ve ferrit / ikinci faz ara yüzeyinde süreksiz çökelmeye sebep olur ve ferrit içinde titanyum ve niyobyum gibi arayer elementlerinin çözünürlüğünü azaltır (24). Vanadyumun östenit fazındaki çözünürlüğü titanyum ve niyobyumdan daha fazladır. Çift fazlı çeliklerde vanadyumun kesin rolü bilinmemekle beraber, ferrit ve perlit oluşumunu engellediğı bilinmektedir (25). Çift fazlı çeliklerin vanadyum içeriğı, karbonitrür oluşumunu engellemek amacıyla mümkün olduğu kadar az olmalıdır ve çözültide % 0,03 mertebesinde vanadyum bulunması yaşlanmayı engeller. HSLA çeliklerinde % 0,01 ile % 0,012 arasında bulunan vanadyum akma mukavemetini artırırken, darbe direnci ile kaynak kabiliyetini fazla etkilemez, ancak geçiş sıcaklığının artmasını önlediğı gibi düşmesini de sağlar.

3.7.6 Krom

Krom, östenitin sertleşme kabiliyetini ve martensit adacıklarının birbiri ile temasını/bağlantısını ^(x) (connectivity of martensite artırır. SSD diyagramında beyrit oluşumunu (başlama ve bitme) geciktirir (9). Krom, küçük oranlarda bulunduğu zaman düşük karbonlu çeliğe genellikle iyi etkide bulunur, fakat fazla miktarda kullanıldığında derin çekme özelliğini azaltır. Genel olarak kromun çelikteki bakır ve fosfor elementleriyle birlikte korozyon direncini artırdığı bilinmektedir (12).

3.7.7 Niyobyum

Niyobyum, A₃ sıcaklık eğrisinin eğimini artırır ve yapının küçük taneli olmasını sağlar. Niyobyum karbür oluşturarak ferritin arayer içeriğini azaltır. Bu elementin oluşturduğu karbonitrürler tavlama sıcaklığında çözeltilmeye girmezler. Niyobyum, çeliğin mekanik özelliklerine büyük etkiler yapan bir elementtir. % 0,02 Nb ilavesi akma mukavemeti 70 – 100 N artmasına neden olur. Akma gerilmesi önemli derecede tane küçülmesi ve bunun yanında katı eriyik sertleşmesi ile çökeltme sertleşmesi sonucu artar. Darbe direncindeki azalma ve transiyon sıcaklığındaki artma, alüminyum ilavesi ile giderilebilir (12). Ayrıca karbon oranının mümkün mertebe düşük olması bu iki sakıncanın oluşmasına büyük ölçüde önler.

3.7.8 Alüminyum

Alüminyum, karbonu aktive ederek, ferritin sünekliğini artırır. Ferrit / martensit arayüzeyinde karbür oluşumunu önler. A₃ sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısıtma işlem alanını genişletir ve dönüşüm sıcaklıklarını yükseltir. Alüminyum tane küçültücü bir element olup, ferrit fazındaki azotu AlN şeklinde bağlar. Çeliğin darbe direncini artırıp, geçiş sıcaklığının düşmesini sağlayan alüminyumun akma mukavemetini etkisi farklı şekillerde olur. Tane küçültücü etkisinden dolayı alüminyum akma mukavemetini artırır. Ancak AlN oluşumu ile ferrit fazındaki eriyik azot atomları azalacağından, ferritin mukavemeti ve dolayısıyla akma mukavemetini azalır. Diğer taraftan AlN çökeltileri, dislokasyon hareketlerine engel olacaklarından, akma mukavemetini artmasına neden olurlar (9). Böylece alüminyum ilavesi halinde, söz konusu üç olaydan hangisi daha etkili ise genel etki o yönde olacaktır.

3.7.9 Titanyum

Titanyum çelikte ince karbürlerin şekillenmesinde faydalı bir elementtir. Ayrıca eliğın mekanik özelliklerinin gelişmesinde, mikroyapının oluşmasında faydalıdır. Böylece eliğın mukavemeti de artmış olacaktır. Buna karşın N ve O gibi elementler ile bileşik yaparak çelikte inklüzyon olarak bulunurlar ve ekillendirilmeyi kötü etkileyebilirler. Bu yüzden tavsiye edilen oran 0,02 – 0,01 % arasındadır (25).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu tez kapsamında soğuk haddelenmiş çelik saclara çift faz mikroyapısı kazandırmak amacıyla yapılan çalışmalarda; çelik saclar Fe-C denge diyagramındaki ferrit + östenit sahasından farklı sıcaklıklarda ve farklı hızlarda soğutulduktan sonra mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyonuna tabi tutulmuştur.

4.1 Kullanılan Malzemeler ve Uygulanan Isıl İşlemler

Bu çalışmada kullanılan çeliklerin kimyasal bileşimi Tablo 4. 1'de verilmiştir. Erdemir menşeli 7140K ve 7142K kodlu saclar 1,5 mm kalınlığında, soğuk haddelenmiş olarak temin edilmiştir. Erdemir menşeli DP600 ve 3960K kodlu saclar ise sıcak haddelenmiş olup, 3,75 mm kalınlığına temin edilmiş ve Tübitak'ta soğuk haddelenerek kalınlığı 0,96 mm'ye düşürülmüştür. DP600 kodlu çelik soğuk haddelenme öncesinde normalizasyon tavına tabi tutulmuştur. D3 kodlu sacın ise dökümünden itibaren tüm proses aşamaları Tübitak olanakları ile yapılmış ve soğuk haddelenerek kalınlığı 0,96 mm'ye indirilmiştir. D3 kodlu sacın dökümü yapılırken bileşime % 2 Zr ilave edilmiş olup, sacın yapılan analizde Zr içeriği % 0.2'nin altında bulunmuştur.

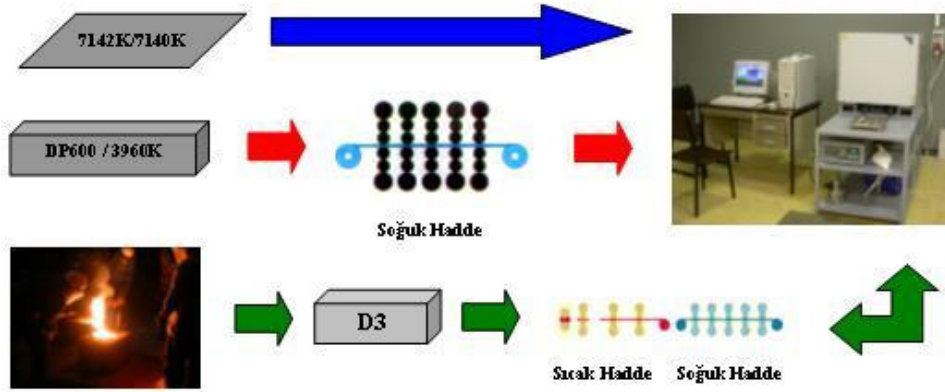
Çok düşük karbonlu çeliklerde (max.%0.1 C) martensitik dönüşüm 100 °C/sn'den yüksek soğuma hızlarında gerçekleştiğinden, teknolojik olarak çift fazlı çeliklerin üretimi sürekli tavlama hattında (CAL) çok yüksek soğutma hızları kullanılarak yapılmaktadır. Bu çalışmada sürekli tavlama hattı Protherm Plf 130–25 marka ısıtım işlem fırını kullanılarak simule edilmiştir. Fırın atmosfer koşullarında çalışmakta olup, maksimum 1200 °C sıcaklığa kadar çıkmakta ve bir yazılım vasıtası ile bilgisayar kontrollü olarak ısıtım çevrim ayarlanabilmektedir. Saclar kontrollü bir hızda ferrit + östenit sahasındaki öngörülen bir sıcaklığa (820–800–785–770–750–740 °C) yaklaşık 60 dakikada ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 3 dakika tutulduktan sonra fırından çıkarılarak soğutulmuştur. Soğutma ortamı olarak hava ve sıvı azot kullanılmıştır.

Tablo 4. 1: Deneyselerde kullanılan sacların kimyasal bileşimleri

Malzeme Kodu	Malzeme Menşei	C	Mn	P	S	Si	Al	Cu	Ti	V	Nb	C _{Eq}
7142K	Erdemir	0,1	1,2	0,015	0,015	0,03	0,02	0,1	0,01	0,18	0,22	0,32
7140K	Erdemir	0,1	1,2	0,015	0,015	0,03	0,02	-	0,01	0,18	0,22	0,32
D3	Tübitak	0,1	1,2	0,015	0,015	0,03	-	Cr 0,5	Mo 0,5	Zr <0,2	-	0,51
3960K	Erdemir	0,08	1,35	0,045	0,005	0,35	0,02	0,7	-	-	-	0,66
DP600	Erdemir	0,08	1,35	0,045	0,005	0,35	0,02	0,7	-	-	-	0,66

C_{Eq}: Karbon Eşdeğeri

Bu çalışmada kullanılan çeliklere uygulanmış olan işlemlerin akım şemaları ise Şekil 4.1'de özetlenmiştir.



Şekil 4.1: Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemelerin proses akım şeması.

4.2 Mikroyapısal Karakterizasyon

Mikroyapısal incelemeler çekme deney numunelerinin deformasyona uğramış bölgesinden uzak, tutma bölgelerinden çıkarılmış numuneler üzerinde yapılmıştır. Mikroyapısal incelemeler için hazırlanan numuneler hadde yönüne dik kesitleri alınarak Struers Epofix Kit ile kalıplanmıştır. Numune hazırlama işleminde kalıplanmış numuneler Struers Rotoforce otomatik parlatma cihazında 120-2500

arası grid zımpara ve 6–1 μ elmas parlatma kademelerinden geçirilmiştir. Son aşamada numuneler için 0,03 μ alümina nihai parlatma kademesi kullanılmıştır.

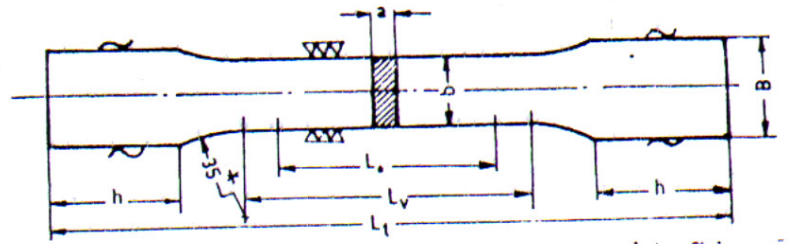
Parlatılmış numuneler, tane sınırlarını belirlemek için nital (% 3 HNO₃ + % 97 Etanol) ile dağlanmıştır. Martensit hacim oranı için ise iki aşamalı dağlama işlemi yapılmıştır. Birinci aşamada Le Pera çözeltisi ile dağlanan numuneler, ikinci aşamada ise % 10'luk Metabisülfite (% 10 Metabisülfite + % 90 saf su) ile tekrar dağlanmıştır. Böylelikle tüm mikroyapı ayrıntıları ile ortaya çıkarılmıştır. Bu yöntemle ferrit matrisi açık renkte gözükmüşken, martensit adacıkları koyu renkli adacıklar şeklinde gözükmiştir. Bu dağlama yönteminin getirdiği faydalar sayesinde martensit hacim oranı Zeiss marka bir mikroskop ve KS 400 adlı görüntü analiz programı kullanılarak tespit edilmiştir..

Dağlanmış numunelerin mikroyapıları Nikon L150 optik mikroskop ve Jeol Jsm 63355 marka taramalı elektron mikroskobu (Field Emission SEM mikroskobu) kullanılarak yüksek büyütme oranlarında incelenmiştir.

4.3 Mekanik Deneyleer

4.3.1 Çekme Deneyleeri

Çekme deneyleeri Zwick Z250 marka çekme cihazında 5 tonluk yük hücresi kullanılarak yaklaşık olarak 5 mm/dak. hızla yapılmıştır. Bu deneyleerde extansometre aralığı 40 mm olarak belirlenmiştir. Mekanik özellikleri belirleyebilmek için hazırlanan çekme numuneleri 0,95 – 1,5 mm kalınlığındaki saçların ASTM standartlarında belirlenen özelliklerine göre Şekil 4.2 görülen boyutlarda hazırlanmıştır. Çekme numuneleri saçların hadde yönünden çıkarılmıştır.



Şekil 4. 2: Çekme deneyleeri numunesi (4).

Burada; **a**: Numune kalınlığı (0,96 – 1,5 mm), **b**: Ölçü uzunluğu içinde numune genişliği (15 mm), **B**: Bağ kısmın genişliği (20 mm), **Ao**: Ölçü uzunluğu içinde Numune kesit alanı (18 mm), **Lv**: Daraltılmığ kısmın boyu (40 mm), **Lo**: Ölçü uzunluğu (20 mm), **Lt**: Toplam uzunluk (200 mm), **h**: Bağ kısmın uzunluğu (50 mm).

4.3.2 Sertlik Deneyleri

Sertlik ölçümleri, Zwick Zhv10 marka sertlik cihazında vickers ucu kullanılarak yapılmığtır. Metalografi numunelerinin yüzeylerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde 5 kg yük kullanılmığtır. Numunelerin kesitlerinde yapılan sertlik ölçümleri, metalografik numune hazırlama işlemleri sonrasında yapılmığtır.

4.3.3 Çentik Darbe Deneyleri

Darbe deneyleri yine Zwick marka darbe cihazıyla 60 mm uzunlukta ve 10 mm genişlikte sac numunelere 2 mm'lik V-çentikler açılarak yapılmığtır. Çentik darbe deney numuneleri, çekme numunelerinin bağ kısımlarından çıkarılmığtır. Deneyler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiğtir.

4.3.4 Fırlama Sertleşmesi Deneyleri

Fırlama sertleşmesi deneyleri için belirlenen genel prosedür, çift faz ısıl işlemleri yapılmığ ve % 2 deformasyona uğratılmığ numunelerin 170°C sıcaklıkta 20 dak. süresince tuz banyosunda tutulmasıdır. Bu çalışmada sacların hadde yönünde hazırlanan çekme deney numuneleri (Şekil 4.1) kullanılmığtır. % 0,2'lik çekme deformasyonu bir ekstansometre ile ölçülmüştür.

5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELEME

5.1 Isıl İşlem Koşullarının Mikroyapı Özelliklerine Etkisi

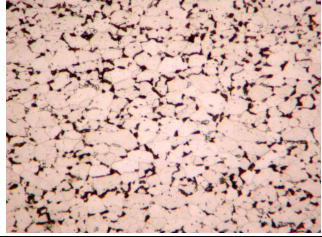

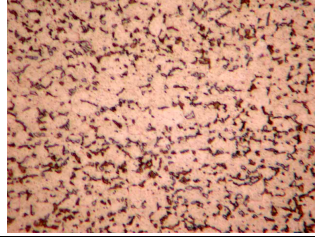
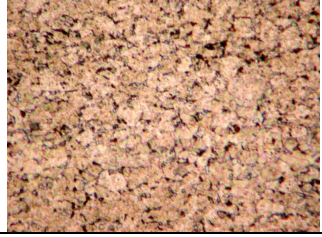

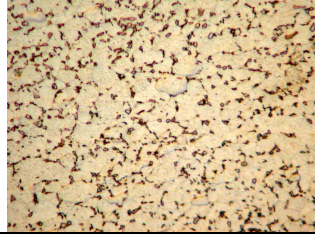
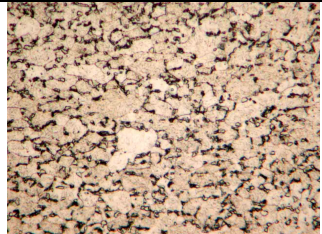

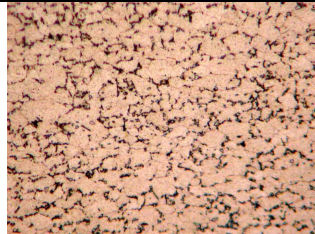
Tablo 5. 1' de çift faz sahasından sıvı azot ve hava ortamında soğutulan çeliklerin mikroyapılarında bulunan ikinci fazların hacim oranları verilirken, Tablo 5.2 – Tablo 5.6'da bu çeliklerin mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Mikroyapı fotoğraflarında açık renkli bölgeler ferrit matrisini gösterirken, koyu bölgeler ikinci fazı göstermektedir. Sıvı azotta su verilen numunelerde oluşan ikinci faz genellikle martensit iken havada soğutulan numunelerde farklı morfolojide ikinci faza rastlanmıştır. Bu nedenle havada soğutulan numunelerin mikroyapılarında oluşan ikinci faz multifaz olarak tanımlanmıştır. Multifazın; perlit + beyrit + martensit karışımı bir faz yapısı olabileceği düşünülmektedir.

