

**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SOĞUK HADDELENMİŞ ÇİFT FAZLI DP600 KALİTE ÇELİKLERİN  
YAŞLANMA DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Gözde KARAÇALI**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Malzeme Mühendisliği Programı**

**MAYIS 2015**



**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SOĞUK HADDELENMİŞ ÇİFT FAZLI DP600 KALİTE ÇELİKLERİN  
YAŞLANMA DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Gözde KARAÇALI  
(506121411)**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Malzeme Mühendisliği Programı**

**Tez Danışmanı: Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN**

**MAYIS 2015**



İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506121411 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Gözde KARAÇALI**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı **“SOĞUK HADDELENMİŞ ÇİFT FAZLI DP600 KALİTE ÇELİKLERİN YAŞLANMA DAVRANIŞININ İNCELENMESİ”** başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

**Tez Danışmanı :**      **Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN** .....  
İstanbul Teknik Üniversitesi

**Jüri Üyeleri :**      **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU** .....  
İstanbul Teknik Üniversitesi

**Doç. Dr. Erdem ATAR** .....  
Gebze Teknik Üniversitesi

**Teslim Tarihi :**      4 Mayıs 2015  
**Savunma Tarihi :**    21 Mayıs 2015



## ÖNSÖZ

Yüksek lisans eğitimim ve tez çalışmalarım süresince, değerli yardımları için danışman hocam Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN'a teşekkür ederim.

Laboratuvar çalışmalarında ve tez hazırlıklarında desteklerini esirgemeyen Burhan KÜÇÜK ve ERDEMİR Metalurji Laboratuvarı çalışanlarına,

Çalışmalarımın tüm safhalarında desteğini esirgemeyen Dilara ÇİMEN'e,

Sevgili bilim insanı Seda OTURAK'a,

Öğrencisi ve mühendisi olmaktan mutluluk duyduğum, bilgisi, tecrübesi ve öğrenme heyecanı ile çalışmalarına büyük destek sağlayan Doç. Dr. Oktay ELKOCA'ya teşekkürlerimi sunarım.

Her zaman her koşulda yanımda olan, hayatı anlamlı kılan aileme çok çok teşekkür ederim.

Mayıs 2015

Gözde KARAÇALI  
Metalurji ve Malzeme Mühendisi



## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

|                                                                     |           |
|---------------------------------------------------------------------|-----------|
| ÖNSÖZ.....                                                          | v         |
| İÇİNDEKİLER.....                                                    | vii       |
| KISALTMALAR.....                                                    | ix        |
| ÇİZELGE LİSTESİ.....                                                | xi        |
| ŞEKİL LİSTESİ.....                                                  | xiii      |
| SEMBOL LİSTESİ.....                                                 | xv        |
| ÖZET.....                                                           | xvii      |
| SUMMARY.....                                                        | xix       |
| <b>1. GİRİŞ .....</b>                                               | <b>1</b>  |
| 1.1 Giriş ve Çalışmanın Amacı.....                                  | 1         |
| <b>2. YENİ NESİL İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER.....</b>         | <b>5</b>  |
| 2.1 I. Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler .....                | 5         |
| 2.1.1 Çift fazlı çelikler.....                                      | 6         |
| 2.1.2 Kompleks fazlı çelikler.....                                  | 7         |
| 2.1.3 Martenzitik çelikler .....                                    | 8         |
| 2.1.4 Dönüşüm etkili plastisite çelikleri.....                      | 9         |
| 2.1.5 Prestesertleştirilmiş çelikler .....                          | 10        |
| 2.2 II. Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler .....               | 11        |
| 2.2.1 Östenitik paslanmaz çelikler .....                            | 11        |
| 2.2.2 İkizlenme etkili plastisite çelikleri .....                   | 11        |
| 2.3 III. Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler .....              | 13        |
| 2.3.1 Su verilmiş ve dağılımlandırılmış çelikler.....               | 14        |
| 2.3.2 Dönüşüm etkili plastisite katkılı beyaz ferrit çelikleri..... | 14        |
| 2.3.3 Nano çelikler .....                                           | 15        |
| <b>3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER. ....</b>                                 | <b>17</b> |
| 3.1 Çift Fazlı Çeliklerin Karakteristik Özellikleri .....           | 17        |
| 3.2 Çift Fazlı Çeliklerin Üretim Yöntemleri .....                   | 18        |
| 3.2.1 Sıcak haddeleme ile çift fazlı çelik üretimi .....            | 19        |
| 3.2.2 Sürekli tavlama yöntemi ile çift fazlı çelik üretimi.....     | 19        |
| 3.2.3 Yığın tavlama yöntemi ile çift fazlı çelik üretimi .....      | 20        |
| 3.3 Çift Fazlı Çeliklerin Yaşlanma Davranışı .....                  | 21        |
| 3.3.1 Yaşlanma sertleşmesi .....                                    | 23        |
| <b>4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....</b>                                 | <b>27</b> |
| 4.1 Deney Numunelerinin Hazırlanması .....                          | 28        |
| 4.2 Ön Deformasyon ve Yaşlandırma İşlemleri .....                   | 29        |
| 4.3 Çekme Testi.....                                                | 31        |
| 4.4 Mikroyapı İncelemeleri .....                                    | 32        |
| 4.4.1 Optik mikroskop incelemeleri.....                             | 32        |
| 4.4.2 SEM incelemeleri .....                                        | 34        |
| <b>5. DENEYSEL SONUÇLAR .....</b>                                   | <b>35</b> |
| 5.1 Sertlik Ölçüm Sonuçları .....                                   | 35        |

|                                                |           |
|------------------------------------------------|-----------|
| 5.2 Çekme Testi Sonuçları.....                 | 39        |
| 5.3 Mikroyapı İnceleme Sonuçları .....         | 46        |
| 5.3.1 Optik mikroskop inceleme sonuçları ..... | 46        |
| 5.3.2 SEM inceleme sonuçları.....              | 51        |
| <b>6. DEĞERLENDİRME VE SONUÇ .....</b>         | <b>57</b> |
| <b>KAYNAKLAR.....</b>                          | <b>59</b> |
| <b>EKLER .....</b>                             | <b>63</b> |
| <b>ÖZGEÇMİŞ.....</b>                           | <b>73</b> |

## KISALTMALAR

|                  |                                                                |
|------------------|----------------------------------------------------------------|
| <b>AHSS</b>      | : İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler                            |
| <b>DP</b>        | : Çift Fazlı Çelik                                             |
| <b>ULSAB-AVC</b> | : Ultra Hafif Çelik Oto Gövdesi-Gelişmiş Araç Konsepti         |
| <b>BH</b>        | : Fırınlama Sırasında Sertleşme                                |
| <b>HSLA</b>      | : Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli                            |
| <b>CP</b>        | : Kompleks Fazlı Çelik                                         |
| <b>TRIP</b>      | : Dönüşüm Etkili Plastisite Çelikleri                          |
| <b>MS</b>        | : Martenzitik Çelikler                                         |
| <b>PHS</b>       | : Prestes Sertleştirilmiş Çelikler                             |
| <b>TWIP</b>      | : İkizlenme Etkili Plastisite Çelikleri                        |
| <b>QP</b>        | : Quenched and Partitioning Çelikleri                          |
| <b>TBF</b>       | : Dönüşüm Etkili Plastisite Katkılı Beynitik Ferritik Çelikler |
| <b>SEM</b>       | : Taramalı Elektron Mikroskobu                                 |
| <b>SE</b>        | : İkincil Elektron Dedektörü                                   |
| <b>MHO</b>       | : Martenzit Hacim Oranı                                        |
| <b>EBSD</b>      | : Elektron Geri Yansıma Difraksiyonu-Tekstür Analizi           |
| <b>TEM</b>       | : Geçirimli Elektron Mikroskobu                                |



## ÇİZELGE LİSTESİ

### Sayfa

|                                                                                                                                 |    |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Çizelge 3.1:</b> Farklı kompozisyonlardaki çift fazlı çelikler ve üretim yöntemleri .....                                    | 19 |
| <b>Çizelge 4.1:</b> Deneylerde kullanılan malzemenin kimyasal bileşimi (% ağırlık) .....                                        | 27 |
| <b>Çizelge 4.2:</b> Uygulanacak deney koşulları. ....                                                                           | 27 |
| <b>Çizelge 5.1:</b> Genel sertlik tablosu .....                                                                                 | 39 |
| <b>Çizelge 5.2:</b> İşlem görmemiş başlangıç numunesinin ferrit ve martenzit hacim oranları ile ferrit tane boyutu ölçümü. .... | 47 |



## ŞEKİL LİSTESİ

### Sayfa

|                                                                                                                                                  |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Şekil 1.1: Yüksek mukavemetli çeliklerde akma mukavemeti-uzama ilişkisi .....                                                                    | 2  |
| Şekil 1.2: ULSAB-AVC (Ultra Hafif Çelik Oto Gövdesi-Gelişmiş Araç<br>Konsepti) raporuna göre yüksek mukavemetli çelik kullanım oranları .....    | 3  |
| Şekil 2.1: Yeni nesil AHSS'lerin muz diyagramında sınıflandırılması .....                                                                        | 6  |
| Şekil 2.2: Çift fazlı çelik mikroyapısı.....                                                                                                     | 7  |
| Şekil 2.3: Çift fazlı çeliklerin araç gövdesinde kullanım yerleri; (a) enerji<br>yutucular (crash box), (b) çatı rayları (roof side rails) ..... | 7  |
| Şekil 2.4: Kompleks fazlı çelik mikroyapısı.....                                                                                                 | 8  |
| Şekil 2.5: B-sütunu (B-pillar).....                                                                                                              | 8  |
| Şekil 2.6: TRIP çelikleri mikroyapısı.....                                                                                                       | 9  |
| Şekil 2.7: Temperlenmiş martenzitik çelik (M190), 500x büyütme. ....                                                                             | 10 |
| Şekil 2.8: Birinci ve ikinci nesil ileri yüksek mukavemetli<br>çeliklerin şekillendirilebilirlik kıyası.....                                     | 12 |
| Şekil 2.9: Birinci ve üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler .....                                                                       | 13 |
| Şekil 2.10: İleri yüksek mukavemetli çeliklerin üç nesilde incelenmesi.....                                                                      | 13 |
| Şekil 3.1: Optik mikroskopta incelenen soğuk DP600 kalite çelik mikroyapısı .....                                                                | 17 |
| Şekil 3.2: DP/HSLA yarı statik yüklemde gerilme-şekil değişimi davranışı .....                                                                   | 18 |
| Şekil 3.3: DP çeliklere uygulanan ısıtma işlem adımları.. ....                                                                                   | 20 |
| Şekil 3.4: Sürekli tavlama hattı. ....                                                                                                           | 20 |
| Şekil 3.5: Statik yaşlanma sertleşmesi mekanizması .....                                                                                         | 23 |
| Şekil 3.6: DP çeliklerin Holloman-Jaffe parametresine göre yaşlanma evreleri .....                                                               | 24 |
| Şekil 4.1: Çekme test numunesi .....                                                                                                             | 28 |
| Şekil 4.2: Çekme test numunelerinin sınıflandırılması .....                                                                                      | 29 |
| Şekil 4.3: Numaralandırılmış çekme testi numuneleri .....                                                                                        | 29 |
| Şekil 4.4: Zwick/Roell ZHR sertlik ölçüm cihazı .....                                                                                            | 30 |
| Şekil 4.5: (a) Muffle tipi fırın, (b) yüksek sıcaklık fırını.....                                                                                | 30 |
| Şekil 4.6: Zwick çekme test cihazı.....                                                                                                          | 31 |
| Şekil 4.7: Parlatma cihazı .....                                                                                                                 | 33 |
| Şekil 5.1: 200°C'de farklı yaşlandırma süreleri için ön<br>deformasyon-sertlik grafikleri; (a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk...36          | 36 |
| Şekil 5.2: 400°C'de farklı yaşlandırma süreleri için ön<br>deformasyon-sertlik grafikleri; (a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk...37          | 37 |
| Şekil 5.3: 600°C'de farklı yaşlandırma süreleri için ön<br>deformasyon-sertlik grafikleri; (a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk...38          | 38 |
| Şekil 5.4: Gerilme-uzama diyagramları; (a) 100°C-10dk, (b) 600°C-40dk .....                                                                      | 39 |
| Şekil 5.5: 100°C'de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri;<br>(a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk .....                   | 40 |
| Şekil 5.6: 200°C'de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri;<br>(a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk .....                   | 41 |
| Şekil 5.7: 600°C'de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri;<br>(a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk. ....                   | 42 |

|                                                                                                                                                                                    |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 5.8:</b> 100°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk,<br>(b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.....                                                               | 43 |
| <b>Şekil 5.9:</b> 200°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk,<br>(b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.....                                                               | 44 |
| <b>Şekil 5.10:</b> 200°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH-WH grafiği .....                                                                                                       | 45 |
| <b>Şekil 5.11:</b> 400°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk,<br>(b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.....                                                              | 45 |
| <b>Şekil 5.12:</b> 600°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk,<br>(b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.....                                                              | 46 |
| <b>Şekil 5.13:</b> İşlem görmemiş başlangıç numunesinin optik mikroskop görüntüleri;<br>(a) ferrit fazı için nital ile dağlanmış, (b) martenzit için LePera<br>ile dağlanmış ..... | 47 |
| <b>Şekil 5.14:</b> (a) 8-1-1 (%8-100°C-10dk) numunesi, (b) 2-1-12<br>(%2-100°C-120dk) numunesi mikroyapıları .....                                                                 | 48 |
| <b>Şekil 5.15:</b> 4-2-2 (%4-200°C-20dk) numunesine ait mikroyapı görüntüsü .....                                                                                                  | 49 |
| <b>Şekil 5.16:</b> Ortalama ferrit tane boyutu 6.0µm olan 1-4-4<br>(%1-400°C-40dk) numunesi. ....                                                                                  | 49 |
| <b>Şekil 5.17:</b> (a) 0-1-12 (%0-100°C-120dk), (b) 0-2-12 (%0-200°C-120dk), (c)<br>0-6-12 (%0-600°C-120dk).....                                                                   | 50 |
| <b>Şekil 5.18:</b> Yaşlandırma sıcaklığının etkisi; (a) 0-0-0 orijinal numune,<br>(b) 8-4-12 (%8-400°C-120dk), (c) 8-6-12 (%8-600°C-120dk). ....                                   | 52 |
| <b>Şekil 5.19:</b> Ön deformasyon miktarının mikroyapıya etkisi; (a) 2-1-12<br>(%2-100°C-120dk), (b) 8-1-12 (%8-100°C-120dk). ....                                                 | 53 |
| <b>Şekil 5.20:</b> 400°C’de 120dk yaşlandırılan numune mikroyapıları;<br>(a) 0-4-12(%0-400°C-120dk), (b) 8-4-12 (%8-400°C-120dk) .....                                             | 54 |
| <b>Şekil 5.21:</b> Yaşlandırma süresinin mikroyapıya etkisi; (a) 8-6-4<br>(%8-600°C-40dk), (b) 8-6-12 (%8-600°C-120dk) .....                                                       | 55 |

## SEMBOL LİSTESİ

|                                   |                                                              |
|-----------------------------------|--------------------------------------------------------------|
| <b>n</b>                          | : Pekleşme üsteli                                            |
| <b>YS/TS</b>                      | : Akma dayanımı/Çekme Dayanımı                               |
| <b>Ag</b>                         | : Çekme uzaması                                              |
| <b>BH</b>                         | : Fırınlama sırasında sertleşme değeri                       |
| <b><math>\Delta Y_1</math></b>    | : Ön deformasyonla oluşturulan gerilimdeki artış             |
| <b><math>\Delta Y_2</math></b>    | : Yaşlanma ile oluşturulan gerilimdeki artış                 |
| <b><math>\Delta Y_3</math></b>    | : Deformasyon ve yaşlanmadan dolayı gerilimdeki artış        |
| <b><math>\Delta U</math></b>      | : Deformasyon ve yaşlanmadan dolayı UTS'deki değişim         |
| <b><math>\Delta e</math></b>      | : Deformasyon ve yaşlanmadan dolayı toplam uzamadaki değişim |
| <b>M</b>                          | : Martenzit                                                  |
| <b><math>\alpha</math></b>        | : Ferrit                                                     |
| <b><math>\Delta \sigma</math></b> | : Üst akma                                                   |
| <b>T</b>                          | : Mutlak sıcaklık                                            |
| <b>t</b>                          | : Yaşlandırma süresi                                         |
| <b>n</b>                          | : Süre üsteli                                                |
| <b>f</b>                          | : Dönüşüm geçirilen yeni durumdaki fraksiyon                 |
| <b><math>\Delta H</math></b>      | : Aktivasyon enerjisi                                        |
| <b><math>k_0</math></b>           | : Ön üstel katsayı                                           |
| <b>HRB</b>                        | : Rockwell B sertlik birimi                                  |
| <b>WH</b>                         | : Deformasyon sertleşmesi                                    |
| <b><math>\mu m</math></b>         | : Mikrometre                                                 |
| <b>Rp 0.2</b>                     | : % 0.2 kalıcı uzama miktarındaki akma değeri                |



## SOĞUK HADDELENMİŞ ÇİFT FAZLI DP600 KALİTE ÇELİKLERİN YAŞLANMA DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

### ÖZET

Son yıllarda otomotiv uygulamalarında düşük yakıt tüketimi sağlayan, üstün mekanik özelliklere sahip, hafif malzemelere olan ihtiyaç ileri yüksek mukavemetli çeliklerin gelişmesini sağlamıştır. İleri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS), yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklere göre dayanım ve şekillendirilebilirlik açısından daha iyi performans göstermeleri sebebiyle otomotiv uygulamalarında sıkça tercih edilmektedir.

Yeni nesil yüksek mukavemetli çelikler ailesinde yer alan ve otomotiv komponentlerinde önemli ölçüde tercih edilen çift fazlı DP (Dual Phase) çelikler, ferrit matris içine dağılmış halde %20 oranında martenzit yapı içerir. Bununla birlikte yapısında az miktarda kalıntı ostenit bulunduran çift fazlı çelikler şekillendirilebilirlik konusundaki üstün özellikleriyle otomotiv uygulamalarında geniş kullanım alanına sahiptir. Şasi, tekerlek jantı, tampon, koltuk çerçevesi ve kapı panelleri gibi soğuk biçimlendirilen otomobil komponentleri ve bazı bağlantı elemanlarının imalatında kullanılan çift fazlı çelikler otomotiv pazarının ihtiyaç duyduğu yüksek şekillendirilebilirlikli mukavim malzeme sorununa çözüm olmuştur.

Çift fazlı çelikler otomotiv üzerinde kullanılacakları bölge ve amaca göre biçimlendirildiklerinde üzerlerinde farklı miktarla deformasyon alanları oluşur. Ardından bu malzemeler görsellik ve korozyondan koruma amacıyla boyama işlemine tabi tutulurlar. Boyama adımı pişirme gerektiren bir işlem olup kullanılan çelikte ilave bir mukavemet artışı yaratır. BH (Bake Hardening) fırınlama sırasında sertleşme olarak adlandırılan ve mukavemet artışı sağlayan bu özellik çift fazlı çeliklerde de ortaya çıkmaktadır.

Çift fazlı çeliklerde, mevcut ferrit içerisindeki karbonun düşük sıcaklıklarda yarattığı fırınlama sırasında sertleşme (BH) özelliği avantaj sağlarken, artan sıcaklıklar mikroyapı içerisindeki ikinci ana faz olan martenzitin temperlenmesine yol açarak mukavemetin düşmesine sebep olur. Şekillendirilmiş çift fazlı çeliklerden imal edilen yapısal parçaların ana yapı içerisine bağlanması sırasında uygulanan kaynaklama işlemi de aynı boya kürleme işlemi gibi bir tür ısı işlem olup malzemenin mekanik özelliklerinde ve mikroyapısında değişime yol açmaktadır.

Bu çalışmada soğuk haddelenmiş çift fazlı DP600 kalite çelik malzemelerin biçimlendirilme sonrası boyama ya da kaynak gibi ısı uygulamaları ile mikroyapı ve mekanik özelliklerinde olabilecek değişim fikrinden yola çıkılarak ön deforme edilmiş çelik sacların farklı süre ve sıcaklıklardaki mekanik ve mikroyapısal davranışları incelenmiştir.

Bu kapsamda yürütülen deneysel çalışmalarda, %0, %1, %2, %4 ve %8 ön deformasyon verilen soğuk haddelenmiş çift fazlı çelik malzeme 100°C, 200°C, 400°C ve 600°C sıcaklıklarda ayrı ayrı 10dk, 20dk, 40dk ve 120dk sürelerle fırında

yaşlandırılarak mekanik ve mikroyapısal özelliklerindeki değişimler izlenmiştir. Deneysel alışmalar sonucunda, soğuk haddelenmiş çift fazlı elik malzemelere 400 C sıcaklığın üzerinde uygulanacak ısıl işlemlerde martenzit yapısının değişim gösterdiği, 600 C sıcaklıkta ise martenzitin temperlenerek tamamen farklı bir yapı oluşturduğu, ve yine bu sıcaklıklarda sertlik ve BH değerlerinde keskin bir düşüş yaşandığı gözlemlenmiştir. Biçimlendirme sonrası optimum mekanik değerler ve mikroyapısal özellikler için 200-400 C arasındaki sıcaklıklarda işlem yapılmasının daha iyi sonuçlar vereceği bilgisine ulaşılmıştır.

## **INVESTIGATION OF AGING BEHAVIOUR OF COLD ROLLED DUAL PHASE DP600 STEELS**

### **SUMMARY**

During the recent years, the necessity of light materials that provides low fuel consumption and superior mechanical properties in automotive applications enables advanced high strength steels to improve. Advanced high strength steels (AHSS) are widely preferred in automotive applications due to their superiority in strength and formability in comparison with high strength low alloy (HSLA) steels.

Nowadays, automotive industry has an important role in research, development and production of new steel types, as well as in steel consumption.

Automotive design and production take its shape in accordance with the automotive market requirement, requirements of the era and the international agreements. International environmental regulations on greenhouse emission, preservation of natural resource and awareness of the prevention of the environment stimulate low exhaust emission, low fuel consumption and, in parallel with these, reducing vehicle weight. At the same time, the necessity of materials having high strength in low thicknesses, high deformability and impact-absorbance property is the main motivation in searching for advanced steels for automotive industry. Herein, even if conventional high strength low alloy steels meet the requirements of automotive producers, advanced high strength steels are primarily preferred due to their higher deformability properties.

Advanced high strength steels, which are widely used in automotive industry lately, contribute to yielding in vehicle weight without decrease in strength in the case of small thicknesses and hence reducing fuel consumption and decreasing greenhouse emission.

By comparison with conventional high strength steels, these steels are greatly preferred in places requiring high security in automotive sector due to their higher impact-absorbance property. New generation advanced high strength steels are considered in third generation according to their technological development.

First generation advanced high strength steels can be classified as dual-phase (DP) steels, complex-phase (CP) steels, transformation-induced plasticity (TRIP) steels, martensitic steels (MS) and press hardened steels (PHS); second generation advanced high strength steels can be divided as austenitic stainless steels and twinning-induced plasticity (TWIP) steels and third generation advanced high strength steels can be classified as nano steels, quenched and partitioned (QP) steels and TRIP aided bainitic ferrite (TBF) steels.

Being in the new generation high strength steels family and preferred in automotive components, dual phase (DP) steels are characterized by a microstructure in a ferrite matrix that consists of dispersions of 10-20% martensite islands. In addition to this, since they contain low small amount of retained austenite, dual phase steels have a

great application area in automotive applications with their high formability. Dual phase steels have become a solution for highly deformable high strength steel need, in automotive industry while they are used in cold rolled automobile components such as chassis, wheel, car bumper, seat frame and door panels.

Deformation areas in different intensities form on dual phase steels when they are deformed according to the part and function where they will serve. Later, they are subjected to painting for visualization and corrosion protection. Painting requires curing and it provides additional rise in strength of steel. This phenomenon, which is called as “Bake Hardening” (BH), occurs in dual phase steels.

While at low temperatures bake hardening of carbon in ferrite has advantages for dual phase steels in terms of strength; higher temperatures cause the second main phase, martensite to transform into tempered martensite and decreases the strength. Welding process of cold rolled dual phase components is a thermal process; therefore, it changes the mechanical properties and the microstructure.

When look at the aging behavior of dual phase steels from physical metallurgical aspect; several stages must be considered in both the ferrite phase during the static strain ageing processes and the martensite structure in the course of tempering processes: (1) the Cottrell atmosphere formation stage that can be seen pinning, (2) in the ferrite phase the carbon- clustering stage,(3) the precipitation stage in the ferrite phase and (4) the tempering of the martensite structure stage, such as the volume contraction of martensite via tempering effects, the changes in the martensite strength and the additional precipitation carbide or carbon clustering near the martensite-ferrite interfaces. The strengthening stages are expected to overlap at higher aging temperatures for example 400°C and 600°C.

In this study, it was investigated how microstructure and mechanical properties change during a heat treatment like painting or welding after cold rolling process of dual phase DP600 steels.

Since different deformations form in reality, pre-deformed 0%, 1%, 2%, 4% and 8% cold rolled dual phase steels were aged at different temperatures such as 100°C, 200°C, 400°C, 600°C for different time durations 10 min., 20 min., 40 min. and 120 min. and the experimental study and later, microstructural and mechanical property changes were examined. All of the experiments carried out at the room temperature. At the end of the experimental studies, specific results are observed.

As a result of experimental studies; in hardness measurements, it was confirmed that there is no effect of ageing time on hardness; but, deformation amount increases hardness.

In yield and tensile strengths, there is an increase with increasing temperature (up to 600°C) and increasing deformation in general. It was observed that there is a decrease in total elongation and homogenous elongation depending on pre-deformation at all temperatures and time durations.

It was observed that as ageing temperature rises up, yield strength gets closer to tensile strength. From this point of view, material can be aged by applying deformation at low temperatures in order to raise yield strength.

It was observed that BH values increase with increasing deformation and ageing time duration at temperatures 100°C and 200°C; however, it decreases after 400°C.

The experiments performed at 600°C were done to reveal how the material behaves

under heat in welding application and designs. At this temperature and long ageing durations, material becomes too soft and martensite structure transforms into totally different structure.

When all experiments are taken into account, it was seen that the highest strength, hardness and BH values were achieved providing that there was %2 deformation-200°C-120 minutes (8-2-12).



## 1. GİRİŞ

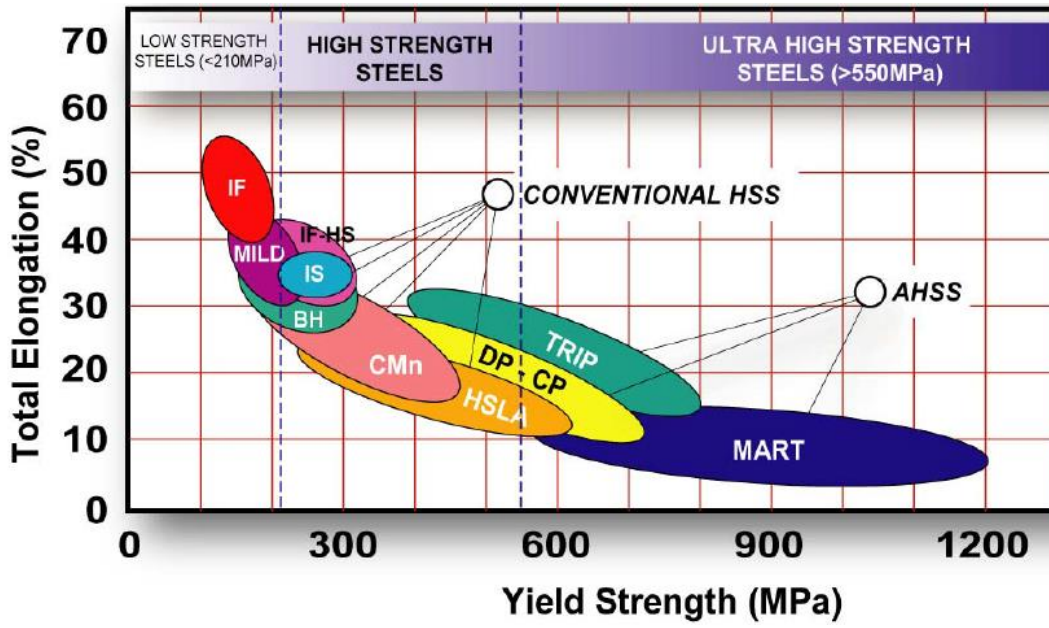
### 1.1 Giriş ve Çalışmanın Amacı

Günümüzde çelik tüketiminde önemli bir paya sahip olan otomotiv endüstrisi aynı zamanda yeni çeliklerin araştırılması, geliştirilmesi ve üretiminde de lokomotif rol oynamaktadır.

