

**ARAYER ATOMU İÇERMEYEN (IF) ÇELİKLERDE
VE BU ÇELİKLERİN NOKTA NOKTA DİRENÇ
KAYNAKLI BAĞLANTILARINDA DEFORMASYON
YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

**2010
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Adem BAK

**ARAYER ATOMU İÇERMEYEN (IF) ÇELİKLERDE VE BU ÇELİKLERİN
NOKTA DİRENÇ KAYNAKLI BAĞLANTILARINDA DEFORMASYON
YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Adem BAK

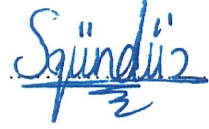
**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Ocak 2010**

Adem BAK tarafından hazırlanan "ARAYER ATOMU İÇERMEYEN (IF) ÇELİKLERDE VE BU ÇELİKLERİN NOKTA DİRENÇ KAYNAKLI BAĞLANTILARINDA DEFORMASYON YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ" başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 20/01/2010

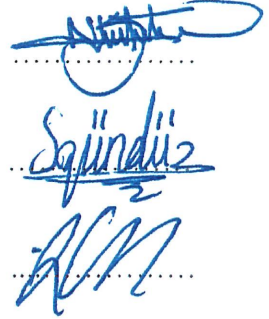
Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Doç. Dr. Nizamettin KAHRAMAN (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. İbrahim ÇİFTÇİ (KBÜ)




20/01/2010

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

Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

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.”

İmza

Adem BAK



ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ARAYER ATOMU İÇERMEYEN (IF) ÇELİKLERDE VE BU ÇELİKLERİN NOKTA DİRENÇ KAYNAKLI BAĞLANTILARINDA DEFORMASYON YAŞLANMASININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Adem BAK

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Ocak 2010, 128 sayfa

Bu çalışmada, IF çeliklerinin, ana malzeme, solüsyona alınmış ve nokta direnç kaynak birleştirme koşulları altındaki yaşlanma davranışları incelenmiştir. Solüsyona alınmış numuneler, 950 °C'de 15 dakika östenitleme işleminden sonra suda soğutulmuştur. Daha sonra hem ana numuneler hemde solüsyona alınan numuneler % 8 ön deforme edilerek ardından 170 °C'de 5, 10, 20, 40, 60, 80 ve 120 dakika yaşlandırılmışlardır. Deneysel çalışmalarda, ana malzeme numunelerinde, solüsyona alınan numunelerde ve nokta direnç kaynak bağlantılı numunelerde deformasyon yaşlanmasının meydana geldiği görülmüştür. Bunlara ilaveten, solüsyona alınan ve solüsyona alınan kaynaklı deney numunelerinde deformasyon yaşlanmasının etkileri, ana malzeme ve kaynaklı ana malzemeye göre daha belirgin bir şekilde görülmüştür.

Bu durum, uygulanan solüsyona alma ve nokta direnç kaynak işleminin doğal bir sonucudur.

Anahtar Sözcükler: IF çelikleri, Deformasyon yaşanması, Isıl işlem uygulaması, nokta direnç kaynağı.

Bilim Kodu : 626.19.01

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

EFFECT OF STRAIN AGEING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF INTERSTITIAL FREE STEELS UNDER AS-RECEIVED, HEAT TREATED AND RESISTANCE SPOT WELDED CONDITIONS

Adem BAK

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

Thesis Advisor:

Assoc. Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

January 2010, 128 pages

In this study, the artificial ageing behaviour of IF steels is investigated under as-received, heat treated and spot welded conditions. All the test specimens except those in the as-received condition were austenitised at 950 °C for 15 min followed by water cooling. Both as-received and heat treated test pieces were pre-strained for 8 % in tension and then aged at 170 °C for 10, 20, 40, 60, 80 and 120 min. The experimental work has revealed that strain ageing takes place in both as-received, heat treated and spot welded test pieces. However, strain ageing is more pronounced in heat treated and spot welded heat treated test pieces compared to the as-received and spot welded as-received test pieces. This is due to nature of heat treatment and spot welding.

Keywords : IF steels; Strain ageing; Heat treatment; Resistance spot welding

Science Code : 626.19.01

TEŞEKKÜR

Yapmış olduğum bu çalışmada yardım ve katkıları ile beni yönlendiren, bu seviyeye gelmemde büyük emeği olan danışman hocam sayın Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e şükranlarımı sunarım. Bana sunduğu imkanlardan dolayı KBÜ T.E.F. Metal Eğitimi Ana Bilim Dalına teşekkürlerimi sunarım. Labaratuar çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Ramazan KAÇAR, Yrd. Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK hocalarıma ve numunelerin temin edilmesinde yardımlarını esirgemeyen Emre Metal San. ve Tic. Ltd. Şti.'ne teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca, bu günlere gelmemi sağlayan, beni her yönden iyi bir insan olarak yetiştirmem için çabalarını esirgemeyen, destekleyen ve topluma faydalı olma düşüncesini kazandıran anneme ve babama sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiv
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xx
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
IF ÇELİKLERİ	4
2.1 IF ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ VE PROSES KADEMELERİ	4
2.1.1 Çelik Üretimi	4
2.1.2 IF Çeliklerin Vakum Prosesi	6
2.1.2.1 Vakumda Gaz Giderme	6
2.1.2.2 RD-KTB Prosesi	6
2.1.2.3 Vakum İşleminde Karbon Kontrolü	7
2.1.2.4 RD-KTB Proseslerinin Avantajları	8
2.1.3 Sürekli Döküm	8
2.1.4 Slab Isıtma	9
2.1.5 Sıcak Haddeleme	9
2.1.6 Asitleme	9
2.1.7 Soğuk Haddeleme ve Sürekli Tavlama	9
2.1.8 NKK-CAL Prosesinin Prensipleri	10

2.2. SICAK VE SOĞUK HADDELENMİŞ IF ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ VE UYGULAMALARI.....	12
2.2.1 Sıcak Haddeleme Özellikleri.....	12
2.2.2 IF Çelik Ürünlerinin Özellikleri ve Uygulamaları	14
2.2.2.1 Sıcak Ürün Özellikleri	14
2.2.2.2 Soğuk Ürün Özellikleri ve Yeniden Kristalleşme Davranışı	16
2.3 IF ÇELİKLERİ VE ÇEŞİTLERİ.....	16
2.3.1 Derin Çekme Kalite (DDQ) Ultra Düşük Karbonlu (ULC)-IF Çelikleri.....	17
2.3.2 Fırında Sertleşebilen (Bake Hardenable: BH) Çelikler.....	17
2.3.3 HSS (Yüksek Mukavemetli) IF Çelikleri.....	19
2.3.4 Ekstra Derin Çekilebilen (EDDQ) IF Çelikleri.....	20
2.3.5 Fosforlu IF Çelikleri.....	23
2.4 ENDÜSTRİYEL UYGULAMALAR VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ.....	24
2.4.1 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları	25
2.4.2 IF Çeliklerinin Otomobillerde Kullanım Alanlarına Örnekler.....	25
BÖLÜM 3	27
YAŞLANMA SERTLEŞMESİ.....	27
3.1 GİRİŞ	27
3.2 STATİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ	28
3.3 KARBON VE AZOT ATOMLARININ YAŞLANMA SERTLEŞMESİNDEKİ ROLÜ	30
3.4 YAŞLANDIRMA SICAKLIĞI VE ZAMANIN ETKİLERİ.....	32
3.5 YAŞLANDIRMA MUKAVEMETLENMESİ İÇİN GEREKLİ ÖZELLİKLER	34
3.6 DİĞER ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ.....	34
BÖLÜM 4	36
ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI.....	36
4.1 ELEKTRİK DİRENÇ KAYNAĞININ PRENSİBİ.....	36
4.2 DİRENÇ KAYNAĞI YÖNTEMLERİ	37
4.3 NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI VE PRENSİBİ	38

	<u>Sayfa</u>
4.4 ELEKTRİK DİRENÇ KAYNAK KABİLİYETİ	39
4.5 KAYNAK SIRASINDA SICAKLIK DAĞILIMI VE ÇEKİRDEĞİNİN OLUŞUMU	40
4.6 KAYNAK PERİYOTLARI	42
4.7 NOKTA DİRENÇ KAYNAĞININ DEĞİŞKENLERİNİN İNCELENMESİ.....	43
4.7.1 Elektrot Bileşimi ve Şeklinin Isınma Üzerine Etkisi	44
4.7.2 Kaynak Akımının Etkisi.....	44
4.7.3 Kaynak Zamanının Etkisi.....	46
4.7.4 Kaynak Kuvvetinin Etkisi	48
4.7.5 Esas Metalin Kimyasal Bileşimi	59
4.7.6 Kaynak Edilecek Parçaların Yüzeylerinin Etkisi.....	59
4.7.7 Kaynaklı Noktalar Arasındaki Mesafenin Etkisi	51
4.7.8 Elektrot ve İş Parçasının Temas Durumları	51
4.8 ISI KAYBI	52
BÖLÜM 5	54
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	54
5.1. GİRİŞ	54
5.2 DENEYSEL ÇALIŞMADA KULLANILAN ÇELİK	55
5.3 ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI.....	55
5.4 NUMUNELERE ÖN DEFORMASYON VE TAVLAMA İŞLEMLERİNİN UYGULANMASI.....	55
5.5 DENEY NUMUNELERİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ.....	55
5.5.1 Kaynak Makinesinin Donanımı	55
5.5.2 Nokta Direnç Kaynak Numunesi ve Aparatı	58
5.6. NUMUNELERİN YAŞLANDIRILMASI VE ÇEKME TESTİ İLE KOPARILMASI	59
5.7 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ	60
5.8 TANE BOYUTU ÖLÇÜMÜ	60
5.9 MİKROSERTLİK ÖLÇÜMLERİ.....	62

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 6	63
DENEYSEL SONUÇLAR	63
6.1 MİKROYAPI KAREKTERİZASYON SONUÇLARI	63
6.1.1 Ana Malzeme ve Solüsyona Alınan Malzemeler.....	63
6.1.2 Kaynaklı Ana Malzeme ve 170 °C’de 20 ve 120 Dak. Yaşlandırılan Kaynaklı Numuneler	65
6.1.3 Solüsyona Alınan Kaynaklı Numuneler ve 170 °C’de 20 ve 120 Dakika_Yaşlandırılan Kaynaklı Numuneler	70
6.2 ÇEKME DENEY SONUÇLARI	74
6.2.1 Ana Malzeme ve % 8 Ön Deformasyon Uygulanıp, 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Test Sonuçları	74
6.2.2 Solüsyona alınan Ana Malzeme ve Solüsyona Alınıp % 8 Deforme Edildikten sonra 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Deney sonuçları	76
6.3 ÇEKME MAKASLAMA DENEY SONUÇLARI	79
6.3.1 Ana Malzeme ve % 8 Deforme Edilip Nokta Direnç Kaynak İşlemi Uygulandıktan Sonra Ardından 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Makaslama Deney Sonuçları	80
6.3.2 Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve Solüsyona Alınıp % 8 Deforme Edildikten Sonra Nokta Direnç Kaynak İşlemi Uygulan ve Ardından 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Makaslama Deney Sonuçları	82
6.4 MİKROSERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI.....	85
6.4.1 Ana Malzeme, Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve % 8 Deforme Edildikten Sonra 170 °C’de Farklı Zaman Aralıklarında Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerin Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	86
6.4.2 Ana Malzeme,Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve % 8 Deforme Edildikten Sonra Kaynatılıp Yaşlandırılan Numunelerin Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	88
BÖLÜM 7	93
SONUÇLARIN TARTIŞILMASI	93
7.1 MİKROYAPI KARAKTERİZASYON SONUÇLARININ TARTIŞILMASI.....	93

	<u>Sayfa</u>
7.1.1 Çelik 7114 Ana Malzeme, Solüsyona Alınan Ana Malzeme, % 8 Deforme Edildikten Sonra 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Numunelerin Mikroyapı Sonuçlarının Tartışılması	93
7.1.2 Nokta Direnç Kaynak Bağlantılı Çelik 7114 Numunelerinin Mikroyapı Sonuçlarının Tartışılması	94
7.2 ÇEKME DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI	95
7.3 ÇEKME MAKASLAMA DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI	97
7.4 MİKROSERTLİK SONUÇLARININ İNCELENMESİ	99
BÖLÜM 8	102
SONUÇLAR	102
8.1 SONUÇLAR	102
KAYNAKLAR	104

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1 IF çeliklerinin üretim akım şeması	4
Şekil 2.2 Ti ile stabilize edilmiş Ultra-Düşük karbonlu çeliklerin dekarbürizasyonu sırasında karbon miktarındaki değişim.....	8
Şekil 2.3 Konvansiyonel kutu tavlama prosesi ile NKK-CAL prosesi'nin karşılaştırılması.	11
Şekil 2.4 Sıcak deformasyon sırasında ortaya çıkan gerilimin, sıcaklığın azalmasıyla artması	13
Şekil 2.5 Tufal tabakasını temizlemek için gerekli olan asitle temizleme zamanı, sıcak şerit sıcaklığına bağlı olarak incelenmesi.....	14
Şekil 2.6 680 °C 'ye yakın soğutma sıcaklıkları altında IF çelikleri içerisinde C+N Yerleşimi.....	14
Şekil 2.7 Haddelme sıcaklığının tane boyutuna etkisi	15
Şekil 2.8 Haddelme Sıcaklığının akma dayanımına etkisi	16
Şekil 2.9 Fırında sertleşme işlemi görmüş çelik levhanın Gerilme-Deformasyon ilişkisi.....	18
Şekil 2.10 Çeşitli saç çeliklerinin çekme mukavemeti ve anizotropi (r m) katsayısı arasındaki ilişki	19
Şekil 2.11 IF-HSS çeliklerinde çekme dayanımı ile geçiş sıcaklığı arasındaki ilişki	20
Şekil 2.12 Nb veya Ti ile stabilize edilmiş bir IF çeliğinde fosfor Kuvvetlendirmesi	21
Şekil 2.13 Yüksek Mukavemetli EDDQ - IF çeliğinin proses Şartları	22
Şekil 2.14 IF çeliklerinin endüstride kullanım oranları	25
Şekil 3.1 Statik yaşlanma sertleşmesinin temel prensibi	29
Şekil 3.2 60 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerindeki değişme.....	31

Şekil 3.3 Al - % 4 Cu (duralümin) alaşımının akma mukavemetinin, değişik yaşlandırma sıcaklıklarındaki yaşlandırma süresine göre değişimini gösteren grafik.....	33
Şekil 3.4 Yaşlandırma sırasında aşırı doymuş alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler.....	33
Şekil 4.1 Nokta direnç kaynak yönteminin şematik gösterimi	38
Şekil 4.2 Direnç nokta kaynağında bölgeler, dirençler ve sıcaklık dağılımı	41
Şekil 4.3 Direnç nokta kaynağı aşamaları.....	42
Şekil 4.4 Kaynak sırasında kaynak akımının çekirdek çapı, çekme-makaslama dayanımı ve elektrot dalma derinliği üzerindeki etkileri	46
Şekil 4.5 (a, b) Elektrotların temas durumuna göre oluşan kaynak çekirdekleri	52
Şekil 5.1 Ana malzeme deney numune boyutları.....	56
Şekil 5.2 Kaynak bağlantılı deney numune boyutları	56
Şekil 5.3 Kullanılan SPP60 tipi nokta direnç kaynak makinesi ve donanımı	57
Şekil 5.4 Nokta direnç kaynak numunesi çifti ve kaynak pozisyonu	58
Şekil 5.5 Kaynak esnasında kullanılan kalıp resmi.....	58
Şekil 5.6 Deneysel çalışmada kullanılan SHIMADZU marka çekme cihazının çekme çeneleri ve genel görünüşü	60
Şekil 5.7 Kaynaksız numunelerde mikrosertlik değeri ölçüm noktaları	62
Şekil 5.8 Kaynak bağlantılı numunelerde mikrosertlik değeri ölçüm noktaları	62
Şekil 6.1 Deneysel işlemlere tabi tutulmuş numune mikroyapı fotoğrafları	64
Şekil 6.2 Nokta direnç kaynağı ile kaynatılmış ana malzemenin mikroyapı profili ..	67
Şekil 6.3 % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.	68
Şekil 6.4 % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C’de 120 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.	69

Şekil 6.5 Solüsyona alındıktan sonra nokta direnç kaynağı ile kaynatılan numunenin mikroyapı profili	71
Şekil 6.6 Solüsyona alındıktan sonra % 8 deforme edilip ardından kaynatılan ve 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.....	72
Şekil 6.7 Solüsyona alındıktan sonra % 8 deforme edilip ardından kaynatılan ve 170 °C’de 120 dak yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.....	73
Şekil 6.8 Çelik 7114 deney numunelerinin % 8 deforme edilmesinden sonra 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılmasından sonraki kırılma biçimleri.....	74
Şekil 6.9 Ana malzeme , % 8 ön deforme edilen ve ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin gerilme - % uzama diyagramları.	76
Şekil 6.10 Solüsyona alınan çelik 7114 numunelerinin kırılma biçimleri	77
Şekil 6.11 Solüsyona alınan ana malzeme ve % 8 deforme edilip 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin gerilme - % uzama diyagramları	79
Şekil 6.12 Ana malzeme ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin ayrılma biçimleri	80
Şekil 6.13 Ana malzeme % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin çekme makaslama diyagramları	82
Şekil 6.14 Solüsyona alınan ardından % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin yırtılma biçimleri.....	83
Şekil 6.15 Solüsyona alınan ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerinin çekme makaslama diyagramları	85
Şekil 6.16 Çelik 7114 deney numunelerinde sertlik ölçümlerinin yapıldığı noktalar	86
Şekil 6.17 Çelik 7114 numunelerinin ana malzeme, solüsyona alınan ana malzeme ve % 8 deforme edilip 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik diyagramı	87

Sayfa

Şekil 6.18 Nokta Direnç Kaynak bağlantılı numunelerin sertlik ölçüm noktaları.....	88
Şekil 6.19 Ana malzeme % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik diyagramları	90
Şekil 6.20 Solüsyona alınmış ana malzeme, solüsyona alınıp % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik diyagramları.....	92

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1 Sıcak daldırma ile galvanizlenmiş yüksek mukavemetli IF çeliğinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri.....	22
Çizelge 2.2 ERDEMİR-CAL hatlarında üretilen çelikler, standartları ve kullanım alanları.....	24
Çizelge 2.3 IF çeliklerinin otomobillerdeki kullanım örnekleri	26
Çizelge 5.1 7114 kalite IF çeliğin kimyasal kompozisyonu (% Ağırlık).....	55
Çizelge 5.2 7114 kalite IF çeliğin mekanik özellikleri	55
Çizelge 5.3 Nokta direnç kaynak makinesinin özellikleri	58
Çizelge 5.4 Kaynak makinesinin elektronik kontrol sistem ayarları	59
Çizelge 6.1 Çelik 7114 numunelerinin ortalama tane boyutları	65
Çizelge 6.2 Çelik 7114'ten elde edilen ana malzeme ve % 8 deforme edildikten sonra 170 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin çekme deneyi sonuçları	75
Çizelge 6.3 Solüsyona alınan ve solüsyona alındıktan sonra % 8 ön deforme uygulanan ardından 170 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan çelik 7114 numunelerinin çekme deney sonuçları.	78
Çizelge 6.4 Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen ve % 8 deforme edildikten sonra 170 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan Çelik 7114 ana malzemenin çekme makaslama deney sonuçları	81
Çizelge 6.5 Solüsyona alınan ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerinin çekme makaslama deney verileri.	84
Çizelge 6.6 Ana malzeme ve solüsyona alınmış numunelerin % 8 ön deforme edildikten sonra 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırıldığında elde edilen sertlik değerleri.....	87
Çizelge 6.7 Ana malzeme, % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C'de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik değerleri.....	89

Çizelge 6.8 Solüsyona alınan ana malzeme, solüsyona alınıp % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C'de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik değerleri.....	91
---	----

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

α (F)	: Ferrit
γ (Ö)	: Östenit
r	: Çekirdek çapı
C	: Karbon
N	: Azot
Ti	: Titanyum
Ni	: Niyobyum
Si	: Silisyum
Mn	: Manganez
Fe	: Demir
Ni	: Nikel
Al	: Aliminyum
Ar	: Argon
P	: Kükürt
A	: Amper
MPa	: Mega Paskal
Dak.	: Dakika
s	: Saniye
μm	: Mikron metre
ΔY	: Yaşlanmadan dolayı dayanımda artış
σ_y	: Akma gerilmesi

KISALTMALAR

IF	: Arayer atomu içermeyen
WQ	: Su Soğutma Sistem
DDQ	: Derin Çekme Kalite
ULC	: Ultra Düşük Karbonlu
DQSK	: Konvansiyonel Çekme-Kalite Özel Sakinleştirilmiş
HDG	: Sıcak Daldırma İle Galvanizlenmiş
HSS	: Yüksek Mukavemetli
EDDQ	: Ekstra Derin Çekilebilen IF Çelikleri
RD-KTB	: Vakum Altında Gaz Giderme
ITAB	: Isının Tesiri Altında Kalan Bölge
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme derneği)
AWS	: American Welding Society (Amerikan Kaynak Derneği)
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
TiC	: Titanyumkarbür
TiN	: Titanyumnitrür
HSS	: Yüksek mukavemetli çelikler
NbC	: Niobyumkarbür
NbCN	: Niobyumkarbonitrür
AK	: Ana malzeme kaynaklı bağlantı
SK	: Solüsyona alınan kaynaklı bağlantı

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Dünyamızda son yıllarda görülen hızlı teknolojik gelişim ve rekabet, müşterilerin artan istek ve düşüncelerinin üst düzeyde karşılanmasını gerektirmektedir. Bu nedenden dolayı çelik şirketleri, kendilerini en son teknolojiyle üretim yapmaya zorlamaktadır ve hatta mecbur kalmaktadır. Bu son teknolojinin getirdiği ürünlerden birisi de IF (Interstitial-Free) çeliklerdir. Düşük akma ve çekme dayanımları, yüksek yüzde uzamaları ve “r” değerleri ile özellikle otomobil ve beyaz eşya üreticilerinin gözdesi haline gelen bu çeliklerin üretimi için gerekli teknolojik donanım hayli pahalı olmaktadır.

Günümüzde özellikle enerji fiyatlarındaki artış üretim dallarında düşük maliyetli üretimin ön plana çıkmasına neden olmaktadır. Bu olay, otomotiv endüstrisini de etkilemiş ve taşıtlarda yakıt açısından yeni geliştirilen motor tasarımlarının yanında, hareket ettirilmesi gereken taşıt kütlelerinin azaltılmasının da önemli olduğu ortaya çıkmıştır. Zira, taşıt ağırlığı ile yakıt tüketimi arasında bağlantılı bir ilişki vardır; taşıt ağırlığında yapılacak % 50’lik bir azalma, % 35 dolayında bir yakıt tasarrufu sağlamaktadır [1].

Otomotiv endüstrisi için yeni çelik ürünler sunulduğunda çelik endüstrisinin elde etmeye çalıştığı hedefler bir malzeme olarak çeliğin, araç emniyetini arttırmak, prosesi basitleştirmek ve maliyeti düşürmektir. Bu işlemleri de mümkün olduğu kadar en önemli hedef olan araç ağırlığını azaltma ile birlikte yaparak diğer malzemelere kıyasla rekabet edebilirliğini arttırmayla ilgilidir. Çelik malzemelerde, normal çelikten orta ve yüksek mukavemetli çeliğe doğru bir eğilim vardır.

Bir otomobil üretiminde, taşıt ağırlığının yaklaşık % 74-78’i arasında çelik, % 14-18’i arasında polimer esaslı malzeme, % 3-5 arasında demir dışı metal ve alaşımları

ile % 3-5 arasında dökme demir türü malzemeler kullanılır. Çelik malzemenin bu yüksek yüzdesini düşürebilmek amacıyla, özelliklerinin iyileştirilmesine ve yeni malzemelerin kullanılmasına gerek vardır. Taşıtlarda yüksek mukavemetli çeliklerin yerine IF çeliklerin, kullanımı her geçen yıl artmaktadır [2].

IF çelikleri, düşük akma dayanımları ve yüksek “r” değerleri ile ekstra derin çekilebilme özelliği göstermekte ve çok karmaşık parçaların kolaylıkla üretilmesine olanak sağlamaktadır. IF çeliklerinde, çözültide mevcut C ve N miktarları vakumla gaz giderme ve Ti veya Ti+Nb ilaveleriyle 20 ppm mertebelerine düşürülmüştür. Ti ve Nb ilaveleri sonucunda mevcut ara yer atomları TiC, TiN veya NbCN stabil bileşikleri şeklinde çözültiden ayrılmıştır. C ve N ara yer atomlarının ferrit çözültiden ayrılması, çeliğe yaşlanma özelliği göstermeyen üstün şekillendirilebilirlik kazandırmaktadır.

IF çelikleri ara yer atomları açısından çok düşük değerlere sahip olduğundan yapay yaşlandırma ünitesine gereksinim duymazlar ve sıcak daldırmayla galvanizleme ya da sürekli tavlama hatlarında gereken hızlı ısıtma hızlarında da üretilebilme olanağı sunarlar. Ti ilk olarak bu çeliklerde çözülmüş karbon ve azotu, TiC ya da TiN şeklinde bağlamak için kullanılmış daha sonra bu amaçla Nb ve Nb+Ti da kullanılmıştır. IF çeliklerinin üretimi günümüzde de yalnızca soğuk ve sıcak saclar için değil aynı zamanda çinko kaplı çelik saclar, yüksek dayanımlı çelik saclar vb. değişik uygulamalarla artmaktadır. Oksijen konvertörlerde çelik üretimi sonucunda elde edilen ürünün azot miktarı ancak 20 ppm’e, karbon miktarı da 100-200 ppm civarına kadar düşürülebilir. Buna ilaveten döküm sırasında vakumla gaz giderme ile toplam karbon oranı 30-50 ppm civarına düşürülür.

IF çelikleri genel olarak, yüksek derecede şekillendirilebilirliğin gerektiği yerlerde ihtiyaç duyulan çeliklerdir. Sürekli tavlama hatlarının kullanımının artması, sürekli tavlama hatlarının düşük karbon ve azot içeren çeliklerde ekonomik ve çok verimli fonksiyonları olması IF çeliklerinin üretiminde gelişmeye öncülük etmiştir. Böylece IF çelik üretiminin gelişimi, döküm ve çelik üretiminde optimizasyonu getirmiştir. Dünyada üretilen soğuk sacların en önemli kullanım alanları otomotiv ve beyaz eşya sektöründe görülmektedir. Son yıllarda otomotiv endüstrisinde artan yakıt fiyatları

ve karoseri dizaynları üzerinde araştırmalar yapılmaktadır. Bu araştırma çalışmalarında, otomobil karoserinin hafifletilmesi konusunda önemli adımlar atılmıştır. İyi şekillendirilebilen IF elikleri, sürekli tavlama hattında üretilmektedir [3].

Endüstrinin çeşitli alanlarında özellikle otomotiv sektöründe elektrik direnç nokta kaynağının kullanımı yaygın bir şekilde artmaktadır. Bir otomobilin üretiminde binlerce parça kullanılmakta ve yüzlerce farklı tipte işlem gerçekleştirilmektedir. Bu işlemlerden muhtemelen en önemlisi, araç kalitesini % 40 oranında etkileyen, aracın gövdesinin ortaya çıkarıldığı kaynak işlemleridir. Ayrıca, estetiğin otomobillerde ön plana çıkmasıyla da gövdeyi oluşturan bileşenlerde kullanılan direnç nokta kaynakları gövde büyüklüğüne bağlı olarak 3000–5000 nokta ile ilk sırada yer almaktadır. Dünyanın en büyük endüstrisinin otomotiv endüstrisi olduğu düşünülürse elektrik direnç kaynak yöntemlerinin uygulamalarının önemi daha açık şekilde ifade edilmiş olur. Özellikle otomotiv endüstrisinde tercih edilmelerinin baslıca nedenleri şöyle sıralanabilir;

- Seri üretime uygunluk,
- Kaynak operatörünün az bir bilgiye sahip olarak yüksek kalitede imalat yapabilmesi,
- Düşük işçilik giderleri,
- Ek kaynak metali kullanılmadığından dolayı hafif bir birleştirme elde edilmesi,
- Yüksek kaynak mukavemeti elde edilmesi,
- Görünüm olarak diğer kaynak yöntemlerine göre daha düzgün kaynak bağlantıları elde edilmesi [4].

Yapılan literatür araştırmasında, IF eliklerinin deformasyon yaşlanma özellikleri detaylı olarak araştırıldığı, fakat nokta direnç kaynağı ile birleştirilen kaynaklı bağlantıların yaşlanma özelliklerinin yeterli derecede araştırılmadığı tespit edilmiştir. Bu nedenle, bu çalışmada, arayer atomu içermeyen (IF) eliklerde ve bu çeliklerin nokta direnç kaynaklı bağlantılarında deformasyon yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir.

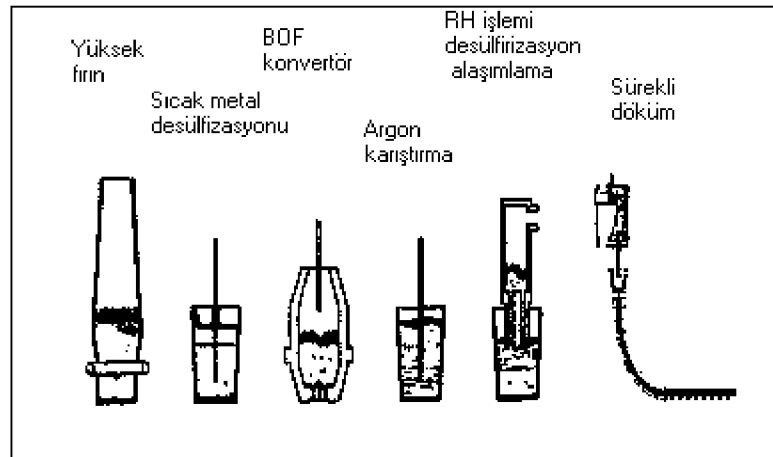
BÖLÜM 2

IF ÇELİKLERİ

2.1 IF ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ VE PROSES KADEMELERİ

2.1.1 Çelik Üretimi

IF çeliklerinin üretimi, ilk önce yüksek fırınlarda pik demirin elde edilmesiyle başlar. IF çeliklerinin üretimi için genel proses akım şeması Şekil 2.1'de gösterilmiştir. Çelik üreticileri, bu çelikleri entegre edilmiş tesislerde üretmektedirler.



Şekil 2.1 IF çeliklerinin üretim akım şeması [3].

Proses, yüksek fırında pik demirin üretiminden sonra birinci olarak desülfürasyonu devamında konvertör tipi fırınlarda rafinasyonu, pota karıştırmayı, vakum altında gaz gidermeyi ve sonunda sürekli dökümü içerir. Sıvı metal, torpidolar vasıtasıyla desülfürasyon tesislerine gelir ve işleme tabi tutulur. İşlem sırasında magnezyum ve kalsiyum içeren karpit ilave edilir ve kimyasal kompozisyon homojenleştirilir ve sülfür miktarı % 0,01'den daha az seviyelere düşürülür. Desülfürasyon işleminden geçen sıvı metal 250-350 tonluk BOF'lar içerisinde rafine edilir. Üstten üflemlili BOF'larda oksijen, su soğutmalı bir lans içerisine üstten üflenir. Altan üflemlili Q-

BOF fırınlarında oksijen birçok tüylerden geçerek fırının altından üflenir ve üfleme sırasında banyoda bir hareketlilik görülür. Bu iki prosesin arasında bir ara proses vardır. Bu ara proses farklı olarak, alttan üfleme tiplerinde kullanılan gaz ve gaz akış oranıdır. Sıvı çeliğin etkin bir biçimde karbonsuzlaştırılması IF çelikleri için en önemli etmenlerden birisidir. Çünkü, çeliğin karbon içeriği en son ürünün özelliklerini ve üretim maliyetini etkilemektedir.

Çelik üretimindeki rafinasyon işlemi sonrasındaki karbon içeriğinin en alt sınırı konvertördeki oksijen üfleme uygulamasına bağlıdır. Sıvı çelikteki karbon içeriği % 0,05'ten daha az olduğu zaman oksijen içeriği daha hızlı bir şekilde artmaktadır. Bu yüzden konvertördeki karbon içeriğinin en alt limiti ekonomik açıdan göz önünde bulundurulmalıdır. Sınırlar üstten üfleme durumunda % 0,02-0,03 ve alttan üfleme durumunda % 0,010-0,015 olarak göz önüne alınmaktadır. Üstten üfleme durumunda % 0,02-0,03 gibi karbon değerleri sıvı çelikteki ve ürün kayıplarına yol açan cüruftaki oksijen içeriğinde belirgin artışlara neden olurken, konvertörün refrakter astarlarında da aşınmalara yol açmaktadır. Konvertörde karbon değerini belirli bir kritik değere indirmek IF çeliklerinin üretiminde avantajlara yol açmaktadır.

Vakumla gaz gidericilerin kapasitelerindeki belirgin artıştan dolayı şu anki eğilim karbonsuzlaştırma işleminin konvertörden ziyade vakumla gaz gidericilerde gerçekleştirilmesi yönündedir. Bu şekilde konvertördöki işlemler Al ile durgunlaştırma işlemindeki benzer koşullarda gerçekleştirilmektedir. Son yıllarda geliştirilen birleşik üfleme prosesi ile IF çeliklerinin üretimi daha da geliştirilmiştir. Örneğin Dofasco Steel'de IF çeliklerinin üretimi aşamasında üflemenin % 70'i üstten yapılırken % 30'u alttan yapılmaktadır. Bu şekilde demirin aşırı ölçüde oksitlenmesinin önüne geçilerek düşük karbon ve azot seviyelerine inilebilmektedir. Bu uygulamada karbon için % 0,030 değeri hedeflenirken azotta 14 ppm seviyelerine ulaşılabilir [3].

2.1.2 IF Çeliklerin Vakum Prosesi

2.1.2.1 Vakumda Gaz Giderme

Rafinasyon işlemi sonrasında potaya alınan çelikteki oksijen seviyesi vakumda gaz gidericiye girmeden önce haddehane tufalı ya da Al ilaveleri ile hedef olarak belirlenen 700 ppm seviyesine ayarlanır bu vakumdaki gaz giderme işlemi sırasında etkin bir karbonsuzlaşma sağlamaktadır. Vakumda gaz giderme alttan Ar gazı ile karıştırma yapılarak 0,5 torr vakumda 20-22 dakika sürmektedir. Bu uygulama sonucunda karbon seviyesi 250 ppm'den 15-20 ppm'e düşmektedir. Çeliğin vakum altında gaz giderme işlemi, IF çelikleri için gerekli çok düşük karbon seviyelerini (< % 0,005) elde etmek için gereklidir. Kullanılan bu gaz gidericiler sirkülasyon tipi gaz gidericilerdir.

Vakum prosesi, sıvı çelik banyosunun geniş bir reaksiyon yüzeyi ile güçlü bir şekilde karıştırılması, sıvı çeliğin potadan vakum kazanına ve tekrar potaya şeklinde devir daimi sırasında, içerisinde çözülmüş gazların alınması ve düşük basınç altında $C+O \rightarrow CO$ reaksiyonunun gerçekleşmesi sonucu karbon gideriminin (dekarburizasyon) sağlanmasıdır. Kazan altında snorkel adı verilen refrakter örülü iki adet tüp ile donanmıştır. Kazan altına gelen pota snorkellerin çeliğin içerisine belli bir seviyeye kadar batacağı şeklinde yukarıya kaldırılır. Vakum kazanı kendisine bağlı olan güçlü bir buhar enjektörü tarafından emilir. Vakum kazanı içindeki basınç düşürüldükçe, çelik snorkellerin içine doğru yükselir. Çeliğin içinde çözülmüş halde bulunan istenmeyen gazlar (hidrojen, azot, oksijen) vakum altında moleküler hale geçerler ve vakum pompalama sistemi vasıtasıyla çelikten alınır. Bu sistemin amacı karbonun indirgenmesi için gerekli oksijeni sağlamak ve çeliğin devir daimi sırasında oluşacak ısı kayıplarını en düşük seviyeye indirmektir [5].