Tablo 5.1: İncelenen çeliklerde ısıl işlem sonrası ikinci faz hacim oranları

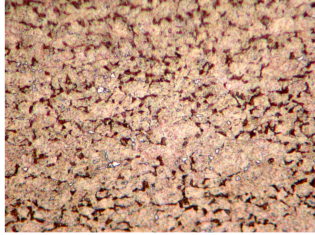
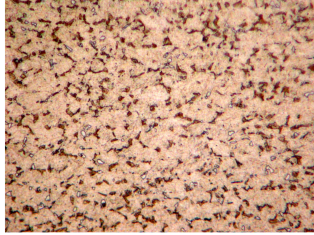
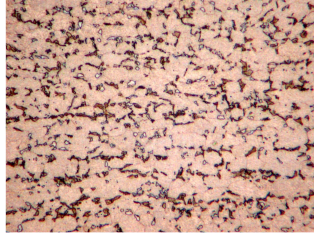
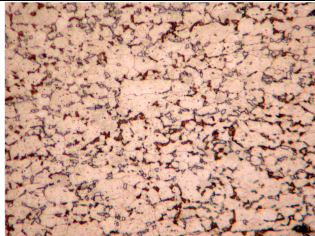
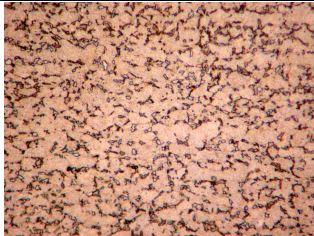

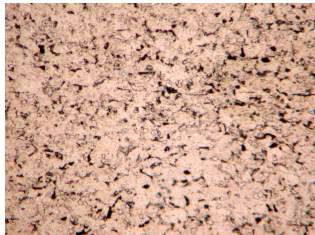
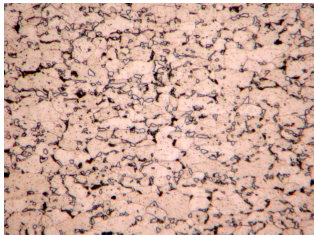
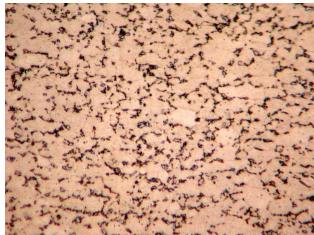

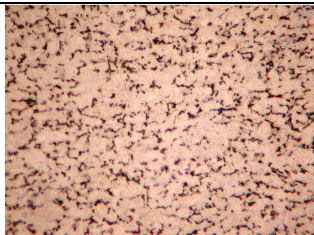
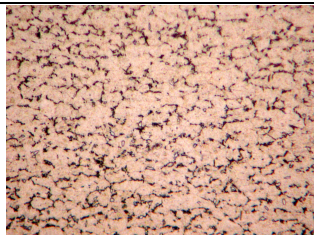
Soğutma	7142K		7140K		D3		3960K		DP600	
	SA	Hava	SA	Hava	SA	Hava	SA	Hava	SA	Hava
Sıcaklık (C°)	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M	%V _M
740	7,6	9,2	13,0	14,4	-----	-----	-----	-----	-----	-----
750	11,1	10,2	9,2	10,1	14,1	11,6	10,8	11,3	9,0	13
770	10,9	9,8	7,4	7,2	16,3	16,8	-----	-----	-----	-----
785	9,6	7,7	11,0	10,2	15,1	19,1	19,8	22,2	18,0	22,0
800	9,1	8,3	6,8	11,3	23,6	21,7	-----	-----	-----	-----
820	10,6	9,7	10,6	9,8	17,2	20,3	20,8	29,5	27,0	24,0

% V_M: Sıvı azot kullanılarak soğutulan saçlarda martensit hacim oranı, Hava soğutma ortamında soğutulan saçlarda ise multi faz hacim oranını ifade etmektedir

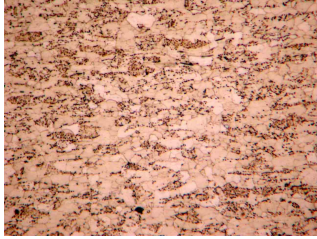
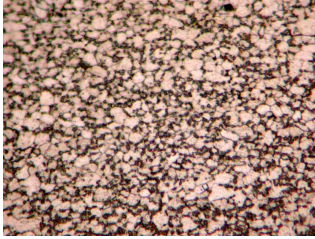
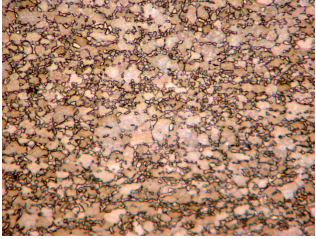
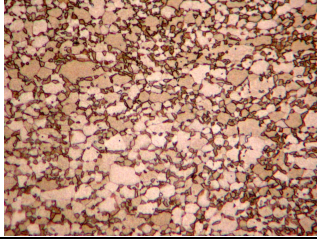
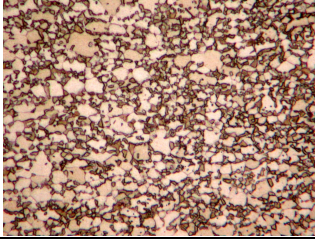
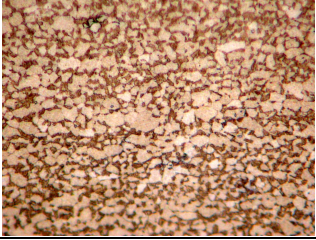

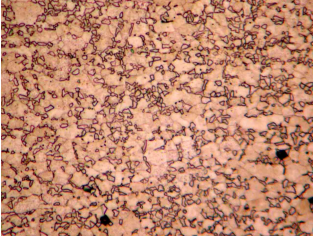
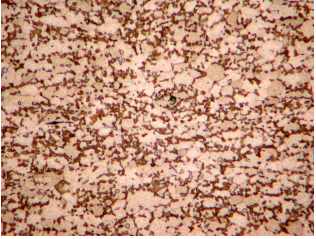
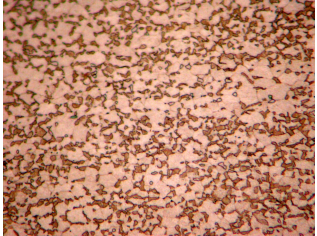
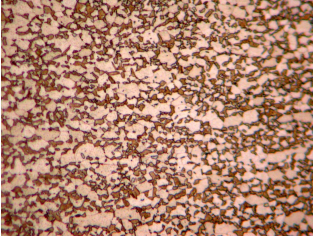
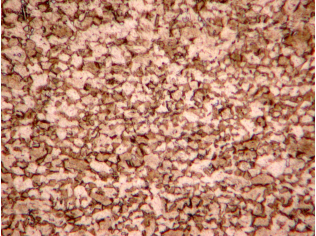
Tablo 5. 2: Isıl işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağlı olarak 7142K çelik sac numunelerinde oluşan mikroyapılar

7142K (350X)			
	740°C	750°C	770°C
SA			
	785°C	800°C	820°C
Hava			
	785°C	800°C	820°C
			

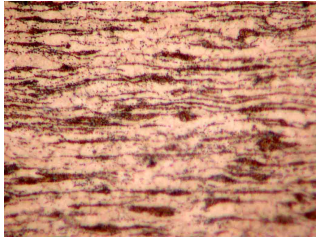


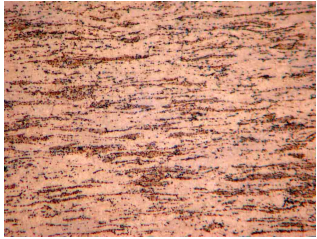
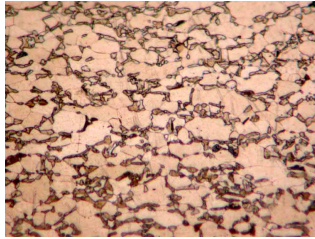
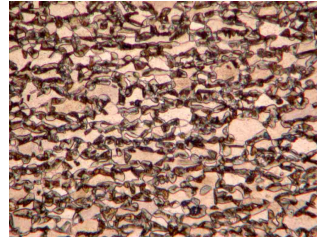
Tablo 5. 3: Isıl işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağlı olarak 7140K çelik sac numunelerinde oluşan mikroyapılar

7140K(350X)			
	740 °C	750 °C	770 °C
SA			
	785 °C	800 °C	820 °C
			
Hava	740 °C	750 °C	770 °C
			
	785 °C	800 °C	820 °C
			

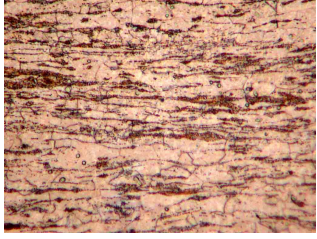
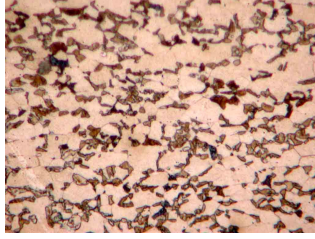
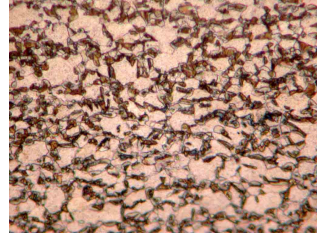
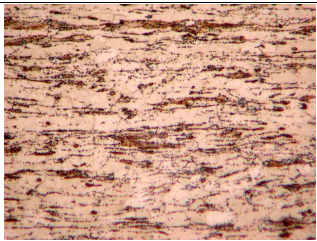
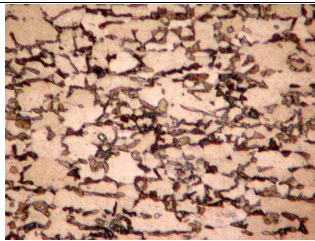
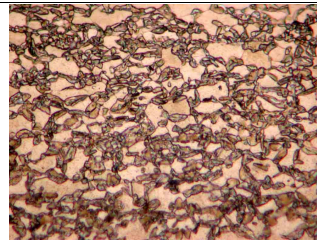
Tablo 5. 4: Isıl işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağlı olarak D3 kodlu çelik sac numunelerinde oluşan mikroyapılar

TÜBİTAK D3 (350X)			
	740 °C	750 °C	770 °C
SA			
	785 °C	800 °C	820 °C
			
Hava	740 °C	750 °C	770 °C
			
	785 °C	800 °C	820 °C
			

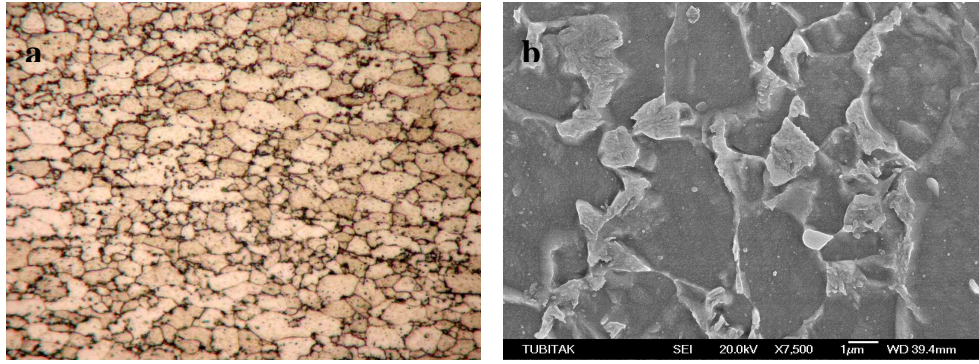
Tablo 5. 5: Isıl işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağlı olarak DP600 kodlu çelik sac numunelerinde oluşan mikroyapılar

3960K(350X)			
	750 °C	785 °C	820 °C
SA			
Hava			

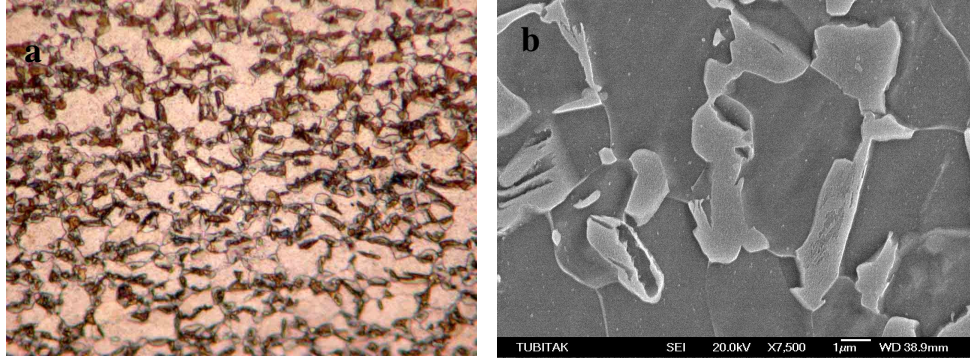
Tablo 5. 6: Isıl işlem sıcaklığına ve soğutma koşullarına bağlı olarak 3960K kodlu çelik sac numunelerinde oluşan mikroyapılar

DP600 (350X)			
	750 °C	785 °C	820 °C
SA			
Hava			

Özellikle 7140K ve 7142K kodlu sacların tavlama ve kontrollü soğutma sonrası standart çift faz morfolojisine uymayan, mikroyapı özelliklerine sahip olduğu gözlenmiştir. Bunun dışında ki diğer malzemelerde ise beklenen sonuçlar elde edilmiş ve kendi içinde anlamlı bir standart oluşturulmuştur. Şekil 5.1'de görüldüğü gibi 750°C'de tavlanan 7142K kodlu çelik sac malzemedeki martensit hacim oranı düşük iken çok ince ve homojen olmayan bir şekilde dağılmıştır. Şekil 5.2'de ise yine 750°C'de tavlanan ve sıvı azot kullanılarak soğutulan DP600 çelik sac malzemesinde ise martensit yapısının daha homojen, iri taneli ve yüksek hacim oranına sahip olduğu rahatlıkla görülmektedir.



