



**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN TEKRARLI STATİK DEFORMASYON
YAŞLANDIRILMASI**

Özlem KAYA

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

HAZİRAN 2021

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Özlem KAYA

21/06/2021

ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN TEKRARLI STATİK DEFORMASYON
YAŞLANDIRILMASI
(Yüksek Lisans Tezi)

Özlem KAYA

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Haziran 2021

ÖZET

Çift fazlı çelikler, yüksek şekillendirilebilme kabiliyetine sahip olmaları ve sürekli akma özelliği göstermeleri nedeniyle otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan çeliklerdir. Bu çalışmada DP600 çift fazlı çeliği kullanılarak, numunelerin tekrarlı statik deformasyon yaşlanması işlemi uygulandıktan sonraki mekanik özellikleri incelenmiştir. DP600 çeliği ile 140°C ve 190°C sıcaklıklarda tekrarlı statik deformasyon yaşlanması üzerine yapılan çalışmada; çift fazlı çelik numunelere %2 öngerinim ardından 30 dk tavlama işlemi bir, iki ve üç kere tekrarlı olarak uygulanmıştır. Uygulanan işlemler sonrasında numunelerin; akma dayanımı değerleri, çekme dayanımı değerleri, sertlik değerleri ve kırık yüzey incelemeleri değerlendirilmiştir. Tekrarlı statik deformasyon yaşlanması işlemi sonucunda; %2 öngerinim ardından 30 dk tavlama işleminin tekrarlanma sayısı arttıkça numunelerin gerilim değerlerinde artış ve % uzama değerlerinde azalma meydana gelmiştir.

Bilim Kodu : 91519
Anahtar Kelimeler : Çift fazlı çelikler, tekrarlı gerinim yaşlandırması, çekme testi
Sayfa Adedi : 55
Danışman : Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

REPETITIVE STATIC STRAIN AGING OF DUAL PHASE STEELS

(M. Sc. Thesis)

Özlem KAYA

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

June 2021

ABSTRACT

Dual phase steels are widely used in the automotive industry due to their high formability and continuous flow behavior. In this study, the mechanical properties of the specimens after repeated static deformation aging were investigated using DP600 dual phase steel. In the study on repeated static deformation aging with DP600 steel at temperatures of 140°C and 190°C; the dual phase steel samples were pre-stressed at 2% and then annealed for 30 minutes once, twice and three times. After the applied processes, the samples; yield strength values, tensile strength values, hardness values and broken surface investigations were evaluated. As a result of the repetitive static deformation aging process; as the number of repetitions of that 2% pre-stress and then annealing for 30 min process increased, the stress values of the samples increased and the % elongation values decreased.

Science Code : 91519

Key Words : Dual phase steel, repetitive strain aging, tensile test

Page Number : 55

Supervisor : Prof. Dr. Ahmet GURAL

TEŞEKKÜR

Tez çalışmamın her aşamasında ilgi, bilgi ve deneyimleriyle bana yol gösteren ve desteğini hiç esirgemeyen değerli danışman hocam Sayın Prof. Dr. Ahmet GÜRAL'a, en içten saygı ve teşekkürlerimi sunarım. Yüksek lisans eğitimim boyunca yardımlarını hiç esirgemeyen ve bana hep içtenlikle destek olan Arş. Gör. Dr. Onur ÇAVUŞOĞLU'na sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Deneysel çalışmalarım sırasında bana sağladıkları yardım ve destekler için Öğr. Gör. Onur ALTUNTAŞ'a, Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN'e, Arş. Gör. Tolga Yılmaz'a, Arş. Gör. Ahmet Merih HIRPA'ya ve anlayışı ve desteği için patronum Güven KOKOZ'a içtenlikle teşekkürlerimi sunarım.

Hayatım boyunca beni hep destekleyen ve yanımda olan annem Ayla Kaya, kardeşim Özgür Kaya ve bu süreçte kaybettiğim değerli babam Ali Kaya'ya en içten teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	x
RESİMLERİN LİSTESİ	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiii
1. GİRİŞ.....	1
2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER.....	3
2.1. Çift Fazlı Çelik Üretim Isıl İşlemi	6
2.1.1. Kısmi östenitleme	9
2.1.2. Soğutma ve östenitin martensite dönüşümü.....	15
3. DEFORMASYON YAŞLANMASI.....	21
3.1. Statik Deformasyon Yaşlanması	22
3.2. Dinamik Deformasyon Yaşlanması	23
3.3. Çift Fazlı Çeliklerde Deformasyon Yaşlanması	25
3.4. Karbon ve Azot Atomlarının Deformasyon Yaşlanmasıdaki Rolü.....	26
3.5. Diğer Alaşım Elementlerinin Yaşlanma Sertleşmesine Etkisi.....	28
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	29
4.1. Malzeme	29
4.2. Çekme Testi ve Isıl İşlem.....	29
4.3. Mikroyapı Analizleri	31
4.4. Sertlik Ölçümü	33

	Sayfa
4.5. Kırık Yüzey İncelemeleri	33
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	35
5.1. Çekme Testi Sonuçları	35
5.2. Akma Dayanımı Değerleri	39
5.3. Çekme Gerilmesi Değerleri.....	41
5.4. Sertlik Sonuçları.....	42
5.5. Kırık Yüzey İncelemeleri	43
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	49
KAYNAKLAR	51
ÖZGEÇMİŞ	55

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları	27
Çizelge 4 1. DP600 çeliği kimyasal kompozisyonu	29
Çizelge 5.1. 140°C ve 190°C sıcaklıklarda yapılan çalışmalar sonucunda elde edilen sertlik değerleri	43



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Demir – Sementit faz diyagramında DP çeliklerin tipik C içeriği.....	3
Şekil 2.2. DP çeliğin tipik mikroyapısı.....	3
Şekil 2.3. DP çelikler ve diğer çelik türlerinin uzama – çekme dayanımı performanslarına göre karşılaştırılması.....	4
Şekil 2.4. Sade C’lu, GM 980X (DP), SAE 980X (YMDA) çeliklerinin gerilim – gerinim eğrisi.....	5
Şekil 2.5. Sade C’lu, SAE 980X (YMDA), SAE 950X (YMDA) çelikleri ve çift faz eğrisinin çekme dayanımı - uzama ilişkisi.....	5
Şekil 2.6. Çift fazlı çelik üretimi için ısıtım yöntemleri (a) Arakritik tavlama çift fazlı çelik, (b) Östenit çift fazlı çelik.....	8
Şekil 2.7. Mn içeriği ve soğuma hızının çift fazlı yapının oluşumuna etkisi.....	9
Şekil 2.8. Kritik tavlama sırasında ferrit + perlit mikroyapıya sahip çelikte östenit oluşumu.....	11
Şekil 2.9. Çift-fazlı çelik üretim ısıtım işlemlerinin şematik gösterimi, (a) ara su verme, (b) arakritik çift faz (KÇF), (c) Östenit çift faz (ÖÇF).....	12
Şekil 2.10. Ferrit + perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşumunun şematik gösterimi, (a) Perlitin çözünmesi, (b) Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi, (c) Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi, (d) Östenit içerisinde Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması.....	13
Şekil 2.11. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin kösesindeki izoterm (730°C’de östenitin üç aşamalı olarak oluşum mekanizması).....	14
Şekil 2.12. Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında tane sınırı difüzyon mekanizması	15
Şekil 2.13. Soğuma hızının DP çeliklerin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerine etkisi.....	16
Şekil 2.14. Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin hacim oranındaki değişim.....	18
Şekil 2.15. Gerinim miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin martensite dönüşmesi.....	18
Şekil 2.16. Kalıntı östenit miktarının karbon miktarına göre değişimi.....	19
Şekil 3.1. Statik deformasyon yaşlanmasının gerilim – gerinim diyagramı ile gösterimi	22

Şekil	Sayfa
Şekil 3.2. Gerinim – gerilim diyagramında Portevin-Le Chatelier etkisinin gösterimi	24
Şekil 3.3. DP çeliğin farklı sıcaklıklar ve 10^{-3} s $^{-1}$ gerinim altında gerinim – gerilim diyagramında meydana gelen değişim [44]	25
Şekil 3.4. Gerilim uygulanması halinde karbon atomları ile oktahedral boşlukların hareketi.....	27
Şekil 5.1. 140°C’de (a) Bir kez; (b) İki kez; (c) Üç kez tekrarlı statik gerinim yaşlandırılmış numunelere ait gerilme-gerinim grafikleri	36
Şekil 5.2. 190°C’de (a) Bir kez; (b) İki kez; (c) Üç kez tekrarlı statik gerinim yaşlandırılmış numunelere ait gerilme-gerinim grafikleri	38
Şekil 5.3. 140°C (a) ve 190°C (b) sıcaklıklarda yapılan tekrarlı gerinim yaşlandırılması işlemlerine bağlı numunelerin akma gerilmesi değerlerinde meydana gelen değişimler.....	40
Şekil 5.4. 140°C (a) ve 190°C (b) sıcaklıklarda yapılan çalışmalarda numunelerin çekme dayanımlarında meydana gelen değişiklikler	41

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. Numunelerin teknik resmi ve görseli.....	29
Resim 4.2. Çekme testi cihazı.....	30
Resim 4.3. Isıl işlem fırını.....	31
Resim 4.4. Bakalit cihazı	31
Resim 4.5. Zımparalama ve parlatma cihazı.....	32
Resim 4.6. Optik metal mikroskobu	32
Resim 4.7. Sertlik ölçüm cihazı	33
Resim 4.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).....	34
Resim 5.1. 140 ⁰ C’de (a) Bir kez, (b) İki kez, (c) Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunelerin çekme testi sonrası kopma SEM yüzeyleri	45
Resim 5.2. 190 ⁰ C’de (a) Bir kez, (b) İki kez, (c) Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunelerin çekme testi sonrası kopma SEM yüzeyleri	47

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklamalar

C	Karbon
dk	Dakika
Fe	Demir
Fe₃C	Sementit
Mn	Mangan
MPa	Megapascal
N	Azot
Si	Silisyum
α	Ferrit
γ	Östenit

Kısaltmalar

Açıklamalar

DP	Çift Fazlı (Dual phase)
HBS	Brinell Sertlik
MHO	Martensit Hacim Oranı
SEM	Taramalı Elektron Mikroskopi

1. GİRİŞ

Gelişen teknoloji ve değişen ihtiyaçlar sanayi kollarının bu ihtiyaçlar doğrultusunda gelişmesini sağlar. Otomotiv endüstrisinde kullanılan malzemelerden hafiflik, yüksek şekillendirilebilirlik, yüksek mekanik dayanım gibi gereksinimleri karşılaması beklenir. Bu gereksinimler otomobillerde tasarım gerekliliklerini, kullanıcı güvenliğini ve yakıt tasarrufunu sağlayabilmek için en temel gereksinimlerdir [1]. Bu gereksinimler çift fazlı (DP) çeliklerin ortaya çıkmasını sağlamıştır.

Çift fazlı çelikler, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin (YMDA) sünek ferrit matrisinde dağılmış sert martensit adacıklarından oluşan mikroyapıyla karakterize edilen bir türüdür. Çift fazlı terimini almasına sebep olan ferrit ve martensit fazlarının yanında, mikroyapılarında çok az miktarlarda perlit, beynit ve kalıntı östenit içerebilirler [2]. Yüksek mukavemet ve sürekli akma davranışı bu çeliklerin karakteristik özellikleri olup, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çeliklerine oranla daha yüksek toplam şekil değiştirme özelliği göstermektedirler. Düşük akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranı ve yüksek şekillendirilebilme kabiliyetine sahip olan çift fazlı çelikler, taşıt ağırlığını ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak amacıyla 1975 yılından itibaren kullanılmaya ve tercih edilmeye başlamıştır [3]. Jant, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi otomobil parçalarının yapımında kullanılan çift fazlı çeliklerin kullanımı, Avrupa Ultra Hafif Çelik Oto Kaporta Gelişmiş Araç Teknolojisi Programı'na göre modern bir otomobil gövdesinin %50'sini oluşturmaktadır [3,4].

Temel olarak ötektoid altı çeliğin östenit + ferrit faz bölgesinde tavlınması ardından östenitin martensite dönüşümüne imkan verecek uygun bir hızda soğutulmasıyla çift fazlı yapı elde edilir [5]. Ferrit – martensit çift fazlı yapının oluşumu sırasında, östenit martensite dönüşürken meydana gelen hacimce büyüme sebebiyle çevresindeki ferrit ana fazda lokal plastik deformasyon oluşturmakta ve böylece mobil dislokasyonların oluşumu ile akma dayanımı düşmektedir. Çift fazlı çelikler yüksek pekleşme katsayısının, çeliğin mekanik özelliklerine ve şekillendirilebilirliğine olan olumlu etkisi nedeniyle otomobil endüstrisi için öne çıkmaktadır [6].

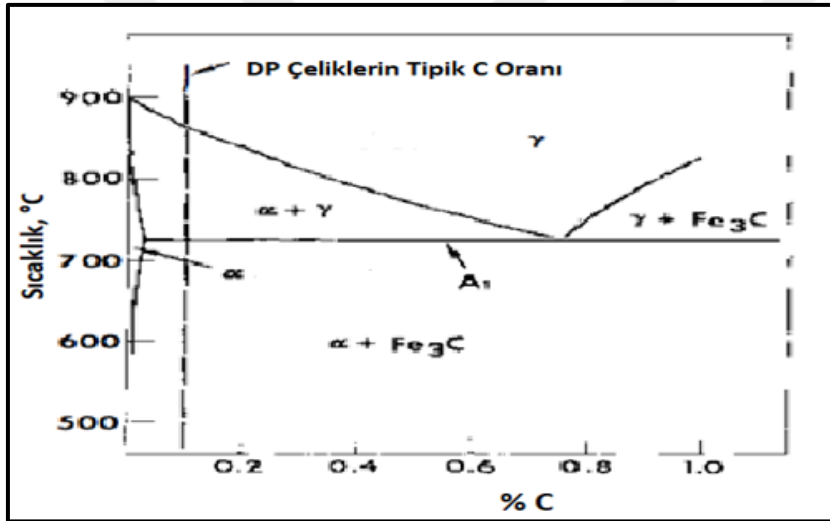
Kullanılan malzemelerden daha yüksek performans elde edebilmek amacıyla mukavemetlendirme yöntemlerine sıkça başvurulmaktadır. Mukavemetlendirme yöntemleri

sayesinde çeliğin mikroyapısı kontrol edilebilmektedir. Bu yöntemlerden biri olan deformasyon yaşılanması, arayer atomlarının dislokasyon hareketini engelleyerek malzemenin mekanik özelliklerini geliştirmektedir [7].

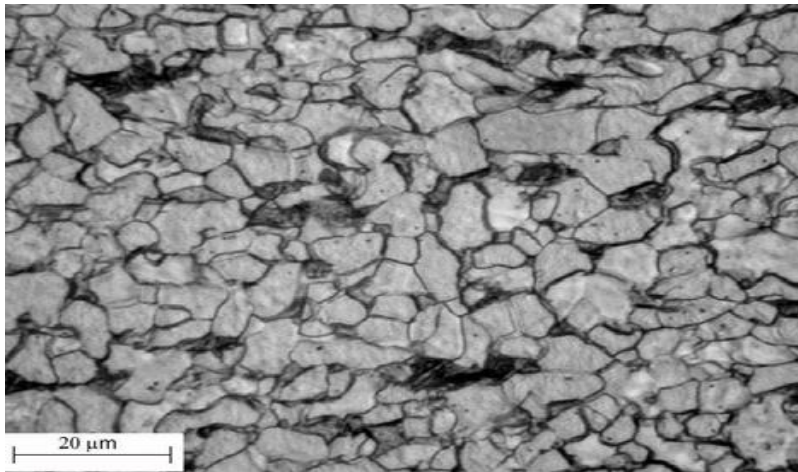
Malzemeye öngerinin uygulanmasının ardından oda sıcaklığında ya da fırında yüksek sıcaklıklarda bekletilerek mikroyapıdaki dislokasyon hareketlerinin enegellenmesine sebep olan mekanizamaya deformasyon yaşılanması denir. Plastik deformasyonun meydana geldiği aşamaya bağlı olarak; statik deformasyon yaşılanması ya da dinamik deformasyon yaşılanması olarak adlandırılır. Literatürde ift fazlı çeliklerin deformasyon yaşılanması ile ilgili araştırmalar mevcuttur. Bu alışmada DP600 ift fazlı çeliği kullanılarak, henüz literatürde yer almayan çift fazlı çeliğin tekrarlı statik deformasyon yaşılanmasına bağlı olarak mekanik davranışları incelenmiştir.

2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

Çift fazlı (DP) çeliklerin mikroyapıları ferrit ve martensit ana fazlarından oluşmaktadır. Süneklik özelliğini yumuşak ferrit matriks, dayanım özelliğini ferrit matriks içine % 15-25 oranında dağılmış halde bulunan sert martensit parçacıkları sağlamaktadır. Çift fazlı çelikler yapılarında çok düşük miktarlarda perlit, beynit ve kalıntı östenit gibi fazları da içerebilmektedir [6]. Şekil 2.1’de DP çeliklerinin Fe – Fe₃C faz diyagramında tipik C içeriği şematik olarak gösterilmiştir [8]. Şekil 2.2’de DP çeliğinin tipik mikroyapısı gösterilmiştir, açık renkli faz matriks faz olan ferriti, koyu renkli faz ise martensit fazını göstermektedir [9].