2.1.2.2 RD-KTB Prosesi

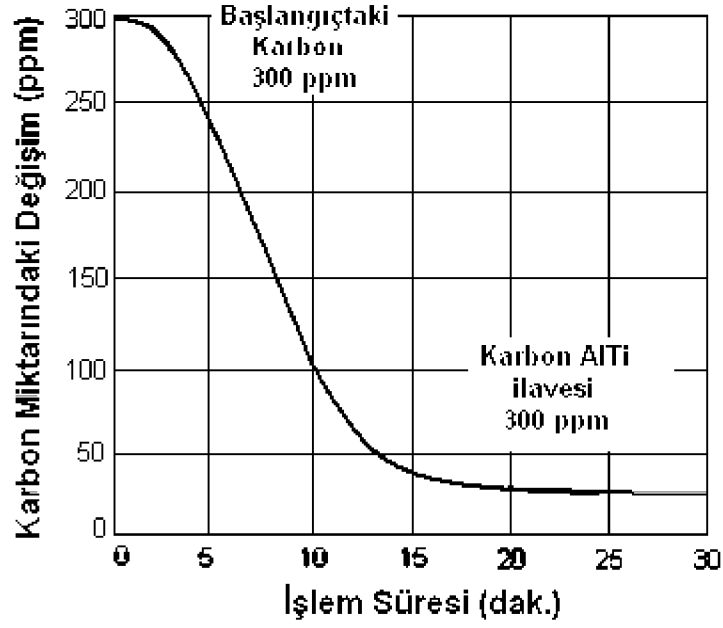
Oksijenin vakum altında üflenmesidir. KTB tekrar gaz giderme içindir. RD prosesi (Resirculation Degassing) vakum altında gaz giderme proseslerinde ikincil metalürji işlemine daha uygundur. Bu proseste eriyiği ısıl işlem bölümünde düşük basınç

altında tutarak açığa çıkarmaktır. Bu prosesin metalürjik görevi, proses gereği istenmeyen elementlerin sıvı çelik içinde eriterek gaz fazına geçirmektir. Bu proses endüstrideki uygulamalarında ekstra düşük karbonlu çelik cinsleri üretiminde ve genellikle 15 ppm'den düşük cinslerde kullanılır [5].

2.1.2.3 Vakum İşleminde Karbon Kontrolü

Kullanılan gaz giderici tiplerinde mutlaka, aşağıdaki reaksiyon yoluyla dekarburizasyon meydana gelir. $(C+O=CO)$ CO gazının uzaklaştırılması yoluyla, CO kısmi basıncının azaldığı yerlerde bu reaksiyon görülmektedir. Sonra reaksiyon sağa doğru gider ve dekarburizasyon ilerler, dekarburizasyon istenilen C miktarı elde edilinceye kadar devam eder. Bu sürede oksitleyici alaşım ilavesiyle sıvı çelik öldürülür. Böylece karbon miktarı belirlenir. Pratikte C miktarı, gaz gidericinin matematiksel modellerinden ya da bazı durumlarda erimiş oksijen aktivitesinin ölçümlerinden hesaplanır. Gaz giderme devir zamanı, vakum işlemine gelmekte olan çeliğin karbon miktarına ve gaz giderme oranına bağlı olmaktadır [5].

Nippon Steel'de vakum işlemi ile 100-200 ppm karbon miktarından 10-15 dakikalık bir dekarburizasyon işlemi ile 20 ppm altında karbon miktarı, 250-350 ppm karbon miktarından 20 dakikalık bir dekarburizasyon işlemiyle 20 ppm altında karbon miktarı, sirkülasyon oranının ve argon akış hızının optimizasyon işlemiyle sağlanmıştır. Geleneksel yöntemlerde, 40 dakika olan bu zaman yaklaşık 25 dakika azalmıştır. Bunun sonucunda IF çeliklerinde ardarda 30'dan fazla döküm yapabilme imkanı sağlamıştır. Şekil 2.2'de işlem zamanına bağlı olarak karbon miktarının değişimi gösterilmiştir. Elde edilen sıvı çeliğin ihtiyaç duyulan alaşım elementleri azot ve karbonun en son miktarının belirlenmesinden sonra potaya ilave edilir. Karıştırma işlemine devam edilerek sıvı çeliğin homojenizasyonu sağlanır.



Şekil 2.2 Ti ile stabilize edilmiş ultra-düşük karbonlu çeliklerin dekarbürizasyonu sırasında karbon miktarındaki değişim [5].

2.1.2.4 RD-KTB Proseslerinin Avantajları

- Minimum oksijenle sıvı çelik içinde efektif karbon giderme (büyük talepler hariç).
- Büyük taleplerde CO'in CO₂'e dönüşümünde radyasyon yoluyla oluşan ısı kayıpları azalmaktadır.
- Ergiyeğin kimyasal ısıtması mümkündür [6].

2.1.3 Sürekli Döküm

Sürekli döküm tesislerinde potadan tandişe döküm öncesinde azot kapmasını engellemek amacıyla tandiş argon ile yıkanır, çeliğin potadan tandişe transferi yine azot kapmasını engellemek amacıyla koruyucu tüpler içerisinden yapılır. Sürekli döküm sırasında karbon kapmayı engellemek için % 3 karbonlu kalıp tozu kullanılmaktadır.

2.1.4 Slab Isıtma

Sürekli döküm tesislerinde 250 mm kalınlığındaki kütük şekline dökülen çelik, oda sıcaklığına soğutulup yüzey kontrolleri yapıldıktan sonra sıcak haddeleme için slab ısıtma fırınlarında 1240 °C'ye ısıtılmaktadırlar.

2.1.5 Sıcak Haddeleme

Kaba haddeleme 4'lü tip tersinir haddelerde 5-7 pasoda gerçekleştirilmektedir. Malzemenin kaba haddeden son çıkış sıcaklığı yaklaşık olarak 1150 °C'dir. Kaba haddeleme sonrasında 32 mm kalınlığına inmiş şerit ön malzemesinin istenilen son kalınlığa indirilmesi 7 standlı şerit haddede gerçekleştirilmektedir. Burada hedeflenen 910 °C'lik son hadde çıkış sıcaklığıyla haddelemenin kararlılığı korunurken çelik şeritte de homojen bir içyapının oluşması sağlanmaktadır. Haddeleme işlemi sonrasında belirlenen 730 °C'lik bobin sarma sıcaklığı ile soğuk haddeleme ve tavlama öncesi karbonun tümüyle çökmesi arzu edilmektedir. Buradaki karbon çökmesi çözeltide kalan karbonun en aza indirilmesi ve oluşan karbürlerin boyutlarının en büyük şekle getirilmesiyle tavlama sonrasında istenilen "r" değerlerine ulaşması arzu edilmektedir [2].

2.1.6 Asitleme

Sıcak haddeleme sonrasında IF bobinleri üzerindeki tufal olarak adlandırılan oksit tabakasının uzaklaştırılması amacıyla şerit malzemeler, HCl asit çözeltisi içerisinde geçirilirler.

2.1.7 Soğuk Haddeleme ve Sürekli Tavlama

Soğuk haddeleme (22 °C) için asitleme işleminden geçen bobinler 5'li tip bir tandem hattında % 60-80 oranında ezilirler.

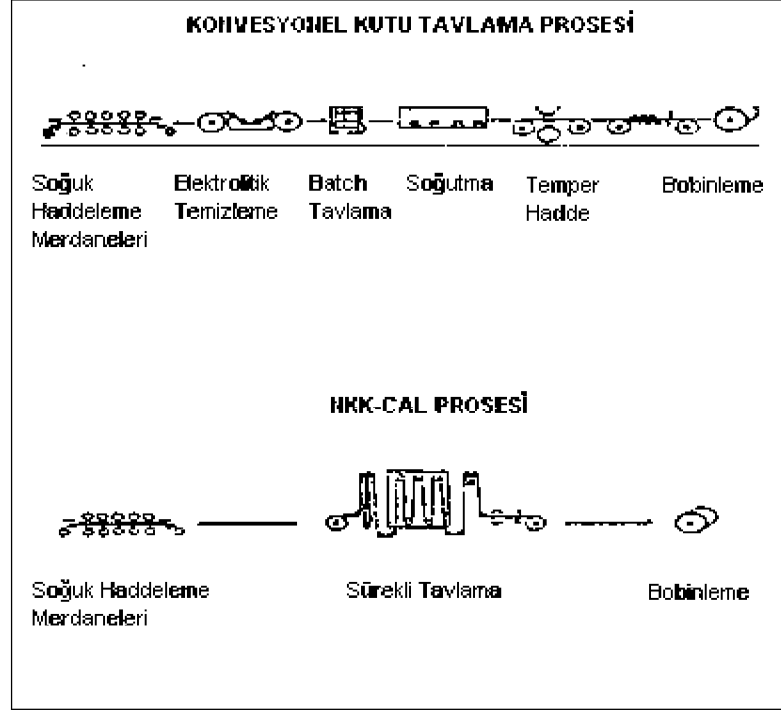
Soğuk haddelenmiş çok sert durumdaki IF malzemesi ideal olarak sürekli tavlama hatlarında tavlansmaktadır. İyi bir doku oluşumu için uygun bir AlN çökmesi

yaratan yığın tavlama Al ile durgunlaştırılmış derin çekme saclar için idealen Ti ve Nb ile kararlı şekle sokulmuş IF çelikleri sürekli tavlama hatları için çok uygundur. IF çeliklerinin tavllanmış iç yapılarındaki çok düşük ara yer içeriği sürekli tavlama sonrasındaki yapay yaşlandırma ünitesini gereksiz kılar. Daha yüksek karbonlu çeliklerde sürekli tavlama sonrasındaki yapay yaşlandırma karbürleri çökeltirerek Lüders bantlarının oluşumuna ve sünekliğin azalmasına yol açan yaşlanma eğilimini azaltır. IF çeliklerindeki Ti ve Nb gibi elementler soğuk haddelenmiş sacın yeniden kristalleşme hızını ve tavlama sıcaklığını 700 °C civarına düşürür. Bununla beraber IF çeliklerindeki ferritin kararlı olduğu sıcaklık aralığının artması tek ferrit fazından oluşan alanda çok daha yüksek sıcaklıklarda tavlamanın olası kılacaktır. Bu nedenle 800-850 °C gibi sıcaklıklar sürekli tavlama hatlarında kullanılan tipik sıcaklıklardır [2].

2.1.8 NKK-CAL Prosesinin Prensipleri

Otomobil parçalarında, elektrikli ev aletlerinde ve beyaz eşyada kullanılan ekstra derin çekme kalite çelik sacların üretimi birçok basamaktan oluşmaktadır. Ekstra derin çekme kalitesine sahip çeliklerin üretiminde kullanılan bu proses, dünyadaki birçok çelik üreticisinin ilgisini çekmiştir. IF çeliklerinin üretim prosesi olan NKK-CAL Prosesinin özellikleri özet olarak şu şekilde sıralanabilir:

- 1) Bu proses, sürekli tavlama hattında ekstra derin çekme kaliteli sacların üretimini imkanı hale getirir.
- 2) Soğuk haddeleme de arka arkaya gelen beş proses, bir proses altında birleştirilmiştir. Soğuk haddelemeden bitiş hattına kadar olan süre, on günden on dakikaya düşürülmüştür (Şekil 2.3).



Şekil 2.3 Konvansiyonel kutu tavlama prosesi ile NKK-CAL Prosesi'nin karşılaştırılması [7].

Birçok nedenden dolayı bu saclar; preslenmeye, sarılmaya ve bükülmeye maruz kaldığı için süneklikleri ve toklukları iyi olmak zorundadır. Çeliğin şekillendirilebilirliğinin iyi olması aşağıdaki koşullara bağlıdır.

- a) Çeliğin kimyasal bileşimini ayarlamak ve empürite miktarını azaltmak (N, S gibi).
- b) Ferrit tanelerinin büyüklüğünü belli ölçülerde artırmak.
- c) Ferrit içinde çözünmüş karbon miktarını azaltarak çeliğin sünek olmasını sağlamak.
- d) Ferrit yapısındaki metalik olmayan inklüzyonları önlemek.

Yukarıdaki a, b, c, d şıkları konvansiyonel sürekli tavlama prosesinin içindeki kimyasal bileşime, sıcak haddelenme koşullarına göre değişmektedir [7].

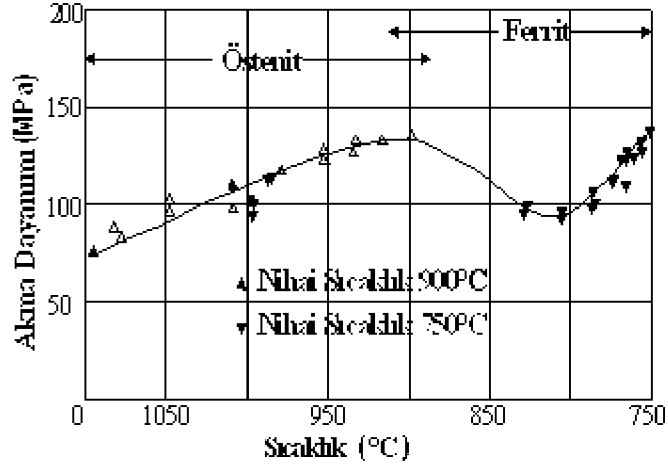
2.2. SICAK VE SOĞUK HADDELENMİŞ IF ÇELİKLERİNİN ÖZELLİKLERİ VE UYGULAMALARI

IF çelikleri, özel derin çekilebilir çelikler olarak çok şiddetli şekillendirmelere cevap verebilecek şekilde kullanılmaktadır. Sürekli tavlama metodu ile üretilen IF çeliklerinin geçen birkaç yıl içerisinde bu yöntemle üretimi artmaktadır. IF çelikleri, mükemmel soğuk şekillendirilebilirliğinin yanı sıra yaşlandırmaya gereksinim duyulan yerlerde de kullanılmaktadır. Ayrıca bu çelikler sıcak daldırma (Hot-Dip) metodu ile Galvanizleme hatlarında derin çekilebilir galvanizlenmiş çeliklerin üretimine imkan sağlamıştır [2].

2.2.1 Sıcak Haddeme Özellikleri

IF çelikleri modern sürekli döküm tesislerinde döküldükten sonra 200-250 mm kalınlıkta slablar olarak üretilirler. Yüzey kalitesi o kadar iyidir ki, genellikle alevle yüzey skarfi gerektirmez. Slablar itici tip fırınlar içerisine 600 °C ve altındaki sıcaklıklarda şarj edilir ve 1250 °C sıcaklığa ısıtılır. Daha sonra slablar ortalama 45 mm'ye ve buradan da 7 standlı sürekli haddeme proseslerinde istenilen kalınlıklara, Ar₃ sıcaklığının altında haddelenmektedirler.

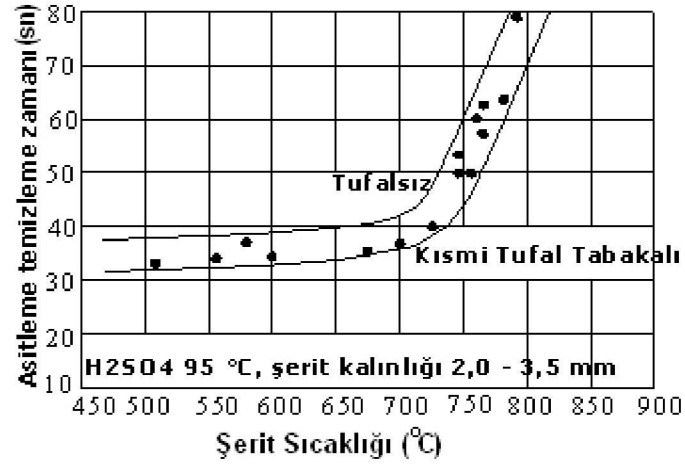
Soğutma sıcaklığı 640-690 °C arasında yer almaktadır. Bu sıcaklıklar bu sınıftaki malzemelerin üretimine bağlı olarak değişmektedir. Sıcak deformasyon sırasında ortaya çıkan gerilme sıcaklığın azalmasıyla artar. Bunun seviyesi yumuşak alaşımsız çeliklerin seviyesiyle karşılaştırılabilir. Ortaya çıkan gerilme, faz dönüşümü sırasında deformasyon sıcaklığı daha da azaldıkça azalır (Şekil 2.4).



Şekil 2.4 Sıcak deformasyon sırasında ortaya çıkan gerilimin, sıcaklığın azalmasıyla Artması [2].

Soğuk haddeleme özellikleri sıcak haddelenmiş şeritlerin asitle temizlenmesi işlemi sülfirik asitle (H_2SO_4) temizleme hatlarında yapılır. Tufal tabakasını temizlemek için gerekli olan asitle temizleme zamanı, sıcak şerit sıcaklığına bağlı olarak Şekil 2.5'de incelenmiştir. Yüksek soğutma sıcaklıkları özellikle 700 °C'nin altında temizleme verimini yarı yarıya azaltmaktadır. Böylece ekonomik sebepler kaçınılmaz olacaktır.

Şeritler yumuşak durumdan yüksek derecede ezme ile tandem haddede soğuk olarak haddelenmektedir. Soğuk ezme oranlarının derecesi istenilen kalınlığa bağlı olarak % 70-82 arasında değişir. Soğuk haddeleme sonrası yeniden kristalleşme tavlama yapılır. Sürekli tavlama hatlarında yapılan bu işlem 690-750 °C sıcaklıkları arasında gerçekleştirilir. Temper haddeleme soğuk sac yüzey pürüzlülüğüne bağlı olarak gerçekleştirilebileceği düşük bir derecede uygulanmaktadır.

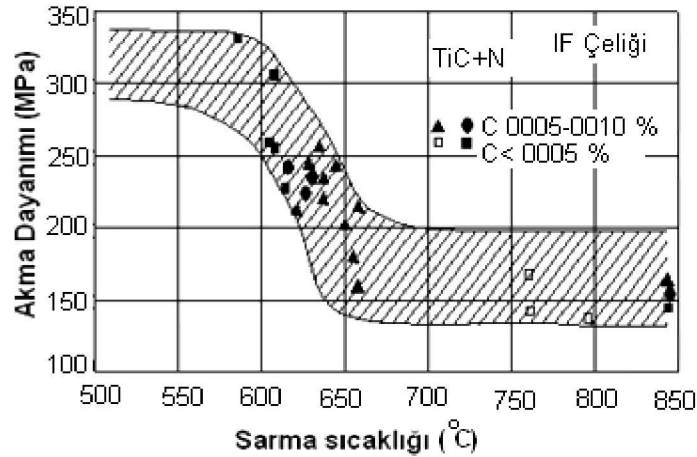


Şekil 2.5 Tufal tabakasını temizlemek için gerekli olan asitle temizleme zamanının, sıcak şerit sıcaklığına bağlı olarak incelenmesi [2].

2.2.2 IF Çelik Ürünlerinin Özellikleri ve Uygulamaları

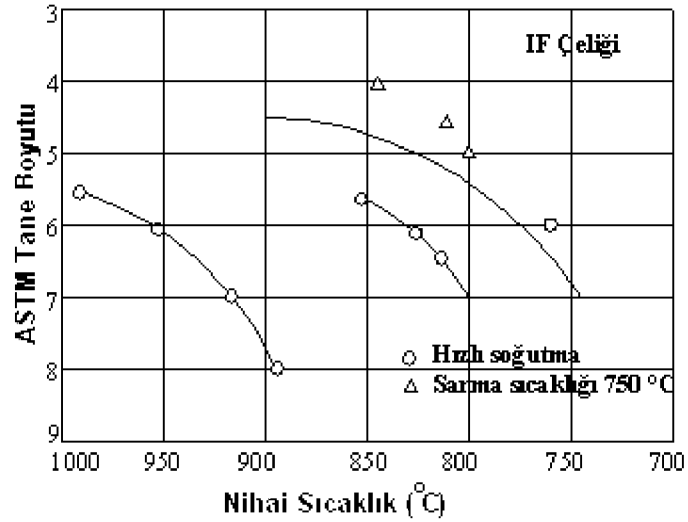
2.2.2.1 Sıcak Ürün Özellikleri

Sıcak haddelenmiş IF çeliklerinin mekanik özelliklerini özellikle haddeleme ve soğutma sıcaklığı etkilemektedir. Normal olarak haddeleme sıcaklığı, östenit alanı içinde seçildiği zaman haddeleme sırasında ara yer atomları IF çeliği içerisinde tam yerleşmemiş durumdadır. Soğutma sıcaklığı seviyesinin, IF çeliği açısından uygun olduğu kesinleşmiştir. Uygun düşük akma dayanım değerleri sıcak haddehanelerde elde edilmektedir. Şekil 2.6'da görüldüğü gibi 680 °C'ye yakın soğutma sıcaklıkları altında IF çelikleri içerisinde C+N yerleşimi kesinleşmiştir.



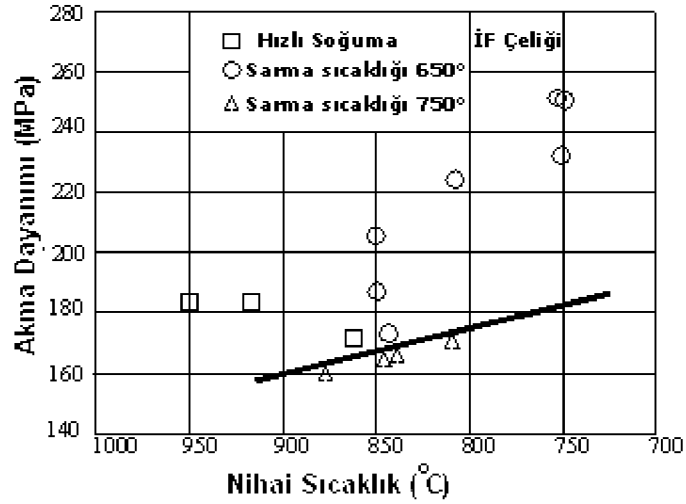
Şekil 2.6 680 °C 'ye yakın soğutma sıcaklıkları altında IF çelikleri içerisinde C+N Yerleşimi [6].

630/680 °C civarı sıcaklık alanı içinde Ti/C + N oranları, karbürlerin çökmesini hızlandırabilir. $(Ti/C + N) > 12$ çelikler için, düşük akma dayanım değerleri belirtilmiştir. Çok yüksek akma dayanımları, düşük soğutma sıcaklıkları durumunda görülmüştür ve muhtemelen karbon yaşlanmasının bir sonucu olduğu varsayılmaktadır. Sıcak şerit özellikleri üstünde haddeleme sıcaklığının tane boyutuna etkisi şekil 2.7’de verilmiştir.



Şekil 2.7 Haddeleme Sıcaklığının Tane Boyutuna Etkisi [6].

Yüksek haddeleme sıcaklıkları, tane boyutunda aşırı tane büyümesine neden olur. Haddeleme sıcaklığı, östenit alanı içerisinde kalırsa daha fazla durumda küçük tanelerin üretilmesine neden olur. Bunun tane boyutuna etkisi, östenit ferrit dönüşümü sırasında görülmektedir. Tane boyutunda, ferrit alanı içinde haddeleme sona erdiği zaman, deformasyon yığılması etkilidir. Ayrıca ferrit alanı içerisinde düşük hadde sıcaklığı ve özellikle yüksek soğutma sıcaklıkları ile birleşince, Ti çökmesinin hızlanmasına sebep olabilir. Bu da iyi mekanik özellikleri beraberinde getirir. Şekil 2.8’de haddeleme sıcaklığı düşükçe, akma dayanımının arttığı görülmektedir.



Şekil 2.8 Haddeme Sıcaklığının Akma Dayanımına Etkisi [6].

2.2.2.2 Soğuk Ürün Özellikleri ve Yeniden Kristalleşme Davranışı

IF çelikleri, farklı alaşım elementi ve miktarları kullanılarak üretilebilirler, soğuk haddeme sonrası sürekli tavlama hatlarında tavlanylabilirler. Düşük akma dayanımları ve yüksek “r” değerleri Ti alaşımlı çeliklerle elde edilmektedir. Nb alaşımlı çelikler yüksek akma dayanımına sahiptirler [8].

2.3 IF ÇELİKLERİ VE ÇEŞİTLERİ

Çok az arayer atomu içeren çelikler, düşük akma mukavemetleri, yüksek uzama ve iyi derin çekilebilirlik özellikleri nedeniyle çok iyi şekillenebilirlik özellikleri gösterirler. IF çelikleri vakum gaz giderme ekipmanları yardımıyla üretilirler. Karbonitrür oluşturu elementler ilavesi ile derin çekilebilirlik ve yaşlanmama özellikleri daha da geliştirilebilir. Bu amaçla katılan Niyobyumun etkisi, düzlemsel anizotropiyi geliştirme olayını azaltma yönündedir. Bunun nedeni, soğuk haddeme işleminden daha önce, sıcak haddelenmiş yapının küçük tane boyutlu olmasıdır. Niyobyumun etkisini arttırmak amacıyla Titanyum ilavesi de yapılabilir [9].

2.3.1 Derin Çekme Kalite (DDQ) Ultra Düşük Karbonlu (ULC) IF Çelikleri

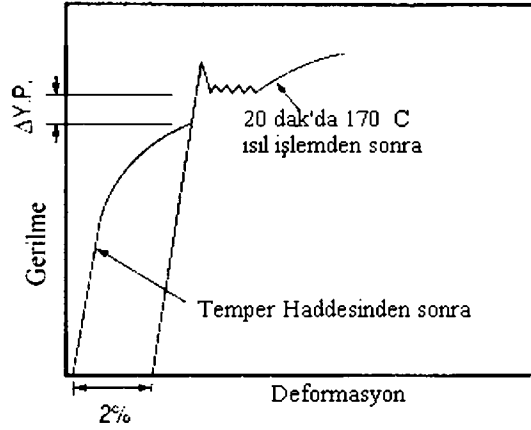
IF çeliklerinin akma mukavemeti 150 MPa, çekme mukavemeti ise 300 MPa civarındadır. Günümüzde, IF çeliği alaşımı konseptine dayalı olarak mükemmel derin çekme ve gerdirmeye ile şekillendirme kabiliyetine sahip olan yeni ultra düşük karbonlu (ULC) yüksek mukavemetli çelik saclar üretilmektedir ve Şekil 2.9'da belirtilen değerlerden daha yüksek mukavemetli çelikler geliştirme aşamasındadır. Bu çelikler daima IF olmaya ihtiyaç duymazlar, bu yüzden ULC terimi daha doğrudur. Vakum altında gaz giderme prosesi, son zamanlarda levha ve çelik üreticileri tarafından ürünlerin süneklik ve mukavemetini arttırmak için kullanılmaktadır. Karbon oranı % 0,003'ten daha az oranlara kadar düşürülebilir. Dikkatli alaşım katma ve proseslerle, otomotiv endüstrisi için yeni çelikler keşfedilmiştir. Bu proses ilk olarak büyük kesitlerden ve dökümlerden hidrojeni kaldırmak için kullanılmıştır. Sonraları ise özel ve üniform kimyasal kontrolü ile daha temiz malzemeler imal edilmeye başlanmıştır [10]. Vakum altında gaz giderme prosesi ile yapılan malzemeler genellikle;

- Dövme kalıpları
- İşlenebilir çubuklar
- Büyük döküm kalıpları
- Borulardır.

2.3.2 Fırında Sertleşebilen (Bake Hardenable : BH) Çelikler

Fırında sertleşebilen çelikler, otomotiv imalatçılarının preslerinde kolayca işlenebilen düşük mukavemetli ve optimum olarak şekil verilebilen bir çelik grubudur. Presleme sırasındaki deformasyon, şekil verme sırasında işlem sertleşmesi ile sertleşmeye yol açar. Vakumla gazı giderilmiş çelik malzemeler özel yaşlanma karakteristikleri olan ürünler verir. Bu otomotiv çelik sac ürünleri, fırında sertleşebilir çelikler olarak bilinirler. Otomotiv gövdesi parçaları haline damgalanmadan (mühürlenmeden) önce normal depolama sırasında yaşlanmaya dirençli olarak dizayn edilirler. Bununla beraber şekil vermede yaşlanmaya başlarlar ve boya pişirme fırınlarında ısıtıldıktan sonra malzeme tamamen yaşlanır. Orijinal çelik özelliklerine göre yaklaşık 34-70

MPa'lık bir akma mukavemeti artışı olan nihai parçalar elde edilir. Bu gibi ürünler oto imalatçılarının şekil verilebilirlikten feda edilmeden, artan ezilmeye dirençli parçalar tedarik etmelerine yardım eder.



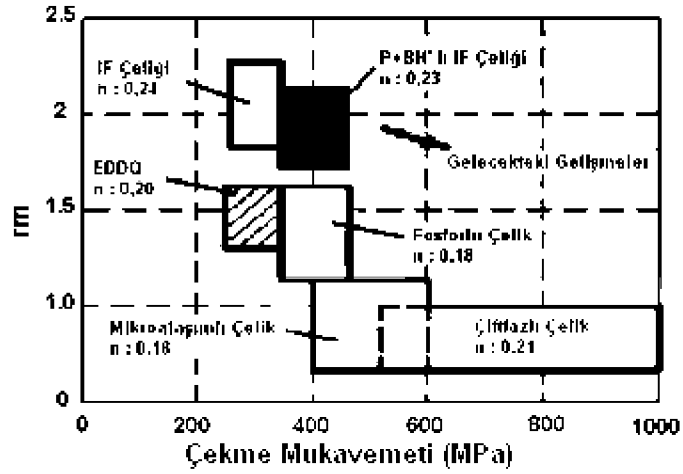
Şekil 2.9 Fırında Sertleşme İşlemi Görmüş Çelik Levhanın Gerilme-Deformasyon İlişkisi [11].

Şekil 2.9'da gösterildiği gibi numunenin fırında sertleşebilirliği, ısıtmadan önceki % 2'lik deformasyondaki akma gerilmesi ile numunenin ısıtılardan sonrası alt akma noktası arasındaki farktır. Yaşlanma direnci çekme çubuklarını kaynayan suya (100 °C) bir saat daldırarak ve daha sonra çubukları test ederek tespit edilir. Eğer akma noktası kaybolursa çelik, depolamada altı haftaya kadar kararlı olabilir.

Bileşim ve tavlama sonrası mevcut ara yerde çözülmüş elementlerin miktarının kontrolü fırında sertleşebilir çelik üretimi için kritiktir. Çözeltideki karbon ve azot, fırında sertleşebilirlik sağlayabilir fakat çözülmüş azot oda sıcaklığında demir içinde yüksek hareket etme yeteneğine sahiptir ve depolama sırasında erken yaşlanmaya sebep olacaktır. Bu yüzden bu çeliklerde bütün azotun genellikle alüminyum ile bağlanmış olması kritiktir. Karbon bu yüzden, fırında sertleşebilirliği kontrol etmede anahtar elementtir. Tavlama sonrası soğutma hızı, tavlama sonrası ürünlerdeki çözülmüş karbon seviyesini kontrol eder [6].

2.3.3 HSS (Yüksek Mukavemetli) IF Çelikleri

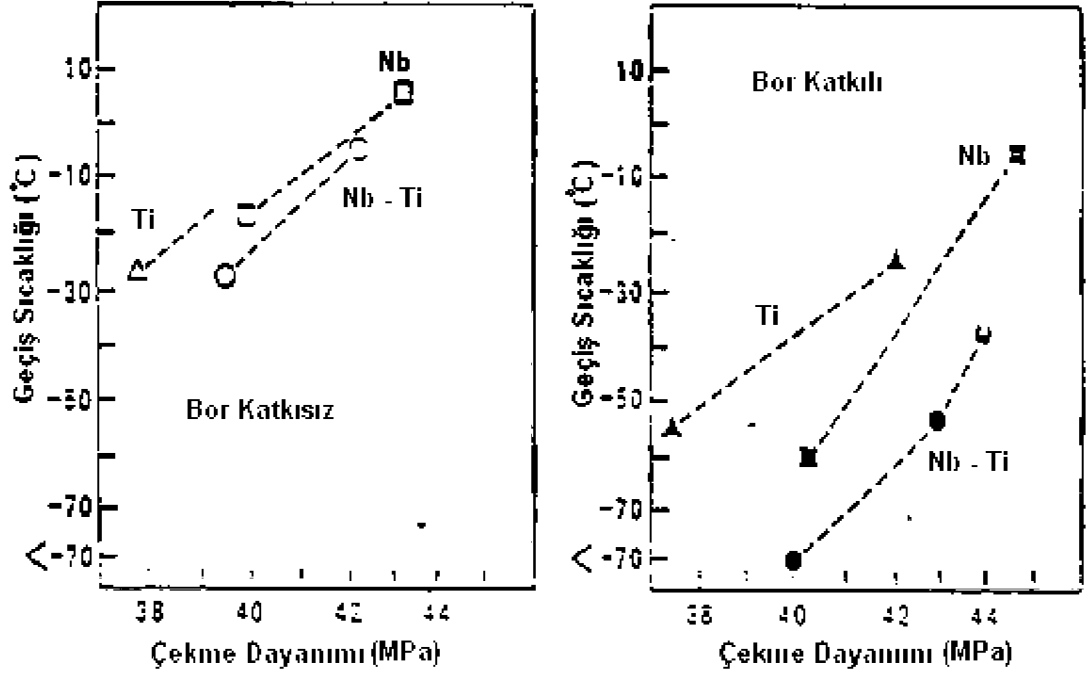
Yüksek mukavemetli çeliklerde “r” değerinin yüksek, akma noktasının da düşük olması istenir. Çünkü, malzeme presle şekillendirildiğinde kopmanın olmaması ve yüzeyin eğilmemesi gerekir. Şekil 2.10’da çeşitli HSS çelikleri için “r” değeri ile çekme dayanımları arasındaki ilişki verilmektedir. Çift fazlı çelikler ve çökeltme ile sertleştirilmiş çelikler dayanım açısından uygun olmakla birlikte r değeri 1-1,3 dolaylarında kalmaktadır. Bunun anlamı, bu çeliklerin otomobil dış sacı olarak kullanılmasını imkansız hale getirmesidir.



Şekil 2.10 Çeşitli sac çeliklerinin çekme mukavemeti ve anizotropi (rm) katsayısı arasındaki ilişki [11].

Fosfor ilave edilmiş çeliklerde “r” değeri 1,6 civarındadır, çamurluk gibi derin çekme özelliği isteyen uygulamalar dışında geniş çapta kullanılmaktadır. Fakat bükülmenin olmaması için çekme dayanımının 240 MPa olması gerekir. “r” değeri 2,0 olan IF-HSS çelikleri üretilebilmektedir, bunlar Ti ya da Ti ve Nb bazı IF çeliklerine P, Si, Mn ve Silikon eklenerek sertleştirilirler. Bu tip çeliklerde bile çekme dayanımı 400 MPa dolayındadır.

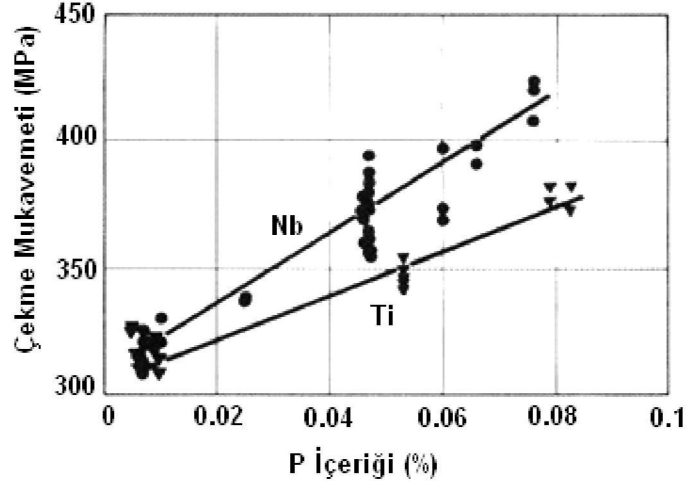
Erdemir’de üretilen farklı kalitelere sahip bazı soğuk haddelenmiş HSS çelik kalitelerinin mekanik özellikleri Şekil 2.11’de verilmiştir.



Şekil 2.11 IF-HSS Çeliklerinde Çekme Dayanımı İle Geçiş Sıcaklığı Arasındaki İlişki [3].

2.3.4 Ekstra Derin Çekilebilen (EDDQ) IF Çelikleri

Soğuk şekil verilebilirlik sadece yeniden kristalleşmiş malzeme ile mümkün olduğundan bu prosesin kinetiği karbonitrürlerin kalınlaşmasına bağlı olduğu için, karbonitrürler tarafından çökeltme sertleştirmesinin uygulanma ihtimali EDDQ çeliklerinde mukavemeti arttırmak için kullanılamaz. Bu yüzden, mukavemet artırma mekanizması olarak katı eriyik sertleştirmesi kullanılır. Bu şartlarda uygun elementler mangan ve silisyumdur ve bunlar çekme mukavemetini % 0,1 Mn, 4 MPa, % 0,1 Si, 10 MPa artırır. Fosforun etkisi ise daha büyük seviyededir. Niyobyum ile stabilize edilmiş çeliklerde % 0,1 P çekme mukavemetini 100 MPa artırır ve Şekil 2.12'de görüldüğü gibi titanyumlu çeliklerde bu etki biraz daha azdır. Titanyumlu çelikte daha düşük mukavemet artırma mekanizması FeTiP fazının oluşumu, fosforun eriyik sertleştirmesi etkisini düşürmesi ile açıklanabilir [9].



