



**316L ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİKTE  
OLUŞTURULAN FARKLI TANE BOYUTLARININ  
ÇALIŞMA SERTLEŞMESİ DAVRANIŞINA ETKİSİ**

**Halil KATIKSIZ**

**2020  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı  
Prof.Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**316L ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİKTE OLUŞTURULAN FARKLI  
TANE BOYUTLARININ ÇALIŞMA SERTLEŞMESİ DAVRANIŞINA  
ETKİSİ**

**Halil KATIKSIZ**

**T.C.  
Karabük Üniversitesi  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü  
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**KARABÜK  
Haziran 2020**

Halil KATIKSIZ tarafından hazırlanan “316L ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİKTE OLUŞTURULAN FARKLI TANE BOYUTLARININ ÇALIŞMA SERTLEŞMESİ DAVRANIŞINA ETKİSİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

.....

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 11/06/2016

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ (AKÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

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

Halil KATIKSIZ

## **ÖZET**

**Yüksek Lisans Tezi**

### **316L ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİKTE OLUŞTURULAN FARKLI TANE BOYUTLARININ ÇALIŞMA SERTLEŞMESİ DAVRANIŞINA ETKİSİ**

**Halil KATIKSIZ**

**Karabük Üniversitesi**

**Lisansüstü Eğitim Enstitüsü**

**İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**Haziran 2020, 119 sayfa**

Bu çalışmada, farklı tane boyutunun deforme edilmiş AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin çalışma sertleşmesi davranışına ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. 1100 °C’de farklı sürelerde (20 dk, 40 dk, 60 dk, 160 dk, 240 dk, 260 dk) tavlama işlemi yapılmıştır. Tavlama işlemine tabi tutulmuş numunelerin mikroyapı analizleri yapılarak optimum parametrelerin 60 dk, 160 dk ve 260 dk tavlama numunelerinde olduğu tespit edilmiştir. Bu numuneler  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  gerinim oranında ve 25 °C, 500 °C ve 800 °C sıcaklıklarda soğuk, ılık ve sıcak deformasyon işlemine tabi tutulmuştur. Her test sonrası gerilme-gerinim diyagramları elde edilerek, bu diyagramlardan farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan her numune için maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı (% 3), uzama (%) ve çalışma sertleşmesi üsteli belirlenmiştir.

Sonuçlar, tüm numunelerin mukavemet ve çalışma sertleşmesi üstelinin artan test sıcaklığı ile azaldığını, ancak kaba taneli numunelerde mukavemet ve çalışma sertleşmesi üstelindeki düşmenin ince taneli numunelere kıyasla daha az olduğunu göstermiştir. Bunun nedeni, kaba taneli numunelerde dislokasyon ve çözünen atomların etkileşimi nedeniyle ortaya çıkan ve 500 °C veya 800 °C’de belirgin testere dışı davranışın oluşmasına neden olan dinamik deformasyon yaşanmasıdır.

**Anahtar Sözcükler :** Östenitik paslanmaz çelik, soğuk, ılık ve sıcak deformasyon, tane boyutu, çalışma sertleşmesi.

**Bilim Kodu** : 91514

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

### **THE INFLUENCE OF DIFFERENT GRAIN SIZES ON WORKHARDENING BEHAVIOUR OF 316L AUSTENITIC STAINLESS STEEL**

**Halil KATIKSIZ**

**Karabük University**

**Institute of Graduate Programs**

**Department of Manufacturing Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Prof.Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**June,2020, 119 pages**

In this study, the effects of the different grain sizes on workhardening behavior and mechanical properties of deformed AISI 316L austenitic stainless steel were investigated. Heat treatment was carried out at 1100 °C for different times (20 min, 40 min, 60 min, 160 min, 240 min, 260 min.). The microstructure analysis of the samples subjected to heat treatment were done and optimum parameters were determined as 60 min, 160 min. and 260 min. These samples were cold, warm and hot deformed at 25 °C, 500 °C and 800 °C for the strain rate of  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Stress and strain diagrams were obtained after each test and maximum tensile strength, yield strength (3%), elongation (%) and workhardening index were determined for each sample subjected to tensile test at different temperatures. The results showed that strength and workhardening index of all samples decreased with increasing test temperature, however decrement in strength and workhardening index is more less in coarse grained samples compared to the finer grained samples. This is due to dynamic strain ageing occurred in the coarse

grained samples which showed more pronounced serrated behaviour after testing at 500°C or 800°C due to interaction of mobile dislocations and solute atoms.

**Key Word** : Stainless steel, cold, warm and hot deformation, grain size, workhardening.

**Science Code** : 91514



## TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Yüksek Lisans alıőmamız KBÜ-BAP-18-YL-048 nolu BAP Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalıőmayı destekleyen Karabük Üniversitesi BAP Koordinatörlüğüne teşekkür ederim. Deneysel çalıőmalarımı gerçekleştirirken imkân ve desteklerini benden esirgemeyen Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölüm Başkanlığına ve çalıőanlarına teşekkür ederim.

Sevgili aileme desteklerini hiçbir şekilde esirgemedен yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim. Ayrıca, Karabük'e geldiğim vakitlerde desteğini esirgemeyen Araştırma Görevlisi Demet Taőtemür hocama ve arkadaőım Atacan Coőkuna da teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xviii
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	3
PASLANMAZ ÇELİKLER.....	3
2.1. PASLANMAZ ÇELİKLER HAKKINDA GENEL BİLGİLER .....	3
2.2. PASLANMAZ ÇELİK TÜRLERİ.....	7
2.2.1. Ferritik Paslanmaz Çelik .....	8
2.2.2 Martenzitik Paslanmaz Çelikler.....	9
2.2.3. Dupleks Paslanmaz Çelik .....	10
2.2.4. Çökelme ile Sertleştirilmiş Paslanmaz Çelikler .....	12
2.2.5. Östenitik Paslanmaz Çelikler.....	14
2.2.5.1. 304 ve 316L Östenitik Paslanmaz Çelikler.....	19
2.3. PASLANMAZ ÇELİKLERİN ÜSTÜN ÖZELLİKLERİ .....	20
2.3.1. Korozyon Dayanımı .....	20
2.3.2. Yüksek ve Düşük Sıcaklıklar.....	20
2.3.3. İmalat Kolaylığı.....	20
2.3.4. Mekanik Dayanım .....	20
2.3.5. Görünüm.....	20
2.3.6. Hijyenik Özellik.....	21

	<u>Sayfa</u>
2.3.7. Uzun Ömür .....	21
<b>BÖLÜM 3 .....</b>	<b>22</b>
<b>PLASTİK DEFORMASYON .....</b>	<b>22</b>
3.1. METALİK MALZEMELERDE PLASTİK DEFORMASYON MEKANİZMALARI .....	22
3.1.1. Kayma.....	22
3.1.2. İkizlenme .....	23
3.1.3. Tane Sınırı Kayması .....	23
3.1.4. Yayınma Sürünmesi .....	24
3.2. PLASTİK DEFORMASYONU ETKİLEYEN FAKTÖRLER .....	25
3.2.1. Malzeme Yapısı .....	25
3.2.2. Kalıntı Gerilmeler .....	26
3.2.3. Deformasyon Hızı.....	27
3.2.4. Sıcaklık .....	29
3.2.5. Sürtünme ve Yağlama.....	32
3.2.6. Geometrik Faktörler .....	32
3.2.7. Malzemelerin mekanik özellikleri .....	33
<b>BÖLÜM 4 .....</b>	<b>34</b>
<b>ÇELİKLERE UYGULANAN MUKAVEMET ARTIRMA YÖNTEMLERİ.....</b>	<b>34</b>
4.1. GİRİŞ.....	34
4.1.1. Alaşım Sertleşmesi .....	34
4.1.2. Çökelme Sertleşmesi .....	35
4.1.3. Soğuk İşlem .....	36
4.1.3.1. Toparlanma .....	38
4.1.3.2. Yeniden Kristalleşme.....	38
4.1.4. Tane Boyutunu Küçültme.....	39
4.1.5. Deformasyon Yaşlanması.....	40
4.1.5.1. Statik Deformasyon Yaşlanması.....	41
4.1.5.2. Dinamik Deformasyon Yaşlanması .....	42
4.1.6. Martenzitik Dönüşüm .....	44

	<b><u>Sayfa</u></b>
4.1.7. Radyasyonla Sertleştirme .....	44
4.1.8. Çalışma Sertleşmesi (Pekleşme) ve Tane Boyutunun Belirlenmesi.....	44
4.1.8.1. Çalışma Sertleşmesi ve Çalışma Sertleşmesi Üsteli .....	45
4.1.8.2. Tane Boyutunun Belirlenmesi .....	47
BÖLÜM 5 .....	49
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	49
5.1. GİRİŞ.....	49
5.2. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN MALZEME.....	49
5.3. ISIL İŞLEM PROSESLERİ .....	50
5.4. SICAK ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI .....	51
5.5. ÇEKME DENEYLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ.....	51
5.6. MİKROYAPI İNCELEME ÇALIŞMALARI.....	52
5.7. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ .....	53
BÖLÜM 6 .....	55
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	55
6.1. GİRİŞ.....	55
6.2. ÖN ÇALIŞMA SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ .....	55
6.2.1. Ana Malzeme ve Suda Soğutulan Numunelerin Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi .....	55
6.3. ANA MALZEME VE ISIL İŞLEM GÖRMÜŞ MALZEMELERİN ÇEKME DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	58
6.3.1. Ana Malzemenin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi .....	58
6.3.2. 1100 °C’de 60 dk. Tavlandıktan Sonra Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi.....	60
6.3.3. 1100 °C’de 160 dk. Tavlandıktan Sonra Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi.....	62
6.3.4. 1100 °C’de 260 dk. Tavlandıktan Sonra Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi.....	64
6.3.5. Ana Malzeme ve Isıl İşlem Görmüş Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Karşılaştırmalı Olarak Değerlendirilmesi.....	66
6.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	75

	<b><u>Sayfa</u></b>
6.4.1. Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile Mikroyapı İncelemeleri ve Değerlendirilmesi .....	75
6.4.2. Tarama Elektron Mikroskobu İle Kırık Yüzey İncelemeleri ve Değerlendirilmesi .....	91
BÖLÜM 7 .....	107
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....	107
7.1. GENEL SONUÇLAR .....	107
7.2. ÖNERİLER .....	109
KAYNAKLAR .....	111
ÖZGEÇMİŞ .....	119

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1. İnce krom oksit tabakasının şematiksel gösterimi. ....	4
Şekil 2.2. Demir-nikel (Fe-Ni) denge diyagramı .....	5
Şekil 2.3. Demir-krom denge faz diyagramı .....	6
Şekil 2.4. Paslanmaz çelik tipleri . ....	8
Şekil 2.5. Karbonun demir-krom denge diyagramına etkisi (% 0.05 C).....	15
Şekil 2.6. Soğuk deformasyonun AISI 202 paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerine etkisi. ....	18
Şekil 2.7. Soğuk deformasyonun AISI 310 paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerine etkisi . ....	18
Şekil 3.1. İkizlenmenin kristalografik gösterimi .....	23
Şekil 3.2. Tane sınırı kaymasının şematik gösterimi . ....	24
Şekil 3.3. Yayınma sürünmesinin şematik gösterimi.....	25
Şekil 3.4. Deformasyon hızının çekme eğrisine etkisinin şematik olarak gösterilişi. ....	27
Şekil 3.5. Çeşitli sıcaklıklarda çekme mukavemetine deformasyon hızının etkisi... ..	28
Şekil 3.6. Farklı kristalografik yapıdaki malzemelerde deformasyon hızı ile çekme mukavemetinin değişimi. ....	29
Şekil 3.7. Az karbonlu bir çeliğin çekme diyagramına sıcaklığın etkisi.....	29
Şekil 3.8. Malzemelerin mekanik özelliklerine sıcaklığın etkisi . ....	30
Şekil 3.9. Çeşitli malzemelerde $\sigma/E$ değerinin benzeş sıcaklık $T/T_m$ ile değişimi... ..	30
Şekil 3.10. Kırılma tipleri; a) Transgranüler kırılma (taneleri keserek kırılma) b) İntergranüler kırılma (taneler arası kırılma) .....	31
Şekil 4.1. Çökelme sertleşmesinin aşamaları ve çökelme sertleşmesi sırasındaki mikroyapısal değişimler. ....	35
Şekil 4.2. Soğuk işlem oranının mekanik özelliklere etkisi. ....	37
Şekil 4.3. Akma geriliminin tane boyutu ile değişimi. ....	40
Şekil 4.4. Statik yaşlanma sertleşmesinin temel prensibi. ....	42
Şekil 4.5. Dinamik yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroalaşım çeliğinin kuvvet-uzama diyagramında sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişim. ....	43
Şekil 4.6. Tane boyutunun belirlenmesinde kullanılan ölçüm kriterleri .....	47
Şekil 5.1. Protherm marka ısıtma işlem fırını .....	50

Şekil 5.2. Çekme deney numunesi .....	51
Şekil 5.3. Sıcak çekme test cihazı. ....	52
Şekil 5.4. Optik mikroskop .....	53
Şekil 5.5. Tarama elektron mikroskobu. ....	54
Şekil 6.1. Ana malzeme ve 1100 °C’de farklı zaman aralıklarında tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin mikro yapıları. (a) Ana malzeme, (b) 20 dk, (c) 40 dk, (d) 60 dk, (e) 80 dk, (f) 160 dk, (g) 240 dk, (h) 260 dk.....	57
Şekil 6.2. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan ana malzemenin gerilme- % uzama diyagramları. ....	60
Şekil 6.3. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları. ....	62
Şekil 6.4. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları. ....	64
Şekil 6.5. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları. ....	66
Şekil 6.6. Farklı sıcaklıklarda test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin mekanik özellikleri.....	67
Şekil 6.7. Farklı sıcaklıklarda test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin çalışma sertleşmesi üsteli değerleri.....	70
Şekil 6.8. 25 °C’de test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin gerilme-% uzama diyagramları. ....	72
Şekil 6.9. 500 °C ‘de test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin gerilme-% uzama diyagramları. ....	73
Şekil 6.10. 800 °C’de test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin gerilme-% uzama grafikleri.....	73
Şekil 6.11. 25 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmeledeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	76
Şekil 6.12. 500 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmeledeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	77
Şekil 6.13. 800 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmeledeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi. ....	78
Şekil 6.14. 25 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmeledeki SEM mikroyapı görüntüleri ve çizgi EDS analizi. ....	80
Şekil 6.15. 500 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmeledeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	81

Şekil 6.16. 800 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	82
Şekil 6.17. 25 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	84
Şekil 6.18. 500 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve çizgi EDS analizi. ....	85
Şekil 6.19. 800 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	86
Şekil 6.20. 25 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	88
Şekil 6.21. 500° C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	89
Şekil 6.22. 800 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	90
Şekil 6.23. 25 °C’de çekme testi uygulanmış ana malzemeden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	92
Şekil 6.24. 500 °C’de çekme testi uygulanmış ana malzemeden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	93
Şekil 6.25. 800 °C’de çekme testi uygulanmış ana malzemeden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	94
Şekil 6.26. 25 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	96
Şekil 6.27. 500 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	97
Şekil 6. 28. 800 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	98
Şekil 6.29. 25 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	100
Şekil 6.30. 500 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıtıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	101



## **Sayfa**

Şekil 6.31. 800 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	102
Şekil 6.32. 25 °C’çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	104
Şekil 6.33. 500 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	105
Şekil 6.34. 800 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi. ....	106

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 2.1. Ferritik paslanmaz çelik serileri.....	9
Çizelge 2.2. Çeşitli ülkelerde kullanılan dubleks paslanmaz çeliklerin tanımlama kodları ve kimyasal bileşimleri. ....	12
Çizelge 2.3. Farklı ısı işlemler uygulanan martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimi .....	14
Çizelge 2.4. Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri .....	17
Çizelge 2.5. Paslanmaz çeliklerin bazı kullanım alanları . ....	21
Çizelge 5.1. Ana malzemenin kimyasal bileşimi.....	50
Çizelge 6.1. 1100 °C’de farklı zaman aralıklarında tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin ortalama doğrusal kesişme tane boyutları.....	56
Çizelge 6.2. Farklı sıcaklıklarda test edilen ana malzemenin sıcak çekme test sonuçları. ....	59
Çizelge 6.3. Farklı sıcaklıklarda test edilen 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.....	61
Çizelge 6.4. Farklı sıcaklıklarda test edilen 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları. ....	63
Çizelge 6.5. Farklı sıcaklıklarda test edilen 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları. ....	65

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

- $Cr_{eş}$  : krom eşdeğerliliği  
 $Ni_{eş}$  : nikel eşdeğerliliği  
Ag : gümüş  
Al : alüminyum  
Ar : argon  
Au : altın  
Cu : bakır  
 $H_2$  : hidrojen  
He : helyum  
Mo : molibden  
Ni : nikel  
 $erf(z)$  : hata işlevi  
 $\gamma$  : birim hacim ağırlığı  
 $(x)$  : gama işlevi  
 $\alpha$  : kutupsal açı  
 $\sigma$  : normal gerilme  
c : tek eksenli basınç dayanımı

## **KISALTMALAR**

- AISI : American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
- ASTM: American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)
- AWS : American Welding Society (Amerika Kaynak Topluluğu)
- DIN : Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
- EN : European Norm (Avrupa Normu)
- IIW : International Institute of Welding (Uluslararası Kaynak Enstitüsü)
- TS : Türk Standardı

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Paslanmaz çeliklerin gelişimi 19. yüzyılın sonuna ve 20. yüzyılın başlarına dayanmaktadır. O zamandan beri, yeni bileşimler ve işleme teknolojileri gelişerek nihai özellikleri iyileştirilmektedir. Günümüzde, paslanmaz çelikler, biyomedikal, otomobil, havacılık, gıda, bina vb. gibi çeşitli endüstrilerde kullanılmak üzere yaygın olarak üretilmektedir [1].

Östenitik paslanmaz çelikler mükemmel korozyon direnci, plastisite ve gerinim sertleştirme kabiliyeti nedeniyle mimari, endüstriyel ve nükleer santral alanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır [2]. 316L östenitik paslanmaz çeliklerde gemi yapımı, nükleer enerji endüstrileri ve tıbbi alanlar dahil olmak üzere çeşitli endüstriyel alanlarda da yaygın olarak kullanılmaktadır [3]. Başlıca avantajları korozyon direnci, iyi oksidasyon direnci ve iyi şekil alabilme kabiliyetidir [4]. Çekiciliği, yüksek mukavemetleri ve esas olarak yüzeylerinde oluşan pasif tabakaların varlığından kaynaklanan olağanüstü korozyon direnciyle ilgilidir [1].

Her çeşit ve şekilde bulunabilen ve kolayca şekillendirilebilen paslanmaz çelikler, gelişmiş kaynak yöntemleri ile daha ileri uygulama alanlarına başarıyla tedarik edilebilir. Paslanmaz çelikler, paslanmaz özelliklere sahip olmak için kombinasyonlarında %12 krom içermelidir; krom, kritik soğutma hızını azaltarak sertleştirme kabiliyetini iyileştirmektedir. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda çeliğin küçük taneli olmasına neden olup oksidasyon direncini artırmaktadır [5].

Alaşım elementi olarak çelikte %12'den fazla krom bulunması, çeliği nitrik asit gibi oksidatif asitlere ve atmosferin olumsuz etkilerine karşı korur. Ancak sadece krom içeren çelikler hidroklorik asit ve sülfürik asit gibi asitlere karşı dirençli değildir. Bu

asitler, yüzeyi koruyan kromoksit tabakasının yüzeyini kaldırır. Böylece çelik korumasız kalır. Günümüz endüstrisinde, asitlerin olumsuz etkilerini azaltmaya karşı iyi direnç gösteren nikel, molibden gibi alaşım elementlerine sahip paslanmaz çelik üretilmektedir. Bu alaşım elementleri çeliğin mikroyapılarını etkin bir şekilde değiştirebilir, bu da paslanmaz çeliklerin sınıflandırılmasına yardımcı olur [6].

Östenitik paslanmaz çelikler, yüksek sıcaklıklarda agresif ortamlarda maliyet ve dayanıklılığın faydalı bileşimi nedeniyle kimya endüstrisindeki ve enerji üretimindeki uygulamalar için önemli bir malzemedir [7]. Prensipte olarak paslanmaz çeliklerin korozyon direnci, örneğin AISI 304 ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliklerin yüzeyinde Cr açısından zengin bir oksit tabakasının oluşmasıyla sağlanmaktadır. Çok sayıda çalışma, yüksek sıcaklıklarda östenitik paslanmaz çelik üzerinde oluşan oksidin iki veya daha fazla tabakadan oluştuğunu göstermiştir. Tabakaların Cr'nin bileşimi / dağılımı ve kristal yapıya göre oldukça değişken olduğu görülmüştür [8]. Önceki çalışmalar, oksidasyon sıcaklığının yüzey bileşimi ve oksidin kristal yapısı için kilit bir rol oynadığını göstermiştir [9-11]. Geçmişte paslanmaz çeliğin ortam ve yüksek sıcaklıklardaki davranışını araştırmak için kapsamlı çalışmalar yapılmış olsa da daha sonra davranışlarına çok az dikkat edilmiştir [12].

Ülkemizde üretimi gerçekleştirilemeyen paslanmaz çelikler çok özel malzemelerdir. Sanayide çok özel alanlarda kullanılırlar. Paslanmaz çeliklerin bir grubu olan östenitik paslanmaz çelikler ısıtma işlemleri ile sertleştirilemeyen çeliklerdir. Yapısının oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda östenitten oluşmasından dolayı bu çelikler faz dönüşümü göstermezler ve bu nedenle de ısıtma işlemine bağlı olarak sertleşmezler. Bu çalışmada, 316L östenitik paslanmaz çeliğinin tane boyutlarındaki değişimin çalışma sertleşmesine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla farklı tane boyutu oluşturmak için 316L östenitik paslanmaz çelikten elde edilen numuneler 1100 °C'de 60 dk, 160 dk. ve 260 dak. tavlandıktan sonra suda soğutulmuştur. Ana malzeme ve 1100 °C'de farklı zaman aralıklarında tavlandıktan sonra suda soğutulan numuneler 25 °C, 500 °C ve 800 °C sıcaklıklarda soğuk, ılık ve sıcak deformasyona tabi tutulmuştur. Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda 316L östenitik paslanmaz çelikte oluşturulan farklı tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi belirlenmiştir.

## BÖLÜM 2

### PASLANMAZ ÇELİKLER

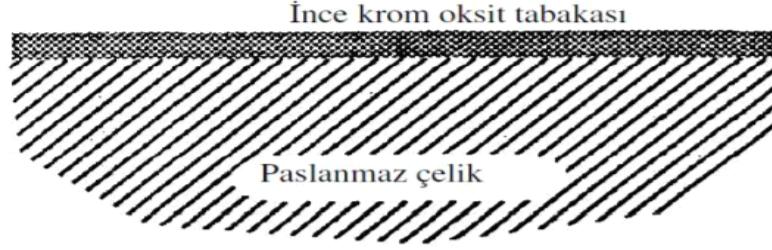
#### 2.1. PASLANMAZ ÇELİKLER HAKKINDA GENEL BİLGİLER

Paslanmaz çelikler, standart atmosfer koşullarında pas oluşumunu önlemek için en az %12 krom içeren demir bazlı alaşımlardır. Oksijen varlığında kendini sürekli iyileştiren krom bakımından zengin oksit yüzey filminin oluşumu nedeniyle paslanmaz özellik gösterirler. Karbon gibi diğer elementler (% 0.03'ten % 1.0'a kadar) nikel, molibden, bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, azot, kükürt ve selenyum da belirli özellikleri iyileştirmek için yapılarında bulunabilir [13,14]. Paslanmaz çelikler mekanik dayanım, süneklik, tokluk ve üstün korozyon dayanımı özelliklerinden dolayı endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır [15,16].

Kimya, enerji, gıda, ulaşım, sağlık ve madencilik gibi birçok alanda paslanmaz çelikler kullanılmaktadır. Örneğin, şeker üretim tesislerinde şeker kamışının, biyogaz üretim tanklarında da mikroorganizma ve gazların koroziv etkilerinden korunmak için paslanmaz çelikler tercih edilmektedir. Her iki uygulamada da hijyen önemlidir ve paslanmaz çeliklerin kolay temizlenebilmesi ile bu ihtiyaçlar karşılanabilmektedir. Hijyenin kritik öneme sahip olduğu sağlık sektöründeki cerrahi ve medikal ekipmanlarda, gıda sektöründe ise yiyecek-içecek kaplarında ve üretim araç gereçlerinde paslanmaz çelikler kullanılmaktadır [17].

Paslanmaz çeliklerde korozyon direnci, artan krom miktarına bağlı olarak yükselmektedir. Krom içeren çelikler yüzeyleri bir krom oksit tabakası ile örtülü olmadıkları sürece korozyona ve özellikle oksidasyona karşı çok hassastırlar. İşte bu bakımdan paslanmaz çeliğin korozyon direncinin oluşması için en az % 12 Cr içermesi ve ortamda da oksijen bulunması gerekir [18-21].

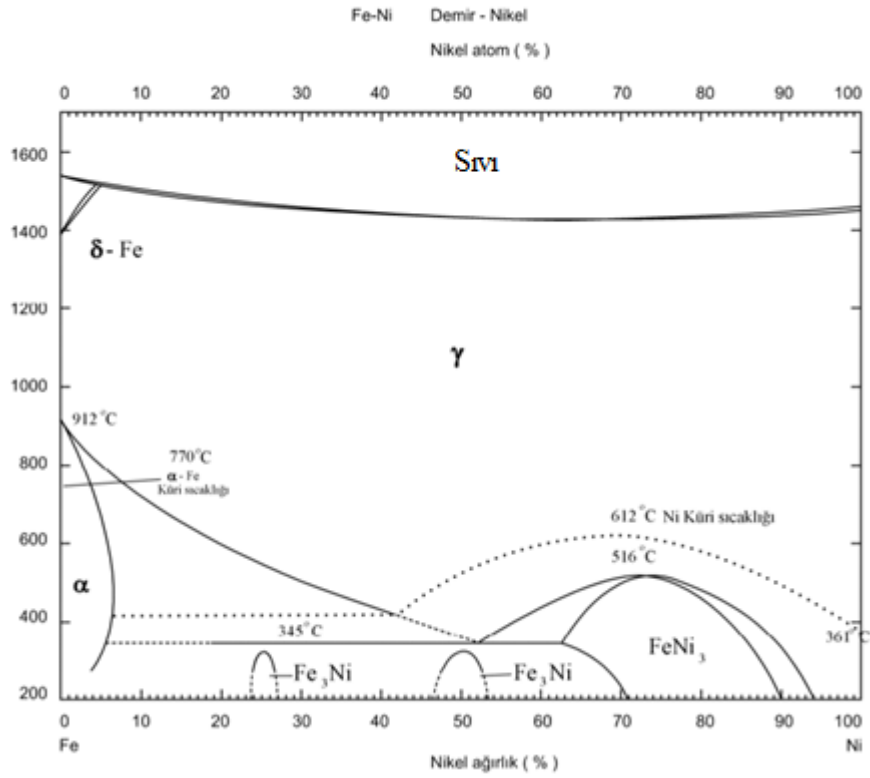
Bu tabaka; ince, sıkı, geçirimsiz ve metalin yüzeysel davranışlarında çok önemli elektrokimyasal değişimler yaparak, çeliği korozif ortamdan koruyan özelliklere sahiptir. Bu şematiksel olarak şekil 2.1’de gösterilmiştir [22].



Şekil 2.1. İnce krom oksit tabakasının şematiksel gösterimi [22].

Karbon güçlü bir östenit oluşturunucudur. Sertleşme kabiliyetini iyileştirmek ve mukavemeti artırmak için yüksek mukavemetli alaşımlara katkı maddesi olarak eklenir. Kaynak metalin korozyon direncini ve düşük sıcaklıkta tokluğu negatif yönde etkiler [23]. Krom bir karbür ve ferrit yapıcıdır. Korozyon direnci sağlayan bir alaşım elementidir. Paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıklarda sürünme ve mukavemet direnci üzerinde önemli bir etkisi yoktur. Nikel güçlü bir östenit oluşturunucu ve dengeleyicidir. Yüksek krom ve düşük karbonlu çeliklerde yüksek sıcaklıklarda tane büyümesinin önlemek için eklenir. Mukavemeti artırır. Manganez östenit oluşturunucudur ve östenitik alaşımlarda kaynak metalinin çatlama direncini artırır [23]. Demir-nikel (Fe-Ni) denge diyagramı (Şekil 2.2) yeterli miktarda nikelin, östeniti oda sıcaklığı üzerindeki tüm sıcaklıklarda kararlı kıldığını gösterir [24].





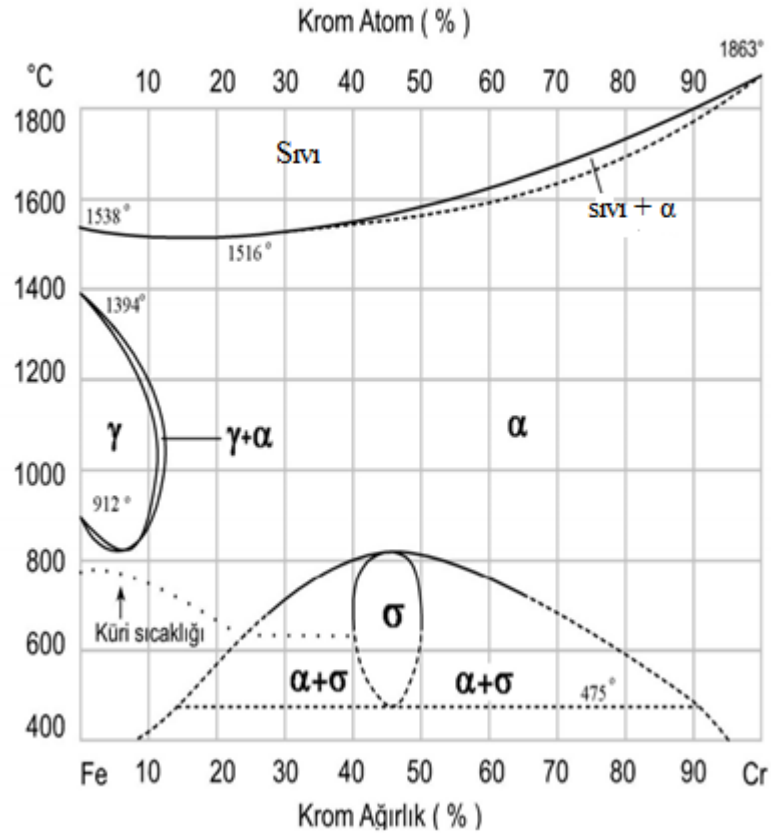
Şekil 2. 2. Demir-nikel (Fe-Ni) denge diyagramı [24].

Alüminyum güçlü bir ferrit yapıcıdır. Titanyum içeren bazı yüksek mukavemetli alaşımlarda yaşlanma sertleşmesinin etkisini azaltır. Güçlü bir nitrür yapıcı olup %12 krom içeren kaynak metaline katılarak daha sert olması sağlanır. Niobium güçlü bir karbür oluşturmaktadır. Östenitik paslanmaz çeliklerde krom karbür çökmesini engellemek için kullanılır. Orta ılımlı bir karbür yapıcıdır. Sertlik ve mukavemeti etkilemek için yüksek mukavemetli alaşımlara eklenir. Çeliğin sertleşme eğilimini azaltmak için karbon bağlanarak bazı martensitik paslanmaz çelik kalitelerine eklenir. Azot güçlü bir östenit oluşturmaktadır. Yüksek krom ve düşük karbonlu çeliklerde tane büyümesini önlemek için eklenir ve mukavemeti artırır [23].

Paslanmaz çeliğin işlenmesine yatkınlığını artırmak için kükürt, fosfor ve selenyum elementlerinden biri molibden veya zirkonyumla birlikte çeliğe eklenir. Bu üç element, kaynak metalinde çatlama neden olur. Silisyum ferrit yapıcıdır ve östenitik çeliklerde korozyon direncini artırmak için kullanılır. Titanyum, östenitik paslanmaz çeliklerde krom karbürün oluşmasını önlemek için dengeleme elemanı olarak kullanılır. Güçlü bir ferrit yapıcıdır. Sertlik ve dayanıma katkısı nedeniyle yüksek

sıcaklığa dayanıklı bazı alaşımlara eklenir. Yaşlanma sertleşmesini etkilemek için bazı yüksek dayanımlı alaşımlara alüminyum ile birlikte eklenir [23].

Demir-krom sistemi, paslanmaz çelik grubunun temelini oluşturur. Krom, hacim merkezli kübik kristal kafes (HMK) yapıya sahip ferrit dengeleyicidir. Demir-krom denge diyagramında yüzey merkezli kübik kristal kafes (YMK) yapısı östenit bölgesini kapatır ve bu faz yaklaşık 1000°C’de en yüksek krom çözünürlüğüne (%12) sahiptir. Demir-krom denge diyagramından görüldüğü gibi (Şekil 2.3), 1390 °C’nin üstünde ve 830 °C’nin altındaki alanın herhangi bir bölgesinde östenit bulunmaz [23].



Şekil 2.3. Demir-krom denge faz diyagramı [23].

Düşük sıcaklıklarda demir krom faz diyagramının tamamı katı eriyik olmayıp 821°C altında yaklaşık %46 krom içeren sert ve kırılgan olan  $\sigma$  fazı oluşmaktadır. Fe-Cr alaşımlarına karbon katıldığında östenit alanları genişlemektedir [25,26].

Molibden ferrit ve karbür yapıcı elementtir. Yüksek sıcaklıkta katı faz içine girer, yavaş soğumada karbon ve molibden miktarına bağlı olarak çeşitli formlarda çökler. Molibden paslanmaz çeliklerde mukavemeti arttırmaktadır [27].

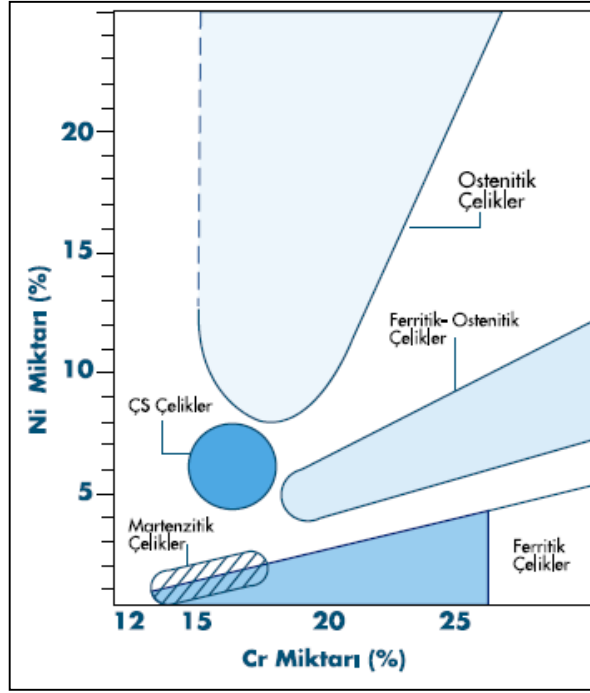
## 2.2. PASLANMAZ ÇELİK TÜRLERİ

Paslanmaz çeliklerde kimyasal bileşim değiştirilerek farklı özelliklerde alaşımlar elde edilir. Krom miktarı yükseltilecek veya nikel ve molibden gibi alaşım elementleri katılarak korozyon direnci artırılabilir. Bunun dışında bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, azot, kükürt ve selenyum gibi bazı elementlerle alaşımlama ile ilave olumlu etkiler sağlanabilir. Bu şekilde makine tasarımcıları ve imalatçıları değişik kullanımlar için en uygun paslanmaz çeliği seçme şansına sahip olurlar. Paslanmaz çeliklerde iç yapıyı belirleyen en önemli alaşım elementleri, önem sırasına göre krom, nikel, molibden ve mangandır. Bunlardan öncelikle krom ve nikel iç yapının ferritik ve östenitik olmasını belirler [28].

Paslanmaz çelikler oda sıcaklığındaki iç yapılarına göre beş ana grupta toplanırlar:

- Ferritik paslanmaz çelikler
- Martenzitik paslanmaz çelikler
- Östenitik paslanmaz çelikler
- Ferritik-Östenitik (dubleks) paslanmaz çelikler
- Çökeltme sertleşmesi uygulanabilen paslanmaz çelikler [29].

Endüstride en yaygın olarak kullanılanlar östenitik ve ferritik çelikler olup, tüm paslanmaz çelikler içerisinde %95'e ulaşır [30]. Şekil 2.4 paslanmaz çelik türlerini göstermektedir.



Şekil 2.4. Paslanmaz çelik tipleri [30].

### 2.2.1. Ferritik Paslanmaz Çelik

Ferritik paslanmaz çelikler genellikle molibden, silisyum, alüminyum, titanyum, niyobyum, selenyum, karbon ve % 11 ila 30 krom içeren demir-krom alaşımlarıdır. Isıl işleme güçlendirilemezler ve iyi sünekliğe sahiptirler. Bu çeliklerin şekillendirilebilirliği ve kaynaklanabilirliği, yapılarındaki element içeriğine bağlıdır [13,31]. Ferritik paslanmaz çelikler, yüksek korozyon direnci ve östenitik paslanmaz çelik kalitelerine kıyasla nispeten düşük fiyatı nedeniyle, otomotiv ve denizcilik endüstrilerinin yanı sıra petrol ve gazdaki uygulamalar için cazip malzemelerdir [32].

Korozyon dirençleri östenitik paslanmaz çeliklerden daha düşük olmasına rağmen, çok az nikel içeren veya hiç nikel içermeyen ferritik paslanmaz çelikler ucuz oldukları için yaygın olarak kullanılmaktadır [33-35]. Ferritik paslanmaz çelikler düşük termal genişleme katsayısına sahip olması, mukavemetinin yeterli olması şartıyla yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilirler [36]. Böylece yüksek Cr içeriğine sahip ferritik paslanmaz çelik ürünler geliştirilip üretilirler [37,38]. Bu çelikler az miktarda karbona sahip oldukları için, normal olarak östenit yapıdan ferrit yapıya

dönüşemez. Bu sebeple ısıtıl işlemin uygulanamadığı malzeme olarak bilinmektedir. Karbon ve azot miktarlarının mümkün olduğunca az tutulması, süneklik, korozyon direnci ve kaynaklanabilirlik özelliklerini artırır [18,39,40]. Çizelge 2.1 ferritik paslanmaz çelik türlerini göstermektedir.

Çizelge 2.1. Ferritik paslanmaz çelik serileri [14].

AISI NO	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Diğeri
XM34 (18-2FM)	0,08	1,00	2,50	0,04	0,15 min	17,5/19,5	1,50/2,50	----	---
S18235	0,025	1,00	0,50	0,030	0,15/0,35	17,5/18,5	2,00/2,50	1,00	N 0,025:(C+N) 0,035: Ti 0,30/1,00
403	0,15	0,50	1,00	0,040	0,030	11,5/13,0	-----	---	---
405	0,08	1,00	1,00	0,040	0,030	11,5/14,5	-----	---	Al 0,10/0,30
S40800	0,08	1,00	1,0	0,045	0,045	11,5/13,0	-----	0,50	Ti 12*C/1,10
409	0,08	1,00	1,0	0,045	0,045	10,05/11,75	-----	0,50	Ti 6*C/0,75
S40910	0,030	1,00	1,0	0,040	0,020	10,5/11,7	-----	0,50	N 0,030: Ti: 6*(C+N)/0,50: Nb0,17
S240920	0,030	1,00	1,0	0,040	0,020	10,5/11,7	-----	0,50	N 0,030:Ti 0,15/0,50:Nb 0,10
S40930	0,030	1,00	1,0	0,040	0,020	10,5/11,7	-----	0,50	N 0,030:(Ti+Nb) (0,08+8*(C+N))/0,75 Ti 0,05

## 2.2.2 Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler %11,5'ten fazla krom içermektedir. Yüksek sıcaklıklarda östenitik bir yapıya ve oda sıcaklığında uygun bir soğutma işlemi ile martenzitik yapıya sahip olan paslanmaz çeliklerdir. Bu tanım paslanmaz çeliklerin krom içeriğini sınırlar, çünkü bu dönüşümün gerçekleşmesi için çelik bileşimin yüksek sıcaklıklarda  $\gamma$  alanına düşmesi gerekir. Karbon,  $\gamma$  halkasını genişlettiği gibi pratikte %18 krom içeren çelik de yüksek sıcaklıkta tam östenit bir yapıya dönüştürülebilir. Bu tür paslanmaz çeliklerde, krom minimum %11,5 ve maksimum %18 ile sınırlıdır. Alt limit korozyon direncidir ve üst limit çeliği yüksek sıcaklıklarda tamamen östenitik bir yapıya dönüştürme yeteneğidir [41].

AISI normuna göre, 4XX serisi olarak gruplanan bu çelikler, DIN ve TSE standartlarına göre X10Cr13 ve X105CrMo17 stilinde işaretlenmiş bir grup yüksek alaşımlı çelik olarak sembolize edilir. TS 2535 paslanmaz çelikler ‘çeşitli kimyasal etkilere karşı dirençli ve bileşimlerinde ağırlıkça %11.5 krom içeren’ olarak tanımlanırken, martenzitik paslanmaz çelikler ‘%11.5-18 krom içeren ve ısı işlem ile sertleşebilir bileşime sahip martenzitik paslanmaz çelikler olarak tanımlanır [13]. Martenzitik paslanmaz çelikler hariç, 440 türün krom içeriği %14’ü aşmaz ve diğer alaşım elementlerinin toplamı %2-3’ten fazla değildir.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kritik soğutma oranları çok düşük olduğundan, yavaş soğutmada bile martenzit oluşur. Bu tür martenzitik çeliklerin korozyon direnci sertleştirilmiş durumda çok iyidir. 815 °C’ye kadar paslanmaz dirençlerini kaybetmezler ve sadece uzun süre yüksek sıcaklığa maruz kalırlarsa hafif korozyon başlayacaktır. Bu sebeple endüstride 700 °C’nin üzerindeki sıcaklıklarda sürekli olarak kullanılamazlar. Yüksek alaşımlı çelikler gibi sertleştirilen ve tavlanan bu çelikler manyetiktir ve çok üstün mukavemet özelliklerine sahiptir.

Martenzitik paslanmaz çelikler içerdikleri karbon ve krom miktarlarının sınır değerlerinde yaklaşık 1000°C’de tamamen östenittir. Bu sıcaklıktan hızlı soğutma ile mikroyapıda maksimum martenzit üretir. 820 ve 920 °C arasındaki sıcaklıklara kadar ısıtıldığında tamamen östenit oluşmaz ve bu sıcaklık aralığında soğutularak ferrit ve martensitin mikroyapısı oluşturulabilir. Bu çeliklerin sertleştirilmiş durumunda tokluk düşüktür ve uygun tokluk için genellikle tavlama ısı işlemi gereklidir. Temperleme sıcaklığı farklı mukavemet seviyeleri sağlayacak şekilde ayarlanabilir. Düşük karbonlu krom-nikel martenzitik paslanmaz çeliklere temperleme işlemi uygulanır [41].

