



**ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ODA SICAKLIĞI DEFORMASYON
YAŞLANMASI ÜZERİNE BİR ÇALIŞMA**

Buğra ŞAHİN

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

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

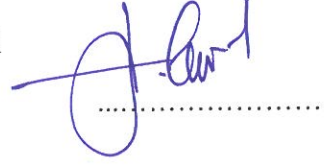
ARALIK 2018

Buğra ŞAHİN tarafından hazırlanan “ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ODA SICAKLIĞI DEFORMASYON YAŞLANMASI ÜZERİNE BİR ÇALIŞMA” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Başkan: Prof. Dr. Ramazan ÇITAK

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Doç. Dr. Ziya ESEN

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Çankaya Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.



Tez Savunma Tarihi: 27/12/2018

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....
Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

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.


Buğra ŞAHİN

27/12/2018

ÇİFT FAZLI ÇELİKLERİN ODA SICAKLIĞI DEFORMASYON YAŞLANMASI ÜZERİNE BİR ÇALIŞMA

(Yüksek Lisans Tezi)

Buğra ŞAHİN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Aralık 2018

ÖZET

Otomotiv sektöründe geniş kullanım alanı olan çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında gerinim yaşlanması sonundaki çekme özellikleri araştırılmıştır. Bu amaçla DP600 çift fazlı çeliği kullanılmıştır. Ayrıca bu çelikler 890 °C’den su verilip ardından tekrar 733 °C sıcaklıklarda su verilerek ferritik matriste daha fazla martensit hacim oranı üretilmiştir. İki farklı ferrit + martensit mikroyapısına sahip bu çelik numunelere %6 ve %12 ön gerinim yapılmış daha sonra oda sıcaklığında 1-2-3 ve 4 ay süre sonunda gerinim yaşlanması uygulanmıştır. Çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığı statik gerinim yaşlanma süresi ve artan martensit hacim oranına bağlı olarak sertlik, akma ve maksimum çekme gerilme değerleri artmış olup, genel olarak kopma birim uzama değerlerinde düşüş olduğu görülmüştür. Kırık yüzey incelemelerinde ise yine artan yaşlanma süresi ve martensit hacim oranına bağlı olarak taneler arası sünek kırılmadan tane içi gevrek kırılma davranışına doğru bir eğilim gerçekleşmiştir. Bu çalışma ile şekillendirilen çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında mekanik özelliklerinin önemli ölçüde değişeceği ve bu çeliklerin temel özelliği olan sürekli akma davranışlarının zamanla yitirileceğini gösterilmiştir.

Bilim Kodu : 91519

Anahtar Kelimeler : Malzeme karakterizasyonu, gerinim yaşlandırması, çift fazlı çelikler, çekme özellikleri

Sayfa Adedi : 63

Danışman : Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

A STUDY ON ROOM TEMPERATURE STRAIN AGING OF
DUAL-PHASE STEELS

(M. Sc. Thesis)

Buğra ŞAHİN

GAZİ UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

November 2018

ABSTRACT

The tensile properties of dual phase steels, which are widely used in the automotive sector, at the end of strain aging at room temperature were investigated. For this purpose, DP600 dual phase steel was used. In addition, these steels were water-quenched from 890 °C and then re-quenched from 733 °C and thus more martensite volume ratio in the ferritic matrix were produced. 6% and 12% pre-strain to steel samples having two different ferrite plus martensite microstructures were applied and then strain aging at room temperature for 1-2-3 and 4 months were carried out. Depending on increasing room temperature static strain aging time and martensite volume fraction of dual phase steels the hardness, the yield and ultimate tensile stress values of the steels were increased and it was observed that there was a decrease in the breaking elongation values in general. On the other hand, a tendency toward trans granular brittle fracture behavior has been observed in the fracture surface by increasing aging time and martensite volume ratio. By this study, it has been shown that the mechanical properties of formed dual phase steel will change significantly and continuous yield behavior, which is the main properties of these steels, will be lost in time.

Science Code : 91519

Keywords : Material characterization, strain aging, dual-phase steel, tensile properties

Page Number : 63

Supervisor : Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans öğrenimim süresince ve tez çalışmamın her aşamasında bilgi ve deneyimleriyle bana yol gösteren, her türlü araştırma olanağını ve desteğini sağlayan, bana gösterdiği sabır ve anlayışla güzel bir çalışma ortamı sağlayan değerli danışman hocam Sayın Prof. Dr. Ahmet GÜRAL'a, en içten saygı ve teşekkürlerimi sunarım. Her zaman çalışmalarımda benden bilgisini, yardımını ve arkadaşlığını esirgemeyen Arş. Gör. Dr. Onur ÇAVUŞOĞLU'na en derin samimiyetimle teşekkürlerimi iletirim. Yine desteklerini her zaman yanımda hissettiğim anneme, babama ve abime teşekkürlerimi sunarım.



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 Çeliklerin Üretimi ve Kullanım Yerleri.....	4
2.2. Çift Fazlı Çelik Üretim Isıl İşlemi ve Mikroyapı Oluşumları.....	5
2.2.1. Isıl işlem.....	5
2.2.2. Kısmi östenitleme ve bekletme süresinin mikro yapıya ve bazı mekanik özellikler üzerine etkisi.....	10
3. DEFORMASYON (GERİNİM) YAŞLANDIRMASI	21
3.1. Çift Fazlı Çeliklerin Gerinim Yaşlanma Davranışları	21
3.2. Statik Gerinim Yaşlandırması	23
3.3. Dinamik Gerinim Yaşlandırması	27
3.4. Karbon Atomlarının Gerinim Yaşlanmasındaki Rolü	29
3.5. Çökelme Yaşlandırması	30
3.5.1. Çökelme ısıl işlemi	30
3.5.2. Çözündürme işlemi	30
3.5.3. Su verme	30
3.5.4. Yaşlandırma (çökelme sertleşmesi)	30

	Sayfa
3.5.5. Yaşlandırma ile dayanımdaki değişimler	30
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	31
4.1. Malzeme.....	31
4.2. Çekme Testi	33
4.3. Sertlik Ölçümleri.....	34
4.4. Mikroyapı inceleme	35
4.5. Kırık Yüzey İncelemeleri.....	36
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMALAR.....	37
5.1. Mikroyapı.....	37
5.2. Statik Gerinim Yaşlanmasına Bağlı Olarak Sertlik Değişim Sonuçları	38
5.3. Statik Gerinim Yaşlanmasına Bağlı Olarak Çekme Test Sonuçları	40
5.4. Akma Gerilmesi Değerleri	43
5.5. Maksimum Çekme Gerilme Değerleri	45
5.6. Birim Uzama Değerleri.....	46
5.7. Kırık Yüzey Sonuçları	48
6. SONUÇLAR.....	53
KAYNAKÇA.....	55
ÖZGEÇMİŞ	63

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.1. DP 600 çift fazlı çeliğin kimyasal kompozisyonu	31
Çizelge 5.1. Orjinal DP600 çift fazlı çelik ve çift fazlı SS numunelerinin martensit hacim oranları	38



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Kullanılan malzemeye göre kazalarda korunma oranı	5
Şekil 2.2. Farklı çeliklerin ısıtılma evrelerinin şematik gösterimi, a) DP-AR, b) DP-H, c) DP-HT ve d) DP-AT	6
Şekil 2.3. Isıl işlem yöntemlerinin şematik gösterimi	7
Şekil 2.4. Çift fazlı çelik üretimi için ısıtılma yöntemleri (a) IDP; arakritik tavlama çift fazlı çelik, (b) ADP; östenit çift fazlı çelik	8
Şekil 2.5. Silisyum alaşım elementinin Fe-C denge diyagramının üzerine etkisi	9
Şekil 2.6. Ferrit+Perlit mikroyapısının düşük arakritik sıcaklıklarda tavlama esnasında östenitin oluşumu	11
Şekil 2.7. Çift-fazlı çelik üretim ısıtılma işlemlerinin şematik gösterimi, a) ara su verme, b) Arakritik çift-faz, c) Östenit çift-faz	12
Şekil 2.8. Ferrit-Perlit çeliklerin arakritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin iç evreli olarak meydana çıkmasının şematik gösterimi a. Perlit mikroyapısının çözünmesi, b. Östenit fazının içine karbon difüzyonu ile östenit fazının büyümesi, c. Ferrit fazının içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi, d. Östenit fazının içine Mn difüzyonu ile son denge sağlanması.....	14
Şekil 2.9. Arakritik sıcaklıklarda tavlama esnasında tane sınırı difüzyonu ile mangan paylaşımı	17
Şekil 2.10. Soğuma hızının çift fazlı çeliklerin mikroyapılarının üzerine etkilerini göstermek için çizilen mikroyapı haritası	18
Şekil 2.11. Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin hacim oranındaki değişim.....	20
Şekil 3.1. Ön deformasyon ve statik deformasyon yaşlanmanın gerilim-uzama.....	24
Şekil 3.2. Dinamik gerinim yaşlanması sonucunda gerilim-birim uzama diyagramındaki değişim	29
Şekil 3.3. Uygulanan gerinim karşısında karbon atomlarının uygun oktahedral boşluklara hareketi	30
Şekil 4.1. SS numunelerin ısıtılma ve su verme süreci	32
Şekil 5.1. DP600 malzemesinin öngerinimsiz ve %6 öngerinim sonrası statik gerinim yaşlanma zamanına bağlı sertlik değişim grafiği.....	39

Şekil	Sayfa
Şekil 5.2. DP600 malzemesinin öngerinimsiz ve %12 öngerinim sonrası statik gerinim yaşlanma zamanına bağlı sertlik değişim grafiği	39
Şekil 5.3. %6 öngerinim uygulanan Or numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları	41
Şekil 5.4. %12 öngerinim uygulanan Or numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları	41
Şekil 5.5. %6 öngerinim uygulanan SS numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları	42
Şekil 5.6. %12 öngerinim uygulanan SS numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim- birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları	42
Şekil 5.7. %6 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak akma gerilmesi değişimleri	44
Şekil 5.8. %12 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak akma gerilmesi değişimleri	44
Şekil 5.9. %6 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak maksimum çekme gerilme dayanımlarındaki değişimleri.....	45
Şekil 5.10. %12 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak maksimum çekme gerilme dayanımlarındaki değişimleri	46
Şekil 5.11. %6 ve %12 öngerinim uygulanan Or numunelerinin statik yaşlanma zamanına bağlı olarak birim uzama değerlerindeki değişimleri.....	47
Şekil 5.12. %6 ve %12 öngerinim uygulanan SS numunelerinin statik yaşlanma zamanına bağlı olarak birim uzama değerlerindeki değişimleri.....	47

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. DP600 çeliğinin tipik bir mikroyapısı (koyu renkli faz martensit, açık renkli faz ferrittir.)	3
Resim 4.1. Isıl işlem fırını.....	32
Resim 4.2. Çekme test numunesinin (a) resmi ve (b) standart ölçüleri	33
Resim 4.3. Çekme deneylerinin yapıldığı cihaz	34
Resim 4.4. Shimadzu Vickers sertlik cihazı	34
Resim 4.5. Optik metal mikroskopi	35
Resim 4.6. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).....	36
Resim 5.1. a) DP600 çeliğinin orijinal mikroyapısı (Or), b) Çift su verme ısıl işlemi (SS) uygulanmış DP600 çeliğinin mikroyapısı	37
Resim 5.2. a) Öngerinimsiz ve %6 öngerinim uygulanan orjinal DP600 numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri	49
Resim 5.3. a) Öngerinimsiz ve %12 öngerinim uygulanan orjinal DP600 numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri	50
Resim 5.4. a) Öngerinimsiz ve %6 öngerinim uygulanan SS numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri	51
Resim 5.5. a) Öngerinimsiz ve %12 öngerinim uygulanan SS numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri	52

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
%	Yüzde
+	Artı
<	Küçüktür
±	Küçük veya büyük
Al	Alüminyum
C	Karbon
Cr	Krom
Fe	Demir
HV2	Vickers Sertlik
mm	Milimetre
Mn	Mangan
Mo	Molibden
MPa	Megapascal
N	Azot
NaCl	Tuz
°C	Santigrat Derece
Si	Silisyum
sn	Saniye
Ti	Titanyum
TS	Gerilim direnci (Tensile Strenght)
V	Vanadyum
YS	Akma dayanımı (Yield Strength)
α	Ferrit fazı
β	Martensit fazı
ϵ	Birim uzama

Simgeler	Açıklamalar
γ	Östenit fazı
σ	Çekme dayanımı

Kısaltmalar	Açıklamalar
ADP	Östenit çift fazlı çelik
BH	Fırında sertleşme (Bake Hardening)
dk	Dakika
DP – AR	Sertleştirilmiş çift fazlı çelik
DP – H	Sertleşmiş + temperlenmiş Çift fazlı çelik
DP – HT	Ön tavlama sıcaklığında östemperlenen çift fazlı çelik
DP	Çift fazlı (Dual-Phase)
DP- AT	Östemperlenmiş çift fazlı çelik
GP	Guiner-Preston Bölgesi
IDP	Akritic çift fazlı çelik
Or	Orijinal deney numunesi
SS	Çift su verilen deney numunesi
vb	Ve benzeri

1. GİRİŞ

Çift fazlı çelikler, martensit ve ferrit fazlarından oluşur. Böyle bir karışımda martensit yüksek dayanım sağlarken ferrit matrisi ise iyi bir uzama özelliği kazandırır. Bu çelikler iyi dayanım ve uzama özelliklerinden dolayı, yüksek dayanım ve şekillendirme gerektiren otomobil parçası üretiminde kullanılabilir. Çift fazlı çelikler, aynı zamanda mikro çatlak yayılmasına yüksek direnç gösterdiklerinden iyi bir yorulma özelliğine de sahiptir [1]. Çift fazlı çelikler sürekli akma özelliği ve iyi bir pekleşme özelliğine sahiptir. Bu çeliklerde martensit hacim oranı %20'nin üstündedir. Ferrit ve martensit fazlarıyla birlikte bir miktar beynit, perlit ve/veya kalıntı östenit de bulunabilir [2].

Çift fazlı çelikler çoğunlukla iki yöntemle üretilirler; ilki, düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çeliklerin ara arakritik sıcaklık ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlınmasının ardından oda sıcaklığına kadar su verilerek üretilmesidir. Diğeri ise östenitik bölgede haddelenmesinin ardından ara arakritik ($\alpha+\gamma$) sıcaklığına kadar soğutulup ardından bu bölgede oda sıcaklığına kadar su verilerek de üretilir [3,4].

Çift fazlı çelikler, fırında sertleşme (Bake Hardening -BH) özelliğine sahiptirler ve bu otomobil gövde yapım parçalarının şekillendirilmesi için önemlidir. Örneğin; otomobil yapımı için şekillendirilen parçalar boyandıktan sonra boyayı kurutmak amacıyla 130-170 °C sıcaklık aralığında 15-20 dakika kadar fırınlanır. Bu işlem esnasında malzemenin akma gerilmesi dayanımında görülen artış fırında sertleşme olarak tanımlanır. Bu işlem sırasında akma gerilmesi dayanımında görülen artış deformasyon yaşlanması mekanizması ile açıklanabilir. Fırında sertleşmeye sebep olan ferrit fazı içinde çözünmüş olan karbon atomlarıdır. Artan akma gerilmesi dayanımı tokluk direnci sağlar. Bu etkilerin araştırılması özellikle otomotiv endüstrisinin ilgisini çekmektedir [5].

Çift fazlı çeliklerin şekillendirildikten sonra kullanıldıkları yerlere bağlı olarak zamanla mekanik özelliklerinin değişebileceği düşünülmektedir. Bu durum öngerinime bağlı etkilerle gerinim yaşlanması olarak karşımıza çıkabilir. Bu durumun çift fazlı çeliklerin zamanla performansını etkilemesi kaçınılmazdır.

Larour ve diğerleri [6] oda sıcaklığında otomobil gövde parçalarının mekanik özellikleri üzerine mikroyapı ve öngerinim oranlarının etkilerini araştırmışlardır. DP 600 çift fazlı

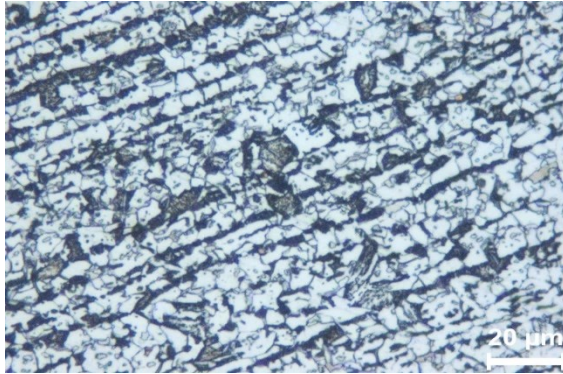
çeliğin mekanik özellikleri mekanik çekme test cihazları ile test edilmiştir. Larour, deneylerinin sonucunda farklı mikroyapı ve öngerinim oranlarının numune mekanik özelliklerini değiştirdiğini saptamıştır. Tarigopula ve diğerleri [7] ayrıca yaklaşık olarak %1, %4 ve %8 plastik gerinim sonrası çift fazlı çeliklerin elastik ve plastik davranışlarını incelemiştir. Sonuçlar artan öngerinim oranı ile numunelerin akma gerilmesi dayanımlarının arttığını ve sertleştiğini göstermiştir.. Dahası böyle çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri arasındaki ilişkiler, bu malzemelerin yapısal kararlılıklarını analiz etmek için de ayrıca önemlidir. Abdalla [8] çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında önemli derecede gerinim yaşlanmasına maruz kalmadığını düşünürken, Himmel ve diğerleri [9] küçük deformasyonlarda bile oda sıcaklığında dahi çift fazlı çeliklerin gerinim yaşlanmasına maruz kalabileceğini bildirmektedir.

Bu araştırmada da ticari olarak kullanılan DP 600 çift fazlı çelikler ve ayrıca bu çelikte martensit hacim oranı ve/veya parçacık boyutunu değiştirmek amacıyla laboratuvar ortamında önce 890 ± 3 °C / 5 dakika tamamen östenitlenip ardından su verilmiştir. Ardından tekrar 733 ± 3 °C / 5 dakika ara arakritik tavlama bölgesinde kısmi östenitlenip tekrar su verilerek farklı ferrit-martensit mikroyapılı çift fazlı çelik yeniden üretilmiştir. İkinci uygulanan bu ısıl işlemlerle DP600 çift fazlı çelikteki mevcut martensit parçacıklarının boyutlarını düşürmek amaçlanmıştır. Ancak ileride de değinileceği üzere bu sıcaklıkta üretilen yeni çift fazlı çelik numunenin martensit hacim oranı DP600 çift fazlı çeliğinden daha fazladır. Dolayısıyla elde edilen martensit parçacık boyutu etkili olarak düşürülememiştir. Çalışmalardaki tüm numunelere sırasıyla %6 ve %12 öngerinimler uygulanarak oda sıcaklığında (25 ± 3 °C) 1-2-3 ve 4 ay bekletilerek malzemelerin statik gerinim yaşlanması sonucu mekanik özelliklerindeki değişimler araştırılmıştır. Böylece şekillendirme uygulamalarında yaygın olarak kullanılan çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında bile mekanik davranışlarının ve performanslarının zamanla değişebileceğine dikkat çekilmeye çalışılmıştır.

2. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

Çift fazlı (DP) çelikler yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerin yeni türüdür. Mikro yapılarında, yumuşak ferrit fazının içerisinde sert martensit fazının dağılımları mevcuttur (Resim 2.1). DP çeliklerin mikroyapılarında perlit, beynit ve/veya kalıntı östenit çok az miktarda bulunmasına rağmen çift faz terimi, esas yapıyı oluşturan ferrit ve martensit fazlarına itafen adlandırılmaktadır [10]. Ferrit-martensit mikroyapılı çelikler, ferrit-beynit mikroyapılı çelikler gibi çift fazlı çelikler otomobil parça üretim sürecinde yüksek dayanım gösterdikleri için otomotiv endüstrisinde büyük ilgi görmektedir. Çift fazlı çelikler yüksek dayanımın, iyi sünekliliğin, sürekli akmanın, yüksek ilk çalışma sertleşme oranının (n değeri) ve yüksek akma / çekme gerilme oranının (YS/TS) birlikteliğini sağlar [11]. Bu özellikler geleneksel yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler üstünde avantaj sağlar [12-17].

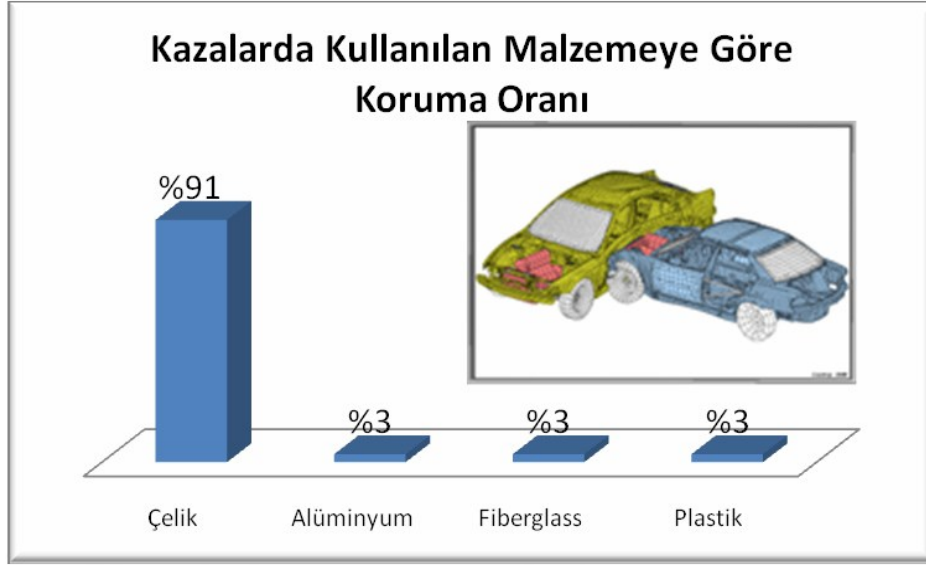
DP çeliklerin mekanik özellikleri mevcut fazların şekli, boyutu ve hacim oranı tarafından belirlenir. Bunlar tavlama parametrelerine ve alaşım elementlerine bağlıdır. Şimdiye kadar bazı araştırmacılar ferrit-martensit çift fazlı çeliklerin özellikleri üzerine martensitin içeriğini [18-19], morfolojisini ve martensit ve tane boyutu dağılımını içeren etkilerini çalışmışlardır [20-27].



