



**MIG KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN PASLANMAZ ÇELİKLERİN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE KORUYUCU GAZ
KOMBİNASYONUN ETKİSİ**

İsmail AÇAR

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

TEMMUZ 2021

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

İsmail AÇAR
05/07/2021

MIG KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE KORUYUCU GAZ KOMBİNASYONUN ETKİSİ

(Doktora Tezi)

İsmail AÇAR

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Temmuz 2021

ÖZET

Paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirilmesinde en uygun yöntemlerden biri gazaltı kaynak yöntemleridir. Gazaltı kaynak yöntemi ile birleştirmelerin kalitesi doğru kaynak parametreler ile ve en uygun koruyucu gaz türünün seçimi ile doğru orantılıdır. Ayrıca koruyucu gaz seçimi ise ergimiş kaynak metalinin kimyasal-metalürjik olarak etkileşimi, gazın ısı iletim kabiliyeti ve maliyeti gibi özellikler dikkate alınarak yapılmaktadır. Bu çalışmada, gazaltı kaynak yöntemlerinden biri olan Metal Inert Gas (MIG) yöntemi ile AISI 316 östenitik paslanmaz çelikler için farklı koruyucu gaz kombinasyonları kullanılmış ve mekanik ve mikroyapısal özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Birleştirme işlemlerinde gaz kombinasyonu olarak saf argon (%100 Ar), %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂ kullanılmıştır. İlave metal olarak da AISI 316L, 1 mm kalınlıkta östenitik paslanmaz çelik tel kullanılmıştır. Birleştirme işlemleri gerçekleştirilen numunelerin kaynak bölgelerinin makro ve mikro yapısal özelliklerinin belirlenmesi için metalografik incelemeler yapılmıştır. Ayrıca, mekanik özelliklerini belirlemek için çekme, sertlik ve üç nokta eğme testleri yapılmıştır. Son olarak birleştirme işlemi gerçekleştirilmiş numunelere korozyona karşı davranışlarını incelemek için 24, 48 ve 72 saat tuz sisi korozyon testi uygulanmış ve sonuçlar EDS analizi ile incelenmiştir. Yapılan tüm testler sonunda ve metalografik incelemelerde ısıdan etkilenen bölgede (ITAB) ve kaynak metalinde makro ve mikroyapı farklılıkları olduğu görülmüştür. Gerçekleştirilen mekanik testlerden sonra, çekme testi sonuçları üç farklı gaz çeşidi (%100 Ar ve %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂) ile gerçekleştirilen birleştirmelerden bir birine yakın çekme dayanımı sonuçları çıkmıştır. Ayrıca çekme testi sonucunda kopmaların, ana metalden olduğu görülmüştür. Numuneler üzerinde gerçekleştirilen diğer mekanik testlerden üç nokta eğme testi sonucunda kaynak bölgesinde çatlak ve yırtılma hatasına rastlanılmamıştır. Yapılan farklı parametrelerdeki bütün kaynaklı birleştirmelerde, kaynak metali sertliğinin ITAB'dan ve ana metalden düşük olduğu görülmüştür. Kaynak dikişlerinde korozyon oluşumunun, test süresine paralel şekilde arttığı ve pasif krom oksit tabakasının bozulduğu görülmüştür.

Bilim Kodu	: 91511
Anahtar Kelimeler	: MIG Kaynağı, argon, hidrojen, mekanik özellikler
Sayfa Adedi	: 156
Danışman	: Prof. Dr. Behçet GÜLENÇ

EFFECT OF SHIELDING GAS COMBINATION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STAINLESS STEELS BY MIG WELDING

(Ph. D. Thesis)

İsmail AÇAR

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

July 2021

ABSTRACT

One of the most suitable methods for stainless steel welding is gas metal arc welding. The quality of weld joined using gas metal arc welding is directly related to the right welding parameters and choice of the best shielding gas. Additionally, the shield gas is chosen by considering characteristics such as molten weld metal's chemical-metallurgical interaction, heat transfer capacity and cost of gas. In this study, different shielding gas combinations were used for welding of 316 austenitic stainless steel via metal inert gas (MIG) method and their effects on mechanical and microstructural properties were investigated. Pure argon (100% Ar), 98.5% Ar + 1.5% H₂ and 95% Ar + 5% H₂ were used as the gas combinations. Metallographic examinations were performed to determine joined samples' macro and microstructural properties. Furthermore, tensile, hardness and three point bending tests were conducted to specify mechanical properties. Lastly, 24, 48, 72 hours salt mist corrosion tests were carried out and results are examined using EDS analysis to reveal corrosion behaviours of welded samples. After all tests and metallographic examinations, macro and microstructural differences were observed in heat affected zone (HAZ) and weld metal. After mechanical tests, no significant difference is observed between joints welded using three different gas combinations (100% Ar, 98.5% Ar + 1.5% H₂ and 95% Ar + 5% H₂). However, a slight decrease of tensile strength was observed with increasing hydrogen content. Fractures were formed on the base metal after each tensile test. No crack or tear failure were detected on the welding zone as a result of three point bending tests. The hardness of the weld metal was measured as lower than HAZ and base metal for all welds prepared using different parameters. An increase of the corrosion damage with longer test duration and the breakage of the passive chromium oxide layer were noticed.

Science Code : 91511

Key Words : MIG welding, argon, hydrogen, mechanical properties

Page Number : 156

Supervisor : Prof. Dr. Behçet GÜLENÇ

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren kıymetli hocam Sayın Prof. Dr. Behçet GÜLENÇ'e “Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi öğretim üyesi” sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez izleme komitesi üyeleri kıymetli hocalarım, Sayın Prof. Dr. Nizamettin KAHRAMAN'a “Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi öğretim üyesi” ve Sayın Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU'ya “Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi öğretim üyesi” katkılarından dolayı teşekkürü bir borç bilirim. Yapmış olduğum çalışma sırasında bana hiçbir zaman zorluk çıkartmayıp desteğini hep hissettiğim Sayın Enver DEMİREL'e “Etimesgut Belediye başkanı” teşekkürlerimi iletirim.

Bugünlere gelmemde büyük emekleri olan, tez çalışmam boyunca beni sabırla ve anlayışla destekleyen ve her zaman yanımda hissettiğim anneme ve babama derin teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca, tez çalışmam boyunca beni sabırla ve anlayışla destekleyen eşim Ayça, oğlum Kaan Toprak ve kızım Doğa Masal'a teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xx
1. GİRİŞ.....	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER.....	5
2.1. Paslanmaz Çeliklerin Genel Özellikleri.....	5
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Üstünlükleri.....	17
2.3. Paslanmaz Çeliklerin Türleri ve İçyapıları.....	18
2.3.1. Ferrit oluşturan elementler.....	18
2.3.2. Östenit oluşturan elementler.....	19
2.3.3. Nötr elementler.....	19
2.3.4. Östenitik paslanmaz çelikler.....	20
2.3.5. Ferritik paslanmaz çelikler.....	27
2.3.6. Martenzitik paslanmaz çelikler.....	31
2.3.7. Dupleks (Çift Fazlı) paslanmaz çelikler.....	36
2.3.8. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler.....	38
3. PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ.....	41
3.1. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	43

	Sayfa
3.1.1. Krom karbür oluşumu.....	44
3.1.2. Sıcak çatlak oluşumu.....	46
3.1.3. Sigma (σ) fazı oluşumu.....	48
3.2. Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	50
3.3. Martenzitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	51
3.4. Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	52
3.5. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı.....	53
4. GAZALTI KAYNAK YÖNTEMLERİ.....	55
4.1. Tungsten Inert Gaz Kaynak Yöntemi (TIG).....	55
4.1.1. TIG kaynak donanımı.....	57
4.2. MIG/MAG Kaynak Yöntemleri ve Uygulama Alanları.....	58
4.2.1. MIG/MAG kaynak yöntemin çalışma prensibi.....	58
4.2.2. MIG/MAG yönteminde kullanılan tel elektrodlar.....	61
4.2.3. MIG/MAG yönteminde kullanılan koruyucu gazlar.....	66
4.2.4. MIG/MAG Kaynağındaki ark türleri ve arkta kaynak metali taşınımı.....	70
4.3. Kaynak Parametrelerinin Seçimi.....	71
4.3.1. Kaynak öncesi belirlenen parametreler.....	72
4.3.2. Birinci derecede belirlenen parametreler.....	73
4.3.3. İkinci dereceden belirlenen parametreler.....	79
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	85
5.1. Malzeme.....	85
5.2. Deney Metodu.....	85
5.2.1. Kaynak işleminin uygulanışı.....	85
5.3. Kaynak bağlantıların testlere hazırlanması.....	88

	Sayfa
5.4. Kaynaklı Bağlantılara Uygulanan Testler.....	89
5.4.1. Kaynak dikişlerinin görsel muayenesi.....	89
5.4.2. Kaynak dikişlerinin metalografik analizi.....	90
5.4.3. Kaynak dikişlerin EDS analizi.....	91
5.4.4. Sertlik testi.....	92
5.4.5. Çekme deneyi.....	92
5.4.6. Üç nokta eğme testi.....	94
5.4.7. Tuz sis korozyon testi.....	95
6. DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI.....	99
6.1. Kaynakla Birleştirilmiş Numunelerin Gözle Muayenesi.....	99
6.2. Kaynak Dikişlerinin Metalografik Muayene.....	102
6.2.1. Koruyucu gaz kombinasyonunun kaynak bölgesi mikroyapısına etkisi....	106
6.2.2. EDS Test sonuçları ve değerlendirmesi.....	109
6.3. Sertlik Test Sonuçları ve Değerlendirmesi.....	115
6.4. Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirmesi.....	118
6.5. Üç Nokta Eğme Testi Sonuçları ve Değerlendirmesi.....	124
6.6. Tuz Sisi Korozyon Testi Sonuçları.....	127
7. SONUÇLAR.....	143
KAYNAKLAR.....	145
ÖZGEÇMİŞ.....	155

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Östenitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal analizleri.....	22
Çizelge 2.2. Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri.	26
Çizelge 2.3. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.....	28
Çizelge 2.4. Ferritik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları.....	29
Çizelge 2.5. Başlıca ferritik kromlu paslanmaz çelikler.....	30
Çizelge 2.6. Bazı normalize ferritik paslanmaz çeliklerin çekme mukavemetleri.....	31
Çizelge 2.7. Martenzitik paslanmaz çeliklerin nominal mekanik özellikleri.....	33
Çizelge 2.8. Martenzitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal analiz değerleri.....	34
Çizelge 2.9. Bazı dubleks paslanmaz çeliklerin bileşimleri.....	37
Çizelge 3.1. Karbon içeriğinin ve kritik sıcaklığının kuluçka oluşumuna etkisi.....	45
Çizelge 3.2. Dubleks ve süper-dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağı için önerilen ısı girdisi ve pasolar arası sıcaklıklar.....	53
Çizelge 4.1. Koruyucu gazların yoğunlukları.....	64
Çizelge 4.2. Paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan ticari karışım gazlar.....	68
Çizelge 5.1. Ana malzeme kimyasal kompozisyonu.....	85
Çizelge 5.2. Ana malzeme mekanik özellikleri.....	85
Çizelge 5.3. Kaynak telinin kimyasal kompozisyonu.....	86
Çizelge 5.4. Kaynak telinin mekanik özellikleri.....	86
Çizelge 5.5. Buğra marka MIG 550 SW model MIG kaynak makinesi teknik özellikleri.	87
Çizelge 5.6. Tüm kaynaklı birleştirmede kullanılan parametreler.....	88
Çizelge 6.1. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin çekme testi ölçüm sonuçları.....	118
Çizelge 6.2. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin çekme testi ölçüm sonuçları ortalaması.....	119

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Demir-krom denge diyagramı.....	8
Şekil 2.2. Demir-nikel denge diyagramı.....	10
Şekil 2.3. Krom-nikel denge diyagramı.....	10
Şekil 2.4. Fe-Cr-Ni denge diyagramı (%70 ve %60 Fe için hazırlanmış).....	11
Şekil 2.5. %18Cr, %8-10Ni, Fe alaşımlarında karbonun çözünürlüğü.....	12
Şekil 2.6. Fe-Cr-C alaşımlarında karbon ve krom bileşimlerinin etkisi ve yavaş soğuma halinde bulunan fazlar.....	13
Şekil 2.7. Fe-Cr-Ni ikili gibi denge diyagramlarında karbür fazları.....	13
Şekil 2.8. %0,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C' de 1 saat tavlansak suda soğutulmuş).....	14
Şekil 2.9. %1,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C' de 1 saat tavlansak suda soğutulmuş).....	15
Şekil 2.10. %2,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C' de 1 saat tavlansak suda soğutulmuş).....	15
Şekil 2.11. %3,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C' de 1 saat tavlansak suda soğutulmuş).....	16
Şekil 2.12. Schaeffler diyagramı.....	16
Şekil 2.13. Demir-krom denge diyagramında karbonun etkisi (0,05C).....	21
Şekil 2.14. Demir-krom denge diyagramında karbonun etkisi (0,4C).....	21
Şekil 2.15. Fe-Cr-C alaşımları faz diyagramı.....	25
Şekil 2.16. Martenzitik paslanmaz çeliklerin çentik darbe özellikleri ve Temperleme sıcaklığına etkisi.....	35
Şekil 3.1. Katılaşma faz sınırlarını da içeren WCR - 1992 diyagramı.....	48
Şekil 3.2. Dupleks ve süper-dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağı için önerilen ısı girdisi ve pasolar arası sıcaklıklar.....	53
Şekil 4.1. Sıcaklığın işlevi olarak gazın toplam ısısı.....	65
Şekil 4.2. Ark kaynağında statik karakteristikleri.....	65

Şekil	Sayfa
Şekil 4.3. Gazaltı kaynağında alaşım elementlerinin yanması.....	70
Şekil 4.4. Yığılan kaynak metali, akım şiddeti ve elektrod çapı arasındaki ilişki (yumuşak çelik elektrod; CO ₂ ile kaynatıldığında).....	72
Şekil 4.5. Kaynak anında akım gerilim ilişkisi.....	74
Şekil 4.6. Tel çaplarına göre akım şiddetinin tel besleme hızına etkisi.....	75
Şekil 4.7. Çeşitli ark türleri için çalışma bölgeleri.....	77
Şekil 4.8. Kaynak hızının nüfuziyet derinliğine etkisi.....	78
Şekil 4.9. Kaynak hızı ve pozisyonun nüfuziyete etkisi.....	79
Şekil 4.10. Kontak memesi mesafenin nüfuziyet derinliğine etkisi ve serbest tel uzunluğunun akım şiddetine etkisi.....	81
Şekil 4.11. (+) ve (-) kutup durumlarında ergime miktarı ve kutup bağlantısının dikiş formuna etkisi.....	83
Şekil 4.12. MIG/MAG kaynağında koruyucu gaz debisi, nozul çapı ve akım şiddeti arasındaki bağıntı.....	84
Şekil 6.1. Ana metal EDS testi sonuçları.....	111
Şekil 6.2. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin ITAB EDS testi sonuçları.....	112
Şekil 6.3. %98%5 Ar + %1,5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin ITAB EDS testi sonuçları	113
Şekil 6.4. %95Ar + %5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin ITAB EDS testi sonuçları.....	113
Şekil 6.5. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin kaynak metali bölgesi EDS tesit sonuçları.....	114
Şekil 6.6. %98,5 Ar + %1,5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin kaynak meali bölgesi EDS testi sonuçları.....	115
Şekil 6.7. %95Ar + %5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin kaynak metali bölgesi EDS testi sonuçları.....	115
Şekil 6.8. Farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin bölgelere göre sertlik ölçüm grafiği.....	116

Şekil	Sayfa
Şekil 6.9. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin akma dayanımı ortalamaları.....	120
Şekil 6.10. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin çekme dayanımı ortalamaları.....	121
Şekil 6.11. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin toplam uzama ortalamaları.....	122
Şekil 6.12. Tuz sisi testi uygulanan ana metalin EDS analizleri, a) 24 saat, b) 48 saat, c) 72 saat.....	129
Şekil 6.13. 24 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H ₂ , c) %95 Ar+%5 H ₂	133
Şekil 6.14. 48 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H ₂ , c) %95 Ar+%5 H ₂	136
Şekil 6.15. 72 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H ₂ , c) %95 Ar+%5 H ₂	139

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Östenitik çeliğin mikro yapısı.....	27
Resim 2.2. Martenzitik çeliğin mikro yapısı.....	35
Resim 3.1. 18 Cr/8 Ni (0,10 C)'lu paslanmaz çeliğin tane sınırlarında oluşan karbür çökmesi.....	44
Resim 3.2. Krom karbür çökmesi sonucu hassas bölgede oluşan korozyon.....	45
Resim 3.3. Paslanmaz çeliklerde sıcaklık ve zamana bağlı sigma fazı oluşumu a)780°C da 100 saat ısıtıl işlem uygulama sonrası x1600 içyapı incelemesi b)780°C da 500 m saat ısıtıl işlem uygulama sonrası x1600 içyapı incelemesi.....	49
Resim 4.1 a) Silindirik parçalarda TIG kaynak uygulaması b) Dolgu metali kullanarak TIG kaynak uygulaması.....	56
Resim 4.2. TIG kaynak donanımı blok şeması.....	58
Resim 4.3. MIG/MAG kaynak donanımı.....	59
Resim 4.4. MIG/MAG kaynağında kaynak bölgesi oluşumu.....	60
Resim 4.5. MIG/MAG yönteminde ark boyunun otomatik ayarlanması.....	61
Resim 4.6. Elektrodun ucunda oluşan metal damlasına etkiyen kuvvetler ve yönleri....	71
Resim 4.7. Ark gerilimi ve akım şiddetinin kaynak dikiş formuna etkisi.....	76
Resim 4.8. Kaynak pozisyonuna göre akım şiddeti ve ark geriliminin seçimi.....	76
Resim 4.9. MIG/MAG kaynağında torcun tutuluşu.....	79
Resim 4.10. MIG/MAG yönteminde torcun dik, kaynak yönüne ya da ters yönde eğilmesinin dikiş formuna etkisi.....	80
Resim 4.11. Akım şiddetine göre nozul mesafesi.....	82
Resim 4.12. Ark türlerine göre nozul mesafeleri.....	82
Resim 4.13. Akım şiddetine göre nozul mesafesi.....	83
Resim 5.1. Buğra marka MIG 550 SW model MIG kaynak makinesi resmi.....	86
Resim 5.2. Birleştirme işlemi gerçekleştirilen numunelere örnek resim.....	88

Resim	Sayfa
Resim 5.3. Lazer kesimi ile hazırlanan deney numuneleri.....	89
Resim 5.4. ATA marka Opal 460 sıcak bakalit cihazı.....	90
Resim 5.5. ATA marka saphir 520 zımparalama parlatma cihazı resmi.....	90
Resim 5.6. a) 100 ml HCl, 5 gr pikrik asit ve 100 ml C ₂ H ₅ OH (etil alkol) karışım b)Dağlama işlemi sırasında çekilen resim.....	91
Resim 5.7. Sertlik ölçüm planı resmi.....	92
Resim 5.8. ASTM-E8 standardına göre çekme testi ölçüleri resmi.....	93
Resim 5.9. Kesimi gerçekleştirilen çekme numunesi resmi.....	93
Resim 5.10. Deneylerde kullanılan çekme deney cihazı.....	94
Resim 5.11. TS EN ISO 5173 standardına göre üç nokta eğme testi numune ölçüleri....	95
Resim 5.12. Kesimi gerçekleştirilen üç nokta eğme numunesi.....	95
Resim 5.13. Tuz sisi test korozyon numuneleri.....	96
Resim 5.14. a) Tuz sisi korozyon cihazı, b) test numunelerin cihaza yerleşimi.....	97
Resim 6.1. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunelerin fotoğrafları.....	99
Resim 6.2. %98,5Ar + %1,5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunelerin resimleri..	100
Resim 6.3. %98,5Ar + %5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunelerin resimleri...	100
Resim 6.4. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin ITAB ve kaynak dikişi genişlik ölçümü.....	103
Resim 6.5. %98,5 Ar + %1,5 H ₂ koruyucu gaz le birleştirilen numunenin ITAB ve kaynak dikişi genişlik ölçümü.....	103
Resim 6.6. %98,5 Ar + %5 H ₂ koruyucu gaz ile birleştirilmiş numunenin ITAB ve kaynak dikişi genişlik ölçümü.....	104
Resim 6.7. AISI 316 östenitik paslanmaz çelik mikroyapı görüntüsü.....	107
Resim 6.8. Kaynak bölgesi mikroyapıları, a) % 100 Ar, b) % 98,5Ar + % 1,5 H ₂ , c) % 95 Ar + % 5 H ₂	108
Resim 6.9. Ana metal EDS ölçüm bölgesinin resmi.....	110

Resim	Sayfa
Resim 6.10. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilen numunelerin EDS ölçüm bölgelerinin resimleri, a) Kaynak metali, b) ITAB.....	110
Resim 6.11. %98,5 Ar + %1,5 H ₂ koruyucu gaz karışımı ile birleştirilen numunelerin EDS ölçüm bölgelerinin resimleri, a) Kaynak metali, b) ITAB.....	110
Resim 6.12. %95Ar + %5 H ₂ koruyucu gaz karışımı ile birleştirilen numunelerin EDS ölçüm bölgelerinin resimleri, a) Kaynak metali, b) ITAB.....	111
Resim 6.13. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve çekme testi gerçekleştirilmiş numuneler.....	123
Resim 6.14. %98,5 Ar + %1,5 H ₂ koruyucu karışım gazı ile birleştirilmiş ve çekme testi gerçekleştirilmiş numuneler.....	123
Resim 6.15. %95Ar + %5 H ₂ koruyucu karışım gazı ile birleştirilmiş ve çekme testi gerçekleştirilmiş numuneler.....	123
Resim 6.16. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri.....	126
Resim 6.17. %98,5 Ar + %1,5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri.....	126
Resim 6.18. %95Ar + %5 H ₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri.....	126
Resim 6.19. Ana metal numune yüzeylerin tuz sisi korozyon testi öncesi ve sonrası makro ve SEM görüntüleri, a) korozyon testi öncesi b) 24 saat, c) 48 saat, d) 72 saat	130
Resim 6.20. 24 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin makro ve SEM görüntüleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H ₂ , c) %95 Ar+%5 H ₂	134
Resim 6.21. 48 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin makro ve SEM görüntüleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H ₂ , c) %95 Ar+%5 H ₂	137
Resim 6.22. 72 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin makro ve SEM görüntüleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H ₂ , c) %95 Ar+%5 H ₂	141

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
A	Amper
Al	Alüminyum
Ar	Argon
°C	Celsius Derece
C	Karbon
Cr	Krom
CO₂	Karbondiyoksit
Co	Kobalt
Cu	Bakır
Fe	Demir
FeO	Demir Oksit
H₂	Hidrojen
He	Helyum
Hv	Vickers Sertliği
J	Joule
Kj/mm	Kilo Joule/Milimetre
m²	Metrekare
Mn	Maganez
Mo	Molibden
MPa	Mega Pascal
N₂	Azot
Nb	Niyobyum
Ni	Nikel
N/mm²	Newton/Milimetrekare
O₂	Oksijen
P	Fosfor
S	Kükürt

Simgeler**Açıklamalar**

Se	Selenyum
Si	Silisyum
Ta	Tantan
Ti	Titanyum
V	Vanadyum
V	Voltaaj
W	Tungsten

Kısaltmalar**Açıklamalar**

AES	Advanced Encryption Standard
AISI	American Iron and Steel Institute
AWS	Architecture Diagram
CC	Sabit Voltaaj
Creş	Krom Eşdeğerliği
CV	Sabit Akım
EDS	Enerji Dağılımlı Spektrometre
HCI	Hidrolik Asit
ITAB	Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
kVA	Kilovolt Amper
MIG	Metal İnert Gaz
MAG	Metal Aktif Gaz
Nieş	Nikel Eşdeğerliği
PA	Plazma Ark
SBM	Esas Metalin Dayanımı
SW	Kaynak Dayanımı
TIG	Tungsten İnert Gaz
UNS	Unified Numbering System
WRC	The Welding Research Council
WE	Kaynak Verimliliği
YMK	Yüzey Merkezli Kübik Kristal

1. GİRİŞ

Günümüzde endüstriyel uygulamalarda paslanmaz çeliklere olan gereksinim her geçen gün artmaktadır. Paslanmaz çelikler, sahip oldukları yüksek korozyon direnci ve mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv, kimya, petrokimya ve gıda endüstrilerinde kullanılan en önemli malzemelerdendir [1-6].