### **2.2.3. Dupleks Paslanmaz Çelik**

Çift fazlı bir iç yapıya sahip olan bu tür paslanmaz çeliklerin en önemli avantajları çok daha iyi korozyon direncine sahip olmalarıdır. Endüstriyel uygulamalarda klor içeren sıvıların kullanılması, kullanılacak malzemelerin bilinen paslanmaz çelik sınıflarına (316L X2CrNiMo17133) kıyasla daha fazla mukavemet ve gelişmiş korozyon

direncine sahip olmasını gerektirir. Bu çelikler, tane boyutları 3-10 mikrometreye düşürülebildiğinde süper plastik hale gelir ve 950 °C'de %500 uzama gösterir [42].

%18 veya daha fazla krom içeren ferritik krom paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldığında, östenitik krom-nikel paslanmaz çelik kaliteleri, klor içeren ortamlarda oldukça sınırlı gerilmeli korozyona karşı çatlak direnci gösterir. Bununla birlikte östenitik krom-nikel paslanmaz çelikler daha iyi kaynaklanabilirliğe sahiptir. Ferritik paslanmaz çelikler gerilmeli korozyon çatlamağına karşı dirençlidir. Ancak son zamanlarda geliştirilen kaliteler de dahil olmak üzere iyi kaynaklanamazlar. Bilindiğı gibi birçok ferritik paslanmaz çelik %0.1 ve daha fazla karbon içerir. Bu da taneler arası kırılğan martenzit yapısının oluşumunu destekler. Bu olayların her ikisi de süneklikte bir düşüşe ve kaynağın soğuk çatlmasına neden olur. Bu sebepten mikroyapı ve mekanik özellikler arasındaki iyi ilişkiyi birleştirmek için dubleks paslanmaz çelikler geliştirilmiştir [42-44].

Dubleks paslanmaz çelikler yaklaşık %50 ferrit ve %50 östenit içeren bir iç yapıya sahiptir. Bununla birlikte, bu yapıya ulaşmak için, kimyasal bileşime ve ısıl işleme çok iyi uyulmalıdır. Haddeme veya dökme dubleks paslanmaz çeliklerde, mikroyapı genellikle 1040-1150 °C sıcaklık aralığında uygulanan bir ısıl işlem ile elde edilir. Dökümde, bu tür paslanmaz çelikler genellikle %80 veya daha fazla ferrit içerir ve az miktarda östenit oluşur. Ek olarak  $\sigma$  ve/veya  $\chi$  fazları gibi kırılğan metal fazlarının yapılarında oluşumu yaygındır. Isıl işlem sıcaklığı yüksekse metalik bileşiklerin oluşumunu önler ve oda sıcaklığında mikroyapı genellikle stabilize edilmiş östenit ve %60 ferrit fazından oluşur. Yavaş soğutma sırasında veya 540-930 °C sıcaklık aralığında metalik bileşikler oluşturma eğilimine ek olarak, dubleks paslanmaz çelikler 475 °C (temper) gevrekleşmesi adı verilen metalürjik bir fenomene de maruz kalırlar. Bu kırılğanlık, demir ve krom bakımından zengin ferritin çökmesinden kaynaklanmaktadır. Dubleks paslanmaz çelikler ülkemizde fazla tanınmamaktadır ve bu tür paslanmaz çelikler için Türk Standardı bulunmamaktadır. Batı ülkelerinde bu tür çelikler için standartların hazırlanmasına rağmen genellikle üretici firmaların markaları tarafından tanınmaktadır. Çeşitli ülkelerde kullanılan bu çeliklerin tanımlama kodları ve kimyasal bileşimleri de Çizelge 2.2'de verilmiştir. Bu tür

paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri tüm çeliklerin yanı sıra üretim sürecine (haddelenmiş, döküm) ve nihai ısıl işleme bağlıdır [41].

Çizelge 2.2. Çeşitli ülkelerde kullanılan dubleks paslanmaz çeliklerin tanımlama kodları ve kimyasal bileşimleri.

Genel İsim	UNS No	BS EN NO	Çelik Tipi	Tipik Kimyasal Bileşim %						0,2% akma day. (MPa)
				%C	Cr	Ni	Mo	N	Cu	
2304	S32304	1,4362	dublex	0,015	23,0	4,0	0,055	0,13		400
2205	S31803	1,4462	dublex	0,015	22,0	5,5	3,0	0,14	---	450
2205	S32205	1,4462	dublex	0,015	22,5	5,5	3,3	0,17		450
255(UR52N)	S32520	1,4507	superdublx	0,015	25,0	7,0	3-5	0,28	0,13	550
2507	S32750	1,4410	superdublx	0,015	25,0	7,0	4,5	0,28	0,3	550
Zeron 100	S32760	1,4501	superdublx	0,015	25,0	7,0	3,5	0,25	0,8	550
Sandvik SAF3207	S33207	---	hyperdublx	0,03	31	7,5	4,0	0,50	0,75	700

#### 2.2.4. Çökeltme ile Sertleştirilmiş Paslanmaz Çelikler

Çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler, bakır, molibden, niyobyum, alüminyum ve titanyum gibi alaşım elementleri içeren ve bu elementlerin bir veya daha fazlasının etkisiyle çökeltme sertleşmesi gösteren Fe-Cr-Ni paslanmaz çelik alaşımları ailesidir. Çökeltme sertleşmesi, prensip olarak alaşımın solüsyona alma ısıl işleminden sonra uygulanan hızlı soğutmayı takiben bir yaşlanma işlemidir. Yukarıda zikredilen çelikteki alaşım elemanları, çözelti tavlama işlemi sırasında çözülmemektedir ve matrisin sertliğini ve mukavemetini artırmak için yaşlanma işlemi esnasında mikroskobik olmayan parçacıklar halinde çökeltmektedirler. Bu işlem sonucunda çelik, martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine ve AISI 304 (X5CrNi1810) östenitik paslanmaz çeliğin korozyon direncine sahip olabilir. Bu çeliklerin üretimdeki en önemli avantajı, normalize edilmiş hallerinde kolayca işlendikten ve oluşturulduktan sonra 480-600 °C’de bir ısıl işlem uygulayarak mekanik özelliklerin geliştirilmesidir.



Mukavemetleri yaklaşık 1700 MPa'ya kadar çıkabilir, böylece martenzitik paslanmaz çeliklerin mukavemetinin üzerindeki değerlere ulaşılabilir [41].

Ticari uygulamada standart olmayan nitelikler olarak bilinen çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler ve bunların kimyasal bileşimleri, AISI standartlarında 6XX serisine dahil edilir, ancak bu serideki teknik literatürde bulunamaz. Çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler arasındaki bu gruplama ve yapısal farklılıklar, bu çeliklerin kaynaklanabilirliğini ve termal davranışını doğrudan etkiler. Bu nedenle bu tür çeliklerin metalürjik özelliklerini incelemek yararlıdır. Martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler, 1050-1080 °C sıcaklık aralığında çözelti tavlama sırasında tamamen östenitik iken, östenit, soğutma sırasında martensite dönüşür ve tamamen martensitik iç yapıya sahiptir. Martensitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı (Ms) 95-150 °C'dir. Daha sonra bu çelikler 480-650 °C sıcaklık aralığına ısıtılarak yaşlandırılır.

Çizelge 2.3, farklı ısı işlemleri uygulanan ve endüstride kullanılan martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimlerini göstermektedir. Çeliğin mekanik özellikleri, yaşlanma sıcaklığına ve zamanına bağlı olarak değişir. Uygulanan ısı işlemlerinin bir sonucu olarak martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çelikler çekme mukavemetindeki değişikliğe bağlı olarak iki gruba ayrılır. Örneğin, 17-4 PH, 15-5 PH, özel 450 ve paslanmaz W gibi tipler 1378 MPa, PH 13-8 Mo ve özel 455, 1378 MPa'dan daha yüksek çekme mukavemetlerine sahiptir [42]. Bu tür paslanmaz çeliklerde bileşimin metalürjik olarak stabilize edilmesi çok kritik bir konudur. Bileşimde meydana gelebilecek küçük bir dalgalanma, çözeltiye alma işleminde büyük ölçüde delta ferrit oluşumuna neden olabilir. Östenit çok kararlıysa, çökeltmeden sonra oda sıcaklığında iç kısımda çok fazla östenit kalabilir. Bu iki olay, karbon ve azot içeriğini önemli ölçüde etkileyen yaşlanma sırasında tüm sertleşmeyi önler. Örneğin, 17-4 PH ve paslanmaz W gibi türler martenzitik yapıda ferrit içerirken, 15-5 PH ve özel 450 gibi türler hızlı soğuduktan sonra ferrit içermez [41].

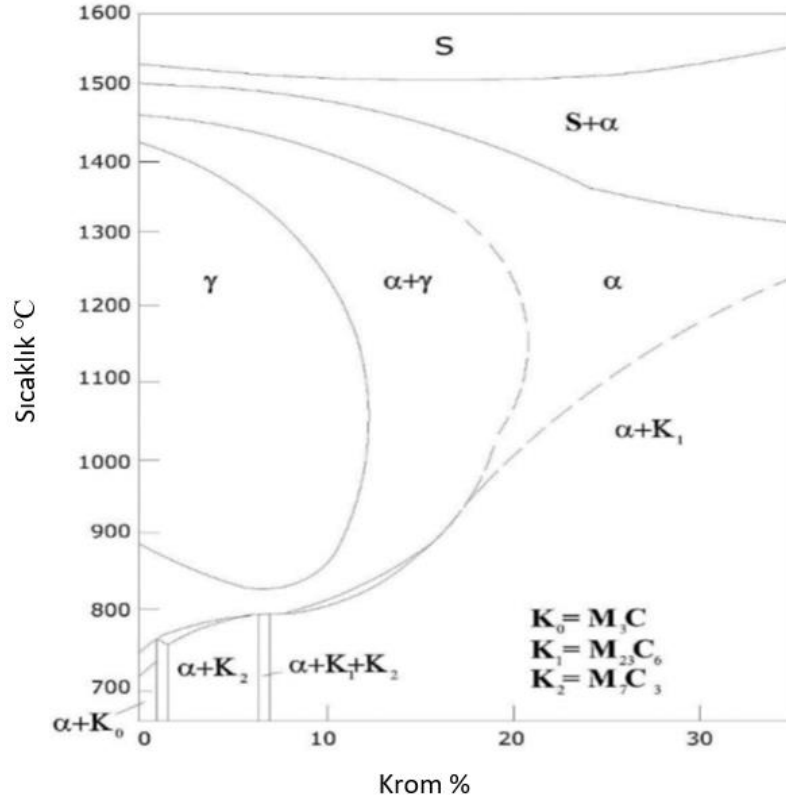
Çizelge 2.3. Farklı ısı işlemler uygulanan martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimi [42].

Sembol	Kimyasal Bileşim									
	Cr	Ni	C	Mn	Si	Cu	Mo	Ti	Al	Diğer
Martenzitik çökeltme ile sertleştirilmiş türler										
Paslanmaz Wb	16,75	6,75	0,07	0,50	0,50	---	---	0,80	0,20	---
17-4 PH	16,50	4,25	0,04	0,40	0,50	3,60	---	---	---	Nb+Ta 0,25
15-5PH (XM-12)	15,00	4,60	0,04	0,25	0,40	3,50	---	---	---	Nb+Ta 0,35
CROLOY 15-5PH	15,75	7,50	0,03	0,80	0,45	---	---	0,60	0,40	---
CUSTOM 450 (XM-25)	14,90	6,50	0,03	0,30	0,25	1,50	---	---	---	Nb+Ta 0,75
CUSTOM 455 (XM-16)	11,75	8,50	0,03	0,20	0,20	2,25	---	1,20	---	Nb+Ta 0,30
PH 13-8 Mo (XM-13)	13,00	8,00	0,04	0,05	0,05	---	---	---	1,00	---
ALMAR 62 (XM-9)	14,50	6,50	0,03	0,30	0,20	---	---	0,80	---	---
IN 736	10,00	10,00	0,02	0,10	0,10	---	2,00	0,20	0,30	---
Yarı östenitik çökeltme ile sertleştirilmiş türler										
17-7PH	17,00	7,00	0,07	0,70	0,40	---	---	---	1,15	---
PH 15-7 Mo	15,00	7,00	0,07	0,70	0,40	---	2,25	---	1,15	---
AM-350	16,50	4,25	0,10	0,75	0,35	---	2,75	---	---	N 0,10
AM-355	15,50	4,25	0,13	0,85	0,35	---	2,75	---	---	N 0,12
PH 14-8 MoC (XM-24)	15,50	8,75	0,05	0,10	0,10	---	2,50	---	1,35	---
Östenitik çökeltme ile sertleştirilmiş türler										
17-10 P	17,0	10,50	0,12	0,75	0,50	---	---	---	---	P 0,28
HNM	18,0	9,50	0,30	3,50	0,50	---	---	---	---	P 0,25
A286	15,0	25,0	0,06	1,20	0,50	---	1,20	2,00	0,25	V 0,30

## 2.2.5. Östenitik Paslanmaz Çelikler

Demir-krom ikili denge diyagramında (Şekil 2.3), %13 krom içeren bölge hariç, östenit alanının gözlenmediği ve her sıcaklık aralığında yapının ferritik olduğu ve krom %12-13 oranında sadece dar bir  $\alpha + \gamma$  bölgesinin bulunduğu görülmektedir. Bu ferrite  $\delta$ -ferrit denir, çünkü normal olarak çelik sıvı durumdan katılaştığında ortaya çıkar. Bu iki alaşıma karbon ilavesinin  $\gamma$  alanının ve özellikle  $\alpha + \gamma$  alanının genişlemesine neden olduğu daha önce gösterilmiştir. %18 krom içeren bir çeliğe %0.4'e kadar karbon eklemek iç yapının tamamen ferritik kalmasını sağlamaz ve dönüşümün gerçekleşmesine izin vermez. Ancak %0.08-0.22 karbon içeriği alanında yapı kısmi dönüşüm gösterir ve  $\alpha + \gamma$ 'nın iç yapısı elde edilir. %0.4'ten fazla karbon içeriyorsa çelik  $\gamma$  bölgesinden hızla soğutulabilir ve oda sıcaklığında tamamen östenitik bir yapıda tutulabilir. İç yapıdaki karbonun başka bir etkisi de karbür oluşumunda ortaya çıkar (Şekil 2.5) [35]. Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon direnci üzerinde önemli etkiye sahip olan karbürdür. Düşük karbon ve %18 krom içeren alaşımda bulunan nikel, faz oluşum bölgesini genişletir ve nikel miktarı %8'e

ulaştığında  $\gamma$  alanı oda sıcaklığına düşer. Bu durum en iyi bilinen östenitik çelik türü olan %18 krom ve %8 nikel içeren bir çelik grubunun doğmasına yol açmıştır.



Şekil 2.5. Karbonun demir-krom denge diyagramına etkisi (% 0.05 C) [35].

Bu özel bileşim, YMK yapıyı oda sıcaklığında minimum nikel içeriği ile dengeli bir durumda tutabilir. Çünkü krom içeriği hafifçe azalır veya çoğalır, kararlı bir östenit fazında kalması için daha fazla nikel gerektirir. Örneğin, %25 kromlu paslanmaz çelik korozyona karşı daha dayanıklıdır ve oda sıcaklığında östenitik formda tutmak için %15 nikel gerektirir.

Bilindiği gibi östenitik bir yapıda demir alaşımları elde etmek, bu yüzyılın başından beri metalürji uzmanlarının en önemli çabalarından biri olmuştur. Şimdi AISI 300 serisi olarak adlandırılan östenitik krom-nikel paslanmaz çelikler bu çalışmaların ürünleridir. Günümüzde östenitik paslanmaz çelikler %16 ile 26 krom, %10 ile 24 nikel, %0.4'e kadar karbon ve diğer bazı özellikleri geliştirmek için dahil edilmiş molibden, tantal, titanyum, niyobyum ve azot gibi elementler içerir. Son yıllarda

geliştirilen tam veya süper östenitik paslanmaz çelik olarak adlandırılan gruplarda östenit oluşturan elementlerin miktarı daha da artmıştır [45].

Östenitik paslanmaz çelikler soğutma sırasında östenit ferrit dönüşümü olmadığından sertleştirilemez. Bu manyetik olmayan paslanmaz çelikler, TS 2535, EU 95, EU88 ve DIN 17.440'a göre yüksek alaşımlı çeliklerde olduğu gibi ve AISI 3XX serisinde gruplandırıldığı gibi sembolize edilir. TS 2535'te östenitik paslanmaz çelikler "paslanmaz çelikler" olarak tanımlanır, bileşimde nikel ile korozyona karşı oda sıcaklığında manyetik olmayan, soğuk şekillendirmeye uygun ısıl işleme sertleşmeyen çeliklerdir. Tipik östenitik krom-nikel paslanmaz çelikler AISI ve DIN normlarına göre kısaltılmış görünümünde verilmektedir [13].

Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin korozyon direnci martenzitik krom ve ferritik krom paslanmaz çeliklerin korozyon direncinden daha yüksektir. Ferritik paslanmaz çeliklerde karşılaşılan çok önemli bir sorun olan içyapının östenitik doğası ve geçiş sıcaklığı altında gevrekleşme bu tip çeliklerde görülmez. Hem sıfırın altında (-270 °C'ye kadar) hem de yüksek sıcaklıkta korozyon direnci ve bu çelik grubunun üstün mekanik özellikleri, birçok alanda rakipsiz bir yapısal çelik olarak kullanılmasını mümkün kılar [13].

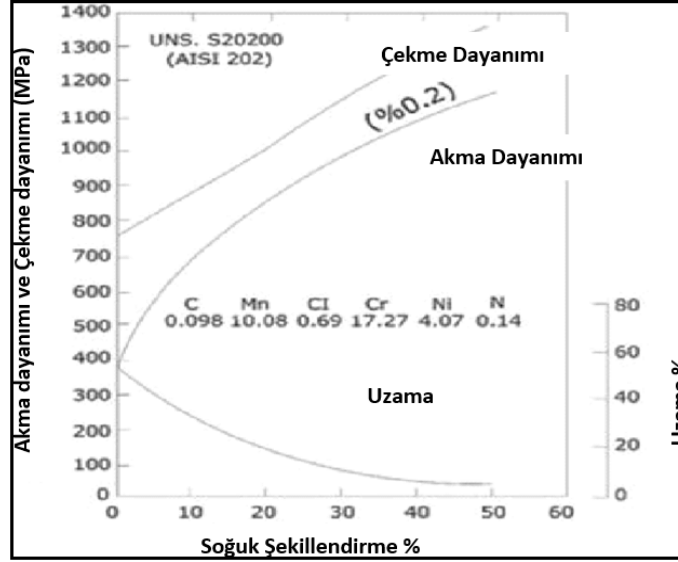
Çizelge 2.4 bir grup östenitik paslanmaz çeliğin oda sıcaklığında gerilme ve çentik-darbe dayanımlarını göstermektedir. Deformasyon sırasında kimyasal bileşimin bu özellikler üzerindeki etkisi hemen izlenebilir. Örneğin akma mukavemeti genellikle elastik deformasyonun son noktası olduğundan, plastik deformasyonun bu noktaya kadar bir etkisi yoktur. Bileşimin akma sınırı üzerindeki etkisi, katı çözeltili sertleşmesinin etkisidir ve bu katı çözeltili sertleşmesinde en etkili olan elementler, karbon ve azot gibi elementlerdir. Bu bağlamda karbon ve azot içeren çeliklerin akma mukavemetleri daha yüksektir.

Çizelge 2.4. Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri [41].

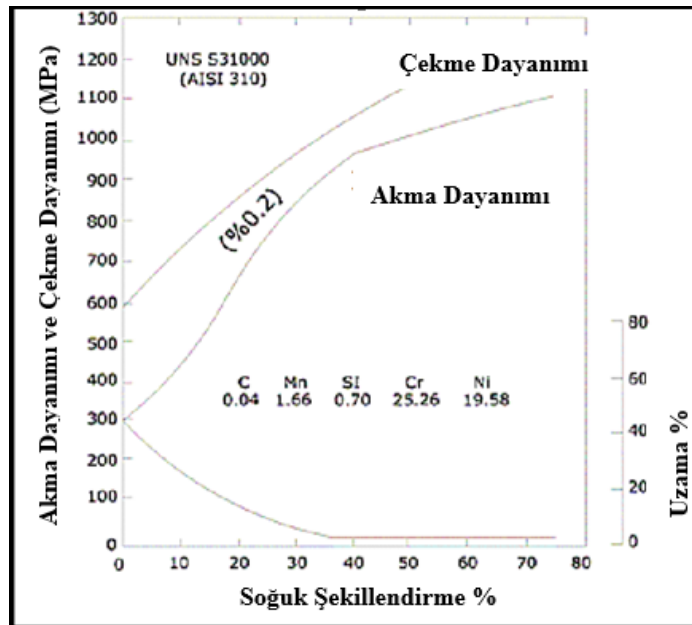
Çelik*	Ürün Şekli	Akma** Dayanımı MPa	Çekme Dayanımı MPa	Uzama (50 mm'de %)	Büzülme %	Notch-Darbe (min)J	Elastisite Modülü MPa
S20100 (201)	Sac veya Band	310	655	40,0	---	---	$197 \times 10^3$
S20200 (202)	Sac veya Band	310	621	40,0	---	---	---
S30100 (301)	Sac veya Band	276	758	60,0	---	---	$197 \times 10^3$
S30400 (304)	Sac veya Band	290	580	55,0	---	---	$197 \times 10^3$
S30400 (304)	Plaka ve Yuvarlak	241	565-586	60,0	70,0	149	$197 \times 10^3$
S31000 (310)	Plaka	310	655	50,0	65,0	122	$197 \times 10^3$
S38100*** (XM15)	Plaka	207	517	40,0	---	135	$200 \times 10^3$
*(UNS numarası (AISI numarası)) ** %0,2 limit *** USS 18-8-2							

Daha önce yüksek derecede deformasyon sertleşmesinin oluşması bu çeliklerin çok yüksek verim ve mukavemete sahip olduğunu göstermiştir ve bu çeliklerin bu yüksek verim ve gerinme mukavemetlerinde bile süneklik ve tokluğun bir kısmını korudukları görülmüştür. Bu açıdan östenitik paslanmaz çelikler yüksek mukavemetli ve yüksek korozyona dayanıklı soğuk haddelenmiş veya çekilmiş çeliklerdir. Ergitmeli kaynak durumunda parçanın tamamı veya bir kısmı soğuk deformasyondan elde edilen özellikleri kaybedecektir. Ancak iyi düşünülmüş bir kaynak yöntemiyle bu tür paslanmaz çelikler kolayca birleştirilebilir. Pratikte bile soğuk deformasyonun mukavemet üzerindeki tüm etkileri kullanılır. Bu konuda en iyi uygulamalara örnek olarak soğuk şekillendirilmiş östenitik paslanmaz çeliklerin kullanıldığı demir yolu araçları, kamyonlar, treyler kasaları verilebilir. Şekil 2.6 ve Şekil 2.7, AISI 202 ve 310 çeliklerinin soğuk çekilmiş çekme mukavemeti özelliklerini göstermektedir. Şekiller

incelendiğinde, belirli bir deformasyon hızı için yarı kararlı çelikler 202; kararlı 310 dan daha yüksek verim, gerilme ve uzama oranına sahiptir [45].



Şekil 2.6. Soğuk deformasyonun AISI 202 paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerine etkisi [45].



Şekil 2.7. Soğuk deformasyonun AISI 310 paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerine etkisi [45].

### 2.2.5.1. 304 ve 316L Östenitik Paslanmaz Çelikler

304 östenitik paslanmaz çelik, yüksek sünekliği ve yüksek Cr içeriğinin sunduğu mükemmel korozyon direnciyle karakterize edilen önemli mühendislik alaşımlarından biridir [46,47]. Ancak düşük mukavemet değeri birkaç yapısal amaç için uygulanmasını kısıtlar. 304 paslanmaz çelik, özellikle Cr ve Ni'nin varlığı nedeniyle oda sıcaklığında östenit yapı sergiler bu da yüksek bir süneklik değeriyle sonuçlanır [48].

AISI 304 kalite paslanmaz çelik, östenitik paslanmaz çeliklerin temel çeşitlerinden biridir ve en yaygın kullanılanıdır. Bu paslanmaz çeliğin kalitesi; kimyasal bileşiminin, mekanik özelliklerinin kaynaklanabilirliğinin ve korozyon-oksidayon direncinin çok iyi olması sebebiyle tercih edilir. Bu kalitedeki malzemelerin korozyona dayanımı diğer birçok kalite paslanmaz çeliklere oranla daha yüksektir. 304 paslanmazların düşük sıcaklıklardaki özellikleri ve çalışma sertleştirmesine verdiği tepki mükemmel yakındır. Yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelik kalitelerinden biri olan 304 paslanmaz çelik; kimya, ev aletleri, petrokimya, otomotiv yan sanayi, endüstriyel mutfaklar, gıda sanayi ve buna benzer çeşitli alanlarda sıkça kullanılır [49,50].

316L östenitik paslanmaz çelik, östenitik paslanmaz çelik alaşımının ekstra düşük karbonlu versiyonudur. 316L'deki düşük karbon içeriği kaynaktaki zararlı karbür çökelmesini minimum düzeyde tutmaktadır. 304 paslanmaz çeliğine benzer olsa da 316 ve 316L paslanmaz çelikleri daha iyi korozyon direncine sahiptir ve yüksek sıcaklıklarda daha mukavemettir. Isıl işleme sertleştiremezler. 316 ve 316L paslanmaz çeliklerin tavlama, hızlı soğutmadan önce 1038-1149 °C arasında gerçekleştirilir. 316L östenitik paslanmaz çeliği üstün fiziksel ve mekaniksel özelliklere sahip olup köprüler, otomotiv parçaları, mutfak ve cerrahi alanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır [51].

## **2.3. PASLANMAZ ÇELİKLERİN ÜSTÜN ÖZELLİKLERİ**

### **2.3.1 Korozyon Dayanımı**

Bütün paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımı yüksektir. Düşük alaşımlı türleri atmosferik korozyona, yüksek alaşımlı türleri ise asit, alkali çözeltileri ile klorür içeren ortamlara dahi dayanıklıdır. Bu çelikler ayrıca yüksek sıcaklık ve basınçlarda da kullanılabilir [28].

### **2.3.2 Yüksek ve Düşük Sıcaklıklar**

Bazı paslanmaz çelik türlerinde, yüksek sıcaklıklarda dahi tufallanma ve malzemenin mekanik dayanımında önemli bir düşme görülmez. Bazı türleri ise çok düşük sıcaklıklarda dahi gevrekleşmezler ve tokluklarını korurlar [28].

### **2.3.3 İmalat Kolaylığı**

Paslanmaz çeliklerin hemen hepsi kesme, kaynak, sıcak ve soğuk şekillendirme ve talaşlı imalat işlemleri ile kolaylıkla biçimlendirilebilirler [28].

### **2.3.4 Mekanik Dayanım**

Paslanmaz çeliklerin büyük çoğunluğu soğuk şekillendirme ile pekleşir ve dayanımın artması sayesinde tasarımlarda malzeme kalınlıkları azaltılarak parça ağırlığı ve fiyatta önemli düşüşler sağlanabilir. Bazı türlerde ise ısıtma işlemleri ile malzemeye çok yüksek bir dayanım kazandırmak mümkündür [28].

### **2.3.5 Görünüm**

Paslanmaz çelikler çok farklı yüzey kalitelerinde temin edilebilirler. Bu yüzeylerin görünümü ve kalitesi, bakımı kolay olduğundan uzun süreler korunabilir [28].



### 2.3.6 Hijyenik Özellik

Paslanmaz çeliklerin kolay temizlenebilir olması, bu malzemelerin hastane, mutfak, gıda ve ilaç sanayinde yaygın olarak kullanılmasını sağlar [28].

### 2.3.7 Uzun Ömür

Paslanmaz çelikler dayanıklı ve bakımı kolay malzemeler olduklarından, üretilen parçanın tüm kullanım ömrü dikkate alındığında ekonomik malzemelerdir [52]. Paslanmaz çeliklerin; Çizelge 2.5’de belirtilen uygulama alanlarının bazıları hem yüksek sıcaklıklarda hem de düşük sıcaklıklarda kullanılabilir. Östenitik paslanmaz çelikler her iki uygulama tipinde de uygun sonuçlar vermektedir [29,30].

Çizelge 2.5. Paslanmaz çeliklerin bazı kullanım alanları [29].

Uygulamalar		Yüzdeleri
Endüstriyel ekipmanlar	Kimya ve güç endüstrileri	34
	Yiyecek ve Meşrubat Endüstrisi	18
	Nakliye	9
	Mimari uygulamalar	5
Tüketici Malları	Ev aletleri	28
	Küçük elektronik cihazlar	6

## BÖLÜM 3

### PLASTİK DEFORMASYON

Malzemeye uygulanan kuvvetin malzemenin elastiklik sınırını aşması durumunda malzemede kalıcı şekil değişimi meydana gelir. Malzeme kuvvetin etkisiyle başlangıçtaki biçimini kaybeder. Bu şekil değişimine plastik deformasyon denilir. Plastik şekil değiştirme yeteneği, malzemelerin kıyasında kullanılan karakteristik özelliklerin başında gelir. Haddemele, presleme, markalama, dövme, derin çekme, tel çekme ve ekstrüzyon gibi şekil verme işlemleri plastik şekil değişimi ile ilgilidir. Şekil değiştirme işlemlerinin doğru yapılabilmesi için plastik şekil değiştirme mekanizmalarının ve plastik şekil değiştirme esnasında malzeme davranışlarının iyi bilinmesi gerekir [53].

#### 3.1. METALİK MALZEMELERDE PLASTİK DEFORMASYON MEKANİZMALARI

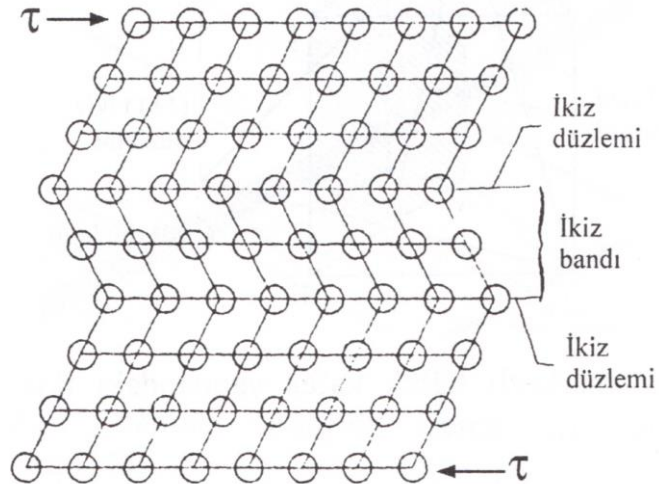
Metalik malzemelerde plastik deformasyon kayma, ikizlenme, tane sınırı kayması ve yayınma sürünmesi gibi plastik deformasyon mekanizmalarından biri veya birkaçı ile meydana gelir.

##### 3.1.1 Kayma

Kayma, dislokasyonların hareketi sonucu atomların birbiri üzerinde kayması veya ötelenmesidir. Kaymanın meydana gelmesi için kristal yapılı malzemelerin atom düzlemlerine belli bir değerin üstünde kayma gerilmesi etki etmelidir. Atom düzlemlerine etki eden kayma gerilmesi dislokasyonlar üzerinde kuvvet oluşturarak dislokasyonları iter. Kayma olayının gerçekleşmesi için dislokasyonları iten kuvvetin dislokasyon hareketine karşı olan direnci yenmesi gerekir. Kayma gerilmesinin nasıl oluştuğu ve hangi parametrelere bağlı olduğu Schmid yasası çerçevesinde incelenmektedir [53].

### 3.1.2 İkizlenme

İkizlenme, kaymanın zor olduğu durumlarda örneğin düşük sıcaklıklarda veya yüksek deformasyon hızında meydana gelen plastik şekil değiştirme mekanizmasıdır. İkizlenme hem toplam şekil değişimine katkıda bulunur hemde kaymayı kolaylaştıracak şekilde atom düzlemlerini yönlendirir. İkizlenme olayı atom düzlemlerinin ikiz düzlemine paralel şekilde ters yöne yönelmeleri sonucu birbirine simetrisi şeklinde iki kısma bölünmesi olarak tanımlanabilir. İkizlenme bölgesindeki atom düzlemlerinin hareket miktarlarının, bunların ikiz düzleme olan uzaklıkları ile orantılıdır. Kristal yapının ikizlenmiş kısmı, ikizlenmemiş kısmının aynadaki görüntüsü gibidir. İkizlenmenin kristalografik yönlenmesi Şekil 3.1’de görülmektedir [54].

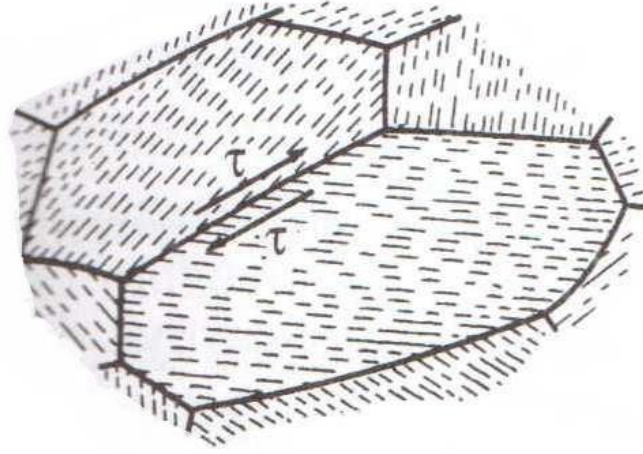


Şekil 3.1. İkizlenmenin kristalografik gösterimi [54].

### 3.1.3 Tane Sınırı Kayması

Bu deformasyon mekanizması çok kristalli malzemelerde yüksek sıcaklıkta ve düşük deformasyon hızlarında gerçekleşir. Tane sınırı kayması, tanelerin tane sınırı boyunca kayarak birbirlerine göre yer değiştirmeleri manasına gelir. Tane sınırı kayması Şekil 3.2’de gösterilmiştir. Malzemeye uygulanan kuvvet tane sınırlarında kayma gerilmesi ( $\lambda$ ) oluşturur. Oluşan kayma gerilmesinin tane sınırlarının kayma mukavemetinden yüksek olması durumunda kayma meydana gelir. Tane sınırlarının çekme eksenine ile  $45^\circ$ ’lik açı yapması durumunda maksimum kayma gerilmesi oluşur ve en büyük

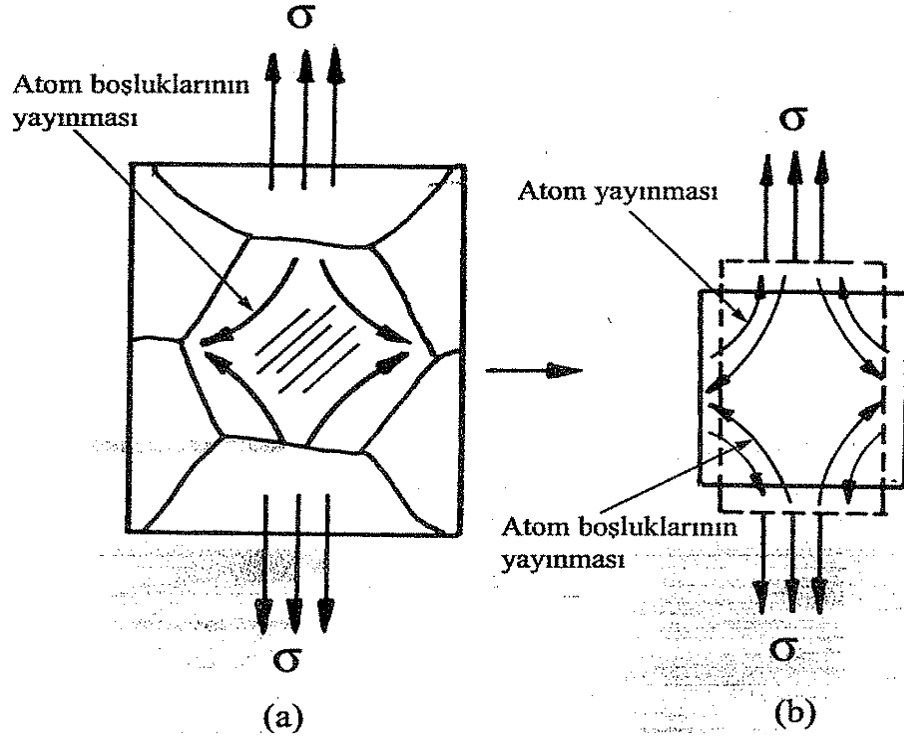
kayma bu sınırlarda meydana gelir. Tane boyutu küçüldükçe tane sayısı ve dolayısıyla tane sınırı sayısı fazla olacağından tane sınırı kaymasının toplam deformasyona katkısı yüksek olur [54].



Şekil 3.2. Tane sınırı kaymasının şematik gösterimi [54].

#### 3.1.4 Yayınma Sürünmesi

Metal kristalleri, plastik şekil verme sıcaklığının çok yüksek olduğu ve şekil değişim hızının çok yavaş olduğu şartlarda kaymadan çok atomların uygulanan gerilme yönünde kristal içinde hareket etmesiyle, diğer bir deyişle yayınma mekanizmasıyla şekil değiştirebilirler. Bu olay atomların kristal içinde gerilme yönünde yayınmaları, boşluklarında hareket eden atomların geride bıraktıkları yerlere doğru hareketi şeklinde düşünülebilir. Bu mekanizma sonunda tane gerilme yönünde uzayarak, aksi yönde ise küçülmeye çalışarak plastik şekil değişimine uğrar. Şekil 3.3 yayınma sürünmesini şematik olarak göstermektedir [55].



Şekil 3.3. Yayınma sürünmesinin şematik gösterimi.

### 3.2. PLASTİK DEFORMASYONU ETKİLEYEN FAKTÖRLER

Sıradan bir şekil değiştirme prosesine maruz bırakılan malzemede oluşan birim değişim, bu cismin şekil değiştirme işleminden önceki ve sonraki niteliklerine bağlı bulunmaktadır. Plastik şekil değişiminde metal tam olarak eski boyutlarına dönemeyecek kadar şekil değiştirmiştir ve metal atomları kalıcı olarak başlangıçtaki yerlerinden uzaklaşmıştır ve kendine yeni yer edinmiştir. Fakat bazı durumlarda şekil değiştirme işlemi farklı sonuçlar vermektedir. Bunun sebebi ise şekil değiştirme proseslerinde uygulanan işlemlerin farklı faktörlere bağlı olmasından kaynaklanmaktadır. Bu faktörler de kısaca aşağıdaki gibidir [56-58].

#### 3.2.1. Malzeme Yapısı

Plastik deformasyon özellikleri dahil malzemelerin çoğu özellikleri malzeme yapılarına bağlıdır. Malzemeler, içerdikleri atomların cinsine, dizilişine, büyüklüklerine ve birbirlerine bağlanış şekillerine göre değişiklik gösterirler. Malzemelerin mukavemeti, sünekliği, kristal yapısı, tane boyutu, kırılma şekli,

yapısında bulunan metalik olmayan kalıntıların (inklüzyonların) türü ve miktarı gibi parametreler plastik deformasyonu olumlu veya olumsuz yönde etkilemektedirler. Örneğin tek fazlı malzemelerin plastik deformasyon kabiliyetleri çok fazlılara göre daha iyi olduğu bilinmektedir. Malzeme yapısı, makroskobik ve mikroskobik yöntemler ile tespit edilebilmektedir. Bu tespitler, şekil verme işlemleri sırasında malzeme yapısı uygun olan malzemenin seçilmesinde yardımcı olmaktadır [59].

Malzemenin yapısı kimyasal bileşimi ile termo-mekanik geçmişine bağlıdır. Çeşitli mekanik ve ısı işlemlerle malzeme yapısını değiştirmek mümkündür. Malzemenin mukavemeti, sünekliği, kırılma şekli gibi deformasyon kabiliyetini belirleyen özellikleri malzeme yapısına bağlıdır. Malzeme yapısının şekillendirmeye etkisi, malzeme yapısında bulunan elementlerin etkisinin ve üretimden kaynaklı kalıntıların etkisinin incelendiği kimyasal bileşime, tane büyüklüğünün etkisinin incelendiği tane yapısına ve deformasyon sonrası yapıda oluşan gerilmelerin etkisine bağlıdır [60].

### **3.2.2. Kalıntı Gerilmeler**

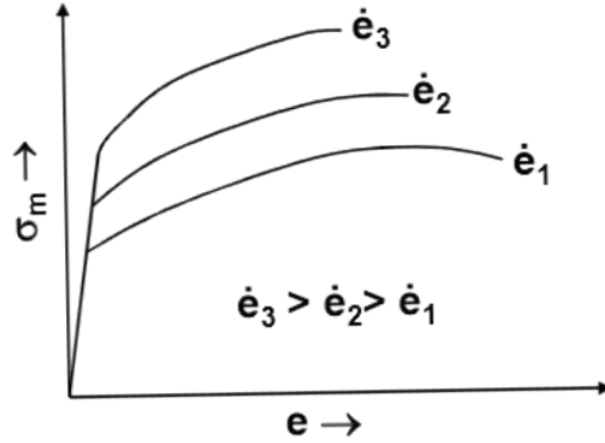
Kalıntı gerilmeler, şekillendirme işlemi sonrası dışarıdan herhangi bir kuvvet etkisi olmadığında, malzemede mevcut olan gerilmelerdir. Kalıntı gerilmeler homojen olmayan deformasyon sonucu veya malzeme içindeki sıcaklık gradyanı nedeni ile oluşabilir. Bütün plastik şekil verme işlemlerinde malzemeler homojen deformasyona uğrayamaz ve bu durum kalıntı gerilmelerin oluşmasına sebep olur. Bir levhanın haddelenmesi bu duruma örnek olarak gösterilebilir. Haddelenme sırasında, plastik deformasyon sadece yüzeye yakın kısımlarda meydana geldiğinden, yüzeydeki taneler hadde yönünde uzama gösterir. Fakat iç kısımdaki taneler deformasyondan etkilenmediği için aynı kalırlar. Yüzey ve iç kısımlardaki tanelerin bu homojen olmayan deformasyona uyum sağlayabilmesi iç gerilmeler ile gerçekleşir. Yüzeydeki taneler iç kısımdaki taneleri uzatabilmek için çekme gerilmeleri iç kısımdaki taneler ise yüzeydeki taneleri kısaltabilmek için basma gerilmeleri oluşturur.

Sıcaklık gradyanlarının oluşturduğu kalıntı gerilmeleri ısı işlem veya döküm ürünlerinin farklı kalınlıklardaki, kesitlerdeki soğuma miktarı veya hava ile temas eden yüzeylerin daha çabuk soğuması sonucunda meydana gelir. Şekillendirme açısından

kalıntı gerilmelerin üründe hatalara sebep olmaması için giderilmesi gerekir. Kalıntı gerilmeler ısıtılma işlem veya plastik şekil değişimi ile azaltılabilir veya yok edilebilir [55].