Otomotiv tasarımı ve üretimi; otomotiv pazarının ihtiyaçları, çağın gerekleri ve uluslararası anlaşmalar doğrultusunda şekillenmektedir. Sera gazı salınımına ilişkin uluslararası çevresel düzenlemeler, doğal kaynakların korunması ve çevre kirliliğinin önlenmesi bilinci; düşük egzoz emisyonu, düşük yakıt tüketimi ve buna bağlı olarak araç ağırlıklarının azaltılmasını tetiklemiştir [1]. Aynı zamanda pazar için büyük önem arz eden düşük kalınlıklarda yüksek dayanıma, iyi şekillendirilebilirliğe ve darbe sönüm özelliğine sahip malzeme ihtiyacı otomotiv endüstrisini gelişmiş özelliklerdeki çelik arayışı konusunda motive etmiştir. Bu noktada konvansiyonel yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler otomotiv üreticilerinin isteklerini yerine getirir de şekillendirilebilirlik özelliklerinin iyi olmaması nedeniyle ileri yüksek mukavemetli çeliklerin tercih edilmesine sebep olmuştur.

Son yıllarda otomotiv endüstrisinde kullanım oranları giderek artan ileri yüksek mukavemetli çelikler, düşük kalınlıklarda mukavemet düşüşü olmaksızın araç ağırlığından kazanç sağlarken aynı zamanda yakıt tüketiminde tasarruf ve buna bağlı olarak çevreye zararlı sera gazlarının salınımının azaltılmasına katkıda bulunmaktadır.

Şekil 1.1’de ileri yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS), düşük mukavemetli (low strength steel) ve yüksek mukavemetli (high strength steel) çeliklere kıyasla akma mukavemeti-toplam uzama ilişkileri göstermiştir. Açıkça görüldüğü üzere ileri yüksek mukavemetli çeliklerin akma mukavemeti aralığı çeşitlilik göstermekte, geniş bir alana yayılmaktadır [1].

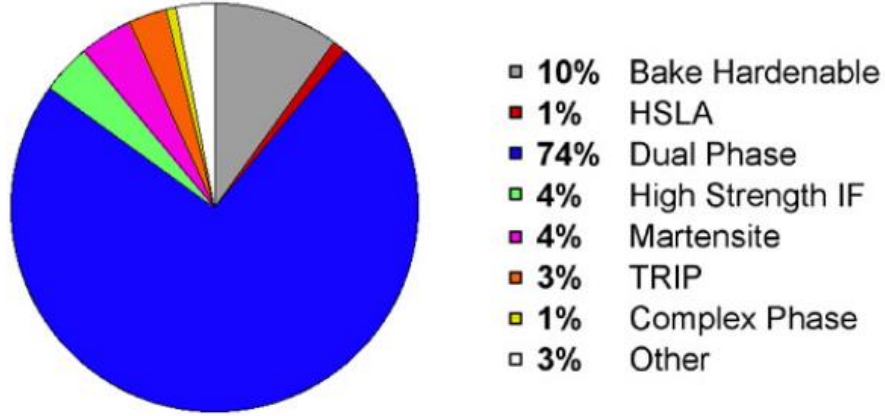


Şekil 1.1: Yüksek mukavemetli çeliklerde akma mukavemeti-uzama ilişkisi [1].

Yakın gelecekte doğal kaynakların ve enerji kaynaklarının korunmasına yönelik, elektrikli araçlara dönmesi beklenen binek araçlarda da hafiflik, dayanım ve güvenlik için yeni nesil yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımının büyük önem kazanacağı beklenmektedir.

Yeni nesil yüksek mukavemetli çelikler sınıfında yer alan ve otomotiv komponentlerinde önemli ölçüde tercih edilen çift fazlı (dual phase-DP) çelikler, ferrit matris içine dağılmış halde %20 oranında martenzit yapı içerirler [2]. Bununla birlikte yapısında az miktarda kalıntı ostenit bulunduran çift fazlı çelikler şekillendirilebilirlik konusundaki üstün özellikleriyle otomotiv uygulamalarında geniş kullanım alanına sahiptir.

ULSAB-AVC (Ultra Hafif Çelik Oto Gövdesi-Gelişmiş Araç Konsepti) raporuna göre yüksek mukavemetli çelik kullanım oranları Şekil 1.2’de gösterilmiştir. Araç gövde yapısında kullanılan çift fazlı çeliklerin kullanım oranı diğer çeliklere oranla çok daha fazladır [3].



**Şekil 1.2:** ULSAB-AVC (Ultra Hafif Çelik Oto Gövdesi-Gelişmiş Araç Konsepti) raporuna göre yüksek mukavemetli çelik kullanım oranları [3].

Otomotiv üretiminde sıkça tercih edilen soğuk haddelenmiş çift fazlı çelikler kullanım yerine ve parça şekline bağlı olarak şekillendirme işlemine tabi tutulur. Şekillendirilen parça üzerinde, farklı alanlarda farklı miktarlarda deformasyonlar oluşur. Ardından bu malzemeler gerek görsellik gerek korozyondan koruma amacıyla boyama işleminden geçirilir. Kürleme gerektiren bu tür boyama işlemleri, kullanılan çelikte ilave bir mukavemet artışı yaratır. Fırınlama sırasında sertleşme-BH (Bake Hardening) olarak adlandırılan mukavemet artışı özelliğinin çift fazlı çeliklerde de ortaya çıktığı tespit edilmiştir [4].

Çift fazlı çeliklerde, mevcut ferrit içerisindeki karbonun düşük sıcaklıklarda yarattığı fırınlama sırasında sertleşme (BH) özelliği avantaj sağlarken, artan sıcaklıklar mikroyapı içerisindeki ikinci ana faz olan martenzitin temperlenmesine yol açarak mukavemetin düşmesine sebep olur. Şekillendirilmiş çift fazlı çeliklerden imal edilmiş yapısal parçaların ana yapı içerisine bağlanması sırasında uygulanan kaynaklama işlemi de aynı boya kürleme işlemi gibi bir tür ısıtım işlemi olup malzemenin mekanik özelliklerinde ve mikroyapısında değişime yol açmaktadır.

Bu çalışmada soğuk haddelenmiş çift fazlı DP600 kalite çelik malzemelerin biçimlendirilme sonrası boyama ya da kaynak gibi ısıtım uygulamaları ile mikroyapı ve mekanik özelliklerinde olabilecek değişim fikrinden yola çıkılarak ön deforme edilmiş çelik sacların farklı süre ve sıcaklıklardaki mekanik ve mikroyapısal davranışlarının incelenmesi amaçlanmıştır.



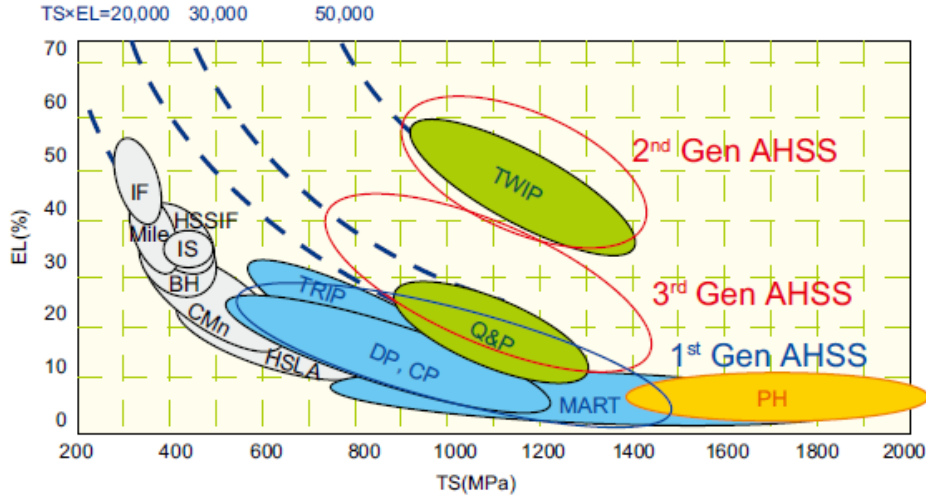
## **2. YENİ NESİL İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER**

Son on yılda, gittikçe önem kazanan yolcu güvenliği, araç performansı ve yakıt ekonomisi gereksiniminin sonucu olarak çelik ve düşük yoğunluklu metal endüstrisi arasında güçlü bir rekabet ortamı oluşturmıştır. Bu yeni gereksinimlere çelik endüstrisinin oluşturduğu hareket hızla gelişim gösteren ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) olmuştur [5].

Otomobil üretiminde güvenlik ve yakıt tasarrufu amacıyla tasarlanıp geliştirilen yeni nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler, otomobil komponentlerinde dayanım kaybı olmadan, kullanılan sac kalınlığının azaltılması ile daha hafif araç üretimine imkan sağlamıştır [6]. Bu çelikler güvenliğin büyük önem taşıdığı otomotiv sektöründe kaza güvenliği açısından konvansiyonel yüksek mukavemetli çeliklere kıyasla darbe ve hasarı iyi şekilde absorbe edebildiğinden yüksek oranda tercih edilmektedir. Yeni nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler teknolojik gelişimlerine göre üç jenerasyonda ele alınmaktadır.

### **2.1 I.Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler**

Aynı mukavemet değerlerinde, birinci nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin (AHSS) şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinin yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerden çok daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Martenzitik yapıya sahip olan birinci nesil AHSS çeliklerde şekillendirilebilirliği arttırmak için bir veya birkaç faz yapıda bulunabilir [7]. Martenzit yapısı, çeliğin en sert ve mukavim hale gelmiş formudur. Ama aynı zamanda şekillendirilebilirliği en az olanıdır. Sert çelikleri şekillendirebilir yapmak için, form alabilen fazların karışımı gerekmektedir. Bu kapsamda birinci nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler, çift fazlı çelikler (DP), kompleks fazlı çelikler (CP), dönüşüm etkili plastisite çelikleri (TRIP), martenzitik (MS) ve preste şekillendirmiş (PHS) olarak sınıflandırılır. Şekil 2.1’de verilen muz diyagramında yeni nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin toplam uzama-dayanım aralıkları gösterilmiştir.



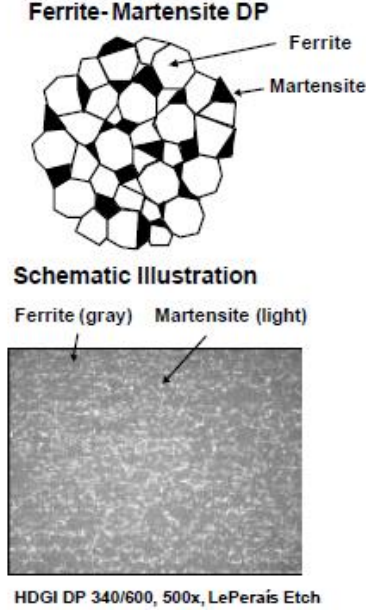
**Şekil 2.1:** Yeni nesil AHSS'lerin muz diyagramında sınıflandırılması [8].

### 2.1.1 Çift fazlı çelikler

Günümüzde en yaygın olarak kullanılan ileri yüksek mukavemetli çelikler, mukavemet ve sertlik arasındaki dengeyi korumak için hem martenzitik hem de ferritik faz içeren çift- fazlı (DP) çeliklerdir [7].

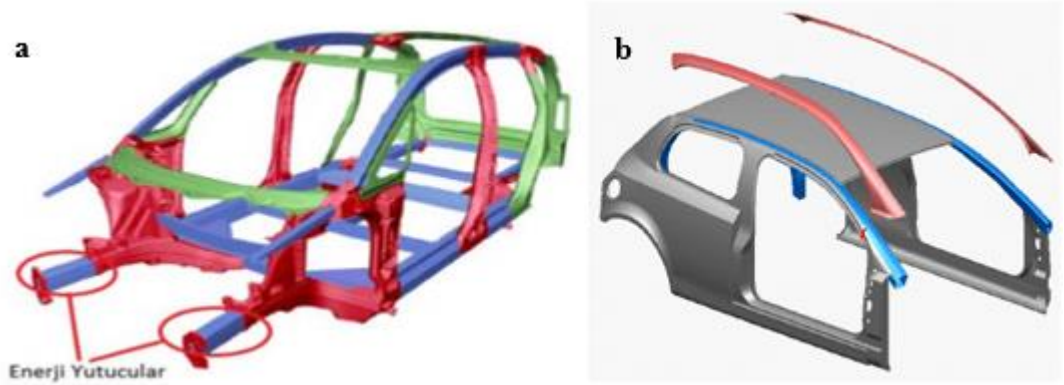
Çift fazlı çeliklerin temel karakteristikleri sürekli akma uzaması, yüksek çekme dayanımı, süneklik ve deformasyon sertleşme üssü ( $n$  değeri), düşük akma/çekme dayanımıdır (YS/TS). Özellikle dış gövde parçalarının yapımında ilave bir çökme direnci oluşturduğu için fırınlama sırasında artan çekme dayanımı kullanım sırasındaki dayanıma katkı sağlamaktadır [9].

Çift fazlı çelik mikroyapısı yumuşak ferrit matris ile %10-40 arası oranda sert martenzit veya martenzit-östenit parçacıklarından oluşur [5]. Şekil 2.2'de görülen bu tür mikroyapı mevcut durumda maksimum çekme mukavemetinin 590-1400MPa'a ulaşmasına olanak sağlar [3, 7].



**Şekil 2.2:** Çift fazlı çelik mikroyapısı [3].

DP çelikleri, benzer mukavemet değerlerinde HSLA çeliklerine göre daha fazla uzamaya sahiplerdir. Bu benzersiz içyapılarına, özel ısı işlemler sonrasında kavuşurlar. DP çelikleri enerji yutucular (crashbox), A ve B sütunları (A-B pillar), çatı raylarında ve pervaz takviyelerinde kullanılırlar [7]. Şekil 2.3'te DP çeliklerin kullanım alanları araç üzerinde gösterilmiştir.

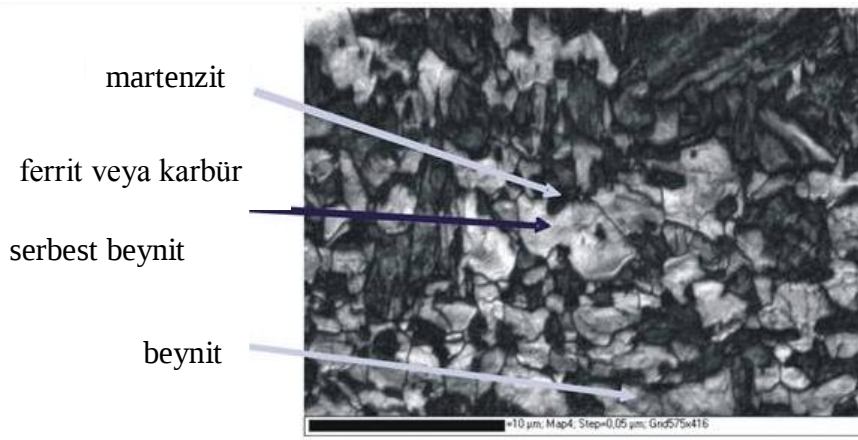


**Şekil 2.3:** Çift fazlı çeliklerin araç gövdesinde kullanım yerleri; (a) enerji yutucular(crash box), (b) çatı rayları (roof side rails) [3, 10].

### 2.1.2 Kompleks fazlı çelikler

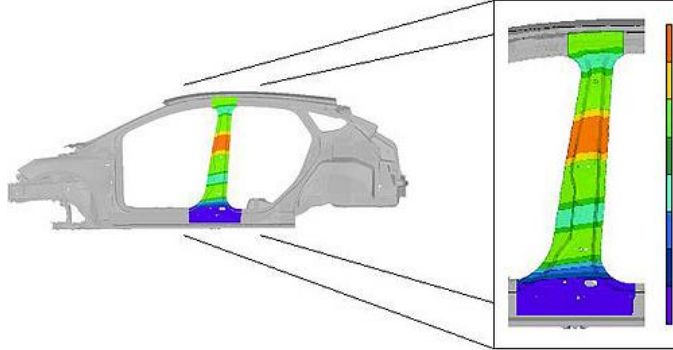
Kompleks fazlı çelikler (CP), DP'lere göre daha yüksek şekillendirilebilirliğe sahiplerdir. Şekil 2.4'te görüldüğü gibi martenzit+ferrit fazına ek olarak beynit içerirler. Tane inceltme işlemi, titanyum, vanadyum ya da niyobyum alaşımlandırması ile sağlanır. Bu çeliklerin mukavemet değerleri 800 MPa ile 1180

MPa değerleri arasındadır. Avrupa’da sıkça otomobil gövde parçalarında, buna ilave olarak, pervaz takviyelerinde ve A ve B sütun takviyelerinde kullanılırlar [7].



**Şekil 2.4:** Kompleks fazlı çelik mikroyapısı [11].

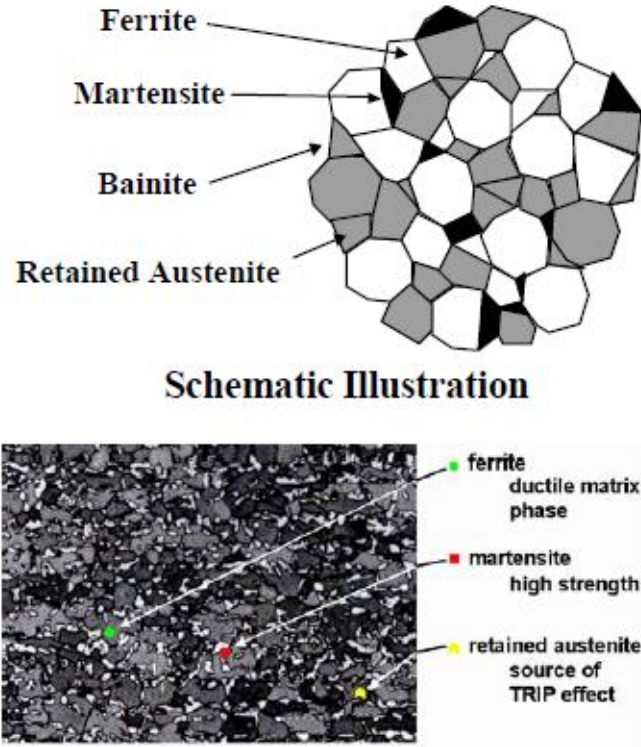
Aynı zamanda yüksek şekil değiştirebilme, yüksek enerji absorblama ve kalıntı deformasyon kapasitesine sahiptirler. Bu sebeple tampon ve Şekil 2.5’te gösterilen B-sütunu (B-pillar) gibi yüksek enerji absorplama kapasitesi gerektiren uygulamalarda kullanılırlar [3, 12].



**Şekil 2.5:** B-sütunu (B-pillar) [3, 12].

### 2.1.3 Dönüşüm etkili plastisite çelikleri

Dönüşüm etkili plastisite çelikleri (TRIP), yapılarında sürekli bir ferrit matris içinde disperse olmuş sert martenzit ve/veya beynit yapısı içerirler. Bu yapılara ek olarak %5’ten fazla oranda kalıntı östenit bulundururlar. Şekil 2.6’da tipik TRIP çeliklerinin mikroyapıları verilmiştir [3].



**Şekil 2.6:** TRIP çelikleri mikroyapısı [3].

Bu çelikler deforme edildiklerinde, östenit fazı martenzite dönüşerek gerinimin yapı içinde yayılmasına ve uzama değerinin artmasına sebep olur. Daha az pahalı olan TRIP çelikleri sınıfı Ni ve Cr gibi alaşım elementleri içermeyip Mn ve Si ile geliştirilmektedir [13]. Bu çeliklerin şekillendirilebilirlikleri; CP, DP ve HSLA çeliklerinin yerlerini almaktadır. Tipik uygulamaları, ara bağlantı parçaları ve otomobil ön arka raylarıdır [7].

#### 2.1.4 Martenzitik çelikler

Martenzitik çelikler (MS), isminden de anlaşılacağı gibi yüksek oranda martenzitik ve az miktarda ferritik ve beynitik yapıda olan çeliklerdir. Bu çelikler hızlı su verme ile östenit sıcaklığından iğnemsiz martenzitik yapıya soğutulularak elde edilirler [14]. Şekil 2.7’de temperlenmiş martenzitik yapıdaki çelik mikroyapısı gösterilmiştir.



**Şekil 2.7:** Temperlenmiş martenzitik çelik (M190), 500x büyütme [3].

Martenzitik çelikler ister sıcak haddelenmiş, soğuk haddelenmiş veya tavlanmış olsun ister form verilmiş sonrasında ısıtılmış olsun çarpışma güvenliği gerektiren otomobil komponentlerinde yüksek mukavemet sergilerler [7]. Bu çelikler en yüksek mukavemet ve en düşük uzama değerine sahiptirler. Martenzitik çelikler, 900 MPa' dan 1700 MPa' a kadar uzanan mukavemet değerlerine erişebilirler. Çoğunlukla deformasyonun sınırlı olacağı otomobil gövdesi parçalarında kullanılırlar. Martenzitik çelikler fazla sert olduklarından genellikle sıcak şekillendirme (hot stamping) uygulanır. Bu işlemde, Mangan-Bor ile alaşımlandırılmış çelikler ısıtılır, form verilir, ardından son mukavemet değerlerine ulaşmaları için su verilirler. Böylelikle geri yaylanma elimine edilmiş olup, kompleks geometrideki yüksek mukavemetli parçalara form verilebilir [7].

### **2.1.5 Preste sertleştirilmiş çelikler**

Preste sertleştirilmiş (PHS veya hot stamped) çeliklerin mukavemetleri 1500 MPa ile 1800 MPa arasında değişmektedir. Yapılan araştırmalarda başlangıçta ferritik-perlitik mikroyapı sergileyen malzemenin, hot stamping işlemi sonrasında martenzitik yapıya dönüşerek toplam mukavemetinin 600 MPa'dan 1500 MPa'a ulaştığından bahsedilmektedir [15]. Son on yılda, kaza güvenliği konusunda otomobil gövde parçalarında sıkça tercih edilir. Yeni nesil preste sertleştirilmiş çeliklerin 2000 MPa'ya kadar çıkabilen mukavemette olmaları beklenmektedir. Bu çelikler, çok düşük deformasyonun izin verildiği yerlerde kullanılabilirler. A ve B pillar olarak bilinen otomobil direk takviyeleri ve çerçeve gibi son teknoloji ile üretilmiş araçlarda bulunan birçok parçada kullanılırlar. Son zamanlarda, taban sacı üretiminde de ağırlık azaltma amaçlı preste sertleştirme yöntemi kullanılır [7].

## **2.2 II.Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler**

İkinci nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler birinci nesile kıyasla daha iyi şekillendirilebilirliğe ve yüksek mukavemete sahiptir. Bu çeliklerin farkı dönüşüm etkili plastisite (TRIP) efektine olanak sağlayan östenit mikroyapısıdır. Östenit deforme edildiğinde martenzite dönüşür ve daha sert bir yapı kazanır. Bu özellik sac levhaların şekil verilirken lokal olarak boyun vermelerini, hasara uğramalarını ve çatlak oluşumunu geciktirir [16].

### **2.2.1 Östenitik paslanmaz çelikler**

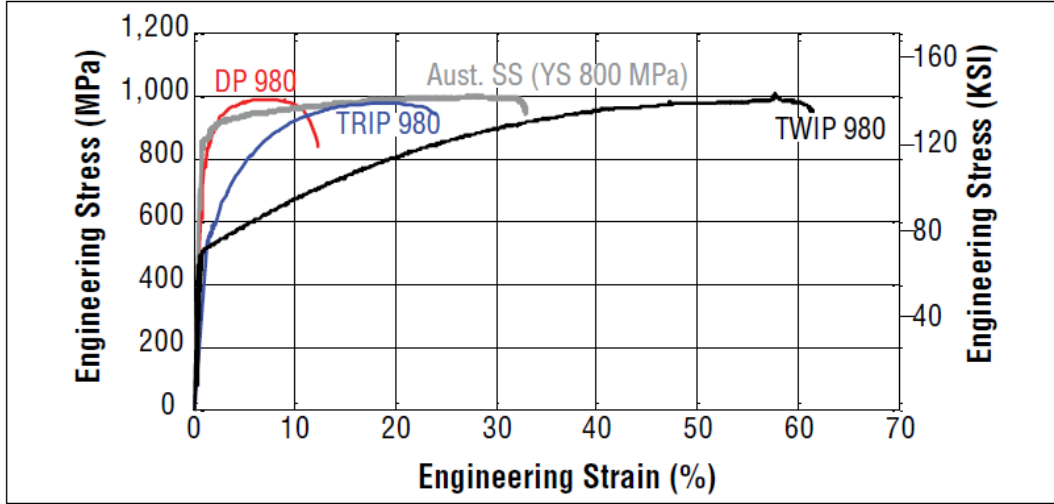
Östenit birçok çelikte oda sıcaklığında kararlı değildir. Fakat östenitik paslanmaz çelik gibi yüksek oranda alaşım elementi bulunduran çeliklerde %100'e kadar östenit oluşumuna olanak sağlanır. Böylece bu malzemeler TRIP çeliklerine göre daha şekil verilebilir bir yapı kazanırlar. Östenitik paslanmaz çelikler yüksek mukavemet ve uzama değerlerinden ötürü ikinci nesil AHSS olarak sınıflandırılırlar [16]. Denizel ortamlardaki üstün korozyon direnci sayesinde savunma ve nükleer uygulamalarda geniş kullanım alanına sahiptirler [17].

### **2.2.2 İkizlenme etkili plastisite çelikleri**

Diğer bir mukavemetlendirme mekanizması ise ikizlenme etkili plastisite (TWIP) efektidir. Oda sıcaklığında TWIP çelikleri de % 100 östenittir. Fakat bu çeliklerde yüksek orandaki alaşım elementleri, yaklaşık %15'den fazla oranda Mn elementinden bahsedilir, çelik deforme edildiğinde ikizlenmeye sebep olur. İkizlenme sınırları, çeliği mukavemetlendirmek için tane sınırı gibi görev yapar. Bu çelikler 1000 MPa'lık mukavemet değerlerinde %50 'den fazla uzamaya sahiptirler.

TWIP ve östenitik paslanmaz çeliğe ek olarak, yeni tripleks çelikler geliştirilmektedir. Bu çelikler diğer elementlerin yanında yüksek oranda (%15-30 arası) mangan içerirler [16].

Şekil 2.8'de birinci ve ikinci nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin şekillendirilebilirlik yetenekleri kıyaslanmıştır. İkinci nesil çeliklerin daha yüksek şekillendirilebilirliğe sahip olduğu görülmektedir.



**Şekil 2.8:** Birinci ve ikinci nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin şekillendirilebilirlik kıyası [16].

İkinci nesil AHSS'ler yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirliğe sahip olmasına rağmen, otomotiv endüstrisindeki uygulamaları sınırlıdır. Bu durum, iki neden ile bağdaştırılabilir;

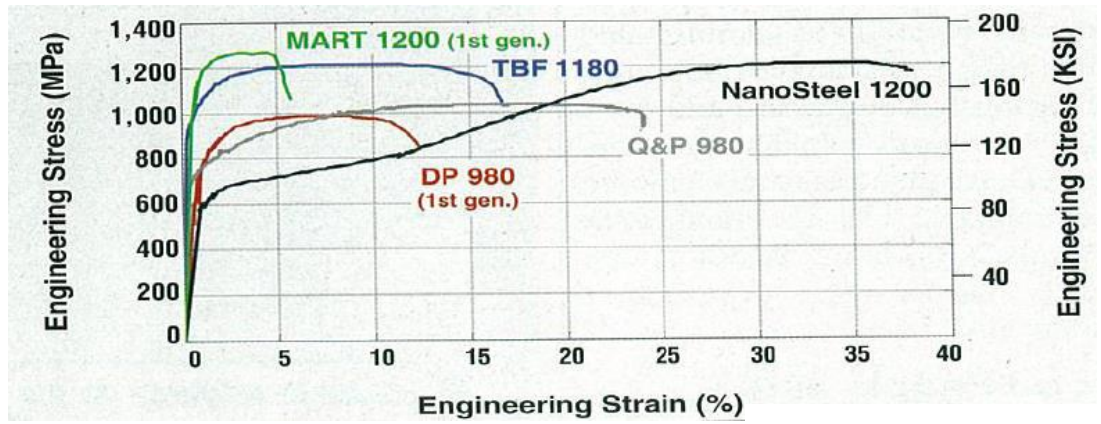
- Yüksek alaşım elementleri çeliğin maliyetini artırmaktadır.
- Malzeme form aldıktan ve depolandıktan sonra gecikmeli kırılma/çatlamaya karşı eğimlidir.

Günümüzde yalnızca birkaç üst segment araçta östenitik paslanmaz çelik parçalar şasi ve gövde de kullanılmaktadır. Bu çeliklerde alaşım elementleri etkisiyle doğan ek maliyetler, ağırlık azaltımı ve parçaların sınırlı bölgelere tam olarak monte edilebilmesi gibi olumlu özelliklerle kompanse edilebilir. Çeşitli çalışmalar göstermiştir ki kompleks parçalara soğuk şekil vermek mümkün olmaktadır. Ayrıca daha yüksek mukavemet eldesi için çeliklere sıcak şekil verme ve su verme işlemi de uygulanabilmektedir.