Paslanmaz çelikler, ayrıca konstrüksiyon uygulamalarında tercih edilmektedir. Bunun en önemli sebebi korozyon direnci bakımından oldukça etkili olması ve mekanik özellikleri yönünde iyi olmasıdır. Paslanmaz çelikler günümüzde beş farklı gruba ayrılmaktadır. Bu türlerden en çok tercih edileni östenitik paslanmaz çelik türüdür. Östenitik paslanmaz çeliğinin tercih sebebi diğer türlere göre maliyet açısından daha düşük olması ve mekanik özellikleri bakımından bazı avantajlara sahip olmasından dolayıdır. Östenitik çelikler, az alaşımlı çelikler ile ısı genleşme katsayıları bakımından birbirlerine benzemektedir. Bu sebepten dolayı inşaat sektöründe beraber olarak kullanımları ile ısı genleşmeden oluşan problemleri önlemektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin en çok bilinen çeşidi AISI 316 paslanmaz çelik grubudur. Östenitik paslanmaz çeliklerin yapılarında % 16-26 arasında Cr, % 10-24 arasında Ni+Mn, % 0,40'a kadar da C içerirler. Ayrıca azda olsa Mo, Ti, Nb ve Ta gibi elementlerde içerir. Östenitik paslanmaz çelikler sıcaklık aralığı oldukça geniştir. Tokluk ve dayanım değerleri oldukça yüksektir. Aynı zamanda ve en önemlisi 540°C'ye kadar oluşan sıcaklıklarda oksidasyon oluşumuna engellemede oldukça başarılı bir performans gösterirler [7,8].

Endüstriyel uygulamalarda paslanmaz çeliklerin kullanımı son yıllarda artması ile bu tür çeliklerin kaynaklı birleştirilmeleri oldukça önem kazanmıştır [3,4]. Paslanmaz çelikler için kullanılan kaynak yöntemlerin başında Metal Inert Gaz (MIG) ve Tungsten Inert Gaz (TIG) gelmektedir. TIG ve MIG kaynak yöntemlerin diğer kaynak yöntemlerinden daha fazla avantajı söz konusudur. “MIG kaynak yöntemi, endüstride çeliklerin ve demir dışı metallerin kaynağında en çok kullanılan kaynak yöntemidir” [1-8]. MIG kaynak yönteminde içi dolu kaynak telleri kullanılmaktadır. Kaynak için gereken ısı, eriyen ve kaynak bölgesine sürekli akan (eriyen) bir tel elektrot ve birleştirilecek malzemeler arasında oluşan ark yardımıyla oluşur. Ark işlemi, kaynak akımı elektrotta geçerek oluşan direncin

ısıtması ile meydana gelmektedir. Kaynak teli ark bölgesine otomatik olarak gönderilir, ergir ve kaynak metalini oluşturur [8-10].

MIG kaynak yönteminde kaynak bölgesi bir inert gaz tarafından korunur. Bu koruyucu gazın gazaltı kaynak yöntemlerindeki en önemli özelliği ergiyen kaynak metalini korumaktır. “Koruyucu gazların birinci derecedeki fonksiyonu, ergiyen kaynak metalini atmosferde bulunan azot ve oksijenin olumsuz etkisinden korumaktır” [11,24]. Kullanmış olduğumuz koruyucu gaz çeşidi ya da gaz karışımı birleştirilen numunelerin özelliklerin meydana gelmesinde oldukça etkindir. Ayrıca kullanılan gaz ya da gaz karışımları ark şeklini, kaynak sırasında harcanan enerji miktarını ve kaynak metali ve ana malzeme birleşim şeklini belirlemektedir. MIG kaynağında argon (Ar), helyum (He) gazları ve değişik oranlarda karışım gazlar kullanılabilir [12,24]. Ayrıca, son zamanlarda argon gazına değişik oranlarda oksijen (O_2), hidrojen (H_2) ve azot (N_2) gazları da ilave edilerek farklı gaz kompozisyonları oluşturulmakta ve kaynak işlemleri yapılabilmektedir [11,13,14,24]. “Seçilen gazın cinsi ve kompozisyonu birleştirilen malzemenin mikro yapısına ve mekanik özelliklerine önemli şekilde etki etmektedir” [5,8-15]. Aynı zamanda kullanılan koruyucu gaz ya da gazlar, kaynak bölgesi içindeki ısıdan etkilenen bölgede (ITAB)’ı, metal transfer türünü ve oluşan arkın karakteristiğini etkiler [8-10,16]. Paslanmaz çeliklerin MIG yöntemi ile birleştirilmesinde koruyucu gaz seçimi ve koruyucu gazın kaynak bölgesi mekanik ve metalürjik özelliklerine etkisi üzerine çalışmalar yoğun bir şekilde devam etmektedir

Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan argon gazını incelediğimizde gördüğümüz, zehirli olmayan bir gaz olup; kokusuz, renksiz, tatsız ve yanmaz bir gaz olduğudur. Gazın atmosferde bulunma oranı %0,934 oranındadır. Fakat argon gazı ekonomik açıdan uygun olmasından dolayı atmosferin arıtılması ile elde edilmektedir ve havadan ağırlığı 1,38 kat fazladır. Argon gazı kaynak işlemi sırasında arkın ve kaynak banyosunu çok iyi korumaktadır. İyonizasyon enerjisi bakımından seviyesi düşüktür. Bu sebepten dolayı ark oluşumu argon gazı atmosferi altında güvenilir ve kolaydır. Bir diğer avantajı ise argon gazının akış hızının oldukça düşük olmasıdır. Bu açıdan eğer helyum gazı ile karşılaştırsak, argon gazı ark oluşumu bakımından daha kararlı ve ark voltajı bakımından ise daha düşük seviyede tutar. Düşük voltaj ile kaynaklı birleştirmelerin gerçekleşmesinin en büyük avantajı ise ince sacların birleştirmesinde yanık oluşmadan önemli bir avantaj sağlamaktadır. Saf argon koruyucu gazı kullanılarak ve MIG kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerde kaynak bölgesindeki nüfuziyet de şarap kadehine benzeyen bir şekil oluşmaktadır.

Saf helyum ya da argon helyum karışımı koruyucu gazı kullanımı ile özellikle kalın parçalarda tercih edilmektedir. Isı iletimi bakımından helyum koruyucu gazı daha iyi bir performans göstermektedir. Bu sebepten dolayı kaynak dikişinde daha derin bir nüfuziyet oluşmaktadır. Nüfuziyetin derin oluşması ise kalın kesitli parçalarda kaliteli bir kaynaklı birleştirme gerçekleşmesi için önemlidir ve tercih edilmektedir. Koruyucu gaz kullanımında eğer helyum bakımından zengin bir gaz tercih edilirse yüksek voltaj ve kısa devreli metal transferi yardımıyla iyi bir ıslatma ve kaynak havuzu içinde ortaya çıkabilecek hataları en aza indirir.

MIG kaynak yöntemi ile birleştirilen paslanmaz çeliklere, daha uygun birleştirme gerçekleşmesi amacı ile genelde, koruyucu gaz olarak kullanılan argon gazına %2 civarında O₂ koruyucu gaz ilave edilmektedir. İlave edilen O₂ koruyucu gazı ile ilave metalin ergimesi daha iyi olmakta ve damlacık oluşumu daha kolay oluşmaktadır.

Günümüzde ise birleştirme işleminin daha başarılı gerçekleşmesi için ilave edilen H₂ gaz kombinasyonu ile MIG ve TIG kaynak yöntemlerinin de kullanıldığı görülmektedir. Her iki koruyucu gazı ayrı ayrı değerlendirdiğimizde aslında hem fiziksel olarak hem de kimyasal olarak birbirinden farklı gaz çeşitleri olmasına rağmen iki koruyucu gazın birleştirilmesi ile kaynaklı birleştirmelerde işlem sırasında çok önemli özellikler kazanıldığı görülmektedir. Argon koruyucu gazına yapılan hidrojen gazı ilavesi ile ise oluşan arkta voltajın düşmesinden dolayı ark gücünde bir yükselme oluşmaktadır. Isıl iletkenlik bakımında hidrojen gazının iyi olmasından dolayı ark oluşumu daha dar oluşur ve nüfuziyet bakımından daha derin oluşmaktadır. Hidrojen koruyucu gazın ilavesi ile kaynak bölgesinin en üst katmanında oksit oluşumunu engeller ve dikiş görüntüsü bakımından bir avantaj sağlar.

Çevik [17], yaptığı çalışmada S275 yapı çeliğini farklı gaz kombinasyonları ile birleştirmiş ve en iyi mekanik özelliklerin %86Ar, %12CO₂, %2O₂ karışım gazı ile elde edildiğini ifade etmiştir. Durgutlu [18], yapmış olduğu bir çalışmada AA6063-T6 alüminyum alaşımını Ar gazına farklı oranlarda H₂ gazı ilave ederek TIG kaynağı ile birleştirmiş ve kaynak bölgesi özelliklerini incelemiştir. Gaz karışımının hidrojen içeriği arttıkça kaynak dikişlerinde porozite miktarının arttığı ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerinin düştüğünü rapor etmiştir. Kahraman ve arkadaşları [19], yapmış oldukları bir çalışmada AISI 316L paslanmaz çelik malzemeleri Ar gazına farklı oranlarda H₂ gazı ilave ederek TIG kaynağı ile birleştirmiş ve kaynak bölgesi tane morfolojisini incelemişlerdir. Kaynak dikişlerinde

hidrojen miktarı artışına paralel olarak ITAB'da tane irileşmesini ve yine ITAB'da genişleme olduğunu rapor etmişlerdir. Liao ve Chen [20], yaptığı çalışmada AISI 304 paslanmaz çelik levhaları gaz metal ark kaynak ve özlü, tel ark kaynak yöntemleri ile farklı gaz kombinasyonları kullanarak birleştirmiştir. En iyi mekanik özellikleri %98 Ar + %2 CO₂ gazı kullanıldığında elde edildiğini rapor etmişlerdir. Sathia ve arkadaşları [21], yaptığı çalışmada süper östenitik paslanmaz çelik levhaları CO₂ lazer-GMAW hibrit kaynak prosesi ile farklı gaz kombinasyonları kullanarak birleştirmiştir. Koruyucu gaz kombinasyonunun kaynak dikişi formu ile çekme, sertlik ve tokluk özelliklerine etkili olduğunu ifade etmişlerdir. %50 He + 4%5 Ar + %5 O₂ gaz karışımı ile daha iyi mekanik özellikler elde ettiklerini rapor etmişlerdir.

Yapılacak olan bu doktora tezi çalışmasında MIG kaynak yöntemi ile birleştirilen AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğinin mekanik ve mikroyapısal özelliklerine farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının etkisi araştırılmıştır. Koruyucu gaz türünün kaynaklı birleştirmenin mekanik özelliklerine etkisini belirlemek için çekme, eğme ve sertlik testleri uygulanmıştır. Ayrıca, kaynak metali ile ısıdan etkilenen bölgede meydana gelen makro ve mikroyapılar incelenmiştir. Yapılan testler sonucunda elde edilen bulgular literatür ışığında değerlendirilmiş ve yorumlanmıştır.

2. PASLANMAZ ÇELİKLER

2.1. Paslanmaz Çeliklerin Genel Özellikleri

Paslanmaz çeliklere paslanmazlık özelliği kazandıran alaşım elementi olan krom; Yunanca bir kelime olup, renk kelimesinden türetilmiştir ve bu alaşımlar metalografik dağlama araçlarına karşı dirençli olduklarından bu malzemelere paslanmaz çelik adı verilmiştir. Oksit tabakası oluşumu, demir ve alaşımlarının büyük bir kısmında olduğu gibi çeliklerde de atmosferde oksitlendiği görülmektedir. Bu demir ve demir alaşımlarının en büyük dezavantajlarından birisidir. Alüminyum ve çinkonun yüzeyinde oluşan oksit tabakası malzemeler için avantajlı bir durum oluştururken çelikte ise yüzey kısmında oluşan oksit tabakasının iç kısımlara doğru oksitlenmenin ilerlemesi durdurulamaz ve olumsuz bir durumla karşılaşılır [22].

Paslanmaz çeliklerin üzerinde oluşan sıkı ve ince oksit tabakası korozyon ve oksidasyon ilerlemesini engellemektedir. Korozyon direnci seviyesi ise artan krom miktarına göre direnç seviyesini yükselmektedir. Çeliğin içindeki krom ve oksijen arasındaki ilişki ile bu koruma oluşmaktadır. Paslanmaz çeliklerin yüzeyi krom oksit tabakası oluşmaması durumunda korozyon ve oksidasyon direnci hassaslaşır. Oluşan duruma aktif denir. Oksit tabakası oluşması durumunda paslanmaz çelikleri oksidasyona karşı direnç gösterir ve çelikler bu durumda da pasifleşmiş olurlar. Bu oluşum için paslanmaz çeliğin bileşimi, türü, pasifleşmenin derecesi, sınırları ve ortamın aktivitesine göre oluşmaktadır. Paslanmaz çeliklerde eğer bu koşullar oluşursa pasifleşme kalıcı hale gelir ve korozyon hızı oldukça yavaş bir hıza sahip olur [23].

“Paslanmaz çeliğin korozyon direncinin oluşabilmesi için en az %12 oranında krom bulunması gerekmektedir ve ortamda da oksijen bulunmasına gerek vardır” [25]. İnce ve yoğun bir şekilde oluşan krom oksit, paslanmaz çeliği oksidasyonun ilerlemesini engeller ve korozyon dayanımı bakımından yüksek direnç oluşturur [26,27]. Yüzeydeki pasif oksit tabakası kaldırıldığında paslanmaz çelikler korozyon saldırısına maruz kalırlar. Atmosfer ortamında paslanmaz çelikteki pasif film tabakasındaki artış Cr miktarına bağlıdır [26,28,29]. Krom, aynı zamanda çeliğin yüksek sıcaklıklarda mekanik özelliklerini korumasını sağlar. Dolayısıyla kromlu paslanmaz çelikler, yüksek sıcaklıklarda sürünmeye

karşı dayanıklı (creepresisting) çelikler olarak da kullanılmaktadır [24]. Paslanmaz çeliğe paslanmazlık özelliğini kazandıran alaşım elementi krom ilk önce Alman Kimyager M.H. Klaproth ve Fransız Louis Nicolas Vauguelin tarafından 1797'de, Ural Dağları'ndan gelen Crocoite adı verilen parlak kırmızı renkli bir mineralin analizi sırasında yeni bir element olarak kendisini göstermiştir. Bileşiminde % 64 kurşun içeren bu cevherden yeni bir elementin ayrıştırma çalışmaları sırasında mineralin çeşitli renkler alması üzerine Kristalograf Renejust Haüy'ün önerisi ile Vauguelin bu yeni elemente Yunanca renk kelimesinden türetilmiş olan krom adını vermiştir [30].

Kimyasal bir işleme gerek duyulmadan paslanmaz çeliklerin yüzeyinde pasif bir tabaka oluşur. Yüzeyde film oluşumu oksijen tabakasının teması ile oluşmaktadır. Fakat pasivasyon oluşabilmesi için yüzey pisliklerinin ve oksitlerin yok edilmesi ile koruma sağlanır [23].

Paslanmaz çeliklerin tarihine bakıldığında araştırma ve inceleme çalışmalarında asitlere dayanıklılığı keşfedilmiştir. Bu durum aynı zamanda krom karbürleri çözelti haline getirerek bu alaşımı daha sünek hale getirir. Daha sonraları ferritik ve östenitik tipler yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. II. Dünya savaşı sonrasında östenitik paslanmaz çelik imalatında azot ve mangan gibi elementler kullanılmıştır. Çünkü savaş süresinde nikel elementi bulunmasında zorluklar yaşanmıştır. İleriki yıllarda farklı ihtiyaçların ortaya çıkması ile çökelme sertleşmeli ve dupleks paslanmaz çelik türleri geliştirilmiştir [30].

“Paslanmaz çeliklerde paslanmazlık özelliğini sağlayan elementlerin yanı sıra, farklı gereksinimleri karşılamak üzere ilave edilen alaşım elementleri veya kaçınılmaz olarak bulunan karbon ve bazı elementler bulunmaktadır” [25]. Başlıca ilave edilen elementleri bakacak olursak;

Karbon, kaynak metalini olumsuz etkiler. Çünkü karbon düşük sıcaklıkta tokluğu ve korozyon direnci bakımından olumsuz bir şekilde etkilenmektedir. Karbon, mukavemeti yüksek olan alaşımlara sertleşme özelliği kazandırmak ve mukavemet seviyesini artırmak için kullanılmaktadır. Aynı zamanda karbon ferrit yapıcı bir elementtir.

Krom, en büyük özelliği korozyona karşı koruma sağlayan bir alaşımdır. Aynı zamanda krom ferrit ve karbür oluşumunu sağlamaktadır. Fakat krom elementinin paslanmaz çeliklerde mukavemete önemli bir etkisi görülmemektedir.

Nikel, krom elementi fazla olan ve karbon oranı düşük olan çeliklere katılmaktadır. Bu çeliklere katılmasının amacı yüksek sıcaklıklarda oluşan tane büyümesini engellemek içindir. Kaynak metali tokluğunu özellikle sıfır altı çeliklerde etkilediği görülmektedir. Nikel önemli derecede östenit yapıcı bir elementtir. Karbon elementinde olduğu gibi nikel de mukavemeti artırmaktadır.

Titanyum, yaşlanma sertleşme etkisini azaltmak için yüksek mukavemete sahip çeliklere katılır. Miktar bakımından %12 kroma sahip kaynak metaline ilave edilmesi ile yapı ferritik hale dönüştürülür. Bu da yapıyı sertleşmez hale dönüştürmektedir.

Alüminyum, tufalleşme dayanımını özellikle yüksek sıcaklıklarda artırmaktadır. Oldukça yüksek derecede ferrit yapıcı bir elementtir.

Mangan, özellikle östenitik alaşımların kaynak metali bölgesinde çatlama oluşumunu engellemektedir. Mangan aynı zamanda östenit yapıcı bir elementtir.

Niyobyum, özellikle östenitik alaşımlarının krom karbür çökmesini dengelemektedir. Martenzitik paslanmaz çelikte oluşabilecek sertleşmeyi düşürmek için ilave edilir. Niyobyum elementi karbür yapıcı bir elementtir.

Azot, düşük karbonlu, kromca zengin olan paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıklarda oluşan tane büyümesini önlemek için ilave edilir. Azotun ilave edilmesi durumunda mukavemeti artırmaktadır. Kaynak bölgesini tokluk bakımından özellikle sıfırlı sıcaklıklarda olumsuz yönde etkilemektedir. Azot elementi östenit yapıcı bir elementtir.

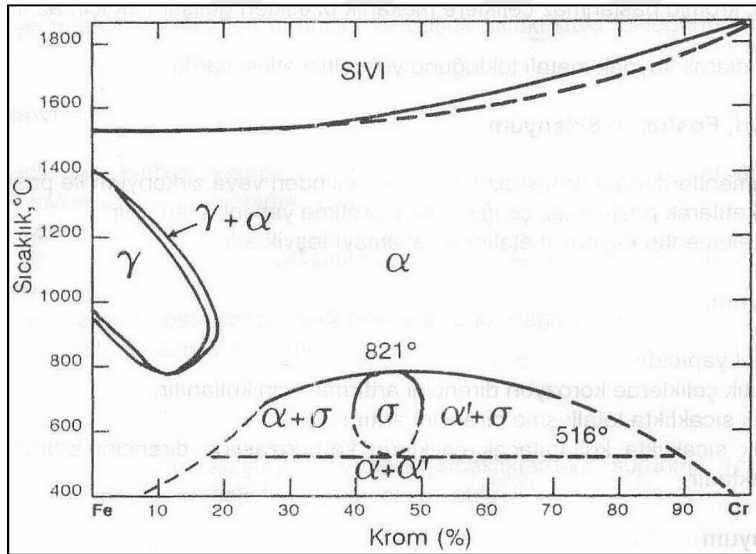
Fosfor, kükürt ve selenyum elementleri özellikle kaynak metalinde çatlama oluşumuna sebep olmaktadır. Bu elementlerden herhangi birisi zirkonyum ya da molibden elementleri ilave edilmesi durumunda, çelikte talaş işleme becerisi yükselmektedir.

Silisyum, korozyon direncini artırmak için östenitik paslanmaz çeliklere ilave edilmektedir. Tufalleşme dayanımını özellikle yüksek sıcaklıklarda artırmaktadır. Silisyum elementi ferrit yapıcı bir elementtir.

Tungsten, yüksek sıcaklık alaşımları sürünme dayanımını ve mukavemet dayanımını yükseltmek için ilave edilmektedir. Tungsten elementi ferrit yapıcı bir elementtir.

Titanyum, krom karbür çökmesini önlemek amacı ile özellikle östenitik çeliklerde kullanılır. Alüminyum ile beraber ilave edilmesi durumunda yaşlanma sertleşmesini etkilemek için özellikle ısıya dayanıklı çeliklere katılmaktadır. Titanyum iyi bir ferrit yapıcı elementtir.

Paslanmaz çeliklerin en önemli oluşum grafiği demir-krom denge diyagramıdır. Burada krom, ferriti kararlı hale dönüştürmektedir ve hacim merkezli kübik kafes yapısına sahiptir. Şekil 2.1'de demir krom denge diyagramını incelediğimizde yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan östenitin dar bir bölgede olduğu görülmektedir. Krom miktarı bakımından östenitin en fazla çözöldüğü sıcaklık yaklaşık olarak 900-1000°C arasında olduğu görülmektedir. Aynı zamanda 830°C'nin altındaki ve 1390°C'nin üstündeki sıcaklık bölgelerinde östenit oluşumu görülmemektedir [31].



Şekil 2.1. Demir-krom denge diyagramı [31]

Şekil 2.1'deki saf demir-krom alaşımları, en az %12 krom elementine sahip olması durumunda sıvı halden başlayarak katılaşıırken kristal kafes oluşumu ferrit şeklinde katılaşmaktadır. Soğuma aşamasında ise hiçbir dönüşüm görülmemektedir. Oluşan bu durum, östenit alanını da net bir şekilde sınırlandıran kromun ferrit oluşturma durumundan kaynaklanmaktadır.

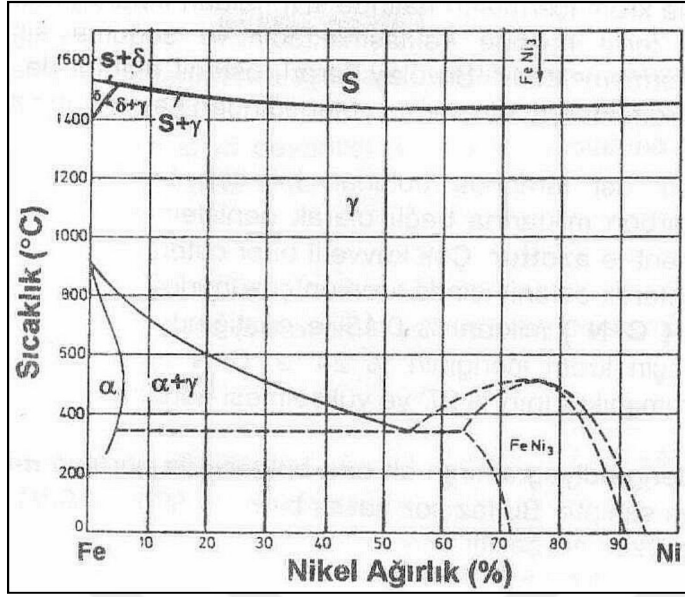
Demir – krom denge diyagramının sol üst köşesinde yer alan γ alanı alaşımın içeriğindeki karbon miktarına göre genişleyip ya da küçülmektedir. Azot da bu γ alanını büyültüp küçültebilir. Karbon ve azot çok güçlü bir östenit dengeleyicidir, γ alanını genişletebilir ve kromun çözünürlüğünü artırmaktadır. Örnek olarak, burada karbon-azot miktarı %0,13 'e ulaştığında $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ şeklinde dönüşüm oluşmaması için krom miktarı %24'e, karbon + azot miktarının %0,2'ye çıkması durumunda ise krom miktarının %27'ye çıkması gerekmektedir [31].

Şekil 2.1'deki demir-krom diyagramının alt orta alanda görülen σ fazının yapısı tetragonal bir yapıdır. σ fazı 600°C ile 800°C arasında ve çok yavaş bir hız ile oluşur ve demir krom denge diyagramında çok nadir meydana gelir.

Ötektoid bir dönüşüm ile 520°C'nin altındaki sıcaklıklarda $\alpha + \alpha$ fazlarına ayrışır. Bu oluşum ve gelişme hızı oldukça yavaş bir hızda gerçekleşmektedir. Eğer hızlı soğuma oluyorsa σ fazının oluşumunu engeller ve α fazı 520°C altındaki sıcaklıklarda ayrışma görülür. Sonuç olarak α fazının yaklaşık olarak %90'ı kromdan oluşmaktadır. Oluşan bu faz gevrek bir yapıya sahiptir.

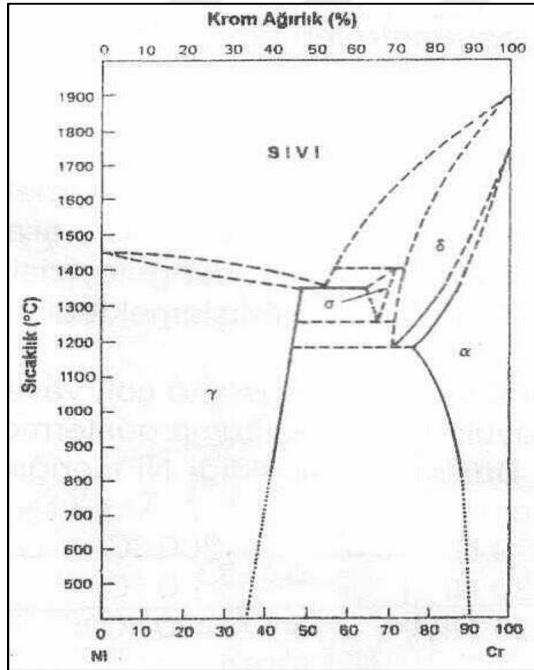
Şekil 2.2'deki demir-nikel denge diyagramına bakıldığında ise yaklaşık olarak 450°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda östenit oluşumu için uygun olduğu görülmektedir. α Demiri içindeki nikelin çözünebilirliği 400 ile 500°C arasındaki sıcaklıklarda en çok çözünebilirliğe ulaşılmaktadır. Nikel iyi bir östenit dengeleyicisidir. Nikel oranı %30 seviyelerine ulaştığında γ alanı 500 ile 1450°C arasındaki sıcaklıkları kapsamaktadır [31].