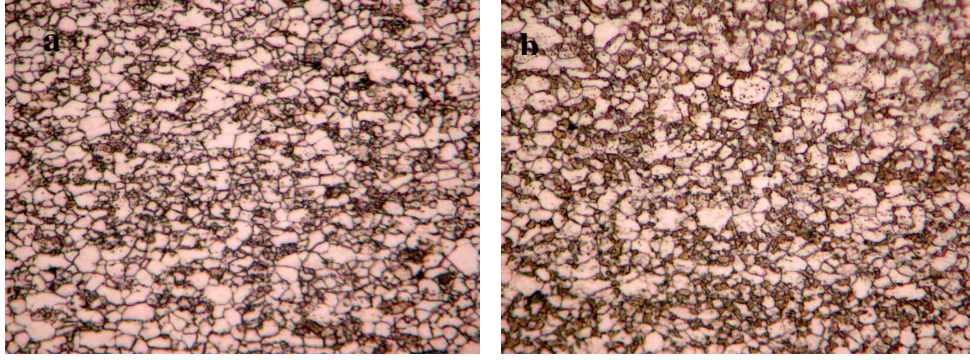
Şekil 5. 1: 750°C'de sıvı azot ile soğutulmuş 7142K çelik sacın (a) Optik (600X) (b) SEM görüntüleri



Şekil 5. 2: 750°C'de sıvı azot ile soğutulmuş DP 600 çelik sacın (a) Optik (600X) (b) SEM görüntüleri

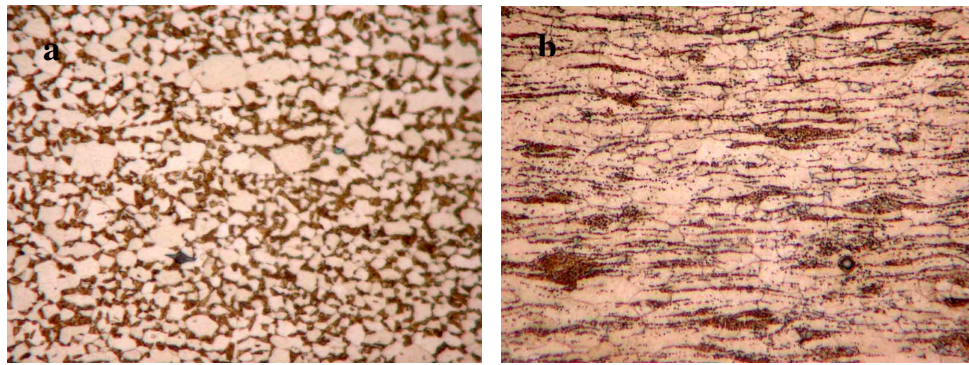
Nital ile dağlama sonrasında çekilen SEM fotoğraflarında ise koyu bölgeler martensit fazını, açık bölgeler, ferrit fazını temsil etmektedir. Düşük hacim oranlarında martensit taneleri, birbirlerinden ayrı adacıklar şeklinde ferrit tanelerinin sınırlarında bulunmaktadır.

Ancak tavlama sıcaklığı arttıkça martensit adaları büyümekte ve ferrit tanelerini çevreleyen bir ağ şeklini almaktadır. Özellikle nital ile dağlanmış Tübitak D3 çelik saclarda bu fark açıkça görülmektedir (Şekil 5. 3). Çift faz tavlama sıcaklığının artmasıyla martensit hacim oranının ve martensit tane boyutunun arttığı mikro yapılardan görülmektedir ve bu artış miktarı görüntü analiz cihazıyla da sayısal olarak hesaplanmıştır.



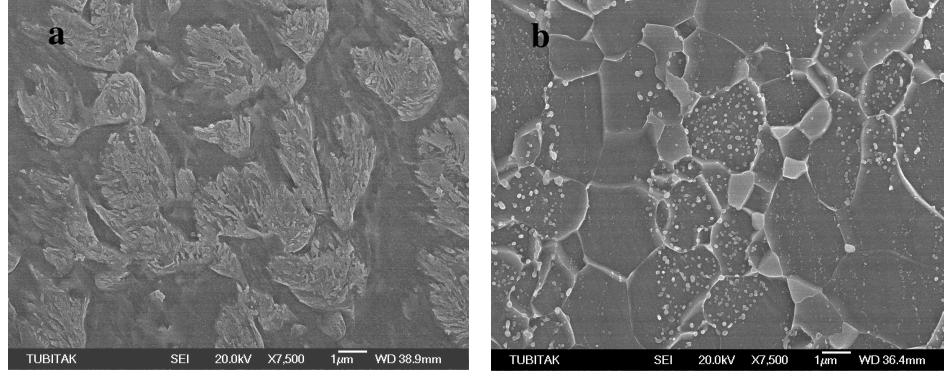
Şekil 5. 3: (a) 740°C’de (b) 750°C’de Sıvı Azot ile Soğutulmuş Tübitak D3 Çelik Sacın optik Mikroyapısı (600X)

Burada diğer önemli bir nokta, 7140K ve 7142K kodlu saclarda 740 ve 750°C’lerde sıvı azot soğutma koşullarında en yüksek martensit hacim oranları elde edilirken, diğer DP600, 3960K ve D3 çeliklerde bu sıcaklıklarda, tipik martensit morfolojisinin oluşmadığı görülmüştür. Bu nedenle bu malzemelerin martensit hacim oranlarını hesaplamak çok güç olmuştur (Şekil 5. 4, Şekil 5. 5).



Şekil 5. 4: 750°C’de Sıvı Azot ile Soğutulmuş (a) 7140K (b)3960K Çelik Sacların Optik Mikroyapısı (600X).

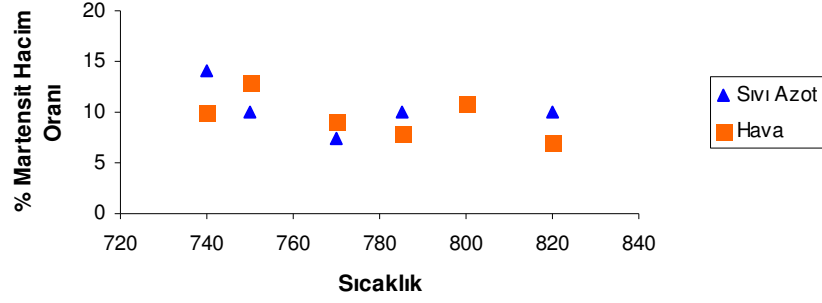
Şekil 5. 4’de gözüktüğü gibi 3960K kodlu çelik sacda 750°C de sıvı azotta yapılan deneylerde tipik karbür çökeltilerine benzeyen morfolojilerde bulunmaktadır. Buna karşın 7140K kodlu çelikte aynı koşullarda yapılan deneylerde tipik martensit morfolojileri elde edilmiştir.



Şekil 5. 5: 750°C’de Sıvı Azot ile Soğutulmuş (a) 7140K ve (b) 3960K SEM Fotoğrafları.

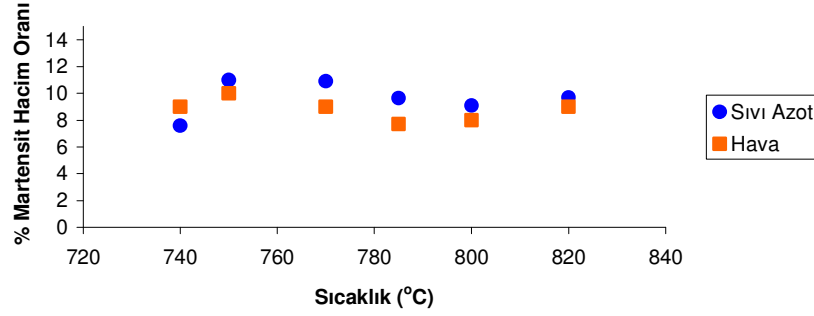
İncelenen çeliklerde ferrit + ostenit sahasında tutma sıcaklığının ikinci faz hacim oranına etkisi Şekil 5.6 – 5.10’da görülmektedir. Sıvı azotta soğutulan 7142K ve 7140K kodlu çeliklerde 740–750°C’den sonra artan sıcaklıkla martensit oranı, beklenildiği gibi artmamaktadır. Bu durumun ısı işlem sıcaklığında oluşmuş olan ostenitin karbon içeriğinin martensitik dönüşümünü sağlayacak kadar düşük olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu çalışma kapsamında incelenen ve sıvı azotta soğutulan diğer saclarda ise (3960 K, DP 600 ve D3) artan sıcaklıkla martensit hacim oranı artmaktadır. En yüksek martensit hacim oranı ise 820°C’den soğutulan çelik saclarda elde edilmiştir. 7142 K ve 7140 K kodlu çeliklerden farklı olarak 3960 K, DP 600 ve D3 kodlu çeliklerde artan sıcaklıkla martensit hacim oranının artması, bu çeliklerin bileşimlerinde Cr ve Mo gibi mikro alaşım elementlerinin bulunmasından ve karbon eş değerinin yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.

ERDEMİR 7140K



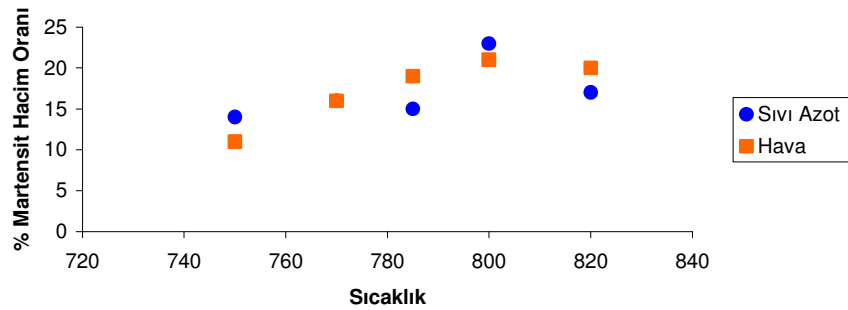
Şekil 5. 6: 7140K kodlu çelik sacın martensit hacim oranının sıcaklıkla değişimi

ERDEMİR 7142K

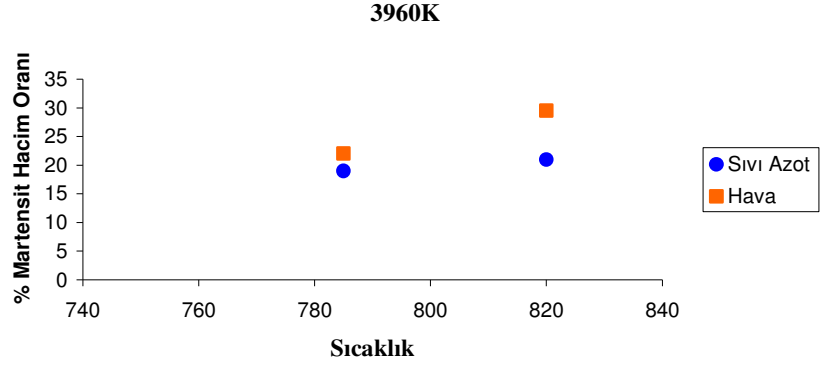


Şekil 5. 7: 7142K kodlu çelik sacın martensit hacim oranının sıcaklıkla değişimi

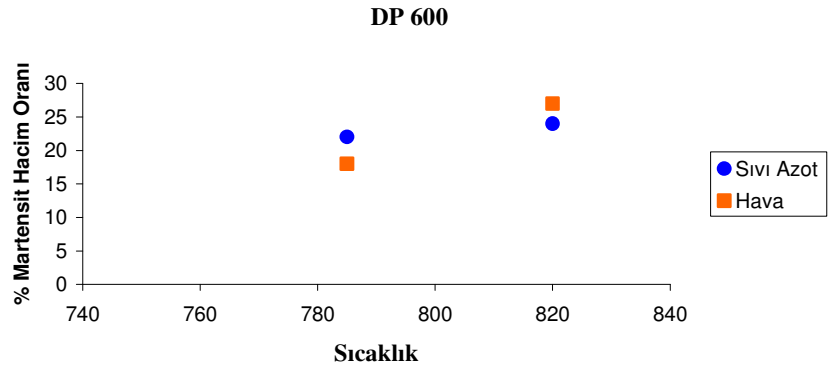
TÜBİTAK D3



Şekil 5.8: D3 kodlu çelik sacın martensit hacim oranının sıcaklıkla değişimi



Şekil 5.9: 3960K kodlu çelik sacın martensit hacim oranının sıcaklıkla değişimi



Şekil 5. 10: DP600 kodlu çelik sacın martensit hacim oranının sıcaklıkla değişimi

5.2 Isıl İşlem Koşullarının Mekanik Özelliklere Etkisi

İncelenen sacların orijinal durumdaki ve ferrit + östenit sahasından soğutma sonrasında, çekme deneyi sonucu belirlenen mekanik özellikleri Tablo 5.7 – 5.11’ de verilmiştir. Şekil 5.11 – Şelik 5.15’deki çekme eğrileri de, sıvı azotta soğutulan saclarda çift fazlı çeliklerin karakteristik bir özelliği olan elastik deformasyondan plastik deformasyona geçişin sürekli olduğunu ortaya koymaktadır. Havada soğutulan çeliklerde bazılarında (örneğin 7140K ve 7142K) süresiz akma bariz olarak görülmüştür. Bilindiği gibi sürekli akma, çelik sacların mekanik işlemler (eğme, bükme, derin çekme) sırasında yüzey düzgünlüğünü sağlama ve şekillendirme kabiliyetini geliştirme açısından büyük önem taşımaktadır.

Dolayısıyla Tablo 5.7 - 5.10 incelendiğinde sıvı azot ile soğutulan çelikler, hava soğutmaya nazaran çift fazlı çeliklerden beklenen özellikleri daha iyi sağlamıştır.

Tablo 5. 7: 7142K kodlu çeliğin ısıtım sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağlı çekme deneyi sonuçları

ERDEMİR 7142K							
SICAKLIK (° C)	SOĞUTMA	SERTLİK (Hv)	$\sigma_{\text{Çekme}}$ (MPa)	σ_{Akma} (MPa)	% eT	$\sigma_{\text{Çx}}/\%eT$ J/cm ³	Elastik Plastik Geçiş
Orijinal	-----	161	519	212	29,03	15051	-----
740	<i>SIVI AZOT</i>	180	590	305	27,31	15930	Sürekli
	<i>HAVA</i>	166	547	276	31,03	16957	Süreksiz
750	<i>SIVI AZOT</i>	184	593	315	27,26	16011	Sürekli
	<i>HAVA</i>	163	561	295	20,33	11220	Süreksiz
770	<i>SIVI AZOT</i>	178	567	309	28,98	15876	Sürekli
	<i>HAVA</i>	166	546	327	29,57	15834	Süreksiz
785	<i>SIVI AZOT</i>	177	562	308	31,08	17422	Sürekli
	<i>HAVA</i>	171	520	377	32,82	16640	Süreksiz
800	<i>SIVI AZOT</i>	177	559	294	27,5	15093	Sürekli
	<i>HAVA</i>	163	546	329	29,53	15834	Süreksiz
820	<i>SIVI AZOT</i>	156	530	299	29,38	15370	Sürekli
	<i>HAVA</i>	155	498	380	31,69	15781	Süreksiz

Tablo 5. 8: 7140K kodlu çeliğin ısıtım sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağlı çekme deneyi sonuçları

ERDEMİR 7140K							
SICAKLIK (° C)	SOĞUTMA	SERTLİK (Hv)	$\sigma_{\text{Çekme}}$ (MPa)	σ_{Akma} (MPa)	% eT	$\sigma_{\text{Çx}}/\%eT$ J/cm ³	Elastik Plastik Geçiş
Orijinal	-----	159	492	370	28,25	13899	Süreksiz
740	<i>SIVI AZOT</i>	169	600	314	28,39	17034	Sürekli
	<i>HAVA</i>	154	571	275	29,95	17101	Süreksiz
750	<i>SIVI AZOT</i>	173	575	298	27,44	15525	Sürekli
	<i>HAVA</i>	156	566	276	30,07	16980	Süreksiz
770	<i>SIVI AZOT</i>	166	566	294	24,53	13584	Sürekli
	<i>HAVA</i>	155	522	357	27,69	14094	Süreksiz
785	<i>SIVI AZOT</i>	158	559	291	30,23	16770	Sürekli
	<i>HAVA</i>	153	505	353	30,26	15150	Süreksiz
800	<i>SIVI AZOT</i>	157	544	293	31,11	16864	Sürekli
	<i>HAVA</i>	156	512	33	30,87	15360	Süreksiz
820	<i>SIVI AZOT</i>	154	537	290	29,16	15573	Sürekli
	<i>HAVA</i>	159	492	370	28,25	13899	Süreksiz

Tablo 5. 9: D3 kodlu çeliğin ısıtım sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağı çekme deneyi sonuçları