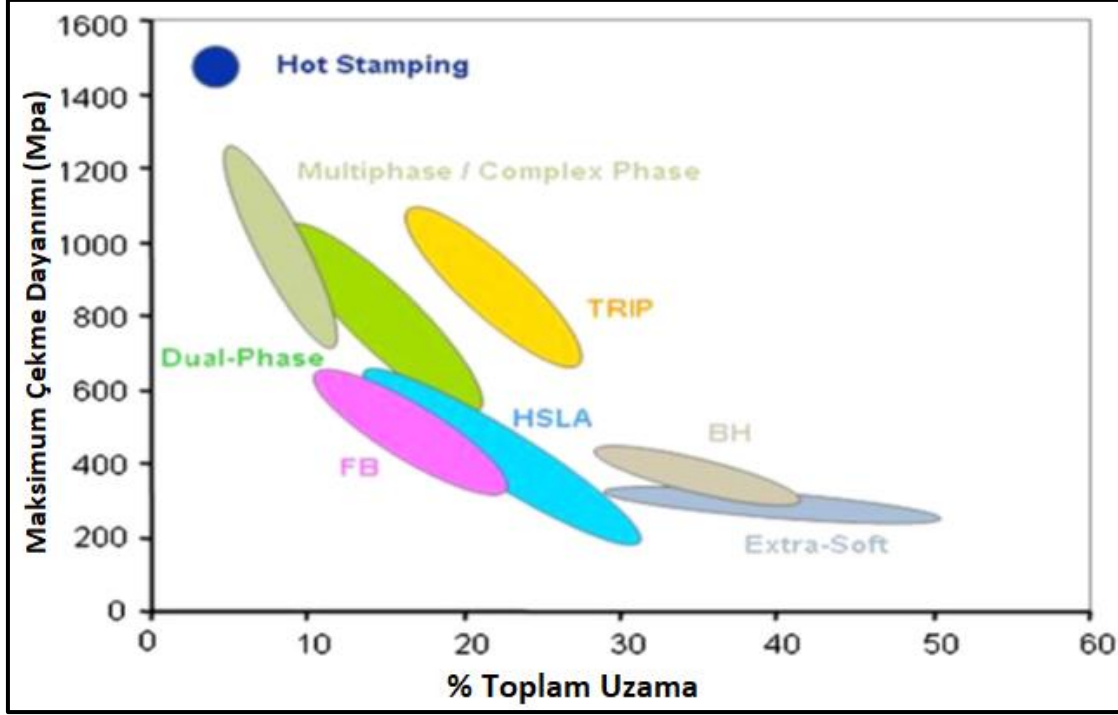


Şekil 2.1. Demir – Sementit faz diyagramında DP çeliklerin tipik C içeriği [8]



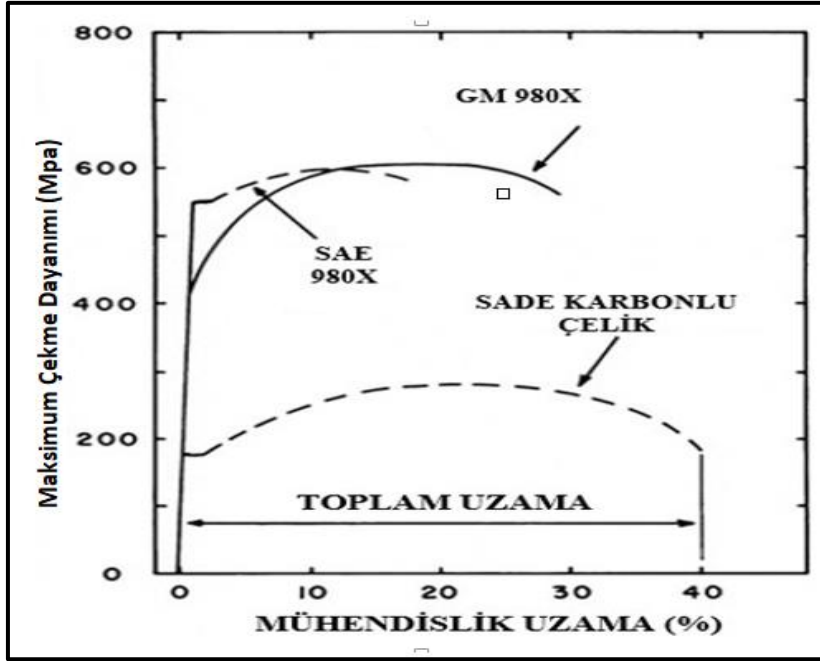
Şekil 2.2. DP çeliğin tipik mikroyapısı [9]

DP çelikler, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çeliklerinin daha yüksek dayanım ve süneklik özellikleri gösteren bir türüdür (Şekil 2.3). DP çelikleri üretildikleri YMDA çeliklerine kıyasla, sürekli akma davranışı, yüksek çekme mukavemeti / akma mukavemeti oranı, yüksek pekleşme hızı, yüksek toplam uzama gibi üstün özelliklere sahiptir.



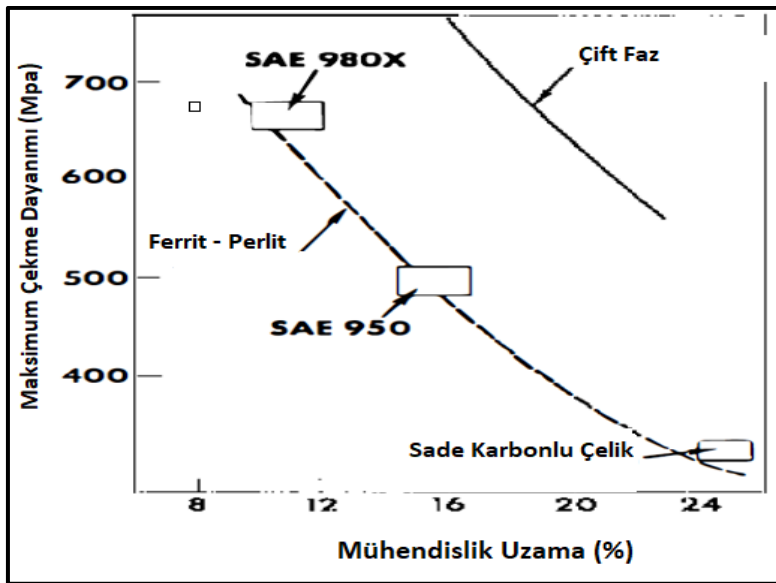
Şekil 2.3. DP çelikler ve diğer çelik türlerinin uzama – çekme dayanımı performanslarına göre karşılaştırılması [1]

Çift fazlı çeliklerin karakteristik olarak gerilim – gerinim davranışının, sade karbonlu çeliklerden ve YMDA çeliklerinden farklı olduğu Rashid [8] tarafından bildirilmiştir. DP çeliklerinin, YMDA çeliklerine göre daha düşük akma dayanımına sahip olduğu ve belirgin akma davranışı göstermeyip sürekli akma davranışı gösterdikleri gözlemlenmiştir. DP çeliklerinin YMDA çelikleriyle kıyaslandığında, çekme dayanımında belirgin bir fark olmamakla birlikte, toplam uzama miktarında belirgin bir artış olduğu görülmektedir. Şekil 2.4'de sade C'lu, GM 980X (DP), SAE 980X (YMDA) çeliklerin gerilim – gerinim eğrisi gösterilmiştir [8].



Şekil 2.4. Sade C'lu, GM 980X (DP), SAE 980X (YMDA) çeliklerinin gerilim - gerinim eğrisi [8]

Şekil 2.5'de verilen dayanım - uzama grafiğinde görüldüğü gibi DP çelikler, YMDA çeliklerine ve sade C'lu çeliklere kıyasla daha fazla uzama kabiliyetine sahiptir. Yapı içerisinde bulunan ferrit matris fazı, DP çeliklere süneklik özelliğini kazandırmaktadır [8]. DP çelikler sahip oldukları uzama kabiliyetiyle şekillendirilebilirlik konusunda önemli bir avantaj sağlamaktadır.



Şekil 2.5. Sade C'lu, SAE 980X (YMDA), SAE 950X (YMDA) çelikleri ve çift faz eğrisinin çekme dayanımı - uzama ilişkisi [8]

DP çeliklerde mekanik özellikler, çeliğin kimyasal bileşimi, martensit fazının C içeriği, martensit ve ferrit fazlarının hacim oranı, martensit ve ferrit fazının tane büyüklüğü gibi pek çok faktöre bağlıdır. Martensit fazının C içeriği, martensit fazının sertliğini kontrol ederek mekanik özellikleri etkilemektedir [10]. Yapılan araştırmalara göre, mekanik özellikleri belirleyen en önemli faktörün MHO olduğu görülmüş ve optimum mekanik özelliklerin %15-25 MHO ve maksimum %0.3 C konsantrasyonunda elde edildiği görülmüştür. Yapı içinde bulunan MHO arttıkça dayanım yükselmekte ve süneklik azalmaktadır [6].

Davies [11] farklı martensit kompozisyonlarına sahip DP çeliklerle yaptığı araştırmada, mukavemetin martensit kompozisyonu ve martensit fazının dayanımından bağımsız olduğunu yalnızca ferrit fazının tane büyüklüğüne ve MHO'ya bağlı olduğunu bildirmiştir.

Abedini ve diğerleri [12] farklı martensit hacim oranlarına sahip DP çeliklerle yaptıkları çalışmada, martensit hacim oranı ile çekme dayanımı arasında orantılı bir ilişki olmadığını, MHO'nın % 48.2'ye kadar artırılmasıyla numunelerin çekme dayanımında artış görüldüğünü gözlemlemiştir.

Ayrıca mikroyapı içerisinde beynit, perlit, kalıntı östenit gibi fazların bulunması ideal DP çelik özelliklerinin elde edilememesine neden olur. Bu nedenle DP çelik üretim ısı işlem rotası doğru şekilde oluşturulmalıdır.

2.1. Çift Fazlı Çelik Üretim Isıl İşlemi

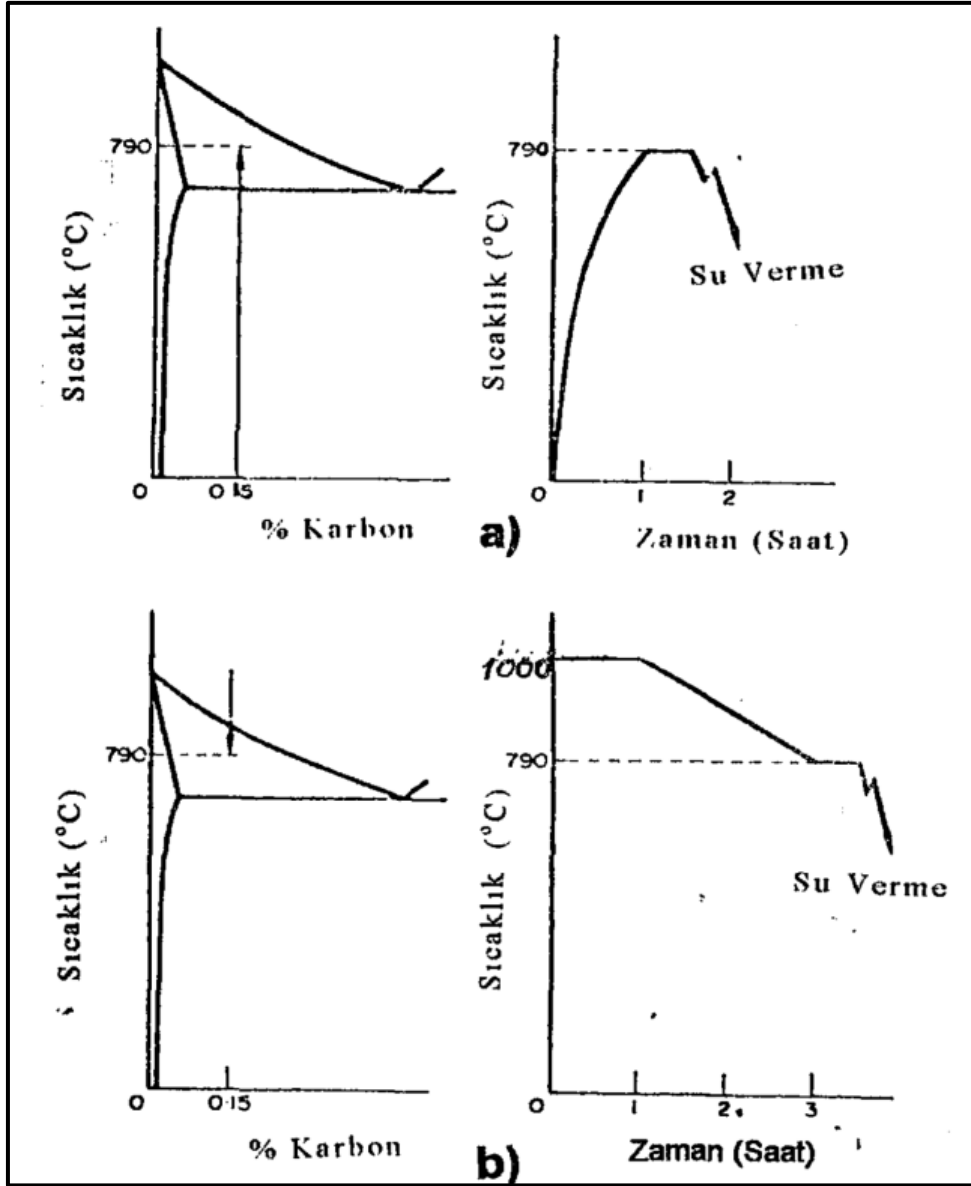
Çift fazlı mikroyapı ötektoid altı çeliklerden elde edilebiliyor olup, üretimi iki yöntemle yapılır. İlk yöntemde düşük C'lu çeliğin A1-A3 kritik sıcaklık bölgesinde ($\alpha+\gamma$ bölgesi) tavlama ve ardından su verilmesiyle üretilir. Diğer yöntemde ise düşük C'lu çeliğin A3 sıcaklığının üzerinde tamamen östenitlenip ardından A1-A3 kritik sıcaklık bölgesine soğutulup, bu bölgeden su verilmesiyle elde edilir. İki yöntemde de su verme işlemi, östenitin martensite dönüşümünün sağlanabilmesi için M_s sıcaklığının altında yapılır [13].

Seçilen ısı işlem rotası ve başlangıç mikroyapısına bağlı olarak farklı faz morfolojilerine sahip çift fazlı çelik elde etmek mümkündür. Ayrıca, kritik sıcaklık bölgesinde tavlama işlemi sırasında oluşan mikroyapılar tavlama sıcaklığına ve soğuma hızına bağlıdır. $\alpha+\gamma$

bölgesindeki tavlama sıcaklığı östenitin hacim oranını, östenitin C içeriğini ve östenitin sertleşebilirliğini etkiler. Soğuma hızı, östenitin martensite dönüşümünü etkilediği için mekanik özellikler üzerinde doğrudan etkilidir. Yüksek soğuma hızı mevcut östenitin martensite tamamen dönüşümüne imkan tanırken, yavaş soğuma hızlarında ise alaşım içeriğine de bağlı olarak östenit fazı martensit, beynit, perlit gibi fazlara dönüşebilmektedir [14].

Singh ve diğerleri [15], ısıtma işleminin orta C' lu çeliğin ve çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerine etkisi üzerine yaptıkları araştırmada, % 0,46 C içeriğine sahip çelik numuneleri farklı bekleme süreleri boyunca 740 - 840°C arasında uyguladıkları interkritik tavlama işleminden sonra suda soğutarak çift fazlı yapıyı elde etmişlerdir. Yaptıkları çalışmada çift fazlı çeliklerin sertlik ve tokluğunun orta C'lu çeliklerden yüksek olduğunu göstermişlerdir. Ayrıca çift fazlı çeliklerinin yapısında bulunan martensit miktarının $\alpha+\gamma$ bölgesinde yapılan kritik tavlama sıcaklığına bağlı olduğunu, ısıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin artırılmasıyla numunenin sertliğinde ve tokluğunda artış meydana geldiğini bildirmişlerdir.

Swaroop ve diğerleri [16], ısıtma işleminin çift fazlı çeliklerin aşınma özellikleri üzerine yaptıkları çalışmada, %0.1 C içeriğine sahip çelik numunelere ilk olarak uyguladıkları 910°C'de normalizasyon işleminin ardından havada soğuttuktan sonra, 780°C'de farklı bekleme süreleri boyunca yaptıkları interkritik tavlama işleminin sonrasında suda su vererek farklı martensit hacim oranlarına sahip çift fazlı yapıyı elde etmişlerdir. Yaptıkları araştırmada, aynı sıcaklıkta kritik tavlama süresinin arttırılmasıyla çift fazlı çeliğin martensit hacim oranının arttığını ve martensit hacim oranındaki artışın numunelerin sertliğinde artışa neden olduğunu ve bu artışın aşınma direncini arttırdığını bildirmişlerdir. Ayrıca aşınma direncinde artan çekme direnci ve tokluk ile birlikte artış görüldüğünü, artan % uzama ile birlikte aşınma direncinde azalma meydana geldiğini gözlemlemişlerdir.



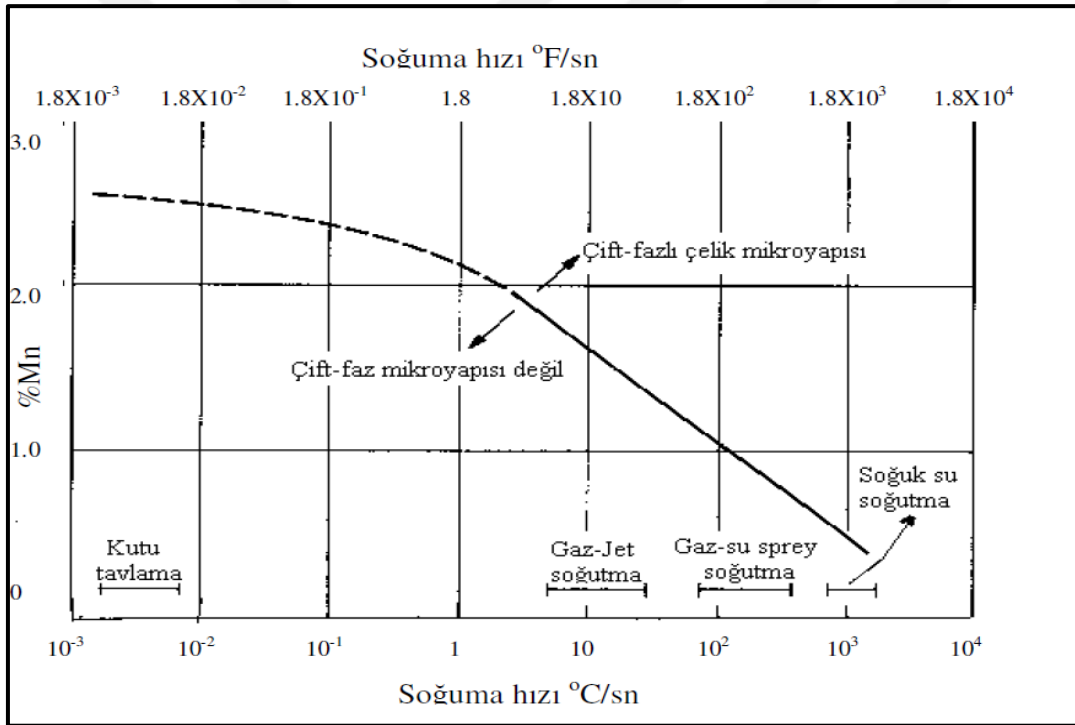
Şekil 2.6. Çift fazlı çelik üretimi için ısıtım yöntemleri (a) Arakritik tavlama çift fazlı çelik, (b) Östenit çift fazlı çelik [17]

Şekil 2.6'da gösterilen çift fazlı çelik üretimi için ısıtım yöntemlerinden (a) arakritik tavlama çift fazlı çelik yönteminde, doğrudan A1-A3 kritik sıcaklık bölgesine ısıtılan çelikte östenit oluşumu, ferrit tane sınırlarında östenitin çekirdeklenmesiyle başlar. Uygun koşullarda soğutmanın ardından oluşan östenit fazı martensit fazına dönüşür ve ferrit + martensit yapı oluşur.

Şekil 2.6. (b) östenit çift fazlı çelik işleminde ise, A3 sıcaklığı üzerinde östenitlenen çeliğin A1-A3 bölgesine soğutulmasının ardından östenit tane sınırlarında ferrit fazı çekirdeklenip büyür. Sonrasında soğutmanın ardından ferrit + martensit çift fazlı yapı elde edilir [6,17].

Alaşım elementlerinin etkileri

Rashid [8], alaşım elementleri ilavesinin östenit kompozisyonunu etkilediğini belirtmiştir. DP çeliklerinde, Cr, Mn, Mo gibi alaşım elementlerinin ilavesiyle yapı içinde bulunan östenitin hacim alanı ve sertleşebilirliği artırılarak malzeme mukavemetinde artış elde edilir[18,19]. Mn, Cr, Mo gibi alaşım elementleri östenitik alanı genişletir ve östenite dönüşümü hızlandırır. Östenit fazından martensit fazına dönüşüm için gerekli olan sertleşebilirlik özelliğinde Mn, Cr, Mo gibi elementlerin miktarının azaltılması halinde düşüş görülecektir. Şekil 2.7’de çift fazlı mikroyapının, soğuma hızı ve Mn içeriğine bağlı olarak oluşumu gösterilmiştir [18].



Şekil 2.7. Mn içeriği ve soğuma hızının çift fazlı yapının oluşumuna etkisi [18]

2.1.1. Kısmi östenitleme

Çift fazlı çelik üretimi sırasında çeliğin A1-A3 sıcaklığı arasında $\alpha+\gamma$ fazlarının oluşturulması amacıyla tavlama işlemine kısmi östenitleme denir. Yapılan östenitleme işleminde yapının tamamının östenite dönüşümü mümkün olmadığı için kısmi östenitleme adını almıştır [6,9].

