

**DÜŞÜK KARBONLU MİKROALAŞIMLI
ÇELİKLERDE SOĞUMA VE DEFORMASYON
YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

**2013
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Şadettin OKUMUŞ

**DÜŞÜK KARBONLU MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE SOĞUMA VE
DEFORMASYON YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Şadettin OKUMUŞ

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

KARABÜK

Nisan 2013

Şadettin OKUMUŞ tarafından hazırlanan “DÜŞÜK KARBONLU MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE SOĞUMA VE DEFORMASYON YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Hasan KARABULUT
Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

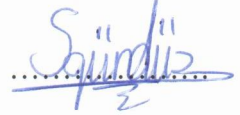


Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 18/ 04/ 2013

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Hasan KARABULUT (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Ulaş MATİK (KBÜ)

...../...../2013

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN
Fen Bilimleri 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.”

Şadettin OKUMUŞ

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

DÜŞÜK KARBONLU MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE SOĞUMA VE DEFORMASYON YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Şadettin OKUMUŞ

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı**

Tez Danışmanı:

Yrd. Doç. Dr. Hasan KARABULUT

Nisan 2013, 89 sayfa

Bu çalışmada, özellikle otomotiv sektöründe yoğun biçimde kullanılan soğuk şekillendirmeye uygun yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) 7136 kalite çeliğin yaşlanma davranışları incelenmiştir. Numunelerin yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda, mikroyapıda meydana gelen değişimleri, çekme dayanımı, akma dayanımı, % kopma uzaması ve sertlik değerlerindeki değişimleri belirlemek için bir dizi deneyler yapılmıştır. Böylece yaşlanmanın mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır.

HSLA 7136 kalite çelik malzemeden çıkarılan çekme numuneleri ilk önce ısıl işlem fırınında 950 °C’de 1 saat solüsyona alınmış ve suda soğutulmuştur. Daha sonra suda soğutulan numunelerin bir kısmı, 20 dakika sabit sürede, 50 - 100 - 150 - 200 - 250 - 300 ve 350 °C sıcaklıkta yaşlandırılmıştır. Geriye kalan numuneler ise % 3 öndeformasyon uygulandıktan sonra yine 20 dakika sabit sürede,

50 - 100 - 150 - 200 - 250 - 300 ve 350 °C sıcaklıkta yaşlandırılmıştır.

Deneysel çalışmalarda, öndeformasyon uygulanan ve uygulanmayan numunelerde yaşlanmanın meydana geldiği görülmüştür. Öndeformasyon uygulanmış numunelerde bütün değerlerin biraz daha yüksek olduğu belirgin bir şekilde görülmektedir. Bu durum, statik deformasyon yaşlanmasının bir sonucudur.

Sonuçlar HSLA 7136 kalite çeliğin yaşlanmaya maruz kaldığını göstermektedir. Hem % 3 öndeforme edilen hem de öndeforme edilmeyen numunelerde en yüksek değerler, 20 dakika sürede 150 °C'de yapılan yaşlandırma işlemlerinde elde edilmiştir. Çalışma solüsyona alma ve ardından suda soğutmanın, öndeformasyonun ve yaşlandırma sıcaklığının yüksek mukavemetli düşük alaşımlı 7136 kalite çeliğin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerinde etkili olduğunu göstermiştir.

Anahtar Sözcükler : Mikroalaşımlı (HSLA) çelikler, soğuma yaşlanması, deformasyon yaşlanması, mikroyapı ve mekanik özellikler.

Bilim Kodu : 710.3.022

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

EFFECT OF QUENCH AGEING AND STRAIN AGEING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF LOW CARBON MICROALLOYED STEELS

Şadettin OKUMUŞ

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

Thesis Advisor:

Assist. Prof. Dr. Hasan KARABULUT

April 2013, 89 pages

In this study, the ageing behaviours of high strength HSLA 7136 quality steel which is appropriate to cold forming and widely used in automotive industry were investigated. After the ageing heat treatment, the samples were tested to investigate the microstructure, tensile strength, yield strength, elongation % and hardness value. Thus, the effect of ageing on the microstructure and mechanical properties were determined.

The samples obtained from HSLA 7136 quality steel were austenitised for 1 hour at 950 °C and then cooled in water. Then some of the cooled samples were aged at 50 - 100 - 150 - 200 - 250 - 300 and 350 °C temperatures for 20 minutes. The rest of the samples were pre-strained for 3 % and aged at 50 - 100 - 150 - 200 - 250 - 300 and 350 °C temperatures for 20 minutes.

Experimental results showed that all samples whether pre-strained or not were exposed to ageing. It was clearly seen that all values were higher for pre-strained samples compared to the others. This situation is a result of static strain ageing.

Results showed that HSLA 7136 quality steel was subjected to ageing. The highest values for both 3 % pre-strained and not pre-strained samples were obtained after ageing at 150 °C for 20 minutes. The obtained results indicated that solution treatment, quenching, pre-straining and ageing affected microstructure and mechanical properties of HSLA 7136 steel.

Key Word : Microalloyed steels, quench ageing, static strain ageing, microstructure and mechanical properties.

Science Code : 710.3.022

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Hasan KARABULUT'a, çalışmalarımız sürecinde bizden engin bilgi ve desteğini esirgemeyip, bizleri yönlendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e, sayın hocam Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a, sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Ulaş MATİK'e, çalışmalar sırasında laboratuvar desteği sağlayan sayın hocam Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e, yine laboratuvar desteği sağlayan sayın hocam Doç. Dr. Halil DEMİR'e, sayın hocam Doç. Dr. İsmail KARACAN'a, deneysel çalışmalar konusunda yardımcı olan sayın hocam Öğr. Gör. Mustafa TÜRKMEN'e, çalışmalarım süresince yardımlarını gördüğüm sayın Arş. Gör. Mehmet Akif ERDEN'e, sayın Berkay MANİSALI'ya, sayın Ahmet BÜLBÜL'e teşekkürü bir borç bilirim. Deneysel işlemlerde kullanılan malzemelerin temin edilmesini sağlayan Parlady Metal Sanayi ve Ticaret Limitet Şirketine teşekkürlerimi sunarım.

SEM analizleri için, KTÜ Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarındaki çalışmalarda yardımlarını esirgemeyen sayın hocam Doç. Dr. Hamdullah ÇUVALCI ve sayın Arş. Gör. Fatih ERDEMİR'e teşekkürlerimi sunarım. OMÜ Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği laboratuvarındaki deneysel çalışmada bana yardımcı olan OMÜ Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği bölümü öğretim üyelerinden sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Kemal YILDIZLI'ya ve aynı zamanda çalıştığım kurum olan OMÜ'ndeki mesai arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Burada ismini yazamadığım tüm dostlarıma, bugünlere gelmemde üzerimde büyük emeği olan saygıdeğer anne ve babama ve son olarak çalışmalarım boyunca beni destekleyen eşime sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER	4
2.1. GİRİŞ	4
2.2. MİKROALAŞIMLI (HSLA) ÇELİKLERİNİN TANIMI	5
2.3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM ÇEŞİTLERİ VE KULLANIM ALANLARI	6
2.3.1. Yassı Ürünler	7
2.3.1.1. Östenitleştirme (Çözündürme Tavlama)	9
2.3.1.2. Kontrollü Haddeleme ve Kontrollü Soğutma	10
2.3.2. Dövme Ürünler	11
2.3.2.1. Mikroalaşimli Dövme Çeliklerde Kontrollü Soğutma	13
2.3.2.2. Mikroalaşimli Dövme Çeliklerde İşlenebilirlik	13
2.3.2.3. Mikroalaşimli Dövme Çeliklerin Avantajları	13
2.3.2.4. Mikroalaşimli Dövme Çeliklerinin Kalite Standartları Ve Kullanım Alanları	14
2.3.3. Mikroalaşimli Boru Çelikleri	14
2.4. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRMA YÖNTEMLERİ	15

	<u>Sayfa</u>
2.4.1. Çökelme Sertleşmesi.....	16
2.4.2. Tane Boyutunu Küçültme.....	16
2.5. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ.....	17
2.5.1. Mikroalaşım Elementlerinin Rolü.....	18
2.5.1.1. Mangane (Mn).....	18
2.5.1.2. Karbon (C)	19
2.5.1.3. Alüminyum (Al)	19
2.5.1.4. Niobyum (Nb)	19
2.5.1.5. Vanadyum (V).....	20
2.5.1.6. Fosfor (P)	20
2.5.1.7. Kükürt (S).....	21
2.5.1.8. Silisyum (Si).....	21
2.5.1.9. Titanyum (Ti)	21
2.5.1.10. Azot (N)	22
BÖLÜM 3	23
YAŞLANDIRMA (ÇÖKELME) SERTLEŞTİRMESİ	23
3.1. YAŞLANDIRMA SERTLEŞTİRMESİ HAKKINDA BİLGİ	23
3.1.1. Çözeltiye Alma İşlemi.....	24
3.1.2. Su Verme İşlemi	25
3.1.3. Yaşlandırma İşlemi	25
3.1.4. Sıcaklık Ve Zamanın Yaşlandırma Sertleşmesi İçin Önemi	27
3.2. DEFORMASYON YAŞLANDIRMASI VE ÇEŞİTLERİ	28
3.2.1. Dinamik Yaşlandırma Sertleşmesi	29
3.2.2. Statik Yaşlandırma Sertleşmesi	30
BÖLÜM 4	33
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	33
4.1. GİRİŞ	33
4.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA KULLANILAN HSLA ÇELİĞİ.....	35
4.2.1. Deneysel Malzemenin Kimyasal Ve Mekanik Özellikleri.....	35

	<u>Sayfa</u>
4.3. NUMUNENİN HAZIRLANMASI VE NUMUNE BOYUTLARI.....	36
4.4. NUMUNELERİN SOLÜSYONA ALINMASI VE ÖNDEFORMASYON UYGULANMASI.....	37
4.5. NUMUNELERİN YAŞLANDIRILMASI	39
4.6. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ	40
4.6.1. Metalografik İncelemeler İçin Numunelerin Hazırlanması.....	41
4.6.2. Dağlayıcının Hazırlanması Ve Dağlama İşleminin Gerçekleştirilmesi.....	41
4.7. NUMUNELERİN SERTLİK ÖLÇÜMÜ	41
4.8. NUMUNELERİN ÇEKME TESTİ.....	42
4.9. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ.....	43
BÖLÜM 5	44
DENEYSEL SONUÇLAR.....	44
5.1. GİRİŞ.....	44
5.2. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ	44
5.3. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI	48
5.4. ÇEKME DENEY SONUÇLARI.....	50
5.5. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE YAPILAN KIRIK YÜZEY İNCELEME SONUÇLARI	58
BÖLÜM 6	68
SONUÇLARIN İRDELENMESİ.....	68
6.1. GİRİŞ.....	68
6.2. OPTİK MİKROSKOP SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	68
6.3. SERTLİK SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	69
6.4. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	72
6.5. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBUNDAN (SEM) ELDE EDİLEN KIRIK YÜZEY GÖRÜNTÜLERİNİN İRDELENMESİ.....	79
BÖLÜM 7	81
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	81
7.1. SONUÇLAR	81

	<u>Sayfa</u>
7.2. ÖNERİLER.....	82
KAYNAKLAR.....	84
ÖZGEÇMİŞ.....	89

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Otomobiller için geliştirilen düşük mukavemetli, yüksek mukavemetli ve ultra yüksek mukavemetli çelik türleri arasındaki mukavemet ve % uzama ilişkisi.....	7
Şekil 2.2. Mikroalaşımli çelik üretim işlemi	8
Şekil 2.3. Kontrollü haddeleme şematik profili.....	10
Şekil 2.4. Mikroalaşımli ferritik ve perlitik dövme çeliklerde nihai mikroyapı ve mekanik özellikleri etkileyen metalurjik mekanizmalar	12
Şekil 2.5. Çeşitli sertleştirme mekanizmalarının akma dayanımına etkisi.....	15
Şekil 2.6. Mikroalaşımli çeliklerde uygulanan sertleştirme mekanizmalarının mekanik özelliklere etkisi.....	16
Şekil 2.7. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri	18
Şekil 3.1. Al - Cu faz diyagramı	24
Şekil 3.2. Çözündürme ve yaşlandırma aşamalarını içeren çökeltme sertleşmesi işlemini şematik olarak gösteren diyagram.....	26
Şekil 3.3. Yaşlandırma sırasında alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler.....	27
Şekil 3.4. Demirde Portevin - Le Chatelier etkisi gösteren şematik “gerilme - birim şekil değiştirme” diyagramı	29
Şekil 3.5. Statik yaşlandırma sertleşmesinin temel prensibi	31
Şekil 4.1. Deneysel işlemlere ait akış şeması	34
Şekil 4.2. Kalıptan çıkan çekme deney numunesi şekli ve ölçüleri.....	37
Şekil 4.3. PROTHERM marka ve PLF 120/27 model ısıtma fırını	38
Şekil 4.4. SHIMADZU AG-IS marka 50 KN kapasiteli çekme test cihazı	39
Şekil 4.5. Sertlik ölçüm cihazı	42
Şekil 4.6. Sertlik deney numunesi.....	42
Şekil 4.7. Deney numuneleri	43
Şekil 5.1. HSLA 7136 kalite ana malzemenin mikroyapı görüntüsü.....	45
Şekil 5.2. HSLA 7136 kalite solüsyona alınan numunenin mikroyapı görüntüsü.....	45

Şekil 5.3. HSLA 7136 kalite çeliğin öndeformasyona uğramadan, 150 °C'de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü	46
Şekil 5.4. HSLA 7136 kalite çeliğin % 3 öndeformasyona uğrayıp, 150 °C'de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü	46
Şekil 5.5. HSLA 7136 kalite çeliğin öndeformasyona uğramadan, 350 °C'de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü	47
Şekil 5.6. HSLA 7136 kalite çeliğin % 3 öndeformasyona uğrayıp, 350 °C'de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü	47
Şekil 5.7. Sertlik sonuçları.....	49
Şekil 5.8. Öndeformasyon uygulanmamış numunelerin gerilme - uzama diyagramları	51
Şekil 5.9. % 3 öndeformasyon uygulanmış numunelerin gerilme - uzama diyagramları	52
Şekil 5.10. Yaşlandırma sıcaklığının maksimum çekme gerilmesine etkisi	55
Şekil 5.11. Yaşlandırma sıcaklığının akma dayanımına etkisi.....	56
Şekil 5.12. Yaşlandırma sıcaklığının % uzamaya etkisi	57
Şekil 5.13. Taramalı elektron mikroskopundan (SEM) 1000X büyütme ile elde edilen numunelerin kırık yüzey resimleri	59
Şekil 5.14. Taramalı elektron mikroskopundan (SEM) 1000X büyütme ile elde edilen, solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğramadan, 20 dakika sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda, yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.....	60
Şekil 5.15. Taramalı elektron mikroskopundan (SEM) 1000X büyütme ile elde edilen, solüsyona alındıktan sonra % 3 öndeformasyon uygulanıp, 20 dakika sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda, yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.....	64
Şekil 6.1. Yaşlandırma sıcaklığının ΔU değerine etkisi.....	75
Şekil 6.2. Yaşlandırma sıcaklığının Δe değerine etkisi.....	76
Şekil 6.3. % 3 öndeforme edilen ve ardından yaşlandırılan numunenin ΔY değerindeki artış değişim grafiği.....	77
Şekil 6.4. % 0,15 C'lu çeliğin çekme dayanımı üzerine manganın etkisine katkıda bulunan faktörler	78

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. DIN EN 10268’de kaliteler ve kimyasal analizleri	14
Çizelge 4.1. HSLA 7136 kalite çeliğinin kimyasal bileşimi (% Ağırlık)	36
Çizelge 4.2. HSLA 7136 kalite çeliğinin mekanik özellikleri	36
Çizelge 4.3. Solüsyona alma ve yaşlandırma işlem parametreleri	40
Çizelge 5.1. HSLA 7136 kalite çelik ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin, soğuma ve deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin sertlik değerleri	48
Çizelge 5.2. Soğuma yaşlandırması sonucunda elde edilen çekme deney sonuçları.....	53
Çizelge 5.3. Deformasyon yaşlandırması sonucunda elde edilen çekme deney sonuçları.....	54

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

C	: Karbon
N	: Azot
Ti	: Titanyum
Nb	: Niobyum
Al	: Alüminyum
O	: Oksijen
S	: Kükürt
Fe	: Demir
Si	: Silisyum
P	: Fosfor
Cu	: Bakır
Mn	: Manganez
V	: Vanadyum
Re	: Akma mukavemeti
Rm	: Çekme mukavemeti
Rp0,2	: Yüksek sıcaklıkta akma mukavemeti
L0	: Test çubuğunun ilk ölçü uzunluğu
S0	: Test çubuğunun kesit alanı
r	: Derin çekilebilme katsayısı
α	: Ferrit fazı
σ	: Gerilme
e	: Birim şekil değiştirme
μm	: Mikrometre
$^{\circ}\text{C}$: Santigrat derece
MPa	: Mega paskal

- kN : Kilo Newton
- t : Numune kalınlığı
- mbar : Milibar
- mm : Milimetre
- kg : Kilogram
- dak : Dakika
- s : Saniye
- ppm : Milyonda bir birim
- ΔY (MPa) : % 3 öndeforme edilen numunenin akma dayanım değeri ile yaşlandırma sonrası elde edilen numunelerin akma dayanım değeri arasındaki fark
- ΔU (MPa) : Yaşlandırma sonrası elde edilen maksimum çekme dayanımı ile solüsyona alma işlemi sonunda elde edilen numunenin maksimum çekme dayanımı arasındaki fark
- Δe (%) : Solüsyona alma işlemi sonunda elde edilen numunenin % uzama değeri ile yaşlandırma sonrası elde edilen numunelerin maksimum % uzama değeri arasındaki fark

KISALTMALAR

HSLA	: Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
IF	: Arayer atomu içermeyen
EDDQ	: Ekstra derin çekilebilen IF çelikleri
HSS	: Yüksek mukavemetli çelikler
ULC	: Ultra düşük karbonlu
DDQ	: Derin çekme kalite
TiC	: Titanyumkarbür
TiN	: Titanyumnitrür
NbCN	: Niobyumkarbonitrür
NbC	: Niobyumkarbür
AlN	: Alüminyumnitrür
WQ	: Su soğutma sistemi
HCl	: Hidroklorik asit
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AWS	: American Welding Society
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
EN	: Avrupa Normu
TS	: Türk Standardı

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Çelik, dünyada tarih boyunca stratejik bir malzeme olarak görülmüş ve kişi başına üretim ve tüketim endekslerine bağlı olarak, çelik üretim ve tüketim miktarları, sanayileşmenin ve kalkınmanın bir göstergesi olarak değerlendirilmiştir. Ürün bazında dünya yassı çelik üretim tahminleri incelendiğinde gelecek senelerde büyük bir üretim artışı beklenmektedir.

Çelik endüstrisinde son yıllarda meydana gelen teknolojik atılım, rekabet ve tüketicinin beklentisi çelik tüketim sektörünün taleplerinin karşılanmasında daha dikkatli davranılması gerektiğini göstermektedir. Bu yüzden çelik üretim şirketleri en son ve en üst düzey teknolojiye yönelerek, kendileri bu teknolojiyle üretim yapmaya çalışmaktadırlar. Özellikle çelik metalurjisinde en önemli gelişmelerden bir tanesi mikroalaşımli çeliklerin üretilmesi olarak söylenebilir. Mikroalaşımli çelikler yüksek mukavemet, tokluk ve iyi kaynak kabiliyeti gibi özellikleri nedeniyle otomotiv sektöründen bina yapımına kadar çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Mikroalaşımli çeliklerin belirli ısıl işlemler ve kontrollü haddeleme yoluyla daha üstün özellikler gösterdiği bilinmektedir [1].

Üretilen miktar açısından son kırk yılın en önemli gelişimini gösteren mikroalaşımli çelikler, öncelikle yapı çeliklerinin dayanım kapasitelerinin yetersizliği nedeniyle geliştirilmiştir. Mikroalaşımli çelikler, yüksek akma mukavemetine sahip olmakla birlikte alaşım elementlerinin düşük miktarlarda kullanılmasıyla ağırlıkları büyük ölçüde azaltılmıştır. Mikroalaşımlama terimi, çok düşük oranlarda niobyum, titanyum ve vanadyum ilavesi anlamına gelir. Bu elementlerin ilave edilmesiyle, kısmen tane küçültme sertleşmesi ve karbürler, nitrürler veya karbonitrürler gibi partiküllerin oluşması sonucu çökeltme sertleşmesi meydana gelir. Genelde

mikroalaşımlama, çok düşük karbon içeren çeliklerden hemen hemen ötektoid kompozisyonlu çeliklere kadar yapılır [2].

Enerji fiyatlarının her geçen gün yükselmesi nedeniyle firmalar tarafından üretimde maliyeti düşürmeye yönelik çalışmalar yapılmaya başlanmıştır. Bu çalışmalardan otomotiv endüstrisi de fazlasıyla etkilenmiş ve çalışmalarda otomobil karoserinin hafifletilmesi konusunda önemli adımlar atılmıştır. Bilindiği gibi taşıt ağırlığı ile yakıt tüketimi arasında doğru orantı bulunmaktadır. Taşıt ağırlığının azaltılması ile yakıt tüketimi de azalmaktadır. Otomotiv sektöründe taşıt ağırlığının yaklaşık olarak % 74 - 78'i arası çelik, % 14 - 18'i arası polimer esaslı malzeme, % 3 - 5 arasında demir dışı metal ve alaşımları ile % 3 - 5 arasında da dökme demir türü malzemeler kullanılır. Özellikle çelik malzemenin kullandığı bu yüksek yüzdesini düşürebilmek amacıyla, özelliklerinin iyileştirilmesine ve yeni malzemelerin kullanılmasına gerek duyulmaktadır.

Mikroalaşımlı çeliklerin üretimi esnasında kimyasal bileşim ayarlamalarında karbon, fosfor gibi elementlerin ağırlıkça % oranları mümkün olduğunca düşük tutularak şekillendirebilirlik ve kaynak kabiliyeti özelliğini azaltmadan, çökelme ve tane boyutunu küçültme mekanizmaları kullanılarak dayanım artışı sağlanmaktadır. En çok kullanılan mikroalaşım elementleri niobyum, alüminyum, titanyum ve vanadyumdur. Bu elementler çeliğe % 0,10 - 0,20 ağırlık mertebesinde tek olarak yada değişik kombinasyonlar halinde ilave edilmektedir. Mikroalaşımlamanın amacı dayanım, tokluk, şekillendirebilirlik ve kaynak kabiliyeti gibi özelliklerde ısıl işlemlere gerek kalmaksızın pahalı alaşım elementlerinden tasarruf ederek çelik üretimini mümkün olduğunca ekonomik olarak gerçekleştirmektir. Bunun yanında çeliğin içerisinde bulunan mikroalaşım elementleri yeterli miktarlarda olursa (özellikle çelik içerisindeki mikroalaşım element miktarının az olduğu durumlarda) karbon ve azot gibi arayer atomlarını katı eriyik içerisinde karbonitrür olarak dışarı alır ve çeliğin statik yada dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kalmasını engeller [1].

Yapılan literatür araştırması sonucunda daha önce mikroalaşımlı çelikler üzerinde pek çok çalışma yapıldığı görülmüştür [1-6]. Yine literatür araştırması sonucunda

daha önce IF çelikleri üzerine de benzer çalışmaların yapıldığı görülmüştür [7,8]. Bu çalışmada ise yaşlandırma işlemi farklı sıcaklıklarda ve sabit bir zaman aralığı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Böylece sürenin sabit tutulup sıcaklığın değiştirilmesiyle malzemenin mekanik özelliklerinin ve mikroyapısının nasıl değiştiğinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Ayrıca solüsyona alınma işleminden sonra numunelerin bir kısmı öndeformasyona uğratılmadan, bir kısmı da öndeformasyona uğratılıp yaşlandırılmıştır. Böylece HSLA 7136 kalite çelikte soğuma ve deformasyon yaşanmasının mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır.

BÖLÜM 2

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1. GİRİŞ

Tarih boyunca tüm medeniyetler malzemeleri enerji ile birlikte insanoğlunun yaşama standardını yükseltmek için kullanmışlardır. Ayrıca her dönemin teknoloji düzeyi ve bir anlamda uygarlığı, o dönemde kullanılan malzemelerle ölçülmüştür. Diğer taraftan teknolojik ilerlemeler, malzeme bilimindeki gelişmelere bağlı olarak gerçekleştirilmiştir. Günümüzde ise içinde bulunduğumuz bilgi çağının getirdiği teknolojik gelişmeler ve gereksinimlerden dolayı, malzemelerin her türlü özelliğinin anlaşılması ve geliştirilmesi için yoğun araştırmalar yapılmaktadır [2,4,9].

Mühendislik uygulamalarında kullanılan malzeme grupları içerisinde çelikler vazgeçilmez bir yere sahiptir. Özellikle 1970'lerin ortalarındaki dünya petrol krizi, daha etkili ve daha hafif ulaşım metotları bulma konusundaki çalışmaları hızlandırmıştır. Böylece 1970 ile 1980 yılları arasında bu konuda çok büyük gelişmeler olmuştur. Bu yıllarda Japonya, Batı Almanya, İtalya ve Fransa gibi gelişmiş ülkelerde mikroalaşımli çeliklerden maksimum güç elde etmek için gerekli tam kontrollü haddeleme uygulaması yapılmıştır [5,6].

Teknolojinin sürekli gelişmesi neticesinde yüksek niteliklere sahip malzemelerin üretimi ve mevcut malzemelerin iyileştirilmesi oldukça önemli olmuştur. Genel olarak bir malzemenin performansını, kütle ve yüzey özellikleri belirlemektedir. Dayanım/ağırlık oranının yükseltilmesiyle daha ince ve küçük kesitli çeliklerin kullanımına olanak sağlaması için çeşitli çalışmalara başlanmıştır. Bu sayede daha küçük kesitte daha yüksek dayanım sağlayan mikroalaşım çeliklerin geliştirilmesi neticesinde üretim ve işletme giderlerinin birim maliyetinin düşürülmesi sağlanmıştır [5,10].

HSLA çeliklerinin bir sınıfı olan mikroalaşımli çelikler, son yıllarda gelişmeye başlamış ve dünya çelik üretiminin % 12 sini oluşturacak seviyeye ulaşarak, çelik türleri arasındaki önemini arttırmıştır. Dünyanın birçok bölgesinde büyük çelik pazarlarında kullanılmakta olan bu çeliklerin gelişimi; otomotiv, gaz ve petrol boru hatları, inşaat ve taşıma sektörlerinde önemli rol oynamıştır. Yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelikler, genellikle sade karbonlu çeliklere oranla daha yüksek dayanımlı modern yapı çelikleri olarak tanınırlar. Bu çelikler yüksek dayanım ve diğer özelliklerini etkili bir alaşımlama ve kontrollü haddeleme ile kazanırlar. Bu çeliklere küçük miktarlarda niobyum, titanyum ve vanadyum gibi kuvvetli karbür ve nitür yapıcı mikroalaşım elementlerinin (yaklaşık % 1'i geçmeyen) ilave edilmesiyle bu çeliklerin mekanik özelliklerinde büyük iyileşmeler sağlanmıştır. İlave edilen mikroalaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu birlikte arttırmaktadırlar. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden, çok ekonomiktirler. Fakat söz konusu çeliklerin şekillenebilme kabiliyetinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlamaktadır [3,5,6,11].

2.2. MİKROALAŞIMLI (HSLA) ÇELİKLERİN TANIMI

Yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelikler (YDDA) veya High Strength Low Alloyed (HSLA) olarak da adlandırılan mikroalaşımli çelikler, kuvvetli karbür yada nitür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilerek mekanik özellikleri geliştirilmiş çeliklerdir. Mikroalaşımli çelikler, günümüzde farklı sertleştirme mekanizmaları, uygun termomekanik işlemler ve düşük karbon içerdiklerinden dolayı mukavemet, tokluk veya düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik gibi özelliklerin bileşimine sahip bir malzeme grubu olarak tanımlanabilir [12].

Mikroalaşımlama düşük karbon içeren çeliklerden ötektoid kompozisyonlu çeliklere kadar uygulanmaktadır. Mikroalaşımli çelikler, mikroalaşımlama ve ısıl işlemler birlikte uygulandığı zaman yüksek mukavemet, tokluk ve düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik özelliklerine sahip bir çelik grubudur. Mikroalaşımli çeliklerin özellikleri çeliğin mikroyapısı ve kimyasal bileşimi ile

ilgilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bu yüzden istenen özellikler çelik bileşimi ve üretim prosesi kontrol edilerek sağlanır [1,5,13,14].

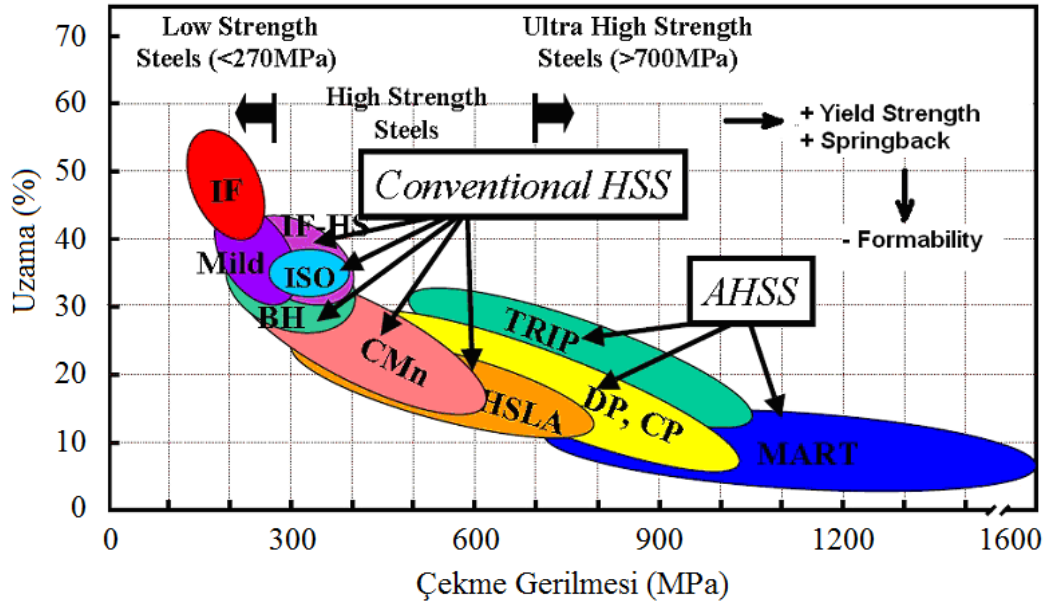
2.3. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM ÇEŞİTLERİ VE KULLANIM ALANLARI

Mikroalaşimli çelikler üretim şekillerine göre, dövme amaçlı mamuller ve yassı mamuller olarak ikiye ayrılmakla birlikte boru çelikleri olarakta üretilmektedir. Ancak uygulamalar çoğunlukla yassı ürünlerde gerçekleşmektedir. Mikroalaşimli çelikler yüksek dayanım, tokluk ve yüksek kaynak kabiliyeti nedeniyle doğal gaz ve çeşitli boru hatları ile özellikle otomotiv sektöründe yoğun biçimde kullanılmaktadır. Çeşitli otomobil parçaları yapımında düşük karbonlu çelikler yerine yüksek mukavemet ve düşük ağırlık oranına sahip olan yüksek mukavemetli ve düşük alaşimli (HSLA) çeliklerin kullanılması, taşıt ağırlığını azaltarak yakıt tasarrufuna sebep olmaktadır [1,13].

Mikroalaşimli çeliklerin yapılarında küçük oranlarda bulunan niobyum, vanadyum ve/veya titanyum elementleri tane küçülmesi ve çökeltme sertleşmesinde önemli rol oynarlar. Bu elementler östenit tanesinin büyümesini önleyecek karbür, nitrür ve karbonitrürler oluştururlar ve böylece tane küçülmesi ve çökeltme sertleşmesine etki ederler [11].

Mikroalaşimli çelikler, ısıl işlemin ortadan kaldırılmasıyla maliyetin düşmesi, çarpılmanın azalması ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesi gibi avantajları sayesinde, kendine otomotiv parçalarında çok geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Mikroalaşimli çeliklerin araçlardaki uygulamaları aktarma organları, süspansiyon ve motor parçalarında görülmektedir. Ayrıca biyel kolu, krank, süspansiyon kolu, poyra ve flanş mikroalaşimli çelik kullanılarak dövülen parçalara örnek olarak verilebilir. Günümüzde dövme amaçlı mikroalaşimli çeliklerin otomotiv sektöründe sağladığı hafiflik ve diğer ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikleri taşıması nedeniyle, özellikle dövme amaçlı ürünlerin otomotiv sektöründe kullanılmasını yaygınlaştırmaktadır [1,11].