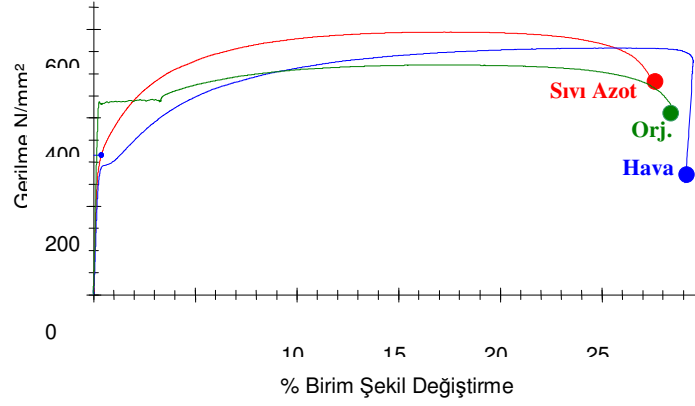
TÜBİTAK D3							
SICAKLIK (°C)	SOĞUTMA	SERTLİK (Hv)	$\sigma_{\text{Çekme}}$ (MPa)	σ_{Akma} (MPa)	% eT	$\sigma_{\text{Çx}}/\%eT$ J/cm ³	Elastik Plastik Geçiş
Orijinal	-----	265	1162	1129	2,7	3172	Süreksiz
740	SIVI AZOT	173	552	312	30	16560	Süreksiz
	HAVA	166	516	445	31,3	16027	Süreksiz
750	SIVI AZOT	198	719	331	22,3	15818	Sürekli
	HAVA	190	695	306	24,5	16680	Süreksiz
770	SIVI AZOT	211	783	373	18,5	14485	Sürekli
	HAVA	210	709	331	21	14889	Sürekli
785	SIVI AZOT	214	727	346	20,6	14540	Sürekli
	HAVA	219	706	332	17	12002	Sürekli
800	SIVI AZOT	225	829	417	18	14940	Sürekli
	HAVA	222	746	365	18	13428	Sürekli
820	SIVI AZOT	241	803	433	20	16060	Sürekli
	HAVA	222	700	346	20	13804	Sürekli

Tablo 5. 10: 3960K kodlu çeliğin ısıtım sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağı çekme deneyi sonuçları

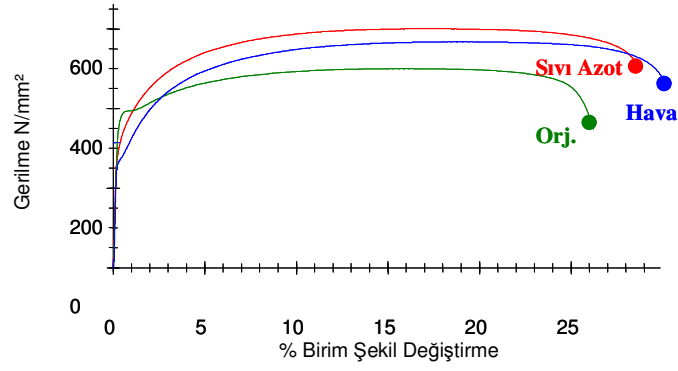
ERDEMİR 3960K							
SICAKLIK (°C)	SOĞUTMA	SERTLİK (Hv)	$\sigma_{\text{Çekme}}$ (MPa)	σ_{Akma} (MPa)	% eT	$\sigma_{\text{Çx}}/\%eT$ J/cm ³	Elastik Plastik Geçiş
Orijinal	-----	290	964	914	1,97	1899	Süreksiz
750	SIVI AZOT	155	563	417	30,76	16890	Sürekli
	HAVA	158	557	342	28,32	15596	Süreksiz
785	SIVI AZOT	215	742	373	17,93	13356	Sürekli
	HAVA	199	726	344	21,67	15732	Sürekli
820	SIVI AZOT	215	749	371	20,45	15317	Sürekli
	HAVA	290	964	914	1,97	1899	Sürekli

Tablo 5.11: DP600 kodlu çeliğin ısıtım sıcaklıkları ve soğutma ortamına bağı çekme deneyi sonuçları

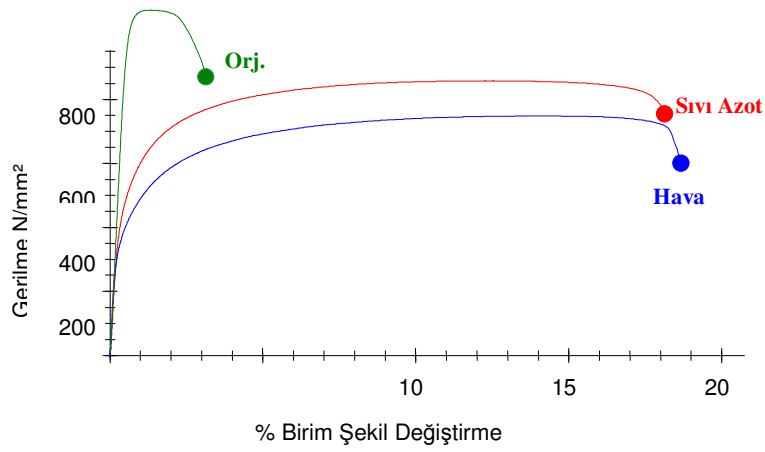
ERDEMİR 3960K							
SICAKLIK (°C)	SOĞUTMA	SERTLİK (Hv)	$\sigma_{\text{Çekme}}$ (MPa)	σ_{Akma} (MPa)	% eT	$\sigma_{\text{Çx}}/\%eT$ J/cm ³	Elastik Plastik Geçiş
Orijinal	-----	330	951	926	1,58	1503	Süreksiz
750	SIVI AZOT	151	520	359	30,31	15600	Sürekli
	HAVA	148	496	324	29,32	14384	Süreksiz
785	SIVI AZOT	213	744	367	22,07	16368	Sürekli
	HAVA	194	743	352	24,7	17832	Sürekli
820	SIVI AZOT	212	764	390	21,78	16639	Sürekli
	HAVA	197	713	342	26,95	19215	Sürekli



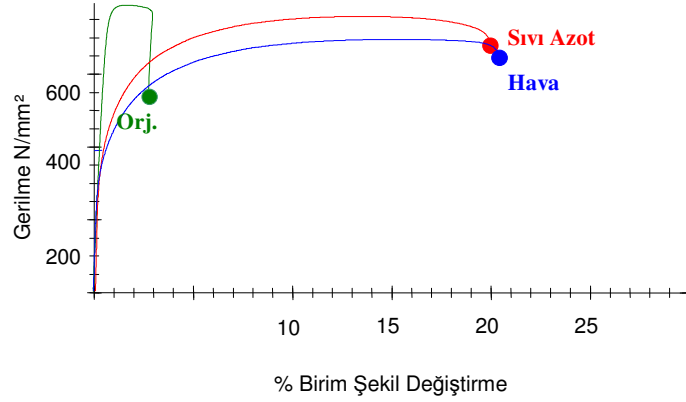
Şekil 5.11: 7142K kodlu çeliğin 750°C' de soğutma sonrası çekme deneyleri



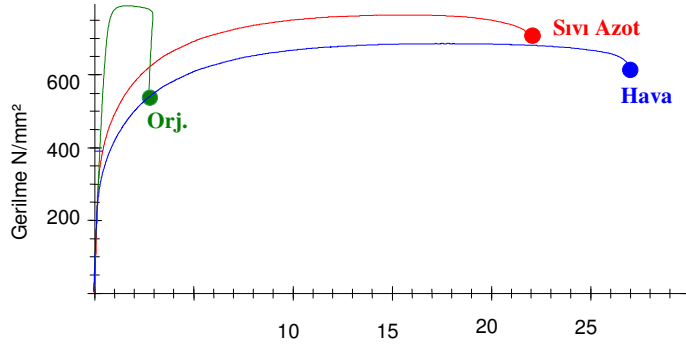
Şekil 5.12: 7140K kodlu çeliğin 750°C' de soğutma sonrası çekme deneyleri



Şekil 5.13: D3 kodlu çeliğin 820°C' de soğutma sonrası çekme deneyleri

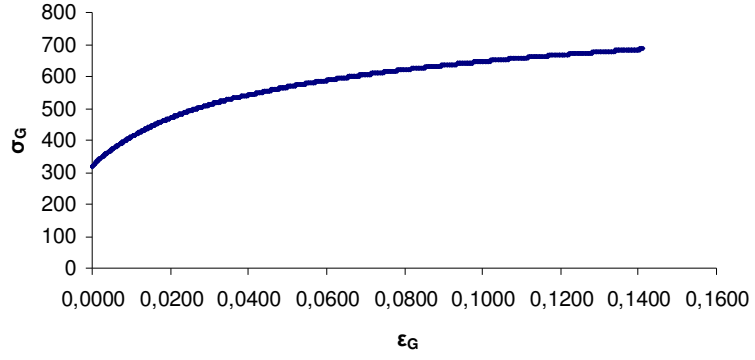


Şekil 5. 14: 3960K kodlu çeliğin 820°C’ de soğutma sonrası çekme deneyleri

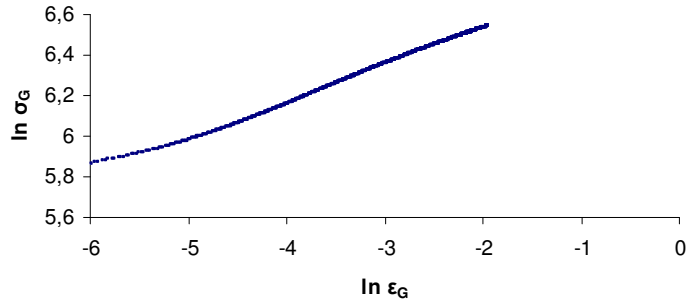


Şekil 5. 15: DP600 kodlu çeliğin 820°C’ de soğutma sonrası çekme deneyleri

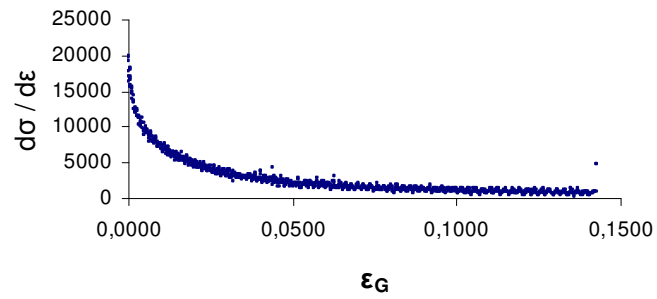
Mühendislik gerilme – birim şekil değiştirme diyagramlarından elde edilen sonuçlar ışığında, Şekil 5.16 ve 5.17’de sıvı azotta soğutulan bazı sacların gerçek gerilme – gerçek birim şekil değiştirme ($\sigma_G - \epsilon_G$), logaritmik gerilme – gerçek birim şekil değiştirme ($\ln \sigma_G - \ln \epsilon_G$) ve deformasyon sertleşmesi hızı – gerçek birim şekil değiştirme ($d\sigma/d\epsilon - \epsilon_G$) grafikleri örnek olarak verilmiştir. Çift faz mikroyapısına sahip saclar % 5’den küçük deformasyon oranlarında çok yüksek deformasyon sertleşmesi hızı sergilemektedir. Bilindiği gibi $\ln \sigma_G - \ln \epsilon_G$ grafiğinin eğimi Holloman denklemindeki deformasyon sertleşmesini vermektedir. Tablo 5.12’de incelenen sacların Holloman denklemindeki malzeme sabiti “K” ve deformasyon sertleşmesi üssü “n” değerleri verilmiştir.



• (a)

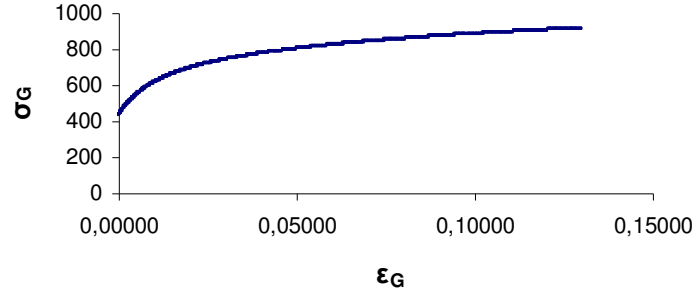


• b)

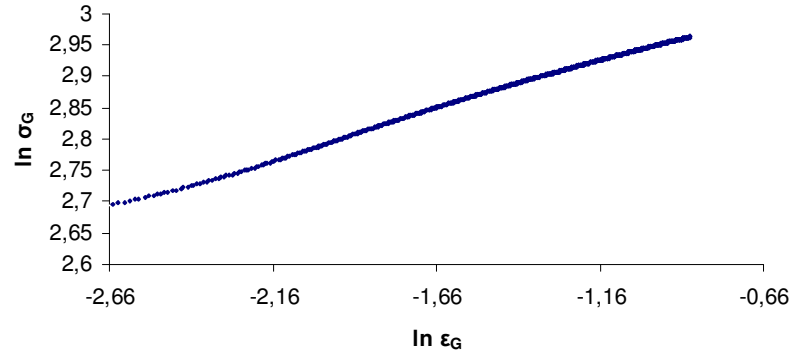


• c)

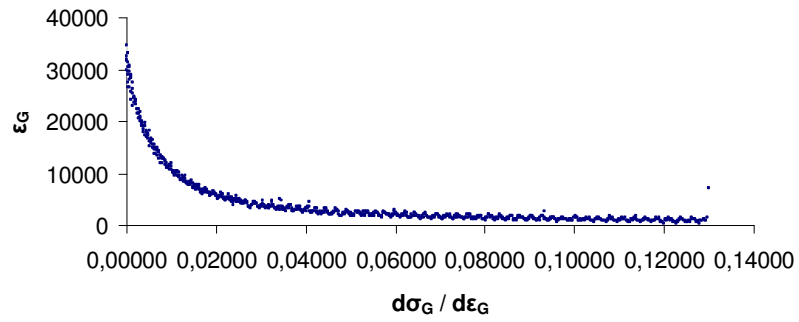
Şekil 5.16:740° C’de 3 dakika tutulan ve sıvı azot soğutma ortamında soğutulmuş 7140K kodlu çeliğin a) gerçek gerilme- gerçek birim şekil değiştirme ($\sigma_G - \epsilon_G$) diyagramı b) $\ln \sigma_G - \ln \epsilon_G$ diyagramı ve c) deformasyon hızı-gerçek birim şekil değiştirme ($d\sigma/d\epsilon - \epsilon_G$) diyagramı



a)



(b)



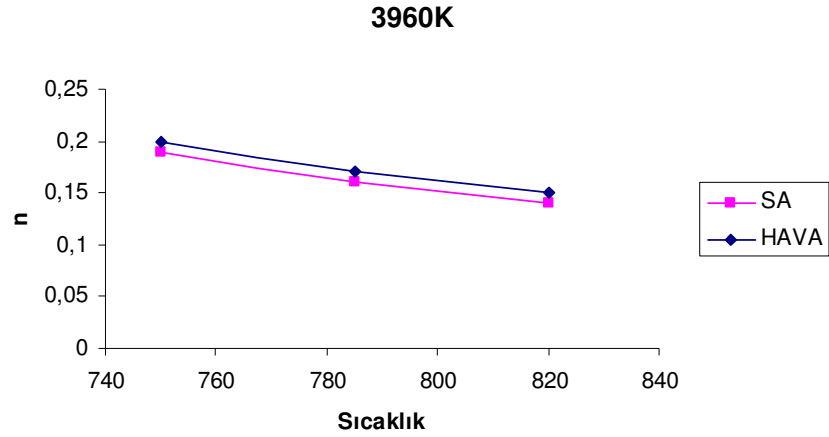
c)

Şekil 5.17: 820° C’de 3 dakika tutulmuş ve sıvı azot soğutma ortamında soğutulmuş D3 kodlu çeliğin a) gerçek gerilme- gerçek birim şekil değiştirme ($\sigma_G - \epsilon_G$) diyagramı b) $\ln \sigma_G - \ln \epsilon_G$ diyagramı ve c) deformasyon hızı-gerçek birim şekil değiştirme ($d\sigma/d\epsilon - \epsilon_G$) diyagramı

7142K ve 7140K kodlu çelik saclarda deformasyon üssü sertleşmesi (n) değerinin, Tablo 5.12'ye bakılarak artan sıcaklık değerleriyle birlikte artma eğiliminde olduğu söylenebilmektedir. Diğer yandan D3, 3960K ve DP600 kodlu çeliklerde ise sıcaklık artışıyla birlikte bu değer azalma eğilimi göstermektedir. Şekil 5.18'de çift faz bölgesinde tavlanan 3960K kodlu çelik sacın n değeri üzerinde etkisi örnek olarak verilmektedir.