Çift fazlı çelik üretim ısıtıl işleminde, östenit fazının C içeriği ve östenit hacim oranı terazi kuralı ile belirlenir. Terazi kuralı gereğince, kritik tavlama sıcaklığı yükseldikçe östenit miktarında artış beraberinde östenit C içeriğinde azalma, kritik tavlama sıcaklığı düştükçe östenit miktarında azalma ve östenit C içeriğinde artış görülür. DP çeliklerde bu durum martensit hacim oranı kontrolünü kolaylaştırır.

Kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı ve başlangıç mikroyapısı, kısmi östenitleme sırasında meydana gelen mikroyapı dönüşümlerini ve sonuç mikroyapısını etkiler.

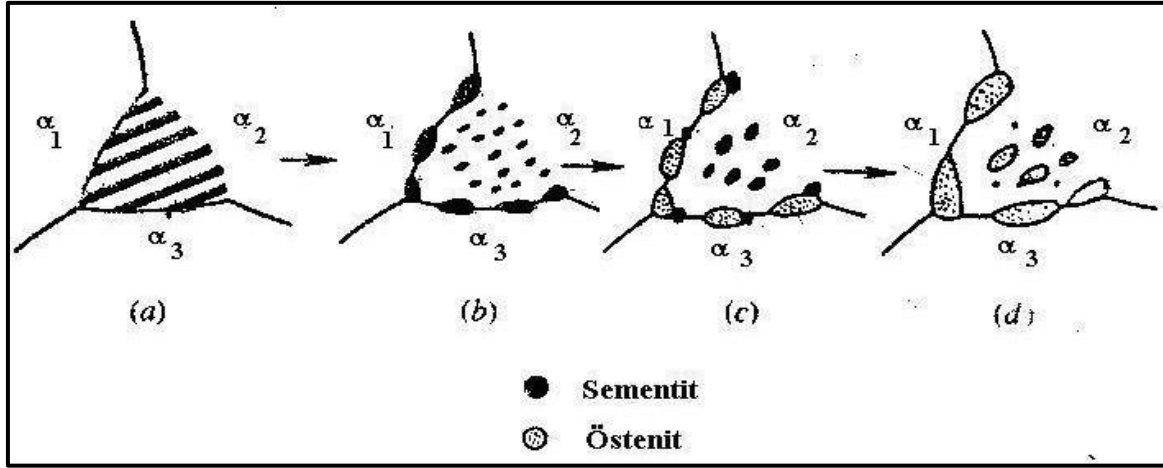
Kısmi östenitleme işlemi iki aşamada gerçekleşir:

1. Östenitin çekirdeklenmesi
2. Östenitin büyümesi

Östenitin çekirdeklenmesi

Östenitin çekirdeklenmesi östenit fazının ve martensit fazının dağılımını etkilemektedir. Ferrit – ferrit tane sınırlarında bulunan sementit parçacıklarının, östenit çekirdeklenmesi için öncelikli alanlar olduğu yapılan araştırmalarda gösterilmiştir [20,21]. Östenitin çekirdeklenmesi sırasında, sementit parçacıklarının ara yüzey enerjisini düşürücü bir etkiye sahip olduğu görülmüştür [20].

Östenitin çekirdeklenmesi ile ilgili olarak en önemli araştırmalardan bir tanesi Yang ve diğerleri [22] tarafından yapılmıştır. Bu araştırmada % 0,08 C, % 1,45 Mn ve % 2 Si bileşimine sahip çelik numuneler, önce 800°C'de 15 dakika tavlamis ardından havada soğutulmuşlardır. Daha sonra 717°C'de 15 dakika daha tavlanan numunelere tuz banyosunda su verilmiştir. Kısmi östenitleme sırasında östenitin çekirdeklenmesini Şekil 2.8 de verilen şematik gösterim ile açıklamışlardır.

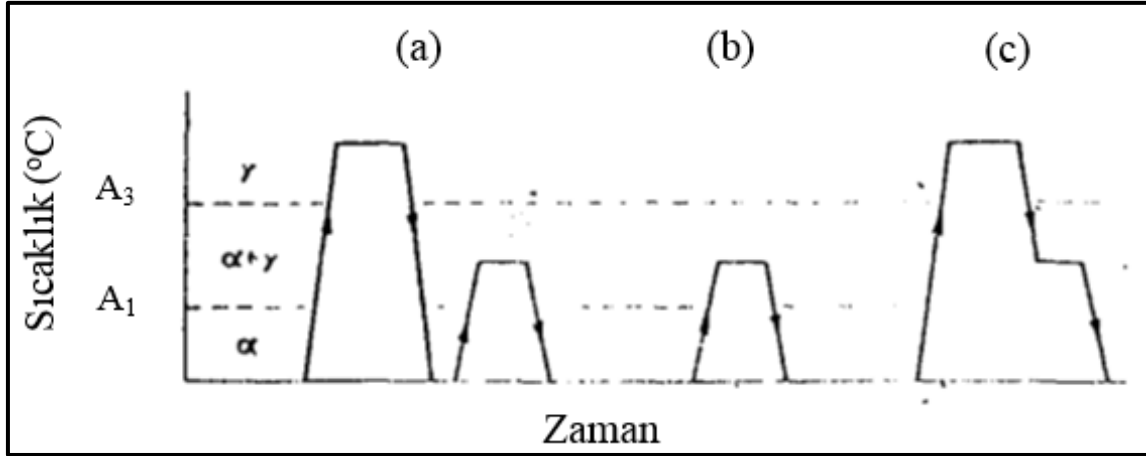


Şekil 2.8. Kritik tavlama sırasında ferrit + perlit mikroyapısına sahip çelikte östenit oluşumu [22]

Şekil 2.8’de kritik tavlama sırasında östenitin oluşumu aşamalı olarak gösterilmektedir.

- Ferrit + perlit mikroyapısının başlangıç mikroyapısı’
- Ferrit – ferrit tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde bulunan sementitin küreselleşmesi ve büyümesi’
- Ferrit – ferrit tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi’
- Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıklarının üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit – ferrit tane sınırlarında büyümesi’ gösterilmiştir.

Malzemelerde başlangıç mikroyapısının farklı olmasına bağlı olarak östenitin çekirdeklenmesinde de farklılıklar meydana gelir. Kim ve Thomas [23] yaptıkları çalışmada, farklı başlangıç mikroyapılarında östenitin oluşumunu ve morfolojinin mekanik özelliklere etkisini incelemiş ve Şekil 2.9’da gösterilen ısıtma işlemleri uygulamışlardır. Şekil 2.9.(a) ara su verme yönteminde, tam östenitleme işleminin ardından uygulanan kritik tavlama sırasında östenitin önceki martensit çita tane sınırlarında çekirdeklenmeye başladığını, (b) arakritik tavlama işleminde, östenitin ferrit – sementit tane sınırlarında sementit üzerinde çekirdeklendiğini ve (c) kademeli su verme işleminde ferrit fazının önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklenmeye başladığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca kaba yapılu DP çeliğin, lifli ve ince küresel morfolojili DP çeliklere kıyasla en yüksek dayanıma ve çok daha düşük uzama sünekliğine sahip olduğunu ve DP çeliklerinde ideal dayanım – süneklik kombinasyonunun ince tane yapılu morfolojide elde edildiğini vurgulamışlardır.



Şekil 2.9. Çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemlerinin şematik gösterimi, (a) ara su verme, (b) arakritik çift faz (KÇF), (c) Östenit çift faz (ÖÇF) [23]

Huang ve diğerleri [24] ısıtma hızı, bekleme süresi ve zaman parametrelerini değiştirerek ferritin yeniden kristalleşmesi ve östenit oluşumunu gözlemlemek için yaptıkları çalışmada, östenit çekirdeklenmesinin ve büyümesinin ısıtma hızından etkilendiğini gözlemlemiştir. Ferritin yeniden kristalleşmesi ve östenit oluşumu arasındaki etkileşimin, ısıtma hızının değiştirilmesi ya da Mo, Nb, B gibi alaşım elementleri ilavesiyle kontrol edilebileceğini belirtmişlerdir.

Östenitin büyümesi

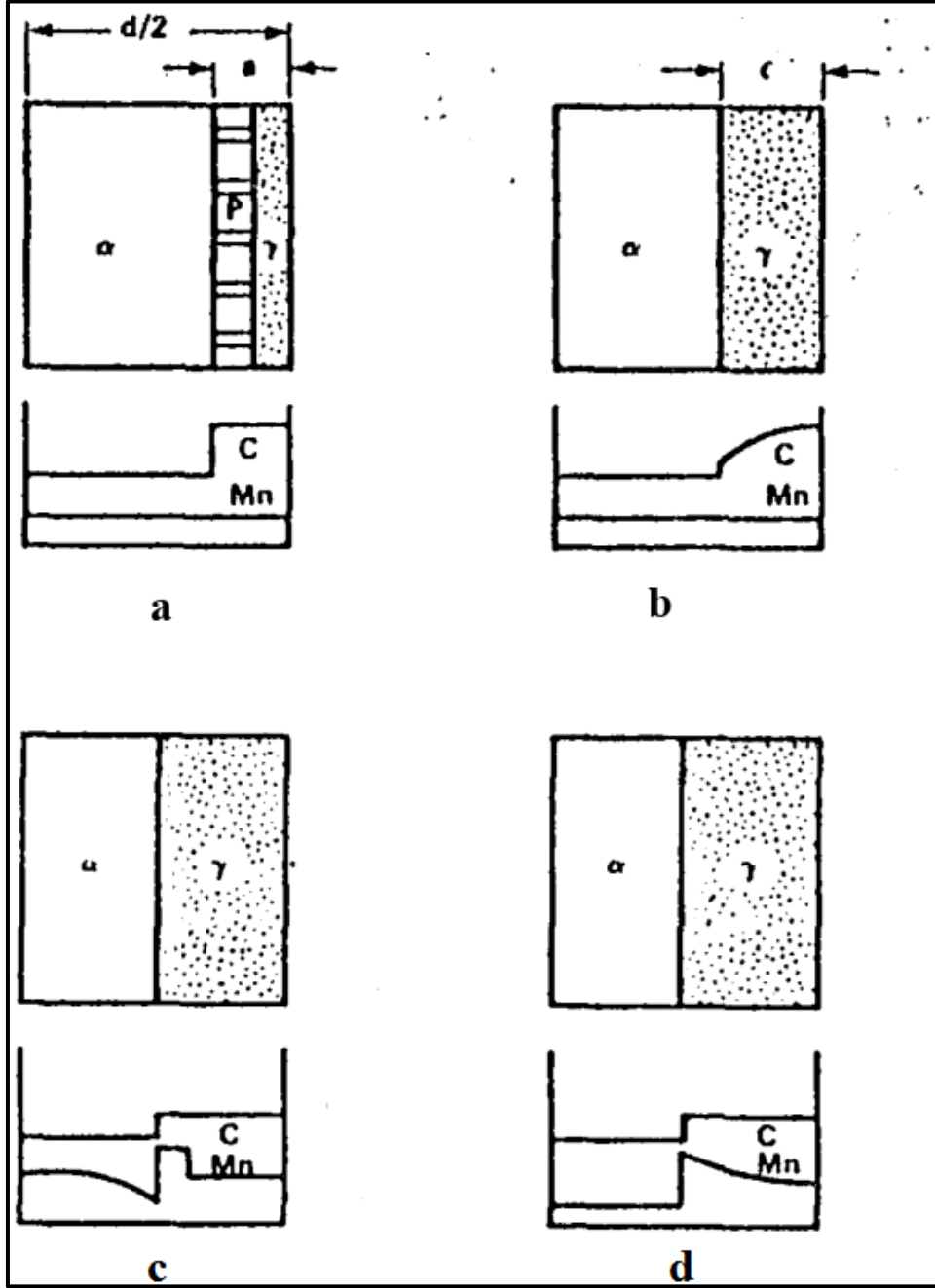
Garcia ve Deardo [25] yaptıkları çalışmada, büyüme hızının yüksek sıcaklığa bağlı olduğunu ve sıcaklığın difüzyon katsayısı ve konsantrasyon gradyanını etkilediğini gözlemlemiştir. Ayrıca, östenit büyümesinin ferrit tane sınırlarına dik ve paralel yönde meydana geldiğini bildirmişlerdir.

Speich ve diğerleri [20], % 1,5 Mn, % ,6 – 0,12 C bileşimine sahip çelikler kullanarak östenit fazının oluşumu üzerine yaptıkları çalışmada östenit oluşumunu üç aşamada incelemiştir.

1. Aşama: Perlit tamamen çözünene kadar devam eden, östenitin perlit içinde büyümesi.

Östenit fazı, ferrit – perlit tane sınırlarında östenit üzerinde çekirdeklenir ve büyür, büyüme perlit tamamen çözünene kadar devam eder. Şekil 2.10.(a) da şematik olarak gösterilen bu

aşama C difüzyon kontrollü olarak gerçekleşir. Bu aşamada, perlit lamelleri arası mesafenin kısa olmasından dolayı östenit büyümesi hızlıdır [20].



Şekil 2.10. Ferrit + perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlanma sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşumunun şematik gösterimi, (a) Perlitin çözünmesi, (b) Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi, (c) Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi, (d) Östenit içerisine Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması [20]

Perlitin tamamen çözünmesi için gereken zaman Eşitlik 2.1 ve Eşitlik 2.2 kullanılarak hesaplanır [20].

$$t_p = a / G \quad (2.1)$$

α = Perlit plakalarının merkezleri arasındaki mesafe

G = Östenitin büyüme hızı

t_p = Perlit çözünme süresi

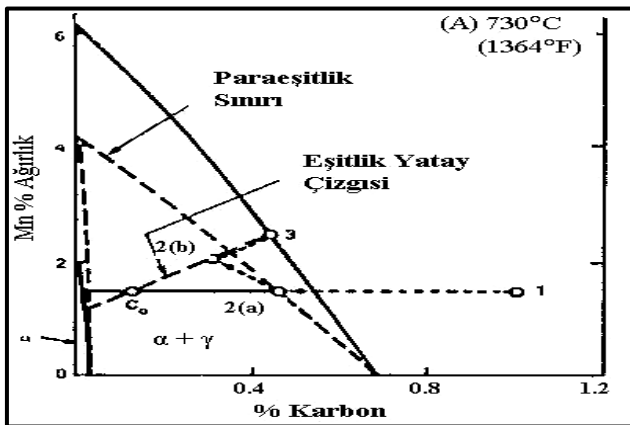
$$a = V_V(p) \cdot (d/2) \quad (2.2)$$

$V_V(p)$ = Perlit hacim oranı

d = Kübik yapıli ferrit taneleri çapı

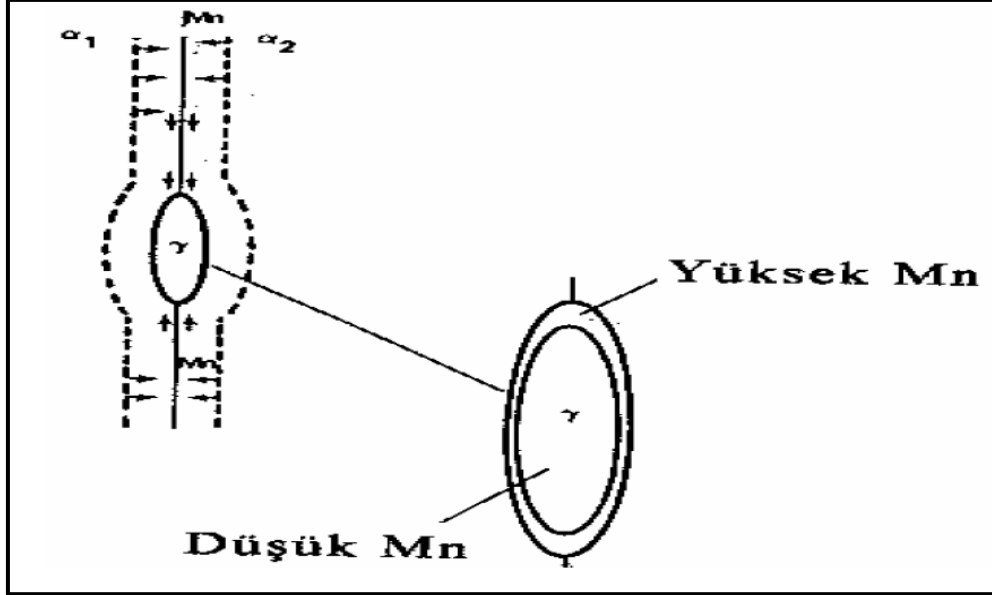
2. Aşama: C ve Mn difüzyonu östenitin büyümesini kontrol etmektedir, bu nedenle bu aşama iki adımda gerçekleşir.

a) C difüzyonu ile ferrit fazının içine östenitin büyümesi: İlk aşamanın ardından terazi kuralı gereğince kritik tavlama bölgesinde östenit, faz dengesi oluşana kadar ferrit tanelerinin çevresinden ferrit fazının içine doğru büyür. Östenitin büyümesi Mn'ın yeniden paylaşılması ya da yeniden paylaşılmaması hallerinde de gerçekleşir. Mn'ın yeniden paylaşılmaması halinde paradenge (kısmi denge) adı verilen durum meydana gelir ve östenitin büyüme hızı C difüzyonu tarafından kontrol edilir. Şekil 2.11'de 730°C de tavlanan Fe – Mn – C çeliğinin paradenge sınırları gösterilmektedir [20]



Şekil 2.11. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin kösesindeki izoterm (730°C'de östenitin üç aşamalı olarak oluşum mekanizması [20]

b) Mn difüzyon kontrolü: Düşük sıcaklıklarda, Mn'ın ferrit içindeki difüzyon hızı östenit içindeki difüzyon hızına kıyasla 3 kat daha fazla olduğu için, östenit – ferrit arayüzeyinin ilerlemesi sırasında Mn paylaşılabilir. Mn difüzyonu ile ferriten östenite doğru, östenitin çevresi Mn'ca Şekil 2.12'de gösterildiği gibi zenginleşmektedir.



Şekil 2.12. Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında tane sınırı difüzyon mekanizması [20]

3. *Aşama*: Östenit – Ferrit arasında son dengenin kurulması: ‘Östenit fazının büyümesi sona erdiğinde terazi kuralına göre, Mn konsantrasyon gradyanının, Mn difüzyonu aracılığıyla elimine edilmesiyle ferrit – östenit dengesi sağlanır. Mn difüzyonu östenit fazı içinde çok yavaş gerçekleştiği için bu aşamanın tamamlanması uzun zaman almaktadır.’