Resim 2.1. DP600 çeliğinin tipik bir mikroyapısı (koyu renkli faz martensit, açık renkli faz ferrittir.)

2.1. Çift Fazlı Çeliklerin Üretimi ve Kullanım Yerleri

Çift fazlı çelikler çoğunlukla iki yöntemle üretilirler; ilki kimyasal bileşimi uygun, düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çeliklerin doğrudan arakritik sıcaklık ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlانmasının ardından oda sıcaklığına su verilerek üretilebilir. Diğer üretim yöntemi ise tam östenitik bölgede haddelenme işleminin ardından arakritik ($\alpha+\gamma$) soğutulularak bu bölgeden su verilerek üretilmesidir [3,4]. Martensit fazlarının varlığı, çift fazlı bir çelikte yumuşak ve sünek ferrit matris içinde sert bir ikinci faz olarak gerilimin daha iyi dağılımını destekler. Başka bir deyişle, bu durum deforme edilebilen ferrit ve nispeten deforme edilemeyen martensit fazları arasında yeterli yük transferi ile sonuçlanır [28,29]. DP çelikler güçlü bir fırında sertleşme etkisi gösterir ve bu otomobil gövde yapı parçalarının şekillendirilmesi için önemlidir. Özellikle otomotiv endüstrisi bu özelliklerin araştırılmasına büyük ilgi gösterir [5]. Çift fazlı çelikler yüksek dayanım ve kolay işlenebilirlik özelliklerinden otomotiv endüstrisinde geniş kullanım alanına sahiptir [11]. Bütün araçların ağırlıkları düşerken, kuvvetin ve kalınlığın ölçülerini korumak için DP çelikler otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılır. Böylece yakıt verimliliği artar [30]. Taşıtlarda önemli bir unsur olan güvenliğin geliştirilmesi arzusu, çelik gibi mukavemeti yüksek malzemelerin kullanımını da arttırmaktadır. Şekil 2.1’de kullanılan malzeme türüne göre kazalarda korunma oranları verilmiştir. Meydana gelen kazalarda çelik malzemeler ile tasarımı ve üretimi yapılmış olan araçlarda can kaybını %90 oranında engellemenin mümkün olduğu görülmektedir. Alüminyum, fiberglas ve polimer malzemelerinin koruma oranları %3 civarındadır. Bu önemli durum çift fazlı çeliklerin otomotiv endüstrisinde kullanımını arttırmaktadır [31].



Şekil 2.1. Kullanılan malzemeye göre kazalarda korunma oranı [31]

2.2. Çift Fazlı Çelik Üretim Isıl İşlemi ve Mikroyapı Oluşumları

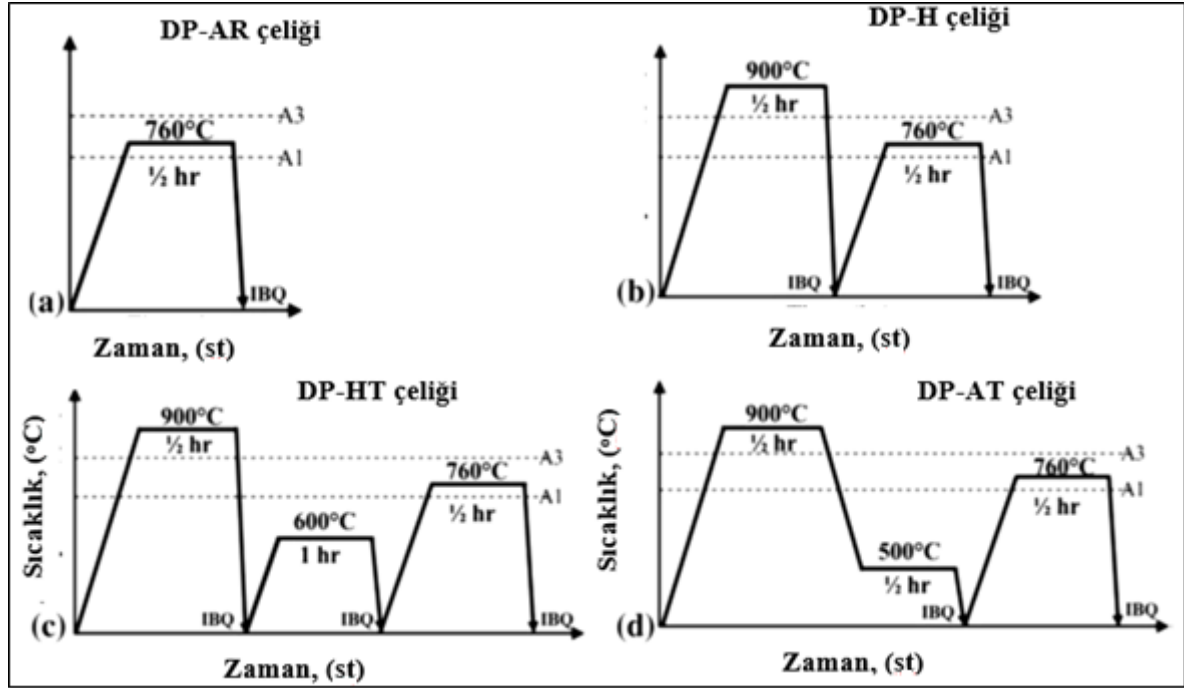
2.2.1. Isıl işlem

Çift fazlı çelik üretimi temelde iki ısıl çevrimi ile üretilir [32,33]. Bu çevrimler;

1. Arakritik (A_1 - A_3 arası) sıcaklıklarda tavlama ($\alpha+\gamma$ bölgesi)
2. $\alpha+\gamma$ bölgesinden hızlı soğutma.

Çift fazlı çelik üretimi için gerekli ısıl işlem ötektoid altı çeliklere uygulanır. Bu yüzden arzu edilen mekanik özelliklere sahip olan çift fazlı çelikleri üretmek için sade karbonlu çelik yerine, sertleşebilirlikleri daha iyi olan yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler tercih edilir [34, 35].

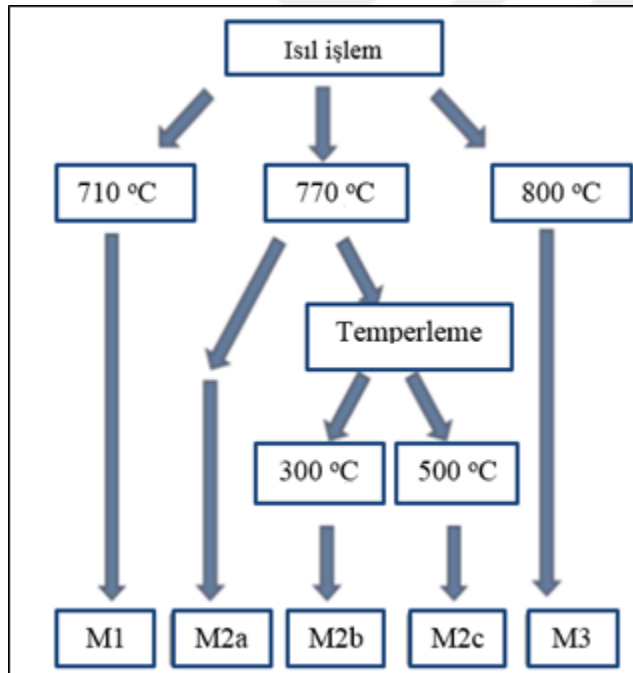
Shukla ve diğerleri [36] %0,33 karbon çift fazlı çelik (DP) malzemeleri muffle fırın kullanarak ısıl işleme tabii tutmuşlardır. Farklı ısıl işlem evreleri şematik olarak gösterilmektedir. (Şekil 2.2).



Şekil 2.2. Farklı çeliklerin ısıtma işlem evrelerinin şematik gösterimi, a) DP-AR, b) DP-H, c) DP-HT ve d) DP-AT [36]

Isıl işlemler iki adımda yapılmıştır. İlk ısıtma işlemi ve çift faz oluşturma ısıtma işlemi olmak üzere iki kademede yapılmıştır. Bu örnekler (a) arakritik tavlama, (b) ara su verme ve (c) temperlemeye maruz bırakılmışlardır. Östenitleme işlemi 900 °C sıcaklıkta yapılan çeliklere su verme işlemi, kalıntı östenitin oluşmasını engellemek amacıyla soğuk tuzlu suda yapılmıştır. Bu ilk ısıtma işlemi sonrası her bir örnek çift faz ısıtma işlemine tabii tutulmuşlardır. Çift faz oluşturma ısıtma işlemleri ise A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları arasında yapılmıştır. Bu deneyler sonucunda; DP-AR (arakritik tavlama) çeliği düşük süneklilik ile birlikte en yüksek mukavemet dayanımı göstermiştir. DP-H (ara su verme) çeliği daha yüksek dayanım göstermesine rağmen sünekliliği daha az çıkmıştır. DP-HT (östenitleme + temperleme + arakritik tavlama) çeliği ideal dayanımda olması ile birlikte yüksek süneklilik göstermiştir ve son olarak DP-AT (östenitleme + östemperleme + arakritik tavlama) çeliği ise iyi bir dayanım ve süneklilik gelişmesi göstermiştir [36]. Xiaojun ve diğerleri [37] yüzde ağırlıkça içerisinde Fe – 0,22 C – 1,2 Mn – 0,25 Si – 0,2 Cr bulunan 3 mm kalınlığındaki düşük alaşımlı çelik levhaları 24 saat boyunca 1200 °C’de hidrojen atmosfer içerisinde homojenize ettikten sonra havada soğutmuşlardır. Homojenizasyondan sonra martensitik yapı elde etmek için ise su verme ve temperleme (Q+T) işlemi yapılmıştır. Temperleme işlemi sırasıyla 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C sıcaklıklarda 1 saat bekletilerek yapılmıştır. Bu işlemler sonucunda temperlenmiş martensitin aşınma direnci temperlenme sıcaklığı ve

uygulanan yükleme koşullarına bağlı olarak güçlenmiştir. Weiss ve diğerleri [38] gerinim kademesinin çift fazlı çelikler üzerinde Bauschinger etkisini araştırmak için DP 780 çeliğini 3 farklı martensit hacim oranı ve martensit sertlik seviyesi üretmek için muffle fırın kullanarak ısıtılma işlemi tabi tutmuşlardır. Deney malzemeleri 710 °C (M1), 770 °C (M2a) ve 800 °C (M3)'de 15 dakika bekletildikten sonra su verilerek soğutulmuştur (Şekil 2.3). Daha sonra bu malzemeleri sıkıştırma-germe ve ters makaslama işlemlerine maruz bırakmışlardır ve Von Mises akma kriterini uygulamışlardır. Von Mises akma kriteri, yapının herhangi bir yükleme durumunda plastik şekil değişimine uğramış olup olmadığını belirlemek için hesaplanan bir değerdir. Sonuç olarak; Weiss ve diğerleri yapmış oldukları bu çalışma ile önceki literatürlerden bilinen DP çelikler üzerindeki Bauschinger etkisinin çeliştiğini belirtmişlerdir. Bauschinger etkisi, bir miktar gerinime maruz kalan malzemeye ters yönde tekrar bir gerinim uygulandığında, malzemenin dayanımındaki düşüş olarak tanımlanır. Bu çalışma sonundaki farklılıkların mikroyapıya bağlı olabileceğini de eklemişlerdir.

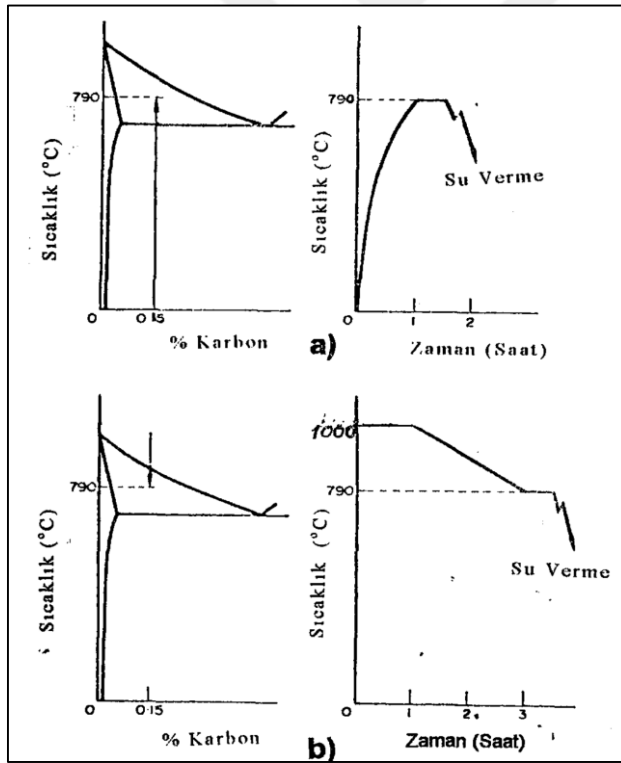


Şekil 2.3. Isıl işlem yöntemlerinin şematik gösterimi [38]

Başka bir çift fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıtılma işlem çevrimini Baucher ve Hamburg [39] çalışmalarında VAN-80 çeliği kullanmışlardır. İlk olarak örnekleri A_3 sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklığa kadar tavlayarak tamamen östenitik bir yapı elde etmişlerdir. Malzemeler bu sıcaklığa belli bir süre tavlandıktan sonra numuneleri arakritik sıcaklığa kadar soğutarak östenitin belli bir miktarının ferrite dönüşmesinin sağladıktan ve belli bir

süre bu sıcaklıklarda bekledikten sonra hızlıca soğutarak kalan östenitin de martensite dönüşümünü sağlayarak ferrit+martensit ($\alpha+\beta$) mikroyapısına sahip çift fazlı çelikler elde etmişlerdir. Elde etmiş oldukları bu çeliğe ise östenit çift fazlı çelik (ADP- Austenite Dual-Phase Steel) ismini vermişlerdir.

Rashid [32], Araki ve diğerleri [40] ötektoidaltı çeliklere çift fazlı çelik üretim ısııl işlemi uygulamışlardır. Çelik numuneleri (perlit+ferrit) öncelikle arakritik sıcaklıklarda tavlayarak ferrit+perlit mikroyapısındaki perlitli östenite dönüştürmüşlerdir. Numuneler belli bir süre tavlandıktan sonra numuneleri hızlı bir şekilde suda soğutarak östenitin martensite dönüşümünü sağlamışlar ve ferrit+martensit ($\alpha+\beta$) mikroyapısını elde etmişlerdir. Elde ettikleri bu çift fazlı çeliğe de arakritik çift fazlı çelik (IDP- Intercritical Dual-Phase) ismini vermişlerdir.



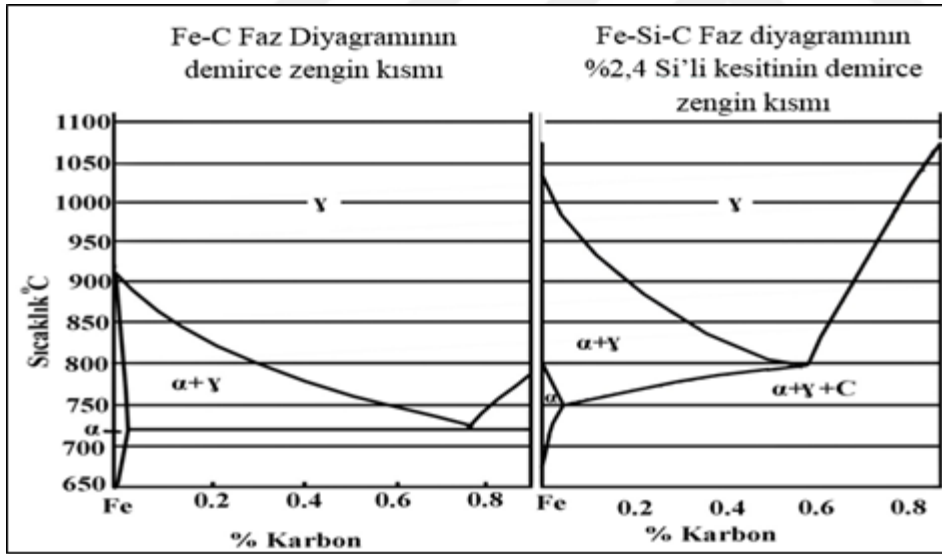
Şekil 2.4. Çift fazlı çelik üretimi için ısııl işlem yöntemleri (a) IDP; arakritik tavlama çift fazlı çelik, (b) ADP; östenit çift fazlı çelik [33]

Arakritik çift fazlı çeliklerde (IDP) östenitin oluşması ferrit tane sınırlarından başlar ve tavlama ile birlikte östenit bu bölgelerde büyür. Soğutma esnasında ve sonrasında da östenit fazı martensit fazına dönüşür. Bu dönüşümün sonunda, numunelerin oda sıcaklığındaki mikroyapısı ferrit+martensit fazlarından oluşur. Östenit çift fazlı çeliklerde (ADP) ise

östenitik bölgeden arakritik sıcaklık bölgesine soğutma sonrası ferrit faz taneleri östenit faz tanelerini kuşatmış olacaktır. Soğutma sonrasında dahi bu yapı korunacağı için martensit ferrit taneleri tarafından kuşatılmış olacaktır (Şekil 2.4) [33]. Bu yöntemlerle farklı morfolojilere sahip çift fazlı çelikler üretilebilir. Oluşan morfolojik farklılıklara bağlı olarak malzemelerin mekanik özellikleri değişebilir [41].

Alaşım elementlerinin ısı işleme etkileri

Şekil 2.5'te Demir-Karbon denge diyagramında görüldüğü gibi ferrit-östenit faz miktarlarını kolaylıkla kontrol altında tutabilmek için büyük bir eğime sahip A_3 çizgisine ihtiyaç duyulur. Üçlü alaşım elementleri A_3 çizgisinin eğimini arttırarak arakritik bölgenin alanını genişletirler. Şekil 2.5'te görüldüğü üzere bir üçlü alaşım elementi olan silisyum A_3 eğrisinin eğimini arttırmaktadır [42, 43]. Bundan ötürü daha geniş sıcaklık aralığında çalışma imkanı olur.



Şekil 2.5. Silisyum alaşım elementinin Fe-C denge diyagramının üzerine etkisi [42]

Östenitik alanı genişleten alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo vb.) arakritik bölgenin alanını genişletirler. Bu elementlerin östenit fazının sertleşebilirlik özelliğini arttırarak arakritik soğuma hızını düşürmesiyle yavaş soğuma hızlarında dahi martensitik dönüşümün gerçekleşmesine olanak sağlarlar [44]. Malzemenin karbon içeriğinin artması ile birlikte arakritik bölgenin alanı daralır (Şekil 2.5). Bu durum çift-fazlı çeliklerin ısı işlemlerini zorlaştırmasının yanı sıra dayanım ve süneklik dengesini de olumsuz etkiler. Bundan ötürü

çift-fazlı çelik olarak üretilmek istenen malzemelerin olabildiğince düşük karbonlu (<0.3) ve alaşım elementi miktarına sahip olmaları gerekir [43].

2.2.2. Kısmi östenitleme ve bekletme süresinin mikro yapıya ve bazı mekanik özellikler üzerine etkisi

Akritic tavlama sıcaklığı yükseldikçe kaldırma kuralında olduğu gibi östenit miktarı artar veya akritic tavlama sıcaklığı düştükçe tam tersi bir durum söz konusudur. Bu durum çift fazlı çeliklerde martensit hacim oranını kontrol altında tutmak için büyük bir avantajdır [45].

Kullanılan çelik soğuk haddelenmiş ise ferrit akritic tavlama esnasında hızlı bir şekilde yeniden kristalleşmektedir [46]. A_1 sıcaklığı üzerine çıkıldığında metal karbürler hızlı bir şekilde östenit fazına dönüşürler [47, 48].

Titanyum ve kolombiyum karbonitrürleri ferrit fazında çözünmeyip daha da kaba hale gelirken [46] ferrit fazında ince dağılım gösteren uyumlu veya yarı uyumlu vanadyum karbürleri ise kısa sürede kolayca çözünmektedirler [32]. Mikro yapı üzerine yapılan araştırmalar yaklaşık olarak 15 dakikalık tavlama süresinin sonunda östenit hacim oranının ve tane boyutunun aynı kaldığını göstermektedirler. Ancak mikro alaşımsız çeliklerde kısa sürede tane boyutu göz ardı edilmeyecek oranda artmaktadır [49]. Vanadyum ve titanyum alaşımlı SAE 980X çelikleri üzerinde yapılan araştırmalarda 20 dakikalık tavlama süresinde mikro yapılarda herhangi bir tane irileşmesinin meydana gelmediği gözlemlenmiştir [32,50]. Benzer durum kolombiyum alaşımlı çeliklerde de mevcuttur [46].

%0,34 Cr içeren mikro alaşımsız karbonlu çelikler üzerine yapılan bir araştırmada, 800 °C sıcaklıktan havada soğutma uygulandıktan sonra 3 dakikalık tavlama süresinin sonunda çekme, uzama ve pekleşme katsayısının arttığı gözlemlenmiştir. Daha fazla tavlama sürelerinde ise uzama özelliklerindeki artış hızı düşerken akma ve çekme dayanımlarında herhangi bir değişim söz konusu olmamıştır [46].

Morrow ve Tither [50] %0,11 C, % 1,27 Mn, % 0,57 Si, % 0,008 N ve % 0,15 Mo içeren çelikler üzerinde 790 °C’de 15 ve 30 saniyelik tavlama sürelerinde tavlama sonrası 5 ila 28 °C/sn’lik soğutma hızı ile yapmış oldukları deneylerinde numunelerin çekme özelliklerinin

bu tavlama sürelerinde etkilenmediklerini rapor etmişlerdir. Benzer sonuçlara Ti ilaveli SAE980 çeliklere yapılan deneylerde de ulaşılmıştır [32].

Çift fazlı çelikler üzerine yapılan bu çalışmalar ve gelişmeler üzerine bilim insanlarının ve araştırmacıların arakritik sıcaklıklarda tavlama esnasında meydana gelen mikroyapı oluşumları ve dönüşümleri oldukça dikkatlerini çekmiştir [32, 33, 44, 46, 50].

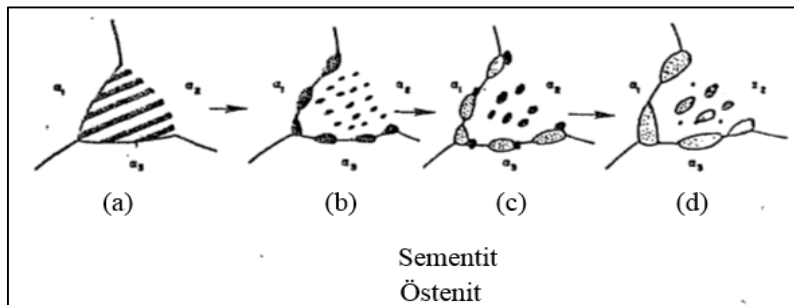
Aarakritik sıcaklıklarda tavlama iki adımda incelenebilir.