Östenit fazının dönüşümü yavaş bir soğuma hız ile oluşmaktadır. Bu sebep ile M_s sıcaklığı, nikel oranının artması sonucu M_s sıcaklığında büyük bir azalma görülür. Örnek olarak, %20 nikel 220°C, %30 nikel 0°C, %34 nikel -220°C.



Şekil 2.2. Demir-nikel denge diyagramı [23]

Saf krom, allotropik bir dönüşüme sahiptir ve bu durum krom-nikel denge diyagramından görülebilir. Şekil 2.3'de gösterilmektedir.

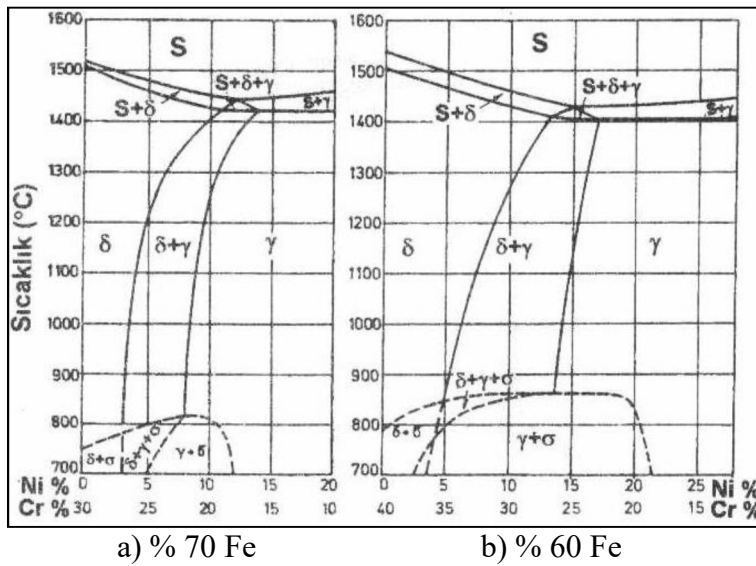


Şekil 2.3. Krom-nikel denge diyagramı [22]

Yüksek sıcaklıklarda oluşan σ ve δ fazları yapı özelliklerini koruyabilmeleri için hızlı soğutma şartıyla normal sıcaklıklarda da yapı özellikleri bozulmayabilir. Östenit alanının

geniş olması Krom – Nikel denge diyagramında oldukça önemlidir. Örnek olarak, 1350°C sıcaklıkta iken YMK kafese sahip olan nikel kendi içinde neredeyse krom oranının yarısına kadar çözünmektedir.

Esas elementlerden oluşan paslanmaz çeliklerde nikel, demir ve krom gibi elementler ikili denge diyagramı oluşturdıklarında bazı alanlarda belirsizlikler görülmektedir. İkili sistemlerde görülen benzer durum Fe-Cr-Ni üçlü sistemlerde de görülmektedir. Bu durum bazı reaksiyonların faz oluşumunun yavaş bir şekilde soğuma hızı ile görülebilmesi ve bazı alaşım elementlerinin varlığı, ikili denge diyagramlarının, çeliklerin içyapılarının belirlenmesinde etkin bir biçimde kullanılmasına sebep olmaktadır. Örnek olarak Şekil 2.4 a ve b'de gösterilen Fe-Cr-Ni üçlü diyagramında 18Cr – 8Ni'li çeliğe ait kesiti incelediğimizde kromun yanı sıra %8 ile %10 arası nikel oranına sahip paslanmaz çelik, ortam sıcaklığında östenitik yapı oluşması için 800 - 1200°C arasındaki bir sıcaklıktayken hızlı soğutmak amaçlı su verildiği durumda östenitik yapı oluşmaktadır. Fakat uygulamada çeliklerin östenitik bir yapıda, hem ortam sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda oluşabilmektedir. Fakat diyagram üzerinde östenitin dengelenmesinde azot elementi ve karbon elementi dikkate alınmamasından dolayı farklı sonuçlar ortaya çıkmaktadır. Paslanmaz çelikleri ortam sıcaklığında daha dengeli bir faz olan ferrit oluşturmak için, plastik şekil değiştirme yöntemi ya da ortam sıcaklığından çok daha fazla soğutmak şartı ile ferrit oluşturulabilir [25].

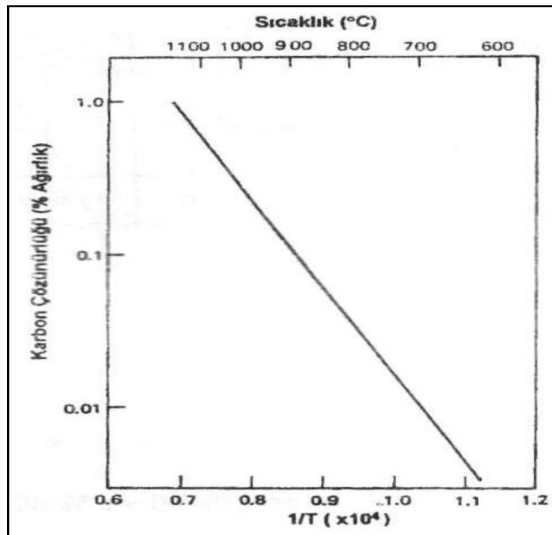


Şekil 2.4. Fe-Cr-Ni denge diyagramı (%70 ve %60 Fe için hazırlanmış) [22,25]

Şekil 2.4'de görüldüğü gibi Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramı incelendiğinde σ fazı çok yavaş bir hızla oluşmaktadır. Bu sebepten dolayı diyagramdaki sıcaklıklarda kullanılan paslanmaz çeliklerin özelliklerinin oluşmasında önemli bir etki olarak dikkate alınmaz. Şekil 2.4 a ve b grafiklerinde gösterildiği gibi Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramının ve aynı zamanda paslanmaz çeliklerin çok azda olsa katılan alaşım elementlerin etkilerinin oldukça fazla olduğu görülmektedir [22,25].

Fe-Cr-Ni üçlü sisteminde dikkate alınması gereken olayların başında östenitin dengelenmesidir. Bu da daha az nikel katkısı ile dengeli bir östenitik içyapılı çelik oluşturmaktır. 1900 yıllardaki savaşlar nedeni ile nikel kıtlığı yüzünden östenitik paslanmaz çeliklerde nikel yerini kullanılabilecek bazı elementlere zorunlu bir şekilde ihtiyaç duyulmuştur. Ancak demir – krom sisteminde çok az sayıda element karbon, mangan, kobalt, azot ve bakır gibi östenit bölgesini büyültme etkisi bulunmaktadır. Bu elementlerden tek başına katılmaları da istenilen sonuçları vermemektedir.

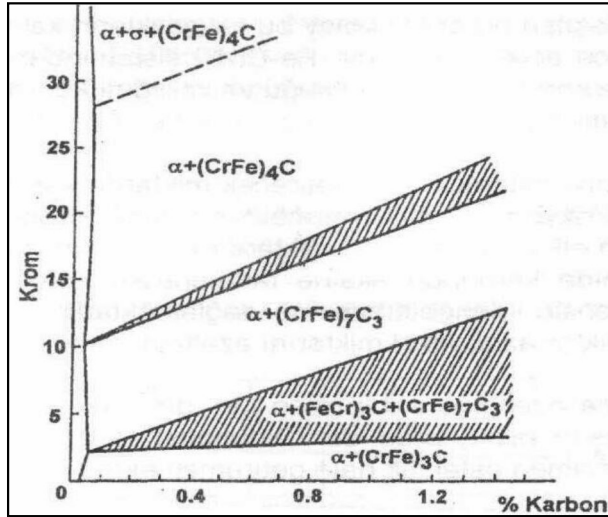
Örnek olarak, karbon, östenitik Fe-Cr-Ni alaşımlarında düşük miktarda da olsa çözünmektedir. Fakat östenitin dengelenmesi konusunda önemli etkileri vardır. Şekil 2.5'de %18Cr, %8-10Ni, Fe alaşımlarında karbon çözünme oranını gösterilmektedir.



Şekil 2.5. %18Cr, %8-10Ni, Fe alaşımlarında karbonun çözünürlüğü [22]

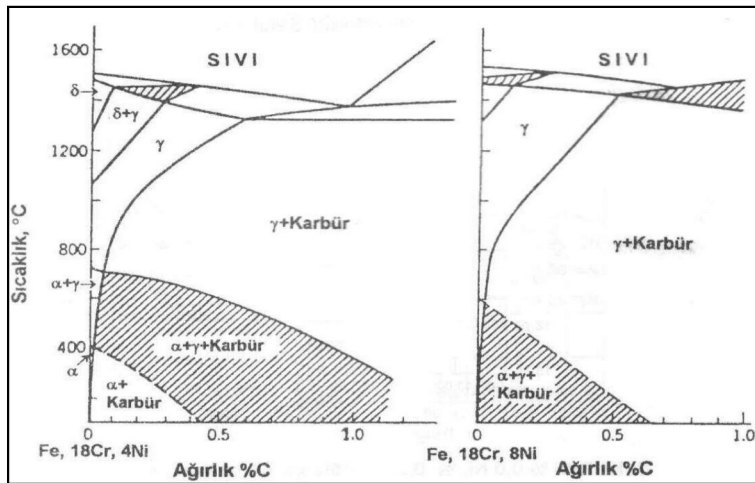
Karbon östenit yapıcıdır ama paslanmaz çeliklere karbon katılım miktarı sınırlıdır. Karbonun çözümünün sınırlı olmasından dolayı çözilemeyen karbon, krom ile birleşir ve

karbür oluşur. Krom ve karbon oranı karbür fazının dağılımını belirler. Şekil 2.6'da görülmektedir. Çeliklerde karbon Fe_3C şeklinde karbür oluşturur. Bu durumda çelik içerisine kromun eklenmesi ile karmaşık yapılarda karbürler oluşur. Örnek olarak, yüksek krom oranına sahip $(\text{FeCr})_3\text{C}$, $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$, paslanmaz çeliklerin çoğunluğunda bileşiminde %70 krom içeren $(\text{FeCr})_4\text{C}$ karbürü bulunmaktadır.



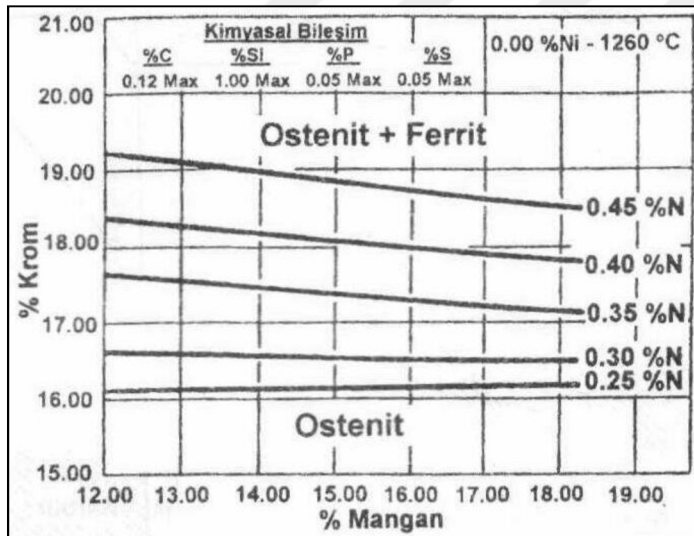
Şekil 2.6. Fe-Cr-C alaşımlarında karbon ve krom bileşimlerinin etkisi ve yavaş soğuma halinde bulunan fazlar [25]

Fe-Cr-Ni sisteminde de, %4 Ni ve %8 Ni içeren alaşımlarda karbür fazının oluştuğu ve varlığını koruduğu bölgeler Şekil 2.7'de gösterilmiştir.



Şekil 2.7. Fe-Cr-Ni ikili gibi denge diyagramlarında karbür fazları [22]

Karbonun bütün yapıyı östenitik hale dönüştürecek kadar katılması ile malzeme korozyon direnci ve süneklik bakımından özelliklerini kaybetmektedir. Eğer azot katılırsa istenilen yapıyı oluşturacak kadar katılmamasına rağmen, Fe-Cr-Ni'li östenitik yapılarda karbonlu östenitik yapı ile karşılaştırdığımızda taneler arası korozyona daha az sebep olduğu görülmektedir. Yalnız başına mangan elementinin katılması durumunda; % 25'ten daha fazla bir miktarda katılsa bile, %15'ten fazla krom içeren alaşımlarda bile tamamen östenitik oluşturulamaz. Bakır elementi östenitin sünekliğini yüksek sıcaklıklarda bozar. Kobalt elementi ekonomik olarak uygun olmamasından dolayı demir-krom alaşımlarında kullanılmaz. Yapılan çalışmalar sonucu östenitik yapıyı dengelemek için demir-krom alaşımına mangan eklenmiş ve sıvı metal içinde azot çözünürlüğünü arttırmıştır. Azot ilave edilen Fe-Cr-Mn alaşımına nikel ilave edilmesi ile östenitik yapıyı artan krom miktarına karşın daha kararlı hale getirmektedir. Bu yapı 1260°C civarlarında görülmektedir. Şekil 2.8, 2.9, 2.10 ve 2.11'de nikel miktarına göre çelikteki yapı diyagramları gösterilmektedir [22,25].

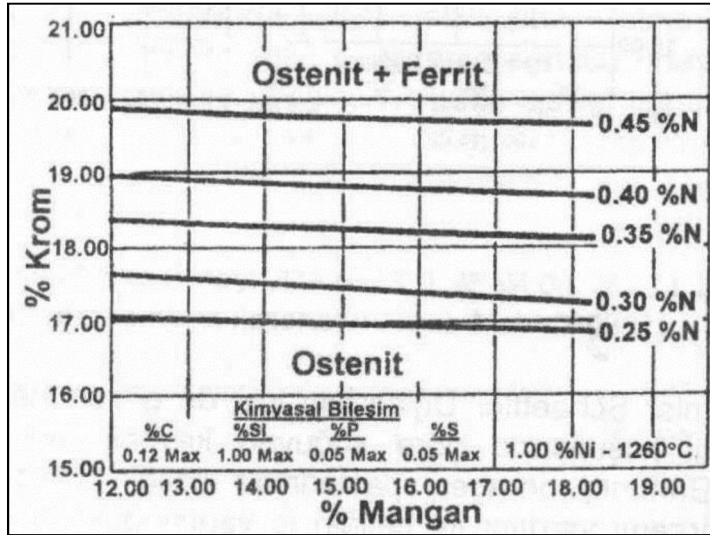


Şekil 2.8. %0,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C' de 1 saat tavlansak suda soğutulmuş) [22]

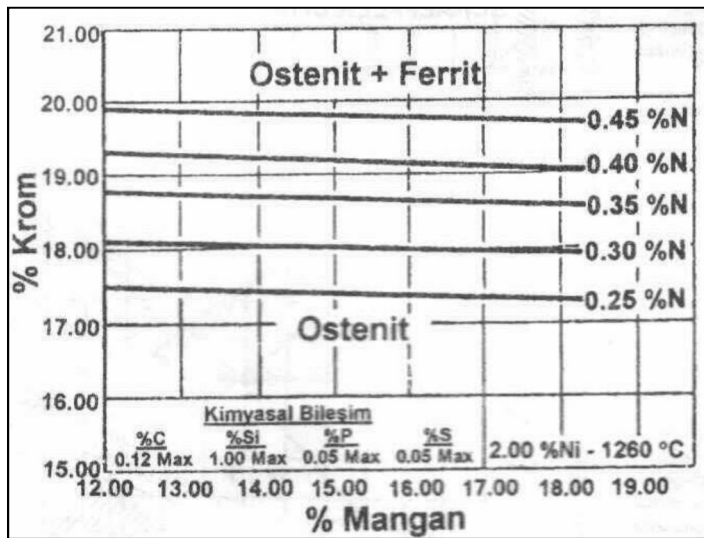
“Paslanmaz çeliklerdeki alaşım elementlerinin etkinlik dereceleri krom eşdeğeri (Creş), östenit dengeleyicileri nikel eşdeğeri (Nieş) olarak gruplanarak değerlendirilmektedir. Uzun yıllar araştırmalar sonucu aşağıdaki “Eş. 2.1 ve 2.2” bağıntıları geliştirilmiştir” [32].

$$\text{Creş} = \% \text{Cr} + 2x \% \text{Si} + 1,5x \% \text{Mo} + 5x \% \text{V} + 5,5x \% \text{Al} + 1,75x \% \text{Nb} + 1,5x \% \text{Ti} + 0,75x \% \text{W} \quad (2.1)$$

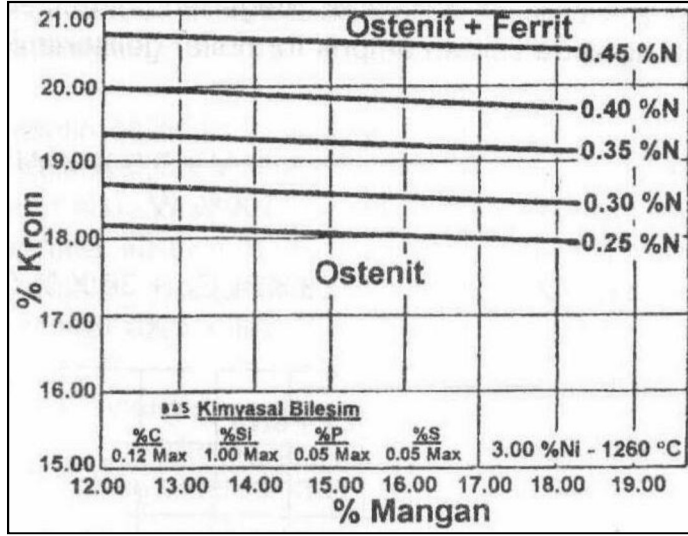
$$\text{Nieş} = \% \text{Ni} + \% \text{Co} + 0,5x \% \text{Mn} + 0,3x \% \text{Cu} + 30x \% \text{C} + 25x \% \text{N} \quad (2.2)$$



Şekil 2.9. %1,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C' de 1 saat tavlانarak suda soğutulmuş) [22]

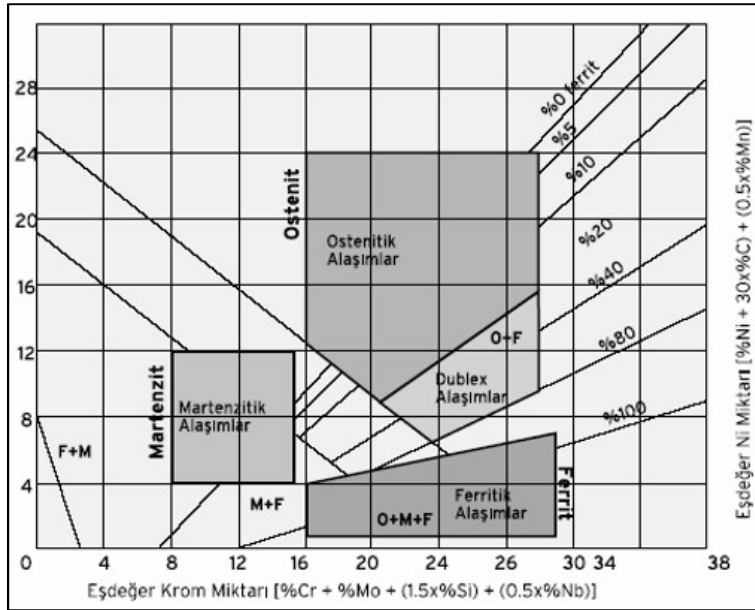


Şekil 2.10. %2,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C'de 1 saat tavlانarak suda soğutulmuş) [22]



Şekil 2.11. %3,0 Ni, %0,25-0,45 N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C’de 1 saat tavlanaarak suda soğutulmuş) [22]

Şekil 2.9- 2.11’da gösterilen diyagramlardaki gibi yakın denklemler Shaeffler diyagramında da dikkate alınmıştır. Fakat Shaeffler diyagramında kendi şartlar içerisinde soğuyan kaynak metaline göre geliştirilmiştir. Şekil 2.12’de gösterilmektedir. Özellikle paslanmaz çeliğin oluştuğu bileşim eğer bilinirse Shaeffler diyagramı ile çeliğin içyapısındaki fazlar kabul edilmek şartıyla bir benzerlik saptanabilir [22].



Şekil 2.12. Schaeffler diyagramı [33]

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Üstünlükleri

Paslanmaz çeliklerin tercih sebepleri; “korozyon direnci, yüksek ve düşük sıcaklıklara dayanım, imalat kolaylığı, mekanik dayanım, görünüm, sağlığa uygun özellik ve uzun ömür başlıkları ile sıralanabilir” [26,33,34].

Korozyon direnci bakımından, paslanmaz çeliklerin neredeyse hepsinin korozyona karşı dayanımı oldukça iyidir. Alaşım yönünden düşük olan çeliklerde atmosferik korozyona karşı daha dayanıklıdır. Alaşım yönünden yüksek olan çeliklerde ise asitlere karşı dayanıklıdır. Alkali çözeltileri ve klorür bakımından zengin olan çeliklerde ortamlara karşı daha dayanıklıdır ve basınçlarda ve yüksek sıcaklıklarda da kullanılabilir.

Düşük ve yüksek sıcaklık dayanımı bakımından ise paslanmaz çelik türlerinde, çeliklerin mekanik dayanımı ve tufalleşme bakımından yüksek sıcaklıklarda dahi önemli bir azalma oluşmaz. Oldukça düşük sıcaklıklarda bazı paslanmaz çelik türleri dahi tokluklarında bir azalma olmaz ve gevrekliklerini korurlar.

İmalat kolaylığı açısından bakıldığında ise paslanmaz çeliklerin neredeyse tamamı talaşlı imalatlarda, kaynaklı ve kesme işlemlerinde soğuk ve sıcak şekillendirmelerde oldukça uygundur.

Mekanik dayanım bakımından paslanmaz çelikleri ele aldığımızda neredeyse tamamı soğuk şekillendirme ile pekleşir ve bu sayede dayanımı artar. Dayanımın artması sonucu daha ince kalınlıklarda çelik üretilerek hem ağırlık hem de ekonomik açıdan önemli faydalar sağlar. Bazı paslanmaz çelik türlerinde ise ısıtılma yoluyla önemli derecede dayanım kazandırılabilir.

“Görünüm ise paslanmaz çelikler çok farklı yüzey kalitelerinde temin edilebilirler. Bu yüzeylerin görünümü ve kalitesi bakımı kolay olduğundan kolaylıkla uzun süreler korunabilir” [26].

Hijyenik özellikleri açısından paslanmaz çelikler basit bir şekilde temizlenebilir. Bu sebepten dolayı paslanmaz çelikler mutfak, gıda, hastane ve ilaç alanında oldukça fazla kullanılmaktadır.

“Uzun ömürlülük açısından ise paslanmaz çelikler dayanıklı ve bakımı kolay malzemeler olduklarından, üretilen parçanın tüm kullanım ömrü dikkate alındığında ekonomik malzemelerdir” [35-37].

2.3. Paslanmaz Çeliklerin Türleri ve İçyapıları

Yapılarında %11'den fazla krom olan çeliklerde, kuvvetli bir şekilde yüzeye tutunmuş, gevrek olmayan, yoğun, oldukça ince olan ve göz ile fark edilmeyen bir oksit tabakası bulunur. Bu sebep ile paslanmaz çelikler kimyasal reaksiyonlara karşı koruma sağladıklarından korozyona karşı oldukça dirençlidirler. Korumayı sağlayan oksit tabakası, oksijenin var olduğu ortamlarda oluşur ve eğer dış etkenlerden dolayı bozulma gerçekleşir ise kendisini yeniler.

Krom miktarı arttırılarak ya da nikel veya molibden gibi benzeri alaşım elementleri ilave edilerek korozyon dayanımı daha fazla artırılabilir. Bu elementlerden farklı olarak alüminyum, bakır, azot, titanyum, silisyum, kükürt, selenyum ve niyobyum gibi bazı elementlerle alaşımlama yapılabilir. Bu elementler incelenerek tasarımcılar ve imalatçılar, farklı kullanımlarda oldukça uygun paslanmaz çeliği tasarlayabilmektedirler. Paslanmaz çeliklerin sahip oldukları alaşım elementleri östenit yapıcı ve ferrit yapıcı olmak üzere iki ana gruba ayrılmaktadır.

2.3.1. Ferrit oluşturan elementler

Ferrit oluşumu için en etkili element kromdur. Ferrit elementi paslanmaz çeliklerde korozyon dayanımı yükseltir ve oksidasyon oluşumunu engellemektedir. Ferrit oluşumunda etkili olan bir diğer element ise molibdendir.