Mikroalaşımli çelikler yassı ve dövme mamullerinde alaşım tasarımı özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar göstermektedir. Yassı mamullerde karbon miktarı % 0,05 - 0,15 arasında değişmesine rağmen, dövme mamullerinde ise günümüzde dövme işlemi sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,25'lik karbon oranı alt sınır olarak görülmektedir. Kimyasal bileşimine niobyum, titanyum ve vanadyum gibi elementler yalnız, ikili ve üçlü kombinasyonlar halinde mikroyapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu incelterek tokluk ve mukavemeti birlikte artırır. İlave olarak gerçekleşen çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla mukavemet bir kez daha artar [1,2,13,15]. Şekil 2.1'de otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan çeliklerin uzama miktarı ve mukavemeti arasındaki ilişki görülmektedir.



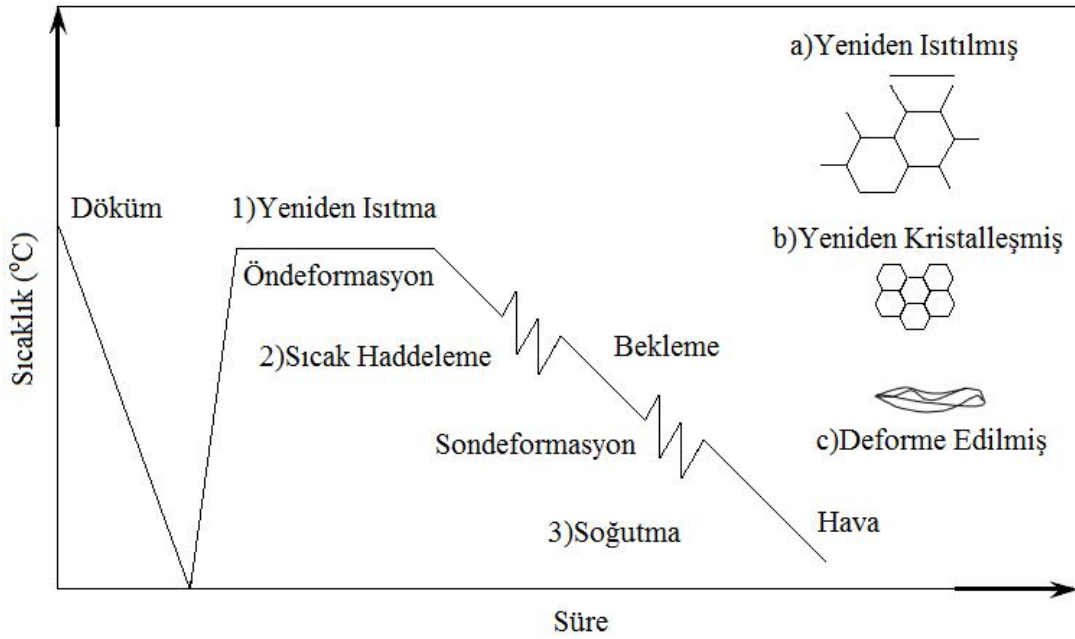
Şekil 2.1. Otomobiller için geliştirilen düşük mukavemetli, yüksek mukavemetli ve ultra yüksek mukavemetli çelik türleri arasındaki mukavemet ve % uzama ilişkisi [16].

2.3.1. Yassı Ürünler

Günümüzde üretilen mikroalaşımli çeliklerin büyük bir bölümünü yassı mamuller oluşturmakla beraber son yıllarda dövme amaçlı mikroalaşımli çeliklerin üretimi de hız kazanmıştır. Mikroalaşım elementlerini istenilen özellikler doğrultusunda verimli kullanabilmesi ve istenilen özelliklerin elde edilebilmesi, kontrollü haddeleme ve

mikroalaşımlama uygulaması ile mümkündür. Mikroalaşımlı çeliklerin belirli termokimyasal ısıl işlemler ve kontrollü haddelenme yoluyla daha üstün özellikler gösterdiği bilinmektedir. Mikroalaşımlı çeliklerin kontrollü haddelenmesindeki temel amaç çok küçük düzenli bir ferrit tane yapısı elde etmektir. Bu küçük ferritik yapı bir yandan akma mukavemetinin artmasına diğer yandan da tokluk özelliklerinin iyileşmesine neden olur [2,5,13].

Yassı ürünlerin üretimi döküm, östenitleştirme (çözündürme tavı), kontrollü haddelenme ve kontrollü soğutma şeklinde dört aşamada gerçekleştirilmektedir. Şekil 2.2’de mikroalaşımlı çeliklerin üretiminde kullanılan işlem basamakları görülmektedir.



Şekil 2.2. Mikroalaşımlı çelik üretim işlemi [12].

Yassı ürünlerde mikroalaşımlamayla birlikte uygun bir termomekanik işlemin yapılması gerekir. Bu işlem kontrollü haddelenme ile gerçekleştirilir. Genelde 1000 - 1200 °C’de yapılan öndeformasyona, düşük sıcaklıklarda (700 - 800 °C) nihai bir deformasyon eklenir. Haddelenme sonrası değişik soğuma hızları kullanılarak mikroyapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarak az miktarlarda perlit veya martenzit de elde edilir [17].

2.3.1.1. Östenitleştirme (Çözündürme Tavlaması)

Östenitin yeniden kristalleştiği bölgede deformasyon, yüksek sıcaklıklarda (1100 - 1200 °C) östenit tane boyutu, birbirini izleyen sıcak deformasyon ve yeniden kristalleşmeyle mümkün olduğu kadar küçültülmek istenmektedir. Östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım elementleri ya tane küçültücü yada çökeltme sertleştiricisi olarak etki eder. Artan östenitleştirme sıcaklığı ile mikroalaşım elementleri de artarak östenitte çözünür. Ancak yüksek östenitleştirme sıcaklıkları tane büyümesine neden olabilir. Düşük sıcaklıklarda ise daha fazla miktarda mikroalaşım çökeltileri östenitte çözünmeden kalacaktır. Bu çökeltiler tane sınırı hareketine engel teşkil ederek daha küçük östenit tane boyutunu mümkün kılar. Haddelemede etken faktörler hadde sıcaklığının yanı sıra deformasyon derecesi, deformasyon süresi ve hadde geçişleri arası süredir. En küçük yeniden kristalleşmiş tane boyutu yeniden kristalleşme için gerekli kritik değerin üzerinde deformasyon uygulaması ile elde edilebilir [1,12,13].

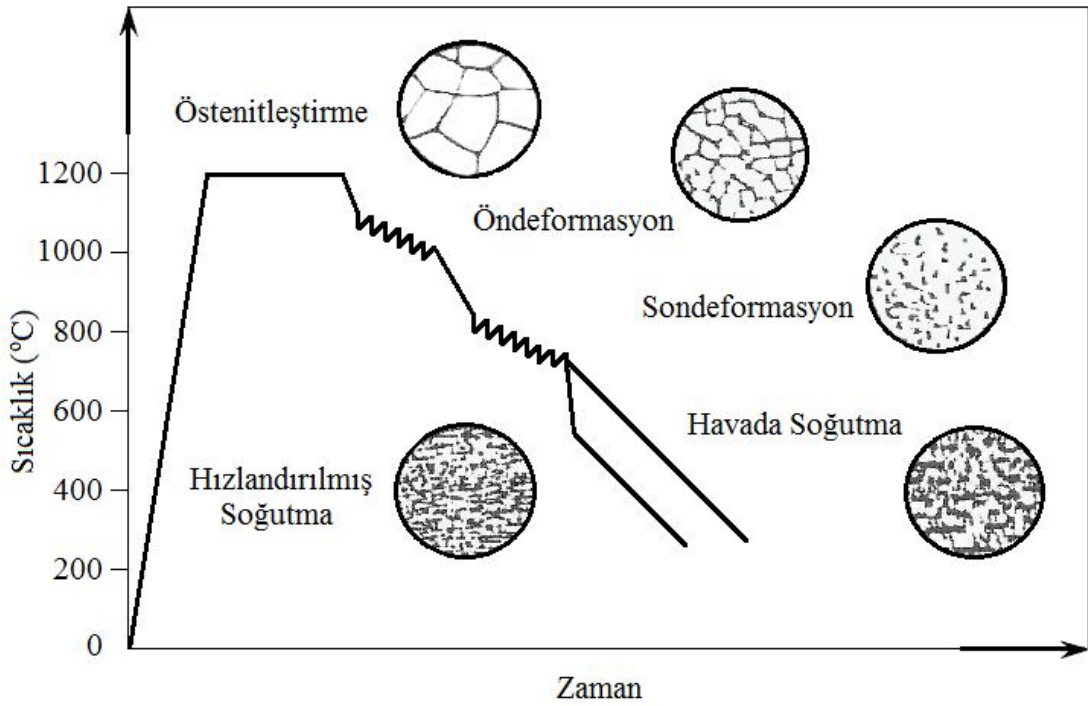
Östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede ise deformasyon, yeniden kristalleşme sıcaklığı altında yapılan deformasyonla östenit tanelerin yeniden kristalleşmesinin engellenmesi sonucu mikroyapı yoğun deforme edilmiş ve uzamış östenit tanelerinden oluşur. Bu bölgede deformasyon miktarının yüksek olması gerekir. Deformasyon miktarındaki artma ile östenit taneleri incelerek uzar. Paralel olarak artan mikroyapısal hata miktarıyla dağılım üniform hale gelir [13].

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş karbonitrür parçacıklarının ince şekilde yayılmaları östenit tane sınırlarının kilitlemesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya yeterince uzun sürelerde, parçacıklar çözünür ve/veya kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve tane kabalaşması olur. Mikroalaşım elementlerinin etkisini maksimum seviyede kullanmak için tüm mikroalaşım elementlerini östenit tanesinin büyümesine imkan vermeden çözündürmek gerekir [1,18].

2.3.1.2. Kontrollü Haddeleme ve Kontrollü Soğutma

Yüksek sıcaklıkta deformasyon daima östenitin yeniden kristalleştiği sıcaklık aralığında yapılır ve düşük sıcaklıkta haddeleme östenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklık aralığında yapılır. Eğer yüksek ve düşük sıcaklıklarda haddeleme sürekli ise işlem sıcak haddeleme, işlem süreksiz ise kontrollü haddeleme olarak isimlendirilir. Ayrıca kontrollü haddeleme yöntemiyle yüksek mukavemet ve yüksek tokluk sağlamak mümkündür [13].

Kontrollü haddeleme, gerekli sıcaklıkta ısıtma ile başlar, haddeleme sırasında sıcaklık ve deformasyon kontrol edilir ve haddeleme sonrası belli bir hızla soğutma ile son bulur. Kontrollü haddeleme ve soğutmadaki ana amaç; östenit yapıyı en ince ferrit yapıya dönüştürmektir. Ayrıca soğuma sırasında östenitin dönüşümü ile oluşan ferrit tane boyutu az karbonlu çeliğin mukavemet ve tokluğunu kontrol etmede anahtar bir faktördür [1,13]. Şekil 2.3'te kontrollü haddelemenin şematik profili görülmektedir.



Şekil 2.3. Kontrollü haddeleme şematik profili [14].

Kontrollü haddelemede, istenilen özellikler maliyet ve imkanlar doğrultusunda 3 farklı metod ile yapılabilir [19].

1. Konvansiyonel kontrollü haddeleme (östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede deformasyon),
2. Yeniden kristalleşmeli kontrollü haddeleme (östenitin yeniden kristalleştiği bölgede deformasyon),
3. Östenit - ferrit çift fazlı alanında deformasyon.

Bu üç farklı yöntemin hepside yeniden kristalleşmeli bir ön haddeleme işlemini içerirler. Bu işlem yaklaşık 1100 - 1200 °C sıcaklıklarda östenit tane boyutu, birbirini izleyen deformasyon ve yeniden kristalleşme ile mümkün olduğu kadar küçültülmelidir. Soğutma hızı ne kadar büyük olursa veya sıcaklığı ne kadar düşük olursa verilen östenit yapısında o denli küçük ferrit tane boyutu oluşmaktadır [12].

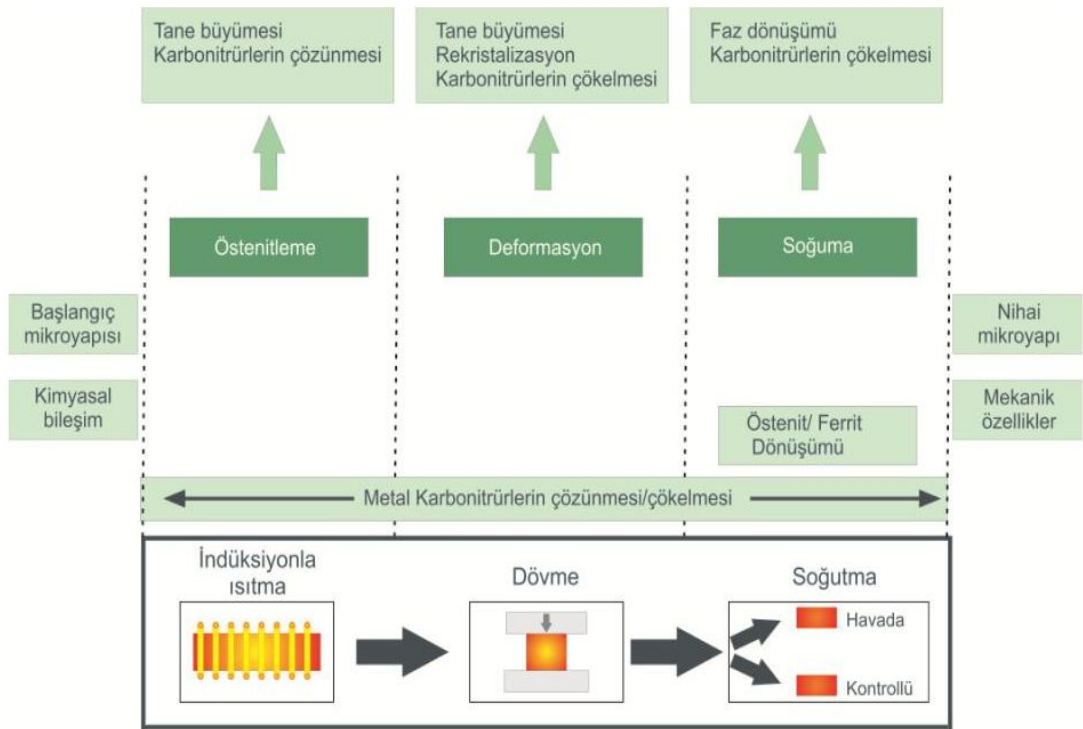
Sonuç olarak; yeniden kristalleşmeyi biraz yavaşlattığı bilinen titanyum ve vanadyum elementlerinin mikroalaşım kombinasyonları bu tür kontrollü haddeleme için tercih edilmektedir. Azotun % 0,010 oranlarındaki kontrollü içeriği genellikle tane büyümesini önleyen ince dağılmış TiN oluşumunu sağlar ve ferrit fazda VN'nin çökmesi ile mukavemetin artışına katkı sağlar [13,20].

2.3.2. Dövme Ürünler

Son yıllarda ülkemizde açılan otomotiv fabrikası sayısı giderek artmaktadır. Buna bağlı olarak da otomotiv sanayi ve yan dalları sürekli olarak büyümektedir. Mikroalaşımli çökelti sertleşen dövme çelikler bu sanayide yaygın olarak kullanılmaktadır ve mekanik özellikleri geliştirildikçe yeni uygulamalar bulmaktadırlar [21]

Mikroalaşımli dövme çelikler orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine geliştirilmişlerdir. Otomotiv endüstrisinin ihtiyaçlarını cevaplayacak biçimde son yıllarda gelişen dövme ürünlerinde mikroalaşımlama uygulaması sıcak deformasyon sonrası kontrollü soğumayı gerektirmektedir. Mikroalaşımli çelikler ile ıslah

çeliklerinin maliyet karşılaştırması yapıldığında, aralarında mikroalaşımli çelikler lehine çok büyük fark vardır. İslah çeliklerinde yapı temperlenmiş martenzit olarak ortaya çıkarken, mikroalaşımli dövme çeliklerde ince ferrit - perlit yapı görülür. Ancak hem tane küçülmesi etkisi ile hem de çökelti sertleşmesi nedeni ile mikroalaşımli dövme çeliklerde ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikler görülür. Mikroalaşımli yassı ve dövme ürünlerin alaşım dizaynı, özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar gösterir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,025'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür. Malzeme içerisindeki alaşım elementlerinin miktarı, tane büyüklüğü, deformasyon oranı, deformasyon sıcaklığı ve yabancı parçacıklar dislokasyonların hareketlerini ve dağılımlarını doğrudan etkileyen parametrelerdir. Bu tür parametrelerin dengelenmesi ile daha iyi talaşlı işlenebilirlik kriterleri elde edildiğinden mikroalaşımli çeliklerin ekonomikliğı ortaya çıkmaktadır [10,13,17,22].



Şekil 2.4. Mikroalaşımli ferritik ve perlitik dövme çeliklerde nihai mikroyapı ve mekanik özellikleri etkileyen metalurjik mekanizmalar [21].

Şekil 2.4'te mikroalaşımli ferritik ve perlitik dövme çeliklerin mekanik özelliklerini ve mikroyapısını kontrol etmek için gerekli metalurjik mekanizmalar görülmektedir. Tipik bir dövme prosesi östenitleme, dövme ve soğuma olmak üzere üç aşamada

gerçekleştirilir. Her aşamada çökeltilerin çözünmesi/çökmesi meydana gelebilir. Tokluk özelliklerinin belirlenmesi açısından östenitleme ve dövme aşamalarında tane büyümesinin kontrolü önemlidir. Mukavemet artışının gerçekleştiği çökelti sertleşmesi ise soğuma sırasında meydana gelir [21].

2.3.2.1. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerde Kontrollü Soğutma

Soğuma hızı ile perlit yapının hacimsel oranı artmakta, ferrit taneleri ile perlit lameller arasındaki boşluk küçülmektedir. Bu değişimler çeliğin mekanik özelliklerini artırmaktadır. Mekanik özelliklerdeki bu artışı sağlayan kontrollü soğutma yaklaşık 75 °C/dak.'dır. Dövme işlemi sonrası fanlar yardımı ile bu koşullar sağlanmaktadır [1].

2.3.2.2. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerde İşlenebilirlik

Bu çelikler ferrit - perlit yapıdadır. Bu yapıların işlenebilirliği iyi olmasına rağmen, mikroalaşımli çeliklerde işlenebilirliğin artırılması için % 0,020 - 0,060 arasında kükürt ilavesi yapılır. Mikroalaşımli çeliklerin işlenebilirliklerinin iyi olması, talaş kaldırma esasına dayalı çalışan tezgahlarda daha iyi verim alınmasını ve daha kısa sürede daha çok işin yapılmasını sağlar [1].

2.3.2.3. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Avantajları

Genel üretim yöntemi ve özelliklerine bakıldığında mikroalaşımli dövme çeliklerinin avantajlarını şöyle sıralayabiliriz [1].

1. Kullanılan alaşım miktarı azdır.
2. Isıl işlem gerektirmez.
3. İşlenebilirlik özellikleri daha iyidir.
4. Daha hızlı üretim imkanı vardır.
5. Zaman ve enerjiden kayıplar azdır.
6. Gerilme, yorulma ve sertlik özellikleri ıslah çeliklerinininkine eşittir.
7. Ağırlık yönünden daha hafiftirler.

8. Şekillendirmeden sonra bükülme görülmez, dolayısıyla sertleştirmeye ve gerilim gidermeye gerek yoktur.

2.3.2.4. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerinin Kalite Standartları Ve Kullanım Alanları

Yüksek dayanım isteyen çelik yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe, ağırlık yönünden hafif fakat dayanım yönünden yüksek çekme dayanımı istenen yerler gibi farklı kullanım alanları nedeniyle oluşan kimyasal analiz farklılıkları bir standart ihtiyacını doğurmuştur. Bu ihtiyaç sonucu oluşan standartlar Çizelge 2.1’de bulunan tabloda görülmektedir.

Çizelge 2.1. DIN EN 10268’de kaliteler ve kimyasal analizleri [23].

Kalite	Kimyasal Bileşim (%)							
	C maks.	Si maks.	Mn maks.	P maks.	S maks.	Al maks.	Nb maks.	Ti maks.
HC260LA	0,10	0,50	0,60	0,025	0,025	0,015	-	0,15
HC300LA	0,10	0,50	1,00	0,025	0,025	0,015	0,090	0,15
HC340LA	0,10	0,50	1,10	0,025	0,025	0,015	0,090	0,15
HC380LA	0,10	0,50	1,60	0,025	0,025	0,015	0,090	0,15
HC420LA	0,10	0,50	1,60	0,025	0,025	0,015	0,090	0,15

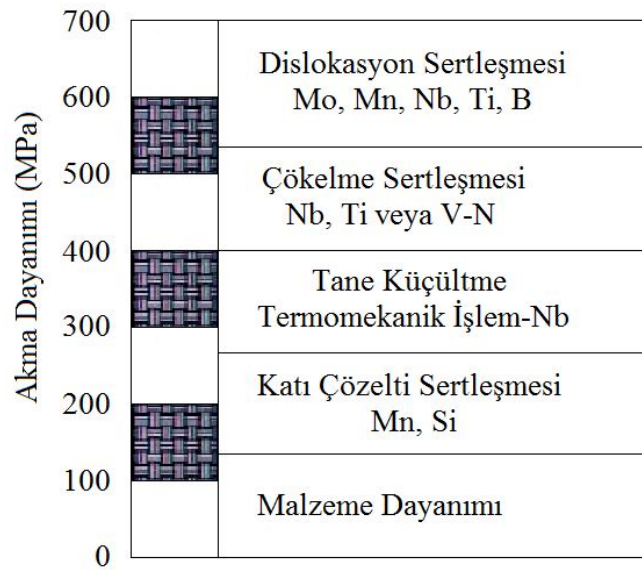
2.3.3. Mikroalaşımli Boru Çelikleri

Petrol ve doğal gaz boru hatlarında kullanılan mikroalaşımli çeliklerin üretimi 1960’lı yıllarda başlamıştır. Özellikle bu yıllardan sonra mukavemet ve tokluk açısından büyük çaplı borulara olan talep artmıştır. Termomekanik haddelenmiş mikroalaşımli çeliklerden üretilen bu borular mekanik özellikler bakımından yüksek

mukavemet, düşük darbe geçiş sıcaklığı ve iyi kaynaklanabilme özelliği ile kullanım esnasında çalışma şartlarına oldukça dayanıklı malzeme konumuna gelmiştir. Basınçlı kap, boru donanımı ve -55 °C'ye kadar sıvı gazların depolanması ve taşınmasında kullanılan diğer konstrüksiyon elemanlarının üretiminde, düşük karbonlu (karbon en fazla % 0,15) içeren mikroalaşımlı yapı çelikleri uygundur [3].

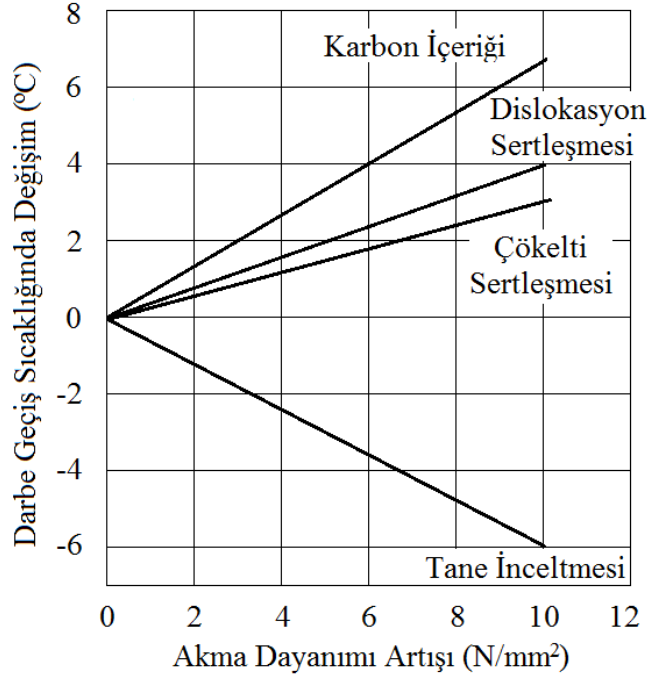
2.4. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRMA YÖNTEMLERİ

Mikroalaşımlı eliklerde istenilen özellikleri geliştirmek ve bunları kullanmak için içyapı ve özellik arasındaki ilişkinin bilinmesi gerekmektedir. Mikroalaşımlı eliklerde sertleştirme işlemi için tane boyutunu küçültme, çökelleme sertleşmesi, katı eriyik sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi (pekleşme) kullanılan yöntemlerdendir. Bunlardan tane boyutunu küçültme ve çökelleme sertleşmesi en fazla kullanılan sertleştirme mekanizmalarındandır. Ayrıca bu sertleştirme mekanizmalarından tane boyutunu küçültme mukavemeti arttırırken aynı zamanda tokluğu da iyileştirir. Bu eliklerde görülen en büyük gelişme ferrit tane boyutunun, hem akma sınırı hem de sünek gevrek geçiş sıcaklığına olan etkisinin belirlenmesi olmuştur [1,5,18]. şekil 2.5'te bu mekanizmaların akma dayanımına etkisi görölmektedir.



şekil 2.5. Çeşitli sertleştirme mekanizmalarının akma dayanımına etkisi [24].

Değişik sertleştirme mekanizmalarının mikroalaşımli çeliklerin dayanım ve tokluk özelliklerine etkisi Şekil 2.6'da görülmektedir.



Şekil 2.6. Mikroalaşımli çeliklerde uygulanan sertleştirme mekanizmalarının mekanik özelliklere etkisi [17].

2.4.1. Çökeltme Sertleşmesi

Çökeltme sertleşmesi tane küçültülmesinden sonra en çok istenen sertleştirme mekanizmasıdır. Çökeltme sertleştirmesinin esası, çökeleklerin dislokasyonların hareketini engellemesi prensibine dayanmaktadır. Hareket eden dislokasyon çökelti tanesine çarparak duraksar ve böylece malzemenin akma ve çekme dayanımında bir artışa neden olur. Çökeltme sertleşmesi için mikroalaşım elementlerinin, karbon ve azotla oluşturdukları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı önemlidir [1].

2.4.2. Tane Boyutunu Küçültme

Mikroalaşımli çeliklerin östenitleştirilmesinden hemen sonra uygulanan yüksek deformasyon miktarının amacı, bu sıcaklıkta oluşan östenit tane boyutunu küçültmektir. Tane boyutunu küçültme hem dayanımı hem de tokluğu artıran tek sertleştirme mekanizmasıdır [1,12].

Küçük tane üretmek için östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini geciktirmek, yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi, ferrit çekirdeklenme bölgesinde artma ve ferrit tane büyümesinin geciktirilmesi ana faktörler arasında gösterilebilir [14].

2.5. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ

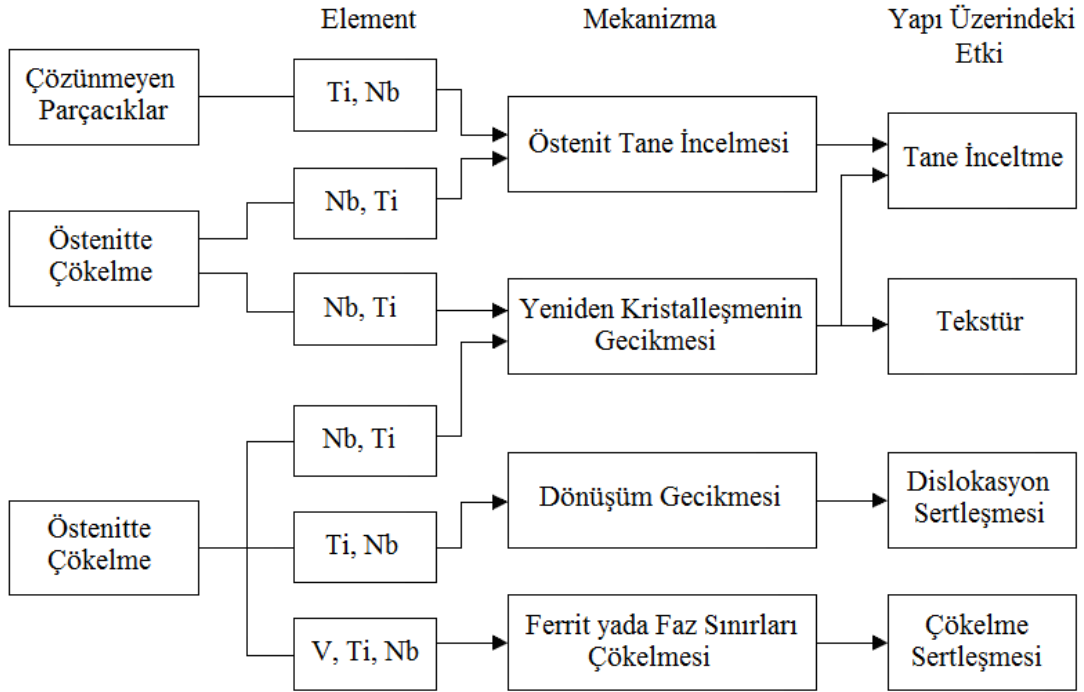
HSLA çelikleri, mukavemet ve tokluğu arttırmak amacıyla çok küçük tane boyutlarında üretilir. HSLA çeliklerinin birçoğu yapılarında birden çok mikroalaşım elementi bulundurmaktadır. Genelde karbür, nitrür ve karbonitrür yapıcı özellikleri nedeniyle mikroalaşım elementleri olarak niobyum, titanyum, alüminyum ve vanadyum kullanılmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin ana rolü tane boyutunu küçültmek, yeniden kristalleşmeyi engellemek ve çökeltme sertleşmesine katkıda bulunmaktır [1,25].

Mikroalaşım elementleri mikroyapı özelliklerini şu şekilde etkilerler;

1. Karbonitrür çökmesi,
2. Katı çözümleri,
3. Nitrürlerin oluşumu esnasında katı çözümlerden azotun alınmasıdır.

Metalurjik dizaynda mikroalaşım elementlerinin birincil rolü tane inceltmesidir. Tane sınırı hareketinin ve yeniden kristalleşmenin engellenmesi sıcaklığa bağlı olarak çökeltme niobyum, titanyum, vanadyum partikülleri sayesinde olur. Mikroalaşım elementlerine ve termomekanik işleme bağlı olarak, östenitte çözülmüş mikroalaşım elementlerinin sadece bir kısmı çökeltir. Mikroalaşım çökeltileri östenitte çözülmeyen kalmış veya soğuma sırasında meydana gelmiş olabilir. Çökeltilerde kalanlar dönüşümden sonra veya dönüşüm sırasında çökeltir. Östenit içi çözünen elementlerin etkisi dikkate alınmayacak derecede azdır. İkincil rol ise deformasyon sonucu soğumada çökeltiler tanecikleri oluşturmaktır. Östenit içi çözünen mikroalaşım elementleri niobyum, titanyum, vanadyum ile karbon ve azot gibi arayer atomları soğuma sırasında karbonitrür olarak çökeltir ve böylece arzulanan etkiyi sağlarlar. Mikroalaşım elementlerinin tane sınırı hareketine ve yeniden kristalleşmeye etkisi karbonitrür çökeltilerinin bir sonucudur. Ayrıca artan plastik deformasyon miktarı gerilme nedenli çökeltiler oluşumunu hızlandırır. Mikroalaşım elementleri çeşitli

mekanizmalarla çeliklerin mikroyapılarını kontrol ederler ve ayrıca mikroalaşımlama ile bu mekanizmalar değişiklik göstermektedir [1,5,12,13,17,26]. Şekil 2.7’de mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri görülmektedir.



Şekil 2.7. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri [18,27].

2.5.1. Mikroalaşım Elementlerinin Rolü

Mikroalaşım çelikleri çoğunlukla birden fazla mikroalaşım elementi içerir. Yaygın olarak kullanılan mikroalaşım elementleri; niobyum, titanyum, vanadyum, alüminyumdur. Bunun yanında azot, silisyum, karbon, mangan ve fosforda kullanılmaktadır. Bu mikroalaşım elementlerinin etkileri aşağıda açıklanmaktadır [1].