- Östenitin çekirdeklenmesi
- Östenitin büyümesi

Östenitin Çekirdeklenmesi

Araştırmacılar [41, 51] östenit çekirdeklenmesinin ilk olarak ferrit-ferrit faz tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde başladığı konusunda hemfikirler.

Young ve diğerleri [51] %0,08 C, %1,45 Mn ve %2 Silisyum bileşimine sahip malzeme kullanarak yapmış oldukları araştırma yol göstericidir. Bu malzemeden aldıkları numuneleri 800 °C’de 15 dakika tavladıktan sonra havada soğutmuşlardır. Daha sonra 717 °C’de arakritik sıcaklıkta 15 dakika tavlamanın ardından su+buz+tuz (NaCl) ortamında su vermişlerdir. Çift-fazlı çelik üretim ısııl işlemi esnasında da östenit fazının çekirdeklenmeye başlaması ve büyümesini Şekil 2.6’da görüldüğü gibi şematik bir görsel yardımıyla açıklamışlardır.



Şekil 2.6. Ferrit+Perlit mikroyapısının düşük arakritik sıcaklıklarda tavlama esnasında östenitin oluşumu [51]

Şekil 2.6’da arakritik tavlama sürecinde sırasıyla östenit fazının çekirdeklenmesi aşağıdaki gibi gerçekleşmektedir.

Östenitin büyümesi

Arakritik tavlama esnasında östenit fazının büyüme mekanizması ve hızı bir çok araştırmacı tarafından çalışılmıştır [51-55]. Speich ve diğerleri [55] belirttikleri östenit oluşum adımları üzerinde hemfikirdirler. Östenit fazının büyüme üzerinde tavlama sıcaklığı ve zamanı etkilidir. Büyüme hızı yüksek sıcaklığa bağlıdır, sıcaklık ise difüzyon katsayısını ve konsantrasyon gradyanını etkiler.

Garcia ve Deardo'nun [52] çalışmasına göre 725 °C'de tavlama esnasında büyüme önemli derecede ferrit tane sınırlarında paralel olarak meydana gelmiştir. Bu difüzyon durumu difüzyon katsayısı ile açıklanabilir. Kontrollü büyüme ise difüzyon katsayısı ile orantılıdır. Ferrit tane sınırlarına dikey yönde östenit büyümesi hacim difüzyonunu kontrol altında tutabilmektedir. Ferrit faz tane sınırlarına paralel olarak büyüme olayı ise bir sınır tane difüzyonu için bir sabitle ifade edilebilmektedir [52,55].

Difüzyon iki şekilde meydana gelir [52,53].

1. Düşük sıcaklıkta tane sınırı difüzyonu geçerlidir.
2. Yüksek sıcaklık difüzyonu, hacmi kontrol eder.

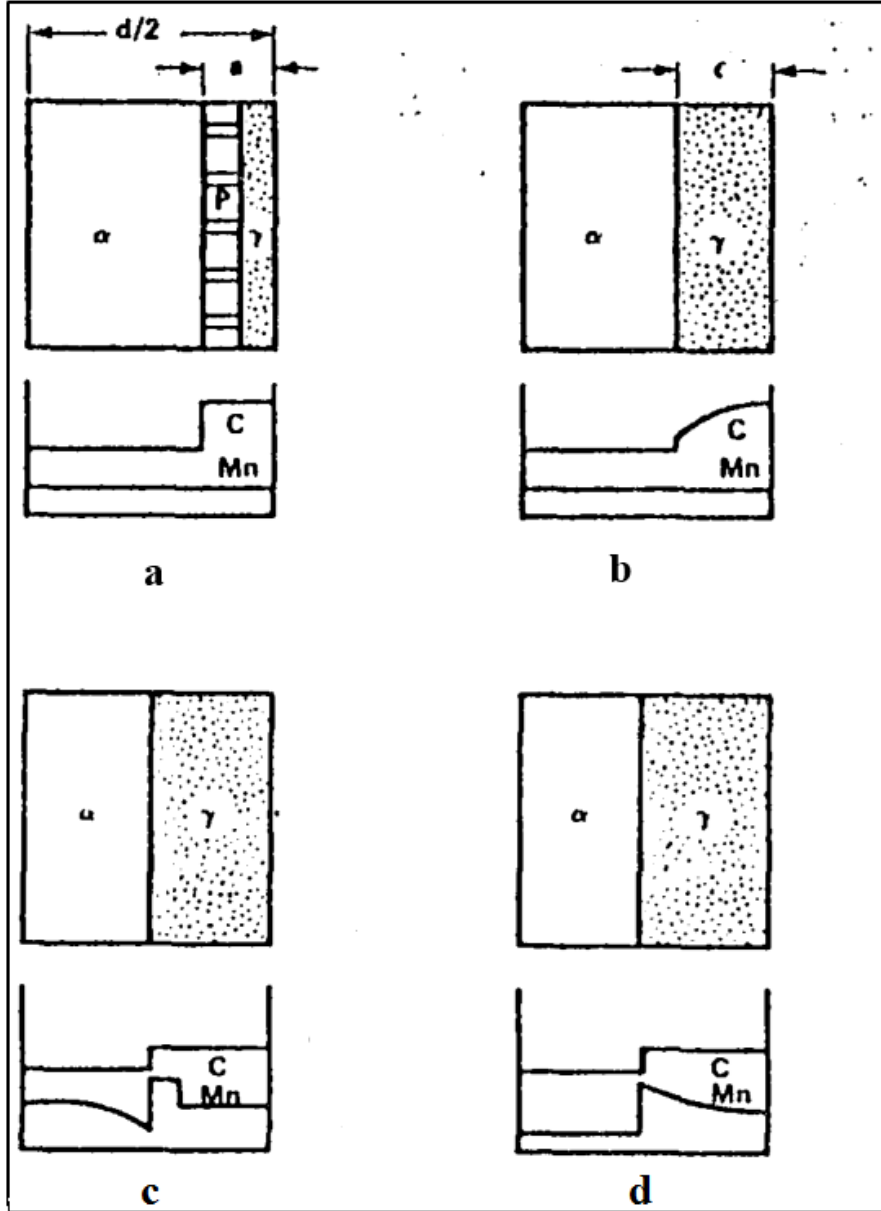
Speich ve diğerleri [55], % 1.5 Mn, % 0.6-0.12 C kimyasal bileşimine sahip çelikler üzerinde yapmış oldukları incelemede, östenit fazının oluşum basamaklarını aşağıdaki gibi açıklamışlardır.

1. Aşama: Perlitin tamamen çözünmesine kadar devam eder, yani perlit içerisinde östenitin büyümeye başlaması ve büyümesi. Şekil 2.8.a.

1. Aşama: Ferrit fazının içlerine doğru östenitin büyümesi
 - Karbon difüzyon kontrolü ile büyüme (Şekil 2.8.b)
 - Mangan difüzyon kontrolü ile büyüme (Şekil 2.8.c)
2. Aşama: Levye kuralı gereğince ferrit-östenit dengesi kuruluncaya kadar devam eden östenit fazının büyümesi (Şekil 2.8.d).

2. Aşama: Ferrit-perlit ara yüzeyinde östenit fazı çekirdeklenmeye başlar ve sonrasında büyür. Östenit fazının büyümesi perlit mikroyapısının tamamen çözünmesine kadar devam eden bir olaydır. Bu şekilde perlit taneleri karbonca zengin olan östenit tanelerine dönüşmüş olur. Bu durum şekil 2.8.a'da şematik olarak gösterilmiştir. Bu evre karbon difüzyon

kontrolü ile meydana gelir. Difüzyonlar arası mesafe (perlit plakaları arası $\sim 0,2 \mu\text{m}$) kısa olduğu için difüzyon zamanı göz ardı edilecek kadar azdır [54]. Buna karşın düşük sıcaklıklarda yer alan olarak görünen element atomlarının difüzyon hızlarının yavaş olması nedeniyle de östenit fazının büyüme hızı yavaşlar. Östenit fazının büyüme hızı kullanılarak perlit mikroyapısının çözünme hızı da belirlenebilir. (Eş: 2.1 ve 2.2).



Şekil 2.8. Ferrit-Perlit çeliklerin arakritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin iç evreli olarak meydana çıkmasının şematik gösterimi [55]. a. Perlit mikroyapısının çözünmesi, b. Östenit fazının içine karbon difüzyonu ile östenit fazının büyümesi, c. Ferrit fazının içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi, d. Östenit fazının içine Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması

Bu eşitlikte;

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

a = Perlit plakalarının merkezleri arasındaki uzaklık

G = Östenit fazının büyüme hızı

t_p = Perlit çözünme zamanı

$$a = V_{v(p)}(d/2) \quad (2.2)$$

$V_{v(p)}$ = Perlit hacim oranı

d = Kübik yapıli ferrit tane çapı

1. Aşama:

a) Karbon difüzyon kontrolü ile büyüme: Bu evre ilk evre bittikten sonra ya da bitmeden başlayabilir [53]. Bu evre mangan elementinin yeniden pay edilmesiyle veya yeniden pay edilmemesiyle gerçekleşebilir. Mangan yeniden pay edilmezse denge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol altında tutulur. Bu durum Şekil 2.8.b'da şematik olarak gösterilmiştir.

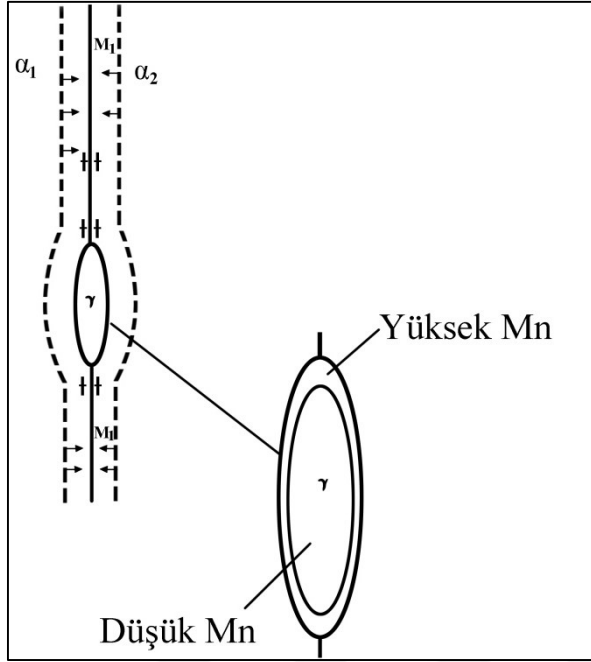
b) Mangan difüzyon kontrolü ile büyüme: Düşük sıcaklıklarda östenit-ferrit fazları arayüzeyinin ilerlemesi sırasında mangan elementinin paylaşımı gerçekleşir. Mangan elementinin ferrit fazı içerisindeki difüzyon hızı, östenit fazının içindeki difüzyon hızının üç katı daha fazlasıdır. Buna bağlı olarak östenit fazının büyüme hızını da büyük oranda ferrit içerisindeki difüzyon hızı kontrol altında tutmaktadır [39,52]. Bu durum Şekil 2.8.c'de gösterilmiştir.

2. Aşama: Östenit fazının büyümesinin tamamlandığı bu evrede terazi kuralına göre son ferrit-östenit dengesi kurulur [51]. Bu durum östenit faz içerisinde Mn elementinin konsantrasyon gradyanının ortadan kalkması ile sağlanır. Östenit fazı içerisinde Mn difüzyon hızının çok yavaş olması ile bu evrenin sonuçlanması için geçen süre çok fazladır. Souza ve diğerleri [53] Fe-Mn-C çeliği kullanarak yapmış oldukları incelemede bu evrenin Speich ve diğerlerinin [55] belirtmiş oldukları süreden daha az olduğunu belirtmişlerdir. Bu evre Şekil 2.8.d'de şematik olarak gösterilmiştir.

Perlit mikroyasının tamamen çözünmesi için gerekli olan süreden daha fazla sürelerde tavlama ile östenit fazının hacim oranı da daha da artmaktadır. Çünkü perlit mikroyapısının çözünmesi çok hızlı sonuçlandıktan sonra östenit fazının ferrit fazının içine doğru büyümesi hala devam etmektedir [55]. Östenit fazı ilk olarak ferrit fazının tane sınırlarında bulunan Fe_3C parçacıklarında çekirdeklenmeye başlar. Kısa tavlama sürelerinde bu yerlerde östenit çekirdeklenirken diğer potansiyel çekirdeklenme yerlerinde östenit fazının çekirdeklenmesi daha fazla zaman alır. Östenit fazı hem ferrit tane içlerine doğru hem de ferrit tane sınırlarına doğru büyüme eğilimi gösterir. Ferrit tane içine doğru büyüyecek olan östenit fazının ilerleme yolu tane sınırları boyunca büyüyecek olan östenit fazının ilerleme yolundan çok daha azdır. Östenit fazının tane boyutundaki değişimi ise ferrit tane sınırlarındaki düşey ve paralel difüzyon katsayılarındaki farklılıklardan dolayı arakritik tavlama sıcaklıklarındaki tavlama zamanını etkileyebilmektedir [52].

Wycliffe [56] östenit-ferrit ara yüzeyde bölgesel homojenliği korumak için belli bir miktar yüksek manganlı paylaşım olduğunu kabullenmiştir. Bölgesel eşitliği sağlamak için ise ara yüzey manganın difüzyon hızı kadar bir hızla hareket eder [57].

Aaronson [58], mangan elementinin ferrit fazı içerisindeki difüzyonunun daha hızlı meydana geldiğini gösteren tane sınırı difüzyonunu belirtmek için Şekil 2.9'daki şematik görseli sunmuştur. Düşük sıcaklıklarda ferrit ve östenit fazları arayüzeyleri ilerlerken mangan elementini kendi aralarında paylaşırlar. Mangan elementinin ferrit fazı içindeki difüzyon hızı, östenit fazı içindeki difüzyon hızından çok daha yüksektir. Bundan dolayı östenit fazının büyüme hızı, ferrit fazı içerisindeki mangan elementinin difüzyon hızı ile kontrol altında tutulmaktadır. Şekil 2.9'da görüldüğü gibi yüksek mangan içeren ferrit fazı, düşük mangan içerikli östenit fazını çevrelemiştir. Bu çevreleme ise östenit fazının büyümesini kontrol altında tutmaktadır.



Şekil 2.9. Arakritik sıcaklıklarda tavlama esnasında tane sınırı difüzyonu ile mangan paylaşımı [58]

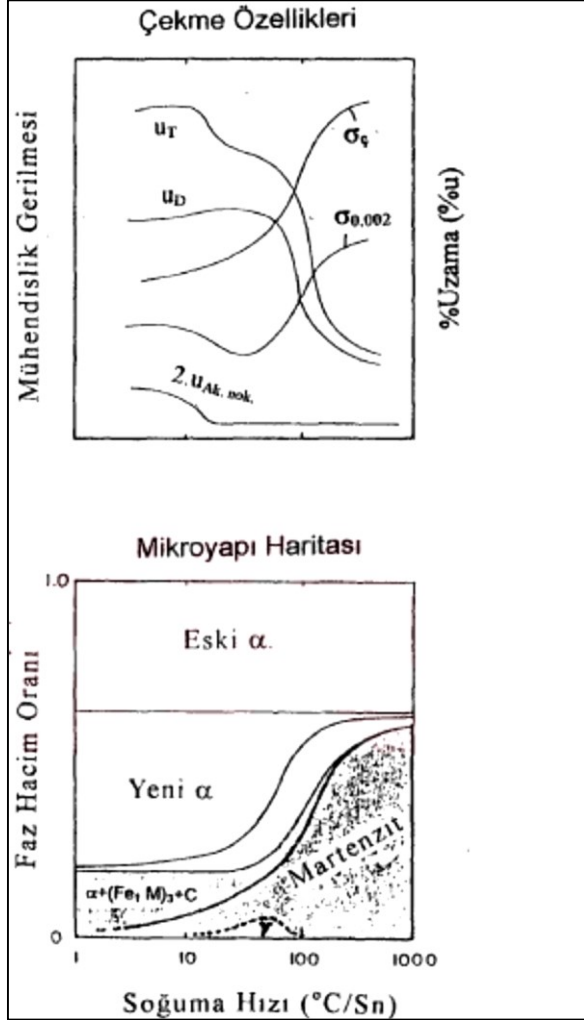
Soğutma ve östenit fazının martensit fazına dönüşümü

Soğutma işlemi, çift fazlı çelik üretimi için oldukça önemli bir süreç ve evredir. Çünkü soğutma işlemine bağlı olarak gerçekleşen östenit fazının dönüşümü sonrası elde edilen yeni mikroyapı, bu malzemelerin çekme özelliklerini belirlemede önemli bir rol oynar [59]. Östenit dönüşümü için gerekli olanlar arakritik tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve soğutma hızı olarak bu üçü tarafından kontrol altında tutulmaktadır [59,60].

Aarakritik tavlama sıcaklığında meydana gelen östenit fazının martensit ve diğer yapılara dönüşümü soğuma hızına, östenit tane boyutu ise karbonu ve diğer alaşım elementlerini ne kadar içerdiğine doğrudan bağlıdır ve orantılıdır. Martensit hacim oranı [61] ve martensit morfolojisi [50] yani mekanik özellikleri A_1 sıcaklığının üzerindeki östenitin soğutma hızı ile kontrol altında tutulur. Ancak martensit hacim oranı çok yüksek soğutma hızları ile değil, tavlama sıcaklığı ile kontrol altında tutulmaktadır [61,62].

Matlock ve diğerleri [63] soğutma hızına bağlı olarak çizmiş oldukları mikroyapı haritasını ve oluşan faz miktarlarına bağlı olarak malzemenin çekme özelliklerinin değişimini Şekil 2.10'da şematik olarak göstermektedir. Şekilde görüldüğü üzere $\alpha+\gamma$ bölgesinden soğutma esnasında soğuma hızı ile östenit; martensit, ferrit, sementit veya perlit mikroyapısına

dönüşebilir. Bu tür bir durumda östenitin bir miktar da olsa dönüşmemesi kaçınılmazdır [63].



Şekil 2.10. Soğuma hızının çift fazlı çeliklerin mikroyapılarının üzerine etkilerini göstermek için çizilen mikroyapı haritası [63]

Akritic sıcaklıklarda tavlama sonrası östenit fazının önemli oranda martensit fazına dönüşebilmesi için akritic bir soğuma hızına ve süresine ihtiyaç vardır. Östenit faz tanelerinin ebatları ve östenit içerisinde bulunan erimiş karbon atomları akritic soğuma hızını olumsuz etkileyerek düşürmektedir. Ancak akritic soğuma hızı üzerindeki en büyük etkiyi ise mangan elementi diğer alaşım elementleri ile birlikte yapmaktadır. Bu etkiyi açıklamak için ise “ Mn_{es} ” denkliği belirlenmiştir [60, 64].

$$\% Mn_{es} = \% Mn + 2,67 \% Mo + 1,3 \% Cr \quad (2.3)$$

$\alpha+\gamma$ bölgesinde tane boyutu daha büyük olan östenit fazı, benzer hacim oranlarında dağılmış ince boyutlu östenit parçacıklarından biraz daha fazla sertleşebilirlik özelliğine sahiptir. Çünkü soğutma esnasında karbon atomlarının östenitten ferrite difüzyonu için arayüzey alanı küçük taneli östenit taneciklerinden daha fazladır. Bundan dolayı da arakritik tavlama sıcaklık bölgesindeki östenitin sertleşebilirlik özelliği tam östenitlenmiş çeliğinki kadar olabilmesi için arakritik tavlama ile üretilmiş olan östenit-ferrit ara yüzey alanının oldukça küçük ölçülerde olması idealdir [65].

Martensite dönüşmüş olan östenitin hacim oranı soğuma hızının bir sonucudur. Bunun yanında martensit hacim oranı, östenitin içerdiği karbon ve diğer alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak da değişim göstermektedir. Östenitin martensit fazına dönüşümü için yeteri miktarda kimyasal denge sağlandığında östenit fazının martensit fazına dönüşüm miktarı için arakritik soğuma hızı önem kazanmaktadır. Bu ise östenit fazının martensitik olarak sertleşebilirlik mekanik özelliğinin bir ölçüsü niteliğindedir [65, 66].

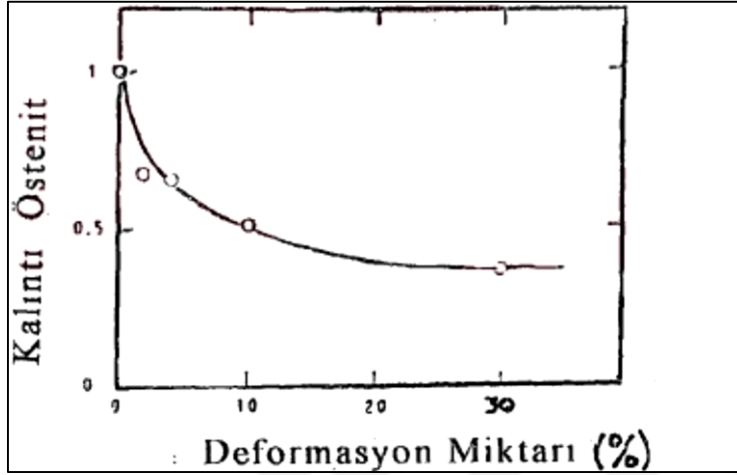
Tavlama sıcaklığı ve soğutma hızı östenit fazının dönüşümü üzerinde önemli derecede etkili işlemlerdir. Östenitik dönüşümde soğuma hızı, kayma ve difüzyon arasındaki dengeyi sağlar [64]. Tavlama sıcaklığı östenit hacim oranını ve östenit içindeki erimiş karbon atomlarını kontrol altında tutmaktadır [59].

Speich ve diğerleri [55] 740 °C’de arakritik tavlama sonrası yavaş soğutma işlemi esnasında östenit-ferrit arayüzey bölgelerinde mangan elementince zengin östenitin sertliğinin artmış olduğunu ve martensit fazının östenit etrafında ve yakınlarında bir bant oluşturduğunu rapor etmişlerdir.