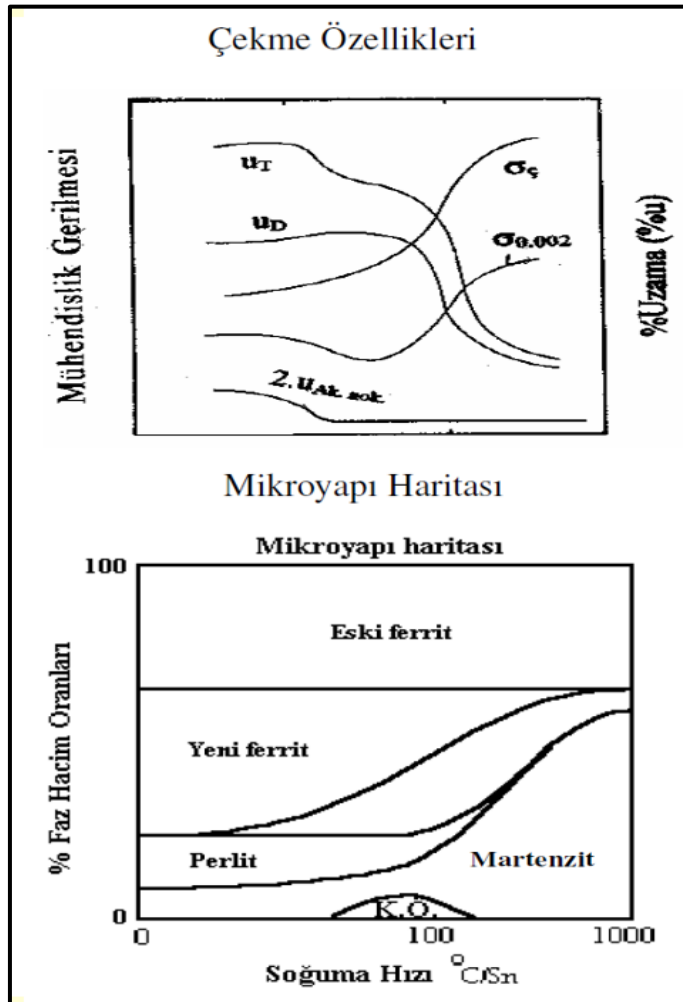
Kritik tavlama sıcaklığında yapılan tavlama işleminin süresi, östenit tane boyutunu etkileyebilmektedir. Speich ve diğerleri [20] yaptıkları çalışmada, 740°C’de tavladıkları çeliğin tavlama süresinin artmasıyla östenit tane boyutunun büyüdüğünü bildirmişlerdir. Benzer şekilde Garcia ve Deardo [25] da yaptıkları araştırmayla tavlama süresindeki artışın östenit hacim oranının artmasına neden olduğunu gözlemlemişlerdir.

2.1.2. Soğutma ve östenitin martensite dönüşümü

Östenit fazının martensit fazına dönüşümü bu aşamada gerçekleşmektedir. Soğutma işlemiyle östenit – martensit dönüşümünün sağlanmasıyla oluşan martensitin çeliğin

mekanik özellikleri üzerinde büyük etkisi vardır. Östenitin dönüşümü sonucunda yapıda yalnızca martensit oluşmayabilir, dönüşüm ürünleri kritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğuma hızı parametrelerine bağlıdır.

Matlock ve diğerlerinin [26] yaptıkları araştırmada, soğuma hızına bağlı olarak mikroyapı haritası ve oluşan faz miktarına bağlı çekme özelliklerinin değişimi Şekil 2.13’de gösterilmiştir. Şekilde görüleceği gibi östenit soğutma hızına bağlı olarak martensit, yeni ferrit, sementit, beynit ya da perlitte dönüşebilmektedir ve yapıda bir miktar dönüşmemiş östenit (kalıntı östenit) kalması kaçınılmazdır.



Şekil 2.13. Soğuma hızının DP çeliklerin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerine etkisi [26]

DP çeliklerde, kritik sıcaklıklarda tavlamanın ardından soğutma işlemiyle birlikte östenit fazının büyük ölçüde martensit fazına dönüşmesi tercih edilir. Bunun sağlanabilmesi için kritik soğuma hızı (S.H) hesaplanmalıdır. Östenit tanelerinin büyük olması ve östenit fazı

içinde erimiş halde C bulunması kritik soğuma hızı üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olsada, kritik soğuma hızı üzerindeki en önemli etki Mn ve diğer alaşım elementlerine aittir. Bu etki Eşitlik 2.4 de gösterilmiştir [26,27].

$$\text{Log (S.H. } ^\circ\text{C / s)} = 1,73 \text{ Mneş} + 3,185 \quad (2.3)$$

$$\% \text{ Mneş} = \% \text{ Mn} + 2,67 \% \text{ Mo} + 1,3 \% \text{ Cr} \quad (2.4)$$

Çift faz mikroyapısını üretmek için gerekli kritik soğuma hızı (CR) Mneş Eşitlik 2.5 ile ifade edilmiştir. Bu denklemde CR, Ks-1'dir.

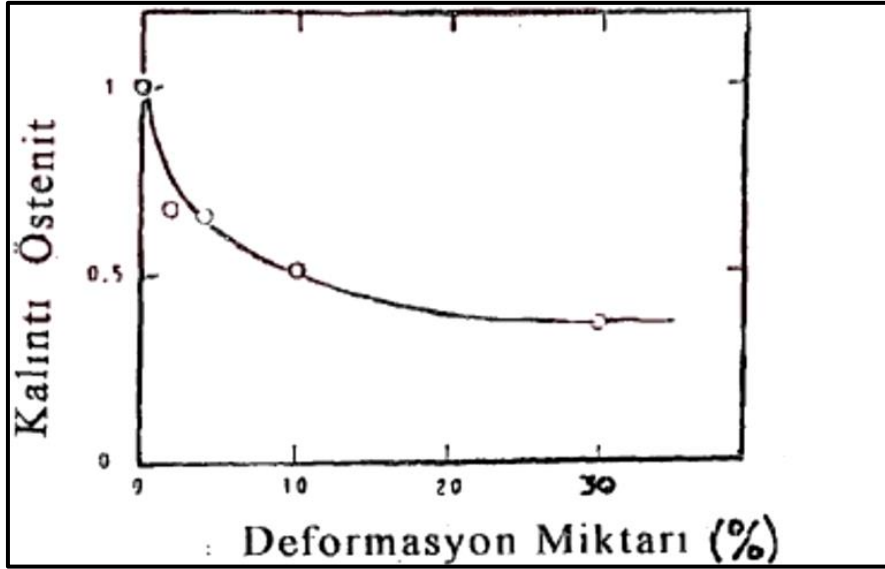
$$\text{Log CR} \geq 5,36 - 2,36 \text{ Mn} - 1,06 \text{ Si} - 2,71 \text{ Cr} - 4,72 \text{ P} \quad (2.5)$$

Martensite dönüşen östenit fazının hacim oranı soğuma hızına bağlıdır ve martensit hacim oranı, östenitin C içeriği, alaşım elementlerinin miktarı parametrelerinden de etkilenebilmektedir. Östenit martensit dönüşümü için uygun kimyasal kompozisyon sağlandığında, dönüşümün miktarı için kritik soğuma hızı önemli hale gelmektedir ve bu durum östenitin martensitic olarak sertleşebilirliğinin göstergesidir [28,29].

Kalıntı östenit

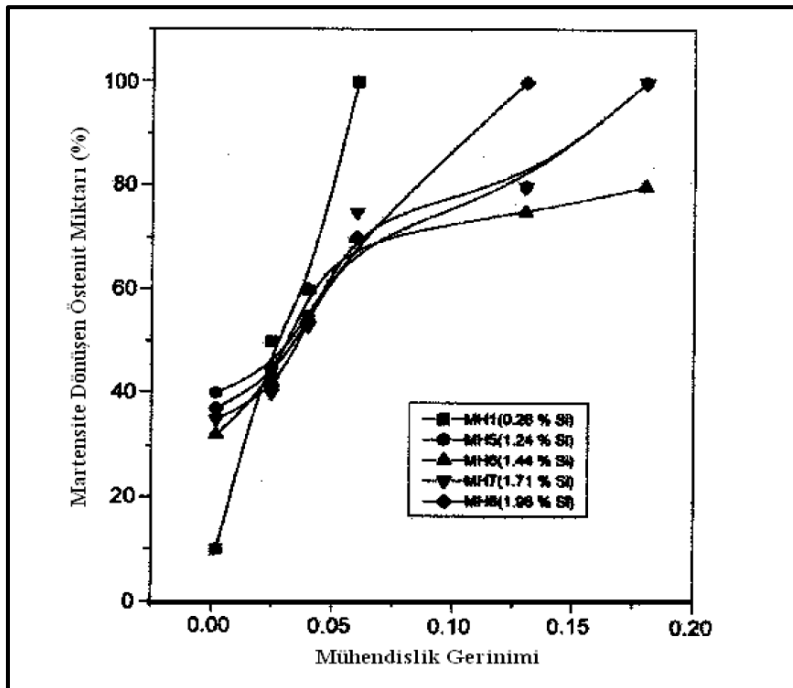
Isıl işlem sonrası DP çeliklerin yapısında bir miktar kalıntı östenit bulunabilir. Kritik sıcaklık bölgesinden su verilen çelikte kalıntı östenit miktarı; kompozisyona, soğuma hızına, östenit morfolojisine, zamana ve tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişmektedir [30].

Yapı içinde bulunan kalıntı östenitten tamamen kurtulmak mümkün olmasada, temperleme, sıfırın altında soğutma ve deformasyon gibi ısıl işlemler uygulanarak kalıntı östenit - martensit dönüşümü sağlanabilmektedir. Yapıda kalıntı östenit bulunması sünekliğin artmasına neden olur. DP çeliklerin yapısında % 2- 9 oranında kalıntı östenit bulunduğundan, kalıntı östenitin mekanik özelliklere etkisi göz ardı edilmektedir [3]. Kalıntı östenitin hacim oranının deformasyon miktarına bağlı değişimi Şekil 2.14'de gösterilmiştir [6].



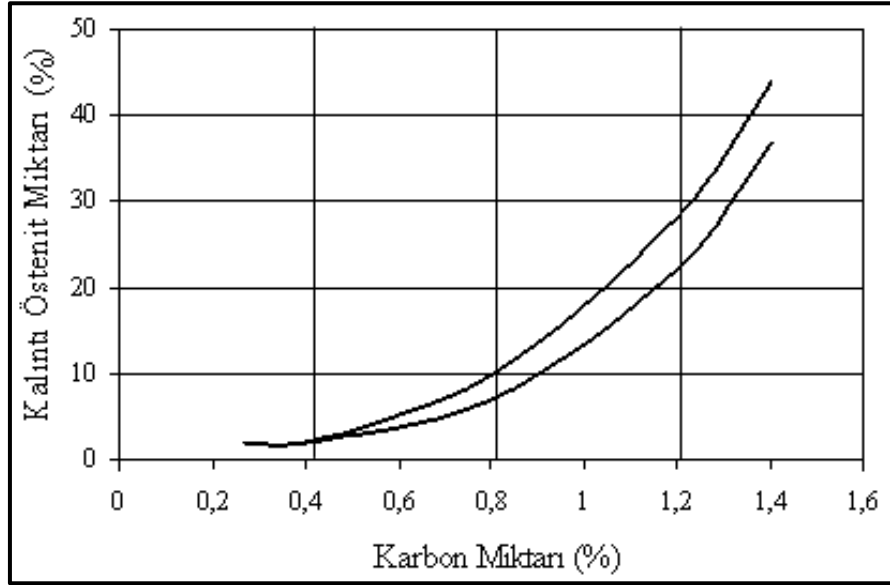
Şekil 2.14. Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin hacim oranındaki değişim [6]

Saleh ve Priestner [30] yaptıkları araştırmada farklı Si içeriğine sahip çeliklerde, gerinim miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin martensite dönüşümünün Şekil 2.15'deki gibi olduğunu gözlemlemişlerdir.



Şekil 2.15. Gerinim miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin martensite dönüşmesi [30]

Kalıntı östenit oranının karbon yüzdesi ile ilişkisi Şekil 2.16'da gösterilmiştir [3]



Şekil 2.16. Kalıntı östenit miktarının karbon miktarına göre değişimi [3]



3. DEFORMASYON YAŞLANMASI

Deformasyon yaşlanması, C ve N gibi arayer atomları tarafından dislokasyon hareketlerinin engellenmesi sonucu metallerde ve alaşımlarda mekanik özelliklerin değişmesine neden olan bir mekanizmadır. Deformasyon yaşlanması plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa statik deformasyon yaşlanması, plastik deformasyon sırasında meydana geliyorsa dinamik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılmaktadır [31].

Deformasyon yaşlanması üzerine ilk araştırmalar Baird tarafından yapılmıştır. Baird deformasyon yaşlanması üzerine yazdığı ilk makalede, ‘yer alan atomların dinamik deformasyon yaşlanmasına ve akma noktasına olan etkilerini’ aktarmıştır. Yazdığı diğer makalede ise, ‘arayer atomları ve dislokasyonların etkileşiminden dolayı oluşan deformasyon yaşlanmasının çeliklerin mekanik özelliklerine etkilerini’ incelemiştir [32,33].

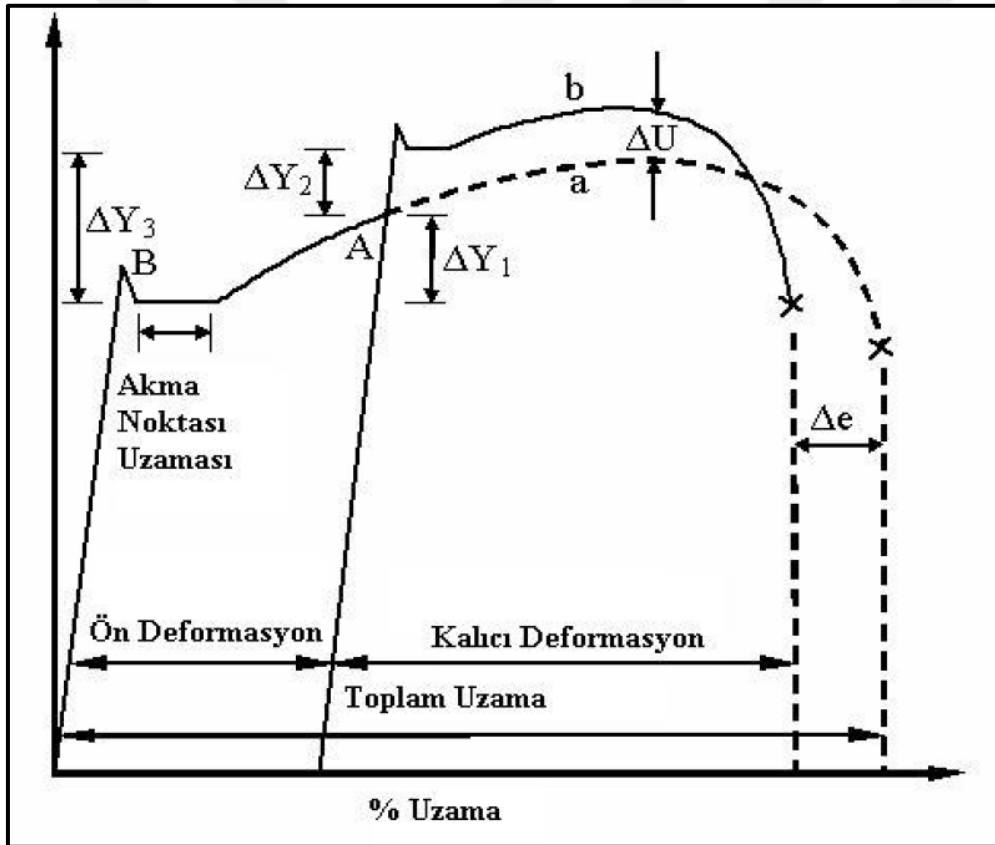
Cotrell ve Bilby [34] yaptıkları çalışmada, C ve N gibi arayer atomları tarafından dislokasyon hareketlerinin engellendiğini ve dislokasyonların arayer atomlarının etkisinden kurtulmak için daha fazla gerilime ihtiyaç duyduğunu belirlemiş ve yaptıkları çekme deneyleriyle alt ve üst çekme noktalarını bulmuşlardır. Glen [35] ise yaptığı araştırmada, çeliğin dayanımında meydana gelen artışı çökeltilerin dislokasyonlarla etkileşimine bağlamıştır. Deformasyon yaşlanmasının gerçekleşebilmesi için C ve N gibi arayer atomlarının katı ergiyik içinde serbest halde ve ağırlıkça % 0,0001 - % 0,001 kadar bulunması yeterlidir [33,36].

Çeliklerin mekanik özellikleri dinamik deformasyon yaşlanması ve statik deformasyon yaşlanmasından farklı şekilde etkilenir. Çeliklerin şekillendirilebilirlik ve çalışma sertleşmesi özelliği dinamik deformasyon yaşlanmasından etkilenirken, akma dayanımı statik deformasyon yaşlanmasından etkilenir. Statik deformasyon yaşlanması uygulanan çelikte yeni bir akma noktasının gözlenmesi, statik deformasyon yaşlanmasının en önemli göstergesidir [32,33].

3.1. Statik Deformasyon Yaşlanması

Plastik deformasyondan sonra meydana gelen yaşlanma statik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılır. Statik deformasyon yaşlanmasının sonucu olarak malzemenin akma gerilmesinde artış ve uzamada azalma meydana gelir. C ve N gibi arayer atomlarının dislokasyon hareketlerini engellemesi mekanik özelliklerdeki bu değişimin nedeni olarak görülmektedir [32].

Şekil 3.1’de statik deformasyon yaşlanmasının çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi gerilim – gerinim diyagramı ile gösterilmiştir [37].



Şekil 3.1. Statik deformasyon yaşlanmasının gerilim – gerinim diyagramı ile gösterimi [37]

ΔY_1 : ‘Ön deformasyon sonrası dayanımdaki artış’

ΔY_2 : ‘Deformasyon yaşlanması ile meydana gelen dayanım artışı’

ΔY_3 : ‘Ön deformasyon ve deformasyon yaşlanması sonucu dayanım artışı $\Delta Y_1 + \Delta Y_2$ ’

ΔU : ‘Ön deformasyon ve deformasyon yaşlanması sonucu çekme dayanımı değişimi’

Δe : ‘Ön deformasyon ve deformasyon yaşlanması sonucu toplam uzamadaki değişim’

Şekil 3.1.a' da normalize edilmiş çeliğin gerilim – gerinim eğrisi görülmektedir. Malzemeye akma dayanımının üzerindeki bir A noktasına kadar gerinim uygulandıktan sonra çekme testine ara verilip bir süre sonra teste devam edilmesi halinde gerilim – gerinim eğrisinde farklı bir akma noktası oluşmaz ve eğri (a) da gösterildiği gibi olur. Alt ve üst akma noktaları belirsiz olan bu akma davranışı sürekli akma olarak adlandırılır. Eğer numuneye A noktasına kadar gerinim uygulandıktan sonra çekme testi durdurulur ve 25 – 400°C arasında bir sıcaklıkta bir süre bekletildikten sonra çekme testine devam edilirse, gerilim – gerinim eğrisinin (b) deki gibi olduğu ve daha yüksek bir akma noktası olduğu görülmektedir. 25 – 400°C aralığında bir süre bekletilerek yaşlandırılan malzemenin akma noktasındaki artış statik deformasyon yaşlanmasının en önemli göstergesi olarak görülmektedir. Fakat statik deformasyon yaşlanması neticesinde her zaman akma dayanımında artış ve % uzama değerinde azalma görülmemesi de mümkündür [33]. Ayrıca, deformasyon yaşlanması çeliklerin sünek / gevrek geçiş sıcaklığını, yüksek sıcaklık dayanımını, elektriksel özelliklerini ve manyetik özelliklerini de etkilemektedir [38].