2.5.1.1. Mangan (Mn)

Çeliğe genelde cevherden intikal eder, fakat özellikleri iyileştirdiğinden belirli bir oranda çeliğin içerisinde bulunması istenir, hatta alaşım elementi olarak arttırılabilir. Manganın en önemli özelliği kükürtle MnS bileşiği yapması ve demir kükürt (FeS) bileşiği oluşumunu engellemesidir. FeS sıcak kırılganlığa neden olur. Ayrıca çeliğin dayanımını arttırır, fakat sünekliğini biraz azaltır, çeliğin dövülebilirliğini ve

sertleşebilirliğini ise iyileştirir. Mikroalaşımli çelikler yaklaşık olarak % 1,5 mangan içerirler. Manganın oluşan iğnesel ferritin tane küçültülmesine etkisi bu miktarlardan daha yüksek miktarlarda önemsizdir. Bu nedenle maksimum mangan miktarı % 1,3 - 1,7 arasındadır. Kaynak kabiliyetini olumsuz olarak etkilemez, bu nedenle düşük karbonlu, fakat nispeten yüksek dayanımlı kaynak edilebilir çeliklere % 1,6'ya kadar mangan ilave edilir [3,12].

2.5.1.2. Karbon (C)

Çeliğin en temel alaşım elementidir. Karbon miktarı arttıkça çelikteki perlit oranı arttığından, çeliğin çekme dayanımı ve akma sınırı artarken, yüzde uzaması, şekillenebilirliği ve kaynak kabiliyeti azalır. Yüksek miktarlarda karbon kullanımı martenzit ve beynitik yapı oluşumunu sağlar. Ancak % 0,8 ila 0,85 karbon değerinden sonra dayanım daha fazla artmamasına karşılık, çelik giderek kırılmalılaşır. İşlenebilirliğin ön planda olduğu çeliklerde karbon miktarı düşük tutulmalı, dayanım değerlerinin yüksek olması gerektiği durumlarda ise çeliğin karbon içeriği yüksek olmalıdır [3].

2.5.1.3. Alüminyum (Al)

Alüminyum en güçlü oksijen gidericidir, çok yavaş çökeler ve azot ile kuvvetli nitrür oluşturur. Isıtmada tane kabalaşması ve çeliğin yaşlanma eğilimini azaltır. Alüminyumnitrür 1000 °C'nin üzerinde çözünür ancak çelik hızla ısıtılırsa, çözelti dışında belirli bir zaman kalabilir ve böylece küçük tane boyutu sağlamak için kullanılır. AlN'ü diğer nitrürlerden ayıran en büyük özelliği yapısının hegzagonal sıkı paket olmasıdır. Çelik üretiminde taneleri inceltir, akma dayanımını ve darbe tokluğunu artırıcı etki gösterir. Ayrıca karbonu aktive ederek, ferritin sünekliliğini artırır. Ferrit/martenzit ara yüzeyinde karbür oluşumunu önler [6,28,29].

2.5.1.4. Niobyum (Nb)

En etkili mikroalaşım elementi olarak bilinir. Özellikle yüksek dayanımlı düşük alaşımli (HSLA) çeliklerde kontrollü haddeleme ve soğutmayla özellikleri

iyileştirmek için ve sıcağa dayanıklı çeliklerde kullanılır. Niobyum çeliğin mekanik özelliklerine büyük etkileri olan bir alaşım elementidir. % 0.02 niobyum katkısı ile akma dayanımı 7 - 10 kg/mm² artar. Çeliklerde tane küçültme etkisi en yüksek olan mikroalaşım elementidir. Kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Sertliği, akma sınırını yükseltir ve şekil değişebilirliği azaltır. Paslanmaz çeliklerde titanyumla birlikte veya tek başına kullanılır. Niobyumun kontrollü haddeleme işleminde kullanımında bazı sınırlamalar vardır. NbC'ün etkili olabilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığında tamamen çözelti içinde olması gerekir. Böylece ince parçacıklar şeklinde çökelerek akma sınırında artışa neden olur [1,3,30].

2.5.1.5. Vanadyum (V)

Vanadyum, titanyum ve niobyumun oluşturduğu sıcaklıklardan daha düşük sıcaklıklarda nitrür ve karbür çökeltileri oluşturur. Vanadyumun, tane boyutunu kontrol etmek için, titanyum ve niobyum kadar yaygın bir kullanım alanı yoktur. Kontrollü haddelemeden önce normalize edilmiş çeliklerde, yüksek dayanımlı boru hatlarında VCN çökelerek haddeleme sırasında yüksek dayanım sağlar [12]. Vanadyumun çökeltme sertleşmesine etkisinden dolayı çeliğin akma mukavemeti artan vanadyum miktarı ile artar. Tane inceltme etkisinin zayıf olması nedeniyle vanadyumun tokluğa etkisi zayıftır [27]. Vanadyum östenit içinde oldukça çözünür olmasına karşın, ferrit içerisinde az çözünür. Diğer mikroalaşımın aksine vanadyumun ferrit oluşumunu engellemediği hatta ferriti stabilize ettiği bilinmektedir. Vanadyum özellikle kaynak işleminde önemlidir, östenit tane sınırlarında ve östenit tane içinde ferrit oluşumunu sağlar ve böylece ITAB bölgesinde tokluk artışına neden olur [26]. HSLA çeliklerinde % 0,01 ile % 0,012 arasında bulunan vanadyum akma mukavemetini artırırken, darbe direnci ile kaynak kabiliyetini fazla etkilemez, ancak geçiş sıcaklığının artmasını önlediği gibi düşmesini de sağlar [1,6].

2.5.1.6. Fosfor (P)

Ferrit içinde etkili bir katı çözelti sertleştiricisidir. Bu nedenle düşük miktarlarda bulunsan bile çeliğin dayanımını ve sertliğini artırıcı, buna karşın şekillendirme

yönünde sünekliliği ve darbe dayanımını azaltıcı etki yapar. % 0,05'ten düşük kullanımlarda östenit tane sınırlarında meydana gelen segragasyonların yol açtığı kırılma eğilimine neden olur. Bakır ile birlikte kullanımı önemli ölçüde korozyon dayanımı sağlar. Çeliğin korozyon dayanımını iyileştirmesine karşın, kükürtle birlikte çelikte mümkün olduğunca az bulunmasına çalışılır ve kalite belirlenmesinde birinci planda rol oynar [12,28].

2.5.1.7. Kükürt (S)

Çelik kalitelerinin belirlenmesinde sınırlanan element olan fosforla birlikte birinci planda göz önünde tutulur. Çelikte mangan bulunması durumunda kükürt mangan ile mangan sülfür (MnS) oluşturur, yani FeS yerine MnS oluşur. Mangan ile dengelenmediğinde sıcak kırılma eğilimine neden olur. Kaynak edilebilirliği ve sertleşebilirliği kötüleştirir. Bazı çeliklerin işleme kabiliyetini iyileştirmek için kükürt oranı % 0.08 ile % 0.35 arasındaki bir değere kadar artırılabilir. Böylece talaşlı işlem kolaylaştırılıp takım aşınması da önlenmiş olur [9,28].

2.5.1.8. Silisyum (Si)

Çelik üretiminde oksijen giderici olarak kullanılan temel elementlerden biridir. Çelikte bulunan silisyumun miktarı, üretim tarzına bağlı olarak da değişir. Çeliğin akma, çekme dayanımını ve elastikiyetini artırır fakat etkisi mangandan azdır. Silisyum elementi ısıtma işlemi sırasında çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını artırdığından ferrit tanelerinin irileşmesine sebep olur. Ayrıca çökeltme sertleşmesine yardımcı olarak dayanım/süneklilik ilişkisini iyileştirir [3,30].

2.5.1.9. Titanyum (Ti)

Titanyum çelikte ince karbürlerin şekillenmesinde faydalı bir elementtir. Ayrıca çeliğin mekanik özelliklerinin gelişmesinde, mikroyapının oluşmasında faydalıdır. Vanadyum ve niobyum gibi kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur. Bu nitrürler haddeme ve dövme işlemi sırasında östenitin tane büyümesini engeller. Östenitik çeliklerde yapılar da denge sağlar, genel

olarak çeliklerde taneleri inceltir. Ayrıca, TiN partikülleri ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) en sıcak kısımlarında çözünmeden kalabilir. Bu nedenle TiN partikülleri ITAB'ın kaba taneli yapısını ince taneli yapıya dönüştüren en etkin mikroalaşım ökeleklerinden biridir. Titanyumun etkili olabilmesi için, elik katılaşımdan hemen sonra 25 ve 35 °C/dak. hızında soğutulmalıdır [1,3,6,18].

2.5.1.10. Azot (N)

Mikroalaşımlı eliklerde azot kullanımı % 0,02 seviyesindedir. Bazı uygulamalarda % 0,005 seviyesinde sınırlandırılmıştır. Vanadyumlu eliklerde azotun ilavesi önemlidir, çünkü çökelme sertleşmesini artırır. Yaşlanmanın sorun olmadığı durumlarda sertliğı, mekanik dayanımı ve atmosfer korozyonuna dayanımı artırır. Vanadyum - azot çeliklerinde oluşan VN'ün, VC'e göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar. Aynı zamanda, kırılmalığa neden olur ve eğme özelliklerini kötüleştirir [1,26,28].

BÖLÜM 3

YAŞLANDIRMA (ÇÖKELME) SERTLEŞTİRMESİ

3.1. YAŞLANDIRMA SERTLEŞTİRMESİ HAKKINDA BİLGİ

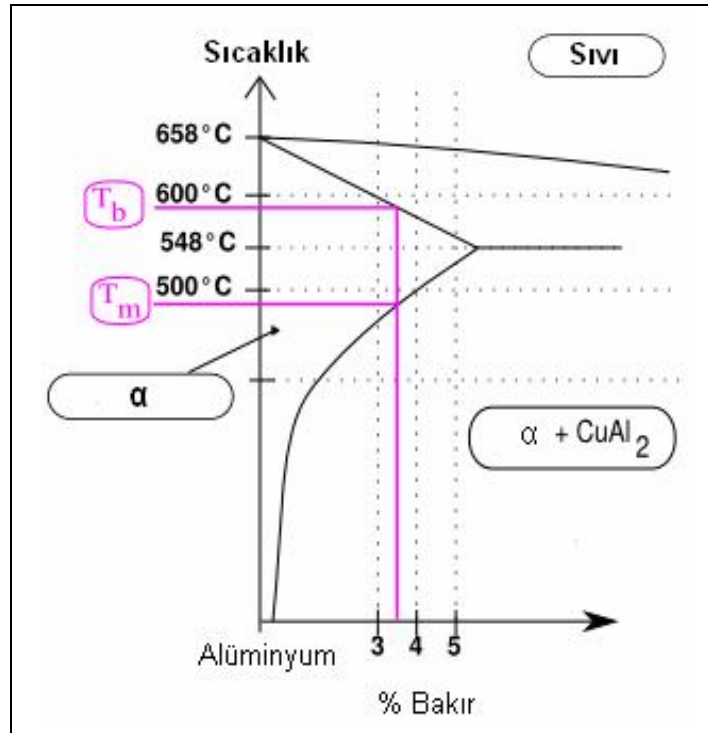
Yaşlandırma sertleşmesi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellemesiyle metal ve alaşımların mekanik özelliklerinin değişmesine neden olan bir mekanizma olarak tanımlanabilir. Dislokasyonların hareketlerini engelleyen her mekanizma, metal ve alaşımlarının sertliğini, akma ve çekme dayanımını artırır. Yaşlandırma ile sertleştirilen metal ve alaşımlarının mukavemetinin yüksek olmasını, dislokasyonların çökelen ikinci faz tanecikleri ile etkileşimine bağlayabiliriz. Yani uyumlu bir ikinci faz çökmesi, metal ve alaşımlarında mukavemet artışı sağlamaktadır. Çökelen ikinci faz taneciklerinin dağılımı, türü, miktarı ve ortalama çapı mukavemet değerini etkilemektedir. Ayrıca çökelen bu ikinci faz tanecikleri yapıda ne kadar küçük, sık ve homojen olarak dağılmışlar ise mukavemette bunlara paralel olarak yüksek olmaktadır [31].

Yaşlandırma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik yaşlandırma sertleşmesi olarak adlandırılır. Dinamik yaşlandırma sertleşmesi ise, yaşlandırma sertleşmesi olayının plastik deformasyon sürecinde meydana gelmesidir. Yaşlandırma sertleşmesi demir içermeyen alaşımların sertlik ve mukavemetini arttırmak için kullanılan yöntemlerin başında gelir [32]. Bu sertlik ve mukavemet arttırma mekanizması, kısmi katı çözünlük gösteren yani sölvs eğrisi içeren ve katı çözünlüğü artan sıcaklıkla artan veya azalan sıcaklıkla azalan alaşım sistemlerine uygulanır ve bu alaşım sistemlerinin denge diyagramları ötektik nokta içerir. Aynı zamanda bu sistem sıvı durumda birbiri içerisinde her oranda katı durumda ise kısmen çözünen metallerin oluşturduğu sistemdir. Ayrıca yaşlandırma işlemi sırasında meydana gelen karbür çökmesi sayesinde çeliklerin birçoğu sertleştirilebilir.

Arayer atomlarının (karbon ve azot) serbest halde katı eriyik içerisinde bulunması yaşlandırma sertleşmesi için önemlidir. Yaşlandırma sertleşmesi için mikroalaşım elementlerinin karbon ve azotla oluşturdukları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı önemlidir [5]. Çelik içerisinde ağırlık olarak % 0,0001'den % 0,001'e kadar karbon veya azot yaşlandırma sertleşmesi oluşması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir [33]. Yaşlandırma sertleşmesi üç aşamada meydana gelir, bunlar; çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma aşamalarıdır.

3.1.1. Çözeltiye Alma İşlemi

Yüksek sıcaklıkta çözünürlük arttığı için yapıdaki bileşik ve çökeltileri tek faz içinde çözüdürüp, aşırı doymuş tek fazlı bir katı çözelti elde etmek amacıyla alaşım çözeltiye alınır. İlk sıcaklıkta α ve θ fazı denge halinde değildir. Alaşım solvüs eğrisinin üzerindeki sıcaklığa çıkarılır ve bu sıcaklıkta θ fazı α fazı içerisinde tamamen çözüncüye kadar işleme tabi tutulur. Yapının tümü tamamen α fazına dönüştükten sonra ani olarak soğutulur. Çözeltiye alma sıcaklığı, alaşımın ergimesine sebep olmayacak şekilde seçilmelidir [34].



Şekil 3.1. Al - Cu faz diyagramı [35].

Isıl işlem uygulanabilen alaşımlarda yukarıda Şekil 3.1’de Al - Cu faz diyagramında görüldüğü gibi solvüs sıcaklığı artan alaşım elementi miktarıyla birlikte daha yukarı sıcaklıklara yükselmektedir. Bunun için ısıl işlem uygulanacak malzemenin kimyasal bileşimini tespit ederek çözelti ısıl işlem sıcaklığının belirlenmesi büyük fayda sağlamaktadır [35].

Alaşımın ötektik ergime sıcaklığı aşıldığı zaman tane sınırı ergimesi meydana gelir ve malzemenin mekanik özelliklerinde azalma olur. Dikkat edilmesi gereken noktalardan birisi de alaşımı çözeltiye alma işleminde ısıtma hızıdır. Çünkü ısıtma hızı, dengesiz ergimelere sebep olmaktadır [36].

Çözeltiye alma işleminde diğer önemli nokta ise çözeltide bekleme süresidir. Bu süre, malzeme yapısında çözünmemiş faz bırakmayacak ve homojen bir yapı verecek şekilde ayarlanmalıdır. Çözeltiye alma süresi, ince kesitli malzemelerde düşük olup artan kesit miktarıyla artmaktadır [36].

3.1.2. Su Verme İşlemi

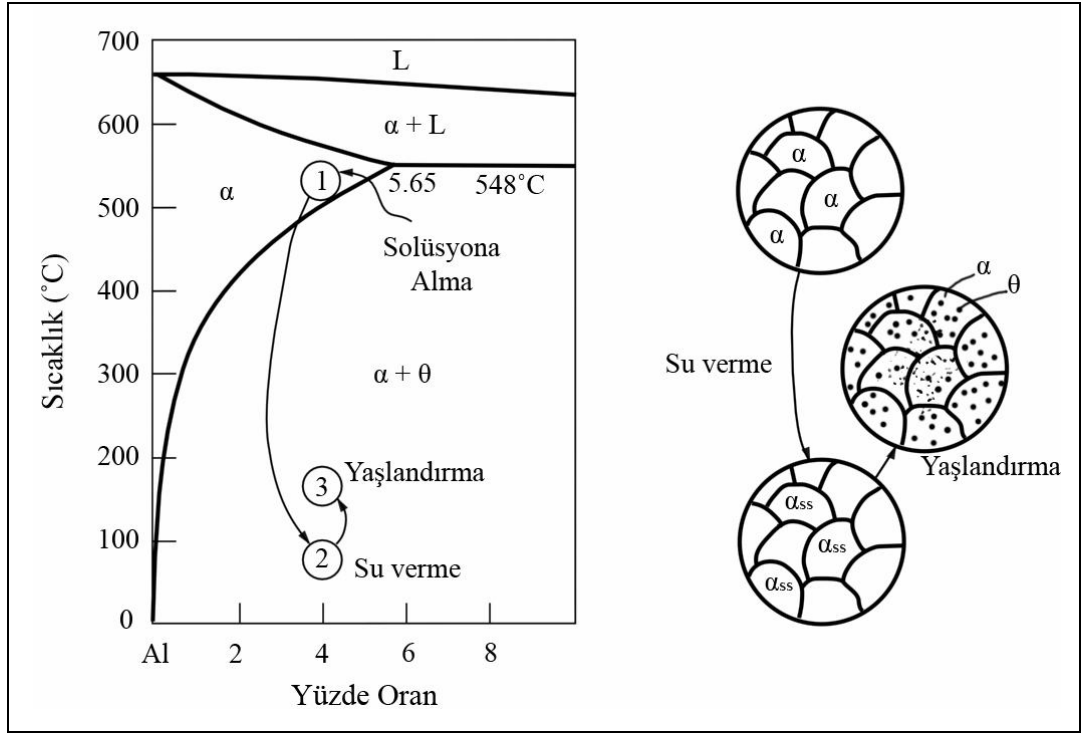
Bu aşamada yapısında sadece α fazı içeren alaşım, su verme işlemi ile toparlanmasına fırsat vermeden oda sıcaklığına soğutulur. Atomlar yeterli zaman bulup çekirdeklenme yerlerine difüz edemedikleri için θ fazı oluşamaz. Su verme işlemi; soğuk suda su verme, sıcak suda su verme ve püskürterek su verme olmak üzere üç farklı yöntemle yapılabilir. Bu üç metod, istenen özelliklere ve gösterdikleri kolaylıklara göre seçilir [37].

3.1.3. Yaşlandırma İşlemi

Aşırı doymuş katı çözelti içerisinde çözünmüş halde bulunan θ fazı sıcaklık ve zamanın etkisiyle kararlı bir faz olarak çöker. Bu dönüşüm için θ fazının önce çekirdeklenmesi ve sonra yayınma (difüzyon) ile büyümesi gerekir. Yaşlandırma doğal ve yapay yaşlandırma olmak üzere iki şekilde meydana gelir. Doğal yaşlandırma, alaşımın ani soğutulmasından sonra oda sıcaklığında tutulmasıyla yayınma hızı çok yavaş olduğundan, θ fazı genellikle oluşmaz veya oluşması uzun

zaman alır, yapay yaşlandırma da ise difüzyon hızını artırmak amacıyla ani soğutulmuş alaşım, yüksek bir sıcaklıkta tutulursa çökeltme daha kısa bir zamanda oluşur [38].

Hızlı soğutulmuş alaşımın soğukta bırakılması sonucunda yaşlandırma işlemi geciktirilmiş olur. 0 °C’de yaşlanma işleminin başlaması birkaç gün sürebilir. - 40 veya - 50 °C gibi çok düşük sıcaklıklarda ise bu işlem çok daha uzun zaman alır. Bu durumdan uçak sanayinde yararlanır [39]. Şekil 3.2’de çözündürme ve yaşlandırma aşamalarını içeren çökeltme sertleşmesi işlemini şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Çözündürme ve yaşlandırma aşamalarını içeren çökeltme sertleşmesi işlemini şematik olarak gösteren diyagram [39].

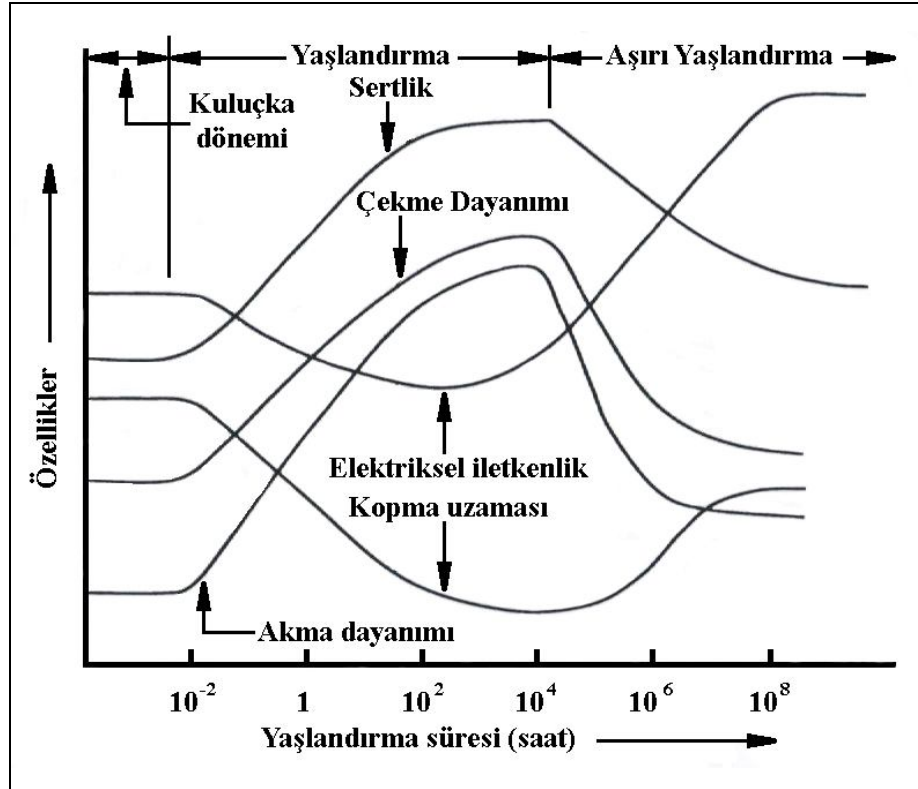
Çökeltmenin başlangıcında çökelti boyutu çok küçük olduğundan çökelteler deformasyon sırasında dislokasyonların hareketini çok az etkileyebilirler, bu yüzden malzemenin sertliğinde ve mukavemetinde önemli bir değişiklik olmaz. Fakat çökeltelerin boyutu arttıkça dislokasyonların hareketi zorlaşır ve malzemenin mukavemeti artar. Yaşlandırma süresinin çok uzaması da beklenen faydayı sağlamaz

ve belirli bir süre sonunda çökelti boyutu çok büyür, çökelti sayısı azalır ve malzemenin sertliği düşer. Bu duruma aşırı yaşlandırma denir [40].

3.1.4. Sıcaklık Ve Zamanın Yaşlandırma Sertleşmesi İçin Önemi

Yaşlandırma işleminde sıcaklığın artırılması olayı, ana faz içerisinde çözünmüş olarak bulunan atomların ayrışma hızını arttıracaktır ve çökelti parçacıklarının oluşumu, teşvik edilen yayınma ile hızlanacaktır. Yaşlandırma süresinin artırılması ise sıcaklıkla hızlandırılan yayınmanın devamına fırsat vererek çökelti miktarını arttıracaktır [41].

Yaşlandırma işlemi sırasında aşırı doymuş durumdaki alaşımların mekanik ve fiziksel özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler Şekil 3.3'te verilmiştir.



Şekil 3.3. Yaşlandırma sırasında alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler [39].

Ayrıca karbon ve azot atomları da yaşlandırma sertleşmesi için önemlidir. Katı eriyik içerisinde bulunan serbest azot miktarı sonucu meydana gelen yaşlandırma sertleşmesi azot atomuyla doğrudan ilgilidir. Düşük yaşlandırma sıcaklıklarında (200 °C ve altı) meydana gelen yaşlandırma sertleşmesi azot atomundan oluşurken, karbonun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi ise 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda meydana gelir. Bu olay ferrit fazı içerisinde farklı çözünürlüklere sahip olan karbon ve azot atomlarından kaynaklanmaktadır [42].

Yaşlandırma işlemi sırasında söz konusu alaşımın kafes yapısında çarpılma meydana gelmesi nedeniyle sertlik ve mukavemeti artar. Buna rağmen elektriksel iletkenliği ve sünekliği azalır. Aşırı yaşlandırma evresinde ise çarpılmadaki azalmaya bağlı olarak alaşımın sertlik ve mukavemeti azalırken, elektrik iletkenliği ve sünekliği belirli ölçülerde artar [43].

3.2. DEFORMASYON YAŞLANDIRMASI VE ÇEŞİTLERİ

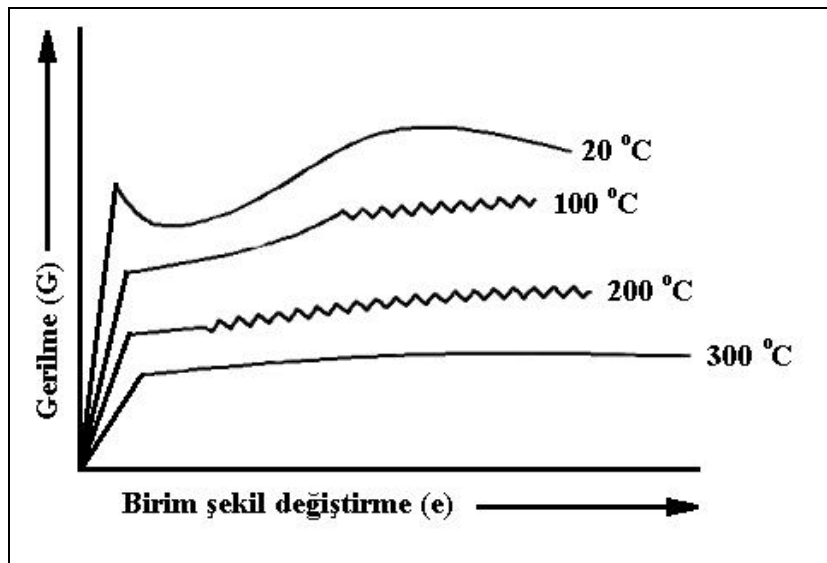
Yaşlandırma sertleşmesi hakkında yapılan çalışmaların öncüsü olan Baird, ilk çalışmasını 1963 yılında yazdığı iki makale ile gerçekleştirmiştir. Bu makaleler yaşlandırma sertleşmesi için yapılan çalışmalara büyük yarar sağlamıştır. Dinamik ve statik yaşlandırma sertleştirilmesi çeliğin mekanik özelliklerini farklı bir şekilde etkilemektedir. Çeliğin şekillendirilebilme özelliğini ve çalışma sertleşmesini dinamik yaşlandırma sertleşmesi etkilerken, çeliğin akma dayanımını ise statik yaşlandırma sertleşmesi etkiler ve bu olayı göstermenin en güzel yolu gerilim uzama eğrisi ile olur. Statik yaşlandırma sertleşmesi ile ilgili yapılan çalışmaların bir çoğu belli bir deformasyondan sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesi olayı üzerinedir. Bu olay çeliğin statik yaşlandırma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli olaydır [42].

Metalik malzemelerin soğuk deformasyondan sonra genellikle düşük sıcaklıklarda tavlınması veya oda sıcaklığında uzun süre bekletilmesi sonucunda akma ve çekme mukavemetlerinin artması, sünekliğinin azalması olayı deformasyon yaşlanması olarak isimlendirilir. Belirgin akma davranışı göstermeyen malzemeler de deformasyon yaşlanması ile birlikte tekrar belirgin akma davranışı görülebilir [44].

Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çelikler soğuk deforme edildikten sonra boyanarak kurutulmaktadırlar. Teknolojik olarak şekillendirilmiş ve boyanmış sacın boya pişirme işlemi sırasında akma mukavemetinde görülen artış (fırınlama sertleşmesi) deformasyon yaşlandırması mekanizması ile açıklanmaktadır [45].

3.2.1. Dinamik Yaşlandırma Sertleştirilmesi

Yaşlandırma sertleşmesi olayının plastik deformasyon sürecinde meydana gelmesine dinamik deformasyon yaşlandırma sertleşmesi denir. Bu yaşlandırma olayı çekme grafiğinde deformasyon süresi boyunca, devamlı olarak süreksiz akma olayındaki gibi zikzakların olmasıyla da ilgilidir. Sıcaklığın artmasıyla dislokasyonlar ve arayer atomları hareketlenir, daha sonra ise dislokasyonlar arayer atomları tarafından yakalanır. Böylece malzeme üzerinde testere dişi malzeme davranışı sağlanır, bunun çözümü ise 200 °C üzerinde demir karbür bileşiği oluşturmaktır. Bu olayın sadece dislokasyonların serbest hareketi esnasında değil, aynı zamanda bekleme süresi olarak bilinen ve dislokasyonların geçici olarak kayma düzlemindeki bölgesel engellerde tutulduğu süre boyunca da ortaya çıktığı düşünülmektedir [46]. Dinamik deformasyon yaşanması olayı Portevin - Le Chatelier etkisi olarak isimlendirilir. Şekil 3.4'te deformasyon süresince çekme grafiğinde görülen zikzaklar birbiri ardınca akma ve yaşlanma olayının tekrarlanması sebebi ile olur.



Şekil 3.4. Demirde Portevin - Le Chatelier etkisi gösteren şematik “gerilme - birim şekil değiştirme” diyagramı [47].

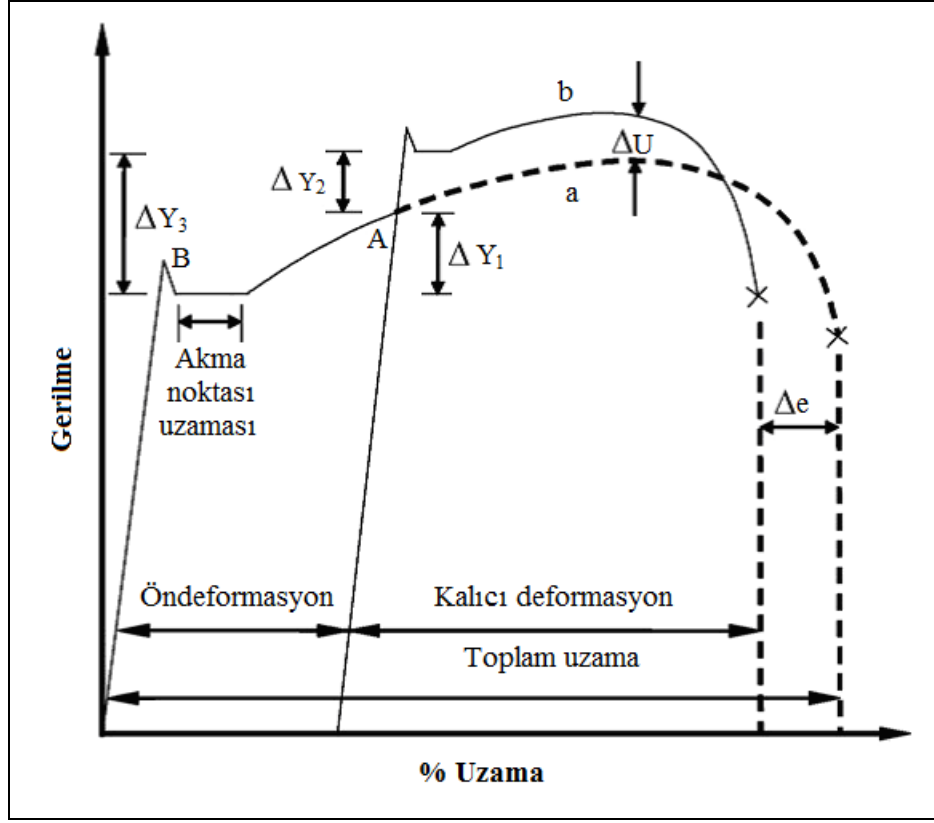
230 ile 370 °C arasındaki sıcaklıklarda karbon çeliklerinde süreksiz akma olayı görülür. Söz konusu sıcaklık aralığında meydana gelen dinamik yaşlandırma olayı, mavi gevreklik bölgesi olarak bilinir ve bu bölgede çeliğin sünekliğinde ve darbe direncinde azalma meydana gelir. Mavi gevreklik bölgesi, karbon ve azot atomlarının yüksek sıcaklıkta dislokasyonların hareketini engellemesi nedeniyle oluşmaktadır [40].