Kalıntı östenit

Çift-fazlı çelik ısıtma işlemi sonrası numunenin mikroyapısında bir miktar östenit bulunması engellenemez bir olaydır. Bu östenite kalıntı östenit adı verilir [44, 67]. Su verme sırasında martensit plakaları oluşurken küçük östenit taneciklerinin etrafını sararak izole eder. Östenitten martensite dönüşüm hacimce büyümesi gerektirdiği için kalan östenit taneciklerinin dönüşmesi için östeniti kuşatan martensitin deforme edilmesi zorunludur. Ancak sağlam martensit dönüşüme direnç gösterecektir ve bu durumda var olan martensit yapı çatlaklar veya östenit dönüşmeden kalıntı östenit olarak yapıda kalır [68]. Normal şartlarda

kalıntı östenitin hacim oranının tamamen yok edilmesi imkansızdır. Ancak $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar soğutma, temperleme veya uygulanacak deformasyon oranı ile kalıntı östenitin martensite dönüşümü gerçekleşebilir [44]. Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin hacim oranındaki değişim şekil 2.11'de gösterilmiştir [67].



Şekil 2.11. Deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin hacim oranındaki değişim [67]

Kalıntı östenit M_s sıcaklığı civarında soğutmada kesintiler meydana geldiğinde artışa uğrar. Tavlama sıcaklığı arttıkça da kalıntı östenit hacim oranı da doğru orantıda artar [44]. Kalıntı östenit malzemelerin sünekliliğini arttırırken çift fazlı çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı çok düşük miktarlarda olacağı için etkileri de çok düşük olacaktır ve dolayısıyla malzemenin çekme özellikleri değerlendirilirken kalıntı östenitin etkileri de göz ardı edilir [67].

3. DEFORMASYON (GERİNİM) YAŞLANDIRMASI

Gerinim Yaşlandırması: Yaşlanma sertleşmesi karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellemesiyle metal ve alaşımlarının mekanik özelliklerinin değişmesine neden olan bir mekanizma olarak tanımlanabilir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik gerinim yaşlanması olarak adlandırılır. Eğer gerinim yaşlanması süreci plastik deformasyon esnasında meydana geliyorsa bu dinamik gerinim yaşlanması olarak adlandırılır [69]

Yaşlanma sertleşmesi ile ilgili ilk çalışmalar Baird tarafından yazılan iki makale ile başlamıştır. Birinci yazılan makalede yer alan atomların dinamik yaşlanma sertleşmesine ve akma noktasına etkisi Baird tarafından 1963 yılında yazılan makalesinde araştırılmıştır. Yazar 1971 yılında yazdığı makalesinde ise arayer atomları ve dislokasyonların etkileşiminden dolayı yaşlanma sertleşmesinin çeliğin mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır.

Dinamik gerinim yaşlanma sertleşmesi ve statik gerinim yaşlanma sertleşmesi çeliğin mekanik özelliklerini farklı şekillerde etkilemektedir. Genellikle dinamik gerinim yaşlanması çeliğin şekillendirilebilme özelliğini ve çalışma sertleşmesini etkilerken, statik gerinim yaşlanması çeliğin akma gerilmesi değerini etkiler. Statik gerinim yaşlanması ile ilgili çalışmaların çoğu belli bir öngerinim uygulama sonrası yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesine dayanmaktadır. Bu olay çeliğin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli kanıttır [70].

3.1. Çift Fazlı Çeliklerin Gerinim Yaşlanma Davranışları

Çift fazlı çeliklerin gerinim yaşlanma kabiliyetleri iyidir ve uygulanan ısı işlem sıcaklığı ve süresine bağlı olarak değişime uğramaktadır. Çift fazlı çeliklerdeki yaşlanma davranışlarına dair çalışmalar özellikle BH₀ ve BH₂ değerlerinin belirlenmesi ve oda sıcaklığında yaşlanmaya karşı kabiliyetleri konusunda yapılmıştır. BH₀ değeri; 170 °C sıcaklıkta 20 dk süren bir yaşlandırma işlemi sonunda akma gerilmesi değerlerinde artış olması olarak tanımlanırken, BH₂ değeri de; %2 öngerinim uygulandıktan sonra aynı şartlarda yaşlandırma işlemine maruz bırakılan numunelerin akma gerilmesi değerlerindeki artış olarak tanımlanmaktadır [71].

Ferrit fazındaki fırınlarda sertleşme (BH) mekanizması ara yer karbon atomları, tane sınırlarındaki karbon atomları, kalıntı gerilme ve dislokasyonların özgül dağılımı ve temperleme sonrası martensit fazından ayrılan karbon atomlarından etkilenmektedir. Ayrıca 80-200 °C sıcaklık aralığında martensit fazının temperlenmesinden ötürü meydana gelen yaklaşık %0,5 oranındaki hacimsel azalmanın akma davranışı üzerine de etkin bir rolü vardır [72]. Temperleme işlemi sırasında uygulanan tavlama, yayınma mekanizmalarını çalıştırarak martensit yapının, temperlenmiş martensite dönüşmesini sağlar.

Martensit (HMT, Tek faz) $\longrightarrow$ Temperlenmiş Martensit ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ fazları)

Temperlenmiş martensit yapısında elde edilen yüksek dayanım ve sertlik, sementitin iç yapıda çok ince ve sık olarak dağılmış olması nedeniyle, birim hacim başına düşen sementit-ferrit faz sınır alanının yüksek olmasıyla açıklanır. Sert sementit parçacıkları ferrit matrisi güçlendirmekte ve ferrit-sementit tane sınırları da plastik defosmasyon sırasında dislokasyon hareketlerini engelleyici rol oynamaktadır [73].

Çift fazlı çeliklerde yaşlanma davranışı ferrit ve martensit fazında gerçekleşen aşamalara göre değerlendirilmektedir [74]. Bunlar;

1. Cottrell atmosfer oluşum aşaması
2. Ferrit fazında karbon dağılım aşaması
3. Ferrit fazında çökelme aşaması
4. Martensitin temperlenmesi

Yaşlanmamış çift fazlı çeliğin akma eğrisinde belirgin bir akma noktasının olmaması, yaşlanma sonrası akma dayanımındaki gerçek artışın hassas bir şekilde belirlenmesini zorlaştırmaktadır [60].

Cottrell ve Bilby [75] karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellediğini ve dislokasyonları bu arayer atmosferinden kurtarmak için daha fazla gerinim uygulanması gerektiğini belirtmişlerdir. Bunun sonucunda oda sıcaklığında yapılan çekme deneyleri neticesinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Bununla beraber Glen [76] ise Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarından meydana gelen atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeleklerle dislokasyonların etkileşiminin çeliğin dayanımının artmasında başlıca faktör olduğunu belirtmiştir.

Waterschoot ve diğerlerinin [77] yapmış oldukları bir çalışmada belirgin bir akma noktasının olmadığı durumlarda sadece yaşlanma davranışının etkisini ortaya koymak için %0,5 oranında öngerinim uygulanan çift fazlı çelik numuneler 50- 170 °C’de yaşlandırılmış ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. Gerinim yaşlanması sırasında çift fazlı çelikler üç farklı mukavemet artışı aşamasından geçmektedir: Cottrell atmosferi oluşumu, çökelme aşamaları ve martensit fazının katkısı.
2. Cottrell atmosferi, yaşlanmış numunelerin deformasyon sertleşme davranışı ile açığa çıkmaktadır.
3. Çift fazlı çeliklerdeki bol miktardaki dislokasyonlar ve dislokasyon-dislokasyon etkileşimi çok sayıda çökelme alanı oluşturmaktadır. Bu çökelme alanlarının varlığı ferrit fazı içinde karbon kümelenmesine ve karbür çökmesine ortam sağlamaktadır. Bu durum Cottrell atmosferi oluşumdan sonra akma dayanımındaki belirgin artışın nedenidir [77].

Martensit fazındaki geçiş karbürleri oluşumundan dolayı martensit fazının hacmi azalmaktadır. Martensitik dönüşümden dolayı daha önce ferrit fazında oluşan iç gerilimler azalmakta, bu ise kitlenmiş dislokasyonların etkisiyle birlikte akma gerilmesi değerinde büyük bir artışa neden olmaktadır.

200 °C sıcaklığa kadar yaşlanma mekanizması karbon arayer atomları tarafından oluşturulan Cottrell atmosferi ile yakından ilişkilidir. Bu sıcaklığın üzerinde ise karbür çökmesi başlamaktadır. Yaşlanma evresi ise öngerinim uygulandığında hızlanmakta ve süreksiz akma tekrar oluşmaktadır [78].

Yukarıda bahsedilen çalışmalardan ve sonuçlarından anlaşılabileceği üzere çeliklerde gerinim yaşlanmasının meydana gelmesinin nedeni karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde ağırlık olarak %0.0001’den %0.001’e kadar karbon veya nitrojen gerinim yaşlanmasının oluşması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir [35].

3.2. Statik Gerinim Yaşlandırması

Gerinim yaşlanma sertleşmesi, arayer atomlarının dislokasyonların hareketlerini engelleyerek metal ve alaşımlarının mekanik özelliklerini etkileyip değişime uğramasına

Şekil 3.1'deki gerilim-birim uzama diyagramında görüldüğü gibi başlangıç olarak çeliğin akma noktası üzerinde A noktasına kadar gerinim uygulamanın akabinde yük kaldırılıp numune tekrar test edilirse, gerilim-uzama eğrisi (a) daki eğriyi takip eder. A noktasına geldiğinde numune tekrar akma gösterir. Ancak alt ve üst akma noktaları belli değildir. Eğer numune A noktasında iken uygulanan yük kaldırılıp; oda veya daha yüksek sıcaklıkta yaşlandırılırsa sürekli akma davranışı tekrar meydana çıkar. Yeni akma noktası öndeformasyon işleminde kullanılan akma geriliminden daha yüksek hale gelmiştir. Akma değerindeki bu artış statik gerinim yaşlanmasının en belirgin sonucudur [81, 82]. Bunun yanı sıra; malzemenin çekme dayanımında artış meydana gelirken, uzama ve kesit daralmasında azalma meydana gelir. Ancak bu durum her zaman için gerçekleşmeyebilir. Statik gerinim yaşlanmasından ötürü etkilenebilecek diğer mekanik özellikler ise; süneklikten gevrekliğe geçiş sıcaklığı, yorulma dayanımı, elektriksel ve manyetik özelliklerdir [83]. Daha önce belirtildiği gibi gerinim yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi; akma ve çekme dayanımında artış iken, süneklikte azalmadır. Düşük karbonlu çeliklerin gerinim yaşlanma mekanizması ve kinetiği yeteri kadar anlaşıldığı için derin çekilebilir çeliklerin ve çift fazlı çeliklerin endüstride kullanımının daha da yaygınlaşması adına kontrollü yaşlanmadan yararlanarak mekanik özelliklerin iyileştirilmesine gidilmektedir [84].

Şimdiye kadar çeliklerde gerinim yaşlanma süreci üzerine çokça çalışmalar yapılmıştır. Örneğin; Kubin ve diğerleri [85], Starling ve diğerleri [86] ve Buono ve diğerleri [87] gerinim yaşlanma işleminin meydana gelmesini farklı mekanizmalarla gerçekleştirdiğini düşünmektedirler. Gündüz ve Tosun [88] gerinim yaşlanmasının çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerine etkilerini çalışmışlardır. Bu çalışmada ise; %20 martensit hacim oranına sahip olan çift fazlı çelikler için maksimum sünme ve gerilme kuvvetlerini elde etmek amacıyla en uygun yaşlandırma koşulunu belirlemişlerdir. Bu belirlemelere göre %2-4 öngerinim uyguladıkları numunelerde yaşlanmadan dolayı sünme değerlerinde değişim gözlemlenmiştir. Bu gözlemler sonucunda, 100 °C'de yaşlandırılmış numunelerin sünme mukavemetlerinde artış olurken 200 °C'de yaşlandırılmış numunelerin aşırı yaşlanma etkisinden dolayı sünme mukavemetlerinde düşüş olduğunu gözlemlenmiştir.

Wilson ve Russell [89] yapmış oldukları çalışmalarında, yaşlanma sertleşmesinin arayer atomlarının dislokasyonlarla etkileşimleri sonucu ortaya çıktığını gözlemlenmiştir. Gerinim yaşlanma sertleşmesinin etkisini azaltmak için, katı çözültide arayer atomlarının

oranını %0.0001'den daha az olması gerektiğini ve arayer atomlarının %0.0020 oranında olduğunda gerinim yaşlanma olayının maksimuma ulaştığını saptamışlardır.

Gündüz ve Kaçar [90] yapmış oldukları bir çalışmada, C-Mn-Al-V-N mikroalaşım çeliğinde gerinim yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu ve özellikle havada soğutulan numunelerin herhangi bir ısıtıl işlem görmemiş numunelere göre daha fazla statik gerinim yaşlanmasına maruz kaldığını belirlemişlerdir. Yapılan tarama elektron mikroskobu (SEM) çalışmalarında, havada soğutulmuş olan numunelerin esas malzemelerden elde edilen numunelere göre daha fazla karbon ve azotu katı eriyik içerisinde bulundurduğunu gözlemlemişlerdir.

Waterschoot ve diğerlerinin [11] yapmış olduğu bir diğer çalışmada ise soğuk haddelenmiş çift fazlı çeliklerde statik gerinim yaşlandırma sonucunda numune üzerindeki değişimleri belirlemişlerdir. Bu çalışma sonunda; gerinim yaşlandırma süreci boyunca çift fazlı çeliklerde apaçık üç farklı mukavemetlendirme evreleri olduğu açıklanmıştır. Bunlar, Cottrell atmosfer oluşum evresi, çökeltme evresi ve martensit fazının katkısıyla da mukavemetlendirme evresidir.

Wu ve diğerleri [91] mikroalaşımli düşük karbonlu dikişsiz boru hattı çeliklerin gerinim yaşlandırması sonrası davranışlarını araştırmışlardır. Farklı ön gerilme uyguladıkları numunelerin statik gerinim yaşlandırması testleri sonucu, gerinim yaşlandırması sonrasında mikroyapı ve mekanik özelliklerinin değişimlerine göre sonuçları şöyledir. Farklı ön gerilme uygulanmış ferritik-perlitik mikroyapılı çeliklerin sünme mukavemetleri ferritik-sementitik mikroyapılı çeliklerden daha iyi olduğuna ve normalize edilmiş çeliklerin gerinim yaşlanma dirençleri, su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerden daha iyi olduğu sonucuna ulaşmışlardır. Yine bütün bunlara bağlı olarak da normalize edilmiş çelikler ile su verilmiş ve temperlenmiş çelikler karşılaştırıldığında, su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerde dislokasyon ve çökelti etkileşimlerinin daha güçlü olduğu sonucuna da ulaşmışlardır.

Gündüz ve Kaçar [92] yapmış oldukları araştırmalarında, 100-200-300 ve 400 °C sıcaklıklarda 30 dakika statik gerinim yaşlandırma işlemi sonucunda numunelerin maksimum çekme dayanımlarının ve akma dayanımlarının arttığını ancak birim uzama değerlerinde düşüş olduğunu saptamışlardır. Solüsyona alma ısıtıl işlemi uygulanan numunenin, ticari olarak temin edilen esas numuneye oranla çekme dayanımının oldukça

yüksek çıkmasının nedeni ise, yüksek sıcaklık gevrekleşmesi veya katı eriyik içerisinde yüksek oranda olduğu düşünülen karbon veya azot atomlarının dislokasyon hareketlerini engelleyici rolü oldukları olduğunu belirtmiştir.

Gündüz'ün [93] yapmış olduğu başka bir çalışmada ise; yaşlandırma sıcaklığı 25 °C'den 100 °C'ye arttırılan çift fazlı çelik numunelerin birim uzama ve kırılma yüzdelerinde azalma olduğunu gözlemlerken yine yaşlandırma sıcaklığı 150, 200 ve 250 °C'ye arttırıldığında uzama yüzdesinde artış olduğunu ancak sünme mukavemetinin azaldığını gözlemlemiştir. Yine Gündüz bu çalışmada numunelerin 100 °C'de brittle kırılma davranışı sergilediğini ancak 250 °C sıcaklıkta ise aşırı yaşlanmadan ötürü sünek ve gamzeli bir kırılma davranışı sergilediğini de belirtmiştir.

3.3. Dinamik Gerinim Yaşlandırması

Gerinim yaşlanma sertleşmesi olayı plastik deformasyon sürecinde meydana geliyor ise dinamik gerinim yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır [79].

Dinamik gerinim yaşlanmasının düşük karbonlu çeliklerde en fazla rastlanıldığı sıcaklık aralığı 150 °C ve 250 °C sıcaklıkları arasındadır. Bu sıcaklık aralığında meydana gelen dinamik yaşlanma olayı mavi kırılmalık etkisi olarak adlandırılmaktadır. Mavi kırılmalık, karbon ve azot atomlarının yüksek sıcaklıkta dislokasyonların hareketini engellemesinden dolayı oluşmaktadır [81]. Düşük karbon ve azot atomu içeren çeliklerin çekme dayanımları 25-500 °C sıcaklıklar aralığında yapılan sıcak çekme testlerinden sonra düzenli olarak düşerken, karbon ve azot ilavesi yapılan numunelerde, 100–350 °C sıcaklık aralığında yapılan testlerde dayanımda artışın olduğu saptanmıştır. Azot düşük sıcaklıklarda (25-200 °C) karbona göre daha yüksek çözünürlüğe sahip olduğundan dolayı dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına neden olur. Ancak 200 °C üzerindeki sıcaklıklarda karbon atomlarının çözünürlüğünün artmasından dolayı dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasında karbon atomları etkin rol oynar [94].

Molaei ve Ekrami [95] yapmış oldukları çalışmalarında dinamik gerinim yaşlandırmasının farklı martensit hacim oranlarına sahip çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerine etkilerini araştırmışlardır. Araştırmalarının sonunda ise; dinamik gerinim yaşlanması etkisine bağlı olarak 300 °C'de numunenin deformasyonu ile birlikte uzama direnci ve nihai

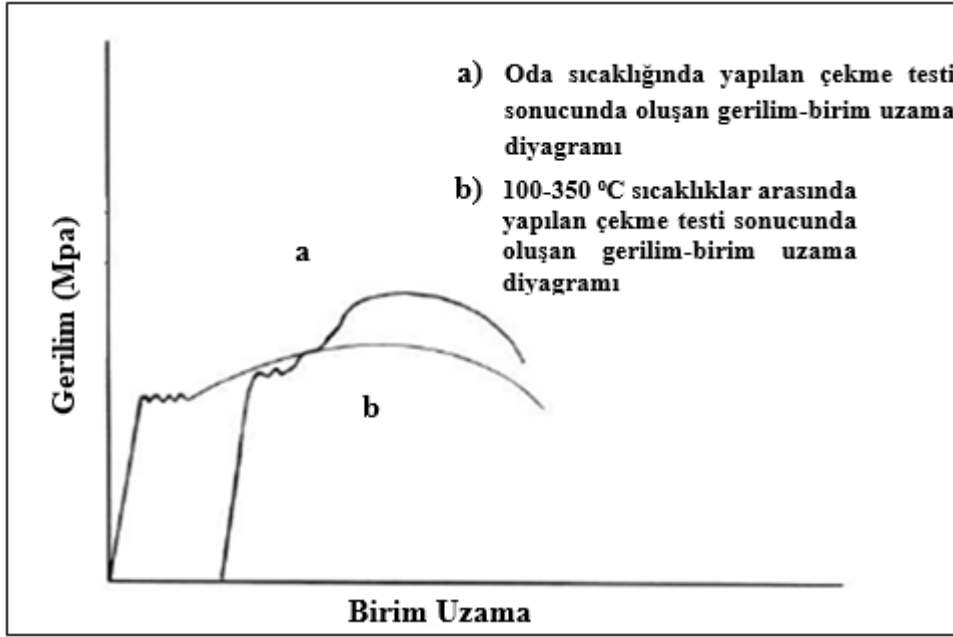
gerilme direncinde artış olduğunu ve aynı numunelerde dinamik gerinim yaşlanma etkileri sebebiyle de yorulma sınırlarında artış gözlemlemişlerdir. Queiroz ve diğerleri [96] 25 °C ve 600 °C sıcaklıklar arasında değişen sıcaklıklarda çift fazlı çelikler üzerine dinamik gerinme yaşlanmasının etkilerini çalışmışlardır. Bu çalışma sonundaki gözlemlerinde çift fazlı çeliklerde dinamik gerinim yaşlanma olayının ferrit fazındaki karbon atomlarının dislokasyonları kilitlemesi yoluyla meydana geldiğini belirtmişlerdir. Dinamik gerinim yaşlanma sıcaklığında gerinim esnasında martensitte kümeler oluşumunu ve/veya geçiş karbürleri ya da karbür çökeltilerini gözlemlediklerini rapor etmişlerdir.

Yukarıda bahsedilen Molaei ve Ekrami [95] ve Queiroz ve diğerlerinin [96] yapmış oldukları bu iki çalışmada da dinamik gerinim yaşlanmasının nedeninin karbon atomlarının dislokasyonları kilitlemesinden ötürü olduğu anlaşılmaktadır.

Yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda gerilim-uzama diyagramında görülen testere dişi (zig-zag) akma davranışı ve çalışma sertleşmesi oranındaki artış dinamik yaşlanma sertleşmesinin nedeni olarak kabul edilmektedir.

Şekil 3.2’de görüldüğü gibi oda sıcaklığında yapılan çekme testleriyle, yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testleri karşılaştırıldığında; akma noktasından itibaren maksimum çekme noktası arasındaki bölgede bir dikleşme olması çalışma sertleşmesinin bir göstergesidir. Bu şekilde artan bir çalışma sertleşmesi oranı dinamik gerinim yaşlanmasının bir belirtisidir.

Dinamik yaşlanma sertleşmesi, çekme testi sırasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yaşlanma, sadece dislokasyonların serbest hareketi esnasında değil, aynı zamanda bekleme süresi olarak bilinen ve dislokasyonların geçici olarak kayma düzlemindeki bölgesel engellerde tutulduğu süre boyunca da ortaya çıktığı ileri sürülmüştür [97].

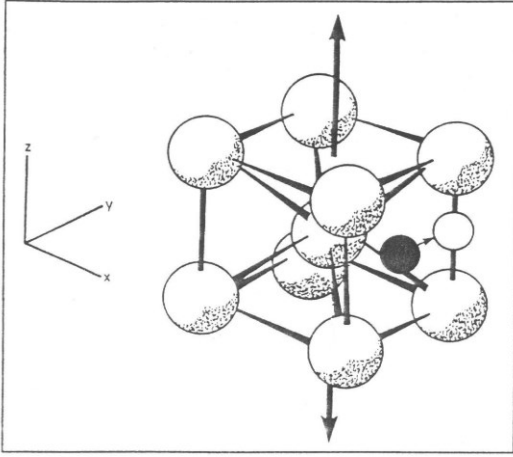


Şekil 3.2. Dinamik gerinim yaşlanması sonucunda gerilim-birim uzama diyagramındaki değişim [97].