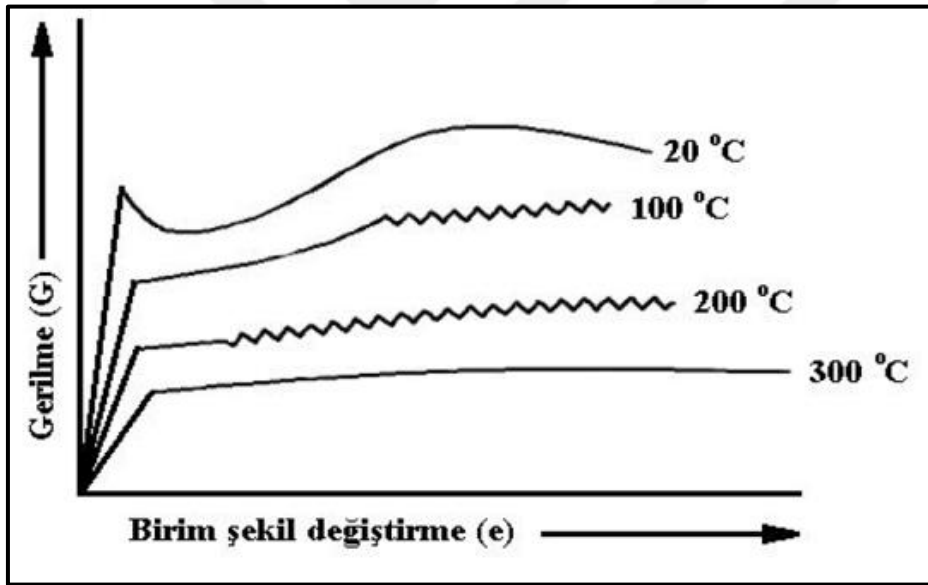
Gündüz ve diğerleri [39], hacimce % 14 ve % 22 martensit içeriğine sahip çift fazlı çelik numunelere % 4 öngerinim uygulayarak yaptıkları çalışmada, akma dayanımı ve maksimum çekme dayanımının 200°C'ye kadar artan sıcaklıkla beraber artış gösterdiğini, 250°C'de azalmaya başladığını ve 200°C'ye kadar olan sıcaklıklarda statik deformasyon yaşlanmasının baskın olduğunu gözlemlemişlerdir. Statik deformasyon yaşlanmasını östenit – martensit dönüşümünün bir sonucu olarak, ferrit fazı içinde bulunan serbest dislokasyonlarla ilişkili olduğunu ve 250°C'de oluşan yumuşama etkisinin artan sıcaklıkla birlikte martensitte temperleme etkisi oluşturmaya bağlı olduğunu bildirmişlerdir. Ayrıca sabit yaşlanma sıcaklığında, akma dayanımı ve maksimum çekme dayanımının martensit hacmine bağlı olarak arttığını gözlemlemişlerdir.

3.2. Dinamik Deformasyon Yaşlanması

Plastik deformasyon sırasında meydana gelen yaşlanma olayı dinamik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılır. Düşük C'lu çeliklerde 150 – 250°C sıcaklık aralığında meydana gelen dinamik deformasyon yaşlanması olayına 'mavi kırılmalık etkisi' denir. C ve N atomlarının dislokasyon hareketlerine engel olması sonucu mavi kırılmalık etkisi oluşmaktadır. 25- 200°C arası sıcaklıklarda azot karbona göre daha yüksek çözünürlüğe sahiptir, 200°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ise karbonun çözünürlüğünün daha yüksek

olması nedeniyle dinamik deformasyon yaşanmasında 200°C'ye kadar azot, 200°C'nin üzerinde ise karbon etkin rol oynamaktadır [32,33].

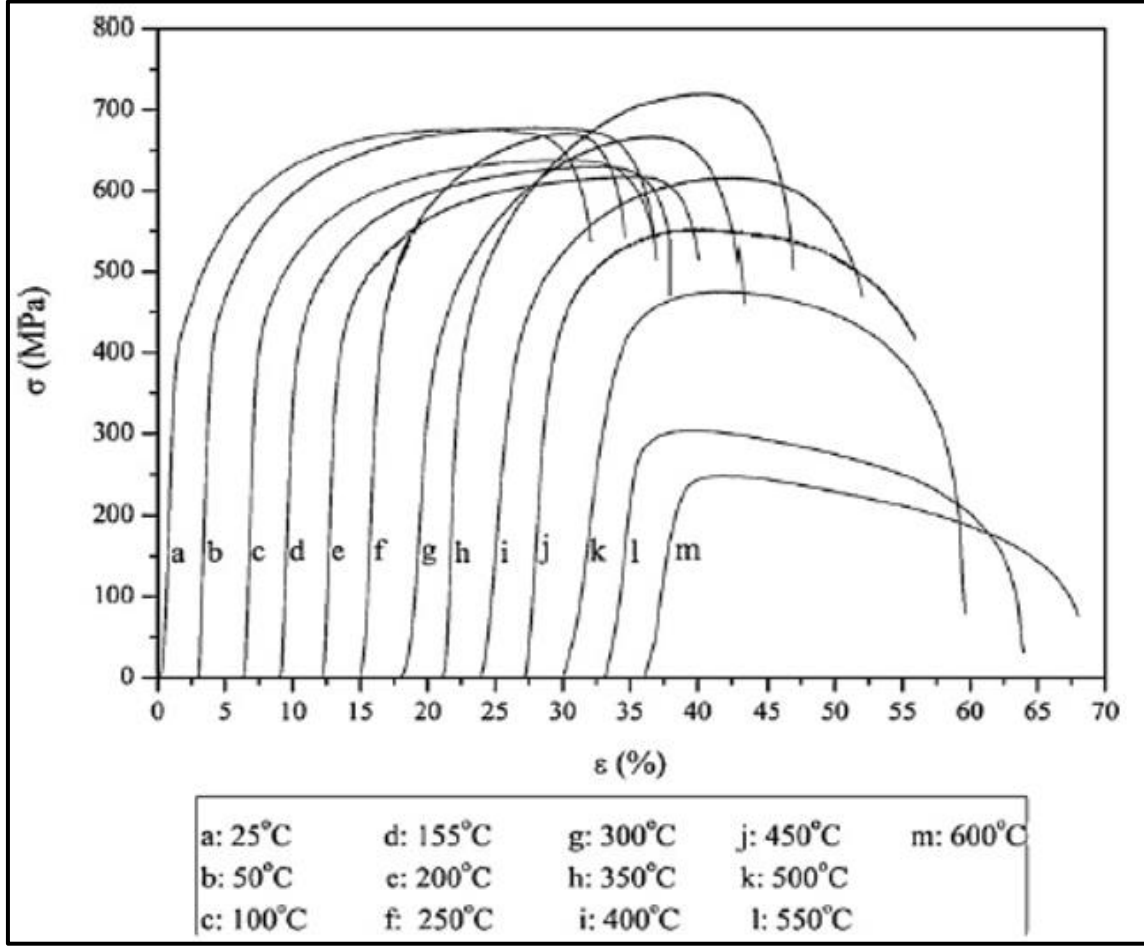
Ekrami [40], 25 – 550°C sıcaklık aralığında farklı martensit hacim oranlarına ve morfolojilerine sahip çift fazlı çeliklerle yaptığı araştırmada, 250 – 450°C aralığında gerinim – gerilim eğrisinde tırtıklı akış görüldüğünü, akma ve çekme mukavemetinde artan sıcaklıkla birlikte 450°C'ye kadar artış olduğunu ve mekanik özelliklerdeki bu değişimin dinamik deformasyon yaşanmasının ve yüksek sıcaklık sonucu martensit temperlenmesinin sonucu olduğunu bildirmiştir. Gerilim – gerinim eğrisinde oluşan tırtıklı akış Portevin-Le Chatelier etkisi olarak bilinmektedir ve deformasyon sırasında dislokasyon hareketlerinin C ve N gibi arayer atomları tarafından engellenmesiyle oluşur [40,41]. Bu etki Şekil 3.2'de gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Gerinim – gerilim diyagramında Portevin-Le Chatelier etkisinin gösterimi [42]

Queiroz ve diğerleri [43] çift fazlı çelik numunelerle yaptıkları çalışmada sıcaklık ve gerilim oranının dinamik deformasyon yaşanması üzerine etkilerini araştırmışlardır. 25 - 600°C sıcaklık aralığında farklı gerinimler uyguladıkları çift fazlı çelik numunelerde, dinamik deformasyon yaşanmasının ferrit fazı içinde bulunan karbon atomları tarafından dislokasyonların kilitlenmesi sonucu meydana geldiğini ve çift fazlı çeliklerdeki dinamik deformasyon yaşanmasının martensit fazı içinde karbür dönüşümü ve karbür çökmesi ile ilgili olmadığını bildirmişlerdir. Şekil 3.3'de farklı sıcaklıklar altında, 10–3 s⁻¹ gerinim

uygulanarak yapılan çekme testleri sonucunda gerinim – gerilim diyagramında meydana gelen değişim gösterilmiştir.



Şekil 3.3. DP çeliğin farklı sıcaklıklar ve 10^{-3} s^{-1} gerinim altında gerinim – gerilim diyagramında meydana gelen değişim [44]

3.3. Çift Fazlı Çeliklerde Deformasyon Yaşlanması

Literatürde yapılan araştırmalar çift fazlı çeliklerin kimyasal bileşimlerine ve yapılarına bağlı olarak farklı sıcaklıklarda farklı yaşlanma davranışları sergilediklerini göstermiştir. C ve N atomlarının ferrit fazı içinde farklı çözünürlüklere sahip olması nedeniyle 200°C'ye kadar olan sıcaklıklarda deformasyon yaşlanması N tarafından oluşturulurken, 200°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda deformasyon yaşlanmasından C sorumludur [45,46] .

Baird [32] ferrit ve martensit fazlarında gerçekleşen aşamalara bağlı olarak DP çeliklerde yaşlanma davranışının dört adımda gerçekleştiğini belirtmiştir;

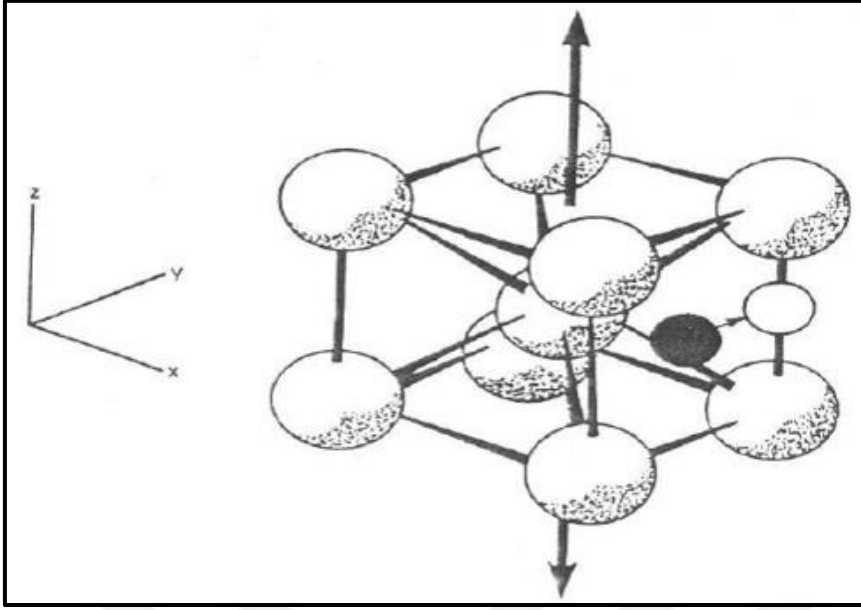
1. Cotrell atmosferi oluşumu,
2. Ferrit fazında C dağılımı,
3. Ferrit fazında çökelme,
4. Martensitin temperlenmesi

Waterschoot ve diğerleri [47] yaptıkları araştırmada, % 0,5 öngerinim uyguladıkları çift fazlı çelik numunelerini 50 - 170°C'de yaşlandırarak belirgin akma noktasının olmaması halinde yaşlanma davranışının etkilerini incelemiş ve aşağıdaki sonuçlara ulaşmışlardır;

1. Cotrell atmosferi oluşumu, çökelme aşamaları ve martensit fazının katkısı olmak üzere çift fazlı çeliklerde mukavemet artışının üç aşamalı olarak meydana geldiğini gözlemlemişlerdir.
2. Yaşlandırılmış numunelerdeki deformasyon sertleşmesi davranışının sonucu olarak Cotrell atmosferinin oluştuğunu gözlemlemişlerdir.
3. Çift fazlı çeliklerde dislokasyon etkileşimlerinin yapı içinde çökelme alanları oluşturduğunu ve bu çökelme alanlarının ferrit fazı içinde C kümelenmesine ve karbür çökmesine ortam hazırladığını, bunun Cotrell atmosferi oluşumundan sonra akma dayanımı artışının nedeni olduğunu belirtmişlerdir.

3.4. Karbon ve Azot Atomlarının Deformasyon Yaşlanmasındaki Rolü

Demir atomuna kıyasla karbon ve azot atom çaplarının çok daha küçük olması nedeniyle kristal kafes yapı içinde arayer atomu olarak bulunurlar. Yapı içinde arayer atomu olarak bulunan karbon ve azot oktahedral boşuklara yerleşmektedir, ancak karbon ve azot atom çaplarının oktahedral boşluk çaplarından büyük olması nedeniyle kristal kafes yapıda distorsiyon oluşmasına neden olurlar. Çizelge 3.1'de demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları ve Şekil 3.4'de gerilim uygulanması halinde karbon atomları ile oktahedral boşlukların hareketi gösterilmiştir [32,48,49].



Şekil 3.4. Gerilim uygulanması halinde karbon atomları ile oktahedral boşlukların hareketi [32,48]

Çizelge 3.1. Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları

Element:	Atomik yarıçap , r (Å)	r / r_{Fe}
α -Fe	1.28	1.00
B	0.94	0.73
C	0.77	0.60
N	0.72	0.57
O	0.60	0.47
H	0.46	0.36

Çelik içinde arayer atomu olarak bulunan karbon ve azot atomlarının, dislokasyonları kilitleyerek hareketlerini engellemesi nedeniyle deformasyon yaşanması kolaylaşır. Deformasyon yaşanmasının çeliğin şekillendirilebilme özelliğini olumsuz etkilemesi nedeniyle, katı eriyik içinde serbest halde bulunan arayer atomları çatlak ve kırık oluşumuna neden olabilmektedir.

3.5. Diğer Alaşım Elementlerinin Yaşlanma Sertleşmesine Etkisi

Yaşlanma sertleşmesini etkileyen başka elementler de vardır ve 3 grupta incelenebilirler:

1. grup elementler: Katı ergiyikten aldıkları N ile nitrür oluşturabilmeleri nedeniyle Al ve B elementleridir. Al ve B, AlN ve BN oluşturarak düşük sıcaklıklarda N atomu nedeniyle oluşabilecek yaşlanma sertleşmesini azaltır.

2. grup elementler: Katı ergiyik içinde serbest halde bulunan C ve N atomları ile hem karbür hem nitrür oluşturabilen elementler olan V, Nb, Ti gibi elementlerdir. C ve N atomlarının bu elementler ile karbonitrürler oluşturmasıyla ferrit bölgesinde meydana gelebilecek yaşlanma sertleşmesi önlenir.

3. grup elementler: Karbür ve nitrür yapıcı özellik göstermeyen elementler olan Cu, Ni, Mn, P gibi yeralan alaşım elementlerdir [50].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

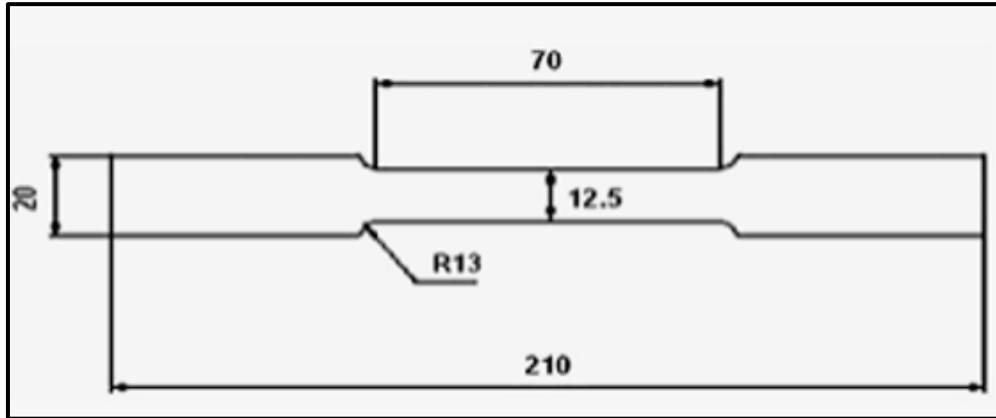
4.1. Malzeme

Bu çalışmada ferrit ve martensit mikroyapıya sahip ticari olarak üretilmiş DP600 çift fazlı çelik numuneler kullanılmıştır. DP600 çift fazlı çeliğinin kimyasal kompozisyonu Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4 1. DP600 çeliği kimyasal kompozisyonu

Element	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni
% Ağırlık	0.07	0.10	1.58	< 0.02	< 0.01	0.03	0.48	-	-

2mm kalınlığında DP600 çift fazlı çelik sac malzemeden ASTM – E8 standardına uygun olarak kesme kalıbı ile hazırlanan çekme testi numunelerinin teknik resmi ve görseli Resim 4.1’ de gösterilmiştir.



Resim 4.1. Numunelerin teknik resmi ve görseli

4.2. Çekme Testi ve Isıl İşlem

İlk olarak hazırlanan numunelerin işlemsiz haldeki mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla çekme testi yapıldı. Ardından tekrarlı statik deformasyon yaşanmasının etkilerini görebilmek için çekme testi 1,2 ve 3 kere olmak üzere tavlama işlemi ile birlikte uygulandı.

İlk olarak birinci çekme testi için tüm numunelere % 2 öngerinim uygulandı ve bu işlemin ardından sıcaklığın etkisini inceleyebilmek için numuneler 2 gruba ayrılarak bir grup 140°C’de, bir grup 190°C’de yarım saat tavlandı, tavlama sonrası çekme testi ile koparıldı.

Çift statik deformasyon yaşanması işlemi için yine ilk olarak numunelere % 2 öngerinim uygulandı ve 2 ayrı grup halinde bir grup 140°C’de ve bir grup 190°C’de olmak üzere yarım saatlik tavlama işleminin ardından, iki gruba da ilave olarak ikinci % 2 öngerinim uygulandı ve 140°C’de ve 190°C’de yarım saat tavlama işlemi tekrarlanarak çekme testi ile koparıldı.

Üçlü statik deformasyon yaşanması işlemi için numunelere % 2 öngerinim + yarım saat tavlama (2 ayrı grup halinde 140°C’de ve 190°C’de) + % 2 öngerinim + yarım saat tavlama (2 ayrı grup halinde 140°C’de ve 190°C’de) adımlarının ardından ilave olarak üçüncü % 2 öngerinim uygulandı ve ardından tekrar bir grup 140°C’de ve bir grup 190°C’de olmak üzere yarım saat tavlama yapılarak çekme testi ile numuneler koparıldı.

Çekme testleri, Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Mekanik Testler Laboratuvarında, Instron 3369 marka çekme test cihazı ile 2mm/dk hızda yapılmıştır (Resim 4.2).



Resim 4.2. Çekme testi cihazı

Isıl işlemler, G.Ü.T.F. Metalurji Mühendisliği Bölümü’nde bulunan Protherm marka ısıtım işlem fırınında yapılmıştır (Resim 4.3).



Resim 4.3. Isıl işlem fırını

4.3. Mikroyapı Analizleri

Numunelerin mikroyapılarını incelemek amacıyla G.Ü.T.F. Metaluri Mühendisliği Bölümü Metalografi Laboratuvarı'nda metalografik incelemeler gerçekleştirildi. İlk olarak, farklı sıcaklıkların ve tekrarlı deformasyon yaşanmasının etkilerini gözlemleyebilmek amacıyla seçilen numuneler ATM Opal 460 bakalit cihazı kullanılarak bakalite alındı (Resim 4.4).