Mavi gevreklik bölgesini deformasyon yaşlandırmasından farklı bir olay olarak düşünmemek gerekir. Çünkü bu bölge deformasyon hızı duyarlılığının en az, deformasyon yaşlandırmasının da en hızlı olduğu bölgedir. Bu yüzden mavi gevrekliği, hızlandırılmış bir deformasyon yaşlandırması olayı olarak kabul etmek gerekir [48].

Karbon, çeliklerde yaşlandırma sertleşmesine neden olmaktadır, ancak düşük sıcaklıklarda ferritte çözünürlüğünün az olması nedeniyle azot ile karşılaştırıldığında 0 - 200 °C sıcaklık aralığında çok daha az yaşlandırma sertleşmesi oluşturur. Bunun yanında çelik, östenit bölgesinden hızlı bir şekilde soğutulurken karbon katı çözeltilerinde kalmış ise, düşük sıcaklıklarda dinamik yaşlandırma sertleşmesi ortaya çıkabilir. Karbon nedeniyle meydana gelen yaşlandırma sertleşmesi, azot tarafından meydana gelen yaşlandırma sertleşmesi kadar kolay ortaya çıkmamaktadır. Yaşlandırma sıcaklığı değiştikçe bazı istisnalar olabilir, fakat düşük sıcaklıklarda bu durum oldukça geçerlidir [33].

3.2.2. Statik Yaşlandırma Sertleştirilmesi

Yaşlandırma sertleşmesi olayı plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu duruma statik yaşlandırma sertleştirilmesi denir. Dislokasyonların hareket etmesi ve karbon ve azot arayer atomlarının onları kilitlemesi sonucu, akma gerilmesinde bir artış ve uzamada bir düşüş olayı görülmesi statik yaşlandırma sertleşmesinin bir etkisidir.



Şekil 3.5. Statik yaşlandırma sertleşmesinin temel prensibi [32].

ΔY_1 = Öndeformasyon sırasında gerilim artışı; ΔY_2 = Yaşlandırma ile artan gerilim; ΔY_3 = Öndeformasyon ve yaşlandırmadan dolayı gerilim artışı = $\Delta Y_1 + \Delta Y_2$; ΔU = Öndeformasyon ve yaşlandırmadan dolayı maksimum çekme dayanımındaki değişim; Δe = Öndeformasyon ve yaşlandırmadan dolayı toplam uzamadaki değişim.

Statik yaşlandırmanın çeliklerin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, normalize edilmiş yumuşak çeliğin gerilme - uzama diyagramı olan Şekil 3.5'teki (a) eğrisinde görülmektedir. Eğer numune akma sınırını aşmış belirli bir oranda plastik deformasyona maruz kalırsa ve çekme test cihazı durdurulup ardından fazla bekletilmeden çekme testine devam edilirse gerilme - uzama eğrisi farklı bir akma noktası göstermez ve (a) eğrisini takip eder. A noktasına geldiğinde ise numune tekrar akma gösterir fakat alt ve üst akma noktaları belli değildir. Numune belirli bir oranda plastik deformasyona maruz kaldığında test cihazı durdurulur ve numune oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda belli bir süre bekletildikten (yaşlandırma) sonra çekme işlemine tabi tutulursa, ilk akma noktasına

göre daha yüksek bir akma noktası oluştuğu ve gerilme - uzama eğrisinin (b) eğrisini takip ettiği görülür. Akma noktasındaki bu artış, statik yaşlandırma sertleşmesinin en önemli kriteri olarak kabul edilmektedir. Bunun yanı sıra çekme dayanımında artış, uzama ve kesit daralmasında ise azalma meydana gelir. Fakat bu olay her zaman gerçekleşmeyebilir. Yaşlandırma sertleşmesi olayı çeliklerin sünek / gevrek geçiş sıcaklığını, yüksek sıcaklık dayanımını, elektriksel ve manyetik özelliklerini de etkilemektedir [32,33].

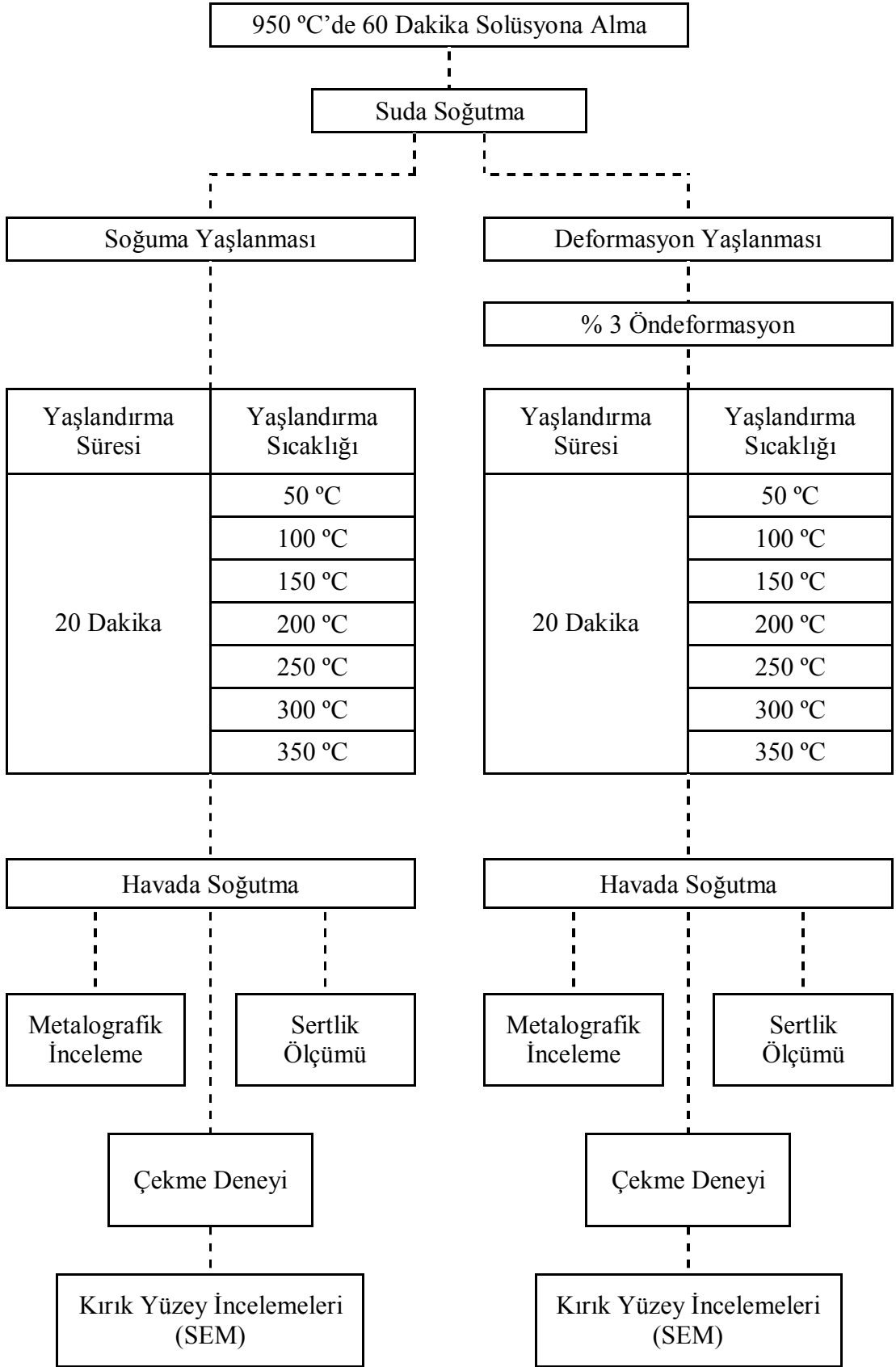
BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. GİRİŞ

Bu bölümde son yıllarda özellikle otomotiv sektöründe kullanımı yaygınlaşan, soğuk şekillendirmeye uygun yüksek mukavemetli düşük alaşımlı ve kalınlığı 2 mm olan, HSLA 7136 kalite çeliğin soğuma ve statik deformasyon yaşlanması özelliklerini araştırmak için uygulanan deneysel metot ve aşamaları anlatılmıştır. Ayrıca ana malzemeden elde edilen ve ana malzemeden elde edildikten sonra herhangi bir işleme tabi tutulmadan solüsyona alınan numunelerin, mekanik özellikleri ve bu özelliklere yaşlandırma işleminin etkileri de araştırılmıştır. Bu çalışmayla ilgili deneysel akış şeması Şekil 4.1’de görülmektedir.

HSLA 7136 kalite çelikten elde edilen çekme numuneleri, bu akış şemasında da görüldüğü üzere, önce belirli bir süre solüsyona alınmış, hemen suda soğutulmuştur. Daha sonra bu numunelerin 4 tanesi deneysel işlemler için ayrılmış olup, geriye kalanlar ise soğuma ve statik deformasyon yaşlanması için 2 gruba bölünmüştür. Soğuma yaşlanması grubu öndeformasyona uğramadan 7 farklı sıcaklık diliminde (50, 100, 150, 200, 250, 300 ve 350 °C) 20 dakika yaşlandırılmıştır. Statik deformasyon yaşlanması grubuna ise % 3 öndeformasyon işlemi uygulandıktan sonra 7 farklı sıcaklık diliminde (50, 100, 150, 200, 250, 300 ve 350 °C) 20 dakika yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma işlemi sonucunda soğuma yaşlanması grubu ve statik deformasyon yaşlanması grubu hava akımı olmayan bir ortamda havada soğutulmuşlardır.



Şekil 4.1. Deneysel işlemlere ait akış şeması.

Daha sonra ana numunelerin, solüsyona alınan numunelerin, solüsyona alındıktan sonra ise sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan soğuma ve statik deformasyon yaşlanması grubu numunelerinin, metalografik incelemeleri yapılarak mikroyapı ve mekanik özellikleri arasındaki ilişki belirlenmeye çalışılmıştır. Ayrıca söz konusu bu numunelerin, çekme dayanımı, akma dayanımı ve % kopma uzaması gibi mekanik özelliklerinin, sabit sürede yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak nasıl değiştiğini belirlemek amacıyla çekme deneyi yapılmıştır. Çekme deneyi sonucunda kopan numunelerden bazıları kırık yüzey incelemeleri için seçilmiş ve taramalı elektron mikroskopunda (SEM) kırık yüzeyler incelenmiştir.

Deneysel parametrelerden, numune hazırlama işlemi, solüsyona alma işlemi, yaşlandırma işlemi ve çekme deneyleri Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği malzeme laboratuvarında yapılmıştır. Optik mikroskopta görüntü alma işlemi ve sertlik ölçümü ise Kocaeli Üniversitesi Hereke Meslek Yüksekokulu Metalurji laboratuvarında yapılmıştır. Çekme deneyi sonucunda kopan numunelerin kırık yüzey incelemeleri ise Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'ndeki Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır.

4.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA KULLANILAN HSLA ÇELİĞİ

Deneysel çalışmalarda doğal gaz ve çeşitli boru hatları ile özellikle otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan HSLA 7136 kalite, soğuk şekillendirmeye uygun yüksek mukavemetli düşük alaşımlı sac malzeme kullanılmıştır. Kullanılan sac numuneler Parlady Metal Sanayi ve Ticaret Limitet Şirketi'nden 2 mm kalınlığında yassı mamül olarak temin edilmiştir. Söz konusu çelik sac numune soğuk haddelenmiş, sürekli tavlama yöntemi ile yeniden kristalleşme tavlamasına tabi tutulmuştur.

4.2.1. Deneysel Malzemenin Kimyasal Ve Mekanik Özellikleri

Bu çalışmada kullanılan HSLA 7136 kalite çeliğin kimyasal özellikleri Çizelge 4.1'de ve mekanik özellikleri ise Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. HSLA 7136 kalite çeliğin kimyasal bileşimi (% Ağırlık).

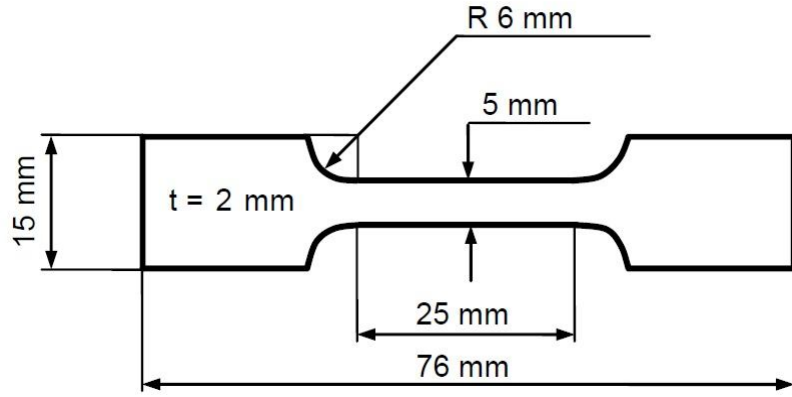
Kimyasal Bileşim (%)									
Kalite	C	Mn	P	S	Si	Al	V	Nb	Ti
HC380LA	0,093	0,891	0,014	0,011	0,004	0,051	0,043	0,047	0,001

Çizelge 4.2. HSLA 7136 kalite çeliğin mekanik özellikleri.

Mekanik Özellikler			
Kalite	Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	Uzama (%)
HC380LA	410,9	506	24

4.3. NUMUNENİN HAZIRLANMASI VE NUMUNE BOYUTLARI

Bu çalışmada kullanılacak olan çekme deney numunelerini hazırlamak için öncelikle, temin edilen 2 mm kalınlığındaki sac malzemeden giyotin makas ile 300 mm uzunluğunda ve 80 mm genişliğinde parçalar kesilmiştir. Kesilen bu sac parçalardan çekme numunesi çıkarmak için, hidrolik presle çalışan kesme kalıbı kullanılmıştır. Kesilen malzemenin ölçüleri kesme kalıbının numune alma ağız kısmındaki ölçü değerleridir. Bu ölçü değerleri alınırken hassas olmak gerekir aksi takdirde kesilen numune kesme kalıbına büyük yada küçük gelebilir. Kalıptan çıkan çekme deney numunesi şekli ve ölçüleri Şekil 4.2’de görülmektedir. Kesme kalıbından çıkan numunelerin yüzeyleri yağ, pas ve kir gibi yabancı maddelerden temizlenerek deneysel işlemler için hazır hale getirilmiştir.



Şekil 4.2. Kalıptan çıkan çekme deney numunesinin şekli ve ölçüleri.

Her bir aşama için 4 adet çekme deney numunesi, toplamda ise 64 adet çekme deney numunesi kesme kalıbından çıkartılmıştır. Deney sonuçları değerlendirilirken her bir aşama için hazırlanan 4 adet çekme deney numunesinden elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır. Söz konusu 64 adet çekme deney numunelerinin; 4 tanesi ana malzemenin deney işlemleri için, 4 tanesi solüsyona alınan malzemelerin deney işlemleri için, 28 tanesi öndeformasyona uğramadan ve 28 tanesi ise % 3 öndeformasyona tabi tutulduktan sonra 20 dakika sabit sürede ve 7 farklı sıcaklık diliminde yaşlandırma işlemleri için hazırlanmıştır. Söz konusu % 3 öndeformasyon işlemi SHIMADZU AG - IS 50 kN marka cihazda gerçekleştirilmiştir.

4.4. NUMUNELERİN SOLÜSYONA ALINMASI VE ÖNDEFORMASYON UYGULANMASI

Daha önce yapılan çalışmalarda; Ekinci [4], çelik numunelere 400 °C'de 4 saat bekleme, 800 °C'de 4 saat bekleme ve 1000 °C'de hemen şeklinde üç farklı ısıl işlem uygulamıştır. Çapar [5], çelik numuneleri 1100 °C'de 30 dakika tutarak ısıl işlem uygulamıştır. Aydın [6], çelik numuneleri 740 - 820 °C sıcaklık aralığında 3 dakika tutarak ısıl işlem uygulamıştır. Bak [7], çelik numuneleri 950 °C'de 15 dakika solüsyona almış, daha sonra numunelere % 8 öndeformasyon uygulayıp sabit sıcaklık ve değişen sürelerde yaşlandırmıştır. Yapılan bu çalışmalar dikkate alınarak solüsyona alma sıcaklığı, solüsyonda bekletme süresi ve öndeformasyon miktarı belirlenmiştir.



Şekil 4.3. PROTHERM marka ve PLF 120/27 model ısıtma fırını.

Şekil 4.2’de belirtilen ölçüde hazırlanmış 64 adet çekme deney numunelerinden 60 tanesine, 950 °C’de PROTHERM marka ve PLF 120/27 model fırında 60 dakika bekletilmek suretiyle solüsyona alma ısıl işlemi uygulanmıştır. Bu numuneler 60 dakika sonunda fırından çıkarılıp hemen suda soğutulmuş ve deneysel işlemler için hazır hale getirilmiştir. Solüsyona alma ısıl işleminde kullanılan fırına ait görüntü Şekil 4.3’te gösterilmiştir.

Solüsyona alma ısıl işlemine tabi tutulan 60 adet çekme deney numunelerinden 28 adet çekme deney numunelerine SHIMADZU AG - IS marka 50 kN kapasiteli çekme test cihazında % 3 öndeformasyon işlemi uygulanmıştır. Öndeformasyon işlemi çekme test numunelerine boyuna ve 2 mm/dak çekme hızında uygulanmıştır. Öndeformasyon işleminde kullanılan çekme cihazının görüntüsü Şekil 4.4’te gösterilmiştir.



Şekil 4.4. SHİMADZU AG - IS marka 50 KN kapasiteli çekme test cihazı.

4.5. NUMUNELERİN YAŞLANDIRILMASI

Daha önce farklı çelik kaliteleri üzerinde yapılan çalışmalarda; Bak [7] yaptığı çalışmada çelik numuneleri 170 °C'de 5, 10, 20, 40, 60, 80 ve 120 dakika bekletmek suretiyle yaşlandırmıştır. Demir [8] ise çelik numuneleri 650, 800, 950 ve 1100 °C'de 30 dakika bekletmek suretiyle yaşlandırmıştır. Yapılan çalışmalarda yaşlandırma işlemi yapılırken, yaşlandırma sıcaklığı ve yaşlandırma süresi değiştirilerek deneysel işlem yapılmıştır. Böylece yaşlandırma işlemi sonucunda malzemenin mikroyapısındaki ve mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir. Bu çalışmada ise yaşlandırma süresi sabit tutulup, yaşlandırma sıcaklığı değiştirilerek deneysel parametreler tamamlanmıştır. Bu şartlar altında yapılan yaşlandırma işleminden sonra ise malzemenin mikroyapısındaki ve mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir.

Çizelge 4.3'te solüsyona alma ve yaşlandırma işlem parametreleri görülmektedir. Yaşlandırılan numuneler çekme testine tabi tutulana kadar doğal yaşlanmaya maruz kalmamaları için buzdolabında muhafaza edilmiştir.

Çizelge 4.3. Solüsyona alma ve yaşlandırma işlem parametreleri.

Solüsyona Alma	Solüsyon Sonrası Soğutma	Deformasyon Miktarı	Yaşlandırma Süresi (dakika)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Sonrası Soğutma
950 °C / 60 dakika	Suda soğutulmuş	Deformasyon yok	20	50	Oda sıcaklığında soğutulmuş
				100	
				150	
				200	
				250	
				300	
				350	
		% 3 ön deformasyon var	20	50	
				100	
				150	
				200	
				250	
				300	
				350	

Deneysel işlemler için solüsyona alınmış olan 60 adet çekme deney numunesinden, solüsyona alınan ana malzemenin deneysel işlemleri için 4 adedi ayrılmıştır. Geriye kalan 56 adet çekme deney numunelerinden; 28 adedi soğuma yaşlanması için 4'er adetli 7 gruba, 28 adedi ise deformasyon yaşlanması için 4'er adetli 7 gruba ayrılmıştır. Bu gruplara, 50, 100, 150, 200, 250, 300 ve 350 °C'de, her grup 20 dakika fırında bekletilmek suretiyle yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma işlemi sonucunda fırından çıkarılan numuneler hava akımı olmayan bir ortamda oda sıcaklığında soğumaya bırakılmıştır.

4.6. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Mikroyapının incelenmesi metalografi de önemli bir yere sahiptir. Metal malzemelerin içyapısının kalite ve miktar olarak tanımlanabilmesi için çeşitli alet ve mikroskoplar kullanılarak araştırılması metalografi biliminin kapsamına girmektedir. Bu çalışmada mikroyapı incelemeleri için görüntüler, Nikon ECLIPSE L150 model

optik mikroskopta 100x büyütme ile elde edilmiştir. Numunelerin farklı bölgelerinden değişik görüntüler alınmış ve bu görüntülerin tüm mikroyapıyı yansıtabilir nitelikte olmasına dikkat edilmiştir.

4.6.1. Metalografik İncelemeler İçin Numunelerin Hazırlanması

Optik mikroskopta mikroyapı incelemeleri için yaşlandırılan çekme deneyi numunelerinden 20x10 mm ebatlarında parçalar kesilmiştir. Kesilen numuneler daha sonra soğuk reçine ile kalıba alınmıştır. Kalıba alınan numuneler sırasıyla 200 - 400 - 600 - 800 - 1000 - 1200 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki pürüz ve çizikler yok edilinceye kadar zımparalanmıştır. Zımparalama işleminden sonra yüzeyler sırasıyla 3 µm ve 1 µm aşındırıcı elmas pasta ile parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilmiştir.

4.6.2. Dağlayıcının Hazırlanması Ve Dağlama İşleminin Gerçekleştirilmesi

Metalografik incelemeler için parlatılan ve dağlamaya hazır hale getirilen numuneler, ethanol içerisine % 2 nitrik asit karıştırılarak elde edilen Nital solüsyon ile dağlanarak mikroyapı görüntüleri için hazır hale getirilmiştir. Parlatılan numunelerde dağlama işlemi numunelerin Nital solüsyon içerisine daldırılarak 10 - 15 saniye bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler methanol ile temizlenip kurutulmuş ve böylece optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

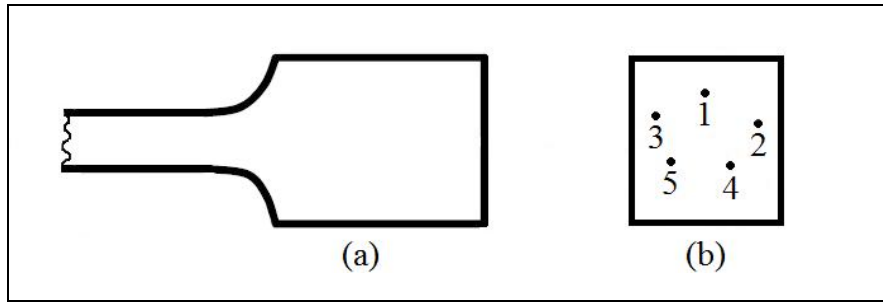
4.7. NUMUNELERİN SERTLİK ÖLÇÜMÜ

Malzemenin sertliğini belirlemek için yaşlandırılmış çekme deney numunelerinin geniş yüzeyli kısımları alınıp temizlendikten sonra sertlik ölçümünde kullanılmıştır. Yüzeyleri temizlenen numunelerin sertlik ölçümleri SHİMADZU marka cihazda Vickers sertlik ölçüm yöntemi ile yapılmıştır. Deney işlemi sırasında elmas piramit uca 1 kg yük uygulanmıştır. Malzemelerin sertliğini belirlemek amacıyla numune üzerinde 5 ölçüm yapılarak ortalamaları alınmıştır. Sertlik cihazı Şekil 4.5'de görülmektedir.



Şekil 4.5. Sertlik ölçüm cihazı.

Yaşlandırılan çekme deneyi numunesinde sertlik ölçümünün yapıldığı bölge Şekil 4.6'da şematik olarak görülmektedir.

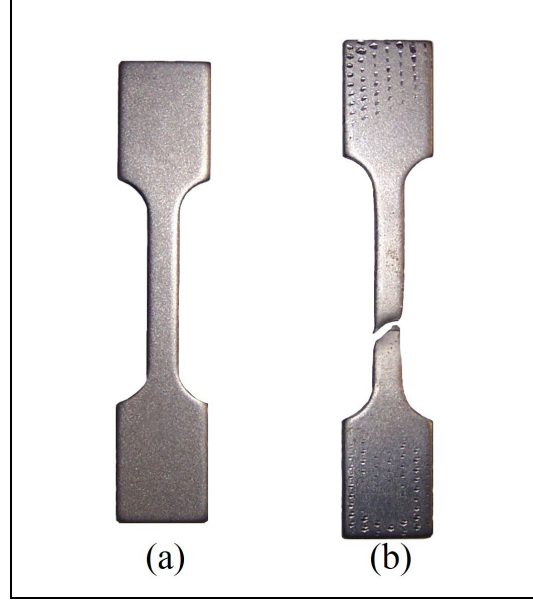


Şekil 4.6. Sertlik deney numunesi a) çekme numunesinin baş kısmı b) sertlik ölçümlerinin yapıldığı bölgeler.

4.8. NUMUNELERİN ÇEKME TESTİ

Sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numuneler SHİMADZU AG - IS marka 50 kN kapasiteli çekme test cihazında 2 mm/dak çekme hızında çekilerek

koparılmışlardır. Çekme testine tabi tutulan deney numunesinin ve çekme testi sonucunda koparılan deney numunesinin görüntüsü Şekil 4.7’de gösterilmiştir.



Şekil 4.7. Deney numuneleri, a) çekme testine tabi tutulan deney numunesi, b) çekme testi sonucunda koparılan deney numunesi.

Çekme deneyi sonucunda numunelerin gerilme uzama diyagramları, çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama değerleri Şekil 4.4’te görülen bilgisayar kontrollü SHİMADZU AG - IS marka çekme cihazı vasıtasıyla bilgisayar kontrollü TRAPEZIUM programından otomatik olarak elde edilmiştir.

4.9. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ

HSLA 7136 kalite çelikten elde edilen numuneler, yaşlandırma işleminden sonra çekme deneyine tabi tutularak kopartılmıştır. Çekme deneyi sonucunda kopan numunelerin kırık yüzeylerini inceleme görüntüleri, Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’ndeki Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılarak, 1000X büyütme ile elde edilmiştir. Böylece ana malzeme, solüsyona alınan, solüsyona alındıktan sonra yaşlandırılan ve solüsyona alındıktan sonra % 3 öndeformasyon uygulanan ve ardından yaşlandırılan numunelerin kırılma davranışları incelenmeye çalışılmıştır.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR

5.1. GİRİŞ

Bu bölüm HSLA 7136 kalite çelikten elde edilen numunelere uygulanan soğuma ve statik deformasyon yaşanmasının deneysel sonuçlarını vermektedir. Ayrıca bu bölümde ana malzeme, solüsyona alınan, solüsyona alındıktan sonra yaşlandırılan ve solüsyona alındıktan sonra % 3 öndeformasyon uygulanan ve ardından yaşlandırılan numunelerin optik mikroskop incelemeleri, sertlik ölçüm sonuçları, çekme deney sonuçları, kırık yüzey SEM resimleri verilmiştir.

Bu çalışmanın amacı doğrultusunda HSLA 7136 kalite çelik numuneler solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğramadan ve öndeformasyona uğrayıp, sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılmışlardır. Böylece öndeformasyonsuz ve öndeformasyonlu numunelere farklı yaşlandırma sıcaklığının sabit sürede uygulanması sonucunda, numunenin mekanik özelliklerine ve mikroyapısına etkisi deneysel olarak araştırılmıştır.

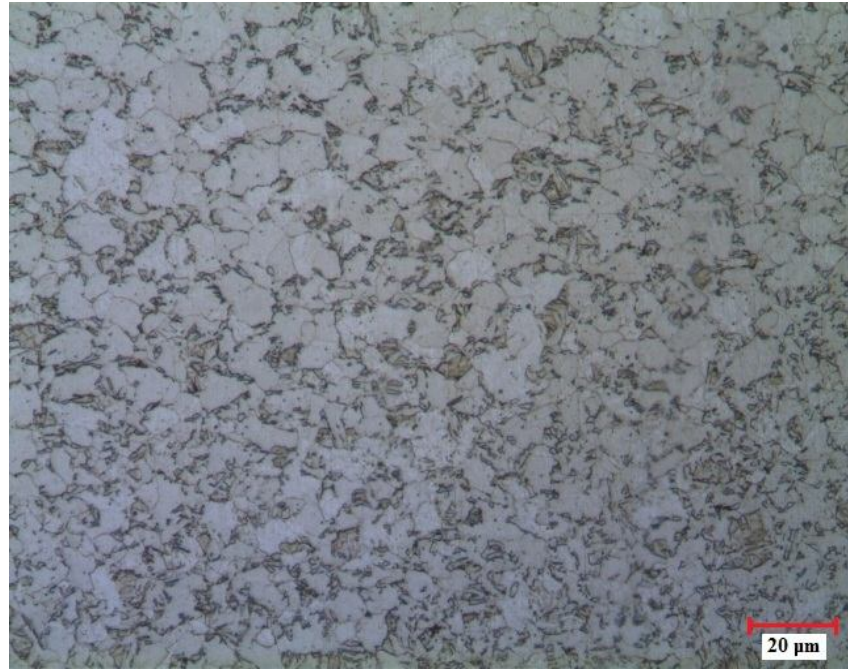
5.2. OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Bu çalışmada, HSLA 7136 kalite çeliğin soğuma ve statik deformasyon yaşanması sonucunda mikroyapısı hakkında bilgi edinmek için optik mikroskop incelemeleri yapılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için optik mikroskopta 100x büyütme ile elde edilen aşağıdaki görüntüler kullanılmıştır. Optik mikroskop incelemeleri; ana numune, solüsyona alınan numune, soğuma ve statik deformasyon yaşanmasına uğrayan numuneler üzerinde yapılmıştır. Şekil 5.1'de ana numunenin ve Şekil 5.2'de ise solüsyona alınan numunenin mikroyapı resimleri görülmektedir. Şekil 5.3 ve 5.5'te öndeformasyona uğramadan, 20 dakika sabit sürede ve farklı

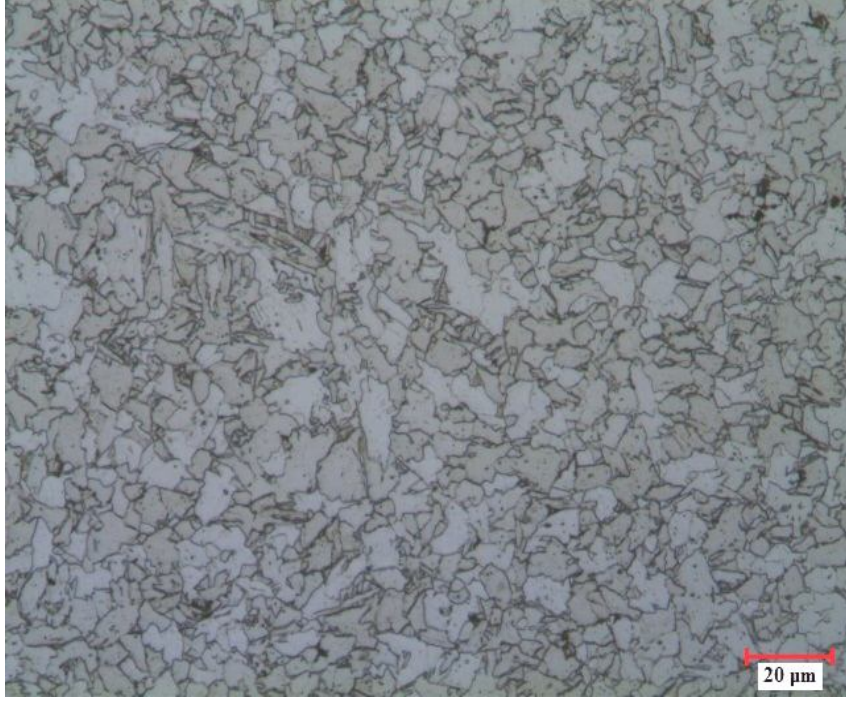
sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin mikroyapı resimleri görülmektedir. Şekil 5.4 ve 5.6'da ise % 3 öndeformasyona uğrayıp, 20 dakika sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin mikroyapı resimleri görülmektedir.