Molibden elementi ise paslanmaz çeliklere redükleyici ortamlarda korozyon dayanım seviyesini artırmakla birlikte yüksek sıcaklıklarda da dayanım arttırmaktadır.

Ferrit yapıcı bir diğer elementler ise titanyum elementi ve niyobyum elementidir. Bu elementler özellikle karbon elementi ile birleşerek taneler arası korozyon dayanımını artırmak ve karbür oluşturmak için tercih edilmektedir. Bu sebepten dolayı tane boyutlarında

küçülme etkisi bulunmaktadır. Dolayısıyla sürünme sünekliği azalırken, sürünme mukavemeti artmaktadır.

Fosfor, kükürt, selenyum elementleri de ilave edilebilmektedir. Bu elementlerde paslanmaz çeliklerin işlenebilme kabiliyetini arttırmaktadır. “Ancak kaynak sırasında sıcak çatlak oluşmasına neden olur. Korozyon direncini bir miktar azaltır. TIG kaynağı yönteminde nüfuziyeti artırır” [38].

2.3.2. Östenit oluşturan elementler

Östenit oluşumunda en önemli element karbondur. Karbon elementi krom elementi ile birlikte kullanılması durumunda taneler arası korozyonda etkili olan karbür oluşumu görülmektedir.

Östenit yapıcı bir diğer element de nikeldir. Nikel elementi ise paslanmaz çeliklere özellikle yüksek sıcaklıkta korozyon oluşumunu engellemektedir ve sünekliği de arttırdığı görülmektedir.

Azot elementi de yüksek derecede östenit yapıcı bir elementtir. Hatta çoğu nikel elementi kadar etkili olabilmektedir. Azot elementi çeliklerde yüksek sıcaklıklarda mukavemeti artırmaktadır.

“Bakır ise paslanmaz çeliklere, bazı ortamlardaki korozyon dayanımlarını arttırmak amacıyla katılır. Gerilmeli korozyon çatlamasına karşı hassasiyeti azaltır ve yaşlanma yoluyla sertleşmeyi teşvik eder” [38].

2.3.3. Nötr elementler

Mangan elementin östeniti kararlı olmasında etkili olmaktadır. Özellikle oda sıcaklığında etkilidir fakat yüksek sıcaklıklarda da ferrit oluşumu görülmektedir.

Silisyum, sıcaktan dolayı oluşan oksitlenmeye karşı dayanımı yükseltir. Yapı içerisinde % 1'den fazla olursa ferrit ve sigma oluşumuna etki eder. Bütün paslanmaz çelik türlerinde

oksit gidermek için az oranda da olsa eklenir. Silisyum aynı zamanda akışkanlığı artırır ve kaynak metalinin ana metali daha iyi ısıtmasını sağlar.

Paslanmaz çeliklerde genelde karbon oranı yaklaşık %0,02 ile 1 arasında bulunmaktadır. Fakat düşük karbon miktarları daha tipiktir ve yüksek karbon oranlılar martenzitik çeliklerde bulunmaktadır. Çünkü yüksek karbon oranı paslanmaz çeliklerde krom karbür oluşur. Oluşan krom karbürler çoğunlukla tane sınırlarında çökeler.

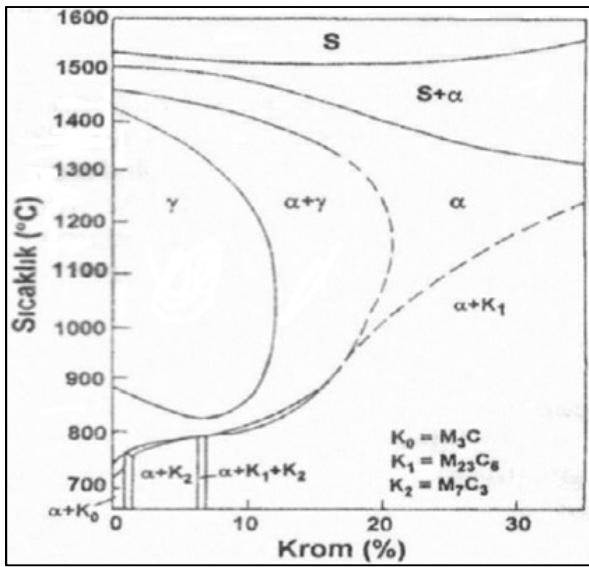
Tane sınırında oluşan bu çökeltmeden dolayı kafes içinde çözünen krom oranı %12'nin altına düşebilmektedir. Fakat çeliğin korozyona dayanıklılığı kaybolur. Bu sebepten çelik içerisinde bulunan karbon oranı arttıkça, ya krom miktarı yükseltmeli ya da karbür oluşma eğilimi engellenmelidir. Bu da kromdan oranca fazla olan elementler dâhil edilerek krom karbürün oluşmasının engellenmesi ile aynı zamanda kafeste çözünmüş kromun azalması yoluyla engellenmelidir.

Paslanmaz çeliklerin içyapısını belirlemede önemli olan alaşım elementler krom elementi, nikel elementi, molibden elementi ve mangan elementidir. Bu elementlerden en çok nikel elementi ve krom elementi östenitik veya ferritik oluşmasını belirlemektedir. Schaeffer diyagramı çeşitli paslanmaz çeliklerin ferrit, östenit ya da martenzitik oluşum yerlerini göstermektedir ve Şekil 2.12'de gösterilmektedir. Ferrit stabilizatörleri; ferrit faz alanını genişleten silikon, krom, molibden, vanadyum, niyobyum ve titanyum gibi karbür oluşturan metallerdir. Östenit stabilizatörleri ise; östenit faz alanını genişleten nikel, mangan, karbon ve nitrojen gibi elementlerdir [27,38].

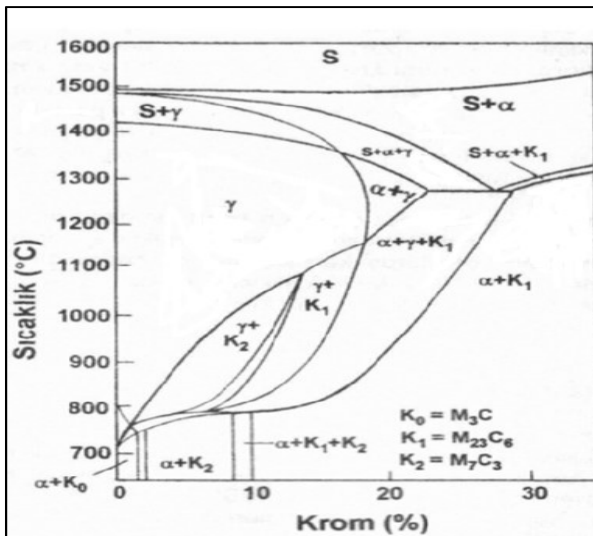
2.3.4. Östenitik paslanmaz çelikler

% 13'den fazla krom içeren demir-krom denge diyagramının dışında östenit alanının demir-krom ikili denge diyagramı içerisinde sadece %13'den daha fazla krom bulunan alanda östenit alanı görülmektedir. Aynı zamanda birçok sıcaklık bölgesinde yapının ferritik olduğu görülmektedir. Fakat %12-13 krom aralığında da $\alpha + \gamma$ alanı görülmektedir. Rastlanan bu bölgedeki ferrit, çeliğin sıvı halden itibaren katılaşma esnasında ortaya çıktığından δ - ferrit olarak isimlendirilmektedir. Bu alaşımların yanına bir de karbon ilave edilmesi ile de γ bölgesinin, özellikle $\alpha + \gamma$ bölgesinin genişlemesine sebep olmaktadır.

Çelik içerisinde %18 krom elementine sahip iken %0,4 oranına kadar karbon ilave edilmesi içyapıda ferritik kalmasına aynı zamanda dönüşüm göstermesini durdurmaz. Fakat karbon oranı %0,08 – %0,22 aralığında olması durumunda içyapı kısmi bir dönüşüm olduğu görülmektedir ve $\alpha + \gamma$ içyapısı olduğu görülmektedir. Çelik içerisinde karbon elementi miktarı %0,4'den daha fazla ilave edilmesi durumunda γ alanından itibaren hızlı bir şekilde soğutulmak şartı ile oda sıcaklığında da tamamen östenitik bir yapı oluşturulabilmektedir. Karbonun içyapıdaki en önemli etkisi de içyapıda tane sınırlarında karbür oluşumudur ve Şekil 2.13 ve 2.14'de gösterilmektedir [22,39].



Şekil 2.13. Demir-krom denge diyagramında karbonun etkisi (0,05C) [22,39]



Şekil 2.14. Demir-krom denge diyagramında karbonun etkisi (0,4C) [22,39]

Oluşturulan bu bileşimdeki minimum nikel oranı ile oda sıcaklığında YMK'lı içyapı dengeli bir halde kalmaktadır. Fakat krom miktarının biraz azalması ya da artması yapının dengeli östenit fazında kalabilmesi, ancak daha fazla nikel bulunması ile östenit fazı dengeli kalabilmektedir. Örnek verecek olursak eğer, korozyona karşı dirençli olan % 25 krom içeren paslanmaz çelik oda sıcaklığında dengeli östenitik yapıda kalabilmesi için % 15 nikle ihtiyaç vardır.

Östenitik paslanmaz çelikler, sıcaklık aralığı geniş olması ve sahip olduğu, yüksek tokluk ve yüksek dayanım değerleri ile dikkat çekmektedir. Bu alaşımlar oksidasyona karşı dayanımı 540°C sıcaklıklara kadar gösterirler. Östenitik paslanmaz çeliklerin başlıca kullanılan malzemelerin kodları 302, 304, 310, 316, 321 ve 347 kodlu östenitik paslanmaz çeliklerdir. Çizelge 2.1'de yukarıda belirtilen ve bunların dışında kalan diğer östenitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal analiz değerleri yer almaktadır [27].

Çizelge 2.1. Östenitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal analizleri [40]

TÜRÜ	UNS No	Kimyasal Analiz Değerleri (%)*							Diğer
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	
201	S20100	0,15	5,5-7,5	1,00	16,0-18,0	3,5-5,5	0,06	0,03	0,25N
216	S21600	0,08	7,5-9,0	1,00	17,5-22,0	5,0-7,0	0,045	0,03	2,0-3,0Mo;0,25-0,5N
301	S30100	0,15	2,0	1,00	16,0-18,0	6,0-8,0	0,045	0,03	
302	S30200	0,15	2,0	1,00	17,0-19,0	8,0-10,0	0,045	0,03	
302B	S30215	0,15	2,0	2,0-3,0	17,0-19,0	8,0-10,0	0,045	0,03	
303Se	S30323	0,15	2,0	1,00	17,0-19,0	8,0-9,0	0,20	0,03	Min 0,15 Se
304	S30400	0,08	2,0	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	
304H	S30409	0,04-0,10	2,0	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	
304L	S30403	0,03	2,0	1,00	18,0-20,0	8,0-12,0	0,045	0,03	
304LN		0,03	2,0	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	0,10-0,15N
304N	S30451	0,08	2,0	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	0,10-0,16N
304HN	S30452	0,04-0,10	2,0	1,00	18,0-20,0	8,0-10,5	0,045	0,03	0,10-0,16N
305	S30500	0,12	2,0	1,00	17,0-19,0	10,5-13,0	0,045	0,03	
308	S30800	0,08	2,0	1,00	19,0-21,0	10,0-12,0	0,045	0,03	
308L		0,03	2,0	1,00	19,0-21,0	10,0-12,0	0,045	0,03	
309	S30900	0,20	2,0	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	0,045	0,03	

Çizelge 2.1. (devam) Östenitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal analizleri [40]

309S	S30908	0,08	2,0	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	0,045	0,03	
309Nb	S30940	0,08	2,0	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	0,045	0,03	8x%C-Nb
309Nb+Ta		0,08	2,0	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	0,045	0,03	8x%C-Nb+Ta
310	S31000	0,25	2,0	1,50	24,0-26,0	19,0-22,0	0,045	0,03	
310S	S31008	0,08	2,0	1,50	24,0-26,0	19,0-22,0	0,045	0,03	
312		0,15	2,0	1,00	30,0nom	9,0nom	0,045	0,03	
314	S314	0,25	2,0	1,5-3,0	23,0-18,0	19,0-22,0	0,045	0,03	
316	S31600	0,08	2,0	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0Mo
316H	S31609	0,04-0,10	2,0	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0Mo
316L	S31603	0,03	2,0	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0Mo
316LN		0,03	2,0	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0Mo;0,10-0,3N
316N	S31651	0,08	2,0	1,00	16,0-18,0	10,0-14,0	0,045	0,03	2,0-3,0Mo;0,10-0,16N
321H	S32109	0,04-0,10	2,0	1,00	17,0-19,0	9,0-12,0	0,045	0,03	Min 5x%C-Ti
329	S32900	0,10	2,0	1,00	25,0-30,0	3,0-6,0	0,045	0,03	1,0-2,0Mo
330HC		0,40	1,50	1,25	19,0nom	35,0nom			
332		0,04	1,0	0,50	21,0nom	32,0nom	0,045	0,03	
347	S34700	0,08	2,0	1,00	17,0-19,0	9,0-13,0	0,045	0,03	Min 10x%C-Nb+Ta
347H	S34709	0,04-0,10	2,0	1,00	17,0-19,0	9,0-13,0	0,045	0,03	Min 10x%C-Nb+Ta
384	S38400	0,08	2,00	1,00	15,0-17,0	17,0-19,0	0,045	0,03	
Nitronic 32	S24100	0,10	12,0	0,50	18,0	1,6			0,35 N
Nitronic 33	S2400	0,06	13,0	0,50	18,0	3,0			0,50 N
Nitronic 40	S21900	0,08	8,0-10	1,00	18,0-20,0	5,0-7,0	0,06	0,03	0,15-0,40 N
Nitronic 50	S20910	0,06	4,0-6,0	1,00	20,5-23,5	11,5-13,5	0,04	0,03	1,5-3,0 Mo;0,2-0,4 N
Nitronic 60	S21800	0,10	7,0-8,0	3,50-4,50	16,0-18,0	8,0-9,0	0,04	0,03	0,1-0,3 Nb; 0,1-0,3V

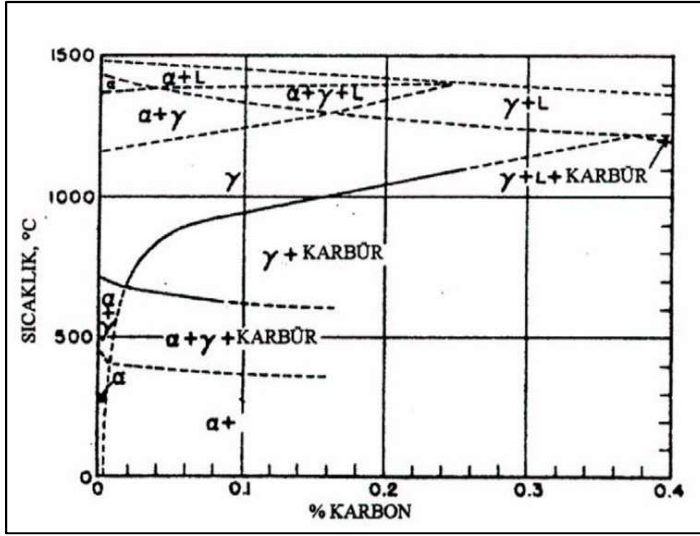
Bu alaşımların uygulanan ısı işlemler sonucunda hep östenitik (YMK) yapı şeklinde görüldüğünden östenitik olarak isimlendirilir. En kuvvetli östenit yapıcılarından birisi nikel olmasından dolayı, bu alaşımlarda katılaşma oluşurken meydana gelen östenit oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda dahi dönüşüm görülmez östenit olarak kalır. “Soğuma esnasında östenit-ferrit dönüşümü olmadığından bu tür paslanmaz çelikler su verme yolu ile sertleştirilemezler. Bu çelikler anti manyetiktir” [35-36].

Östenitik paslanmaz çelikler redükleyici veya oksitleyici ortamlarda korozyon direnci bakımından oldukça iyidirler. Aynı zamanda karbonlu çeliklere göre daha fazla termal genişlemeye sahip, düşük termal iletkenlik katsayısına ve yüksek elektrik direnci, daha düşük ergime noktasına sahiptirler [37,41]. Bu çelikler Fe-Cr sisteminde östenit faz alanını genişletici Ni ve Mn gibi elementlerin katılmasıyla geliştirilmiştir. En yaygın türü 304 ve 316 tipleri gibi 300 serisi alaşımlardır [42]. Oldukça fazla kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin bazılarının kimyasal bileşimleri Çizelge 2.1’de görülmektedir.

Östenitik paslanmaz çeliklerin 300 serileri içinde ortalama %18 Cr ve %8 Ni bulunan çelikler 18-8 paslanmaz çelik olarak adlandırılmaktadır. 303 ve 303Se türleri benzer türlerdir. 303 içinde fosfor (P) ve kükürt (S) bulunmaktadır. 303Se içinde ise selenyum (Se) bulunmaktadır. Östenitik paslanmaz çeliklerin en yaygın türlerinden biri de 304 ve 304L türleridir. Bu türlerin başlıca avantajları;

1. Çok iyi korozyon dayanımına sahiptir,
2. Kaynak kabiliyetleri, çok iyidir,
3. Kolay şekillendirilebilir(sünek olmalarından dolayı),
4. Temizlik ve bakımı oldukça kolaydır,
5. Yüksek ve düşük sıcaklıklarda mekanik özellikleri bakımından oldukça iyidirler,
6. Manyetik değildirler(tavlınmış halde).
7. Dayanımları sadece pekleşme ile artırılabilme gibi özelliklere sahiptir.

İkisi arasındaki tek fark karbon miktarıdır ve 304L’nin içerisinde en fazla %0,03 C bulunmaktadır. 304 tipi paslanmaz çeliklerde ise % 0,06 karbon içermektedir. 304 tip çeliklerde karbon eriyebilirliği sıcaklığa orantılı bir şekilde düştüğü için bu özellikteki alaşımlar yavaş soğutulduklarında krom karbür çökmesi görülmektedir. Şekil 2.15’de Fe-Cr-Ni alaşımları için faz diyagramı gösterilmektedir.



Şekil 2.15. Fe-Cr-C alaşımları faz diyagramı [43].

Örnek vermek gerekirse, 304 türü östenitik paslanmaz çeliği 1050°C sıcaklığında oda sıcaklığına kadar yavaş soğutulduğunda 850 - 450°C sıcaklığı aralığında tane sınırlarına krom karbür çökelecektir. Korozyon direncine karşı krom oranı %12'den az sahip olmasından dolayı malzeme korozyona karşı hassas hale gelmektedir. Yüksek sıcaklıklarda ve korozyon direnci dayanımı artıran molibden içeren türler ise AISI 316 ve 316L'dir. 347 tipi kararlı paslanmaz çelik olarak bilinir ve yeterli miktarlarda Nb veya Ta içerirler. Minimum Nb+Ta toplamı 10xC kadardır [44]. Bazı östenitik paslanmaz çelikler, nikelin yerine %4'den %15,5'e kadar Mn ve %0,06'ya kadar N içerirler ve bu alaşımlar AISI 200 serisi olarak gösterilirler [37,44,45].

Korozyon direnci bakımından, ferritik kromlu ve martenzitik kromlu çeliklere göre östenitik krom-nikel paslanmaz çelikler daha başarılıdır. Ferritik paslanmaz çeliklerde görülen ve en büyük sorunlardan bir tanesi olan geçiş sıcaklığı altındaki gevrekleşme, içyapısı östenitik olması sebebi ile östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerde görülmemektedir. Gerek sıfır altı (-270°C'ye kadar) gerekse de yüksek sıcaklıklardaki korozyon dirençleri, mekanik özelliklerin üstünlüğü bu çelik grubunun birçok alanda rakipsiz bir yapı çeliği olarak kullanılmasına olanak sağlamıştır [46].

Bu tür paslanmaz çelikler çoğunlukla nemli ortamlarda kullanılmaktadır. İçyapısında bulunan krom ve molibden elementlerinin miktarları arttıkça, korozif çözeltilere karşı korozyon direncini artırır. Gerilmeli korozyon çatlamasını yüksek nikel içeriği ile azaltmak

mümkündür. “Östenitik paslanmaz çeliklerin, katılan alaşım elementlerinin (özelikle krom ve molibden) miktarına bağlı olarak genel korozyona ve aralık korozyonuna dirençleri yükselir” [25].

İçyapılarına bakıldığında östenitik paslanmaz çelikler iki grupta incelenmektedir. Bunlara stabil ve metastabil östenitik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Bu ikisi arasındaki farkı çekme dayanımı ile belli olmaktadır. Soğuk şekillendirme ile iğnemsiz ya da martenzitik şekilde içyapı görülenlere metastabil östenitik paslanmaz çelikler denir. Aşırı derecede soğuk şekillendirme sonucunda bile östenitik içyapıları bozulmayan türlere stabil östenitik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Örnek verecek olursak 301 östenitik paslanmaz çelik metastabil türdeki çeliklere iyi bir örnektir. Ortalama % 10-15’lik bir uzama sonucunda deformasyon sertleşmesi gittikçe artan bir şekilde oluştuğu görülür. Buda östenitin dengesiz olduğunu göstermektedir ve plastik şekil değiştirme ile martenzit oluştuğu görülmektedir. Östenitik paslanmaz çeliğin oda sıcaklığında çentik darbe ve çekme dayanımı Çizelge 2.2’ de görülmektedir. Şekil değiştirme sırasındaki kimyasal bileşimin özelliklere etkisi görülebilmektedir. Örnek olarak, akma mukavemeti normal şartlarda elastik şekil değişimi bittiği nokta olmasından ve bu noktaya kadar plastik şekil değişim etkisi görülmemektedir. Akma sınırı üzerindeki değişiklikler kısaca katı eriyik sertleşmesinin etkisindedir. “Katı eriyik sertleşmesine en büyük etkide bulunan elementler de karbon ve azot gibi arayer elementleridir. Bu bakımdan yüksek miktarda karbon ve azot içeren çeliklerin akma mukavemetleri daha yüksektir” [22].

Çizelge 2.2. Bazı östenitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri [40]

Çelik	Ürün biçimi	Akma mukavemeti MPa	Çekme mukavemeti MPa	Uzama (50 mm’de%)	Büzülme %	Çentik darbe (min) j	Elastik modülü MPa
201	Sac ve band	310	655	40	-	-	197x10 ³
202	Sac ve band	310	621	40	-	-	
301	Sac ve band	276	758	60	-	-	193x10 ³
304	Sac ve band	290	580	55	-	-	193x10 ³
304	Levha ve çubuk	241	565-586	60	70	149	193x10 ³
310	Levha	310	655	50	65	122	200x10 ³

Çizelge 2.2'ye dikkatli bir şekilde bakıldığında, en fazla karbon miktarı 201 ve 202 de olduğundan akma dayanımı en fazladır. Stabil tip olan 304 ile 310 östenit paslanmaz çelikler ile metastabil tip olan 201, 202 ve 302 östenitik paslanmaz çelikleri karşılaştırdığımızda, çekme dayanımı bakımından metastabil östenitik paslanmaz çeliklerin daha yüksek olduğu görülmektedir. Aynı tabloda uzama ve büzülme değerleri incelendiğinde, metastabil östenitik paslanmaz çeliklerin deformasyona daha fazla eğilimli oldukları anlaşılmaktadır. Bu tür çeliklerin akma ve çekme mukavemetlerinde bile süneklik ve tokluklarının bir bölümüne sahip olmaktadır. Bu sebepten dolayı bu çelikler soğuk haddelenmiş veya çekilmiş halde yüksek dayanımlı ve korozyon karşı dayanımlı çeliklerdir. Ayrıca kaynak işlemi sonunda, malzemenin tamamı ya da bir kısmı soğuk şekil değiştirme ile kazanılan özelliklerini kaybedecektir. Fakat bu tür östenitik paslanmaz çelikler özelliklerini kaybetmeden birleştirmek mümkündür. Bu da özen göstererek hesaplanmış ve en uygun kaynak yöntemi belirlenmesi ile mümkündür. Östenitik paslanmaz çeliklerde, soğuk şekil değişimi ile kazanılan mukavemetten yararlanılmaktadır. Bu konuda en çok yapılan çalışmalar, kamyonlar, treyler kasaları ve demiryolu taşıtlarıdır [22]. Resim 2.1'te östenitik paslanmaz çeliğin mikro yapısı görülmektedir.



Resim 2.1. Östenitik çeliğin mikro yapısı

2.3.5. Ferritik paslanmaz çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler bileşimlerinde Fe-Cr-C içeren demir esaslı alaşımlardır. Bu tür paslanmaz çelikler düşük karbonlu aynı zamanda krom oranı %12 - 18 arasında olan

çeliklerdir. Krom oranının yüksek olması korozyon ve oksitlenme direnci yüksektir. AISI 400 serisi gurubuna girerler. Mikro yapısında ferrit fazı ve karbürler bulunur.

Yapısal olarak ferritik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında ve daha yüksek sıcaklıklarda hacim merkezli kübik kristal yapısına sahiptirler ve östenit ferrit dönüşümü göstermezler. “Bu çeliklerin düşük toklukları ve gevrekleşme hassasiyetleri olduğu için makine elemanı olarak kullanımı özellikle kaynaklı montajlar ve kalın kesitler için sınırlıdır” [47]. Ferritik paslanmaz çelikler soğuk şekillendirme ile sertleştirilebilirler.