Resim 4.4. Bakalit cihazı

Bakalit işleminin ardından numunler 120 – 240 – 400 – 800 – 1200 meshlik zımpara kağıtları kullanılarak zımparalandı. Zımparalanan numune yüzeyleri 3ve 1 μ 'luk elmas pasta ile

parlatıldı. Zımparalama ve parlatma işlemlerinin ardından % 2'lik Nital çözeltisi ile numune yüzeyleri dağlanarak optik mikroskop ile görüntü almaya uygun hale getirildi.

Zımparalama ve parlatma işlemleri ATM saphir 520 cihazıyla gerçekleştirilmiştir (Resim 4.5).



Resim 4.5. Zımparalama ve parlatma cihazı

Yüzeyleri hazırlanan numunelerin mikroyapı incelemeleri LEICA DM 4000M optik mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Resim 4.6).



Resim 4.6. Optik metal mikroskobu

4.4. Sertlik Ölçümü

Statik deformasyon yaşanması işleminin malzemenin sertliğine olan etkisinin tespit edilebilmesi amacıyla G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü Mekanik Testler Laboratuvarı'nda bulunan Emco Test Duravision 2000 model sertlik ölçüm cihazı kullanılarak Brinell sertlik yöntemiyle 2,5 / 62,5 HBS ile metalografi sonrası yüzeyi hazırlanan numunlerden sertlik ölçümleri alınmıştır (Resim 4.7).



Resim 4.7. Sertlik ölçüm cihazı

4.5. Kırık Yüzey İncelemeleri

Numunelerin kırık yüzeylerini incelemek amacıyla G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde bulunan JEOL JSM-6060 LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır (Resim 4.8).



Resim 4.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

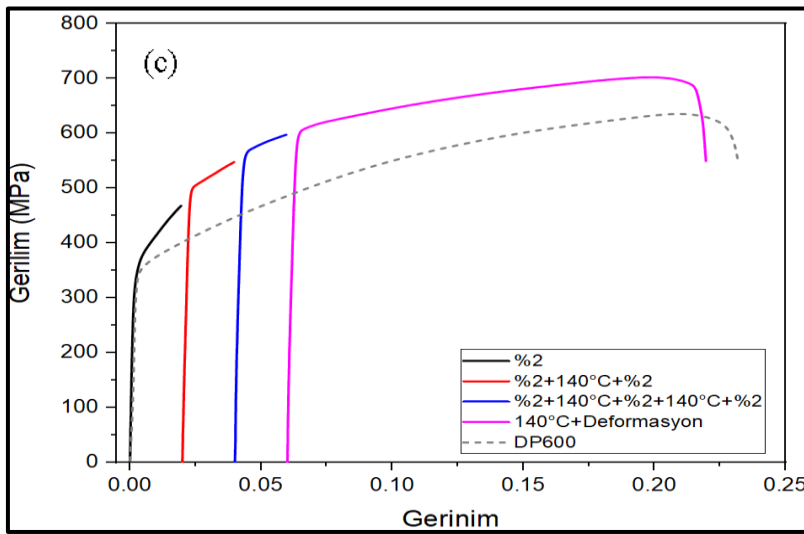
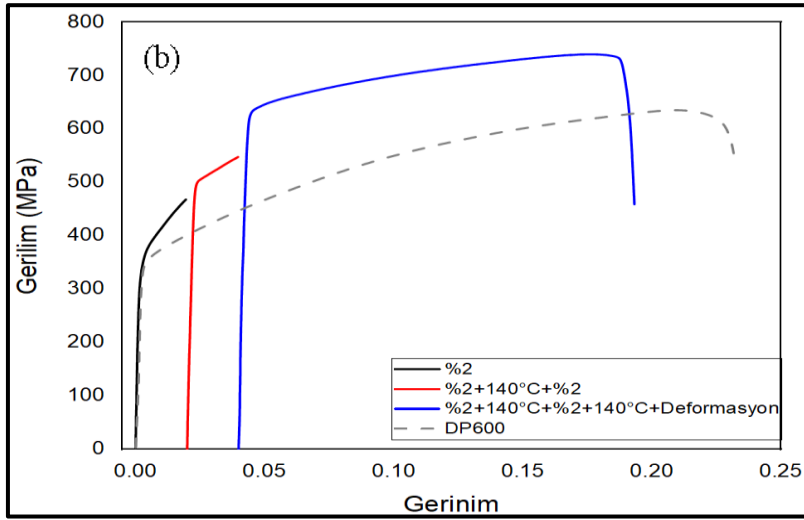
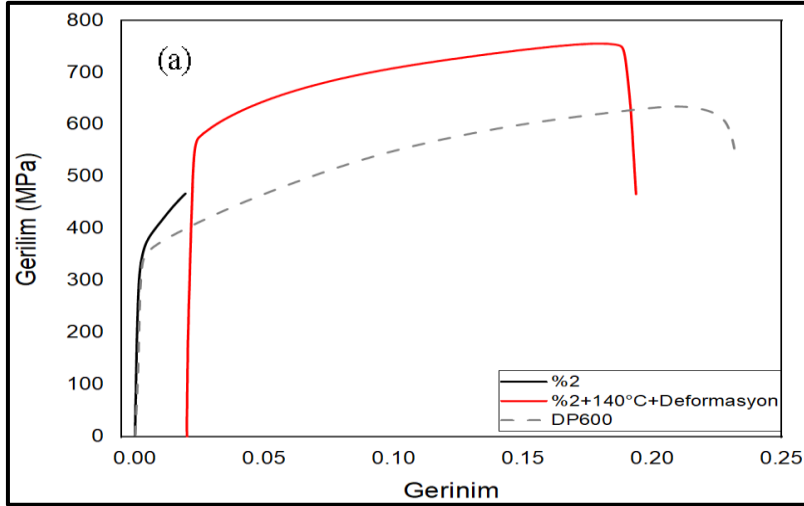
Bu bölümde; DP600 çeliği ile 140°C ve 190°C sıcaklıklarda, tekrarlı statik deformasyon yaşlanması üzerine yapılan çalışmaların deneysel sonuçları verilmiştir. Bölüm 5.1. çekme deneyi sonucu oluşturulan gerilim-gerinim diyagramlarını ve bu diyagramlardan çıkarılan sonuçları göstermektedir. Bölüm 5.2. akma dayanımı değerlerinin incelenmesini, Bölüm 5.3 ise çekme dayanımı değerlerinin incelenmesini içermektedir. Bölüm 5.4.'te sertlik sonuçları gösterilmiştir. Kırık yüzey incelemeleri ise Bölüm 5.5. de değerlendirilmiştir.

5.1. Çekme Testi Sonuçları

Tekrarlı statik gerinim yaşlandırılmış numunelerin çekme testi sonuçları 140°C ve 190°C sıcaklıkları için iki ayrı grup olarak Şekil 5.1. ve Şekil 5.2.'de sırasıyla sunulmuştur. Tekrarlı statik deformasyon yaşlanmasının DP600 çeliğine olan etkilerinin incelenmesi amacıyla numunelere öncelikle % 2 öngerinim uygulanmış, ardından numunelerin bir grubu 140°C' de ve diğer grup 190°C sıcaklıkta 30 dk tavlanaarak statik deformasyon yaşlanması uygulanmış ve sonrasında çekme testi uygulanmıştır.

İkinci tekrarlı statik deformasyon yaşlanması işlemi için ise numunelere aynı işlem ilk % 2 öngerinim ve 30 dk tavlama sonrası, oda sıcaklığında aynı numuneye ikinci % 2 öngerinim uygulanmış ve 30 dk tavlanaan numunelere nihai çekme testi uygulanmıştır.

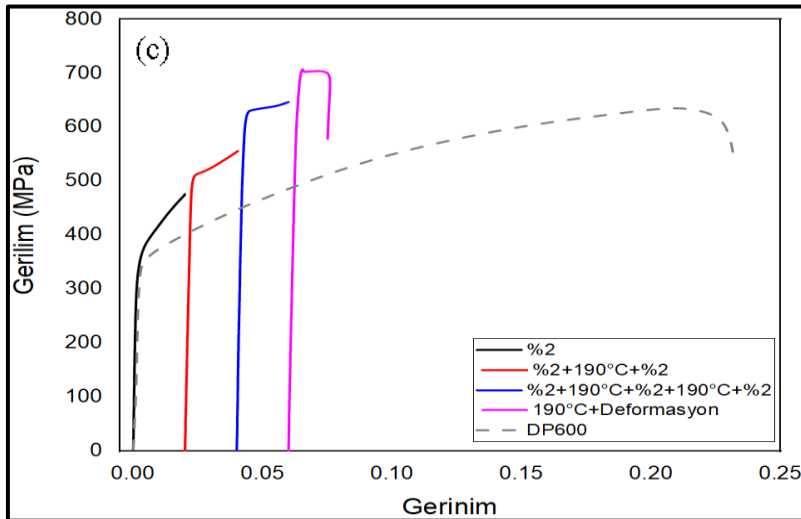
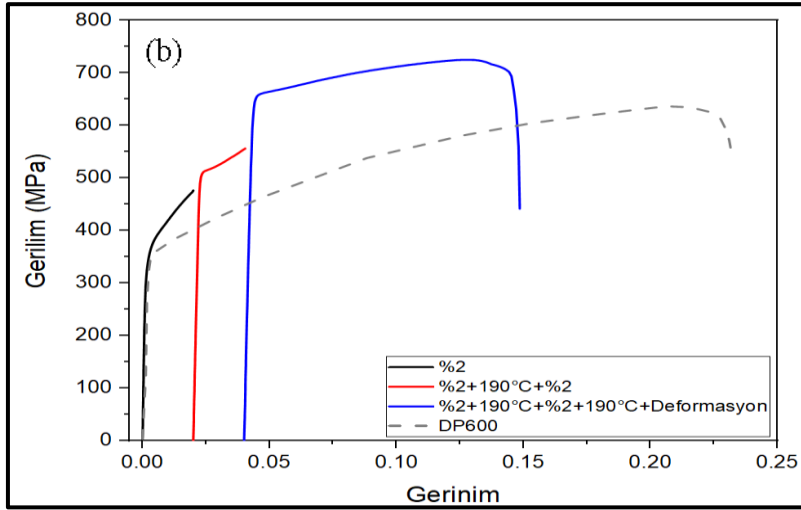
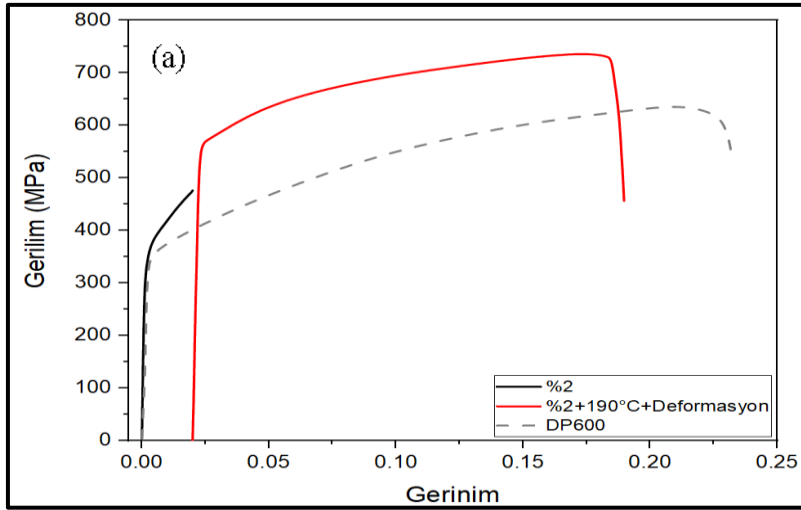
Üçüncü tekrarlı statik deformasyon yaşlanması işlemi için ise aynı işlemler tekrar edilmiş ve üçüncü % 2 öngerinim ve 30 dk tavlama işlemi sonrasında kopmaya kadar nihai çekme testi uygulanmıştır ve bu işlemler ile elde edilen gerilim-gerinim grafikleri sırasıyla Şekil 5.1. ve Şekil 5.2.'de verilmiştir. Şekil 5.1. ve Şekil 5.2. de gösterilen eğriler işlemsiz DP600'e ait gerilim-gerinim eğrisi ile karşılaştırılmıştır.



Şekil 5.1. 140°C’de (a) Bir kez; (b) İki kez; (c) Üç kez tekrarlı statik gerinim yaşlandırılmış numunelere ait gerilme-gerinim grafikleri

Şekil 5.1.(a) 'da 140°C'de bir kez gerinim yaşlandırılmış numunenin gerilme-gerinim grafiği verilmiştir. Numuneye uygulanan (% 2 öngerinim + 140°C'de 30 dk tavlama) işleminin ardından, işlemsiz numuneye göre çekme dayanımında belirgin bir artış ve % uzamada belirgin bir azalma olduğu görülmektedir. Şekil 5.1.(b) grafiğinde iki kez tekrarlı gerinim yaşlanması uygulanmış numunenin gerilme-gerinim grafiği verilmiştir. Bu durumda ise çekme dayanımında orijinal DP600 eğrisine göre artış olduğu görülmekte fakat, bir kez gerinim yaşlanması uygulanan numuneye göre Şekil 5.1.(a) gerilme artış hızında ve maksimum çekme dayanımı değerinde azalma gözlenmektedir. % uzama değerlerinde ise bir kez ve iki kez gerinim yaşlanması uygulandığında Şekil 5.1.(a) ve (b) aralarında ciddi bir fark görülmemektedir. Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunenin Şekil 5.1.(c) gerilme-gerinim grafiğindeki sonuçlarda ise çekme dayanımında uygulanan öngerinim miktarı sayısının artmasıyla önemli oranda artış olduğu, fakat (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin bir kez uygulanması Şekil 5.1.(a) ve iki kez uygulanması Şekil 5.2.(b) sonuçlarına göre maksimum çekme dayanımı değerinde azalma olduğu görülmektedir.

% uzama yönünden değerlendirildiğinde ise bir ve iki kez gerinim yaşlandırılma işlemleri arasında bir değişim gözlenmezken, üç kez gerinim yaşlandırma işlemi sonrası malzemenin % uzama değerlerinin arttığı görülmüştür. Bir kez gerinim yaşlandırma (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işlemi Şekil 5.1.(a) ve iki kez gerinim yaşlandırma işlemi Şekil 5.1.(b) sonuçlarında ortaya çıkan gerilim değerlerindeki artış ve % uzamada meydana gelen azalma, arayer atomlarının dislokasyonlar etrafında Cottrell atmosferi oluşturması ve dislokasyon hareketlerinin engellenmesinden dolayı beklenen bir durumdur. Diğer taraftan üç kere tekrarlı gerinim yaşlandırılma (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin ardından Şekil 5.1.(c) gerilme-gerinim grafiğinde gözlemlenen % uzamada artış ise dikkati çekmektedir. Bu beklenmeyen durum DP600 çeliğinin üç kez gerinim yaşlanması esnasında yeniden kristalleşme sürecine girmiş olmasıyla açıklanabilir. Öngerinim uygulanan çeliklerde, plastik deformasyona maruz kaldığı için yeniden kristalleşme sırasında % uzamada artış gözlemlenebilmektedir. Ayrıca 140°C de yapılan tüm çalışmalarda çift fazlı çeliklerin karakteristik özelliği olan sürekli akma davranışı görülmektedir.



Şekil 5.2. 190°C’de (a) Bir kez; (b) İki kez; (c) Üç kez tekrarlı statik gerinim yaşlandırılmış numunelere ait gerilme-gerinim grafikleri

190°C’de yapılan gerinim yaşlanması işlemleri sonrası gerilme-gerinim grafikleri incelendiğinde, Şekil 5.2.(a)’da, bir kez gerinim yaşlandırma (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işlemi uygulanmış numunede, işlem görmemiş DP600 numunesine kıyasla çekme dayanımında belirgin artış ve % uzamada belirgin azalma görülmektedir. Şekil 5.2.(b)’de iki kez gerinim yaşlandırılma (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin uygulanmasının ardından çekme dayanımı ve pekleşmede artış meydana gelmiştir. Ayrıca numunenin süreksiz akma davranışı sergilemeye başladığı gözlemlenmiştir. Üç kez tekrarlı gerinim yaşlanması (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin sonucunda akma dayanımının, arttığı ancak düşük pekleşme hızı gösterdiği görülmektedir. Ayrıca işlemin üç kere tekrarlanmasının ardından, çift fazlı çeliklerin en belirgin özelliği olan sürekli akma davranışının kaybolduğu ve malzemenin süreksiz akma davranışı gösterdiği anlaşılmaktadır. Şekil 5.2. grafikleri karşılaştırıldığında, uygulanan (% 2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin tekrarlanma sayısının artması ile birlikte, çekme dayanımı artış hızında ve maksimum çekme dayanımı değerinde, her gerinim yaşlanma tekrarında bir öncekine göre azalma olduğu (Şekil 5.4’e göre) ve % uzamanın her adımda önceki adıma göre azaldığı görülmektedir. İşlemsiz DP600 numunesine kıyasla işlem gören numunelerin çekme dayanımında artışın meydana gelmesi ve % uzamada görülen azalma Cottrell etkisinin beklendiği bir sonucudur. Cottrell etkisiyle, C arayer atomunun yayılım hızı arttığından dislokasyonların seri bir şekilde engellemesi sonucu % uzama azalmaktadır. Ji ve diğerleri [51] de benzer şekilde, çift fazlı çeliklerle yaptıkları çalışmada, malzemeye öngerinim uygulanmasının çekme dayanımını arttırdığını ve uzamada azalmaya neden olduğunu bildirmiştir.

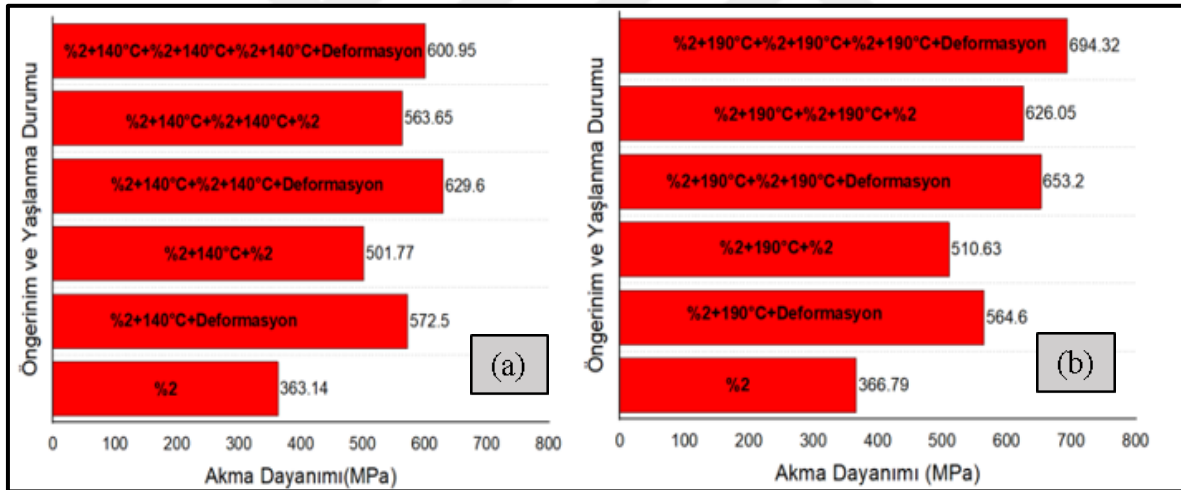
140°C ve 190°C de yapılan çalışmalar kıyaslandığında, sıcaklığın maksimum çekme dayanımı üzerinde belirgin bir etkisi olmadığı, ancak % uzama değerini etkilediği görülmüştür. Sıcaklığın 190°C’ye çıkması ile birlikte % uzama değerinde belirgin bir azalma olduğu ve malzemenin pekleşme davranışı gösterdiği görülmüştür. Bu çalışmanın sonucunda tavlama sıcaklığındaki artışın, % uzamada azalmaya neden olduğu söylenebilir.