Çelik üreticileri TWIP çeliklerindeki kaynaklanabilirlik ve gecikmeli çatlak/kırılma problemlerini çözmek için kılavuzlar hazırlamaktadırlar. Gecikmeli çatlak problemi için bir çözüm Al gibi alaşım elementlerinin çelik içindeki miktarlarını artırmaktır. Birçok çelik şirketi TWIP kalitelerini 980 MPa mukavemette, hatta daha yüksek mukavemetlerde üretebilmektedir. TWIP çelikleri mevcut durumda sadece bir otomobil markasında ana uygulama olarak ön tamponda kullanılmaktadır [16].

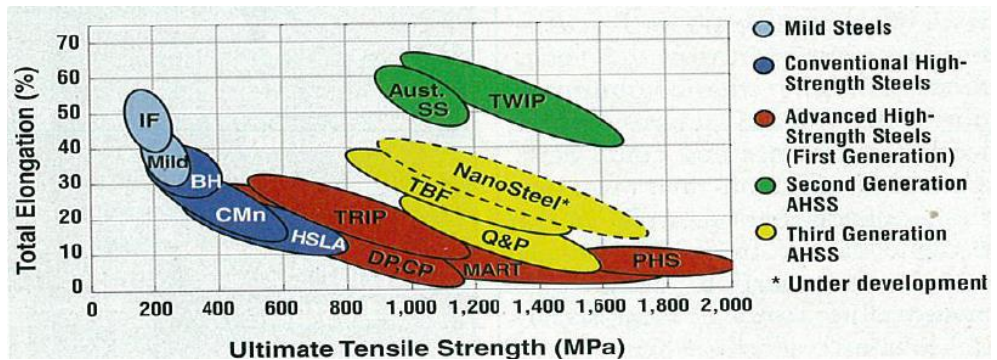
### 2.3 III. Nesil İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler

Birbirleriyle kıyaslandığında birinci nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin şekil verilebilirliği sınırlıdır. İkinci nesil AHSS'ler birinci nesil ile kıyaslandığında yüksek mukavemet ve bir miktar daha gelişmiş şekil verilebilirlik yeteneği gösterirler. Ancak yüksek maliyetli alaşım elementleri içermeleri sebebiyle daha pahalı malzemelerdir. Bu durum yeni nesil yüksek şekillendirilebilme özelliğine sahip ve yüksek mukavemetli ve aynı zamanda daha düşük maliyetlerle üretilen çeliklere olan talebi arttırmıştır [18]. Şekil 2.9'da birinci ve üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler kıyaslanmıştır.



Şekil 2.9: Birinci ve üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler [18].

Üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler son birkaç yıl içinde geliştirilmiş olup, bunlardan yalnızca iki sınıfın halihazırda üretimi yapılabilmektedir. Bunlar su verilmiş ve dağılımlandırılmış (QP) çelikler ve dönüşüm etkili plastisite (TRIP) katkılı beyazitik ferrit (TBF) çeliklerdir. Yine üçüncü nesilde yer alan nano çelikler ise geliştirilme aşamasındadır. Şekil 2.10'da gösterilen muz eğrisinde ileri yüksek mukavemetli çelikler ailesinin üç ayrı nesli karşılaştırılmıştır.



Şekil 2.10: İleri yüksek mukavemetli çeliklerin üç nesilde incelenmesi [18].

### 2.3.1 Su verilmiş ve dağılımlandırılmış çelikler

Su verilmiş ve dağılımlandırılmış çelikler C, Mn, Si, Ni ve Mo alaşım elementlerinden oluşur. Mukavemet değerlerine bağlı olarak, alaşımlama elementleri %4 daha fazla olabilir ki bu değer ikinci nesil AHSS'den çok daha azdır. QP'lerin ısıtılma işlemi boyunca su verme durdurulur ve çelik dağılımlandırma işlemi için tekrar ısıtılır. Bu, % 5-12 arası kararlı kalıntı östenit oluşumuna, % 20-40 ferrit oluşumuna ve % 50-80 martenzit oluşumuna sebep olur.

QP çeliklerini ticarileştiren ilk firma olan Baosteel, öncelikle mukavemet değerleri 980 MPa ve sonrasında 1180 MPa olacak şekilde üretimleri gerçekleştirmiştir. Firma B-sütunu takviyesini QP 1180 kullanarak soğuk deformasyon ile üretilebileceğini kanıtlamıştır. Ayrıca, Auto/Steel işbirlikçileri ile B-sütunu QP 980 kullanarak, çeliğin daha şekil verilebilir olduğunu ve DP 980'e kıyasla daha az köşe çatlağına eğilim gösterdiğini kanıtlamıştır. Çin'deki çeşitli otomobil üreticileri, QP çeliklerini A ve B sütun takviyesi olarak kullanmışlardır.

Araştırmacılar 2100 MPa çekme dayanımına varacak çeliği, %13 toplam uzama değerlerinde %9'u uniform uzama olacak şekilde geliştirmişlerdir. Bu çeliğin uzama değerleri soğuk deformasyon edilebilir sınıfta olan DP980 ile kıyas edilebilir seviyelerdedir [18].

### 2.3.2. Dönüşüm etkili plastisite katkılı beynitik ferrit çelikleri

QP çelikleri gibi düşük alaşımlandırmaya sahip kalitelerden olan dönüşüm etkili plastisite katkılı beynitik ferrit (TBF) çelikleri, var olan ısıtılma işlem prosedür ve parametreleriyle üretilebilir niteliktedir. İçerdiği kararlı kalıntı östenit, bu çelik sınıfının anahtar bileşenidir. Kobe Steel, TBF çeliklerini mukavemet değerleri 980 MPa'dan 1470 MPa'a varacak şekilde üretebilmiştir. Nissan, geri yaylanma ve aşırı boyun verme problemlerini çözmek için soğuk deformasyon tekniklerini geliştirdiği gibi, mukavemetin TBF 1180 çeliklerinde kaynak dikişi etrafındaki düşüşünü engellemek için punta kaynağını da geliştirmiştir [18].

TBF 1180 A-B sütunlarında ve ayak takviyesinde 2014 Nissan Infiniti Q50 modelinde kullanılmıştır. TBF'ler şu anda gövdenin % 4'lük kısmını kaplamaktadır. Nissan, soğuk deforme edilmiş ultrayüksek mukavemetli çeliklerin kullanımını 2017 yılına kadar %25 seviyelerine çekmeyi planlamaktadır [18].

### **2.3.3 Nano elikler**

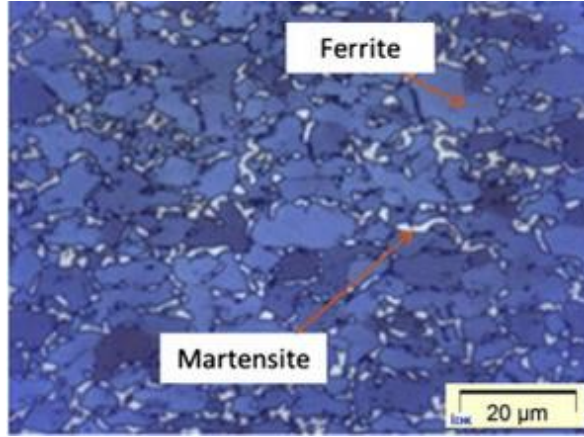
Üçüncü nesil ileri yüksek mukavemetli çeliklerin üçüncü sınıfı olan nanoelikler, halen geliştirilme aşamasındadır ve henüz ticari olarak kullanılamamaktadır. NanoSteel Co., Idaho Ulusal Labotaruvarı'ndaki 6 yıllık araştırmaların ardından kurulmuştur. 2012 yılında şirket, içerisinde özel kimyasal kompozisyon ve ısı işlem koşullarıyla oluşturulan nanokristalin yapısı bulunan AHSS sac üretimi denemelerine başlamıştır. Döküm işlemi ardından, elik bir miktar bor ihtivası ile birlikte genel olarak östenitiktir. Isıl işlem ardından ise östenit nanometre mertebesinde olacak şekilde tanımlanır duruma gelir. Plastik deformasyon süresince gerinim etkili nanoskala mertebesindeki faz oluşumu, gerinim sertleşmesini arttırmaktadır [18].



### 3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

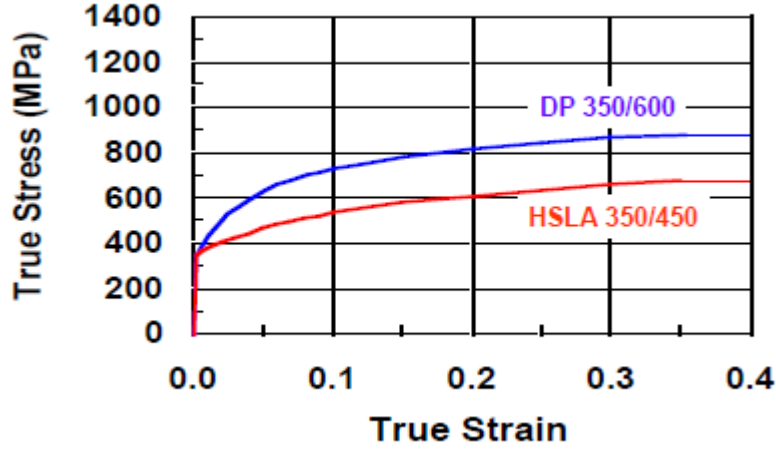
#### 3.1 Çift Fazlı Çeliklerin Özellikleri

Birinci nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler ailesinde yer alan DP çelik mikroyapısı yumuşak ferrit matris ile %10-40 arası oranda sert martenzit veya martenzit-ostenit parçacıklarından oluşur [7]. Yapıda düşük miktarlarda beynit ve kalıntı ostenit de yer alabilir. Şekil 3.1’de optik mikroskop görüntüsünü verilen soğuk haddelenmiş DP600 kalite çelik mikroyapısında koyu renkli fazlar ferrit fazını, açık renk olanlar ise martenzit adacıklarını ifade etmektedir.



**Şekil 3.1:** Optik mikroskopta incelenen soğuk DP600 kalite çelik mikroyapısı [19].

Yumuşak ferrit fazı genellikle sürekli ve bu özelliği DP çeliklere üstün süneklik yeteneği kazandırır. Bu çelikler deforme edildiklerinde gerilim düşük mukavemetli ferrit fazında yoğunlaşır, yüksek oranda deformasyon sertleşmesi davranışı sergiler. Deformasyon sertleşmesi ve uzama kombinasyonu DP çeliklere, aynı akma oranlarında konvansiyonel yüksek mukavemetli çeliklere kıyasla daha yüksek çekme mukavemeti kazandırır. Şekil 3.2’de yarı statik yüklemde DP çelikleri ile HSLA çeliklerinin aynı akma oranlarında gerilme-şekil değiştirme davranışı karşılaştırılmıştır. DP çelikleri HSLA çeliklere göre aynı akma mukavemetinde daha yüksek başlangıç deformasyon sertleşmesi oranına, uniform ve toplam uzamaya ve daha düşük akma/çekme oranına sahiptir [3].



Şekil 3.2: DP/HSLA yarı statik yüklemde gerilme-şekil değişimi davranışı [3].

### 3.2 Çift Fazlı Çeliklerin Üretim Yöntemleri

İdeal çift fazlı çelik yapısının ve özelliklerinin elde edilebilmesi için kimyasal bileşim ve proses koşullarının belirlenmesi önemlidir.

Ötektoid altı çeliklere uygulanan çift fazlı çelik üretim ısısal işleminde, istenen üstün mikroyapısal ve mekanik özellikler için daha iyi sertleşebilirliğe sahip HSLA veya alaşımsız çelikler kullanılır.

İdeal çift fazlı çelik üretimi, inerkritik  $A_1$ - $A_3$  sıcaklıkları arasında (ferrit-östenit faz bölgesinde) tavlama ve hızlı soğutma işlemi sonucu martenzit fazının elde edilmesiyle gerçekleşir.

Çift fazlı çelikler ticari olarak endüstride üç yöntemle üretilirler:

- ✓ Sıcak haddeleme
- ✓ Sıcak ya da soğuk haddelenmiş çelik sacın sürekli tavllanması
- ✓ Soğuk haddelenmiş çelik sacın yığın tavllanması [20].

Üretim yöntemi seçiminde teknolojinin, üretim imkanlarının ya da ülke ekonomisinin yanı sıra teknik anlamda önemli bir faktör olan malzeme kompozisyonunun da hesaba katılması gereklidir. Çizelge 3.1’de farklı kimyasal kompozisyonlara sahip çift fazlı çelikler için kullanılan üretim yöntemleri belirtilmiştir.

**Çizelge 3.1:** Farklı kompozisyonlardaki çift fazlı çelikler ve üretim yöntemleri [21].

| Üretim Yöntemi                                          | Kimyasal Kompozisyon (%) |      |      |      |      |      |      |
|---------------------------------------------------------|--------------------------|------|------|------|------|------|------|
|                                                         | C                        | Mn   | Si   | Cr   | Mo   | V    | S    |
| Sıcak haddelenmiş sacın sürekli tavlı                   | 0,11                     | 1,43 | 0,61 | 0,12 | 0,08 | 0,06 | 0,01 |
| Soğuk haddelenmiş sacın sürekli tavlı                   | 0,11                     | 1,2  | 0,4  | -    | -    | -    | -    |
| Soğuk haddelenmiş sacın kutu tavlı                      | 0,12                     | 2,1  | 1,4  | -    | -    | -    | -    |
| Haddelenmiş durumda kullanılmak üzere sıcak sac haddesi | 0,06                     | 0,9  | 1,35 | 0,5  | 0,35 | -    | -    |

DP çelik üretiminde üretim prosesinin sıcak haddelenmiş, soğuk haddelenmiş, sürekli veya yığın tavllanmış olması fark etmeksizin soğutma yöntemi aynıdır. İnterkritik sıcaklık aralığından hızlı soğutma ile martenzit dönüşümü gerçekleştirilir [22].

### 3.2.1 Sıcak haddeleme ile çift-fazlı çelik üretimi

Sıcak haddeleme ile çift fazlı çelik üretiminde, yüksek sıcaklıkta haddelenen çeliğe iki aşamalı soğutma işlemi uygulanır. Malzeme sıcak haddeden çıkarken duşlu masalarda uygulanan soğutma işlemi ile istenilen ferrit fazı oranı oluşturulur. Ardından malzeme düşük sıcaklıklarda sarılarak kalıntı ostenitten martenzit dönüşümü sağlanır [23].

Sıcak haddeleme prosesi ile çift fazlı çelik üretimi ısıl işlem adımı gerekmediğinden enerji maliyetleri açısından avantajlı bir yöntemdir.

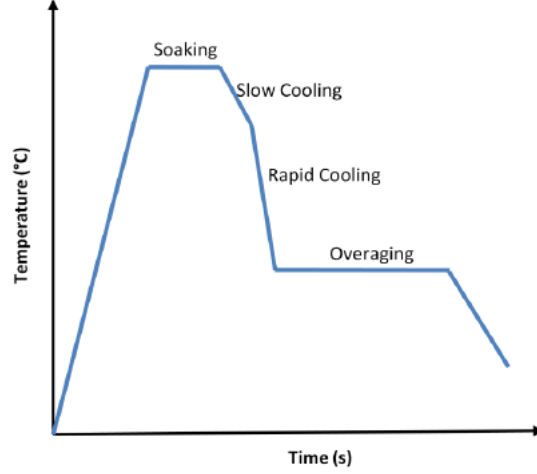
Diğer yandan avantajlarına karşılık yüksek alaşım maliyetleri, malzeme özelliklerinde değişkenlik gözlenmesi gibi dezavantajlar da söz konusudur [22]. Sıcak haddelenmiş çift fazlı çeliklerin ana uygulama alanları otomobil jantlarıdır.

### 3.2.2 Sürekli tavlama yöntemi ile çift-fazlı çelik üretimi

Sürekli tavlama metodu ile çift fazlı çelik üretimi konusunda hatırı sayılır miktarda araştırma ve üretim faaliyetleri gerçekleştirildiği bilinmektedir. Çift fazlı çelik üretiminde çoğunlukla bu yöntemin tercih edilmesinde sıcak haddeleme ve yığın tavlama yöntemlerine kıyasla üretim maliyetlerinin düşük olması, yüksek verimlilik ve oldukça ince kalınlık ölçülerine ulaşılabilmesinin etkisi büyüktür [22].

Sürekli tavlama metodunun ilk uygulaması 1936 yılında Armco Steel Corporation tarafından sıcak daldırma ile galvaniz üretimi için gerçekleştirilmiştir.

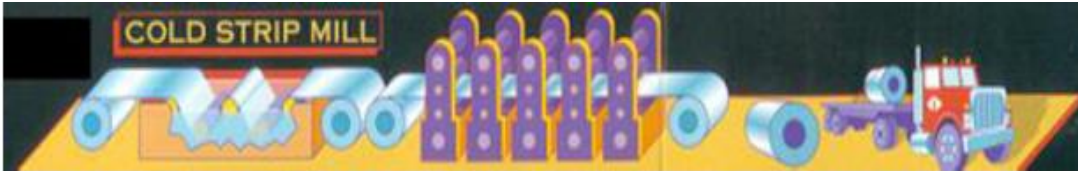
1970'li yılların başında Japon çelik üreticileri mekanik özellikleri iyileştirmek için Şekil 3.3'te belirtildiği gibi sürekli tavlama prosesine aşırı yaşlandırma (over-aging) ısıl işlemini dahil etmişlerdir.



**Şekil 3.3:** DP çeliklere uygulanan ısıl işlem adımları [24].

O zamandan günümüze mikroyaşımsız C-Mn çift fazlı çelikleri soğuk haddelme ve ardından sürekli tavlama ısıl işlemi ile üretilebilmektedir.

Sürekli tavlama hatlarında peş peşe temizleme, tavlama, soğutma ve overaging de denilen aşırı yaşlandırma bölümleri yer alır [25]. Şekil 3.4'te temsili sürekli tavlama hattı gösterilmektedir.



**Şekil 3.4:** Sürekli tavlama hattı [22].

Bu yöntem ile çift fazlı çelik üretiminde soğuk veya sıcak haddelenmiş çelik saclar rulo haline getirilmeden önce yüzeyi temizlenir, interkritik sıcaklık aralığında tavlandıktan sonra martenzit dönüşümü sağlanacak hızda soğutulur [22].

### 3.2.3 Yığın tavlama yöntemi ile çift-fazlı çelik üretimi

Yığın tavlama prosesinde benzer ısıl işlem uygulanır; ancak tavlama süresi çok daha uzun ve soğutma hızı daha yavaştır. Bundan dolayı kimi araştırmacılar yığın tavlama'yı izotermal reaksiyon işlemi olarak da adlandırmaktadırlar [22].

Soğuma hızının yavaş olması daha iyi bir mukavemet-süneklik kombinasyonu sağlar. Ferrit matris içinde daha az kafes hatası ve kalıntı gerilime sebep olduğu için tercih edilir. Yüksek soğuma hızları ise sünekliğin bir miktar düşmesine neden olur. [26]

Ancak düşük verimlilik ve yavaş soğuma hızlarında sertlik için kullanılan alaşım elementlerinin yüksek maliyetleri yığın tavlama ile üretilimini kısıtlamaktadır.

### 3.3 Çift Fazlı Çeliklerin Yaşlanma Davranışı

Çift fazlı çelikler yaşlanmaya duyarlıdır ve uygulanan işlem sıcaklığı ve süresine bağlı olarak, mekanik özellikleri değişime uğramaktadır. Çift fazlı çeliklerdeki yaşlanma olgusuna dair ilk çalışmalar özellikle BH<sub>0</sub> ve BH<sub>2</sub> değerlerinin saptanması ve oda sıcaklığında yaşlanmaya karşı duyarlılıkları konusunda yürütülmüştür. BH<sub>0</sub> 170°C’de 20 dakika süren bir yaşlandırma işlemi sonrasında akma dayanımındaki artış şeklinde tanımlanmaktadır. BH<sub>2</sub> ise %2 ön deformasyon uygulandıktan sonra aynı koşullarda yaşlandırma işlemine tabi tutulan numunenin akma dayanımındaki artıştır.

Yaşlanma olgusunun temel olarak arayer atomları ve dislokasyon yoğunluğu tarafından yönetildiği ekstra düşük karbonlu (C ~ 200 ppm) ve ultra düşük karbonlu (C < 50 ppm) çeliklerdekinden farklı olarak, çift fazlı çeliklerdeki fırınlama sırasındaki sertleşme çift faz yapısından ve deformasyon dağılımından dolayı daha karmaşıktır. Ferrit fazındaki fırınlama sırasında sertleşme mekanizması ara yer karbon, tane sınırlarındaki karbon, kalıntı gerilme ve dislokasyonların spesifik dağılımı ve temperleme sonrasında martenzitten bırakılan karbondan etkilenebilir. Ayrıca, 80-200°C sıcaklık aralığında martenzitin temperlenmesinden dolayı ortaya çıkan yaklaşık %0,5 oranındaki hacimsel azalmanın akma davranışı üzerinde önemli bir etkisi vardır [27].

Çift fazlı çeliklerde yaşlanma davranışı hem ferrit fazında (statik deformasyon yaşlanması), hem de martenzitte (temperleme) gerçekleşen safhalara göre değerlendirilmektedir [11]. Bunlar:

1. Cottrell atmosferi oluşumu safhası
2. Ferrit fazında karbon kümelenmesi safhası
3. Ferrit fazında çökeltme safhası

4. Martenzitin temperlenmesinin yarattığı etkiler (Temperleme sırasında martenzitteki hacimsel daralma, martenzitin dayanımındaki değişim ve ferrit/martenzit arayüzeyine yakın ilave karbon kümelenmesi yada çökmesi gibi [27, 28] ).

Daha yüksek sıcaklıklarda bu safhaların birbiriyle çakışması beklenir. Ayrıca, yaşlanmış çift fazlı çeliğin akma eğrisinde belirgin bir akma noktasının olmaması yaşlanmadan dolayı akma dayanımındaki gerçek artışın hassas bir şekilde belirlenmesini zorlaştırmaktadır [29] . Bu nedenle, çift fazlı çelikler için BH değerlerinin saptanmasında eğer standart prosedür uygulanıyorsa BH değerinin bir miktar deformasyon sertleşmesi katkısı taşıdığı kabul edilmektedir [9].

Literatürde karşılaşılan bir çalışmada belirgin bir akma noktasının görülmediği durumda yalnızca yaşlanma olgusunun etkisini ortaya koymak için % 0,5 oranında deforme edilmiş çift fazlı çelik numuneler 50- 170°C’de yaşlandırılmış ve aşağıdaki sonuçlara ulaşmıştır:

1. Deformasyon yaşlanması sırasında çift fazlı çelikler açık bir şekilde üç farklı mukavemet artışı aşamasından geçmektedir: Cottrell atmosferi oluşumu, çökme aşamaları ve martenzitin fazının katkısı.
2. Cottrell atmosferi oluşum safhası yaşlanmış numunelerin deformasyon sertleşme davranışı ile açığa çıkmaktadır.
3. Çift fazlı çeliklerdeki bol miktardaki dislokasyonlar ve dislokasyon-dislokasyon etkileşimi çok sayıda çökme alanı yaratmaktadır. Bol miktardaki çökme alanının varlığı ferrit fazındaki karbon kümelenmesini ve karbür çökmesini teşvik etmektedir. Bu durum Cottrell atmosferi oluşumdan sonra akma dayanımındaki belirgin artışın nedenidir [9].

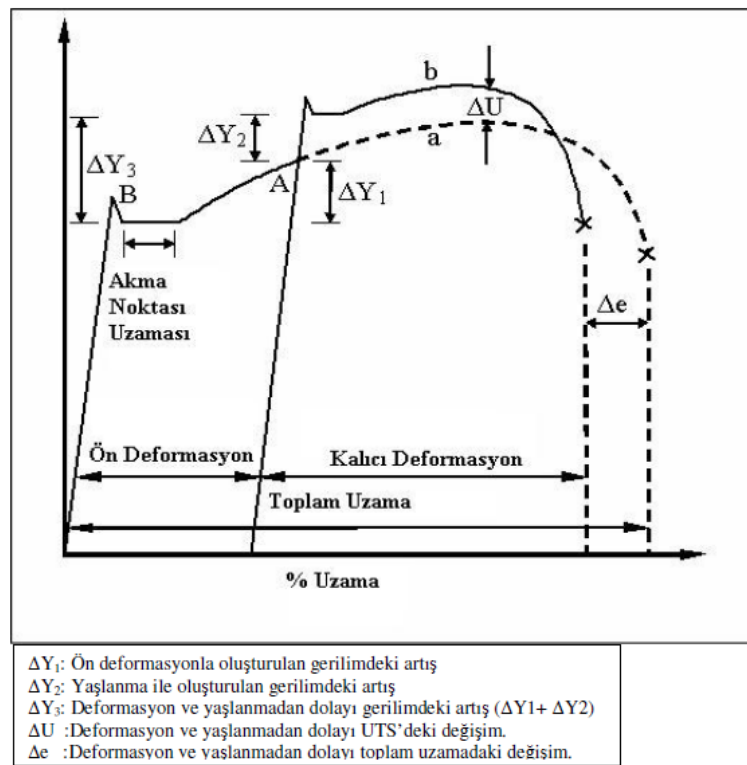
Martenzitteki geçiş karbürleri oluşumundan dolayı martenzitin hacmi azalmaktadır. Martenzitik dönüşümden dolayı daha önce ferritte oluşan iç gerilimler azalmakta, bu ise kitlenmiş dislokasyonlarla birlikte akma dayanımında büyük bir artışa yol açmaktadır.

200°C sıcaklığa kadar yaşlanma mekanizması karbon arayer atomları tarafından oluşturulan Cottrell atmosferi ile ilişkilidir. Bu sıcaklığın üzerinde ise karbür çökmesi başlamaktadır. Yaşlanma etkisi bir ön deformasyon uygulandığında hızlanmakta ve süresiz akma geri gelmektedir [30].

### 3.3.1 Yaşlanma sertleşmesi (strain aging)

Yaşlanma sertleşmesi, diğer adıyla strain aging olgusu, ara yer atomlarının yapıdaki dislokasyonların hareketini engellemesiyle malzemenin mekanik özelliklerini değiştiren bir mekanizmadır. İki tür yaşlanma sertleşmesi mevcut olup, plastik deformasyon sırasında oluşuyorsa dinamik yaşlanma, plastik deformasyon sonrası meydana geliyorsa statik yaşlanma şeklinde isimlendirilir.

Şekil 3.5'te gerilim-uzama diyagramı üzerinden statik yaşlanma sertleşmesi mekanizması anlatılmaktadır.

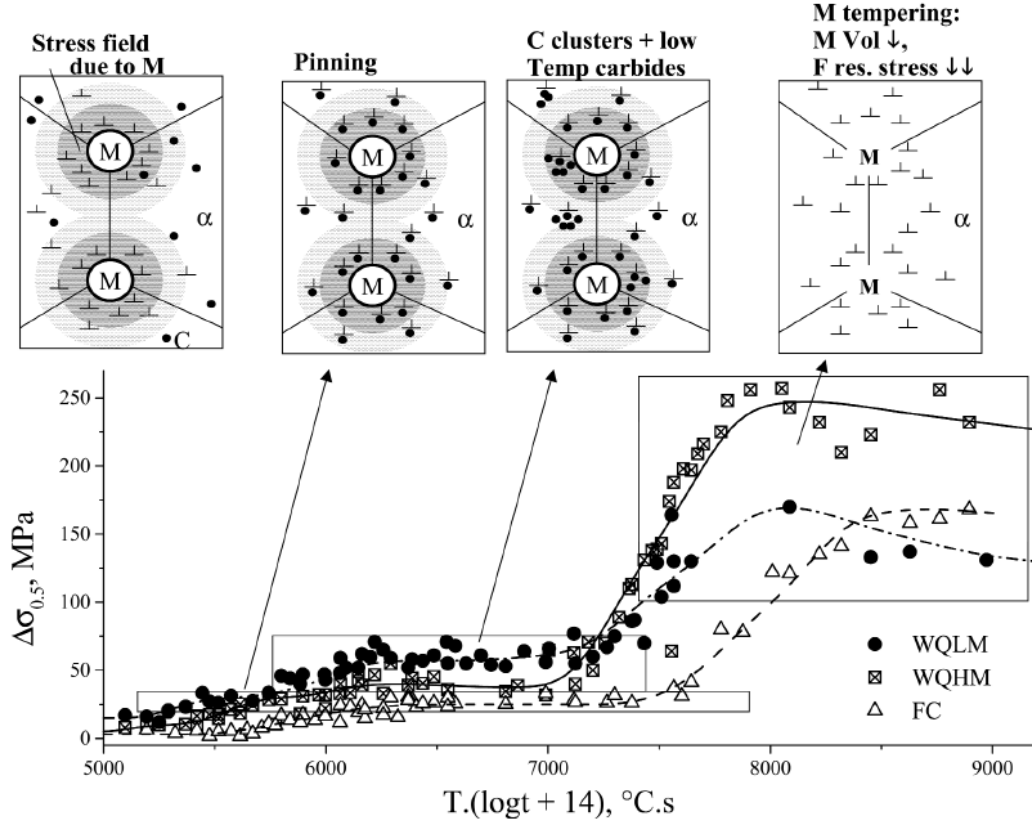


**Şekil 3.5:** Statik yaşlanma sertleşmesi mekanizması [31].

Burada; iki farklı eğri görülmektedir. Malzeme akma noktasını aşmış belirli bir ön deformasyona uğradıktan sonra çekme testi durdurulup sonrasında teste devam edildiğinde malzeme a eğrisini izleyecektir. Fakat plastik deformasyon sonrası çekme testi durdurulup malzeme yaşlandırıldıktan sonra çekme testi uygulanırsa, ilk duruma göre daha yüksek bir akma noktası elde edilir ve gerilme-uzama diyagramında b yolunu izler. Burada gerçekleşen akma noktası artışı statik yaşlanma mekanizmasında önemli bir husustur [32].