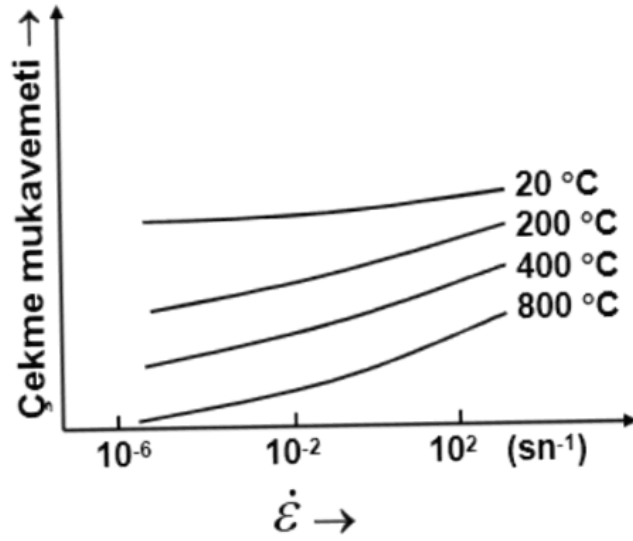
### 3.2.3. Deformasyon Hızı

Deformasyon hızının mekanik özelliklere önemli ölçüde etkisi vardır. Malzemelere uygulanan deformasyon hızı, mühendislik deformasyon hızı ( $e$ ) ve gerçek deformasyon hızı ( $\epsilon$ ) olmak üzere iki şekilde ifade edilebilir. Bunlardan mühendislik deformasyon hızı ( $e$ ), çekme veya basma deneyinde cihazın çene hızı ile doğru orantılıdır. Deformasyon hızı arttıkça malzemenin mukavemeti artar. Artan deformasyon hızları ile çekme eğrilerinin yukarıya doğru kaydığı, buna karşılık toplam birim – şekil değiştirme miktarlarının azaldığı Şekil 3.4’ de görülmektedir [55].



Şekil 3.4. Deformasyon hızının çekme eğrisine etkisinin şematik olarak gösterilişi [55].

Deformasyon hızının mukavemete etkisi Şekil 3.5’de görüldüğü gibi sıcaklık arttıkça artar. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon hızının malzemenin mukavemetine etkisi çok daha fazladır. Bu etki deformasyon hızı duyarlılığı üssü başlığı altında incelenmiştir.

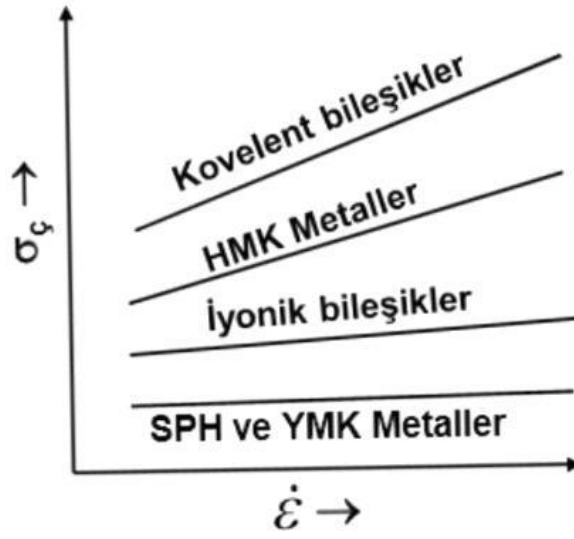


Şekil 3.5. Çeşitli sıcaklıklarda çekme mukavemetine deformasyon hızının etkisi [55].

Deformasyon hızının mukavemete etkisinden ayrı olarak süneklığe etkisi de şekillendirme açısından önemli bir yere sahiptir. Çeşitli sıcaklıklarda deformasyon hızı artarken malzemenin süneklığı azalır. Buna paralel olarak deformasyon hızı duyarlılığı üssü ( $m$ ) de azalır. Deformasyon hızı duyarlılığı üssü malzemenin süneklığını karakterize eder ve aralarında aşağıdaki gibi bir ilişki vardır:  $m \leq 0,1$  ise malzeme sünek değildir,  $m \approx 0,3 - 0,4$  ise malzeme sünektir,  $m \geq 0,5$  ise malzeme süperplastiktir,  $m = 1$  ise malzeme cam gibi akar. [55].

Farklı kristallografik yapıdaki malzemelerde deformasyon hızı ile çekme mukavemetinin değişimi Şekil 3.6'da gösterilmiştir. Deformasyon hızı farklı kristallografik yapıdaki malzemelere farklı şekilde etki etmektedir. Deformasyon hızındaki değişime hacim merkezli kübik (HMK) yapıdaki metaller, sıkı paket hekzagonal (SPH) ve yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdaki metallerden daha duyarlıdır.

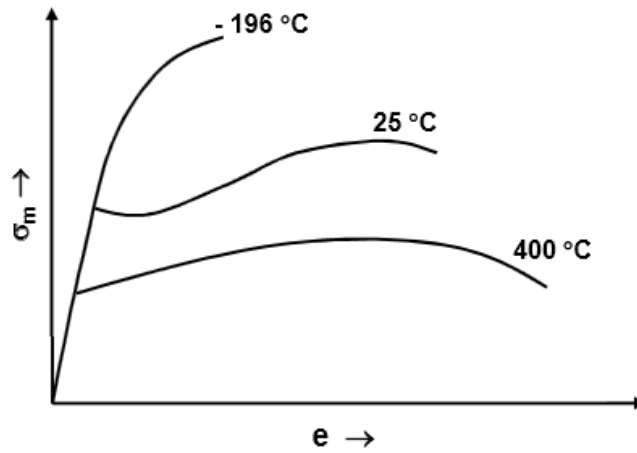




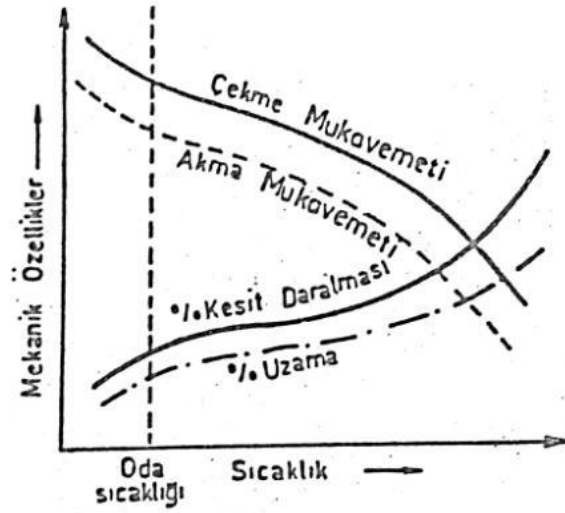
Şekil 3.6. Farklı kristallografik yapıdaki malzemelerde deformasyon hızı ile çekme mukavemetinin değişimi [55].

### 3.2.4. Sıcaklık

Gerilme - birim şekil değiştirme eğrisinin şekline, mukavemet, süneklik ve kırılma özelliklerine deformasyon sıcaklığının etkisi çok fazladır. Şekil 3.7’de sıcaklığın gerilme – birim şekil değiştirme diyagramına olan etkisi görülmektedir. Ayrıca malzemelerin mekanik özelliklerine sıcaklığın etkisi Şekil 3.8’de gösterilmiştir. Şekillerden görüldüğü gibi genel olarak sıcaklık arttıkça malzemenin mukavemeti azalır, sünekliği ise artar.

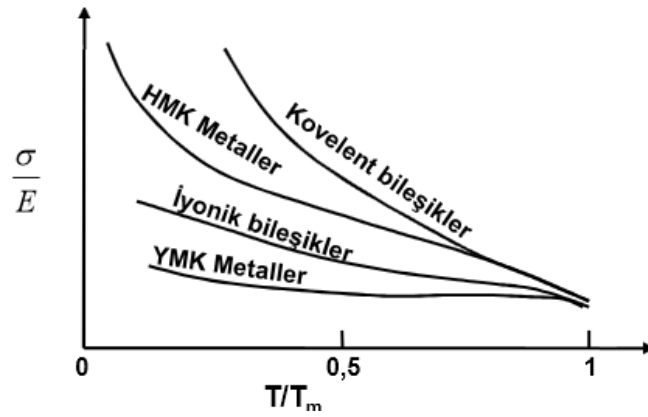


Şekil 3.7. Az karbonlu bir çeliğin çekme diyagramına sıcaklığın etkisi [55].



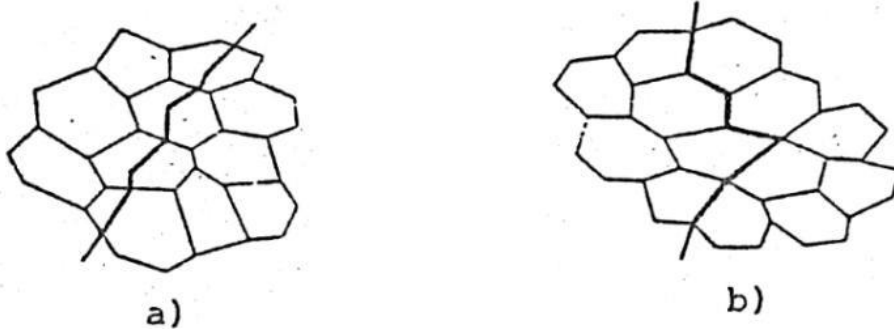
Şekil 3.8. Malzemelerin mekanik özelliklerine sıcaklığın etkisi [60].

Farklı kristallografik yapıdaki malzemelerin sıcaklığa olan duyarlılığı aynı değildir. Çeşitli malzemelerde  $\sigma/E$  değerinin benzeş sıcaklık  $T/T_m$  ile değişimi Şekil 3.9'da gösterilmiştir. Hacim merkezli kübik (HMK) sistemdeki metallerde sıcaklığın artması ile akma mukavemeti hızla azalırken, yüzey merkezli kübik (YMK) sistemdeki metallerde sıcaklık arttıkça akma mukavemetinin azalması daha yavaştır [60]. Aynı şekilde HMK metaller düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma gösterirlerken, YMK metallerde bu durum görülmez. Yani HMK metallerde sünek - gevrek geçiş sıcaklığı olmasına karşın, YMK metallerde bu durum yoktur. YMK sistemdeki metaller genellikle daha sünektirler ve deformasyon sıcaklığı azaldıkça süneklilikleri HMK metallere kıyasla çok az azalır.



Şekil 3.9. Çeşitli malzemelerde  $\sigma/E$  değerinin benzeş sıcaklık  $T/T_m$  ile değişimi [55].

Sıcaklık malzemenin mekanik özelliklerine olan etkisinin yanında malzemenin kırılma tipine de etki etmektedir. Malzemede sıcaklık arttıkça kırılma transgranüler (taneler içi) kırılmadan intergranüler (taneler arası) kırılmaya geçiş göstermektedir. Bu durum Şekil 3.10'da gösterilmiştir.



Şekil 3.10. Kırılma tipleri; a) Transgranüler kırılma (taneleri keserek kırılma) b) İntergranüler kırılma (taneler arası kırılma) [60].

Transgranüler kırılmada kayma düzlemleri tane sınırlarından daha zayıftır ve kırılma taneler içindeki kayma düzlemleri boyunca olur. İntergranüler kırılmada ise, tane sınırlarının daha zayıf olması sebebiyle kırılma tane sınırları boyunca olur [60].

Deformasyon işlemlerinin gerçekleştiği sıcaklık da deformasyona uğrayan malzemenin mekanik özelliklerine etki etmektedir. Bu yüzden deformasyon sıcaklığı şekillendirme açısından önem taşımaktadır. Şekillendirmenin gerçekleştiği sıcaklığa göre;  $T/T_m > 0,5$  ise sıcak işlem,  $0,5 > T/T_m > 0,3$  ise ılık işlem,  $T/T_m < 0,3$  ise soğuk işlem, şeklinde sınıflandırma yapılmaktadır. Burada; malzemenin deformasyona uğradığı sıcaklık ( $T-^{\circ}K$ ) ve malzemenin ergime sıcaklığı ( $T_m-^{\circ}K$ ), dır.

Şekillendirme sırasında meydana gelen deformasyon sertleşmesi ve bozulan tane yapısı şekillendirmeyi sınırlandırır. Sıcak işlemin avantajı burada görülebilir. Sıcak işlem sırasında yeniden kristalleşme sonucu deformasyon sertleşmesi ve bozulan tane yapısı giderilebilir. Bu sebeple büyük oranda deformasyon gerektiren şekillendirme işlemlerini sıcak işlemle yapmak gerekmektedir. Sıcak işlemin bir diğer avantajı şekillendirme için gerekli olan enerji soğuk ve ılık işleme göre daha düşüktür. Bunun sebebi sıcaklık arttıkça mukavemetin düşmesi ve sünekliğin artmasıdır. Ilık işlemde şekillendirme oda sıcaklığının üstünde ancak yeniden kristalleşme sıcaklığının altında

yapılır. Bu sebeple ılık işlemden yeniden kristalleşme olmaz fakat dinamik toparlanma meydana gelir. Bu durum, soğuk işleme göre daha kolay şekillendirme imkanı sağlar. Soğuk işlem oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının biraz üzerinde gerçekleşir ve deformasyon sertleşmesi oluşur. Şekillendirme işleminde daha büyük kuvvetler ve güçler gerekir. Soğuk işlemin avantajı daha düzgün yüzeyli ürünler elde edilebilmesidir [61].

### **3.2.5. Sürtünme ve Yağlama**

Sürtünme kuvveti temel olarak, takımın veya zımbanın sabit bir yük altında sac malzemenin yüzeyinde ilerlerken yüzeyler arasında meydana gelen ve ilerleme yönüne zıt yönde oluşan kuvvet olarak tanımlanmaktadır. Sac şekillendirme yöntemlerinde, sacın deformasyonunu etkileyen birçok parametre vardır ve bunlardan biri de sürtünme ve yağlayıcıların durumudur. Sürtünme ürün boyunca deformasyon dağılımını önemli derecede etkilemektedir. Temas eden arayüzeylerde etkili bir şekilde yağlayıcı kullanımı şekil alma kabiliyetini ve ürün kalitesini arttırmaktadır ve takımın aşınmasını engellemektedir [62].

Yağlayıcılar katı, sıvı ve gaz yağlayıcılar olarak üç gruba ayrılırlar. Sıvı yağlayıcılar sürtünen yüzeyler arasında kolayca girip çıkabildikleri için ve ısıyı kolayca uzaklaştırabildikleri için sanayide en çok tercih edilen yağlayıcı tipidir. Yağların seçiminde özellikle çalışma şartları ve kalitesi göz önüne alınmalıdır. Çalışma şartları olarak temas yüzeyinin durumu, sıcaklık, hız ve basınç gibi faktörler ve yağ kalitesi olarak ıslatma kabiliyeti, oksidasyona karşı dayanıklılık, korozyondan koruma, temizleme kabiliyeti, katılaşma ve alevlenme noktası gibi özellikleri düşünülmelidir. Fakat tüm bu özellikler için kesin değerler bulunmadığından yağların seçimi genellikle viskoziteye göre yapılmaktadır. Aynı zamanda yağın maliyeti de göz önünde bulundurulması gereken bir diğer özelliktir [63].

### **3.2.6. Geometrik Faktörler**

Plastik deformasyonu gerçekleştirecek gerilmeyi, malzemeye uygulanabilecek deformasyon oranını yada deformasyon kuvvetini etkileyen faktörlerden biri de

geometrik faktörlerdir. Deformasyon öncesi metalin şekli, kalıbın şekli ve elde edilmek istenilen ürünün şekli geometrik faktörleri oluşturmaktadır. Deformasyon öncesindeki metalin kalınlığı malzemenin şekil alma kabiliyetini yakından etkiler. Metal kalınlığı arttıkça verilebilecek deformasyon miktarı da artar. Böylece ince bir sacda meydana gelebilecek yırtılma gibi hasarlar daha kalın sac kullanılarak önlenir. Sac kalınlığının artması aynı zamanda şekillendirme için gerekli olan kuvvetin artmasını da gerektirmektedir [64].

### **3.2.7. Malzemelerin mekanik özellikleri**

Malzemelerin mekanik özellikleri atomik yapıları ile belirlenir. Bu amaçla çekme, basma, burma, sertlik ölçme vb. mekanik deneyler gibi bazı tahribatlı veya tahribatsız muayene yöntemleri kullanılmaktadır. Elde edilen bu deney sonuçlarının yardımı ile malzemenin deformasyon özellikleri (deformasyon hızı, deformasyon sertleşmesi, birim şekil değiştirme tipi) hakkında bilgiye ulaşılmaktadır. Bu bilgiler doğrultusunda bitmiş ürünün kullanılacağı şartlara ve uygulanacak şekil değiştirme işlemlerine göre optimum mekanik özelliklere sahip malzeme seçimi yapılabilmektedir [65].

## BÖLÜM 4

### ÇELİKLERE UYGULANAN MUKAVEMET ARTTIRMA YÖNTEMLERİ

#### 4.1. GİRİŞ

Malzeme biliminde dayanım, malzemenin plastik şekil değiştirmeye olan direnci şeklinde tanımlanır. Metallerin plastik şekil değişimi ise esas olarak dislokasyon kusurlarının kristal içerisinde ilerlemesiyle meydana gelmektedir. Dolayısıyla dayanım, sertlik, süneklik gibi mekanik özellikler, metallerin içyapılarındaki dislokasyonların gerek yoğunluğu, gerekse hem kendileri, hem de diğer kusurlarla olan etkileşimleri ile açıklanır. Metallerin içyapısında bulunan dislokasyonların hareketini zorlaştıracak veya engelleyecek her türlü etken malzemede dayanım artışına yol açacaktır. Bunun tersi olarak, dislokasyon hareketlerini kolaylaştıracak her türlü etken ise plastik şekil değişiminin daha kolay gerçekleşmesini sağlayacaktır [66]. Malzemenin mukavemetini arttırma yöntemleri genel olarak aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir [67].

- Alaşım Sertleşmesi
- Çökeltme Sertleşmesi
- Dispersiyon Sertleşmesi
- Soğuk İşlem
- Tane Boyutunu Küçültme
- Deformasyon Yaşlanması
- Martenzitik Dönüşüm
- Radyasyonla Sertleştirme

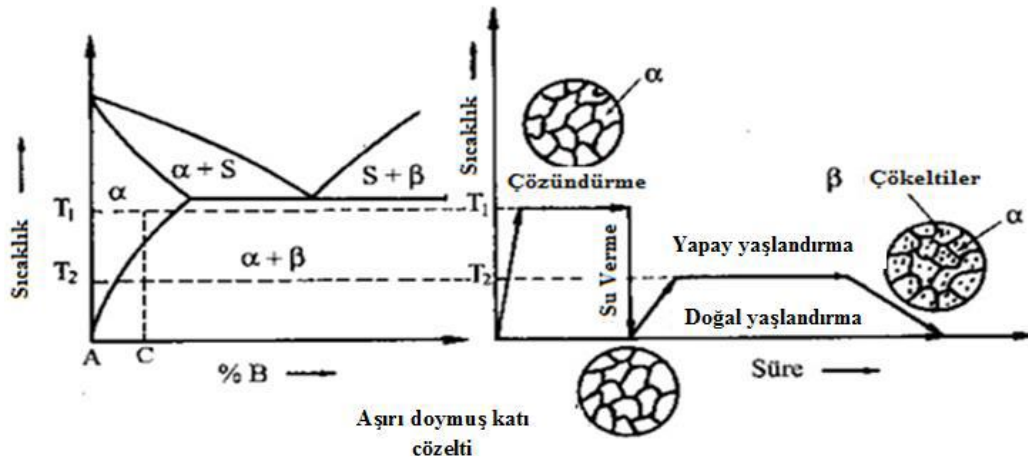
##### 4.1.1. Alaşım Sertleşmesi

Alaşım sertleşmesi alaşım elementinin saf metal içinde erimesiyle oluşup, kimyasal bileşimde değişim ile mukavemet arttırılması işlemidir. Saf metal içinde ergiyen

elementin tek fazlı bir yapı oluşturması durumunda katı eriyik sertleşmesi, ikinci bir faz oluşturması halinde ise ikinci faz sertleşmesi olarak isimlendirilir [67].

#### 4.1.2. Çökeltme Sertleşmesi

Çökeltme sertleşmesi ikinci fazın küçük tanecikler halinde matris içinde çözünmesiyle oluşan mukavemet artırma yöntemlerinden biridir. Genellikle demir dışı metal alaşımların (Al, Mg, Ti alaşımları) ve yüksek mukavemetli çeliklerin sertleştirilmesinde kullanılır. Çökelmeye karşı duyarlı olan bu alaşımlar, aşırı doymuş katı eriyik oluşturan alaşımlardır. Zaman ve sıcaklık etkisiyle aşırı doymuş fazdan yeni bir fazın çökmesiyle malzemenin mukavemeti artar. Çökeltme sertleşmesi işlemi 3 kademede yapılır. Bunlar sırasıyla çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma kademeleridir. Şekil 4.1’de çökeltme sertleşmesinin aşamaları görülmektedir [67, 68].



Şekil 4.1. Çökeltme sertleşmesinin aşamaları ve çökeltme sertleşmesi sırasındaki mikroyapısal değişimler.

Çözeltiye alma adımı “C” bileşimindeki alaşım önce tek fazlı yapı elde etmek amacıyla “T1” sıcaklığına kadar ısıtılır ve bu sıcaklıkta β-fazı α-fazı içerisinde tamamen çözülünceye kadar beklenir. Bu durumda tek fazlı (α-fazı) homojen bir eriyik oluşturulur. Bu işlem çözeltiye alma olarak adlandırılır. Bu aşamada, alaşımda herhangi bir mikro oluşumun varlığı sıcak yırtılmaya neden olabilir. O nedenle, ötektik karışımın ergimemesi için çözündürme işlemi genellikle solvüs çizgisi ile ötektik nokta arasındaki bir sıcaklıkta gerçekleştirilir [40-44].

Su verme (aşırı doymuş katı eriyik oluşturma) ise çözündürme uygulamasından sonra, alaşım herhangi bir atomsal yayınma mekanizmasının çalışmasına fırsat verilmeyecek şekilde su verilerek hızlı bir şekilde oda sıcaklığına soğutulmasıdır. Bu durumda  $\beta$ -fazı tekrar oluşmaya fırsat bulamaz ve alaşım elementlerine ait tüm atomlar  $\alpha$ -fazı içerisinde aşırı doymuş bir durumda zoraki olarak kalırlar. Bu işlem aşırı doymuş katı eriyik oluşturma veya su verme işlemi olarak bilinir [40-43].

Aşırı doymuş katı eriyiği ince dağılmış çökelti parçacıklarına geliştirmek için ara sıcaklığa ısıtma yapay yaşlandırmanın son adımını oluşturur. Buna yaşlandırma ile sertleştirme aşaması denir. Bu işlemde, alüminyum alaşımları ara sıcaklığa, tipik olarak 115°C ile 190°C arasında yeniden ısıtılır. Bu yükseltilmiş sıcaklık difüzyon oranlarını arttırır ve böylece alaşım elementlerinin, malzemenin mukavemetini arttıran çökelti oluşturmaya izin verir [42]. Yaşlandırma esnasında alaşım, ya çok uzun süreler oda sıcaklığında tutularak “doğal yaşlandırma”, veya oda sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda (solvüs çizgisinin altında), nispeten daha kısa sürelerde tutularak “yapay yaşlandırma” işlemine tabi tutulur.

Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması işlemi sırasında, ısı aktivasyonunun teşviki ile alaşım elementi atomları tercihen önce kenar dislokasyonlarının altında toplanmaya başlar. Bu atom kümeleri GP zonları (Guinier Preston Zones) olarak tanımlanırlar. Yaşlandırmanın devam etmesi ile bu kümeler  $\alpha$ -matris fazı ile birlikte  $\beta$ - çökeltileri oluşturmaya başlar. Bu uyumlu çökeltiler sertliğin artmasında büyük rol oynar. Yaşlandırma işlemi devamında uyumlu çökeltiler büyürler ve kritik bir boyuta ulaşırlar. Bu anda yapıda en büyük sertlik artışı sağlanmış olur. Bundan sonra yaşlandırma işlemine devam edilmesi durumunda çökeltilerin kafesle olan uyumu yavaş yavaş ortadan kalkar. Ayrıca bazı çökeltiler birbirleri ile birleşerek sayılarını azaltırlar. Bu iki faktörün ortak etkisi ile yapı giderek yumuşamaya başlar ve “aşırı yaşlanma” oluşur [40-44].

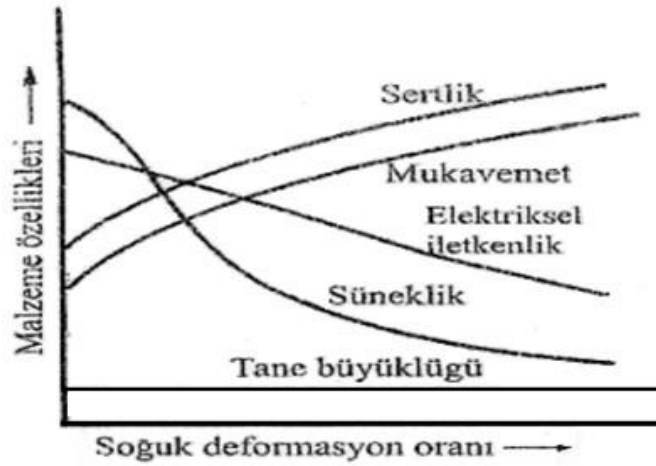
#### **4.1.3. Soğuk İşlem**

Soğuk işlem malzemeye plastik şekil verme yöntemleri ile uygulanır. Plastik şekillendirme hem dislokasyonların hareketini sağlar, hem de yeni dislokasyonların



oluşumuna sebep olur. Soğuk işlem sonunda mukavemet artması deformasyon sertleşmesi nedeniyledir. Deformasyon sertleşmesi, dislokasyonların birbirleri ile ve dislokasyonların hareketini zorlaştıran çeşitli engeller ile etkileşimi sonucunda olur. Soğuk işlem ile malzeme mukavemetindeki artış soğuk işlem miktarı ile orantılıdır. Tavlanmış bir malzemede dislokasyon yoğunluğu  $10^6 - 10^8$  adet/cm<sup>2</sup> civarındadır. Fazla miktarda soğuk işlem görmüş bir malzemede ise dislokasyon yoğunluğu yaklaşık olarak  $10^{12}$  adet/cm<sup>2</sup> değerine ulaşmıştır [55].

Soğuk işlem sonucunda malzemenin taneleri uzar ve belirli kristolografik doğrultuda yönlenirler. Tanelerde dislokasyon yoğunluğunun artması yanında birçok atom boşluğu da meydana gelir, aynı zamanda malzemenin yoğunluğunda bir miktar azalma olur. Şekil 4.2’de görüldüğü gibi, soğuk deformasyon sonucunda malzemelerin sertlik ve mukavemeti artarken, süneklik ve elektriksel iletkenliği azalır, tane büyüklüğü ise pek değişmez. Söz konusu değişimler, malzemenin kafes ve tane yapılarında meydana gelen çarpımalardan kaynaklanır. Çarpılma, dislokasyon hareketini zorlaştırdığı için malzemenin sertlik ve mukavemetinin artmasına, elektron hareketini zorlaştırdığı için de elektriksel iletkenliğin azalmasına neden olur [55].



Şekil 4.2. Soğuk işlem oranının mekanik özelliklere etkisi.

Metalik malzemelerde soğuk işlem miktarı sınırlıdır. Çünkü belirli bir soğuk işlem miktarında malzemenin sünekliği sifıra iner. Soğuk işlem sırasında atom boşluklarının meydana gelmesi ve bunların yoğunlaşması soğuk işlem miktarı arttıkça artması malzemede çatlaklara sebep olur. Çatlak oluşumunu önlemek ve soğuk işlemle azalan

sünekliği arttırmak amacıyla malzeme soğuk işlem sırasında zaman zaman tavllanır. Tavlama ile yüksek sıcaklıkta bir süre tutulan malzemenin soğuk işlem yapısı bozulur. Malzeme yapısının değişimini toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi olmak üzere başlıca üç safhada incelemek mümkündür [55].

#### **4.1.3.1. Toparlanma**

Bu safhada soğuk işlenmiş malzemelerdeki dislokasyonlar yeni bir düzene girerler. Bu düzen dislokasyonların daha düşük enerjiye sahip oldukları durum olup, poligonizasyon olarak isimlendirilir. Poligonizasyon durumunda dislokasyonlar küçük açılı sınırlar meydana getiriler. Küçük açılı bir sınır, kenar dislokasyonların tarafından oluşturulmuşsa eğim sınırı, vida dislokasyonları tarafından oluşturulmuşsa büküm sınırı olarak isimlendirilir. Böylece dislokasyonlar yapıda alt taneler meydana getirmiş olur. Toparlanma safhasında malzemenin mukavemet ve sertliğinde önemli bir değişim olmaz. Bu safhada malzemenin elektrik iletkenliği artar. Bu özellikler malzeme yapısındaki nokta hatalarına bağlı özelliklerdir [55].

#### **4.1.3.2. Yeniden Kristalleşme**

Bu safhada dislokasyon içeren toparlanmış taneler kaybolur ve yerine yeni taneler çekirdeklenir. Çekirdeklenme genellikle hatalı bölgelerde, tane sınırlarında meydana gelir. Toparlanmış tanelerdeki dislokasyonlar yeni oluşan tanelerin sınırlarına kaçarlar. Böylece içlerinde dislokasyon miktarı çok az olan veya dislokasyon bulunmayan küçük yeni taneler oluşur ki bu yapıya yeniden kristalleşmiş yapı adı verilir. Yeniden kristalleşme ile malzemenin mukavemet ve sertliğinde önemli ölçüde azalma, sünekliğinde ise artma olur. Yeniden kristalleşme ile dislokasyon yoğunluğu da önemli ölçüde azalmıştır ve deformasyon sertleşmesinin etkisi tamamen ortadan kalkmıştır [55].

Yeniden kristalleşme sıcaklığı, malzemenin pratik olarak bir saat içinde %50'sinin yeniden kristalleştiği sıcaklıktır ve yaklaşık olarak malzemenin ergime sıcaklığının 1/3'ü ile 1/2'si arasındadır. Malzemelerin yeniden kristalleşme sıcaklığı sabit olmayıp

soğuk işlem miktarı, kimyasal bileşim, ilk tane boyutu, tav süresi ve malzemenin ergime sıcaklığı gibi çeşitli faktörlere bağlıdır [55].

#### 4.1.3.3. Tane Büyüklüğü

Yeniden kristalleşen taneler, tavlama sıcaklığında uzun süre tutulursa veya yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda tavlaniırsa yayınma ile zamanla büyürler. Tanelerin büyümesi, tavlama süresi ve sıcaklığa bağlıdır. Malzeme yapısında küçük ikinci faz tanelerin bulunması tane sınırlarının hareketini kısıtlar, dolayısı ile tane büyümesini geciktirir. Tane büyümesi ile malzemenin mukavemet ve sertliğinde azalma olur [55].

#### 4.1.4. Tane Boyutunu Küçültme

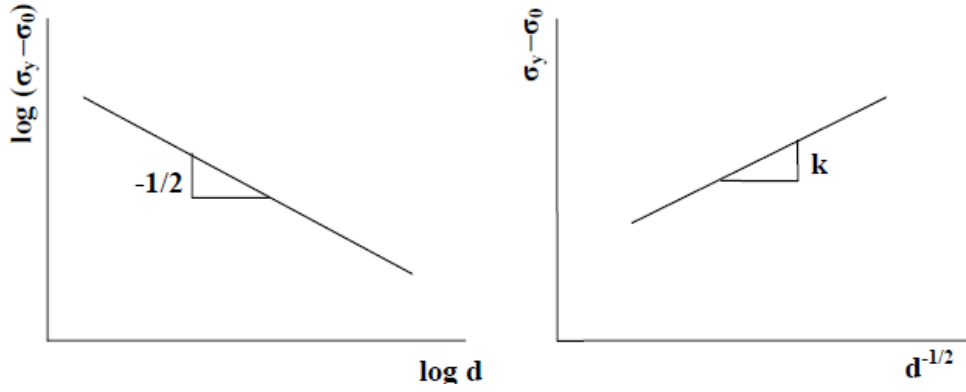
Tane boyutu değiştirilerek de malzemenin mekanik özellikleri değiştirilebilir. Tane boyutu hızlı soğutma veya malzemeye uygulanan çeşitli termo-mekanik işlemlerle değiştirilebilir. Sertleştirme yöntemleri arasında tokluğu ve gevrekliği beraber arttıran tek yöntem tane boyutunu küçültmedir. Tane içinde oluşan kayma bantları tane sınırlarında takılıp kalırlar. Çünkü tane sınırları hareket halindeki dislokasyonlara engel olur ve dislokasyon hareketini durdurur. Bu özelliğinden dolayı küçük taneli yapılar iri tanelilere göre daha dayanıklı, yani mukavemetleri daha yüksektir. Tane sınırlarını geçemeyen dislokasyonlar tane sınırlarında yığılırlar. Tane küçülmesi geçiş sıcaklığını azalttığından tokluğu da artırır. Akma dayanımı ve tane boyutu arasındaki bağıntı Hall-Petch tarafından aşağıdaki Eşitlik 4.1’de verilmiştir [67].

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (4.1)$$

Bu eşitlikte;  $\sigma_y$ : akma gerilmesini,  $\sigma_0$ : dislokasyon hareketine karşı koyan sürtünme gerilmesini,  $k$ : engellerde sıralanmış dislokasyonlarla ilgili bir sabiti,  $d$ : tane boyutunu ifade eder.

Kimyasal içerikleri aynı fakat tane büyüklükleri birbirinden farklı çeliklerin mukavemetleri birbirinden çok farklı olabilir. Bu da tane boyutunun mukavemete

etkisiyle açıklanır. İnce taneli yapılar daha yüksek mukavemet, uzama miktarı ve daha yüksek çentik darbe tokluğuna sahiptir. İri taneli yapılar ise oda sıcaklığında düşük çentik darbe tokluğuna sahiptir. Tane sınırlarında atom düzeni bozulduğundan dolayı tane sınırlarında atomları birbirine bağlayan kuvvetler kristal içerisine göre daha zayıftır. Şekil 4.3’de tane boyutuna bağlı değişen akma gerilim grafikleri verilmiştir [67].



Şekil 4.3. Akma geriliminin tane boyutu ile değişimi [67].

#### 4.1.5. Deformasyon Yaşlanması

Yaşlanma sertleşmesi karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellemesiyle metal ve alaşımların mekanik özelliklerinin değişmesine neden olan bir mekanizma olarak tanımlanabilir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır. Eğer yaşlanma sertleşmesi olayı plastik deformasyon sürecinde meydana geliyorsa bu dinamik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır [69].

Statik yaşlanma sertleşmesi ve dinamik yaşlanma sertleşmesi çeliğin mekanik özelliklerini farklı şekilde etkilemektedir. Genellikle statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin akma dayanımını etkilerken dinamik yaşlanma sertleşmesi çeliğin şekillendirilebilme özelliğini ve çalışma sertleşmesini etkilemektedir. Statik yaşlanma sertleşmesi ile ilgili çalışmaların bir çoğu belli bir deformasyondan sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesine dayanmaktadır. Bu

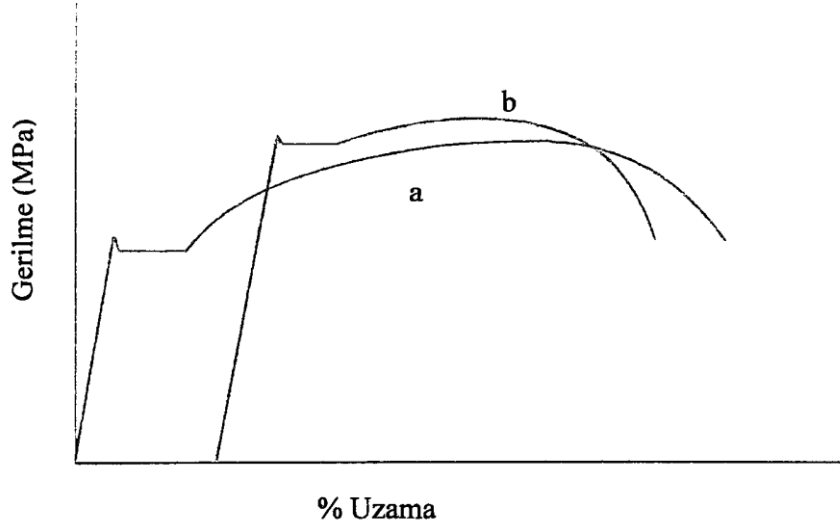
olay çeliğin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli olaydır [70,71].

1949 yılında Cotrell ve Bilby, karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellediği ve dislokasyonları bu arayer atmosferinden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini belirtmişlerdir. Bunun sonucunda oda sıcaklığında yapılan çekme deneyleri neticesinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Bununla beraber Glen, Cotrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarından meydana gelen atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeltilemlerle dislokasyonların etkileşimi çeliğin dayanımının artmasında başlıca faktör olduğunu belirtmiştir [72].

Yukarıdaki açıklamalardan'da anlaşılacağı gibi çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayının meydana gelmesine neden olan en önemli etken karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde ağırlık olarak %0.0001'den %0.001'e kadar karbon yada azot yaşlanma sertleşmesi oluşması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir [73].

#### **4.1.5.1. Statik Deformasyon Yaşlanması**

Statik yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Statik yaşlanma sertleşmesinin etkisi, akma gerilmesinde bir artış ve uzamada bir düşüş olarak görülmektedir. Bu etkilere hareket eden dislokasyonlar ve onları kilitleyen karbon ve azot ara yer atomlarının neden olduğu kabul edilmektedir [68]. Şekil 4.4'de statik yaşlanma sertleşmesi olayının temel prensibi görülmektedir. Burada; normalize edilmiş yumuşak çeliğin gerilme-uzama diyagramı Şekil 4.4'deki (a) eğrisini takip etmektedir. Fakat deformasyon sonrası uygulanan yaşlanma işlemi neticesinde gerilme-uzama diyagramının (b) eğrisini takip ettiği ve yeni bir akma noktasının oluştuğu görülmektedir. Akma noktasındaki bu artış, statik yaşlanma sertleşmesinin en önemli kriteri olarak kabul edilmektedir [71].



Şekil 4.4. Statik yaşlanma sertleşmesinin temel prensibi.

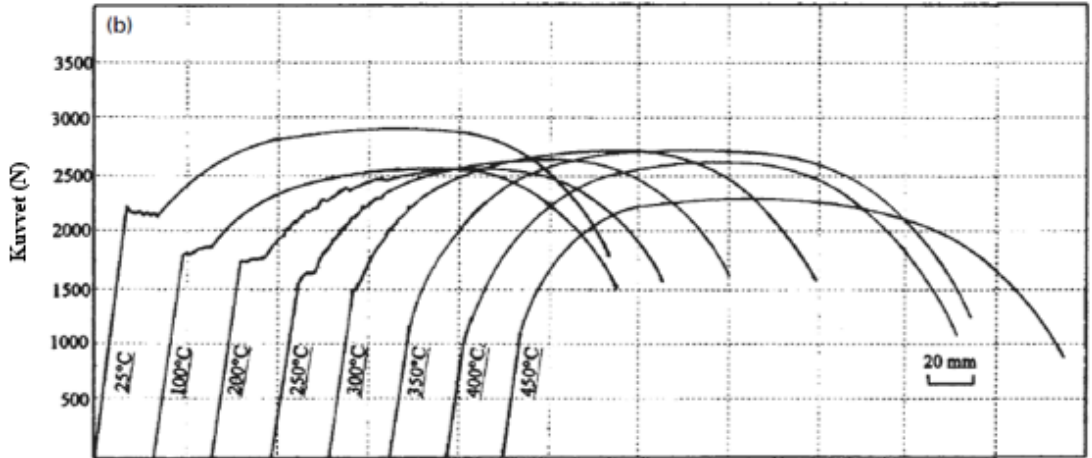
Wilson ve Russel yaptıkları çalışmada; yaşlanma sertleşmesinin arayer atomlarının bir fonksiyonu olarak ortaya çıktığını göstermişlerdir. Yaşlanma sertleşmesinin etkisini azaltmak için, katı çözültide ara yer atomlarının oranını % 0.0001'den aşağıya düşürülmesi gerektiğini ve ara yer atomlarının % 0.0002 oranında olduğunda yaşlanma olayının maksimuma ulaştığını göstermişlerdir [74]. Ayrıca, S.Gündüz ve R.Kaçar, C-Mn-Al-V-N mikro alaşım çeliğinde yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu ve özellikle havada soğutulan numunelerin herhangi bir ısıl işlem görmemiş numunelere göre daha fazla statik yaşlanmaya maruz kaldığını göstermişlerdir. Yapılan tarama elektron mikroskobu (SEM) çalışmalarında, havada soğutulmuş numunelerin esas malzemeden elde edilen numunelere göre daha fazla karbon ve azotu katı eriyik içerisinde bulundurduğunu gözlemlemişlerdir [75,76].

#### 4.1.5.2. Dinamik Deformasyon Yaşlanması

Dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesi, plastik deformasyon esnasında meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Dinamik yaşlanmanın düşük karbonlu çeliklerde en çok görüldüğü sıcaklık aralığı 150 °C – 250 °C'dir. Bu sıcaklık aralığında meydana gelen dinamik yaşlanma olayı mavi kırılmalık etkisi olarak adlandırılmaktadır. Mavi kırılmalık, C ve N atomlarının yüksek sıcaklıkta dislokasyonların hareketini engellemesinden dolayı oluşmaktadır. C ve N atomu içermeyen çeliklerin çekme dayanımları 25-500 °C aralığında yapılan sıcak çekme testlerinden sonra düzgün

olarak düşerken; C ve N ilavesi, 100-350 °C sıcaklık aralığında yapılan testlerde dayanımda artış sağlamaktadır. N düşük sıcaklıklarda (25-200 °C) C'ye göre daha yüksek çözünebilirliğe sahip olduğundan dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına neden olur. Fakat 200 °C üzerindeki sıcaklıklarda C, çözünebilirliğünün artmasından dolayı dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasında başlıca rol oynar [71].

Dinamik yaşlanma sertleşmesi çekme testi sırasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yaşlanma, sadece dislokasyonların serbest hareketi esnasında değil, aynı zamanda bekleme süresi olarak bilinen ve dislokasyonların geçici olarak kayma düzlemindeki lokal engellerde tutulduğu süre boyunca ortaya çıktığı ileri sürülmüştür [77]. Yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden dolayı gerilme-gerinim diyagramında testere dişi (zig-zag) akma davranışı ve çalışma sertleşmesi oranında artış görülmektedir. Bu durum dinamik yaşlanma sertleşmesinin çelikte oluştuğunu göstermektedir Şekil 4.5'de görüldüğü gibi oda sıcaklığında yapılan çekme testleriyle, yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testleri kıyaslandığında; akma noktasından itibaren maksimum çekme noktası arasındaki bölgede bir dikleşme olması ve testere dişi davranışın görülmesi çelikte dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu göstermektedir [76].



Şekil 4.5. Dinamik yaşlanma sertleşmesi neticesinde vanadyum mikroyaşam çeliğinin kuvvet-uzama diyagramında sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişim [76].

#### 4.1.6. Martenzitik Dönüşüm

Martenzit karbonun  $\alpha$ -Fe'deki aşırı doymuş katı eriyiğidir. Martenzit yapı denge dışı bir yapıdır [74]. Bir çelik  $\gamma$  bölgesi içine kadar ısıtılıp homojenleştirmeden sonra yeterli hızda su verilirse martenzitik dönüşüm gerçekleşir [78]. Martenzitik dönüşümün mukavemet artırma etkisi en fazla Fe-C esaslı alaşımlarda görülür. Çeliğe su verme ile YMK kafesli östenitten hacim merkezli tetragonal martenzit oluşur [67].