Şekil 2.12 Nb veya Ti ile Stabilize Edilmiş Bir IF Çeliğinde Fosfor Kuvvetlendirmesi [9].

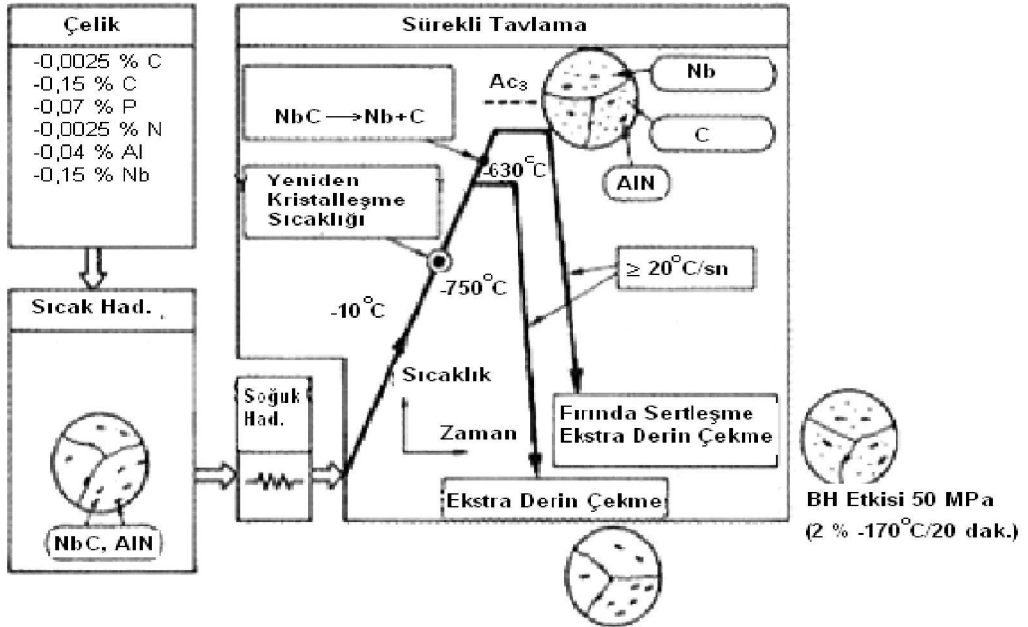
Fosforun negatif etkisi, tane sınırlarına yayınarak gevrekleşmeye yol açmasıdır. Yığın tavlama sonrası, herhangi bir ekstra fosfor ilavesi olmaksızın IF çeliğinde böyle bir gevreklik oldukça önemli olabilir.

Yüksek mukavemetli EDDQ çeliklerinde tipik fosfor içeriği, kısa süreli tavlama çevrimi zamanında bile tane sınırı gevrekliğine yol açabilir. Bundan kaçınmak için, yüksek mukavemetli ULC çeliklerine bor ilavesi yaygın bir uygulama olmuştur. Aynı zamanda bir arayer elementi de olan Bor'un, fosforun tane sınırı segregasyonunu başarılı bir şekilde önlediği görülmektedir ve bu etki niyobyum ile alıştırdığında daha ince tane boyutu ile (daha fazla tane sınırı alanı) arttırılmaktadır. Böylece niyobyum, fosforun güçlendirici etkilerine ilaveten gevrekliği azaltmaya yardım eder. Galvanizleme veya galvanizleme ısıl işlemi yapılması durumunda çelik genellikle ana silisyum ilaveleri içermemelidir. Çizelge 2.1 aynı zamanda bu çeliklerin yüksek düzlemsel izotropisini de gösteren, sıcak daldırma ile galvanizlenmiş yüksek mukavemetli bir IF çeliğinin karakteristik üretim verilerini göstermektedir [9].

Çizelge 2.1 Sıcak daldırma ile galvanizlenmiş yüksek mukavemetli IF çeliğinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri [9]

Kimyasal Kompozisyon	Mekanik Özellikler
30 ppm C, 30 ppm N, % 0,35 Nb, % 0,05 P, % 0,03 Al, % 0,0035 Nb, % 0,02 Ti, 10 ppm B	Akma Mukavemeti 220 MPa, Çekme Mukavemeti 390 MPa, Uzama (%) % 37, r değeri 1,9, Δr değeri 0,1, n değeri 0,21

Çelik sacın fırında sertleşebilirliği otomotiv endüstrisi tarafından çok istenir çünkü bu, sacın oldukça düşük kuvvetlerle preslenmesine müsade eder ve nihai üründe yani presle şekillendirme ve boya pişirmeden sonra daha yüksek mukavemeti garanti eder. Fırın sertleştirilmesi, dislokasyonları arayer atomları tarafından kilitleyen bir Cottrell etkisi gösterir ve bu yüzden çelik 5 ppm'nin altında olmayan belli bir miktar çözülmüş karbona ihtiyaç duyar. Şekil 2.13 yüksek mukavemetli bir EDDQ sacın fırın sertleştirilmesinden dolayı 50 MPa civarında bir ekstra akma mukavemeti artışı elde etmek için gerekli proses rotasını şematik olarak göstermektedir.



Şekil 2.13 Yüksek Mukavemetli EDDQ-IF Çeliğinin Proses Şartları [6].

Alaşım dizaynı niyobyum ile karbon bağlanmasına dayalıdır ve soğuk haddelenmeden sonra sac IF statüsü sergiler. NbC oldukça düşük sıcaklıklarda yani ferrit bölgesinde

oluşur. Böylece, sürekli tavlama prosesinde soğuk haddelenmiş sacın tamamen yeniden kristalleşmesi için gerekenden daha yüksek bir sıcaklık uygulanırsa kısmen çözünebilir. Bu çözünme işleminden sonraki hızlı soğutma, fırında sertleşebilirliğe yol açarak birkaç ppm karbonun çözültide kalmasını sağlar [6].

2.3.5 Fosforlu IF Çelikleri

Bu çelikler mukavemetlerini birincil olarak katı-eriyik sertleştirmesinden kazanırlar. NbC, Ti₄S₂C₂ ve FeTiP'ün çökmesi de IF çeliklerinin dayanımını etkiler. Sonuç olarak, büyük miktarlarda fosfor veya mangan ekleme ihtiyacı olmaksızın mukavemeti arttırmak için çökmenin hassas kontrolü gereklidir. Mevcut bütün literatürün gözden geçirilmesi 150'nin üzerinde farklı IF-çelik kalitesinin ortaya çıkmasına yol açmıştır.

Fosfor şimdiye kadar katı eriyik sertleştirmesi için en etkili yeralan element olmasına rağmen, soğuk işlem gevrekliğine yol açması açısından zararlıdır. Bu nedenle fosfor ile katı-eriyik sertleşmesini arttırarak tane sınırlarına fosforun hareketini engellemek gerekmektedir.

Bu durum alaşım içeriği az olan mekanik özellikleri iyileştirilmiş fosforlu IF çeliklerinin üretilmesine yol açmıştır. Daha önce 220 MPa'lık bir akma mukavemeti elde etmek için kullanılan IF-bileşimi şu anda farklılaştırılarak 260 MPa'lık bir akma dayanımı elde etmek için başarılı bir şekilde uygulanmaktadır [6].

Erdemir'de CAL prosesiyle üretilen farklı kalitelerdeki çeliklerin, farklı standartlardaki karşılıkları ve kullanım alanları Çizelge 2.2'de verilmiştir.

Çizelge 2.2 ERDEMİR-CAL hatlarında üretilen çelikler, standartları ve kullanım alanları [12].

ERDEMİR KODU	STANDART	KALİTE	STANDART KARŞILIKLARI		KULLANIM ALANLARI
			DIN EN 10130-91	DIN 1623 P1-83	
7111 7612	DIN EN 10130-99	DC 01	FeP01	St 12	Çekme işlemine uygun genel uygulama (Otomotiv sanayi, buzdolabı, çamaşır makinesi, vs.).
	DIN EN 10130-99	DC 01	FeP01	St 12	
7114 7115 7118	DIN EN 10130-99	DC 04	FeP04	St 14	Yaşlanmaya dayanıklı ekstra derin çekmeye uygun (Çok düşük karbonlu IF çelikleri).
	DIN EN 10130-99	DC 05	FeP05	St 15	
	DIN EN 10130-99	DC 06	FeP06	---	
7122 7123	DIN EN 10130-99	DC 01	FeP01	St 12	Beyaz eşya üretimi için yaşlanmaya dayanıklı ve ekstra derin çekmeye uygun çelikler.
	DIN EN 10130-99	DC 03	FeP03	RRSSt 13	
7124	DIN EN 10130-99	DC 04	FeP04	St 14	Oto. sek. filtre yapımında kullanılan çelik.
7314 7315 7318	DIN EN 10130-99	DC 04	FeP04	St 14	Yaşlanmaya dayanıklı, ultra derin çekme kalite, oto. end. kullanılmaya uygun çelikler.
	DIN EN 10130-99	DC 05	FeP05	St 15	
	DIN EN 10130-99	DC 06	FeP06	---	
7512	DIN EN 10130-99	DC 01 EK			Emaye kaplamaya uygun çelikler.
7513	DIN EN 10130-99	DC 04 EK			
7514	DIN EN 10130-99	DC 06 EK			

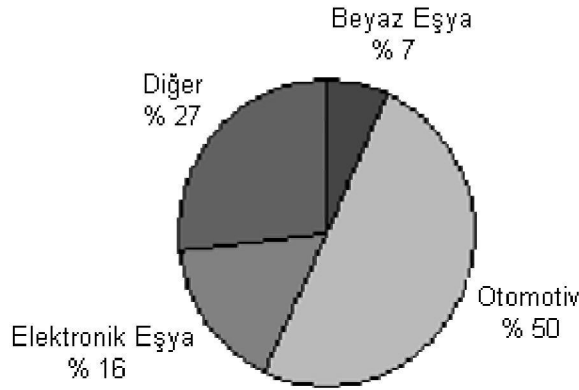
2.4 ENDÜSTRİYEL UYGULAMALAR VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Flux ve arkadaşlarının [5] gerçekleştirdiği çalışmada elektrik ark fırınına beslenen sünger demire vakumla gaz giderme uygulanmış, pota işlemi gerçekleştirilmiş ve sürekli döküm ile üretilmiş olan slablar, argon atmosferi altında tekrar 1250 °C'ye ısıtılmıştır. Sıcak haddeleme işleminin bitiş sıcaklığı 950 °C'dir ve toplam % 64 kesit daralması sağlanmıştır. Sarma işlemi 950 °C'den 730 °C'ye kadar uygulanmıştır ve daha sonra levha oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. Bu aşamadan sonra sac, toplam % 84 kesit daralması sağlanacak şekilde 0,3 mm kalınlığa kadar soğuk haddelenmiştir. Daha sonra sac numuneler 1 ila 1000 s süreyle 800 °C'de argon

atmosferinde tavlannmıştır. İncelenen saclar % 0,005 C, % 0,0044 N₂, % 0,11 Mn, % 0,030 Si, % 0,004 P, % 0,010 S, % 0,071 Al, % 0,013 Ni ve % 0,069 Ti içermektedir [8]. Şekil 2.11 arayer atomu içermeyen çeliklerin mekanik özelliklerini göstermektedir.

2.4.1 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları

IF çeliklerinin mekanik özelliklerinin, kaynaklanabilirliklerinin, yüzey özelliklerinin çok iyi olmasından dolayı çelik sac kullanan pek çok endüstrinin, kullandığı bir üründür. Otomobil, elektronik eşya ve beyaz eşya üreticileri IF çeliklerini kullanmaktadır. Üretilen IF çeliklerinin % 50'sini otomobil üreticileri, % 16'sını elektronik eşya üreticileri, % 7'sini beyaz eşya üreticileri ve kalan % 27'si ise çeşitli üretim amaçlarında kullanılmaktadır (Şekil 2.14). Yüksek dayanımlı soğuk haddelenmiş IF çelikleri, otomobilin arka kaportasında, ön çamurlukta, kapılarda, kapı içindeki güvenlik barlarında, kaportalarda ve bunun gibi yüksek mukavemet gerektiren parçalarda kullanılmaktadır.



Şekil 2.14 IF Çeliklerinin Endüstride Kullanım Oranları [6].

2.4.2 IF Çeliklerinin Otomobillerde Kullanım Alanlarına Örnekler

Otomobil panellerinin dayanıklılığına karşı talep arttıkça derin çekilebilir çinko kaplı çelik kalitelerinin üretimi için IF çeliklerine olan talepte artmıştır. Otomobillerde ve ekstra derin çekme kalite çelik sacların üretiminde kullanılan elektro galvanizli ve sıcak daldırma galvanizli çelik saclardaki talebi karşılamak için şu anki IF çelikleri geliştirilmiştir. Yeni çeliklerin geliştirilmesine imkan verecek önerilerden bazıları, IF

çeliklerine Ti ve Nb ilavesi ile oluşturulan kombinasyonlarla ilgilidir. Alışagelmiş IF çeliklerinin yerine Ti ya da Nb ilave edilmiş bu yeni tip IF çeliklerinin gelişimi otomotiv çelik saclarının gelişimine yol açmıştır. Sıcak daldırma metodu ile galvanizleme uygulanmış ürünler, otomobilleri korozyona karşı korumak için artan miktarlardaki üretimi gerçekleştirecektir. Müşteriler daha yüksek şekillenebilirliği ve daha iyi yüzey kalitesine sahip çelik sacları talep edeceklerdir ve bunun sonunda sürekli tavlama oranı artacaktır. Böylece IF çelikleri üretimi artacak ve bu trendi sağlamak için yeni üretim teknikleri ve yeni ürünler geliştirilecektir. Çizelge 2.3’de IF çeliklerin otomobillerdeki kullanım örnekleri görülmektedir.

Çizelge 2.3 IF çeliklerinin otomobillerdeki kullanım örnekleri [6]

ÇELİK KALİTESİ	UYGULANAN PARÇA	UYGULANMAYAN PARÇA
Yumuşak (Derin çekme kalitesi)	Arka çamurluk,tavan	Tavan bölmesi, menteşeler, yakıt tankı.
EDDQ (Ekstra derin çekme kalitesi)	Arka çamurluk, ön panel,dip destekler.	Yan bağlantılar, kumanda göstergeler, quarter içi.
Süper EDDQ (Süper ekstra derin çekme kalitesi)	Tavan ayakları, iskeletin dış yüzeyleri.	Yakıt filtreleri.

BÖLÜM 3

YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

3.1 GİRİŞ

Yaşlanma sertleşmesi karbon (C) ve azot (N) gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellemesiyle metal ve alaşımların mekanik özelliklerinin değişmesine neden olan bir mekanizma olarak tanımlanabilir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır. Eğer yaşlanma sertleşmesi olayı plastik deformasyon sürecinde meydana geliyorsa bu dinamik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır [13].

Yaşlanma sertleşmesi ile ilgili ilk çalışmalar Baird tarafından yazılan iki makale ile başlamıştır. Birinci makale’de yeralan atomların dinamik yaşlanma sertleşmesine ve akma noktasına etkisi 1963 yılında yazar tarafından araştırılmıştır. İkinci makalede yazar, arayer atomları ve dislokasyonların etkileşiminden meydana gelen yaşlanma sertleşmesinin çeliğin mekanik özelliklere etkisini araştırmıştır. Bu iki makale yaşlandırma sertleşmesi ile ilgili çalışmalara ışık tutmuş ve tutmaya da devam etmektedir.

Dinamik yaşlanma sertleşmesi ve statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin mekanik özelliklerini farklı bir şekilde etkilemektedir. Genellikle dinamik yaşlanma sertleşmesi başlıca çeliğin şekillendirilebilme özelliğini ve çalışma sertleşmesini etkilerken, statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin akma dayanımını etkiler. Statik yaşlanma sertleşmesi ile ilgili çalışmaların birçoğu belli bir deformasyondan sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesine dayanmaktadır. Bu olay çeliğin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli olaydır [13].

1949 yılında Cottrell ve Bilby, karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellediği ve dislokasyonları bu arayer atmosferinden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini belirtmişlerdir. Bunun sonucunda oda sıcaklığında yapılan çekme deneyleri neticesinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Bununla beraber Glen [14], Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarından meydana gelen atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeltilerle dislokasyonların etkileşimi çeliğin dayanımının artmasında başlıca faktör olduğunu belirtmiştir.

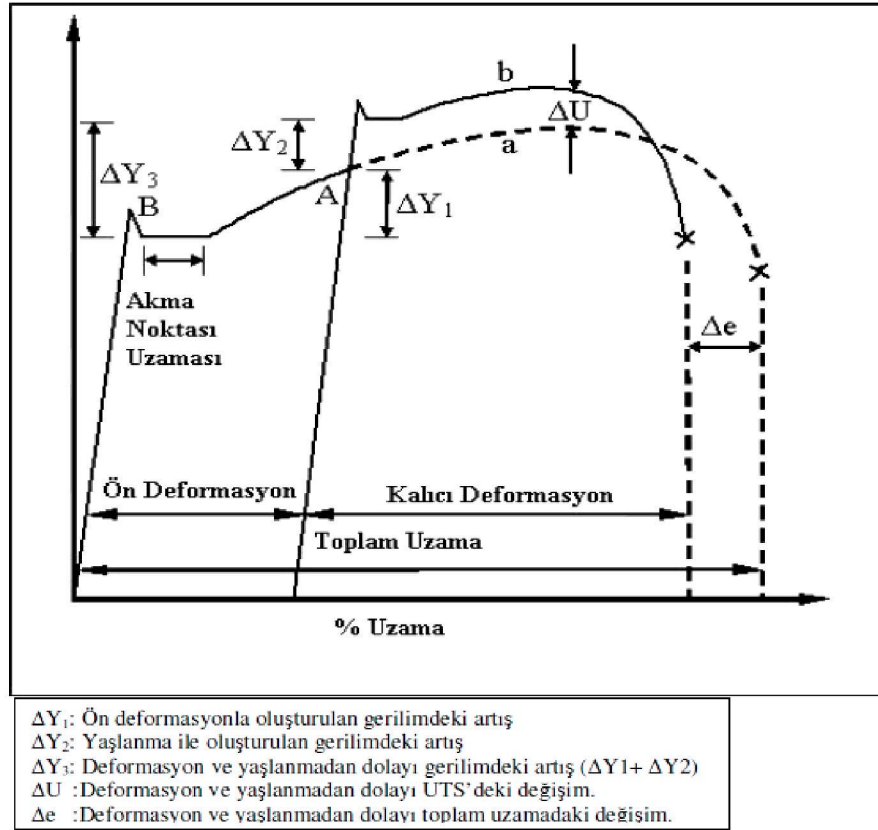
Yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı gibi çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayının meydana gelmesine neden olan en önemli etken C ve N gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde ağırlık olarak % 0,0001'den % 0,001'e kadar karbon yada azot yaşlanma sertleşmesi oluşması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir [15].

3.2 STATİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

Statik yaşlanma sertleşmesi, plastik deformasyondan sonra meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Statik yaşlanma sertleşmesinin etkisi, akma gerilmesinde bir artış ve uzamada bir düşüş olarak görülmektedir. Bu etkilere hareket eden dislokasyonlar ve onları kilitleyen karbon ve azot arayer atomlarının neden olduğu kabul edilmektedir [13].

Şekil 3.1'de statik yaşlanma sertleşmesi olayının temel prensibi görülmektedir. Burada; normalize edilmiş yumuşak çeliğin gerilme-uzama diyagramı Şekil 3.1'deki (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. Ancak; numune belirli bir oranda plastik deformasyona uğradığında test cihazı durdurulur ve numune oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda (25- 400 °C) belli bir süre bekletildikten (yaşlanma) 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 yaşlanma sertleşmesinin en önemli kriteri olarak kabul edilmektedir. Ayrıca statik yaşlanma neticesinde çekme dayanımında bir artış, % uzama değerlerinde ise bir azalma meydana gelebilir, fakat bunlar her zaman olmayabilir. Yaşlanma sertleşmesi olayı çeliklerin sünek/gevrek geçiş sıcaklığını, yüksek sıcaklık dayanımını, elektriksel ve manyetik özelliklerini de etkilemektedir [16].



Şekil 3.1 Statik yaşlanma sertleşmesinin temel prensibi [16].

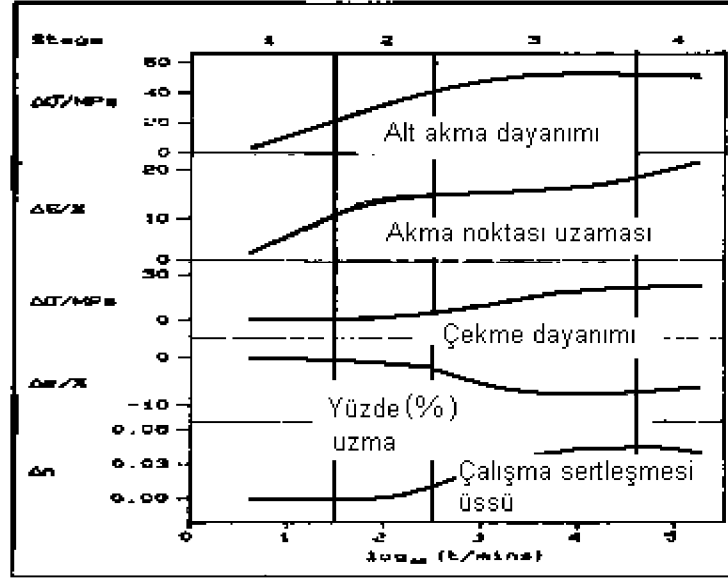
Wilson ve Russel [15] yaptıkları çalışmada; yaşlanma sertleşmesinin ara yer atomlarının bir fonksiyonu olarak ortaya çıktığını göstermişlerdir. Yaşlanma sertleşmesinin etkisini azaltmak için, katı çözeltide ara yer atomlarının oranını % 0,0001'den aşağıya düşürülmesi gerektiğini ve ara yer atomlarının % 0,002 oranında olduğunda yaşlanma olayının maksimuma ulaştığını göstermişlerdir. Ayrıca, Gündüz ve Kaçar [16], C-Mn-Al-V-N mikroalaşım çeliğinde yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu ve özellikle havada soğutulan numunelerin herhangi bir ısıl işlem görmemiş numunelere göre daha fazla statik yaşlanmaya maruz kaldığını

göstermişlerdir. Yapılan tarama elektron mikroskobu (SEM) çalışmalarında, havada soğutulmuş numunelerin esas malzemeden elde edilen numunelere göre daha fazla karbon ve azotu katı eriyik içerisinde bulundurduğunu gözlemlemişlerdir.

3.3 C VE N ATOMLARININ YAŞLANMA SERTLEŞMESİNDEKİ ROLÜ

Azot atomundan dolayı meydana gelen yaşlanma sertleşmesi katı eriyik içerisinde bulunan serbest azot miktarıyla direkt olarak ilgilidir. Azotun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi düşük yaşlanma sıcaklıklarında (200 °C ve altı) meydana gelirken, karbonun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu farklılık C ve N atomlarının ferrit fazı içerisinde farklı çözünürlüklere sahip olmasından kaynaklanmaktadır [11, 17].

Bölüm 3.2'de detaylı olarak açıklandığı gibi C ve N arayer atomları ön deformasyon ve yaşlanma sonrasında dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliklerin akma gerilmesinde bir artışa ve % uzama değerlerinde bir düşüğe neden olmaktadır. Mekanik özelliklerdeki bu değişim çeliklerin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığının bir göstergesidir. Şekil 3.2'de 60 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan düşük karbonlu bir çeliğin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişim görülmektedir.



Şekil 3.2 60 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerindeki değişim [15].

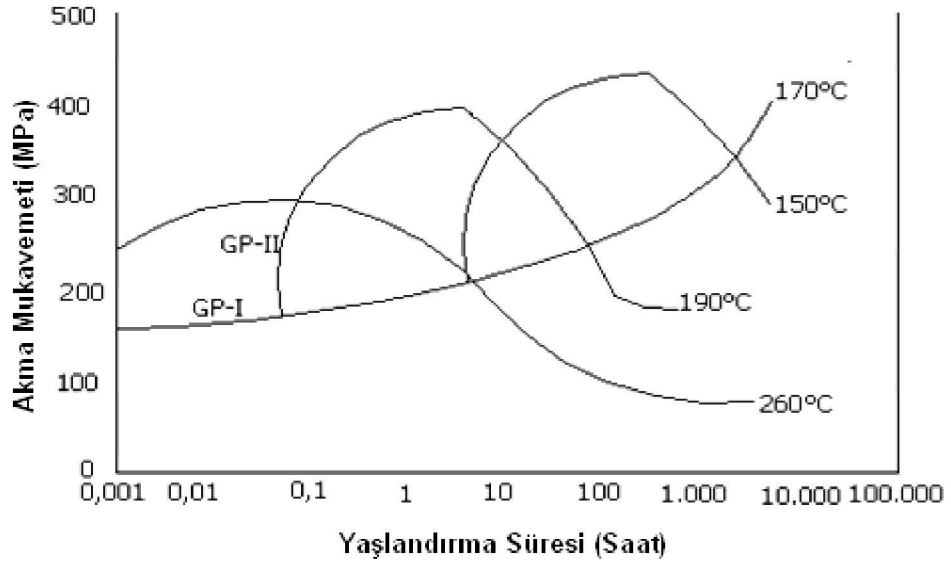
Şekil 3.2'den görüldüğü gibi 60 °C'de farklı zaman aralıklarında yapılan yaşlandırma işlemi çeliğin mekanik özelliklerini dört aşamada etkilemektedir. 1. aşamada çeliğin akma noktası ve akma noktası uzaması yükselirken diğer mekanik özellikler değişmeden kalmaktadır. 2. aşamada akma noktası artmaya devam ederken, akma noktası uzaması sabit kalmaktadır. Akma noktası uzamasının bitiminden sonra çalışma sertleşmesinde bir değişim olmadan dayanım yükselmektedir. 3. aşama, 2. aşamaya benzemekle birlikte çalışma sertleşmesi yükselmekte bunun sonucu olarak maksimum çekme noktası artarken % uzama değerleri düşmektedir. Bu nedenle 2. ve 3. aşama yaşlanma sertleşmesinin en etkin olduğu aşamalar olarak bilinmektedir. 4. aşama ise aşırı yaşlanmanın meydana geldiği aşamadır. Bu aşamada dayanım düşer fakat akma uzaması sabit kalır veya küçük taneli malzemelerde artış bile gösterebilir.

Wilson and Russel [15], 1.aşamanın C ve N arayer atomlarının dislokasyonlar etrafında oluşturmuş olduğu atmosfer neticesinde meydana geldiğini belirtmektedirler. 2. aşamanın ise karbür veya nitrür çökeltilerinin dislokasyon hareketini engelleyerek çeliğin dayanımının artmasına neden olduğunu ifade etmektedirler.

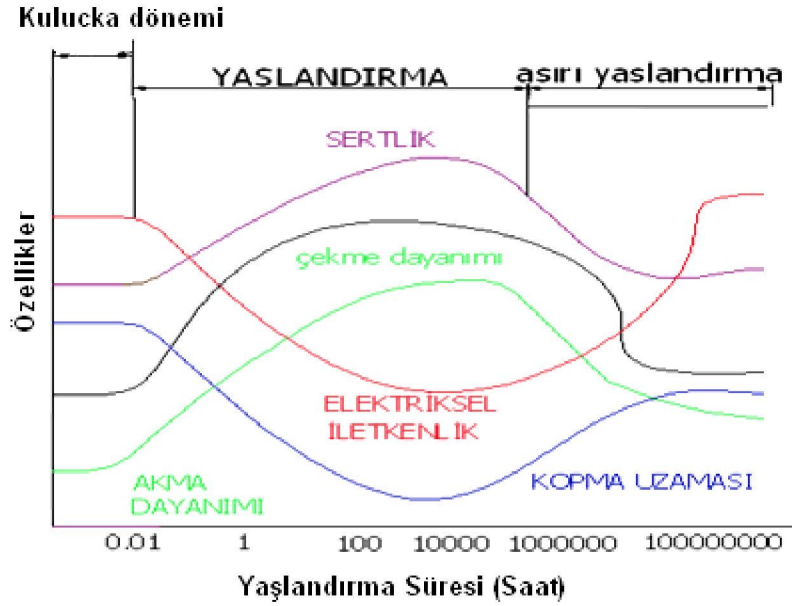
Leslie and Keh [18] ise 3.aşamanın yeni dislokasyonların meydana geldiği ve bu dislokasyonların hareket etmesiyle çalışma sertleşmesinin yükseldiği aşama olarak belirtmişlerdir. Wilson and Keh [15], 4. aşamada çökeltilerin dislokasyon üzerinde çözüldüğünü ve bunun sonucunda yer alan atomlarının dislokasyonlara hareket etmesiyle, yeni dislokasyonların oluşması için gerekli olan dayanımda artışa neden olduğu fakat çeliğin akma noktasında düşme meydana geldiğini göstermişlerdir.

3.4 YAŞLANDIRMA SICAKLIĞI VE ZAMANIN ETKİLERİ

Yaşlandırılabilen bir alaşımın özellikleri, yaşlandırma sıcaklığı ve zamanına bağlıdır. (Şekil 3.3) 260 °C deki yaşlandırma sıcaklığında Al-% 4 Cu alaşımında difüzyon hızlıdır ve çökeltiler çabuk oluşur. Yaşlandırma devam ettiğinde ise küçük GP-1 ve GP-2 bölgelerinden (β -1) oluşur. Dayanım, 0,1 saatten daha az bir zamanda, maksimuma erişir. Alaşım 0,1 saatten fazla bekletilirse aşırı yaşlandırma oluşur. Pek çok alüminyum alaşımı için tipik yaşlandırma sıcaklığı olan 190 °C de optimum dayanım elde etmek için tavlama zamanı gereklidir. Alaşım 260 °C de sadece 10 dakikalık süre için yaşlandırılırsa, parçanın yüzeyi uygun sıcaklığa erişir ve mukavemetlenir, fakat merkez soğuk kalır ve yaşlanma çok az olur. Uygun yaşlandırma süresinden daha uzun yaşlandırma sürelerinde, alaşımlarda aşırı yaşlanma meydana gelir. Şekil 3.4'de aşırı yaşlanma sonucu alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimler görülmektedir.



Şekil 3.3 Al-% 4 Cu (duralümin) alaşımının akma mukavemetinin, değişik yaşlandırma sıcaklıklarındaki yaşlandırma süresine göre değişimini gösteren grafik [15].



Şekil 3.4 Yaşlandırma sırasında aşırı doymuş alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler [15].

3.5 YAŞLANDIRMA MUKAVEMETLENMESİ İÇİN GEREKLİ ÖZELLİKLER

Alaşımın hepsi yaşlandırılmaz. Isıl işlem sırasında bir alaşımın gerçek yaşlandırmaya tepki vermesi için dört şartın yerine getirilmesi zorunludur.

1. Faz diyagramı azalan sıcaklıkla birlikte azalan katı eriyebilirlik sergilemek zorundadır. Alaşım solvüs çizgisinin üzerine ısıtıldığında tek faz oluşturmalı daha sonra soğutmakla da iki faz bölgesine girmelidir.
2. Matris nispeten yumuşak ve sünek, çökelti ise sert ve kırılmalıdır. Çoğu yaşlandırılabilir alaşımlarda çökelti sert, kırılmalı metallere arası bileşiktir.
3. Alaşıma su verilebilmesi zorunludur. Bazı alaşımlara, ikinci fazın oluşumunu engellemek için yeterince hızlı su verilmez.
4. Maksimum sertlik ve dayanımı geliştirmek için oluşan çökelti matris yapısı ile uyumlu olmak zorundadır. Bundan başka çökeltinin boyutu, şekli ve dayanımı kontrol edilebilmelidir [15].

3.6 DİĞER ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ

Bir önceki bölümde yapılan açıklamalardan da anlaşılacağı gibi C ve N atomları yaşlanma sertleşmesini direk olarak etkileyen en önemli elementlerdir. Bunlardan başka yaşlanma sertleşmesini etkileyen ve 3 sınıf altında toplanabilen elementler vardır. Bunların içerisinde 1. sınıf elementler; nitrür oluşturabilen alüminyum ve bordur. Bu elementler azotu katı eriyik içerisinde alarak AlN veya BN oluşturur ve düşük sıcaklıklarda N atomundan dolayı meydana gelecek yaşlanma sertleşmesini minimum düzeye düşürürler. Her ne kadar N katı eriyik içerisinde Al veya B tarafından alınsa da yüksek sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesi çelik içerisinde oluşabilir [19]. 2. sınıf elementler; hem karbür hem de nitrür oluşturan elementlerdir. Bu elementler, vanadyum, niobyum ve titanyumdur. Bu elementler katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan C ve N atomlarını karbonitrür olarak dışarı alır. Bunun sonucunda ferrit bölgesinde hem düşük hem de yüksek sıcaklıklarda

oluşabilecek yaşlanma sertleşmesini ortadan kaldırırlar [14]. 3. sınıf elementler ise; bakır, nikel, manganez ve fosfor gibi elementlerdir.

Bu elementlerin hiç biri kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementler değildir. Yalnızca manganez zayıf nitrür (MnN) yapıcı elementtir ve düşük sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesinin oluşmasını çok az bir miktar engelleyebilir [19].

Katı eriyik içerisinde bulunan yer alan alaşım elementlerinin statik yaşlanma sertleşmesine etkileri çok belirgin olmamakla birlikte yaşlanmanın şiddetini düşürdüğü bilinmektedir. Fakat bunun yanında yer alan alaşım elementlerinden mangan, krom, molibden, tungsten ve bakır mavi kırılma bölgesinin üstündeki sıcaklıklarda yapılan çekme testi esnasında çeliğin yaşlanma sertleşmesini artırır [19].

Glen [14] bu dayanım artışını, dislokasyonların üzerinde oluşan uyumlu karbür veya nitrürlerin oluşmasına bağlamıştır. Bu karbonitrürler düşük sıcaklıklarda dislokasyonların hareketini engelleyerek statik kilitlenmeyi yüksek sıcaklıklara çıkarmıştır. Ayrıca Glen yapmış olduğu çalışmada yer alan alaşım elementlerinin çeliğin yüksek sıcaklıklarda bile keskin akma noktası göstermesine neden olduğunu belirtmiştir.

BÖLÜM 4

ELEKTRİK DİRENÇ NOKTA KAYNAĞI

4.1 ELEKTRİK DİRENÇ KAYNAĞININ PRENSİBİ

Direnç kaynağı, iş parçalarından geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdiği dirençten elde edilen ısı ve aynı zamanda elektrot basıncının uygulanmasıyla meydana gelen birleştirme yöntemidir. Bu yöntemde ilave bir ısı kaynağı kullanılmaz [20-22].

Kaynak işlemi, bir düğmeye yada pedala basarak makineyi devreye sokan ve devreden çıkaran operatörler tarafından hızla gerçekleştirilir. Bu nedenle, özellikle ark kaynağı, gaz kaynağı, sert ve yumuşak lehimleme gibi diğer termik birleştirme yöntemleriyle karşılaştırıldığında, kaynak başına düşen işçilik masrafı bu yöntemde oldukça düşüktür. Diğer yandan, direnç kaynağı makineleri, diğer kaynak yöntemleri için gerekli teçhizatın maliyetleri ile karşılaştırıldığında daha pahalıdır. Bu kaynak yöntemi, ilave malzeme kullanılmadığından, sağladığı hafiflik, yüksek kaynak mukavemeti, estetik, özel kaynak beceri gerektirmemesi ve kaynak hızının yüksek oluşu gibi nedenlerle, günümüzde otomotiv ve uçak endüstrisinde ve metal eşya imalatında büyük ölçüde kullanılmaktadır [20-23].

Direnç kaynağı için gerekli olan akım, yüksek gerilim ve düşük akım şiddetindeki elektrik gücünü, düşük gerilim ve yüksek akım şiddetine çeviren kaynak transformatöründen sağlanır. Gerekli olan basınç ve elektrot kuvveti ise hidrolik, pinomatik veya mekanik donanımlarla sağlanır.

Direnç kaynağı ısı işlem uygulanan tüm metal ve alaşımlarına uygulanır. Çoğunlukla aynı metallerin kaynağında kullanılır. Millerin alın kaynakları, çeşitli boru imalatları, ince sac kaynakları, bağlantı elemanları bu yöntemle kaynak

olabilmektedir. Günümüzde kara ve hava taşıtlarında ince sac nokta kaynak robotları geliştirilip kullanılmaktadır.