Tablo 5. 12: 7140K Malzemesinin Isıl İşlem Sıcaklıkları ve Soğutma Ortamına Bağlı Mekanik Deney Sonuçları

		7140K		7142K		D3		3960K		DP600	
		n	K	n	K	n	K	n	K	n	K
740°C	SA	0,13	905	0,14	932	0,16	935	---	---	---	---
	HAVA	0,14	967	0,14	928	0,17	625	---	---	---	---
750°C	SA	0,13	969	0,13	905	0,12	1169	0,17		0,19	
	HAVA	0,14	865	0,13	926	0,13	1160	0,2		0,17	
770°C	SA	0,13	870	0,16	920	0,11	1217	---	---	---	---
	HAVA	0,14	835	0,15	743	0,12	1152	---	---	---	---
785°C	SA	0,15	859	0,15	863	0,12	1135	0,15		0,15	
	HAVA	0,14	736	0,15	697	0,12	1147	0,16		0,16	
800°C	SA	0,15	876	0,15	853	0,11	1296	---	---	---	---
	HAVA	0,05	738	0,16	776	0,12	1270	---	---	---	---
820°C	SA	0,16	863	0,16	879	0,12	1180	0,14		0,14	
	HAVA	0,16	648	0,17	682	0,13	1101	0,15		0,15	



Şekil 5.18: Sıvı azot ve hava ortamında soğutulan 3960K kodlu sacın deformasyon sertleşmesi üssü "n" değerinin çift faz bölgesinde tutma sıcaklığı ile değişimi.

5.3 Fırında Sertleşme Özelliği

İncelenen çelikler üzerinde, yapılan deneylerden elde edilen çekme eğrilerinin bazıları Şekil 5. 19–5. 21’de örnek olarak verilmiştir. Bu malzemelerden elde edilen toplam yaşlanma sertleşmesi;

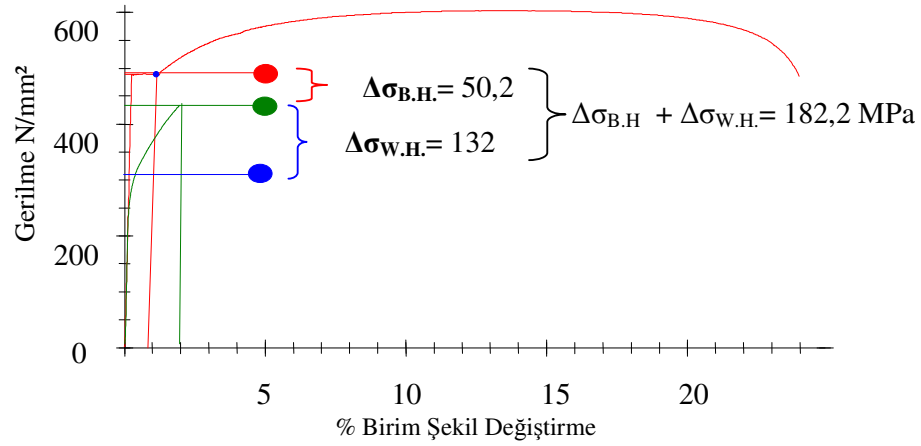
$$\sigma_{\text{Deformasyon Sertleşmesi}} + \sigma_{\text{Fırınlama Sertleşmesi}} \quad (5.1)$$

bağıntısı ile hesaplanmıştır. Bu hesaplamalar yardımıyla, her bir koşul için gerilme – birim şekil değiştirme eğrileri çizilmiş (EK-B) ve her iki mukavemet değerleri arasındaki fark Tablo 5.13’de belirlenmiştir.

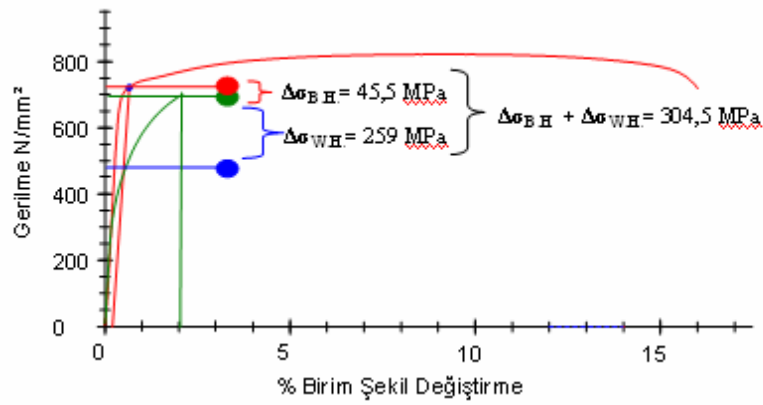
7140K ve 7142K kodlu saclarda belirgin bir deformasyon sertleşmesi ve fırınlama sertleşmesi görülürken, yüksek sıcaklıklarda tavlanan 3960 K, DP600 ve D3 kodlu saclarda fırınlama sertleşmesi çok düşük düzeyde kalmıştır. Bu duruma 7140K ve 7142K malzemelerinin bileşiminde bulunan ve yaşlanma etkisine sahip mikro alaşımlardan (Ti, V gibi) kaynaklandığı düşünülmektedir. Böylece 7140K ve 7142K malzemesi çift faz ısıl işlemleri sonucu arzu edilen mukavemet değerlerine ulaşamamasına rağmen, fırınlama sertleşmesi işlemi sayesinde yüksek mukavemet artışı sağlanmıştır.

Tablo 5. 13: Fırınlama sertleşmesi deney sonuçları.

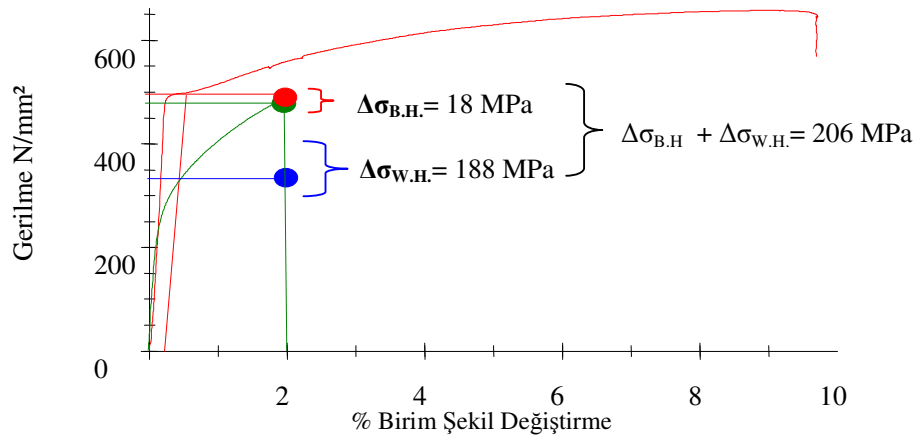
ÇELİK KODU	İŞLEM SICAKLIĞI (°C)	DEFORMASYON SERTLEŞMESİ (MPa)	FIRINLAMA SERTLEŞMESİ (MPa)	YAŞLANMA SERTLEŞMESİ (MPa)
7140K	740	138	48,8	186,8
	820	76	84,5	160,5
7142K	750	132	50,2	182,2
	820	55,5	147	202,5
D3	750	164	60,4	224,4
	785	270	19	289
	820	259	45,5	304,5
3960K	750	145	86	231
	785	211	43	254
	820	202	40	242
DP600	750	155	43,2	198,2
	785	210	33	243
	820	188	18	206



Şekil 5.19: 7142K 750°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları



Şekil 5.20: D3 820°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları



Şekil 5.21: DP600 820°C SA Deformasyon yaşlanması çekme deneyi sonuçları

5.4 Değerlendirme

Tablo 5.7 - 5.11'daki sonuçlar göz önüne alındığında, tokluk ve süneklik açısından optimum tavlama sıcaklıkları 7140K kodlu çelikler için 740°C, 7142K kodlu çelikler için 750 °C ve 3960K, DP 600 ve D3 kodlu çelikler için ise 820°C olarak belirlenmiştir. Söz konusu sıcaklıklara bağlı olarak, mikroyapı analiz sonuçları ve mekanik özellikleri Tablo 5.13'de genel bir değerlendirme yapılabilmesi için verilmiştir.

Tablo 5.13'e göre en düşük sertlik ve mukavemet değerleri 7140K ve 7142K kodlu çeliklerde elde edilmiştir. Bu çelikler süneklik ve tokluk açısından diğerlerinden oldukça üstündür. Düşük mukavemet ve yüksek sünekliğin mikroyapılarındaki martensit hacim oranının (% 10 civarında) düşük olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. 7142K ve 7140K kodlu çelikler için verilen mekanik özellikler uluslararası çelik sınıflarından DP600 mekanik özelliklerini karşılamaktadır (22).

Tablo 5. 13'e göre martensit hacim oranları % 20 düzeylerinde olan D3 ve 3960K kodlu çelikler 7140K ve 7142K çeliklerinden daha yüksek sertlik ve mukavemete, daha düşük süneklik ve darbe direncine sahiptir. Söz konusu çelikler 7140K ve 7142K'dan daha yüksek deformasyon sertleşme hızı ve yaşlanma sertleşmesi (deformasyon sertleşmesi + fırınlama sertleşmesi) sergilemektedirler. Bu çelikler uluslararası çift fazlı çelik sınıflarından DP800'ü karşılamaktadırlar (22).

Yine Tablo 5.13'e göre DP600 kodlu çeliklerde ise 820°C'de yapılan çift faz ısıtma işlemi diğerlerinden daha yüksek (% 27 mertebelerinde) martensit hacim oranı oluşturmuştur. Bu çelikler mekanik özellik açısından D3 ve 3960K kodlu çeliklerden daha düşük sertlik ve mukavemet değerleri sergilemişlerdir. Süneklik ve tokluk açısından ise diğerlerinden daha kötü değildir. Ayrıca diğerlerine nazaran en düşük fırınlama sertleşmesi özelliğine sahiptir. Mekanik özellikleri uluslararası çift faz çelik sınıflarından DP800'ü karşılamaktadır (22).

Yukarıdaki açıklamalar ışığında; mukavemetinin, sertliğinin, deformasyon ve fırınlama sertleşmesi miktarının yüksek olması nedeniyle D3 kodlu çeliklerden en üstün çift faz özellikleri elde edilmiştir. Ancak bu çelikte süneklik ve deformasyon sertleşmesi üssünün artırılması yönünde çalışmalar yürütülmektedir.

Tablo 5. 14: Bu çalışma kapsamında $\alpha + \gamma$ sahasında sıvı azot içerisinde soğutularak çift faz mikroyapısı kazandırılan çelik saclara ait optimum özellikler

Çelik Kodu	Kalınlık (mm)	Tavlama Sıcaklığı (°C)	% Martensit Hacim Oranı	Sertlik (5 Hv)	Akma (MPa)	Çekme (MPa)	% Kopma Uzaması	Dinamik Tokluk (J/cm ³)	Darbe Direnci (J/cm ²)	$\leq 0,2$ d σ / d ϵ	n	BH (MPa)	WH (MPa)	Yaşlanma Sertleşmesi
7140K	1,35	740	13	169	314	600	28,4	17034	85,8	12604	0,13	48	138	186
7142K	1,35	750	11,1	184	315	593	27,3	16011	101,8	10825	0,13	50	132	182
D3	0,96	820	17,2	241	433	803	20,0	16060	76,7	24080	0,12	45	259	304
3960K	0,95	820	20,8	215	371	749	20,5	15317	83,3	21640	0,14	40	202	242
DP600	0,95	820	27	212	390	764	21,8	16639	80,6	22065	0,14	18	188	206

n: Deformasyon Sertleşmesi Üssü; d σ /d ϵ : Deformasyon Sertleşmesi Hızı (% 0,2 Deformasyonun Altında) ;BH: Fırınlama Sertleşmesi; WH: Deformasyon Sertleşmesi

6. SONUÇLAR

Çift fazlı çelikler üzerine 7142K, 7140K, D3, 3960K ve DP600 kodlu çeliklerde yapılan çalışmaların sonuçları aşağıda maddeler halinde belirtilmiştir.

1. İncelenen çeliklerde karakteristik çift faz mikroyapısı sıvı azotta soğutma ile elde edilmiştir. 7140K ve 7142K kodlu çeliklerde 740 ve 750°C tavlama sıcaklıkları sonrasında soğutma ile çift faz mikroyapısı oluşturulmuştur.
2. D3, 3960K ve DP600 kodlu çeliklerde ise 740-820°C sıcaklıklar arsında yapılan tavlama sonrası sıvı azotta soğutma ile çift faz mikroyapısı elde edilmiş olup, artan tavlama sıcaklıklarıyla birlikte martensit hacim oranıda artmaktadır.
3. Çift faz mikroyapısına sahip çeliklerin mukavemet ve sünekliği martensit hacim oranına bağlıdır. Artan martensit hacim oranıyla birlikte çekme ve akma mukavemeti artarken, (%) uzama ve tokluk değerlerinin azaldığı belirlenmiştir.
4. Fırlama sertleşmesi deneylerinde 7140K ve 7142K kodlu saclarda belirgin bir deformasyon sertleşmesi ve fırlama sertleşmesi görülürken, yüksek sıcaklıklarda tavlanan 3960K, DP600 ve D3 kodlu saclarda fırlama sertleşmesi çok düşük düzeyde kalmıştır. Bununla birlikte çift faz ısıl işlem sıcaklığının ve martensit hacim oranının artışı ile fırlama sertleşmesi miktarı azalmaktadır.
5. Optimum çift faz özelliklerinin elde edildiği tavlama sıcaklığı 7140K için 740°C, 7142K için 750°C, D3, 3960K ve DP 600 kodlu çelik saclar için ise 820°C' dir. D3 kodlu çelikte diğerlerinde daha üstün çift faz özellikleri elde edilmiştir. Ancak bu çelikte deformasyon üssü sertleşmesi ve süneklik özelliklerinin geliştirilmesi yönünde çalışmalar yapılmalıdır.