Çift fazlı çeliklerin yaşlandırılması sırasında farklı mekanizmalar gözlenir. Şekil

3.6'da şematik olarak gösterildiği gibi Hollomon-Jaffe parametreleri kullanılarak incelenen malzemenin dataları ile DP çeliklerinin yaşlanma prosesi grafiği çizilmiştir.



**Şekil 3.6:** DP çeliklerin Holloman-Jaffe parametresine göre yaşlanma evreleri [9].

Yaşlandırma prosesinde gerçekleşen olaylar üç ana evrede görülür.

1. **Kilitleme (pinning) evresi:** Ara yer C atomlarının ferrit içerisindeki dislokasyonları kilitlemesi ile mukavemet artışı.
2. **Çökelme evresi:** Kilitleme için kullanılmayan, mevcut ara yer C atomları, düşük sıcaklık karbitleri ya da C kümeleri formu oluşturmaya başlar. Burada mukavemette görülecek artış ara yer C atomları miktarına bağlı olacaktır.
3. **Martenzit temperlenmesi evresi:** Matenzit yapısı içinde dönüşüm karbürlerinin oluşumu martenzit hacmini düşürür. Sonrasında iç gerilmeler azalır ve mukavemet artışı sağlar.

Diğer yandan farklı evrelerde gerçekleşen yaşlanma mekanizmasının kinetiği Johnson-Mehl-Avrami denklemine göre hesaplanır [9].

$$f = 1 - \exp[-(kt)^n] \quad (3.1a)$$

$$k = k_0 \exp \left( -\frac{\Delta H}{RT} \right) \quad (3.1b)$$

Verilen denklemde  $\Delta H$ ,  $f$ ,  $k_0$ ,  $R$ ,  $T$ ,  $t$  ve  $n$  sembolleri sırasıyla; dönüşüm prosesinin aktivasyon enerjisi, dönüşülen yeni halin fraksiyonu, ön üstel faktör, gaz sabiti, mutlak sıcaklık ve süre üstelini ifade eder.



#### 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalar bölümünde, soğuk haddelenmiş çift fazlı DP600 kalite çelik sac numunelere uygulanan testler ve kullanılan yöntemler ile ilgili bilgi verilecektir. Bu çalışmada kullanılan ve kimyasal bileşimi Çizelge 4.1’de verilen soğuk haddelenmiş çift fazlı DP600 kalite çelik sac, Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları T.A.Ş Sürekli Tavlama Hattı’nda üretilmiştir.

**Çizelge 4.1:** Deneylerde kullanılan malzemenin kimyasal bileşimi (% ağırlık).

| Kimyasal Bileşim (%) |      |      |      |       |     |       |       |     |       |
|----------------------|------|------|------|-------|-----|-------|-------|-----|-------|
| C                    | Si   | Mn   | P    | S     | Al  | Cr+Mo | Nb+Ti | V   | B     |
| 0.17                 | 0.80 | 2.20 | 0.08 | 0.015 | 2.0 | 1.0   | 0.15  | 0.2 | 0.005 |

Yapılacak deneysel çalışmalar öncesinde uygulanması düşünülen ön deformasyon miktarları, fırınlama sıcaklıkları ve süreleri ile bunlara bağlı olarak gerekli numune sayısı belirlenmiştir. Bu kapsamda Çizelge 4.2’de belirtildiği gibi deneysel çalışmada uygulanacak koşullar oluşturulmuştur.

**Çizelge 4.2:** Uygulanacak deney koşulları.

| DENEYSEL KOŞULLAR                  |                                                     |
|------------------------------------|-----------------------------------------------------|
| Malzeme                            | Soğuk Haddelenmiş Çift Fazlı DP600 Kalite Çelik Sac |
| Uygulanacak ön deformasyonlar      | %0-1-2-4-8                                          |
| Uygulanacak fırınlama sıcaklıkları | 100-200-400-600°C                                   |
| Uygulanacak fırınlama süreleri     | 10-20-40-120 dakika                                 |
| Kullanılacak toplam numune sayısı  | 80 adet                                             |

Deneysel çalışmada fırınlama öncesi ve sonrasında izlenen işlem adımları aşağıda belirtilmiştir. Fırınlama öncesinde;

- Çekme test numunelerinin hazırlanması ve numaralandırılması
- Ön deformasyon öncesi sertlik ölçümü
- Belirlenen ön deformasyonların verilmesi

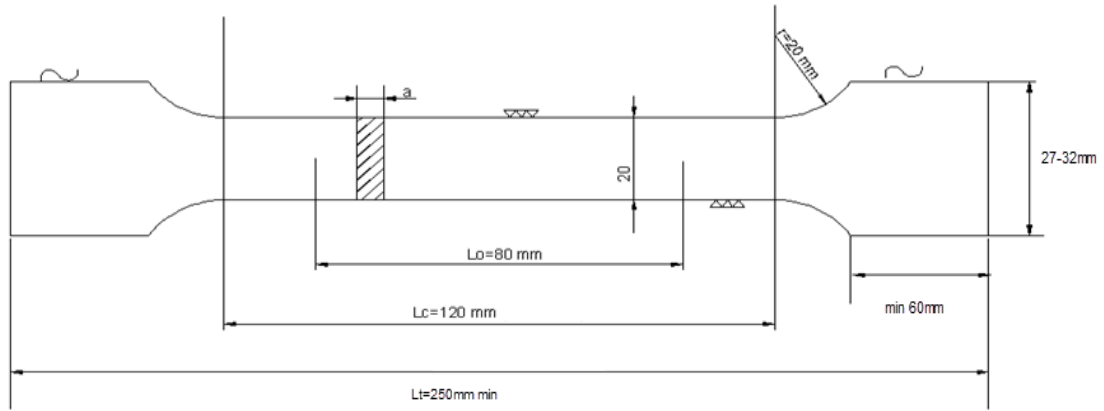
- Ön deformasyon sonrası setlik ölçümü
- Muffle tipi fırında numunelerin belirlenen sıcaklık ve sürelerde yaşlandırılması

Fırınlama sonrasında;

- Sertlik ölçümü
- Çekme testi
- Optik mikroskopta mikroyapısal inceleme
- SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

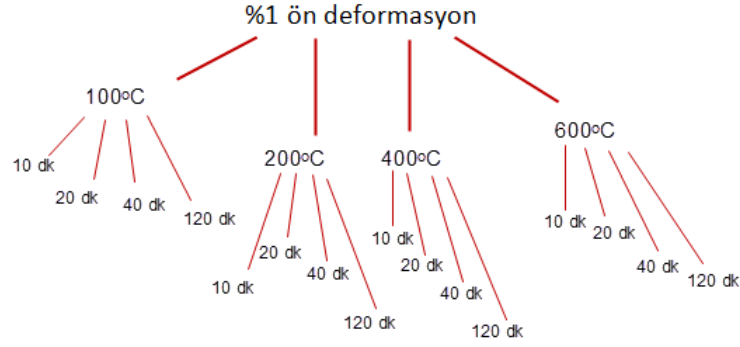
#### 4.1 Deney Numunelerinin Hazırlanması

Şekil 4.1’de gösterildiği gibi 1,20 mm kalınlığındaki DP600 kalite çift fazlı çelik sacdan, çekme çubukları sacın haddeleme doğrultusuna paralel olacak şekilde çekme numuneleri çıkarılmıştır. Bu numuneler, EN ISO 6982-1 standardında göre frezede işlenerek çekme test numuneleri hazırlanmıştır.



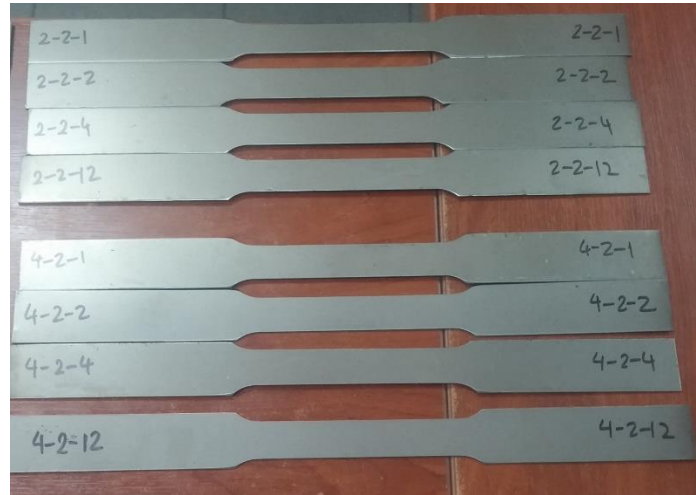
**Şekil 4.1:** Çekme test numunesi.

Deneyler sırasında karışma olmaması amacıyla 80 adet çekme test numunesi uygulanacak sıcaklık, süre ve ön deformasyonlara göre ayrı ayrı sınıflandırılmış ve kolaylık sağlamak amacıyla her bir numuneye kod verilmiştir. Sınıflandırma işleminde numuneler Şekil 4.2’de gösterildiği gibi uygulanacak her ön deformasyon miktarı için önce beş gruba ayrılmış, ardından sıcaklığa göre dört ve fırınlama süresine göre yine dörde ayrılarak kırınımlandırılmıştır.



**Şekil 4.2:** Çekme test numunelerinin sınıflandırılması.

Sonrasında her numuneye “x-y-z” biçiminde sayısal bir kod verilmiştir. X olarak gösterilen simge ön deformasyon miktarını, y fırın sıcaklığını ve z fırınlama süresini ifade etmektedir. Örneğin; %0 deformasyon ile 200°C’de 120 dakika fırınlanan malzeme “0-2-12” şeklinde isimlendirilmiştir. Bu kodlama mantığı ile Şekil 4.3’te gösterildiği gibi her bir numuneye kimlik oluşturulmuştur.



**Şekil 4.3:** Numaralandırılmış çekme testi numuneleri.

## 4.2 Ön Deformasyon ve Yaşlandırma İşlemleri

Malzemelerin mekanik özelliklerinin tespitinde kullanılan çekme testi cihazlarında numunedeki uzama “ekstansometre” yardımı ile ölçülür. Bu sistem test numunesindeki yer değiştirme miktarını ölçer ve kaydeder [33].

Başlangıç sertlik ölçümleri yapılan çekme test numunelerine 10 tonluk Zwick marka çekme test cihazına bağlı ekstansometre ile deformasyon miktarlarına göre hassas bir şekilde ön deformasyonlar verilmiştir. Uygulanan yük öncede belirlenen

deformasyon miktarına ulaştığında çekme işlemi durdurulup yük boşaltılmıştır. Ön deformasyon sonrası sertlikler tekrar ölçülüp kaydedilmiştir.

Sertlik ölçümleri Şekil 4.4'te görülen “Zwick/Roell ZHR” cihazıyla Rockwell B skalasında yapılmıştır. Ön deformasyon öncesinde yapılan başlangıç sertlikleri ölçümlerinde, sertlik değerlerinin ortalama 87.6 HRB olduğu görülmüştür.



**Şekil 4.4:** Zwick/Roell ZHR sertlik ölçüm cihazı.

Ön deformasyon verilmiş, sertlikleri ölçülmüş numuneler belirlenen sıcaklık ve sürelerde fırınlanır. Burada yapılan yaşlandırma işlemlerinde 400°C'ye kadar sıcaklıklar için Şekil 4.5 (a)'da gösterilen muffle tipi fırın, 400°C ve 600°C sıcaklıklar için Şekil 4.5 (b)'de gösterildiği gibi yüksek sıcaklık fırını kullanılmıştır.



**Şekil 4.5:** (a) Muffle tipi fırın, (b) yüksek sıcaklık fırını.

Numuneler 100-200-400-600°C sıcaklıkların her birinde 10, 20, 30 ve 40'ar dakika tavlannmıştır. Fırınlama sonrası tekrar sertlik ölçümü yapılarak değişim grafiğe dökölüştür. Ekler ve deneysel sonuçlar bölümünde toplu sertlik ölçüm detayları verilmiştir.

#### 4.3 Çekme Testi

Çekme testi mühendislik uygulamalarında kullanılan en temel mekanik testtir. Malzemenin akma, çekme gerilmeleri, yüzde uzama, tokluk, süneklik, gevreklik, anizotropi katsayısı gibi spesifik özellikleri hakkında bilgi verir.

Deneysel çalışmalarda Şekil 4.6'da gösterilen 10 tonluk Zwick marka çekme test cihazı kullanılmıştır.



Şekil 4.6: Zwick çekme test cihazı.

Ön deforme edilip fırında belirlenen sıcaklık ve sürelerde tavlanan numunelere çekme testi uygulanır. Bu test sonucunda;

- Akma mukavemeti
- Çekme mukavemeti
- % uzama değeri
- BH (fırınlama sırasında sertleşme) değeri
- WH (deformasyon sertleşmesi) değeri belirlenmiştir.

#### 4.4 Mikroyapı İncelemeleri

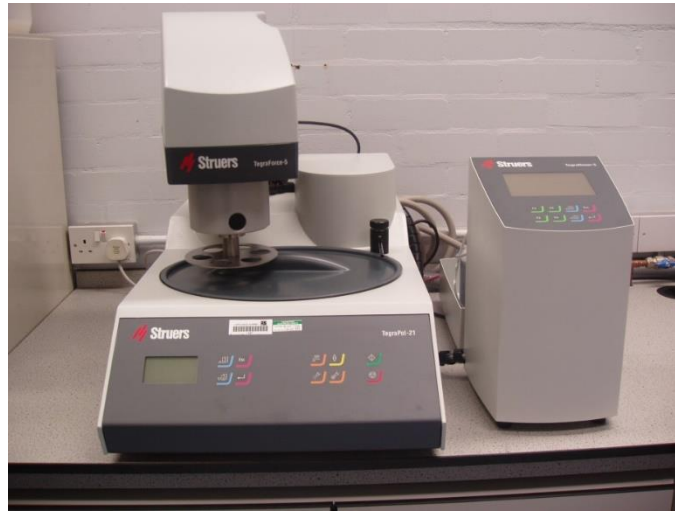
Çekme testi sonucu kopan numunelerden malzeme yapısındaki mekanik değişimlerle ilgili bilgi edinildikten sonra mikroyapı incelemeleri için optik incelemelere geçilmiştir. Bunun için kopan deney çubuklarının deformasyondan fazla etkilenmemiş uç bölgelerinden haddeme yönüne paralel bakılacak şekilde, klasik metalografik yöntemlerle mikroyapı numuneleri hazırlanır.

Metalografik incelemeler için numuneler ASTM E3 standardına göre hazırlanmış, uygulanacak dağlama yöntemi ve solüsyonlar için ASTM E407 standardından yararlanılmış ve ASTM E45 standardına göre uygun optik büyütmelerde görüntü alınmıştır. Ferrit tane boyutu ölçümleri için ise ASTM E112 standardı rehber olarak alınmıştır [34].

##### 4.4.1 Optik mikroskop incelemeleri

Optik inceleme koşulları önceden belirlenmiş olan numuneler kesme cihazı yardımıyla istenen boyutlara getirilir. İnceleme numuneleri, mikroskopta incelenmek istenen yön aşağıya bakacak şekilde “Struers Citopress-20” cihazının haznesine yerleştirilir. Ardından hazne içerisine numuneyi kaplayacak şekilde sıcak kalıplama için uygun karbon dolgulu elektrostatik toz bakalit konulur ve cihaz kapağı kapatılıp sabitlenir. Cihaz ekranından basınç, ısıtma ve soğutma süreleri ayarı yapılır ve bakalite alma işlemi başlatılır. Kalıplama sonrasında inceleme numuneleri zımparalama ve parlatma adımları için Şekil 4.7’de gösterilen “Struers-Tegra Pol-21/Struers-Tegra Force 5” cihazına yerleştirilir. Cihaz gösterge ekranından numune ve disk dönüş yönleri, numune ve disk dönüş hızları, numune üzerine uygulanacak yük miktarı, seçilen yüzeye (çuha, zımpara) göre değişecek parlatma/zımparalama süreleri, seçilen yüzeye göre değişecek yağlayıcı çeşitleri, seçilen yüzeyde kullanılacak yağlayıcıların, “Struers-Tegra Force 5” ten akış hızı (mpm) vb. işlemler dokunmatik olarak ayarlanır. Zımparalama işleminde 120, 240, 400, 800, 1200 ve 2500 numaralı yapışkan SiC zımparalar kullanılır. Bakalite alınmış numuneler, cihazın kafa kısmının ucundaki ‘numune tutucu’ ya konulur. “Struers-Tegra Pol-21” in sağ köşesindeki seçim ekranından sarı renkli ‘Aşağı/Yukarı’ yön tuşuna basılarak, kafa kısmın yukarı kalkması sağlanır. Sonrasında el yordamıyla sola doğru kaydırılır ve cihazın disk bölümüne kullanılacak zımpara yerleştirilir. Zımparalama işlemi sırasında zımpara yüzeyine su uygulanarak, numunelerin hazırlama aşamasından

kaynaklanacak herhangi bir deformasyon etkisinden minimum düzeyde etkilenmesi sağlanır. Her zımparalama kademesi için yapışkan zımparalar çıkarılarak kullanılacak yeni zımpara ile değiştirilir. Aynı işlemler her zımpara kademesinde tekrarlandıktan sonra zımparalama işlemi bitirilmiş olur. Zımparalama ardından geçilecek aşama numunelerin optik mikroskopta incelenebilir yüzey özellikleri kazanmasını sağlayacak olan parlatma aşamasıdır. Bu aşamaya geçildiğinde “Struers-Tegra Force 5” aparatına yerleştirilen numuneler 6, 3 ve 1 mikron numaralı parlatma çuhaları ile yine aynı tanecik boyutuna sahip elmas solüsyonlar çuha yüzeyine gelecek şekilde uygulanır. Parlatma işlemi zımparalama işlemiyle aynı direktifler izlenerek yapılır. Fakat çuhaların yüzeyine su değil, özel elmas süspansiyonlar damlatılır. Optik inceleme için yapılan bu hazırlık işlemleri tercihen makine kullanılmadan elle de yapılabilmektedir. Ancak optik inceleme ve görüntüleme sırasında farkedildiği üzere manuel zımparalama ve parlatma işlemleri sırasında numuneye hasar verme veya yanlış hazırlama gibi durumlarla karşılaşılması nedeniyle bu işlemlerin cihazlar yardımıyla otomatik yapılması hem daha iyi görüntü alınmasına yardım etmiş hem de zamandan kazanç sağlamıştır.



**Şekil 4.7:** Parlatma cihazı.

Zımparalanan ve parlatılan numunelerin “Nikon Epiphot 200” optik mikroskobunda incelemeleri yapılmıştır. ASTM E112 ve ASTM E45 standartları baz alınarak yapılan incelemelerde görüntülenmek istenen yapıya göre uygun dağlayıcılar kullanılır. Bu tez çalışmasında “Le Pera” dağlayıcı kullanılarak martenzit adacıklarının görünmesi sağlanmıştır. Le Pera, martenzit tane sınırlarına selektif olarak etki ederek, optik mikroskopta sarı- beyaz renkli bir görüntünün ortaya

ıkmasını sağlar ve bu şekilde, ferrit tanelerinden göz ile ayrımı gerçekleştirilmiş olur. Diğer yandan “Pikral” ile yapılan dağlamalarda karbür yapısının görülmesi istenmiştir. Dağlama sonrasında inceleme numunelerinin ilgili kısımlarından x100, x200, x500 ve x1000 büyütmelerde görüntü alınmıştır. Ardından “Nital” ile dağlanan numuneler ferrit tane boyutu hesabı için ASTM E 112 standardına göre x500 büyütmede görüntülenmiştir.

#### **4.4.2 SEM incelemeleri**

Fırınlama sonrası soğuk haddelenmiş çift fazlı elik mikroyapısı bileşenleri ve değişimlerini incelemek amacıyla Taramalı Elektron Mikroskou-SEM (Scanning Electron Microscope) incelemesi yapılmıştır. Ayrıca ekme testi sonrası numunelerin kopan yüzeyleri için de SEM incelemesi yapılmıştır. Klasik metalografik yöntemle hazırlanan ve bakalite alınan numuneler % 2 konsantrasyondaki “Nital” ile dağlanarak SEM incelemesi için hazır hale getirilmiştir. İncelemeler “JEOL JSM 7100F” marka taramalı elektron mikroskobunda yapılmıştır.

Bu mikroskoba bağlı bulunan “İkincil Elektron Dedektörü (SE)” inceleme işlemlerinde kullanılmıştır. SE dedektörü, numune yüzeyine yakın yerden saçılan elektronların toplanmasını sağlar. Bu görüntü verisinin işlenmesi ile, numune yüzey karakteristiği ile ilgili detaylı bilgiler elde edilmiş olur. Bu sebeple görüntü analizleri x1000, x2000 ve x6500 büyütmelerde SE inceleme modunda gerçekleştirilmiştir. 400°C ve üzerindeki sıcaklıklarda ferrit ve özellikle martenzit yapısındaki değişimler incelenmiştir. SEM görüntüleri ve yorumları deneysel sonuçlar ve ekler bölümünde paylaşılmıştır.

## 5. DENEYSEL SONUÇLAR

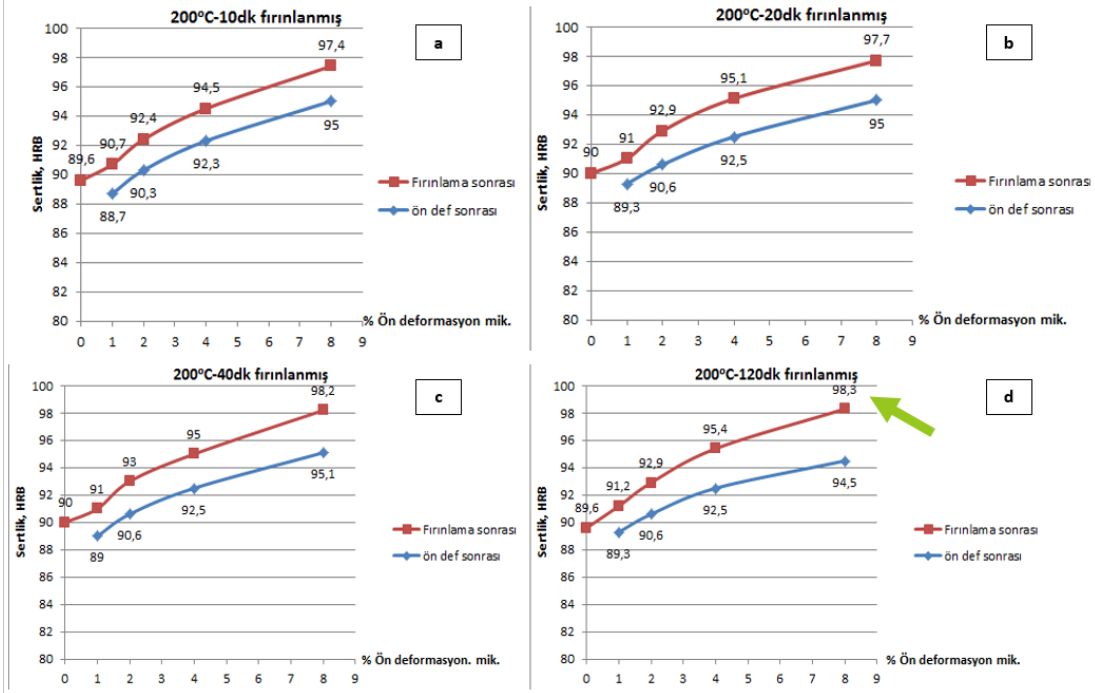
Yapılan deneysel çalışmaların sonuçları;

- Sertlik ölçüm sonuçları
- Çekme test sonuçları
- Mikroyapı inceleme sonuçları olmak üzere 3 ana başlık altında incelenmiştir.

### 5.1 Sertlik Ölçüm Sonuçları

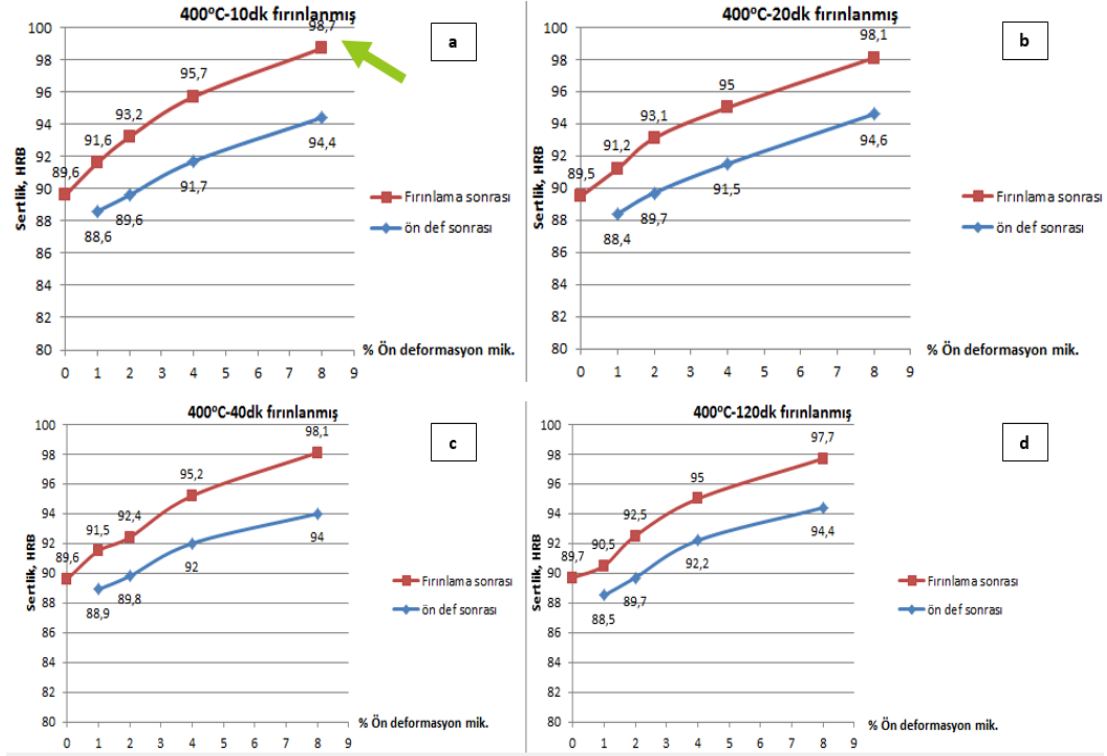
Deneysel çalışmalar kapsamında uygulanan ön deformasyon miktarlarının her sıcak grubu için (100°C, 200°C, 400°C, 600°C) sertliğe etkisini gösteren grafikler çizilmiştir.

100°C’de yaşlandırılan numuneler için yaşlanma sıcaklığı ve süresinin sertliğe etkisi olmamıştır (Bkz. EK A). 200°C’de ise yaşlanma süresi sertliğe etki etmezken ön deformasyon artışı ile sertlik değerlerinde eksponansiyel bir artış gözlemlenmiştir. Şekil 5.1’de, 200°C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numuneler için ön deformasyon-sıcaklık grafikleri verilmiştir. En yüksek sertlik değeri 98,3 HRB olarak ölçülmüştür.