Molaei ve Ekrami [98] yapmış oldukları başka bir çalışmada, farklı martensit morfolojilerine sahip çift fazlı çeliklerin yorulma özellikleri üzerine dinamik gerinim yaşlanması etkilerini araştırmışlardır. Araştırma sonuçlarında ise; fiber martensit yapılı çift fazlı çelik numunelerin, sünme mukavemetleri, son çekme mukavemetleri ve ayrıca birim uzama oranları yakın oranda martensit içeriğine sahip ağ martensit yapılı çift fazlı çeliklerden daha iyi olduğu gözlemlenmiştir. Bununla birlikte; fiber martensit yapılı çeliklerin yorulma sınırlarının ağ martensit yapılı çeliklerden daha iyi olduğu sonucuna da varmışlardır. Yine bu çalışmada son olarak dinamik gerinim yaşlanması sıcaklık aralığında çift fazlı çeliklerin yorulma sınırlarında dinamik gerinim yaşlanmasının etkilerinden dolayı artış olduğunu ve bu artışın da fiber martensit yapılı çift fazlı çelik numunelerde daha fazla olduğunu da saptamışlardır.

3.4. Karbon Atomlarının Gerinim Yaşlanmasındaki Rolü

Karbon atom çapı Fe atom çapına göre oldukça küçüktür. Küçük olduğundan dolayı karbon atomları α -Fe ve γ -Fe kristal kafesinde arayer atomu olarak kendilerine yer bulurlar. Küçük atom çapına sahip olan karbon atomları kristal kafes içerisinde oktahedral boşluklara oturmaktadırlar (Şekil 3.3) [99].



Şekil 3.3. Uygulanan gerinim karşısında karbon atomlarının uygun oktahedral boşluklara hareketi [100]

Karbon atomlarının çapları kristal kafesteki arayer boşluklarının çaplarından büyüktür. Karbon atomları arayer boşlukları doldurdıklarında kristal kafesi distorsiyona uğratacaktır [99]

Karbon arayer atomları öngerinim ve yaşlanma sonrasında dislokasyonları kilitleyerek hareket etmelerini engellerler. Bu durum çeliklerin akma gerilmelerinde bir artışa ve birim uzama değerlerinde ise düşüşe neden olmaktadır. Mekanik özelliklerdeki bu değişim ise çeliklerin statik gerinim yaşlanmasına bağlı olarak sertleştiğinin bir kanıtıdır.

Karbon atomlarının çift fazlı çeliklerde gerinim yaşlanmasına etkili rolünü 3 evrede inceleyebiliriz.

1. Kilitleme (Pinning) Evresi: Arayer karbon atomlarının ferrit fazı içerisinde bulunan dislokasyonları kilitlemesi ve hareket kabiliyetlerini azaltması ile mukavemet artışı.
2. Çökeltme Evresi: Kilitleme için kullanılmayan, mevcut arayer karbon atomları düşük sıcaklıklar karbitleri yada karbon kümeleri formu oluşturmaya başlar. Burada dayanımda görülecek artış arayer karbon atomları miktarına bağlı olacaktır.
3. Martensit Fazının Temperlenmesi Evresi: Martensit yapısı içinde dönüşüm karbürlerinin oluşumu martensit hacmini düşürür. Sonrasında iç gerilmeler azalır ve dayanım artışı sağlar [77].

Bütün bu bilgiler doğrultusunda anlaşılıyor ki karbon atomları çeliklerin gerinim yaşlandırılması sonucu bir takım mekanik özellikleri üzerine çok önemli ve etkin bir rol oynamaktadır.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

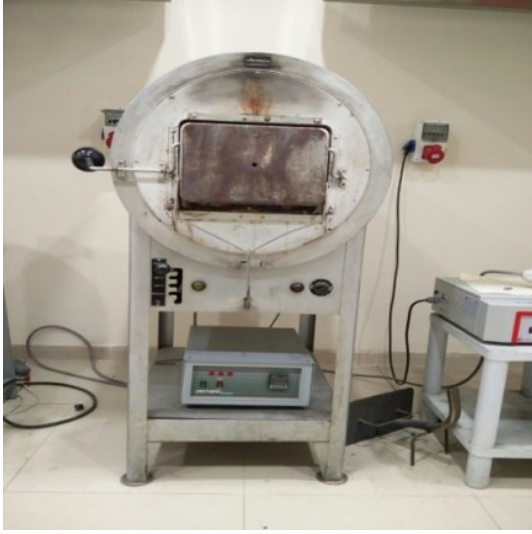
4.1. Malzeme

Bu çalışmada ferrit ve martenzit mikroyapısına sahip çift fazlı çeliklerde oda sıcaklığında statik deformasyon yaşanmasını incelemek amacıyla ticari olarak üretilmiş DP600 malzemesi kullanılmıştır. DP600 malzemesinin kimyasal bileşimi Çizelge 4.1.'de verilmiştir. Çalışmalarda DP600 malzemesi hem orjinal (Or) ferrit martensit mikroyapısı hem de aynı malzemede martensit parçaçık boyutunu düşürmek amacıyla çift su verme (SS) ısıtma işlemi uygulanmış ferrit martensit mikroyapısı kullanılmıştır. Çift su verme işlemi Çizelge 4.1'de kimyasal bileşimi verilen DP 600 çeliği Resim 4.1'de gösterilen ısıtma işlem fırınında 890 ± 3 °C'de 5 dakika östenitlendikten sonra oda sıcaklığına kadar su verilip, akabinde tekrar 733 ± 3 °C'de 5 dakika kısmi östenitlenip ikinci bir su verme işlemine tabii tutulmuştur. Bu çalışmada iki farklı mikroyapıya sahip çift fazlı çelik malzemelerin statik deformasyon yaşlandırma işlemi sonuçları oda sıcaklığı çekme değerlerine göre incelenmiş ve sonuçlar mikroyapı, sertlik değerleri, akma gerilmesi değerleri, maksimum çekme dayanım değerleri, kırık yüzey morfolojileri, birim uzama değerleri ile birlikte tartışılmıştır.

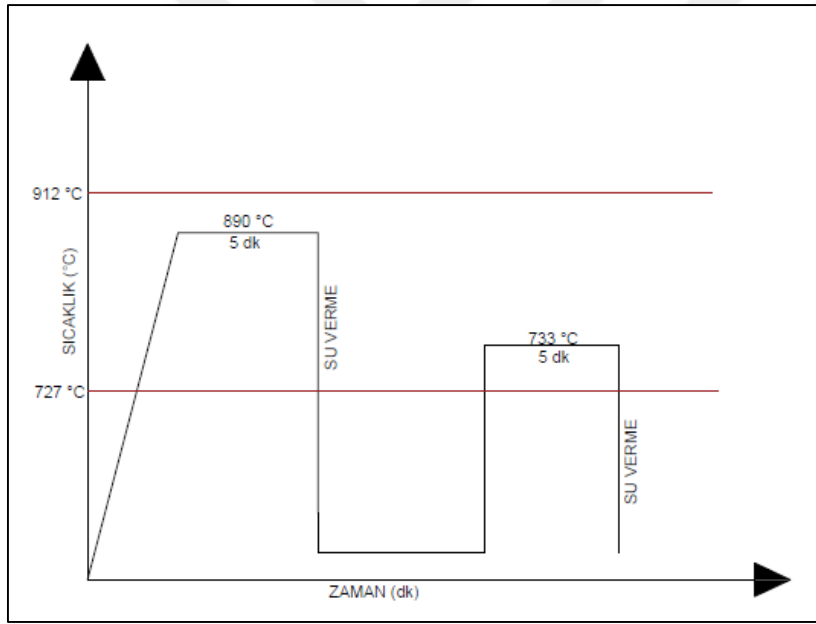
Çizelge 4.1. DP 600 çift fazlı çeliğin kimyasal kompozisyonu

Element	C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe
% Ağırlık	%0,12	%1,5	%1,5	%0,19	%0,19	Kalan

Ticari amaçlı üretilen DP 600 çift fazlı çeliğin martensit hacim oranını değiştirmek amacıyla Resim 4.1'de görünen G.Ü.T.F Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında bulunan ısıtma işlem fırınında Şekil 4.1'de görülen ısıtma işlem aşamaları gerçekleştirilmiştir.



Resim 4.1. Isıl işlem fırını

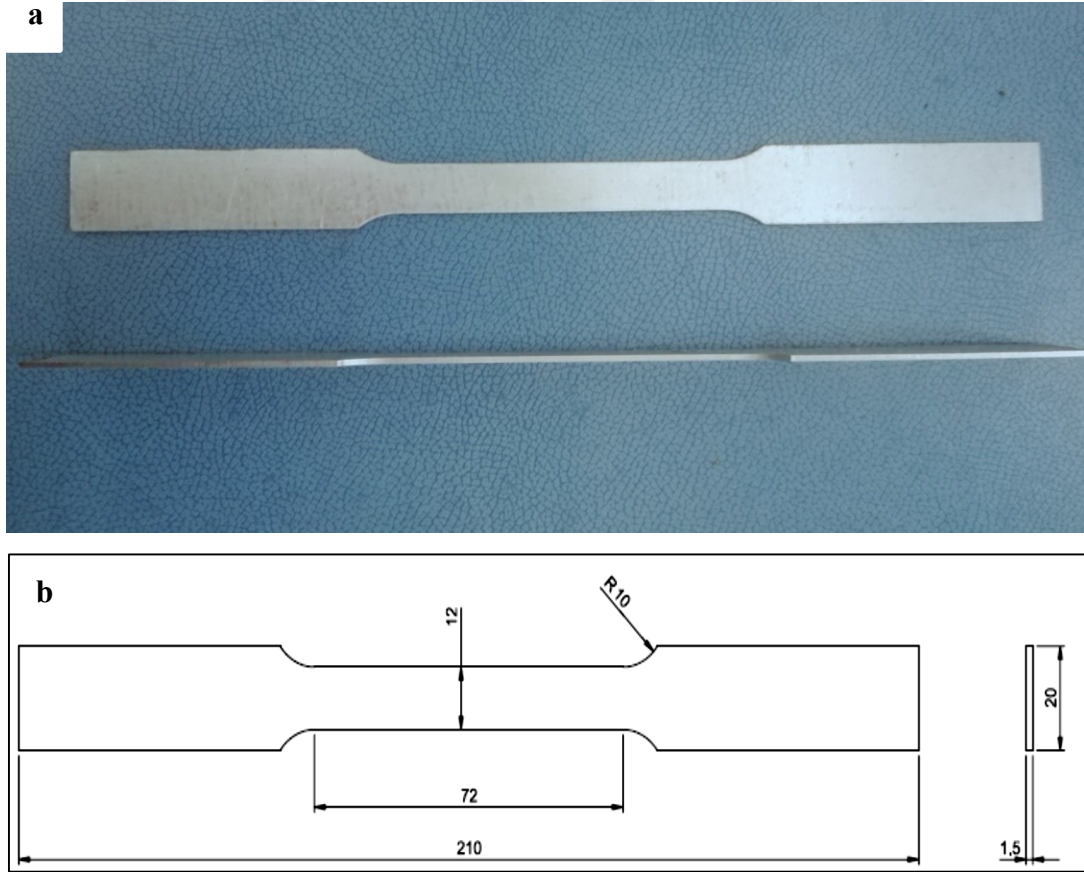


Şekil 4.1. SS numunelerin ısıtıl işlem ve su verme süreci

4.2. Çekme Testi

1,5 mm kalınlığına sahip sac plaka Resim 4.2’de ölçüleri verildiği gibi ASTM- E8 standart çekme test numuneleri halinde preste kesilmiştir.

Standart ölçülerde çekme numunesi hazırlanmış Or ve SS numunelerine statik deformasyon yaşlanması için %6 ve %12 öngerinim uygulanmıştır. Bu numuneler sırasıyla %6-Or, %12-Or, %6-SS, %12-SS olarak kodlanmıştır. Ardından tüm numunelere birer ay ara ile toplam 4 aya kadar oda sıcaklığında bekletilerek statik gerinim yaşlanması uygulanmıştır. Her bir numuneye her ay sonunda çekme test deneyleri uygulanmıştır.



Resim 4.2. Çekme test numunesinin (a) resmi ve (b) standart ölçüleri

Statik deformasyon yaşlanması uygulanan malzemelerin çekme deneyleri Resim 4.3’te görülen G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında bulunan Instron 3369 markalı çekme test cihazında gerçekleştirilmiştir. Tüm numunelerin çekme testleri oda

sıcaklığında ve 6 mm/dk çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Statik gerinim yaşlanması için öngerinim değerlerinin belirlenmesi amacıyla DP600 malzemesinin çekme testi yapılmıştır.



Resim 4.3. Çekme deneylerinin yapıldığı cihaz

4.3. Sertlik Ölçümleri

Oda sıcaklığında gerinim yaşlanmasının her ay takip etmek amacıyla metalografik işlemler sonrası numunelerde HV2 standardında sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu ölçümler Resim 4.4’de görülen G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında bulunan Shimadzu marka sertlik cihazında gerçekleştirilmiştir. Her bir numunenin her ay sonunda en az 5 defa sertlik ölçümleri yapılmış, aritmetik ortalamaları standart sapmaları ile belirlenerek ilgili grafikler oluşturulmuştur.



Resim 4.4. Shimadzu Vickers sertlik cihazı

4.4. Mikroyapı inceleme

Çekme testleri sonucu koparılan parçalar, kırık yüzeylerinin incelenmesi için kopma sınırının 10 mm gerisinden kesilmiştir. Sonra parçalar metal mikroskobunda mikroyapılarının incelenmesi için sıcak bakalit içine gömülmüştür.

Numuneler bakalite gömüldükten sonra numunelerin mikroskopik görüntüsünü alabilmek için zımparalama işlemiyle yüzey temizliği yapıldıktan sonra sırasıyla 3 ve 1 mikron boyutlarındaki elmas pastayla parlatma işlemi yapılmıştır.

Zımparalanan ve parlatılan çift fazlı çelik numuneler Nital olarak bilinen 1-10 ml HNO_3 ve 90-99 ml metanol veya etanol içeriğine sahip dağlayıcı sıvı içerisinde 4-5 saniye bekletilerek dağlanmıştır.

Metalogarik işlemler sonunda mikroyapıları incelemek için Resim 4.5’de görülen G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında bulunan LEICA DM4000 M markalı optik metal mikroskobu kullanılmıştır.



Resim 4.5. Optik metal mikroskobu

Orijinal DP600 çift fazlı çeliğe ve ısıtma işlemi uygulanan SS numunelerinin martensit hacim oranlarının belirlenmesi için lineer analiz metodu kullanılmıştır. Lineer analiz metodu ile 5 ölçüm yapılmıştır. 140 mm uzunluğundaki çizginin üzerine denk gelen martensit tanelerinin uzunluğu tespit edilerek, Eşitlik 4.1 bağıntısı ile martensit hacim oranı belirlenmiştir [101].

$$\% V_{\text{martensit}} = (\sum L_m / \sum L) \times 100 \quad (4.1)$$

Burada;

$\% V_{\text{martensit}}$ = Martensit hacim oranı yüzdesi

$\sum L_m$ = Martensit tanelerinden geçen deney çizgilerinin toplam uzunluğu

$\sum L$ = Toplam çizgi uzunluğu (140 mm)

Lineer analiz metodu ile SS numunelerinin martensit hacim oranlarının orjinal DP600 çift fazlı çeliklere göre daha fazla olduğu saptanmıştır.

4.5. Kırık Yüzey İncelemeleri

Numunelerin kırık yüzeylerini incelemek amacıyla Resim 4.6’da görülen G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında bulunan JEOL JSM-6060 LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır.

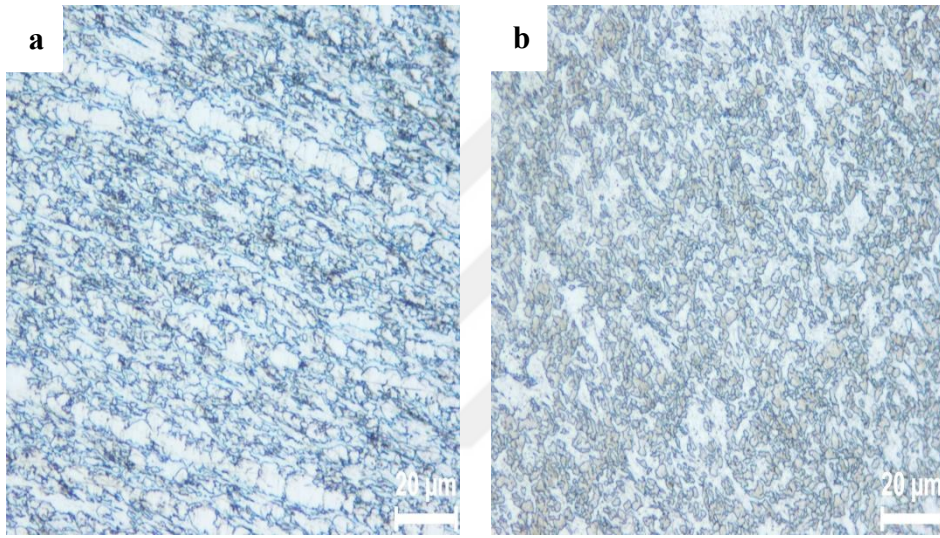


Resim 4.6. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Mikroyapı

Ticari olarak kullanılan ve Çizelge 4.1’de kimyasal bileşimi verilen DP 600 çift fazlı çeliğin orijinal (Or) mikroyapısı ile daha sonra bu çelikten ince martensit parçacıkları üretmek amacıyla çift su verme işlemi (SS) uygulama sonrası elde edilen mikroyapıları Resim 5.1.a ve Resim 5.1.b’de verilmiştir.



Resim 5.1. a) DP600 çeliğinin orijinal mikroyapısı (Or), b) Çift su verme ısıl işlemi (SS) uygulanmış DP600 çeliğinin mikroyapısı

Resim 5.1(a)’da görüldüğü gibi Or DP600 mikroyapısı haddeleme yönüne bağlı ferritik bantların varlığı görülmektedir. Çift su verme işlemi sonrası ise SS çeliğinin mikroyapısında üretilen martensit parçacıkları orijinal DP600 çeliğinin mikroyasından daha homojen dağılımlı morfolojiye sahip olduğu açıkça görülebilmektedir (Resim 5.1.b). Çift su verme sonunda martensit parçacık boyutlarında beklenen etkili incelme gerçekleşmemiş ancak martensit hacim oranı artmıştır (Çizelge 5.1). Martensit hacim oranının Or mikroyapısından daha yüksek çıkmasının muhtemel nedeni ikinci su verme arakritik tavlama sıcaklığının yüksek seçilmiş olmasından kaynaklanmıştır. Çift fazlı çeliklerde martensit hacim oranı artışıyla martensit parçacık boyutlarında büyüme görüldüğünden, bu çalışmada olduğu gibi martensit hacim oranı yüksek olan SS numunelerinde etkili parçacık boyutu düşüşü gerçekleşmemiştir. Bu çalışmada, iki farklı mikroyapıya sahip DP600 çeliğinde statik

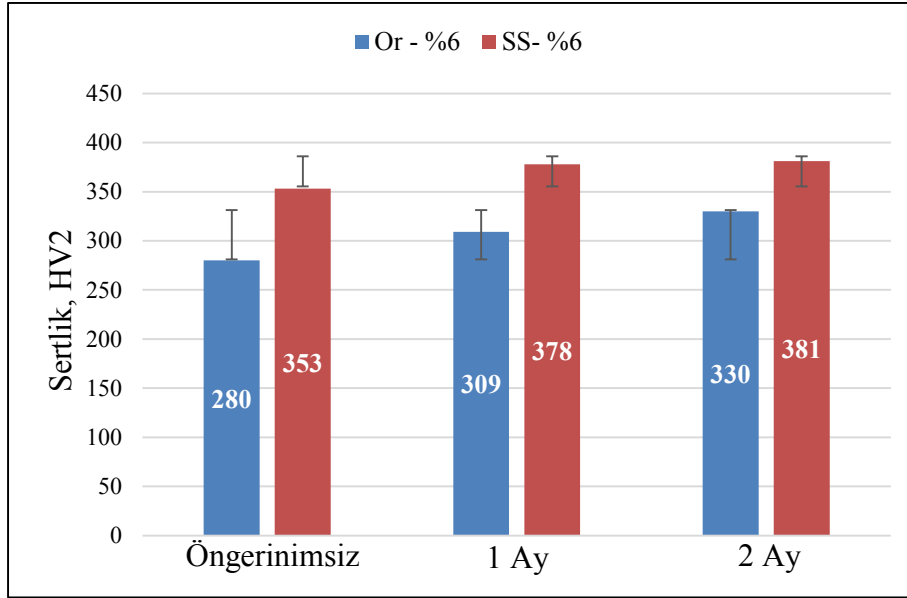
deformasyon yaşlanması uygulanarak mekanik özelliklerindeki değişimler belirlenmeye çalışıldı.