KAYNAKLAR

- [1] **Speich, G.R.**, 1981. Physical Metallurgy of Dual Phase Steels, Fundamentals of Dual Phase Steels, Ed. By Kot R.A., p 3-45, AIME
- [2] **Dual-Ten®**,2004. (Dual Phase) Applications The U.S. Steel Automotive Group <http://ussautomotive.com/auto/pubs/brochures/dualten.htm>
- [3] **German Iron and Steel Institute**, 1993, Steel - A Handbook for Materials Research and Engineering Vol.1: Fundamentals Springer-Verlag, Berlin,
- [4] **Rigsbee, J.M., Abraham, J.K., Davenport, A.T., Franklin, J.E., and PICKENS, J.W.**, 1979, "Structure Property Relationships in Commercially Processed Dual Phase Steels", Structure an Properties of Dual Phase Steels, Ed. by. R.A. KOT, and J. W. MORRIS, pp. 304 - 329, AIME
- [5] **Çimenoğlu, H.**, 1984, Alaşımsız Dual-Fazlı Çeliklerde Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkileri, İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Yüksek Lisans Tezi, pp.1-49.
- [6] **Ulsab Avc**, 2001, Advanced Vehicle Concepts Technical Transfer Dispatch #6 Ulsab-Avc Body Structure Materials, pp, 6-25 Ulsab-Avc Concertium, May 2001
- [7] **Sarwar, M. and Priestner, R.**, 1996, Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile Properties of Dual Phase Steel, Journal of Materials Science, Vol. 31, pp. 2091-2095.
- [8] **Utsumi, Y., Kamuya, M., Yoshimuru, O.**, 2003, Super high Strength Dual-Phase Steel Sheet Excellent Fatigue Characteristics in a Spot Welded Joint, Pub. No: 0221752, Dec.4.2003
- [9] **Koh, H. J., Lee, S. K., Park, S. H., Choi, S. J., Kwon, S. J. and Kim, N. J.**, 1998, Effect of Hot Rolling Conditions on the Microstructure and

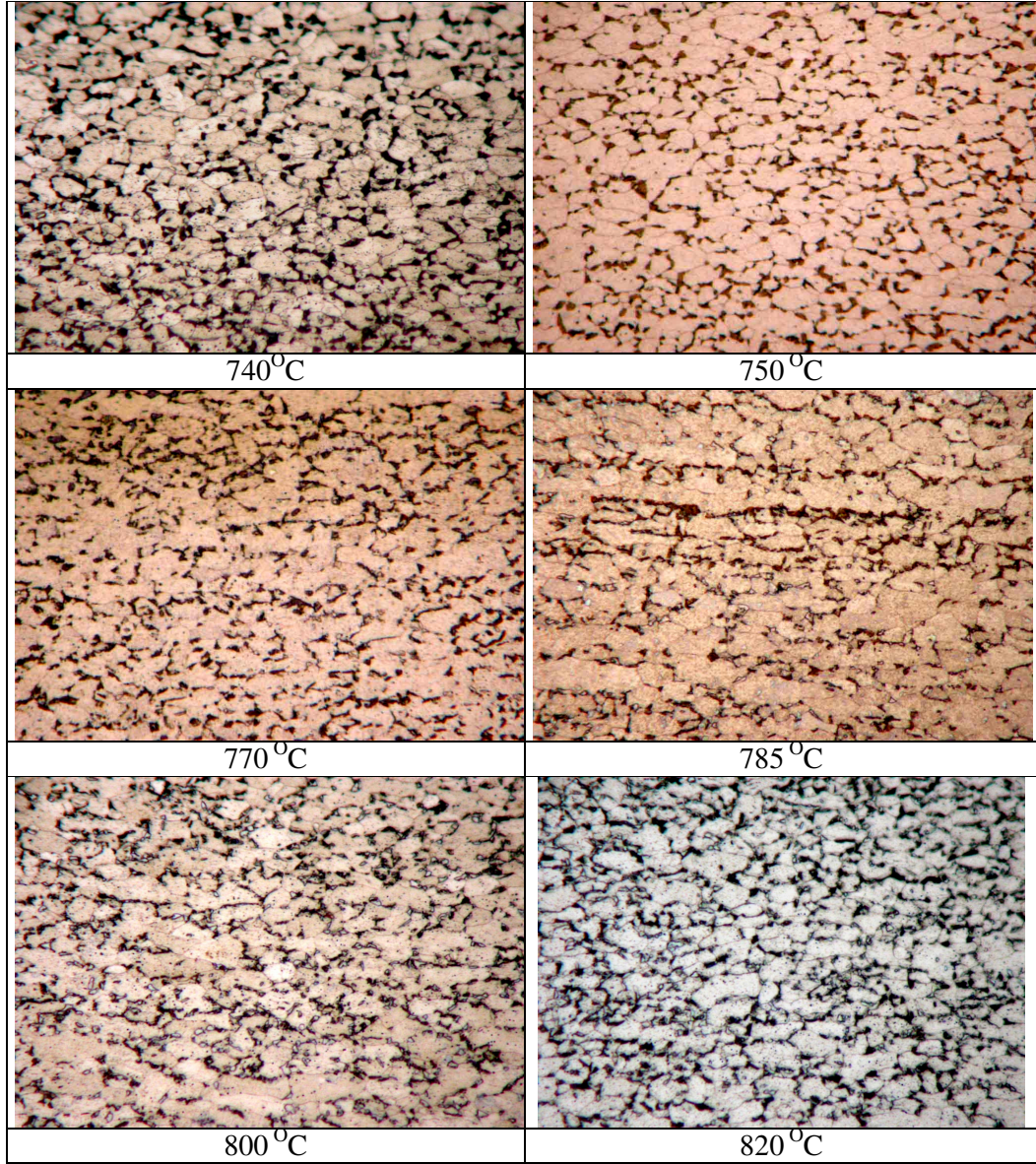
Mechanical Properties of Fe-C-Mn-Si Multiphase Steels, Scripta Materialia, Vol. 38, No.5, pp. 763-768.

- [10] **Pipliani, R.K., and Raghavan, D.,** 1981, G.; “Microstructure and Its Correlation with Properties in Dual Phase Steels” Steel India, pp. 1 - 21, Vol.4, No:1, Apr.1981
- [11] **Rigsbee,J.M., and Vanderarend, P.J.,** 1977, Laboratory studies of Microstructures and Structure Property Relationships in Dual Phase Steels, Formable HSLA and Dual Phase Steels, Ed. by A.T. DAVENPORT, pp. 56 - 86, AIME.
- [12] **Zeytin, H.Z.,** 2003, Demir Çelik Malzemelerin Mikroyapısı, Malzeme ve Kimya Teknolojileri Araştırma enstitüsü Kurs Notları, Gebze, 12-14 Mart.
- [13] **MSM Cambridge,**2003 Lecture of Steel, “Isothermal Heat Treatment İn HSLA Steels”, Lecture 2-5-10,
<http://www.cambridge.edu.en/r-hale/ae510/heattreat.pdf>
- [14] **Davies, R. and Dearborn, M.,** 1980, High Strength Dual-Phase Steel, Espacenet patent service IPS no 4,222,796, pp,2; Sep.16.1980
- [15] **Balliger, N.K. and Gladman, T.,**1981, Work Hardening of Dual Phase Steels, Metal Science, pp, 95 -108, Mach 1981, Uklabim, Tübitak Dergi, Katalog 11-03-81
- [16] **Girault, E., Jacques, P.,Mols, K. and Humbeck, V.J.,**1998, Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels, Received June 1997; accepted December 1997.Materials Characterization 40:111–118 (1998), Elsevier Science Inc.
- [17] **Speich, G.R., and Miller, R.L.,** 1979, Mechanical Properties of Ferrite Martensite Steels, Structure and Properties of Dual Phase Steels, Ed. by. R.A. KOT and J. W. MORRIS, pp. 145-181. AIME.
- [18] **Kato, T., Tanaka, T., and Nishida, M.,** 1980, Effects of Alloying Elements and Cooling Rate After Annealing on Mechanical Properties of Dual Phase Sheet Steels , Kawasaki Steel Technical Report, September.1.1980

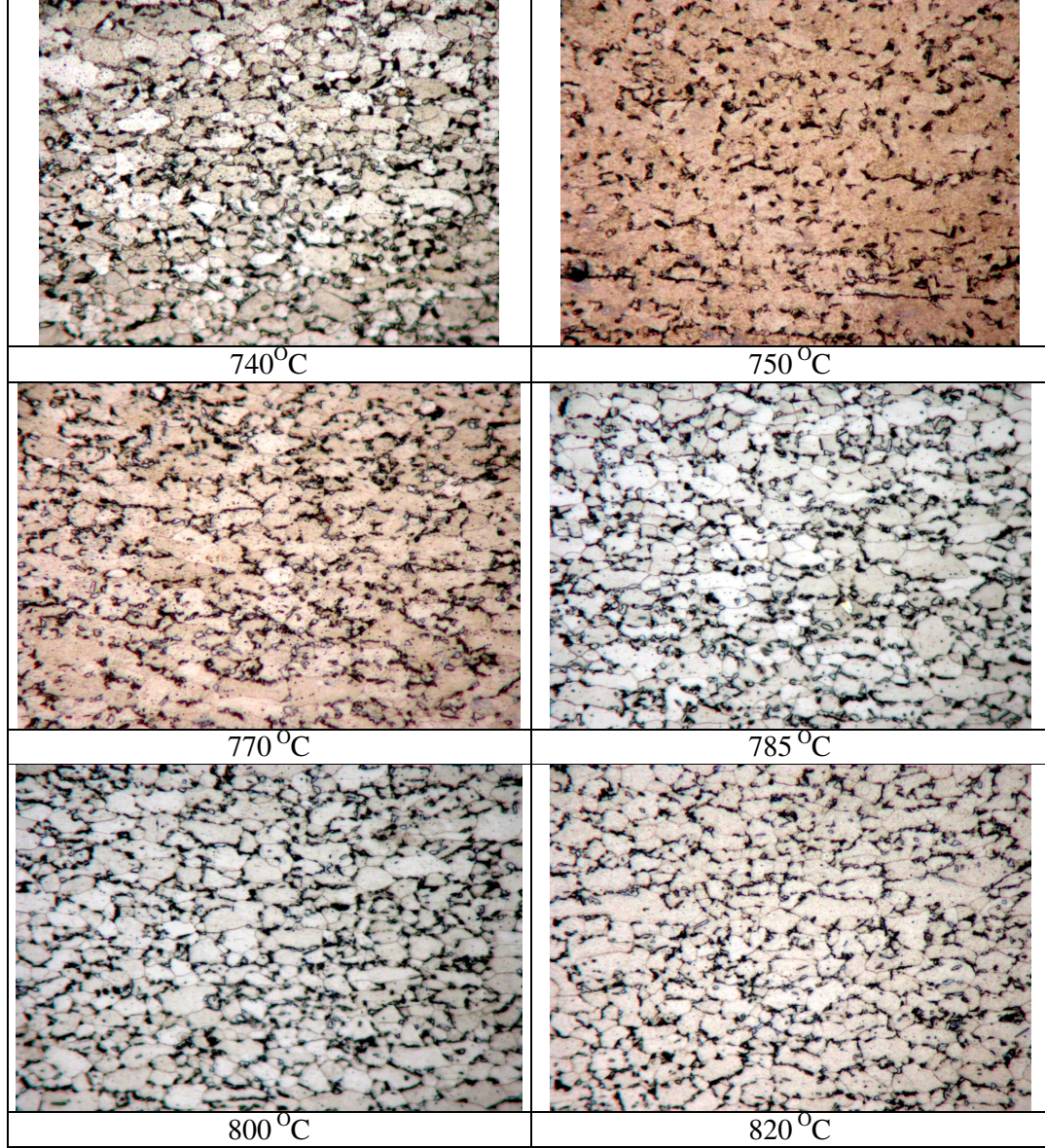
- [19] **Paruz, H. and Edmonds, D.V.**,1990, The Strain Hardening Behaviour of Dual Phase Steels , Materials Science and Engineering. January.,23.1990
- [20] **Zhang, Y.S. and Nutting, J.**,1986, High Strength Deformation of Dual Phase Steels, Met. Sci. Tech., Vol. 2, 564-570.
- [21] **Kayali, E.S. and Ensari, C.**, 1991, Metallerde Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları, İTÜ Kimya Metalurji Fakültesi Bölümü Ofset Atölyesi, pp.12-34, İstanbul.
- [22] **Thyssen Krupp Steel**, 2002, New Steels For The Technologies Of The Future, Thyssen Krupp Steel, Ag
- [23] **I.D. Choi, D.M. Bruce, D.K. Matlock, J.G. Speer, D.M. Kim, and S.H. Park**, 2004, The High Speed Deformation Behavior of Automotive Steels, Steel for Automotive Applications, pp.337-347, September 2004
- [24] **www.Key-to-Steel.com.**, 2004, High-Strength Low-Alloy Steels Knowledge Article, <http://www.key-to-steel.com/Articles/Art62.htm>