#### 4.1.7. Radyasyonla Sertleştirme

Radyasyonla sertleştirme radyasyon ile malzemenin kristal yapısında nokta hataların oluşturulması ile gerçekleşir. Radyasyonla sertleştirme çok hızlı hareket eden atomik parçacıkların metalik malzemenin atomları ile çarpışarak atom boşlukları ve arayer atomları oluşturması fikrine dayanır. Radyasyonla sertleştirme; nötron radyasyonu,  $\alpha$  taneleri radyasyonu,  $\beta$  ışınları (yüksek enerjili elektronlar) radyasyonu,  $\gamma$  ışınları radyasyonu ile yapılabilir.

Nötron radyasyonunda malzemenin ısı ve elektrik direnci artar ve bu olay radyasyon hasarı olarak da isimlendirilir. Radyasyon hasarı yüksek sıcaklıklarda yapılan ısı işlemlerle giderilebilir. Burada ısı işlemle radyasyon hasarının giderilmesi olayı rekristalizasyon olayı ile benzer şekilde özellikleri etkiler. Ancak radyasyon hasarı rekristalizasyona göre daha düşük sıcaklıklardaki ısı işlemle giderilebilir. Çünkü nokta hataların giderilmesi yani atomların arayer konumundan kendi konumuna atom boşluğu ile yer değiştirerek geçmesi için gerekli enerji daha azdır [67].

#### 4.1.8. Çalışma Sertleşmesi (Pekleşme) ve Tane Boyutunun Belirlenmesi

Çalışma sertleşmesi ve tane boyutu, bölüm 4.1.3 ve bölüm 4.1.4'de tartışıldığı gibi malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde önemli rol oynamaktadır. Aşağıda verilen bölüm 4.1.8.1'de çalışma sertleşmesi ve çalışma sertleşmesi üstelinin, bölüm 4.1.8.2'de ise tane boyutunun belirlenmesinde kullanılan hesaplama yöntemleri anlatılmaktadır.



#### 4.1.8.1. Çalışma Sertleşmesi ve Çalışma Sertleşmesi Üsteli

Metal ve alaşımlarının şekillendirilebilirliği çalışma sertleşmesi davranışıyla alakalıdır [79]. Herhangi bir alaşım için çalışma sertleşmesi üsteli önemli bir parametredir. Çünkü çalışma sertleşmesi üsteli plastik şekil değişimi esnasında pekleşme kapasitesini belirler. Örnek olarak çalışma sertleşmesi üsteli endüstride şekillendirme kuvvetinin hesaplanmasında kullanılır. Böylece motor kapasitesi elde edilir ve bu şekilde makine seçimi yapılabilir. Ayrıca çalışma sertleşmesi üsteli, şekillendirme takım malzemesinin seçiminde kullanıldığı gibi şekillendirme toleranslarında da yarar sağlar. Talaşlı şekillendirme endüstrisinde çalışma sertleşmesi üsteli ile malzemenin talaşlı şekillendirme kabiliyeti hesaplanır. Büyük çalışma sertleşmesi üsteli talaşlı şekillendirmede sorun çıkartır. Çünkü takım malzeme üzerine bastığında malzeme sertleşir [80].

Çalışma sertleşmesi metallerde plastik şekil değişimini yönlendiren önemli bir mekanizmadır. Dislokasyon etkileşimi, plastik şekil değişimi esnasında kristalin dayanımını arttırmasıyla birlikte daha sonraki şekil değişim direncini yükseltir. Diğer yandan toparlanma ve yüksek sıcaklıkta tane sınırı kayması fiziksel özelliklerin, şekil değişiminden önceki değerleri almasını sağlar. Böylece çalışma sertleşmesi etkisi dengelenir. Çalışma sertleşmesi ve toparlanma arasındaki bu denge kararlı plastik deformasyon sonucuyla oluşur. Bu kararlı plastik deformasyon da metal alaşımının sünekliğini geliştirir [81,82].

Çalışma sertleşmesi herhangi bir metal malzemenin gerçek gerilme gerçek şekil değiştirme diyagramında çalışma sertleşmesi ile ortaya konmaktadır. Çalışma sertleşmesi hızı [83,84];

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = nK\varepsilon^{n-1} \quad (4.2)$$

Şeklinde ifade edilir. Bu değer gerçek gerilme gerçek şekil değiştirme eğrisinin eğimidir. Şekil değişimi esnasında gerçekleşen çalışma sertleşmesi miktarı ise herhangi iki şekil değiştirmeye karşılık gelen gerilmelerin farkıdır. Özetle çalışma sertleşmesi miktarı:

$$\Delta\sigma = (\sigma_{i2} - \sigma_{i1}) \quad (4.3)$$

dir. Fakat şu anki mevcut olan bilgisayar teknolojisi kullanılmadan, gerçek gerilme ve gerçek şekil değiştirme eğrilerini kullanarak yukarıda bahsedilen çalışma sertleşmesi parametrelerini elde etmek ve başka malzemelerle karşılaştırmak oldukça zordur. Bundan dolayı birçok araştırmacı yapmış olduğu deneysel çalışmalar sonucu elde edilen gerçek gerilme-gerçek şekil değiştirme eğrilerine yakın bazı ampirik denklemler geliştirmişlerdir [79,81,85].

Holloman tarafından 1945 yılında geliştirilen ve en sık kullanılan denkleme göre gerçek gerilme ile gerçek şekil değiştirme arasında

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (4.4)$$

bağıntısı vardır. Formülde (K) mukavemet katsayısı, (n) çalışma sertleşmesi üsteli (birimsizdir) olarak bilinir. Benzer denklemler,

Ludwig tarafından

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (4.5)$$

Luwigson tarafından

$$\sigma = K\varepsilon^n + \exp(K_1 + n_1\varepsilon) \quad (4.6)$$

Swift tarafından

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + K\sigma^n \quad (4.7)$$

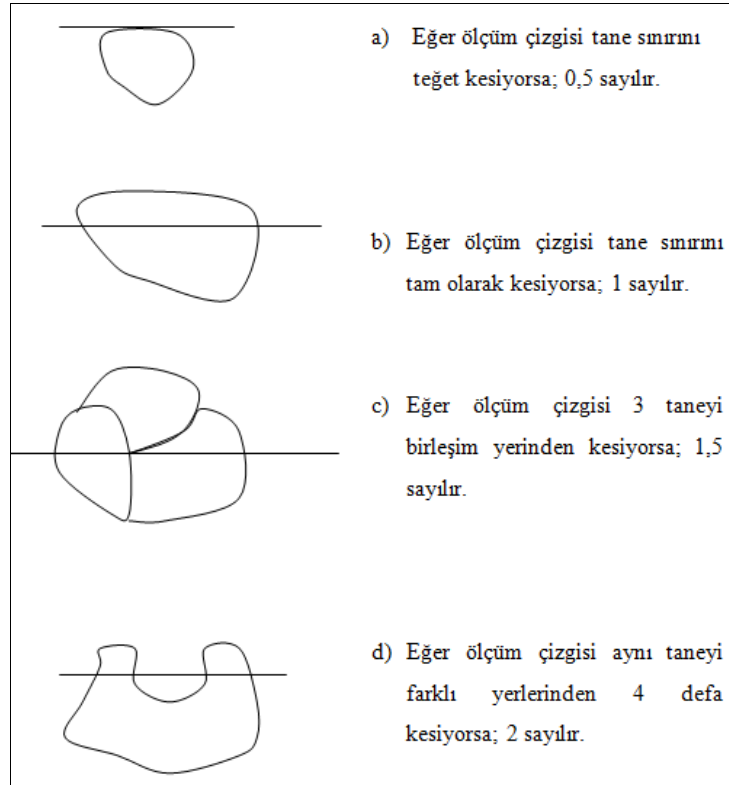
geliştirilmiştir. Çalışma sertleşmesi özelliklerini basit çekme deneyi, basma deneyi, basmada düzlemsel şekil değişimi deneyi ve hidrolik şişirme deneyleri kullanılarak belirlenebilir.

#### 4.1.8.2. Tane Boyutunun Belirlenmesi

Tane boyutu ölçüm çizgisinin haddesleme yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülebilir. Ölçüm çizgisinin kesmiş olduğu tane sınırları sayılır. Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, bulunan tane sınırı sayısına bölünerek tek fazlı yapılarda ortalama tane boyutu bulunur. Tane boyutu hesaplama işleminde aşağıda verilen eşitlik kullanılır.

$$\bar{I} = \frac{L}{n} \quad (4.8)$$

Burada; ( $\bar{I}$ ) İlgili fazın tane büyüklüğü, (L) ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, (n) ölçüm çizgisi tarafından kesilen tane sınırı sayısıdır. Ölçüm işlemi için en az 500 tane sınırı sayılmalıdır. Sayım işlemi yapılırken aşağıdaki Şekil 4.6' da belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmalıdır [86].



Şekil 4.6. Tane boyutunun belirlenmesinde kullanılan ölçüm kriterleri [86].

Çift fazlı yapılarda ortalama tane boyutunun hesaplanması tek fazlı yapılara göre biraz farklılık göstermektedir. Örneğin ferrit ve perlit fazlarından oluşan çift fazlı bir yapıda ferrit fazının tane büyüklüğü aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$i_{\alpha} = \frac{L \cdot f_{\alpha}}{n_{\alpha}} \quad (4.9)$$

Burada; ( $i_{\alpha}$ ) ferrit tane büyüklüğünü ( $\mu\text{m}$ ), (L) ölçüm çizgisinin toplam uzunluğunu, ( $f_{\alpha}$ ) % ferrit miktarını ve ( $n_{\alpha}$ ) ise ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin toplam sayısı ifade etmektedir [87].

Ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması Blank ve Gladman tarafından geliştirilen formül ile hesaplanmaktadır. Bu formüldeki tek kesme değerinin standart sapması ( $G_i / i$ ) 0,7 gibi sabit bir değer olduğu kabul edilmiş olup aşağıdaki formülle ifade edilmektedir [88].

$$(G_i / i) / n_i^{1/2} = 0,7 / n_i^{1/2}$$

Burada;

$G_i$ = Standart sapma

$n_i$ = ölçülen tane veya tane sınırı sayısı

## **BÖLÜM 5**

### **DENEYSEL ÇALIŞMALAR**

#### **5.1. GİRİŞ**

Bu çalışmada, 316L östenitik paslanmaz çelikte tavlama sıcaklığına ve zamanına bağlı olarak oluşturulan farklı tane boyutlarının malzemenin mekanik özelliklerine ve çalışma sertleşmesine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla ana malzeme ve farklı parametrelerde ısıtım işlem görmüş numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerindeki değişim esas alınarak 316L östenitik paslanmaz çeliğin çalışma sertleşmesi ve mekanik özellikleri soğuk, ılık ve sıcak deformasyona bağlı olarak tespit edilmiştir.

Uygun parametrelerin belirlenmesi için öncelikle ön çalışma aşamasında malzeme 1100 °C farklı sürelerde tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Elde edilen mikroyapı ve tane boyutu sonuçlarına göre çalışmada kullanılacak tavlama süreleri tespit edilmiştir. Ana malzeme ve ısıtım işlem görmüş numuneler soğuk, ılık ve sıcak çekme deneyine tabi tutularak 316L östenitik paslanmaz çeliğin çalışma sertleşmesi ve dayanım değerleri incelenmiştir. Bölüm 5.2’de deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme açıklanmaktadır. Bölüm 5.3’de ısıtım işlem prosesleri anlatılmaktadır. Bölüm 5.4’de sıcak çekme deney numunelerinin hazırlanması açıklanmıştır. Bölüm 5.5’te çekme deneylerinin gerçekleştirilmesi anlatılmıştır. Bölüm 5.6’da mikroyapı inceleme çalışmaları açıklanmıştır. Bölüm 5.7’de de tarama elektron mikroskobu (SEM) kırık yüzey incelemeleri anlatılmıştır.

#### **5.2. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN MALZEME**

Deneysel çalışmalarda Çizelge 5.1’de kimyasal kompozisyonu verilen 316L östenitik paslanmaz çelik kullanılmıştır. 6 adet 316L östenitik paslanmaz çelik 10 mm çapında ve 100 mm uzunluğunda ticari olarak temin edilmiştir. Temin edilen bu çelikten ana

malzeme, tavlama ve suda soğutma işlemlerinde kullanılmak üzere 50 mm uzunluğunda 24 adet numune kesilmiştir.

Çizelge 5.1. Ana malzemenin kimyasal bileşimi.

Kimyasal Bileşim									
Element	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
Ağırlıkça (%)	0.023	1.610	0.350	0.020	0.037	16.780	10.030	0.510	2.020

### 5.3. ISIL İŞLEM PROSESLERİ

Isıl işlem uygulamaları Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Test laboratuvarında bulunan 1200 °C sıcaklık kapasitesine sahip Şekil 5.1’de gösterilen Protherm marka ısıl işlem fırınında gerçekleştirilmiştir. Ön çalışma aşamasında malzemenin mikroyapısal değişiminin incelenmesi için ısıl işlem uygulamasında farklı parametreler kullanılmıştır.



Şekil 5.1. Protherm marka ısıl işlem fırını.

Numuneler 1100 °C’ de 20 dk, 40 dk, 60 dk, 80 dk, 160 dk, 240 dk ve 260 dk, ısıl işlem uygulanıp suda soğutulmuştur. Yapılan bu işlemler sonucunda mikroyapısal

değişikler göz önünde bulundurularak tane boyutunda en belirgin farkın olduğu 3 zaman aralığı (60 dk.-160 dk.-260 dk.) soğuk, ılık ve sıcak çekme testi için seçilmiştir.

#### 5.4. SICAK ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Ana malzeme ve 1100 °C'de 60, 160 ve 260 dak. tavlanan ve ardından suda soğutulan çekme deney numuneleri TS EN ISO 6892-2 normlarına uygun şekilde hazırlanmıştır. Bu amaçla 10 mm çapında ve 50 mm uzunluğunda kesilen ana malzeme ve ısıl işlem uygulanmış numuneler torna tezgahında sırasıyla alın tornalama, hassas boyuna işleme ve diş çekme işlemlerinden sonra standartlara uygun hale getirilmiştir. Daha sonra hazırlanan numuneler soğuk, ılık ve sıcak çekme testine tabi tutulmuştur. Şekil 5.2'de standartlara uygun olarak hazırlanmış çekme deney numunesi gösterilmektedir.



Şekil 5.2. Çekme deney numunesi.

#### 5.5. ÇEKME DENEYLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ

Soğuk, ılık ve sıcak çekme deneyleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü bünyesinde bulunan MTS (100 kN Servohidrolik Test Cihazı) marka test cihazı kullanılarak 25 °C, 500 °C, 800 °C sıcaklıklarında 1mm/dak çekme hızında ( $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  deformasyon oranında) gerçekleştirilmiştir. Herbir sıcaklık için ikişer adet olmak üzere toplamda 6 adet numune tek bir şart için kullanılmıştır. 4 şart için ise toplamda 24 adet numune kullanılmıştır.

Çekme testleri sonrasında gerilme-gerinim diyagramları elde edilmiştir. Gerilme-gerinim diyagramlarından farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanmış her numune için maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı (% 0,2), uzama (%) ve çalışma sertleşmesi üsteli (n) belirlenmiştir. Şekil 5.3’de testlerin yapıldığı sıcak çekme cihazı ve etüv fırını gösterilmiştir.

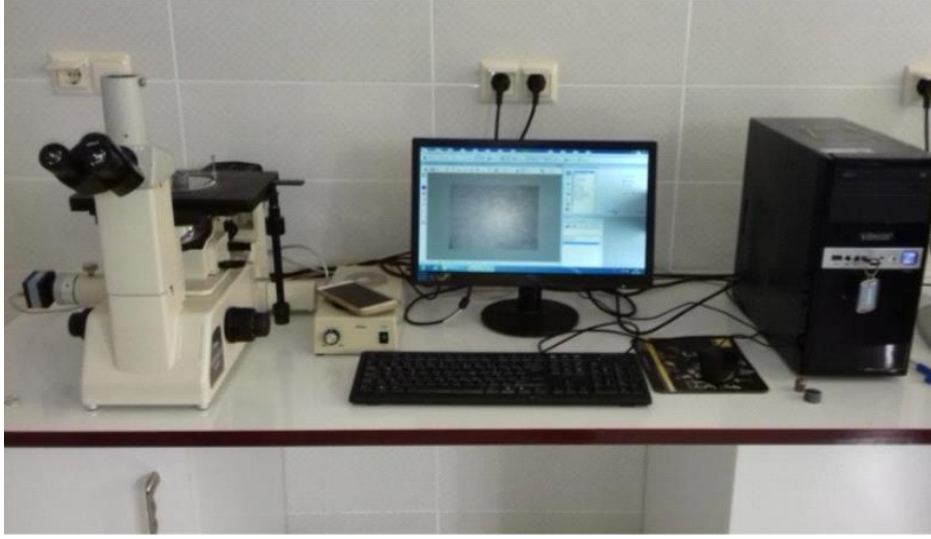


Şekil 5.3. Sıcak çekme test cihazı.

## 5.6. MİKROYAPI İNCELEME ÇALIŞMALARI

Mikroyapı incelemeleri, Nikon Epiphot marka, Clemex yazılımıyla desteklenen X50-X1000 büyütme oranına sahip optik mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numunelerin her birinden farklı bölgelerinden farklı büyütmelerde görüntüler alınmıştır. Alınan görüntülerin mikroyapılarında meydana gelen değişiklikler incelenmiştir. Şekil 5.4’de mikroyapı incelemelerinde kullanılan optik mikroskop gösterilmiştir.





Şekil 5.4. Optik mikroskop.

Metalografik incelemelerde kullanılan numuneler 10 mm çapında 5mm et kalınlığında kesilmiştir. Daha sonra numuneler 240-1200 meshlik su zımparası ile zımparalanmış ve ardından 3  $\mu\text{m}$  ve 1  $\mu\text{m}$  elmas pasta ile parlatma işlemine tabi tutulmuştur. En sonunda parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilen numuneler % 90 su ve % 10 oksalik asit konularak hazırlanan çözeltiliye bırakılıp bir güç kaynağı yardımı ile oda sıcaklığında 15-20 V voltaj altında 2 amper akım şiddetinde elektrolitik olarak dağlanmıştır. Elektrolitik dağlamada numuneler 40-50 sn aralıklarında tutulmuştur. Dağlama işleminden sonra dağlanan yüzeyler metanolla temizlenip kurutularak optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

## **5.7. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ**

Çekme numunelerinin kırık yüzey analizleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü'nde bulunan CARL ZEISS ULTRA PLUS GEMINI FESEM marka tarama elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

25 °C, 500 °C ve 800 °C'de çekme testi uygulanan ana malzeme numunesi ve ısıl işlem görmüş numunelerin kırık yüzey ve mikroyapı görüntüleri alınarak farklı tane boyutlarının 316L östenitik paslanmaz çeliğin kırılma davranışını ve çalışma

sertleşmesine nasıl etki ettiği incelenmiştir. Şekil 5.5’de kırık yüzey analizlerinin yapıldığı tarama elektron mikroskobu gösterilmiştir.



Şekil 5.5. Tarama elektron mikroskobu.

## BÖLÜM 6

### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 6.1. GİRİŞ

Bu bölümde 316L östenitik paslanmaz çeliğinin mekanik özelliklerine tane boyutunun etkisi ile ilgili elde edilen sonuçlar ve bu sonuçların değerlendirilmesi tartışılmaktadır. Bölüm 6.2’de ön çalışmadan elde edilen mikroyapı sonuçlarının değerlendirilmesi yapılmıştır. Bölüm 6.3’de ana malzeme ve suda soğutulan numunelerin çekme deney sonuçları verilerek değerlendirilmiştir. Tarama elektron mikroskopunda yapılan mikroyapı ve kırık yüzey incelemeleri ise bölüm 6.4’de verilerek değerlendirilmiştir.

#### 6.2. ÖN ÇALIŞMA SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

316L östenitik paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle (ana malzeme) ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin mikroyapısında meydana gelen değişimler araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar bölüm 6.2.1’de verilerek değerlendirilmiştir.

##### 6.2.1. Ana Malzeme ve Suda Soğutulan Numunelerin Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

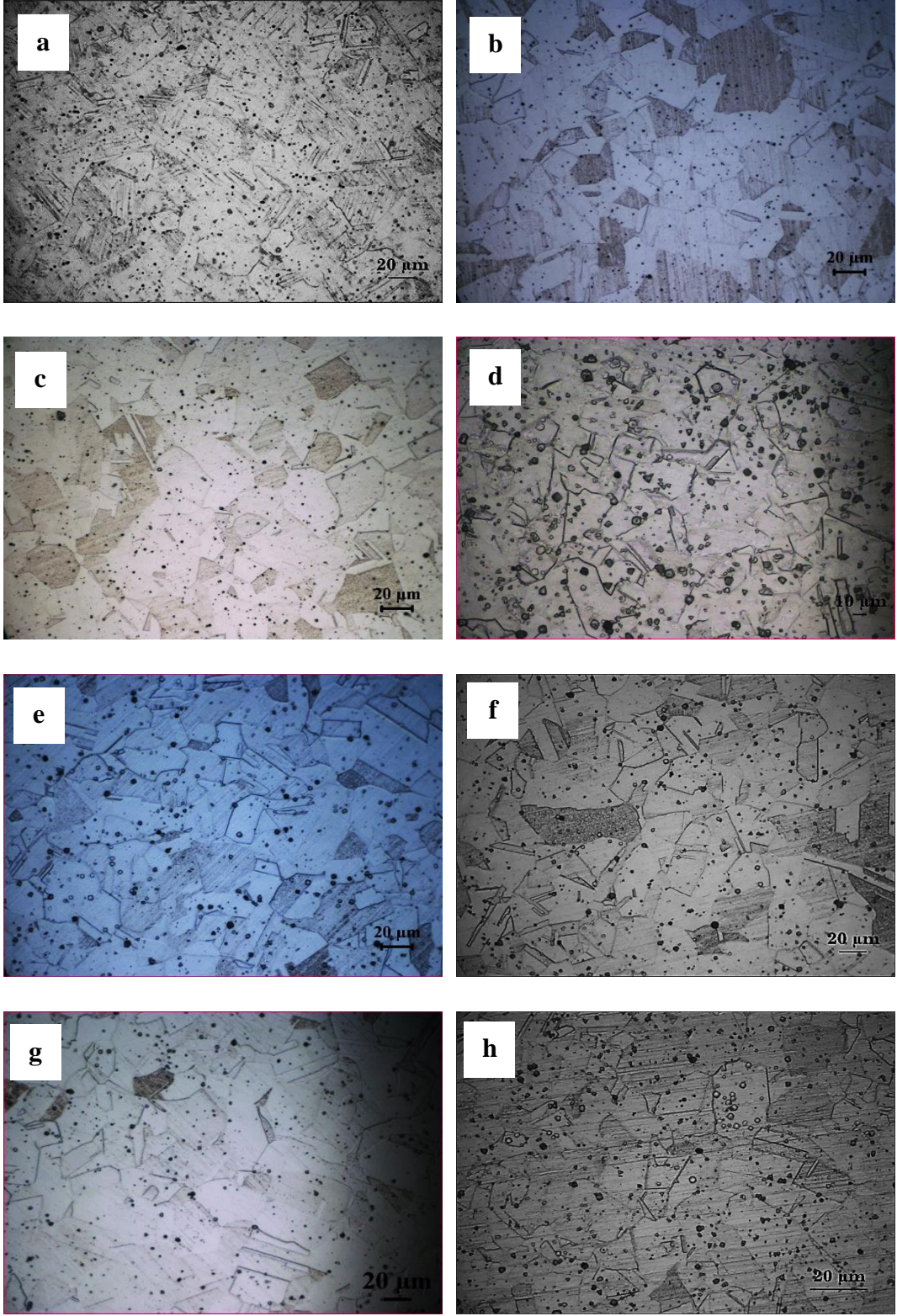
Çizelge 6.1’de ana malzeme ve 1100 °C’de farklı zaman aralıklarında (20 dk, 40 dk, 60 dk, 80 dk, 160 dk, 240 dk, 260 dk) tavlama işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan numunelerin ortalama doğrusal kesişme tane boyutları görülmektedir. Çizelge 6.1 incelendiğinde, 1100 °C’de yapılan tavlama işleminin süresi arttıkça tane boyutunun arttığı görülmektedir. Tane boyutları arasında en belirgin fark 1100 °C’de 60 dak, 160 dak ve 260 dak. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerde tespit edilmiştir. Bu nedenle çalışmanın bundan sonraki yapılacak sonuç ve değerlendirilmelerde ana

malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi tartışılacaktır.

Çizelge 6.1. 1100 °C’de farklı zaman aralıklarında tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin ortalama doğrusal keşişme tane boyutları.

Numuneler	Ortalama doğrusal keşişme tane boyutları ( $\mu\text{m}$ )
Ana malzeme	15
20	17
40	18
60	22
80	22
160	28
240	28
260	36

Ana malzeme ve 1100 °C’de, 20 dk, 40 dk, 60 dk, 80 dk, 160 dk, 240 dk ve 260 dk tavlama işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan numunelerin mikroyapı resimleri Şekil 6.1a - Şekil 6.1h’de gösterilmektedir. Şekil 6.1 ve Çizelge 6.1’den de görüldüğü gibi tüm numuneler farklı boyutlarda östenit tanelerinden oluşmaktadır. Örneğin, ana malzemenin östenit tane boyutu 15  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür. Fakat, numuneler 1100 °C’de 60 dakika, 160 dakika ve 260 dakika tavlendiğinde östenit tane boyutu sırasıyla 22, 28 ve 36  $\mu\text{m}$ ’ye çıkmıştır. Atomların difüzyon hareketleri yüksek sıcaklıkta hızlı olduğu için bu beklenen bir sonuçtur. Çelikte bu kaba tanelerin oluşmasına küçük tanelerin birleşmesi sebep olmaktadır [89].



Şekil 6.1. Ana malzeme ve 1100 °C’de farklı zaman aralıklarında tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin mikro yapıları. (a) Ana malzeme, (b) 20 dk, (c) 40 dk, (d) 60 dk, (e) 80 dk, (f) 160 dk, (g) 240 dk, (h) 260 dk.

### **6.3. ANA MALZEME VE ISIL İŞLEM GÖRMÜŞ MALZEMELERİN ÇEKME DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ**

Bu bölümde, ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. ısıtılma işlemi gördükten sonra suda soğutulan numunelerin 3 farklı sıcaklıkta (25 °C, 500 °C ve 800 °C) gerçekleştirilen çekme deneyi sonuçları verilerle tartışılmıştır. Çekme deneyleri 1mm/dak çekme hızında ( $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  deformasyon oranında) yapılmıştır. Her testten sonra gerilme-gerinim diyagramları elde edilerek farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan her numunenin maksimum çekme mukavemeti, %3 deformasyon oranındaki dayanımı, yüzde uzaması (%) ve çalışma sertleşmesi üsteli (n) belirlenmiştir. Bölüm 6.3.1’de ana malzeme, bölüm 6.3.2’de 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan, bölüm 6.3.3’de 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan ve bölüm 6.3.4 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin test sonuçları ve değerlendirmesi yer almaktadır. Ayrıca Bölüm 6.3.5’de ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin çekme deneyi sonuçları karşılaştırmalı olarak tartışılmıştır.

#### **6.3.1. Ana Malzemenin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi**

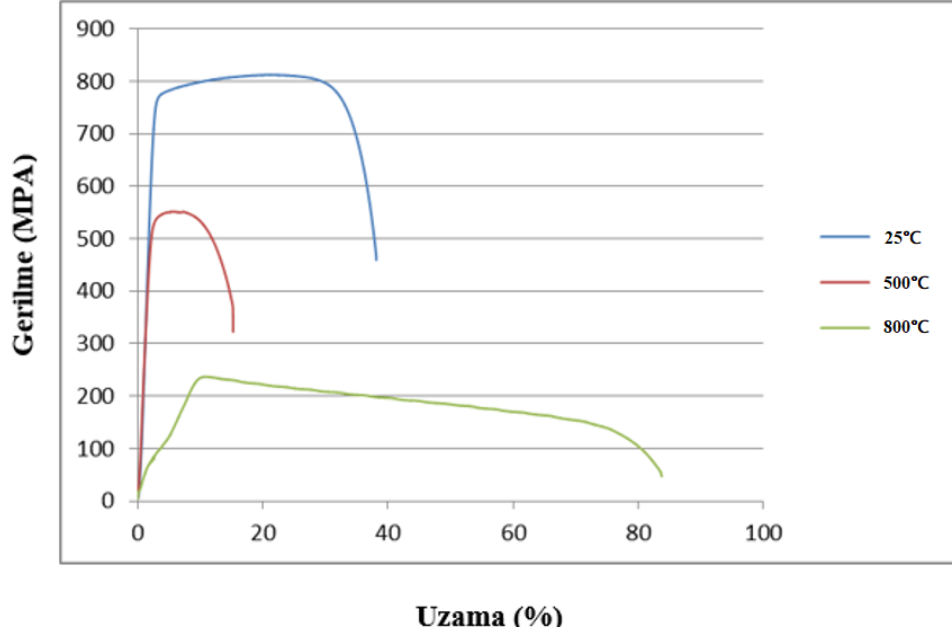
316L östenitik paslanmaz çeliğinin temin edildiği şekliyle (ana malzeme) farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testi sonucu elde edilen maksimum çekme dayanımı, %3 akma dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 6.2’de gösterilmektedir. Çekme testi sonuçlarına göre 316L östenitik paslanmaz çeliğin maksimum çekme dayanımı 812 MPa ve %3 akma dayanımı 786 MPa’dır. Çekme test sıcaklığının 500 °C’ye çıkmasıyla birlikte çekme dayanımı 551 MPa ve %3 akma dayanımı 547 MPa olmuştur. Sıcaklık artışı dayanım değerlerini düşürdüğünü göstermektedir. Test sıcaklığının 800 °C gibi yüksek bir değere çıkması dayanım değerlerinde çok daha fazla bir düşüşün olmasına neden olmaktadır (Çizelge 6.2). Bununla birlikte test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C’ye çıkmasıyla malzemenin yüzde uzama değeri önemli bir düşüş göstererek %14 olmuştur. Test sıcaklığının 800 °C’ye çıkmasıyla yüzde uzama değeri artarak %71 değerine ulaşmıştır. Testlerden elde edilen veriler değerlendirildiğinde sıcaklığın artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerinin özellikle 800 °C’de yüksek oranda arttığı görülmektedir. Bu durum

yüksek sıcaklıkta meydana gelen dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşme ile açıklanabilir [76].

Çizelge 6.2. Farklı sıcaklıklarda test edilen ana malzemenin sıcak çekme test sonuçları.

Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 3 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	812	786	36
500	551	547	14
800	221	219	71

Ana malzemenin 25-800 °C sıcaklık aralığında  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  lik deformasyon oranında gerilme-uzama grafiği Şekil 6.2’de görülmektedir. Diyagramlardan görüldüğü gibi test sıcaklığın artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerlerinin ise 500 °C’de düştüğü fakat 800 °C’de arttığı görülmektedir. Ayrıca ana malzeme 25 °C test sıcaklığında sürekli bir akma davranışı sergileyip grafik üzerinde herhangi bir testere dişi davranış göstermezken 500 °C ve 800 °C test sıcaklıklarında zayıf testere dişi davranış sergilemiştir. Testere dişi davranış dinamik deformasyon yaşlanmasının en önemli göstergesidir. Testere dişi davranış arayer atomlarının dislokasyonlara difüz edip onların hareketlerini engellemesiyle oluşmaktadır [86, 90]. Bahsedilen engelleme hareketi dislokasyonların ve arayer atomlarının sıcaklığın yüksek olmasından dolayı hareket halinde olması durumunda gerçekleşmemektedir [91].



Şekil 6.2. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan ana malzemenin gerilme- % uzama diyagramları.

### 6.3.2. 1100 °C’de 60 dk. Tavlandıktan Sonra Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

316L östenitik paslanmaz çeliğinin 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testi sonucu elde edilen maksimum çekme dayanımı, %3 akma dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 6.3’de gösterilmektedir. Çekme testi sonuçlarına göre 316L östenitik paslanmaz çeliğinin 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin maksimum çekme dayanımı 652 MPa ve %3 akma dayanımı 412 MPa’dır. Çekme test sıcaklığının 500 °C’ye çıkmasıyla birlikte çekme dayanımı 454 MPa ve %3 akma dayanımı 210 MPa olmuştur. Sıcaklık artışı dayanım değerlerini düşürdüğünü göstermektedir. Test sıcaklığının 800 °C gibi yüksek bir değere çıkması dayanım değerlerinde çok daha fazla bir düşüşün olmasına neden olmaktadır (Çizelge 6.3). Bununla birlikte test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C’ye çıkmasıyla malzemenin yüzde uzama değeri önemli bir düşüş göstererek %35 olmuştur. Test sıcaklığının 800 °C’ye çıkmasıyla yüzde uzama değeri artarak %94 değerine ulaşmıştır. Testlerden elde edilen veriler değerlendirildiğinde sıcaklığın artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerinin özellikle 800 °C’de yüksek oranda arttığı görülmektedir. Bu durum

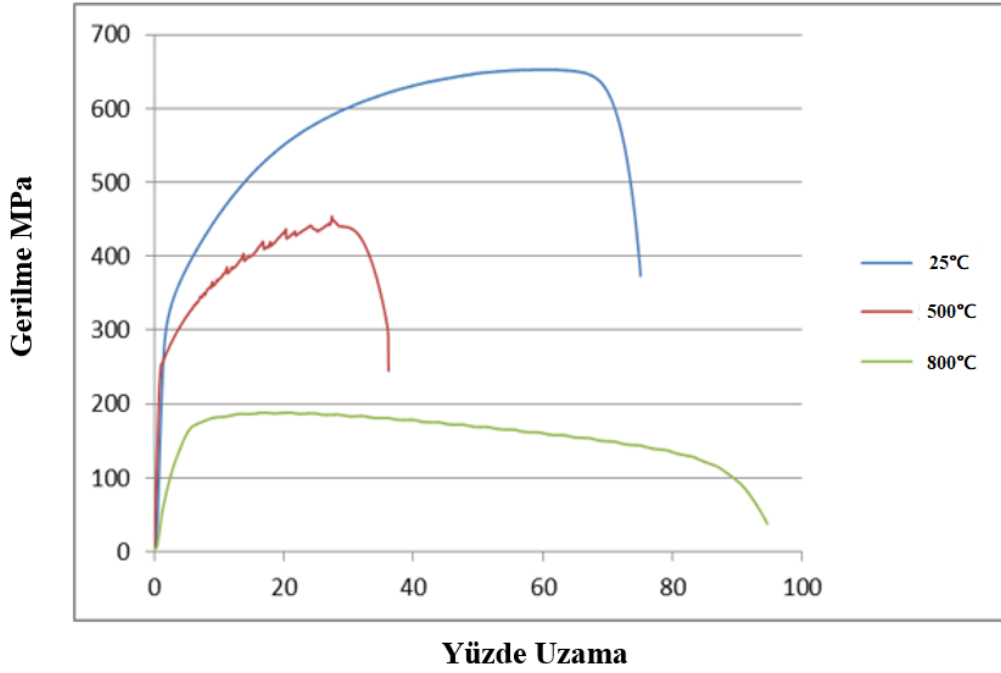


yüksek sıcaklıkta meydana gelen dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşme ile açıklanabilir [76].

Çizelge 6.3. Farklı sıcaklıklarda test edilen 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları

Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 3 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	652	412	73
500	454	310	35
800	188	182	94

1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin 25-800 °C sıcaklık aralığında  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  lik deformasyon oranında gerilme-uzama grafiği Şekil 6.3’de görülmektedir. Diyagramlardan görüldüğü gibi test sıcaklığın artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerlerinin ise 500 °C’de düştüğü fakat 800 °C’de arttığı görülmektedir. Ayrıca 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numuneler, 25 °C test sıcaklığında sürekli bir akma davranışı sergilemiş olup grafik üzerinde testere dişi davranış görülmemiştir. Fakat 500 °C ve 800 °C test sıcaklıklarında grafiğe bakıldığında testere dişi davranışın olduğu görülmektedir. Testere dişi davranış dinamik deformasyon yaşlanmasının en önemli göstergesidir [76].



Şekil 6.3. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.

### 6.3.3. 1100 °C’de 160 dk. Tavlandıktan Sonra Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

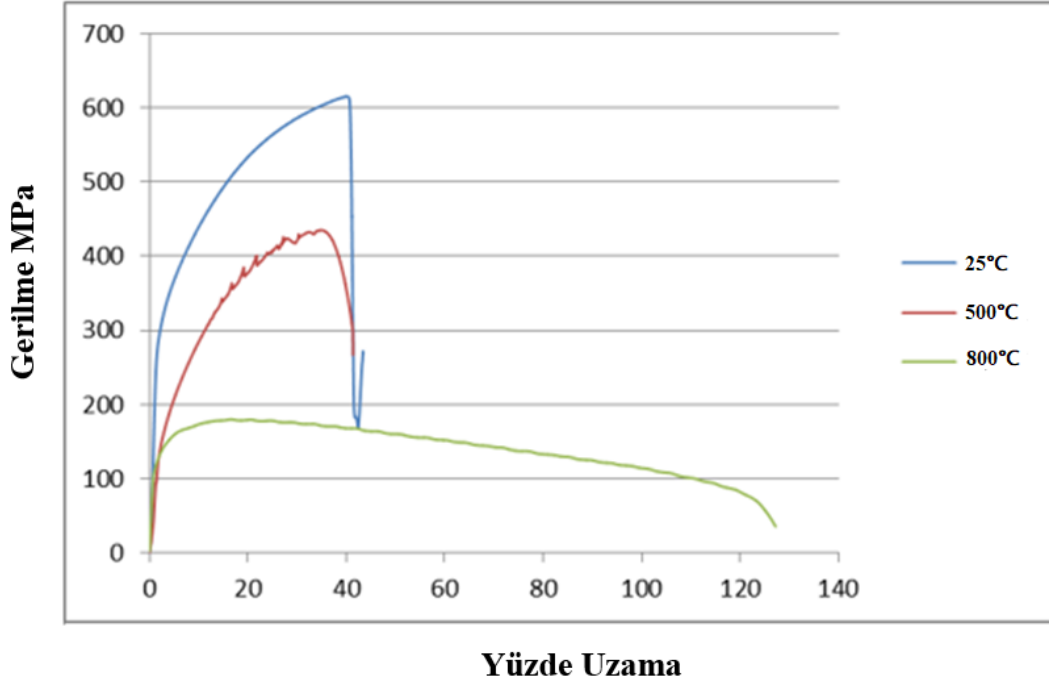
316L östenitik paslanmaz çeliğinin 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testi sonucu elde edilen maksimum çekme dayanımı, %3 akma dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 6.4’de gösterilmektedir. Çekme testi sonuçlarına göre 316L östenitik paslanmaz çeliğinin 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin maksimum çekme dayanımı 643 MPa ve %3 akma dayanımı 396 MPa’dır. Çekme test sıcaklığının 500 °C’ye çıkmasıyla birlikte çekme dayanımı 435 MPa ve %3 akma dayanımı 231 MPa olmuştur. Sıcaklık artışı dayanım değerlerini düşürdüğünü göstermektedir. Test sıcaklığının 800 °C gibi yüksek bir değere çıkması dayanım değerlerinde çok daha fazla bir düşüşün olmasına neden olmaktadır (Çizelge 6.4). Bununla birlikte test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C’ye çıkmasıyla malzemenin yüzde uzama değeri %37 olmuştur. Test sıcaklığının 800 °C’ye çıkmasıyla yüzde uzama değeri artarak %127 değerine ulaşmıştır. Testlerden elde edilen veriler değerlendirildiğinde sıcaklığın

artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerinin özellikle 800 °C’de yüksek oranda arttığı görülmektedir.

Çizelge 6.4. Farklı sıcaklıklarda test edilen 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.

Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 3 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	643	396	60
500	435	231	37
800	180	169	127

1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin 25-800 °C sıcaklık aralığında  $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  lik deformasyon oranında gerilme-uzama grafiği Şekil 6.4’de görülmektedir. Diyagramlardan görüldüğü gibi test sıcaklığın artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerlerinin ise 500 °C’de düştüğü fakat 800 °C’de arttığı görülmektedir. Ayrıca 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numuneler, 25 °C test sıcaklığında sürekli bir akma davranışı sergilemiş olup grafik üzerinde testere dişi davranış görülmemiştir. Fakat 500 °C ve 800 °C test sıcaklıklarında grafiğe bakıldığında testere dişi davranışın oluştuğu görülmektedir. Testere dişi davranış dinamik deformasyon yaşanmasının en önemli göstergesidir [76].



Şekil 6.4. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.

#### 6.3.4 1100 °C’de 260 dk. Tavlandıktan Sonra Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

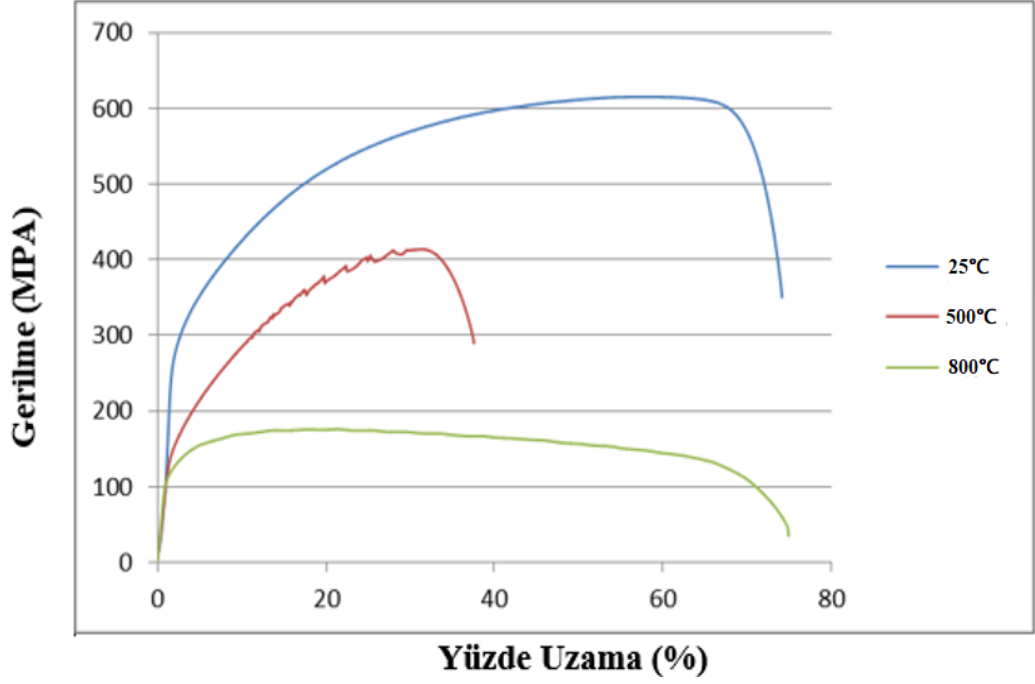
316L östenitik paslanmaz çeliğinin 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testi sonucu elde edilen maksimum çekme dayanımı, %3 akma dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 6.5’de gösterilmektedir. Çekme testi sonuçlarına göre 316L östenitik paslanmaz çeliğin 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin maksimum çekme dayanımı 615 MPa ve %3 akma dayanımı 361 MPa’dır. Çekme test sıcaklığının 500 °C’ye çıkmasıyla birlikte çekme dayanımı 414 MPa ve %3 akma dayanımı 190 MPa olmuştur. Sıcaklık artışı dayanım değerlerini düşürdüğünü göstermektedir. Test sıcaklığının 800 °C gibi yüksek bir değere çıkması dayanım değerlerinde çok daha fazla bir düşüşün olmasına neden olmaktadır (Çizelge 6.5). Bununla birlikte test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C’ye çıkmasıyla malzemenin yüzde uzama değeri %35 olmuştur. Test sıcaklığının 800 °C’ye çıkmasıyla yüzde uzama değeri artarak %75 değerine ulaşmıştır. Testlerden elde edilen veriler değerlendirildiğinde sıcaklığın

artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerinin özellikle 800 °C’de yüksek oranda arttığı görülmektedir.