Çizelge 5.1. Orjinal DP600 çift fazlı çelik ve çift fazlı SS numunelerinin martensit hacim oranları

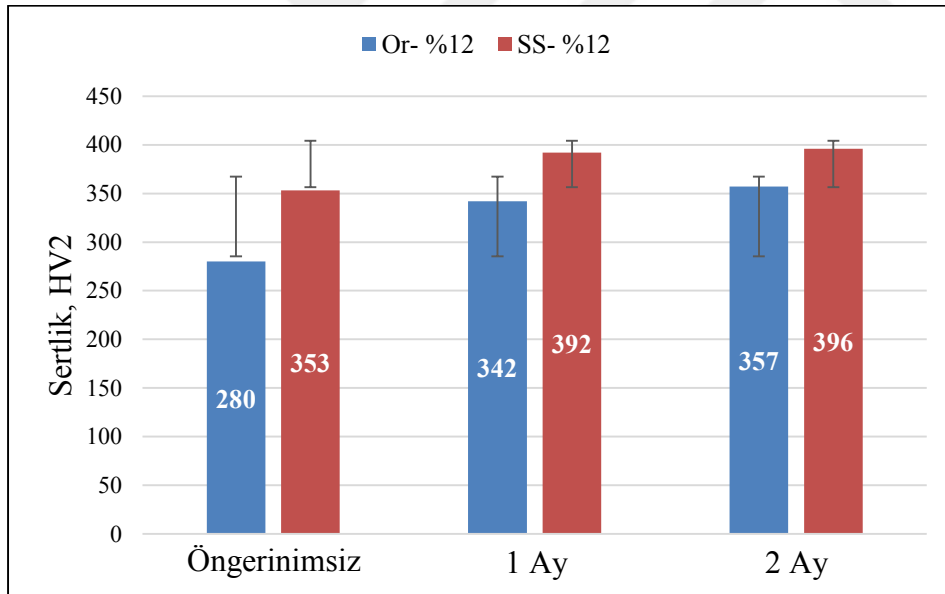
Malzeme	Martensit Hacim Oranı (%)
DP600	19,7
SS	41,2

5.2. Statik Gerinim Yaşlanmasına Bağlı Olarak Sertlik Değişim Sonuçları

Mikroyapıları metalografik olarak hazırlanmış numuneler bekletme zamanına bağlı olarak HV2 sertlik değerleri tespit edildi. Şekil 5.1 ve Şekil 5.2’de yer alan sertlik sonuçları yaşlandırılmamış şartlara göre, 1 ay ve 2 ay yaşlandırılmış numunelerin sonuçlarıdır. (Statik gerinim yaşlanma zamanına bağlı olarak sertlik artışının takip edildiği Vickers sertlik cihazı 2. aydan sonra arızalanmıştır). Sertlik sonuçları incelendiğinde numunelerin bekletme zamanlarının artması ile birlikte numunelerin sertliklerinde de artış olduğu gözlemlendi. Yine sertlik artışının öngerinim artışı ile doğru orantılı olarak arttığı da saptandı. %12 öngerinim uygulanan tüm numunelerin sertlik değerleri, %6 öngerinim uygulanan tüm numunelere kıyasla daha fazla arttığı saptandı. Bilindiği üzere çeliklerde dislokasyon yoğunluğu arttıkça buna bağlı olarak sertlik artışı beklenir. Burada Cottrell atmosfer oluşumunun etkin rol oynadığı ve öngerinim oranının artması ile birlikte Cottrell Atmosfer etkinliğinin arttığı da düşünülmektedir.



Şekil 5.1. DP600 malzemesinin öngerinimsiz ve %6 öngerinim sonrası statik gerinim yaşlanma zamanına bağlı sertlik değişim grafiği



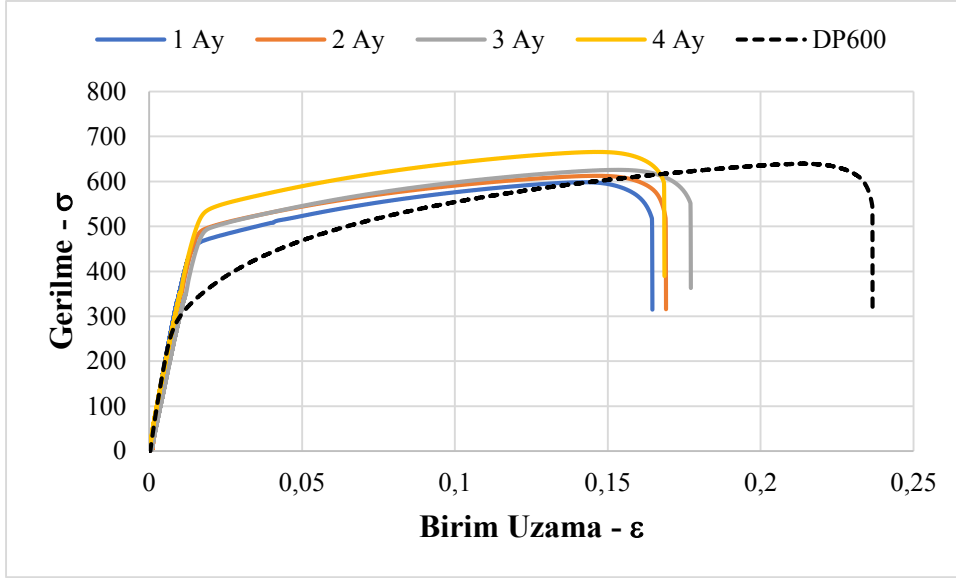
Şekil 5.2. DP600 malzemesinin öngerinimsiz ve %12 öngerinim sonrası statik gerinim yaşlanma zamanına bağlı sertlik değişim grafiği

Numunelerin sertliğini arttıran bir başka parametre ise SS grubuna uygulanan ısıt işlemlerdir. Orijinal DP600 çift fazlı çelik numunelere göre ısıt işlem görmüş olan SS grubunda sertlik artışı daha fazladır. Benzer bir çalışmayı Üler [101] yapmıştır. Çalışmasının sonunda martensit hacim oranlarının yüksek olduğu numunelerde sertlik artışının daha fazla olduğunu belirtmiştir. Yine benzer başka çalışmalarda Waterschoot ve diğerleri [11] ve Kaçar ve Gündüz [92] araştırmaları sonucunda Cottrell atmosfer etkisine atıfta

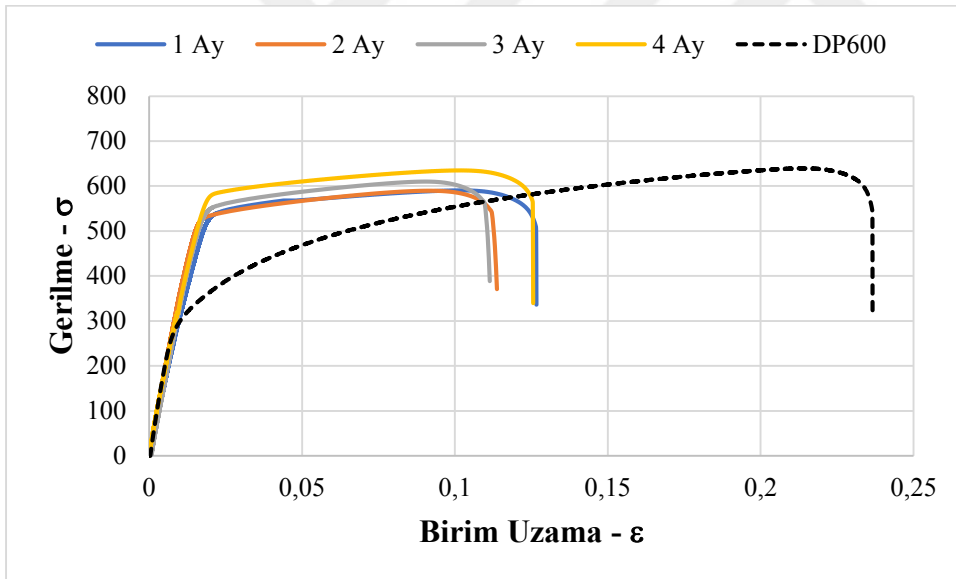
bulunmuşlardır. Sertlik sonuçları ile ilgili benzer sonuçları, Gündüz ve Tosun [88], Gündüz [93], Karaçalı [102], Tosun [103], Türkmen ve Gündüz [104] yapmış oldukları çalışmalarında gözlemlemişlerdir ve yaşlanma sonrası numunelerin sertlik değerlerinde artış olduğunu belirtmişlerdir.

5.3. Statik Gerinim Yaşlanmasına Bağlı Olarak Çekme Test Sonuçları

Çekme testleri, %6 ve %12 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerine 1.-2.-3. ve 4. ayların sonunda uygulanmış, öngerinimsiz ve yaşlandırma yapılmamış Or ve SS numunelerinin çekme test sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Her çekme testinde ikişer adet numune kullanılmıştır. Çekme test sonuçları ile numunelerin akma gerilmesi değerleri, maksimum çekme dayanım değerleri ve birim uzama değerleri belirlendi. Şekil 5.3-5.6'dan %6 ve %12 öngerinim uygulanmış Or ve SS numunelerinin sırasıyla çekme testleri sonucu elde edilen gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları incelendiğinde oda sıcaklığında statik gerinim yaşlanması için bekletme süresinin artmasıyla birlikte numunelerin akma gerilme ve maksimum çekme gerilme değerlerinde artış olduğu görüldü. Bu artışlar, artan öngerinim oranına bağlı olarak da artış göstermektedir. SS grubu numunelerin akma gerilme ve maksimum çekme gerilme değerlerinin Or grubu çelik numunelere göre daha yüksek olduğu da saptanmıştır. Bu değerlerin artış nedeninin martensit parçacıklarının çevresindeki ferritik matriste bulunan dislokasyonların arayer karbon atomlarınca doldurulmasından (İkinci Cottrell etkisinden) kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca bu etkinin çift fazlı çeliklerde daha fazla olması daha olasıdır. Çünkü ferrit matriste bulunan martensit parçacıklarının arakritik tavlama bölgesinde su verildiğinde hacimce genişlemesinden dolayı martensit fazlarına bitişik bölgelerde mobil dislokasyonlar yoğun olarak bulunur. Aynı zamanda martensite komşu ferritik alanlarda temiz ferrit olarak kendini göstermektedir. Temiz ferrit fazında karbon gibi arayer atomları bulunmamaktadır. Bu nedenle de çift fazlı çelikler sürekli akma göstermektedirler. DP600 çelik düşük karbonlu olmasına rağmen temiz ferritteki dislokasyonları işgal etmesi gereken karbon atomlarının martensit fazından sağlandığı düşünülmektedir. Bunun gerçekleşebilmesi için de martensit fazının temperlenerek serbest karbon atomunu ferrit fazına iletmesi gerekir. Böylece temiz ferrit fazındaki en yakın dislokasyonları işgal etmesi beklenir. Karaçalı [102] yapmış olduğu çalışmada, çekme test sonuçlarında DP600 çeliğinin yaşlanması sonrası numunelerin çekme gerilme ve akma gerilme değerlerinde artış olduğunu ancak birim uzama değerlerinde ise düşüş olduğunu saptamıştır.



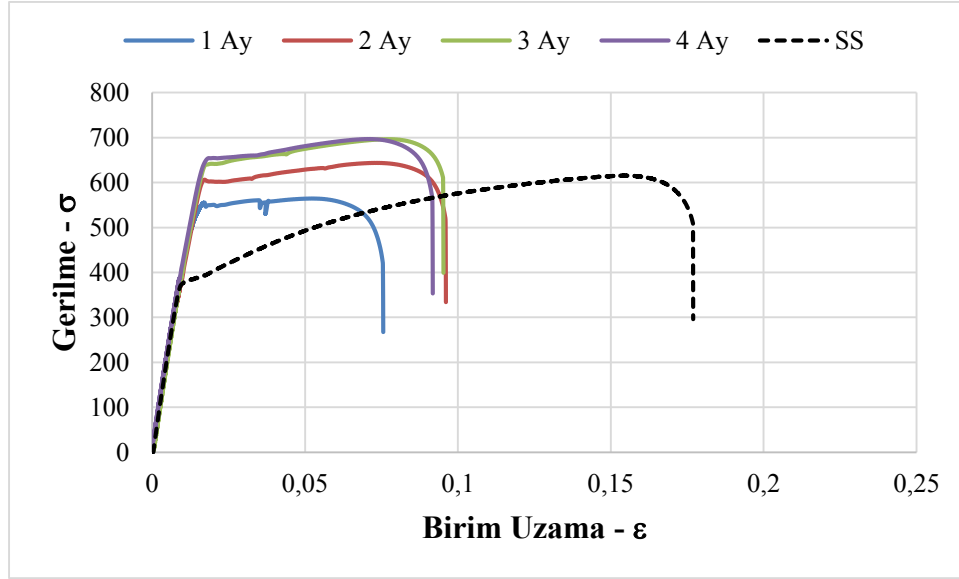
Şekil 5.3. %6 öngerinim uygulanan Or numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları



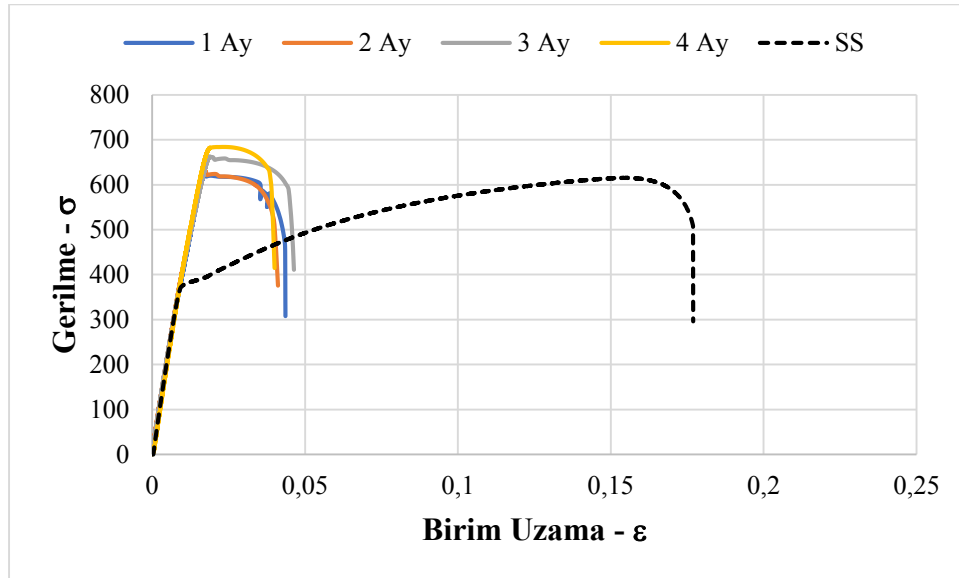
Şekil 5.4. %12 öngerinim uygulanan Or numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları

Şekil 5.3 ve Şekil 5.4.'deki çekme diyagramları incelendiğinde herhangi bir orjinal DP600 numunesinde çift fazlı çeliklerin temel karakteristik özelliğine sahip sürekli akma görülmekle birlikte birim uzaması yaşlandırılan numunelere göre çok daha fazladır. Burada yaşlandırma sonrası süreksiz akma kısmen belirmiş, ancak akma gerilme değerinde de ciddi artış görülmüştür. Bununla birlikte yaşlandırılan numunelerde özellikle 1. aydan sonraki sürelerde akma gerilme değeri artışıyla birlikte numunelerin birim uzama değerlerinin artışı

da dikkat çekicidir. Bu beklenmeyen bir durum olarak görülebilir. Bunun muhtemel nedeni olarak DP600 çeliğinin ön gerinim uygulandıktan sonra yaşlandırma için oda sıcaklığında uzun süreli bekletme zamanında (1. Aydan sonra) yeniden kristalleşme süreci içerisine girmiş olabileceği düşünülebilir. Şayet bu gerçekleştiyse özellikle gerilimsiz ferrit fazı sünekliliğinin artışına neden olacaktır.



Şekil 5.5. %6 öngerinim uygulanan SS numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim-birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları



Şekil 5.6. %12 öngerinim uygulanan SS numunelerin oda sıcaklığında statik yaşlanma zamanına göre gerilim- birim uzama ($\sigma - \epsilon$) diyagramları

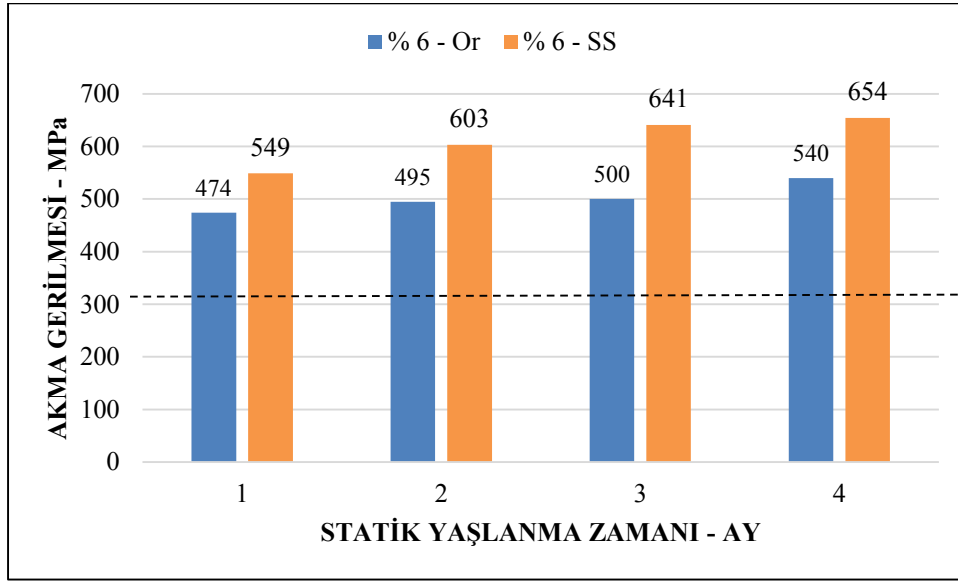
Şekil 5.5 ve Şekil 5.6' de verilen SS numunelerin maksimum çekme değerleri Or grubu numunelere göre artış göstermektedir. Bununla birlikte akma gerilmesinde artış, birim uzama değerlerinde ise azalma olduğunu da göstermektedir. Aynı zamanda orjinal DP600 çift fazlı çelik numunesinde görülen sürekli akma özelliğinin, SS numunesinde kısmen de olsa belirginleştiği görülebilir. Bunun muhtemel nedeni SS numunelerinin ısıtılış işlemleri sırasında özellikle arakritik tavlama bölgesinden su verme işleminde ferrit ve martensit fazlarının üretilirken kısmen perlitik yapıların üretilmiş olduğu düşünülebilir. Bu durum arakritik tavlama sıcaklığında su verme hızının yetersiz olmasından kaynaklanabilir. Aynı zamanda martensit parçacıkları çevresinde temiz ferrit oranının düşük kalmasına neden olacağından çekme grafiğinde süresiz akma olayına neden olmaktadır. SS numunelerinde birim uzama değerleri öngerinim miktarı ile çok belirgin bir düşüş gösterirken bu düşüş 1.-2.-3. ve 4. aylarda statik gerinim yaşlanmasına bağlı olarak düşüş göstermediği saptandı. 4 ay boyunca aynı değerlerde sonuçlar saptandı. Yine ısıtılış işlemin etkisi ile Or numunelerde belirgin olmayan akma değeri SS numunelerde belirgin hal almıştır.

5.4. Akma Gerilmesi Değerleri

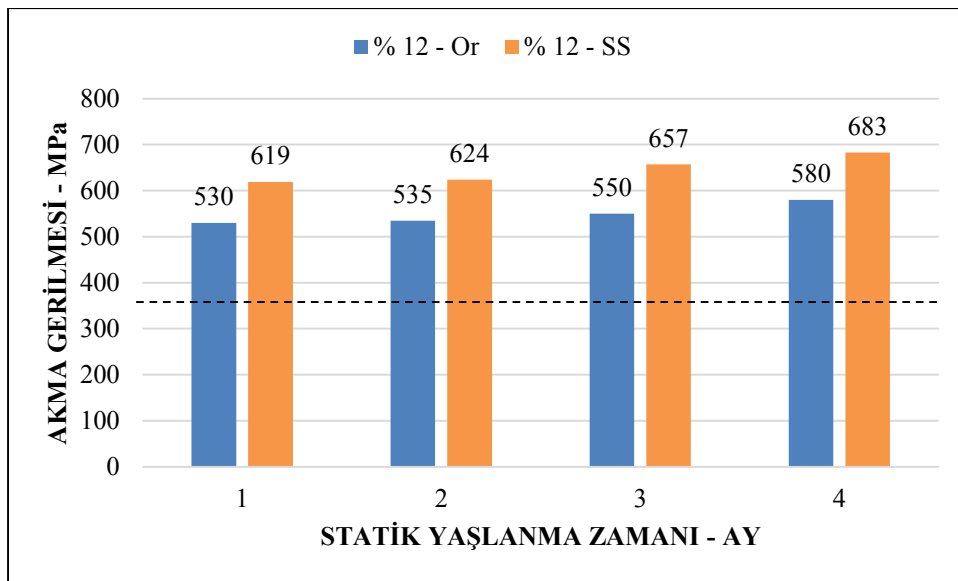
Numunelerin gerilme – birim uzama diyagramları çekme testleri sonunda belirlendi. Şekil 5.7 ve Şekil 5.8'de görülen gerilme – birim uzama diyagramları incelendiğinde öngerinim uygulanan numunelerin statik yaşlanma zamanına, öngerinim oranına bağlı olarak DP600 çift fazlı numunelerin akma gerilmesi değerlerinde artış olduğu, diğer bir ifadeyle numunelerin sertliklerinin arttığı gözlemlendi. Bu sonuçlar çift fazlı çeliklerin oda sıcaklığında da statik gerinim yaşlanmasına maruz kaldığını göstermektedir. Benzer sonuçları, yüksek sıcaklıklarda hem statik hem de dinamik gerinim yaşlanmaları sonucunda, Kaçar ve Gündüz [92], Gündüz [93], Karaçalı [102], Koohbor ve Serajzadeh [105], Kaçar, Emre ve Sinoplu [106], ve Çavuşoğlu, Güral ve Gürün [107] rapor etmişlerdir.

Yaşlandırılan numunelerin akma gerilmesi değerlerindeki artışın nedeni, dislokasyon çevresinde bulunan karbon gibi atomik boyutu çok küçük olan arayer atomlarıdır. Çünkü bu atomlar dislokasyonların hareketlerini engelleyerek sertlik artışına ve akma gerilmesi değerinin artışına neden olur. Bu durum literatürde Cottrell Atmosferi olarak bilinir. Bu etki özellikle öngerinim uygulanan düşük karbonlu çeliklerde 100-300 °C sıcaklıklar arasında tavlama sonrası sıklıkla görülmektedir. Bu çalışmada da oda sıcaklığında uzun bekletme sürelerinde görülmesi, çift fazlı çeliklerin şekillendirilebilirlik özelliklerinin zorlaşması

anlamına gelmektedir. %12 öngerinim uygulanan numunelerin %6 öngerinim uygulanan numunelere göre daha fazla sertlik ve akma gerilmesi değerlerinin artması bunu kanıtlar niteliktedir. %12 öngerinim uygulanan numunelerde daha fazla dislokasyon meydana gelecektir ve yaşlanma sonrası daha fazla Cottrell atmosferi oluşacaktır. Bunun sonucunda daha fazla dislokasyon kenetlenmesi olacağı için akma gerilmesi ve sertlik değeri %6 öngerinim uygulanan numunelere oranla daha fazla artış göstermiş olacaktır.