4.2 DİRENÇ KAYNAĞI YÖNTEMLERİ

Direnç kaynağı metotlarının çok çeşitli türleri vardır. Bu yöntemlerde lokal olarak yüksek bir direnç meydana getirmek ve böylece de bağlantı noktalarında ısıyı yoğunlaştırabilmek için farklı teknikler kullanılır. Direnç, iletkenin öz direncine ve geometrisine bağlıdır. İşlem sırasında birleştirilecek parçalar arasında sınırlı bir akım yolu meydana getirilerek, lokal yüksek bir direnç oluşturma yoluna gidilir (kabartılı nokta kaynağı). Bu yöntem akım yoğunlaştırılması olarak bilinir. Tüm direnç kaynağı metotlarında, akım taşıyan elektrotlar ve birleştirilecek parçalar arasında fiziksel bir temasın olması gerekir [20, 22].

Direnç kaynağı yöntemleri üç gruba ayrılmaktadır:

1. Nokta kaynağı:

- a) Normal nokta kaynağı
- b) Kabartılı nokta kaynağı

2. Dikiş kaynağı:

- a) Sürekli dikiş kaynağı
- b) Aralıklı dikiş kaynağı

3. Alın kaynağı:

- a) Basınçlı alın kaynağı
- b) Yakma alın kaynağı
 - b.1) Ön ısıtmasız yakma alın kaynağı
 - b.2) Ön ısıtmalı yakma alın kaynağı

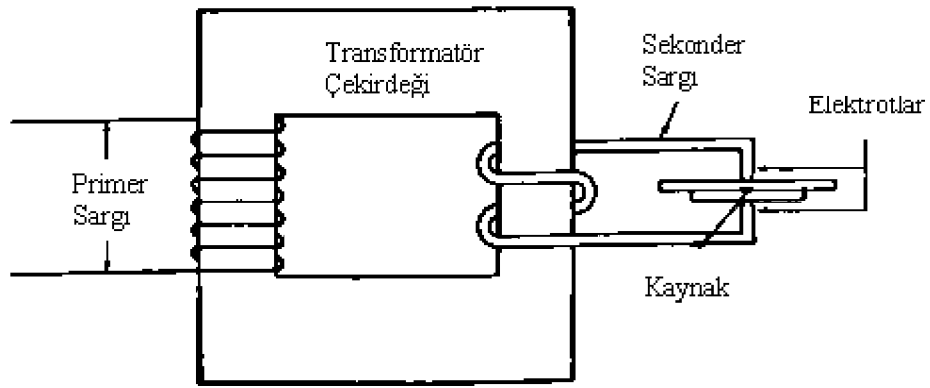
4. Saplama kaynağı

Bütün direnç kaynağı yöntemleri, uygun bir akım şiddeti-kaynak zamanı düzenlemesi gerektirir. Akım kapalı bir devre boyunca geçer. Akımın sürekliliği, kullanılan yönteme uygun olarak şekillendirilmiş elektrotların uyguladığı basma kuvveti sayesinde gerçekleşir. Kaynak sırasında çeşitli işlemlerin sırası en genel

halde şöyle ifade edilebilir: Önce sınırlı bir metal hacminin ergimesi için gerekli ısı miktarını elde etmek ve bu metalin basınç altında yeniden katılaşmasıyla soğumasına olanak sağlamaktır. İş parçasının ısınma ve soğuma hızları, zaman tasarrufu ve ısı kayıplarının azaltılması bakımından mümkün olduğunca yüksek olmalıdır. Eğer soğuma hızı gevrek bir kaynak dikişi meydana getirecek kadar yüksekse, kaynak makinesinde gerçekleştirilen bir ısıtma işlemi gerekmektedir [20, 22].

4.3 NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI VE PRENSİBİ

Nokta direnç kaynağı, elektrotlar tarafından uygulanan kuvvet altında bir arada tutulan iş parçalarında, geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdikleri dirençten elde edilen ısı ile, parçaların tek yada daha çok noktada bölgesel olarak ergitilip basınç altında birleştirilmesine dayanan bir yöntemdir. Akım konsantrasyonu ile ısıtılarak kaynak metalinde ergimiş çekirdek meydana gelir. Elektrik akımı kesildiğinde, kaynak metali hızlı bir şekilde soğuyup katılırken elektrot kuvveti uygulanmaya devam etmektedir, daha sonra elektrotlar geri çekilerek iş parçasını serbest bırakırlar. Kaynak işlemi genellikle 1sn' den daha kısa bir sürede tamamlanır. Şekil 4.1'de nokta direnç kaynak makinesi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.1 Nokta direnç kaynak yönteminin şematik gösterimi [21].

Nokta kaynağında kullanılan makineler, şebeke elektriğini bünyesinde mevcut olan transformatörden geçirerek voltajını düşürür ve akım şiddetini artırır. Makinenin kapasitesine göre akım 2000 ile 120.000 amper arasında değişebilir. Elektrotlar iş

parçalarına önceden ayarlanmış zaman aralıklarında yaklaşır ve uzaklaşır. İş parçasını sıkan elektrotlar pinomatik, hidrolik veya mekanik cihazlar yardımıyla hareket eder.

Kaynak dikişinin boyut ve şekli, ilk olarak elektrot uçlarının boyut ve şekliyle sınırlıdır. İç yüzeylerde kaynak çekirdeği oluşur fakat tamamen dış yüzeylere doğru genişlemez. Düzgün bir nokta kaynağındaki çekirdeğin kesiti oval şekilde, üstten görünüşü ise elektrot ucu şeklinin aynı olup (çoğunlukla yuvarlak), yaklaşık olarak aynı boyuttadır. Elektrot gücüne dayanabilecek yeterli esas metal olmasını ve kaynak sırasında yerel distorsiyonun kaynaktan metal fişkırmasına neden olmamasını sağlamak için, noktalar iş parçasının kenarından yeterli uzaklıkta olmalıdır [21].

4.4 ELEKTRİK DİRENÇ KAYNAK KABİLİYETİ

Kaynak kabiliyeti kesin ve belirgin ifade edilebilen bir özellik değilse de metalik malzemelerin birleşebilme kabiliyetini gösterir. Metaller yüksek derecede kaynak kabiliyetine sahiptir denildiği zaman; kaynak esnasında hiçbir tedbire başvurmadan kaynak şartları geniş bir aralıkta tatminkar bir kaynak kalitesinin elde edileceği anlamına gelir. Düşük dereceli kaynak kabiliyeti de kaynakta iyi bir netice alabilmek için özel tedbirlere ihtiyaç olduğu ve kaynak şartlarının çok dar limitler arasında tutulması gerektiği manasına gelmektedir.

Metallerin direnç nokta kaynak kabiliyeti üç faktör ile kontrol altına alınmıştır.

1. Metalin ısı iletkenlik katsayısı
2. Metalin ısı direnci (Isıl iletkenlik)
3. Metalin ergime sıcaklığı

Metalik malzemelerin direnç nokta kaynak kabiliyetleri arttıkça kaynak hataları azalır kaynak kalitesi ve mukavemeti yükselmektedir. Bir metal ne kadar safsa o metalin kaynak kabiliyeti o kadar yüksektir. Fakat saf metaller endüstride nadir kullanılırlar. Bir metalin kaynak kabiliyetinin yüksek olması onun kaynak makine ve teçhizatını sadeleştirmektedir. Bu durum kaynağın ekonomik olmasını da

sağlamaktadır. Metallerde alaşım eleman sayısı ve % miktarı arttıkça nokta kaynak kabiliyeti azalır [20].

Metalin akıma karşı gösterdiği direnç yüksek, ısı iletme yeteneği ve ergime sıcaklığı düşük ise bu metal bir dereceye kadar kaynak edilebilmektedir. Çelikler bu tanıma girmektedir. Isıl direnci düşük olan fakat ısı iletme katsayısı fazla olan düşük sıcaklıkta eriyen metaller güç kaynak yapılmaktadır. Bunlarda demir dışı hafif metallerdir.

Kaynak kabiliyeti faktörünün hesaplanması aşağıdaki gibi olmaktadır.

$$S = \frac{\alpha_t}{T_{em} \times K_t} \times 100 \quad (3.3)$$

S : Kaynak kabiliyeti

α_t : Isı iletkenliği (cal/cm sec)

T_{em} : Metalin erime sıcaklığı (°C)

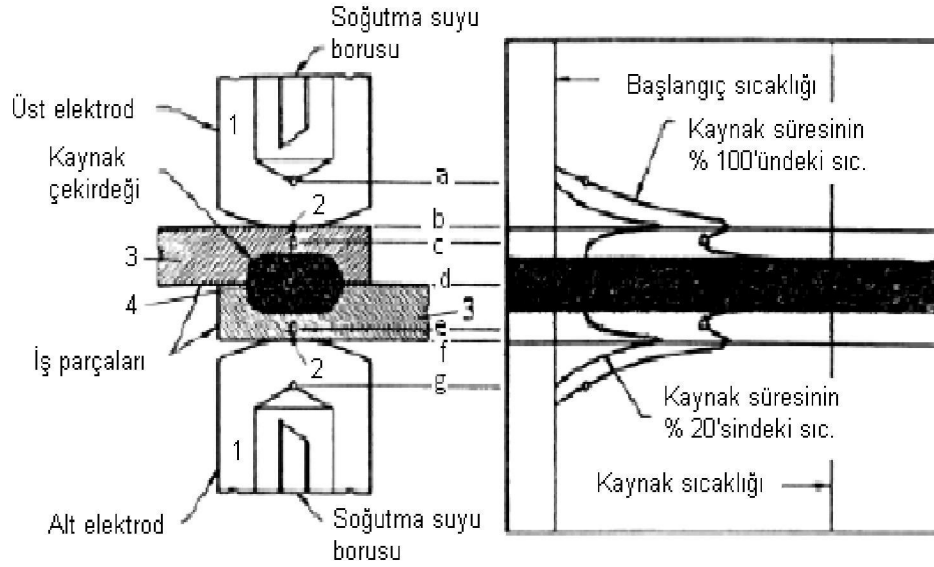
K_t : Isı iletme katsayısı

Nokta direnç kaynağı, birleştirilen malzemeler bakımından diğer kaynak yöntemlerine nazaran daha fazla serbestliğe sahiptir. Nokta direnç kaynağı yöntemiyle birçok metal ve metal çiftlerini değişik biçim ve boyutlarda kusursuz olarak birleştirmek mümkündür. Kaplamalı malzemeleri de nokta direnç kaynağı ile birleştirmek mümkündür.

4.5 KAYNAK SIRASINDA SICAKLIK DAĞILIMI VE ÇEKİRDEĞİNİN OLUŞUMU

Direnç nokta kaynağı makinelerinin sekonder devreleri, kaynak edilecek parçalar dahil bir seri dirençten meydana gelmiştir. Bu dirençlerin toplamı elektrik akım şiddetini tayin eder. Elektrik akımı (A) devrenin her noktasında, o noktanın direncinden bağımsız olarak, aynıdır. Bununla beraber herhangi bir noktada meydana

gelen ısı, doğrudan o noktadaki direnç ile orantılıdır. Sekonder devreyi meydana getiren elektriksel sistem, istenilen noktada ısı meydana getirecek ve sistemin geri kalan elemanlarının nispi olarak soğuk kalmasını sağlayacak şekilde etüt edilmiştir. Şekil 4.2’de elektrotlar arasındaki iş parçasında bulunan çeşitli bölgelerinin direnç noktaları gösterilmiştir.



Şekil 4.2 Direnç nokta kaynağında bölgeler, dirençler ve sıcaklık dağılımı [20, 24].

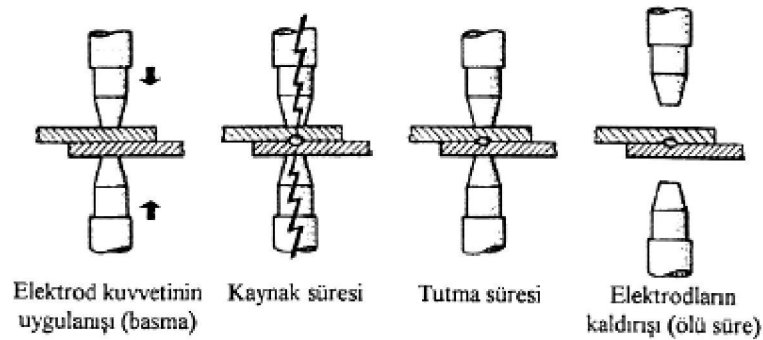
Bu dirençler;

1. Elektrot direnci,
2. Elektrot-levha arası temas direnci,
3. Levha direnci
4. Levhalar arası temas direncidir.
 - a) Üst elektrot direnci
 - b) Üst elektrot ile üst levha arasındaki temas direnci
 - c) Üst levhanın direnci
 - d) Üst levha ile alt levha arasındaki temas direnci
 - e) Alt levhanın direnci
 - f) Alt levha ile alt elektrot arasındaki temas direnci
 - g) Alt elektrot direnci

Uygulanan akımla birlikte ısı bir noktada oluşmaz. Şekil 4.2’de görüldüğü gibi 4 bölgenin dirençleri doğrultusunda ısı üretilir. İstenilen ısı bölgesi 4 nolu bölgedir. Bunun dışındaki noktalarda oluşan ısıların engellenmesi istenir. Başlangıç sıcaklığı düşey çizgiyle belirtilmiştir. En büyük direnç 4 düzleminde dir. Bu nedenle en yüksek ısı bu bölgede oluşur ve 2 noktalarında ikinci derece etkili olan dirençler mevcuttur. Buna paralel olarak 2 bölgelerinde ısı hızla artar. Kaynak süresindeki % 20’ye karşılık gelen çizgi, kaynak akımının uygulandığı ilk anlarda oluşmaktadır. Kaynak süresinin % 100’ ündeki sıcaklık çizgisi maksimum noktadaki ısıyı görmektedir. Bu nedenle 2 düzlemindeki ısı bu düzlemlere temas eden 1 düzlemindeki su soğutmalı elektrotlara doğru hızla iletir. Diğer bölgelerdeki ısılarından 4 düzleminde oluşan ısı her zaman yüksektir. Parçaların birleşmesi 4 bölgesinde oluşacak ve sonuçta ergimeyle birlikte kaynak çekirdeği oluşturacaktır [20].

4.6 KAYNAK PERİYOTLARI

Bütün direnç kaynağı metotları, uygun bir akım şiddeti-kaynak zamanı düzenlemesini gerektirir. Kaynak bölgesinin ısınma ve soğuma hızları, zaman ekonomisi bakımından mümkün olduğunca yüksek olmalıdır. Genel olarak nokta kaynağı, dört periyottan meydana gelir: basma, kaynak, tutma ve ölü süreleridir. Bu sürelerle bağlı olarak direnç nokta kaynağı aşamaları Şekil 4.3’te gösterilmiştir.



Şekil 4.3 Direnç nokta kaynağı aşamaları[20].

1. Basma süresi: Elektrot kuvvetinin ilk uygulandığı an ile kaynak akımının verildiği ilk an arasında geçen süredir. Bu zaman aralığı, parçaların tam temasını sağlamaya yetecek kadar uzun olmalıdır.

2. Kaynak süresi: Kaynak akımının devreden ve malzemelerden geçtiği zaman aralığıdır. Boran ve Salman [25], yaptıkları deneyde 6114 çelik sac malzemelerini kullanarak 200-225 ve 250 A'da 2 sn süreyle nokta direnç kaynağı yapmışlardır. Artan akım değerlerinde çekme kuvvetinde (N) ve düğme çapında artış olduğunu bildirmişlerdir. 250 A'da süreyi 1sn'ye indirdiklerinde en düşük çekme değerleri elde edilmiştir. Aynı zamanda düğme çapının azaldığı gözlemlenmiştir. Peng ve Hu [26], nokta direnç kaynağı üzerine yaptıkları bir araştırmada 3,5 mm kalınlığındaki malzemeye 2 ila 24 çevrim arasında değişen sürelerde kaynak yapmışlardır ve artan sürelerle ısı girdisinin arttığını ve buna paralel olarak kaynak düğme çaplarının büyüdüğünü bildirmişlerdir.

3. Tutma süresi: Kaynak akımının kesilmesinden sonra, nokta kaynağının metali katılaşıncaya kadar elektrot kuvvetinin etkisinin devam ettiği zaman aralığıdır.

4. Dövme zamanı: Tutma zamanının sonundan bir sonraki çevrimdeki basma zamanının başlangıcına kadar geçen, elektrotların iş parçasıyla temasta olmadığı zaman aralığıdır. Otomatik çevrimde, ölü zaman, elektrotların geri çekildiği ve iş parçasının kaldırıldığı veya pozisyonunun değiştirildiği süredir. Elle yapıldığında, kontrol cihazı tarafından maksimum periyot olarak sabitlenmemiş olup operatör yeni çevrime başlayana kadar geçen süreye bağlıdır.

4.7 NOKTA DİRENÇ KAYNAĞININ DEĞİŞKENLERİNİN İNCELENMESİ

Kaynak kalitesini etkileyen başlıca kaynak değişkenleri şu şekilde sıralanır:

1. Elektrot bileşimi ve şeklinin ısınma üzerine etkisi
2. Kaynak akımının etkisi
3. Kaynak zamanının etkisi
4. Kaynak kuvvetinin etkisi

5. Esas metalin kimyasal bileşimi
6. Kaynak edilecek parçaların yüzeylerinin etkisi
7. Kaynaklı noktalar arasındaki mesafenin ısınma üzerine etkisi.

4.7.1 Elektrot Bileşimi ve Şeklinin Isınma Üzerine Etkisi

Elektrodun ısınmasını minimumda tutabilmek için, elektrotlar yüksek elektrik iletkenliği ve düşük temas direncine sahip olmalıdır. Aynı zamanda, elektrot ucu ile metalin temas ettiği alanlardaki (2 numaralı bölgeler, Şekil (4.2)) ısının uzaklaştırılabilmesi için, yüksek ısı iletkenliğine sahip olmalıdırlar. Elektrotlar ayrıca, tekrarlanan yüksek kaynak kuvvetlerinin sebep olduğu deformasyonlara direnebilecek kadar kuvvetli olmalıdır [20].

Oğur ve Anık [27], nokta direnç kaynağında kullanılan elektrotların ömrünün deneysel çalışmasını yapmışlardır. Deneyleerde seçilen elektrot başlığı ile 10000 kaynak yapılmıştır. Nokta sayısına bağlı olarak elektrottaki boyutsal değişiklikler, kaynak çekirdek çapı ve dolayısıyla dikiş kalitesine etkileri incelenmiştir. Esas metal olarak alüminyum kullanılmıştır. Çekme makaslama değerleri nokta sayısı 10000'e yaklaştıkça ilk değerinden daha düşük sonuç vermiştir. İlerleyen nokta sayısında elektrotlarda oluşan mantarlaşma ve deformasyonla birlikte düğme çapının da büyüdüğü belirlenmiştir.

4.7.2 Kaynak Akımının Etkisi

Kaynak için ısı gerekir. Isının oluşmasında dirençten sonra etkili olan etmen ise akımdır. Isı formülünde gösterildiği üzere akımın karesi kadar bir çarpan oluşturmaktadır. Bu nedenle istenen kriterlere uygun bir kaynak elde etmek için akım değerini iyi seçmek gerekir.

Boran ve Salman [25], yaptıkları deneyde 6114 çelik sac malzemelerini kullanarak 200- 225 ve 250 Amperde 2 sn süreyle nokta direnç kaynağı yapmışlardır. Artan akım değerlerinde çekme kuvvetinde ve düğme çapında artış olduğunu

bildirmişlerdir. 250 Amperde süreyi 1sn'ye indirdiklerinde en düşük çekme değerleri elde edilmiştir.

Kaynak akımı, transformatör sekonder sargısı, sargıyı kollara bağlayan esnek bantlar, kollar, elektrotlar ve iş parçasından oluşan sekonder devreden akar.

Isı, devrenin her kısmında aşağıdaki formüle göre oluşmaktadır [24]:

$$Q = K \cdot I^2 \cdot R \cdot t \quad (3.4)$$

Burada;

Q : Üretilen ısı miktarı (joule),

K : Sabit bir sayı,

I^2 : Kaynak akım şiddeti (Amper),

R : Devredeki elektrik dirençlerinin toplamı (Ohm),

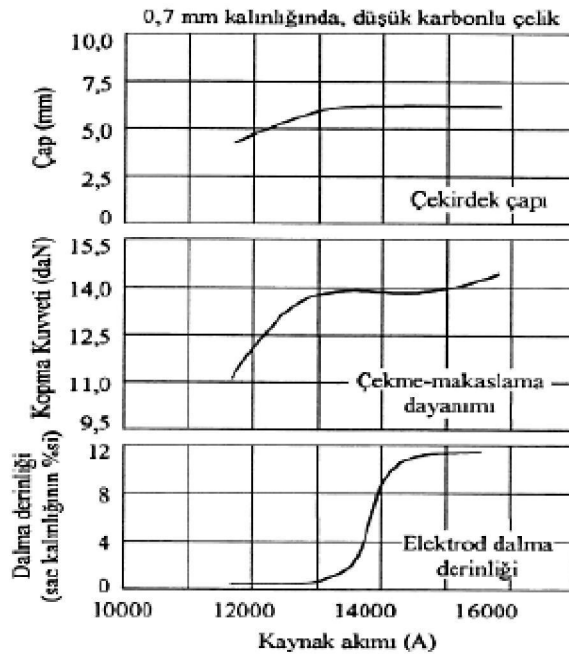
T : Kaynak akımının devrede kalma süresidir (saniye)

Isının bir bölümü elektrotlardan ve iş parçalarından iletim, taşınım ve ışıyım yoluyla kaybolur. Bu kayıpların büyüklüğü genelde bilinmemektedir.

Çeliğin ısı iletimi yaklaşık olarak bakırinkinin % 12'sidir. Bu yüzden, çeliğin bakır esaslı elektrotlarla kaynağında, yeterli kaynak akımı kullanıldığında, iş parçalarının ara yüzeyinde oluşan ısı, kaynak bölgesinden, elektrot uçlarında oluşan ısının su soğutmalı elektrotlara iletilmesine oranla, daha yavaş uzaklaşmaktadır. Böylece, önce iş parçalarının ara yüzeyi ergime sıcaklığına ulaşmakta ve kaynak bu ara yüzeyde oluşmaktadır.

Yavuz ve Güner [28], metal tozlarının preslenerek üretildiği toz metal parçalarının elektrik direnç kaynağında optimum kaynak şartlarını belirlemeye çalışmışlardır. Artan akım, zaman ve basınçla çekme mukavemetinin arttığını bildirmişlerdir. Artan basınç ve akım şiddetiyle deformasyon derinliğinin arttığını ve gerilim giderme tavinin kaynak bağlantısının mekanik özelliklerini iyileştirdiğini rapor etmişlerdir.

Kaynak akımı, bağlantının çekme-makaslama dayanımı ve elektrot dalma derinliğinin çekirdek çapı üzerindeki etkisi Şekil 4.4'te gösterilmiştir. Akım 13500 A'nın üzerine çıktığında 6 mm'lik çekirdek çapında önemli bir artış olmamıştır fakat elektrot dalma derinliğinde bir artış meydana gelmiştir. Optimum akıma ulaşılan kadar çekme makaslama dayanımı hızlı bir şekilde artmakta, fakat akım 14000 A'nın biraz üzerine çıktığında dayanım biraz düşmektedir. Dalma derinliği, 13500 A'lık kaynak akımında sac kalınlığının % 2'sinden, 14000 A'nın biraz üstünde % 10 civarına kadar çıkmaktadır.



Şekil 4.4 Kaynak sırasında kaynak akımının çekirdek çapı, çekme-makaslama dayanımı ve elektrot dalma derinliği üzerindeki etkileri [24].

Kaynak akımının ısı üretiminde önemli bir değişken olması, dikkatlice kontrolünü gerektirmektedir. Akım değişimlerine şebeke gerilimindeki değişimler ve kaynak makinesinin sekonder devresinde yapılan çeşitli değişiklikler neden olabilir. Diğer yandan, kaynak sırasında, kaynak bölgesindeki akım yoğunluğunda da azalma meydana gelebilir. Bu olay, akımın bir önceki kaynak noktasından ve elektrotların etki alanı dışındaki metalik temas noktalarından kısa devre olması sonucunda ortaya çıkar. Kısa devre nedeniyle nokta çapı yeterli bir değere erişemez. Ayrıca, kullanım sırasında, uç çapı çeşitli sebeplerden dolayı büyümüş elektrotlar, akım yoğunluğunda azalmaya neden olur.

4.7.3 Kaynak Zamanının Etkisi

Isı (enerji) formülü $Q = K.I^2.R.t$ (3.4), toplam direnç sabit kalmak üzere, devrenin herhangi parçasında oluşan ısının hem kaynak süresi (akımın geçtiği süre) hem de kaynak akımının karesiyle doğru orantılı olduğunu göstermektedir. Isı geçişinin zamanın fonksiyonu olmasından dolayı, uygun çekirdek çapının gelişmesi için gereken süre, akım ne kadar yükseltirse yükseltilsin, sınırlı ölçüde kısaltılabilir. Temas yüzeylerinde ısı oluşumu çok hızlı olduğunda, özellikle elektrot temas yüzeylerinde, oyuklar ve fişkırmaya meydana gelir. Kaynak akımı ve basınç artırılarak kaynak süresinde biraz azalma sağlanabilir. Akımdaki yükselmeden dolayı oluşan fişkırmayı önlemek için yüksek basınç gereklidir.

Boran ve Salman [25], yaptıkları deneyde 6114 çelik sac malzemelerini kullanarak 250 A'da 1 ve 2 sn süreyle nokta direnç kaynağı yapmışlardır. Artan kaynak süresi değerleriyle 1sn'de çekme kuvveti 10947 N iken, 2 sn'de bu değer 14210 N'ye çıkmıştır ve düğme çapında 6,9 mm'den 9,45 mm'ye artmış olduğu bildirilmiştir.

Kısa kaynak süresi ve yüksek akım şiddeti yada uzun kaynak süresi ve düşük akım şiddeti kullanarak, aynı nokta çapını elde etmek mümkündür. Bunlardan birincisi kısa süreli kaynak, ikincisi uzun süreli kaynak adını alır. Getirdiği büyük faydalar yüzünden, kısa süreli kaynak tekniği çok gelişmiş olup büyük ölçüde kullanılmaktadır. Önceleri, çok ince levhalar için bile birkaç saniye olan kaynak süresi, kontrol organları ve akım devrelerindeki büyük gelişmelerden sonra birkaç periyoda kadar düşürülmüştür. Kaynak zamanı azaldıkça ısı kayıpları da azaldığından işlemin ısı verimi artmaktadır. Düşük karbonlu alaşımsız çeliklerin kaynağında, kısa süreli kaynak için gerekli kaynak süresi aşağıdaki bağıntıyla belirlenebilir:

$$T = 8.s \quad (3.5)$$

Yukarıdaki bağıntıda, T (periyot) kaynak süresi, s (mm) levha kalınlığıdır. 50 Hz frekanslı bir şebekede 1 periyot 1/50 saniyedir.

Kısa süreli kaynakta işlemin hızlı olması sebebiyle sadece kaynak bölgesi ergime sıcaklığına ulaşır ve levhaların dış yüzeyinde aşırı ısınma olmadan kaynak işlemi sona erer.

Bu nedenle, elektrotların dokunan yüzeyleri bozulmaz. Uzun süreli kaynakta ise, levhaların diğer bölgelerinde sıcaklık önemli ölçüde artar. Bunun sonucunda, levhaların dış yüzeyleri yumuşar ve elektrotlar levha içine gömülerek derin izler bırakır.

4.7.4 Kaynak Kuvvetinin Etkisi

Kaynak yapılması için, akımın iletilmesi gerekir ve malzemenin bir arada tutulması şarttır. Kaynak bölgesinde kalan malzemeyi tutmak elektrot baskısıyla olur. Kaynak kuvveti veya elektrot kuvveti, kaynak çevrimi boyunca elektrotlar tarafından iş parçalarına uygulanan kuvvettir. Nokta kaynağı yapılacak iş parçaları kaynak noktasında akımın geçişini sağlayacak şekilde sıkıca tutulmalıdır. Elektrot kuvvetinin artırılması iş metalinin temas direncini azaltacağı ve böylece kaynak akımı tarafından iş parçalarının kaynak bölgesindeki yüzeyleri arasında açığa çıkan toplam ısıyı düşüreceği için, elektrot kuvveti çok yüksek olmamalıdır. Ayrıca, çok yüksek elektrot kuvveti, levhalarda istenmeyen distorsiyonlara neden olur. Elektrot kuvveti, cihazın kapasitesi dahilindeki bir kaynak akım ile uyumlu olmalı ve tekrar oluşmasına yetecek kadar uzun kaynak zamanının kullanımına müsaade etmelidir. Ayrıca, iş parçaları kaynak alanında aşırı elektrot kuvvetine maruz kalmadan oldukça yakın temasta olmalıdır. İş parçaları, kaynak bölgesindeki temas çok yakın olmayacak şekilde deforme olmuşsa, deformasyonu yenebilmek için çok yüksek kuvvet gerekebilir. Özellikle pres parçaların, şekilli iş parçalarının veya iş metalinin kalın kesitlerinin nokta kaynağında, kaynak dayanımı ve kalitesindeki farklılıklar, iş parçalarını uygun bir şekilde bir araya getirmek için gereken elektrot kuvvetindeki farklılıklardan kaynaklanmaktadır. Bu, özellikle ince taneli yapı çeliklerinin kaynağında geçerlidir. Bu malzemelerin yüksek dayanımından dolayı, oldukça yüksek geri yaylanmaya sahiptirler ve bu yüzden basit karbonlu çeliğe oranla daha yüksek elektrot kuvveti gerektirirler.

Sharma et al. [29], yapmış oldukları çalışmada; kaynak sürelerini ve akımı sabit tutarak elektrot basıncını 440, 500 ve 700 kg değerlerinde arttırmışlardır. Düşük basınç değerinde en düşük çekme mukavemeti gözlenmiştir. Bunu zayıf birleşme bölgesine bağlamıştır. Elektrot basıncı arttıkça mukavemet yükselmiş olup maksimum değerine 500 kg elektrot kuvvetinde ulaşılmıştır.

Bazen, iş parçalarını bir arada tutabilmek için normalde kullanılan daha uzun bir sıkma süresi gerekmektedir. Ayrıca, geri yaylanma olasılığından dolayı, tutma süresi kaynak metalinin katılaşmasına imkan tanıyacak kadar uzun olmalıdır. Elektrot kuvvetindeki farklılıkların direnç ve ısınmada değişikliklere sebep olmasından dolayı, bu kuvvet kaynak kabiliyeti diyagramındaki eğrilerin boyut ve lokasyonunda ve akım seviyesinde değişikliklere neden olabilir. Elektrot kuvveti, kaynak işleminin üç safhasında da önemli bir rol oynamaktadır. Basma safhasında, elektrot kuvveti, levhalar arasındaki temas direncinin uygun bir değerde, buna karşılık elektrot-levha temas direncinin düşük bir değerde olmasını sağlamaktadır. Ayrıca, levhaların, elektrotlar altında belli bir alanda temas etmesini sağlayarak kaynak noktasının kesin yerini belirlemektedir. Elektrot kuvveti, kaynak safhasında, levhalar arasından fişkırmaya çalışan sıvı metali katı haldeki metal çukuru içinde basınç altında tutarak, bu fişkırmayı engellemektedir.

Dövme safhasında ise, kaynak dikişinin sıvı halden itibaren soğuması ve katılaşması sırasında, büzülme nedeniyle ortaya çıkabilecek boşluk, çatlak gibi kusurların oluşumunu dövme kuvveti yoluyla önlemektedir [20].

4.7.5 Esas Metalin Kimyasal Bileşimi

Metallerin bileşimi, onların özgül ısılarını, ergime sıcaklıklarını, gizli ergime ısılarını, ısı ve elektrik iletkenliklerini ve yoğunluklarını etkiler. Gümüş ve bakır gibi yüksek iletkenliğe sahip metallerde yüksek akım yoğunluğunda dahi çok az ısı meydana gelir. Bu metallerin ısı iletkenliği de yüksek olduğundan, az miktarda ısı, hızla iş parçasına ve elektrotlara doğru iletilir. Metallerin bileşimi; özgül ısı, ergime noktası, gizli ergime ısı ve yoğunluk gibi özellikleri etkiler.

4.7.6 Kaynak Edilecek Parçaların Yüzeylerinin Etkisi

Yüksek kalitede nokta kaynakları elde etmek için, elektrotlarla temas eden iş parçası yüzeyindeki direnç minimumda tutulmalıdır. Bu, düzgün, temiz iş metali yüzeylerine sahip olarak ve elektrot kuvveti kontrol edilerek yapılabilir. Elektrotlarla temas halindeki iş parçası yüzeyleri çok yüksek temas direncine sahipse, bu yüzeylerdeki sıcaklık artışı kaynak bölgesindeki yüzeylerdeki kadar hızlıdır. Ayrıca, temas direncindeki değişimler ve buna bağlı olarak kaynak akımının oluşması için geçen süredeki değişimlerden dolayı tutarsız sonuçlar elde edilebilir.

Metal levhaların yüzeyleri mikro ölçekte düzgün değildir ve düşük elektrot basınçları kullanıldığında, gerçek metal-metale temas bölgesi tüm temas bölgesinin sadece küçük bir yüzdesi olabilir. Elektrot kuvveti arttırıldıkça, yüksek noktalar bastırılarak gerçek metal-metale temas bölgesi artar ve böylece elektrik direnci düşer. Artan elektrot kuvveti iş parçalarının ara yüzeyindeki direnci düşürür. Elektrot malzemesinin iş metalinden daha yumuşak olduğu durumlarda, belli bir elektrot kuvvetinin uygulanması elektrotlar ve iş parçaları arasındaki temas yüzeylerinde, iki iş parçasının ara yüzeyine oranla daha iyi bir temas sağlar.

Elektrot kuvveti, ısı formülünde direkt olarak yer almamasına rağmen elektrik direnci üzerindeki etkisi kaynak akımı üzerinde direkt olarak etkilidir. Yüzey direnci elektrot kuvvetiyle ters orantılıdır.

1. Yüzey Hazırlama: Çeliğin nokta kaynağı için önerilen parametre değerleri iş metalinin hadde cürufu, oksit, boya ve yağdan arınmış olması durumunda geçerlidir. Kaynak yapılacak iş metali yada en azından kaynak bölgesindeki yüzeyler kaynakların inklüzyonsuz olmasını sağlayacak şekilde temizlenmelidir. Kaynakların iyi yüzey görünümüne sahip olmalarını sağlamak için elektrotla temas edebilecek kir, cüruf, pas ve oksit filmi temizlenmeli yada azaltılmalıdır. İş parçası yüzeylerinden yabancı maddelerin temizlenmesi elektrot alaşımlaşmasını azaltır ve bunun neticesinde elektrot ömrünü arttırır. İş parçalarının yüzeylerinden kir yada yağ tabakası buharlı yağ gidericiler ve kimyasal banyolar ile temizlenebilir; yine de, nokta kaynağı yapılacak yüzeylerin dikkatlice elle temizlenmesi de yeterli olabilir.

Oksit tabakaları mekanik yöntemlerle temizlenebilir. İşlem, tabakayı kesecek kadar fakat bozuk yada çizilmiş bir yüzey oluşumuna neden olmayacak kadar şiddetli olmalıdır. Kum, kumtaşı veya bilye gibi aşındırıcı partiküller püskürtülerek temizleme yöntemleri genellikle tatmin edici değildir çünkü yüzeyde kum veya cüruf parçacıkları kalabilir. Ufak taneli, ince çelik tozu bazı uygulamalarda tatmin edicidir.

2. Yağ Kaplamalarının Etkisi: Yüzeydeki ince yağ kaplamalarının, nokta kaynaklarının kalitesinde az miktarda etkisi vardır. Fazla miktardaki yağ silinmeli veya yağ giderici ile temizlenmelidir.

3. Pas, Hadde Cürufu veya Oksidin Etkisi: Düşük ve düzgün elektrik direncine sahip ince filmler kaynakta en az etkiye sahiptir. Fazla miktarda cüruf veya oksit kaplamalarına sahip metal kaynak edildiğinde kaynak bölgesindeki yüzeyde bulunanların çoğu yada hepsi, akım, yüzey dirençleri veya elektrot basıncı ne olursa olsun, kaynakların içinde kalır. Kaynak metalindeki bu inklüzyonlar, bazen belirlenmesi zor olan boşluklar veya diğer iç kusurlara neden olabilir [20].