EKLER

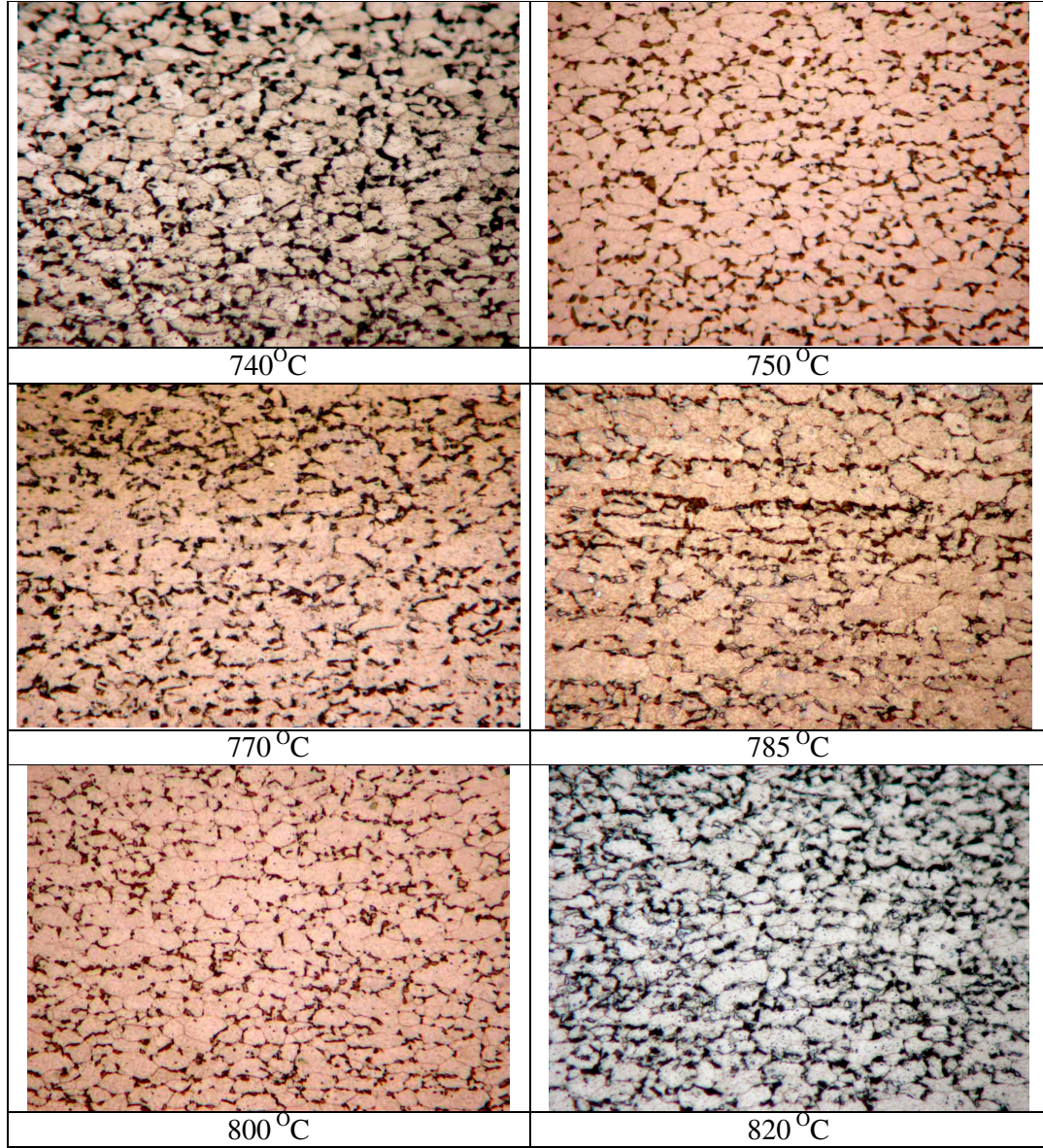
EK A-MİKROYAPILAR



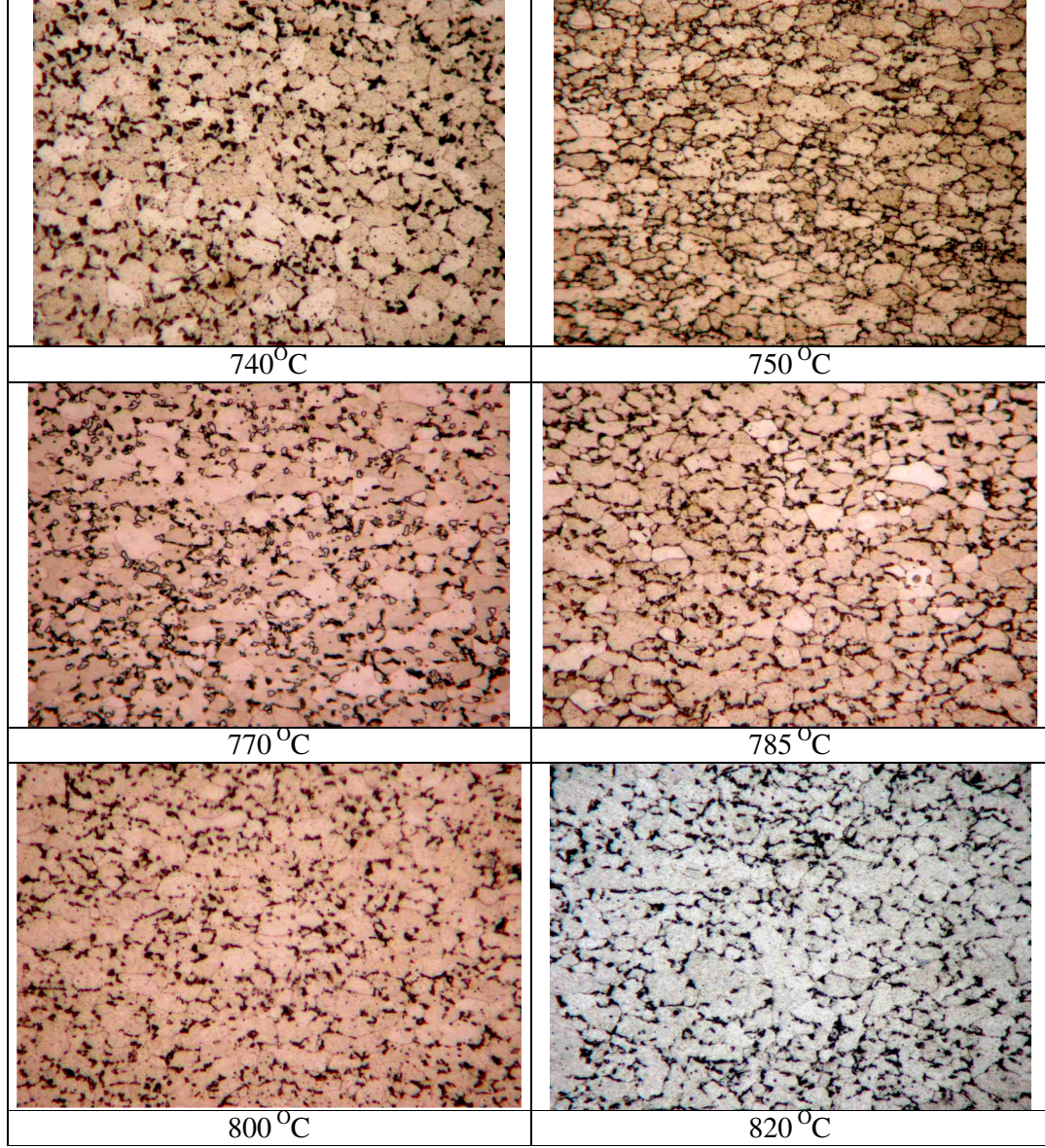
Tablo A.1: 7140K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)



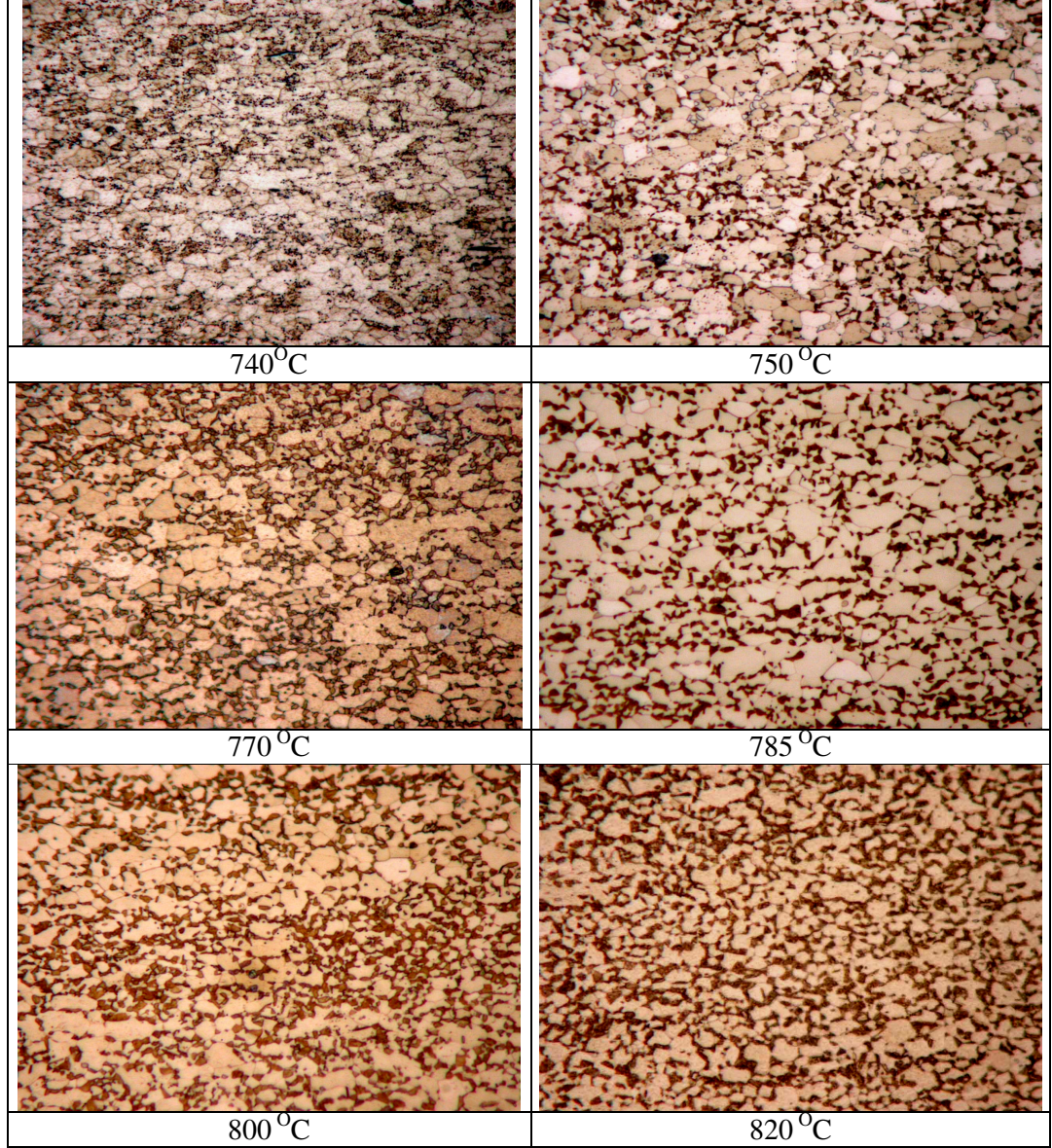
Tablo A.2: 7140K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)



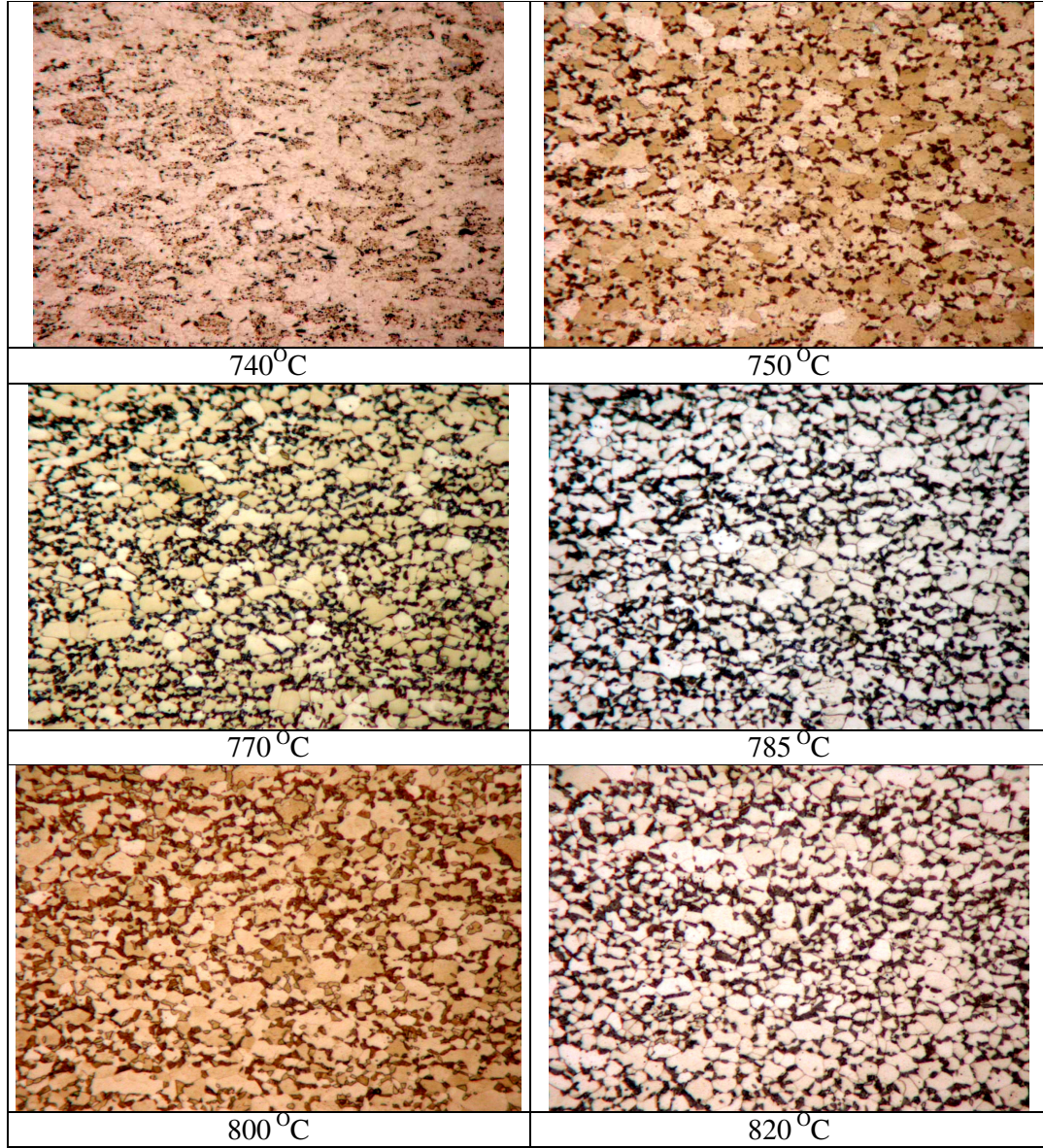
Tablo A.3: 7142K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)



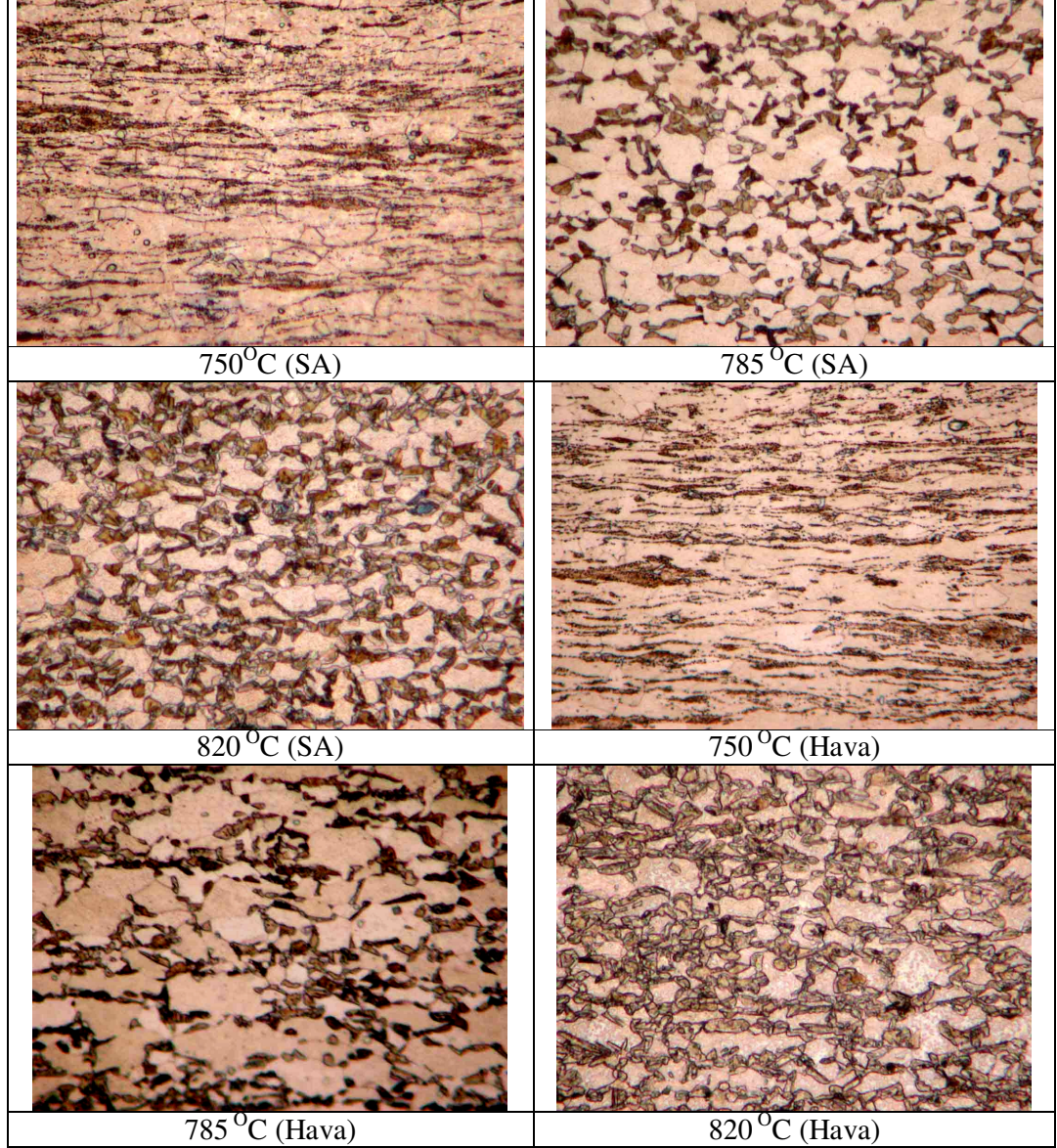
Tablo A.4: 7142K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)