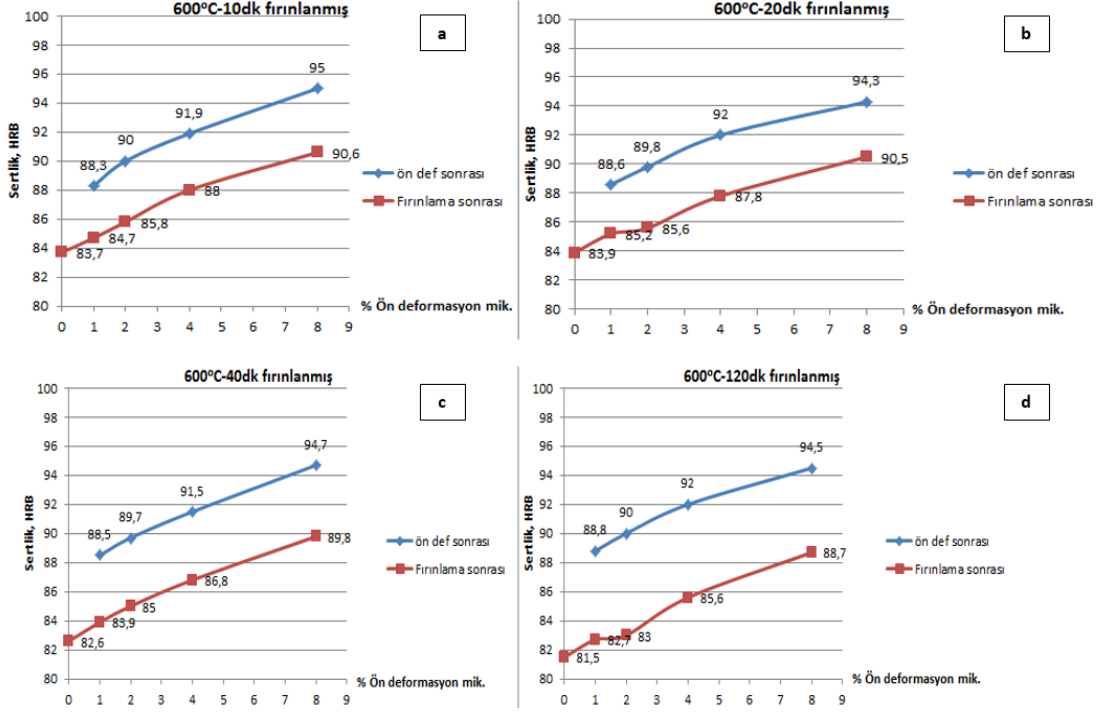
**Şekil 5.1:** 200°C’de farklı yaşlandırma süreleri için ön deformasyon-sertlik grafikleri; (a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

400°C’de ön deformasyon artışı ile sertlik değerlerindeki eksponansiyel artış devam etmiştir. Şekil 5.2’de 400°C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numuneler için ön deformasyon-sıcaklık grafikleri verilmiştir. Tüm deneyler içinde en yüksek sertlik değerine 8-4-1 (%8-400°C-10dk) numunesinde ulaşılmıştır.



**Şekil 5.2:** 400°C’de farklı yaşlandırma süreleri için ön deformasyon-sertlik grafikleri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

600°C’de ise malzemede keskin bir sertlik düşüşü gözlenmiştir. Yapıya sertlik kazandıran martenzit fazının yüksek sıcaklıkta bozunması yumuşamaya neden olmuştur. Şekil 5.3’te 600°C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numuneler için ön deformasyon-sıcaklık grafikleri verilmiştir.



**Şekil 5.3:** 600°C’de farklı yaşlandırma süreleri için ön deformasyon-sertlik grafikleri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

Sertlik dağılımının genel halini gözlemleyebilmek için Çizelge 5.1’de sertlik tablosu verilmiştir. Tabloda görüldüğü gibi yaşlanma süresine bağlı olarak sertlik değerlerinde önemli bir değişim olmamıştır. Her bir sıcaklık grubu için deformasyon miktarı arttıkça sertlik de artmaktadır. Sabit deformasyon oranlarında artan sıcaklık 600°C dışında sertliği arttırmaktadır. Bilindiği gibi çeliklerde deformasyon oranı arttıkça dislokasyon yoğunluğunun artması ve buna bağlı olarak sertlik artışı beklenir. Ancak 600°C’de toparlanma (recovery) mekanizması devreye girdiğinden diğer sıcaklıklardaki aynı deformasyon değerlerine kıyasla bu sıcaklıkta sertlik değerlerinin düştüğü gözlenmiştir.

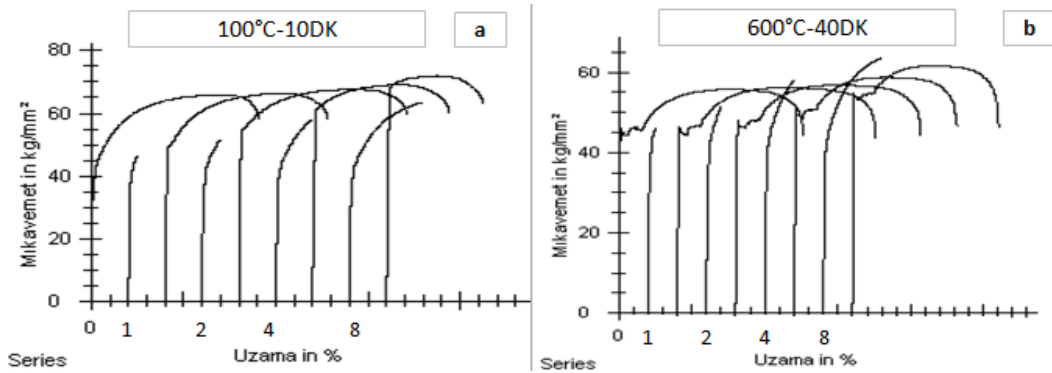
**Çizelge 5.1:** Genel sertlik tablosu.

| SERTLİK TABLOSU |    |       |       |      |        |
|-----------------|----|-------|-------|------|--------|
|                 |    | 10 DK | 20 DK | 40DK | 120 DK |
| 100°C           | 1% | 89    | 89,2  | 89   | 89,1   |
|                 | 2% | 90,4  | 90,5  | 90,6 | 90,6   |
|                 | 4% | 92    | 92,5  | 93   | 92,6   |
|                 | 8% | 95    | 95,3  | 95,5 | 95,6   |
| 200°C           | 1% | 90,7  | 91    | 91   | 91,2   |
|                 | 2% | 92,4  | 92,9  | 93   | 92,9   |
|                 | 4% | 94,5  | 95,1  | 95   | 95,4   |
|                 | 8% | 97    | 97,7  | 98,2 | 98,3   |
| 400°C           | 1% | 91,6  | 91,2  | 91,5 | 90,5   |
|                 | 2% | 93,2  | 93,1  | 92,4 | 92,5   |
|                 | 4% | 95,7  | 95    | 95,2 | 95     |
|                 | 8% | 98,7  | 98,1  | 98,1 | 97,7   |
| 600°C           | 1% | 84,7  | 85,2  | 83,9 | 82,7   |
|                 | 2% | 85,8  | 85,6  | 85   | 83     |
|                 | 4% | 88    | 87,8  | 86,8 | 85,6   |
|                 | 8% | 90,6  | 90,5  | 89,8 | 88,7   |

## 5.2 Çekme Testi Sonuçları

Yaşlandırma sonrası tüm numuneler oda sıcaklığında çekme testine tabi tutularak mekanik özellikleri hakkında bilgi edinilmiştir.

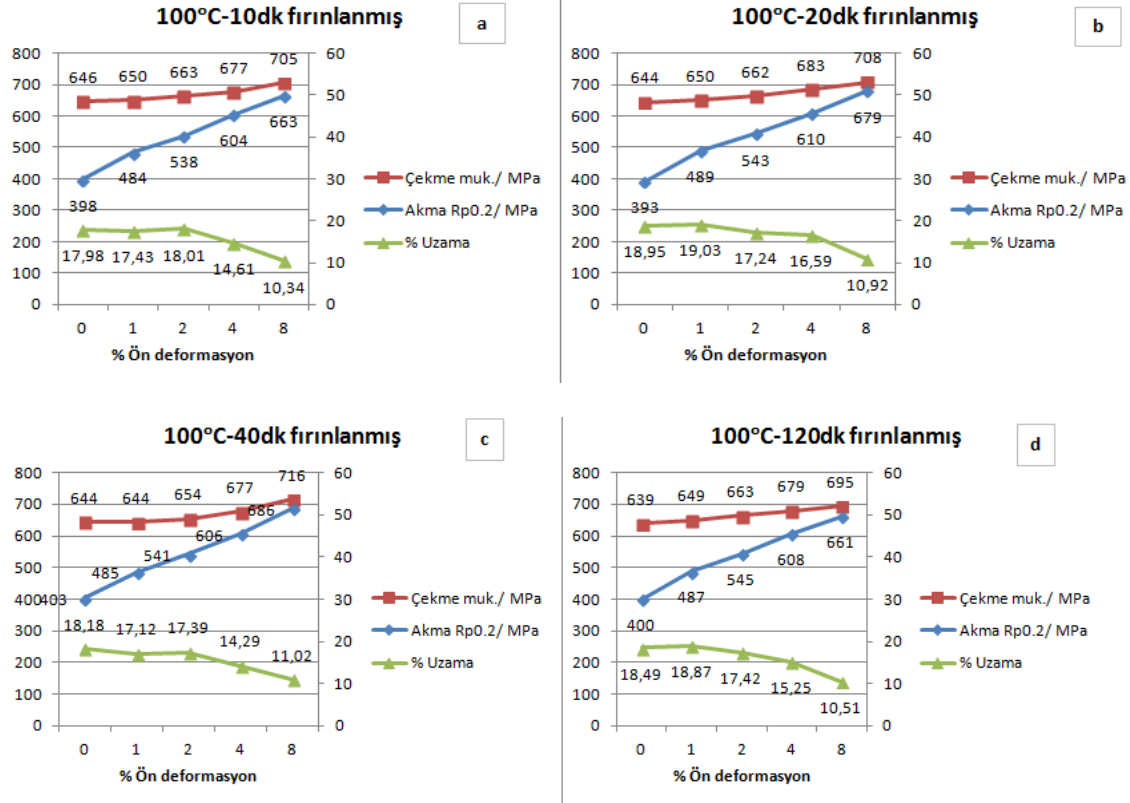
Yapılan deneyler sonucunda gerilme-uzama diyagramları incelendiğinde düşük sıcaklık ve sürelerde gerçekleşen deneylere ait numunelerin belirgin bir süreksiz akma davranışı göstermediği görülmüştür, Şekil 5.4 (a). Yüksek sıcaklık ve yaşlandırma sürelerinde ise süreksiz akma net bir şekilde kendini göstermektedir, Şekil 5.4 (b). Diğer sıcaklıklara ait diyagramlar EK B’de yer almaktadır.



**Şekil 5.4:** Gerilme-uzama diyagramları; (a) 100°C-10dk, (b) 600°C-40dk.

Ön deformasyon ile dislokasyon yoğunluğunun artması ve yaşlandırma ile katı eriyikteki serbest C atomlarının difüzyonu, dislokasyonların hareketini engeller ve yukarıdaki şekilde belirgin bir akma ve uzama davranışı sergiler.

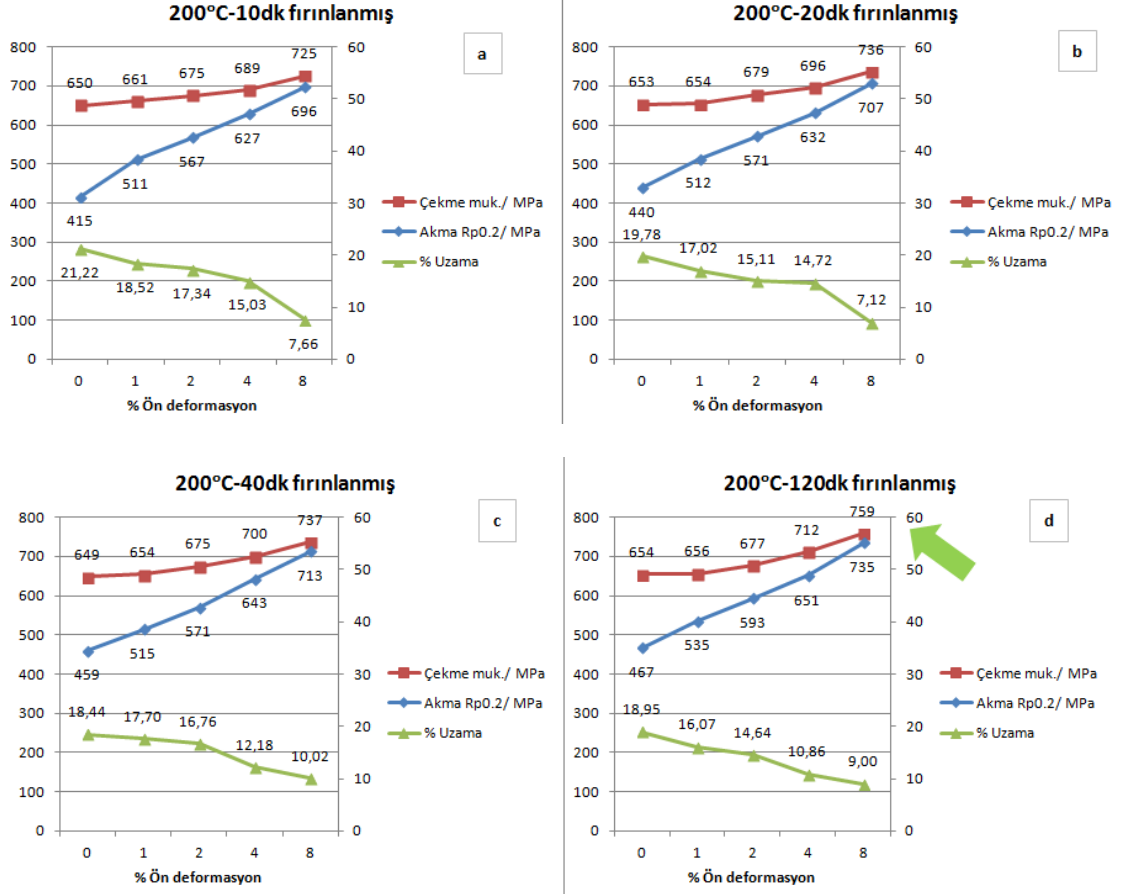
Şekil 5.5'te 100°C'de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelere ait akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzama değerlerinin yer aldığı grafikler verilmiştir.



**Şekil 5.5:** 100°C'de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

Grafiklerde de görüldüğü gibi deformasyon oranı artışıyla akma ve çekme mukavemetlerinde genel bir artış görülürken, kopma uzaması beklenildiği gibi düşüş göstermiştir. Çekme mukavemeti düşük ivmeli bir artış gösterirken, akma mukavemeti artan deformasyon miktarı ile Cottrell atmosferi etkisiyle başlangıç değerinin yaklaşık bir buçuk katına çıkarak daha belirgin bir artış göstermiştir. 100°C deneyleri için, aynı deformasyon koşullarında yaşlandırma süresinin etkisi incelendiğinde belirgin bir değişiklik gözlenmemiştir.

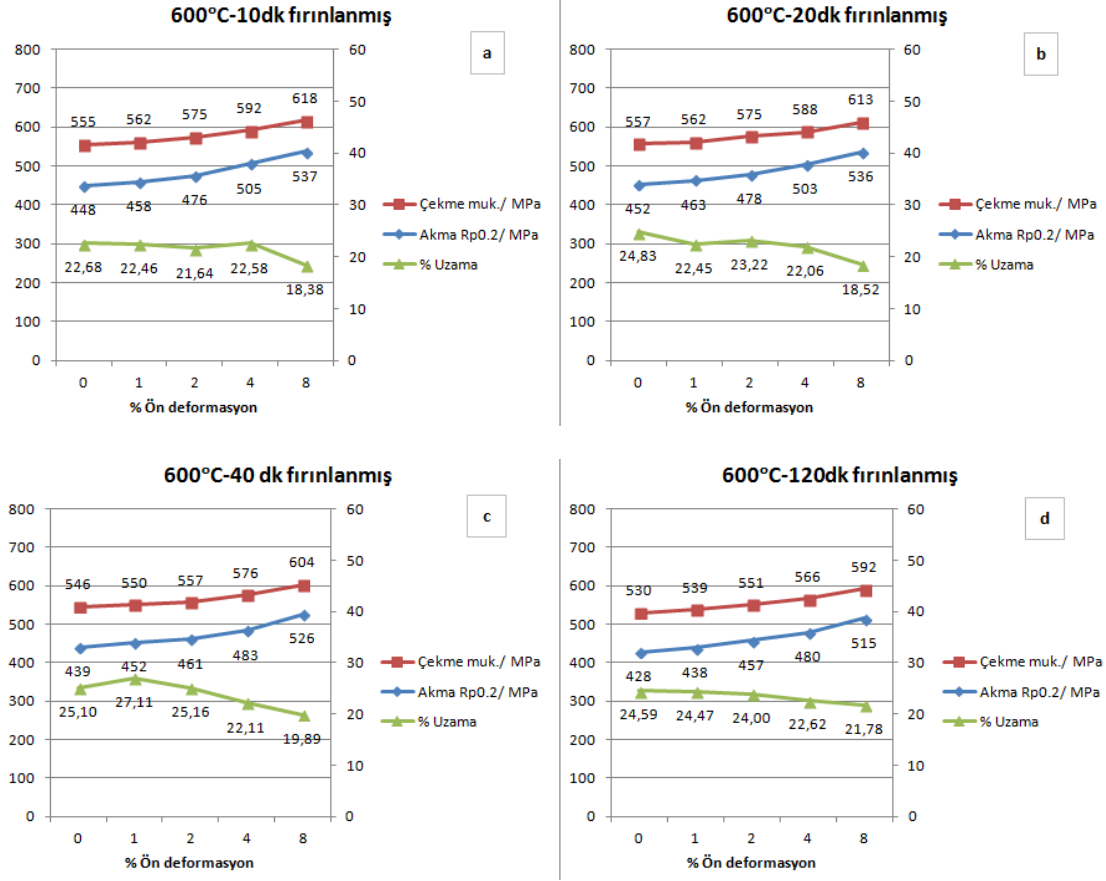
200°C'de gerçekleştirilen yaşlandırma deneylerinde benzer eğilim gözlenmiş, deformasyon oranı artışı mukavemet değerlerini arttırmış, artan sıcaklık ile akma eğrilerinin çekme eğrilerine yaklaştığı gözlemlenmiştir. Şekil 5.6'da 200°C'de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri verilmiştir. Tüm deney koşulları göz önüne alındığında en yüksek mukavemet değerleri %8 ön deformasyon ile 200°C'de 120dk yaşlandırılan numunede (8-2-12) görülmüştür.



**Şekil 5.6:** 200°C’de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

400°C’de akma, çekme mukavemetleri ve kopma uzaması değerleri düşük sıcaklıklardaki deneylerde benzer bir eğilim göstermiştir (Bkz. EK C).

600°C’de ise akma ve çekme eğrilerinin artış hızı aynıdır. Düşük sıcaklıklarda uygulanan ön deformasyon çekme mukavemetinden ziyade akmayı belirgin şekilde arttırmaktaydı. Ancak sıcaklık arttıkça dislokasyon yoğunluğunun akma mukavemetine olan etkisinin azaldığı gözlemlenmiştir. Burada bir yandan uygulanan deformasyon dislokasyon yoğunluğunu artırırken diğer yandan sıcaklık itibarıyla yeniden toparlanma (recovery) mekanizmasının devrede olması dislokasyonların toparlanmasına sebep olmaktadır. Bu nedenle akma ve çekme mukavemetlerinin artış hızı, diğer bir deyişle eğimleri aynı olmaktadır. Şekil 5.7’de 200°C’de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri verilmiştir.

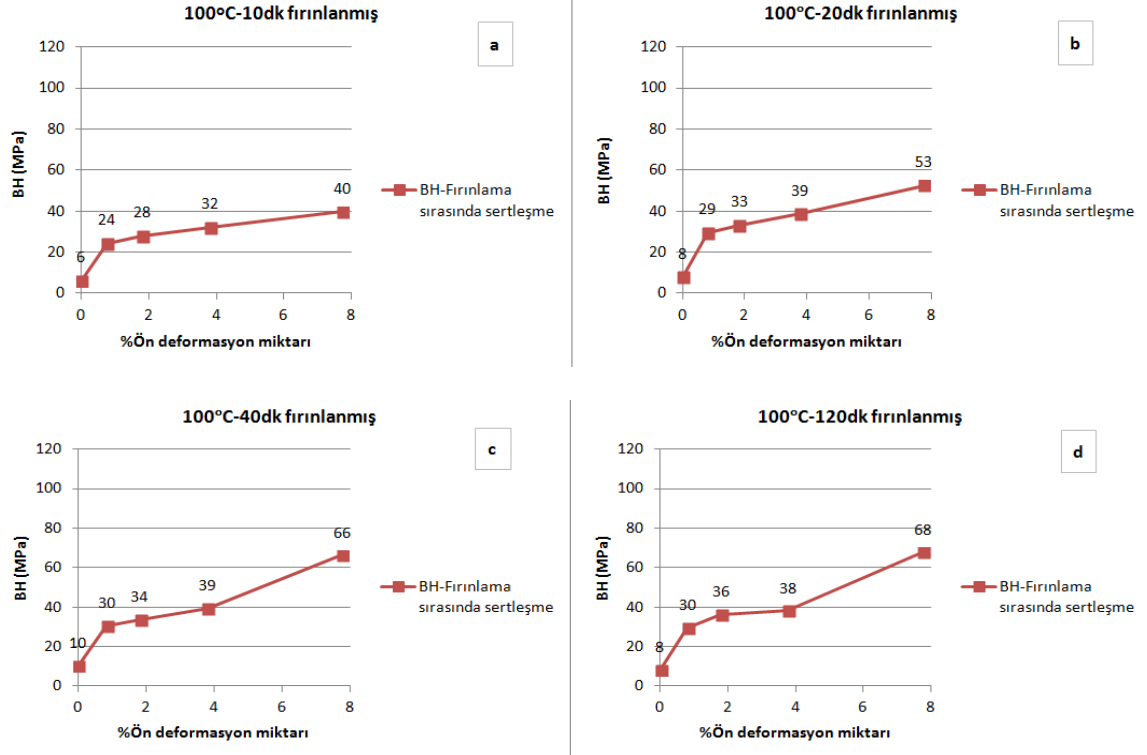


**Şekil 5.7:** 600°C’de yaşlandırılan numunelere ait akma, çekme, uzama eğrileri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

Yapılan deneylerde tespit edilmek istenen bir diğer husus yüksek şekillendirilebilirliğin sağlandığı koşullardır. İyi şekillendirilebilirlik için akma dayanımının düşük, çekme dayanımının yüksek olması, akma/çekme oranının da düşük olması beklenir. Uygulanan deformasyon, sıcaklık ve süreler göz önüne alındığında yüksek şekillendirilebilirliğin 100°C ve 200°C gibi düşük yaşlandırma sıcaklıklarında ve düşük deformasyonlarda sağlandığı görülmüştür.

Fırınlama sırasında sertleşme (bake hardening) olgusu ile deformasyon uygulanan çift fazlı çeliklerin fırında yaşlandırılarak ilave mukavemet kazandırıldığından söz edilmişti. Deformasyon miktarı arttıkça malzemedeki dislokasyon yoğunluğu artar. Artan dislokasyonların birbirleri ile etkileşimleri sonucu mobiliteleri kısıtlanır ve deformasyon sertleşmesi (work hardening) olgusu meydana çıkar. Malzemede mevcut ara yer C atomlarının sıcaklık ve süreye bağlı olarak mevcut dislokasyonları kilitlemesiyle, ki bu durum Cottrell atmosferi olarak açıklanır, fırınlama sırasında sertleşme, diğer adıyla bake hardening (BH) davranışı ortaya çıkar. BH miktarındaki artış, çelik içerisindeki ara yer C atomlarının miktarı ile ilişkilidir. Kullanılan

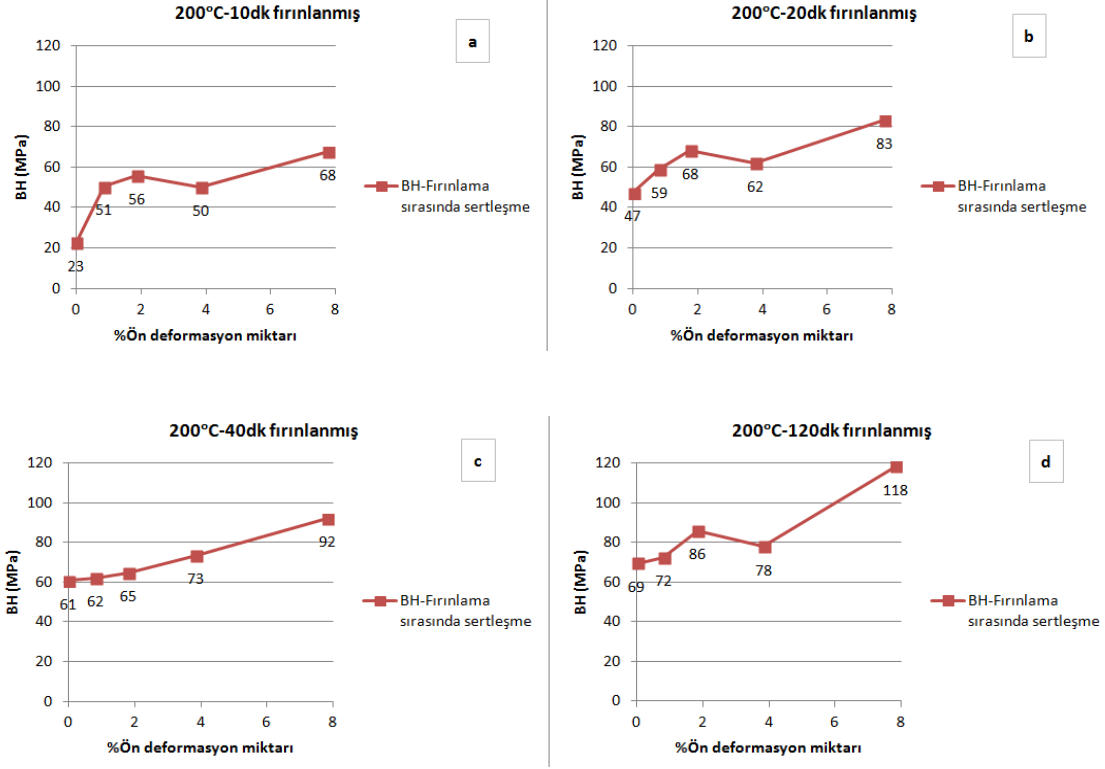
numunelerin C içeriği aynı olduğu için deneyler sonrasında elde edilen BH değeri, uygulanan deformasyon miktarı, tavlama sıcaklığı ve süresine göre değişmektedir. Şekil 5.8’de 100°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri görülmektedir.



**Şekil 5.8:** 100°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

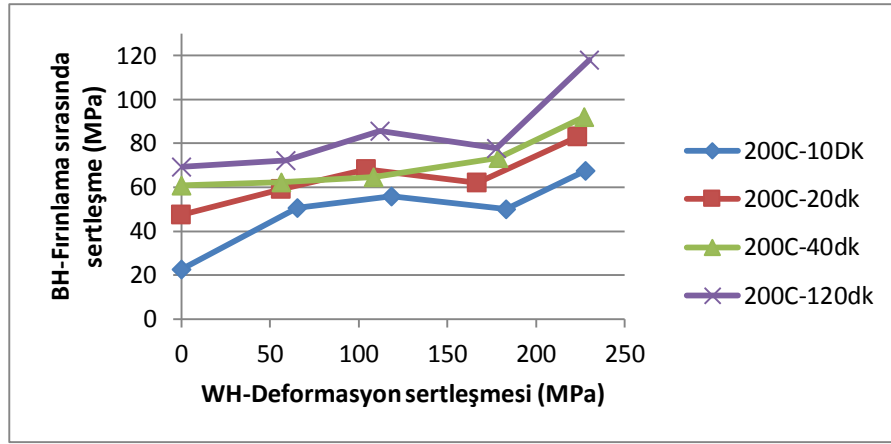
100°C’de yaşlandırılan numunelerde, artan deformasyon miktarı ve fırınlama süresi BH değerini arttırmıştır.

200°C deneylerinde de benzer eğilim gözlemlenmiştir. Şekil 5.9’da görüldüğü gibi artan sıcaklık, deformasyon miktarı ve süre ile BH değeri artış göstermiştir. Sıcaklık artışı ile 200°C’de C atomlarının difüzyon hızı arttığından, Cottrell bulutunun dislokasyonları kilitlediği ve BH değerinin bu sebeple artış gösterdiği düşünülmektedir. Paralel olarak akma mukavemeti ve sertlik artışının bu durumu desteklediği düşünülmektedir.