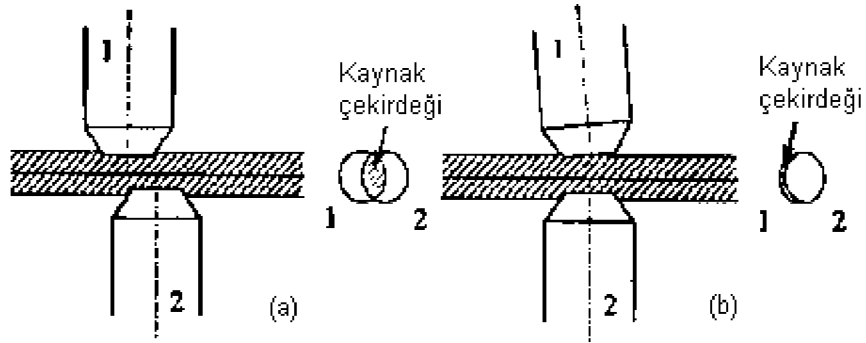
4.7.7 Kaynaklı Noktalar Arasındaki Mesafenin Etkisi

İkinci nokta kaynağı, kaynak akımının birinci kaynaktan yada ikinci kaynak noktasında elektrotlar arasındaki metalden akmasına neden olacak kadar, birinciye yakın yapılırsa şönt akımı (atlama) meydana gelir. Kaynak akımı iki yolun direnciyle ters orantılı olarak akar. Akım bölünmesi, ikinci kaynak noktasında, esas metal direncinin ara yüzey direncine oranına bağlıdır.

Düşük karbonlu çelik parçaların kaynağında minimum aralık, metalin kalınlığı, ergimiş bölgenin çapı ve kaynak bölgesindeki yüzeylerin temizliğine bağlıdır. Daha yüksek akım ve elektrot kuvveti, daha kısa kaynak süresi ve hızlı takip ile kaynaklar, önemli bir atlama olmadan, çeşitli çizelgelerde tavsiye edilen kaynak aralığından daha düşük bir değerde yapılabilir [20].

4.7.8 Elektrot ve İş Parçasının Temas Durumları

Kaynak kalitesi ve kabiliyetini etkileyen bir diğer faktör elektrotların ve iş metallerinin birbiriyle temas etme durumudur. Elektrotlar, iş metalinde kaynağın yapılacağı bölgeye dik, dolayısıyla birbirine paralel olmalıdır. Ancak iyi bir kaynak için bu koşul yeterli değildir. Birbirine paralel olan alt ve üst elektrotun aynı eksende olması gerekmektedir. Birbirine paralel ancak aynı eksenden geçmeyen alt ve üst elektrotlarla yapılan kasnaklarda tek bir dairesel bölge yerine iki dairenin kesişim bölgesi şeklinde gölgeli bir alan gözlenmektedir. Bunun sebebi, kaynağın, basıncın etkin olduğu bölgede gerçekleşmesidir. Şekil 4.5 (a)'da görülen kaynak bölgesi, gerekli alanın yaklaşık olarak üçte biri olup gerekli basıncın üç katına çıkmasına sebep olmaktadır. Şekil 4.5 (b)'de ise birbirine paralel olmayan iki ucun meydana getirdiği kaynak görülmektedir.



Şekil 4.5 (a, b) Elektrotların temas durumuna göre oluşan kaynak çekirdekleri [22].

Yukarıda belirtilen durumların yanı sıra bindirme ve kenar mesafelerinin de kaynak kalitesinde önemi vardır. İyi bir kaynak elde edebilmek için nokta kaynağının kenara uzaklığı en az çekirdek çapının yarısı kadar olmalıdır.

4.8 ISI KAYBI

Kaynak işleminde ısı kaybı, akımın uygulandığı andan, kaynağın oda sıcaklığına soğumasına kadar geçen zaman aralığında değişen hızlarla devam eder. Isı kaybı 2 aşamada irdelenmelidir:

1. Akımın uygulama zamanı sırasındaki ısı kaybı
2. Akımın kesilmesinden sonraki ısı kaybı

Birinci safhadaki ısı kaybının derecesi aşağıdaki faktörlere bağlıdır:

1. Metalin bileşimi
2. Parçaların kütlesi
3. Kaynak süresi
4. Dış soğutma aracı

Bunlardan iş parçasının bileşimi ve kütlesi kontrol edilemez. Verilen bir akım şiddeti için, üretilen ısı, elektrik iletkenliği ile ters orantılıdır. Isıl iletkenlik, bu ısının kaynak bölgesinden kayıp veya iletilme hızını tayin eder. Bu iki faktör metallerde aynı yönde paralel olarak gider. Örneğin, bakır gibi yüksek iletken bir metalde üretilen düşük miktardaki ısı yüksek bir hızla çevre metale ve elektrotlara doğru kaybolur. Eğer elektrotlar, akım kesildikten sonra iş parçaları ile temasta kalırsa, elektrot malzemesinin yüksek ısı iletimi sebebiyle, kaynak bölgesi hızla soğur.

Elektrotları etkili bir biçimde su ile soğutulması ısı kaybını hızlandırır. Kaynak bölgesinden iş parçalarına doğru soğuma hızı, uzun kaynak zamanı kullanılarak azaltılabilir. Bu usul, çevre metale daha fazla ısı iletimine izin verir ve çevre metalin sıcaklığını artırarak kaynak bölgesi ile çevre metal arasındaki sıcaklık farkını azaltır. Sıcaklık farkı soğuma hızlarını kontrol etmede çok önemlidir. Genellikle uzun kaynak zamanının kullanıldığı kalın levhalarda soğuma hızı düşük, kısa kaynak zamanının kullanıldığı ince levhalarda soğuma hızı büyüktür.

Elektrotlar kaynak yerinden hemen kaldırılacak olursa, ısı, kaynak bölgesini saran metale ve atmosfere geçecektir. Bu durumda soğuma hızı bir miktar azalır, ince parçalar göz önüne alındığında, distorsiyon sebebiyle bu yöntem sakıncalı olabilir. Kalın parçalarda, mukavemet nedeniyle, daha büyük olan kaynak bölgesinin, ergimiş halden itibaren soğumasına imkan vermek için ilave zaman gereklidir. Bu sebeple, ısının büyük bir kısmının çevre metale iletilmesine müsaade etmeksizin, elektrotları, kaynağın soğumasına imkan verecek kadar yeterli bir zaman yerinde tutmak uygundur.

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. GİRİŞ

Bu bölümde, kalınlığı 2 mm olan, ekstra derin çekilebilme özeliğine sahip 7114 kalite IF çeliğinde ve bu çeliğin kaynaklı bağlantılarında deformasyon yaşlanma özelliklerini araştırmak için kullanılan deneysel metot ve malzeme tanıtılmıştır. Bölüm 5.2’de deneysel çalışmada kullanılan çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu ve çekme deney numunesinin hazırlanış şartları anlatılmaktadır. Bölüm 5.3 ise nokta direnç kaynağı ile kaynatılan ve ana malzemedan elde edilen çekme deney numunelerinin ölçüleri ve nasıl hazırlandığı anlatılmaktadır. Bölüm 5.4’de deney numunelerine uygulanan ön deformasyon ve tavlama (solüsyona alma) işlemleri anlatılmaktadır. Deney numunelerinin nokta direnç kaynağı ile birleştirilmesi bölüm 5.5’de anlatılmaktadır. Bölüm 5.6’da ise yaşlandırma işlemleri ve yaşlandırılan numunelere çekme işleminin nasıl uygulandığı anlatılmaktadır. Optik mikroskop incelemeleri bölüm 5.7’de anla ve son olarak bölüm 5.8’de uygulanan ön deformasyon ve farklı yaşlandırma süreleri sonucu değişen mikrosertlik ölçümlerinin nasıl yapıldığı anlatılmaktadır.

Bu çalışmada, arayer atomu içermeyen ve ekstra derin çekilebilme özeliğine sahip 7114 kalite IF çeliğe çekme işlemleri öncesi uygulanan ön deformasyon ve ardından yapılan yaşlandırma işlemlerinin, bu çeliğin kaynaklı ve kaynaklız bağlantılarının mekanik özelliklerinin nasıl etkilendiği araştırılmıştır. Solüsyona alma işlemleri, yaşlandırma işlemleri, optik mikroskopta görüntü alma, çekme deneyleri ve mikrosertlik ölçümleri KBÜ Teknik Eğitim Fakültesi laboratuvarlarında yapılmıştır.

5.2 DENEYSEL ÇALIŞMADA KULLANILAN ÇELİK

Bu çalışmada ekstra derin çekilebilme özelliğine sahip 7114 kalite IF çeliği kullanılmıştır. 7114 kalite sac malzeme, 450x450x2 mm ebatlarında Ereğli Demir Çelik Yan Sanayisinden Emre Metal San. ve Tic. Ltd. Şti.'nden temin edilmiştir. IF çeliğinin kimyasal kimyasal kompozisyonu Çizelge 5.1'de, mekanik özellikleri ise Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.1 7114 kalite IF çeliğinin kimyasal kompozisyonu (% Ağırlık)

Element	C	Si	P	S	Mn	Cu	Ti	Al	Cr	Fe
%	0,005	_	0,006	0,005	0,15	_	0,068	_	_	Kalan

Çizelge 5.2 7114 kalite IF çeliğinin mekanik özellikleri.

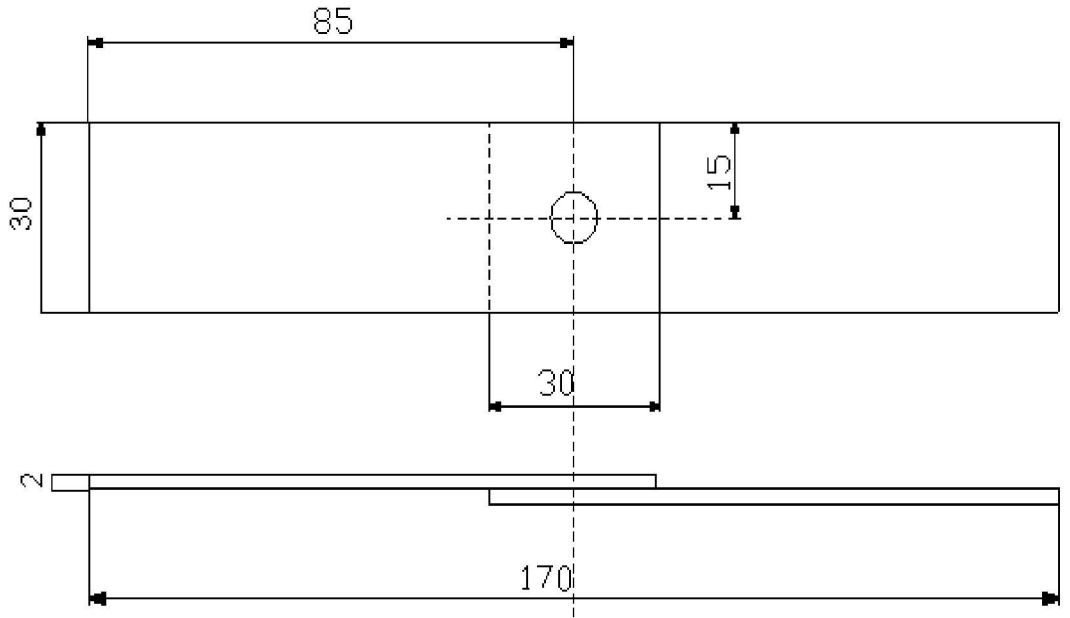
Akma dayanımı Re MPa (min)		Çekme dayanımı Rm MPa (min)	Uzama				
			A80% (min)		A5%(min)	A50% (min)	
1,5≤d<2	210	270	1,5≤d<2	38	3≤d≤8	r90(min)	1,6
2≤d≤8			2≤d<3			n90(min)	0,18

5.3 ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Deneysel çalışmada kullanılan numuneler Şekil 5.1'de görüldüğü gibi 200x30x2 mm ebatlarında ana malzeme ve ana malzeme kaynaklı bağlantısı için 64 adet, 950 °C'de 15 dakika solüsyona alındıktan sonra kaynaklı ve kaynaklı olarak kullanılacak olan numuneler için 64 adet olmak üzere toplam 128 adet deney numunesi giyotin makas ile kesilmiştir. Şekil 5.2'de ise kaynatılacak deney numunelerinin boyutları verilmiştir. Kaynak işlemi öncesi kaynatılacak numunelerin kaynak yüzeyleri pas ve kirden temizlenerek kaynatma ve yaşlandırma işlemleri için hazır hale getirilmiştir.



Şekil 5.1 Ana malzeme deney numune boyutları.



Şekil 5.2 Kaynak bağlantılı deney numune boyutları.

5.4 NUMUNELERE ÖN DEFORMASYON VE SOLÜSYONA ALMA İŞLEMLERİNİN UYGULANMASI

Deney numunelerinin ön deformasyona tabi tutulması SHIMADZU TRAPEZIUM SINGLE marka test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.1’de belirtilen ölçüde hazırlanan 128 adet deney numunesinin 64 tanesine % 8 ön deformasyon uygulanmıştır. Daha sonra geriye kalan 64 adet numune 950 °C’de 15 dakika solüsyona alınıp ani olarak suda soğutulduktan sonra % 8 ön deforme edilmiştir. Ön deformasyon işlemi numunelere 2 mm/dak. çekme hızı uygulanarak yapılmıştır. 950 °C’de 15 dak. solüsyona alma işlemi katı eriyik içerisinde daha fazla C ve N arayer atomlarını serbest halde bırakmak için gerçekleştirilmiştir.

5.5 DENEY NUMUNELERİNİN NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ

5.5.1 Kaynak Makinesinin Donanımı

Deney numunelerinin nokta direnç kaynağıyla birleştirmeleri için, elektrot basıncı, kaynak süresi ve kaynak akımı ayarlanabilir, SPP60 tipi su soğutmalı nokta direnç kaynak makinesi kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan nokta direnç kaynak makinesi ve donanımı Şekil 5.3’te, kaynak makinesinin özellikleri ise Çizelge 5.3’de verilmiştir.



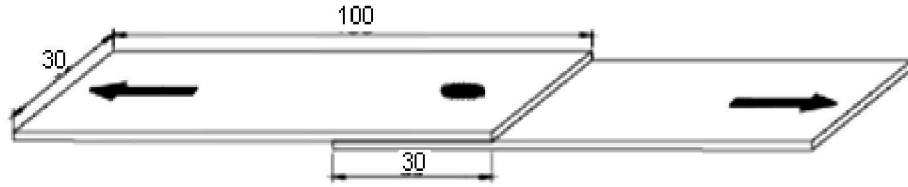
Şekil 5.3 Kullanılan SPP60 tipi nokta direnç kaynak makinesi ve donanımı.

Çizelge 5.3 Nokta direnç kaynak makinesinin özellikleri.

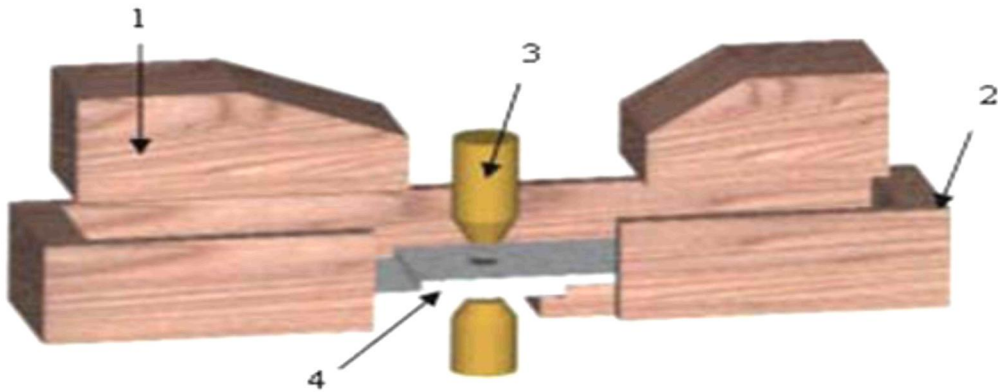
Makine Adı	Baykal SPP60 Tipi Nokta Kaynak
Makine Gücü	60 kVA
Besleme Gerilimi	380 V (3 fazlı)
Punta Kollarını Besleyen Hava Basıncı	6 Bar
Kaynak Makinesinin Soğutma Suyu	380 V (3 fazlı)
Elektrotların Soğutma Suyu Debisi	4 lt/dk
Elektrot Çapı	Üst çene ve alt çene kaynak elektrot çapı
Elektrot Malzemesi	Kesik konik uçlu ticari saflıkta Cu

5.5.2 Nokta Direnç Kaynak Numunesi ve Aparatı

Şekil 5.4'te gösterilen boyutlarda standart olarak kesilen numunelerin, kaynak işlemi sırasında eksenlerinden kaymasını önlemek amacıyla özel olarak ahşap kalıp (Şekil 5.5) hazırlanmıştır.



Şekil 5.4 Nokta direnç kaynak numunesi çifti ve kaynak pozisyonu.



- 1) Numunelerin hareket etmesini önleyen ahşap takozlar,
- 2) Numuneleri sabitlemek için kullanılan ana gövde,
- 3) Elektrot
- 4) Kaynaklanacak IF çelik numuneler.

Şekil 5.5 Kaynak esnasında kullanılan kalıp resmi.

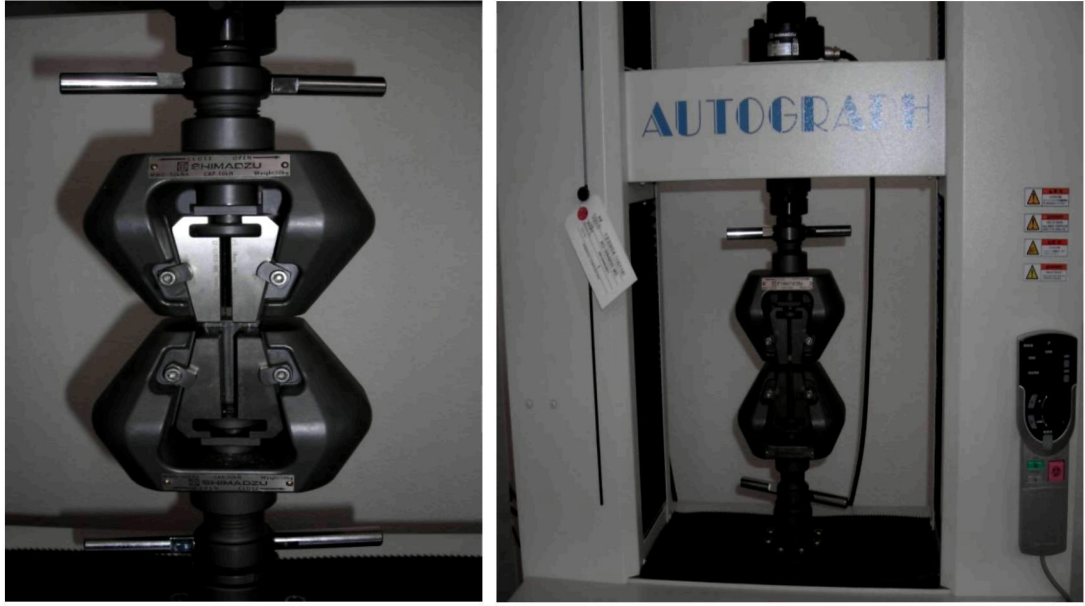
Kaynak öncesinde numunelerin yüzeyleri 400 ve 800 mesh'lik zımparalarla kir, pas, yağ gibi kaynağı olumsuz olarak etkileyebilecek maddelerden temizlenmiştir. Kaynak işlemi; kaynak akımı, kaynak basıncı ve kaynak süresi sabit tutularak gerçekleştirilmiştir. Numuneler nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiştir. Kaynak akımı 7 kA ve kaynak elektrot basıncı 6 bar değerlerinde sabit tutulmuştur. Kaynak süresi ise; 25 çevrim olarak ayarlanmıştır. Deneylerde kullanılan kontrol sisteminin ayarları Çizelge 5.4'te verilmiştir.

Çizelge 5.4 Kaynak makinesinin elektronik kontrol sistem ayarları.

Kaynak Akımı (kA)	Elektrot Kuvveti (bar)	Elektrot İnme Zamanı (sn)	Sıkıştırma Zamanı (çevrim)	Tutma Zamanı (çevrim)	Durma Zamanı (sn)
7	6	1	25	20	0,2

5.6. NUMUNELERİN YAŞLANDIRILMASI VE ÇEKME TESTİ İLE KOPARILMASI

Ana malzeme, ana malzeme-kaynaklı, solüsyona alınan, solüsyona alınan-kaynaklı numuneler % 8 ön deformasyon işleminden sonra 170 °C'de 5, 10, 20, 40, 60, 80 ve 120 dakika bekletilerek yaşlandırılmışlardır. Her bir yaşlandırma süresi için, % 8 ön deformasyon uygulanmış ana malzeme ve solüsyona alınmış numunelerden 3'er adet, % 8 ön deformasyon uygulanmış ana malzeme-kaynaklı ve solüsyona alınan-kaynaklı numunelerden 5'er adet numune kullanılmıştır. Kaynaklı numunelerin 2'şer adeti mikro yapı incelemeleri ve sertlik ölçümleri için kullanılmıştır. Yaşlandırılan numuneler daha sonra SHIMADZU TRAPEZIUM SINGLE marka çekme cihazı ile 2 mm/dak. çekme hızında koparılmıştır. Deney sonrası numunelerin, gerilme-uzama diyagramları, çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama değerleri Şekil 5.6'da gösterilen bilgisayar kontrollü SHIMADZU marka çekme cihazından otomatik olarak elde edilmiştir. Ayrıca yaşlanmadan dolayı akma dayanımındaki artış (ΔY) değerleri, yaşlanmadan sonraki yeni oluşan akma dayanımından ($\bar{\sigma}_y$) ön deformasyon sonrası elde edilen dayanımı ($\bar{\sigma}_f$) çıkartarak belirlenmiştir. Bu işlemler için gerilme uzama diyagramı kullanılmıştır.



Şekil 5.6 Deneysel çalışmada kullanılan SHIMADZU marka çekme cihazının çekme çeneleri ve genel görünüşü.

5.7 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Optik mikroskop incelemeleri için, nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş IF çelik deney numuneleri kaynak merkezlerinden, kaynak işlemine tabi tutulmayan deney numuneleri ise çekme esnasında deformasyona uğramayan uç kısımlarından bor yağ+su soğutmalı sistem kullanılarak kesilmiştir. Kesilen numuneler soğuk gömme işlemi ile reçine içerisine gömülerek sırasıyla 200-400-600-800-1000-1200 mesh' lik su zımparasıyla zımparalanmıştır. Daha sonra bu yüzeyler 3 µm elmas pasta ile keçede parlatılarak dağlanmaya hazır hale getirilmiştir. Dağlama işlemi için % 2 Nitrik Asit+% 98 Methanol (% 2 Nital) çözeltisi kullanılmıştır. Dağlanan numunelerin yüzeyi methanol ile temizlenip kurutulmuştur. Mikroyapı incelemeleri için 4x-100x (400-10000) arası büyütme yapabilen MEIJI marka optik mikroskop kullanılmıştır.

5.8 TANE BOYUTU ÖLÇÜMÜ (DOĞRUSAL KESME YÖNTEMİ)

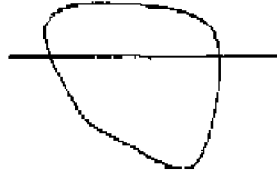
Tane büyüklüğü, ölçüm çizgisinin haddeleme yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülmüştür. Bu

metotda, ölçüm çizgisinin kesmiş olduğu tane sınırları sayılmıştır. Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, bulunan tane sınırı sayısına bölünerek ortalama tane ebadı bulunmuştur. Ölçüm işlemi için en az 500 tane sınırı sayılmıştır. Sayım işlemi yapılırken aşağıda belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmuştur [30].

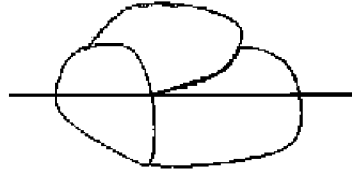
Eğer ölçüm çizgisi tane sınırını teğet kesiyorsa; 0,5 sayılır.



Eğer ölçüm çizgisi tane sınırını tam olarak kesiyorsa; 1 sayılır.



Eğer ölçüm çizgisi 3 taneyi birleşim yerinden kesiyorsa; 1,5 sayılır.

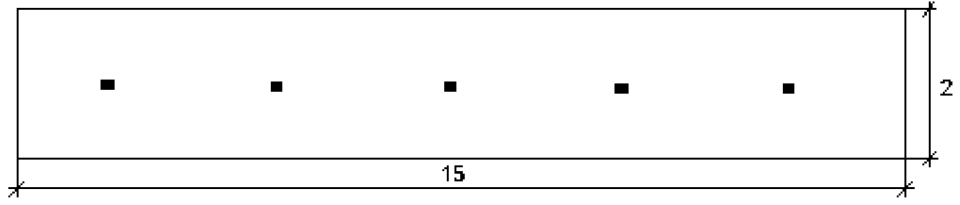


Eğer ölçüm çizgisi aynı taneyi farklı yerlerinden 4 defa kesiyorsa; 2 sayılır.

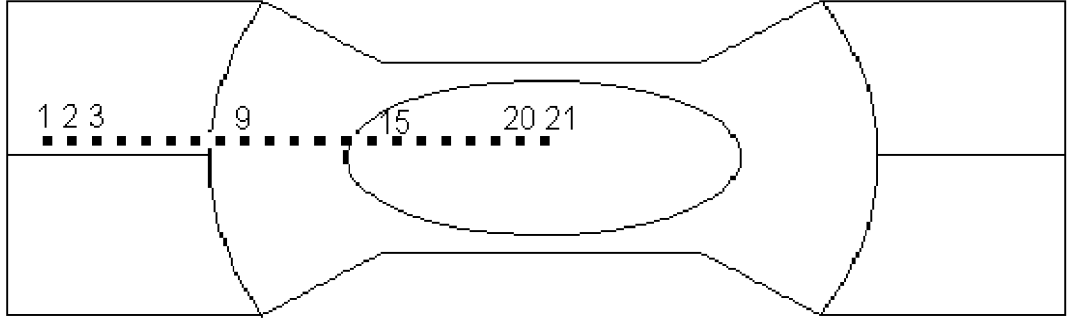


5.9 MİKROSERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Mikroyapı karakterizasyonu için hazırlanan numunelerin mikrosertlik deneyleri, Karabük Üniversitesi T.E.F. Laboratuvarlarında PRESİ MECAPOL P 262 marka mikro sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümlerinde uygulanan yük miktarı 50 gr'dır. Kaynak işlemi uygulanmamış numunelerde Şekil 5.7'de görüldüğü gibi 5 farklı noktadan sertlik ölçümü alınmıştır. Kaynak bağlantılı numunelerde ise Şekil 5.8'de görüldüğü gibi 21 farklı noktadan ve 3 farklı bölgeden (ana malzeme, ITAB ve kaynak çekirdeği) ölçüm yapılmıştır.



Şekil 5.7 Kaynaksız numunelerde mikrosertlik değeri ölçüm noktaları



Şekil 5.8 Kaynak bağlantılı numunelerde mikrosertlik değeri ölçüm noktaları.

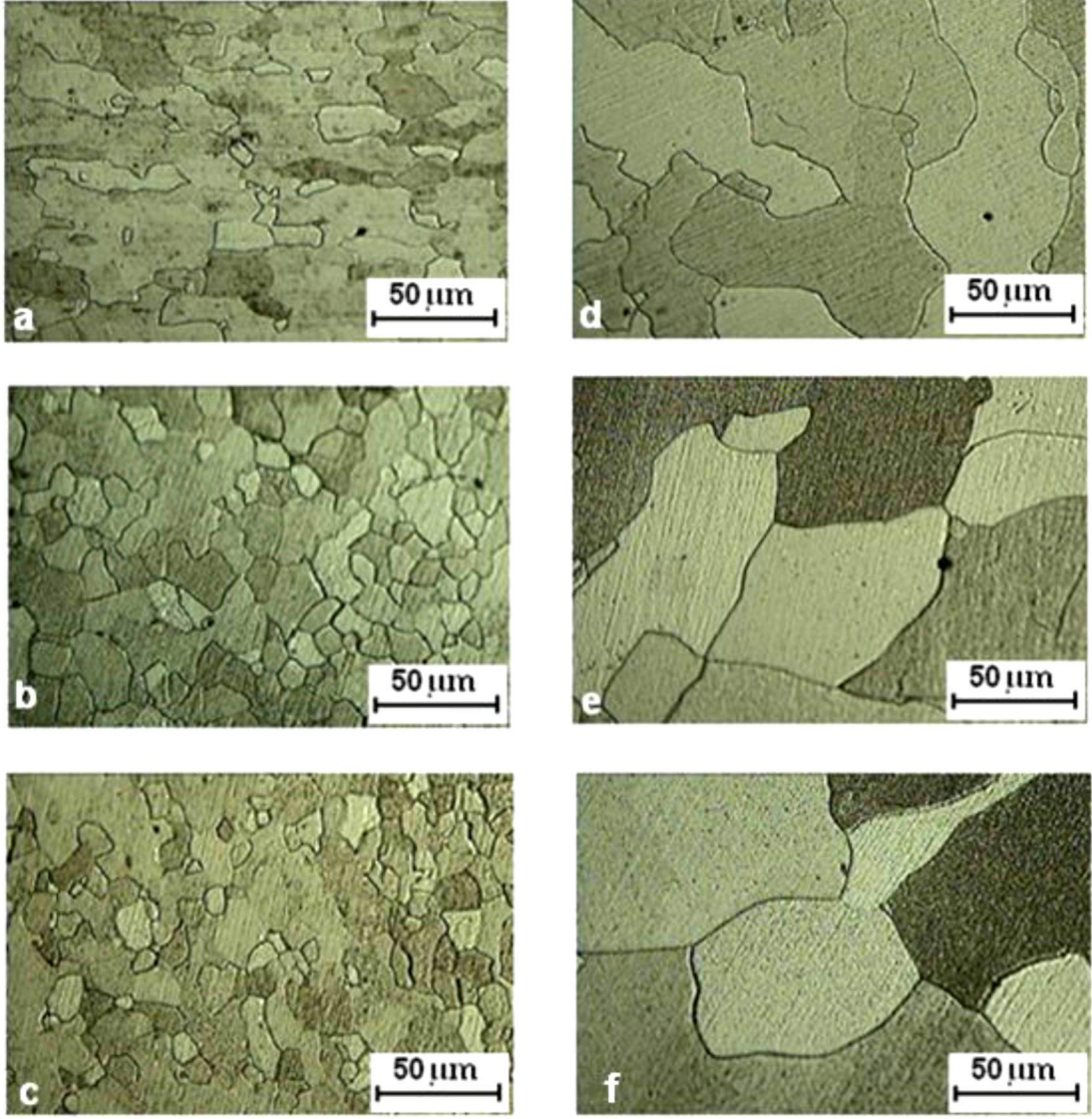
BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR

6.1 MİKROYAPI KAREKTERİZASYON SONUÇLARI

6.1.1 Ana Malzeme ve Solüsyona Alınan Malzemeler

Yapılan mikroyapı incelemelerinde 7114 kalite IF çeliğinin başlangıç mikroyapıları ince taneli ferrit fazından meydana gelirken, solüsyona alınan deney numunelerinin mikro yapıları ise kaba taneli ferrit fazından oluşmaktadır. Şekil 6.1'de deneysel çalışmada kullanılan çelik 7114'ün başlangıç mikroyapısı ve deneysel çalışmalarda elde edilen farklı tane ebatlarına sahip mikroyapı resimleri görülmektedir.



Şekil 6.1 Deneysel işlemlere tabi tutulmuş numune mikroyapı fotoğrafları.

Şekil 6.1 mikroyapı resimlerinde görülen harfler a: Ana malzeme başlangıç mikroyapısı, b: % 8 ön deformasyon uygulanmış ve 170 °C'de 20 dakika yaşlandırılmış numune mikroyapısı, c: % 8 ön deformasyon uygulanmış ve 170 °C'de 120 dakika yaşlandırılmış numune mikroyapısı, d: Solüsyona alınmış ana malzeme mikroyapısı, e: Solüsyona alınmış % 8 deformasyon uygulanmış ve 170 °C'de 20 dakika yaşlandırılmış numune mikroyapısı, f: Solüsyona alınmış % 8 deformasyon uygulanmış ve 170 °C'de 120 dakika yaşlandırılmış numune mikroyapısını ifade etmektedir. Deneysel şartların değişmesi ile tane boyutundaki farklılaşma Şekil 6.1'de görülmektedir.

Ayrıca Çizelge 6.1’de, Şekil 6.1’de görülen mikroyapı fotoğraflarının ortalama kesme metodu kullanılarak hesaplanan tane ebatlarını göstermektedir.

Çizelge 6.1 Çelik 7114 numunelerinin ortalama tane boyutları (μm).

a	b	c	d	e	f
8	6	5	25	21	24

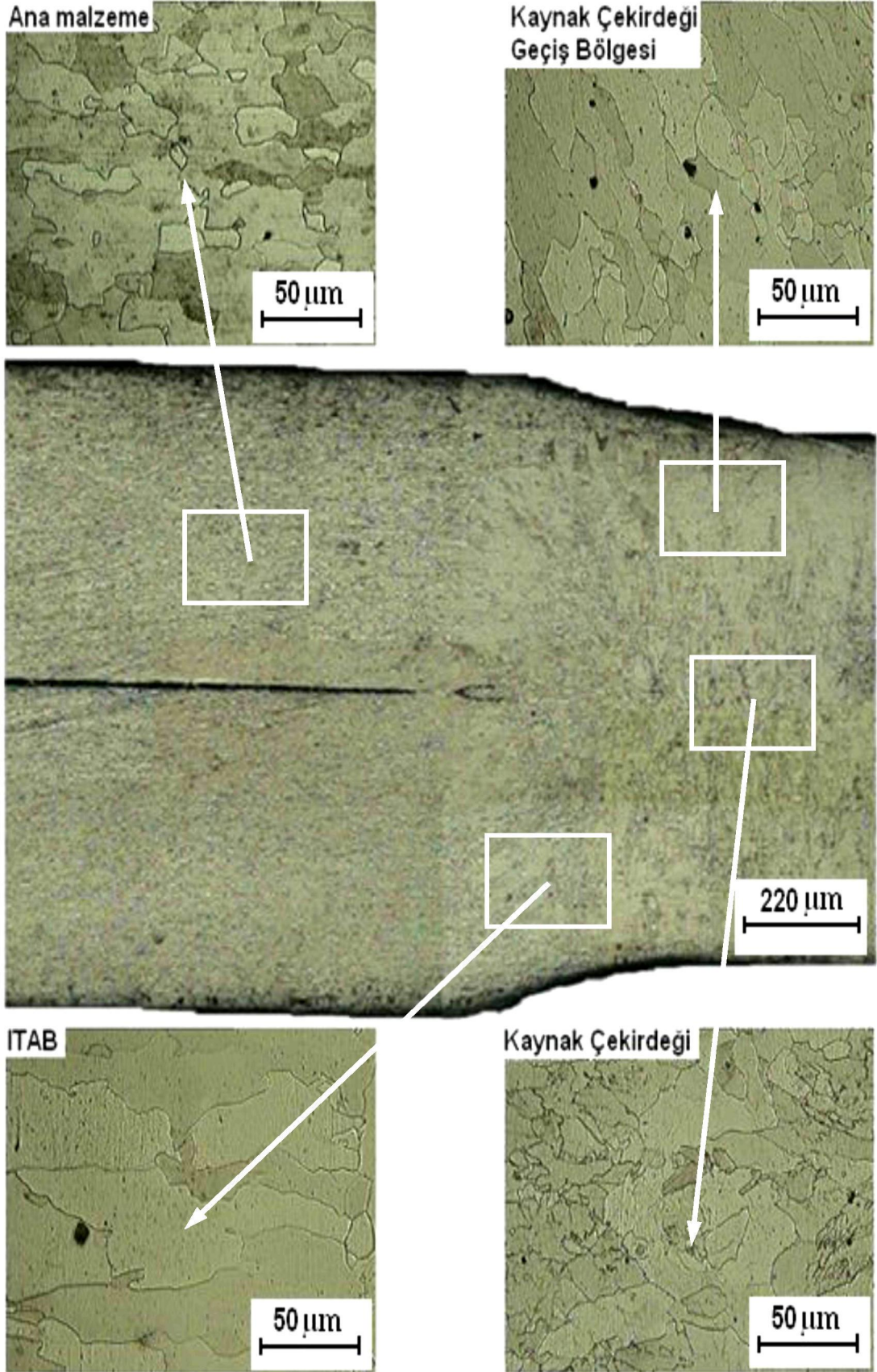
Çizelge 6.1’de görüldüğü gibi ortalama kesme metodu kullanılarak yapılan hesaplamalarda, ana malzeme (a, b, c) ile solüsyona alınan malzeme (d, e, f) arasında çok belirgin olarak tane boyutunda farklılaşma olduğu görülmüştür. Örneğin; ana malzeme 8 μm tane boyutuna sahipken, aynı malzeme 950 °C’de 15 dak. solüsyona alınıp suda soğutulduğunda tane ebadı 25 μm ’ye çıkmıştır. Ayrıca ana malzeme ve solüsyona alınan malzemeler kendi aralarında 170 °C’de 20 veya 120 dakika yaşlandırıldıklarında tane ebatlarında çok belirgin bir farklılaşma olmamıştır.