Çizelge 6.5. Farklı sıcaklıklarda test edilen 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.

Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 3 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	615	361	72
500	414	190	35
800	176	158	75

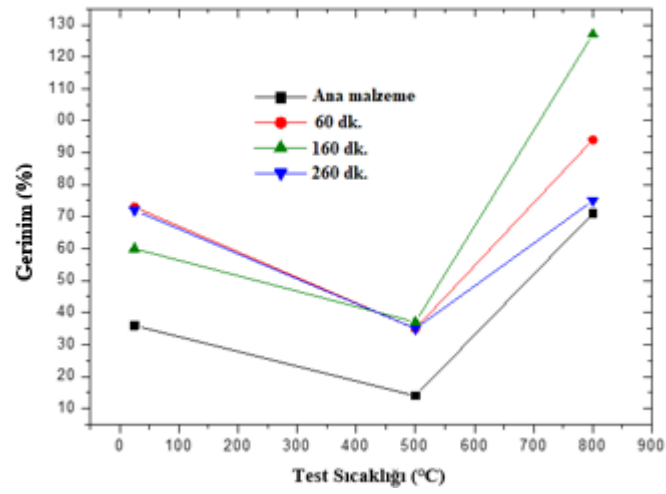
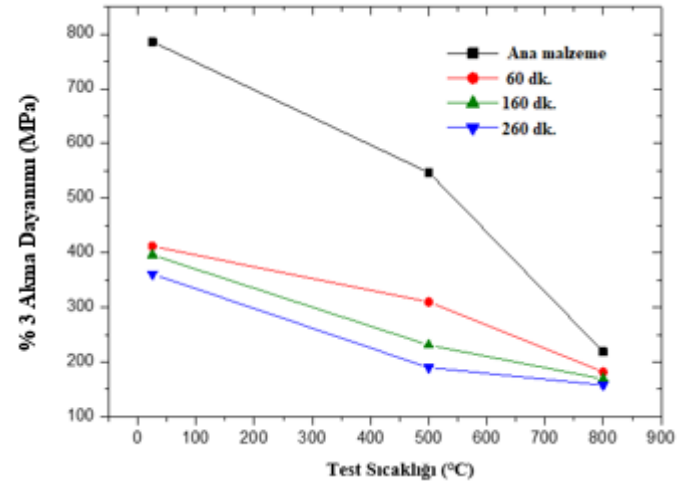
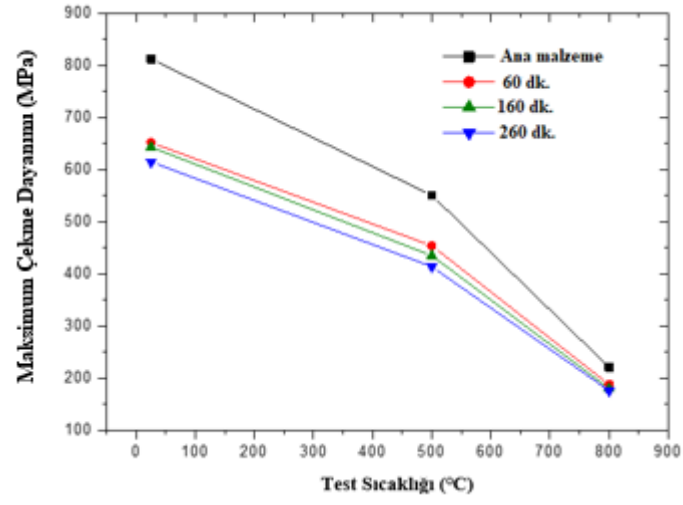
1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin 25-800 °C sıcaklık aralığında  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  lik deformasyon oranında gerilme-uzama grafiği Şekil 6.5’de görülmektedir. Diyagramlardan görüldüğü gibi test sıcaklığın artışına bağlı olarak dayanım değerlerinin düştüğü, % uzama değerlerinin ise 500 °C’de düştüğü fakat 800 °C’de arttığı görülmektedir. Ayrıca 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numuneler, 25 °C test sıcaklığında sürekli bir akma davranışı sergilemiş olup grafik üzerinde testere dişi davranış görülmemiştir. Fakat 500 °C ve 800 °C test sıcaklıklarında grafiğe bakıldığında testere dişi davranışın olduğu görülmektedir. Testere dişi davranış dinamik deformasyon yaşanmasının en önemli göstergesidir [92].



Şekil 6.5. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.

### 6.3.5. Ana Malzeme ve Isıl İşlem Görmüş Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Karşılaştırmalı Olarak Değerlendirilmesi

316L östenitik paslanmaz çelikten elde edilen ana malzemenin ve 1100 °C’de, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin maksimum çekme dayanımı, %3 akma dayanımı ve % uzama değerlerindeki değişimler Şekil 6.6’da gösterilmektedir.



Şekil 6.6. Farklı sıcaklıklarda test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin mekanik özellikleri.

$1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  deformasyon hızında test edilen ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin maksimum çekme dayanımı ve %3 akma dayanımı, test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C’ye ve 800 °C’ye çıkmasıyla sürekli bir düşüş göstermektedir. Bununla birlikte 500 °C’de elde edilen mukavemet değerlerindeki azalma oda sıcaklığına göre 800 °C’den daha düşük olduğu görülmüştür. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar Muhamed ve arkadaşlarının [93] yapmış olduğu çalışma ile benzerlik göstermektedir. Yazarlar 316L östenitik paslanmaz çeliğin dinamik deformasyon yaşlanma davranışını araştırmış ve test numunelerini 25-800 °C sıcaklık aralığında sıcak çekme testine tabi tutmuştur. Mukavemet değerlerinin 25-500 °C aralığında hafifçe düştüğünü ancak 500 °C üzerinde yapılan çekme testinde mukavemet değerlerindeki azalmanın hızlandığını bulmuşlardır. Ayrıca Taştumur ve Gündüz [94], AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin 25-700 °C sıcaklık aralığında çekme özelliklerini incelemiştir. Numunelerin maksimum çekme mukavemetinin 25-400 °C sıcaklık aralığında azaldığını ve sıcaklığın daha fazla artmasıyla maksimum çekme dayanımında çok daha hızlı bir düşüşün olduğunu tespit etmişlerdir.

Bununla birlikte 316L östenitik paslanmaz çelikten elde edilen ana malzemenin ve 1100 °C ‘de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin % uzama değerleri test sıcaklığının artmasıyla kademeli olarak düşmektedir. 500 °C’de test edilen numunelerden ana malzeme % 14, 60 dk. tavlanan numuneler % 35, 160 dk. tavlanan numuneler % 37 ve 260 dk. tavlanan numuneler % 35 oranında en düşük uzama değerine sahip olmuştur. Test sıcaklığı 800 °C’ye yükseldiğinde ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin % uzama değerleri artmaktadır. 500 °C’de yapılan çekme testinden sonra mukavemet değerlerindeki küçük değişiklikler ve yüzde uzama değerlerinde bir azalma dinamik deformasyon yaşlanmasının 316L östenitik paslanmaz çelikte ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlama koşulları altında meydana geldiğini göstermektedir. Dinamik deformasyon yaşlanması dislokasyonlar ve çözünen atomlar arasındaki etkileşimden kaynaklanmaktadır [90]. Gupta ve arkadaşları [95] Cr-Mo-V çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisini araştırmış ve test sıcaklığının artışına bağlı olarak % uzama değerlerinin düştüğünü, 350-400 °C sıcaklık aralığında ise minimum değere ulaştığını

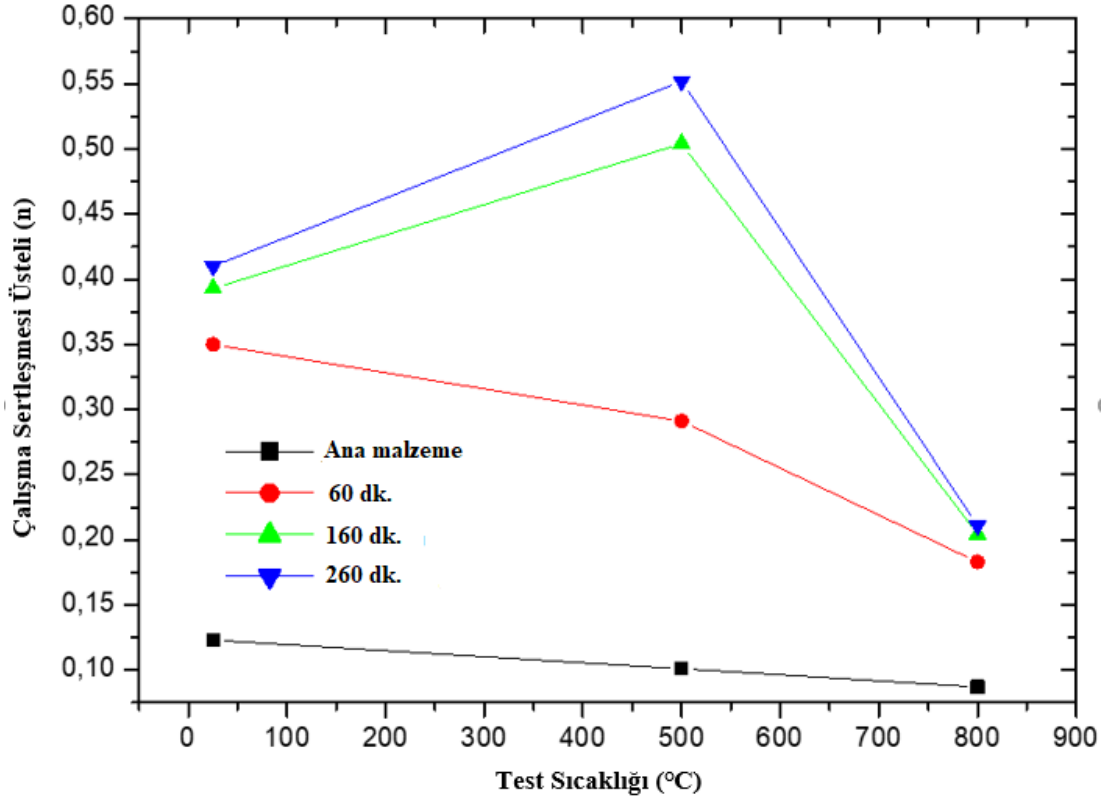


göstermişlerdir. 400 °C üzerindeki sıcaklıklarda yapılan çekme testinde % uzama değerinin arttığını tespit etmişlerdir.

Ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerinin mekanik test sonuçları birbirleriyle karşılaştırıldığında mekanik özelliklerde önemli farklılıklar olduğu görülmektedir. Örneğin, oda sıcaklığında elde edilen test sonuçları, ana malzemenin %3 akma dayanımının 786 MPa olduğunu göstermiştir. Ancak 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin %3 akma dayanımı düşerek sırasıyla 412 MPa, 396 MPa ve 361 MPa olmuştur (Şekil 6.4). %3 akma dayanımındaki bu düşüşün nedeni tane büyüklüğü ile ilgilidir. Çünkü ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin tane boyutu sırasıyla 15 µm, 22 µm, 28 µm ve 36 µm'dir. Buradan tavlama süresinin artmasıyla tane boyutunun arttığı görülmektedir. Tane boyutu arttıkça tane sınırı azalmaktadır. Tane sınırları, bölüm 4.1.4'de detaylı olarak açıklanan Hall-Petch eşitliği kapsamında dislokasyonların hareketini engelleyerek akma dayanımını arttırmaktadır [96]. Bu nedenle numunelerin tane boyutundaki artışa bağlı olarak %3 akma dayanımının azaldığı görülmektedir. Tane boyutunun mukavemet üzerindeki etkisi, test sıcaklığının 500 °C ve 800 °C'ye çıkmasıyla azaldığı tespit edilmiştir. Tane sınırı alanı artan tane büyüklüğü ile azaldıkça, ekikohesif sıcaklığının üzerindeki büyük taneli bir malzeme, küçük taneli olandan daha yüksek mukavemete sahip olabilmektedir [95].

Ayrıca yapılan çalışma kapsamında ana malzemenin, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerini çalışma sertleşmesi üsteli (n), tane boyutunun çalışma sertleşmesi ve dinamik deformasyon yaşlanmasının oluşumu üzerindeki etkisini belirlemek için hesaplanmıştır. Çalışma sertleşmesi üsteli (n) değerindeki artış, dinamik deformasyon yaşlanmasının oluştuğunu gösteren en önemli parametrelerden biridir. Çalışma sertleşmesi üstelini hesaplamak için, maksimum yüke kadar olan homojen plastik deformasyon bölgesinde gerçek gerilme  $\sigma$  ve gerçek gerinim  $\epsilon$  belirlenmiştir. Bu değerler için elde edilen eğim çalışma sertleşmesi üstelini tanımlamaktadır [76]. Test sıcaklıklarına göre hesaplanan ana malzeme, 60 dk, 160 dk, 260 dk. tavlanan numunelerin çalışma sertleşmesi üsteli (n) Şekil 6.7'de gösterilmektedir. Şekil 6.7'de gösterildiği gibi 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin n değeri test sıcaklığına bağlı olarak artmış ve 500 °C'deki en yüksek

değerine ulaşmıştır. Test sıcaklığı 800 °C'ye yükseldiğinde n değeri azalmıştır. Bununla birlikte ana malzeme ve 60 dk. tavlanan numunelerin n değerleri 500 °C ve 800 °C'de test edildikten sonra oda sıcaklığı değerine kıyasla bir düşüş göstermiştir.



Şekil 6.7. Farklı sıcaklıklarda test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin çalışma sertleşmesi üsteli değerleri.

Deformasyon işlemi, deformasyon sıcaklığının metal ergime sıcaklığına oranına göre soğuk, ılık ve sıcak deformasyon olmak üzere üç gruba ayrılır. Deformasyon sıcaklığının ergime sıcaklığına oranı 0,3'ten düşükse, buna soğuk deformasyon, 0,3-0,5 arasında ise ılık deformasyon ve 0,5'den büyükse sıcak deformasyon olarak adlandırılır. Mevcut çalışmada 800 °C'de yapılan deformasyon 0,5'ten yüksektir, bu nedenle sıcak deformasyon kategorisine girmektedir. Sıcak deformasyon işleminde, deformasyon sırasında oluşan yeniden kristalleşmenin bir sonucu olarak yeni tanelerin oluşumu ile deformasyon sertleşmesi ve deforme olmuş tane yapısı giderilir [97]. Bu nedenle 800 °C'de test edilen numunelerin n değerleri düşük çıkmıştır.

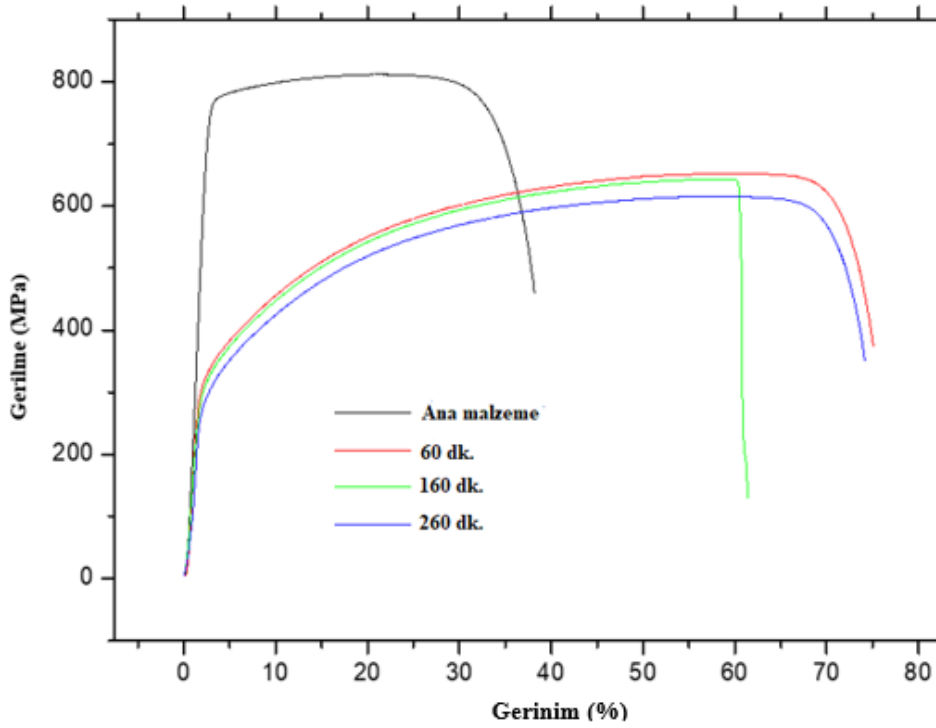
Ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin  $n$  değerleri birbirleriyle karşılaştırıldığında, 36  $\mu\text{m}$ 'lik en büyük tane boyutuna sahip 260 dk. tavlanan numunenin  $n$  değerinin tüm test sıcaklıkları için en yüksek değerde olduğu bulunmuştur. Tane boyutunun 28  $\mu\text{m}$  (160 dk), 22  $\mu\text{m}$  (60 dk) ve 15  $\mu\text{m}$ 'ye (ana malzeme) düşmesi ile  $n$  değerlerinin de düştüğü görülmüştür. Bu sonuçlar 60 dk, 160 dk. 260 dk. tavlanan numunelerin ana malzemeye göre dinamik deformasyon yaşılanmasından daha fazla etkilendiğini göstermektedir. Gündüz [76] niyobyum mikrolaşım çeliğinin dinamik deformasyon yaşılanmasını ana malzeme hava ve paslanmaz çelik boru içerisinde soğutma koşulları için incelemiştir. Bu amaçla hazırlanan numuneler 25-450 °C sıcaklık aralığında test edilmiştir. Sonuçlar çalışma sertleşmesi üsteli ( $n$ ) değerlerinin dinamik deformasyona bağlı olarak 200-400 °C sıcaklık aralığında arttığını göstermektedir.

Tane boyutundaki artıştan dolayı  $n$  değerlerindeki yükselme tane içerisinde daha fazla C ve Cr atomunun varlığına bağlanabilir. Dislokasyonların hareketi, tane içerisinde bulunan C ve Cr atomları tarafından daha etkili bir şekilde engellendiği için özellikle kaba taneli 260 dk. tavlanan numunelerde  $n$  değeri en yüksek değerlere ulaşmıştır. Tane boyutu, çeliklerin deformasyon yaşılanma sertleşmesini etkilemektedir [98]. Mevcut çalışmada 1100 °C'de yapılan tavlama işleminde tavlama zamanının 60 dk.'dan 160 ve 260 dk.'ya artması tane boyutunun 22  $\mu\text{m}$ 'den 28  $\mu\text{m}$  ve 36  $\mu\text{m}$ 'ye çıkmasına neden olmuştur. Tane sınırı, arayer veya yeralan atomlarının difüzyonu için uygun yerlerdir [99]. Bu nedenle ısı işleminde Cr ve C atomlarının tane sınırlarına difüzyonu, tane içerisindeki Cr ve C konsantrasyonunu azaltmaktadır. Tane boyutu arttıkça tane sınırlarına difüz eden Cr ve C atomlarının konsantrasyonu azalmaktadır. Sonuç olarak tane içerisindeki Cr ve C atomlarının miktarı artmaktadır.

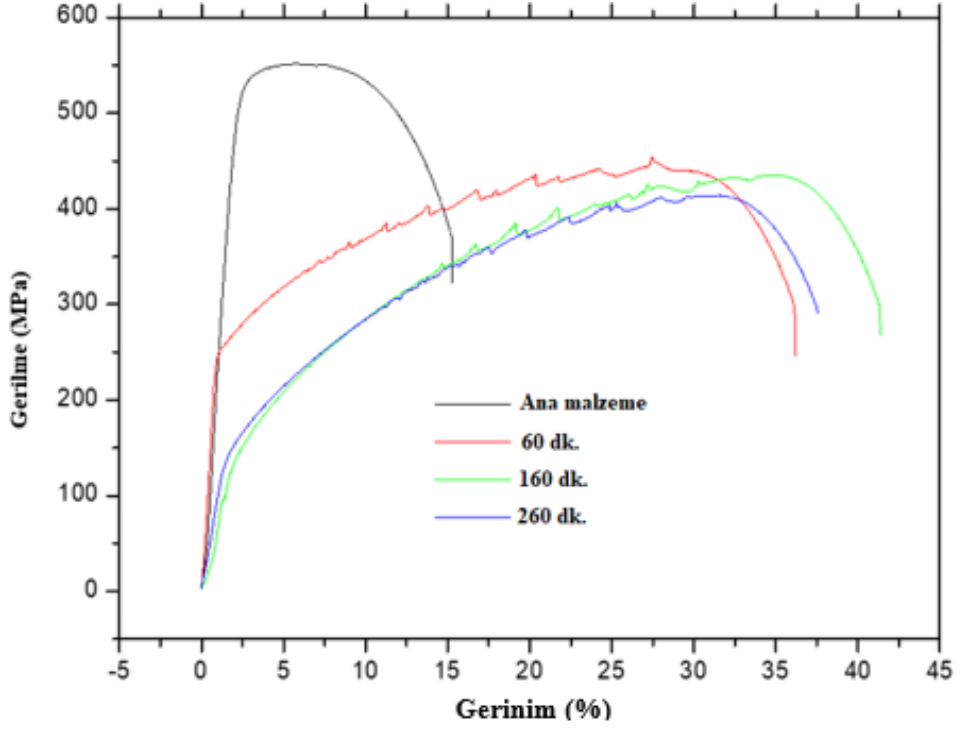
Benzer sonuçlar Alshalfan'nın çalışmasında da görülmüştür [100]. Yazar yapmış olduğu çalışmada yüksek miktarda C atomunun tane sınırına kolayca yayıldığını göstermiştir. Bu durumun küçük taneli yapılarda tane sınırı ile arayer atomları arasında kısa difüzyon mesafesinden kaynaklandığı ifade edilmiştir. Tane boyutunun artması arayer ve yeralan atomlarının tane sınırına difüzyonunu engelleyerek yüksek oranda arayer ve yeralan atomunun tane içerisinde kalmasına neden olur. Bunun sonucunda

dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesi çelik içerisinde oluşur. Dinamik deformasyon yaşlanmasının en önemli göstergelerinden biri gerilme-şekil değiştirme diyagramının homojen plastik deformasyon bölgesinde testere dişi davranışın görülmesidir.

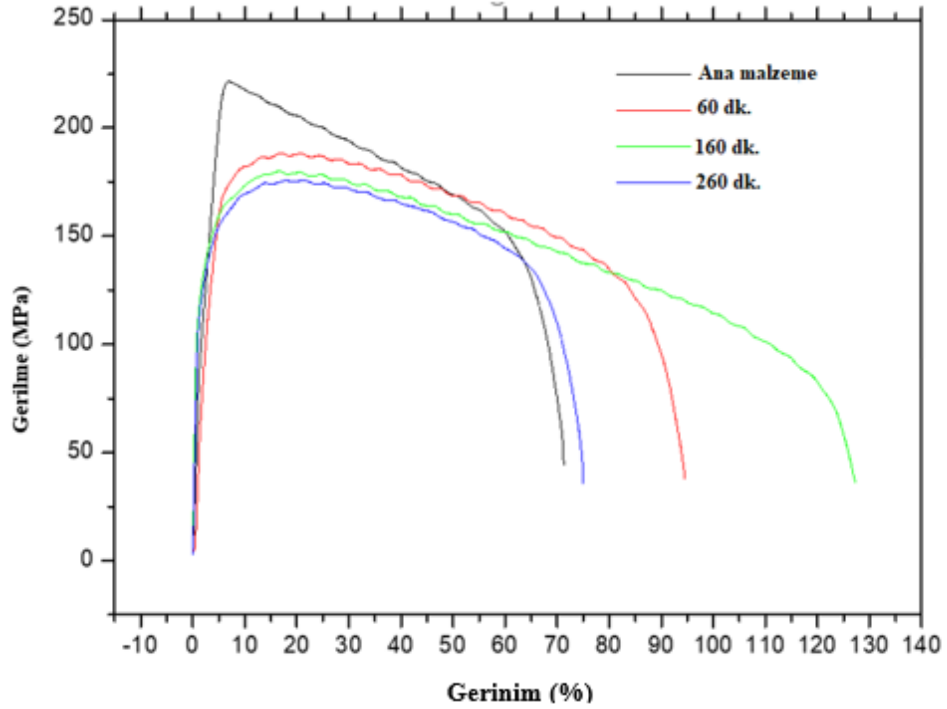
Şekil 6.8, 6.9 ve 6.10, 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin gerilme-% uzama diyagramlarını karşılaştırmalı olarak göstermektedir.



Şekil 6.8. 25 °C’de test edilen ana malzeme ve ısıt işlem görmüş numunelerin gerilme-% uzama diyagramları.



Şekil 6.9. 500 °C 'de test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin gerilme-% uzama diyagramları.



Şekil 6.10. 800 °C'de test edilen ana malzeme ve ısıl işlem görmüş numunelerin gerilme-% uzama grafikleri.

Şekillerden, gerilme-% uzama diyagramlarının görünümünde  $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  deformasyon oranı için test sıcaklığı 500 °C veya 800 °C'ye çıkartılınca değişiklikler olduğu tespit edilmiştir. Dinamik deformasyon yaşanmasının göstergesi olan testere dişi davranış, 500 °C ve 800 °C'de ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerde gözlenmiştir. Ancak testere dişlerinin büyüklüğü 800 °C'deki eğrilerde azaldığı görülmektedir. Dinamik deformasyon yaşanması hareketli yeralan atomları ile dislokasyonların etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yeralan atom difüzyonunu ve dislokasyon hareketini etkileyen deformasyon oranı ve sıcaklık, dinamik deformasyon yaşanmasının oluşumunda önemli bir rol oynamaktadır. Yer alan atomların difüzyonu, yüksek deformasyon hızında ve düşük sıcaklıkta dinamik deformasyon yaşanmasının oluşumu için dislokasyon hareketlerinden daha yavaştır. Bununla birlikte yeralan atomlar, düşük deformasyon hızında ve yüksek sıcaklıkta dislokasyonlar ile hareket edebilir. Bu durum dinamik deformasyon yaşanma sertleşmesinin oluşumunu engeller. Bu nedenle, dinamik deformasyon yaşanması orta deformasyon hızlarında ve sıcaklıklarda görülmektedir [76,101].

Ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin testere dişi davranışları birbirleriyle karşılaştırıldığında 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin, çözelti içinde daha yüksek oranda yeralan atomu içermesi nedeniyle ana malzemeye göre daha keskin testere dişi davranış gösterdiği tespit edilmiştir. 1100 °C'de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerde var olan karbürler çözüldüğü için çözelti içerisinde daha fazla serbest atom bulunmaktadır. Bu durum daha keskin testere dişi davranışın 500 °C ve 800 °C'de test edilen 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavllanmış numunelerde oluşmasına neden olmaktadır. Ayrıca testere dişi davranışın şiddeti test sıcaklığının 500 °C'den 800 °C'ye çıkmasıyla azaldığı görülmüştür. Çünkü, 800 °C'de test edilen numunelerde 500 °C'ye nazaran daha fazla çökelti oluşumu gerçekleşmektedir. Bu durum az miktarda serbest atomun çözelti içerisinde kalmasına neden olarak zayıf testere dişi davranışın 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerde görülmesine neden olmaktadır. Elde edilen bu sonucun bir sonraki bölümde verilen SEM sonuçları ile uyumlu olduğu tespit edilmiştir.

#### **6.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ**

Bu bölümde ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlama işleminden sonra suda soğutulan numunelerin detaylı mikroyapı ve kırık yüzey analizleri 3 farklı test sıcaklığı için (25 °C, 500 °C, 800 °C) SEM kullanılarak yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar 6.4.1 ve 6.4.2’de gösterilerek değerlendirilmiştir.

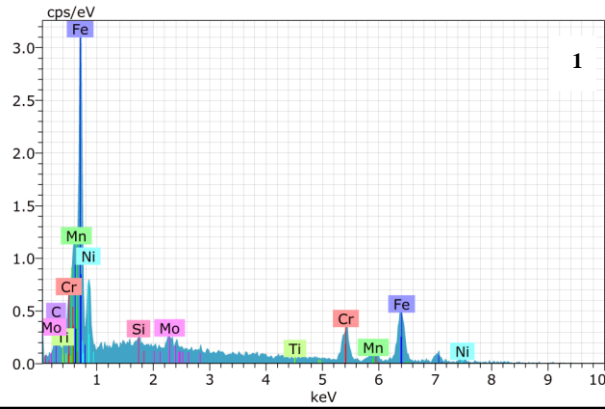
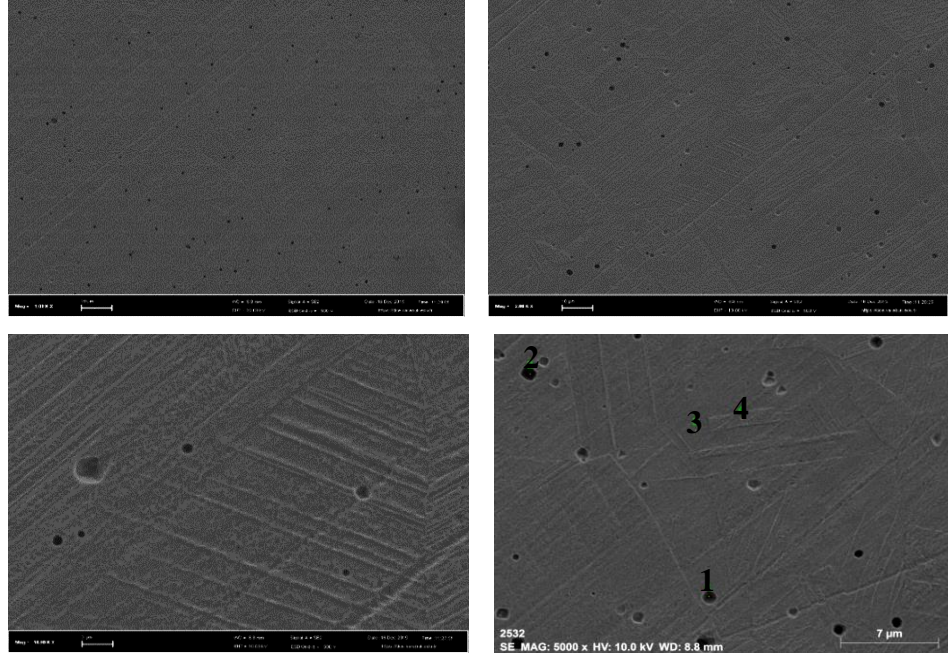
##### **6.4.1. Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile Mikroyapı İncelemeleri ve Değerlendirilmesi**

Bu bölümde, 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerden farklı sıcaklıklardaki çekme testi sonrası alınan mikroyapı resimleri incelenmiştir. Şekil 6.11, 6.12 ve 6. 13’de 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen ana malzemenin SEM mikroyapı resimlerini göstermektedir.

Şekil 6.11’de 25 °C’de test edilen ana malzemenin farklı büyütmelerde alınan SEM mikroyapı resimlerinden görüldüğü gibi numunede martenzitik yapı oluşmuştur. Deformasyona bağlı olarak oluşan bu martenzitik yapı ikiz sınırları, tane sınırları ve kayma bantları gibi yüksek enerjili bölgelerde çekirdekleşerek büyümektedir. Özellikle mekanik ikizlenmenin olduğu bölgeler deformasyona bağlı olarak oluşan martenzitin çekirdekleşmesinde en favori olan bölgelerdir [102].

Elde edilen sonuçlar martenzitin kayma bantlarından çekirdekleşerek büyüdüğünü göstermektedir. Ren-bo ve arkadaşları [103] 316L östenitik paslanmaz çeliklerin düşük istif hatası enerjisine ( $64 \text{ mJ/m}^2$ ) sahip olduğunu ve bundan dolayı martenzitik dönüşümün bu çeliklerde kolaylıkla oluştuğunu ifade etmişlerdir. Ayrıca 500 ve 800 °C’de test edilen ana malzemede kayma bantlarının oluştuğu Şekil 6.12 ve 6.13’de görülmektedir. Bütün bunların yanında 6.11-6.13 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de çekme testi uygulanan numunelerin çizgi ve nokta EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Yapılan analizler sonucunda yapının Fe, C, Cr ve Mo içerdiği görülmüştür. Bu

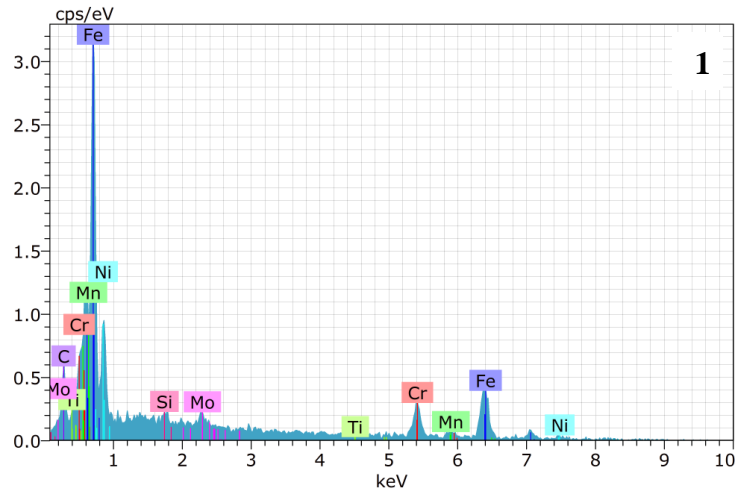
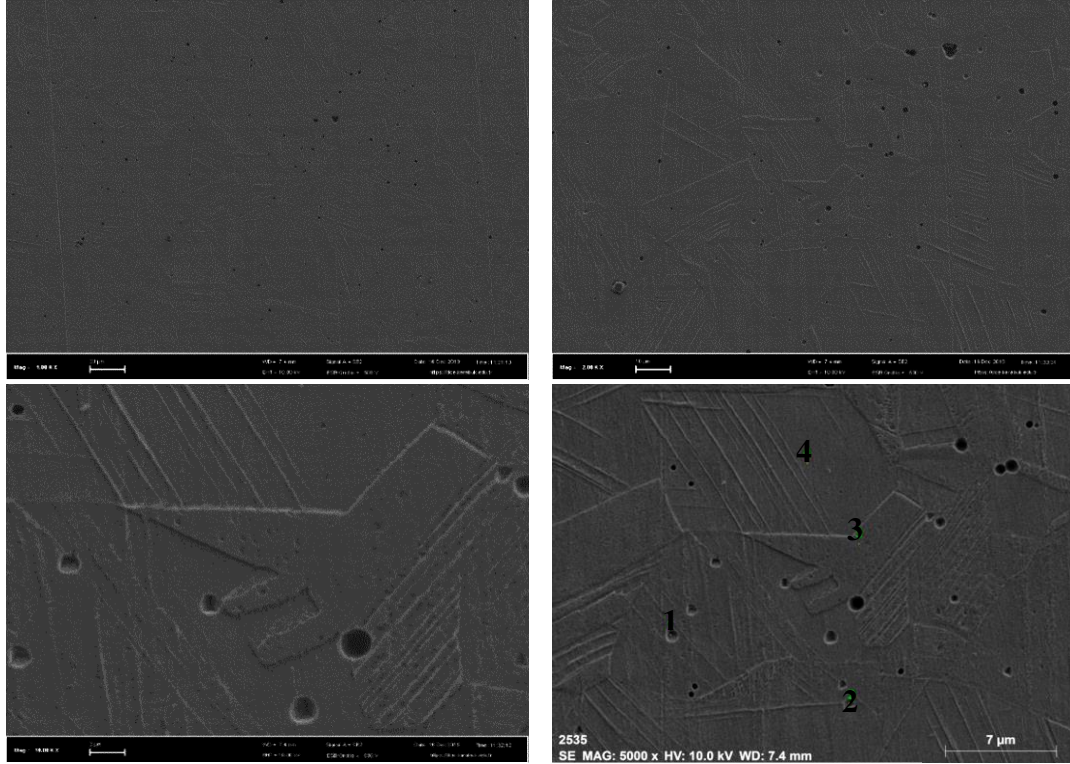
elementlerin yapı içerisindeki varlığı CrC ve MoC gibi çökeltilerin ana malzemede oluştuğunu göstermektedir.



Mass percent (%)	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Spectrum								
1	3.29	0.42	0.00	15.43	2.61	65.43	11.16	1.66
2	4.18	0.42	0.00	15.43	0.95	66.68	10.64	1.70
3	3.32	0.43	0.17	14.84	2.21	66.42	11.23	1.37
4	3.79	0.20	0.64	16.43	2.24	63.55	11.40	1.76
Mean value:	3.64	0.37	0.20	15.53	2.00	65.52	11.11	1.62
Sigma:	0.43	0.11	0.30	0.66	0.73	1.42	0.33	0.17
Sigma mean:	0.21	0.06	0.15	0.33	0.36	0.71	0.16	0.09

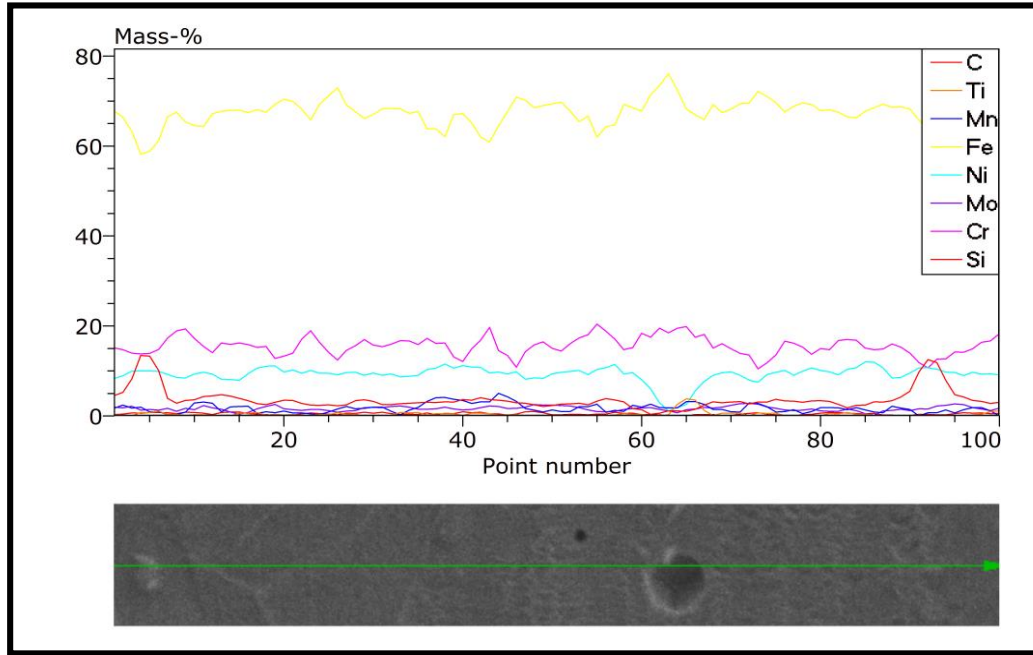
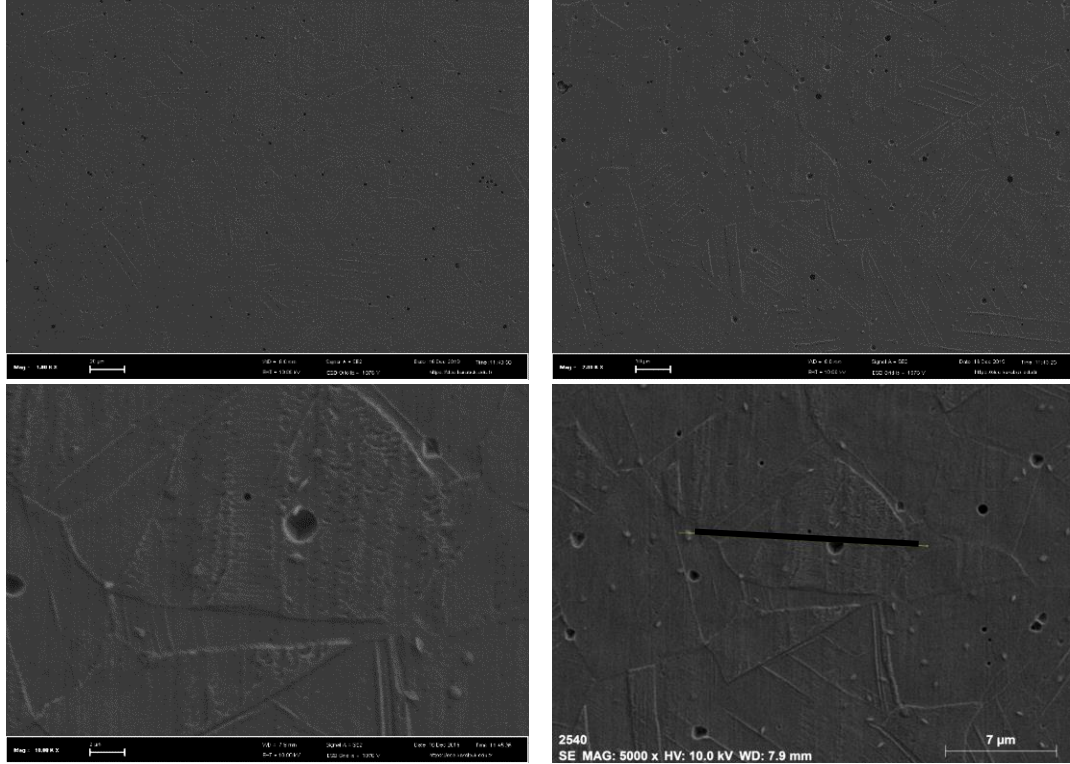
Şekil 6.11. 25 °C'de çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.





Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	6.24	0.53	0.00	14.63	1.97	60.75	14.46	1.43
2	6.55	0.52	0.00	14.94	0.90	62.75	13.15	1.18
3	5.24	0.42	0.06	15.10	3.78	62.38	11.54	1.48
4	5.27	0.30	0.00	14.69	0.75	68.17	9.20	1.61
Mean value:	5.82	0.44	0.01	14.84	1.85	63.51	12.09	1.43
Sigma:	0.67	0.11	0.03	0.22	1.40	3.23	2.26	0.18
Sigma mean:	0.33	0.05	0.01	0.11	0.70	1.61	1.13	0.09

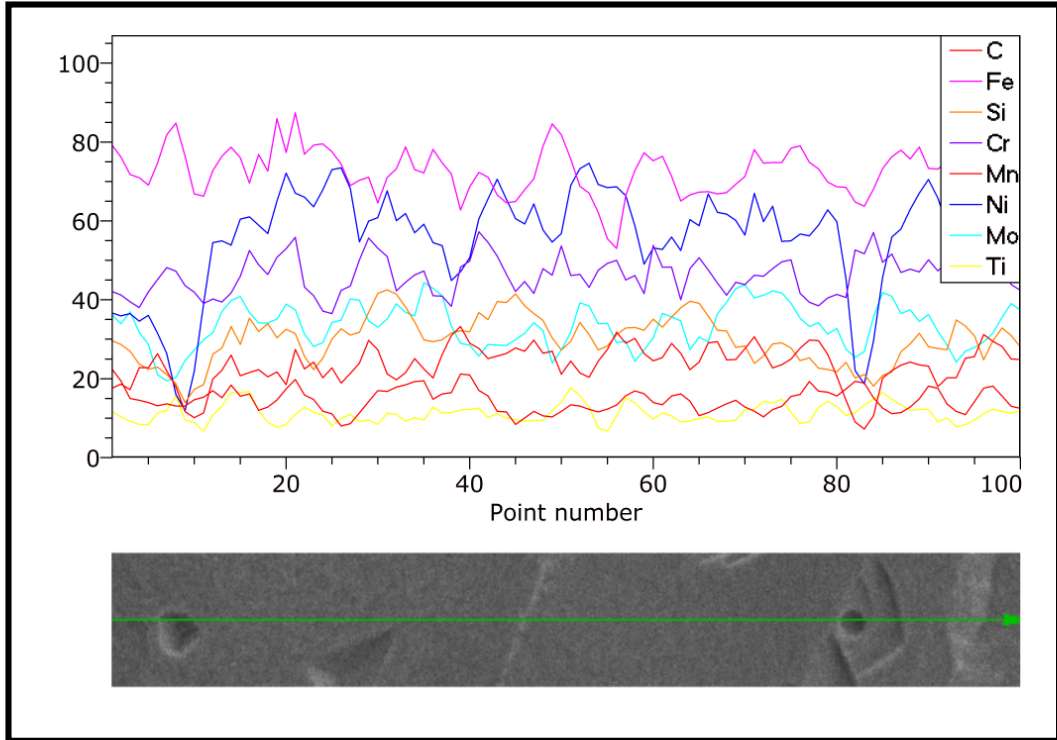
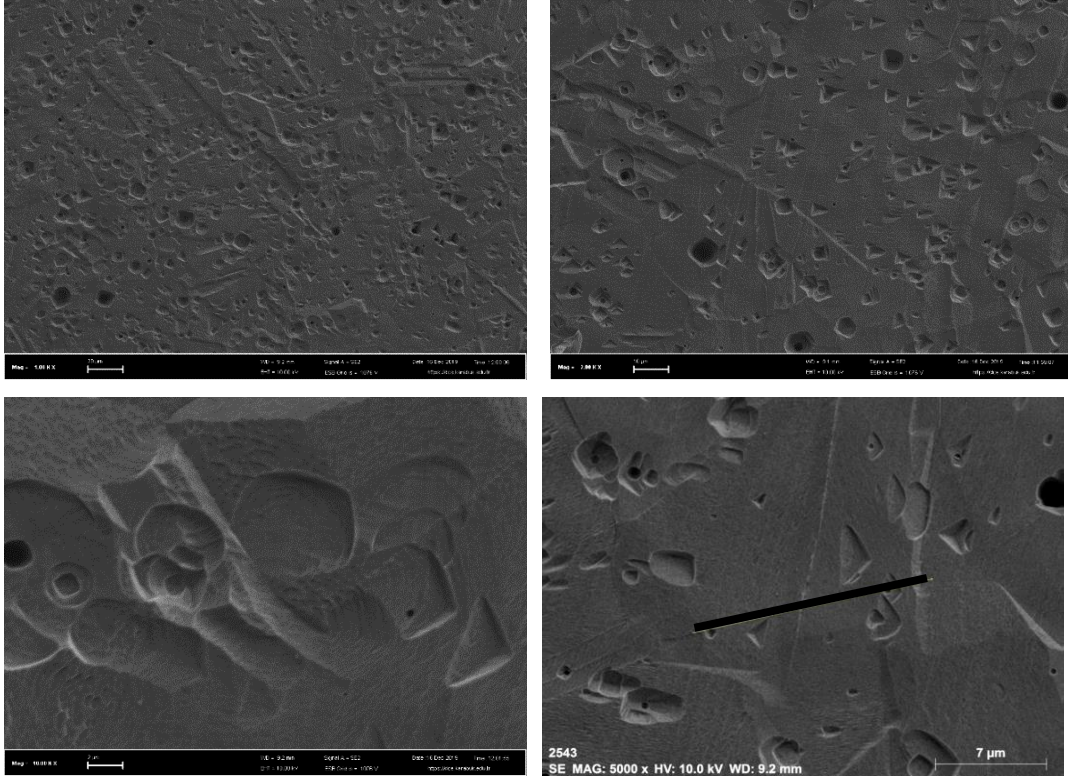
Şekil 6.12. 500 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



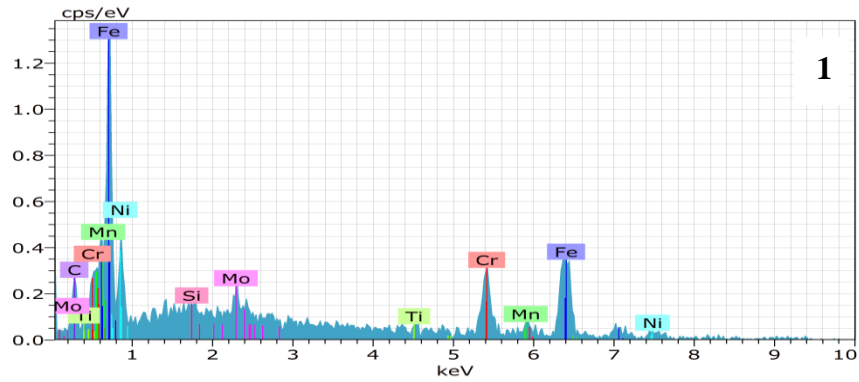
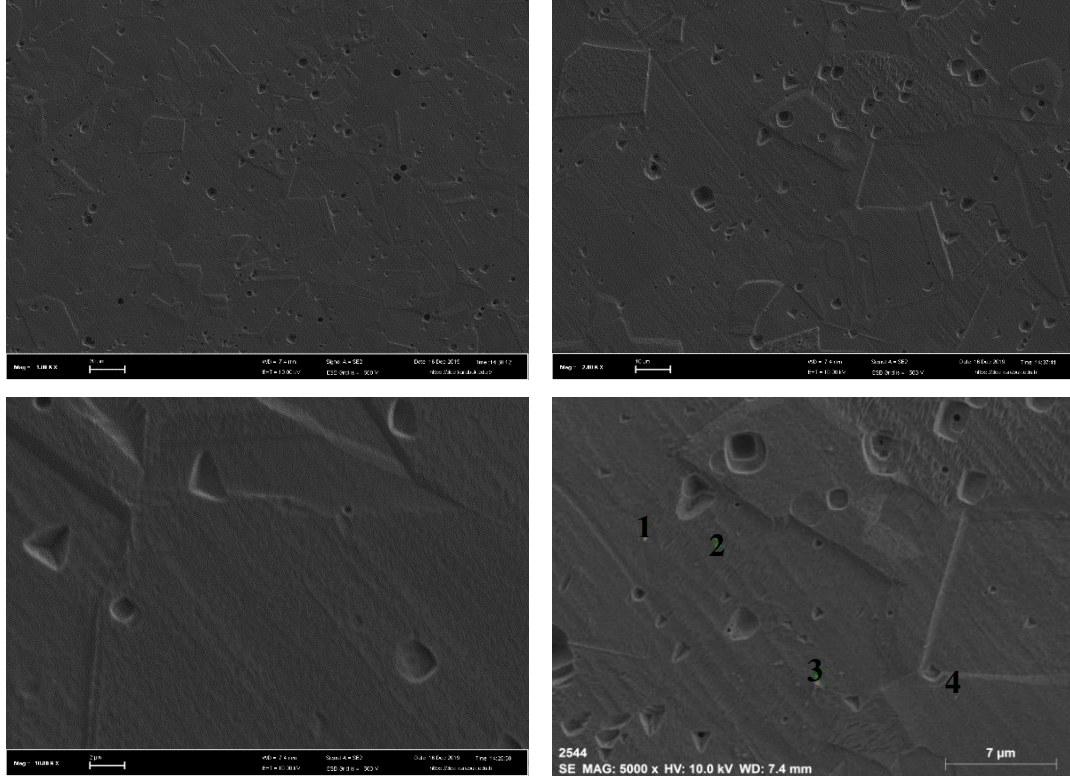
Şekil 6.13. 800 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.

Şekil 6.14, 15, 16 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM mikroyapı resimlerini göstermektedir. 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numuneler çözelti içerisinde daha fazla serbest atom barındırdıklarından 25 °C’de test edilen numunelerde belirgin çökelti oluşumuna rastlanmamıştır. Fakat test sıcaklığının 500 ve 800 °C’ye çıkmasıyla çökelti oluşumunda artış görülmüştür.

Örneğin, 500 °C ve 800 °C’de test edilen numunelerden alınan nokta EDS analizinde noktaların Fe, C, Cr ve Mo içerdiği tespit edilmiştir. Bu noktaların varlığı 800 °C’de test edilen 60 dk. tavllanmış numunelerde (Cr, Mo) C çökelti deformasyon sırasında veya deformasyon sonrası soğuma sırasında oluştuğunu göstermektedir. Bu durum 800 °C’de test edilen 60 dk. tavllanmış numunenin zayıf testere dişi davranışı göstermesine neden olmuştur.

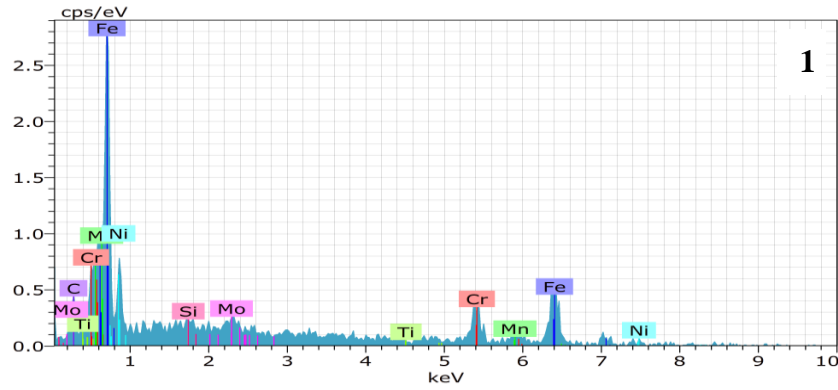
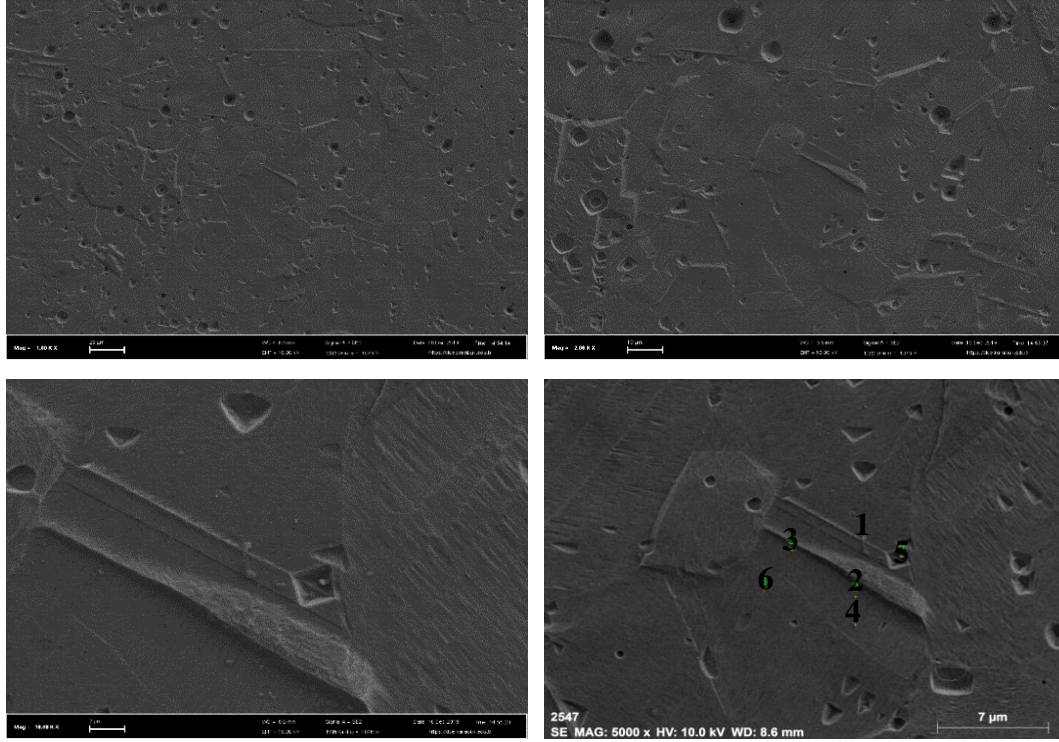


Şekil 6.14. 25 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıtılmış numuneden alınan farklı büyütme ölçeklerindeki SEM mikroyapı görüntüleri ve çizgi EDS analizi.



Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	2.91	0.32	0.43	17.39	2.25	67.79	6.94	1.98
2	3.83	0.49	0.00	15.37	1.69	68.02	8.58	2.01
3	2.43	0.30	0.00	16.28	2.75	73.62	3.19	1.42
4	3.91	0.29	0.22	15.87	0.59	71.01	7.02	1.09
Mean value:	3.27	0.35	0.16	16.23	1.82	70.11	6.43	1.63
Sigma:	0.72	0.10	0.21	0.86	0.93	2.76	2.29	0.45
Sigma mean:	0.36	0.05	0.10	0.43	0.46	1.38	1.14	0.22

Şekil 6.15. 500 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.

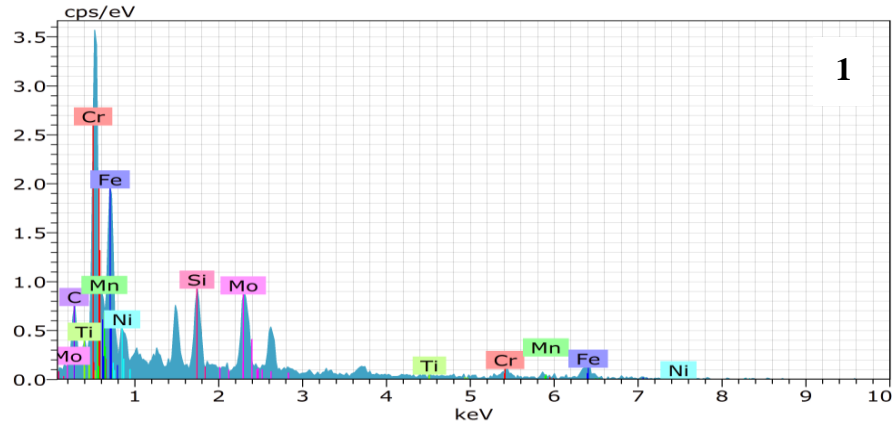
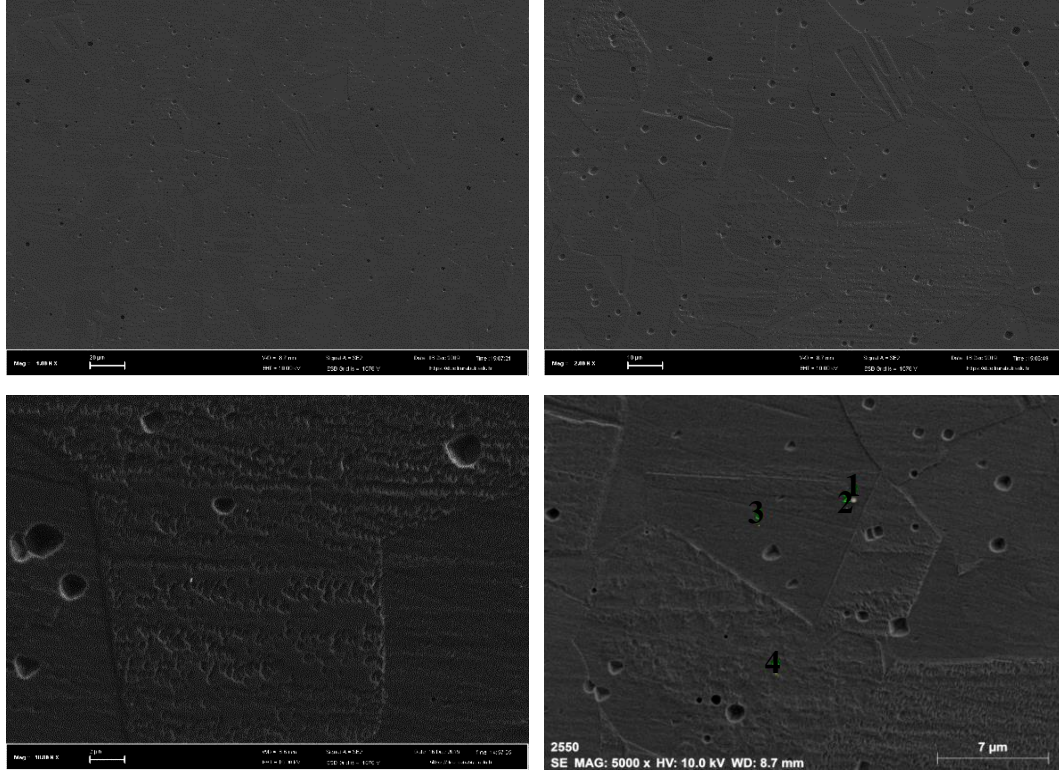


Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1		3.77	0.32	0.00	16.34	3.28	66.28	8.63
2		3.75	0.61	0.38	18.32	1.45	64.35	9.64
3		2.51	0.46	0.60	14.78	2.45	70.29	7.62
4		3.09	0.47	0.27	13.78	2.01	69.07	10.0
5		4.37	0.39	0.41	17.40	1.66	65.82	7.90
6		2.78	0.06	0.92	13.86	1.08	70.44	9.30
Mean value:		3.38	0.39	0.43	15.75	1.99	67.71	8.85
Sigma:		0.70	0.19	0.31	1.90	0.79	2.56	0.96
Sigma mean:		0.29	0.08	0.13	0.78	0.32	1.05	0.39

Şekil 6.16. 800 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.

Şekil 6.17, 18, 19 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen 1100 °C’ de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM mikroyapı resimlerini göstermektedir. Şekil 6.17, 18, 19’da verilen nokta ve çizgi EDS analiz sonuçlarında CrC ve MoC gibi çökeltilerin 160 dk. tavlanan numunede oluştuğu ve test sıcaklığının 500 °C ve 800 °C’ye çıkmasıyla çökelti miktarı ve boyutlarında artış olduğu tespit edilmiştir.

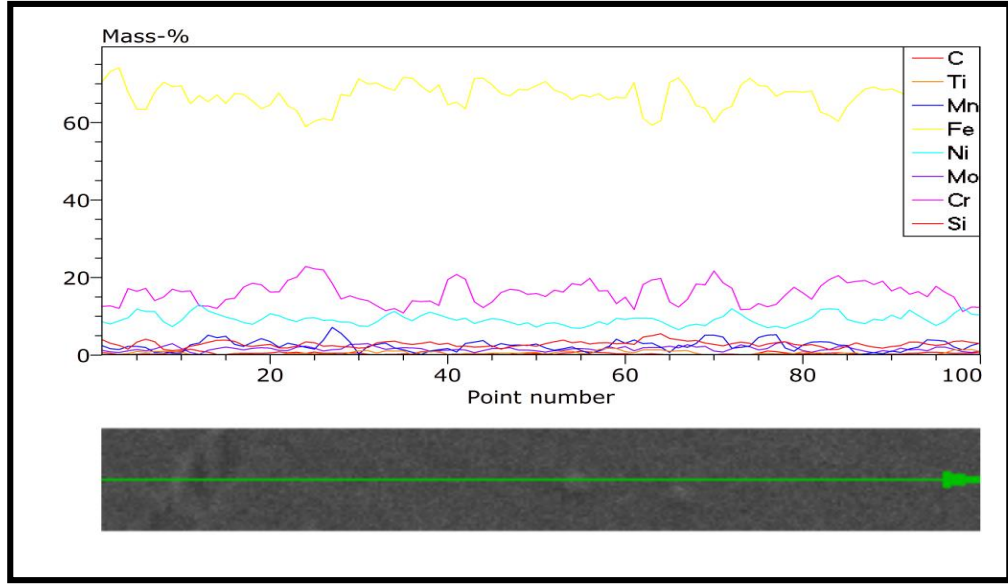
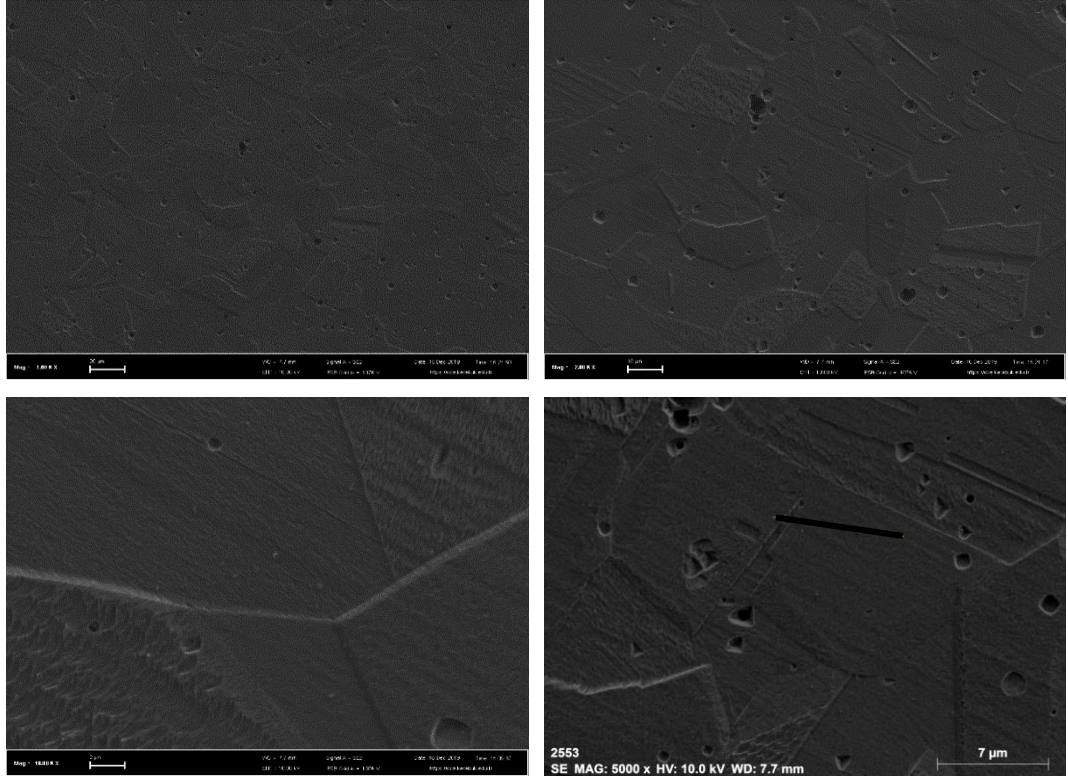
60 dk. tavlanan numuneler gibi 160 dk. tavlanan numuneler de ana malzemeye göre çözelti içerisinde yüksek oranda Cr ve C atomları serbest halde bulunmaktadır. Çünkü 1100 °C’de yapılan 160 dk.’lık ısıl işlem sonucunda karbür ve nitrürler çözünerek soğuma esnasında tekrar oluşmaz. Bunun sonucunda daha fazla atom çözelti içerisinde serbest halde kalarak testere dışı davranışın özellikle 500 ve 800 °C’de oluşmasına neden olur. Ayrıca 800 °C’de yapılan sıcak çekme testinde oluşan testere dışı davranışın 500 °C’de test edilen numunelere göre daha zayıf olduğu gerilme- % uzama diyagramlarından görülmektedir (Şekil 6.9, 6.10). Bu durum 800 °C’ de yapılan test sırasında CrC ve MoC gibi çökeltilerin oluştuğunu göstermektedir. Şekil 6.17, 18 ve 19’da verilen SEM görüntüleri bunu doğrulamaktadır.



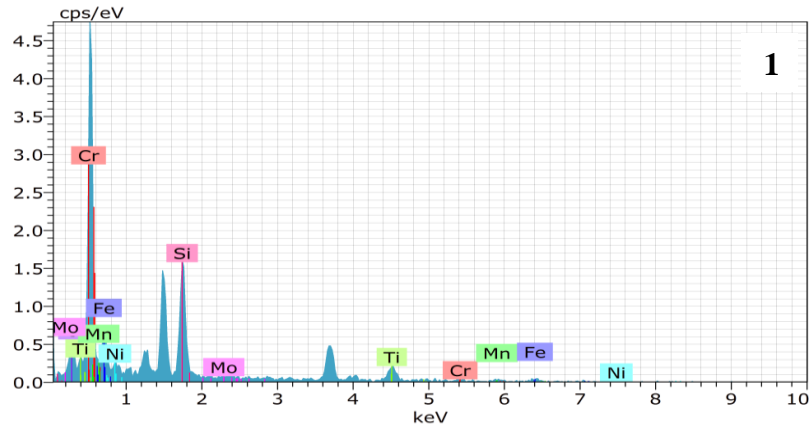
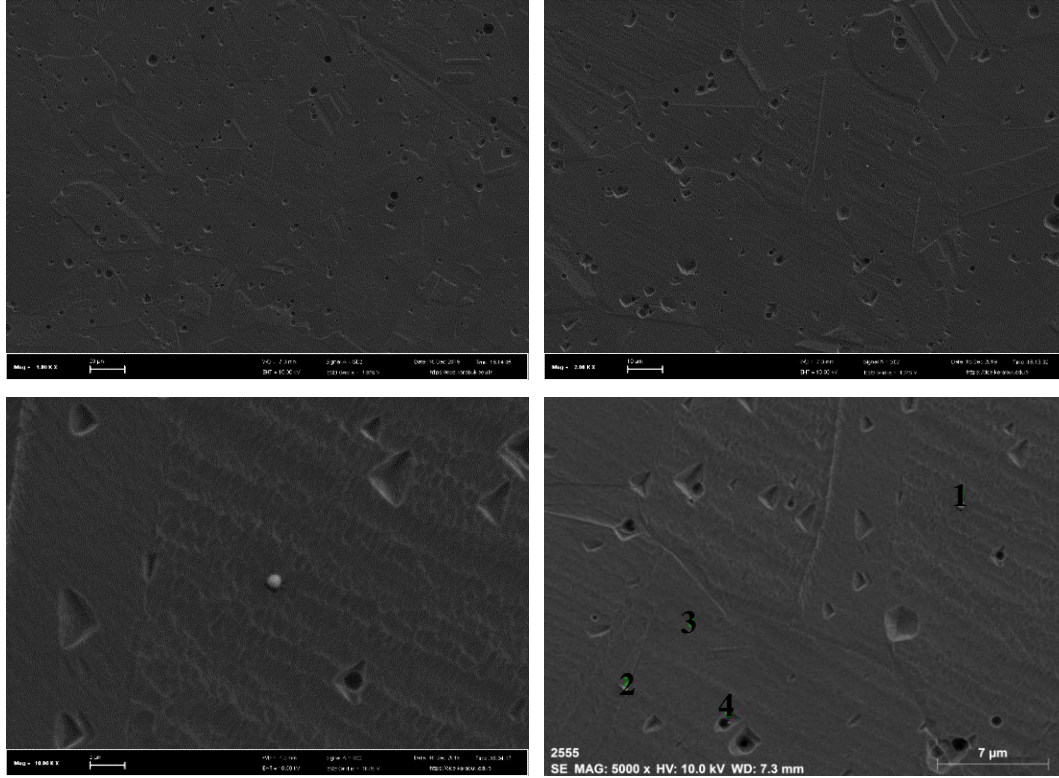
Mass percent (%)	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Spectrum								
1	18.08	7.84	0.06	7.93	3.58	31.49	12.25	18.77
2	1.91	0.48	0.17	15.16	1.84	68.66	9.78	2.00
3	5.28	0.31	0.00	15.05	3.54	63.19	10.45	2.18
4	6.06	0.59	0.00	16.50	0.71	60.96	13.30	1.88
Mean value:	7.83	2.30	0.06	13.66	2.42	56.08	11.44	6.21
Sigma:	7.07	3.69	0.08	3.88	1.40	16.71	1.62	8.38
Sigma mean:	3.53	1.85	0.04	1.94	0.70	8.35	0.81	4.19

Şekil 6.17. 25 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.





Şekil 6.18. 500 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve çizgi EDS analizi.

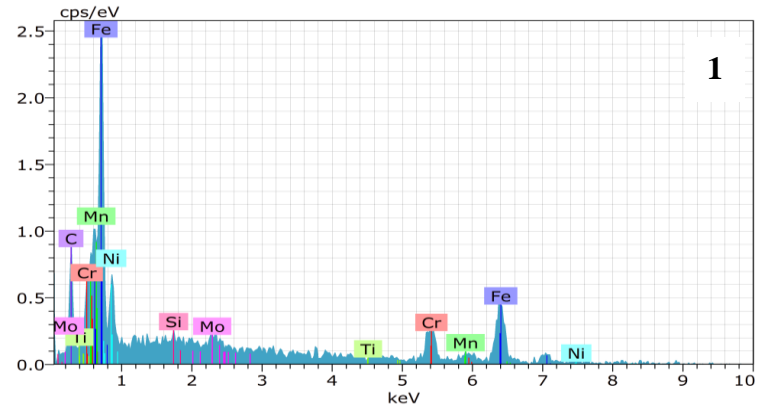
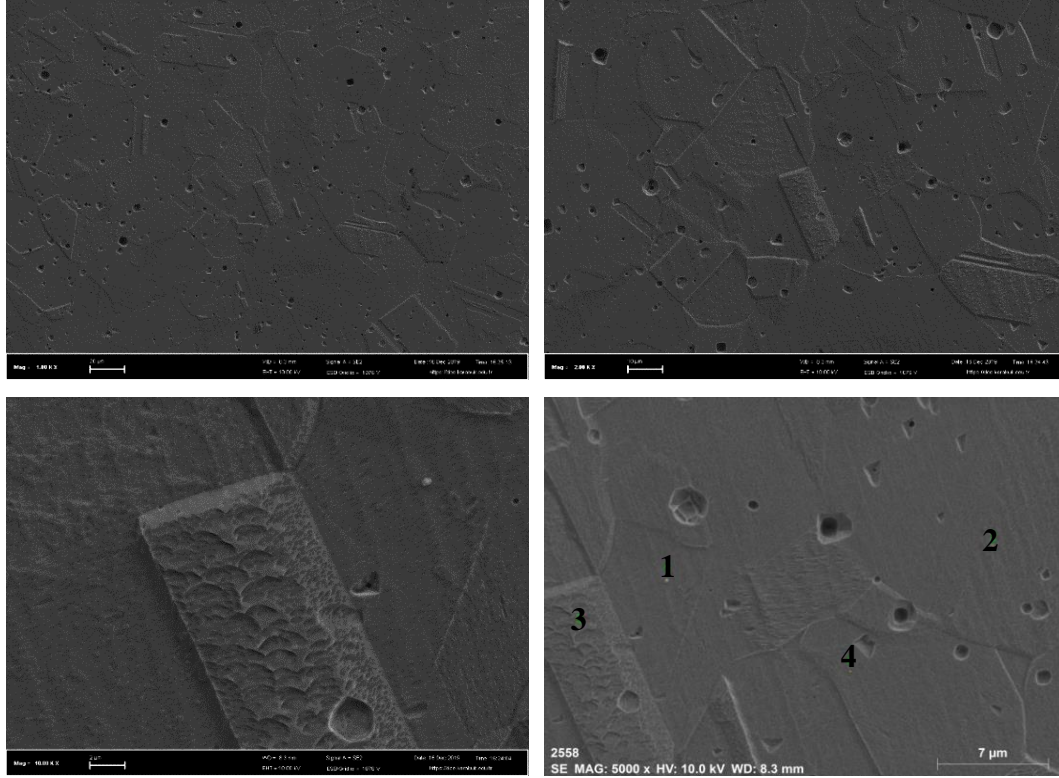


Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	23.23	22.86	17.03	6.19	5.93	15.33	8.15	1.28
2	19.15	0.35	15.95	22.98	18.81	11.74	10.00	1.01
3	4.16	0.30	0.00	14.22	1.73	69.99	7.63	1.98
4	3.56	0.24	24.49	18.35	2.87	46.61	3.72	0.16
Mean value:	12.53	5.94	14.37	15.44	7.33	35.92	7.37	1.11
Sigma:	10.14	11.28	10.30	7.13	7.85	27.59	2.64	0.75
Sigma mean:	5.07	5.64	5.15	3.56	3.93	13.79	1.32	0.38

Şekil 6.19. 800 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.

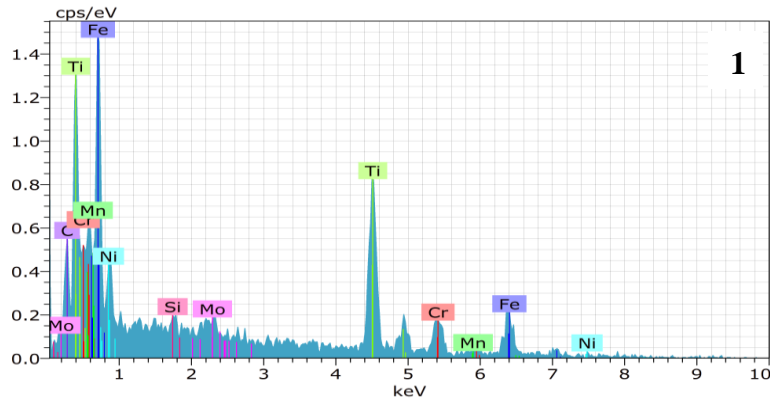
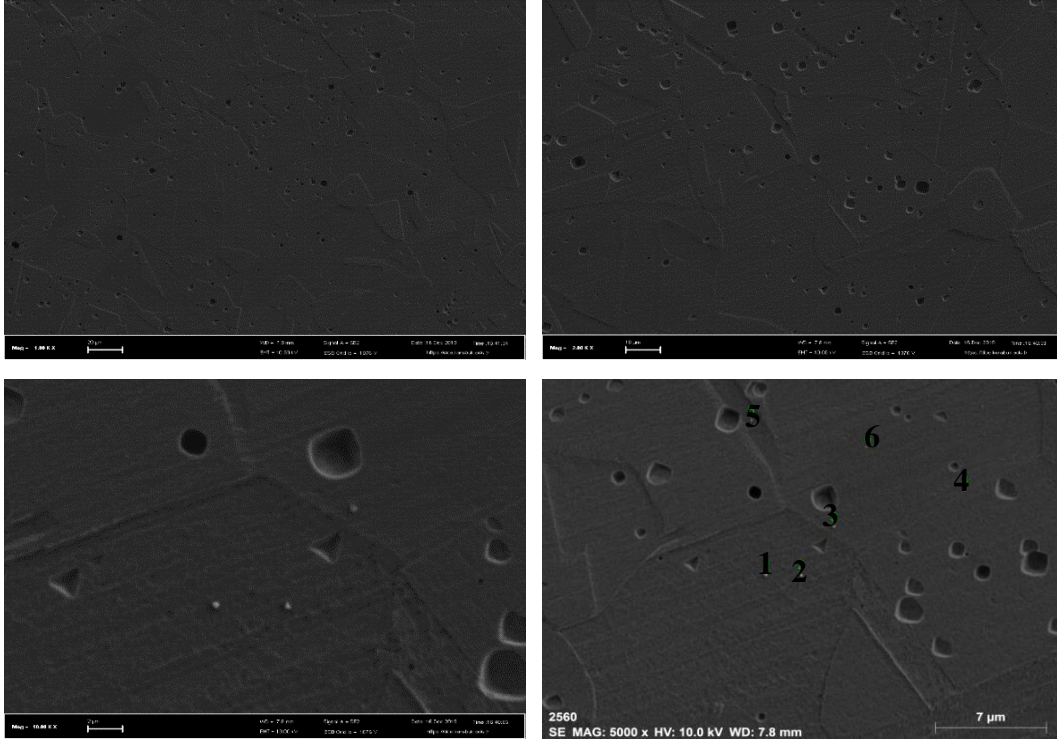
Şekil 6.20, 21 ve 22 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C test edilen 1100°C'de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM mikroyapı resimlerini göstermektedir. Şekillerden görüldüğü gibi tavlama zamanının artması östenit tanelerinin ana malzeme, 60 dk. ve 160 dk. tavlanan numunelere göre daha kaba olmasına neden olmuştur. Ayrıca test sıcaklığının 500 °C ya da 800 °C'ye artmasıyla birlikte tanelerin içerisinde dağılmış çökeltilerin olduğu tespit edilmiştir.

Yapılan EDS nokta analizi incelemelerinde bu çökeltilerin CrC ve MoC gibi çökeltiler olduğu görülmüş olup özellikle 500 °C ve 800 °C'de test edilirken dinamik olarak oluştuğu düşünülmektedir. 800 °C'de test edilen 160 dk. tavllanmış numunenin zayıf testere dişi davranış sergilemesi bu çökeltilerin oluştuğunu ve çözelti içerisinde bulunan serbest arayer ve yaralan atomların azaldığını göstermektedir.



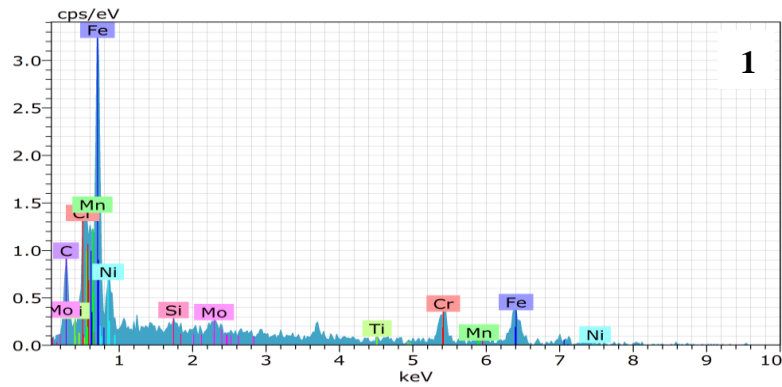
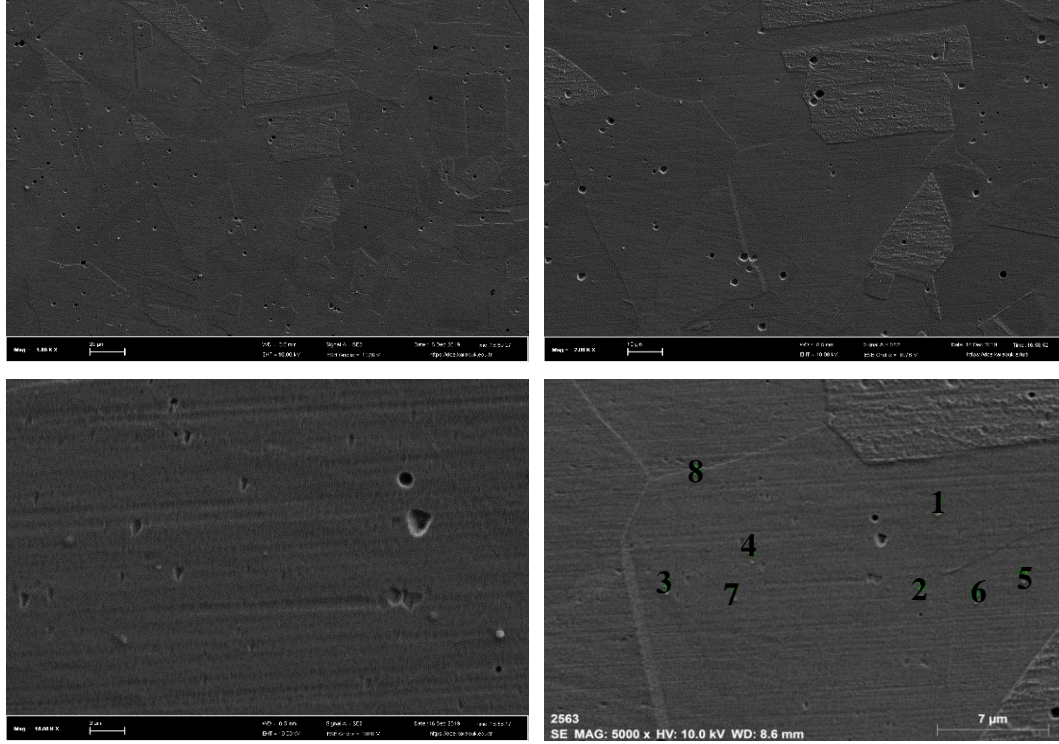
Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	7.92	0.24	0.00	13.79	2.30	65.63	8.78	1.34
2	4.59	0.00	0.24	17.60	0.80	65.69	9.76	1.32
3	6.11	0.58	0.00	13.82	1.01	65.05	12.16	1.27
4	5.48	0.22	0.21	14.11	1.44	67.47	9.55	1.53
Mean value:	6.02	0.26	0.11	14.83	1.39	65.96	10.06	1.37
Sigma:	1.41	0.24	0.13	1.85	0.67	1.05	1.46	0.11
Sigma mean:	0.70	0.12	0.07	0.93	0.33	0.52	0.73	0.06

Şekil 6.20. 25 °C'de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)								
Spectrum C Si Ti Cr Mn Fe Ni Mo								
	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1		6.59	0.39	31.22	13.39	0.81	37.76	8.46
2		5.35	1.36	22.42	14.06	1.55	45.11	8.97
3		6.60	0.53	0.32	14.79	1.02	66.25	9.14
4		5.05	0.19	14.98	14.92	1.77	52.86	9.03
5		3.51	0.40	0.18	16.83	2.15	65.21	9.67
6		3.47	0.27	0.00	17.69	1.19	67.02	8.71
Mean value:		5.10	0.52	11.52	15.28	1.41	55.70	9.00
Sigma:		1.40	0.43	13.46	1.65	0.50	12.43	0.41
Sigma mean:		0.57	0.17	5.49	0.67	0.21	5.07	0.17

Şekil 6.21. 500° C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)								
Spectrum C Si Ti Cr Mn Fe Ni Mo								
	C	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1		10.10	0.44	0.00	19.68	0.73	56.72	10.82
2		10.60	0.29	0.18	12.61	3.72	58.75	12.07
3		8.50	0.45	0.24	15.63	0.53	64.04	10.12
4		4.32	0.05	0.18	17.06	0.00	67.88	9.40
5		10.38	0.07	0.00	14.94	0.00	61.96	12.44
6		7.53	0.74	0.00	14.72	1.33	63.16	10.94
7		7.18	0.20	0.28	17.18	0.22	63.45	10.37
8		4.41	0.50	0.00	15.82	1.69	66.72	9.36
Mean value:	7.88	0.34	0.11	15.96	1.03	62.84	10.69	1.16
Sigma:	2.51	0.23	0.12	2.09	1.25	3.73	1.13	0.56
Sigma mean:	0.89	0.08	0.04	0.74	0.44	1.32	0.40	0.20

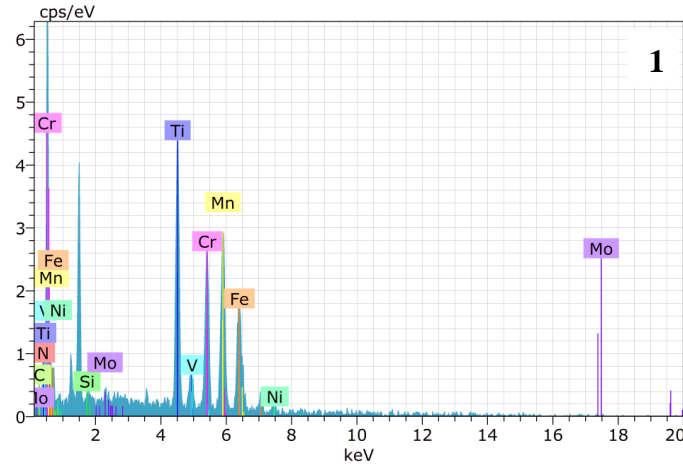
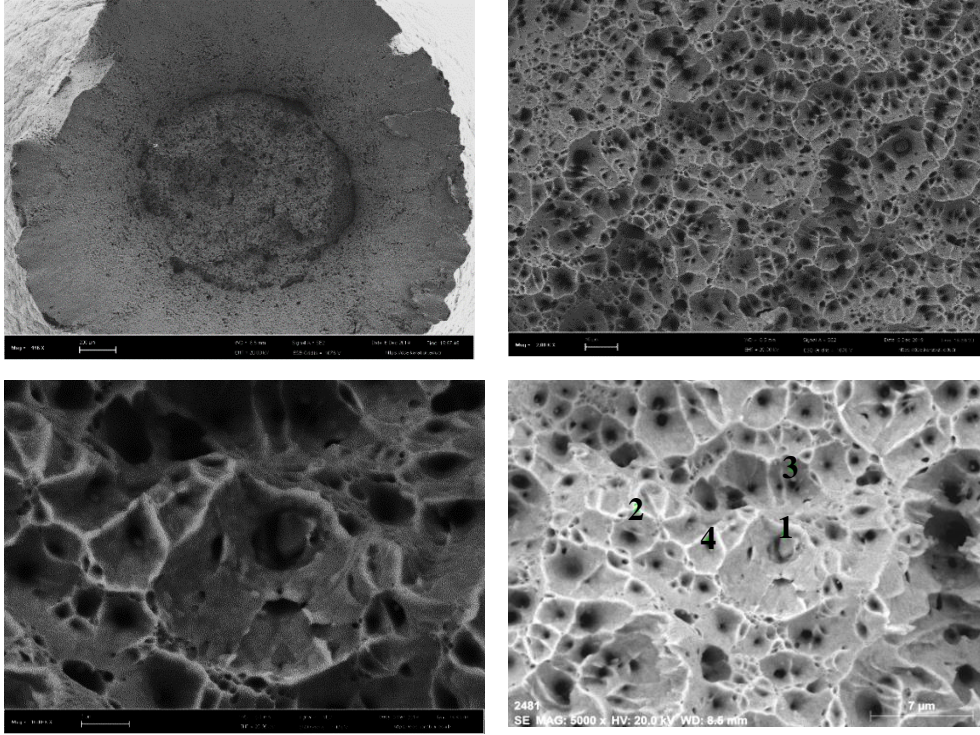
Şekil 6.22. 800 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM mikroyapı görüntüleri ve nokta EDS analizi.