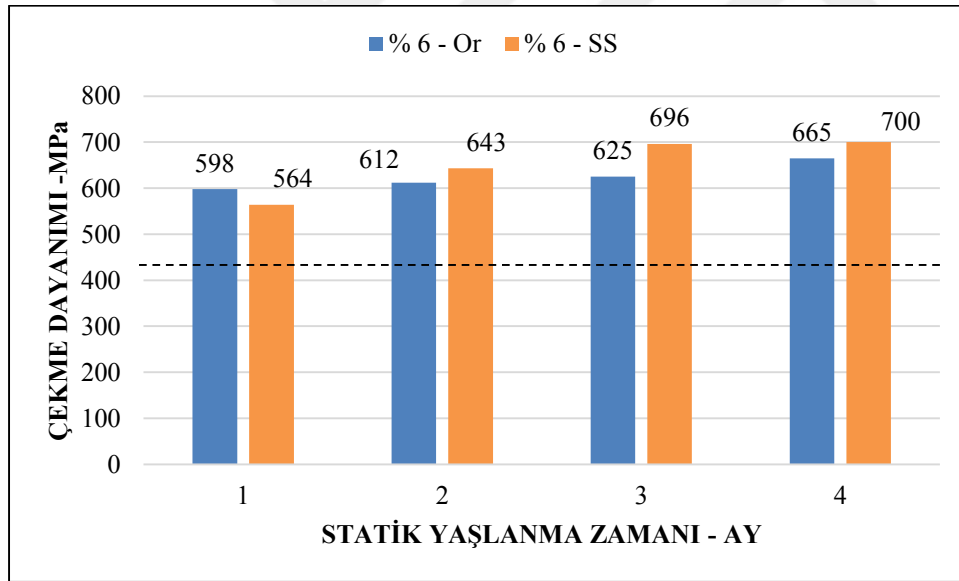
Şekil 5.7. %6 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak akma gerilmesi değişimleri



Şekil 5.8. %12 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak akma gerilmesi değişimleri

5.5. Maksimum Çekme Gerilme Değerleri

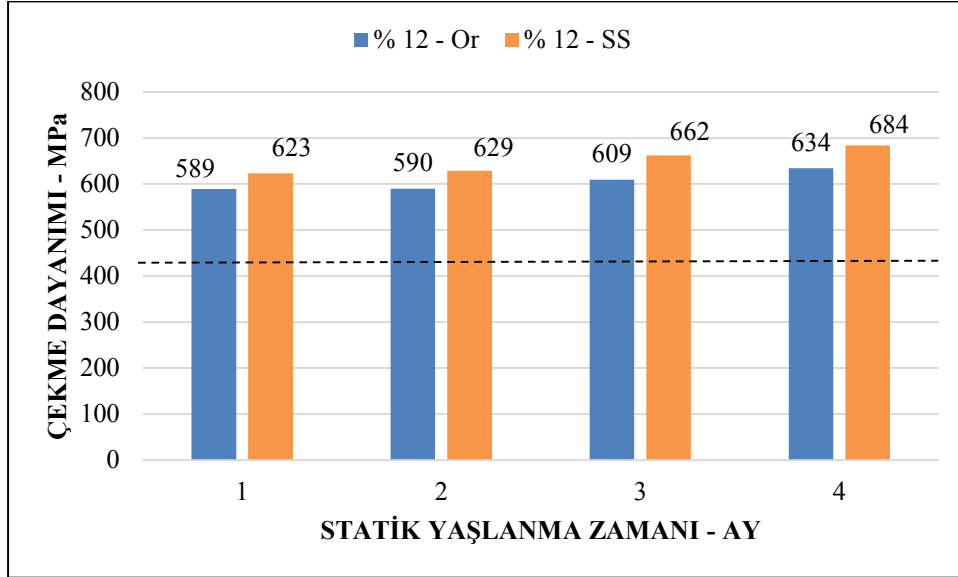
%12 öngerinim uygulanan numunelerin maksimum çekme gerilme değeri %6 öngerinim uygulanan numunelere kıyasla daha yüksek değerde olduğu saptanmıştır. Yine orijinal DP600 çeliğine uygulanan ısıtıl işlem sonrası oluşan SS numunelerin değişen metalurjik yapısı da bu artışta etken rol oynamıştır. Şekil 5.9 ve Şekil 5.10’da görüldüğü gibi, gerek Or numuneler gerek SS numuneler karşılaştırıldığında bekletme zamanları ve öngerinim oranları bu malzemelerin statik gerinim yaşlanmaları sürecinde etkin bir rol oynamıştır. Karaçalı [102], yapmış olduğu çalışmada DP600 çift fazlı çelikleri belli sıcaklıklarda ve bekletme zamanlarında yaşlandırması sonucu deney numunelerin çekme gerilme dayanımlarında artış olduğunu saptamıştır. Yine bir başka benzer çalışmayı Tosun [103] yapmıştır. Yaşlandırılan çift fazlı çeliklerin, yaşlanma sonrası çekme gerilme dayanımlarında artış olduğunu belirtmiştir.



Şekil 5.9. %6 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak maksimum çekme gerilme dayanımlarındaki değişimleri

Bilindiği üzere maksimum çekme dayanımı çekme testine tabii tutulan malzemenin uzama ve kopma direncini simgeleyen bir mekanik özelliktir. SS numunelerinde maksimum çekme dayanım ve toplam birim uzama değerinin düşük çıkmasının temel nedeni, sahip olduğu yüksek martensit hacim oranından dolayı olduğu düşünülebilir. Çünkü burada yüksek martensit hacim oranı (Resim 5.1.b) martensit parçacıkları arasında temas oluşturduğundan dolayı ferrit matrisle ağ şeklinde bir martensit morfolojisine sahip olur ki, böylece çekme

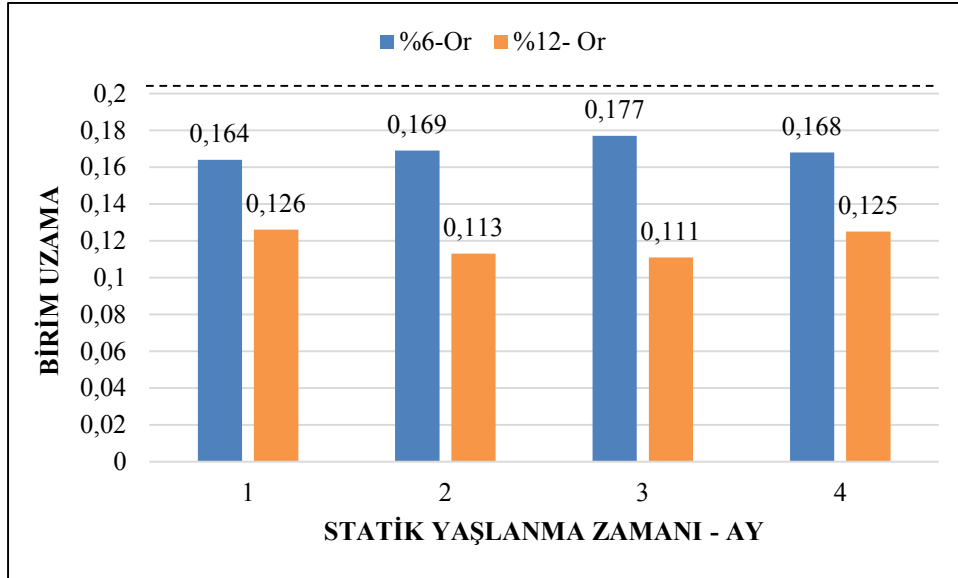
gerilmesi uygulandığında bu martensit ağırları erken zamanda kırılabilir. Bu durum da düşük maksimum çekme dayanımına ve birim uzamaya neden olabilir



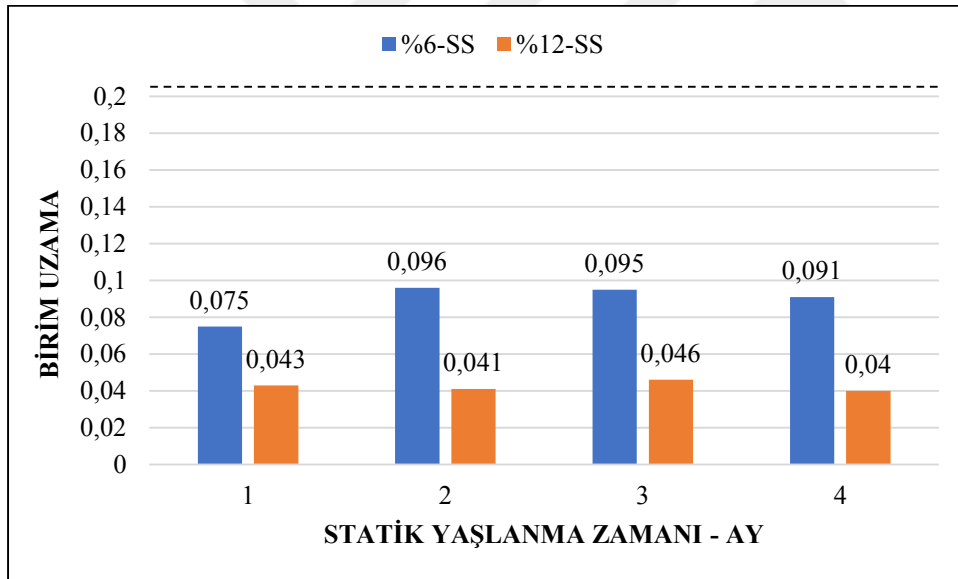
Şekil 5.10. %12 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelerin statik yaşlanma süresine bağlı olarak maksimum çekme gerilme dayanımlarındaki değişimleri

5.6. Birim Uzama Değerleri

Tüm numunelerin birim uzama değerleri bekletme zamanının artması ile birlikte düşüş göstermiştir. Ancak bu düşüş çok çok düşük oranlarda olmuştur. Şekil 5.11 ve Şekil 5.12’de görüldüğü gibi düşüş statik yaşlanmaya bağlı olarak çok az miktarlarda gerçekleşmiştir hatta bazı aylarda çıkıp tekrar düşüş göstermiştir. Bu düşüşler dikkate alınacak derecelerde değildir. Bununla birlikte numunelerin akma gerilme, maksimum çekme gerilme değerleri gibi mekanik özellikleri de göze batan değişimler sergilememişlerdir. Şekil 5.11 ve Şekil 5.12 incelendiğinde öngerinim oranı, bekletme süresi ve SS numunelere uygulanan ısıt işlemler çok dikkat çekici bir değişikliğe neden olmasalar da birim uzama değerlerinde düşüş olduğu saptandı. Oda sıcaklığında statik gerinim yaşlanmasının etkisinden ötürü numunelerin birim uzama değerlerinde göze çarpan bir şekilde değişme olmadığı gözlemlendi, bunun yanında öngerinim oranlarının ve uygulanan çift su verme ısıt işleminin birim uzamaya daha fazla etkisi olduğunu söyleyebiliriz.



Şekil 5.11. %6 ve %12 öngerinim uygulanan Or numunelerinin statik yaşlanma zamanına bağlı olarak birim uzama değerlerindeki değişimleri



Şekil 5.12. %6 ve %12 öngerinim uygulanan SS numunelerinin statik yaşlanma zamanına bağlı olarak birim uzama değerlerindeki değişimleri

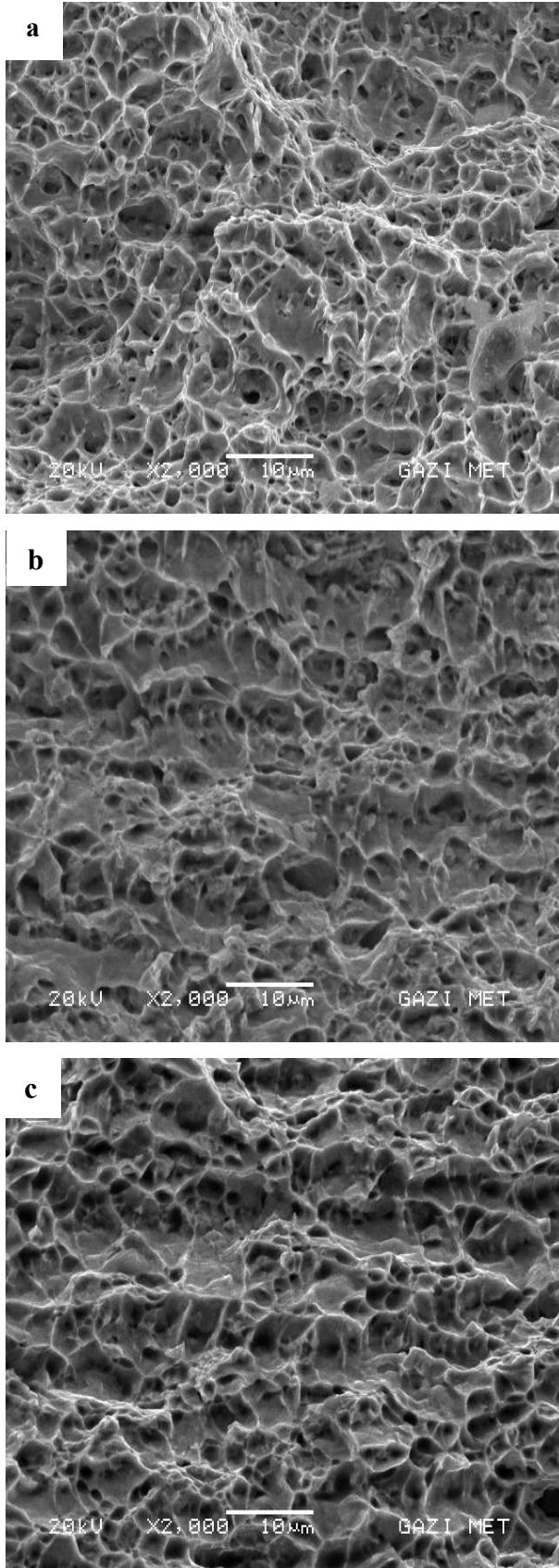
Benzer sonuçları; Gündüz ve Kaçar [92], Gündüz [93], Kaçar, Emre ve Sinoplu [106] çalışmalarında belirtmişlerdir. Bu çalışmalarda birim uzama değerleri azalırken, çekme dayanımları, akma değerleri artış göstermiştir. Gündüz ve Kaçar [92] yapmış oldukları çalışmalarında, birim uzama değerinin düşmesinin nedenini arayer atomlarının ve çökelti parçacıklarının dislokasyon hareketlerini engellemesine bağlamışlardır. Yine başka bir çalışmada Karaçalı [102], yaşlandırma sonunda çelik numunelerin akma gerilme değerlerinin ve sertlik değerlerinin arttığını ve buna bağlı olarak birim uzama değerlerinde

düşüş olduğunu çalışmasında belirtmiştir. Tosun [103], çelik numunelerin statik gerinim yaşlandırması sonucunda birim uzama değerlerinin düştüğünü, akma gerilme ve sertlik değerlerinde ise artış olduğunu belirtmiştir. Türkmen ve Gündüz [104] yapmış oldukları başka bir çalışmada, çift fazlı çeliklerde statik gerinim yaşlandırmasının mekanik özellikler üzerine etkisini araştırmışlardır. Çalışma sonunda, numunelerin akma ve çekme dayanımlarında artış gözlemlenirken, birim uzama değerlerinde düşüş olduğunu belirtmişlerdir.

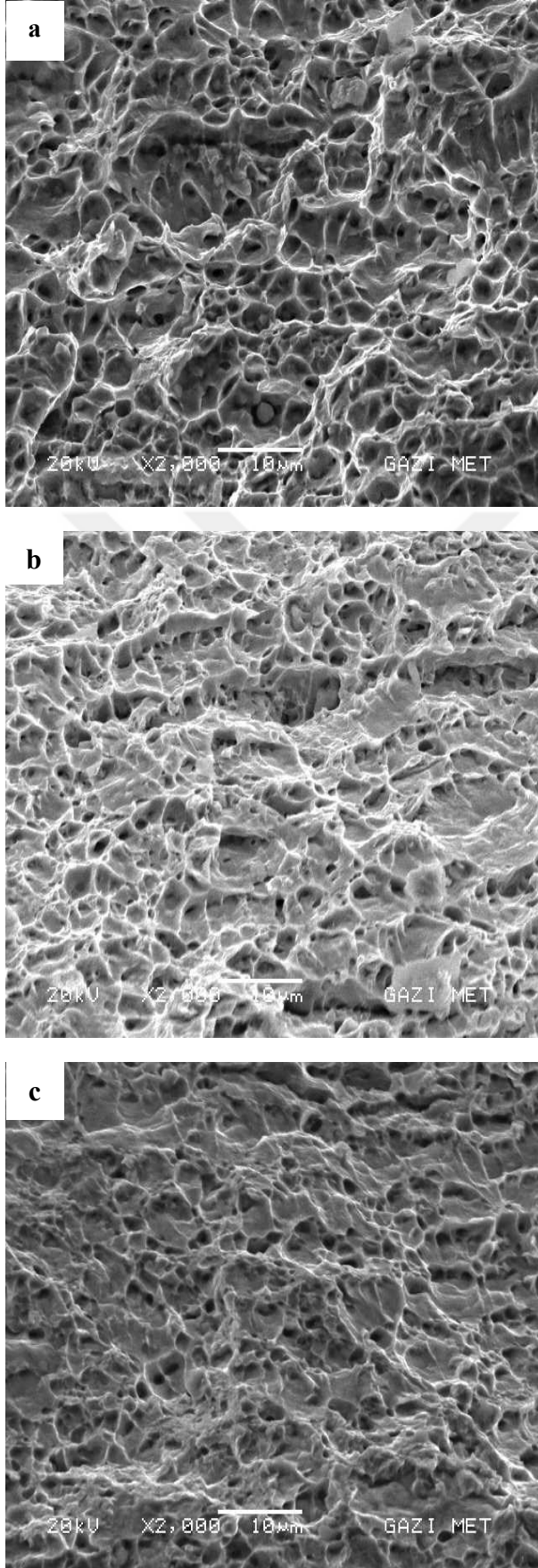
5.7. Kırık Yüzey Sonuçları

Kırık yüzeyler incelendiğinde, yaşlandırılmayan numunelerin gamze derinliklerinin fazla olduğu sünek kırılma davranışı sergilediği ve bekletme zamanına bağlı olarak gamze derinliklerinin azaldığı gevrek kırılma davranışı sergilediği görülmektedir. Kırılma davranışını etkileyen bir başka faktörün, öngerinim oranının da olduğu saptandı. %12 öngerinim uygulanan hem Or hem SS numunelerin %6 öngerinim uygulanan Or ve SS numunelere göre daha fazla gevrek kırılma davranışı sergilemiştir. Aynı zaman diliminde bekletilen yaşlanmış aynı grup ancak farklı öngerinim oranı uygulanmış olan numunelere bakıldığı zaman aynı yaşlandırma zaman zarfında her iki malzeme grubu içinde %12 öngerinim uygulanmış olan numunelerde %6 öngerinim uygulanan numunelere kıyasla daha fazla gevrek kırılma davranışı sergilediği saptanmıştır (Resim 5.2-Resim 5.5).

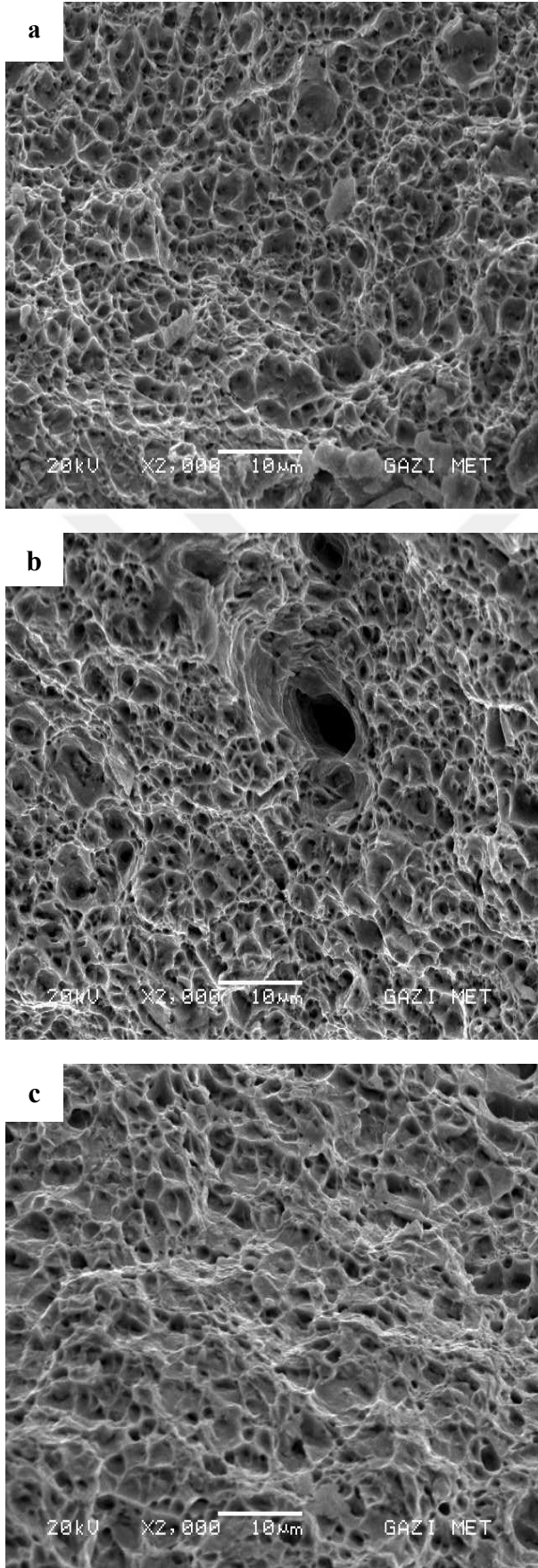
Yine kırık yüzey incelemeleri sonucunda bekletme zamanının, öngerinim oranının ve ısıtılmanın bu numunelere oda sıcaklığında da statik gerinim yaşlanma sürecine etkisi olduğu sonucuna varılmıştır. Gündüz ve Tosun [88], Gündüz ve Kaçar [90], Kaçar ve Gündüz [92], Gündüz [93], Karaçalı [102], Tosun [103], Türkmen ve Gündüz [104] yapmış oldukları çalışmalarında çeliklerin yaşlandırılması sonrası numunelerin kırık yüzey incelemelerinde benzer sonuçları elde etmişlerdir.