6.1.2 Kaynaklı Ana Malzeme ve 170 °C’de 20 ve 120 Dak. Yaşlandırılan Kaynaklı Numuneler

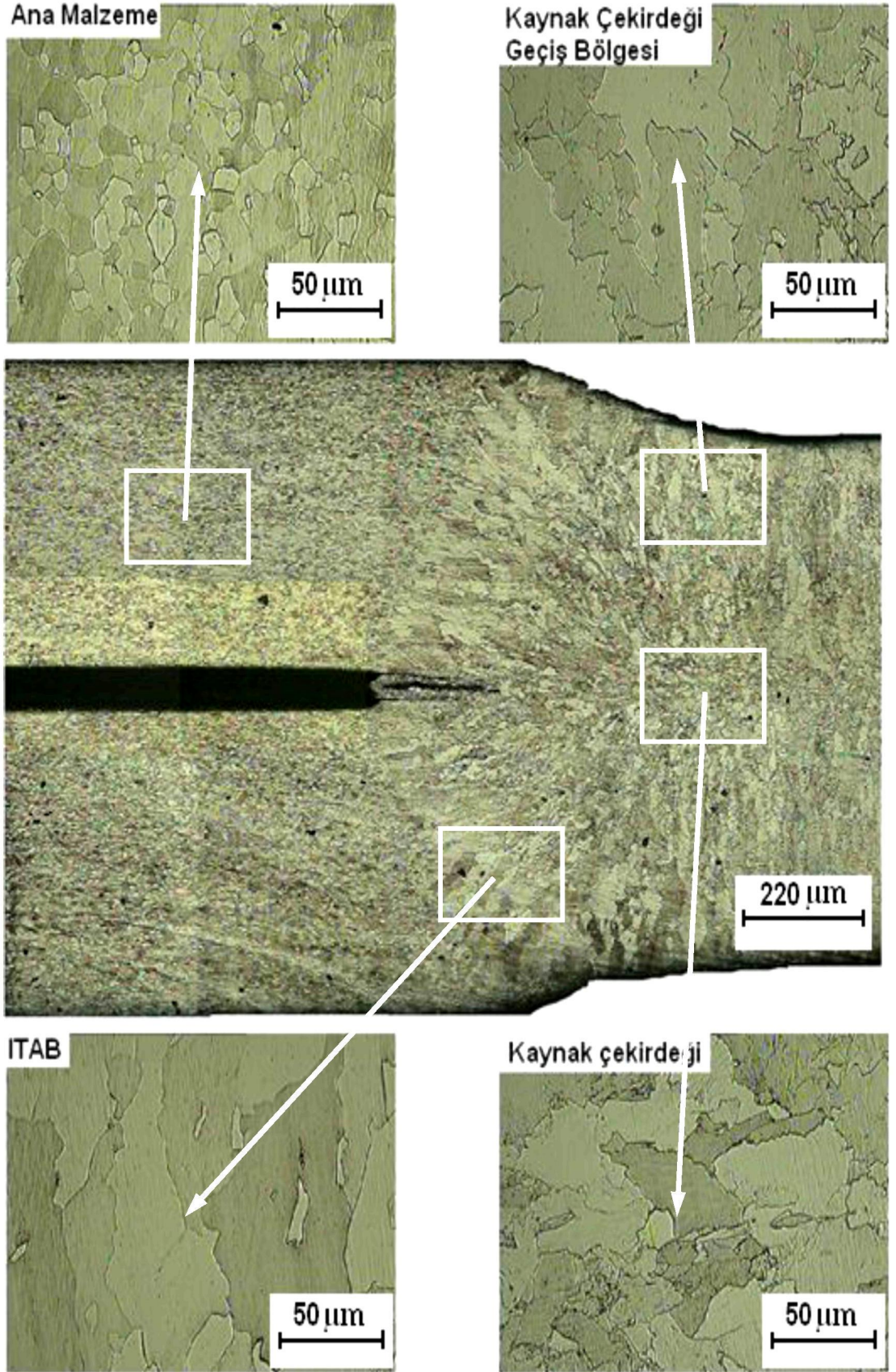
Şekil 6.2 nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş ana malzemenin mikroyapı profilini göstermektedir. Şekil 6.2’de görüldüğü gibi ana malzeme mikroyapısı ince taneli ferrit fazından oluşmaktadır. ITAB mikroyapısına bakıldığında ITAB bölgesindeki tanelerde irileşmenin meydana geldiği görülmektedir.

Şekil 6.3 % 8 ön deformasyon sonrası kaynatılan ve 170 °C’de 20 dak. yaşlandırılan ana malzemenin mikroyapı resmini gösterirken, Şekil 6.4 % 8 ön deformasyon sonrası kaynatılan ve 170 °C’de 120 dak. yaşlandırılan ana malzemenin mikroyapı resmini göstermektedir. Şekil 6.2’de görüldüğü gibi ana malzeme mikroyapısı ince taneli ferrit fazından oluşmaktadır. ITAB mikroyapısına bakıldığında ITAB bölgesindeki tanelerde irileşmenin meydana geldiği görülmektedir. Şekil 6.3 ve 6.4’den görüldüğü gibi % 8 ön deformasyona uğratılmış ve artan yaşlanma zamanlarıyla birlikte ana malzeme, ITAB ve kaynak çekirdeği tanelerinde bir miktar küçülme görülmüştür (Çizelge 6.1).

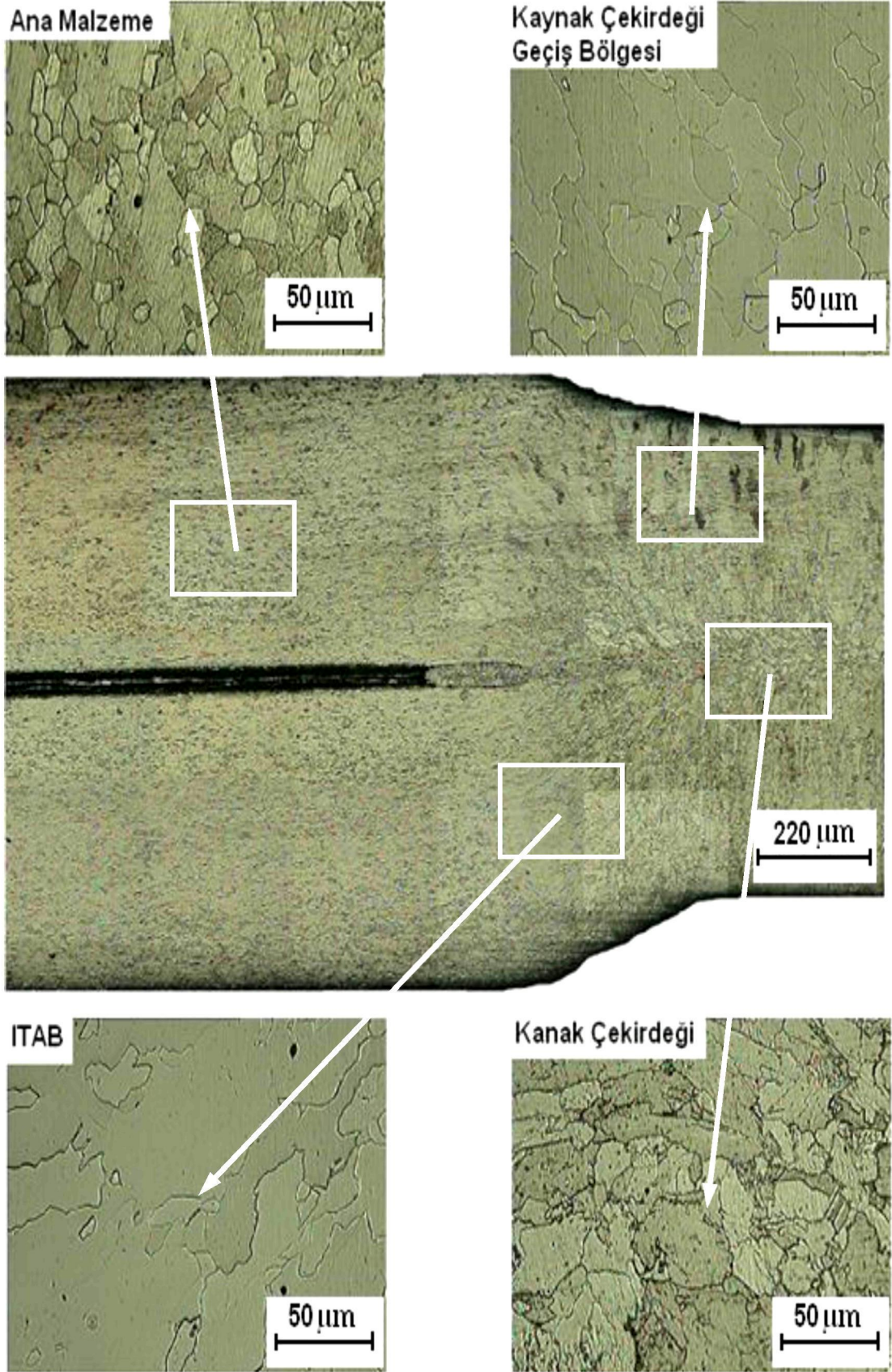
Ayrıca uygulanan ön deformasyonla ve artan yaşlanma zamanıyla birlikte ITAB bölgelerinde bir miktar daralmaların meydana geldiği görülmektedir. Örneğin; kaynaklı ana malzemenin ITAB genişliği 800 μm iken ön deformasyon sonrası 170 °C’de 20 dak. ve 120 dak. yaşlandırılan numunelerde sırasıyla 600 ve 400 μm ’ ye düşmüştür. Şekil 6.2,6.3 ve 6.4’de gösterilen mikroyapı resimlerine bakıldığında bütün kaynaklı ana malzemenin kaynak çekirdeğindeki tanelerin kolonsal ve yönlendirilmiş olduğu görülmektedir.



Şekil 6.2 Nokta direnç kaynağı ile kaynatılmış ana malzemenin mikroyapı profili.



Şekil 6.3 % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C'de 20 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.

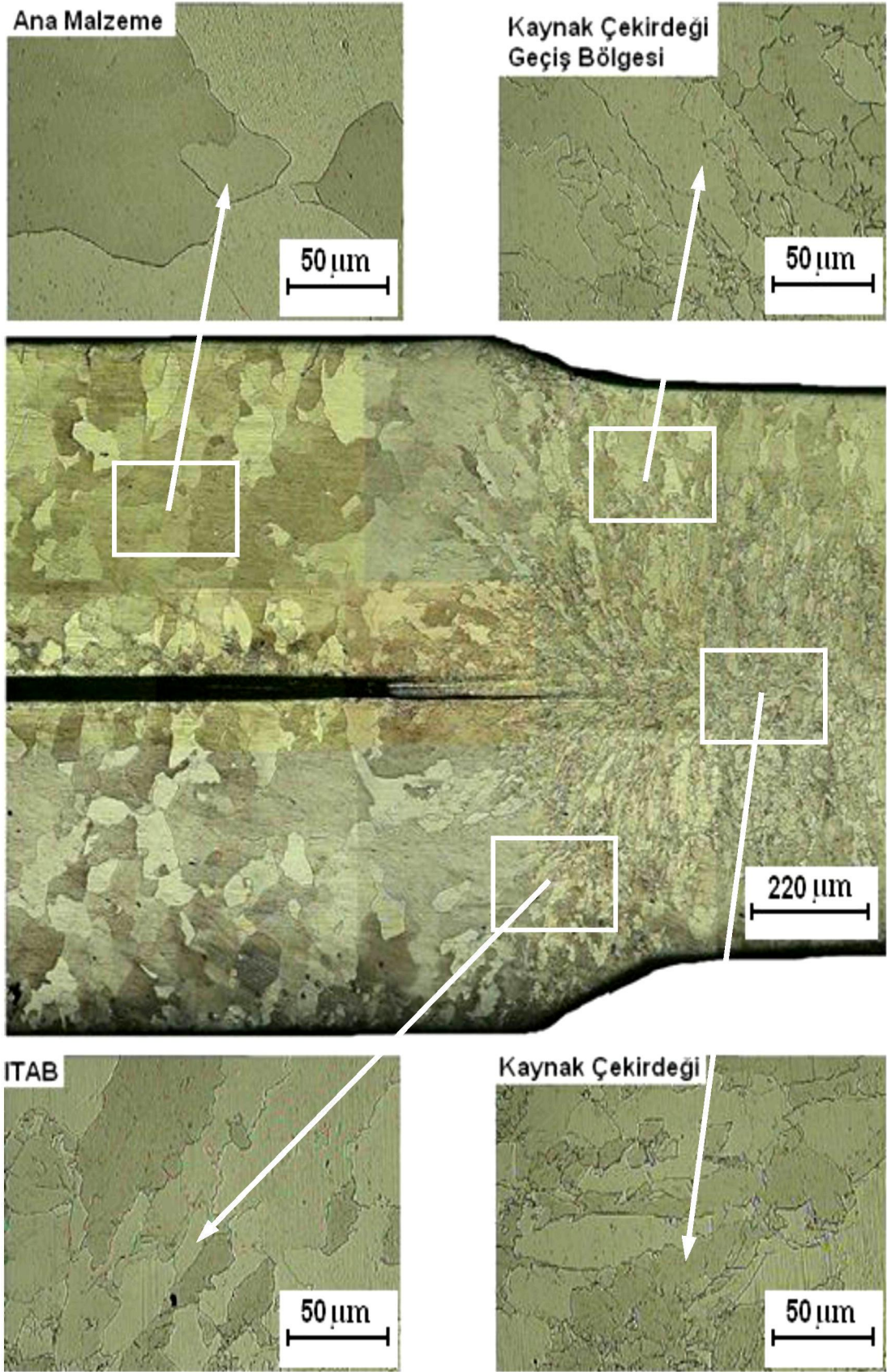


Şekil 6.4 % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C'de 120 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.

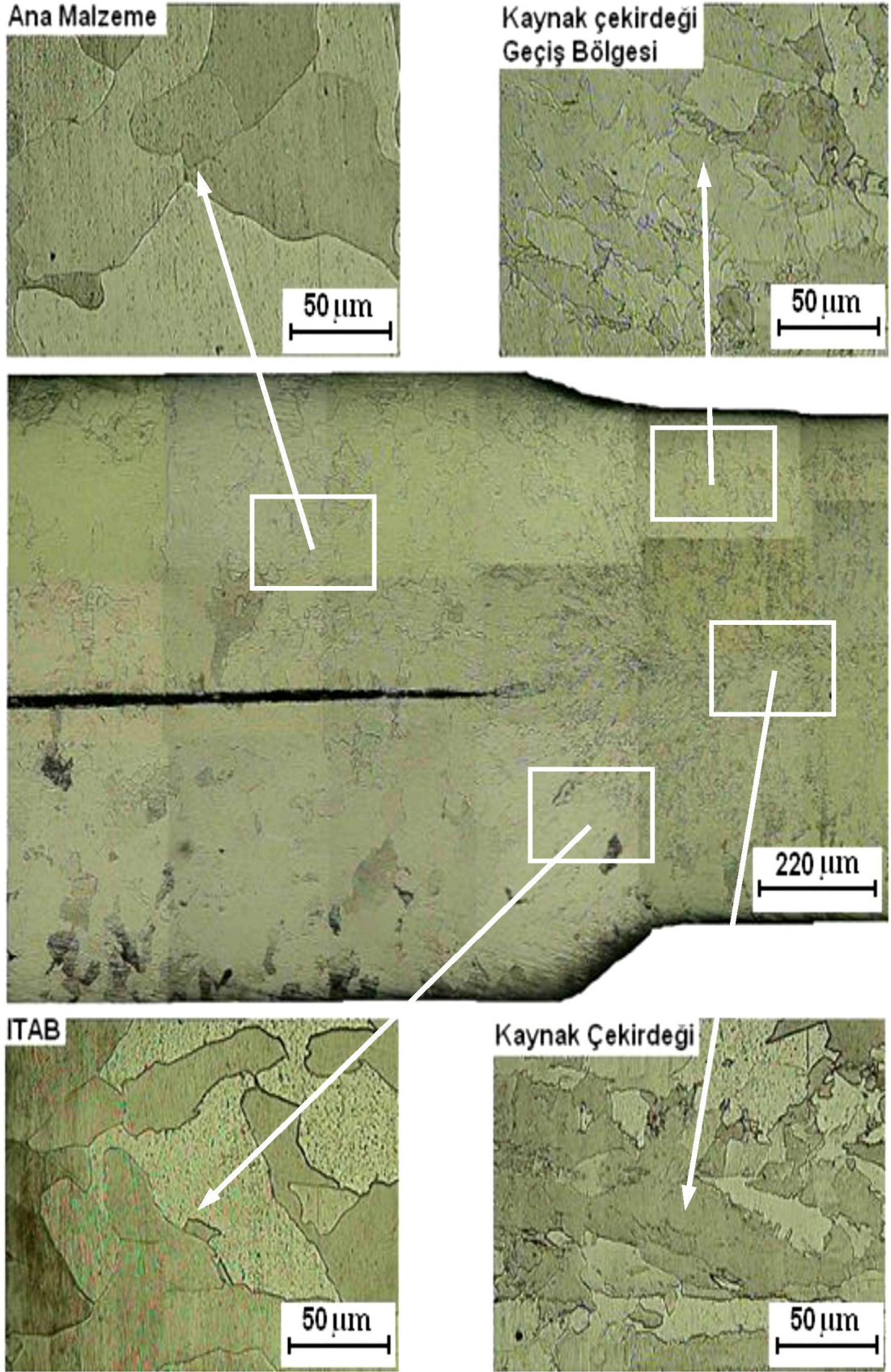
6.1.3 Solüsyona Alınan Kaynaklı Numuneler ve 170 °C'de 20 ve 120 Dakika Yaşlandırılan Kaynaklı Numuneler

Şekil 6.5 950 °C'de 15 dakika tavlanan (solüsyona alınan) kaynaklı malzemenin mikroyapısını göstermektedir. Ana malzeme başlangıç mikroyapısı ferrit fazından oluşurken, malzeme sıcaklığının 950 °C'ye çıkmasıyla birlikte yapı içerisinde bulunan ferrit tamamen östenite ($\alpha \rightarrow \gamma$) dönüşmüştür. Bu dönüşüm esnasında yüksek tavlama sıcaklığı ve ferrit içerisinde bulunan Mn elementinin östenite difüzyonu ile tanelerde irileşmenin meydana geldiği düşünülmektedir. Tavlama işleminin bitmesiyle birlikte malzeme ani olarak suda soğutulmuştur. Hızlı soğuma esnasında östenit taneleri içerisinde bulunan çok az miktardaki karbonun difüzyonuna yeterli miktarda zaman kalmadığından, östenit ferrit fazına dönüşürken yapı içerisinde bulunan karbon katı eriyik içerisinde serbest halde kalacaktır.

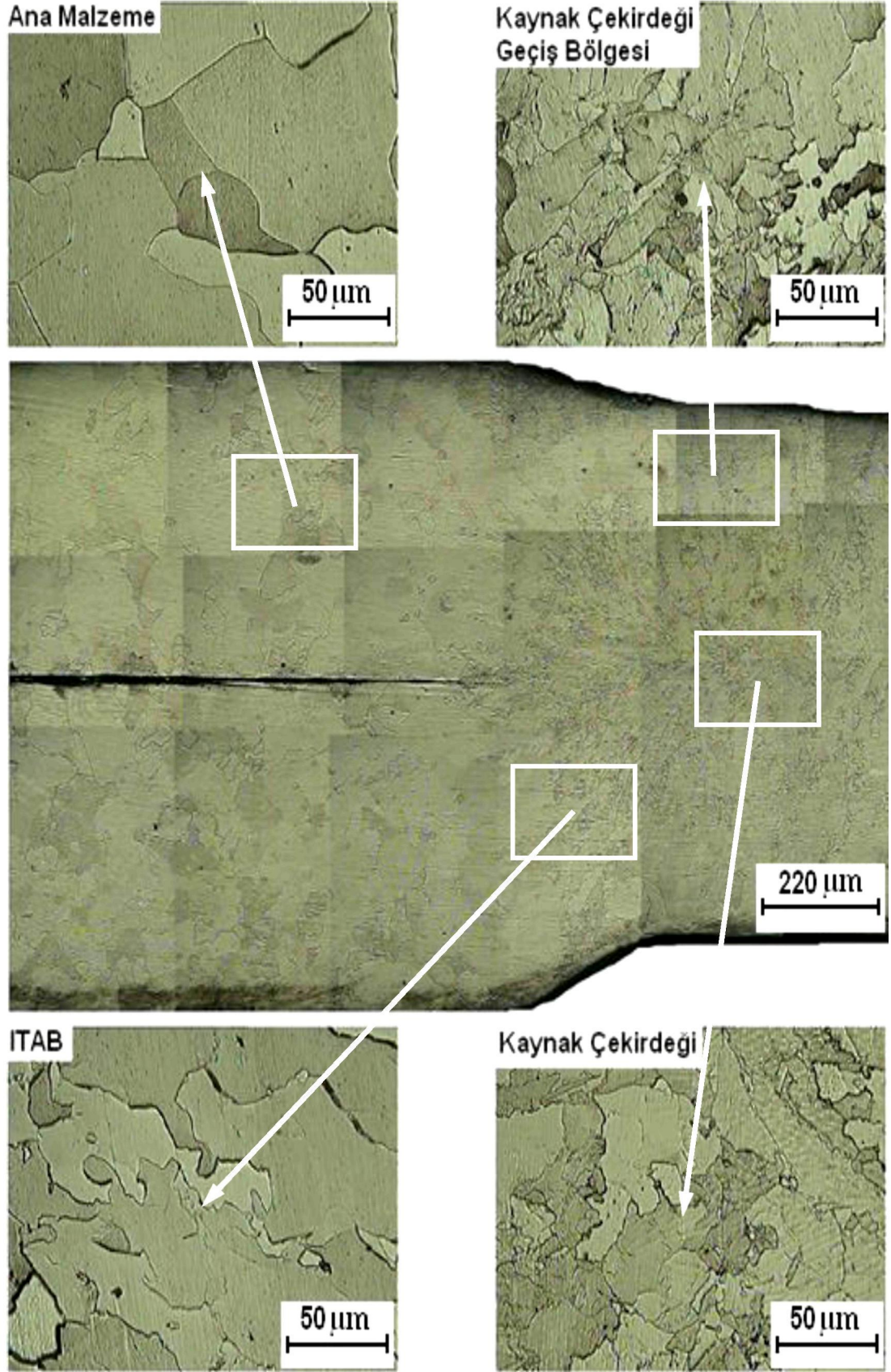
Şekil 6.6 ve 6.7 950 °C'de 15 dak. solüsyona alma işleminden sonra % 8 ön deformasyon uygulanan ve ardından kaynatılan daha sonra ise 170 °C'de 20 ve 120 dak. yaşlandırılan, kaynaklı bağlantıların mikroyapı profilini göstermektedir. Ana malzemeye nazaran, deformasyon işleminden sonra yaşlandırma işlemi uygulanmış numune mikroyapılarında, örneğin Şekil 6.6'daki mikroyapı resmine bakıldığında tanelerin bir miktar küçülmeye uğradığı tespit edilmiştir. Şekil 6.7 mikroyapı resminde ise küçülen tanelerin az miktarda tekrardan büyüdüğü görülmüştür (Çizelge 6.1). Bununla beraber solüsyona alınan kaynaklı numuneler, kaynaklı ana malzemeye göre bütün şartlar için daha iri taneli yapı sergilemiştir (Çizelge 6.1).



Şekil 6.5 Solüsyona alındıktan sonra nokta direnç kaynağı ile kaynatılan numunenin mikroyapı profili.



Şekil 6.6 Solüsyona alındıktan sonra % 8 deforme edilip ardından kaynatılan ve 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.



Şekil 6.7 Solüsyona alındıktan sonra % 8 deforme edilip ardından kaynatılan ve 170 °C'de 120 dakika yaşlandırılan deney numunesinin mikroyapı profili.

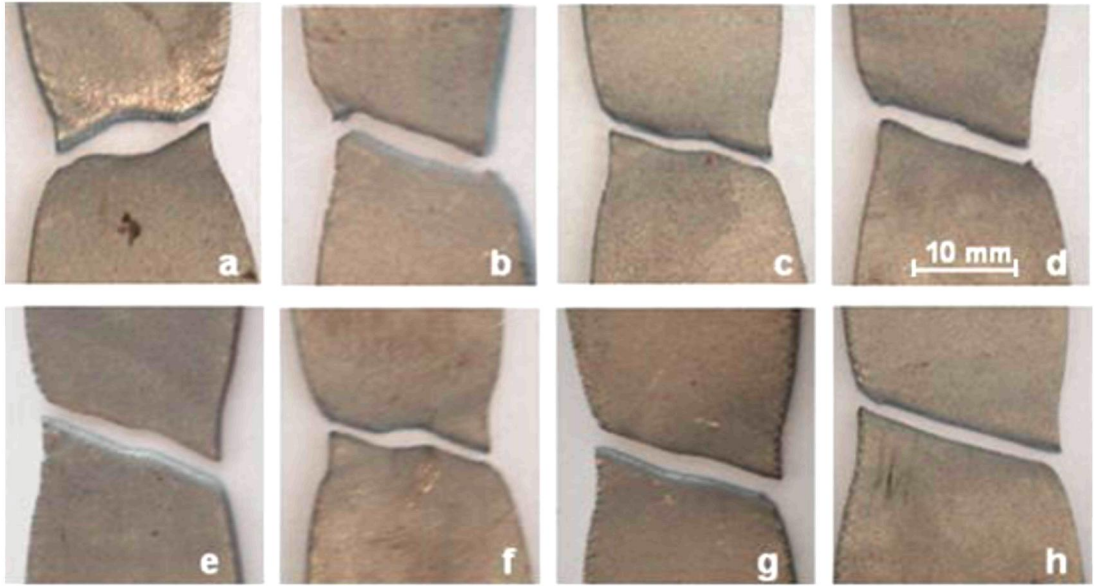
6.2 ÇEKME DENEY SONUÇLARI

Çekme deneyi çelik 7114 deney numuneleri için; ana malzeme, solüsyona alınan ana malzeme, % 8 deformasyon uygulanmış ve 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılmış deney numuneleri ve solüsyona alınmış % 8 deformasyon uygulanmış ve 170 °C’de farklı sürelerde yaşlanma işlemlerine tabi tutulmuş deney numuneleri için ayrı ayrı uygulanmıştır. Çekme deneyi ayrıca yukarıda belirtilen şartlarda hazırlanan kaynaklı bağlantılar için de gerçekleştirilmiştir.

6.2.1 Ana Malzeme ve % 8 Ön Deformasyon Uygulanıp, 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Test Sonuçları

Ana malzeme ve % 8 ön deforme edildikten sonra 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin kırılma resimleri Şekil 6.8’de gösterilmiştir.

Çekme deneyi sonucu kırılma resimlerinde görülen harfler, a: Ana malzeme, b: 5 dakika yaşlandırılan numune, c: 10 dakika yaşlandırılan numune, d: 20 dakika yaşlandırılan numune, e: 40 dakika yaşlandırılan numune, f: 60 dakika yaşlandırılan numune, g: 80 dakika yaşlandırılan numune, h: 120 dakika yaşlandırılan numuneleri ifade etmektedir.



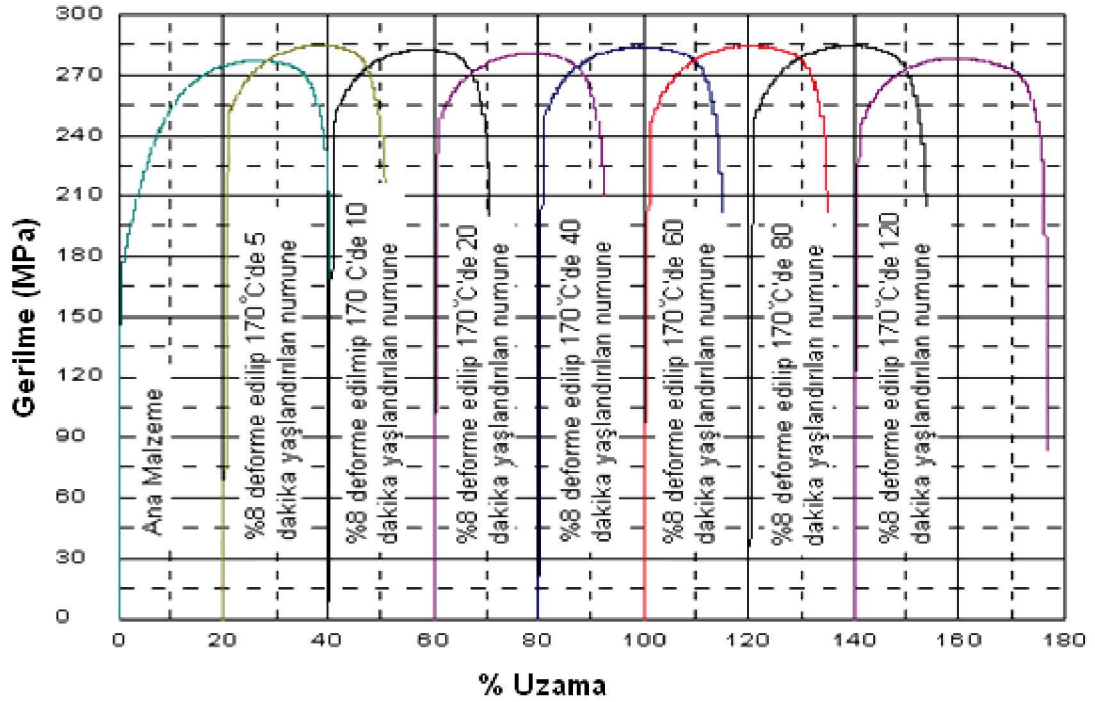
Şekil 6.8 Çelik 7114 deney numunelerinin % 8 deforme edilmesinden sonra 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılmasından sonraki kırılma biçimleri.

Şekil 6.8'den görüldüğü gibi tüm yaşlanma süreleri (5, 10, 20, 40, 60, 80, 120 dak.) için kopma biçimleri çok az farklılık göstermektedir. Numunelerin kopma şekillerine bakıldığında sünek kırılmanın meydana geldiği görülmektedir. Ayrıca çekme deneyleri sonucunda numunelerin akma, maksimum çekme, % uzama ve ΔY (Yaşlanmadan dolayı dayanımda artış) değerleri Çizelge 6.2'de verilmektedir.

Çizelge 6.2 Çelik 7114'ten elde edilen ana malzeme ve % 8 deforme edildikten sonra 170 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin çekme deneyi sonuçları.

Yaşlanma Zamanı (Dak.)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	ΔY (MPa)
Ana Malzeme	170	278	40	-
5	247	284	31	+2
10	249	284	31	+3
20	248	283	34	+3
40	249	285	35	+4
60	246	285	35	+3
80	249	285	34	+2
120	243	274	37	-2

Çizelge 6.2'de görüldüğü gibi ana malzemenin akma dayanımı 170 MPa, çekme dayanımı 278 MPa ve toplam uzama değeri % 40'tır. Aynı malzeme % 8 deforme edildikten sonra 170 °C'de 5 dak. yaşlandırıldığında akma dayanımı 247 MPa, çekme dayanımı 284 MPa'ya çıkarken uzama değeri % 31'e düşmüştür. ΔY (Yaşlanmadan dolayı dayanımdaki artış) değeri ise 3 MPa'lık bir artış sergilemiştir. Bu durum ana malzemenin ön deformasyon sonrası 170 °C'de 5 dak. yaşlandığında dayanımda çok az bir artış olduğunu göstermektedir. Yaşlanma süresinin 10, 20, 40, 60 yada 80 dak. çıkması akma, çekme dayanımları ile ΔY değerlerinde belirgin bir değişmeye neden olmamıştır. Yalnızca 120 dak. yaşlandırılan numunelerin ΔY değerleri eksi değerlere düşmüştür. Elde edilen çekme sonuçları ana malzemenin hem işlem görmemiş hemde % 8 deforme edildikten sonra 170 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırma şartlarında belirgin bir deformasyon yaşlanma davranışının oluşmadığını göstermiştir.



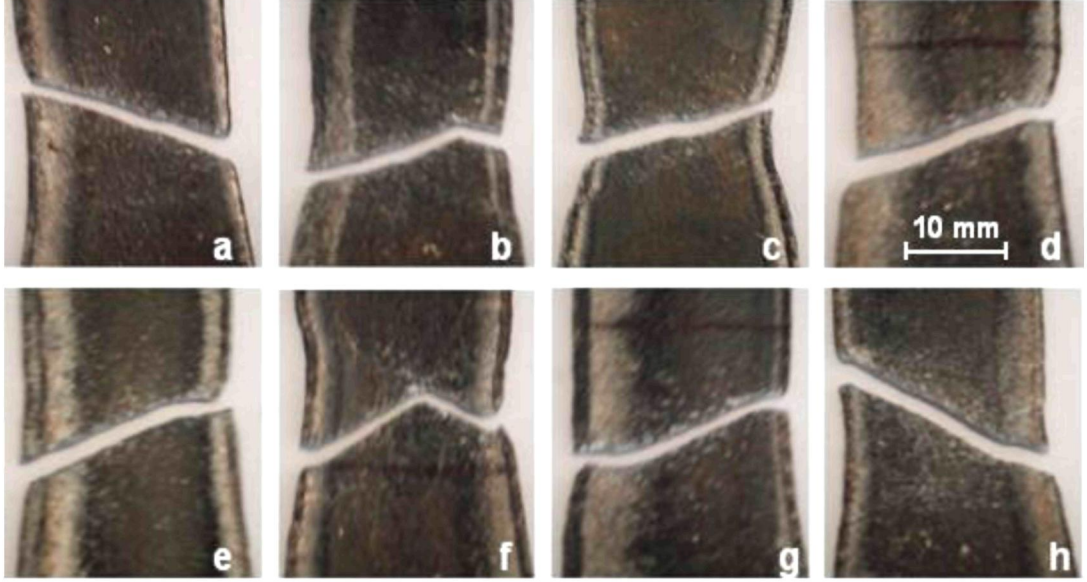
Şekil 6.9 Ana malzeme, % 8 ön deforme edilen ve ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin gerilme-% uzama diyagramları.

Deneysel çalışmalarda elde edilen gerilme-% uzama eğrileri Şekil 6.9’da verilmiştir. Şekil 6.9’dan görüldüğü gibi % 8 deforme edilip 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin çekme diyagramlarına baktığımızda akma noktasının nerede meydana geldiği görülmektedir, yani numunelerde çekme işlemi boyunca belirli bir akma noktası meydana gelmemiştir. Belirli bir akma noktasının meydana gelmemesi, çelik 7114’ün yapısında arayer atomunun (C) çok düşük yada yok denecek kadar az miktarda serbest halde bulunduğunu göstermektedir.

6.2.2 Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve Solüsyona Alınıp % 8 Deforme Edildikten Sonra 170 °C’de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Deney Sonuçları

950 °C’de 15 dakika tavlanan (solüsyona alınan) ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan çelik 7114 numunelerinin çekme deneyi sonrası elde edilen kırılma resimleri Şekil 6.10’da görülmektedir. Şekil 6.10’da kırılma resimlerinde görülen harfler, a: Solüsyona alınan ana malzeme, b: 5 dakika yaşlandırılan numune, c: 10 dakika yaşlandırılan numune, d: 20 dakika yaşlandırılan numune, e: 40 dakika

yaşlandırılan numune, f: 60 dakika yaşlandırılan numune, g: 80 dakika yaşlandırılan numune, h: 120 dakika yaşlandırılan numuneleri ifade etmektedir.



Şekil 6.10 Solüsyona alınan çelik 7114 numunelerinin kırılma biçimleri.