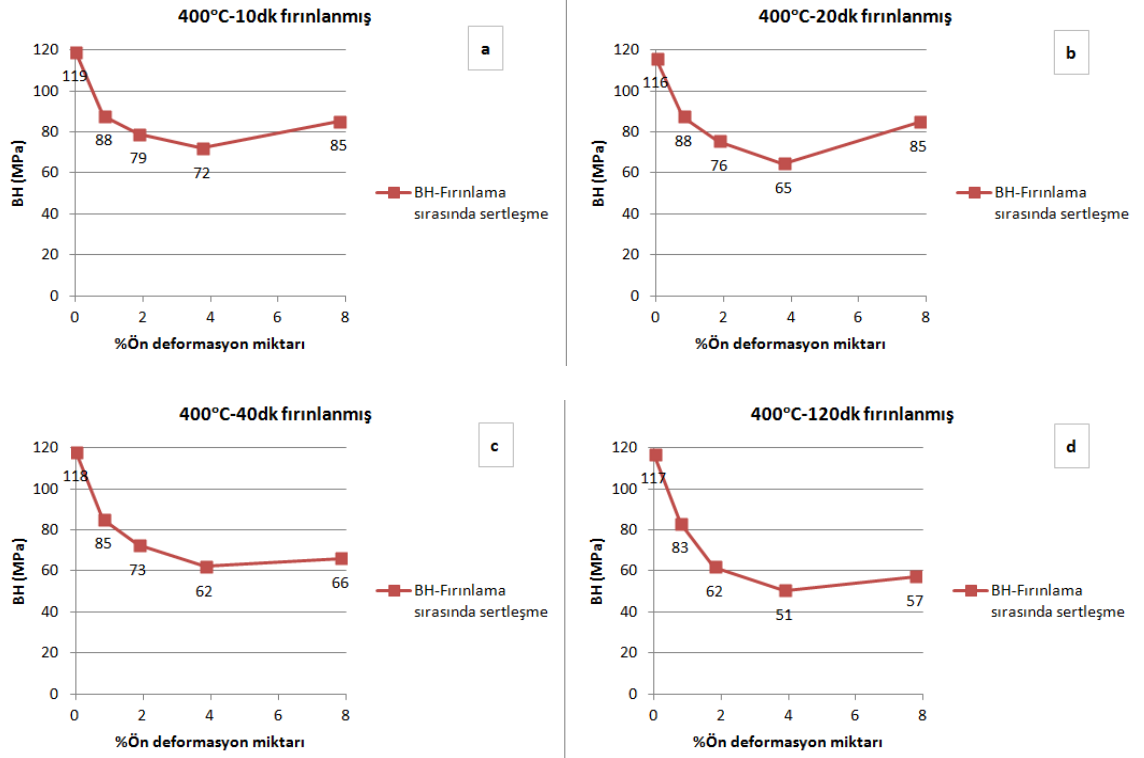
**Şekil 5.9:** 200°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

200°C’de en yüksek BH değerinin elde edildiği 120 MPa’lık deformasyon sertleşmesi değerinde, malzeme içerisindeki ara yer C atomu/dislokasyon yoğunluğu oranının en yüksek mertebeye ulaştığı düşünülmektedir. Ayrıca bu sıcaklıkta martenzitin temperlenmesinin yarattığı ilave etki de belirgin hale gelmiştir. Mevcut arayer C içeriği 170MPa’a kadar artan deformasyonla birlikte yoğunluğu artan dislokasyonlar sonucunda seyrelmekte ve dislokasyonları kitleme özelliği azalmaktadır. Burada ayrıca dislokasyonlar üzerinde oluşan C kümelenmesinin ve düşük sıcaklık karbürlerinin de etkisinin olduğu düşünülmektedir. Şekil 5.10’da 200°C’de fırınlama sırasında sertleşme ve deformasyon sertleşmesi grafiği verilmiştir. Diğer sıcaklıklara ait BH-WH garfikleri EK D’de paylaşılmıştır.



Şekil 5.10: 200°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH-WH grafiği.

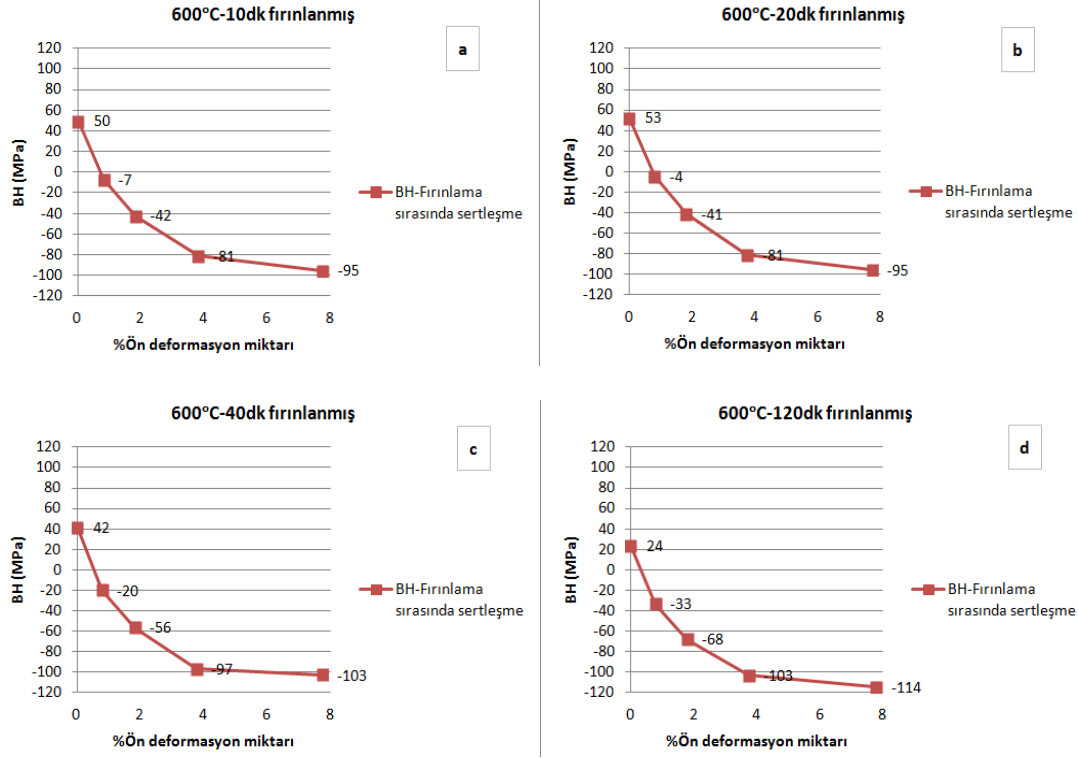
400°C’de diğer sıcaklıklardan farklı olarak BH değerlerinin artan deformasyon miktarları ve süre ile %4 deformasyona kadar azalma gösterdiği ve ardından düşük bir oranla yükseldiği görülmüştür. Diğer yandan, yine 400°C deformasyonsuz durumda BH değeri açısından tüm deneyler içerisindeki en yüksek değeri veren yaşlandırma sıcaklığı olmuştur, Şekil 5.11.



Şekil 5.11: 400°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

600°C’de BH değerlerinde keskin bir azalma ve negatif değerlere düşme durumu söz konusudur. Bu sıcaklıkta deformasyonsuz durumdaki BH değerleri, 100°C’deki

değerlerden yüksek olmasına karşın 200°C’de 40dk ve 120dk değerleri ile 400°C’deki tüm BH değerlerinden daha düşüktür. Şekil 5.12’de görüldüğü gibi uygulanan ön deformasyonun etkisine bakıldığında, 10dk ve 20dk yaşlandırma süreleri için BH değerlerinde değişiklik olmamıştır. Bu yüzden kısa süreli yaşlandırma işlemlerinde deformasyonun etkili olmadığı söylenebilir.



**Şekil 5.12:** 600°C’de yaşlandırılan numunelere ait BH değerleri; a) 10 dk, (b) 20dk, (c) 40dk, (d)120dk.

Grafikler incelendiğinde, 20dk üzerindeki yaşlanma süreleri için deformasyon artışı ile BH değerinin daha da azaldığı görülmektedir. En düşük BH değerine %8 deformasyon ile 600°C’de 120dk (8-6-12) yaşlandırma durumunda ulaşılmıştır. 600°C’de gerçekleştirilen deneyler, kaynak uygulamaları ve tasarımlarında, malzemenin ısı tesiri altında kalan bölgede nasıl davranacağı konusunda fikir vereceği öngörülerek gerçekleştirilmiştir.

### 5.3 Mikroyapı İnceleme Sonuçları

#### 5.3.1 Optik mikroskop inceleme sonuçları

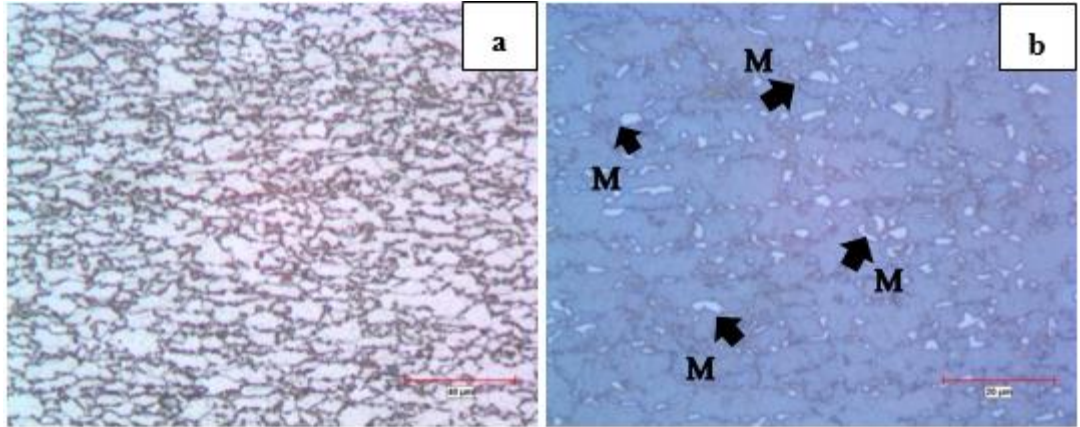
80 farklı koşulun uygulandığı deneysel çalışmaların sonunda tüm koşullar için herbir numune optik mikroskopta incelenmiştir. Başlangıç durumunda, işlem görmemiş çift

fazlı DP600 kalite numunenin farklı sıcaklık, süre ve ön deformasyon uygulanan diğer numunelerle karşılaştırma yapılması amacıyla martenzit hacim oranı, ferrit hacim oranı ve ferrit tane boyutu ölçümleri yapılmıştır. Çizelge 5.2’de orijinal numuneye ait ölçüm sonuçları verilmiştir.

**Çizelge 5.2:** İşlem görmemiş başlangıç numunesinin ferrit ve martenzit hacim oranları ile ferrit tane boyutu ölçümü.

| DP600 kalite | Martenzit Hacim Oranı | Ferrit Hacim Oranı | Ferrit Tane Boyutu                 |
|--------------|-----------------------|--------------------|------------------------------------|
|              | % 15                  | % 80               | 5.61 $\mu\text{m}$<br>(ASTM# 12.0) |

Mikroyapıda belirgin bir şekilde görmek istenilen faza göre farklı dağlayıcılar kullanılır. Yapılan incelemede ferrit fazı için nital, martenzit adacıklarını belirginleştirmek için Le Pera dağlayıcısı kullanılmıştır. Şekil 5.13 (a)’da beyaz taneler ferrit fazını, (b)’de az miktarda görünen beyaz adacıklar ise martenzit fazını göstermektedir.

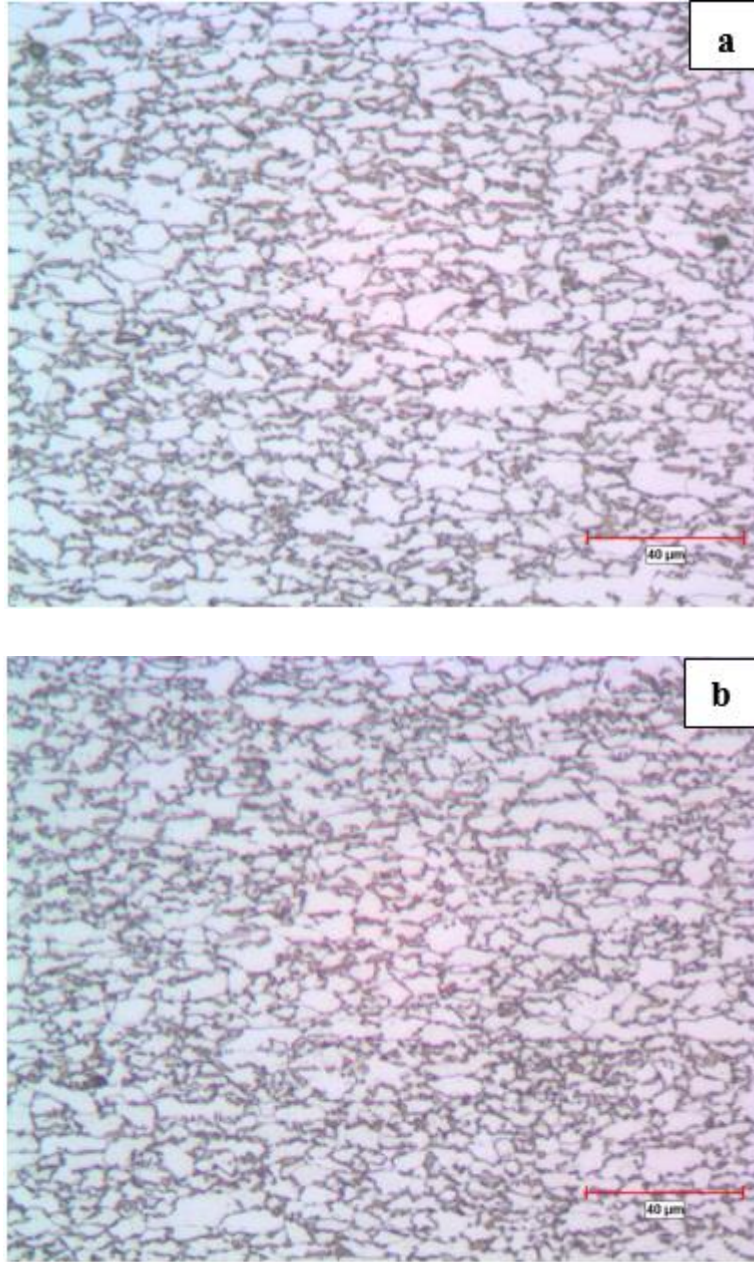


**Şekil 5.13:** İşlem görmemiş başlangıç numunesinin optik mikroskop görüntüleri; (a) ferrit fazı için nital ile dağlanmış, (b) martenzit için Le Pera ile dağlanmış.

Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda 100°C’de yaşlandırılan numuneler için, 10dk ve 20dk tavlama sürelerinde artan deformasyon miktarları ile, özellikle %4 ve %8 deformasyonlarda, ferrit tane boyutu artış görülmüş ve orijinal değer olan 5.61 $\mu\text{m}$ ’den 6.0 $\mu\text{m}$ ’ye yükselmiştir. Ancak 40dk ve 120dk süre ile yapılan deneylerde ferrit tane boyutu 5.0 $\mu\text{m}$ ’ye düşmüştür.

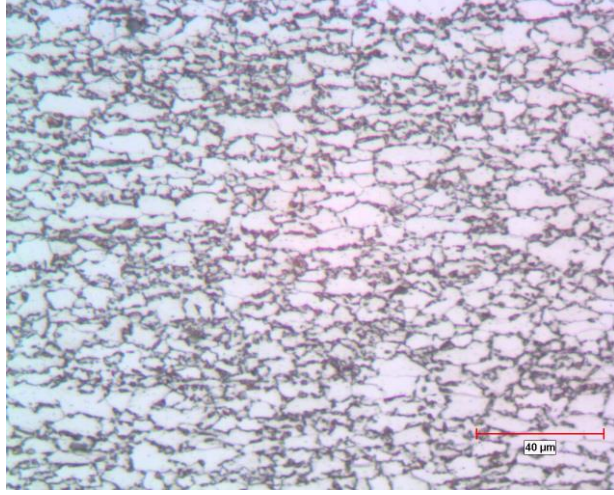
Şekil 5.14’te ferrit tane boyutunun arttığı 8-1-1 (%8 ön def.-100°C-10dk) numunesi

ve azaldığı 2-1-12 (%2 ön def.-100°C-120dk) numunesine ait x500 büyütmede mikroyapıları gösterilmektedir.



**Şekil 5.14:** (a) 8-1-1 (%8-100°C-10dk) numunesi, (b) 2-1-12 (%2-100°C-120dk) numunesi mikroyapıları.

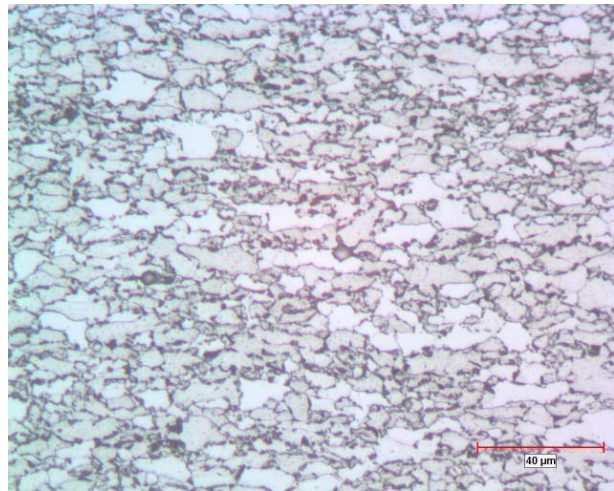
200°C’de yaşlandırılan numuneler farklı yaşlanma sürelerinde farklı eğilimler göstermiştir. 10dk süre ile yaşlandırılan numunelerin tamamı uygulanan ön deformasyonlarla 5.0μm’ye düşmüştür. 20dk için %2 ve %4’lük ön deformasyonlarda ferrit tane boyutu 5.0μm’ye düşmüştür. Şekil 5.15’te ortalama 5.0μm ferrit tane boyutlu 4-2-2 numunesine ait mikroyapı gösterilmiştir.



**Şekil 5.15:** 4-2-2 (%4-200°C-20dk) numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

40dk'lık yaşlandırma süresinde ise %2 ön deformasyondan itibaren artan deformasyon miktarları ile ferrit tane boyutu yine 5.0µm'ye düşmüştür. 120dk yaşlandırılan numunelerde farklı ön deformasyonlarda farklı değerler ölçüldüğü için genel bir artış düşüş yorumu yapılamamıştır.

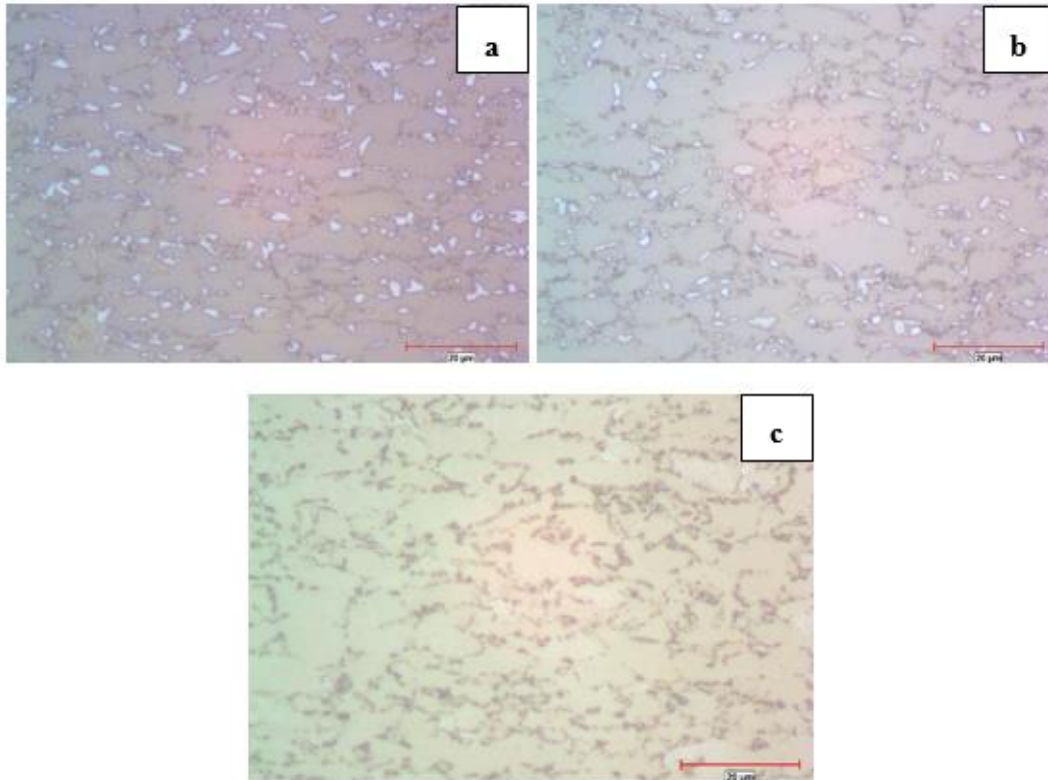
400°C'de 10dk ve 20dk yaşlandırılan numunelerin ferrit tane boyutlarında değişim gözlenmemiştir. 40dk yaşlandırılan tüm numunelerin ferrit tane boyutları 6.0µm'ye yükselmiştir. 120dk süresince yapılan yaşlandırma sonrasında ise %0, %1 ve %2 ön deforme edilen numuneler için ferrit tane boyutu değişmezken, %4 ve %8 ön deformasyonlu numunelerin ferrit tane boyutları 6.0µm'ye yükselmiştir. Şekil 5.16'da, ortalama ferrit tane boyutu artış gösteren 40dk yaşlandırılmış numunelere ait mikroyapı gösterilmiştir.



**Şekil 5.16:** Ortalama ferrit tane boyutu 6.0µm olan 1-4-4 (%1-400°C-40dk) numunesi.

600°C’de 10dk ve 20dk süre ile yapılan yaşlandırma deneylerinde deformasyon miktarı farketmeksizin ferrit tane boyutu sabit kalmıştır. Ancak 120dk süre ile yaşlandırılan %0, %1 ve %2 ön deformasyonlu numunelerde ferrit tane boyutu 6.0µm’ye yükselirken, %4 ve %8 deformasyonlu numunelerin ferrit tane boyutları başlangıçta olduğu gibi 5.61µm olarak aynı kalmıştır.

Martenzit hacim oranı (MHO) ölçümlerinde, 400°C ve 600°C sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin martenzit yapıları dönüşüm geçirdiğinden 100°C ve 200°C’de işlem gören numuneler için hesaplama yapılabilmektedir. Yapılan deneylerde düşük deformasyonlarda sıcaklık artışının MHO’nı düşürdüğü gözlenmiştir. Şekil 5.17’de deformasyon miktarı ve yaşlandırma süresi sabit seçilerek sıcaklığın MHO’na etkisi incelenmiştir. 0-1-12 (%0-100°C-120dk) numunesi 200°C ve 600°C’de yaşlandırılmış numunelerle kıyaslanmıştır. 0-1-12 numunesinde MHO %13 iken, 200°C’de yaşlandırılan 0-2-12 numunesi için %11,5 oranına düşmüştür. 0-6-12 yüksek sıcaklık numunesinde ise martenzit temperlenmesi nedeniyle yapı neredeyse tamamen dönüşüm göstermiştir.

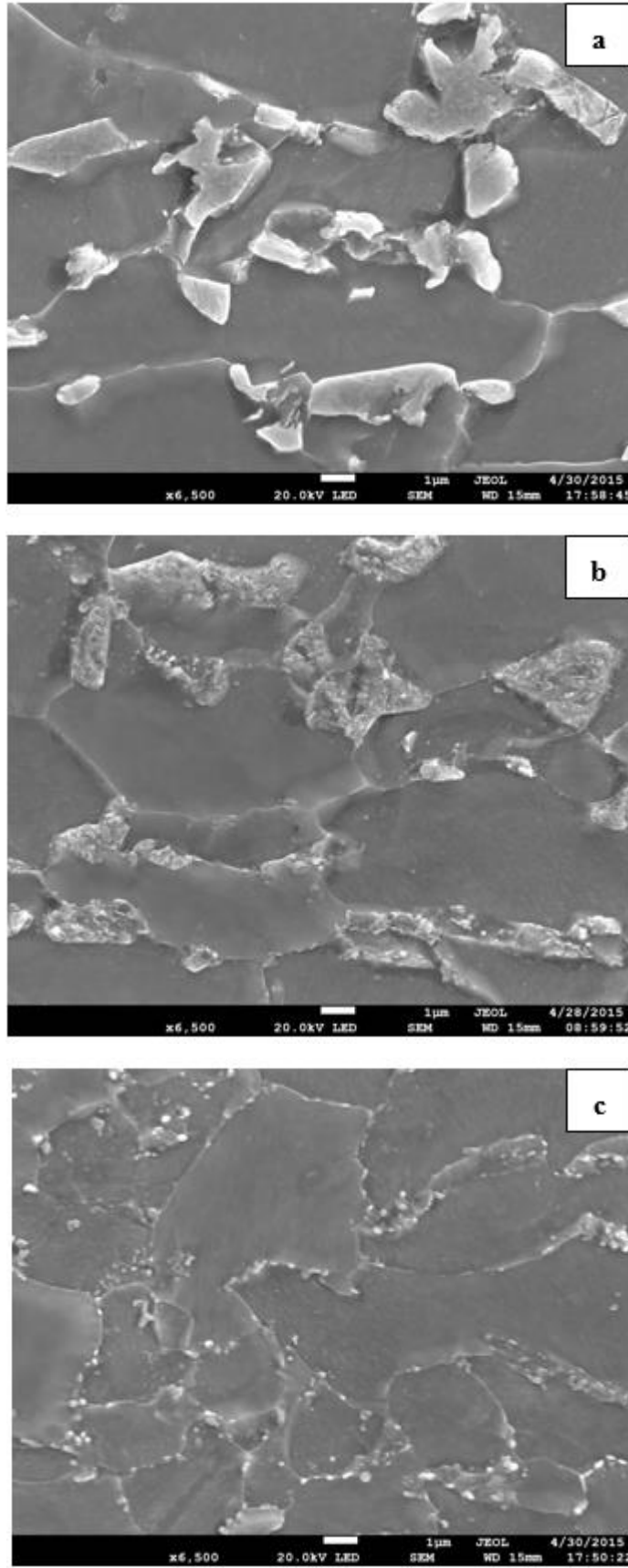


**Şekil 5.17:** (a) 0-1-12 (%0-100°C-120dk), (b) 0-2-12 (%0-200°C-120dk), (c) 0-6-12 (%0-600°C-120dk).

### 5.3.2 SEM inceleme sonuçları

Deneysel çalışmalar sonucunda karakteristik davranış sergileyen koşullar seçilerek 20 farklı deney numunesi için inceleme yapılmıştır. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile yapılan incelemelerde numune seçimi; mekanik test sonuçları, BH ve sertlik ölçüm sonuçlarına göre belirlenmiş olup deformasyon, sıcaklık ve yaşlandırma süresinin mikroyapıda yarattığı farklılıklar incelenmiştir.

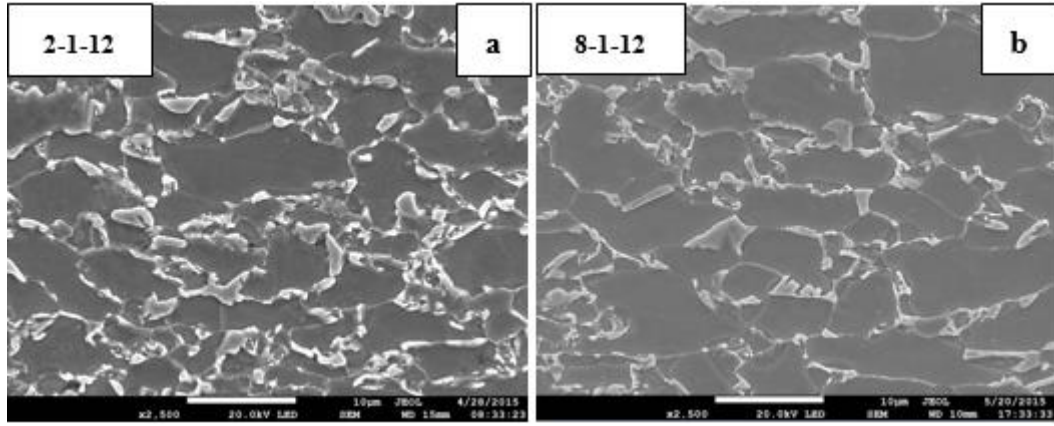
SEM incelemelerinde en belirgin mikroyapı farklılığı sıcaklık artışının etkisi incelenirken tespit edilmiştir. Sıcaklık artışı C atomlarının difüzyon hızını arttırarak 100°C ve 200°C’lerde Cottrell atmosferi oluşumunu hızlandırır, uygulanan yaşlandırma süresi de buna katkı sağlar. Ayrıca bu sıcaklıklarda çift fazlı çelik yapısındai martenzitin de temperlenmeye başladığı bilinmektedir. Ancak 400°C ve 600°C sıcaklıklarda Cottrell bulutu oluşumunun bozulduğu, ferrit fazı içerisinde ortaya çıkan karbürlerin irileştiği ve hatta 600°C’de yapının tamamen dönüşüm gösterdiği tespit edilmiştir. Şekil 5.18’de 8-4-12 ve 8-6-12 numuneleri ile orijinal numuneye ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



**Şekil 5.18:** Yaşlandırma sıcaklığının etkisi; (a) 0-0-0 orijinal numune, (b) 8-4-12 (%8-400°C-120dk), (c) 8-6-12 (%8-600°C-120dk).