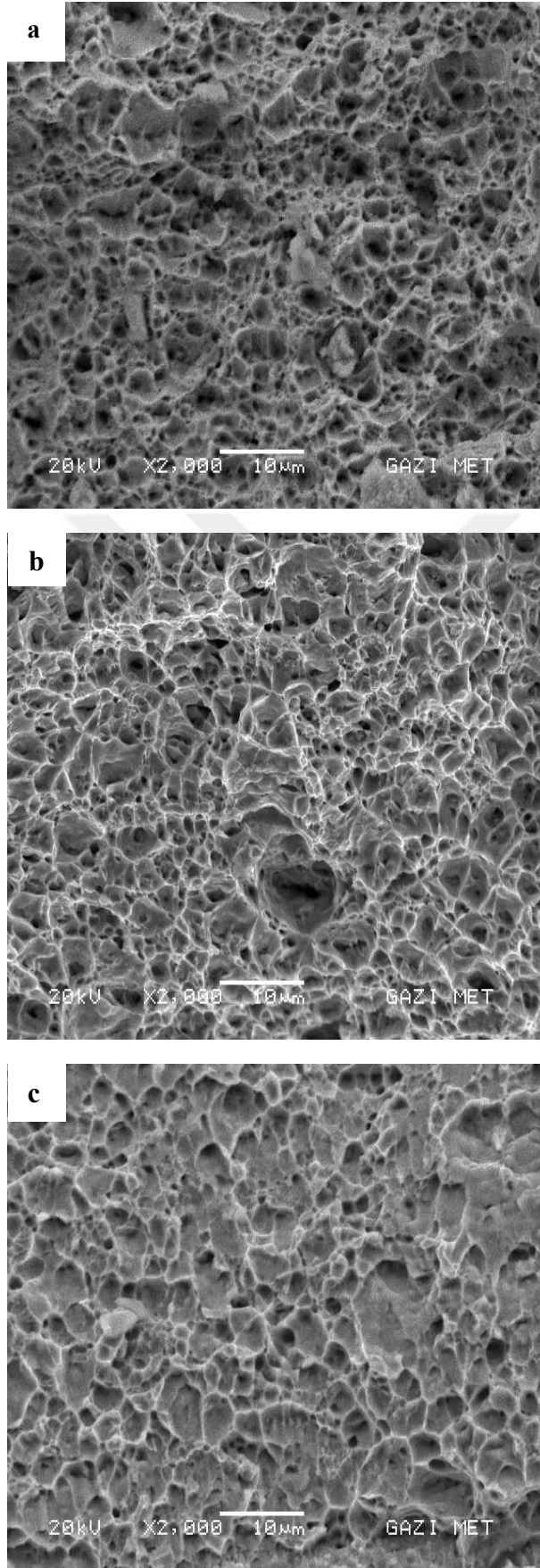
Resim 5.2. a) Öngerinimsiz ve %6 öngerinim uygulanan orjinal DP600 numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri



Resim 5.3. a) Öngerinimsiz ve %12 öngerinim uygulanan orjinal DP600 numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri



Resim 5.4. a) Öngerinimsiz ve %6 öngerinim uygulanan SS numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri



Resim 5.5. a) Öngerinimsiz ve %12 öngerinim uygulanan SS numunelerin b) 1 ay, c) 4 ay statik yaşlanma zamanına bağlı olarak SEM görüntüleri

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada DP600 çeliği ve çift su verme ısıtma işlemi sonrası farklı bir metalurjik yapıya sahip iki farklı çelik numunelerin 1-2-3 ve 4 ay yaşlandırma sonunda mekanik özelliklerindeki değişimler gözlemlendi. Sonuç olarak;

1. Bu çalışmada kullanılan DP600 çift fazlı çelik malzemenin akma ve maksimum çekme değerleri sırasıyla 365 MPa ve 427 MPa'dır. Şekil 5.3-5.6'da verilen gerilim-gerinim diyagramları statik gerinim yaşlanmasının öngerinim değerlerinin %6 ve %12 olarak uygulanabileceğini göstermektedir.
2. Yaşlandırma zamanının artması ile birlikte numunelerin sertliklerinde artış olduğu saptanmıştır.
3. Yaşlandırma sürecine ve süreç sonunda numunelerin mekanik özelliklerine öngerinim oranı etkili bir rol oynamıştır.
4. Numunelerin akma gerilmesi ve maksimum çekme gerilme değerlerinde artış gözlemlenirken, birim uzama değerlerinde düşüş olduğu saptanmıştır. Ancak bu artış ve düşüşler çok az miktarlarda olmuştur.
5. Kırık yüzeyler incelendiğinde, öngerinimsiz olan numunelerin sünek kırılma sergiledikleri, bekletme zamanının ve öngerinim oranının artması ile birlikte numunelerin daha gevrek bir kırılma davranışı sergiledikleri gözlemlenmiştir.
6. Öngerinim oranının ve ısıtma işlem sürecinin kırılma davranışlarında da etkili bir rol oynadığı saptanmıştır.

Bu tür bir çalışma, oda sıcaklığında daha uzun süreler için yapılabilir. Örneğin; 1 veya 2 yıl gibi. Bu kadar uzun süreler sonunda malzemede aşırı yaşlanma söz konusu olup olmadığı araştırılabilir. Farklı martensit hacim oranları (MHO) içeren DP çelikler için ve/veya farklı martensit parçacık boyutlarına sahip DP çelikler için de uygulanabilir. Bu çalışmanın benzeri, DP780-DP800-DP1000 gibi bir diğer çift fazlı çeliklere uygulanabilir. Deformasyon sonrası DP çeliklerin ortam koşulları için korozyon ve yorulma dirençleri araştırılabilir.



KAYNAKLAR

1. Suzuki, H., and McEvily, A.J. (1979). Microstructural Effects on Fatigue Crack Growth in a Low Carbon Steel. *Metallurgical Transactions A*, 10(4), 475-481.
2. Murari, F. D., De Melo, T. M. F., and Gonzalez, B. M. (2010) *ISIJ International*, 50(3), 463–468.
3. Mazinani, M., and Poole, W. J. (2007). Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a low-Carbon Dual-Phase Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(2), 328-339.
4. Sarwar, M., Priestner, R., and Ahmad, E. (2002). Influence of Martensite Volume Fraction on Fatigue Limit of a Dual-Phase Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 11(3), 274-277.
5. Palkowski, H., and Anke, T. (2006). Bake Hardening of Hot Rolled Multiphase Steels Under Biaxial Pre-Strained Conditions. *Steel Research International*, 77, 675–9.
6. Larour, P., Verleysen, P., and Bleck, W. (2006, August). Influence of Uniaxial, Biaxial and Plane Strain Pre-Straining on the Dynamic Tensile Properties of High Strength Sheet Steels. In *Journal de Physique IV (Proceedings)* (Vol. 134, pp. 1085-1090). EDP sciences.
7. Tarigopula, V., Hopperstad, O. S., Langseth, M., and Clausen, A. H. (2008). Elastic-plastic Behaviour of Dual-Phase, High-Strength Steel Under Strain-Path Changes. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 27(5), 764-782.
8. Abdalla, A. J., Hein, L. R. O., Pereira, M. D. S., and Hashimoto, T. M. (1999). Mechanical Behaviour of Strain Aged Dual Phase Steels. *Materials Science and Technology*, 15(10), 1167-1170.
9. Himmel, L., Goodman, K., and Haworth, W. L. (1981). Strain Aging in a Dual-Phase Steel Containing Vanadium. *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, 305-309.
10. Davies, R.G. (1979). On Ductility of Dual Phase Steel, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. by Davenport A.T., *AIME*, 25-40, New Yor
11. Waterschoot, T., De Cooman, B. C., De, A. K., and Vandeputte, S. (2003). Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(3), 781-791.
12. Sun, X., Choi, K. S., Liu, W. N., and Khaleel, M. A. (2009). Predicting Failure Modes and Ductility of Dual Phase Steels Using Plastic Strain Localization. *International Journal of Plasticity*, 25(10), 1888-1909.
13. Kadkhodapour, J., Schmauder, S., Raabe, D., Ziaei-Rad, S., Weber, U., and Calcagnotto, M. (2011). Experimental and Numerical Study on Geometrically Necessary Dislocations and Non-Homogeneous Mechanical Properties of the Ferrite Phase in Dual Phase Steels. *Acta Materialia*, 59(11), 4387-4394.

14. Tasan, C. C., Hoefnagels, J. P. M., and Geers, M. G. D. (2010). Indentation-Based Damage Quantification Revisited. *Scripta Materialia*, 63(3), 316-319.
15. Ghadbeigi, H., Pinna, C., Celotto, S., and Yates, J. R. (2010). Local Plastic Strain Evolution in a High Strength Dual-Phase Steel. *Materials Science and Engineering: A*, 527(18-19), 5026-5032.
16. Peranio, N., Li, Y. J., Roters, F., and Raabe, D. (2010). Microstructure and texture Evolution in Dual-Phase Steels: Competition between recovery, recrystallization, and phase transformation. *Materials Science and Engineering: A*, 527(16-17), 4161-4168.
17. Koyama, M., Tasan, C. C., Akiyama, E., Tsuzaki, K., and Raabe, D. (2014). Hydrogen-Assisted Decohesion and Localized Plasticity in Dual-Phase Steel. *Acta Materialia*, 70, 174-187.
18. Bag, A., Ray, K. K., and Dwarakadasa, E. S. (1999). Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(5), 1193-1202.
19. Maleque, M. A., Poon, Y. M., and Masjuki, H. H. (2004). The Effect of Intercritical Heat Treatment on the Mechanical Properties of AISI 3115 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 482-487.
20. Das, D., and Chattopadhyay, P. P. (2009). Influence of Martensite Morphology on the Work-Hardening Behavior of High Strength Ferrite–Martensite Dual-Phase Steel. *Journal of Materials Science*, 44(11), 2957-2965.
21. 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.
22. 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.
23. Calcagnotto, M., Adachi, Y., Ponge, D., and Raabe, D. (2011). Deformation and fracture mechanisms in fine-and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia*, 59(2), 658-670.
24. Calcagnotto, M., Ponge, D., and Raabe, D. (2010). Effect of grain refinement to 1 μm on strength and toughness of dual-phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 527(29-30), 7832-7840.
25. Saeidi, N., Ashrafizadeh, F., and Niroumand, B. (2014). Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior. *Materials Science and Engineering: A*, 599, 145-149.
26. Mazaheri, Y., Kermanpur, A., and Najafizadeh, A. (2015). Strengthening mechanisms of ultrafine grained dual phase steels developed by new thermomechanical processing. *ISIJ International*, 55(1), 218-226.

27. Mazaheri, Y., Kermanpur, A., and Najafizadeh, A. (2014). A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 619, 1-11.
28. Zhang, J., Fu, R., Zhang, M., Liu, R., Wei, X., and Li, L. (2008). Bake hardening behavior of TRIP and DP steels. *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, 15(2), 132-137.
29. Seyedrezai, H., Pilkey, A. K., and Boyd, J. D. (2014). Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, 594, 178-188.
30. Kadkhodapour, J., Butz, A., and Rad, S. Z. (2011). Mechanisms of void formation during tensile testing in a commercial, dual-phase steel. *Acta Materialia*, 59(7), 2575-2588.
31. American Iron and Steel Institute, (2003). An Investment in Steel's Future," AISI Market Development, 2002-2003 Progress Report, 56.
32. Rashid, M. S. (1976). GM 980X-A unique high strength sheet steel with superior formability. *SAE Transactions*, 938-949.
33. Kunio, T., Shimizu, M., Yamada, K., and Suzuki, H. (1975). An effect of the second phase morphology on the tensile fracture characteristics of carbon steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 7(3), 411-432.
34. Davies, R.G. and Magee, C.L. (1979). Physal Metallurgy of Automotive High Strenght Steels, Ed. by. R.A. Kot and J.W. Morris, *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, 1-19.
35. Rashid, M. S. (1977) Relationship Between Steel Microscructure and Formability, Ed. by. Davenport A.T. *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, 1-29.
36. Shukla, N., Das, S., Maji, S., Chowdhury, S. R., and Show, B. K. (2015). Effect of Pre-intercritical Annealing Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of 0.33% Carbon Dual-Phase Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(12), 4958-4965.
37. Xu, X., van der Zwaag, S., and Xu, W. (2016). The scratch and abrasive wear behaviour of a tempered martensitic construction steel and its dual phase variants. *Wear*, 358, 80-88.
38. Weiss, M., Kupke, A., Manach, P. Y., Galdos, L., and Hodgson, P. D. (2015). On the Bauschinger effect in dual phase steel at high levels of strain. *Materials Science and Engineering: A*, 643, 127-136.
39. Bucher, J. H., and Hamburg, E. G. (1977). High strength formable sheet steel. *SAE Transactions*, 730-731.
40. Araki, K., Fukunaka, S., and Uchida, K. (1977). *Development of Continously Annealed High Strenth Cold Rolled Sheet Steels*, Transaction of The Iron Steel Instate of Japan, 17, 701.

41. 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.
42. Koo, J.Y., and Thomas, G. (1977). Design of Duplex Low Carbon Steels for Improved Strength: Weight Applications, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. by Davenport A.T., *AIME*, 40-38
43. Thomas, G., and Koo, J.Y. (1977). Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels”, Ed. by R.A. Kott and J.W. Morris, *AIME*, 183-201.
44. Thelning, K. E. (1984). Çelik ve Isıl İşlemi, (çev. A. Tekin). *Bofors El Kitabı*. İ.T.Ü., İstanbul.
45. Güral, A. (1999). *Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin İşlenebilirlik Özellikleri Üzerine Etkisi*” Yüksek Lisans Tezi.
46. Hayami, S., and Furkawa, T. (1975). A Family of High Strength Cold Rolled Steels. Microalloying, *Union Carbide*, 78.
47. Matsuda S., Okamura Y., 1974, Microstructural and Kinetics Studies of Reverse Transformation in Low Carbon, Low Alloy Steels, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 63(3), 363.
48. Karlson, B. (1972). Transformation Kinetics for the Formation of Austenite from a Ferrite-Pearlite Structure, *Z. Metalkde*, 63(3), 363.
49. Gondo, H. (1976). Method of Producing a Cold Rolled Sheet Steel Having Excellent Press-Formability, *United States Patent*, 495,894.
50. Morrow, J., and Tither, G., (1978). Molibdenum in Intercritically Annealed Dual-Phase Steel, *Journal of Materails*, 30(3), 16-19
51. 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.
52. Garcia, C. I., and DeArdo, A. J. (1981). Formation of Austenite in 1.5 pct Mn steels. *Metallurgical Transactions A*, 12(3), 521-530.
53. Souza, M. M., Guimaraes, J. R. C., and Chawla, K. K. (1982). Intercritical austenitization of two Fe-Mn-C steels. *Metallurgical Transactions A*, 13(4), 575-579.
54. Jeong, W. C., and Kim, C. H. (1985). Formation of austenite from a ferrite-pearlite microstructure during intercritical annealing. *Journal of materials science*, 20(12), 4392-4398.
55. 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.

56. Wycliffe, P. A., Purdy, G. R., and Embury, J. D. (1981). Growth of austenite in the intercritical annealing of Fe-C-Mn dual phase steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 20(3), 339-350.
57. Navara, E., Bengtsson, B., and Easterling, K. E. (1986). Austenite formation in manganese-partitioning dual-phase steel. *Materials Science and Technology*, 2(12), 1196-1201.
58. Aaronson, H. I. (1962). The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. *Decomposition of Austenite by Diffusional Process*, 167.
59. Huppi, G. S., Matlock, D. K., and Krauss, G. (1980). An evaluation of the importance of epitaxial ferrite in dual-phase steel microstructures. *Scripta Metallurgica*, 14(11), 1239-1243.
60. Tanaka, T., Nishida, M., Hashiguchi, K., and Kato, T. (1979). Formation and properties of ferrite plus martensite dual-phase structures. *Structure and properties of dual-phase steels*, 221-242.
61. Davies, R. G. (1978). The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual phase steel. *Metallurgical Transactions A*, 9(1), 41-51.
62. Vander Arend, S. J. (1977). The Production of GM 980X Properties in HSLA Steels, *Republic Steel Research Publication PR*, 12, 54-76
63. 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.
64. Jeong, W. C., and Kim, C. H. (1985). Ferrite growth on cooling after intercritical annealing in a dual phase steel. *Scripta metallurgica*, 19(1), 37-42.
65. 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.
66. Priestner, R., and Ajmal, M. (1988). *Thermomechanically processed dual-phase steel: effects on hardenability and mechanical properties* (Doctoral Dissertation, University of Manchester, Institute of Science and Technology).
67. Giordano, L., Matteazzi, P., Tiziani, A., and Zambon, A. (1991). Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 131(2), 215-219.
68. Askeland, D. R., and Wright, W. J. (2015). *Science and Engineering of Materials*, Missouri University of Science and Technology, 475-479
69. Leslie W. C. (1982). The Physical Metallurgy of Steels, *International Student Edition*, 189-210.
70. Baird J. D. (1971). The Effect of Strain Ageing due to Interstitial Solutes on the Mechanical Properties of Metal. *Metallurgical Reviews*, 16, 1.

71. Cheng, L., Brakman, C. M., Korevaar, B. M., and Mittemeijer, E. J. (1988). The Tempering of Iron-Carbon Martensite; Dilatometric and Calorimetric Analysis. *Metallurgical Transactions A*, 19(10), 2415-2426.
72. Speich G.R. (1969) Trans TMS-AIME, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 245, 2553-2564.
73. Callister, W. D. (2000) *Material Science and Engineering*, (7. Baskı) Utah Üniversitesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü, Salt Lake City, ABD, 402.
74. Baird, J. D. (1963). The Theory of Strain Ageing. *Iron and Steel*, (36), 326–334.
75. Cottrell, A. H. (1953). LXXXVI. A Note on the Portevin-Le Chatelier Effect. The London, Edinburgh, *Philosophical Magazine and Journal of Science*, 44(355), 829-832.
76. 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.
77. Waterschoot, T., and Verbeken, K. (2006). Tempering Kinetics of the Martensitic Phase in DP steel. *ISIJ international*, 46(1), 138-146.
78. Davies, R. G., and Magee, C. L. (1979). Physical Metallurgy of Automotive High-Strength Steels. *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, 1-19
79. Leslie, W.C. (1983). *The Physical Metallurgy of Steel*, McGraw-Hill, New York, 68.
80. 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.
81. Baird, J. D. (1963). Strain aging of steel -a critical review. *Iron and Steel*, 36(5), 186-192.
82. Baird, J. D. (1963). Dynamic strain ageing. *Iron and Steel*, (36), 368–374.
83. Baird, J. D. (1963). The theory of strain ageing. *Iron and Steel*, (36), 326–334.
84. Rashid, M. S. (1975). Strain-aging of vanadium, niobium or titanium-strengthened high-strength low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, 6(6), 1265-1268.
85. Kubin, L. P., Estrin, Y., and Perrier, C. (1992). On static strain ageing. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(5), 1037-1044.
86. Starling, J., Saimoto, S., and Boyd, J. D. (1998). Strengthening of low-interstitial steels by strain-ageing treatments. *Scripta Materialia*, 39(4/5), 487-492.
87. Buono, V. T. L., Gonzalez, B. M., and Andrade, M. S. (1998). Kinetics of strain aging in drawn pearlitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(5), 1415-1423.

88. Gunduz, S., and Tosun, A. (2008). Influence of Straining and Ageing on the Room Temperature Mechanical Properties of Dual Phase Steel. *Materials & Design*, 29(10), 1914-1918.
89. Wilson, D., V., Russell B., (1960), The Contribution of Precipitation to Strain Ageing in Low Carbon Steels, *Acta Metallurgica*, 8(7), 468-479.
90. S. Gündüz, R. Kaçar. (2000). Static Strain Ageing in Microalloyed Steels, *Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Teknoloji Dergisi*, 3(4), 139-147.
91. Wu, Q., Zhang, Z., and Liu, Y. (2016). Strain Aging Behavior of Microalloyed Low Carbon Seamless Pipeline Steel. *ISIJ International*, 56(1), 126-131.
92. 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.
93. Gündüz, S. (2008). Static Strain Ageing Behaviour of Dual Phase Steels. *Materials Science and Engineering: A*, 486(1-2), 63-71.
94. Chang W. J., and Kim C. H., (1985) Ferrite Growth on Cooling After Intercritical Annealing in Dual-Phase Steel. *Scripta Metallurgy*, 118, 37-43.
95. Molaei, M. J., and Ekrami, A. (2010). The Effect of Dynamic Strain Aging on Subsequent Mechanical Properties of Dual-Phase Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(4), 607-610.
96. 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.
97. Gündüz, S., (2002). Dynamic Strain Ageing Effects in Niobium Microalloyed Steel. *Ironmaking and Steelmaking*, 29, 341-346.
98. Molaei, M. J., and Ekrami, A. (2009). The Effect of Dynamic Strain Aging on Fatigue Properties of Dual Phase Steels with Different Martensite Morphology. *Materials Science and Engineering: A*, 527(1-2), 235-238.
99. Arnold E., (1960), Sec. Ed., *Theoretical and Structural Metallurgy*. 112-129
100. Smallman, R., E. (1990) *Modern Pyhsical Metallurgy*, Forth Ed., University of Birmingham, Departmant of Metallurgy and Material, 149-151.
101. Üler, E., (2006) *Alaşımsız Çelik Saclarda Çift Fazlı Mikroyapı Oluşturması*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 31-36
102. Karaçalı, G. (2015). *Soğuk Haddelenmiş Çift Fazlı DP600 Kalite Çeliklerin Yaşlanma Davranışının İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
103. Tosun, A. (2007). *Yaşlandırılan Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Davranışlarının İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 30-40.

104. Türkmen, M., ve Gündüz, S. (2013). Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Morfolojisinin Statik Deformasyon Yaşlanma Davranışı Üzerine Etkisi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 28(2), 353-362
105. Koohbor, B., and Serajzadeh, S. (2012). Influence of Deformation Path Change on Static Strain Aging of Cold Rolled Steel Strip. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 61(9-12), 901-909.
106. Kaçar, R., Emre, H. E., ve Sinoplu, Ö. (2011, 16-18 May). 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), Elazığ, Turkey.
107. Çavuşoğlu, O., Gural, A., and Gürün, H. (2017). Influence of Strain Rate on Tensile Properties and Fracture Behaviour of DP600 and DP780 dual-phase steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 44(10), 773-781.



ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ŞAHİN, Buğra
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 01.06.1990, Altındağ
 Medeni hali : Bekar
 Telefon : 0 506 803 01 49
 e-mail : sahinbugraaa@gmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2019
Lisans	Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği (Mühendislik Tamamlama)	2018
Lisans	Gazi Üniversitesi Metal Eğitimi Bölümü	2014
Lise	İncirli Endüstri Meslek Lisesi	2007

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2017	Makine ve Kimya Endüstri Kurumu	Teknik Hizmet

Yabancı Dil

İngilizce, İşaret Dili

Yayınlar

- Şahin, B., Çavuşoğlu, O., Güral, A. (2018). *Static Strain Aging of DP 600 Dual-Phase Steel at Room Temperature*, International Conference on Physical Chemistry and Functional Materials (PCFM'18), ISBN: 978-605-245-765-8, 184.

Hobiler

Yüzme, Fitness, İzcilik, Trekking, Spinning Antrenörlüğü



GAZİ GELECEKTİR...