#### 6.4.2. Tarama Elektron Mikroskobu İle Kırık Yüzey İncelemeleri ve Değerlendirilmesi

Bu bölümde, 25 °C, 500 °C ve 800 °C sıcaklıklarında test edilen ana malzeme ve 1100 °C'de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin kırık yüzey görüntüleri değerlendirilerek sıcaklığın kırılma tipine etkisi belirlenmiştir. Şekil 6.23, 24, 25 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C'de test edilen ana malzemenin SEM kırık yüzey resimlerini göstermektedir.

25 °C'de çekme testine tabi tutulan numunelerde petekli yapı morfolojisinde transgranüler (tane içi) kırılma tipi gözlenmiştir. Sıcaklığın 500 °C ve 800 °C'ye çıkmasıyla kırık yüzeyde derin çukurcuklar oluşarak intergranüler (taneler arası) kırılma meydana gelmektedir. Metallerde kırılma tipi sıcaklık arttıkça transgranüler kırılmadan intergranüler kırılmaya doğru geçiş göstermektedir. Transgranüler kırılmada klivaj düzlemleri veya kayma düzlemleri tane sınırlarından daha zayıf olduğundan kırılma tane içindeki uygun kayma düzlemleri ve klivaj düzlemleri boyunca olur. İntergranüler kırılmada ise tane sınırlarının daha zayıf olması sebebiyle kırılma tane sınırı boyunca gerçekleşir [55].

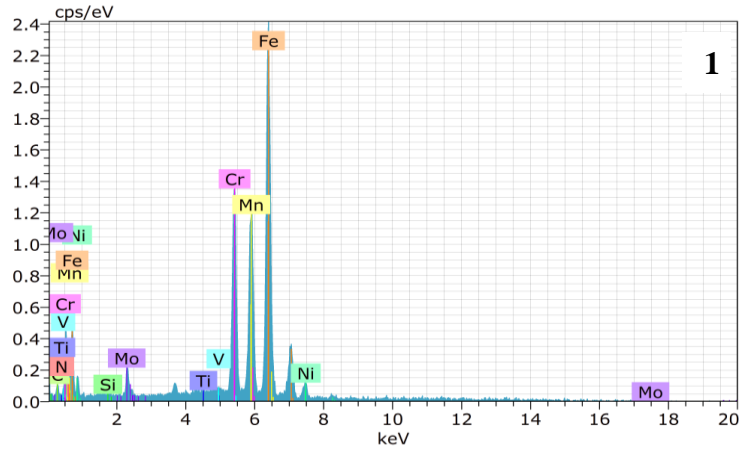
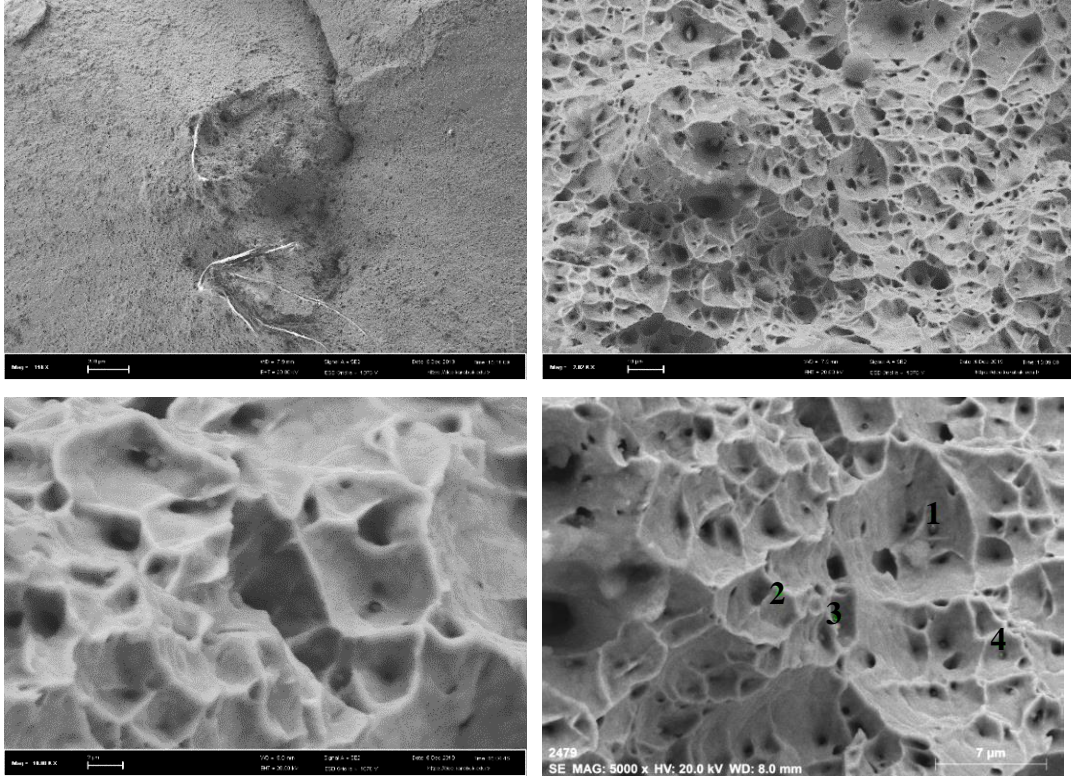
Ayrıca Şekil 6.23, 24 ve 25 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C'de test edilen ana malzemenin nokta EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. Çukurcukların içerisinde bulunan partiküllerden alınmış nokta EDS analiz incelemelerinde ana malzemedeki CrC ve MoC gibi çökeltilerin oluştuğu görülmektedir.



Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	6.19	4.82	0.14	22.65	0.47	19.07	24.31	19.37	2.09	0.91
2	1.28	0.00	0.02	0.12	0.00	17.76	1.04	70.93	7.92	0.94
3	2.33	0.00	0.07	0.17	0.11	18.53	6.30	66.20	5.44	0.83
4	3.11	1.46	0.18	0.00	0.07	15.92	5.16	59.61	8.63	5.86
Mean value:	3.23	1.57	0.10	5.73	0.16	17.82	9.20	54.03	6.02	2.14
Sigma:	2.11	2.27	0.07	11.28	0.21	1.38	10.32	23.57	2.95	2.48
Sigma mean:	1.06	1.14	0.04	5.64	0.10	0.69	5.16	11.78	1.48	1.24

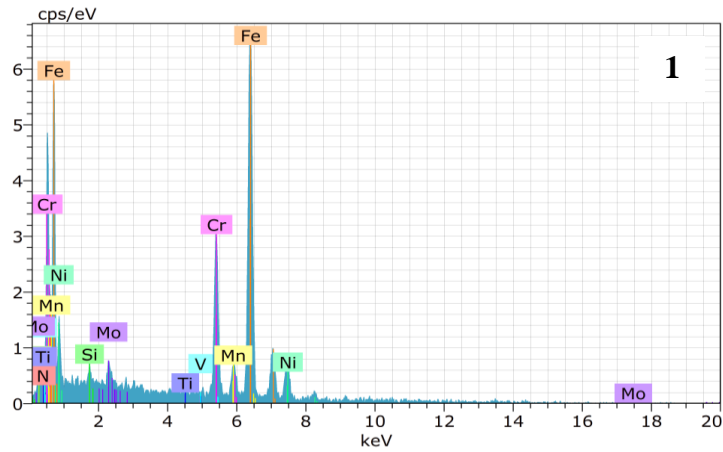
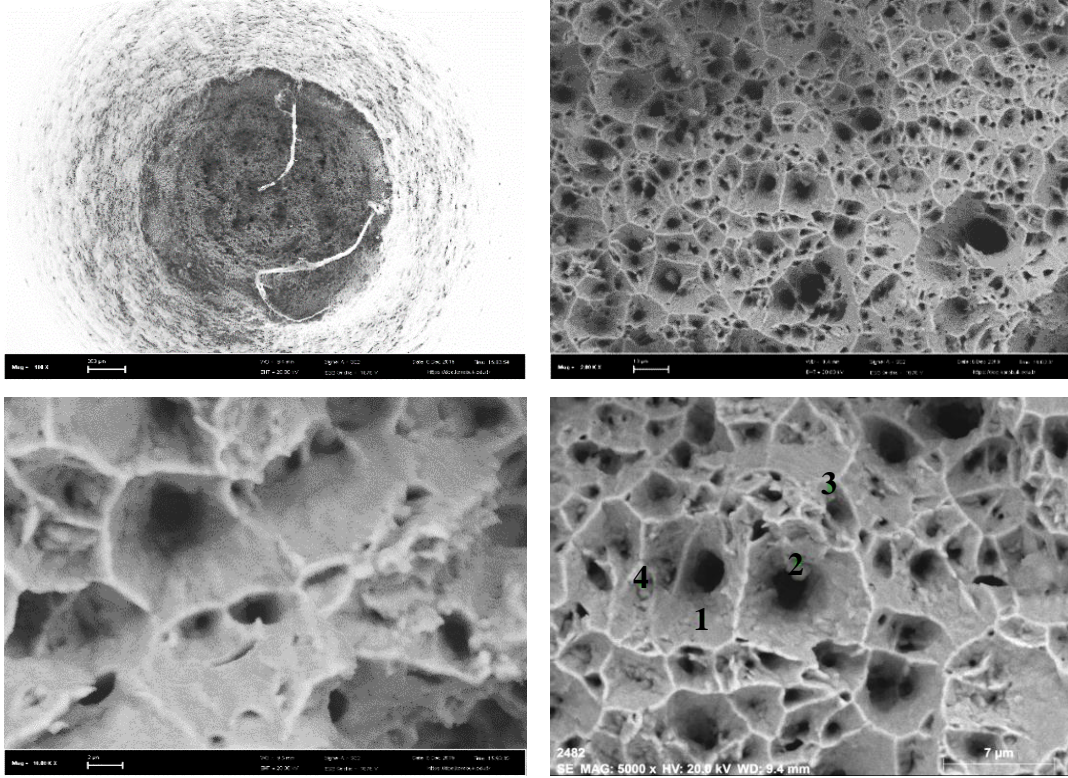
Şekil 6.23. 25 °C'de çekme testi uygulanmış ana malzemeden alınan farklı büyütmelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.





Mass percent (%)	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Spectrum										
1	3.31	0.00	0.05	0.23	0.49	18.07	20.20	52.86	3.61	1.18
2	2.80	0.00	0.08	0.21	0.19	17.35	1.55	69.41	8.17	0.25
3	8.74	0.96	0.05	0.13	0.11	14.38	7.31	56.12	6.89	5.30
4	4.39	0.00	0.00	0.11	0.13	16.40	4.41	63.42	8.61	2.52
Mean value:	4.81	0.24	0.04	0.17	0.23	16.55	8.37	60.45	6.82	2.31
Sigma:	2.70	0.48	0.03	0.06	0.17	1.60	8.23	7.42	2.26	2.20
Sigma mean:	1.35	0.24	0.02	0.03	0.09	0.80	4.11	3.71	1.13	1.10

Şekil 6.24. 500 °C’de çekme testi uygulanmış ana malzemeden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



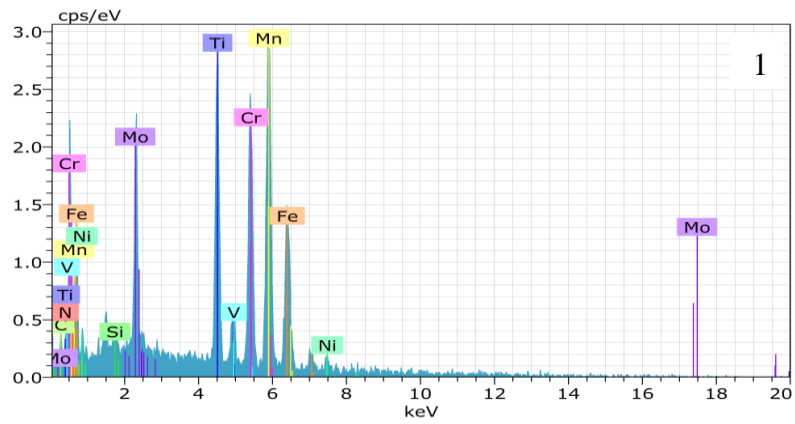
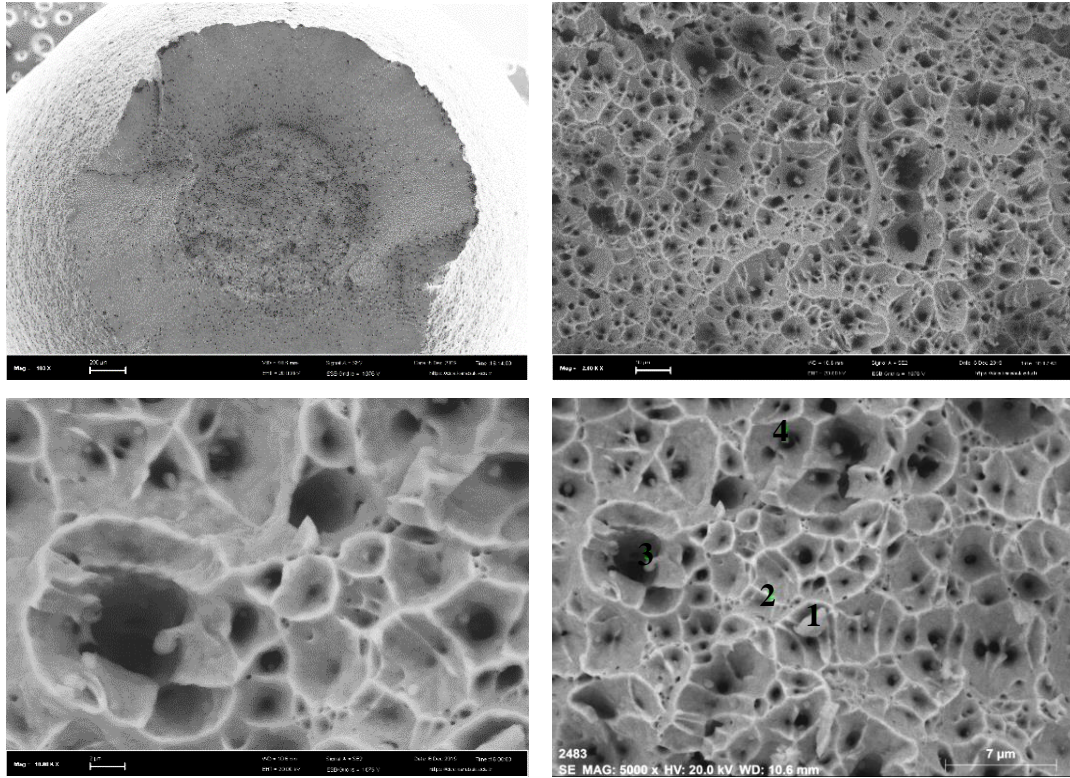
Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	9.45	0.80	0.65	0.27	0.23	15.15	1.48	60.53	9.68	1.78
2	3.33	0.00	0.29	0.00	0.34	22.47	2.86	66.50	3.80	0.40
3	0.27	0.00	0.10	0.18	0.07	18.34	2.23	70.65	7.60	0.56
4	4.63	0.21	0.17	0.17	0.03	16.39	1.77	65.50	9.62	1.51
Mean value:	4.42	0.25	0.30	0.15	0.17	18.09	2.08	65.80	7.67	1.06
Sigma:	3.82	0.38	0.24	0.11	0.14	3.21	0.60	4.16	2.76	0.69
Sigma mean:	1.91	0.19	0.12	0.06	0.07	1.60	0.30	2.08	1.38	0.34

Şekil 6.25. 800 °C’de çekme testi uygulanmış ana malzemenen alınan farklı büyütmelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

Şekil 6.26, 27 ve 28’de sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen 1100 °C’de 60 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM kırık yüzey resimlerini göstermektedir. 25 °C’de test edilen numunenin kırık yüzey morfolojisine bakıldığında yüzeyin küçük boyutlara sahip çukurcuklardan oluştuğu görülmektedir. Çukurcukların olması bu numunede sünek bir kırılmanın olduğunu göstermektedir. Çukurcuklar dolayısıyla sünek kırılma mikro boşlukların çekirdeklenmesi, büyümesi ve birleşmesi ile meydana gelmektedir [104].

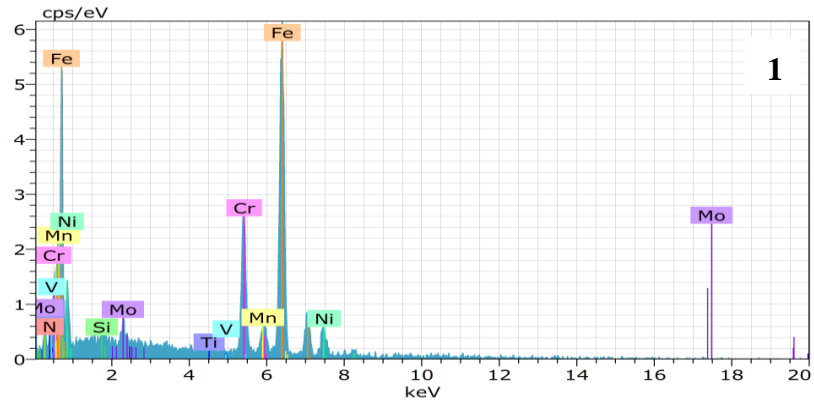
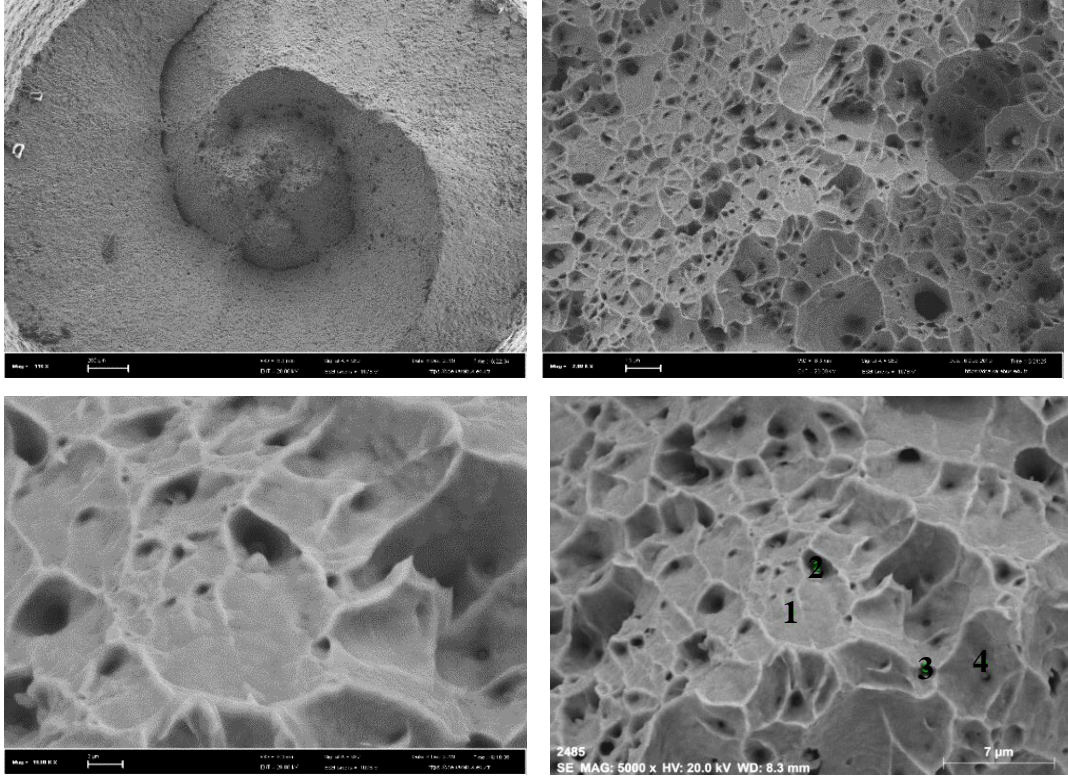
500 °C’de test edilen numunenin kırık yüzey resmine bakıldığında çukurcukların ve klivaj düzlemlerinin bir arada olduğu görülmektedir. Bu durum kırılmanın kısmen sünek kısmen ise gevrek bir davranış sergilediğini göstermektedir. Ayrıca 500 °C’de test edilen 60 dk. tavllanmış numunede kesit daralmasının oranı düşmüştür. Bu durum dinamik deformasyon yaşanmasının 500 °C’de test edilen numunede oluştuğunu göstermektedir.

Test sıcaklığının 800 °C’ye çıkmasıyla birlikte çukurcuklu petekli yapı bütün yüzeyi kaplayarak % uzama ve kesit daralmasında artışa neden olmuştur. 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen 60 dk. tavllanmış numunelerin kırık yüzeylerinden alınan nokta EDS analiz sonuçları bu numunelerde ana malzemedeki gibi CrC ve MoC çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca EDS analiz sonuçları 60 dk. tavlanan numunelerin kırık yüzeylerindeki çukurcukların içerisinde bulunan partiküllerin yüksek oranda Mn içerdiğini göstermektedir. Bu durum MnO partiküllerinin yapıda oluştuğunu ve farklı sıcaklıklarda test edilen numunelerin kırılma tipini etkilediğini göstermektedir.



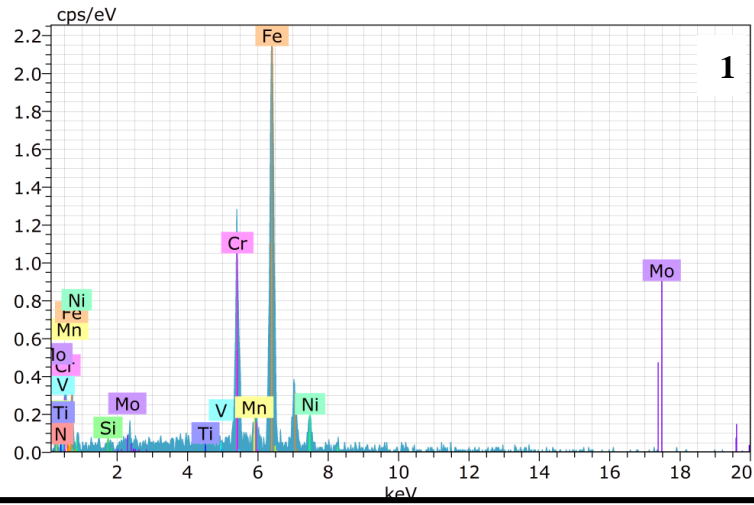
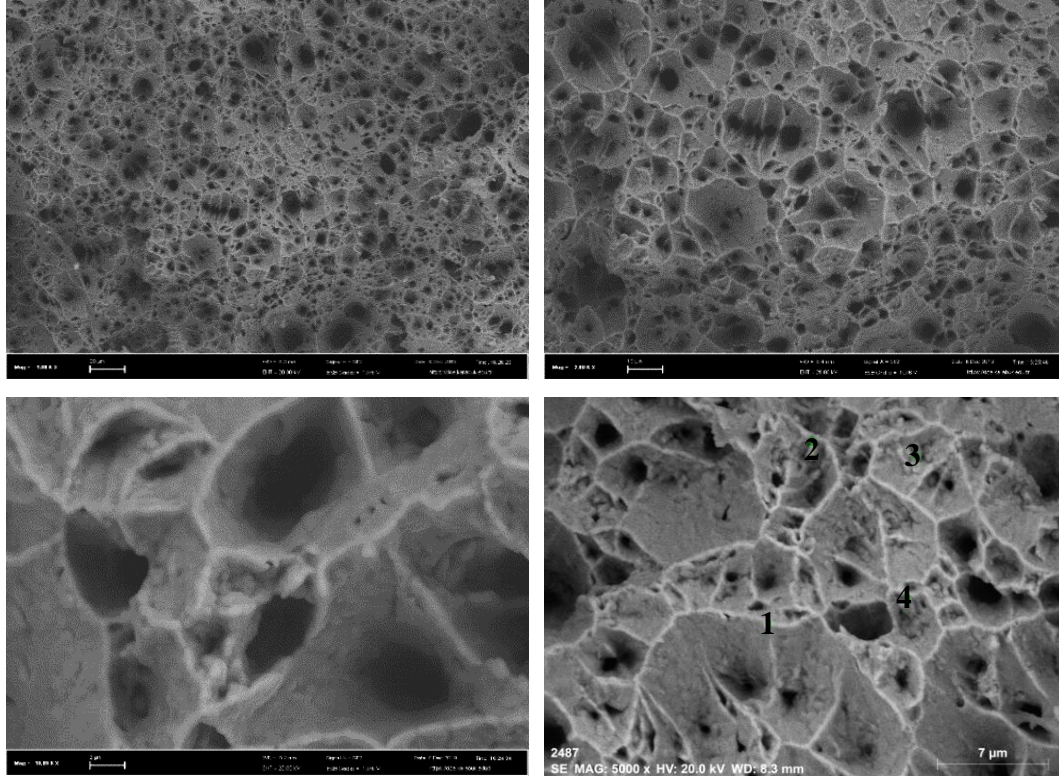
Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	5.15	2.52	0.14	16.36	0.41	19.08	28.30	15.72	1.82	10.51
2	3.31	0.64	0.28	0.00	0.01	16.91	1.67	66.31	9.36	1.50
3	6.68	4.53	0.00	4.49	0.09	8.61	23.56	23.20	2.73	26.11
4	1.02	0.01	0.31	1.59	0.67	15.81	31.57	43.79	3.18	2.05
Mean value:	4.04	1.92	0.18	5.61	0.29	15.10	21.28	37.25	4.27	10.04
Sigma:	2.44	2.04	0.14	7.40	0.30	4.54	13.48	22.72	3.44	11.48
Sigma mean:	1.22	1.02	0.07	3.70	0.15	2.27	6.74	11.36	1.72	5.74

Şekil 6.26. 25 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Spectrum										
1	9.96	3.67	0.40	0.00	0.00	14.67	1.67	59.36	8.62	1.66
2	10.19	0.20	0.31	0.15	0.21	10.03	21.62	30.81	4.72	21.77
3	8.96	0.67	0.24	0.00	0.01	11.70	17.91	37.50	5.24	17.76
4	0.00	0.00	0.05	0.11	0.34	19.57	28.32	49.93	1.69	0.00
Mean value:	7.28	1.13	0.25	0.06	0.14	13.99	17.38	44.40	5.07	10.30
Sigma:	4.88	1.71	0.15	0.08	0.16	4.18	11.32	12.73	2.84	11.07
Sigma mean:	2.44	0.86	0.07	0.04	0.08	2.09	5.66	6.37	1.42	5.54

Şekil 6.27. 500 °C'de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



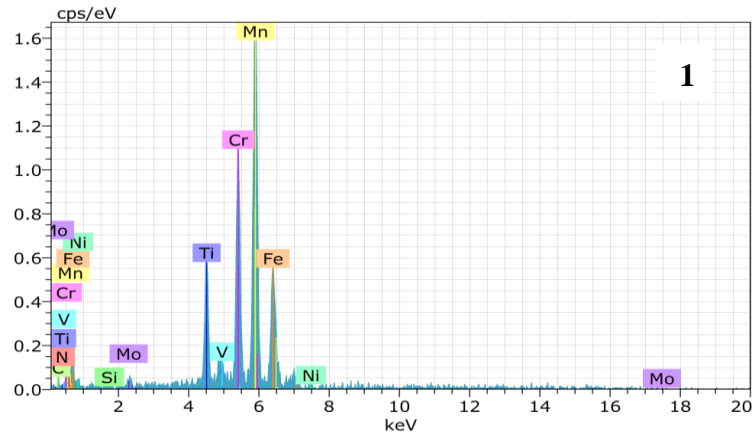
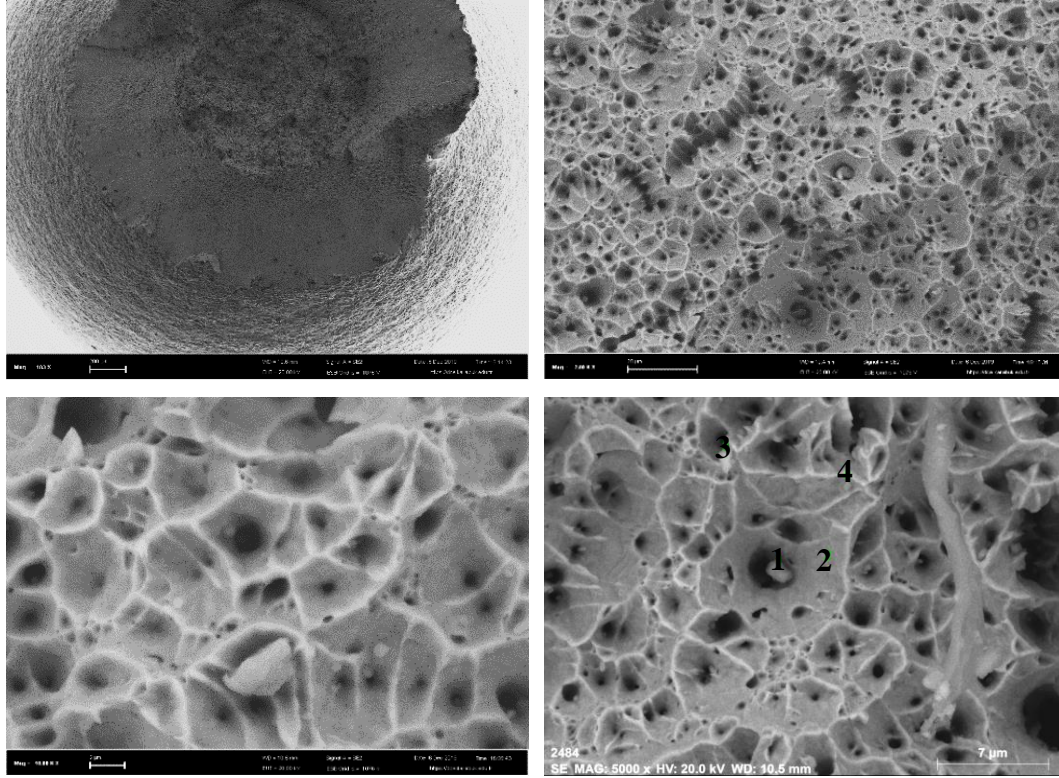
Mass percent (%)	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Spectrum										
1	5.94	0.15	0.14	0.00	0.03	18.05	1.19	66.56	7.44	0.49
2	13.75	0.00	0.54	0.08	0.00	17.18	2.72	57.67	8.06	0.00
3	2.38	0.00	0.03	0.00	0.00	17.99	1.93	69.27	7.40	1.01
4	11.75	0.00	0.04	0.57	1.38	14.57	2.68	60.68	7.27	1.06
Mean value:	8.45	0.04	0.19	0.16	0.35	16.95	2.13	63.54	7.54	0.64
Sigma:	5.23	0.07	0.24	0.28	1.64	0.73	5.31	0.35	0.50	
Sigma mean:	2.62	0.04	0.12	0.14	0.34	0.82	0.36	2.65	0.18	0.25

Şekil 6. 28. 800 °C’de çekme testi uygulanan 60 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

Şekil 6.29, 30 ve 31 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen 1100 °C’de 160 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. 25 °C’de test edilen 160 dk tavllanmış numunenin kırık yüzeyi, sünek bir kırılmanın belirtisi olan çukurcuklu bir yapıyı göstermektedir. Bu durum, mikro boşlukların çekirdekleşmesi, büyümesi ve birleşmesi ile sünek bir kırılma moduna işaret etmektedir [104].

Test sıcaklığının 500 °C’ye çıkmasıyla kırık yüzeyde çukurcuklu yapıyla birlikte ayrılma düzlemlerinin olduğu görülmektedir. Bu durum kırılmanın kısmen sünek kısmen de gevrek bir davranış sergilediğini işaret etmektedir. Ayrıca 500 °C’de test edilen numunede kesit daralması oranı da düşmüştür. Bu durum 500 °C’de test edilen 160 dk. tavllanmış numunede 60 dk. tavllanmış numuneler gibi dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu göstermektedir.

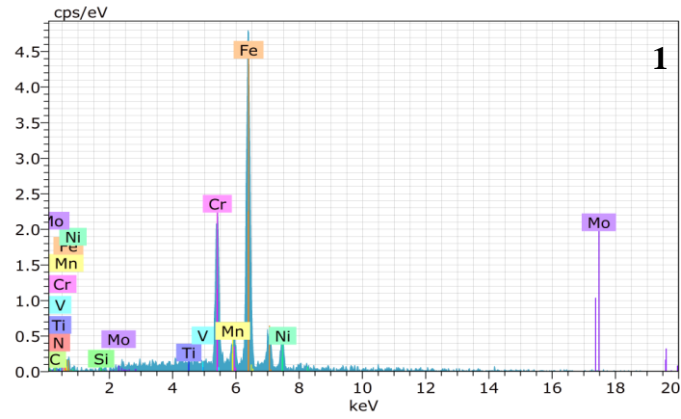
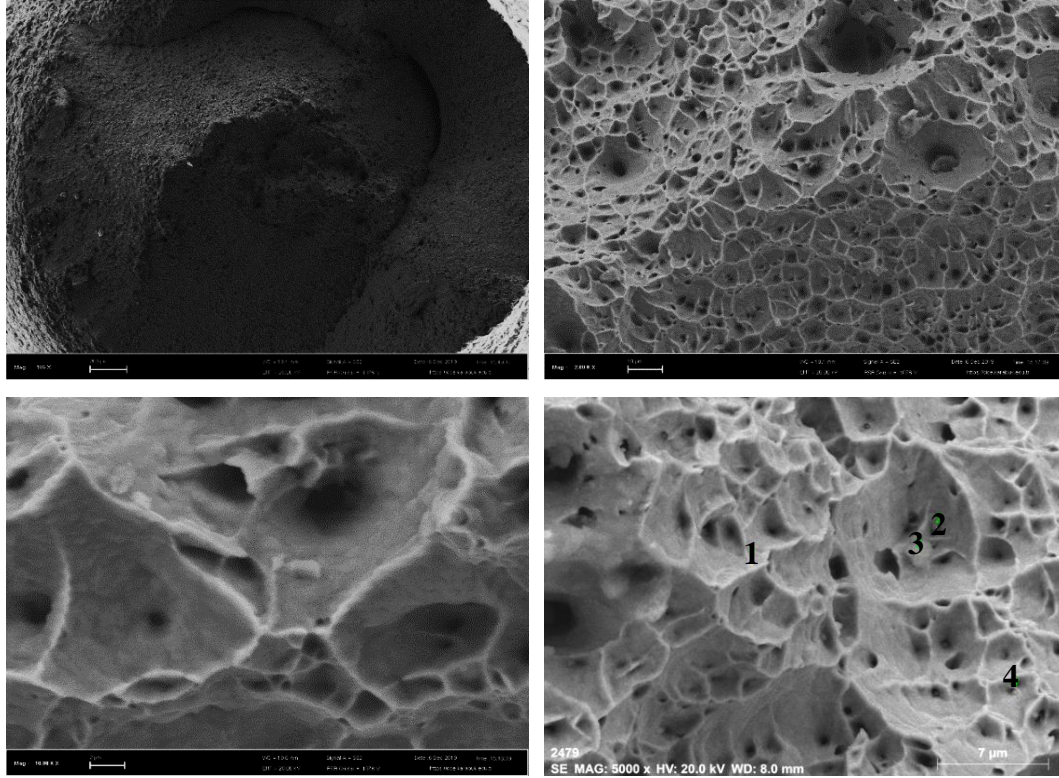
Test sıcaklığının 800 °C’ye çıkmasıyla çukurcuklu yapı bütün yüzeyi kaplayarak % uzama ve kesit daralmasının artmasına neden olmuştur. Yapılan nokta EDS analizleri 160 dk. tavlanan numunelerde ana malzeme ve 60 dk. tavlanan numunelerde olduğu gibi CrC ve MoC çökeltilerin kırık yüzeylerde bulunduğunu göstermiştir. Ayrıca test sıcaklığı 25 °C’den 500 °C ve 800 °C’ye çıkmasıyla kırılma tipinin transgranüler (tane içi) kırılmadan intergranüler (tane sınırı) kırılmaya doğru geçtiği tespit edilmiştir. Sıcaklık arttıkça metalik malzemelerin kırılma tipinin transgranüler kırılmadan intergranüler kırılma tipine geçiş yaptığı literatürde bilinmektedir [55].



Mass percent (%)	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
Spectrum										
1	1.51	0.00	0.00	9.28	0.88	24.30	45.80	16.19	1.44	0.59
2	1.68	0.00	0.15	0.02	0.00	19.74	3.66	68.84	5.30	0.61
3	10.79	0.00	0.42	0.09	0.25	57.09	2.13	26.37	2.64	0.21
4	2.22	0.00	0.12	0.32	0.00	13.01	22.90	44.89	5.44	11.08
Mean value:	4.05	0.00	0.17	2.43	0.28	28.54	18.62	39.07	3.71	3.12
Sigma:	4.50	0.00	0.18	4.57	0.42	19.60	20.44	23.13	1.99	5.31
Sigma mean:	2.25	0.00	0.09	2.28	0.21	9.80	10.22	11.56	0.99	2.65

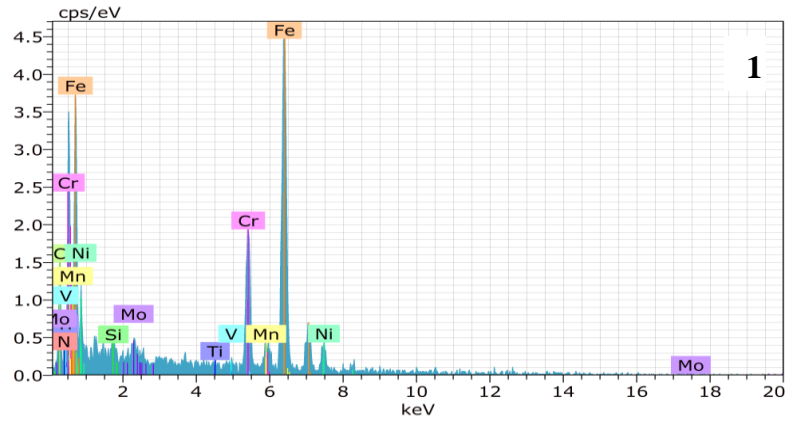
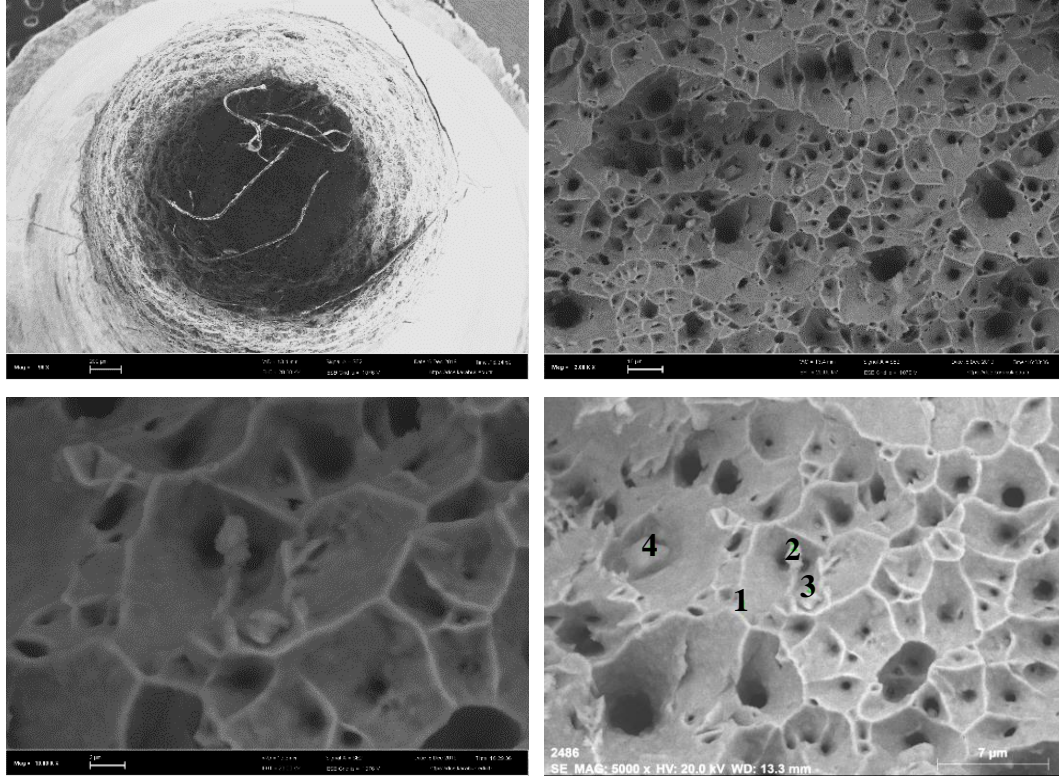
Şekil 6.29. 25 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.





Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	0.00	0.00	0.11	0.08	0.16	19.06	2.07	70.07	8.26	0.19
2	9.38	2.11	0.23	0.24	0.28	15.02	1.48	59.14	10.60	1.53
3	7.04	1.68	0.35	0.00	0.03	14.85	1.11	63.86	9.72	1.35
4	3.00	0.87	0.00	0.00	0.00	22.12	7.71	61.12	3.75	1.43
Mean value:	4.86	1.17	0.17	0.08	0.12	17.76	3.09	63.55	8.08	1.12
Sigma:	4.17	0.93	0.15	0.11	0.13	3.49	3.10	4.76	3.04	0.63
Sigma mean:	2.09	0.47	0.08	0.06	0.06	1.75	1.55	2.38	1.52	0.31

Şekil 6.30. 500 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

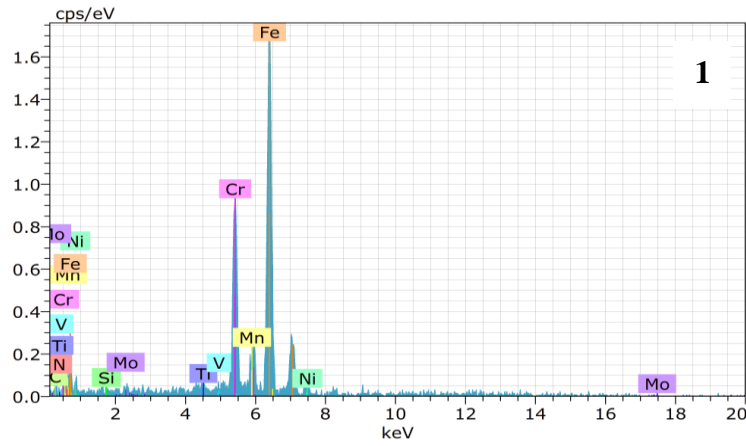
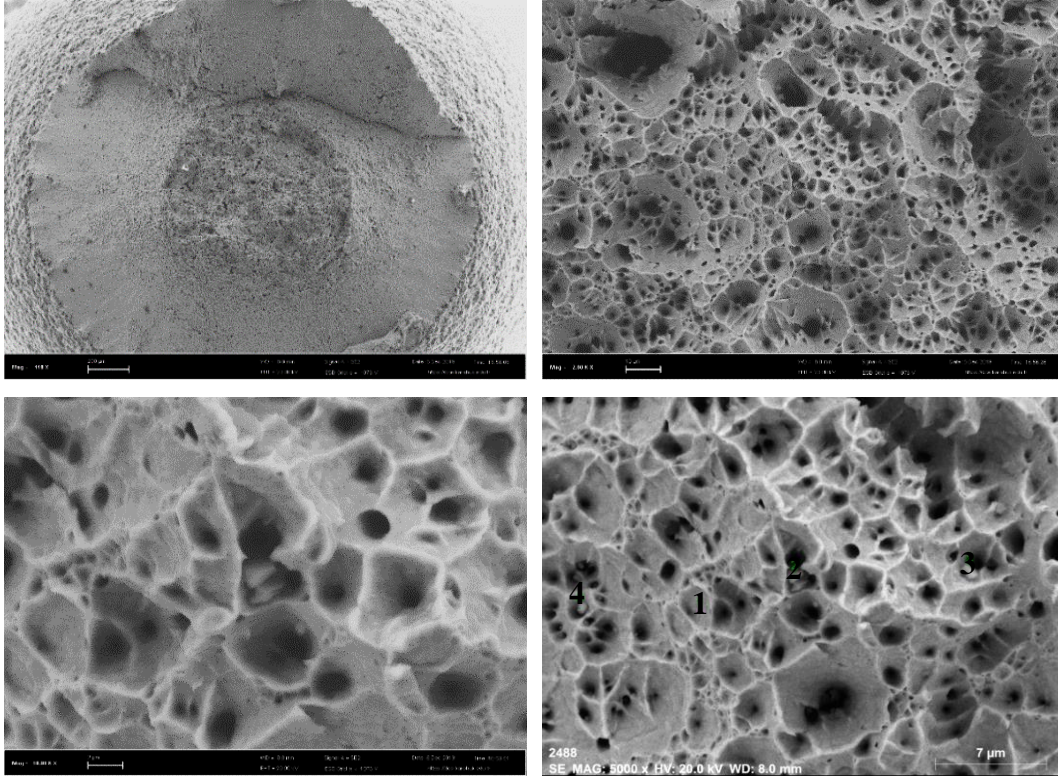


Mass percent (%)											
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	
1	22.66	0.95	0.48	0.25	0.09	12.52	0.95	54.36	6.47	1.25	
2	12.31	0.00	0.69	0.00	0.00	11.00	0.44	40.83	4.37	30.36	
3	8.73	0.00	1.38	0.13	0.00	7.63	1.21	77.50	2.64	0.77	
4	64.65	0.00	1.44	0.17	0.00	6.84	0.76	22.48	2.80	0.87	
Mean value:	27.09	0.24	1.00	0.14	0.02	9.50	0.84	48.79	4.07	8.31	
Sigma:	25.73	0.47	0.48	0.10	0.05	2.70	0.32	23.18	1.78	14.70	
Sigma mean:	12.86	0.24	0.24	0.05	0.02	1.35	0.16	11.59	0.89	7.35	

Şekil 6.31. 800 °C’de çekme testi uygulanan 160 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerde SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

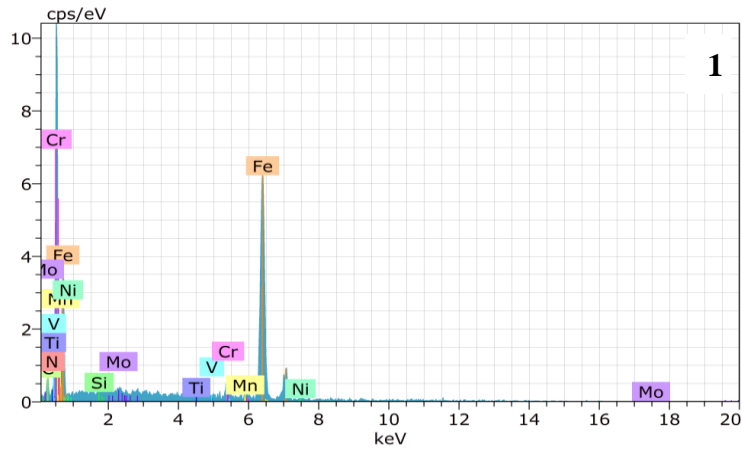
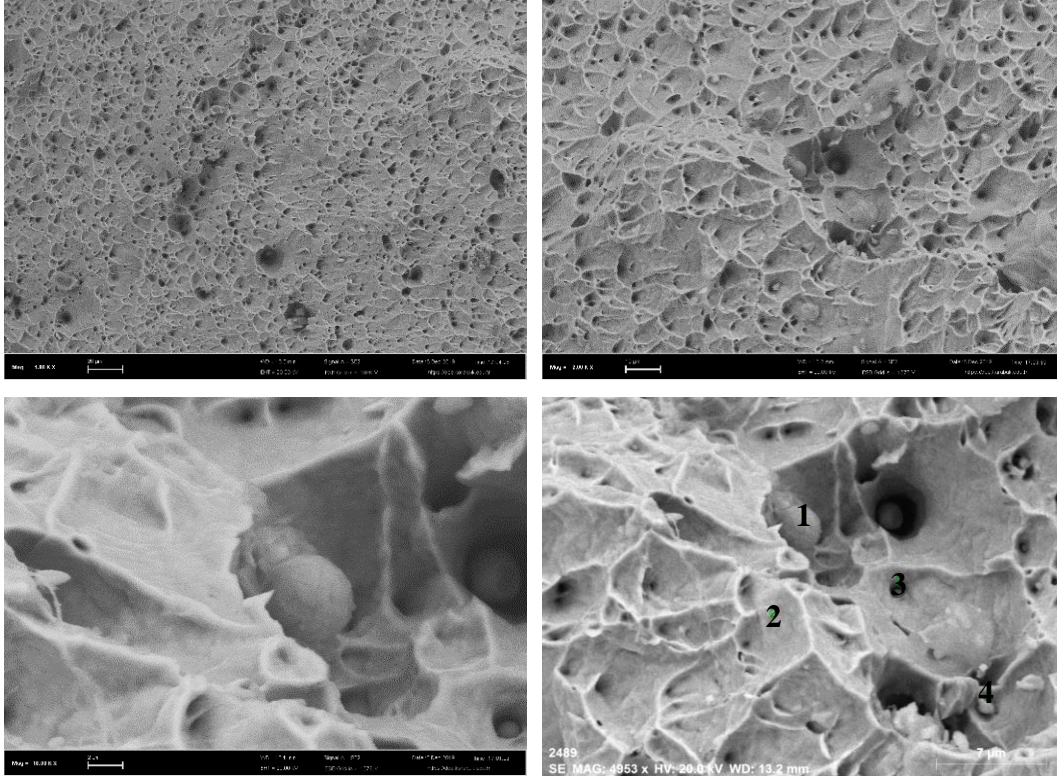
Şekil 6.32, 33 ve 34 sırasıyla 25 °C, 500 °C ve 800 °C’de test edilen 1100 °C’de 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM kırık yüzey resimlerini göstermektedir. 25 °C’de test edilen numunelerin kırık yüzeyleri petekli yapıdan oluşmuş olup kırılma tipinin transgranüler (tane içi) kırılma olduğu görülmektedir. Test sıcaklığının 500 °C’ye çıkmasıyla kırık yüzeyde petekli yapıyla birlikte klivaj düzlemlerinin olduğu tespit edilmiştir. 800 °C’de yapılan test işleminde ise kırık yüzeyin derin çukurlar içeren petekli yapıdan meydana geldiği görülmektedir. Bu durum 25 °C ve 800 °C’de test edilen numunelerde sünek kırılmanın fakat 500 °C’de test edilen numunelerde ise kısmen sünek kısmen de gevrek kırılmanın olduğunu göstermektedir. Ayrıca 800 °C’de test edilen 260 dk. tavllanmış numunelerde derin ve büyük çukurcukların kırılma yüzeylerinde olduğu görülmüştür. Bu derin ve büyük çukurcuklar farklı sıcaklıklarda uygulanan çekme testi sırasında çökeltilerin yüzeyden ayrılmasıyla meydana gelmektedir. Farklı sıcaklıklarda test edilen numunelerin kırık yüzeylerinden alınan EDS analiz sonuçlarına göre bu çökeltilerin CrC ve MoC çökeltileri olduğu tespit edilmiştir.

Ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM kırık yüzey resimleri birbiri ile kıyaslandığında genel olarak bütün numuneler 25 °C ve 800 °C’de petekli yapı sergilerken 500 °C’de test edilenlerde petekli yapı ve klivaj düzlemleri bir arada bulunmaktadır. Bu durum 25 °C ve 800 °C’de oluşan kırılmanın sünek, 500 °C’de oluşan kırılmanın ise kısmen sünek kısmen de gevrek olduğunu göstermektedir. Elde edilen kırılma sonuçları çekme sonuçları ile paralellik göstermiştir. Örneğin 500 °C’de test edilen özellikle 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavllanmış numuneler testere dışı davranış göstererek deformasyon yaşlanma sertleşmesinin bu numunelerde olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin hepsi test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C ve 800 °C’ye çıkmasıyla kırılma tipinin transgranüler (tane içi) kırılmadan intergranüler (tane sınırı) kırılmaya geçtiğini göstermiştir.



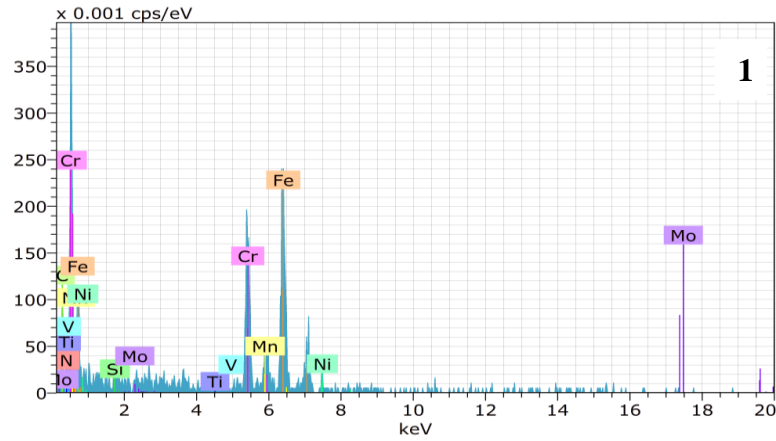
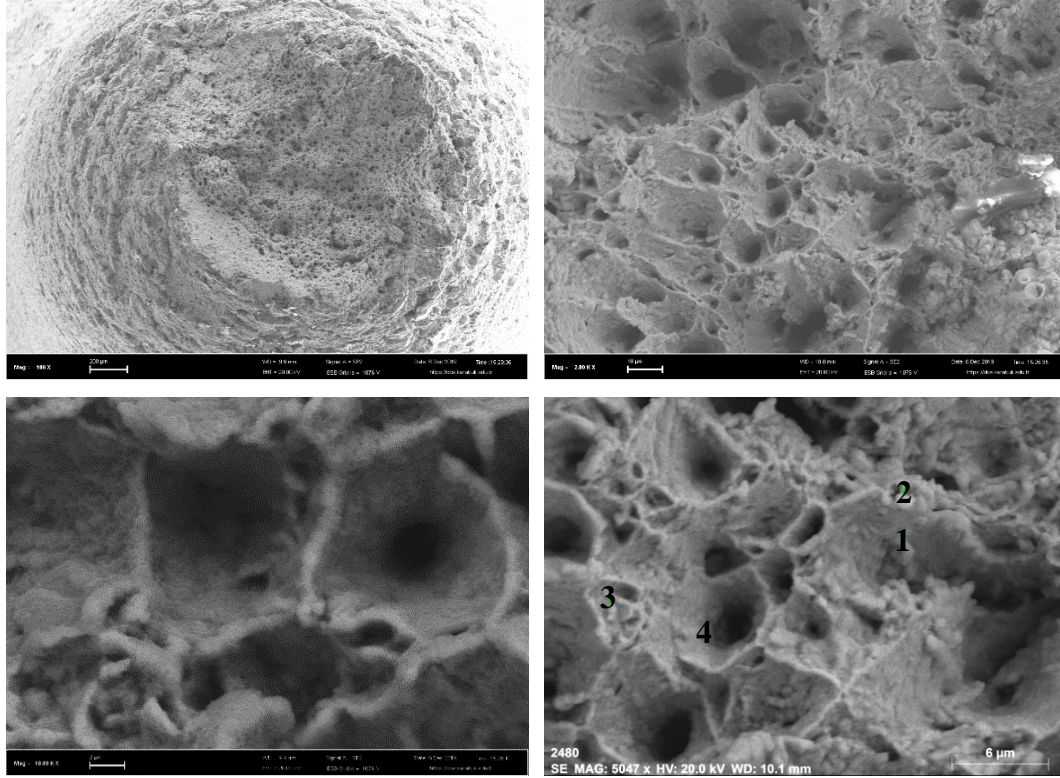
Mass percent (%)										
Spectrum										
	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1			2.71	0.25	0.19	0.32	0.00	21.60	3.04	68.55
2			1.42	0.00	0.08	0.00	0.31	41.80	21.40	32.91
3			12.42	0.00	0.59	0.02	0.65	57.48	1.08	24.76
4			0.57	0.00	0.01	0.00	0.05	13.75	43.57	38.15
Mean value:			4.28	0.06	0.22	0.09	0.25	33.66	17.27	41.09
Sigma:			5.50	0.12	0.26	0.16	0.30	19.80	19.78	19.12
Sigma mean:			2.75	0.06	0.13	0.08	0.15	9.90	9.89	9.56

Şekil 6.32. 25 °C'çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	12.14	0.00	0.19	0.01	0.32	3.27	0.19	82.81	0.57	0.50
2	3.28	0.00	0.14	0.14	0.17	16.32	1.77	67.14	10.50	0.54
3	2.60	0.00	0.04	0.00	0.00	15.21	20.76	47.82	4.52	9.05
4	7.01	18.32	0.06	22.19	0.42	8.50	10.37	19.06	2.44	11.64
Mean value:	6.26	4.58	0.11	5.59	0.23	10.82	8.27	54.21	4.51	5.43
Sigma:	4.37	9.16	0.07	11.07	0.18	6.11	9.45	27.46	4.31	5.77
Sigma mean:	2.19	4.58	0.04	5.53	0.09	3.05	4.73	13.73	2.15	2.88

Şekil 6.33. 500 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıtılmış numunedeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	25.19	0.00	0.19	0.00	0.00	20.89	2.73	46.22	3.65	1.12
2	27.86	0.00	0.00	0.09	0.00	14.57	2.84	50.22	4.43	0.00
3	14.86	0.00	0.69	0.00	0.00	27.79	0.70	48.26	5.78	1.91
4	21.86	0.00	0.00	0.00	0.00	34.67	0.00	33.19	8.71	1.56
Mean value:	22.44	0.00	0.22	0.02	0.00	24.48	1.57	44.47	5.64	1.15
Sigma:	5.62	0.00	0.33	0.04	0.00	8.68	1.44	7.70	2.23	0.83
Sigma mean:	2.81	0.00	0.16	0.02	0.00	4.34	0.72	3.85	1.11	0.42

Şekil 6.34. 800 °C’de çekme testi uygulanan 260 dk. ısıl işlem görmüş numuneden alınan farklı büyütmelerdeki SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

## BÖLÜM 7

### GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

#### 7.1. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, 316L östenitik paslanmaz çelikte ısıl işleme bağlı olarak oluşturulan farklı tane boyutlarının çalışma sertleşmesine ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla hazırlanan numuneler  $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  deformasyon oranında 25 °C, 500 °C ve 800 °C sıcaklıklarda, soğuk, ılık ve sıcak deformasyona tabi tutulmuştur. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir;

1. 316L östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı, ana malzeme ve ısıl işlem görmüş (60 dk, 160 dk. ve 260 dk.) numuneler farklı tane boyutlarına sahip östenitik yapıdan oluşmaktadır. Bununla birlikte numuneler 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. östenitlendikten sonra su içerisinde soğutulduğunda östenit tanelerinde büyümeler olmuştur. Atomların yüksek sıcaklıklarda hızlı difüzyonu nedeniyle, küçük taneler bir araya gelme eğiliminde olduğundan tane büyümesi meydana gelmiştir.
2.  $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  deformasyon hızında test edilen ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin maksimum çekme mukavemeti ve %3 akma dayanımı, test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C’ye ve 800 °C’ye yükseltilmesiyle sürekli bir düşüş göstermiştir. Mukavemet değerinin 25 °C ve 500 °C aralığında bir miktar azaldığını ancak 500 °C üzerinde yapılan çekme testinin mukavemet değerlerindeki azalmayı hızlandırdığı gözlenmiştir.
3. 316L östenitik paslanmaz çeliğin % uzaması, 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlama koşulları için test sıcaklığının artışına bağlı olarak düşmektedir. 500 °C’nin üzerinde çeliğin yüzde uzaması artmıştır. 500 °C’de yapılan çekme testi sonrası mukavemet değerlerindeki küçük değişiklik ve % uzama da bir

azalma dinamik deformasyon yaşlanmasının 316L östenitik paslanmaz çelikte ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk tavlama koşulları altında meydana geldiğini göstermiştir.

4. 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin çalışma sertleşmesi üsteli (n) değeri test sıcaklığına bağlı olarak artmış ve 500 °C'deki en yüksek değerine ulaşmıştır. Test sıcaklığı 800 °C'ye yükseldiğinde n değeri azalmıştır. Bununla birlikte ana malzeme ve 60 dk. tavlanan numunelerin n değerleri 500 °C ve 800 °C'de test edildikten sonra oda sıcaklığı değerine kıyasla bir düşüş göstermiştir.
5. Ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin n değerleri birbirleriyle karşılaştırıldığında, 36 µm'lik en büyük tane boyutuna sahip 260 dk. tavlanan numunenin n değerinin tüm test sıcaklıkları için en yüksek değerde olduğu bulunmuştur. Tane boyutunun 28 µm (160 dk), 22 µm (60 dk) ve 15 µm'ye (ana malzeme) düşmesi ile n değerlerinin de düştüğü görülmüştür. Bu sonuçlar 60 dk, 160 dk. 260 dk. tavlanan numunelerin ana malzemeye göre dinamik deformasyon yaşlanmasından daha fazla etkilendiğini göstermektedir.
6. Ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin tane boyutundaki artış genellikle maksimum çekme mukavemeti, %3 akma dayanımı ve % uzama değerlerinde bir azalmaya yol açmıştır. Tane büyüklüğünün mukavemet üzerindeki etkisinin test sıcaklığı 500 °C ve 800 °C'ye yükseltilmesiyle azaldığı bulunmuştur. Artan tane boyutu mukavemet değerlerinin aksine çalışma sertleşmesi üsteli (n) değerlerinde artışa neden olmuştur. Bu tane büyüklüğü arttıkça tanede daha fazla serbest Cr, C veya N atomunun bulunduğunu ve dislokasyonların hareketini etkili bir şekilde kısıtladığını göstermiştir.
7. Ana malzeme ve 1100 °C'de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin gerilme-% uzama diyagramlarının görünümünde  $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  deformasyon oranı için test sıcaklığı 500 °C veya 800 °C'ye çıkartılınca değişiklikler olduğu tespit edilmiştir. Dinamik deformasyon yaşlanmasının göstergesi olan testere dışı



davranış, 500 °C ve 800 °C’de ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerde gözlenmiştir. Ancak testere dişlerinin büyüklüğü 800 °C’deki eğrilerde azaldığı tespit edilmiştir.

8. Ana malzeme, 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin testere dişi davranışları birbirleriyle karşılaştırıldığında 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlanan numunelerin, çözelti içinde daha yüksek oranda yer alan atomu içermesi nedeniyle ana malzemeye göre daha keskin testere dişi davranış gösterdiği tespit edilmiştir. 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerde var olan karbürler çözüldüğü için çözelti içerisinde daha fazla serbest atom bulunmaktadır. Bu durum daha keskin testere dişi davranışın 500°C ve 800 °C’de test edilen 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavllanmış numunelerde oluşmasına neden olmaktadır.
9. Ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin SEM kırık yüzey resimleri birbiri ile kıyaslandığında genel olarak bütün numuneler 25 °C ve 800 °C’de petekli yapı sergilerken 500 °C’de test edilenlerde petekli yapı ve klivaj düzlemleri bir arada bulunmaktadır. Bu durum 25 °C ve 800 °C’de oluşan kırılmanın sünek, 500 °C’de oluşan kırılmanın ise kısmen sünek kısmen de gevrek olduğunu göstermektedir.
10. Ana malzeme ve 1100 °C’de 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin hepsi test sıcaklığının 25 °C’den 500 °C ve 800 °C’ye çıkmasıyla kırılma tipinin transgranüler (tane içi) kırılmadan intergranüler (tane sınırı) kırılmaya geçtiğini göstermiştir.

## 7.2. ÖNERİLER

1. Östenitik paslanmaz çeliklerde oluşturulan farklı tane boyutu mekanik özellikleri etkilemektedir. Bu çalışmada, farklı tane boyutu oluşturmada kullanılan tavlama sıcaklığı 1100 °C ve bu sıcaklıkta tutma süresi 60 dk, 160 dk. ve 260 dk. olarak belirlenmiş ve kullanılmıştır. Buna bağlı olarak farklı ısı işlem

sıcaklığı ve bu sıcaklıkta farklı tutma süreleri kullanılarak 316L östenitik paslanmaz çeliğin soğuk, ılık ve sıcak deformasyon kabiliyeti araştırılabilir.

2. Bu çalışma  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  deformasyon oranı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Farklı deformasyon oranları kullanılarak 316L östenitik paslanmaz çeliğin soğuk, ılık ve sıcak deformasyon kabiliyeti araştırılabilir

## KAYNAKLAR

1. Adams, W. H., "Heat Transmission 2nd ed.", *Mc Graw Hill*, New York, 278- 292 (1942).
2. Gedge, G., "Structural uses of stainless steel — buildings and civil engineering" *ScienceDirect*, (5) (2008)
3. Zhao, S., Shen, X., Yang, J., Teng, W., and Wang, Y., "Densification behavior and mechanical properties of nanocrystalline TiC reinforced 316L stainless steel composite parts fabricated by selective laser melting", *Optics And Laser Technology*, 103: 239–250 (2018).
4. Li, J., Cao, Y., Gao, B., Li, Y., and Zhu, Y., "Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure", *Journal Of Materials Science*, 53 (14): 10442–10456 (2018).
5. Schdev, A. K., "Dynamic strain aging of various steels.", *Metall Trans A*, V 13A (N 10): 1793–1797 (1982).
6. Goto, S., Levee, J., and Smith, J. M., "Mass Transfer in Packed Beds with Two-Phase Flow", *Industrial And Engineering Chemistry Process Design And Development*, 14 (4): 473–478 (1975).
7. André, J., Antoni, L., and Petit, J. P., "Corrosion resistance of stainless steel bipolar plates in a PEFC environment: A comprehensive study", *International Journal Of Hydrogen Energy*, 35 (8): 3684–3697 (2010).
8. Park, E., Hüning, B., Spiegel, M., "Evolution of near-surface concentration profiles of Cr during annealing of Fe–15Cr polycrystalline alloy", *Appl. Surf. Sci.* 249 (1–4) (2005).
9. Chen, R.Y., Yeun, W.Y.D., "Review of the high-temperature oxidation of Iron and carbon steels in air or oxygen", *Oxid. Met.* 59 (5-6) (2003).
10. Gao, X., Wu, X.Q., Zhang, Z.E., Guan, H., Han, E.H., "Characterization of oxide films grown on 316L stainless steel exposed to H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>-containing supercritical water", *J. Supercrit. Fluid*, 42 (1) (2007).
11. Buscail, H., El Messki, S., Riffard, F., Perrier, S., Cueff, R. and Issartel, C., "Role of molybdenum on the AISI 316L oxidation at 900 degrees C", *J. Mater. Sci.*, 43 (21) (2008).
12. Felicetti, R., Gambarova and P.G., Meda, A., "Residual behavior of steel rebars and R/C sections after a fire", *Constr. Build. Mater.* 23 (12) (2009).

13. Davis, J.R., “ASM Specialty Handbook: Stainless Steels”, *ASM International*. 3-66 (1994).
14. Llewellyn, D.T., Hudd, R.C., “4 - Stainless steels”, *Steels* (3), *ScienceDirect*, Pages 291-379 (1998).
15. Meesak, T., Thedsuwan, C., "Corrosion behaviours of stainless steel parts formed by powder metallurgy process", *Materials Today: Proceedings*, 5: 9560-9568 (2018).
16. Gilapa, L.C.M., Oliveira, C.A.S. and Silva, M.R., "Effect of copper on the formation of strain-induced martensite in two austenitic stainless steels AISI304", *Materials Science and Engineering A*, 622: 212-218 (2015).
17. İnternet: International Stainless Steel, "Stainless Steel for Designers", [http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF\\_Stainless\\_Steel\\_for\\_Designers.pdf](http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Stainless_Steel_for_Designers.pdf) (2019).
18. Goto, S., Levec, J. and Smith, J. M., “Mass transfer in packed ebds with twophase flow”, *Ind. Eng. Chem. Process Des. Dev.*, 14 (2): 473-485 (1975).
19. Kurt, U. “Paslanmaz Çelik Kaynak Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 2-33 (1988).
20. Lyon, S. B., “Corrosion of Carbon and Low Alloy Steels.” Shreir’s Corrosion, *ScienceDirect*, Volume 3, 1693–1736 (2010).
21. Kaluç, E., ve Tülbentçi, K. “Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği”, *Kocaeli Üniversitesi Kaynak Teknolojisi Araştırma, Eğitim ve Uygulama Merkezi*, Kocaeli (1995).
22. Kocabekir, B., “Isı Girdisi ve Kaynak Atmosferinin 316L Paslanmaz Çeliklerin Direnç Kaynak Birleştirmelerine Etkisi”, Bilim Uzmanlığı Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük (2006).
23. Kou, S., “Welding Metallurgy”, *John Wiley Inc.*, U.S.A. (1987).
24. Bhadeshia, H. ve Honeycombe R., “Steels Microstructure and Properties”, *Pergamon Press*, İngiltere (1992).
25. Smith, W. F., “Paslanmaz Çelikler, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri - Cilt 1”, Çeviri, Erdoğan, M., Ankara, 169-214 (2000).
26. Türkyılmazoğlu, A., “Dubleks, Martenzitik ve Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı”, Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 7-9 (2006).

27. amlıdere, T. “Kromit, Ferrokrom, İnsan Kaynakları ve Paslanmaz elik, ETİ KROM AŞ. Darboğaz Raporu”, *Eti Holding AŞ.*, Ankara (1999).
28. Aran, A., “Paslanmaz elik yassı mamuller”, *Sarıtaş Teknik Yayın* No: 1, 2. Baskı, İstanbul (2010).
29. Kayalı, Y., “Borlanmış AISI 316 L Paslanmaz eliğın Korozyon Ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi”, Doktora Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyon 2011.
30. Soncu, M., “G-X10CrNiMoNb18-10 östenitik paslanmaz eliğın asidik özellilerdeki korozyon özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli (2008).
31. Temiz, D., “İmplant İmalatında Kullanılan AISI 316L Alaşımın Mekanik-Tribolojik Özellikleri ve Talaşlı İşlenebilirliğinin Araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta (2011).
32. Baird, J.D., “The Theory of Strain Ageing Iron and Steel” , 36: 326-334 (1963).
33. Schwartz, M. M., “Metals Joining Manual”, *McGraw-Hill*, New York, 2–1,3– 40 (1979).
34. Canigenç, N., “Östenitik Paslanmaz eliklerin MIG Kaynağında Kullanılan Değişik Gaz Bileşenlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi*, Kocaeli (1999).
35. Khatak, H.S. and B. Raj, “Corrosion of austenitic stainless steels : mechanism, mitigation and monitoring”, *Woodhead publishing* (2002).
36. Lula, R.A., “Toughness of Ferritic Stainless Steels”, *ASTM*, San Francisco, Calif. (1979).
37. Lindgren, M., Siljander, S., Suihkonen, R., Pohjanne, P. and Vuorinen, J., “Erosion–corrosion resistance of various stainless steel grades in high-temperature sulfuric acid solution”, *Wear*, 364–365, 10-21 (2016).
38. Kazuhide, I., Tomohiro, I. and Hiroki, O., “Nickel-free ferritic stainless steel”, *Adv. Mater. Process.* (2009).
39. Kaluç, E., “Östenitik Krom-Nikelli Paslanmaz eliklerin Kaynağı”, *Gedik Holding Kaynak Dünyası*, İstanbul (1990).
40. McGuire, M.F., “Stainless Steel for Design Engineers”, ASM International, *Materials Park*, OH, USA (2008).
41. Cheng, X., Jiang, Z., Monaghan, B.J., Wei, D., Longbottom, R.J., Zhao, J., Peng, J., Luo, M., Ma, L., Luo, S. and Jiang, L., “Breakaway oxidation behaviour of ferritic stainless steels at 1150 °C in humid air”, *Corros. Sci.* 108, 11-22 (2016).

42. Cheng, X., Jiang, Z., Wei, D., Zhao, J., Monaghan, B.J., Longbottom, R.J. and Jiang, L., "Characteristics of oxide scale formed on ferritic stainless steels in simulated reheating atmosphere", *Surf. Coat. Technol.* 257-267 258 (2014).
43. Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. "Steels: microstructure and properties". *Butterworth-Heinemann* (2017).
44. Güventürk, F., "Çelik El Kitabı", *İzmir: Güven Çelik San. ve Tic. Ltd. Şti. Yayınları* (1990).
45. Korkut, İ., Kasap, M., Çiftçi, İ. ve Şeker, U., "Determination of Optimum Cutting Parameters during Machining of AISI 304 Austenitic Stainless Steel", *Materials ve Desing*, V25, 4: 303-305 (2004).
46. John Sedriks, A., "Corrosion of stainless steel" Volume 2, 464 (1996).
47. Shen, Y.F., Li, X.X., Sun, X., Wang, Y.D. and L. Zuo, "Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel", *Mater. Sci. Eng. A* 552 514-522 (2012).
48. Milad, M., Zreiba, N., Elhalouani, F. and Baradai, C., "The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel", *J. Mater. Process. Technol.* 203 80-85 (2008).
49. Çimen, M.Y., "AISI 1050, AISI 304 Ve AISI 430 Tip Çeliklerin Yakma Alın Kaynak Yöntemiyle Kaynatılması Ve Mekanik Özelliklerin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara (2015).
50. Osmanoğlu, T., "AISI 304 Ve 430 Kalite Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapılarına, Mekanik Özelliklerine Ve Korozyon Davranışlarına Soğuk Deformasyonun Etkileri", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul (2012).
51. Baird, J.D., "Strain Ageing of Steel-a Critical review", *Iron and Steel*, 36: 186–192 (1963).
52. Şanbaşoğlu, S., Metalurji Yüksek Mühendisi, "Standart Çeliklerin Uluslararası Eşdeğerleri", İstanbul (1985).
53. Kınıkoğlu, N.G., "Malzeme Bilimi ve Mühendisliği", *Literatür Yayıncılık*, 811 s (2006).
54. Savaşkan, T., "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", *Derya Kitabevi*, 376 s., Trabzon (2009).
55. Kayalı, E. S. ve Ensari, C., "Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları", *İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya – Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi*, İstanbul (2000).

56. Aran, A., ve Demirkol, M., “İmal Usulleri Ders Notları”, *İTÜ Makine Mühendisliği Bölümü*, İstanbul (1995).
57. Taylor, G., “The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I-Theoretical”, *Proceedings of the Royal Society of London*. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character, London, 145(855): 362-387 (1934).
58. Meyers, M. A. and Chawla, K. K., “Mechanical behavior of materials, prentice-Hall, Englewood Cliffs (NJ): see also Kallend JS, Kocks UF, Rollett AD, Wenk HR, Operational texture analysis”, *Mater Sci Eng.*, 132, 1-11 (1999).
59. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *Beta Basım A.Ş.*, Trabzon, 1-7, 53-79 (1999).
60. Çimenoğlu, H. ve Kayalı, E. S., “Malzemelerin Yapısı ve Mekanik Davranışları”, *İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya – Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi*, İstanbul (1991).
61. Başdemir, V., Baygut, A. ve Çulha, O., “Soğuk dövme tekniği ile bağlantı elemanı üretiminde kullanılan plastik şekil verme teknolojileri”, *İleri Teknoloji Bilimleri Dergisi*, Cilt 7, Sayı 3, 19-21 (2018).
62. Carlsson, P., “Surface Engineering in Sheet Metal Forming”, *University of Uppsala*, Sweden (2005).
63. Darendeliler, H., Akkök, M. ve Yücesoy, C. A. “Effect of Variable Friction Coefficient on Sheet Metal Drawing”, *Tribology International* 35, 97 – 104 (2001).
64. Mielnik, E. M., “Metalworking Science and Engineering”, McGraw –*Hill Book Company*, New York (1991).
65. Batuk, Ç., “AA7075 alüminyum alaşımlarının konik şekillendirilebilirliğine işlem parametrelerinin etkisi” Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 16-26 (2018).
66. Pefeifer M., “Mechanism for Strengthening Aluminum, Industrial Metallurgist”, 5(1), 1-3 (2009).
67. İnternet: Yıldız Teknik Üniversitesi, “[http://www.yarbis.yildiz.edu.tr/web/userCourseMaterials/akdogan\\_40f5ae4e1e73c25b9b5efdf47b5a5b5d.pdf](http://www.yarbis.yildiz.edu.tr/web/userCourseMaterials/akdogan_40f5ae4e1e73c25b9b5efdf47b5a5b5d.pdf)” (2012).
68. Erdoğan, Y.A., “Termo-mekanik işlem uygulanmış AA6082 alüminyum alaşımlarının mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü*, 22-41 (2018).

69. Leslie, W.C., “The Physical Metallurgy of Steels, Megraw-Hill”, *Hempisphere Pub. Corp.*, New York, 68-396 (1981).
70. Baird, J.D., “Strain Ageing of Steel-A Critical Review”, *Iron and Steel*, pp. 186, 326, 368, 400, 450 (1963).
71. Baird, J.D., “The Effect of Strain Ageing Due to Interstitial Solutes on The Mechanical Properties of Metal”, *Metallurgical Reviews*, 1-16 (1971).
72. Glen, J., “The Effect of Alloying Elements on Creep Behaviour”, *Jornual of the Iron and steel Institue*, 114 (1958).
73. Topbaş, M. A. “Endüstri Malzemeleri 1. Cilt”, *Yıldız Yayınları*, İstanbul (1993).
74. Wilson, D. V. and Russell, B., “The contribution of precipitation to strain ageing in low carbon steels”, Journal Article, *Acta Metallurgica*, 468-479 (1960).
75. Gündüz,S. Ve Kaçar,R., “Static Strain Ageing In Microalloyed Steels”, *Z.K.Ü.Teknoloji Dergisi*, sayı 4, s.139-141 (2000).
76. Gündüz,S., “Dynamic Strain Ageing Effects In Niobium Microalloyed Steel”, *Ironmaking and Steelmaking*; 29: s. 341-346 (2002).
77. Said, G., “Malzeme I Ders Notları (yayımlanmamış)”, 50 s. (2011).
78. Aran, A. ve Temel, M.A., “Paslanmaz Çelik”, *Acar Matbaacılık A.Ş.*, İstanbul (2004 ).
79. Praveen, K.V.U., Sastry, G.V.S. and Singh, V. “Work Hardening Behaviour of The Ni-Fe BasedD Superalloy IN 718 International Symposium of Research Students “on *Material Science and Engineering*, December 20-22, Chennai, India (2004).
80. Yang J. and Putatunda S. K., “Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI)”, *Materials Science and Engineering*, A 382, 265–279 (2004).
81. Çapan L., “Metallere Plastik Şekil Verme”, *Çağlayan Kitabevi* (2003).
82. Yang, B., Riester, L. and Nieh, T.G., “Strain hardening and recovery in a bulk metallic glass under nanoindentation” , *Scripta Materialia* 54, 1277–1280 (2006).
83. Marin, J., “Mechanical Behaviour of Engineering Materials”, *Prentice-Hall* (1962).
84. Dieter, G.E. (Jr), “Mechanical Metallurgy,” *McGraw-Hill* (1961).
85. Bowen, A. W. and Partridge P. G., “Limitations of the Hollomon strain-hardening equation”, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol. 7 (1974).



86. Beukel, V.D.A., “Theory of the effect of dynamic strain ageing on mechanical properties”, *Physica Status Solidi A.*, 30: 197–206 (1975).
87. Gladman, T., “ The physical metallurgy of microalloyed steels “, *The institute of Materials*, England, 1, 341 (1997).
88. Blank, J. R. and Gladman, T., “Quantitative metallograpy, tools and technique in physical metallurgy”, *Marcel Dekker*, New York, 251 (1970).
89. Askeland, D.R., “The Science and Engineering of Materials”, 8th Ed., *Chapman and Hall*, London, UK (1996).
90. Lou, S. and Northwood, D. O., “Elevated temperature mechanical properties and dynamic strain aging in pressure vessel quality steel plate”. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 131: 225-229 (1992).
91. Mulford, R.A. and Kocks, U.F., “New observations on the mechanisms of dynamic strain ageing and of jerky flow”, *Acta Metallurgica*, 27: 1125-1134 (1979).
92. Fu, Z., “A study of static strain Aging of selected ferritic steels” M. Sc. Thesis, *Tampere University of Technology in Materials Engineering*, Tampere, 27-29 (2017).
93. Muhamed, G.A., Gündüz, S., Erden, M.A., ve Taştumur, D., “Dynamic Strain Aging Behaviour in AISI 316L Austenitic Stainless Steel Under As-received and As-welded Conditions”, *Metals* , 7(362), p. 2-15 (2017).
94. Taştumur, D. and Gündüz, S., “The Effect of Heat Treatment on Dynamic Strain Aging Behaviour of AISI H10 Hot Work Tool Steel”, *Mater. Res. Ibero-american J of Mater.*, p. 1-10 (2018).
95. Ananthakrishna, G., “Current Theoretical Approaches to Collective Behavior of Dislocations”, *Phys. Rep.*, 440, p. 113–259 (2007).
96. Doğan, T. and Gündüz, S., “The Effect of The Different Grain Sizes on The Ageing Behaviour of IF Steel”, *2nd International Turkish World Engineering and Science Congress*, 7-10, Turkey (2010).
97. Dieter, G.E., “Mechanical Metallurgy, New York”, *McGraw–Hill* (1988).
98. Alihosseini, H. and Dehghani, K., “Bake Hardening of Ultra-Fine Grained Low Carbon Steel Produced by Constrained Groove Pressing”, *Mater. Sci. Eng.*, 549(A), p. 157–162 (2012).
99. Kuang, C.F., Li, J., Zhang, S.G., Wang, J., Liu, H.F. and Volinsky, A.A., “Effects of Quenching and Tempering on the Microstructure and Bake Hardening Behavior of Ferrite and Dual Phase Steels”, *Mater. Sci. Eng.*, 613(A), p. 178-183 (2014).

100. Alshalfan, W., Speer, J., Findley, K. and Matlock, D.K., “Effect on Annealing Time on Solute Carbon in Ultralow-Carbon Ti-V and Ti-Nb Steels, Metall”, *Mater. Trans.*, 37(A), p. 207-216 (2006).
101. Hong, S.G. and Lee, S.B., “The Tensile and Low-Cycle Fatigue Behavior of Cold Worked 316L Stainless Steel: Influence of Dynamic Strain Aging”, *Int. J. Fatigue.*, 26, p. 899–910 (2013).
102. Odnobokova, M., Kipelova, A., Belyakov, A. and Kaibyshev, R., “Microstructure evolution in a 316L stainless steel subjected to multidirectional forging and unidirectional bar rolling”, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, 63: 1–8 (2014).
103. Solomon, N. and Solomon, I., “Deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel”, *Revista Metal.* 46, 121–128 (2010).
104. Callister, W.D. and Rethwisch, D.G., “Materials Science and Engineering, 8 ed.”, *John Wiley and Sons*, New York, NY, USA (2011).

## ÖZGEÇMİŞ

Halil KATIKSIZ 1991 yılında Aksaray’da doğdu; ilk, orta ve lise öğrenimini tamamladıktan sonra 2009 yılında Bülent Ecevit Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği lisans programında eğitim almaya hak kazandı. 2014 yılında mezun oldu. 2017 yılında Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü İmalat Mühendisliği anabilim dalında eğitim görmeye hak kazandı ve halen devam etmektedir. Aksaray Organize Sanayi’de Ctp boru firmasında Makine Mühendisi olarak görev yapmaktadır. Evli ve bir evlat sahibidir.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : Aksaray Organize Sanayi Bölgesi No:13

Merkez/Aksaray

Tel : (506) 425 73 47

E-posta : halilkatiksiz@gmail.com