SEM incelemesinde 400°C’de yapının değişim gösterdiği, martenzit adacıklarının temperlenip form değiştirdiğı gözlenmektedir. 600°C’de ise yüksek tavlama sıcaklığından ötürü Cottrell atmosferi oluşumundan bahsedilememektedir, yeniden toparlanma mekanizmasının etkin olabileceğı düşünölmektedir. Yapıda martenzitin tümüyle dönüştüğü gözlemlenmiş, ferrit fazı içerisinde ortaya çıkan karbürlerin ise irileştiğı görölmüştür.

Bir diğerk etki olan ön deformasyon miktarının mikroyapıya etkisi için 100°C’de aynı yaşlandırma süresi uygulanmış numuneler incelenmiştir. Şekil 5.19’da 2-1-12 ve 8-1-12 numunelerinin mikroyapıları x2500 büyütmede karşılaştırılmıştır.

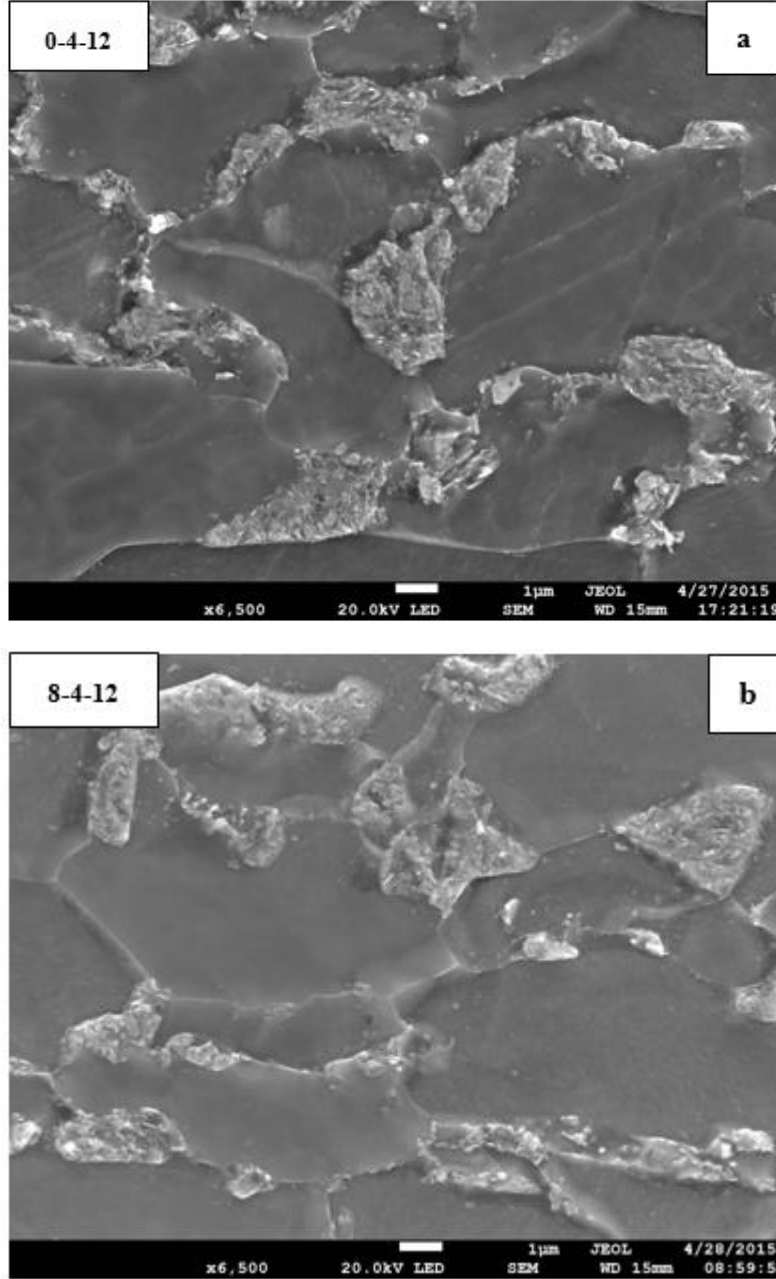


**Şekil 5.19:** Ön deformasyon miktarının mikroyapıya etkisi; (a) 2-1-12 (%2-100°C-120dk), (b) 8-1-12 (%8-100°C-120dk).

Düşük sıcaklıklarda deformasyon etkisinin incelendiğı numunelerin SEM görüntülerinde belirgin bir farklılık tespit edilmemiştir. Ancak BH değerklerinin artan deformasyon ve Cottrell etkisi ile artış gösterdiği bilinmektedir. EBSD tekstür analizi ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) incelemeleri yapılarak bu mekanizmaların mikroyapıdaki etkisi gözlemlenebilir.

Yüksek sıcaklıklarda ise, BH ve sertlik sonuçları ile birlikte değerlendirildiğinde deformasyonsuz durumda 400°C tavlama sıcaklığı (0-4-12) BH değeri açısından tüm deneyler içerisindeki hemen hemen en yüksek BH değeri veren sıcaklıktır. Bu sıcaklıkta gerek Cottrell atmosferi gerekse martenzitin temperlenmesi mekanizmasının çalıştığı tahmin edilmektedir. Bu sıcaklıkta uygulanan deformasyonun, süreci ters yönde hızlandırıp ferrit içerisindeki Cottrell atmosferinin dağılmasına ve martenzit içerisinde karbür çökeltmelerinin başlamasına neden olduğı düşünölmektedir. Ancak kesin bir sonuç için EBSD ve geçirimli elektron

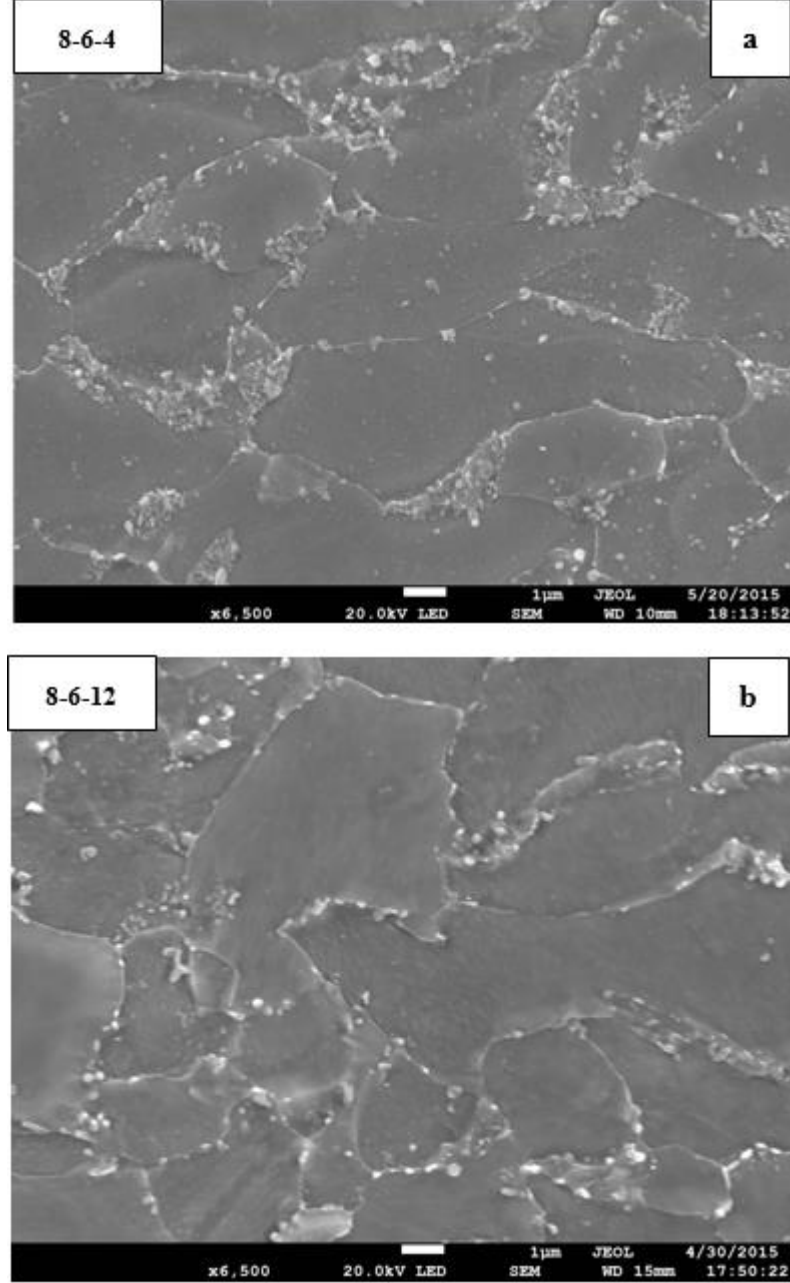
mikroskobu (TEM) analizleri gereklidir. Şekil 5.20’de 400°C sıcaklıkta 120dk yaşlandırılan farklı miktarlarda deforme edilmiş iki ayrı numunenin mikroyapıları paylaşılmıştır.



**Şekil 5.20:** 400°C’de 120dk yaşlandırılan numune mikroyapıları; (a) 0-4-12(%0-400°C-120dk), (b) 8-4-12 (%8-400°C-120dk).

Yaşlandırma sürenin etkisi incelendiğinde, Şekil 5.21’de görüldüğü gibi deformasyon etkisi ile benzer şekilde SEM görüntülerinde çok belirgin farklılıklar görülmemektedir. Ancak çekme test sonuçları ve sertlik sonuçları ile birlikte değerlendirildiğinde; aynı deformasyon miktarı uygulanmış ve aynı sıcaklıkta

yaşlandırılmış 8-6-4 ve 8-6-12 numuneleri için artan sürenin BH değerini, sertliği ve şekillendirilebilirliği düşürdüğü görülmüştür. Yaşlandırma süresinin mikroyapısal etkisini tam olarak yorumlamak için tekstür analizi veya TEM incelemesinin faydalı olacağı düşünülmektedir.



**Şekil 5.21:** Yaşlandırma süresinin mikroyapıya etkisi; (a) 8-6-4 (%8-600°C-40dk), (b) 8-6-12 (%8-600°C-120dk).



## 6. DEĞERLENDİRME VE SONUÇ

Yapılan tez çalışmasında, soğuk haddelenmiş çift fazlı DP600 kalite çelik malzemelerin biçimlendirilme sonrası boyama ya da kaynak gibi ısı uygulamaları ile mikroyapı ve mekanik özelliklerinde oluşacak değişim fikrinden yola çıkılarak ön deforme edilmiş çelik sacların farklı süre ve sıcaklıklardaki mekanik ve mikroyapısal davranışları incelenmiştir.

Bu kapsamda yürütülen deneysel çalışmalarda, %0, %1, %2, %4 ve %8 ön deformasyon uygulanan soğuk haddelenmiş çift fazlı çelik malzeme 100°C, 200°C, 400°C ve 600°C sıcaklıklarda ayrı ayrı 10dk, 20dk, 40dk ve 120dk sürelerle fırında yaşlandırılmış, ardından sertlik ölçümleri, çekme testi ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır.

Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda;

- ✓ Sertlik ölçümlerinde, yaşlandırma süresinin sertliğe etkisinin olmadığı; ancak artan deformasyon miktarının sertliği arttırdığı tespit edilmiştir.
- ✓ En yüksek sertlik değerlerine 98,3 HRB olarak 8-2-12 (%8-600°C-120dk) koşulunda ve 98,7 HRB olarak 8-4-1 (%8-400°C-10dk) koşullarında ulaşılmıştır.
- ✓ 600°C’de sertliğin ve BH değerindeki ani düşüşün toparlanma (recovery) mekanizması ile açıklanabileceği düşünülmektedir.
- ✓ Akma ve çekme mukavemeti değerlerinde artan sıcaklık ve deformasyon oranları ile genel bir artış söz konusudur.
- ✓ Yaşlandırma sıcaklığı arttıkça akma eğrisinin çekmeye yaklaştığı gözlemlenmiştir. Bu noktadan yola çıkılarak akma dayanımını arttırmak için düşük sıcaklıklarda deformasyon uygulanarak malzeme yaşlandırılabilir.
- ✓ En iyi mukavemet değerleri 8-2-12 koşullarında iken, şekillendirme için dikkate aldığımız düşük akma/çekme oranı 1-1-1 koşulunda sağlanmıştır. Bu noktadan yola çıkılarak uygulanan deformasyon, sıcaklık ve süreler göz önüne alındığında yüksek şekillendirilebilirliğin 100°C ve 200°C gibi düşük

yaşlandırma sıcaklıklarında ve düşük deformasyonlarda sağlandığı görülmüştür

- ✓ Genel olarak tüm sıcaklık ve sürelerde ön deformasyon miktarına bağlı olarak toplam uzama ve homojen uzaman değerlerinde düşüş gözlenmiştir.
- ✓ BH değerlerinin 100°C ve 200°C sıcaklıklarda, artan deformasyon ve yaşlandırma süresi ile artış gösterdiği; ancak 400°C'den sonra düşüşe geçtiği görülmüştür.
- ✓ En yüksek BH değeri 8-2-12 koşulunda 118 MPa olarak tespit edilmiştir.
- ✓ En düşük BH değerine ise %8 deformasyon ile 600°C'de 120dk (8-6-12) yaşlandırma koşullarında ulaşılmıştır.
- ✓ 600°C'de gerçekleştirilen deneyler ile kaynak uygulamaları ve tasarımlarında, malzemenin ısı tesiri altında kalan bölgede nasıl davranacağı konusunda fikir vereceği öngörülerek gerçekleştirilmiştir. Bu sıcaklıkta ve uzun yaşlandırma sürelerinde malzemenin aşırı yumuşadığı ve martenzit yapısının ısı etkisiyle tamamen farklı bir yapıya dönüştüğü gözlemlenmiştir.
- ✓ Tüm deneyler göz önüne alındığında, biçimlendirme sonrası yaşlandırılarak mukavemetlendirilmek istenen DP600 kalite çelik malzeme için en yüksek mukavemet, sertlik ve BH değerinin sağlandığı koşulun %2 deformasyon-200°C-120 dakika (8-2-12) olduğu görülmüştür.
- ✓ Uygulama alanı ve arzu edilen mekanik veya mikroyapısal özelliklere göre, biçimlendirme sonrası optimum değerlere ulaşmak için düşük yaşlandırma sıcaklıkları ve deformasyon oranları ya da 400°C'de düşük deformasyon oranlarında işlem yapılmasının daha iyi sonuçlar vereceği düşünülmektedir.

## KAYNAKLAR

- [1] International Iron and Steel Institute Committee Automotive Applications, Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, March 2005.
- [2] **Pickering, F.B., 1992.** Constitution and properties of steels. Vol. 7 of Materials Science and Technology—A Comprehensive Treatment. Edited by R. W. Cahn, P. Haasen, E. J. Kramer. VCH, Weinheim, Germany.
- [3] International Iron and Steel Institute, UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts (ULSAB – AVC) Overview Report. January, 2002.
- [4] **Kuang, C.F., Zhang, S.G., Li, J., Wang, J., Liu, H.F., 2014.** Effects of pre-strain and baking parameters on the microstructure and bake-hardening behaviour of dual-phase steel. *International Journals of Minerals, Metallurgy and Materials*. Vol.21, No.8, 766.
- [5] **Kuziak, R., Kawalla, R., Waengler, S., 2008.** Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. Vol.8, No.2.
- [6] **Bhattacharya, D., 2006.** An overview of advanced high strength steels (AHSS). Advanced High Strength Steel Workshop, October 22-23, Arlington, Virginia, USA.
- [7] **URL-1** < <http://nsmwww.eng.ohio-state.edu/664-1.pdf> > Erişim: 01.05.2015
- [8] **URL-2** < [http://tv.baosteel.com/web/plc/ppdf/automotive\\_advanced\\_high\\_strength\\_steel\\_en.pdf](http://tv.baosteel.com/web/plc/ppdf/automotive_advanced_high_strength_steel_en.pdf) > Erişim: 01.05.2015
- [9] **Waterschoot, T., Verbeken, K., De Cooman, B. C., 2006.** Tempering Kinetics of the Martenzitic Phase in DP Steels. *ISIJ International*, Vol.46, No.1, pp.138-146.
- [10] **Demirci, E., Yıldız, A. R., Semerci, F., 2014.** “Taşıtlarda önden çarpışma performansını etkileyen enerji yutucuların optimum tasarımı.” OTEKON 7. Otomotiv Teknolojileri Kongresi, Bursa.
- [11] **URL-3** < <http://www.iehk.rwth-aachen.de/index.php?id=182&L=2> > Erişim: 01.05.2015
- [12] **URL-4** < [http://www.sae.org/dlymagazineimages/web/516/7695\\_8230.JPG](http://www.sae.org/dlymagazineimages/web/516/7695_8230.JPG) > Erişim: 01.05.2015
- [13] **Zhuang, L., Wu, D., 2006.** Effects of hot deformation and subsequent austempering on the mechanical properties of Si-Mn TRIP steels. *ISIJ International*, Vol.46, No.1, pp.121-128.

- [14] **Xiaodong, Z., Zhaohui, M., Li, W.** “Current Status of Advanced High Strength Steel for Automaking and its Development in Baosteel”, Baosteel Research Institute, Shanghai, 201900, 1-8, China.
- [15] **Karbasian, H., Tekkaya, A.E., 2010.** A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* 210(2010) 2103-2118.
- [16] **URL-5** < <http://nsmwww.eng.ohio-state.edu/664-2.pdf>> Erişim: 01.05.2015
- [17] **Desu, K.R., Krishnamurthy, H.N., Balu, A., Gupta, A.K., Singh, S.K., 2015.** “Mechanical properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at elevated temperatures”, *Journal of Materials Research and Technology*, 161.
- [18] **URL-6** < <http://nsmwww.eng.ohio-state.edu/664-3.pdf>> Erişim: 01.05.2015
- [19] **Ramazani, A., Bruehl, S., Gerber, T., Bleck, W., 2014.** Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels. *Materials and Design*, Vol.57, pp. 479-486.
- [20] **Ulu, S., 2009.** “Çift Fazlı Çelikler”, *Teknik Not. Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, Cilt:6, No:3, 100-113.
- [21] **Speich G. R., 1997.** “Dual Phase Steels”, *Heat Treating, ASM Handbook*, fifth printing, pp.424-429.
- [22] **Chang, C., 2010.** “Correlation between the Microstructure of Dual Phase Steel and Industrial Tube Bending Performance”. *Electronic Theses and Dissertations*,178.
- [23] **Coldren, A. P., Tither, G., 1978.** “Development of a Mn-Si-Cr-Mo as-rolled Dual-phase Steel”, *Journal of Metals*, Volume 40 (April 1978), pp. 6-9.
- [24] **Zhu, X., Wang, L., 2003.** "Effect of continuous annealing parameters on the mechanical properties of cold rolled Si-Mn DP steel." *Special Steel*, pp.684-688.
- [25] **Tosun, A., 2007.** “Yaşlandırılan çift fazlı çeliklerin mekanik davranışlarının incelenmesi”, *Bilim Uzmanlığı Tezi*, Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, s. 8.
- [26] **Yu, E., Wang, M., 1992.** "Formability evaluation of batch annealing DP steel." *Angang Technology*, 201(3), 37-42.
- [27] **Cheng, L., Brakman, C. M., Korevar, B. M., Mittemeijer, E. J., (1988).** *Metall. Trans. A*, Vol. 19A, pp.2415-2426.
- [28] **Speich, G. R., 1969.** *Trans. TMS-AIME*, Vol. 245, pp. 2553-64.
- [29] **Tanaka,T., Nishida,M., Hashiguchi, K., Kato, T., 1979.**"in *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*", AIME, New York, NY, pp.221-41.
- [30] **Davies, R.G., Magee, C.L., 1979.** "Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels, *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*", pp. 1-19.
- [31] **Gündüz, S., 2002.** "Dynamic strain ageing effects in niobium microalloyed steel.", *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 29, pp. 341-346.

- [32] **Baird, J.D., 1971.** “The effect of strain ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metal.”, *Metallurgical Reviews*, Vol. 16, p. 1.
- [33] **Aydemir, B., 2011.** “Ekstansometre Cihazlarının Seçimi ve Kullanımı Hakkında Önemli Hususlar”, Teknik Not. *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, Vol.7, No:4, 73-82.
- [34] **URL-7** < <http://www.astm.org/Standard/standards-and-publications.html>>  
Erişim: 01.05.2015



## **EKLER**

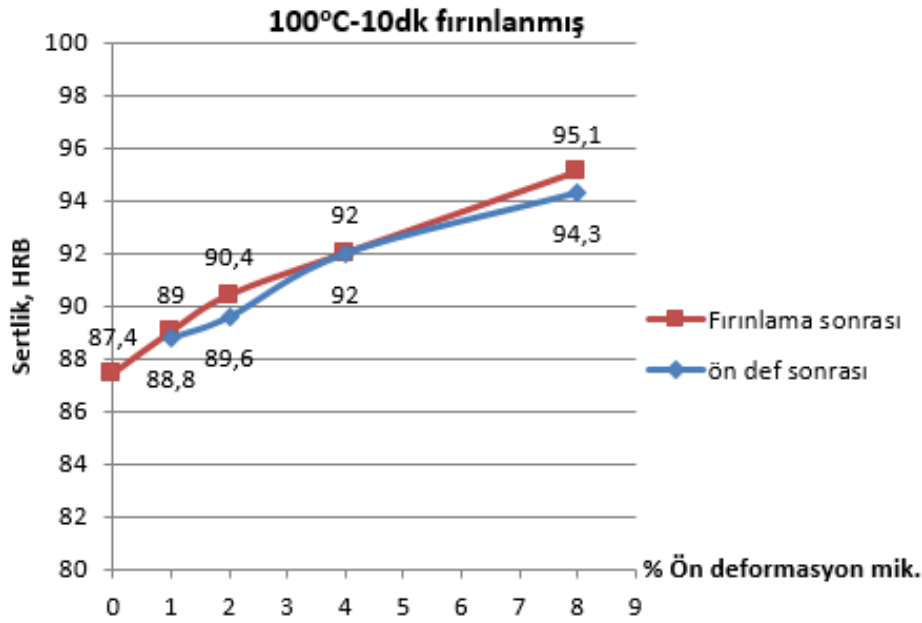
**EK A:** Sertlik grafikleri

**EK B:** Çekme testi eğrileri

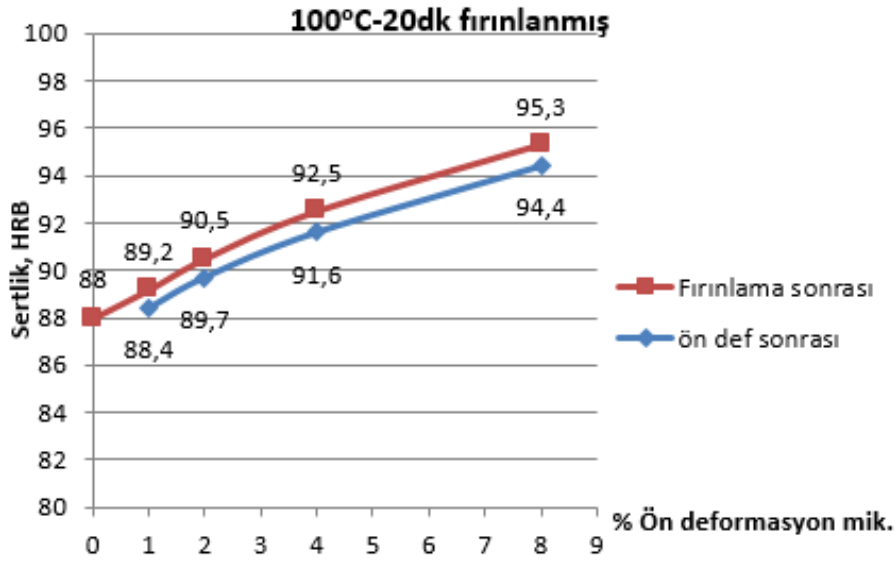
**EK C:** Akma/Çekme/Uzama grafikleri

**EK D:** BH (fırınlama sırasında sertleşme)-WH (deformasyon sertleşmesi) grafikleri

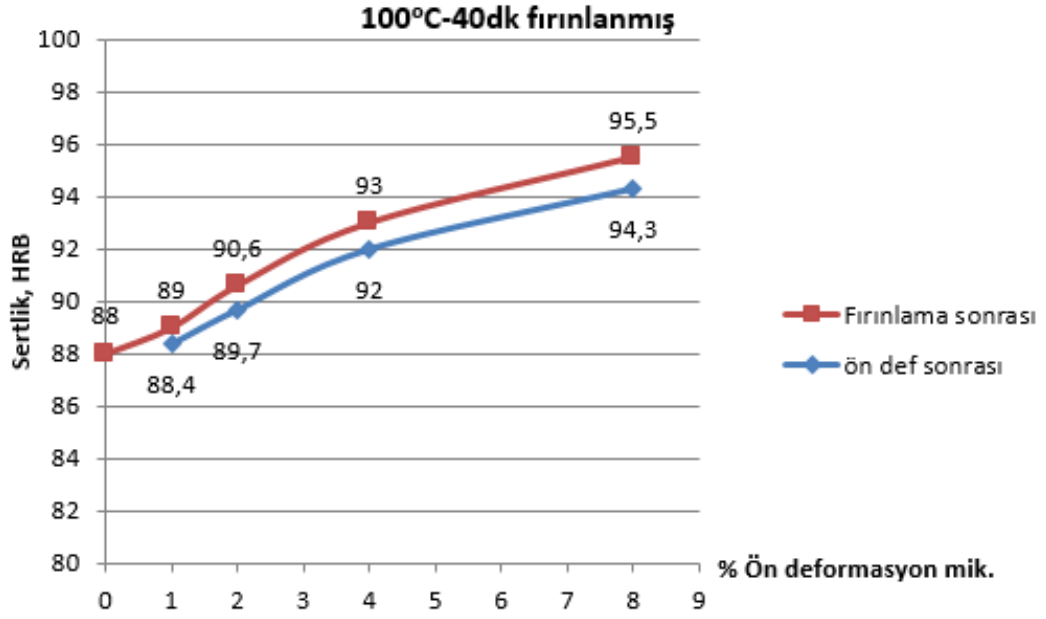
## EK A: Sertlik grafikleri



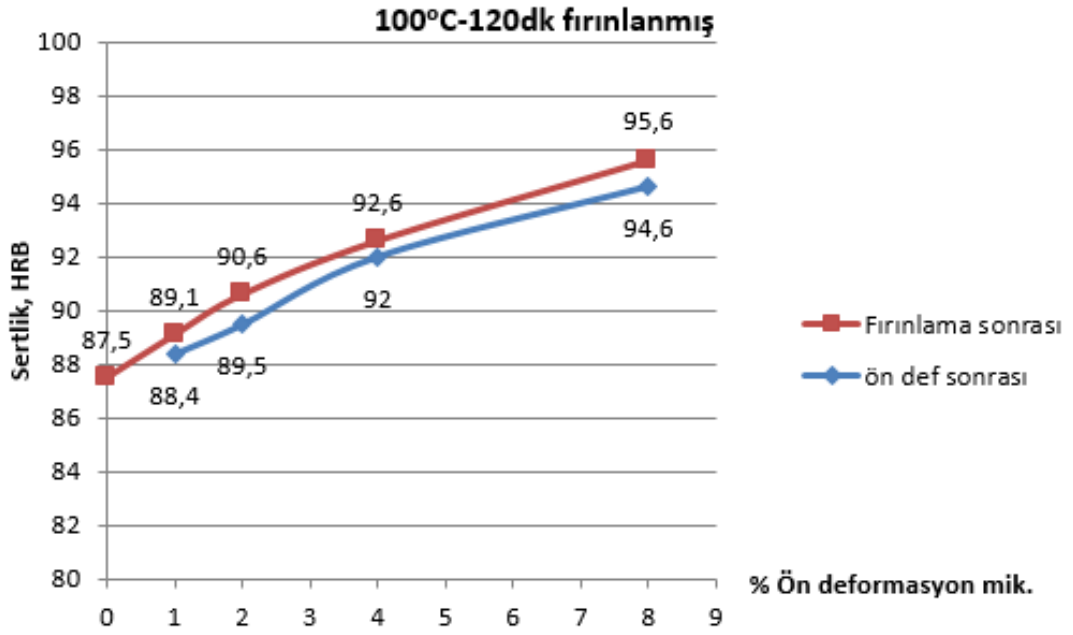
Şekil A.1: 100°C’de 10dk yaşlandırılan numunelerin sertlik grafikleri.