“Kaynaklanabilirliği, sünekliliğini ve korozyon direncini artırmak için yapıdaki alaşım elementi olarak bulunan C ve N seviyeleri oldukça az tutulmalıdır” [48].

Ferritik paslanmaz çelikler az da olsa yapılarında karbon ve azot elementleri içermesinden dolayı uzamaları iyi seviyededir. Bu çelikler tavlama işlemi sonrası azot ve karbon elementleri iç yapıda azalmasından dolayı darbe eğrileri artmaktadır. Hatta sıfırın altındaki sıcaklıklarda sünek-gevrek geçiş sıcaklığını azaltmak için düşük karbon oranı gerekmektedir [26,49]. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri Çizelge 2.3’de verilmiştir.

Çizelge 2.3. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [26,49]

Çelik Türü (AISI)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
405	480	275	30	60
409	450	240	25	-
430	515	310	30	60
434	530	365	23	-
436	530	365	23	-
442	550	310	25	50
446	550	345	23	50

Pahalı bir element olan nikel ferritik kromlu paslanmaz çelikler içerisinde bulunmamaktadır. Bu sebepten dolayı östenitik paslanmaz çeliklere göre ekonomik açıdan daha hesaplıdır ve bu östenitik paslanmaz çeliklere göre önemli bir avantajdır. Yine östenitik krom – nikel paslanmaz çeliklere göre diğer avantajları ise;

1. Klorürlü çözeltilerde gerilmeli korozyon çatlamasına karşı daha dirençlidirler.
2. Daha yüksek akma mukavemetine sahiptirler.
3. Daha az şiddette soğuk şekil değiştirme sertleşmesi gösterirler.
4. Manyetikleşme özelliğine sahiptirler.

“Oldukça parlak ve dekoratif görünüşe sahip olan bu tür paslanmaz çelikler, dünya paslanmaz çelik tüketiminde östenitik paslanmaz çeliklerden hemen sonra en büyük pazar payı ile ikinci sıradadırlar” [22]. % 16-18 Cr içeren Ferritik paslanmaz çeliklerden, korozyona dirençli olarak geniş çapta kullanılmaktadır. Temiz ya da kirli atmosferlerde çok uzun ömürlüdür. Hareketli deniz suyu, çeşitli sıcaklıklarda tuzlu sular, zayıf asitler ve 60-70 °C’ ye kadar nitrik asit karsısında başarılı olarak kullanılmaktadırlar [50].

Ferritik kromlu paslanmaz çelikler, hem ekonomik açıdan hem de bahsetmiş olduğumuz bazı avantajları dolayısı ile çok geniş kullanım alanı bulunmaktadır [26,28]. Çizelge 2.4’de ferritik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları verilmiştir.

Çizelge 2.4. Ferritik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları [26,28,43]

Çelik Türü (AISI)	Tipik Uygulamalar
405	Havada sertleşen 410 veya 403 gibi tiplerin istenmediği montajlar için sertleştirilemeyen sınıftır. Tavlama ve sertleştirme kutuları, oksidasyona dirençli bölmeler imalatında kullanılırlar.
409	Otomobil egzoz sistemleri; dönüştürücü ve kondansatör kılıfları, kuru gübre yayıcıları, tarımsal püskürtme için tankların imalatında kullanılırlar.
430	Genel olarak sertleşemeyen tiptir. Dekoratif süsleme, nitrik asit tankları, tavlama kutuları, yanma çemberleri, bulaşık makineleri, ısıtıcılar, egzoz kolektörleri, motor kapakları, ısı toplayıcılar, mutfak ekipmanları imalatında kullanılırlar.
434	Kış yol şartlarının ve toz yayma bileşiklerinin varlığında atmosferik korozyona direnç için tasarlanmış 430 tipinin modifikasyonu ile elde edilirler, otomobil süsleme ve bağlayıcıların imalatında kullanılırlar.
436	430 ve 434 tiplerine benzerler. Alçak çatı omurgalarının gerekli olduğu yerlerde kullanılır. Otomobil süslemeleri gibi genel korozyon ve ısı direnç uygulamaları için tercih edilirler.
442	Yüksek kromlu çelik, prensip olarak oksidasyona uğramadan yüksek sıcaklık direncine zorlu parçalar, fırın parçaları; memeler, yanma çemberleri imalatında kullanılırlar.
446	Yüksek sıcaklıklarda oksitleme ve korozyona dirençli hizmetlerde, sıkça kükürt taşıyan atmosferlerde kullanılır. Tavlama kutuları, yanma çemberleri, cam kalıpları, ısıtıcılar, ısı toplayıcılar, karıştırma çubukları, valflerin imalatında

Isıl genleşme katsayısı bakımından ferritik paslanmaz çelikler, az alaşımlı çeliklere göre yakın bir seviyededir. Bu sebepten dolayı bazı mimari yapılarda kullanıldığı gibi eğer büyük konstrüksiyon yapılarında da sade karbonlu çelikle beraber kullanılırsa ısı genleşme farkından doğan sorunlar en aza indirilebilir. Fakat ferritik paslanmaz çeliklerin ısı iletkenlik katsayıları çeliklere göre neredeyse %50 daha azdır. “Ferritik kromlu paslanmaz çelikler bileşimlerindeki korozyon direncini sağlayacak yeterli miktarda krom veya kromla birlikte yüksek sıcaklıklarda östenit oluşumunu önleyici alüminyum, niyobyum, molibden ve titanyum gibi ferrit dengeleyici elementler içeren Fe-Cr-C alaşımlarıdır” [22]. AISI standartları bağlı olarak martenzitik çeliklerde olduğu gibi ferritik paslanmaz çelikler 4xx seriden oluşan kod gruplarında yer alır. Bu çelikler EU88, EU95, TS 2535 ve DIN17440’ e göre yüksek alaşımlı çeliklerde olduğu gibi X_6Cr_{17} (430), $X_{10}CrN_{28}$ (446) olarak kodlandırılmaktadır ve Çizelge 2.5’de bazı ferritik paslanmaz çelikler gösterilmektedir [25].

Çizelge 2.5. Başlıca ferritik kromlu paslanmaz çelikler [25]

AISI	EURON NORM DIN (TSE)	Kimyasal Bileşim (%)								
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Diğer
405(S40500)	X6CrAl13	0,08	1,00	0,040	0,030	0,50	11,50/13,00			0,10/0,30 Al
409(S40900)	X5CrTi12	0,08	1,00	0,040	0,030	1,00	11,50/13,50			6XC/0,75Ti
429(S42900)	X7Cr14	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	11,50/13,50	1,25/2,50		
430(S43000)	X6Cr17	0,12	1,25	0,060	0,015	1,00	12,00/14,00		0,60	
430F(S43020)	X12CrMoS 17	0,12	1,25	0,060	0,060	1,00	12,00/14,00			
430FSe(S43023)	-	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	12,00/14,00			0,15Se(min)
434(S43400)	X8CrMo17	0,12	1,25	0,060	0,15	1,00			0,60	
436(S43600)	-	0,12	1,00	0,025	0,025	0,75	11,00/13,00	0,50/1,00	0,75/ 1,25	5X C/0,70 Nb+Ta
442(S44200)	-	0,20	1,00	0,040	0,030	1,00	15,00/17,00	1,25/2,5		
446(S44600)	X10CrN28	0,20	1,00	0,040	0,030	1,00	16,00/18,00		0,75	0,25N

Ferritik kromlu çeliklerde mekanik özellikler içyapıları ile bağlantılıdır. Aynı zamanda östenitik krom-nikelli çelikler ile ciddi değişiklikler söz konusudur. Çizelge 2.6’da bazı normalize ferritik paslanmaz çeliklerin çekme mukavemeti değerleridir.

Çizelge 2.6. Bazı normalize ferritik paslanmaz çeliklerin çekme mukavemetleri [25]

UNS	AISI	Ürün Biçimi	Akma Mukavemeti % 0,2 (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti MPa	Uzama (50mm'de %)	Büzülme (%)
S40500	405	Sac	276	448	25,0	-
S40900	409	Sac veya band	241	448	25,0	-
S43000	430	Sac veya band	345	517	25,0	-
S44200	-	Çubuk	310	552	20,0	40,0
S44600	446	Sac veya band	345	552	20,0	-
S44600	446	Çubuk	345	552	25,0	45,0

Tane boyutu ferritik paslanmaz çeliklerde büyüktür. Bu da içyapı ve özellikler bakımından dikkate alınmalıdır. Tane boyutunun büyümesi arttıkça toklukta azalma görülmesine rağmen tokluğa göre mukavemete etkisi daha yavaş hızda oluşur.

Ferritik yapıli kafes sisteminde atom hareketleri daha kolay bir şekilde gerçekleşmektedir. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda ferritik kromlu çelikler krom - nikel östenitik çeliklere göre tane irileşmesi biraz daha hızlı gerçekleşmektedir. Tane irileşmesi ise özellikle çeliklerde üretim ve işlenmesinde tokluk azalmasına sebep olmaktadır. Bu bilgiler dikkate alındığında ferritik paslanmaz çelikler özellikle sıcak şekil değıştirme ve ısıli işlemlerde dikkatli bir şekilde kontrol edilerek yapılmalıdır [22,51].

2.3.6. Martenzitik paslanmaz çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler içerisinde ortalama %12 - 17 krom, %0,1'den fazla karbon bulunan çeliklerdir. Bu çelikler yüksek sıcaklıklardaki içyapısı östenitiktir. Çeliklerin özelliklerine göre östenitlenme sıcaklığı 950°C ile 1050°C arasındadır. Östenitlenme sıcaklığında tutulan çeliğe eğer su verilirse, su verilen çelik martenzitik bir yapı sahip olur. Oluşan bu durum sonunda karbon yüzdesi ile birlikte malzemenin özelliklerinde yüksek sertlik ve mekanik dayanım artmaktadır.

Martenzitik çelikler ürün tipine bağıli olarak tavllanmış ya da ıslah edilmiş olarak bulunur. Sadece tavllanmış biçimde olan çelikler şekil değışikliği tamamlandıktan sonra ıslah (su verme + temperleme) işlemi uygulanır. Uygulanan temperleme işleminde sıcaklığı

değiştirerek çelikte değişik özellikler sahip olunabilir. Fakat en uygun korozyon direncine sahip olmak için uygun görülen ısıtma işlem sıcaklıklarına uyulması oldukça önemlidir.

Martenzitik yapıya paslanmaz çelikler, yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik yapıya sahiptirler. Östenitin hızlı bir şekilde soğutulması sonucunda hacim merkezli tetragonal yapıya döner ve martenzit yapı dönüşümü gerçekleşmiş olur. Piyasada en çok kullanılan martenzitik alaşımlarda Si, Mn, N ve Ni gibi elementlerin ilavesi düşük seviyede ve sabit tutulur. Fakat karbon elementinin oranları ciddi oranlarda değişebilir. “Karbon elementi martenzitik çeliklerin mekanik karakteristiklerini geniş ölçüde değiştirme imkânı verir” [24]. Yapı bileşimlerinde bulunan karbon oranı % 0,1 - 1,2 seviyelerinde bulunmaktadır. Aynı zamanda yüksek miktarda karbona sahip olan çeliklerde krom miktarı %18’e çıkabilir [52]. Martenzitik çelikler aynı zamanda tavlanmış halde iken içyapısında yumuşak ferritik faz da bulunur. Bu tür çelikler içyapılarında yaklaşık %16 ile %18 arası krom bulunmaktadır. Özellikle 440A, 440B ve 440C kaliteleri dışındaki çelikler içyapılarında yaklaşık %14 krom bulundurulur. Karbon oranları bakımından 440 serisi dışındaki çeliklerde, düşük veya orta derecede karbon miktarı bulunmaktadır. 440 serisindeki çeliklerin içyapılarındaki karbon oranları ise genelde %0,60 ile %1,20 arasındadır. Martenzitik oluşum için krom ve karbon oranları dengelenmelidir. Niyobyum, volfram, vanadyum ve silikon gibi elementlerin ilavesi ile temperleme özellikleri ayarlanabilir. Eğer nikel elementi ilavesi söz konusuysa tokluğu ve korozyona karşı direnç artırılabilir. Alaşım çeliklerinde olduğu gibi talep edilen içyapı ve özelliklere sahip olmak için martenzitik paslanmaz çeliklere ısıtma işlem (temperleme, su verme, östenitleme gibi) uygulanabilmektedir.

İçyapılarında %16 krom ve %0,6 - %1,1 karbon olan çeliklerin sertlik oranları yaklaşık 60 HRC ve akma mukavemetleri ise 1900 MPa görülebilmektedir. Bu çeliklerin sertliğinin yüksek oluşu, aşınma dayanımını da iyileştirebilir [27]. İyi bir aşınma dayanım gösteren 440 kaliteli martenzitik paslanmaz çeliğin karbon oranı %1,1’dir. Fakat aşınma dayanımı oldukça düşük olan 410 kaliteli martenzitik paslanmaz çeliğin karbon oranı ise %0,1’dir.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin bazılarının mekaniksel özelliklerini Çizelge 2.7’de inceleyebilirsiniz. Korozyon direncini ve tokluğu yükseltmek için alaşıma molibden ve nikel ilave edilir. İçyapılarında nikel bulunan martenzitik çeliklerde karbonun görevini nikel üstlenir. Nikel içeren martenzitik paslanmaz çeliklerin bir avantajı da karbondan kaynaklanan bazı olumsuz etkileri (karbür çökeltileri, aşırı sertlik gibi) ortadan kaldırılabilir.

Yine nikel içeren martenzitik paslanmaz çeliklerin bir diğer avantajı ise nikel elementinin etkisiyle yüksek miktardaki kromun etkisini dengeleyerek içyapıdaki boşta bulunan ferritlerden korumaktadır. Ayrıca kalın parçalara da sertleşme yeteneği ve su verme derinliği arttığından, ıslah işlemleri uygulanabilir. Özellikle su verme sonrasında martenzite dönüşmemiş fazla östenitlerin oluşumunu engellemek için molibden ve nikel ilavesini belirli seviyelerde tutulması gereklidir.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri çok iyidir. Paslanmazlık özelliklerini 815°C'ye kadar yitirmezler. Fakat yüksek sıcaklıklarda uzun süre kalırlarsa az da olsa korozyon başlangıcı görülür. Bu sebepten dolayı endüstride 700°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda bu çelikler kullanılmazlar. Çizelge 2,8'de martenzitik paslanmaz çeliklerin türleri ve kimyasal bileşimleri verilmiştir [22,29,35,37].

Çizelge 2.7. Martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [27]

Çelik Türü	Isıl İşlem Şartı	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı % 0,2 (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralma (%)	Sertlik (Rockwell)
403	Tavlı	517	276	30	65	B 82
403	Temperlenmiş (472°C)*	1344	1034	17	55	C 41
410	Tavlı	517	276	30	65	B 82
410	Temperlenmiş (472°C)*	1344	1034	17	55	C 41
410S	Tavlı	414	207	22		B 95 M
410Nb	Tavlı	483	276	13	45	
410Nb	Temperlenmiş (Ara Tav)	862	689	13	45	
414	Tavlı	827	655	17	55	C 22
414	Temperlenmiş (472°C)	1379	1034	16	58	C 43
414L	Tavlı	793	552	20	60	
416PlusX	Tavlı	517	276	30	60	
420	Tavlı	655	345	25	55	B 92
420	Temperlenmiş (315°C)	1586	1344	8	25	C 50
422	Temperlenmiş (Ara Tav)	965	758	13	30	
431	Tavlı	862	655	20	60	C 24
431	Temperlenmiş (472°C)	1413	1069	15	60	C 43
440A	Tavlı	724	414	20	45	B 95

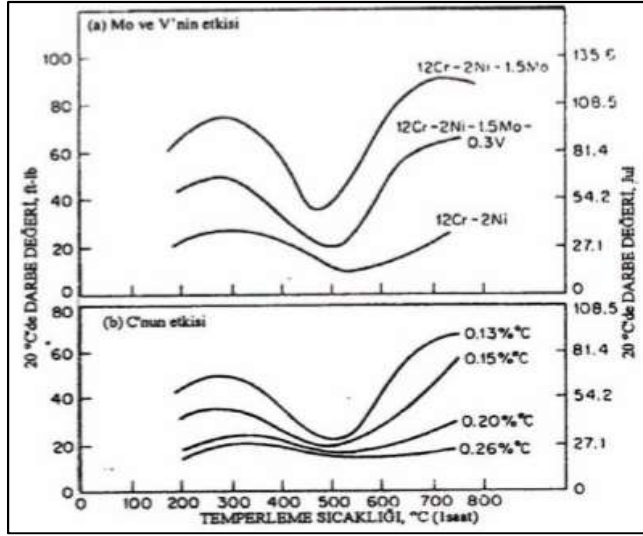
Çizelge 2.7.(devam) Martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [27]

440A	Temperlenmiş (315°C)	1793	1655	5	20	C 51
440B	Tavlı	738	427	18	35	B 96
440B	Temperlenmiş (315°C)	1931	1862	3	15	C 55
440C	Tavlı	758	448	13	25	B 97
440C	Temperlenmiş (315°C)	1965	1896	2	10	C 57

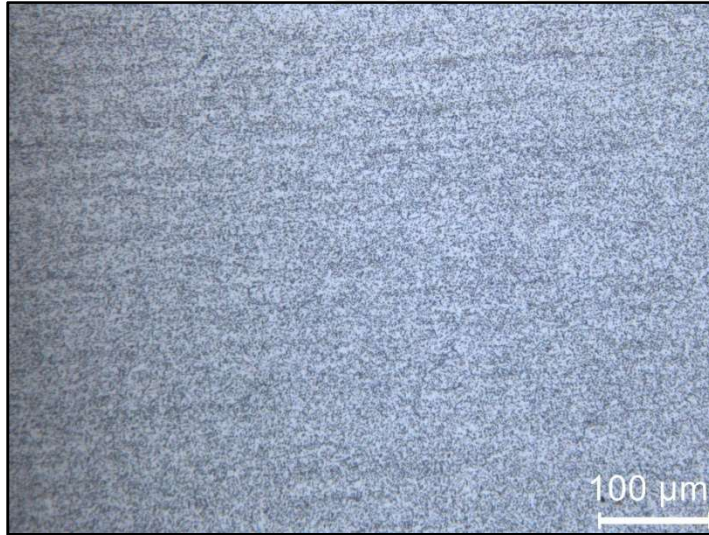
Çizelge 2.8. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kimyasal analiz değerleri [40]

TÜRÜ	UNS No	Kimyasal Analiz Değerleri (%)							Diğer
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	
403	S40300	0,15	1,0	0,50	11,5-13,0		0,04	0,03	
410	S41000	0,15	1,0	1,0	11,5-13,0		0,04	0,03	
410Nb	S41040	0,18	1,0	1,0	11,5-13,5		0,04	0,03	0,05-0,03Nb
410S	S41008	0,08	1,0	1,0	11,5-13,5	0,6	0,04	0,03	
414	S41400	0,15	1,0	1,0	11,5-13,5	1,25-2,50	0,04	0,03	
414L		0,06	0,50	0,15	12,5-13,0	2,5-3,0	0,04	0,03	0,5Mo;0,03Al
416	S41600	0,15	1,25	1,0	12,0-14,0		0,04	0,03	0,6Mo
146Se	A41623	0,15	1,25	1,0	12,0-14,0		0,06	0,06	Min 0,15Se
416 Plus	S41610	0,15	1,5-2,5	1,0	12,0-14,0		0,06	Min0,15	0,06 Mo
420	S42000	Min0,15	1,0	1,0	12,0-14,0		0,04	0,03	
420F	S42020	Min0,15	1,25	1,0	12,0-14,0		0,06	Min0,15	0,6Mo
422	S42200	0,20-0,25	1,0	0,75	11,0-13,0	0,5-1,0	0,025	0,025	0,75-1,25Mo 0,75-1,25W
431	S43100	0,20	1,0	1,0	15,0-17,0	1,25-2,50	0,04	0,03	
440A	S44002	060-0,75	1,0	1,0	16,0-18,0		0,04	0,03	0,75 Mo
440B	S44003	075-090	1,0	1,0	16,0-18,0		0,04	0,03	0,75 Mo
440C	S44004	095-1,20	1,0	1,0	16,0-18,0		0,04	0,03	0,75 Mo

Bazı martenzitik paslanmaz çeliklerin temperleme sıcaklığının etkisi ve çentik darbe özellikleri Şekil 2.16’de gösterilmektedir. “En yüksek darbe değerleri 450 – 550°C sıcaklık arasında gerçekleşmektedir. Esasında martenzitik paslanmaz çelikler toklukları zayıftır” [53]. Resim 2.2’de martenzitik paslanmaz çeliğin mikro yapısı görülmektedir.



Şekil 2.16. Martenzitik paslanmaz çeliklerin çentik darbe özellikleri ve temperleme sıcaklığına etkisi [54]



Resim 2.2. Martenzitik çeliğin mikro yapısı

Martenzitik paslanmaz çeliklerin başlıca özelliklerini inceleyecek olursak, ısıt işlem için uygundurlar. Akabinde de iyi bir dayanım ve sertliğe sahiptirler. Korozyona karşı dayanımları orta derecedir. Fakat kaynaklanabilirlikleri düşüktür. Martenzitik paslanmaz çelikler aşınmaya karşı dayanıklı ve korozyon direnci iyi olmasından dolayı çatal bıçak takımı, rulmanlı yataklar, ameliyat malzemeleri, pompa ve miller gibi malzemelerin yapımında kullanılır. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikleri bakımından iyi olması sebebiyle termik endüstride de kullanılabilmektedir. Ayrıca petro-kimya endüstrisinde korozyona mukavemet nedeniyle tercih edilirler [31].

2.3.7. Dupleks (Çift Fazlı) paslanmaz çelikler

Östenitik ve ferritik fazlar mekanik özellikler ve korozyon dayanımı gibi özellikleri birleştirmek için dupleks paslanmaz çelikler tasarlanmıştır. Östenit fazı avantajları paslanmaz çeliğe korozyon dayanımını artırır ve tokluk kazandırır. Ferrit fazının avantajları ise paslanmaz çeliğe dayanım kazandırmakta ve gerilmeli korozyona karşı direnç sağlamaktadır [36].

Dupleks paslanmaz çelikler östenit taneleri içinde bulunan ferrit ya da ferrit taneleri içinde bulunan östenit olarak oluşur. İçyapıları incelendiğinde her iki faz beraber bulunmaktadır. Bu sebepten dolayı ferritik çelikler ve östenitik çelikler daha iyi özellikler göstermektedir. Sonuç olarak östenitik çeliklere kıyasladığımızda gerilme korozyonu bakımından daha iyidir. Eğer ferritik çeliklere göre kıyaslarsak tokluk bakımından daha iyi sonuçların yanı sıra sünekliğe de sahip olduğu görülmektedir [36,37,55]. Dupleks paslanmaz çeliklerin bir diğer avantajı ise ferritik ve östenitik fazlarının bir arada bulunması durumunda tavlanmış halde bile 550 ile 690 MPa akma gösterirler. Bu değerler ferritik ve östenitik fazlarda kendi başlarına sahip olduğu akma dayanımının nerdeyse iki katı kadardır.

Bazı östenitik paslanmaz çelik türlerine alternatif olarak, östenitik – ferritik dupleks paslanmaz çelikler geliştirilmiştir. “Dupleks paslanmaz çelikler klorlu gerilmeli korozyon çatlamasına direncinin yanında yüksek dayanıma sahip olup, bazı ortamlarda 300 serisi paslanmaz çelik türlerinden daha iyi çukurcuk ve aralık korozyon direncine sahiptir” [37,56].

Günümüzde dupleks paslanmaz çelikler 3 ayrı gruba ayrılır. Birinci grup dupleks paslanmaz çelikler %22 Cr, %5 Ni, %3 Mo içerir ve tipik olarak %0,16 N bulundurur. İkinci grup dupleks paslanmaz çelikler %23 Cr, %4 Ni, %0,1 N içerir. İkinci grup dupleks paslanmaz çelikler, gerilmeli korozyondan kaynaklanan çatlamalı ortamlarda bir nebze önerilmektedir ve zayıf bir dupleks alaşımdır. Üçüncü grup olan dupleks paslanmaz çelikler ise süper dupleks paslanmaz çelik olarak adlandırılır ve %25 Cr, %7 Ni, %4’ e kadar Mo, Cu ve W ilaveleriyle %0,28 N içerirler. Üçüncü grup dupleks paslanmaz çelik olan süper dupleks paslanmaz çelikler, bir ve ikinci grup çeliklere göre daha yüksek korozyon direnci ve dayanım gösterirler [37,56].

Bazı dubleks paslanmaz çeliklerin bileşimleri Çizelge 2.9'da verilmiştir. Bileşimdeki krom korozyona karşı direnci arttırmaktadır. Çeliğin tokluğunu ve malzemenin şekillendirilebilme özelliğini ise nikel arttırmaktadır. Eğer çukurcuk korozyonuna karşı direnç artırmak isteniyorsa bileşime molibden ilave edilmesi gerekmektedir. Taneler arası korozyonu azaltmak için dubleks paslanmaz çeliklerin α - β yüzeylerinin krom karbür çökmesi azalması amacıyla düşük karbon ($\%<0,03$) içeriğine sahiptir. “Dubleks paslanmaz çeliklerde 1000-1150°C sıcaklığında tavlandığında sadece α ve β fazları bulunur. Fazların oluşumunu önlenmesi için hızlı soğutulur” [53,57]. Resim 2.3'de dubleks paslanmaz çeliklerin mikro yapısının resmi görülmektedir.