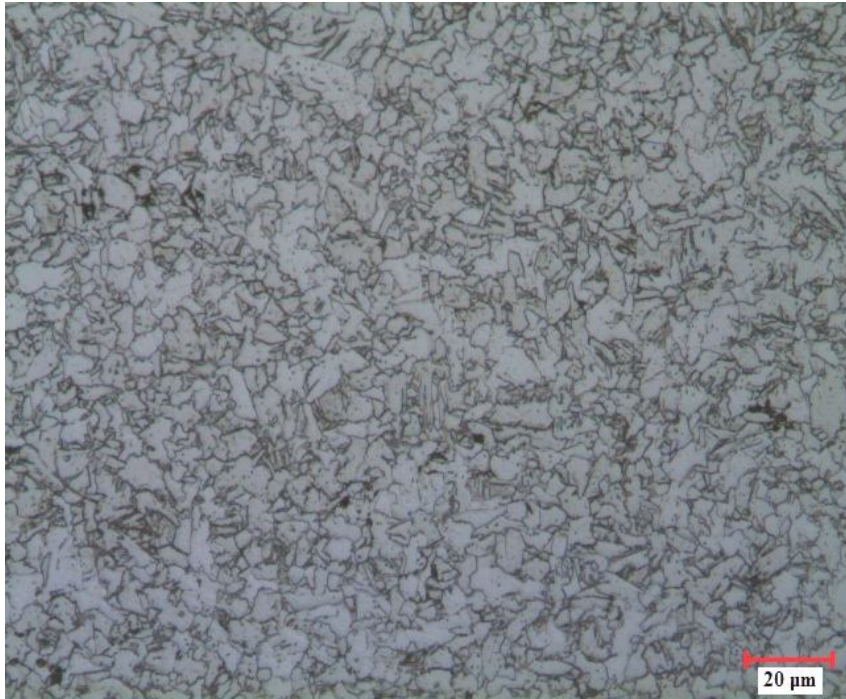
Şekil 5.1. HSLA 7136 kalite ana malzemenin mikroyapı görüntüsü.



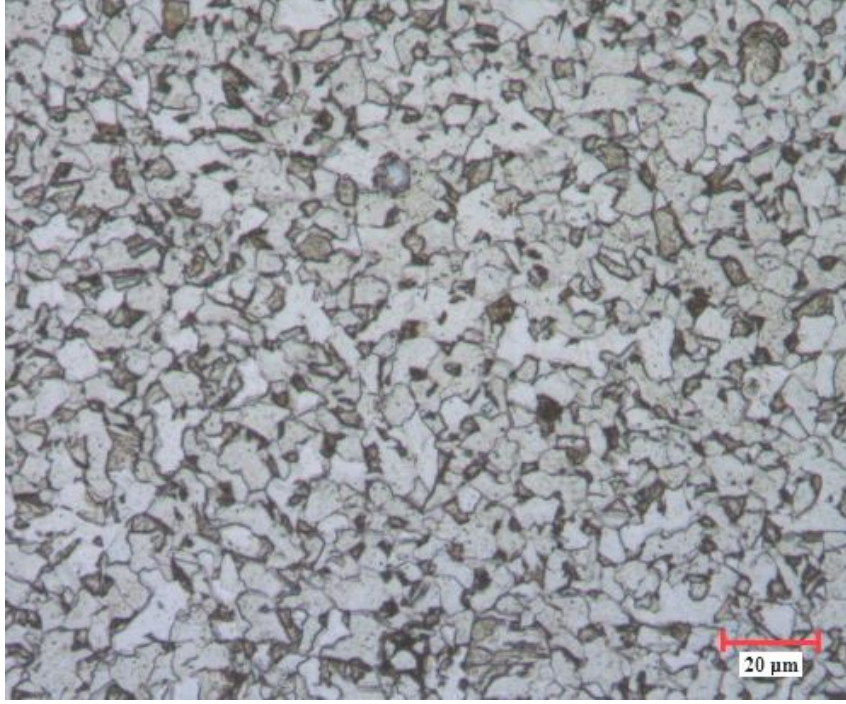
Şekil 5.2. HSLA 7136 kalite solüsyona alınan numunenin mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.3. HSLA 7136 kalite çeliğin öndeformasyona uğramadan, 150 °C'de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.4. HSLA 7136 kalite çeliğin % 3 öndeformasyona uğrayıp, 150 °C'de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.5. HSLA 7136 kalite çeliğin öndeformasyona uğramadan, 350 °C’de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.6. HSLA 7136 kalite çeliğin % 3 öndeformasyona uğrayıp, 350 °C’de 20 dakika süreyle yaşlandırılıp havada soğutulması sonucu oluşan mikroyapı görüntüsü.

5.3. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI

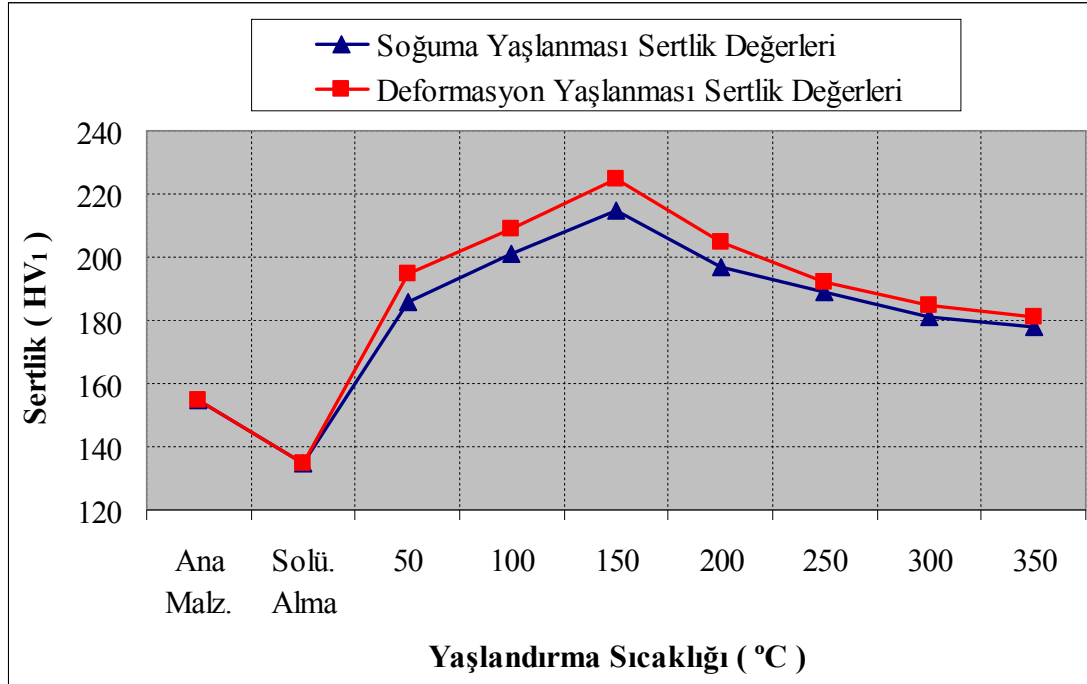
HSLA 7136 kalite çelikten elde edilen numunelerin yaşlandırılması sonucunda, uygulanan öndeformasyonun, soğutma ortamının, yaşlandırma sıcaklığının ve yaşlandırma zamanının numunelerin mekanik özelliklerini nasıl etkilediğini belirlemek için yapılan önemli deneylerden biriside sertlik ölçümüdür. Mikrosertlik ölçümü Vickers sertlik ölçüm yöntemi ile yapılmıştır. Deney işlemi sırasında elmas piramit uca 1 kg yük uygulanmış ve numune üzerinde 5 adet noktadan ölçüm yapılarak bu değerlerin ortalamaları alınmıştır. Ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin, soğuma ve deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin sertlik değerleri Çizelge 5.1’de görülmektedir.

Çizelge 5.1. HSLA 7136 kalite çelik ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin, soğuma ve deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin sertlik değerleri.

Ana malzemenin HV1 sertlik değeri		155
Solüsyona alınan numunenin HV1 sertlik değeri		135
Yaşlandırma Sıcaklığı °C (20 dakika sabit sürede)	Öndeformasyona Uğramayan Numune HV1 (Soğuma Yaşlanması)	% 3 Öndeformasyona Uğrayan Numune HV1 (Deformasyon Yaşlanması)
50	186	195
100	201	209
150	215	225
200	197	205
250	189	192
300	181	185
350	178	181

Çizelge 5.1’den görüldüğü gibi ana malzemenin sertlik değeri 155 HV1 civarındadır. Solüsyona alınan numunenin sertliği ise 135 HV1 olarak ölçülmüştür. Bu değerler ışığında numunelerin solüsyona alındıktan sonra sertliğinde düşüş meydana geldiği

görülmektedir. Fakat solüsyona alındıktan sonra farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin sertlikleri, ana malzemenin sertliğinden daha yüksektir. Birinci, ikinci ve üçüncü yaşlandırma periyodu olan 50, 100 ve 150 °C sıcaklıkta öndeformasyona uğramayan numunenin sertliği ve % 3 öndeformasyona uğrayan numunenin sertliği birbirine paralel olarak artış göstermektedir. Bu üç sıcaklık dilimi olan 50, 100 ve 150 °C sıcaklıkta, % 3 öndeformasyona uğrayan numunenin sertliğinin, öndeformasyona uğramayan numunenin sertliğinden daha yüksektir. Daha sonraki yaşlandırma periyotları olan 200, 250, 300 ve 350 °C'de ise öndeformasyona uğramayan numunenin ve % 3 öndeformasyona uğrayan numunenin sertliğinde kademeli olarak ve birbirlerine paralel olarak azalma meydana gelmektedir. Öndeformasyona uğramayan numunenin en yüksek sertlik değeri 150 °C sıcaklıkta 215 HV1, en düşük sertlik değeri ise 350 °C sıcaklıkta 178 HV1 olarak ölçülmüştür. Diğer grup olan % 3 öndeformasyona uğratılan numunenin ise en yüksek sertlik değeri 150 °C sıcaklıkta 225 HV1, en düşük sertlik değeri ise 350 °C sıcaklıkta 181 HV1 olarak ölçülmüştür. Şekil 5.7 ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin, soğuma yaşlanması ve deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin sertlik sonuçlarını göstermektedir.

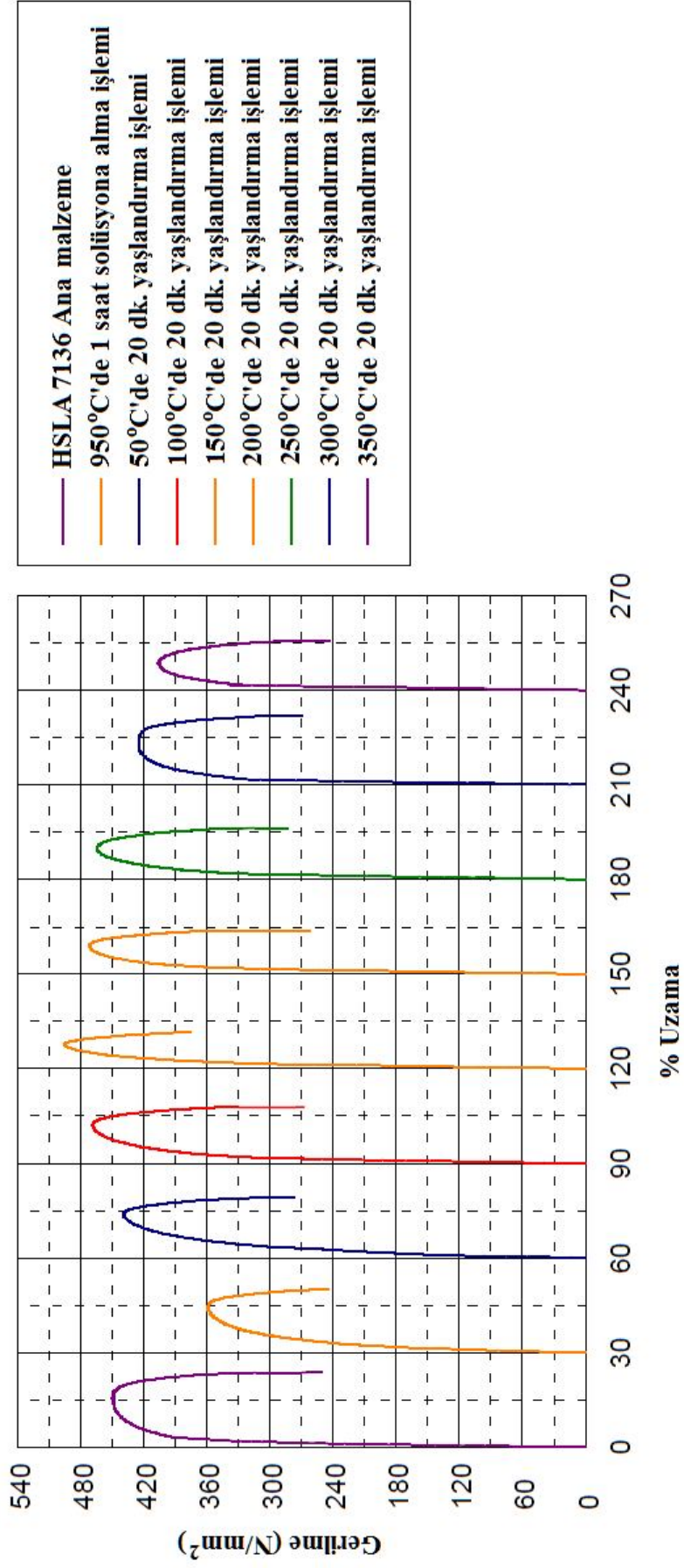


Şekil 5.7. Sertlik sonuçları.

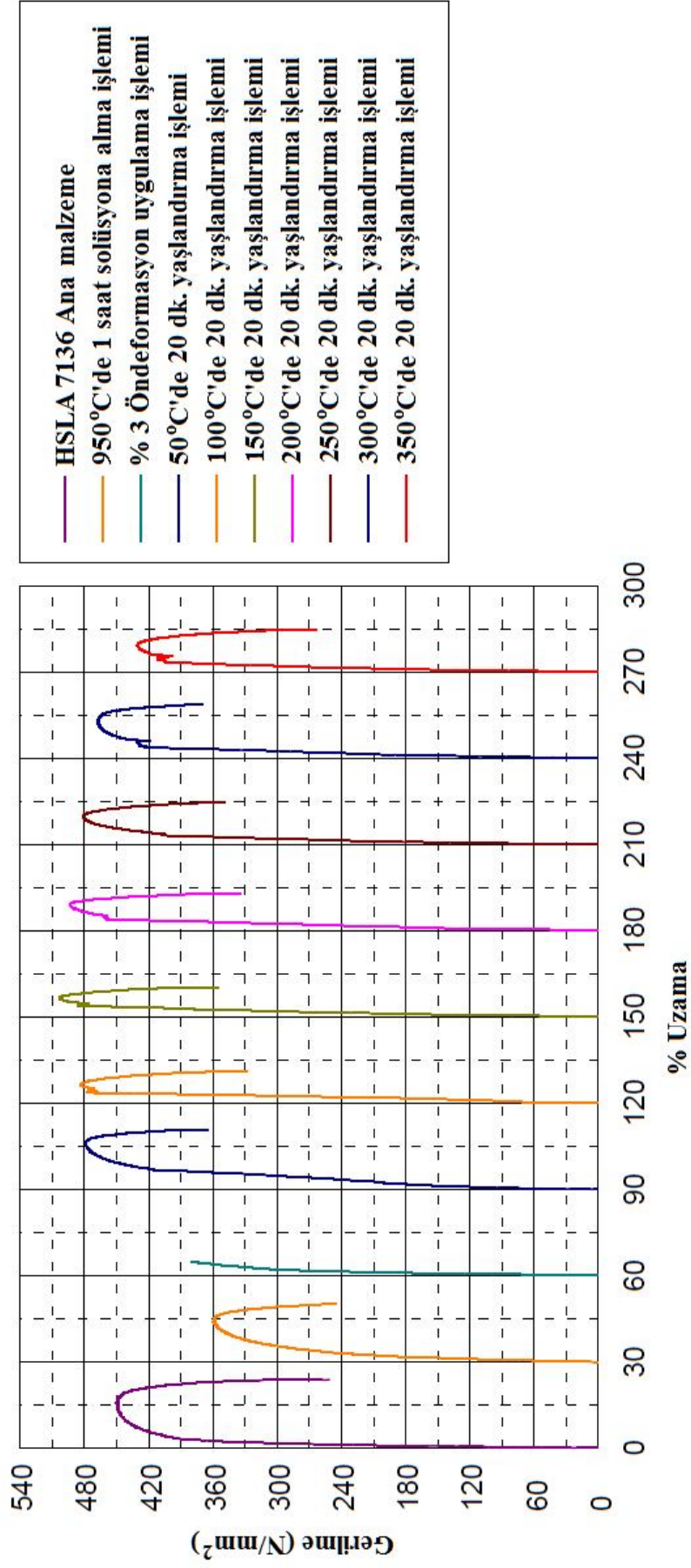
Sertlik ölçüm değerlerini bütünüyle değerlendirirsek HSLA 7136 kalite çeliğine; öndeformasyon uygulamadan veya öndeformasyon uygulayıp, yaşlandırma ısıl işlemi uygulanınca, yaşlandırılmış numunenin sertliği ana malzemeden elde edilen numunenin sertliğine göre artış göstermektedir. Ayrıca % 3 öndeformasyona uğratılan numunenin sertliği, öndeformasyona uğratılmayan numunenin sertliğinden, bütün yaşlandırma işlemlerinde daha yüksek çıkmıştır.

5.4. ÇEKME DENEY SONUÇLARI

HSLA 7136 kalite çelik malzemeden elde edilen numuneler solüsyona alınmış ve daha sonra suda soğutulmuştur. Numunelerden bir kısmı öndeforme edilmeden ve bir kısmı da % 3 öndeforme edildikten sonra yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutularak yaşlandırılmışlardır. Ana malzemenin ve yaşlandırılan numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla çekme deneyi yapılmıştır. Çekme deneyi sonucunda bilgisayar yardımıyla numunelerin gerilim uzama grafikleri oluşturulmuş ve bu grafikler üzerinden maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı ve % kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. Ana malzeme, solüsyona alınan, öndeforme edilmeden ve % 3 öndeforme edilip yaşlandırılan numunelerin çekme deneyi sonucunda bilgisayar yardımıyla elde edilen gerilim uzama grafikleri Şekil 5.8 ve 5.9'da görülmektedir.



Şekil 5.8. Öndeformasyon uygulanmamış numunelerin gerilme - uzama diyagramları.



Şekil 5.9. % 3 öndeformasyon uygulanmış numunelerin gerilme - uzama diyagramları.

Şekil 5.8 ve 5.9'daki çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme uzama grafikleri incelendiğinde, öndeformasyona uğratılan numuneler ile öndeformasyona uğratılmayan numunelerin 150 °C'ye kadar olan yaşlandırma işlemlerinde akma ve çekme dayanımlarının arttığı ve % uzama değerlerinin azaldığı, daha sonra yaşlandırma sıcaklığının artmaya devam etmesiyle akma ve çekme dayanımlarının düştüğü ve % uzama değerlerinin ise artış gösterdiği görülmektedir. Ayrıca % 3 öndeformasyon yapılmış numuneler (Şekil 5.9) belirgin akma noktası gösterirken, öndeformasyon yapılmamış numuneler (Şekil 5.8) belirgin bir akma noktası göstermemişlerdir.

Çizelge 5.2. Soğuma yaşlandırması sonucunda elde edilen çekme deney sonuçları.

Soğuma yaşlandırması (öndeformasyon uygulamadan yaşlandırma)					
Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	ΔU (MPa)	Δe (%)
Ana malzeme	395	450	23	-	-
Solüsyona alınan numune (950 °C'de 1 saat)	225	360	20	-	-
50	342	460	22	100	-2
100	353	470	18	110	2
150	392	500	12	140	8
200	380	470	14	110	6
250	360	447	16	87	4
300	332	430	19	70	1
350	325	400	20	40	0

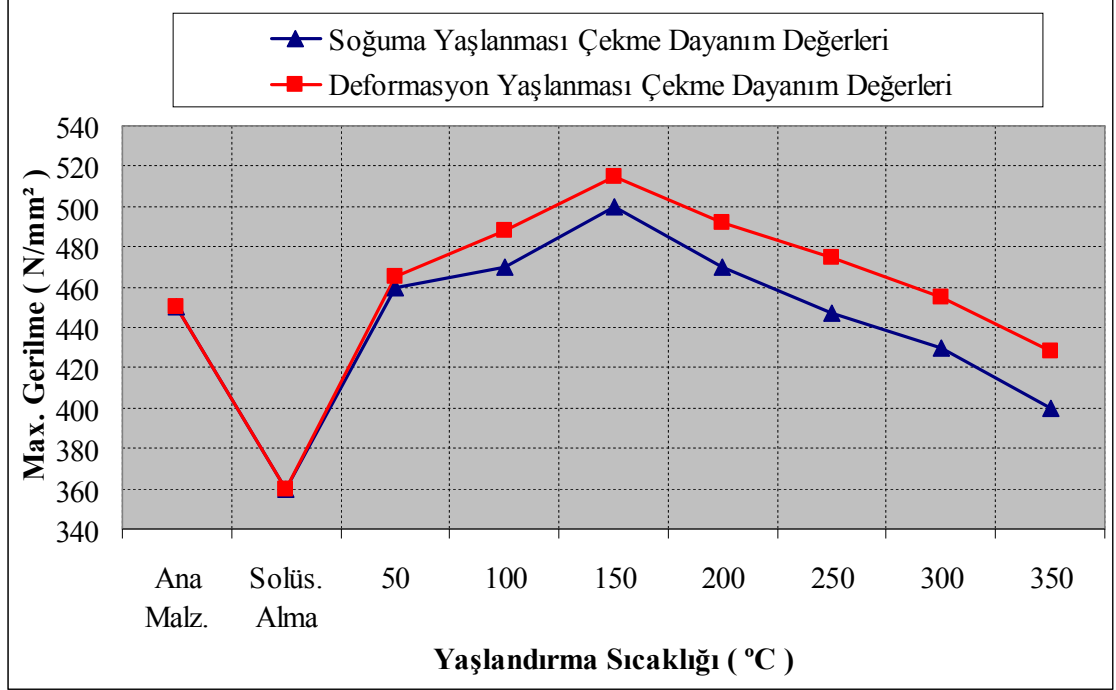
Ayrıca Çizelge 5.2 ve Çizelge 5.3'te öndeformasyon uygulanmamış ve öndeformasyon uygulanmış numunelerin, yaşlandırma sonrası yapılan çekme işlemleri sonucunda akma dayanımı, çekme dayanımı, % toplam uzama, ΔY (yaşlanmadan dolayı dayanımda artış), ΔU ve Δe değerlerindeki değişimler rakamsal olarak görülmektedir.

Çizelge 5.3. Deformasyon yaşlandırması sonucunda elde edilen çekme deney sonuçları.

Deformasyon yaşlandırması (% 3 öndeformasyon uygulayıp yaşlandırma)						
Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	ΔY (MPa)	ΔU (MPa)	Δe (%)
Ana malzeme	395	450	23	-	-	-
Solüsyona alınan numune (950 °C'de 1 saat)	225	360	20	-	-	-
50	420	465	21	195	105	-1
100	462	488	16	237	128	4
150	487	515	10	262	155	10
200	460	492	13	235	132	7
250	445	475	15	220	115	5
300	432	455	18	207	95	2
350	412	428	19	187	68	1

Yapılan çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme uzama diyagramından faydalanılarak, ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin, öndeformasyon uygulanmadan ve öndeformasyon uygulanıp, yaşlandırılması sonucu elde edilen

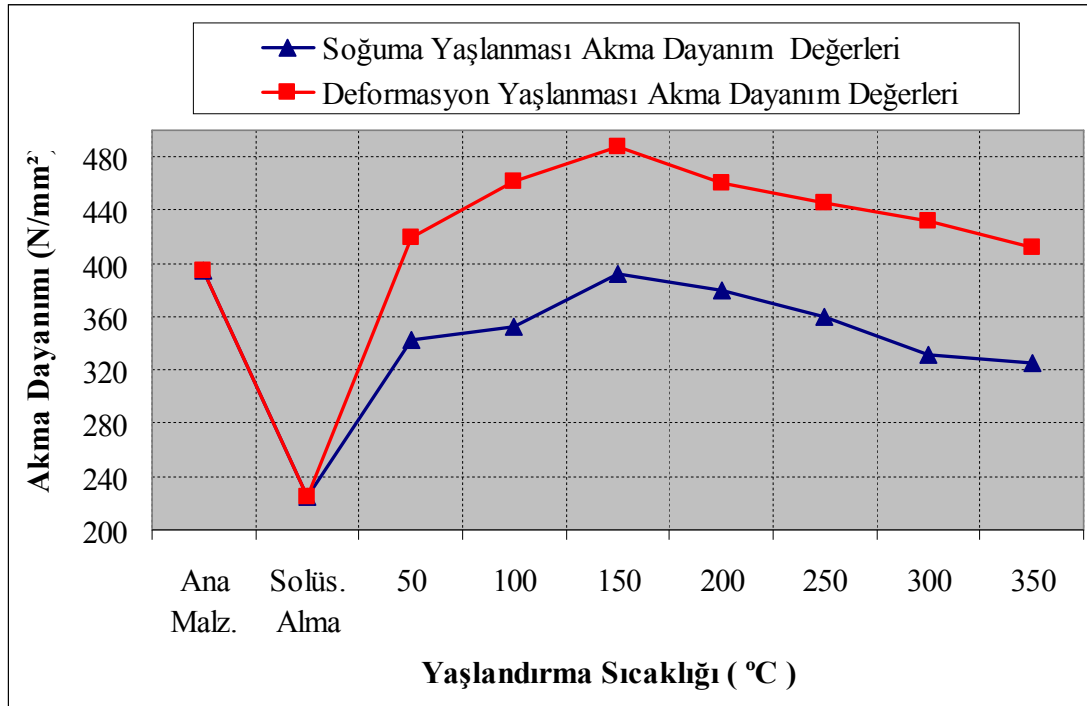
çekme dayanımı ve yaşlandırma sıcaklığı arasındaki ilişkiyi gösteren grafik Şekil 5.10'da ve akma dayanımı ile yaşlandırma sıcaklığı arasındaki ilişkiyi gösteren grafik ise Şekil 5.11'de gösterilmektedir.



Şekil 5.10. Yaşlandırma sıcaklığının maksimum çekme gerilmesine etkisi.

Şekil 5.10'da görüldüğü gibi, HSLA 7136 kalite çelik ana malzemenin çekme dayanımı 450 N/mm² olarak tespit edilmiştir. Daha sonra ana malzemeden elde edilen numunelerin, 950 °C'de 1 saat solüsyona alınıp ardından hemen suda soğutulması sonucunda çekme dayanımının 360 N/mm²'e düştüğü görülmüştür. Solüsyona alındıktan sonra, 20 dakika sabit sürede ve 50, 100 ve 150 °C'deki yaşlandırma işleminde, öndeformasyona uğramayan ve % 3 öndeformasyona uğrayan numunelerin çekme dayanımları artış göstererek, 150 °C sıcaklıkta en yüksek değere çıktığı görülmektedir. Daha sonra ki yaşlandırma işlemlerinde, yine 20 dakika sabit sürede ve 200, 250, 300 ve 350 °C'de ise öndeformasyona uğramayan ve % 3 öndeformasyona uğrayan numunelerin çekme dayanımlarında düzenli bir düşüş olduğu görülmektedir. Ancak bu düşüşün sonunda elde edilen çekme dayanım değeri, ana malzemenin çekme dayanımından daha düşük olmasına rağmen solüsyona alınan numunenin çekme dayanımından daha yüksektir.

Yaşlandırma işlemleri sonucunda soğuma yaşlanması grubu olan ve öndeformasyon yapılmamış numunenin çekme dayanımının en yüksek değeri 500 N/mm² ile 150 °C’de görülürken, en düşük değeri ise 400 N/mm² ile 350 °C’de görülmüştür. Deformasyon yaşlanması grubu olan ve % 3 öndeformasyon uygulanan numunenin ise çekme dayanımının en yüksek değeri 515 N/mm² ile 150 °C’de görülürken, en düşük değeri ise 428 N/mm² ile 350 °C’de görülmüştür.

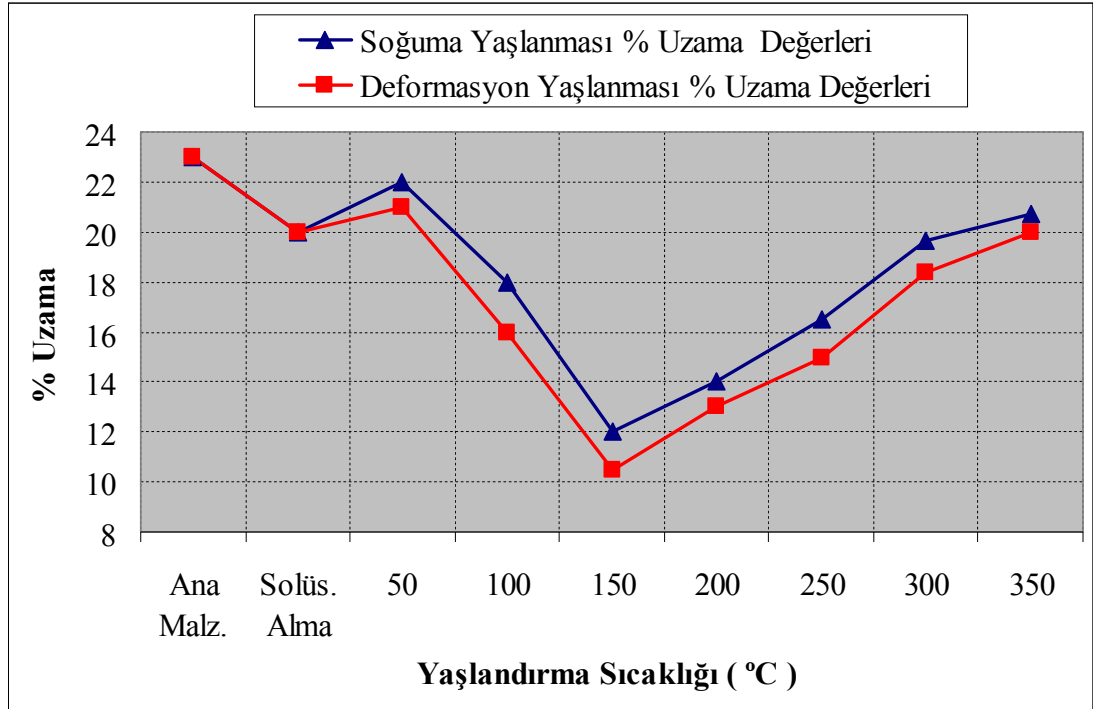


Şekil 5.11. Yaşlandırma sıcaklığının akma dayanımına etkisi.

Şekil 5.11 numunelerin akma dayanımlarındaki değişimleri göstermektedir. HSLA 7136 kalite çelik ana malzemenin akma dayanımı 395 N/mm² olarak tespit edilmiştir. Daha sonra ana malzemedan elde edilen numunelerin, 950 °C’de 1 saat solüsyona alınıp ardından hemen suda soğutulması sonucunda ise akma dayanımının 225 N/mm²’e düştüğü görülmüştür. Hem soğuma yaşlanması hem de deformasyon yaşlanması uygulanan numuneler için; numuneler solüsyona alındıktan sonra, 20 dakika sabit sürede ve 50, 100 ve 150 °C sıcaklıkta uygulanan yaşlandırma işlemlerinde numunelerin akma dayanımları artmış olup, bu artışın 150 °C sıcaklıkta en yüksek değere çıktığı görülmektedir. Yine 20 dakika sabit sürede, fakat yaşlandırma sıcaklığı 200, 250, 300 ve 350 °C’ye çıkartıldığında numunelerin akma

dayanımlarında düzenli bir düşüş olduğu görülmektedir. Öndeformasyon uygulanmış numuneler tüm yaşlandırma sıcaklıklarında ana malzemeninkinden daha yüksek bir akma dayanım değeri gösterirken; öndeformasyon uygulanmamış numunelerin akma dayanımları tüm yaşlandırma sıcaklıklarında ana malzemededen daha düşük çıkmıştır.