Şekil A.2: 100°C’de 20dk yaşlandırılan numunelerin sertlik grafikleri.

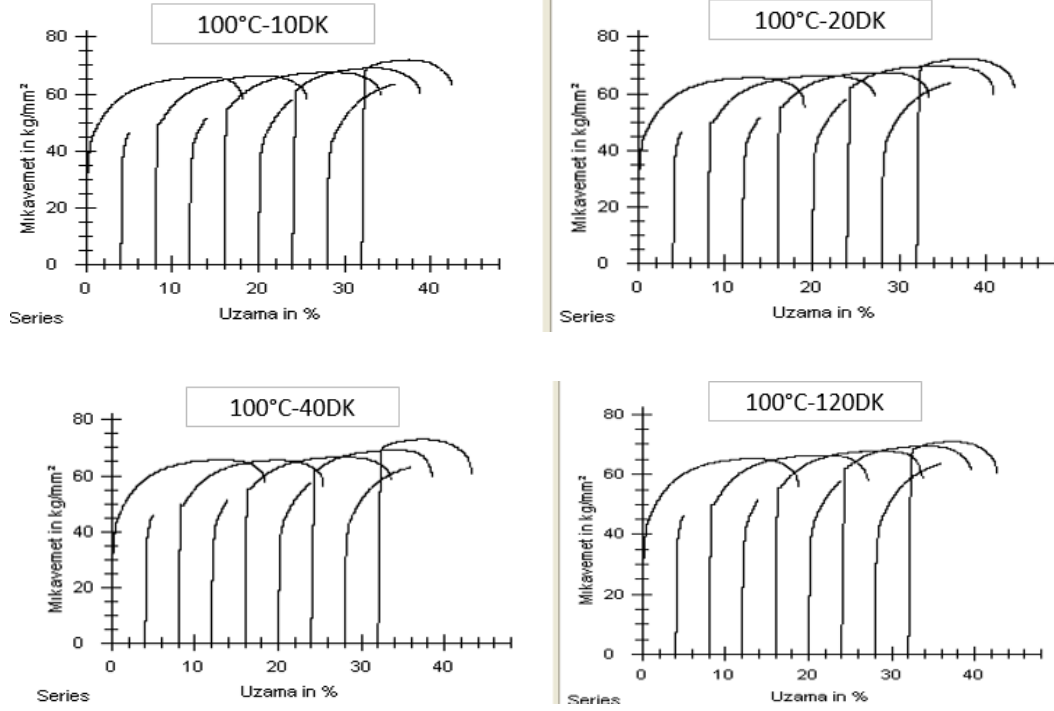


Şekil A.3: 100°C’de 40dk yaşlandırılan numunelerin sertlik grafikleri.

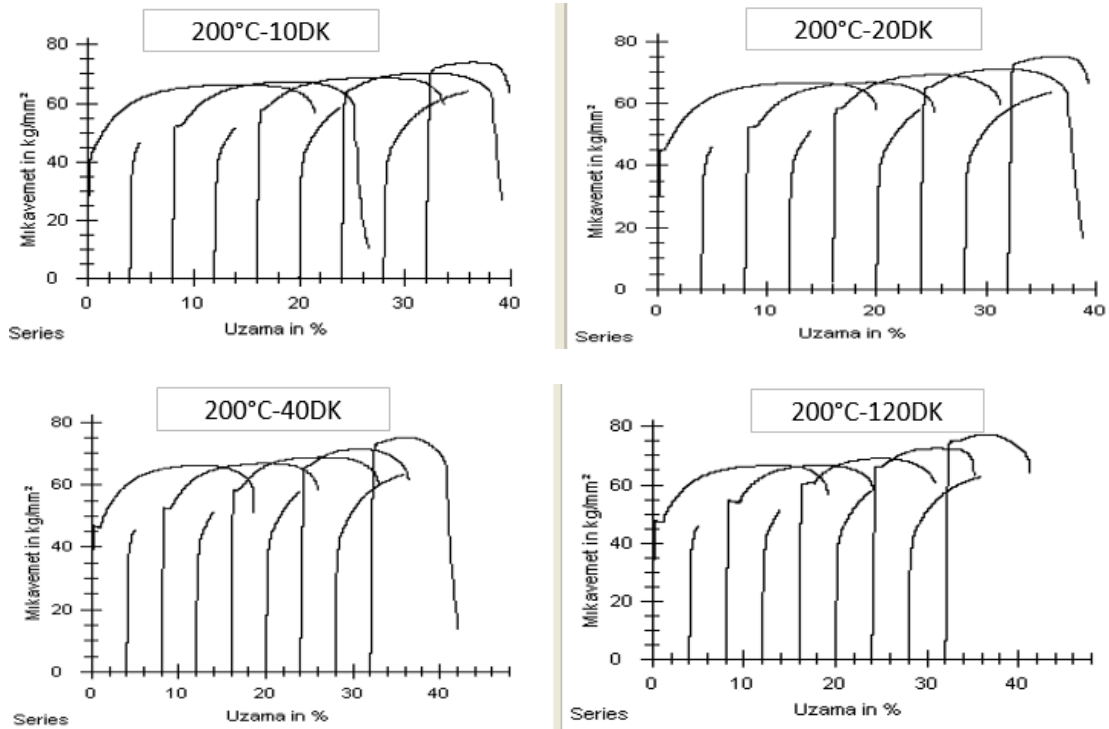


Şekil A.4: 100°C’de 120dk yaşlandırılan numunelerin sertlik grafikleri.

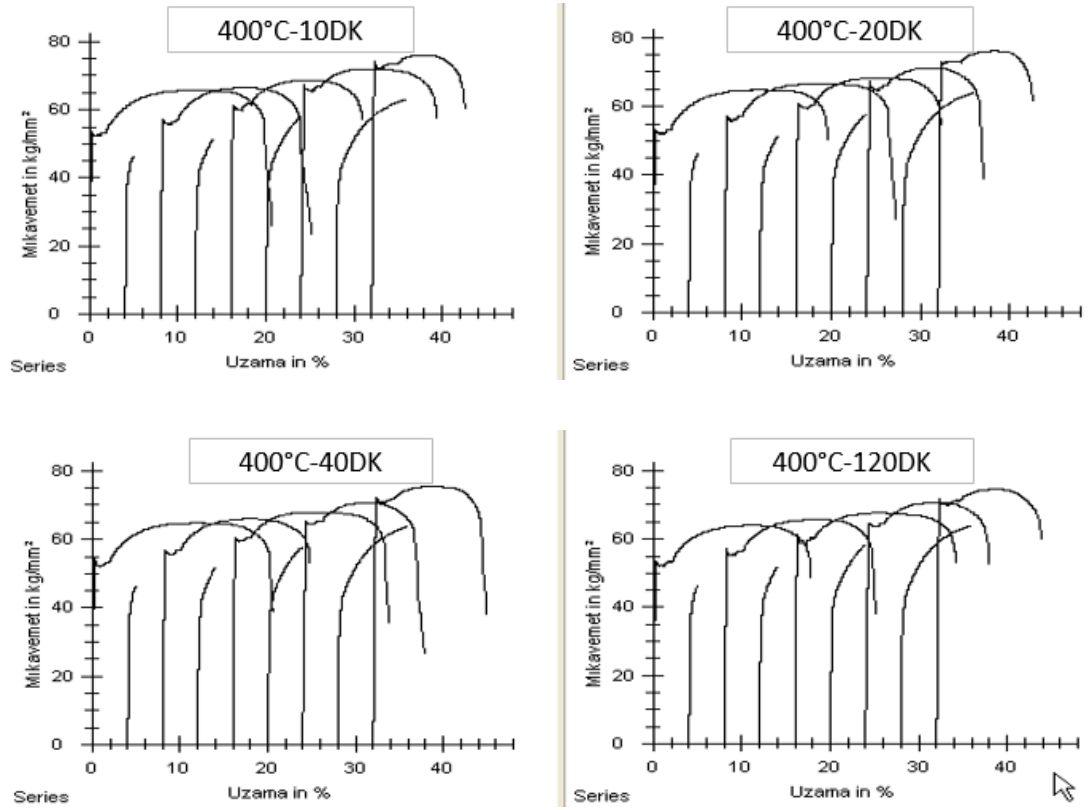
## EK B: Çekme testi eğrileri



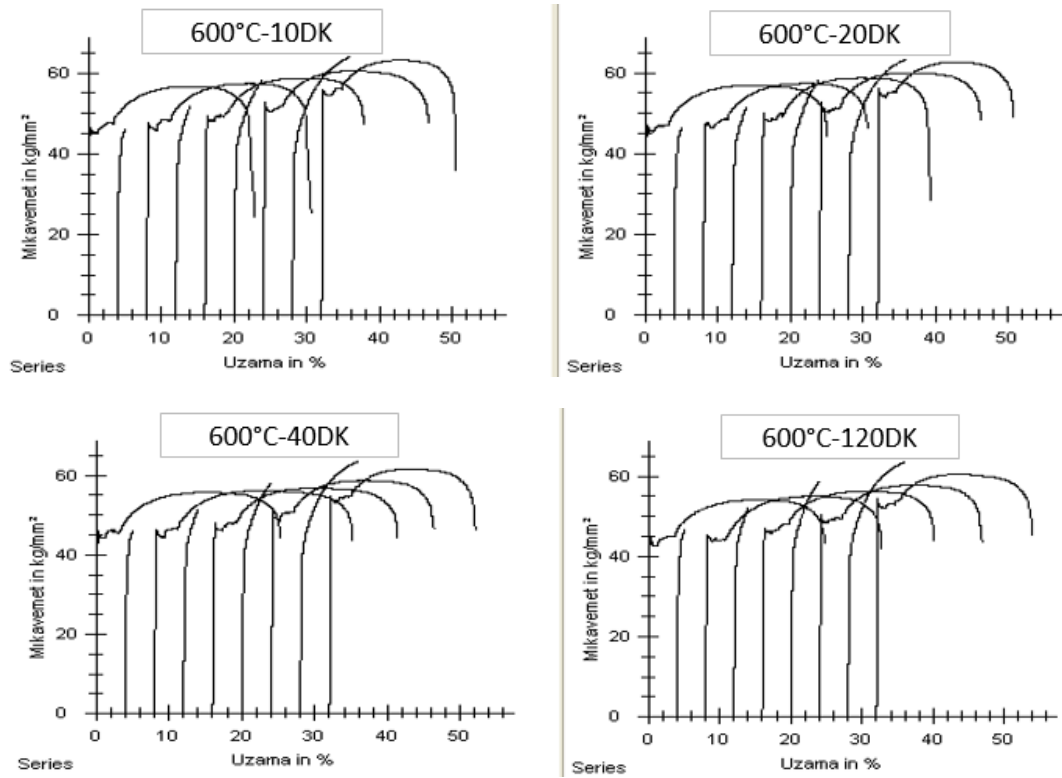
Şekil B.1: 100°C’de 10, 20, 40 ve 120dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.



Şekil B.2: 200°C’de 10, 20, 40 ve 120dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.

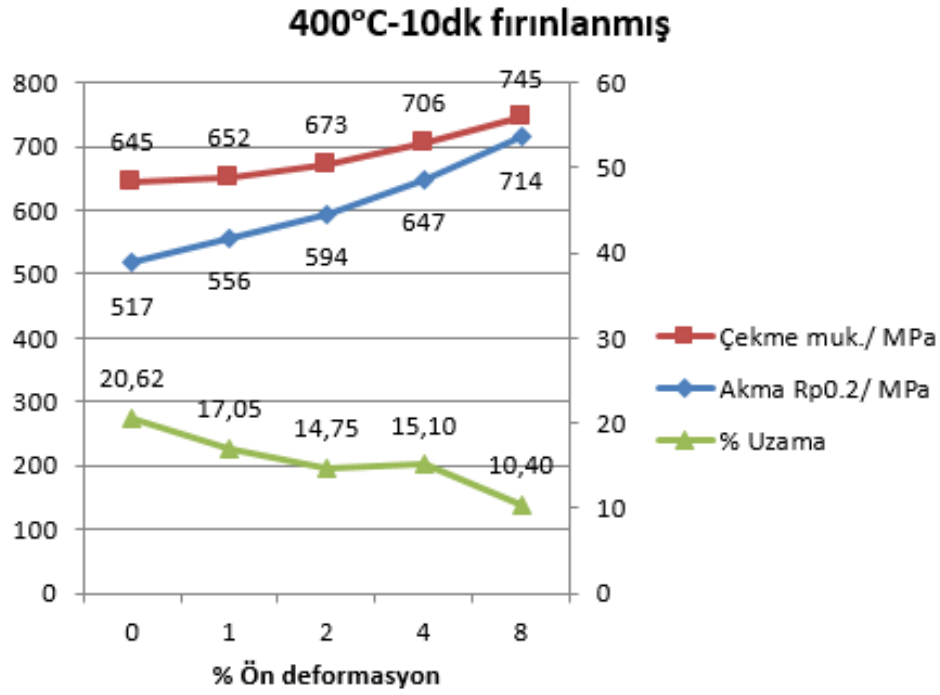


**Şekil B.3:** 400°C’de 10, 20, 40 ve 120dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.

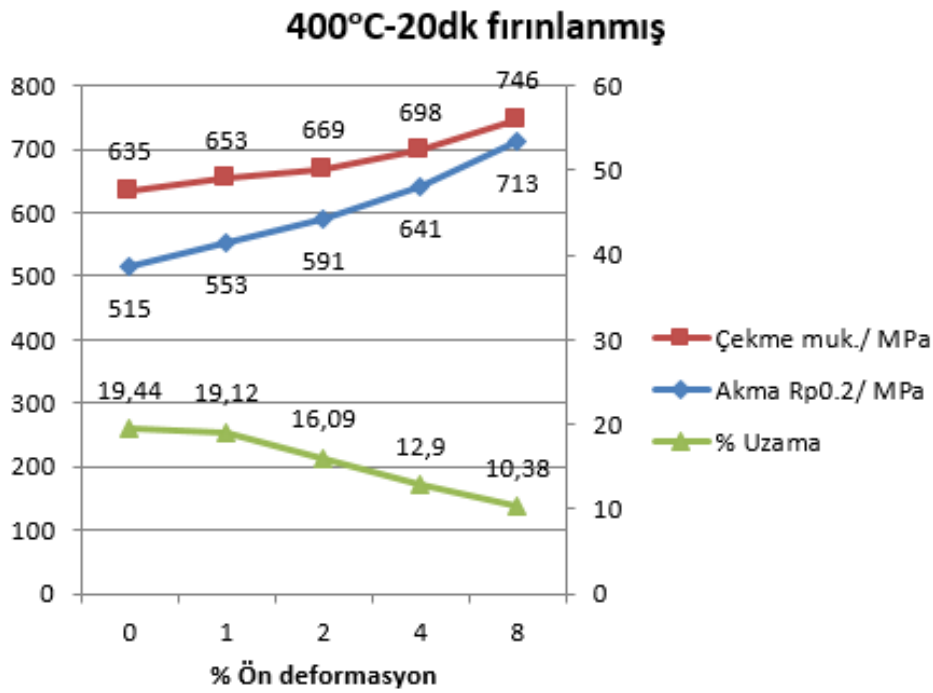


**Şekil B.4:** 600°C’de 10, 20, 40 ve 120dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.

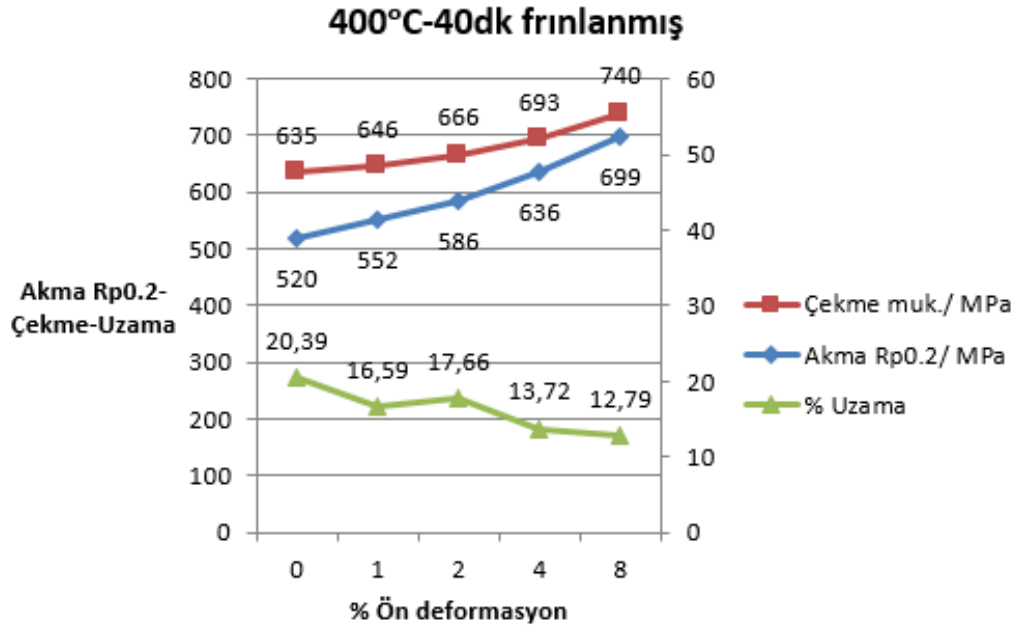
**EK C: Akma/Çekme/Uzama grafikleri**



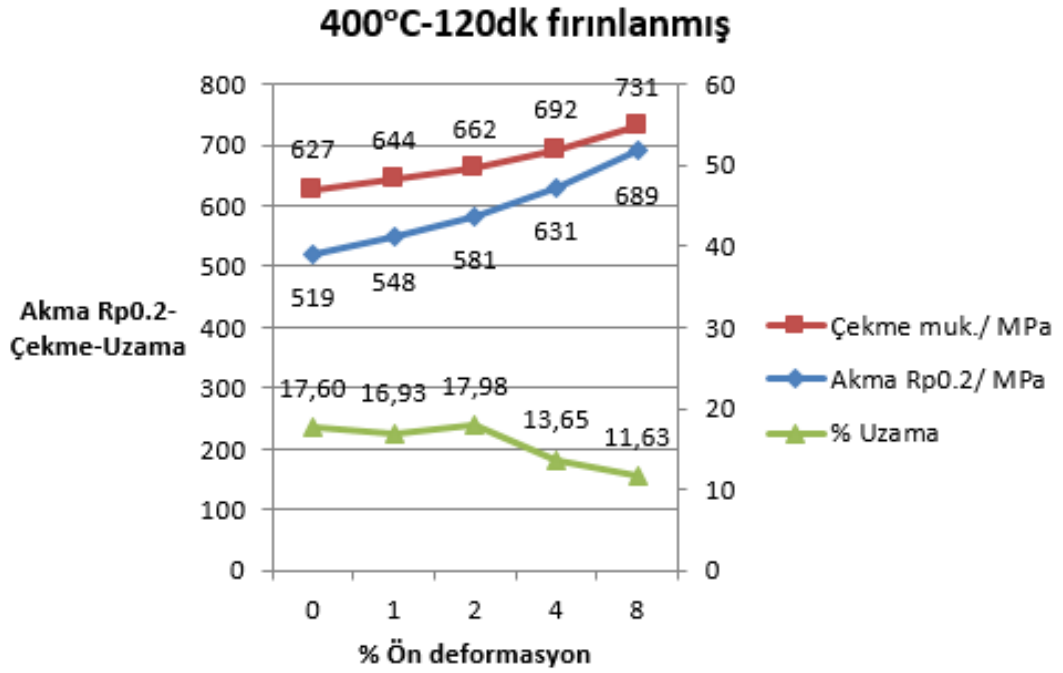
**Şekil C.1:** 400°C’de 10dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.



**Şekil C.2:** 400°C’de 20dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.

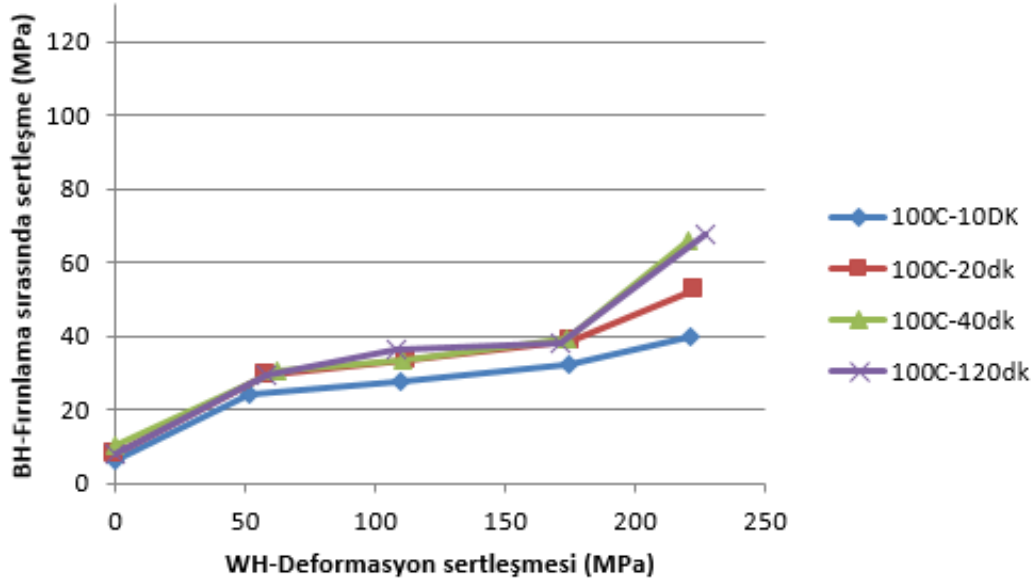


**Şekil C.3:** 400°C’de 40dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.

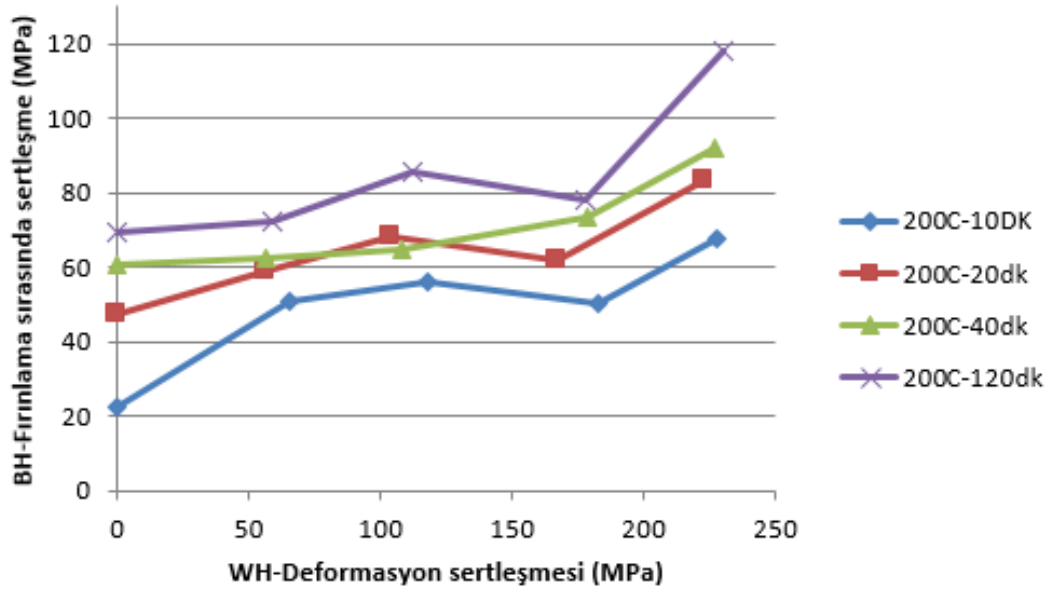


**Şekil C.4:** 400°C’de 120dk yaşlandırılan numunelerin akma eğrileri.

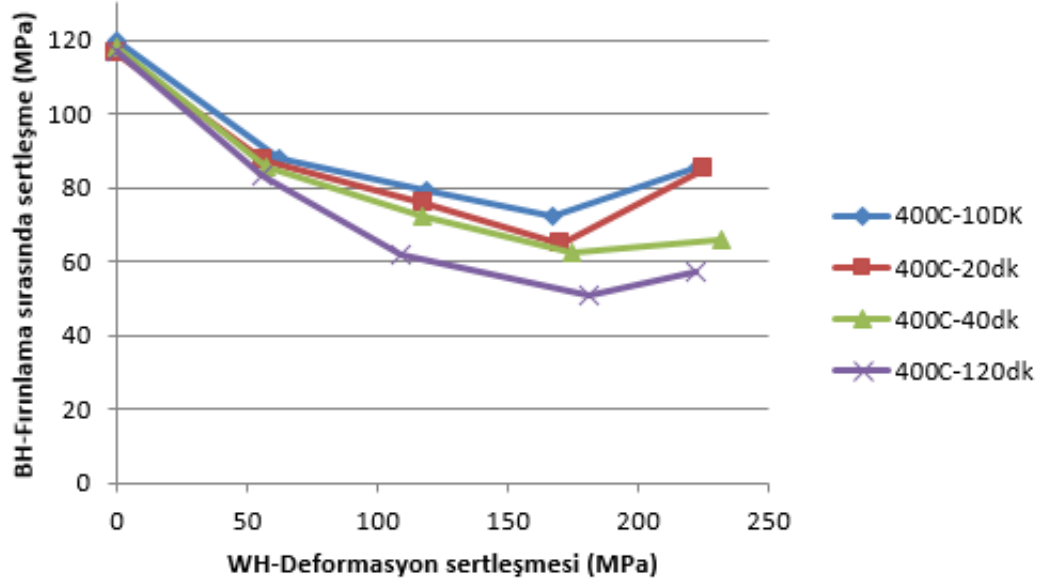
**EK D:** BH (fırınlama sırasında sertleşme)-WH (deformasyon sertleşmesi) grafikleri



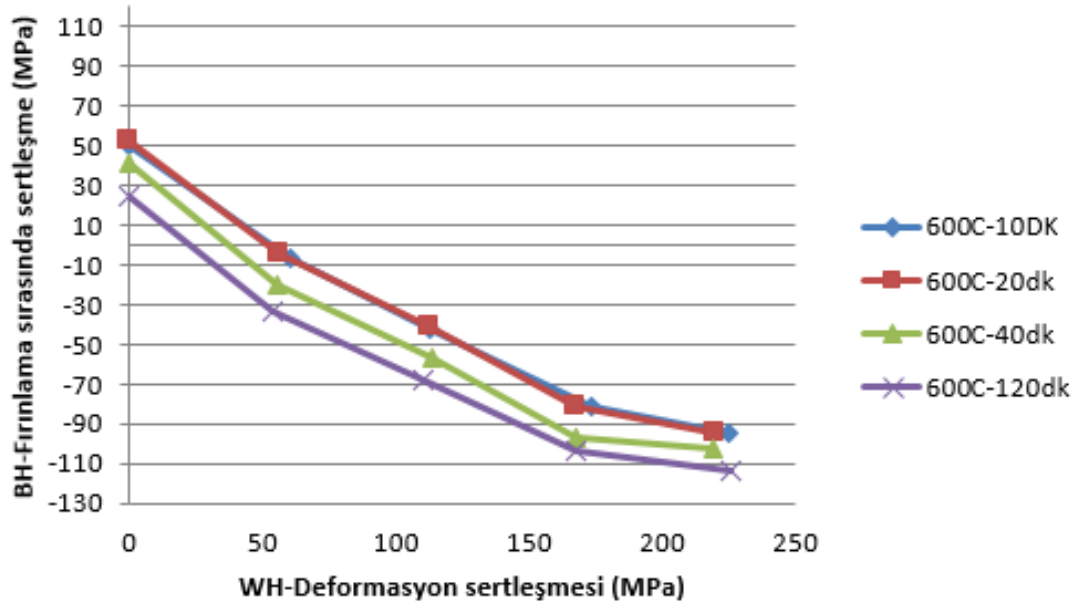
**Şekil D.1:** 100°C yaşlandırma sıcaklığında tüm yaşlandırma süreleri için BH-WH grafikleri.



**Şekil D.2:** 200°C yaşlandırma sıcaklığında tüm yaşlandırma süreleri için BH-WH grafikleri.



Şekil D.3: 400°C yaşlandırma sıcaklığında tüm yaşlandırma süreleri için BH-WH grafikleri.



Şekil D.4: 600°C yaşlandırma sıcaklığında tüm yaşlandırma süreleri için BH-WH grafikleri.



## **ÖZGEÇMİŞ**

**Adı Soyadı** : Gözde Karaçalı

**Doğum Yeri ve Yılı** : Manisa 30.05.1988

**Lisans** : İstanbul Teknik Üniversitesi /  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği (2007-2012)