Çizelge 2.9. Bazı dubleks paslanmaz çeliklerin bileşimleri [53,54]

Alaşım	Kimyasal Kompozisyon %wt							
	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	Diğer
329	Kalan	26	5	1,5			0,08	
Ferralium	Kalan	25,5	5,5	3,0	=2,0	=2,0	0,08	N 0,1-Cu 1,75
7Mob	Kalan	25,5	3,7	0,5	=1,0	=0,75	0,08	
U50	Kalan	21	7,0	2,5	=2,0	=1,0	0,03	N 0,2-Cu 0,5
AF22	Kalan	22,5	5,5	3,0	=2,0	=1,0	0,03	
25Cr-5Ni2Mo-N	Kalan	25,0	5,0	2,0	0,5	0,5	0,025	N 0,15-Cu 1,0
3RE 60	Kalan	18,5	4,7	2,7	1,5	1,7	0,03	
Saf 2205	Kalan	22	5,5	3,0	<2,0	0<0,8	0,03	

2.3.8. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler

“Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler bakır, molibden, niyobyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementleri içeren, bu elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile çökelme sertleşmesi gösteren Fe-Cr-Ni'li paslanmaz çelikler ailesinin bir grubudur” [22,25].

Çökelme sertleşmesinin oluşumu genelde, alaşımı çözeltiye alma tavından sonra uygulanan ve yaşlandırma olarak adlandırılan hızlı soğutma işlemi ile oluşmaktadır. Çözeltiye alma tavlama işlemi ile çelik içinde bulunan alaşım elementleri çözünürler akabinde yaşlandırma işlemi sırasında da oldukça küçük zerrecikler halinde çökelişir ve matrisin

mukavemet ve sertlik değerlerini artırır. Yaklaşık olarak mukavemet değerleri 1700 MPa`a kadar çıkabilmektedir ve böylece, mukavemet lusne göre, martenzitik paslanmaz çeliklerin üzerindeki değerler görülmektedir.

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler üç ayrı gruba ayrılmaktadır. Bu gruplar; martenzitik kelmeli paslanmaz çelikler, yarı östenitik kelmeli paslanmaz çelikler ve östenitik kelmeli paslanmaz çeliklerdir. Bu üç gruba ayrılma işlemi çözeltiye alma tavlaması işlemi gerçekleştirildikten sonraki işlemlerle oluşur [58].

Martenzitik paslanmaz çelikler, östenitleştirme sıcaklığından itibaren ki bu sıcaklık 1038°C, hızla soğutulurak akabinde 482 - 621°C sıcaklıkları arasında yaşlandırma ısııl işlemi yapılarak sertleştirilebilir. Bu işlem sonunda karbon oranı % 0,07`nin altında olduğu için martenzit çok sert değildir. Asıl sertlik çökelme işlemi sırasında elde edilir. Bu duruma en iyi örnekler ise 17 – 4 PH, 15 – 5 PH ve 13 – 8 PH Mo tipi çelikler verilebilir [37].

İkinci grup olan yarı östenitik paslanmaz çelikler eğer östenitleştirme sıcaklığına çıkıldıktan sonra oda sıcaklığında soğutulursa martenzit oluşumu görülmez. Bunun sebebi ise oda sıcaklığının martenzit dönüşüm sıcaklığının üstünde olmasındandır. Metaller arası bileşikler şeklinde ya da karbürler şeklinde çökelmesi için karbonun ya da diğer alaşım elementlerinin kondisyonlama ısııl işlemi uygulanması gereklidir. Kondisyonlama ısııl işlemi 732 - 954°C sıcaklıklar arasında yapılması gereklidir. Eğer bu işlem gerçekleştirilirse alaşım elementleri çözelti içinde ayrılarak martenzit dönüşme sıcaklığının yükselmesine sebep olacaktır. Ayrıca östeniti de sabitleyebilecektir. Bu işlemler bittikten sonra elik oda sıcaklığına kadar soğutulması ile martenzitik bir yapı oluşabilecektir [37]. Yaşlandırma ısııl işlemi sonunda, bu sıcaklık 454 - 593°C arasında gerçekleşmektedir, gerilmeler yok olacaktır. Ayrıca martenzit temperlenerek sertlik, tokluk, süneklik ve korozyon dayanımı artacaktır. Bu çalışmaya en iyi rnek 17 - 7 PH, 15 - 7 PH Mo ve AM350 grubunda yer alan paslanmaz çeliklerdir.

nc grup olan östenitik kelmeli paslanmaz çelikler ise çözeltiye alma sıcaklığının ardından hızlı bir şekilde soğutulduğunda yapıda östenit kendini korumaktadır. Hatta gereğinden fazla soğuk deformasyona maruz kalsa dahi yapı içerisinde östenit kendini korumaktadır. Fakat yaşlandırma ısııl işlemi uygulanırsa işlem bittikten sonra sertleşme görülebilir. Bu yaşlandırma işlemi çözeltiye alma (982 - 1121°C) işleminde sonra suda ya

da yağda 704 - 732°C doğru hızlı bir soğumayı akabinde yine bu sıcaklık arasında 24 saat süren bir yaşlandırma işlemini kapsar. A286 ve 17 – 10 P gibi çelikler örnek gösterilebilir [27].

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, füze gövdelerinde, deniz taşıtlarında, yüksek hızlı uçakların dış yüzeylerinde, yakıt tanklarında, uçakların iniş takımlarında, pompalarda, somunlarda, cıvatalarda ve kesici aletlerde yaygın bir uygulama alanına sahiptir [35].





3. PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ

Paslanmaz çeliklerin birleştirme işlemlerinde nerdeyse tüm kaynak yöntemlerinin kullanımı uygundur. “Bir kaynak yönteminin diğerine tercih edilmesinde, uygun cihazların varlığı ve kullanılabilirliği, kaynak edilecek malzemenin kalınlığı, kaynağın gerçekleştirileceği ortam, kaynak pozisyonu, paslanmaz çeliğin türü, yardımcı donanım gibi olaylardır” [58].

Günümüzde paslanmaz çeliklerin çok yaygın olarak uygulama alanı bulunmakta ve değişik ark kaynağı yöntemleri ile kaynak edilebilmektedir. Aynı zamanda kaynaklanabilirliği, farklı bileşimler, fiziksel ve mekaniksel özellikler etkilemesi kaçınılmazdır. Kaynak kabiliyeti açısından da kaynak problemleri de oluşmaktadır. Bu problemlerden kaynaklanan konstrüksiyonların kullanım ömrü açısından da önemlidir. Bu sebeplerden dolayı paslanmaz çeliklerin düzgün bir kaynaklı birleştirilmesi için paslanmaz çeliklerin düşük ısı iletme katsayıları, yüksek ısıl genleşme katsayıları dikkate alınmalıdır. Ayrıca soğuk şekillendirme mukavemeti, kaynakta oluşan yapısal değişimler (tane büyümesi, karbür oluşması, sigma fazı ve delta ferrit) ve korozyon dayanımına önemle dikkat edilmelidir [58,59,60].

Kaynak kabiliyeti açısından, paslanmaz çeliklerin bazı özelliklerini dikkate alınması gerekmektedir. Bu özellikler;

Paslanmaz çeliklerin ısı iletim katsayıları bakımından oda sıcaklığında düşük alaşımlı ve sade karbonlu çeliklerin sahip olduğu ısı iletim katsayıları değerlerin 1/3'ü kadardır.

Diğer özellik ise ısıl genleşme katsayıları bakımından paslanmaz çeliklerin, düşük alaşımlı ve sade karbonlu çeliklerin neredeyse 1,5 kat kadardır.

Düşük elektrik iletkenliğine sahip olan sade karbonlu çeliklere karşılık, bu değer paslanmaz çeliklerde 5 ile 7 kat daha fazladır. Kaynaklı birleştirme sırasındaki çekme olayı incelendiğinde, paslanmaz çeliğin kaynaklı birleştirilmesindeki çekme olayı, sade karbonlu çeliklerin kaynaklı birleştirilmesindeki çekme oranına göre daha fazladır. Paslanmaz çeliklerin kaynağından sonra, soğuma aşamasında büyük oranda büzülme oluşmakta ve böylece kaynaklı bölgede oluşan büzülme sonucu şiddetli gerilmeler ve akabinde de

çatlama riski görülmektedir. Bundan dolayı, paslanmaz çeliklerin çift taraflı iç köşe dikişlerinde sıcak çatlakların meydana gelme olasılığı fazladır [53,61,62].

Paslanmaz çeliklerin birbirleri ile veya farklı malzemeler ile birleştirilmelerinde kullanılan kaynak yöntemleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir.

1. Gaz ergitme kaynağı,
2. Örtülü elektrot ile ark kaynağı,
3. Eriyen elektrot ile gaz altı kaynağı (MIG),
4. Erimeyen elektrot ile gaz altı kaynağı (TIG),
5. Plazma arkı ile kaynak,
6. Tozaltı kaynağı,
7. Elektron ışın kaynağı,
8. Lazer ışın kaynağı,
9. Direnç nokta veya dikiş kaynağı,
10. Sürtünme kaynağı,
11. Difüzyon kaynağı,

Düzgün bir kaynaklı birleştirme yapabilmek için aşağıdaki bilgiler hakkında bilgi sahibi olmamız gerekir;

Stabilize edilmiş paslanmaz çeliklerin ve kaynak metalinin yüzeyi çok fazla parlatılamaz,

Stabilize edilmiş paslanmaz çelikler hem aynı bileşime sahip kaynak malzemeleri ile hem de düşük karbonlu kaynak malzemeleri ile kaynak yapılabilir,

Düşük karbonlu paslanmaz çelikler mümkün ise yalnız düşük karbonlu kaynak malzemeleri ile kaynak yapılmalıdır,

Azot (N) alaşımlı paslanmaz çelikler, mekanik özellikleri yeterince yüksek olan normal (N) alaşımsız kaynak malzemeleri ile kaynak yapılmalıdır. Ana metalle karışım mümkün olduğunca düşük tutulmalıdır,

Termik genleşmesi yüksek olduğundan deformasyonu azaltmak için puntalama kısa pasolarla yapılmalıdır,

Düşük termik iletkenliğe sahip olduğu için kaynak bölgesinde fazla ısı birikmesine neden olur, bu nedenle ısı girdisi sınırlandırılmalıdır.

Temiz bir metalik yüzey elde edebilmek için kaynak sonrası ısıtım işlem yapmak gereklidir, böylece hatasız bir pasif yüzey elde edilebilir [63].

3.1. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Östenitik paslanmaz çelikler için geliştirilen dolgu malzemeleri genellikle ana metal ile oldukça yakın yapıdadır. Fakat çoğu alaşım için, oluşan sıcak çatlakları engellemek amacıyla, az miktarda ferrit içeren bir mikro yapının oluşmasına olanak sağlayan dolgu malzemeleri kullanılır. Oksitleyici ve redükleyici ortamlarda östenitik paslanmaz çelikler iyi korozyon direnci gösterirler. Östenitik paslanmaz çelikler %90`dan fazla oranda imalatla kullanılmaktadır. Bunun en büyük sebebi iyi bir kaynak edilebilirliğine sahip olmasıdır. Bu tür çelikler kaynak sırasında ana metal ile kaynak metali arasında karıştırılabilen kimyasal bileşimlere ve mekanik özelliklere sahiptir. Östenitik paslanmaz çelikler çeşitli kaynak yöntemleri ile kolaylıkla kaynak edilebilir [37,41,64].

Östenitik tip paslanmaz çeliklerin kaynağında oluşabilecek problemler üç maddeyle özetlenebilir.

Isı tesiri altında kalan bölgede "Krom Karbür" oluşması sonucu ortaya çıkan hassas yapı,

Kaynak yapısında görülen "Sıcak Çatlak" oluşumu,

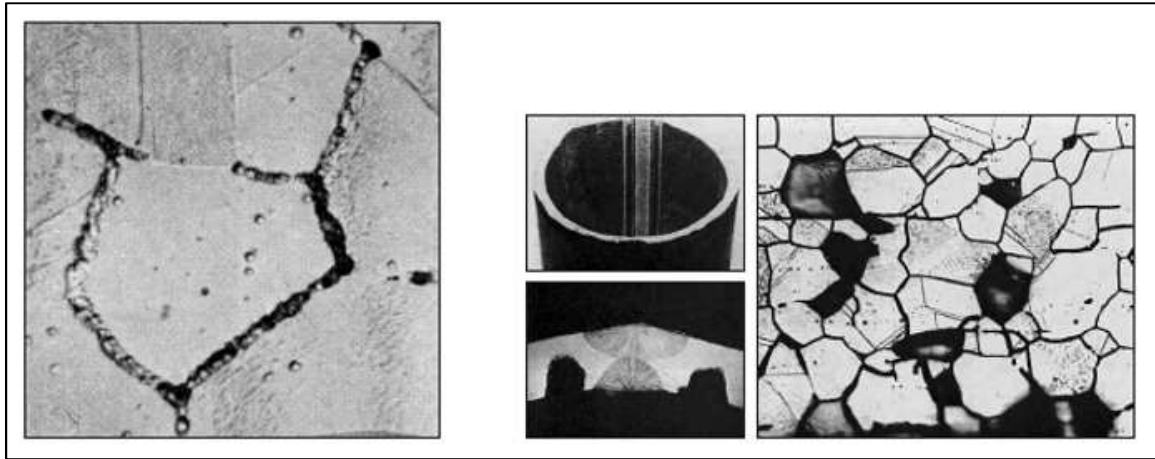
Yüksek sıcaklıklarında karşılaşılan "Sigma Fazı" oluşumu başlıca oluşabilecek problemlerdir [27,37].

Yukarıda açıklamış olduğumuz problemlerden dolayı bu tür paslanmaz çeliklerin kaynağı, normal karbonlu çeliklerin kaynağına göre daha fazla kendini çekme oluştuğu görülür. Kaynak dikiş bölgesindeki soğuma sırasında büzölmeler oluşur ve büzölmelerin olduğu

yerlerde şiddetli iç gerilmeler akabinde çatlamalara yol açar. Özellikle bu tür paslanmaz çeliklerin çift taraflı iç köşe dikişlerinde sıcak çatlakların oluşma olanağı oldukça fazladır [43]. “Bu tür çeliklerin kaynak kabiliyetini fiziksel özellikler ile birlikte metalürjik etkenlerde kaynak sırasında oldukça etkiler. Bu etkenler δ - ferrit fazının oluşumu, taneler arası korozyon hassasiyet, gerilmeli korozyona hassasiyeti ve σ -fazının oluşmasıdır” [29,42,64,65].

3.1.1. Krom karbür oluşumu

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak işlemlerinde ortaya çıkan bir sorundur. Eğer sıcaklık 450°C 'nin üzerine çıkarsa karbonun difüzyon hızı ile tane sınırlarında krom ile birleşerek krom karbür $[(\text{Fe,Cr})_{25}\text{C}_6]$ oluşturmaktadır. Aynı zamanda krom karbürler tane sınırlarına çökmesi sebebi ile taneler arası korozyonu hızlandırırlar. Bu da “Hassas Yapı” oluşmasına sebep olmaktadır. Bu oluşum sırasında bazı krom elementleri çözünür ve tane sınırlarına doğru ilerler. Akabinde de bazı bölgelerde krom miktarında azalmanın oluşması sonucu korozyon mukavemeti azalır [37]. Resim 3.2’de görülebilir. Karbon içeriği için karbür çökmesi olayının şiddeti zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değişmektedir. Tablo 3.1’de belirtildiği gibi çökme başlamadan önce sıcaklık ile değişen kuluçka periyodu vardır [27,62]. Tane sınırında meydana gelen krom karbür çökmesi Resim 3.1’de verilmiştir.



Resim 3.1. 18 Cr/8 Ni (0,10 C)'lu paslanmaz çeliğin tane sınırlarında oluşan karbür çökmesi (x 1200) [27,37]



Resim 3.2. Krom karbür çökmesi sonucu hassas bölgede oluşan korozyon [27]

Çizelge 3.1. Karbon içeriğinin ve kritik sıcaklığının kuluçka oluşumuna etkisi [66]

Karbon İçeriği %	Kuluçka Periyodu Dakika	Kritik Sıcaklık °C
0,03	11	650
0,05	7	650
0,06	2,5	670
0,08	0,3	750

Tane sınırlarında oluşan krom karbür çökmesi problemini yok edebilmek için, karbonun krom ile birleşmesinden oluşan bu problem düşük karbonlu çelikler ile ana metalin dolgu metali olarak tercih edilmesi önerilir. Bu işlemin dışında kaynak işlemi ön tav yapılmadan, ısı girdisinin azaltmaya dikkat edilmesi ve hızlı soğutmanın yapılabilmesi için kaynak sırasında bakır altlık kullanılması hassas sıcaklık aralığında kalma süresinin kısa tutulması oldukça önemlidir [27,36,37,62,67].

Abuç'un çalışmasında [53] bahsettiğine göre, tek pasolu bir ark kaynağında ITAB 650°C–750°C arasındaki sıcaklığa bir dakikadan daha az bir süre maruz kalmaktadır. Tek pasolu kaynakta fazla bir problem görülmemektedir. Fakat çok pasolu kaynak yapılması halinde bu süre 3 dakikanın üzerine çıkmakta ve krom karbür çökme tehlikesi oluşabilmektedir. Krom karbür çökmesinin oluşabilmesi, paslanmaz çeliğin içerisindeki karbonun belli bir miktarının üzerinde bulunması ile oluşabilir. Paslanmaz çelik içerisindeki karbon içeriğinin

azalması, kuluçka periyodunu uzatacağından krom karbür çökelme tehlikesini ortadan kaldırmaktadır. Bundan dolayı, kaynak ile birleştirilen östenitik paslanmaz çeliklerin, karbon içeriğinin maksimum %0,06 olması gerekmektedir. Ancak ideali karbon içeriğinin %0,03 civarında olmasıdır. Bu nedenlerden dolayı, bazı östenitik paslanmaz çeliklerde içerikteki karbon miktarı belirli bir seviyeye kadar düşürülerek malzemenin korozyon direncinin artırılması amaçlanmaktadır.

Krom karbür çökmesini azaltabilecek diğer bir yöntem ise, ana malzeme ve dolgu malzemesi olarak stabilize edilmiş olan paslanmaz çelik kullanılması ile olabilmektedir. Krom miktarının azalmadan yapıda kalması stabilizatör görevi gören alaşım elementlerinin krom ile reaksiyona girmesi ile sağlanmasıyla korozyon mukavemetinde bir düşüş görülmeyecektir. Örnek olarak 321 kalite paslanmaz çelikler için stabilizatör element olarak titanyum (Ti) bulunurken 347 türü paslanmaz çeliklerde stabilizatör olarak niyobyum (Nb+Ta) ile stabilize edilmişlerdir. Titanyum da niyobyumda krom elementine göre daha güçlü karbür yapıcı elementlerdir. [27,37,62,67].

Karbon oranı %0,03'ten fazla olan östenitik paslanmaz çeliklerin, krom karbür çökmesini engellemek için kaynak operatörünün kaynaklı birleştirmeyi gerçekleştirdikten sonra kaynak bölgesini ıslak bir sünger ya da bez ile hızlı bir şekilde soğutması ile olur [39,62,68].

3.1.2. Sıcak çatlak oluşumu

Östenitik paslanmaz çeliklerin üretimin aşamasında sıvı halden katı hale geçerken yapı içerisinde östenit ve ferrit taneleri oluşmaya başlamaktadır. δ -ferrit katılaşma esnasında oluşan ferrittir. Fakat bu ferrit östenitin normal dönüşümü ile oluşan ferrit değildir. Katılaşma gerçekleşirken yapı içerisindeki östenit taneleri içine dağılmış δ -ferrit tanecikleri oluşmaktadır. Bu faz, ferriti ve kromu dengeleyen elementler bakımından oldukça zengindir. Fakat diğer taraftan nikel ve östeniti dengeleyen elementler bakımından da fakirdir. Meydana gelen bu faz sıcak haldeyken şekil değişimine zorlanmakta ve malzemede sıcak çatlağa sebep olmaktadır.

Sıcak çatlamanın en büyük sebebi fosfor ve kükürt gibi elementlerin tane sınırlarına doğru toplanması ve düşük sıcaklıklarda eriyen metalik bileşikler olmasıdır. Bu bileşimler kaynak sonrasında kaynak dikişinde veya ısı tesiri altında kalan bölgede olması durumunda, tane

sınırlarına doğru çoğalarak, kaynak dikişinin soğuması sırasında oluşan çekme gerilimleri sıcak çatlamalara neden olmaktadır. Sıcak çatlak oluşumunu önlemek için ilave metalinin ve ana metalin kimyasal bileşiminin östenit yapıda düşük oranlarda ferrit içerecek mikroyapı oluşumunun ayarlanması ile gerçekleştirebiliriz. Sıcak çatlak oluşumunu engellemek için östenitik – ferritik tane yapısına sahip tane sınırları oluşturulmalıdır. Bu da fosfor, kükürt ve ferrit bileşimlerinin kontrol altında tutulması ile olabilir [25,27,53,62].

Yapı içerisindeki ferrit miktarı en az %4 olması durumunda sıcak çatlama engellenebilir. AWS A4.2'ye göre manyetik ölçüm aletleriyle yapı içerisindeki ferrit oranı ölçülebilmektedir. Aynı zamanda eğer, ana metalin ve dolgu malzemesinin kimyasal analizi biliniyorsa, diyagramlar yardımı ile de bir tahminde bulunulabilir. Bu diyagramlardan en bilineni Schaeffler Diyagramıdır. Bu diyagram Şekil 2.12'de verilmektedir. Bu diyagramda yatay eksen Cr eşdeğeri, dikey eksen ise Ni eşdeğeri yer almaktadır ve aşağıdaki ‘‘Eş. 3.1 ile 3.2’’ eşitlik formülü kullanılarak hesaplanmaktadır.

$$(Cr) eş = \%Cr + \%Mo + \%1,5Si + 0\%.5Nb \quad (3.1)$$

$$(Ni) eş = \%Ni + \%30C + 0\%.5Mn \quad (3.2)$$

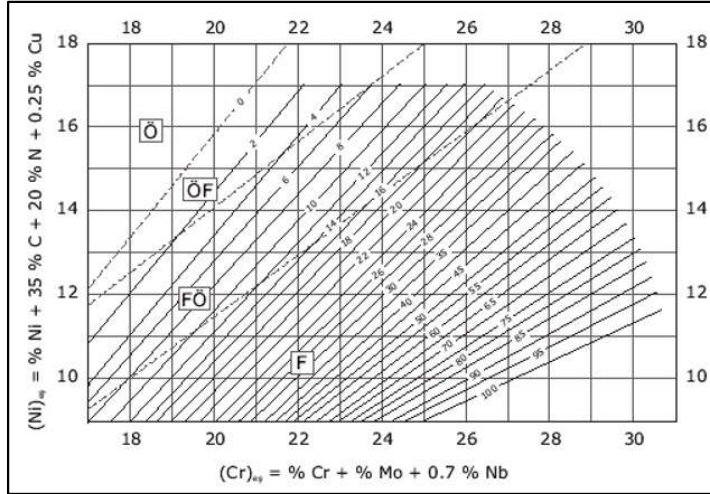
Schaeffler diyagramı yıllardır kullanılmaktadır. Fakat bu diyagramda azotun etkisi hesaba dahil edilmemektedir. Ayrıca diyagramdan alınan verilerin bazı uzman kişiler tarafından ferrit yüzdelinde farklılık göstermesi sonucu WCR-DeLong diyagramı tercih edilmeye başlanmıştır. Bu diyagramda Nikel eşdeğeri hesaplanırken yapıdaki azot miktarını dikkate almaktadır. Ayrıca sonucun ferrit yüzdesinin yanında bir de "FN - Ferrit Numarası" ile belirtilmesi Schaeffler diyagramına göre bir avantajdır. Aşağıdaki ‘‘Eş. 3.3.’’ eşitlik formülü verilmiştir.

$$(Ni) eş = \%Ni + \%30C + \%30N + 0\%.5Mn \quad (3.3)$$

Ferrit yüzdeleri ile ferrit numaraları, ferrit oranı düşük olan bölgelerde birbirine yakındır. Şekil 3.5'de verilen WCR – 1992 diyagramı son yıllarda en çok tercih edilen ve en doğru sonucu veren diyagramdır. WRC – DeLong diyagramının yerine ASM şartnamelerinde 1994- 95 yıllarında WCR – 1992 diyagramı yer almıştır. ASM şartnamelerinde de kabul edilen WCR – 1992 diyagramındaki krom – nikel eşdeğer formülleri ‘‘Eş. 3.4 ve 3.5’’ verilmiştir.

$$(Cr)_{eş} = \%Cr + \%Mo + 0\%.7Nb \quad (3.4)$$

$$(Ni)_{eş} = \%Ni + 3\%5C + \%20N + 0,2\%5Cu \quad (3.5)$$



Şekil 3.1. Katılaşma faz sınırlarını da içeren WCR - 1992 diyagramı [37,69]

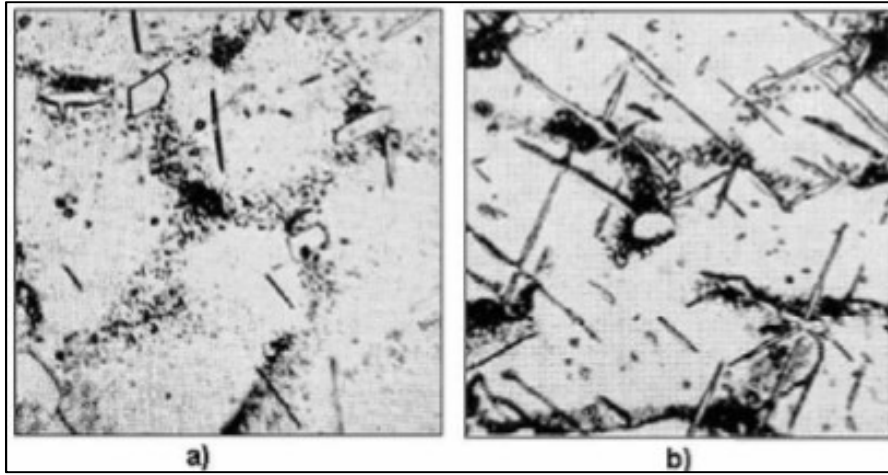
WCR – 1992 diyagramından ferrit numarasını bulmak için, yukarı yöne doğru dikey çizgiler ile çizilen krom eşdeğerine ve soldan sağa doğru yatay yönde gösterilen nikel eşdeğerine bakılır. Dikey yönde ve yatay yöndeki çizgilerin kesiştiği noktalardan geçen çapraz yöndeki çizgiler bize ferrit numarasını vermektedir. Kaynak metalinden manyetik özelliğe sahip ferrit yararlanarak ferrit numarası ölçülebilir. Bu ölçüm için ferriteskoptan ya da benzeri cihazlar kullanılabilir. Bu cihazlar AES 4.2 standardına göre kalibre edilmiş ve ferrit numarasını doğrudan okuyabilen manyetik ölçüm cihazlarıdır. Ferrit miktarı yüksek olması durumunda sıcak çatlak oluşumu söz konusu olabilir. Bu sebepten dolayı ferrit miktarı belirlenmiş sınırlar içinde tutulması çok önemlidir. Ayrıca yapıda bulunan aşırı ferrit miktarı sünekliği ve tokluğu azaltır ve korozyon ortamlarda da korozyon mukavemetini düşürür [27,62].