5.2. Akma Dayanımı Değerleri

Çekme testleri sonucunda numunelerin akma dayanımı tekrarlı ön gerinim şartlarına bağlı olarak oluşturuldu. Şekil 5.3’ de 140°C ve 190°C de yapılan çalışmaların sonuçları görülmektedir. Şekil 5.3.(a) grafiğinde 140°C’de (%2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin

iki kere tekrarlanması, aynı işlemin bir kere uygulanmasına kıyasla akma dayanımını arttırmıştır. Yaşlandırılan numunelerde, Cotrell atmosferi oluşumuna bağlı olarak dislokasyonların çevresinde bulunan C gibi arayer atomlarının dislokasyon hareketlerini engellemesi sonucu akma dayanımında artış olması beklenen bir sonuçtur. Aynı işlemin üç kere tekrarlanması sonucunda ise işlemin iki kere tekrarlanması sonucuna göre akma dayanımı değerinde azalma görülsede, bir kere (%2 öngerinim + 30 dk tavlama) uygulanan numuneye göre akma dayanımında artış meydana gelmiştir. Üçüncü tekrar sonrası akma dayanımı artışında azalmanın sebebi olarak ise numunenin yeniden kristalleşme sürecine bağlı olarak uzama davranışı sergilemesi gösterilebilir.

Diğer taraftan Şekil 5.3.(b)'de görüldüğü gibi 190 °C'de yapılan yaşlanma işlemine bağlı olarak akma gerilmesi değerlerinde, tekrarlı gerinim yaşlandırma sayısı arttıkça artış meydana geldiği görülmektedir.

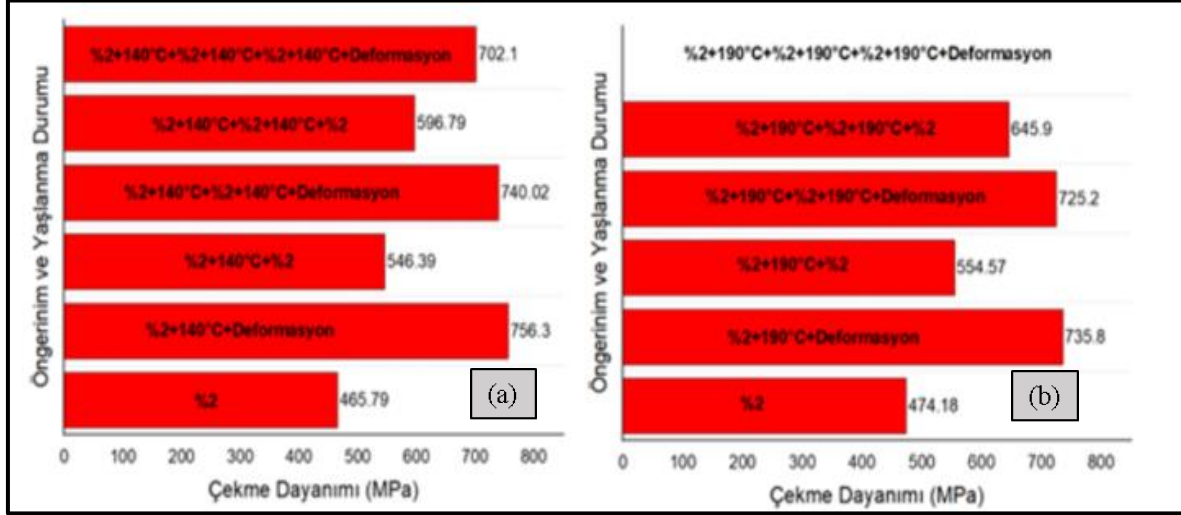


Şekil 5.3. 140°C (a) ve 190°C (b) sıcaklıklarda yapılan tekrarlı gerinim yaşlandırılması işlemlerine bağlı numunelerin akma gerilmesi değerlerinde meydana gelen değişimler

Statik gerinim yaşlandırması bağlı olarak sıcaklıkların etkisi kıyaslandığında ise 190°C'de yapılan testler neticesinde işlem tekrarlandıkça akma dayanımının arttığı görülmüştür. 140°C'de yapılan çalışmalarda ise işlemin tekrar sayısı ve akma dayanımı arasında lineer bir ilişki görülmemiştir. Grafiklerden sıcaklık artışının Cotrell atmosferi etkisini hızlandırmasından dolayı akma dayanımını arttırdığı sonucu çıkarılabilir.

5.3. Çekme Gerilmesi Değerleri

Şekil 5.4.'de 140°C'de ve 190°C'de yapılan işlemler sonucu oluşturulan grafiklerde uygulanan işlemler sonucu elde edilen çekme dayanımı değerleri görülmektedir.



Şekil 5.4. 140°C (a) ve 190°C (b) sıcaklıklarda yapılan çalışmalarda numunelerin çekme dayanımlarında meydana gelen değişiklikler

Şekil 5.4'den anlaşıldığı gibi hem 140°C hem de 190°C'de uygulanan tekrarlı gerinim yaşlanması sayısının artışı ile homojen maksimum çekme gerilmesi değerlerinin azaldığı görülmektedir. Şekil 5.4.(a)'da 140°C'de bir kez yapılan gerinim yaşlanması ile çekme gerilmesi 756 MPa olurken, üç kez gerinim yaşlanması sonunda 702 MPa elde edilmiştir. Bunun muhtemel nedeni her öngerinim uygulandığında artırılan dislokasyon yoğunluğunun, yaşlandırma işlemi sonunda akma gerilmesinden sonra yapıda kalan artık dislokasyonların plastik deformasyon sertleşmesini hızlandırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Deformasyon sertleşmesi hızının artışıyla homojen plastik deformasyon erken zamanda gerçekleşir ve çekme gerilmesinin azalmasına neden olabilir. Bununla birlikte maksimum çekme gerilmesinden sonra da malzemede kopma için gerekli mikro boşluklanma ve mikro çatlakların oluşumu da hızlanıp toplam sünekliğin düşmesine neden olmaktadır. Benzer durum Şekil 5.4.(b)'de 190°C'de yapılan tekrarlı gerinim yaşlanması ile de gerçekleşmiş olup aynı öngerinim tekrar sayılarında maksimum çekme gerilme değerlerinin 140°C'de yapılan çalışmalara göre daha düşük olduğu görülmüştür. Bu da daha önce belirtildiği gibi her öngerinim işleminden sonra artan dislokasyon yoğunluğunun ve yaşlanma işleminden sonra yapıda kalan dislokasyonların, daha yüksek sıcaklık nedeniyle arayer C

atomlarının dislokasyonları daha etkin doldurup deformasyon sertleşme hızını arttırmış ve böylece maksimum çekme gerilmesini düşürmüş olabilir. Muhtemelen bu durum daha erken zamanda mikro boşluk oluşturup mikro çatlak potansiyelini arttırmıştır. Böylece süneklik değerlerinde daha düşmesine yol açmıştır. Bununla birlikte Şekil 5.4.(b)'de 190°C'de üç tekrarlı gerinim yaşlanması sonunda maksimum çekme değeri verilmemiştir. Şekil 5.2.(c)'de görüldüğü gibi maksimum çekme gerilmesi, akma gerilmesi değeri ile hemen hemen aynı değerdedir. Diğer bir ifade ile malzeme akma gerilmesinden sonra plastik deformasyon sertleşmesine uğramadan bir miktar süneklik sergileyip kopmuştur. Muhtemelen bu durum, bu şartlarda malzeme akma gerilmesine ulaştığında, çok erken zamanda mikro boşluk ve hemen akabinde mikro çatlakları oluşturmuştur. Çift fazlı çeliklerde farklı deformasyon şartlarında, ferrit matriks fazının sertliği martensit fazının sertliğine yakın olmaktadır. Bu durumda matriks fazında erken zamanda mikro çatlaklara neden olabilmektedir. Bu çalışmada ferrit fazının sertliğini artıran muhtemel durum tekrarlı öngerinim ve artan yaşlandırma sıcaklığı olarak düşünülebilir.

5.4. Sertlik Sonuçları

140°C'de ve 190°C'de işlemlerinin bir, iki ve üç tekrarlı olarak uygulanması sonucu elde edilen sertlik değerleri Çizelge 5.1'de gösterilmiştir. Numunelerin sertlik değerleri Brinell yöntemi ile belirlenmiştir. Sonuçlar incelendiğinde 140°C ve 190°C için de, (%2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin numunelere bir kere ve iki kere uygulanmasının sertlik değerleri üzerine belirgin bir etkisi görülmemiştir. (%2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin üç kere tekrarlanmasının ardından ise 140°C'de ve 190°C'de yapılan çalışmaların ikisinde de sertlikte azalma olduğu görülmüştür. Sıcaklıklar kıyaslandığında ise 190°C'de daha yüksek sertlik değerleri elde edildiği görülmüştür.

Bu durum, numunelerin akma gerilme değerleri ile karşılaştırıldığında beklenmedik şekilde ters bir ilişki olarak görülmektedir. Ancak çift fazlı çeliklerde çekme gerilmesi sırasında ilk önce yumuşak ferrit matriks fazı plastik deformasyona maruz kalmaktadır. Bu nedenle çift fazlı çeliklerde akma gerilmesini belirleyen temel faz ferrit fazıdır. Ferrit fazının plastik deformasyona başladığı gerilme, akma gerilmesi olarak belirlenir. Bununla birlikte çift fazlı çeliklerde bu çalışmada da olduğu gibi ferrit fazının mukavemetlendirilmesi gerinim yaşlanması ile sağlanabilir ve bu durum doğrudan akma gerilmesi değerlerini etkileyebilir. Oysa ki; sertlik sonuçlarının uygulanan öngerinim sayısının artışı işle azalmış olması,

doğrudan ferrit fazına bağlı olmayıp, gerinim yaşlandırılması işlemi sırasında martensit fazının kısmen de olsa temperlenmiş olabilmesine bağlıdır. Bu çalışmada Brinell sertlik değerleri ile makro sertlik ölçüldüğünden bilye geometrili batıcı ucun malzemede oluşturduğu izin, hem ferrit fazına hem de muhtemelen temperlenmiş martensit fazına isabet etmesi, artan öngerinim sayısı ile sertlik değerlerinin azalmasının önemli bir nedeni olarak gösterilebilir. Bununla birlikte gerinim yaşlanma sıcaklığının 140°C'den 190°C'ye artışı ile her bir öngerinim tekrar sayısı iki sıcaklık için karşılaştırıldığında artmış olduğu görülen sertliğin nedeni; martensit fazının daha da temperlenmiş olmasına rağmen matriks ferrit fazının etkin gerinim yaşlanması ile sertliğinin artması olduğu düşünülmektedir.

Çizelge 5.1. 140°C ve 190°C sıcaklıklarda yapılan çalışmalar sonucunda elde edilen sertlik değerleri

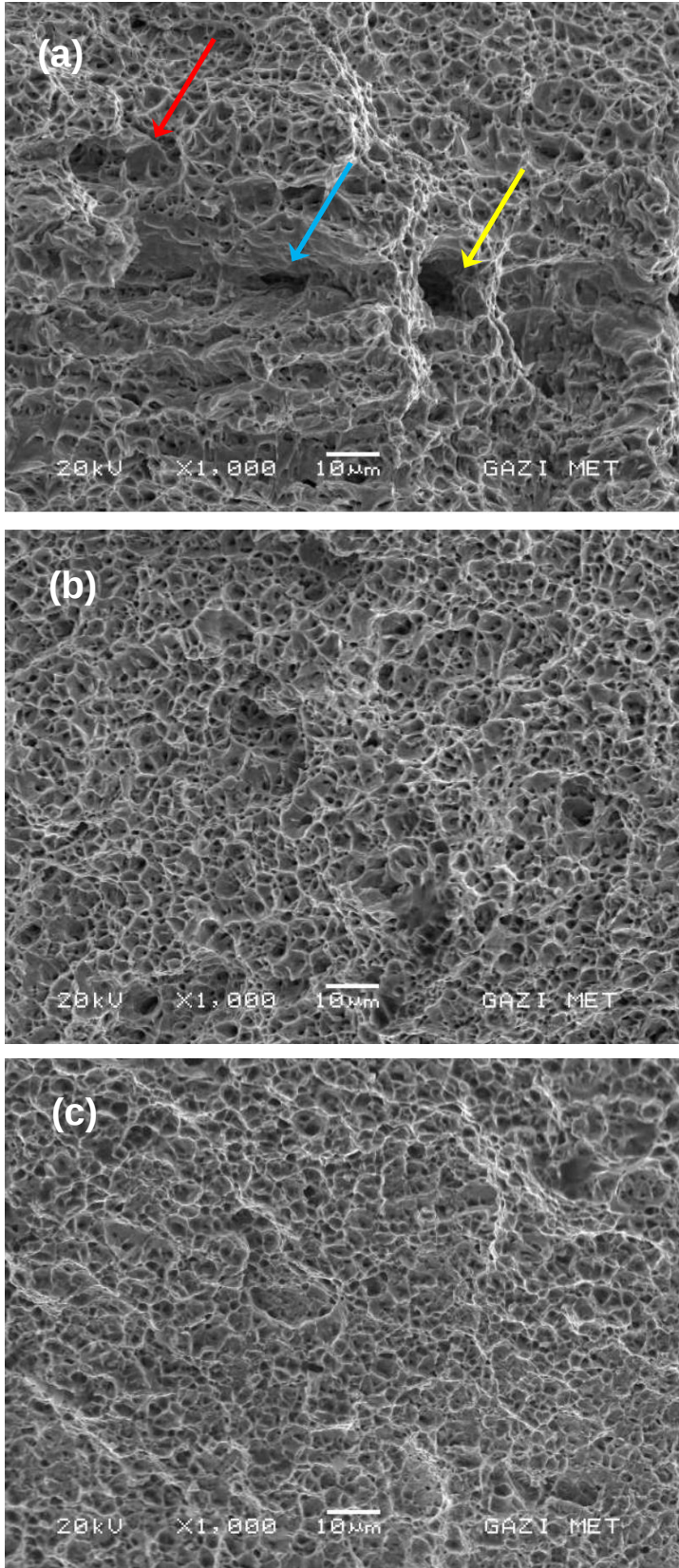
140°C (<u>Brinell</u> 2,5 / 62,5)			190°C (<u>Brinell</u> 2,5 / 62,5)		
1PS (%2)	2PS (%2 + %2)	3PS (%2 + %2 + %2)	1PS (%2)	2PS (%2 + %2)	3PS (%2 + %2 + %2)
184	189	165	198	198	169
187	186	178	196	187	173
186	186	165	199	193	177
188	185	180	197	206	175
187	181	167	192	188	167
Ort: 186	Ort: 185	Ort: 171	Ort: 196	Ort: 194	Ort: 172

5.5. Kırık Yüzey İncelemeleri

140°C ve 190°C'de tekrarlı statik gerinim yaşlandırılan numunelerin çekme testleri sonucunda kopan yüzeylerin SEM görüntüleri Resim 5.1. ve Resim 5.2.'de sırasıyla verilmiştir. Tüm numunelerin çekme testleri sonunda kopma yüzeylerinde çukurlu (dimple) kopma yüzeylerine sahip olduğu görülmüştür. Özellikle sünekliğin azalması ile birlikte çukurlu kopma tipinin kısmen azaldığı görülmüştür. Ancak tane içi kırılma çatlağının sonucu olan klivaj (cleavage) tip kopma moduna çok ender rastlanmıştır. Resim 5.1.(a)'da 140 °C'de bir kez gerinim yaşlandırılan numunede hem küçük çaplı hem de büyük çaplı çukurlu tip kopma modu hakimdir. Aynı zamanda çukurların derinliğinin daha fazla tekrarlı (Resim

5.1.b ve c) gerinim yaşlandırılan numunelere göre daha fazla olduğu söylenebilir. Böyle bir durum numunelerin daha fazla kopma uzamasına neden olmaktadır. Genellikle süneklik (toplam kopma uzama oranının) düzgün maksimum çekme gerilmesinden sonra mikro boşlukların oluşumu ve birleşip mikro çatlakların oluşumu ile ilişkilidir. Mikro boşluk oluşumunun gecikmesi maksimum çekme gerilmesini artırırken mikro boşlukların birleşip neden olduğu çatlakların ilerlemesinin gecikmesi de sünekliği artırmaktadır [52].

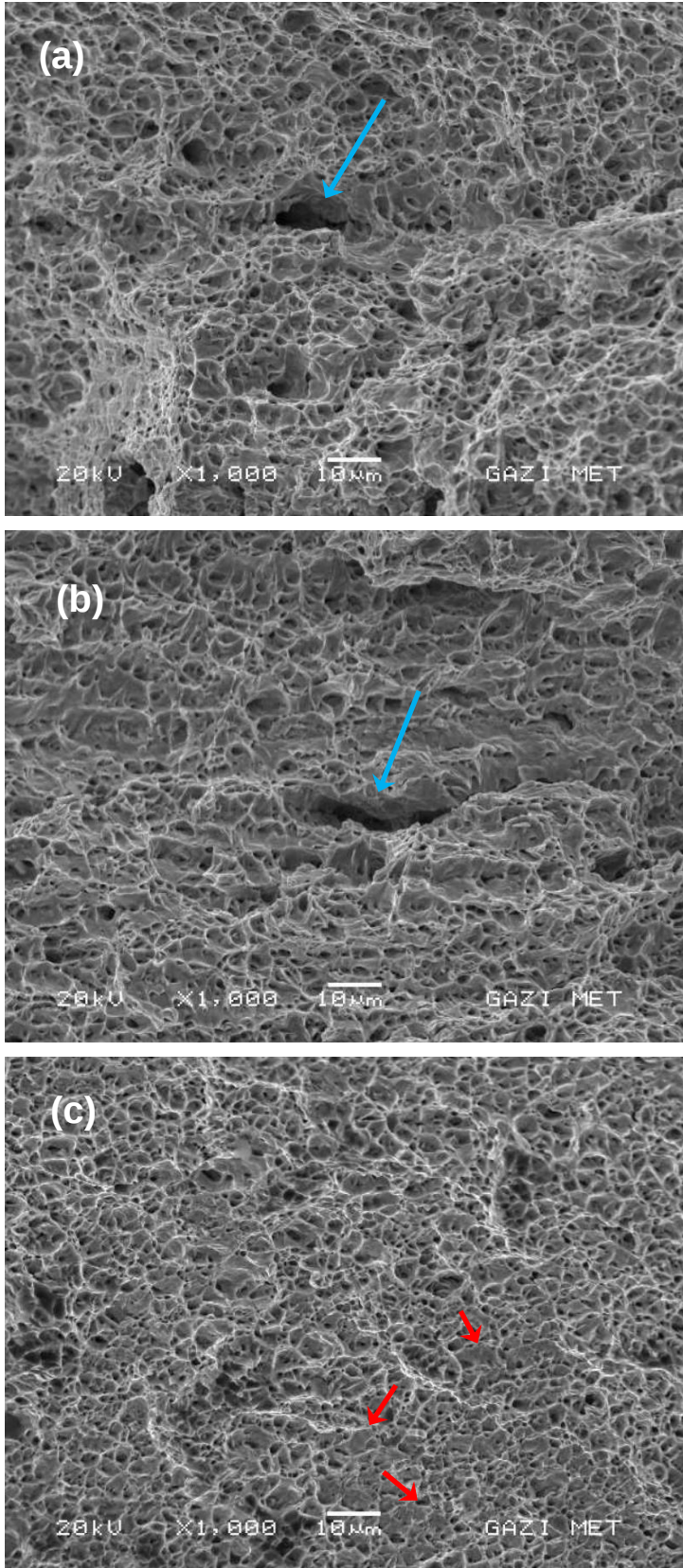
Resim 5.1. (a)'da sarı ok ile gösterilen geniş çaplı ve derin girintiler genellikle mikro boşlukların birleşiminden dolayı ortaya çıkmaktadır ki bu durum sünekliğin artışına katkı sağlamaktadır. Diğer taraftan mavi ok ile gösterilen mikro çatlak yarıklarına da bazen inklüzyonların varlığı neden olabilmektedir. Ayrıca numunenin üretildiği haddeleme imalatından kaynaklı mikroyapıdaki tekstür sonucundaki tane bantlaşmasından kaynaklı olabilir. Bu numunede aynı zamanda kırmızı ok ile gösterildiği gibi küçük alanlı klivaj kırılma moduna rastlanmıştır. Bu durum işlem görmemiş numuneye göre kısmen sünekliğin azalmasına neden olmuştur.