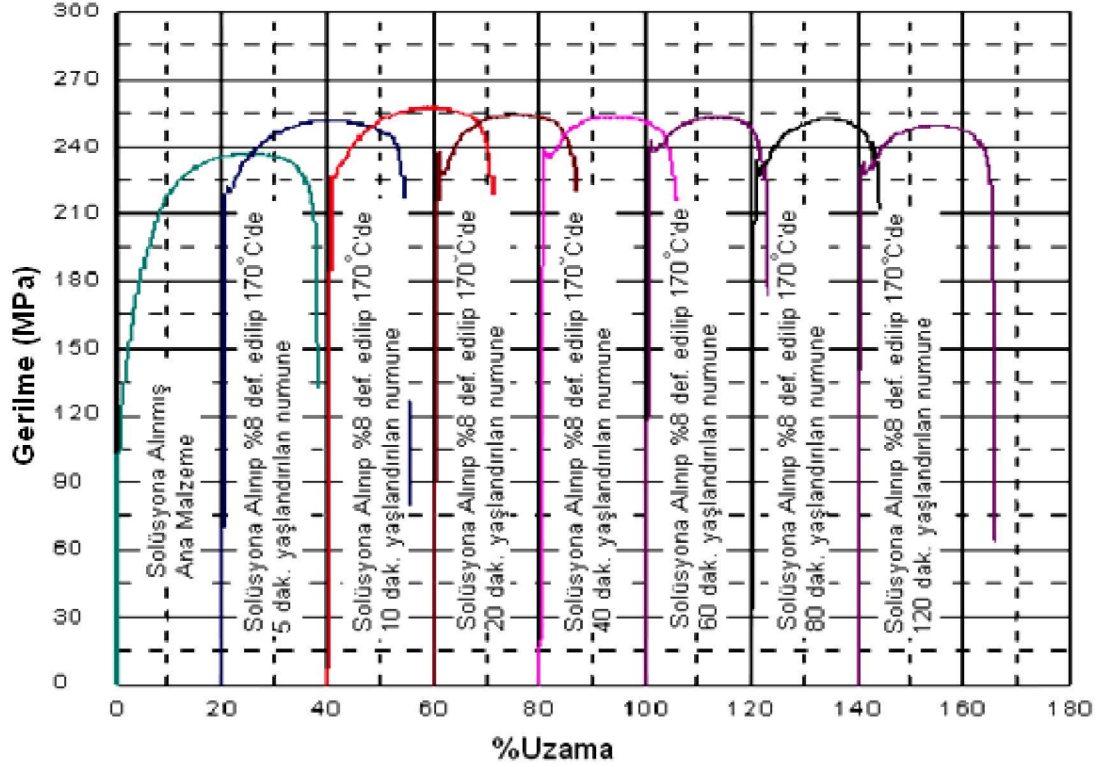
Solüsyona alınan numunelerin kırılma resimleri ile ana malzemeden elde edilen numunelerin kırılma resimleri karşılaştırıldığında, solüsyona alınan numunelerde boyun vermenin daha az olduğu görülmektedir. Bu durum, solüsyona alınan numunelerin, ana malzemeye göre daha fazla deformasyon yaşanmasından etkilendiğini göstermektedir. Ayrıca solüsyona alınan deney numunelerinin çekme deney sonuçları Çizelge 6.3’de verilmiştir. Çizelge 6.3 solüsyona alınan ve solüsyona alındıktan sonra % 8 ön deforme edilen ve ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin akma dayanımı, çekme dayanımı, % uzama değerleri ve ΔY değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.3 Solüsyona alınan ve solüsyona alındıktan sonra % 8 ön deforme uygulanan ardından 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan çelik 7114 numunelerinin çekme deney sonuçları.

Yaşlanma Zamanı (Dak.)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	ΔY (MPa)
Ana Malzeme	130	237	38	-
5	220	252	35	3
10	226	258	32	4
20	228	255	28	27
40	236	254	25	30
60	228	252	26	23
80	228	250	27	21
120	227	250	27	20

Çizelge 6.3’ten görüldüğü gibi numunelerin akma dayanımları ve ΔY (Yaşlanmadan dolayı dayanımda artış) değerleri yaşlanma zamanının 5 dakikadan 10, 20 ve 40 dak.’ya yükseldiğinde düzenli bir artış gösterirken % uzama değerleri düşmüştür. Bunun yanında yaşlanma zamanının 60, 80 ve 120 dakikaya çıkması akma ve ΔY değerlerini düşürürken % uzama değerlerinin artmasına neden olmuştur. Bu durum solüsyona alınan numunelerin ana malzemeye göre daha fazla deformasyon yaşlanmasına maruz kaldığını göstermektedir.

Şekil 6.11 solüsyona alınan ve % 8 deforme edildikten sonra 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin gerilme-%uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekil 6.11’den görüldüğü gibi solüsyona alınan numuneler % 8 deforme edildikten sonra 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırıldığında belirgin akma davranışı göstermiştir. Akma noktası uzaması artan yaşlanma sıcaklığı ile birlikte artmıştır. Solüsyona alınan numunelerin farklı yaşlanma zamanlarında belirgin akma davranışı göstermesi deformasyon yaşlanmasının ana malzemeye göre çok belirgin bir şekilde olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 6.11 Solüsyona alınan ana malzeme ve % 8 deforme edilip 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin gerilme-% uzama diyagramları.

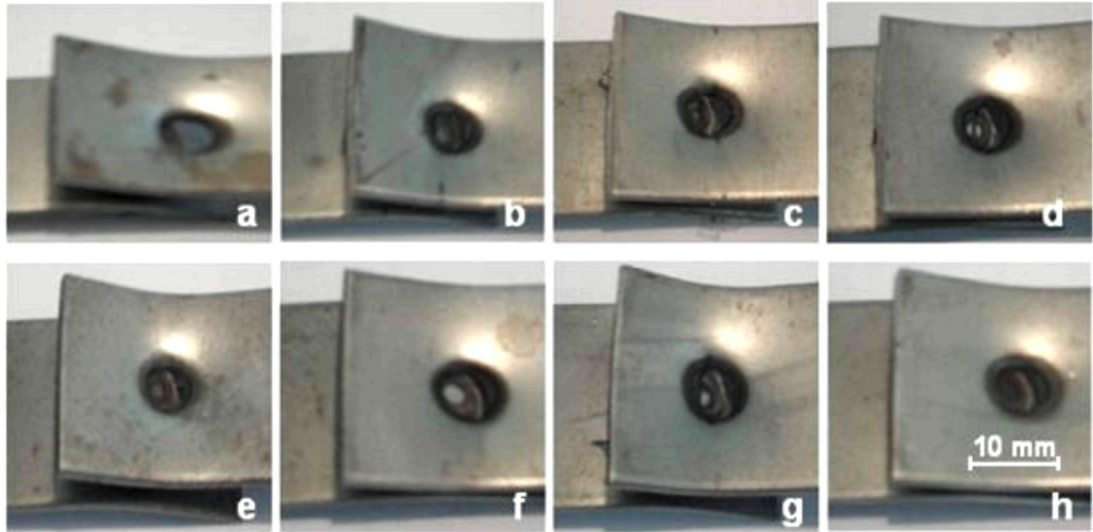
6.3 ÇEKME MAKASLAMA DENEY SONUÇLARI

Çelik 7114’ün nokta direnç kaynak kalitesinin belirleyen parametrelerden mukavemet, kaynatılan deney numunelerine çekme makaslama deneyi uygulanarak belirlenmiştir. Ana malzeme, % 8 deforme edilen numuneler, solüsyona alınan ana malzeme ve solüsyona alınan % 8 deforme edilen numunelere nokta direnç kaynağı uygulandıktan sonra 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırma işlemi yapılmıştır. Daha sonra kaynaklanan tüm numunelere çekme makaslama testi 2 mm/dak. çekme hızı kullanılarak uygulanmıştır.

6.3.1 Ana Malzeme ve % 8 Deforme Edilip Nokta Direnç Kaynak İşlemi Uygulandıktan Sonra 170 °C'de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Makaslama Deney Sonuçları

Ana malzeme ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılan çelik 7114 numunelerinde çekme makaslama deney sonrası meydana gelen yırtılma biçimleri Şekil 6.12' de görülmektedir.

Şekil 6.12'de gösterilen resimler üzerindeki harfler, a: Ana malzeme, b: 5 dakika yaşlandırılan numune, c: 10 dakika yaşlandırılan numune, d: 20 dakika yaşlandırılan numune, e: 40 dakika yaşlandırılan numune, f: 60 dakika yaşlandırılan numune, g: 80 dakika yaşlandırılan numune, h: 120 dakika yaşlandırılan numuneyi ifade etmektedir.



Şekil 6.12 Ana malzeme ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C'de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin yırtılma biçimleri.

Şekil 6.12'den görüldüğü gibi ana malzeme ve tüm yaşlandırma süreleri için, çekme makaslama deney numunelerinin birleşim yerleri, yırtılma şeklinde ayrılma göstermiştir. Yırtılma genelde birleştirmenin ITAB bölgesindeki tane irileşmesinin olduğu yerden başlayarak meydana gelmiştir. Ayrıca artan yaşlanma süresiyle birlikte yırtılmanın gerçekleştiği parçalarda şekil çarpılmasının daha az olduğu görülmektedir. Bu şekil değişiminin azalması, artan yaşlanma süresiyle beraber

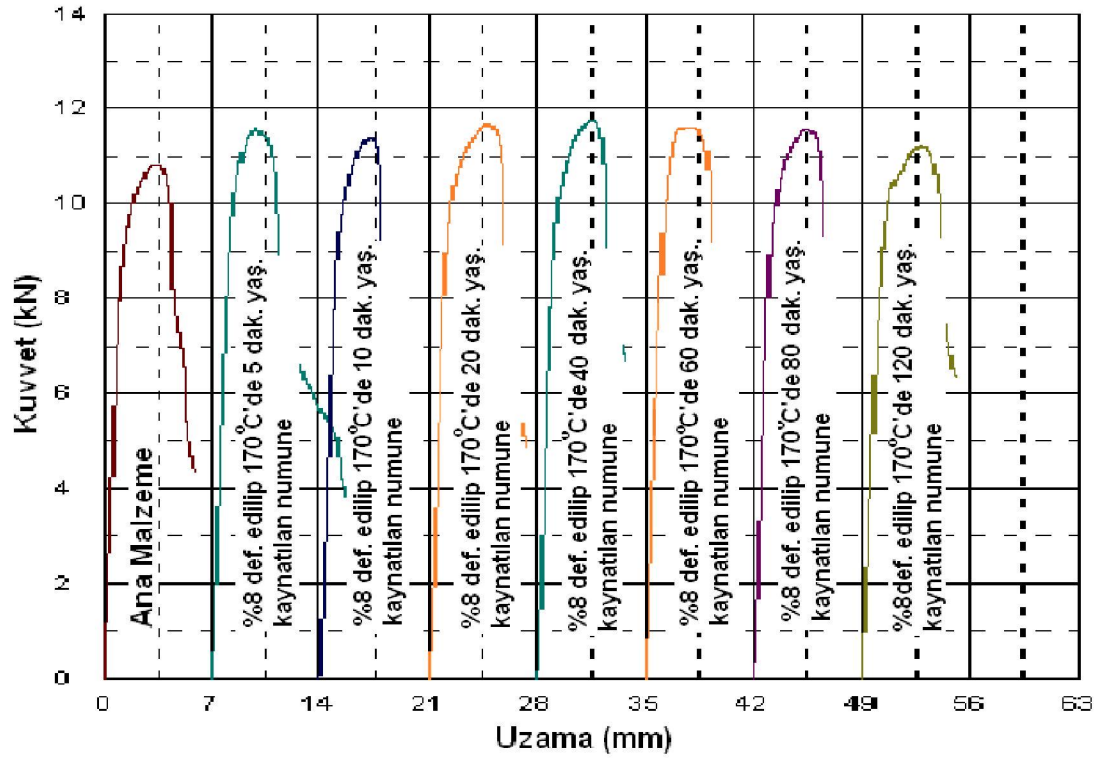
numunelerin daha fazla yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir. Çekme makaslama deneyi sırasında, birleştirmeler tamamen yırtılarak birbirinden ayrılmadan işlem sona erdirilmiştir. Çizelge 6.4 çekme makaslama deneyi sonucunda elde edilen maksimum çekme dayanımı ve uzama değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.4 Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen ve % 8 deforme edildikten sonra 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan Çelik 7114 ana malzemenin çekme makaslama deney sonuçları.

Yaşlandırma Zamanı (dak.)	Çekme Dayanımı (N)	Toplam Uzama (mm)
Ana Malzeme kaynaklı bağlantısı	11600	3,8
5	11400	3,6
10	11420	3,3
20	11700	3,1
40	11790	3,2
60	11640	3,4
80	11600	3,5
120	11240	3,7

Çizelge 6.4’ten görüldüğü gibi çekme makaslama deneyi sırasında elde edilen verilerde maksimum çekme dayanımı (11790 N) % 8 deforme edilip kaynatılan ve ardından 170 °C’de 20 ve 40 dakika yaşlandırılan numunelerden elde edilmiştir. Ana malzemenin çekme dayanımı ise 11600 N olarak tespit edilmiştir. Çelik 7114 çekme makaslama deney numunelerinin uzama miktarlarına bakıldığında maksimum uzama ana malzemede (3,8 mm) görülürken, en düşük uzama miktarı (3,1 mm) 20 dakika yaşlandırılan numunede meydana gelmiştir. Çizelge 6.4’ten de görüldüğü gibi artan yaşlanma süresiyle 20-40 dakikaya kadar çekme dayanımı artmış, diğer artan yaşlanma sürelerinde (60-80-120) çekme dayanımı azalma göstermiştir.

Şekil 6.13 ana malzeme ve yaşlanmaya tabi tutulan malzemelerin kuvvet-uzama diyagramlarını göstermektedir. Kuvvet-uzama diyagramlarından görüldüğü gibi, ana malzemeye uygulanan çekme makaslama kuvveti en düşük, 20 ve 40 dakika yaşlanma sürelerinde en yüksek noktadadır. Artan yaşlanma süresiyle beraber, 40 dakika yaşlanma süresine kadar çekme makaslama kuvveti artmış, daha sonraki artan yaşlanma sürelerinde bu kuvvetin azalmakta olduğu görülmektedir.

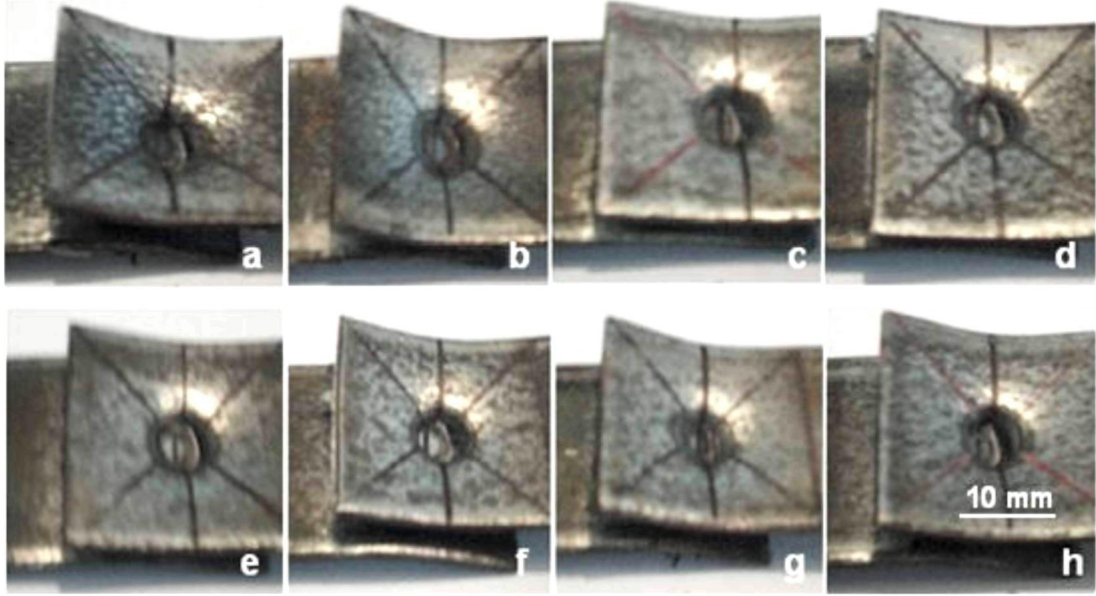


Şekil 6.13 Ana malzeme ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin çekme makaslama diyagramları.

6.3.2 Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve Solüsyona Alınıp % 8 Deforme Edildikten Sonra Nokta Direnç Kaynak İşlemi Uygulanan ve Ardından 170 °C'de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerinin Çekme Makaslama Deney Sonuçları

Solüsyona alınan (950 °C'de 15 dakika tavlanan) ardından % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılan Çelik 7114 deney numunelerinde çekme makaslama deneyi sonrası meydana gelen yırtılma biçimleri Şekil 6.14'de görülmektedir.

Yırtılma resimleri üzerindeki harfler sırasıyla, a: Solüsyona alınan ana malzeme, b: 5 dakika yaşlandırılan numune, c: 10 dakika yaşlandırılan numune, d: 20 dakika yaşlandırılan numune, e: 40 dakika yaşlandırılan numune, f: 60 dakika yaşlandırılan numune, g: 80 dakika yaşlandırılan numune, h: 120 dakika yaşlandırılan numuneyi ifade etmektedir.



Şekil 6.14 Solüsyona alınan ardından % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan Çelik 7114 numunelerinin yırtılma biçimleri.

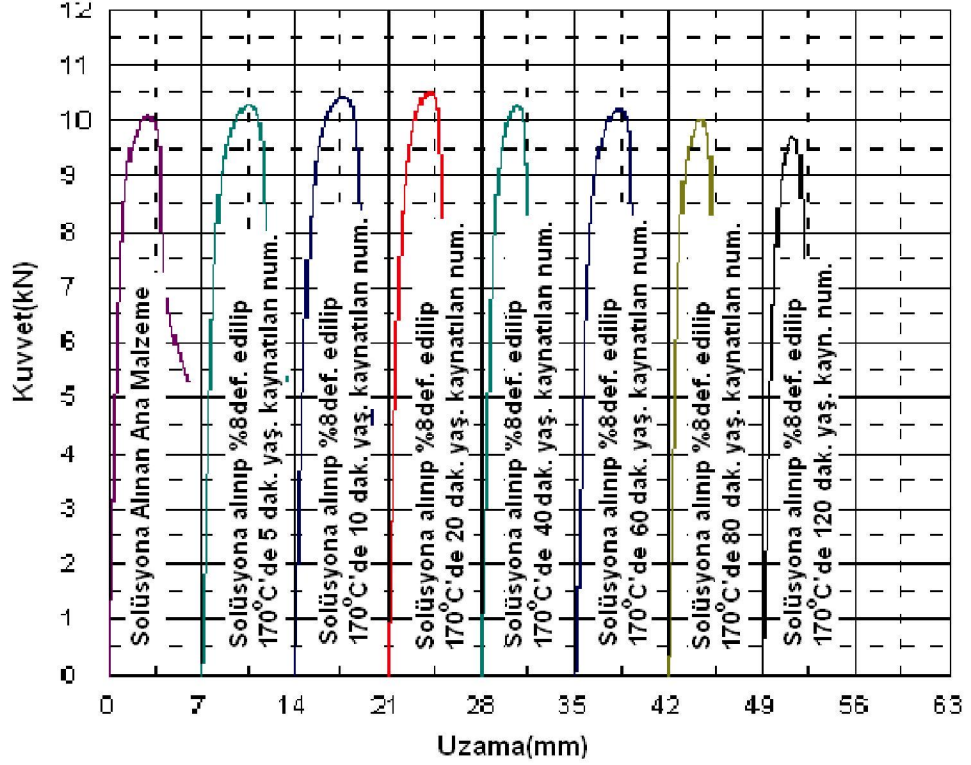
Şekil 6.14’e bakıldığında solüsyona alınan Çelik 7114 numunelerinin birleşim yerleri Şekil 6.12’ye benzer olarak yırtılma şeklinde ayrılma göstermiştir. Yırtılma genelde birleştirmenin ITAB bölgesindeki tane irileşmesinin olduğu yerden başlayarak meydana gelmiştir. Ayrıca artan yaşlanma süresiyle beraber a, b, c, d numunelerinde yırtılmanın meydana getirdiği parça çarpılmasının azaldığı, diğer artan yaşlanma süreleri için ise e, f, g, h numunelerinde parça çarpılmasının tekrar arttığı görülmektedir. Çizelge 6.5 çekme makaslama deneyi sonucunda elde edilen maksimum çekme dayanımı ve uzama değerlerini göstermektedir.

Çizelge 6.5 Solüsyona alınan ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin çekme makaslama deney verileri.

Yaşlandırma Zamanı (dak.)	Çekme Dayanımı (N)	Toplam Uzama (mm)
Ana Malzeme kaynaklı bağlantısı	10314	3,6
5	10400	3,4
10	10460	3,3
20	10560	2,9
40	10320	3,2
60	10230	3,4
80	10040	3,5
120	9740	3,5

Solüsyona alınan, kaynatılan ve yaşlandırılan Çelik 7114 numunelerinin çekme makaslama deney sonuçlarına bakıldığında (Çizelge 6.5), ana malzemenin çekme dayanımı 10314 N ve % uzaması 3,6 mm olarak tespit edilmiştir. Artan yaşlanma sıcaklıklarıyla beraber en düşük uzama (2,9 mm) ve en yüksek çekme dayanımı (10560 N) 20 dakika yaşlanmış numunede tespit edilmiştir. Daha sonraki artan yaşlandırma süreleri (40-60-80-120) için çekme dayanımında azalma olduğu görülmektedir. Bu durum solüsyona alınan, ardından % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve 170 °C’de farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin çok belirgin bir şekilde deformasyon yaşlanmasına maruz kaldığını göstermektedir. Şekil 6.15 solüsyona alınan ve yaşlanmaya tabi tutulan malzemelerin kuvvet-uzama diyagramlarını göstermektedir. Diyagramlardan da görüldüğü gibi yaşlanma süresinin 20 dakikaya çıkarılması çekme makaslama dayanımını arttırmıştır. Yaşlanma zamanının 40, 60, 80 yada 120 dakikaya çıkarılması ise çekme makaslama

dayanımını düşürmüştür. Bu durum kuvvet-uzama diyagramlarından da açıkça anlaşılmaktadır.



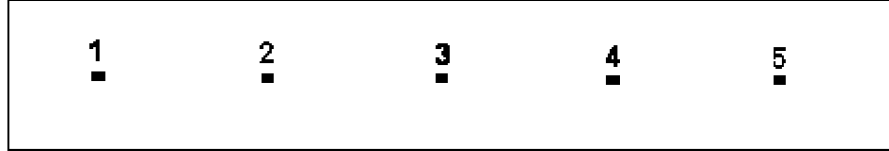
Şekil 6.15 Solüsyona alınan ve % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerinin çekme makaslama diyagramları.

6.4 MİKROSERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI

Çelik 7114 ana malzeme ve solüsyona alınmış numunelere uygulanan deformasyon ve farklı sürelerde yaşlandırma işlemlerinin malzemenin mekanik özelliklerini nasıl etkilediğini belirleyen en önemli deneylerden birisi sertlik ölçümüdür. Sertlik ölçüm işlemleri, ana malzeme, solüsyona alınan ana malzeme, % 8 deforme edilmiş ve ardından 170 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin tümüne uygulanmıştır. Kaynaklı bağlantıların sertlik ölçümleri ana malzeme, solüsyona alınan ve 170 °C'de 20 ve 120 dak. yaşlandırılan numunelere uygulanmıştır.

6.4.1 Ana Malzeme, Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve % 8 Deforme Edilip 170 °C’de Farklı Zaman Aralıklarında Yaşlandırılan Çelik 7114 Numunelerin Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

Ana malzeme, solüsyona alınan ana malzeme ve % 8 deforme edilip farklı sürelerde yaşlandırılan tüm numunelerin sertlik ölçümleri Şekil 6.16’da gösterilen 5 ayrı noktadan ölçme işlemi yapılarak belirlenmiştir. Ana malzemelerde dahil tüm yaşlandırma süreleri (5-10-20-40-60-80-120) için her bir numunede 5’er ölçüm yapılmış ve bir numune için bulunan bu 5 sertlik değerlerinin aritmetik ortalaması alınarak numunelerin sertlik değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 6.16 Çelik 7114 deney numunelerinde sertlik ölçümlerinin yapıldığı noktalar.

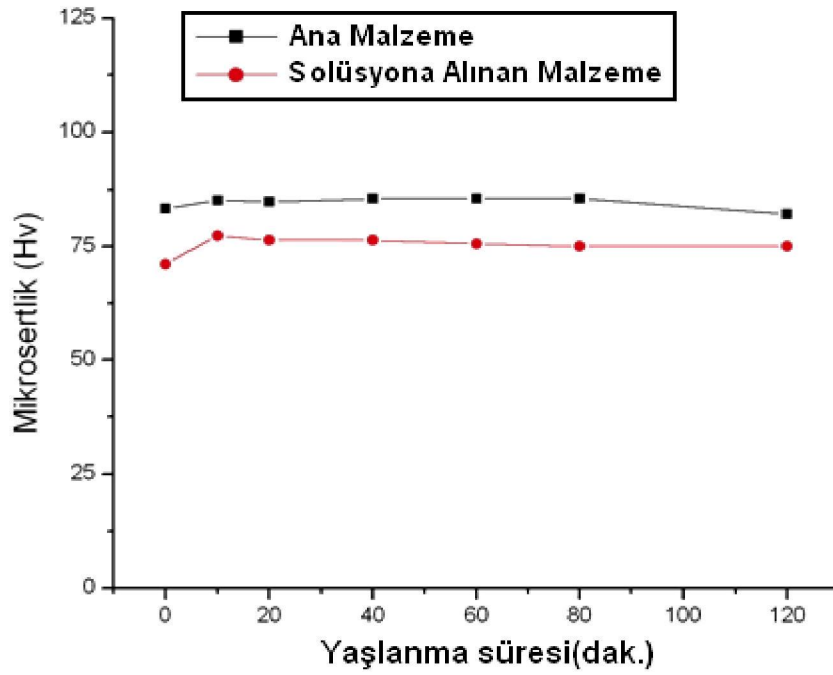
Çizelge 6.6 ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin ve 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. Şekil 6.17 ise aynı numunelerin yaşlanma süresine bağlı olarak elde edilen mikrosertlik değerlerini diyagram üzerinde göstermektedir. Çizelge 6.6 ve Şekil 6.17’den görüldüğü gibi ana numunenin mikrosertlik değeri 83,4 Hv olarak bulunmuştur. Numunelerde artan yaşlanma süresiyle 40 dakikaya kadar sertliğin çok az miktarda (2,07 Hv) artış gösterdiği, 60-80 dakika yaşlandırma sürelerinde sabit kaldığı ve 120 dakika yaşlandırma süresinde sertlik değerinin aşırı yaşlanmadan dolayı düştüğü görülmektedir.

Solüsyona alınan ana malzeme numunelerinin mikrosertlik değeri ise 71,08 Hv olarak tespit edilmiştir. Solüsyona alınan numunelerde artan yaşlanma süresiyle 20 dakika yaşlandırılan numunenin sertlik değeri (77,38 Hv) en yüksek bulunmuş, daha sonraki artan yaşlandırma sürelerinde (40-60-80-120 dak.) sertlikte azalmaların meydana geldiği görülmektedir. Mikrosertlik değerlerindeki bu azalma, soğuk

şekillendirme sonucu meydana gelen dislokasyonların kolay hareket ettiğini göstermektedir.

Çizelge 6.6 Ana malzeme ve solüsyona alınmış numunelerin % 8 ön deforme edildikten sonra 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırıldığında elde edilen sertlik değerleri

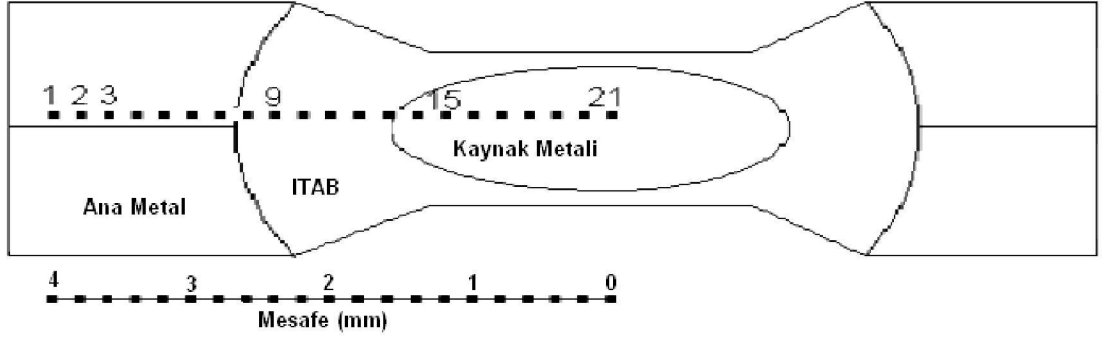
Yaşlanma zamanı (dakika)	Ana Malzemenin Mikro Sertlik Değeri (Hv _{0,05})	Solüsyona alınan numunelerin Mikro Sertlik Değeri (Hv _{0,05})
Yaşlanma Yok	83.40	71.08
5	84.23	73.32
10	85.15	76.44
20	85.30	77.38
40	85.47	76.33
60	85.47	75.60
80	85.47	74.97
120	82.11	74.87



Şekil 6.17 Çelik 7114 numunelerinin ana malzeme, solüsyona alınan ana malzeme ve % 8 deforme edilip 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik diyagramı.

6.4.2 Ana Malzeme, Solüsyona Alınan Ana Malzeme ve % 8 Deforme Edildikten Sonra Kaynatılıp Yaşlandırılan Numunelerin Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

Sertlik ölçümü Çelik 7114 numunelerinden, ana malzeme,% 8 deforme edilip kaynatılan ardından 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelere ve solüsyona alınan ana malzeme, solüsyona alınan % 8 deforme edilip 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin kaynaklı bağlantıları için uygulanmıştır. Sertlik ölçümlerinin, ana malzemeler ve 20 yada 120 dakika yaşlandırılan numunelere uygulanmasının nedeni, genel olarak artan yaşlanma süresiyle birlikte çekme dayanımlarının artan en yüksek veya azalan en düşük değerlere ulaşmasından dolayıdır. Kaynak bağlantılı numunelerin sertlik ölçümleri Şekil 6.18’de gösterilen noktalardan yapılmıştır.



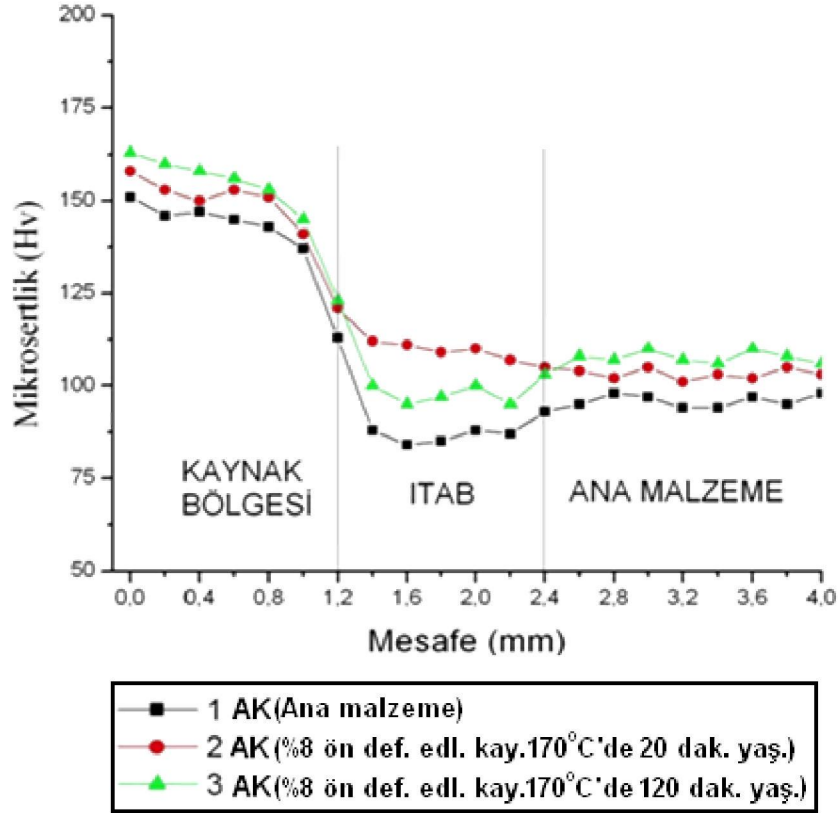
Şekil 6.18 Nokta Direnç Kaynak bağlantılı numunelerin sertlik ölçüm noktaları.

Şekil 6.18’den görüldüğü gibi sertlik ölçümü için seçilen Çelik 7114 numunelerinde ana malzemedan başlanarak 0,2 mm aralıklarla ITAB ve kaynak metalini kapsayacak şekilde 21 adet sertlik ölçüm işlemi yapılmıştır. Elde edilen sertlik değerleri Çizelge 6.7’de verilmektedir. Ayrıca numunelerin mikrosertlik diyagramlarında Şekil 6.19’da görülmektedir.

Çizelge 6.7 Ana malzeme, % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik değerleri.

Kaynatılmış Parçaların Mikrosertlik Değerleri (Hv)			
Mesafe (mm)	1 AK (Ana mal.)	2 AK (20 Dak. Yaş.)	3 AK (120 Dak. Yaş.)
4	98	103	106
3,8	95	105	108
3,6	97	106	110
3,4	94	103	107
3,2	94	101	106
3	97	105	110
2,8	98	102	107
2,6	95	104	108
2,4	93	105	103
2,2	87	107	95
2	88	110	100
1,8	85	109	97
1,6	84	111	95
1,4	88	112	100
1,2	113	121	123
1	137	141	145
0,8	143	151	153
0,6	145	153	156
0,4	148	150	158
0,2	146	149	157
0	151	158	163

AK = Ana malzeme kaynaklı bağlantı numunesi



Şekil 6.19 Ana malzeme % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik diyagramları.

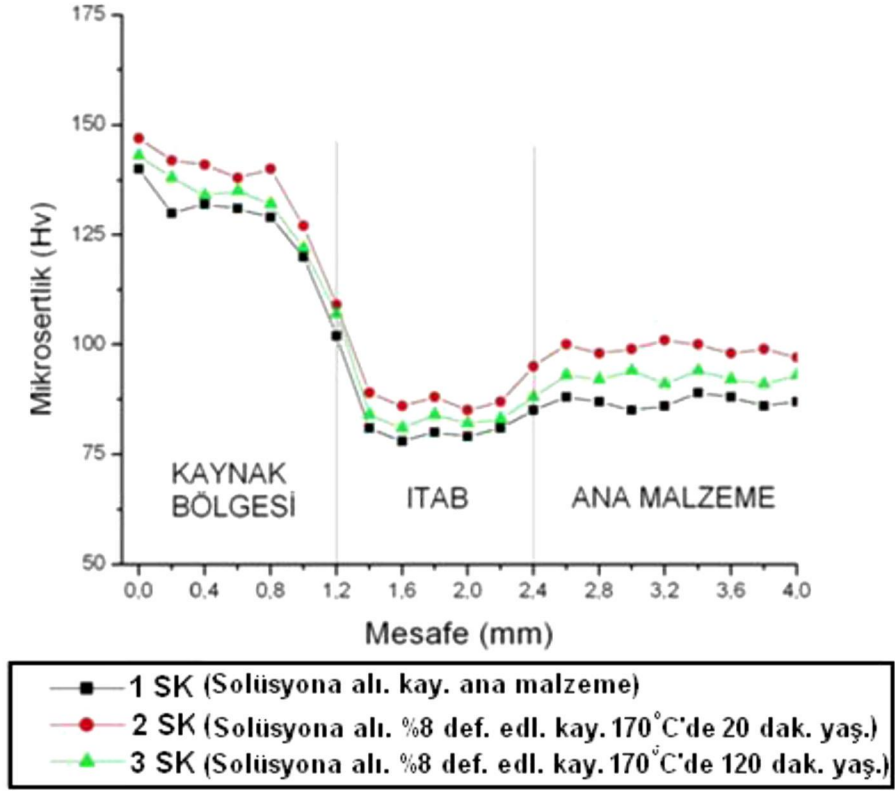
Şekil 6.19’da görüldüğü gibi ana malzemede ölçülen sertlik değerlerinin, 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin sertliğine nazaran daha düşük olduğu bulunmuştur. % 8 deforme edilip ardından kaynatılan ve 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunede ITAB bölgesindeki sertlik değeri diğer numunelere göre yüksek bulunmuştur. 170 °C’de 120 dakika yaşlandırılan numune sertliğine bakıldığında ana malzeme ve kaynak çekirdeği sertliğinin diğer deney numunelerine göre daha yüksek olduğu fakat ITAB bölgesinin sertliğinde ise 20 dak. yaşlandırılan numuneye göre düşük, ana malzemeye göre yüksek olduğu gözlenmiştir. ITAB bölgesindeki bu sertlik azalması, 120 dakika yaşlandırılan numunelerde aşırı yaşlanmanın oluştuğunu göstermektedir.

Solüsyona alınan Çelik 7114 numunelerinin sertlik değerlerinin Çizelge 6.8 ve Şekil 6.20’de görülmektedir. Çizelge 6.8 ve Şekil 6.20’ye bakıldığında, solüsyona alınan ana malzeme sertlik değerlerinin en düşük olduğu, solüsyona alındıktan sonra % 8

deforme edilen ardından kaynatılan ve 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerleri en yüksek, 120 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerleri ise ana malzeme ile 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertlik değerleri arasında olduğu tespit edilmiştir. 120 dakika yaşlandırılan numunelerin sertliği, 20 dakika yaşlandırılan numunelerin sertliğinin altına düşmesinin nedeni aşırı yaşlanmadan kaynaklanmaktadır.