Farklı sıcaklıklarda yaşlandırma işlemleri sonucunda soğuma yaşlanması grubu numunelerinin en yüksek akma dayanım değeri 392 N/mm² ile 150 °C’de, en düşük değeri ise 325 N/mm² ile 350 °C’de görülmüştür. Deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin en yüksek akma dayanım değeri 487 N/mm² ile 150 °C’de görülürken, en düşük değeri ise 412 N/mm² ile 350 °C’de görülmüştür.



Şekil 5.12. Yaşlandırma sıcaklığının % uzamaya etkisi.

Şekil 5.12’de görüldüğü gibi, HSLA 7136 kalite çelikten elde edilen ana malzemenin toplam uzaması % 23 olarak tespit edilmiştir. Daha sonra ana malzemededen elde edilen numunelerin, 950 °C’de 1 saat solüsyona alınıp ardından hemen suda soğutulması sonucunda toplam uzaması % 20’ye düştüğü görülmüştür. Solüsyona alındıktan sonra, 20 dakika sabit sürede ve 50, 100 ve 150 °C’deki yaşlandırma işleminde, öndeformasyona uğramayan ve % 3 öndeformasyona uğrayan

numunelerin % uzamalarının düşüş göstererek, 150 °C sıcaklıkta en düşük değere ulaştığı görülmektedir. Daha sonra ki yaşlandırma işlemlerinde, yine 20 dakika sabit sürede ve 200, 250, 300 ve 350 °C’de ise öndeformasyona uğramayan ve % 3 öndeformasyona uğrayan numunelerin toplam uzama değerlerinde düzenli bir artış olduğu görülmektedir.

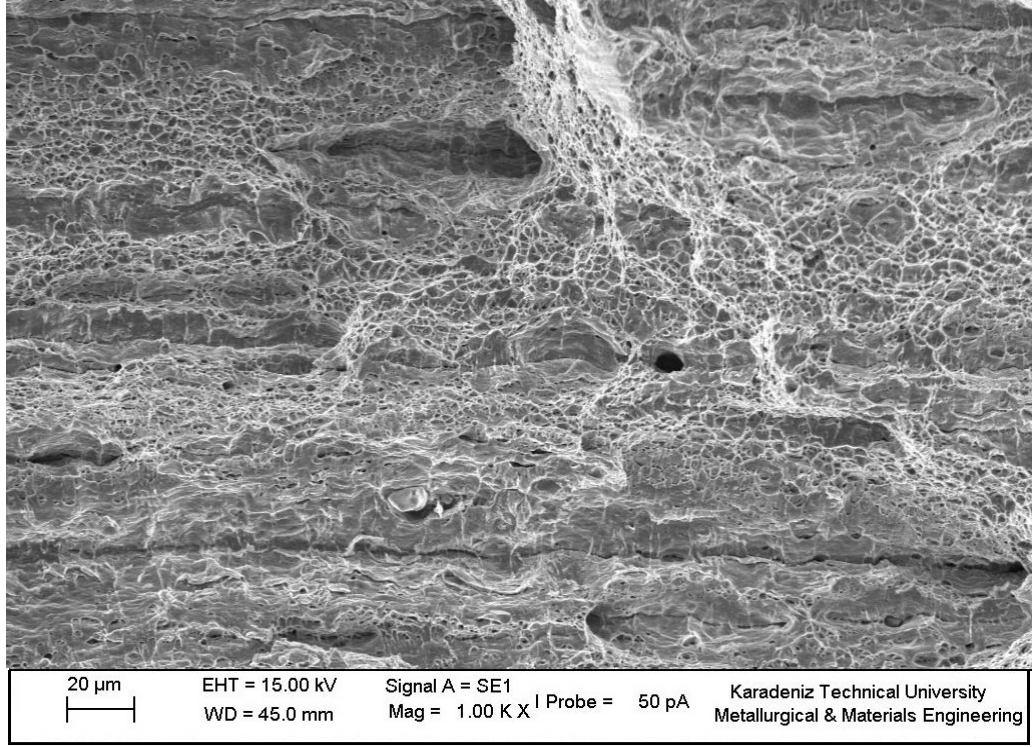
Yaşlandırma işlemleri sonucunda soğuma yaşlanması grubu olan ve öndeformasyon yapılmamış numunenin % uzaması en düşük değeri 12 ile 150 °C’de görülürken, en yüksek değeri ise 22 ile 50 °C’de görülmüştür. Deformasyon yaşlanması grubu olan ve % 3 öndeformasyon uygulanan numunenin ise % uzaması en düşük değeri 10 ile 150 °C’de görülürken, en yüksek değeri ise 21 ile 50 °C’de görülmüştür.

Yaşlandırma işlemi sonucunda elde edilen değerlere göre; hem % 3 öndeformasyon uygulanmış, hem de öndeformasyon uygulanmamış numunelerin 20 dakika süreyle 50 - 350 °C sıcaklık aralığında yaşlandırma işlemi sonucunda, yaşlanma sertleşmesine maruz kaldıkları görülmektedir. Her iki grup içinde bu değer 150 °C’de en yüksek seviyeye ulaşmıştır.

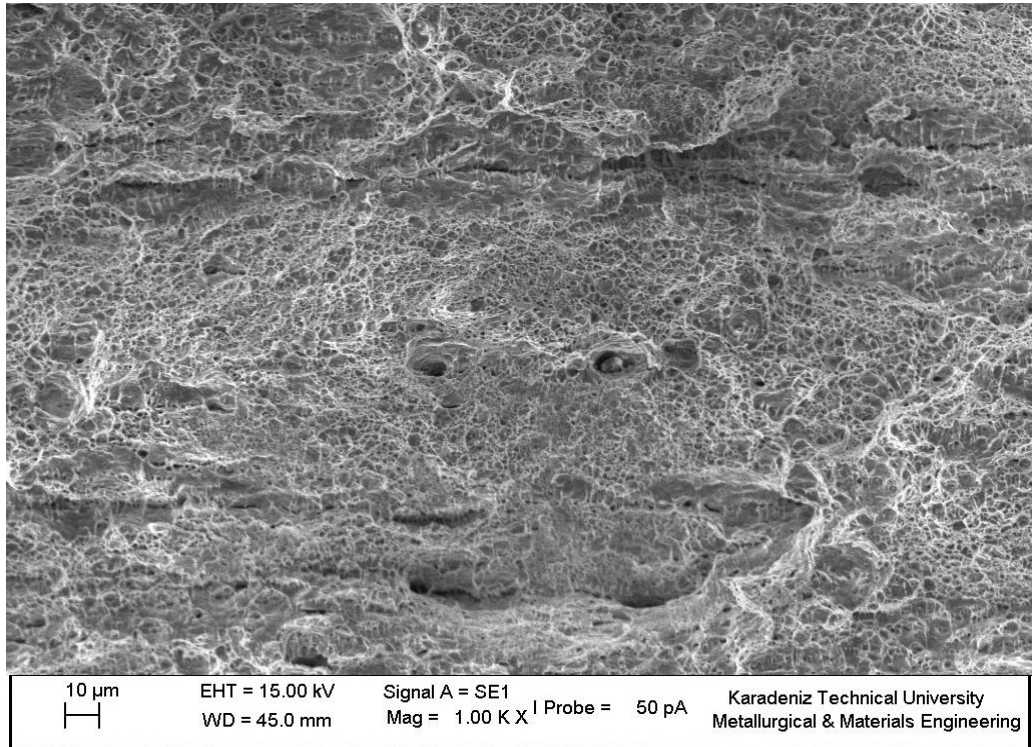
5.5. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE YAPILAN KIRIK YÜZEY İNCELEME SONUÇLARI

HSLA 7136 kalite çelikten elde edilen ana malzemenin, solüsyona alınan, soğuma yaşlanması ve deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin kırık yüzey görüntüleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak, 1000X büyütme ile görüntülenmiştir. Burada elde edilen 1000X büyütmeli görüntüler deney numune yüzeyinin genelini yansıtan alansal bir kesiti göstermektedir.

Şekil 5.13’te görülen ana malzeme ve solüsyona alınan ana malzemenin elde edilen kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde, ana malzemenin yüzeyi kısmen girintili çıkıntılı bir yüzeye sahip olmakla birlikte, genel hatlarıyla pürüzlü ve camsı bir yapıda oluşan karmaşık bir görüntüye sahip olduğu görülmektedir. Solüsyona alınan ana malzemenin yüzeyi ise daha pürüzlü ve daha girintili çıkıntılıdır.



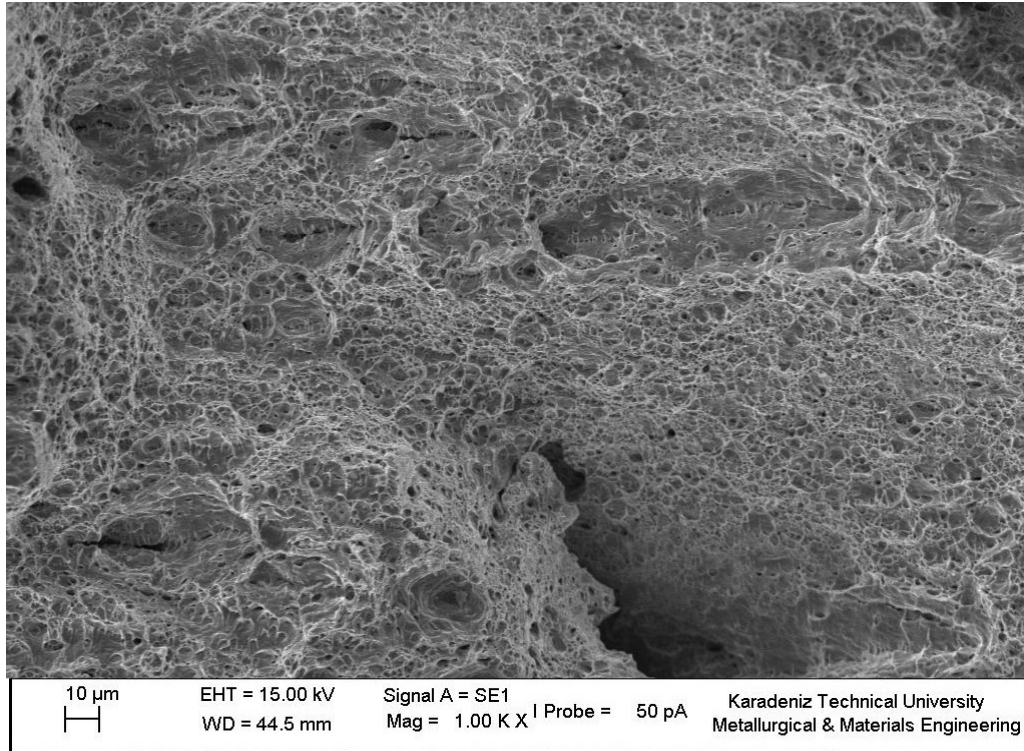
(a) Ana malzeme.



(b) Solüsyona alınan numune.

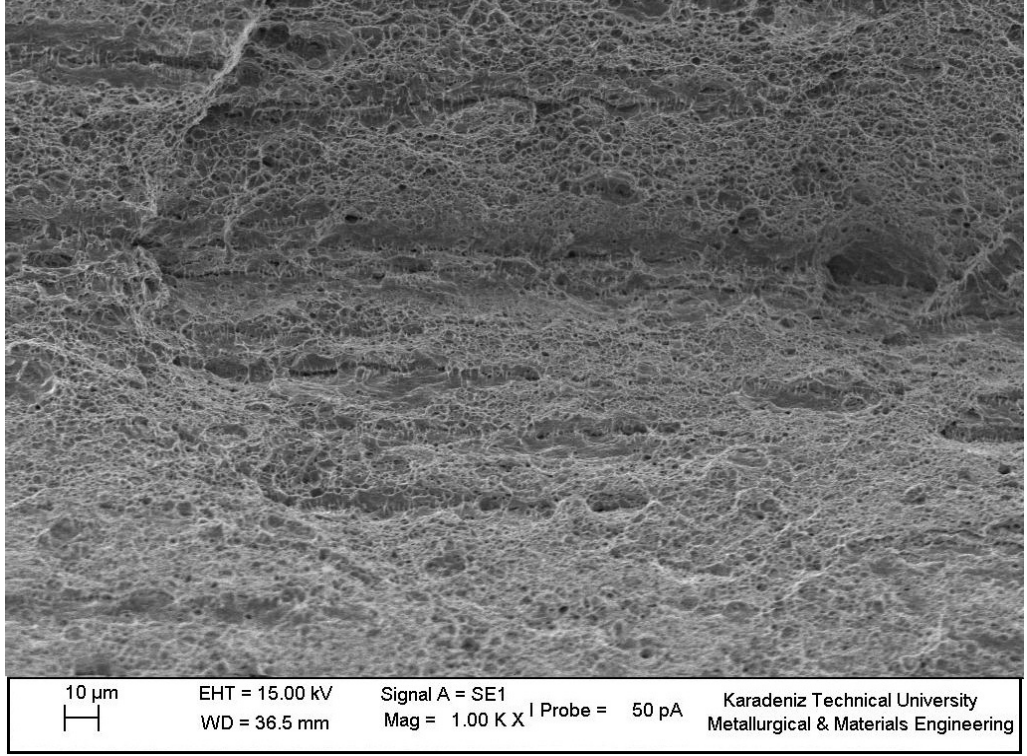
Şekil 5.13. Taramalı elektron mikroskobundan (SEM) 1000X büyütme ile elde edilen, a) ana malzeme ve b) solüsyona alınan numunelerin kırık yüzey resimleri.

Solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğramadan, 20 dakika sabit sürede ve artan sıcaklık dilimlerinde yaşlandırılan numunelerin, çekme deneyi sonucunda elde edilen kırık yüzey görüntüleri Şekil 5.14'te görülmektedir. Bu kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde numunelerin hepsinde yüzeylerin girintili çıkıntılı ve pürüzlü olduğu görülmektedir. Fakat 150 °C'deki yaşlandırma sıcaklığında numunelerin kırık yüzey görüntülerinde camsı ve pürüzlü bir yapıda karmaşık bölgelerin de olduğu görülmektedir. Şekil 5.8'deki gerilme uzama grafiğinde de bu sıcaklık diliminde numunenin % uzama değerinin düştüğü görülmektedir. Yine bu düşüş Şekil 5.12'deki yaşlandırma sıcaklığının % uzamaya etkisini gösteren grafikte belirgin bir şekilde görülmektedir. Şekil 5.10'daki çekme dayanımı ile sıcaklığı arasındaki ilişkiyi gösteren grafikte de görüldüğü gibi söz konusu bu sıcaklık diliminde çekme dayanımı en yüksek değerine ulaşmıştır. Bu iki grafikteki sonuçlar ve kırık yüzey görüntüleri, birbirleriyle örtüşmektedir.



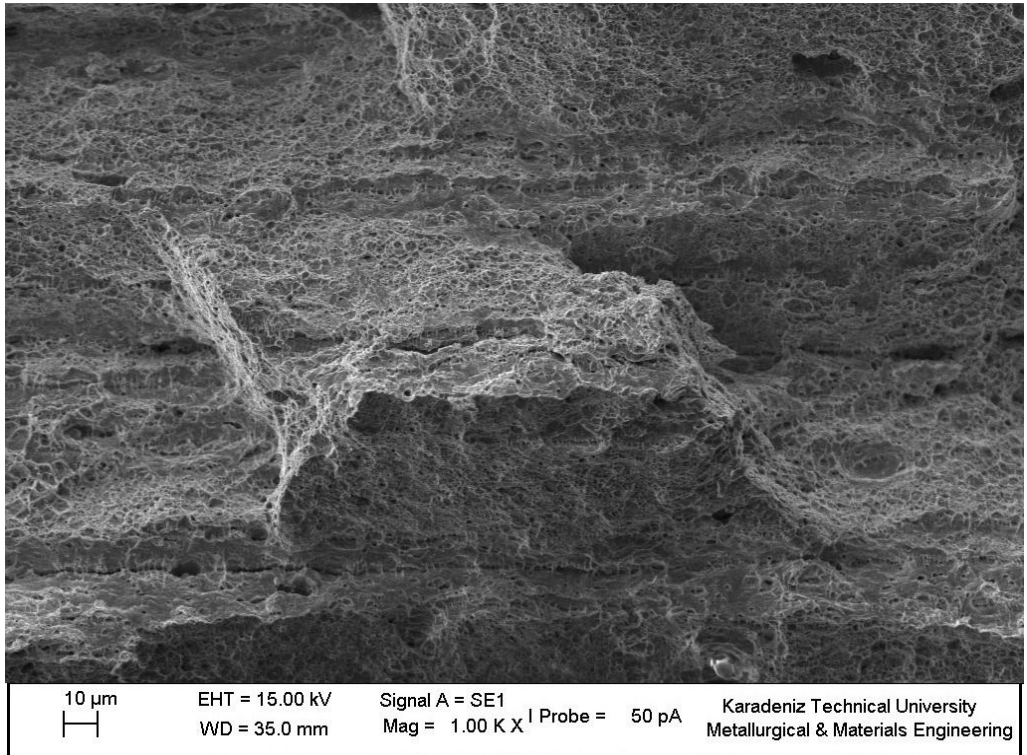
a) 50 °C'de yaşlandırma.

Şekil 5.14. Taramalı elektron mikroskobundan (SEM) 1000X büyütme ile elde edilen, solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğramadan 20 dakika sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



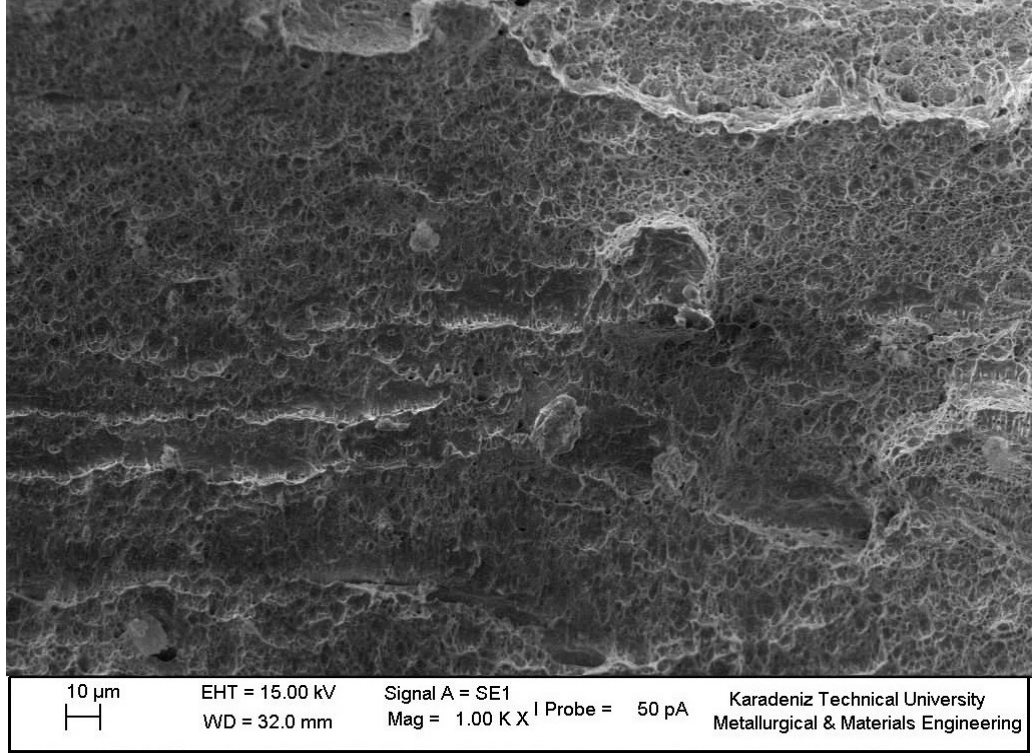
b) 100 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.14. (devam ediyor).



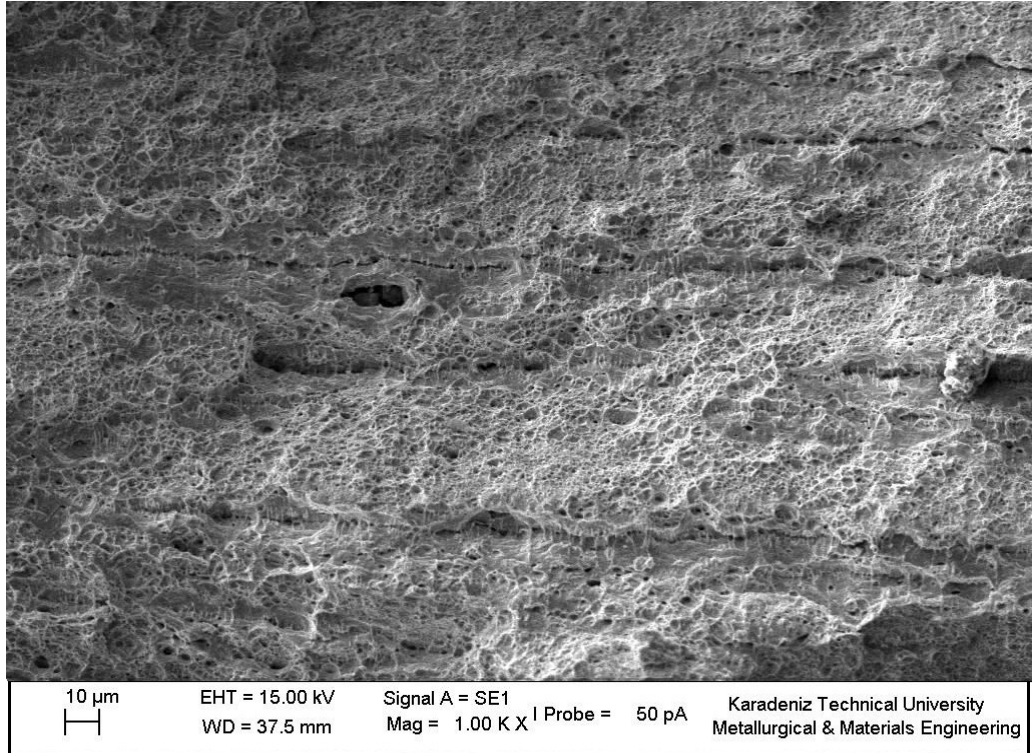
c) 150 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.14. (devam ediyor).



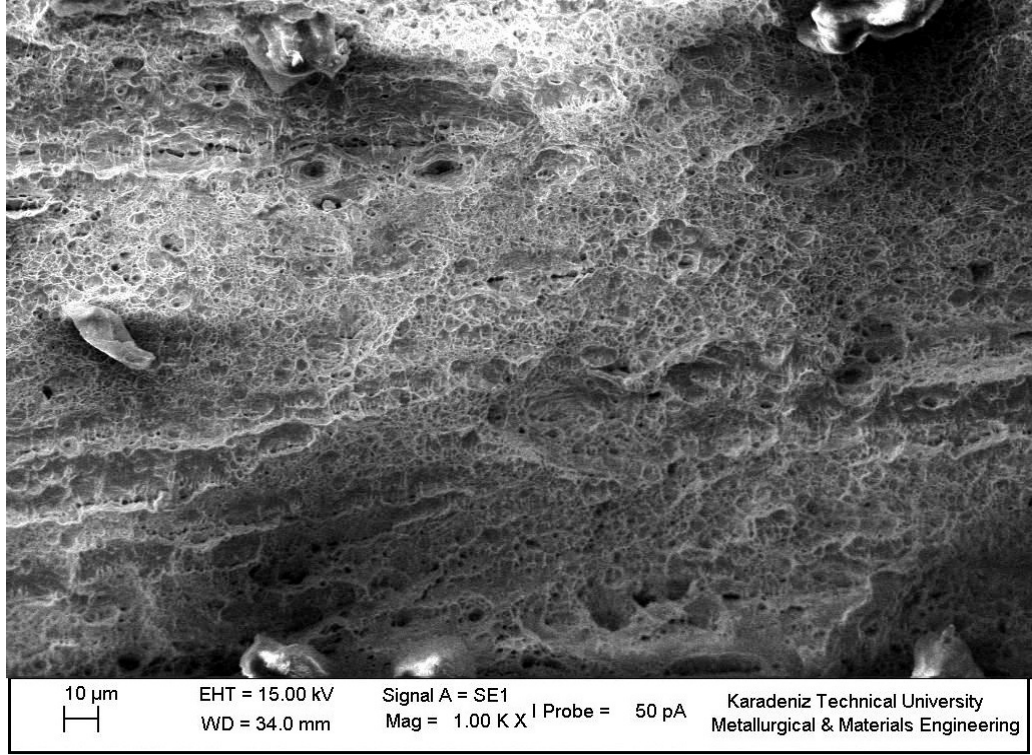
d) 200 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.14. (devam ediyor).



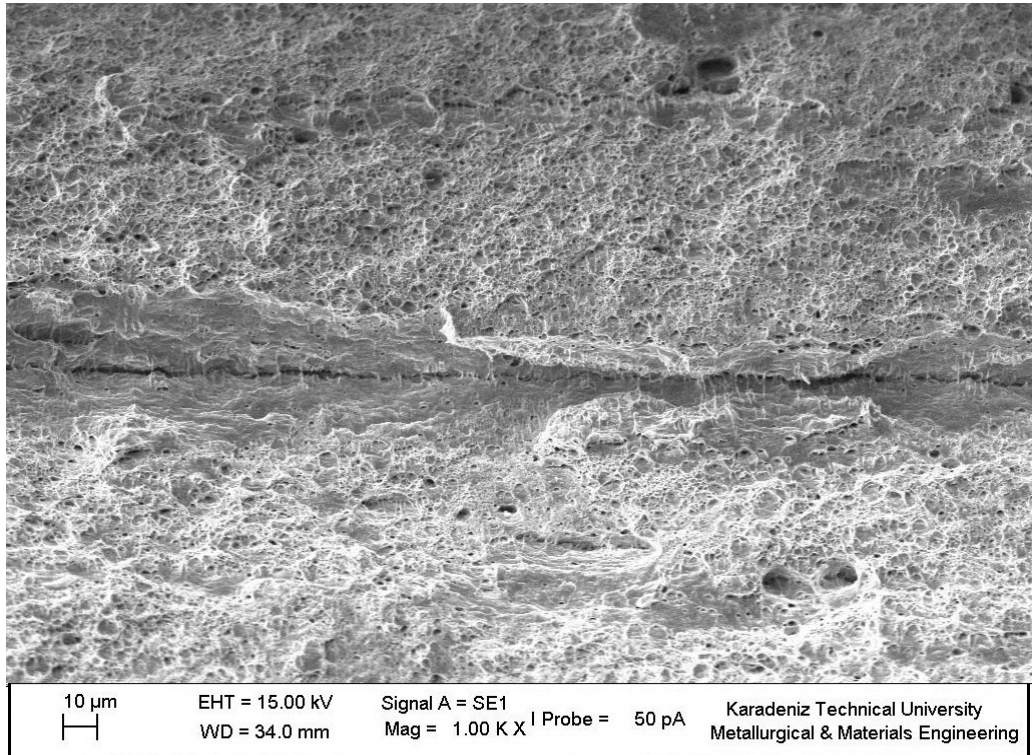
e) 250 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.14. (devam ediyor).



f) 300 °C'de yaşlandırma.

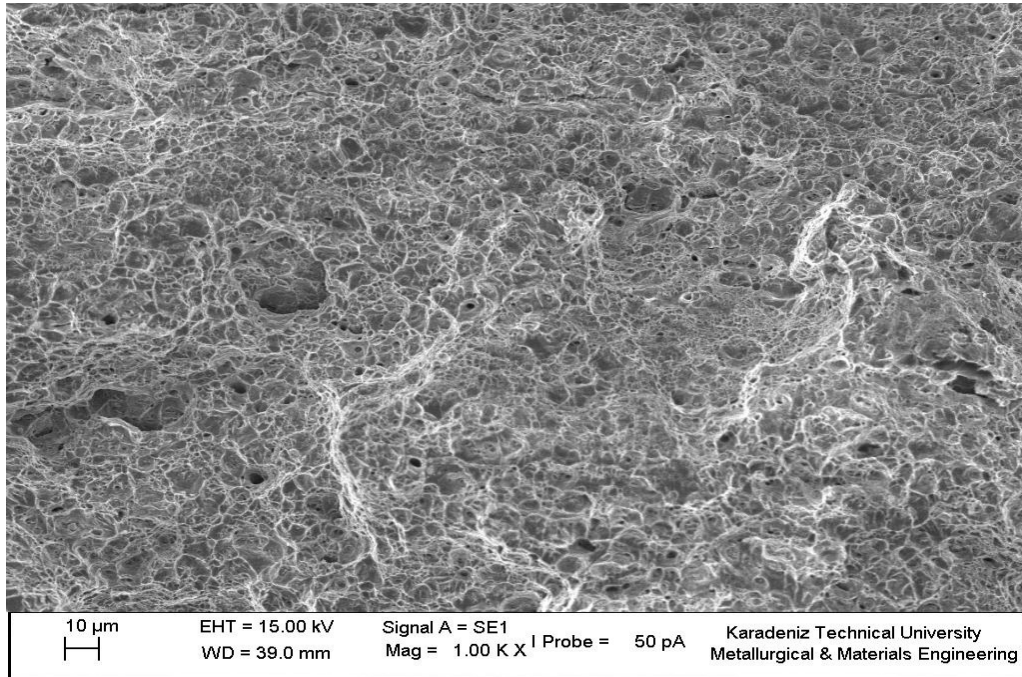
Şekil 5.14. (devam ediyor).



g) 350 °C'de yaşlandırma.

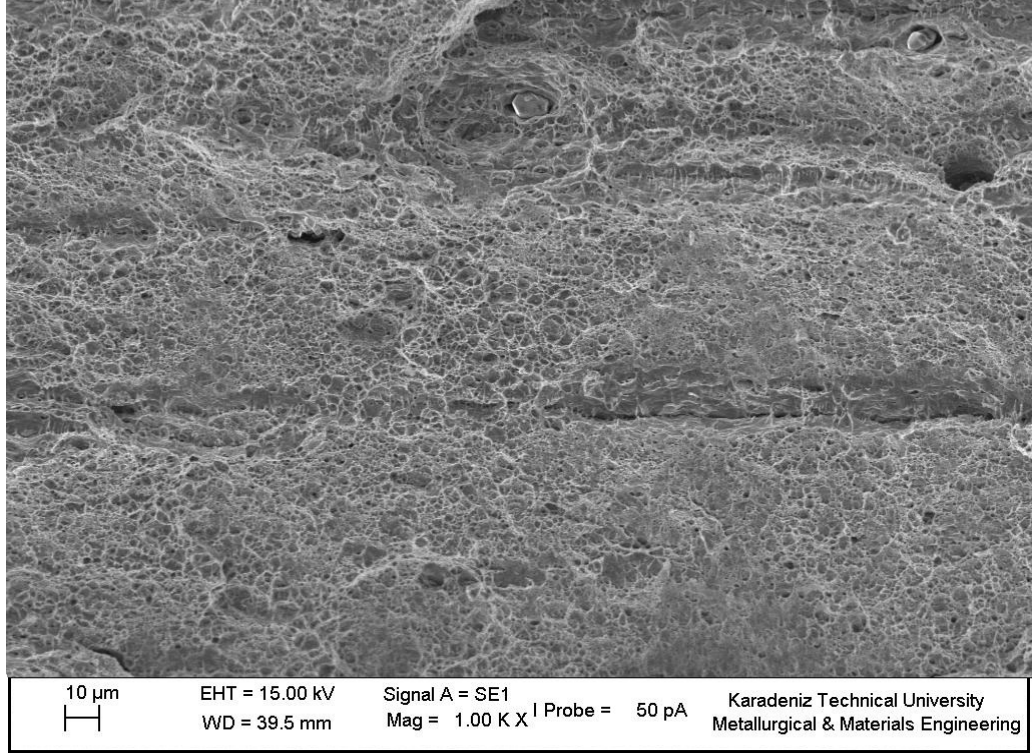
Şekil 5.14. (devam ediyor).