3.1.3. Sigma (σ) fazı oluşumu

Sigma fazı oldukça sert (700-800 Vickers), manyetiklik etkiye sahip olmayan ve gevrek bir yapıya sahip metaller arası bir bileşiktir [66]. Nikel oranı %9'dan daha az içeren östenitik paslanmaz çeliklerde kaynak bölgesinde oluşması, bu tür çeliklerin de kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkilemektedir. 550°C - 925°C sıcaklık aralığında oluşan sert, kırılgan ve

manyetik olmayan bir metaller arası bileşiktir. Röntgen ışını ile incelendiğinde bileşiminin ortalama %52 krom ve % 48 demirden oluştuğu görülmüştür [70]. Aynı zamanda molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içyapısında olabileceği bilinmektedir. Sigma fazı, ısıya dayanıklı, kromlu veya krom - nikel esaslı paslanmaz çeliklerin kaynak alanında oluşur. Saf östenitik yapıdaki sigma fazı oluşumu, östenitik içerisinde ferrit içeren yapıdakine göre oluşum hızı daha yavaştır [37]. Sigma fazının sertliği 800 Hv-1000 Hv arasındadır ve oluşabilmesi için östenitik yapı içinde bir miktar da ferrit bulunması gerekir.

Sigma fazı normalde çelik içerisindeki alaşımın bileşimine göre 650°C ile 900°C arasında ve uzun süre bekletilmesinden sonra ferritten sigma fazına dönüşmesiyle meydana gelmektedir. Bu fazın kırılkanlığı ise 650°C ile 850°C arasındaki sıcaklıklarda görülmektedir. 650°C - 850°C arasındaki sıcaklıkta kalma süresi ve oluşan yapının yoğunluğu arasında ciddi bir ilişki vardır. Bahsi geçen bu ilişki Resim 3.3 a ve b'de görülmektedir. Faz dönüşümün en yoğun olduğu sıcaklık 720°C civarındadır [71]. Yapılan çeşitli araştırmalarda sigma fazı dönüşümü 750°C'de 30 saat sürede olmaktadır. Buna karşılık 650°C'de bu fazın dönüşümü için 170 saat süre gerekmektedir. Sigma fazının oluşumu soğuk şekillendirme ile hızlanmakta olup oluşuma molibden, krom, niyobyum, silisyum kuvvetli bir şekilde tesir etmektedir [62].



Resim 3.3. Paslanmaz çeliklerde sıcaklık ve zamana bağlı sigma fazı oluşumu

- a) 780°C da 100 saat ısıtılma uygulaması sonrası x1600 içyapı incelemesi [27]
- b) 780°C da 500 saat ısıtılma uygulaması sonrası x1600 içyapı incelemesi [27]

Sigma fazı 950°C ile 1050°C sıcaklık aralığında belirlenen bir süre zarfında tavlandıktan sonra soğutma işlemi ile giderilmektedir [25]. Sigma fazının sebep olduğu gevreklik, kaynak

metalinin ve kaynak yerinin tavlama işleminden önceki sahip olduğu ferrit oranına bağlıdır. Ferrit miktarının eğer yapı içerisinde %3 - 4 arasındaki bir miktarda ile sınırlanırsa, östenit tanelerinin etrafı, ferrit ile kaplayamayacak ve kırılganlık oluşma ihtimali azalacaktır. Eğer ferrit miktarının %12 ve üstü olması durumunda esneklik kabiliyeti hızla azalıp gevrek bir yapı oluşacaktır.

Ferrit fazı, sigma fazına dönüşmesi ile kaynak dikişinde çatlama eğilimi olduğu görülmektedir. Kaynak yapımı esnasında kaynak banyosunun hızlı bir şekilde soğuması ve hızlı bir şekilde katılaşması nedeni ile sigma fazı kolay oluşmamaktadır. Bu problem aslında ferrit miktarı bakımından zengin olan kaynaklı birleştirmelerin, kaynak işlemi bittikten sonra yüksek sıcaklıklarda uzun bir süre çalışma ortamına maruz kalırsa ortaya çıkar [62].

3.2. Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Ferritik paslanmaz çeliklerin en önemli özelliklerinden bir tanesi, katı haldeyken faz dönüşme durumu oluşmamasından, su verme yolu ile sertleştirilemediğinden yüksek sıcaklıklarda dahi korozyon ve oksidasyon dayanımları oldukça yüksek olmasıdır. Bir diğer avantajı ise ısı tesiri altında kalan bölgede martenzit oluşumunun söz konusu olmamasıdır. Bu avantajları dikkate aldığımızda ferritik paslanmaz çeliklerin kaynaklanabilirliği martenzitik paslanmaz çeliklere göre daha iyidir [29,35,37,72].

Ferritik paslanmaz çelikler birçok kaynak yöntemi ile birleştirmek mümkündür. Daha çok tercih edilen kaynak yöntemleri ise gaz altı kaynağı, toz altı kaynağı, elektrik direnç kaynağı, ark kaynağı ve benzeri yöntemleridir. Eğer istenilirse modern kaynak yöntemleri olarak adlandırdığımız sürtünme kaynağı, elektron ışın kaynağı, yakma alın kaynağı, lazer ışın kaynağı gibi yöntemlerle de birleştirilebilir. “Kaynakta ortaya çıkan problemler önceden bilindiğinde, üretim aşamasında kazandırılan özellikler ve kaynak öncesi ile sonrasında alınacak önlemler ile ortadan kaldırılabilir” [37,45,72,73].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında seçilen dolgu metalindeki Cr içeriğinin ana metaldeki ile aynı veya ona yakın olmasında yarar vardır. Bu tür çeliklerin kaynağında ortaya çıkan bir diğer tehlikede σ (sigma) fazı oluşumudur. σ fazı krom ve demirin metaller arası fazıdır, çok gevrek ve kırılgandır. Bu faz sıcaklığın 550-900°C aralığında tutulması

sonucunda oluşur. Bileşimi yaklaşık olarak %52 Cr ve %48 Fe'den oluşmaktadır. Mo, W, V, Ti ve Nb gibi ferrit yapıcı elementler sigma fazı oluşumunu yükseltir. σ -fazı oluşumunu artıran bu elementlerin en güçlüsü molibdendir. σ -fazı sertliği artırır ve süneklik ile tokluğu etkili bir şekilde düşürür [45]. σ (sigma) fazı, 900°C'nin üzerinde bir sıcaklığa ısıtılmakla ve hemen soğutulmakla önlenabilir. Ancak bu tür paslanmaz çeliklerde 1000°C'ye ısıtmak sertlik ve işlenebilirlik özelliklerini olumsuz yönde etkiler. Bu bakımdan bu tür çeliklere hiç bir zaman 400°C'nin üzerinde bir ön tavlama uygulanmamalıdır [67].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında oluşan bir diğer olumsuzluk ise ısı tesiri altındaki bölgede oluşan taneler arası korozyona karşı dayanımın düşmesidir. En çok stabilize işlemine tabii tutulmamış içeriğinde Cr ve C oranı fazla olan malzeme türlerinde ciddi bir sorundur. Ferritik paslanmaz çeliklerde 900°C'ye üzerinde sıcaklıklarda hızla soğutma sonucu oluşmaktadır. Kaynak işlemi bittikten sonra kaynak dikişine yakın bölgelerde taneler arası korozyona karşı dayanım düşer [59]. İlk olarak krom karbürler çözülürler ve akabinde soğuma sırasında mümkün olduğunca hızlı bir şekilde tekrar tane sınırlarına doğru gruplar halinde çökelirler. “Kararlı hale getirilmemiş %17 Cr'lu çeliklerden yapılan kaynaklı bağlantılar, kaynaktan hemen sonra 750°C'de tavlama işlemine tabi tutularak taneler arası korozyona dayanımlı hale getirilebilirler” [74,75]. Eğer bu tür çelikler Ti ya da Nb ile stabilize edilmişlerse kaynaklı bağlantılar taneler arası korozyona karşı ısı işlemsiz halde bile dayanımlı olacaktır [29,72,73].

3.3. Martenzitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Karbon martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında oldukça önemli ve etkili bir elementtir. Özellikle ısı tesiri altında kalan bölgenin sertliği karbon oranına bağlıdır. Bu durum bir nebze de olsa kullanılacak kaynak yöntemi ile kontrol altına alınabilir. ITAB'da sertlik oranı artması ile toklukta bir düşme görülür ve soğuk çatlamaya karşı hassasiyetinde de düşme oluşur. Bu sebepten dolayı yüksek karbon oranına sahip martenzitik paslanmaz çelikler kaynak edilmemelidir. Karbon oranı düşük olan martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağı ise bazı önlemlerin alınması sonucu yapılabilmektedir [25,67,76].

Karbon oranı düşük martenzitik paslanmaz çeliklerde, sertlik daha düşüktür ve dolayısı ile çatlamaya eğilimleri daha azdır. Kaynak işleminden önce martenzitik paslanmaz çelikler bir ön tavlama tabi tutulurlar. Uygulanan ön tavlama ITAB'da bir sertlik azalması

oluşturmaz. Sadece ısı gerilmeleri azalır ve çatlama olasılığını da azalır. Martenzitik paslanmaz çelikler için genelde uygulanan ön tav sıcaklığı 200-300°C arasındadır. Kaynak bölgesinde daha tok bir yapı elde etmek ve kullanım esnasında parçalarda ortaya çıkabilecek çatlama olasılığını ortadan kaldırmak amacı ile parçalar mümkün olan hallerde, kaynaktan hemen sonra gerilme giderme tavlmasına tabi tutulmalıdır. En iyi süneklik ve tokluk parçanın 800-820°C' de dört saat süre ile tavlansın ve çok yavaş bir şekilde tercihen fırında soğutulması sonucu elde edilir [24,37,59,73,77,78].

“Yüksek karbon içeren (%0,5 – 1,2 arası) martenzitik paslanmaz çelikler bütün önlemlere rağmen sağlıklı bir şekilde kaynak edilemezler” [24,35,67].

Çatlama martenzit içinde hidrojenin bulunmasıyla tetiklenir, bundan dolayı hidrojen miktarının minimum yapılması gereklidir. Temiz kaynak alanları gereklidir ve pratikte düşük hidrojen potansiyeli nedeniyle TIG kaynak yönteminin kullanımı tavsiye edilir. Örtülü elektrotla ark kaynağı kullanıldığı zaman, elektrotlar kullanılmadan önce fırınlanarak hidrojenden arındırılmalıdır. Hidrojen içeriğini önemli ölçüde azaltmak için 350 - 450°C sıcaklık aralığında fırınlama yapılması gerekir. Eğer hidrojen kaynak metalinde bulunursa etkilerini minimum düzeye çekmenin yolları vardır. 200 - 300°C aralığında ön ısıtma ile normal olarak soğuma hızı düşürülür ve hidrojenin kaynak metalinin dışına yayılımına zaman verilir [42,67].

3.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirme işlemi gerçekleştirilirken kaynak havuzunda özellikle östenit – ferrit oranının dengelenmesi büyük önem arz etmektedir. Bu tarz çeliklerin kaynak işleminden hemen sonra katılaşıp ilk olarak ferritik yapı oluşmaktadır. İlerleyen dakikalarda soğuma devam ederken ferritiğin tane sınırlarında östenitik fazının çekirdeklenmeye başladığı görülür. Bu sebepten dolayı östenitik fazının oluşum oranı kaynak bölgesinin soğuma hızı ile orantılıdır. Östenitin oluşmasındaki en önemli element azottur. Ayrıca azot elementi ferrit ve östenit fazlarını dengeleyerek, metaller arasında oluşabilecek fazların oluşma ihtimalini düşürmektedir. Azot elementinin bir diğer avantajı ise östenitik fazda korozyon mukavemetini arttırmasıdır. Normal şartlarda dupleks paslanmaz çeliklerin birleştirme işleminde ITAB'daki ferrit oranının artması beklenir. Bu bilgiler dikkate alındığında düşük ısı girdisinden, hızlı soğutma işleminden

uzak durulmalı ve östenit fazının ısı tesiri altında kalan bölgede oluşmasına müsaade edilmelidir. Çizelge 3.2'de dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde ortalama ısı girdisi ile pasolar arası sıcaklıklar verilmiştir [46].

Çizelge 3.2. Dubleks ve süper-dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağı için önerilen ısı girdisi ve pasolar arası sıcaklıklar [46]

Tür	Önerilen Isı Girdisi* (kJ/mm)	Maksimum Pasolararası Sıcaklıklar (°C)
% 23 Cr Molibdensiz Duplex	0,5-2,5	150-200
% 22 Cr Standart Duplex	0,5-2,5	125-200
% 25 Cr (0-%2,5 Cu Duplex	0,2-1,5	100-150**
% 25 Cr Super Duplex	0,2-1,5	100-150**
*Isı girdisi malzeme kalınlığına göre seçilmelidir. **Optimum kaynak özellikleri için ısı girdisi 100(°C) önerilir.		

Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağı kullanılan alaşım elementlerine göre ısı girdisi kontrol altında iken yapılmalıdır. Gelişen teknoloji ile beraber bu tür çeliklerin kaynağında özel geliştirilmiş gazaltı kaynak telleri, örtülü elektrodlar, toz altı kaynak tozları geliştirilmiştir. Birleştirme işleminde kullandığımız gazın ve tozun bileşimi, örtülü elektrodun bileşimi, ısı girdisi kaynak havuzunun faz dönüşümünde etkili olur. Bu tür çeliklerin birleştirme işlemlerinde kaynak metalindeki ferritin oranının kontrol altında tutulması gereklidir. Bu sebepten birleştirmede kullanılacak elektrodun özellikleri ferrit içeriğini kontrol altında tutabilecek bir elektrod olması gerekir. Dubleks paslanmaz çeliklerin gelişimi ve kullanım oranının artması ile Schaeffler, De Long ve AWS-WRC High Alloys Committee diyagramları yetersiz olduğu düşünülerek ilk önce WRC – 1988 akabinde ise WRC – 1992 diyagramları oluşturulmuştur. De Long ile Schaeffler diyagramının birleşiminden WRC – 1988 diyagramı oluşturulmuştur. WRC – 1992 diyagramı ise nikel eşdeğeri hesaplamasına bakırda ilave edilerek yapılmıştır ve Şekil 3.1'de gösterilmektedir [79].

3.5. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler kaynaklı birleştirmelerde ihtiyaç duyulan özellikleri kazanmak için ya uygun üretim ya da ısıl işlem yoluyla sağlanabilir. İhtiyaç duyulan

özelliklerin kazandırılması çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kullanılacağı yere göre değişebilmektedir. Kaynak işlemleri bittikten sonra gerçekleştirilen yaşlandırma ısı işlemi ve çözeltiye alma işlemi ile korozyon mukavemeti ve mekanik özelliklerde en iyi sonuca ulaşılabilir. Fakat çözeltiye alma ısı işlemi kaynaklı birleştirilmiş numunelerde bazı durumlarda çatlama oluşumu ve çarpılma gibi hatalar oluşabilir. Bu sebepten dolayı yaşlandırma ısı işlemi daha çok tercih edilir [26,33,58].

Martenzitik ve yarı östenitik türdeki paslanmaz çeliklerin kaynağında 17 - 4 PH türü ana metallere benzer yapıdaki 630 türü dolgu malzemeleri sık kullanılmaktadır [37].

Çökelme yoluyla sertleşebilen östenitik paslanmaz çelikler, sıcak çatlak oluşması sebebiyle paslanmaz çeliklerin içerisinde, zor kaynaklı birleştirilenler grubunda yer almaktadır. Östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler ITAB'da çatlama nedeniyle zor kaynaklanırlar ve bazı türleri çatlama nedeniyle kaynak edilemezler. “Kaynak işlemi tercihen çözme tavı uygulanmış olan parçalar üzerinde yapılmalı ve uygulama düşük gerilmeler altında ve mümkün olan en düşük ısı girdisi sağlanacak şekilde gerçekleştirilmelidir” [37].

Östenitik paslanmaz çelikleri birleştirmede kullanılan standart, çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynaklanabilir tipleri klasik kaynak yöntemlerinin herhangi biri ile birleştirilebilir. En uygun yöntemlerin başında MIG, TIG ve plazma ark kaynak yöntemleri gelir. Örtülü elektrotla ark kaynağı kullanılabilir fakat tam uyumlu elektrotların bulunmadığı hallerde yüksek bağlantı dayanımları elde edilemez [35,37,76].

4. GAZALTI KAYNAK YÖNTEMLERİ

Elektrik ark kaynağı ve örtülü elektrot kaynak yöntemlerinde, elektrot örtüsünün yegâne amacı kaynak bölgesini oksijen ve azottan kaynaklanan problemleri engellemek içindir. “Kaynak bölgesinin bir gaz atmosferi tarafından korunduğu ergitme kaynağı yöntemleri, genel olarak gazaltı kaynak yöntemleri olarak adlandırılır” [80].

Gazaltı kaynak yöntemlerinde, arkın oluşturulması için kullanılan elektrodun türü ve koruyucu gazın türüne göre bir sınıflandırma yapılır;

Ergimeyen elektrotla yapılan gazaltı kaynak yöntemleri:

Ergimeyen iki elektrotla yapılan gazaltı kaynağı (ark atom kaynağı),

Ergimeyen bir elektrotla yapılan gazaltı kaynağı (TIG ya da PA - plazma ark).

Ergiyen elektrotla yapılan gazaltı kaynağı:

Ergiyen elektrotla soygaz altında yapılan gazaltı kaynağı (MIG),

Ergiyen elektrot ile aktif gaz altında yapılan gazaltı kaynağı (MAG) [80,81].

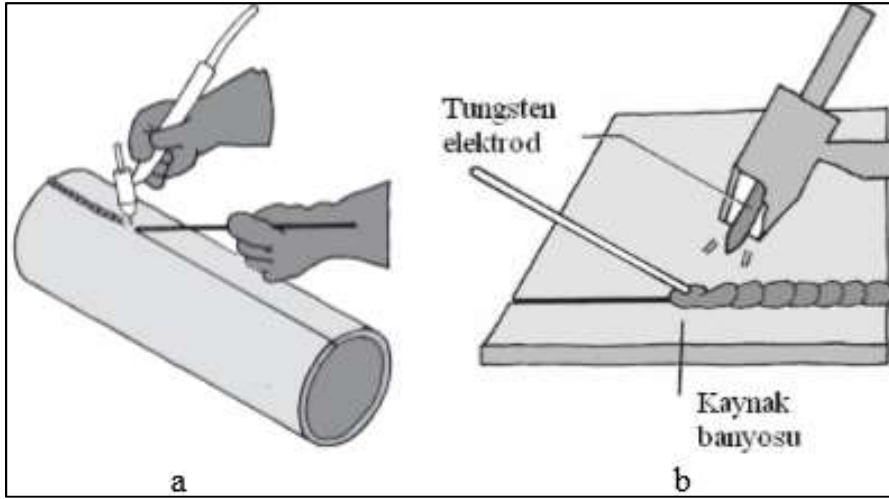
4.1. Tungsten Inert Gaz Kaynak Yöntemi (TIG)

TIG kelimesi Tungsten Inert Gas kelimelerinin ilk harflerinden oluşmuş ve bu yöntemin ilk defa kullanımı 1930’lu yıllardadır. Uygulama bakımında II. Dünya Savaşı döneminde özellikle ABD tarafından oldukça fazla uygulanmıştır.

Yüksek kalitede kaynak metali elde etmek için kullanılan ve tükenmeyen elektroda sahip olan kaynak yöntemlerinden biridir. TIG kaynak yöntemi arkın soygaz tarafından korunmasıyla oluşmaktadır ve bu yöntem son derece önemli bir ark kaynak yöntemidir. Bu yöntem ile tungsten elektrot ile iş parçası arasında elektrik arkı oluşturulur. Ark bölgesinin korunması ise soygaz veya karışımları ile olur. TIG kaynağında çoğunlukla bir elektrot kullanılmaktadır fakat bazı durumlarda birkaç elektrot da kullanılabilir. TIG kaynağı

çoğunlukla paslanmaz çelik, alüminyum, magnezyum, bakır ve diğer birçok demir dışı metaller gibi kaynak yapılması zor olan metallerin kaynatılmasında yaygın olarak kullanılır.

TIG kaynak yönteminin, en önemli özelliği ek kaynak teli gerekmeden ergimeyen bir elektrot kullanılarak uygulanmasıdır. Bu özelliğinden dolayı ince parçalarda kıvrık alın kaynak ağzı açılmış parçalarda çok tercih edilir. Aynı zamanda ek metal kullanımı ile birleştirmek mümkündür. Bu işlem yöntemi için oksî-asetilen kaynak yöntemindeki gibi ek bir tel çubuğa benzer ek kaynak metali kaynaklı birleştirmelerde kullanılabilir. Bu iki durum Resim 4.1'de a ve b de görülmektedir



Resim 4.1 a) Silindirik parçalarda TIG kaynak uygulaması b) Dolgu metali kullanarak TIG kaynak uygulaması [82]

TIG kaynak yönteminin diğer kaynak yöntemlerine göre en büyük avantajı, ergiyen kaynak metali oranı ile ısı girişi miktarı birbirinden farklı olabilmesidir. Bu büyük avantaj sayesinde diğer kaynak yöntemlerinde birleştirilemeyen incelikteki parçaları bu yöntem ile birleştirilebilir. Ayrıca bu yöntem kaynak operatörüne kök paso kaynakların birleştirilmesinde, kaynaklı tamir işlerinde ve çeşitli pozisyondaki kaynaklı birleştirmelerde önemli avantajlar sağlamaktadır [80].

TIG kaynağında başlangıçta helyum daha sonraları ise argon gazı kullanılmaya başlamıştır. Hafif metal ve alaşımlarının kaynağında kullanılan argon gazının çok saf olması gerekir. Aksi takdirde gaz içerisinde bulunabilecek su buharı, oksijen ve azot gibi istenmeyen elementler kaynağın kalitesini düşürür [83,84].