Çizelge 6.8 Solüsyona alınan ana malzeme, solüsyona alınıp % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C’de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik değerleri.

Kaynatılmış Parçaların Mikrosertlik Değerleri (Hv)			
Mesafe (mm)	1 SK (Ana mal.)	2 SK (20 Dak.Yaş.)	3 SK (120 Dak. Yaş.)
4	87	97	93
3,8	86	99	91
3,6	88	98	92
3,4	89	100	94
3,2	86	101	91
3	85	99	89
2,8	87	98	92
2,6	88	100	93
2,4	85	95	88
2,2	81	87	83
2	79	85	82
1,8	80	88	84
1,6	78	86	81
1,4	81	89	84
1,2	102	109	107
1	120	127	122
0,8	129	140	132
0,6	131	138	135
0,4	132	141	134
0,2	130	142	138
0	140	147	143
SK = Solüsyona alınan kaynaklı numuneler			



Şekil 6.20 Solüsyona alınmış ana malzeme, solüsyona alınıp % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ardından 170 °C'de 20 ve 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik diyagramları.

BÖLÜM 7

SONUÇLARIN TARTIŞILMASI

7.1 MİKROYAPI KARAKTERİZASYON SONUÇLARININ TARTIŞILMASI

7.1.1 Çelik 7114 Ana Malzeme, Solüsyona Alınan Ana Malzeme, % 8 Deforme Edilip 170 °C'de Farklı Sürelerde Yaşlandırılan Numune Mikroyapı Sonuçlarının Tartışılması

Bölüm 6'da Şekil 6.1'den görüldüğü gibi, Çelik 7114 numunelerinin mikroyapıları eşksenel ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Başlangıç mikroyapısı Şekil 6.1 (a,b,c)'de görülen Çelik 7114 deney numunelerine, % 8 ön deformasyon uygulanıp ardından 170 °C'de 20-120 dakika yaşlandırıldığında tane boyutlarında bir miktar küçülme meydana gelmiştir. Çelik 7114 ana malzeme tane boyutu 8 µm iken % 8 deforme edilip 170 °C'de 20 dakika yaşlandırılan numune tane boyutu 6 µm olduğu ve % 8 deforme edilip 170 °C'de 120 dakika yaşlandırılan numune tane boyutunun 5 µm'ye düştüğü görülmektedir. Tane ebatlarında yaşlanma süresine bağlı olarak meydana gelen bu farklılaşma ilk bakışta bu malzemelerde yeniden kristalleşmenin oluştuğu izlenimini vermektedir. Fakat yeniden kristalleşmenin olabilmesi için malzemenin en az % 30 oranında deforme edilmesi gerekmektedir [31]. Bu nedenle bu çalışmada kullanılan deformasyon miktarı (% 8) ve yaşlanma sıcaklığı (170 °C) yeniden kristalleşmenin oluşması için yeterli görülmemektedir. Tane ebadındaki farklılaşmanın nedeni ana malzemenin üretim sonrası farklı tane ebatlarına sahip olması veya yaşlanma ısıl işlemine bağlı olduğu düşünülmektedir.

Solüsyona alınan Çelik 7114 (d, e, f) numunelerinin mikroyapı fotoğraflarına bakıldığında ana malzemeye göre, tane boyutlarında farkedilir bir büyümenin olduğu görülmektedir (Şekil 6.1 (d, e, f,)). Solüsyona alınan Çelik 7114 ana malzeme tane boyutu 25 µm iken solüsyona alınan % 8 deforme edilip ardından 170 °C'de 20

1 dakika yaşlandırılan numune tane boyutunun 21 µm olduğu ve solüsyona alınıp % 8 deforme edilen daha sonra 170 °C’de 120 dakika yaşlandırılan numune tane boyutunun ise tekrardan bir miktar büyüyerek 24 µm olduğu tespit edilmiştir. Solüsyona alınan bu tanelerdeki büyüme, çelik numune başlangıç mikroyapısı ferrit fazlarından oluşurken sıcaklığın $\gamma+\alpha$ bölgesine doğru artmasıyla birlikte ferrit taneleri içerisinde östenit büyümeye başlayacaktır. Artan sıcaklıkla beraber östenit taneleri ferrit içerisinde büyümeye devam edecek γ bölgesine gelindiğinde ise yapı içerisinde bulunan ferrit fazı yerini östenite bırakacaktır. Yüksek sıcaklığın ve ferrit fazı içerisinde bulunan C atomunun östenite difüzyonu ile östenit tanelerinde büyüme meydana gelecektir [32]. 950 °C’de 15 dakika östenitlenen numunenin hızlı bir şekilde (su verme) soğutulmasıyla birlikte östenit taneleri içinde bulunan C atomunun ferrite difüzyonu için yeteri kadar süre kalmadığından dolayı C atomları yapı içerisinde serbest halde kalacak ve yapı tekrar ferrit fazına dönüşecektir. Bu nedenle 950 °C’de 15 dak. solüsyona alınan ve ardından suda soğutulan numuneler, ana malzemeye göre daha büyük tane ebadı gösterirken katı eriyik içerisinde ise daha fazla C ve N atomunu serbest halde barındırılmışlardır.

7.1.2 Nokta Direnç Kaynak Bağlantılı Çelik 7114 Numunelerinin Mikroyapı Sonuçlarının Tartışılması

Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen numunelerin mikroyapısal incelemeleri ısıdan etkilenmeyen bölge, ITAB ve kaynak metali değerlendirilerek yapılmıştır. Farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan ana malzeme ve solüsyona alınan kaynaklı numunelerin mikroyapıları deneysel sonuçlar kısmında Şekil 6.2 ve Şekil 6.7’de detaylı olarak gösterilmiştir. Şekil 6.2’ye bakıldığında ana malzeme yapısı ince taneli ferrit, ITAB bölgesi sütunsal olarak büyüyen ferrit, kaynak bölgesinde kaynak çekirdeğine yönelmiş ferrit fazlarından oluşmaktadır. Şekil 6.3 ve Şekil 6.4’e bakıldığında ise % 8 deforme edildikten sonra 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılan numunelerin ısıdan etkilenmeyen bölgede eş aksenal ferrit, ITAB bölgesinde sütunsal olarak büyüyen ferrit, kaynak bölgesinde kaynak çekirdeğine yönelmiş ferrit fazlarından meydana geldiği görülmektedir.

Solüsyona alınan numuneler ile solüsyona alındıktan sonra % 8 deforme edilen ardından kaynatılan ve 170 °C’de 20 yada 120 dak. yaşlandırılan numunelerin ısıdan etkilenmeyen, ITAB ve kaynak metali bölgeleri ana malzemedeki bölgeler ile benzer davranış sergilemekle birlikte bu bölgelerdeki tane ebatlarının fark edilir oranda daha büyük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.5, 6.6 ve 6.7). Bu durum 950 °C’de 15 dak. solüsyona alma işleminin bir sonucu olarak ortaya çıkmıştır.

Nokta direnç kaynağında kaynak kalitesini etkileyen en önemli faktörlerden bir tanesi kaynakta oluşan düzensizliktir [33]. Bu düzensizlikler, çatlaklar ve büyük boşluklar olarak adlandırılabilir. Bu düzensizliklerin hiçbiri kaynaklı bağlantılarda görülmemiştir.

7.2 ÇEKME DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI

Çizelge 6.2 ve 6.3 ana malzeme ve solüsyona alınan numunelerin statik deformasyon yaşlanma sonuçlarını göstermektedir. Çizelgeler numunelerin 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yaşlandırılmasıyla elde edilen akma noktası, maksimum çekme noktası, % uzama ve ΔY (yaşlandırmadan dolayı dayanımda artış) değerlerini vermektedir. Çizelgelerden de görüldüğü gibi solüsyona alma işlemi uygulanmış numuneler yaşlanma zamanının 10 dakikadan 20 dakikaya çıkarılmasıyla ana malzemeye göre akma dayanımında ve ΔY değerlerinde daha fazla artış sergilerken % uzama değerlerinde düşüş göstermişlerdir. Bunun nedeni solüsyona alınan ve ardından suda soğutulan numunelerin yüksek oranda C ve N atomlarını katı eriyik içerisinde bulundurmasından kaynaklanmaktadır. Arayer atomlarının dislokasyonların etrafında oluşturdukları atmosfer akma dayanımını etkilemektedir [34]. Bununla beraber 170 °C’de yapılan yaşlanma zamanının 60 dak., 80 dak. yada 120 dakikaya çıkarılması akma dayanımının ve ΔY değerlerinin düşmesine neden olurken, % uzama değerlerini artırmıştır. Bu durum yaşlanma sırasında oluşan çökeltilerin kabalaşarak dislokasyon hareketini engelleyememesinden kaynaklanmaktadır.

Çizelge 6.2 ve 6.3’e bakıldığında solüsyona alınan ve ardından 170 °C’de 40 dak. yaşlandırılan numunenin ΔY değerinin (30 MPa) en büyük artışı gösterdiği gözlenmektedir. Fakat ana malzemedен elde edilen numuneler aynı şartlarda ΔY

değerinde 4 MPa'lık bir artış göstermektedir. Bu durum solüsyon ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin daha fazla deformasyon yaşlanmasından etkilendiğine işaret etmektedir. Elde edilen bu sonuçlar Olivera de Souza ve ark. [35] sonuçlarıyla uyumludur. Yaptıkları çalışmada kutu tavlamasından sonra yavaş soğutulmuş, yaşlanmaya dayanıklı Al içeren çelik kullanmışlardır. Bu çelik tavlama işleminden sonra hızlı soğutulduğunda AlN gibi çökeltilerin oluşmadığını ve yapı içerisinde C ve N gibi arayer atomlarının serbest halde olduğunu tespit etmişlerdir. Bunun sonucunda çeliğin deformasyon yaşlanmasından etkilendiğini görmüşlerdir.

Çizelge 6.2'deki verilere bakıldığında en yüksek çekme dayanımı (285 MPa) % 8 deforme edilip 170 °C'de 40 dakika yaşlandırılan numunede tespit edilmiştir. Daha sonraki artan yaşlanma süresiyle (60, 80 ve 120 dak.) çekme dayanımlarında düşüşün meydana geldiği görülmüştür. Artan yaşlanma süresiyle birlikte meydana gelen çekme dayanımındaki bu azalma, uzun süreli yaşlandırma işlemleri sırasında numunede aşırı yaşlanmanın meydana geldiği ve aşırı yaşlanma sonucunda mukavemette azalma olmuştur. Solüsyona alınan numuneler de (Çizelge 6.3) ana malzeme gibi artan yaşlanma zamanı ile birlikte (60, 80 yada 120 dak.) aşırı yaşlanmaya uğrayarak çekme dayanımlarında bir düşme sergilemişlerdir.

Şekil 6.9 ve 6.11 ana malzeme ve solüsyona alınan numunelerin ön deformasyon ve yaşlanma sonrası elde edilen gerilme-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekil 6.9'da ana malzemenin gerilme-uzama diyagramları 170 °C'de yapılan bütün yaşlanma zamanları için belirgin olmayan bir akma davranışı sergilemişlerdir. Bu durum % 8 ön deformasyona uğramış numunelerde oluşan dislokasyonların herhangi bir engel ile karşılaşmadan çok rahat bir şekilde hareket ettiklerini göstermektedir. Buradan ise ana malzeme içerisinde bulunan C yada N arayer atomlarının karbonitrür olarak bağlandığı anlaşılmaktadır. Çeliğin içerisinde C ve N atomlarının serbest halde bulunmaması belirsiz akma yada sürekli akmanın oluşmasına neden olmaktadır [36].

Şekil 6.11'de görüldüğü gibi solüsyona alınan, 950 °C'de 15 dakika tavlandıktan sonra suyla soğutulan deney numunelerinde dislokasyon hareketlerinin engellenmesi sonucu akma noktaları oluşmuştur. Solüsyona alınan numunelerde belirli bir akma

noktasının görülmesi, solüsyona alınıp ardından suyla hızlı bir şekilde soğutulan numunelerin yapılarında katı eriyik içerisinde arayer atomlarının (C ve N) varlığına işaret etmektedir. Yapıda bulunan bu C ve N atomları ferrit içerisinde serbest halde bulunan dislokasyon hareketlerini engelleyerek numunelerde akma noktasının meydana gelmesini sağlar. Genellikle akma noktası, katı eriyik içerisinde küçük miktarda arayer atomlarının bulunmasıyla oluşur. Sadece % 0,0001 oranındaki C veya N akma noktasının oluşmasını sağlar [13]. Solüsyona alınan numuneler 950 °C’de 15 dak. tavlendiğinde C ve N atomlarının bir çoğu katı eriyik içerisinde serbest halde bulunabilir. Isıl işlem sırasında serbest halde bulunan C yada N atomları soğuma sırasında tekrar karbonitrür olarak çökelmeyebilir. Çünkü, suda soğuma hızı oldukça yüksek bir soğuma olup atomların difüz edip çökelti oluşumunu engellemektedir. Bu nedenle, solüsyona alınmış numuneler daha fazla C ve N atomlarını katı eriyik içerisinde barındırdıkları için süresiz yada belirgin olan bir akma davranışı sergilemişlerdir.

7.3 ÇEKME MAKASLAMA DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI

Çizelge 6.4’te Çelik 7114 ana numune ve % 8 ön deforme edilip kaynatılan ve ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin çekme makaslama değerleri verilmiştir. Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen Çelik 7114 numunelerinin çekme makaslama kuvvetleri karşılaştırıldığında, nokta direnç kaynak bağlantılı ana malzeme çekme dayanımı 11600 N ve % uzama değerinin 3,8 mm olduğu tespit edilmiştir. Artan yaşlanma süresiyle beraber % 8 ön deforme edilip ardından kaynatılan ve 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numuneye kadar, numunelerin çekme dayanımlarında yaşlandırmayla birlikte artışın görüldüğü, % uzama değerinde ise azalmanın olduğu görülmektedir. Bu beklenen bir durumdur. Çünkü malzemenin sertliği ve çekme dayanımı artarken % uzama değerinde azalma görülür [17].

Çelik 7114 numunelerinin 20 dakika yaşlandırma süresinden sonraki artan yaşlandırma sürelerinde (40, 60, 80 ve 120 dak.) çekme dayanım değerlerinde azalmanın görüldüğü, % uzama değerlerinde ise artmanın meydana geldiği görülmektedir. En düşük çekme dayanım değeri (11240 N) % 8 ön deforme edilip kaynatılan ve ardından 170 °C’de 120 dakika yaşlandırılan numunede tespit

edilmiştir. Numunelerin 20 dakika yaşlandırma süresinden sonraki artan yaşlandırma sürelerinde çekme dayanımlarındaki azalma, uzun yaşlandırma süresinin meydana getirdiği aşırı yaşlanmaya atfedilebilir. Çünkü, uzun süreli yaşlandırma işlemine tabi tutulan numune yapılarında, çekirdekleşme hızı ve difüzyon hızı için yeteri kadar zaman kaldığından çökeltelerde bir miktar büyümenin meydana geldiği ve çökeltilerdeki bu büyümeyle birlikte sertlik ve mukavemette azalma, % uzama değerlerinde artma olduğu görülmektedir [17].

Çizelge 6.5’de solüsyona alınan ana malzeme, % 8 deforme edilip kaynatılan ve ardından 170 °C’de farklı sürelerde yaşlandırılan Çelik 7114 numunelerinin çekme dayanımlarına bakıldığında, solüsyona alınan ana malzemenin çekme dayanımı 10314 N, % uzama değerinin ise 3,6 mm olarak tespit edildiği görülmektedir. Solüsyona alınan % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170 °C’de farklı sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerin çekme makaslama verilerinden görüldüğü gibi (Çizelge 6.5), 20 dakika yaşlanma zamanına kadar çekme dayanımlarında artışın olduğu, tespit edilen en yüksek çekme dayanımının (10560 N) 170 °C’de 20 dakika yaşlandırılan numunede meydana geldiği görülmektedir. 20 dakikadan sonraki artan yaşlandırma sürelerinde (40, 60, 80 ve 120 dak.) numunelerin çekme dayanımlarında azalmanın meydana geldiği ve en düşük çekme dayanımını (9740 N), en büyük % uzama değerinin (3,5 mm) 170 °C’de 120 dakika yaşlandırılan numunede tespit edildiği görülmektedir. Solüsyona alınan % 8 deforme edildikten sonra kaynatılan ve ardından 170°C’de farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerde en uygun yaşlanma davranışının çekme dayanımına paralel olarak 20 dakika yaşlandırma süresinde gerçekleştiği görülmektedir. Numunelerin 20 dakika yaşlanma süresinden sonraki artan yaşlandırma süreleriyle birlikte çekme dayanımlarındaki azalmanın nedeni, 20 dakikadan sonraki sürelerde numunelerde aşırı yaşlanmanın meydana gelmesine bağlanabilir. Aşırı yaşlanma sonucu sertlik ve mukavemette azalmanın, % uzamada artmanın meydana gelmesi beklenen bir durumdur.

Bununla beraber solüsyona alınmış numuneler ile ana malzeme numuneleri birbiri ile kıyaslandığında solüsyona alınan kaynaklı numunelerin çekme makaslama değerlerindeki artışın kaynaklı ana malzeme numunelerine göre daha fazla olduğu

görülmüştür. Örneğin, solüsyona alınmış kaynaklı numunelerin 170 °C’de yaşlanma süresi 10 dakikadan 40 dakikaya çıkarıldığında çekme makaslama dayanımı 246 N’luk bir artış sergilerken, kaynaklı ana malzeme 190 N’luk bir artış sergilemiştir. Solüsyona alınmış numunelerin çekme makaslama dayanımındaki yüksek artış ITAB bölgesinde dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Çünkü solüsyon ısı işlemine tabi tutulan ve ardından suda soğutulan numuneler, ana malzemeye göre daha fazla C ve N atomlarını katı eriyik içerisinde barındırmaktadırlar. Bu atomlar dislokasyonların hareketini engelleyerek çekme makaslama dayanımını arttırmışlardır.

Sonuç olarak, nokta direnç kaynak bağlantılı Çelik 7114 ana numuneler ve solüsyona alınan numunelerde en uygun yaşlanma davranışının 20 yada 40 dakika yaşlandırılan numunelerde görüldüğü, daha sonraki artan yaşlandırma sürelerinin numunelerde aşırı yaşlanmaya yol açtığı görülmektedir. Aşırı yaşlanma sonu olarak numunelerin çekme dayanımlarında azalmanın meydana geldiği görülmektedir.

7.4 MİKROSERTLİK VE KIRILMA SONUÇLARININ İNCELENMESİ

Çekme deneyine tabii tutulmuş Çelik 7114 numunelerinin Çizelge 6.6’daki mikrosertlik deney sonuçlarından da görüldüğü üzere, Çelik 7114 ana malzemenin sertlik değeri 83,4 Hv iken, % 8 ön deforme edilip 170 °C’de 10 ve 20 dakika yaşlandırma sürelerinde arttığı, daha sonraki 40, 60 ve 80 dakika yaşlandırma sürelerinde sabit kaldığı, 120 dakika yaşlandırma süresinde ise sertlikte bir azalma meydana geldiği görülmektedir. Çelik 7114 ana malzeme mikrosertliğine nazaran, 10, 20 ve 40 dakika yaşlandırılan numune sertliklerindeki artışın nedeni, numunelere uygulanan % 8 ön deformasyon (soğuk şekil değişimi) işlemine ve 170 °C’de uygun yaşlanma sürelerinden dolayı meydana gelen statik yaşlandırma işlemine bağlanabilir. 120 dakika yaşlandırılan numunelerin mikrosertlik değerindeki azalmanın nedeni ise, yaşlanma sürecinde karbonitrür çökeltilerinin kabalaşmasıdır. Bu çökeltilerin 170 °C’de 120 dakika yaşlandırma esnasında kabalaşması dislokasyonların hareketine bir engel teşkil etmemesine sebep olmuştur. Bu çalışmada elde edilen veriler, Abdalla vd’nin [37] yaptığı, sabit sıcaklıkta yaşlandırma süresinin arttırılmasıyla elde edilen verilerle benzerlik göstermektedir.

Solüsyona alınmış numuneler için Çizelge 6.6'daki değerlere bakıldığında, solüsyona alınan Çelik 7114 ana malzeme mikrosertlik değerinin 71,08 Hv olduğu görülmektedir. Solüsyona alına numunelerde 20 dakika yaşlandırma süresine kadar sertlik değerlerinin arttığı, daha sonraki artan yaşlandırma sürelerinde (40, 60, 80 ve 120 dak.) sertlik değerlerinin bir miktar düştüğü görülmektedir. 20 dakika yaşlandırma süresine kadar artan sertlik değerlerinin nedeni, katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan C ve N atomlarının yaşlanma sürecinde dislokasyon hareketini engellemesinden dolayıdır.

Ayrıca, Çelik 7114 ana numunelerle, solüsyona alınan numune sertlikleri karşılaştırıldıklarında, Çelik 7114 ana malzeme numunelerinin mikrosertlik değerlerinin bütün yaşlanma süreleri için daha yüksek olduğu görülmektedir (Şekil 6.17). Solüsyona alınan numunelerin sertlik değerlerinin düşük çıkma sebebi, 950 °C'de 15 dakika tavlama işlemi uygulanan numunelerde yüksek sıcaklığın etkisiyle östenit tanelerinde irileşmenin meydana gelmesi ve tavlama işlemi bittikten sonra numunelerin ani olarak soğutma (suda su verme) işleminin gerçekleşmesi ile kaba ferrit tanelerinin oluşmasına bağlanabilir.

Nokta direnç kaynak yöntemiyle birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik değerlerinde ise tüm kaynaklı numunelerdeki kaynak bölgesinin ITAB ve ana malzeme sertlik değerlerinden farkedilir oranda yüksek olduğu görülmektedir (Şekil 6.19, 20). Kaynak bölgelerinin tüm numunelerdeki, ITAB ve ana malzeme sertlik değerinden yüksek olmasının nedeni, kaynak işlemi sırasında yüksek ısı girdisiyle beraber elektrot çenelerinin uyguladığı 6 bar basınc (sıkıştırma) ve soğuma hızının yüksek olmasından kaynaklandığı söylenebilir.

Şekil 6.19'da ve Şekil 6.20'den görüldüğü gibi kaynaklı ana malzeme ve kaynaklı solüsyona alınan numunelerin kaynak metali, ITAB ve ısıdan etkilenmeyen bölgelerin sertlik değerleri arasında farklılıklar olduğu tespit edilmiştir. Örneğin solüsyona alınan numunelerin kaynak bölgesi, ITAB ve ana malzemedeki sertlik değerleri yaşlanma süresinin 20 dakikaya çıkmasıyla artmıştır. Fakat yaşlanma süresinin 120 dakikaya çıkması sertliğin düşmesine neden olmuştur. Nokta direnç kaynağı uygulanmış numunelerin kaynak merkezinde sıcaklık 1600 °C'ye

çıkmaktadır. Bununla beraber ITAB bölgesinde oluşan sıcaklık, ergime oluşturmaya kadar düşük olmasına rağmen malzemenin mikroyapısını ve özelliklerini değiştirecek kadarda yeterli bir sıcaklıktır [38]. Örneğin ana malzeme ve solüsyona alınan numuneler kaynatıldığında meydana gelen sıcaklık ITAB bölgesinde tanelerin ve çökeltilerin büyümesine neden olmaktadır. Bu kaba taneler ve çökeltiler çekme-makaslama testi sırasında mikro çatlakların oluşmasına neden olarak çekme-makaslama dayanımını düşürmektedir.

Kaynatılan ana malzeme ve kaynatılan solüsyona alınan numunelerin kırılma türleri incelendiğinde (Şekil 6.12 ve 6.14) kırılma çatlaklarının ITAB bölgesinde oluştuğundan sonra kaynak çekirdeğinin etrafına doğru yayılarak ilerlediği tespit edilmiştir. Bu kırılma tipi nokta direnç kaynağında ısıdan dolayı ITAB bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişimin ve 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yapılan yaşlandırma işleminin bir sonucudur [39]. Çekme-makaslama testinde plastik deformasyonun artması ITAB bölgesinde gerinimi artırarak kırılmanın oluşmasına neden olmaktadır. Santella et al. [40], yaptıkları çalışmada çekme-makaslama testinde kuvvetin artması ile ITAB bölgesinde gerinimin arttığını tespit etmişlerdir. Wilson and Russel [15], dayanımda meydana gelen bu tip değişimlerin nedenini yapı içerisindeki arayer atomlarının varlığına bağlamışlardır. Yaşlanma olayını ortadan kaldırmak için katı ergiyik içerisinde bulunan arayer atomlarının miktarını % 0,0001 (1 ppm)’in altına düşürmek gerektiğini ifade etmişlerdir.

Yapılan bu çalışmada deformasyon yaşlanmasının nokta direnç kaynağı ile birleştirilen aynı kalınlığa sahip iki tane IF çeliğinin mekanik özelliklerini değiştirdiğini göstermiştir. Yaşlanma ana malzemenin, solüsyona alınan numunelerin, kaynaklı ana malzeme ve kaynaklı solüsyona alınan numunelerin mekanik özelliklerini kontrol altında tutmaktadır.

BÖLÜM 8

SONUÇLAR

8.1 SONUÇLAR

1. Ana malzeme ve solüsyona alınan IF çeliği deney numunelerine deformasyon yaşlandırması işlemi uygulanmıştır. 170 °C’de farklı zaman aralıklarında yapılan bu yaşlandırma işleminde, solüsyona alınan numunelerin ΔY değerlerinde ana malzemeye göre daha büyük bir artış görülmektedir. Bu da solüsyona alınan numunelerde, deformasyon yaşlanmasının ana malzemeye göre çok daha belirgin bir şekilde oluştuğunu göstermektedir.
2. Ana malzeme kaynaklı ve solüsyona alınan kaynaklı numunelerin de deformasyon yaşlanmasından etkilendiği görülmektedir. Fakat solüsyona alınan kaynaklı numuneler, ana malzeme kaynaklı numunelere göre daha düşük deformasyon yaşlanma direnci göstermektedir. Bunun nedeni ise 950 °C’de 15 dakika tavlama işleminin ardından numunelerin ani olarak suda soğutulmasıyla (suda su verme), katı eriyik içerisinde serbest halde daha fazla C ve N atomlarının bulunmasıdır.
3. Solüsyona alınan numunelerin akma dayanımları ve ΔY (yaşlanmadan dolayı dayanımda artış) değerleri ana malzemeye göre, 170 °C’de yaşlanma zamanının 5 dakikadan 10, 20 ve 40 dakikaya çıkmasıyla önemli bir artış gösterirken % uzama değerleri düşmüştür. Bu durum, 950 °C’de 15 dakika tavlamanın ardından ani olarak suda soğutulan numunelerde, hızlı soğumanın etkisiyle oluşan katı eriyik içerisinde daha fazla miktarda C ve N atomlarının varlığına bağlanabilir.
4. Solüsyona alınan numunelerde, 170 °C’de yaşlanma zamanının 60, 80 ve 120 dakikaya çıkması akma ve ΔY (yaşlanmadan dolayı dayanımda artış) değerlerini düşürürken % uzama değerlerinin artmasına neden olmuştur. Bunun nedeni, yapı

içerisindeki çökeltilerin aşırı yaşlanmadan dolayı büyüyerek dislokasyon hareketlerini daha az engellemesine bağlanabilir.

5. Nokta direnç kaynağı ile birleştirilen levha Çelik 7114 numunelerinin ölçülen mikrosertlik değerlerinde, ana malzeme ve kaynak metali arasında önemli oranda farklılıklar ortaya çıkmıştır. Ana malzemeye göre, 170 °C'de 20 dakika yaşlandırılan kaynaklı numune mikrosertlik değeri, ana malzeme, ITAB ve kaynak çekirdeğinde artış gösterirken, 120 dakika yaşlandırma zamanında mikrosertlik değerlerinde bir azalmanın olduğu görülmüştür.
6. Solüsyona alınan numunelerin tane boyutlarının ana malzeme tane boyutlarına göre farkedilir oranda büyüdüğü görülmüştür. Bu durum, 950 °C'de 15 dakika östenitleme işleminin ardından ani olarak su ile soğutulmasına bağlanabilir.
7. Kaynaklı ana malzeme ve kaynaklı solüsyona alınan numunelere çekme-makaslama testi uygulandığında kırılmanın, nokta direnç kaynağı sırasında yapısal değişime uğrayan ITAB bölgesinde başladığı ve kaynak çekirdeğinin etrafına doğru yayıldığı tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

1. Arkan, M. ve Başman, G., “Otomotiv Endüstrisi İçin Yeni Çelik Ürünler Ve Özellikleri”, *I. Demir Çelik Sempozyumu Bildiriler*, 350-356 (2001).
2. Gupta I., Parayil T. and Shiang L. T., “Effect Of Processing Parameters On The Properties Of Cold Rolled Interstitial Free Steels, Hot-& Cold-Rolled Sheet Steels”, edited by Ludkovsky G., Pradhan R., *The Metallurgical Society*, 140-142 (1998).
3. Kırmanoğlu, I., “IF Çeliklerinin Üretim Prosesleri Ve Derin Çekme Özelliklerinin Araştırılması”, Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 1-78 (2001).
4. Aslanlar, S., “Elektrik Direnç Nokta Kaynağı”, Otomotiv Sektöründe Kullanılan Kaynak Yöntemleri Ders Notları, II, *Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü*, Sakarya, 125-131, (2007)
5. Flux J.H., (*U.K.: The Iron and Steel Institute*), “Vacuum Degassing; A Survey of Process and Plant For Bulk Steel”, *Special Report No.92, London*, 1-23 (1955-1965).
6. Bakaloğlu, A., “IF Çeliklerinin Üretim Prosesi, Özellikleri Ve Uygulamaları”, *Makine ve Metal Teknolojisi*, (115): 76-82 (2001).
7. “Technical Information on NKK-C Process”, *Metallurgical Information*, NKK Corporation, January, (1995).
8. ASM., “Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, 10th Edition, 1”, *Metals Handbook*, 128-146 (1996).
9. Akoy M. A., Çimenoğlu H., Kayalı E., “I. Demir-Çelik Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 2”, *İstanbul*, 37-55 (2001).
10. Kayalı E.S., Ensari C., Silahtaroğlu S., “Derin Çekme Kalitesindeki Saclarda Özellikleri Etkileyen Faktörler”, *3. Ulusal Metalurji Kongresi*, ODTÜ, Ankara, 581-602 (1979).
11. Leslie, W.C., “The Physical Metallurgy of Steels”, *Mc Graw-Hill*, New York, 82-90 (1981-1982).
12. Erdemir Ürün Kataloğu, Ereğli, Zonguldak, (2001).
13. Baird, J.D., “Strain Ageing Of Steel-A Critical Review”, *Iron and Steel Institutions*, 36: 186-192 (1963).

14. Glen, J., "Effect of Alloying Elements on The High Temperature Tensile Strength of Normalised Low Carbon Steel", *Journal of the Iron and Steel Institute*, (186): 21-48, (1957).
15. Wilson, D.V. and Russell, B., "The Contribution of Precipitation to Strain Ageing in Low Carbon Steels", *Acta Metal*, 8: 468-479 (1960).
16. S. Gündüz, R., Kaçar, "Static Strain Ageing in Microalloyed Steels", *Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Teknoloji dergisi*, 3(4): 139-147 (2000).
17. Baird, J.D., "The Effect of Strain Ageing Due to Interstitial Solutes on The Mechanical Properties of Metal", *Metallurgical Reviews*, 16: 1-5 (1971).
18. Leslie, W.C., and Keh, A.S., "Ageing of Rolled Steel Products as Investigated By Electron Microscopy in Mechanical Working Of Steel", *Met. Soc. Conf.*, AIME, 222-246 (1965).
19. Herman, W. A., Erazo, M. A., De Patta, L. R., Sekizawa, M. and Pense, A.W., "Strain Ageing Behaviour of Microalloyed Steels", *Welding Research Council Bulletin*, (322): 1-13, (1987).
20. Anık, S., "Kaynak Teknolojisi El Kitabı", *Giriş Makine ve Montaj Sanayi A.Ş.*, İstanbul, 175-193 (1983).
21. Anık, S., Anık, E. S., Vural, M., "1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Kaynak Yöntemleri ve Donanımları", *Birsen Yayınevi*, İstanbul, 186-195 (1993).
22. Eryürek, B. İ., "Elektrik Direnç Nokta Kaynağında Temas Direnci Etüdü", Doktora Tezi, *İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 35-47 (1976).
23. ASTM., "Metal Handbook 6", *Welding, Brazing and Soldering*, 433-501 (1992).
24. AWS., "Welding Handbook", *AWS V.4.7. Edition*, Miami U.S.A, 19-20 (1984).
25. Boran, N. ve Salman, S., "Elektrik Direnç Punta Ve Tıg Punta Kaynağı İle 6114 Çelik Sac Malzemelerde Yapılan Birleştirmelerin Mekanik Ve Mikroyapı Özelliklerinin Karşılaştırılması", *Marmara Üniv. Teknik Eğitim Fakültesi Dergisi*, 42(24): 1-12. (2004).
26. Peng, J. H., and Hu, S.J., "Controls of Resistance Spot Welding", *Proceedings of the American Control Conference*, San Diego, 187-191 (1999).
27. Oğur, A., ve Anık, S., Vural M., Turan H., "Kaynak Teknolojisi Bildiriler Kitabı", *MMO*, (238): Ankara, 107-116, (1999).

28. Yavuz, N., ve Güner, R., “Demir Esaslı Toz Metal Parçaların Elektrik Direnç Kaynağında Optimum Kaynak Şartlarının Belirlenmesi”, *Uludağ Üniv. Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 7(1): 221-228 (2002).
29. Sharma, P., Ghosh, P. K., and Nath, S. K., “Fatigue Behavior of Resistance Spot Welded Mn-Cr-Mo Dual Phase Steel”, *Department of Industrial Engineering, University of Roorkee, Z. Metallkde*, 84(77): 518-525 (1993).
30. BS EN 10 002-1, *British Standards Institutions*, (1989).
31. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, 3. Basım”, *Karadeniz Teknik Üniversitesi, Makina Mühendisliği Bölümü, Malzeme Anabilim Dalı*, Trabzon, 390-392 (1999).
32. Sakata, K., Satoh, S., Kato, T., and Hashimoto, O., “International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels”, *ISIJ*, 165(11): 123-132 (1994).
33. Kearns, H.W., “AWS Welding Handbook, Welding Processes, 7th ed.”, *American Welding Society, Macmillan Press Ltd*, London, England, 128-142 (1982).
34. Baird, J. D., “Strain Ageing of Steel-A Critical Review”, *Iron and Steel Institute*, England, 5(36): 186-192 (1963).
35. Oliveira de Souza, T., and Lopes Bueno, V. T., “Optimization of The Strain Aging Resistance in Aluminum Killed Steels Produced By Continuous Annealing”, *Mater, Sci. and Eng A*, (354): 212-216 (2003).
36. Gladman, T., “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, 1th ed.”, *The Institute of Materials*, New York, 125-130 (1997).
37. Abdalla, A. J., Hein, L. R. O., Pereira, M. S., and Hashimoto, T. M., “Mechanical Behaviour of Strain Aged Dual Phase Steels”, *Mater, Sci. Technol.*, 15(10): 1167-1170 (1999).
38. Marashi, P., Pouranvari, M., Sanaee, S. M. H., Abedi, A., Abootalebi, H., and Goodarzi, M., “Relationship Between Failure Behaviour and Weld Fusion Zone Attributes of Austenitic Stainless Steel Resistance Spot Welds”, *Mater, Sci. Technol.*, 24(12): 1506-1512 (2008).
39. Bayraktar, E., Kaplan, D., and Grumbach, M., “Application of Impact Tensile Testing to Spot Welded Sheets”, *J. of Mater. Proc. Tech.*, (154): 80-86 (2004).
40. Santella, M. L., Babu, S. S., Riemer, B. W., and Feng, Z., “Influence of Microstructure on The Properties of Resistance Spot Welds”, *In Proceedings of the 5th International Conference on Trends in Welding Research*, ASM International, Materials, 82-86, (1999).

ÖZGEÇMİŞ

Adem BAK 1985 yılında K. Maraş'ın Elbistan ilçesinde doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı ilçede tamamladı. Elbistan Endüstri Meslek Lisesi Elektrik Bölümü'nden mezun oldu. 2003 yılında ZKÜ Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2007 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2007 yılında KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda başlamış olduğu yüksek lisans programı, halen devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres: Karabük Üniversitesi
Fen Bilimler Enstitüsü
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK

Tel : (544) 224 78 40
E-posta : abak@hotmail.com