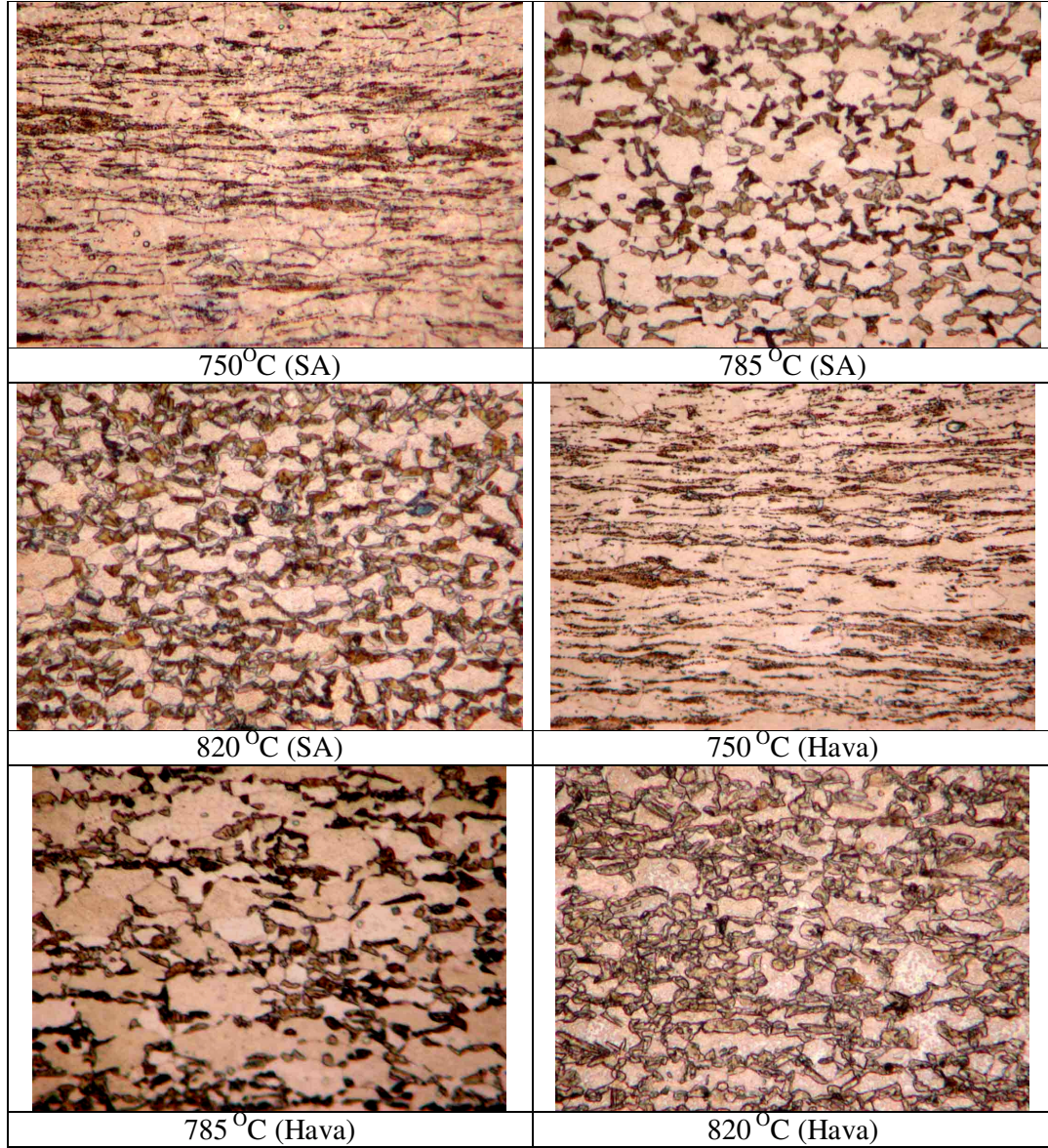
Tablo A.5: D3 kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)



Tablo A.6: D3 kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)

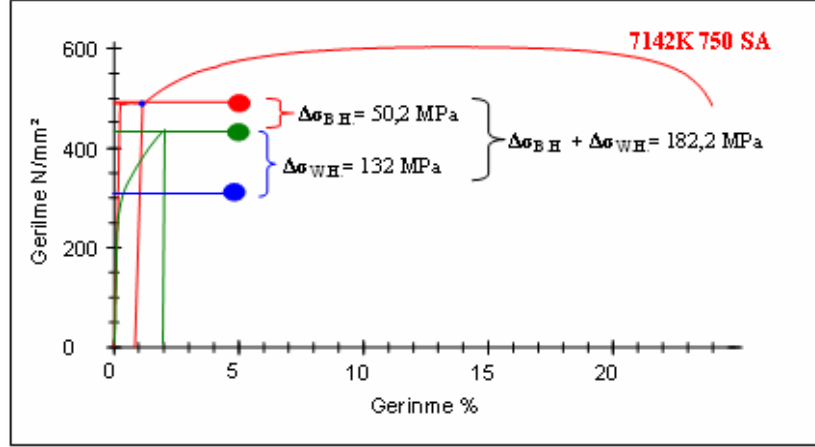


Tablo A.7: DP600 kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot ve hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)

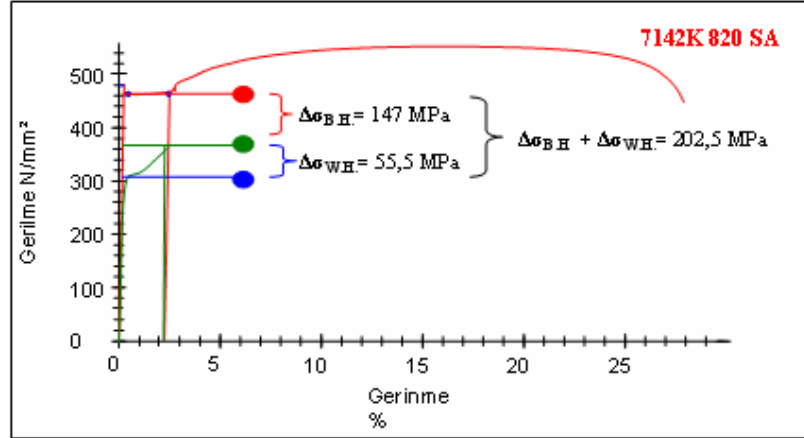


Tablo A.8: 3960K kodlu çeliklerin $\alpha + \gamma$ bölgesinde sıvı azot ve hava soğutma sonrası mikroyapı fotoğrafları (600X)

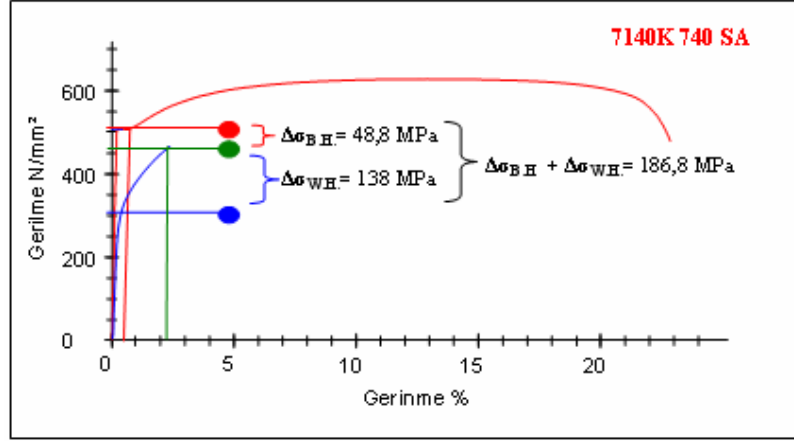
EK-B FIRINLAMA SERTLEŞMESİ DENEYLERİ



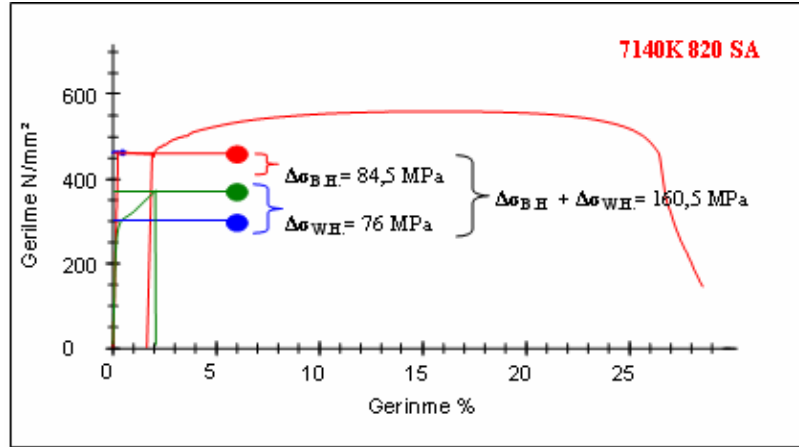
Şekil B.1: 7142K 750°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



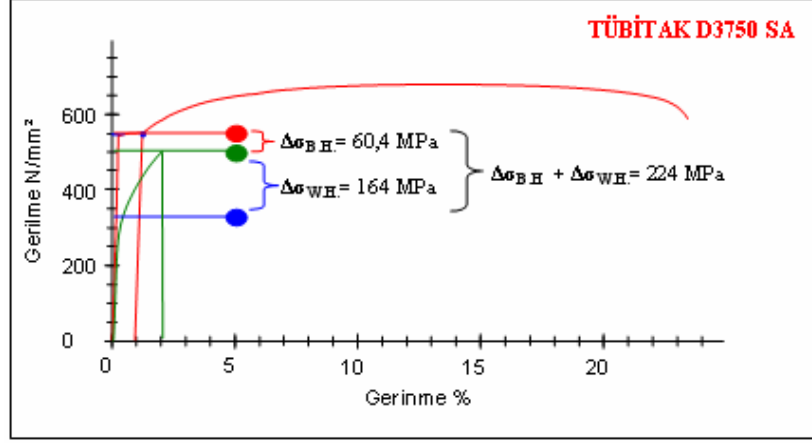
Şekil B.2: 7142K 820°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



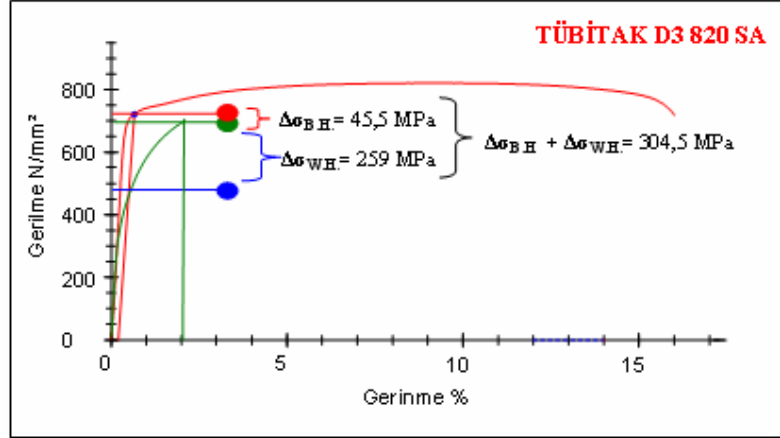
Şekil B.3: 7140K 740°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



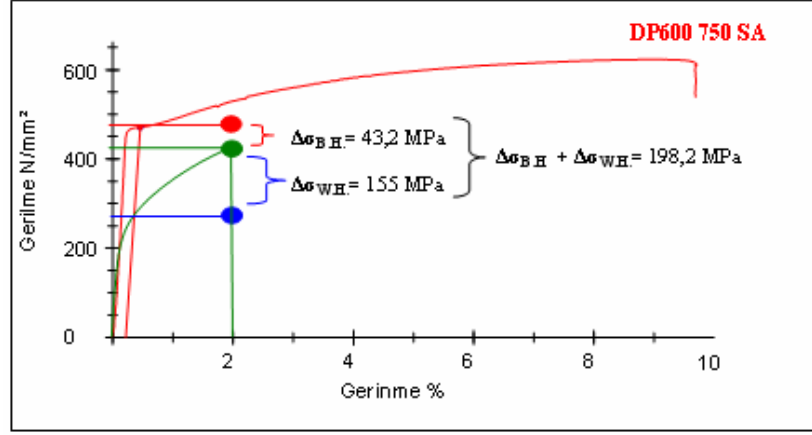
Şekil B.4: 7140K 820°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



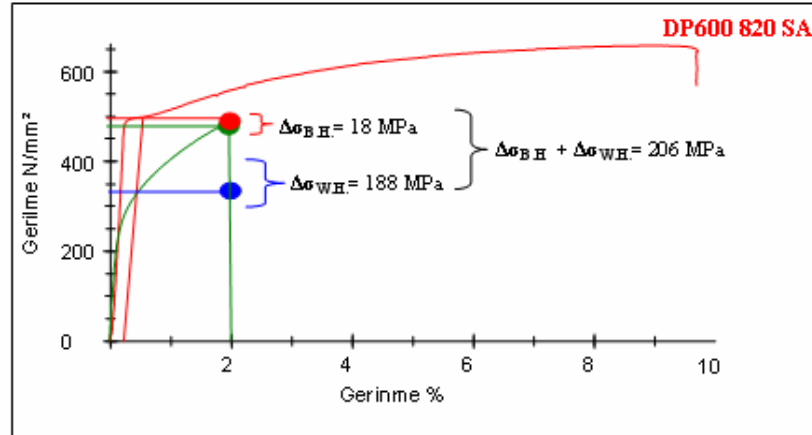
Şekil B.5: D3 750°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



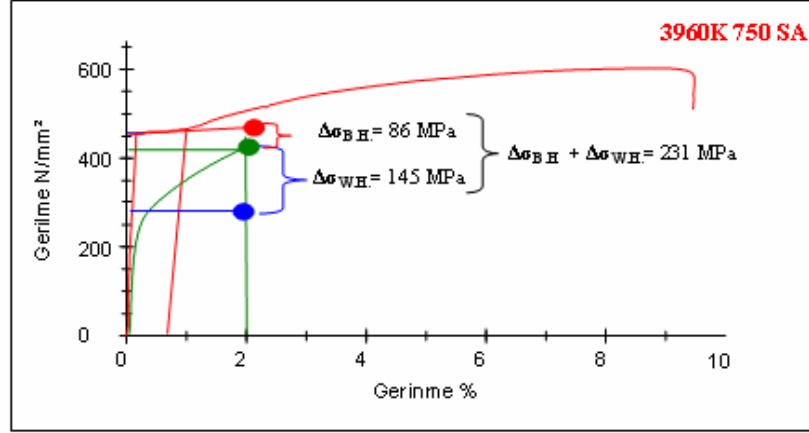
Şekil B.6: D3 820°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



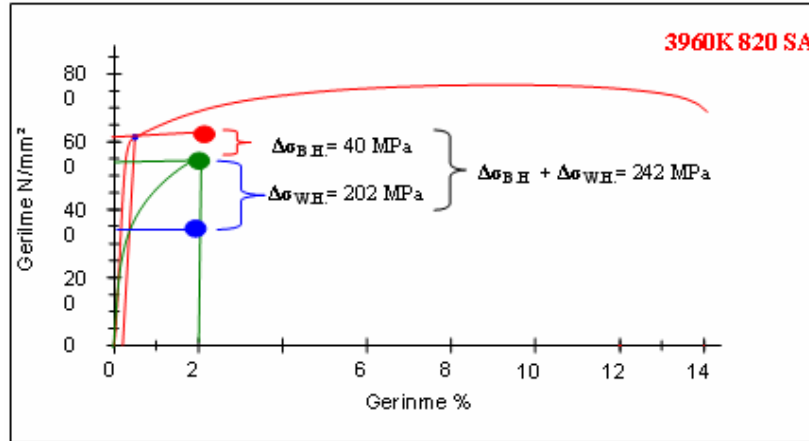
Şekil B.7: DP600 750°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



Şekil B.8: DP600 820°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



Şekil B.9: 3960K 750oC SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları



Şekil B.10: 3960K 820°C SA Deformasyon Yaşlanması Çekme Deneyi Sonuçları

ÖZGEÇMİŞ

Hüseyin AYDIN 1981 Kdz. Ereğli’de doğmuştur. 1999 yılında lise eğitimini Kdz. Ereğli Anadolu Lisesi’nde tamamlamıştır. 2004 yılında İ.T.Ü. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde lisans programını tamamlamış ve aynı yıl içerisinde yine İ.T.Ü. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde yüksek lisansa başlamıştır. 2005 yılında çalışmaya başladığı Tübitak MAM Malzeme Enstitüsü’nde araştırmacı olarak görevine devam etmektedir.