Resim 5.1. 140°C’de (a) Bir kez, (b) İki kez, (c) Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunelerin çekme testi sonrası kopma SEM yüzeyleri

Resim 5.1. (b)'de 140°C'de iki kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunenin nihai çekme testi sonrası kopma yüzeylerinde, bir kez gerinim yaşlandırma sonrasındaki duruma göre daha dar çaplı ve halen daha derin çukurlu kopma modları görülmektedir. Bu durum halen bu şartlarda sünekliğin yüksek olmasının bir nedeni olarak görülebilmektedir. Resim 5.1. (c)'de ise aynı sıcaklıkta üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırma işlemi sonrasında gerçekleşen kopma yüzeyinde de halen çukurlu tip kopma modu varlığını göstermektedir. Çukurlu kopma derinliğinin kısmen daha az olmasına rağmen üç kez tekrarlı çekme gerilmesi durumunda bile bu numune yüksek süneklik değerleri göstermiştir. Bu durumun numunenin sadece süneklik değerleri ile ilgili değil akma ve çekme gerilmesi değerleri ile de ilgili olduğu düşünülmektedir. Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılan numunenin hem akma, hem sertlik hem de maksimum çekme gerilme değerlerinin azaldığı görülmüştür. Bunun erken zamanda plastik deformasyona başlaması ile toplam sünekliğin gelişimine katkı sağladığı anlaşılmaktadır.

Resim 5.2.'de 190°C'de sırasıyla bir kez, iki kez ve üç kez tekrarlı statik gerinim yaşlandırılmış numunelerin nihai çekme testi sonrası elde edilen kopma yüzeyi SEM görüntüleri verilmiştir. Bu sıcaklıkta tüm şartlarda yine çukurlu tip kopma morfolojisinin hakim olduğu söylenebilir. Resim 5.2. (a)'da bir kez yaşlandırılmış numunede, farklı çaplarda ve 140°C'deki kopma yüzeyine göre daha az derin çukurlu modlar görülmektedir. Bu nedenle daha düşük sıcaklıktaki gerinim yaşlandırılmasına göre süneklik değerlerinin kısmen daha düşük elde edildiği düşünülebilir. Ayrıca Resim 5.2. (a)'da mavi ok ile gösterildiği gibi, haddeleme yönündeki ferrit bantlaşması sonucu lokal derin yırtılmaya neden olmuş olabilir. Benzer durum Resim 5.2. (b)'de de mavi ok ile gösterildiği gibi iki kez tekrarlı gerinim yaşlanması sonucunda da görülmüştür. Bu oluşumlar numunede özellikle süneklik değerlerinin azalmasına yol açabilmektedir. İki kez gerinim yaşlandırılan numunenin kopma yüzeyinde daha geniş çaplı ancak daha sık çukurlu kopma morfolojileri görülebilir.



Resim 5.2. 190°C’de (a) Bir kez, (b) İki kez, (c) Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunelerin çekme testi sonrası kopma SEM yüzeyleri

Resim 5.2. (c)'de en az süneklik gösteren üç tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunede de halen derin olmayan sığ çukurlu kopma modları görülürken lokal olarak klivaj tip kopma modları da gerçekleşmiştir. Klivaj kopma modları gerçekleşen malzemelerde genellikle süneklik değerleri de düşüktür. Çift fazlı çeliklerde bu kopma modlarının oluşumu ferrit/martensit fazları arasındaki mikro-boşlukların oluşumu, birleşimi ve çatlak ilerlemesi ile alakalıdır. Şöyle ki; çift fazlı çeliklerde çekme gerilmesi ile birlikte martensit parçacıkları çevresindeki plastik olarak pekleşen ferrit fazının dayanımında martensit fazına yakın artış olursa, mikro boşluklanmadan hemen sonra martensit parçacıklarında kırılmaya veya bazen aşırı pekleşen ferrit fazlarının tane içi kırılmasına yola açabilir [53]. Bu durumda yüksek akma ve çekme gerilmesine sahip olurken klivaj kopma mekanizmasından dolayı da düşük sünekliğe neden olabilir. Bu etkinin bu çalışmada tekrarlı gerinim yaşlanmasının sonucu olarak daha da etkin hale geldiği düşünülebilir. Aynı zamanda artan gerinim yaşlanma sıcaklığı da martensiti kuşatan temiz (yeni) ferritteki mobil dislokasyonlara, karbon ara-yer atomlarının difüzyonla daha hızlı yerleşmesi de buna neden olmuş olabilir.

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Sonuçlar

Bu çalışmada DP600 çeliğine 140°C ve 190°C’de, (%2 öngerinim + 30 dk tavlama) işlemi bir, iki ve üç kere uygulanarak tekrarlı statik gerinim yaşlanması uygulanmış ve yapılan çalışmalar sonrasında elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi bulunmuştur;

1. % 2 öngerinimin ardından 140°C’de 30 dk gerinim yaşlandırma işlemi ile işlemsiz DP600 malzemesine göre çekme dayanımında belirgin bir artış ve % uzamada belirgin bir azalma olduğu görülmüştür. İki kez tekrarlı gerinim yaşlanması ile çekme dayanımında orijinal DP600 eğrisine göre artış olduğu görülmüş fakat bir kez gerinim yaşlanması uygulanan numuneye göre maksimum çekme dayanımı değerinde azalma görülmüştür. % uzama değerlerinde ise bir kez ve iki kez gerinim yaşlanması uygulandığında aralarında ciddi bir fark görülmemiştir. Üç kez tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunenin çekme dayanımı değerlerinde yine bir kez ve iki kez öngerinimli yaşlandırma sonuçlarına göre daha da azalma olduğu görülmüştür. 140°C’de yapılan tüm statik tekrarlı gerinim yaşlandırma çalışmaları sonunda çift fazlı çeliklerin karakteristik özelliği olan sürekli akma davranışını korunmuştur.
2. % 2 öngerinimin ardından 190°C’de yapılan gerinim yaşlanması işlemleri sonrası bir kez gerinim yaşlandırma işlemi ile işlem görmemiş DP600 numunesine kıyasla çekme dayanımında belirgin artış ve % uzamada belirgin azalma görülmüştür. İki kez gerinim yaşlandırma uygulanmasının ardından çekme dayanımı ve pekleşme hızında da artış meydana gelmiştir. Ayrıca süresiz akma davranışı sergilemeye başladığı ve çift fazlı çelik karaktestiğinden uzaklaştığı görülmüştür. Üç kez tekrarlı gerinim yaşlanması işleminin sonucunda akma dayanımının arttığı ve çift fazlı çeliklerin en belirgin özelliği olan sürekli akma davranışının ortadan kalktığı anlaşılmıştır.
3. 140°C’de ve 190°C’de yapılan çalışmalarda öngerinim tekrar sayısının artışı ile sertlikte azalma olduğu görülmüştür. Bu durum numunelerin akma gerilme değerleri ile beklenmedik şekilde ters ilişkili olduğu anlaşılmıştır. Buna neden olarak öngerinim miktarına ve sıcaklığa bağlı olarak martensitin muhtemelen temperleme sürecine girmesi ve beraberinde ferrit fazının yaşlandırma işlemleri ile mukavemetlendirilmesine bağlı değişken bir sonuç olarak görülmektedir. Her bir öngerinim tekrarı adımı kıyaslandığında 190°C’de daha yüksek sertlik değerleri elde edildiği görülmüştür.

4. Tüm numunelerin çekme testleri sonunda kopma yüzeylerinde çukurlu (dimple) kopma yüzeylerinin hakim olduğu belirtilebilir. Özellikle sünekliğin azalması ile birlikte çukurlu kopma tipinin kısmen azaldığı görülmüştür. Ancak tane içi kırılma çatlağının sonucu olan klivaj (cleavage) tip kopma moduna çok ender rastlanmıştır. 140°C’de bir kez gerinim yaşlandırılan numunede hem küçük çaplı hem de büyük çaplı çukurlu tip kopma modu hakimken ön gerinim sayısının artışı ile çukurcukların çapları ve derinliği azalmıştır.
5. 190°C sıcaklıkta tüm şartlarda yine çukurlu tip kopma morfolojisinin hakim olduğu söylenebilir. Bir kez yaşlandırılmış numunede, farklı çaplarda ve 140°C’deki kopma yüzeyine göre daha az derin çukurlu modlar görülmektedir. Ayrıca haddeleme yönündeki ferrit bantlaşması sonucu lokal derin yırtılma olabilir. Bu oluşumlar numunede özellikle süneklik değerlerinin azalmasına yol açabilmektedir. Öngerinim sayısının artışı ile kopma yüzeylerinde daha geniş çaplı ancak daha sık çukurlu kopma morfolojileri görülmüştür. Üç tekrarlı gerinim yaşlandırılmış numunede de lokal olarak cleavage tip kopma modları da gerçekleşmiştir.
6. Kırık yüzeyler incelendiğinde, sıcaklık ve (%2 öngerinim + 30 dk tavlama) işleminin tekrarlanma sayısının artması ile birlikte sünekliğin azaldığı söylenebilir.

Öneriler

1. Farklı sıcaklıklarda ve farklı ön gerinim miktarlarına bağlı olarak tekrarlı gerinim işlemleri uygulanabilir.
2. Farklı ticari çift fazlı çelikler için de hem martensit hacim oranına bağlı hem de martensit parçacık boyutuna bağlı olarak bu işlemler incelenebilir.
3. Tekrarlı gerinim yaşlanması işlemlerine bağlı olarak çeliklerin korozyon, yorulma ve aşınma özellikleri incelenebilir.
4. Özellikle akma gerilmesi ve sertlik ilişkilerini daha somut belirlemek amacıyla martensit ve ferrit fazlarının mikro sertlik çalışmaları yapılabilir.

KAYNAKLAR

1. Schmitt, J. H., and Lung, T. (2018). New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *Comptes Rendus Physique*, 19(8), 641-656.
2. Speich, G.R. (1990). *ASM Handbook*. (Vol 1). By ASM Handbook Committee, USA, ASM International, 424-429.
3. Türkmen, M. (2013). *Çift Fazlı Çeliklerde Martenzit Morfolojisi ve Hacim Oranının Statik Deformasyon Yaşlanma Davranışına Olan Etkisi*, Doktora Tezi, Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 3-4.
4. Béres, G., and Tisza, M. (2017). The Effect of Tensile Strength on the Formability Parameters of Dual Phase Steels. *Lecture Notes in Mechanical Engineering Vehicle and Automotive Engineering*, 197-204.
5. Farias, F., Balbi, M., Batista, M. N., and Alvarez, I. (2018). Characterization of a Continuously Cooled Dual-Phase Steel Microstructure. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49(12), 6010-6021.
6. Güral, A. (1999). *Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin İşlenebilirlik Özellikleri Üzerine Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 5-27.
7. Özer, E.K. (2019). *Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretilen Sade Karbonlu Çeliklerin Statik Deformasyon Yaşlanması Davranışlarının İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 22-24.
8. Rashid, M. S. (1981). Dual Phase Steels, *Annual Review of Materials Science*, 11(1), 245-266.
9. Kawalla, R., Kuziak, R., and Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry. *Arch Civ Mech Eng*, 8(2), 103-117.
10. De la Concepción, V., Lorusso, H., and Svoboda, H. (2015). Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steels. *Procedia Materials Science* 8, 1047-1056.
11. Davies, R. G., (1978). Influence of martensite composition and content on the properties of dual-phase steels. *Metallurgical Transactions 18A*, 671-679.
12. Abedini, O., Behrooz, M., Marashi, P., Ranjbarnodeh, E., and Pouranvari, M. (2019). Inter-critical Heat Treatment Temperature Dependence of Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Dual Phase Steel. *Materials Research*, 7-9.
13. Archie, F. (2018). *Damage nucleation in DP-steels: experimental characterization of the contributing microstructural parameters*. Ph. D. Thesis, Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Germany, 9-10.

14. Kabakci, F., and Salamci, E. (2011). Influence of microstructure on tensile properties of dual phase steel. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 26, 263-272.
15. Gaikwad, A., Singh, R. R., Singh, S. S., and Vishnu, P. S. (2015). Comparison of mechanical properties of medium carbon steel with dual phase steel. *International Journal of Mechanical Engineering*, 4, 1-8.
16. Rajput, K. S. (2012). Effect of heat treatment on mechanical properties and to study the wear behavior of dual-phase steels using air-jet erosion test. *Indian Institute of Technology Roorkee*, 10-11.
17. Kunio, T., Shimizu, M., Suzuki, H., and Yamada, K. (1975). An effect of the second phase morphology on the tensile fracture characteristics of carbon steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 7(3), 411-432.
18. Tosun, A. (2007). *Yaşlandırılan Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Davranışlarının İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 30-40.
19. Ergene, B. (2015). *Çift Fazlı Çeliklerin Deformasyon Davranışının Analizi*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 5-6.
20. Speich, G. R., Demarest, V. A., and Miller, R. L. (1981). Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. *Metallurgical and materials transactions A*, 12(8), 1419-1428.
21. Garrent, A. J., and Xlie-Ling, C. (1985). The development of some dual-phase steel structures from different starting microstructures. *Metallurgical Transactions 19A*, 543-557.
22. Yang, D. Z., Brown, E. L., Matlock, D. K., and Krauss, G. (1985). The formation of austenite at low intercritical annealing temperatures in a normalized 0.08 C-1.45 Mn-0.21 Si steel. *Metallurgical Transactions A*, 16(8), 1523-1526.
23. Kim, N. J., and Thomas, G. (1981). Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1 C steel. *Metallurgical Transactions A*, 12(3), 483-489.
24. Huang, J., Militzer, M., and Poole, W. (2004). Austenite formation during intercritical annealing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35, 3363-3375.
25. Garcia, C. I., and DeArdo, A. J. (1981). Formation of Austenite in 1.5 pct Mn steels. *Metallurgical Transactions A*, 12(3), 521-530.
26. Matlock, D. K., Krauss, G., Ramos, L. F., and Huppi, G. S. (1979). A correlation of processing variables with deformation behavior of dual-phase steels. *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, 62-68.
27. Chang, W. J., and Kim, C. H. (1985). Ferrite growth on cooling after intercritical annealing in dual-phase steel. *Scripta Metallurgy*, 118, 37-43.

28. Crooks, M. J., Garratt-Reed, A. J., Vander Sande, J. B., and Owen, W. S. (1981). Precipitation and recrystallization in some vanadium and vanadium-niobium microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 12(12), 1999-2013.
29. Priestner, R., and Ajmal, M. (1988). *Thermomechanically processed dual-phase steel: effects on hardenability and mechanical properties*. Ph. D. Thesis, University of Manchester, Institute of Science and Technology, England, 10-20.
30. Saleh, M. H., and Priestner, R. (2001). Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 587-593.
31. Leslie, W. C., (1980). *The Physical Metallurgy of Steels*. New York: McGraw-Hill Book Company, 189-210.
32. Baird, J. D., (1963). Strain Ageing of Steel-A Critical Review, *Iron and Steel*, 36, 186-192.
33. Baird, J. D. (1971). The Effect of Strain Ageing due to Interstitial Solutes on the Mechanical Properties of Metal. *Metallurgical Reviews*, 16, 1.
34. Bilby, B. A., and Cottrell, A. H. (1949). Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron. *Proc. Physics Society*, 62, 49-62.
35. Glen, J. (1957). Effect of Alloying Elements on the High Temperature Tensile Strength of Normalised Low Carbon Steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 186, 21.
36. Rashid, M. S. (1977). Relationship Between Steel Microstructure and Formability. Ed. by. Davenport A.T. *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, 1-29.
37. Gündüz, S. (2008). Static Strain Ageing Behaviour of Dual Phase Steels. *Materials Science and Engineering: A*, 486(1-2), 63-71.
38. Kaçar, R., ve Gündüz, S. (2009, 13-15 Mayıs). *Statik Gerinim Yaşlanmasının Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Etkisi*. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), Karabük.
39. Demir, B., Gündüz, S., and Kaçar, R. (2008). Effect of aging temperature and martensite by volume on strain aging behaviour of dual phase steel. *Ironmaking & Steelmaking*, 35(1), 63-68.
40. Ekrami, A. (2005). High temperature mechanical properties of dual phase steels. *Materials Letters*, 59(16), 2070-2074.
41. Mulford, R. A., and Kocks, U. F. (1979). New Observations on The Mechanism of Dynamic Strain Ageing and Jerky Flow. *Acta Metallurgy*, 27, 1125-1133.
42. Büyükdoğan, S. (2011). *Yaşlandırılan Al - Mg - Si Alaşımının Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 21-86.

43. Queiroz, R. R. U., Cunha, F. G. G., and Gonzalez, B. M. (2012). Study of Dynamic Strain Aging in Dual Phase Steel. *Materials Science and Engineering: A*, 543, 84-87.
44. Gündüz, S. (2002). Dynamic Strain Ageing Effects in Niobium Microalloyed Steel. *Ironmaking and Steelmaking*, 29, 341-346.
45. Okumuş, Ş. (2013). *Düşük Karbonlu Mikroalaşımli Çeliklerde Soğuma ve Deformasyon Yaşlanması Mekanik Özelliklere Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 23-32.
46. Davies, R.G. and Magee, C.L. (1979). Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels, Ed. by R.A. Kot and J.W. Morris, *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, 1-19.
47. Waterschoot, T., and Verbeken, K. (2006). Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP steel. *ISIJ international*, 46(1), 138-146.
48. Smallman, R., E. (1990). *Modern Physical Metallurgy*, Forth Ed., University of Birmingham, Department of Metallurgy and Material, 149-151.
49. Honeycombe, R. W. K., and Bhadeshia, H. K. D. H. (1995). *Steels* (2nd ed.), London: Edward Arnold, 302-318.
50. Herman, W. A., Erazo, M. A., DePatto, L. R., Sekizawa, M., and Pense, A. W. (1987). Strain ageing behaviour of microalloyed steels. *Welding Research Council Bulletin*, 322, 1-13.
51. Ji, D., Zhang, M., Zhu, D., and Li, L. (2017). Influence of Microstructure and Pre-straining on the Bake Hardening Response for Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels of Different Grades. *Materials Science and Engineering A*, 129-141.
52. Katani, S., Ziaei-Rad, S., and Nouri, N. (2013) Microstructure Modelling of Dual-Phase Steel Using SEM Micrographs and Voronoi Polycrystal Models. *Metallogr. Microstruct. Anal.* 2, 156–169.
53. Ahmad, E., Manzoor, T., Ali, K., and Akhter, J. (2000). Effect of Microvoid Formation on the Tensile Properties of Dual-Phase Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 9, 306-310.



GAZİ GELECEKTİR..