Solüsyona alındıktan sonra % 3 öndeformasyon uygulayıp, 20 dakika sabit sürede ve artan sıcaklık dilimlerinde yaşlandırılan numunelerin, çekme deneyi sonucunda elde edilen kırık yüzey görüntüleri Şekil 5.15'te görülmektedir. Bu kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde, öndeformasyona uğramayan numunelerdeki görüntülere benzerlik göstermektedir. Bu durum Şekil 5.10'daki çekme dayanımı ile yaşlandırma sıcaklığı arasındaki ilişkiyi gösteren diyagramda değerlerin birbirine paralel olarak devam etmesiyle de örtüşmektedir. Öndeforme edilen numunelerin görüntülerinde yüzeylerin girintili çıkıntılı ve pürüzlü olduğu görülmektedir. Fakat 150 °C'deki yaşlandırma sıcaklığında numunelerin kırık yüzey görüntülerinde camsı ve pürüzlü bir yapıda karmaşık bir görüntüye sahip olduğu görülmektedir. Öndeformasyona uğramayan grupta olduğu gibi, Şekil 5.9'daki gerilme uzama grafiği incelendiğinde bu sıcaklık diliminde de numunenin süneklüğünde düşüş olduğu görülmektedir. Şekil 5.10'daki çekme dayanımı ile sıcaklığı arasındaki ilişkiyi gösteren grafikte de görüldüğü gibi söz konusu bu sıcaklık diliminde çekme dayanımı ise en yüksek değerine ulaşmıştır.



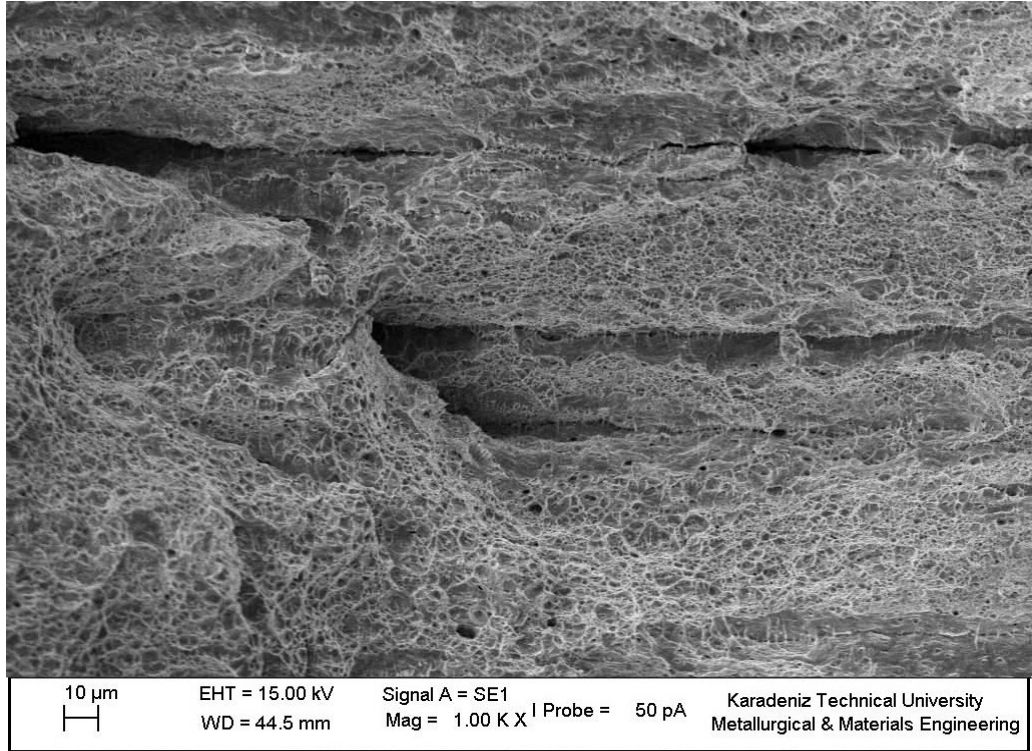
a) 50 °C'de yaşlandırma.

Şekil 5.15. Taramalı elektron mikroskobundan (SEM) 1000X büyütme ile elde edilen, solüsyona alındıktan sonra % 3 öndeformasyon uygulanıp, 20 dakika sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin kırık yüzey resimleri.



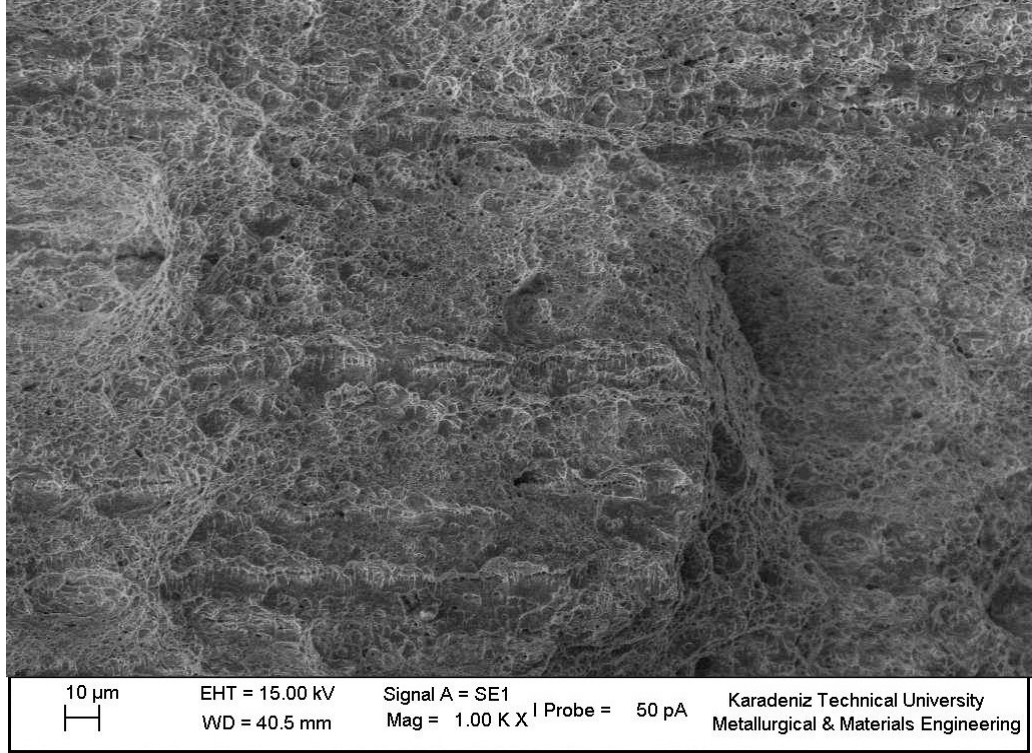
b) 100 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.15. (devam ediyor).



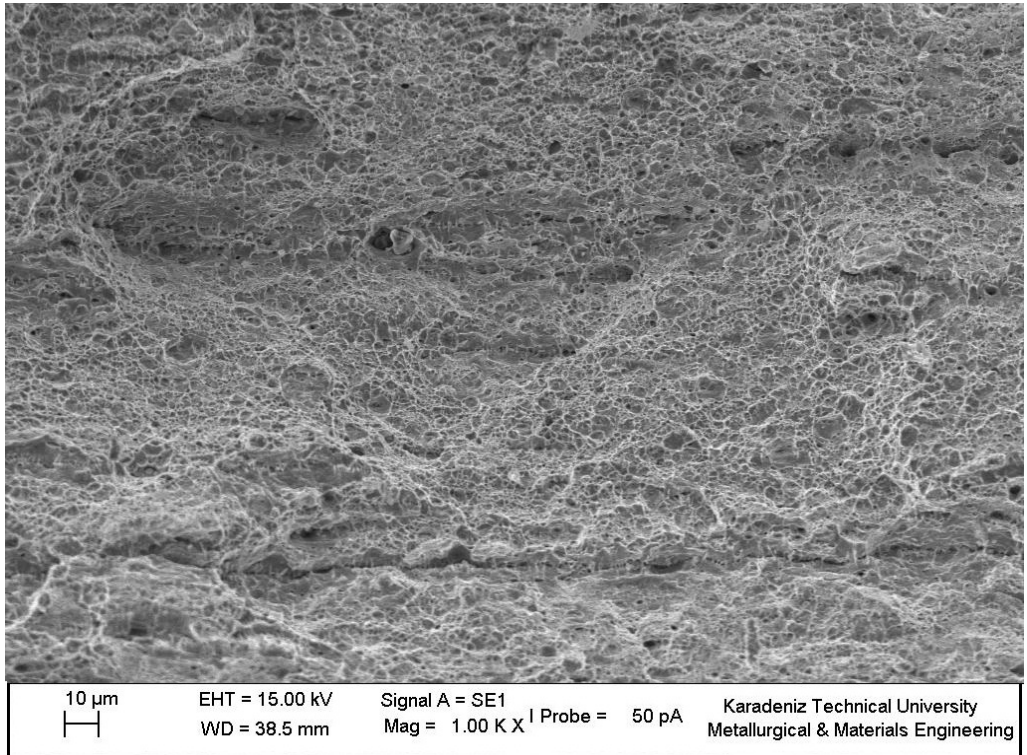
c) 150 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.15. (devam ediyor).



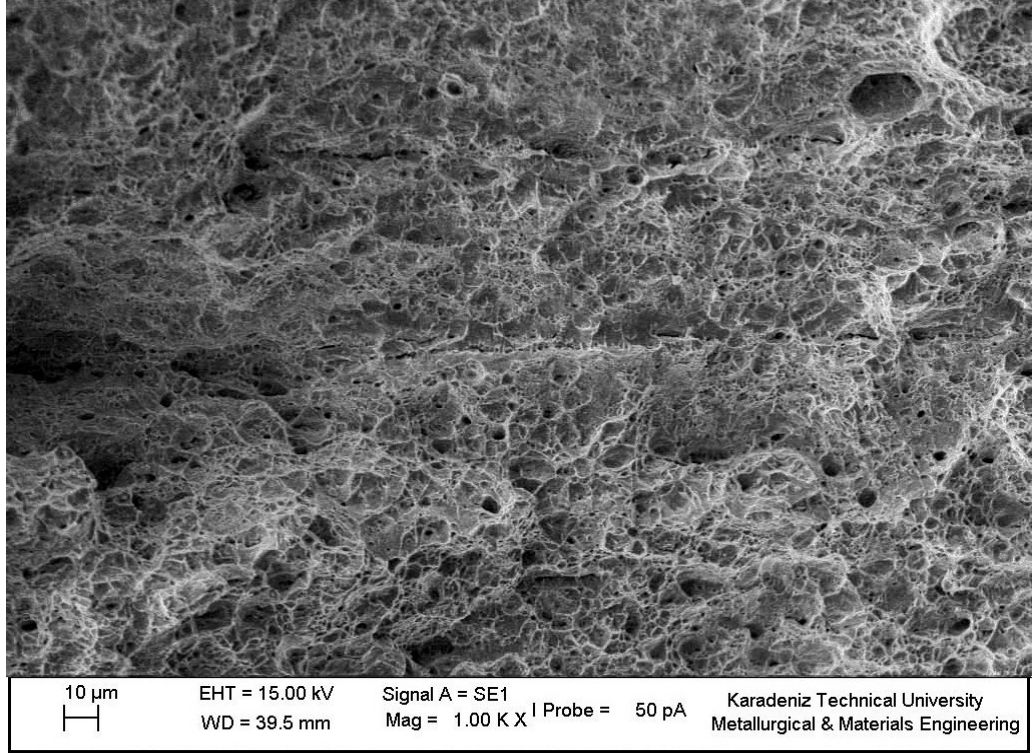
d) 200 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.15. (devam ediyor).



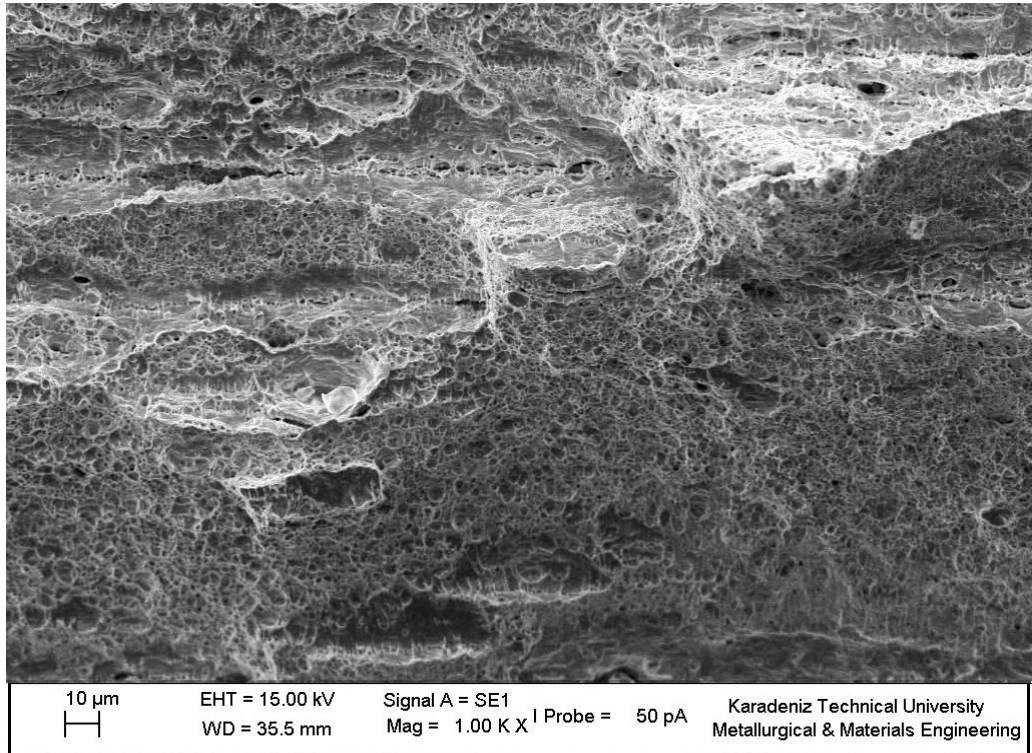
e) 250 °C’de yaşlandırma.

Şekil 5.15. (devam ediyor).



f) 300 °C'de yaşlandırma.

Şekil 5.15. (devam ediyor).



g) 350 °C'de yaşlandırma.

Şekil 5.15. (devam ediyor).

BÖLÜM 6

SONUÇLARIN İRDELENMESİ

6.1. GİRİŞ

Bu bölümde HSLA 7136 kalite çelik deney numunelerinden elde edilen optik mikroskop görüntülerinin, sertlik sonuçlarının, çekme deney sonuçlarının ve tarama elektron mikroskobu (SEM) ile görüntülenen kırık yüzey resimlerinin irdelenmesi yapılmıştır.

6.2. OPTİK MİKROSKOP SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Belirli bir süre ile solüsyona alınan numunelerin suda hızlı bir şekilde soğutulup, öndeforme edilmeden ve öndeforme edilip, sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırıldıktan sonra mikroyapısında meydana gelen değişimi incelemek için optik mikroskop görüntüleri alınmıştır.

HSLA 7136 kalite çelik numuneler Şekil 5.1'de görüldüğü gibi başlangıçta mikroyapısal olarak farklılık göstermektedir. Yani çelik numuneler başlangıç mikroyapısı olarak, eş eksenli tane yapısına sahip olup, ferrit ve perlit fazlarından meydana gelmektedir [1]. Numuneler solüsyona alındıktan sonra elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 5.2'de görülmektedir. Bu mikroyapı görüntüsü incelendiğinde, solüsyona alınan numunelerin kaba taneli ferrit fazından oluştuğu görülmektedir. Numunelerin 950 °C'de 1 saat solüsyona alınması ile birlikte tane boyutlarında ana malzemeye göre büyüme meydana geldiği görülmektedir. Bu büyümenin ise numunenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda uzun süre tutulması sonucunda gerçekleştiği düşünülmektedir.

Şekil 5.3, 5.4, 5.5 ve 5.6'da 150 ve 350 °C'de soğuma ve statik deformasyon yaşlanması uygulanmış numunelerin mikroyapı resimleri görülmektedir. Bu resimlerden de anlaşılacağı üzere, 150 °C'de yaşlandırılan numunelerde ferrit tanelerinin daha ince olduğu ve bu durumun dayanım artışına sebep olduğu anlaşılmaktadır. 350 °C yaşlandırma sıcaklıklarında ise tane kabalaşmasının olduğu ve aşırı yaşlanma ile numunelerin dayanım değerlerinin düştüğü görülmüştür.

6.3. SERTLİK SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Malzemenin mekanik özelliklerine, yaşlanmanın etkisini belirlemek için uygulanan yöntemlerden birisi de sertlik değerlerinin tespit edilmesidir. Deneysel sonuçlar bölümünde Şekil 5.7'deki grafikte ana malzeme, solüsyona alınan, soğuma ve deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin sertlik ölçüm değerleri grafiksel olarak görülmektedir.

Solüsyona alındıktan sonra öndeformasyon uygulanmadan ve öndeformasyon uygulanıp, sabit sürede ve farklı sıcaklık dilimlerinde yaşlandırılan numunenin sertliği ölçüldüğünde, ana malzemedan elde edilen ve hiçbir işleme tabi tutulmayan numunenin sertliğinden daha yüksektir. Ana malzemedan elde edilen numunenin sertliği 155 HV1 olarak ölçülürken, solüsyona alınan numunenin sertliği ise 135 HV1 olarak ölçülmüştür.

Solüsyona alındıktan sonra numuneler iki gruba ayrılmıştır. Birinci grup öndeformasyon uygulanmadan 20 dakika sabit sürede ve 7 farklı sıcaklık diliminde yaşlandırılmıştır. Öndeformasyon uygulanmayan bu grubun sertliği, 50 °C'den başlayarak, 100 ve 150 °C'deki yaşlandırma işlemlerinde bir artış göstermiş ve 150 °C'de bu grubun en yüksek sertlik değeri olan 215 HV1 değerine ulaşmıştır. Daha sonra ise 200, 250, 300 ve 350 °C'deki yaşlandırma işlemlerinde sertlik azalmış, 350 °C'de en düşük değer olan 178 HV1 olarak ölçülmüştür. İkinci gruba ise % 3 öndeformasyon uygulanıp yine 20 dakika sabit sürede ve 7 farklı sıcaklık diliminde yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. % 3 öndeformasyon uygulanıp yaşlandırılan bu grubun sertliği yine birinci grupta olduğu gibi, 50 °C'den başlayarak, 100 ve 150 °C'deki yaşlandırma işlemlerinde bir artış göstermiş ve 150 °C'de bu grubun en

yüksek sertlik değeri olan 225 HV1 değerine ulaşmıştır. Daha sonra ise 200, 250, 300 ve 350 °C'deki yaşlandırma işlemlerinde sertlik azalmış, 350 °C'de en düşük değer olan 181 HV1 olarak ölçülmüştür.

50, 100 ve 150 °C sıcaklıktaki yaşlandırma bölgelerinde öndeformasyona uğramayan ve % 3 öndeformasyona uğrayan numunelerin sertliğindeki artışın sebebini ise yaşlandırma işleminin bu sıcaklık dilimlerinde meydana gelmesi olduğunu söyleyebiliriz. Daha sonraki yaşlandırma periyotları olan 200, 250, 300 ve 350 °C'de sertliğin düşmesinin nedenini ise bu sıcaklık dilimlerinde aşırı yaşlandırma olayının gerçekleşmesi olarak gösterebiliriz. Meydana gelen aşırı yaşlandırma sebebiyle malzemenin kafes yapısındaki çarpılma azalacak ve böylece dislokasyonların hareketi kolaylaşacaktır. Dislokasyonların hareketinin kolay olmasıyla da Şekil 5.7'de ki grafikte görüldüğü gibi malzemenin sertlik ve mukavemeti azalacaktır.

Yukarıdaki açıklamalarda ve sonuçlar bölümünde Şekil 5.7'deki grafikte görüldüğü gibi öndeformasyona uğramadan ve öndeformasyona uğrayıp, sabit süre ve farklı sıcaklık dilimlerinde yaşlandırılan numunelerin sertlik değerlerindeki artış ve azalmalar birbirine benzerlik göstermektedir. Yalnız burada dikkat edilmesi gereken nokta ise bütün sıcaklık dilimlerinde öndeformasyona uğrayan numunelerin sertlik değerleri, öndeformasyona uğramayan numunelerin sertlik değerlerinden daha yüksektir. Bazı sıcaklık dilimlerinde aradaki fark azalma gösterse de, iki grup arasındaki sertlik değer grafiği (bakınız Şekil 5.7) birbirine paralel olarak devam etmektedir. Öndeformasyona uğrayan grubun sertlik değerlerinin, öndeformasyon uygulanmayan gruba nazaran daha yüksek çıkmasının sebebi yaşlandırma işlemi öncesi uygulanan % 3 öndeformasyon yani plastik deformasyon uygulandıktan sonra yaşlandırma işleminin gerçekleştirilmesi ile statik yaşlanma olayının meydana gelmesi ve bunun sonucunda malzemedeki dislokasyon yoğunluğunun artarak, dislokasyonların hareketinin zorlaşması olduğu gösterilebilir. Statik yaşlanma sertleşmesi sonucunda, malzemedeki akma gerilmesinde bir artış ve uzamada bir düşüş görülmektedir. Bu etkilere, hareket eden dislokasyonlar ve onları kilitleyen karbon ve azot gibi arayer atomları ile karbür, nitrür veya karbonitrürlerin neden olduğu kabul edilmektedir. Ayrıca deformasyona uğrayan çeliklerde ferrit içerisinde

çözünen karbon ve azot arayer atomlarının düşük sıcaklıklarda difüzyon yoluyla dislokasyon hareketine engel olarak dayanımı arttırdığı belirtilmiştir [33,49].

Gündüz ve arkadaşları, yapmış oldukları çalışmada, otomotiv endüstrisinde kullanılan 1415, 7114 ve 7118 kalite mikroalaşımli IF çelik sacların yaşlanma özellikleri ve bu yaşlanmanın çeliklerin dayanımına etkilerini incelemişlerdir. Bunun için 1415, 7114 ve 7118 kalite çeliklere % 2, % 5 ve % 10 miktarında öndeformasyon uygulamışlar ve daha sonra farklı sıcaklıklardaki yaşlandırma işlemi ile numuneleri yaşlandırmışlardır. Bu yaşlandırma işlemi sonucunda numunelerin, uygulanan öndeformasyondan etkilenecek gerinim yaşlanması özelliği gösterdiğini bulmuşlardır [50].

Diğer bir çalışmada ise Kaçar ve Gündüz, AISI430 kalite çeliği solüsyona almışlar ve % 8 öndeformasyon uygulayıp, yapay yaşlandırma şartlarındaki davranışlarını incelemişlerdir. Yapılan bu çalışma ile; 100, 200, 300 ve 400 °C sıcaklıkta, 30 dakika sabit sürede yaşlandırma neticesinde bu çeliğin mekanik özelliklerinde artış bulmuşlardır. Bu artış sonucunda da, gerinim yaşlanması kontrollü bir şekilde uygulanırsa bunun çeliklerde dayanım artırma mekanizması olarak kullanılabileceğini tespit etmişlerdir [32].

Yine bir çalışmada, öndeformasyona uğramayan ve öndeformasyona uğrayan grubun sertliğinin 50 °C'den başlayıp, 100 ve 150 °C'deki yaşlandırma işlemlerinde artış göstererek, 150 °C'de her iki grubun en yüksek sertlik değerine ulaşması, arayer atomlarından ve mikroyapıda oluşan çökeltilerden kaynaklanmaktadır. Ferrit fazı içerisinde serbest halde bulunan karbon ve azot gibi arayer atomları ile daha yüksek sıcaklıklarda oluşan kromca zengin çökeltilerin yapı içerisinde dislokasyon hareketine engel teşkil ederek mukavemet ve sertliğin artmasına neden olduğu belirtilmiştir [44].

Yapılan sertlik ölçümlerinde, öndeformasyona uğramayan ve öndeformasyona uğrayan grubun sertliğinin 200 °C'den başlayıp, 250, 300 ve 350 °C'deki yaşlandırma işlemlerinde en düşük sertlik değerine ulaşması ise, bu sıcaklık dilimlerinde numunelerin aşırı yaşlandırma işlemine maruz kaldığını göstermektedir.

Aşırı yaşlandırma işleminde çökelti miktarı büyüyerek aralarındaki mesafe artar ve dislokasyon başına düşen çökelti miktarı azaldığı için dislokasyonlar kolay hareket etmeye başlarlar. Böylece numunenin sertliğinde azalma meydana gelir [37].

Tosun, yapmış olduğu çalışmada, meydana gelen aşırı yaşlanma ile dislokasyonların hareketinin engellenemediğini belirtmiştir. Bununla birlikte martenzit taneleri içerisinde sıkışmış halde bulunan karbon ve azot atomları sıcaklığın etkisiyle difüzyona uğrayarak karbonitrür çökelti oluşturmuştur. Bu çökeltilerin aşırı yaşlandırma sıcaklığında kabalaşarak ferrit ve martenzit fazlarının sertliklerini düşürdüğünü belirtmektedir [33].

6.4. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Yaşlandırma işlemi sonucunda malzemede meydana gelen değişikliklerin tespit edilmesinde kullanılan, çekme ve akma dayanımı, % birim şekil değiştirme gibi parametreler çekme deneyi sonucunda elde edilmektedir.

HSLA 7136 kalite çelikten elde edilip, 950 °C’de 1 saat solüsyona alındıktan sonra hemen suda soğutulup, öndeformasyona uğramadan ve öndeformasyona uğrayıp, sabit sürede ve farklı sıcaklık dilimlerinde yaşlandırılan numunelerin gerilim uzama diyagramları, sonuçlar bölümünde Şekil 5.8 ve Şekil 5.9’da verilmiştir. Bu grafikler incelendiğinde ana malzemenin akma ve çekme dayanımı, solüsyona alınan numunenin akma ve çekme dayanımından daha yüksektir.

Yine bu grafiklerde görüldüğü gibi soğuma yaşlanması uygulanan grup ile deformasyon yaşlanması uygulanan grubun tamamı yaşlanmadan etkilenmiştir. Yaşlandırma sıcaklığının 50 °C’den başlayarak 150 °C’ye çıkmasıyla beraber, akma ve çekme dayanımları önemli ölçüde artış gösterirken, % uzama değerlerinde bir azalma görülmüştür. Bu değerler dikkate alındığında HSLA 7136 çelik malzemenin 150 °C’de en yüksek yaşlanma sertleşmesine uğradığı görülmüştür. Bu durum, bu sıcaklıkta numunelerin karbon ve azot atomlarını katı eriyik içerisinde daha fazla miktarda serbest bırakmasından kaynaklanmaktadır. Arayer atomlarının

dislokasyonlar etrafında oluşturdukları atmosferin akma dayanımını ve yaşlanma özelliklerini etkilediği belirtilmektedir [43,47,51,52].

Daha sonraki safhalarda ise yaşlandırma sıcaklık değerlerinin, 200 °C'den 350 °C'ye kadar artmasıyla beraber bu yaşlandırma bölümünde, akma ve çekme dayanımlarında kademeli olarak bir düşüş meydana gelmiş, bunun yanında % uzama değerlerinde ise buna paralel olarak artış görülmüştür. Akma ve çekme dayanımındaki düşüşün yanında % uzama değerlerinde artışın görülmesini ise HSLA 7136 çelik malzemenin bu yaşlandırma sıcaklıklarında, aşırı yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir. Bunun sebebi olarak, matris fazıyla uyumlu büyük çökeltilerin oluşması gösterilebilir. Oluşan bu büyük çökelti dislokasyonların hareketini engelleyemedikleri için akma ve çekme dayanımı düşmüş, % uzama değerleri ise artmıştır. Benzer çalışmalar [7,47,50] bu sonuçları desteklemektedir.

Solüsyona alındıktan sonra % 3 öndeformasyon uygulanıp, 20 dakika sabit sürede yaşlandırılması sonucunda elde edilen numunelerin gerilim uzama diyagramına (Şekil 5.9) bakıldığında ise; öndeformasyona uğramayan grubun aksine belirgin akma noktası (luders bands) görülmüştür. Bunun statik yaşlanma sertleşmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Statik yaşlanma sertleşmesinin göstergelerinden birisi de akma noktasının yeniden oluşmasıdır. Yaşlandırma olayının plastik deformasyondan sonra meydana gelmesine statik yaşlanma denir. 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 arayer atomları ile karbür, nitrür veya karbonitrürlerin neden olduğu kabul edilmektedir [33,49].

Solüsyona alındıktan sonra öndeformasyon uygulanıp, sabit sürede ve farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin, gerilim uzama diyagramlarında belirgin akma noktası göstermesini üç mekanizma ile açıklayabiliriz. Birincisi karbon ve azot gibi arayer atomlarının yüksek çözünürlüğe sahip olması, ikincisi arayer atomlarının dislokasyonlara hareket etmesi, üçüncüsü ise bu arayer atomlarının α demiri içerisinde dislokasyonların etrafında atmosfer oluşturarak hareketlerini engellemesi olarak açıklayabiliriz [53].

Ayrıca öndeformasyona uğrayan çeliklerde ferrit içerisinde çözünen karbon ve azot arayer atomlarının düşük sıcaklıklarda difüzyon yoluyla dislokasyon hareketine engel olarak dayanımı arttırdığı düşünülmektedir.

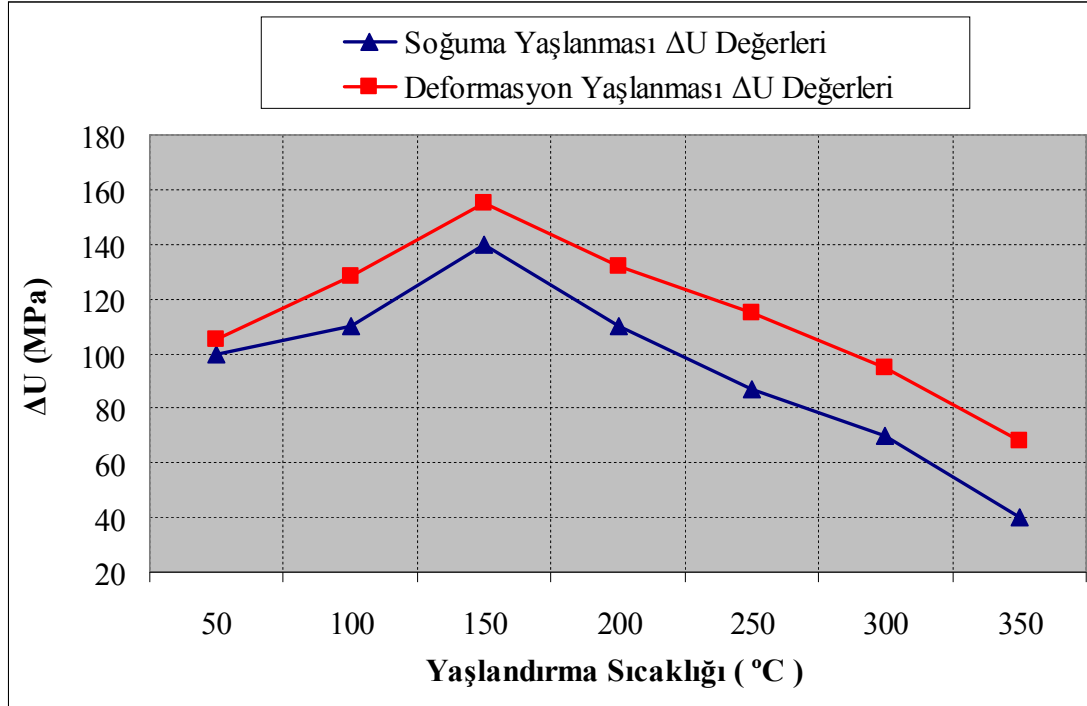
Kaçar ve arkadaşları, yapmış oldukları çalışmada AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğinin statik yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda, malzemenin mekanik özelliklerinden çekme ve akma dayanımında ve sertliğinde artışa neden olduğunu bulmuşlardır [49].

Ayrıca Gündüz, öndeformasyona uğradıktan sonra yaşlandırılan numunelerin belirgin akma noktası göstermesinin nedenini; ısıl işlem sonrası meydana gelen gerilmeden dolayı veya arayer atomlarıyla deformasyon sırasında oluşan dislokasyonların etkileşiminden kaynaklanması olarak açıklamaktadır [54].

Bazı durumlarda karbon ve/veya azot atomlarının katı eriyik içerisinde azalmasıyla, dislokasyonların hareketi yeterince engellenemediği için yaşlanma olayı meydana gelmeyebilir. Yaşlanma olayının meydana gelmemesi ise malzemenin çalışma sertleşmesinin düşmesine neden olur fakat bu nadir görülen bir durumdur. Çünkü katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan karbon ve azot atomlarının hepsi karbonitrür olarak çökelmeyebilir ve bu nedenle çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayı meydana gelir [1].

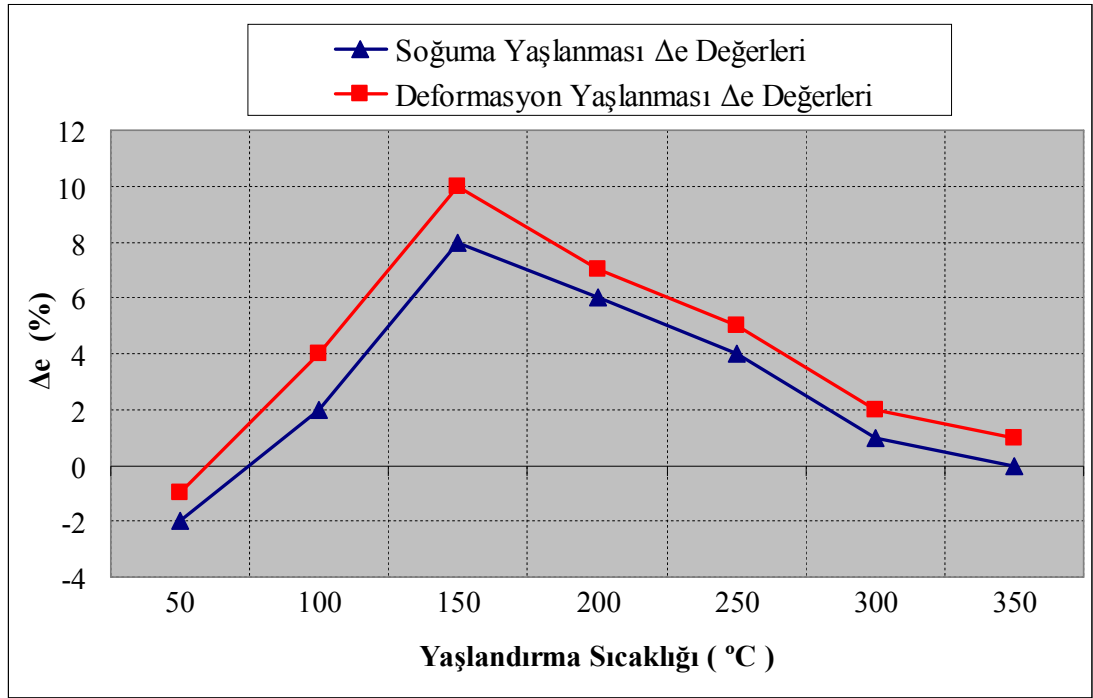
Ana malzeme, solüsyona alınan ana malzeme, solüsyona alındıktan sonra öndeformasyon uygulanmayan ve öndeformasyon uygulanan grubun yaşlandırma öncesi ve yaşlandırma sonrası mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler Çizelge 5.2 ve Çizelge 5.3'te görülmektedir. Bu çizelgelerden numunelerin; akma dayanımı, çekme dayanımı, % toplam uzama, ΔY (öndeformasyon sonucu elde edilen dayanım değeri ile yaşlanmadan sonra elde edilen dayanım değeri arasındaki fark veya yaşlanmadan dolayı dayanımdaki artış değeridir), ΔU ve Δe değerleri elde edilebilmektedir. Şekil 6.1'de yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak ΔU değerlerinde meydana gelen değişimler grafiksel olarak gösterilmiştir. Hem % 3 öndeformasyon yapılan hem de öndeformasyon yapılmayan numuneler için yaşlanma sertleşmesinden dolayı maksimum çekme dayanımlarındaki artış 150 °C'ye kadar

devam ederken bu sıcaklık değerinden sonraki yaşlandırma işlemlerinde giderek düşmüştür.



Şekil 6.1. Yaşlandırma sıcaklığının ΔU değerine etkisi.

Solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğramayan grubun değerleri Çizelge 5.2’de görülmektedir. Bu değerler incelendiğinde yaşlandırma işleminin başlamasıyla birlikte 150 °C’ye kadar akma dayanımı, çekme dayanımı, ΔU ve Δe değerleri artış göstererek en yüksek seviyeye ulaşmıştır. Ancak bu sıcaklık diliminde % toplam uzama değeri ise düşüş göstermiş ve en düşük seviyeye inmiştir. Yine çizelgede görüldüğü gibi yaşlanma sıcaklığını 150 °C’den 350 °C’ye doğru arttırdığımızda, % toplam uzama değeri artış göstermiş, akma dayanımı, çekme dayanımı, ΔU ve Δe değerleri ise düşüş göstermiştir. ΔY değeri ise, bu grup öndeformasyona uğramadığı için hesaplanmamıştır. Şekil 6.2’de yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak Δe değerlerinde meydana gelen değişimler grafiksel olarak gösterilmiştir. Hem % 3 öndeformasyon yapılan hem de öndeformasyon yapılmayan numuneler için yaşlanma sertleşmesinden dolayı toplam uzamadaki değişim 150 °C’ye kadar artarken bu sıcaklık değerinden sonraki yaşlandırma işlemlerinde giderek düşmüştür.

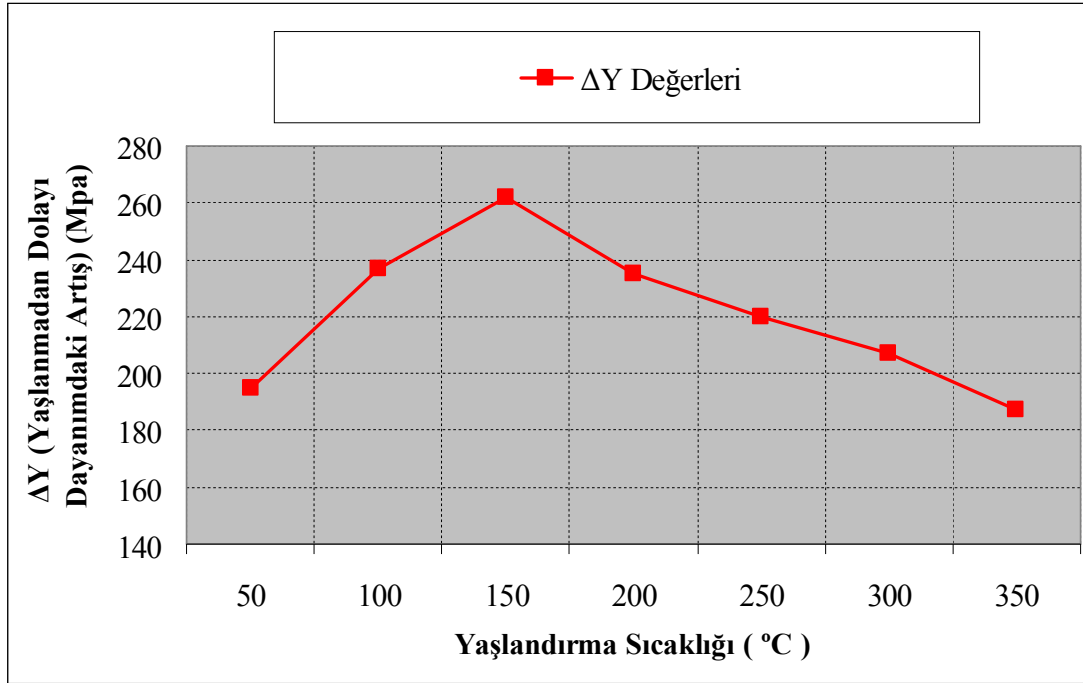


Şekil 6.2. Yaşlandırma sıcaklığının Δe değerine etkisi.

Solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğrayan grubun değerleri ise Çizelge 5.3'de görülmektedir. Yine bu çizelgedeki değerleri incelediğimizde, öndeformasyona uğramayan grupta olduğu gibi yaşlandırma işleminin başlamasıyla birlikte 150 °C'ye kadar akma dayanımı, çekme dayanımı, ΔU ve Δe değerleri artış göstererek en yüksek seviyeye ulaşmıştır. Ancak bu sıcaklık diliminde % toplam uzama değeri ise düşüş göstermiş ve en düşük seviyeye inmiştir. Fakat yaşlanma sıcaklığı 150 °C'den 350 °C'ye çıkarıldığında öndeformasyona uğramayan grupta olduğu gibi, % toplam uzama değeri artış göstermiş, akma dayanımı, çekme dayanımı, ΔU ve Δe değerleri ise düşüş göstermiştir. Solüsyona alındıktan sonra öndeformasyona uğramayan ve öndeformasyona uğrayan numunelerin ΔU ve Δe değerlerindeki bu değişimler Şekil 6.1'deki ΔU ve Şekil 6.2'deki Δe grafiğinde görülmektedir.

Çizelge 5.3 incelendiğinde, ΔY değeri 50 °C'den 150 °C'ye kadar olan yaşlandırma işlemlerinde artış göstermiş ve 150 °C'de yaşlandırma işlemi 262 MPa ile en yüksek değere ulaşmıştır. Bu da numunelerin deformasyon yaşlanmasına maruz kaldığını göstermektedir. Çünkü 150 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin

akma, çekme, ΔY , ΔU ve Δe değerlerinin en yüksek seviyeye ulaşırken genel olarak % toplam uzama değeri ise minimum seviyede kalmıştır. Bu durum numunelerde, karbon veya azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunduğunu ve bu arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engelleyerek dayanımda artışa neden olduğunu göstermektedir [51]. ΔY değerinin artan yaşlanma sıcaklığıyla beraber düşmesi ve % toplam uzama değerinin artması numunenin aşırı yaşlanmaya maruz kaldığını göstermektedir. Aşırı yaşlanma işlemi sırasında dayanımda meydana gelen bu değişim, çökeltilerin kabalaşması sonucunda oluşmaktadır. Şekil 6.3'te yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak ΔY değerlerinde meydana gelen değişimler grafiksel olarak gösterilmiştir.

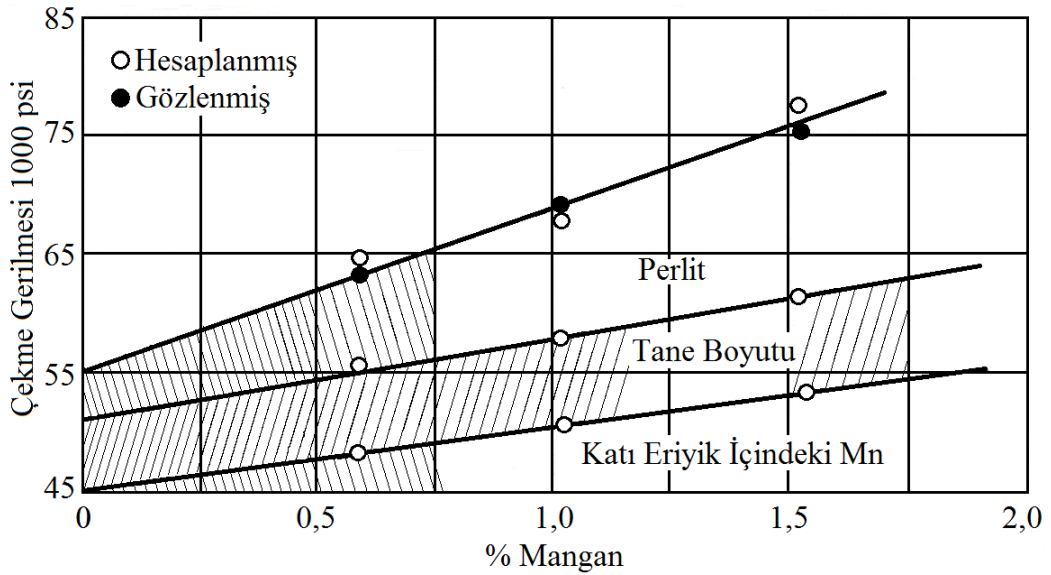


Şekil 6.3. % 3 öndeforme edilen ve ardından yaşlandırılan numunenin ΔY değerindeki artış değişim grafiği.

Bak, yapmış olduğu çalışmada, solüsyona alma ısıl işlemi uygulanmış numunelerin yaşlanma süresini 10 dakikadan 20 dakikaya çıkarmış, bunun sonucunda akma dayanımında ve ΔY değerlerinde ana malzemeye göre daha fazla artış ve % uzama değerlerinde ise düşüş görüldüğünü tespit etmiştir. Solüsyona alınan ve ardından suda soğutulan numunelerin yüksek oranda karbon ve azot atomlarını katı eriyik içerisinde bulundurmasını ise bunun sebebi olarak göstermiştir. Ayrıca arayer

atomlarının dislokasyonların etrafında oluşturdukları atmosfer akma dayanımını etkilemektedir. Bununla birlikte 170 °C’de, yaşlanma süresinin 60 dakika, 80 dakika yada 120 dakikaya çıkarılması sonucunda, akma dayanımı ve ΔY değerinin düştüğünü, % uzama değerinin ise arttığını bulmuştur. Bu durumun ise yaşlanma sırasında oluşan çökeltilerin kabalaşarak dislokasyon hareketini engelleyememesinden kaynaklandığını tespit etmiştir [7].

Gündüz ve arkadaşları, yapmış oldukları çalışmada, % 2 öndeformasyon uygulandıktan sonra, 30 dakika sabit sürede ve 25, 100, 150, 200 ve 250 °C’de yaşlandırılan numunelerde, akma noktası uzaması, akma dayanımı, ΔY (yaşlanmadan dolayı dayanımdaki artış) değerleri artarken, şekillenebilme özelliğinin düştüğünü bulmuşlardır. Bu durumu ise çift fazlı çeliğin yaşlandığını ve bu yaşlanma süreci içerisinde dislokasyonlar ile katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan karbon ve azot atomlarının etkileşim içerisinde olduğunu belirtmişlerdir [53].



Şekil 6.4. % 0,15 karbonlu çeliğin çekme dayanımı üzerine manganın etkisine katkıda bulunan faktörler [55].

Çelikte mangan ve vanadyum miktarının artmasıyla akma ve çekme dayanımı önemli miktarda artmaktadır. Mangan sadece karbonlu çeliklerin akma dayanımını perlitini incelterek ve ferriti katı eriyik mukavemetlenmesi oluşturarak arttırmaktadır. Yumuşak çelikten daha yüksek dayanım elde edilmek istendiğinde % 1,6 ile % 1,9

arasında mangan içeren çelikler yaygın olarak kullanılmaktadır. % 0,015 karbon çeliği için % 2'ye kadar mangan ilavesinin mukavemetlenmeye etkisi Şekil 6.4'de görülmektedir. Manganın perlitini inceltme ve perlit oranını artırma etkisi düşük karbonlu çeliklerin mukavemetini oldukça artırmaktadır [55].

Ayrıca çökeltme sertleşmesine etkisinden dolayı çeliğin akma mukavemeti artan vanadyum miktarı ile artmaktadır [27]. Niobyum ise en etkili mikroalaşım elementi olarak bilinmektedir. Çökeltme sertleşmesi ile dayanım artışına neden olmaktadır [1,17]. NbC'ün pratikte 1000 °C'nin altında oluştuğu ve östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olduğu bilinmektedir. NbC ince parçacıklar halinde çözülerek akma sınırında bir artışa sebep olmaktadır [18].

6.5. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBUNDAN (SEM) ELDE EDİLEN KIRIK YÜZEY GÖRÜNTÜLERİNİN İRDELENMESİ

HSLA 7136 kalite çelik ana malzeme, solüsyona alınan numune, solüsyona alındıktan sonra öndeformasyon uygulanmadan ve öndeformasyon uygulanıp, sabit sürede ve farklı sıcaklık dilimlerinde yaşlandırılan numunelerin, çekme işlemi sonucunda oluşan kırık yüzey görüntüleri Şekil 5.13, 5.14 ve 5.15'te görülmektedir.

Şekil 5.13'te ana malzeme ve solüsyona alınan ana malzemenin kırık yüzey görüntüleri görülmektedir. Bu görüntülerdeki ana malzemenin kırık yüzeyi incelendiğinde yüzeyin girintili çıkıntılı olduğu ve biraz da camsı kırılma şeklinde olan klivaj kırılma davranışı sergilediği görülmektedir. Yine aynı şekil içerisindeki görüntülerden solüsyona alınan numunenin kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde, ana malzemeye nazaran daha çok girintili çıkıntılıdır yani daha çok pürüzlüdür. Bu durum solüsyona alınan numunenin, ana malzemenin herhangi bir ısıl işlem görmemiş haline göre daha sünek olduğunu göstermektedir.

Şekil 5.14 ve 5.15'teki görüntüler incelendiğinde, öndeformasyona uğramadan ve öndeformasyona uğrayıp yaşlandırılan iki grubun da, 150 °C'de camsı kırık yüzey şeklinde koptuğu görülmüştür. Bunun sebebi ise bu sıcaklık dilimindeki yaşlandırma

olayı ile malzemenin mukavemetinin artması ve sünekliğinin azalmasıdır. Bunların ışığında 150 °C'deki yaşlandırma işleminin, öndeformasyona uğramayan ve öndeformasyona uğrayan her iki grup için de etkili olduğu söylenebilir. Sertlik ve çekme sonuçları da söz konusu bu durumu desteklemektedir.

Görüntüler incelenmeye devam edildiğinde 350 °C'de ise her iki grubun da sünek bir kırılma yani girintili çıkıntılı kırılma sergilediği görülmektedir. Bunu da, bu sıcaklık dilimindeki yaşlandırma işlemi ile aşırı yaşlandırmanın meydana gelerek, malzemenin mukavemetinin azalması ve sünekliğinin artması olarak açıklayabiliriz. Bu sıcaklıktaki yaşlandırma işlemi ile sünekliğin artması ve mukavemetin azalması olayı, sertlik ve çekme grafiklerinde de görülmektedir.

Kırık yüzey görüntüleri karşılaştırıldığında, statik deformasyon yaşanması sonucunda oluşan kırık yüzeylerin daha gevrek kırılma davranışı göstermiş olduğu görülmektedir. Ayrıca hem soğuma yaşanması hem de statik deformasyon yaşanması uygulanan numunelerin kırık yüzeylerinde kısmen sünek bölgelerin varlığı mevcuttur. Fakat statik deformasyon yaşanması uygulanan numunelerde mikrosünek bölgelerin varlığı bu numunelerin sertlik ve çekme sonuçlarının daha yüksek çıkmasını desteklemektedir.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. SONUÇLAR

Yapılan bu çalışmada HSLA 7136 kalite çeliğinden elde edilen numuneler, 950 °C'de 1 saat süreyle solüsyona alınmış, ardından hemen suda soğutulmuştur. Daha sonra numuneler yaşlandırma işlemi için 2 gruba ayrılmıştır. Birinci gruba öndeformasyon uygulanmadan (soğuma yaşanması) 20 dakika sabit sürede ve 50 – 100 - 150 - 200 - 250 – 300 ve 350 °C sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanmış ve havada soğutulmuştur. İkinci grup ise % 3 öndeformasyona tabi tutulup (deformasyon yaşanması) yine 20 dakika sabit sürede ve 50 - 100 - 150 - 200 - 250 - 300 ve 350 °C sıcaklıklarda yaşlandırılmış ve havada soğutulmuştur. Her iki gruba da numunelerin soğuma ve statik deformasyon yaşanma davranışlarını incelemek için 2 mm/dak. çekme hızında test uygulanmıştır.

Soğuma ve deformasyon yaşanması işleminin, HSLA 7136 kalite çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Ayrıca soğuma ve deformasyon yaşanmasının sonucunda malzemede meydana gelen değişiklikler, ana malzeme ve solüsyona alınan numunelerden elde edilen sonuçlar ile karşılaştırılmıştır. Bu karşılaştırmaları sağlıklı yapabilmek adına malzemenin mikroyapısını incelemek için yaşlandırılan numunelere optik mikroskop incelemeleri, sertlik deneyi, çekme deneyi ve SEM elektron mikroskobu kırık yüzey incelemeleri gibi deneysel parametreler sırayla uygulanmıştır. Gerçekleştirilen bu deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar şunlardır;

1. HSLA 7136 kalite çeliğinin soğuma ve statik deformasyon yaşanması sertleşmesinden etkilendiği belirlenmiştir.

2. Solüsyona alınan numunenin sertliği ana malzemenin sertliğinden daha düşüktür. Ayrıca ana malzemenin solüsyona alınması sonucunda akma dayanımı, çekme dayanımı ve % uzama değeri düşmüştür.
3. Tüm yaşlandırma sıcaklıkları için; Statik deformasyon yaşlanması uygulanan numunelerin sertliği, akma dayanımı ve çekme dayanımı, soğuma yaşlanması uygulanan numunelere göre daha yüksektir.
4. Soğuma ve statik deformasyon yaşlandırması uygulanan numunelerde en yüksek sertlik ve çekme dayanım değerleri 150 °C'deki yaşlandırma sıcaklığında, en düşük değerler ise 350 °C sıcaklıkta elde edilmiştir.
5. Soğuma ve statik deformasyon yaşlandırması uygulanan numunelerde 150 °C'de en düşük, 350 °C'de en yüksek % uzama değeri elde edilmiştir.
6. Kırık yüzey SEM görüntülerinde, solüsyona alınan numunenin ana malzemeye göre daha sünek ve girintili çıkıntılı bölgelere sahip olduğu görülmektedir. Soğuma ve statik deformasyon yaşlanması uygulanan dayanım değerlerinin en yüksek olduğu 150 °C'de yaşlandırılan numunelerde gevrek bir kırılma davranışı ve klivaj düzlemlerin meydana geldiği, 350 °C'de ise daha sünek girintili çıkıntılı yüzeylerin mevcut olduğu görülmektedir.

7.2. ÖNERİLER

1. HSLA 7136 kalite çeliği için bundan sonraki çalışmalarda sıcaklık sabit tutulup süre değiştirilerek yaşlandırma işlemi yapıp, elde edilen sonuçlar karşılaştırılabilir.
2. Yaşlandırma işlemi öncesi uygulanan öndeformasyon miktarı değiştirilerek öndeformasyon miktarının, deformasyon yaşlanması üzerindeki etkisi araştırılabilir.

3. 350 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi gerçekleştirilerek, malzemenin kimyasal ve mekanik özelliklerindeki değişimler araştırılabilir.
4. Yaşlandırma sonucunda oluşan çökeltiler TEM kullanılarak analiz edilebilir.

KAYNAKLAR

1. Karabulut, H., “Mikroalaşımli çeliklerde yaşlanma sertleştirmesinin mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü**, Zonguldak, 1-84 (2003).
2. Aytar, B., Ö., “Borlanmış düşük arbonlu mikro alaşımli çeliklerin magnetik ve mekaniksel özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, **Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Isparta, 1-15 (2012).
3. Çarboğa, C., “Düşük karbonlu çeliklerde bor ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Doktora Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 28-71 (2010).
4. Ekinci, C., “Düşük karbonlu mikro alaşımli çeliklerin sertlik ve mikro yapıları üzerine soğuma hızının etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Isparta, 1-23 (2011).
5. Çapar, A., “Dövme amaçlı üretilen mikroalaşım çeliklerinde dövme ve farklı soğuma şartlarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü**, Zonguldak, 28-30 (2005).
6. Aydın, H., “Çelik sacların çift faz ısıl işleminin mekanik ve mikroyapı özelliklerinin değişimi”, Yüksek Lisans Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 1-28 (2006).
7. Bak, A., “Arayer atomu içermeyen (IF) çeliklerde ve bu çeliklerin nokta direnç kaynaklı bağlantılarında deformasyon yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 1-26 (2010).
8. Demir, E., F., “Arayer atomsuz (IF-Interstitial Free) çelikte farklı deformasyon oranları ve tavlama sıcaklıklarının tane büyümesine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü**, Zonguldak, 1-39 (2011).
9. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi Ve Muayenesi”, **Derya Kitabevi**, Trabzon, 1-25 (1999).
10. Çemtaş A., Ş., “Dövme Amaçlı Mikroalaşımli Çelikler”, **Çemtaş Bülten**, 3-4, (1996).
11. Özcan, M., M., “Mikroalaşımli ve sementasyon çeliklerinin yorulma davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 1-4 (2005).

12. Topateş, T., “Mikroalaşımli çeliklerin termomekanik işlemi sırasında değişen proses parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 8-40 (1995).
13. Çiftçi, K., “Mikroalaşımli çeliklerin frezelenmesinde kesme parametrelerinin talaşlı işlenebilirliğe etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 28-40 (2005).
14. Çeviker, I., “Mikroalaşımli dövme çeliklerde mikroyapısal karakterizasyon ve mikroyapı mekanik özellikler ilişkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 6-30 (1991).
15. Aktaş, S., “Otomotiv sektöründe kullanılan dual faz sacların direnç nokta kaynağında mekanik özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 63-72 (2008).
16. TÜBİTAK, “Otomotiv Endüstrisi ve Çelik: Yeni Nesil Çelikler”, Proje Sonuç Raporu, *Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu Marmara Araştırma Merkezi Malzeme Enstitüsü*, Kocaeli, 33-50 (2008).
17. Asil Çelik A., Ş., “Mikroalaşımlama”, *Asil Çelik Teknik Yayınları*, 11: 2-22 (1994).
18. Koltuk, F., “Mikroalaşımli çeliklerin ikincil sıcak şekillendirilmesinde özelliklerin optimizasyonunun incelenmesi”, Doktora Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 3-66 (1996).
19. ASM., “Properties and Selections,”, International Publ, *Metalls Handbook*, 10: 398-410 (1994).
20. Kayalı, S., E., Çimenoğlu, H. ve Sesen, K., “Çelik Seçimi”, *TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası*, İstanbul, (2003).
21. Erişir, E., “Yüksek mukavemetli çökelti sertleşen ferritik perlitik çeliklerde mikroalaşım elementleri ve karbon miktarının mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi”, Doktora Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, 1-30 (2010).
22. Kaya, A., A., “Düşük alaşımli yüksek mukavemetli çelikler”, *TÜBİTAK, Malzeme ve Kimya Teknoloji Enstitüsü, Teknoloji Semineri*, Kocaeli, 10-16 (2000).
23. Erdemir A., Ş., “Erdemir Ürün Katoloğu”, Erdemir, *Ereğli, Zonguldak*, 164-165 (2011).

24. Bakkaloğlu, A., “Mikroalaşımli çeliklerin termomekanik işlemleri ve özellikler üzerinde proses parametrelerinin ve rekristalizasyonun etkisi”, **6. Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi 21-23 Eylül ODTÜ**, Ankara, 263-267 (1994).
25. Yıldız, İ., “Otomotiv endüstrisinde kullanılan sacların şekillenebilirlik özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, **Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Sakarya, 37-39 (2006).
26. Sage, A., M., “An Overview of the use of mikroalloys in HSLA steels with particular reference to vanadyum and titanium, processing, properties and application”, **Proceedings Of The Second International Conference on HSLA Steels**, 51-60 (1992).
27. Hulka, K. and Pascoal, J. P., “An alloy design approach for economy in processing of high strength and tough steels, processing, properties and application”, **Proceedings Of The Second International Conference Proceeding**, 789-799 (1983).
28. Topbaş, M., A., “Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı”, **Prestij Yayıncılık**, İstanbul, 34-40 (1998).
29. Gladman, T., “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels”, **The Institute of Materials**, London, 16: 241 (1997).
30. Ekici, M., “Mig/Mag ve elektrik ark kaynağı ile birleştirilmiş mikro alaşımli çeliklerin mekanik özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, **Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Sakarya, 1-22 (2009).
31. Güven, Y., Ş. ve Delikanlı, E., Y., “AA 2024 alüminyum alaşımında çökeltme sertleşmesinin mekanik özelliklere etkisi”, **Süleyman Demirel Üniversitesi Teknik Bilimler Dergisi**, 2 (4): 13-20 (2012).
32. Kaçar, R. ve Gündüz, S., “Statik gerinim yaşlanmasının ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi”, **5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu**, Karabük, (2009).
33. Tosun, A., “Yaşlandırılan çift fazlı çeliklerin mekanik davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü**, Zonguldak, 43-55 (2007).
34. Demir, E., “Alüminyum alaşımlarda ısıl işlem etkilerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İzmir, 23-33 (2008).
35. Meyveci, A., “Yaşlandırılmış 2XXX ve 6XXX serisi alüminyum alaşımların aşınma davranışlarının incelenmesi”, Bilim Uzmanlığı Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 18-30 (2007).

36. Aydın, B., “AA2014 alaşımında yaşlandırma ısı işleminin işlenebilirlik üzerindeki etkilerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 1-32 (2002).
37. Güleriyüz, K., “Deformasyon yaşlanmasının AA7075 alaşımının mekanik özelliklerine ve aşınma davranışına etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 20-37 (2011).
38. Özer, H., H., “7075 Alaşımında retrogresyon ve yeniden yaşlandırma ısı işleminin sonucu mekanik özelliklerin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 16-42 (2004).
39. Gündüz, S., “Metalurjide Faz Diyagramları, I. Basım”, **Seçkin Yayıncılık**, Ankara, 84-90 (2012).
40. Gündüz, S., “Metallerin Ve Alaşımların Plastik Deformasyonu Ders Notları”, **Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği**, (2012).
41. Kaya, I., “Al 7075 alaşımının şekillenme ve ısı işleme özelliklerinin iyileştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 16-27 (2005).
42. Baird, J. D., “The Effect Of Strain Ageing Due To Interstitial Solutes On The Mechanical Properties Of Metal”, **Metallurgical Rev.**, 16: 1-18 (1971).
43. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi Ve Muayenesi, III. Basım”, **Akademi Kitabevi**, Trabzon, 209-281 (2004).
44. Emre, E. H., Karahan, T., Beyenal, K. ve Kaçar, R., “Statik yaşlanmanın AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklere etkisi”, **International Iron – Steel Symposium**, Karabük, 219-226 (2012).
45. Türkmen, M. ve Gündüz, S., “Çift fazlı çeliklerde martenzit morfolojisinin statik deformasyon yaşlanmasına etkisi”, **6. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu**, Elazığ, 159-163 (2011).
46. Gündüz, S., “Dynamic strain ageing effects in niobium microalloyed steel”, **Ironmaking And Steelmaking**, 29 (5): 342-345 (2002).
47. Büyükdoğan, S., “Yaşlandırılan Al - Mg - Si alaşımının aşınma davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 21-86 (2011).
48. Kayalı, E. S. ve Çimenoglu, H., “Plastik Şekil Verme İlke Ve Uygulamaları Problemleri Ve Çözümleri”, **Bilim Teknik Yayınevi**, İstanbul, 388-390 (1995).
49. Kaçar, R., Emre, E., H., Sinoplu, Ö., “Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Statik Yaşlanma Davranışları”, **6. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu**, Elazığ, 142-143, (2011).

50. Gündüz, S., Acarer, M., Arıkan, M. ve Gündüz, A., “Arayer atomu içermeyen (IF) çeliklerin statik yaşlanma davranışları”, ***I. Uluslararası Mesleki ve Teknik Eğitim Teknolojileri Kongresi***, İstanbul, 1438-1441 (2005).
51. Kavak, A., Öncel, S., Özgan, C., Türkmen, M. ve Gündüz, S., “IF çeliklerinde tane boyutunun deformasyon yaşlanmasına etkisinin araştırılması”, ***Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu***, Karabük, 284-290 (2012).
52. Mohan, R., Marshall, C., “Cracking instabilities in a low-carbon steel susceptible to dynamic strain aging”, ***Acta Mater***, 46 (6): 1933-1948 (1998).
53. Gündüz, S., Demir, B. ve Kaçar, R., “Fırın sertleştirilmesi uygulanan çift fazlı çeliğin mekanik davranışlarının incelenmesi”, ***IV. Çelik Kongresi***, Karabük, 325-328 (2007).
54. Gündüz, S., “Static strain ageing behaviour of dual phase steels”, ***Materials Science and Engineering***, 63-71 (2008).
55. Erdoğan, M., “Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri Cilt 1”, ***Nobel Yayın Dağıtım***, Ankara, 89-138 (2000).

ÖZGEÇMİŞ

Şadettin OKUMUŞ 1980 yılında Kastamonu'nun Taşköprü ilçesinde doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. Kastamonu Teknik Ve Endüstri Meslek Lisesi Elektrik Bölümü'nü bitirdi. 2001 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2005 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2009 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda başlamış olduğu yüksek lisans programını 2013 yılında tamamladı.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : OMÜ Yapı İşleri ve Teknik Daire Başkanlığı
Tel : 0 362 312 19 19 - 7125
E-posta : sadettin.okumus@omu.edu.tr