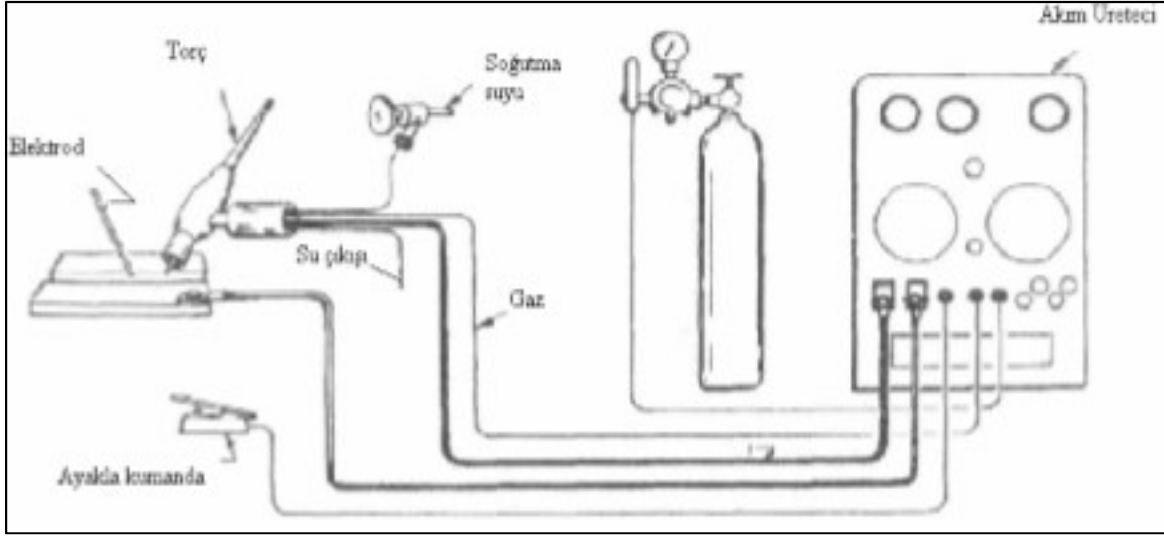
TIG kaynağında ark uzunluğu genelde 2 - 5 mm arasındaki değerlerde kaynağı uygulayan kişi tarafından belirlenir. TIG kaynağında malzeme yapısına göre hem doğru akım hem de alternatif akım kullanılabilir. Ark için gerekli olan ısı girdisi de operatör tarafından seçilen akıma bağlı olarak değişir. Kaynak hızı da birleştirilecek metallerin ergime sürelerine bağlıdır [81].

4.1.1. TIG kaynak donanımı

Bir TIG kaynak donanımı genellikle beş kısımdan oluşmaktadır.

1. Kaynak üfleci olarak da adlandırılan kaynak torcu,
2. Kaynak akım, kumanda şalter kablosunu, gaz hortumunu ve gerektiğinde soğutma suyu giriş ve çıkış hortumlarını bir arada tutan metal spiral takviyeli torç bağlantı paketi,
3. Kaynak akımının, gaz akışının ve gerektiğinde soğutma suyunun devreye giriş ve çıkışını, arkın tutuşmasını ve alternatif akım ile çalışma durumunda arkın sürekliliğini sağlayan devreleri de bünyesinde toplayan kumanda dolabı,
4. Kaynak akım üretici,
5. Üzerinde basınç düşürme vanası ve gaz debisi ölçme tertibatı bulunan koruyucu gaz tüpü.

Şekil 4.2'de TIG kaynak donanımı şema olarak gösterilmiştir. Ayrıca TIG kaynak yönteminde gerek duyulduğunda donanımına farklı cihazlar da eklenebilmektedir [80,81].



Resim 4.2. TIG kaynak donanımı blok şeması [79]

4.2. MIG/MAG Kaynak Yöntemleri ve Uygulama Alanları

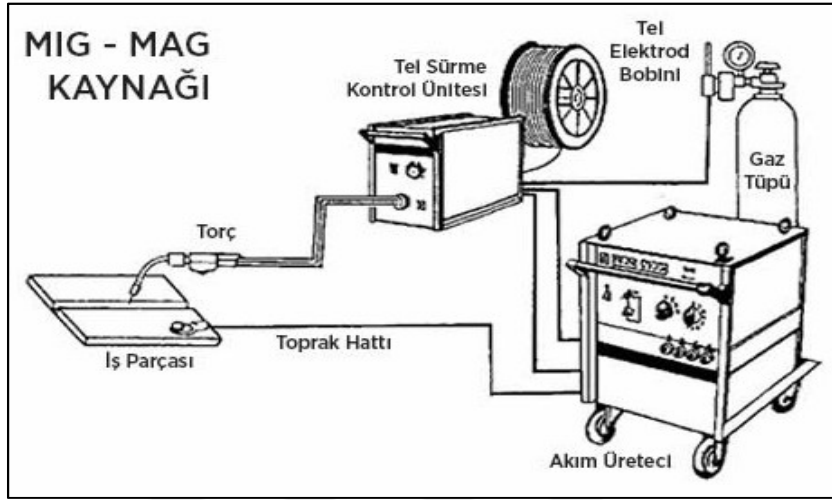
Günümüzde en fazla gelişim kaydeden ve en çok kullanılan kaynaklı birleştirme yöntemleri arasında MIG/MAG ve tozaltı kaynaklı birleştirme yöntemi en başta gelen yöntemlerdendir. Kaynaklı birleştirmelerde soy gazların kullanımı II Dünya Savaşı ile birlikte başlayıp özellikle, magnezyum ve alüminyum gibi metaller kullanılarak yapılan uçakların kaynaklı birleştirilmesi ile gelişim göstermiştir. Aktif gazların kullanılmasına ise 1952 yılında başlanmıştır [85].

4.2.1. MIG/MAG kaynak yöntemin çalışma prensibi

Bu yöntem ergiyen bir tel elektrodun sürekli olarak beslendiği ve bu tel elektrod ile kaynak dikişinin havanın olumsuz atmosferik etkilerinden korunduğu bir gazın bölgeye sürekli gönderildiği yöntemdir. Donanım arkın elektrik karakteristiklerini ve kaynak metali dolgu miktarını kendisi regüle ettiği için yarı otomatik kaynak işlerinde kaynakçının yalnızca kaynak tabancası pozisyonu ve ilerleme hızını kontrol etmesi gerekir [86]. MIG kaynak donanımların şeması aşağıda Resim 4.3'de gösterilmiştir.

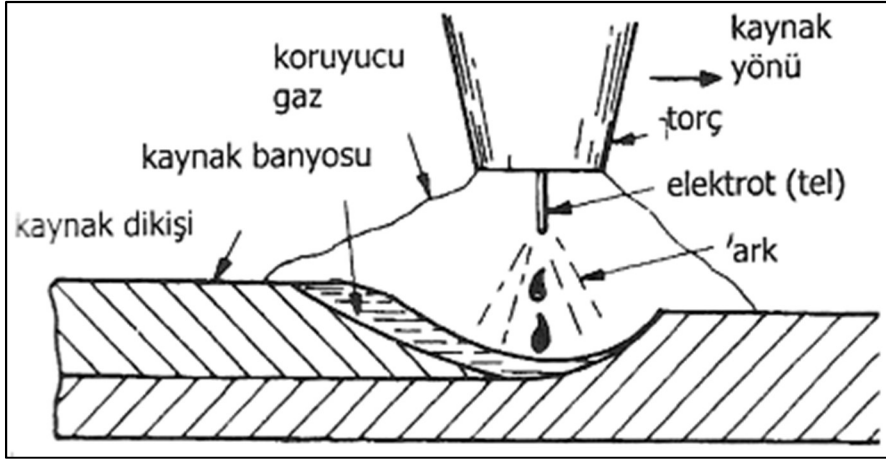
Bir MIG/MAG kaynak donanımı şu kısımlardan oluşur:

1. Kaynak torcu ve kablo grubu,
 2. Güç ünitesi (kaynak akım üretici),
 3. Elektrod besleme ünitesi (tel sürme tertibatı),
 4. Koruyucu gaz ünitesi (basınç düşürme ventili ve gaz debisi ölçme tertibatı ile birlikte)
- [86].



Resim 4.3. MIG/MAG kaynak donanımı [86]

Kaynak torcu ergiyen elektroda yol göstererek iş parçasına gazın ve elektrik akımının ulaşmasını sağlar. Güç üniteleri ile birlikte tel besleme ile ark boyunun kendisini regüle etmesini sağlar. Bu regülasyonu sağlamak için sabit hız tel besleme ünitesi ile sabit gerilimli (CV) yani yatay özellikli güç üniteleri kullanılır. Bazı MIG/MAG donanımlarında ark gerilimi ile kontrol edilen tel besleme ünitesi ve sabit akım (CC) yani düşey karakteristikli güç üniteleri kullanılır. Bu durumda ark boyundaki değişim ile ark gerilimi değişir. Dolayısıyla ark gerilimi ile hızı değişen tel besleme ünitesi hızlanma veya yavaşlama ile ark bölgesine artan veya eksilen hızlarda tel göndermesini sağlar [87]. Resim 4.4'de ayrıntılı olarak kaynak metali, torç baş kısmı ve ergiyen kaynak teli gösterilmiştir.



Resim 4.4. MIG/MAG kaynağında kaynak bölgesi oluşumu [88]

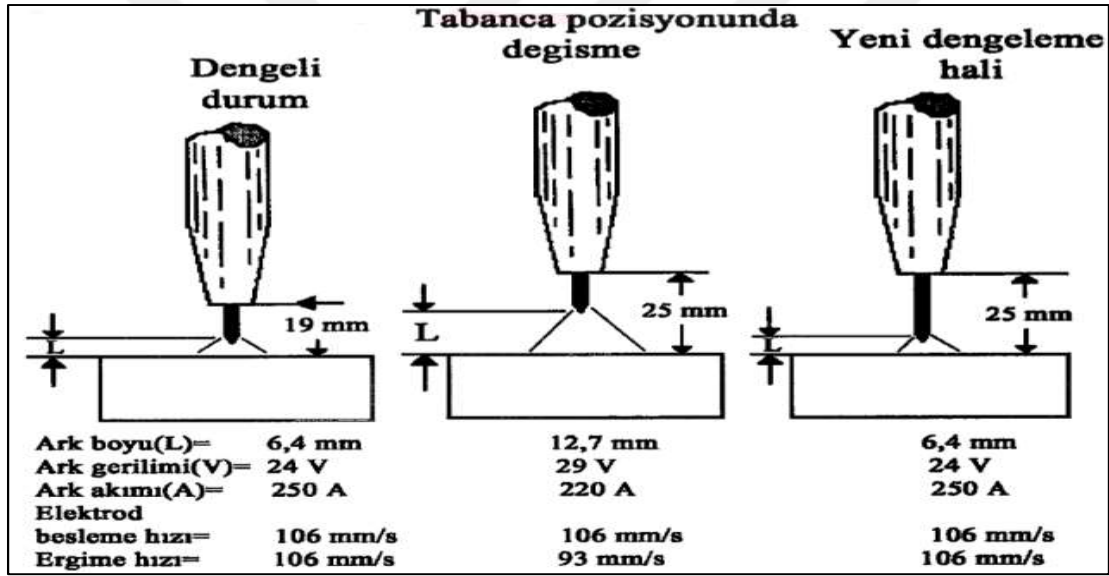
“Tel sürme tertibatı, teli makaradan sağıp, ergiyen tel miktarını karşılayacak bir hızla ark bölgesine sevk eden bir mekanizmadır. Hız ayarı kademesiz bir mekanik tertibat veya gerilimi değiştirilerek hızı ayarlayan bir doğru akım motoru tarafından gerçekleştirilir” [61,86].

Gerekli ayarlar yapıldıktan sonra MIG kaynak makinesinin kısaca çalışma prensibi ilk olarak önceden ayarlanmış oranda koruyucu gaz akışı başlar, hemen ardından ark oluşmaktadır. Oluşan arkten hemen sonrasında tel sürme tertibatı devreye girerek tel biçimindeki kaynak metali gelmeye başlar ve kaynaklı birleştirme gerçekleşir. Kaynak bitiminde ise yazmış olduğumuz sıralamanın tam tersi oluşur. Yani ilk olarak tel sürme tertibatı devre dışı kalarak kaynak teli gelmesi sonlanır, akabinde ark sonlanır ve son olarak koruyucu gaz akışı kesilir [22,61]. Temas memesi normal olarak akım üreticinin pozitif kutbuna (+) bağlanır ve iş parçası negatif (-) kutup olarak ters kutuplama yapılabilir. Ark ve kaynak banyosunu koruyan gaz, temas sırasında oluşan banyo ile reaksiyona girmeyen inert (soy) gaz veya aktif gaz (CO_2 veya aktif karakterli karışım gaz) olabilir [89].

MIG kaynak yönteminde düşey özellikli bir akım üretici kullanıldığında ark gerilimi (ark boyu) değişir. Ark geriliminin değişmesi sonucunda ark gerilimini sabit tutabilmek için yapılacak elektronik tertibat desteği ile tel sürme mekanizmasının motor devri değiştirilir. Kısacası ark boyunun değişmesini tel sürme mekanizmasındaki hızın değiştirilmesiyle ark boyu sabit tutulabilir. Fakat MIG kaynak yönteminde çoğunlukla ince kalınlıkta tel kaynak

metali kullanılmaktadır. İnce tel kaynak metalinden dolayı kumanda sistemi yavaş kalmakta bu da ark boyunu sabit tutmakta sıkıntı yaratmaktadır.

Yatay özelliğe sahip akım üreticinde ise ark gerilimi (ark boyu) az seviyede değişmektedir. Fakat sabit gerilim olarak da ifade edilen yatay özellikli akım üreteçleri akım şiddetinde (ergime gücünde) değişme oldukça fazladır. Bu tür cihazlarda kendiliğinden çalışan ark boyu ayarı vardır. Bu ayar sayesinde tel ilerletme hızı ve ark boyu sonuç olarak da akım şiddeti ayarlanmaktadır. Sabit gerilimli makineler kullanıldığında tel ilerleme motoru, seçilmiş sabit bir devirde döner, tel hızı sabittir [22,61]. Resim 4.5'de ark boyu ayarlaması ile ilgili şekiller ile gösterilmektedir.



Resim 4.5. MIG/MAG yönteminde ark boyunun otomatik ayarlanması [90]

4.2.2. MIG MAG yönteminde kullanılan tel elektrodlar

MIG/MAG kaynağında kullanılan bütün elektrodlar tel halinde ve bir makaraya sarılmış olarak makineye takılır. Bunların ölçüleri standartlar ile saptanmıştır. Bu yöntemde kullanılan tüm elektrodlar 0,6 - 0,8 - 1,0 - 1,2 ve 1,6 mm çaplarında olup (eğer sistem mekanize ise daha büyük çaplı olanları da kullanılabilir) üzerleri bakır ile kaplandıktan sonra bir makaraya sarılarak oluşturulan bobin makineye takılır.

Gazaltı kaynak yöntemlerinde ergiyen elektrod kullanıldığında en çok dikkat edilmesi gereken, kullanılacak elektrodun seçimidir. MIG kaynak yönteminde kullanılan tel elektrod ve gaz veya gaz karışımlarının işlem sonunda kaynak metalinde ihtiyaç duyulan mekaniksel ve fiziksel özelliklerde olmalıdır. Bu sebepten dolayı MIG kaynak yönteminde elektrod seçimi oldukça önemlidir ve seçim sırasında bazı özellikler dikkate alınmalıdır. Dikkate alınması gereken önlemler ise;

Esas metalin mekanik özellikleri

Bu maddeye göre elektrod seçimi, kaynak yapılacak esas metalin mekanik özellikleri (çekme, akma, çentik-darbe, vb.) göz önünde bulundurularak seçim yapılır.

Esas metalin kimyasal özellikleri

Esas metalin kimyasal bileşiminin bilinmesi, özellikle renk uyumunun, korozyon direncinin, sürünme direncinin, elektrik ve ısı iletkenliğinin söz konusu olduğu durumlarda gereklidir. Bunun yanı sıra, ısıdan etkilenen bölgede, sertleşme oluşup oluşmayacağının önceden belirlenmesi bakımından da esas metalin kimyasal bileşiminin bilinmesi gereklidir. Genel olarak, düşük karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin kullanılması halinde elektrod seçiminde en önemli faktör olarak esas metalin kimyasal bileşiminin bilinmesi gereklidir [70].

Koruyucu gazın türü

Koruyucu gaz olarak soy gaz veya karışımlarının kullanılması durumunda alaşım elementlerinde bir yanma kaybı söz konusu değildir. Buna karşın bir aktif gaz; örneğin, karbondioksit veya soy gaz + aktif gaz karışımı kullanılması durumunda bir takım yanma kayıpları ile karşılaşılır.

Paslanmaz çelikler eğer aktif gaz kullanımı ile birleştirilirse düşük bir oranda demir, oksijen yüzünden oksitlenir. Oluşan demir oksit bileşimindeki silisyum ve mangan elementleri tarafından redüklenir. Redüklenen mangan ve silisyum elementleri elektrod ile karşılanması gereklidir. Bu sebepten dolayı çeliklerin kaynağında MIG yöntemi için geliştirilen bir elektrod, MAG yönteminde kullanılmaz [79].

Çalışma ortamının koşulları

Birleştirme işleminin çok düşük ya da çok yüksek sıcaklıklarda yapılmasının zorunlu olduğu durumlarda, kaynak metalinin her bakımdan ana metal ile özellikler bakımından yakın olması oldukça önemlidir. Bu ihtiyaçları karşılayabilecek ve her tür ana metal en yakın türde çeşitli elektrodlar üretilmektedir.

Koruyucu gazlar

Ark kaynaklarında, kaynak banyosunun atmosferdeki havaya karşı korunması çok önemlidir. Eğer kaynak banyosu kaynak işlemi sırasında atmosferden korunmazsa havada bulunan O_2 , N_2 ve az oranda bulunan diğer gazlar, kaynak işlemi süresince sıvı kaynak havuzuna yerleşirler. Sonuç olarak yapılan birleştirme sonunda kaynak bölgesi içinde gaz boşlukları oluşacaktır. Çünkü kaynak sırasında meydana gelen arkın sıcaklığı $5000 - 6000^\circ C$ arasındadır. Kaynak banyosunun sıcaklığı ise $1800^\circ C$ civarındadır. Bu yüksek sıcaklıklarda yukarıda belirtilen gazlar çok aktif hale geçerek sıvı metale nüfuz etmeleri kolaylaşacaktır. Bu durumda meydana gelen gözenekler kaynak dikişinin emniyetini zayıflatacaktır, bundan dolayı ark kaynağı yapılırken kaynak dikişinin havanın olumsuz tesirlerinden etkilenmemesi için bir koruyucu ortama gerek duyulacaktır. Örneğin; oksijen erimiş metal ile aşağıdaki gibi reaksiyona girerek demiroksitin (FeO) oluşmasına sebep olmaktadır [90]. Aşağıdaki 4.1'deki reaksiyon şekli gösterilmektedir.



FeO ise erimiş metalde bulunan karbon (C) ile reaksiyona girerek aşağıdaki 4.2'deki reaksiyona göre karbonmonoksit (CO) açığa çıkar.



Karbonmonoksit (CO) gazı erimiş metal içinden yukarı doğru çıkmaya çalışır, ancak soğuma hızı yüksek olduğundan gaz kabarcıklarının bir kısmı katılaşma sırasında kaynak dikişi içinde kalırlar ve gaz boşluklarını meydana getirirler. Eğer koruma olmaz ve O_2 , N_2 gibi gazlarının her ikisi de sıvı metal içerisinde kalırlarsa kaynak bölgesinde gaz kabarcığı oluşumuna sebep olurlar. Kaynak sırasında N_2 'nin büyük bir kısmı ergimiş metal tarafından

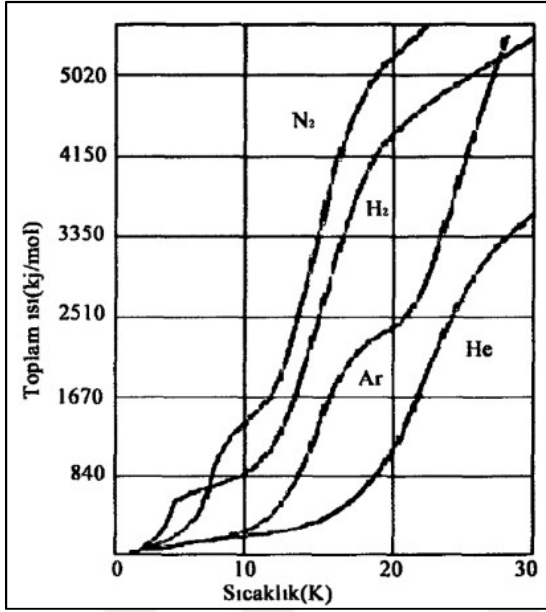
emilir ve katılaşma sırasında N_2 'nin bir kısmı dışarı çıkarsa da bir kısmı N_2 gaz molekülü formuna girerek N_2 boşluklarının oluşumuna ve ayrıca O_2 ve N_2 kaynak metalinin içinde demiroksit ve demirnitür oluşturarak istenmeyen durumları meydana getirirler. Demiroksit (FeO) kaynak metalinin darbe mukavemetini azaltır, demirnitür de kaynak metalinin daha sert ve kırılğan hale gelmesine neden olur. Aynı zamanda bu oluşum ile kaynak dikişine görsel olarak bakıldığında düzgün oluşmadığı görülmektedir. Bu olayların meydana gelmemesi için koruyucu gaz veya gaz karışımının kullanılması çok önemlidir [91].

Atmosferik sıcaklıkta veya mutlak sıfırın altında kaynayan herhangi bir madde gaz olarak tanımlanabilir. 92 kimyasal elementin 11'i bu tarife uyan sıcaklık alanı içinde kaynama noktalarına sahiptirler. Bunlar; Hidrojen, Azot, Oksijen, Klor, Helyum, Neon, Argon, Kripton, Ksenon ve Radondur. Bilindiği gibi atmosferi oluşturan gaz karışımına hava denilmektedir. Havanın hacimsel olarak %78'ini azot, %21'ini oksijen oluşturmaktadır. Geriye kalan %1'i ise kimyasal soy özelliğini paylaşan gazlardan oluşur. Bu soy gazlar başlıca argon, az miktarda helyum, neon, kripton ve radondur [92].

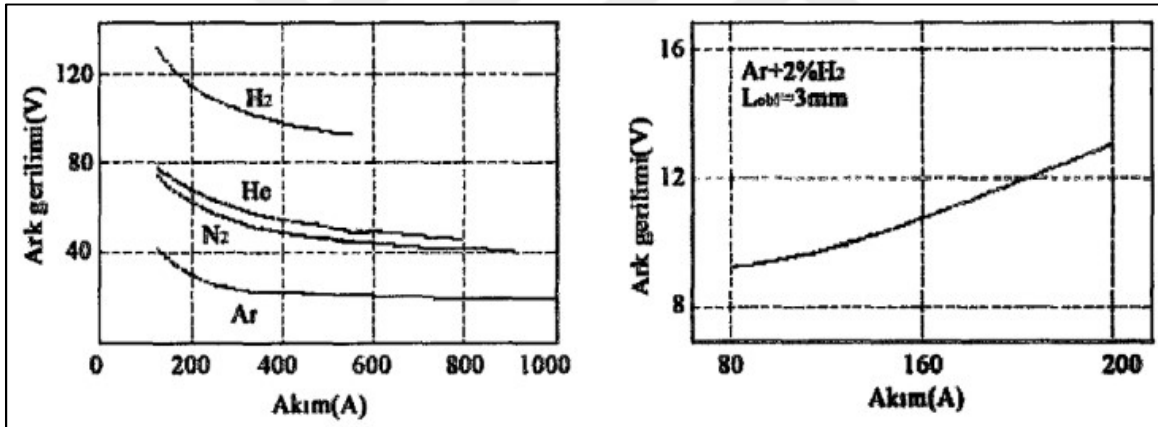
Kaynaklı birleştirmelerde koruyucu gaz olarak kullanılan başlıca gazlar Argon (Ar), Helyum (He), Karbondioksit (CO_2), Oksijen (O_2), Azot (N_2), Hidrojen (H_2) gazlarıdır. Kaynak tekniğinde koruyucu gazların yoğunluklarına Çizelge 4.1'de gösterilmektedir. Şekil 4.1'de koruyucu gazların, gaz farkına göre toplam ısısını göstermektedir. Ayrıca Şekil 4.2'de ark kaynağının koruyucu gaza göre farklı statik karakteristiğe ulaşılmaktadır.

Çizelge 4.1. Koruyucu gazların yoğunlukları

Gaz	Yoğunluk(kg/m')	İlk iyonizasyon potansiyeli (elektron vat)
Argon	1,784	15,75
Helyum	0,178	24,58
Hidrojen	0,083	13,59
Azot	1,061	14,54
Oksijen	1,326	13,61
Karbondioksit	1,977	14,00



Şekil 4.1. Sıcaklığın işlevi olarak gazın toplam ısısı [93]



Şekil 4.2. Ark kaynağında statik karakteristikleri [93]

MIG/MAG kaynak yönteminde soy gazlar ve aktif gazlar ya da bu gazların farklı miktarlarda karışımı ile kullanılabilir. Çoğunlukla asal gaz çeşitleri demir dışı metallerin birleştirilmesinde kullanılır. Ayrıca aktif gaz çeşitleri veya aktif – asal gazların birleşimi ile de farklı çeşit çeliklerin kaynaklı birleştirilmesinde kullanılabilir. “Koruyucu gazlarla ilgili en önemli özellik de gazın saflığıdır. Bütün gazlar için saflık oranı %99’un altında olmamalıdır” [94].

Çeliklerin koruyucu gaz kaynağında saf Argon (Ar), Argon (Ar) ve Karbondioksit (CO₂) karışımları, Argon (Ar) ve Oksijen (O₂) karışımları, Argon (Ar) ve Hidrojen (H₂) karışımları,

saf Karbondioksit (CO_2), gazı kullanılır. Gazların görevi damlaları, kaynak havuzunu ve ITAB'ı havadan korur ayrıca kaynak arkı davranışlarını iyileştirir [90,95-97].

MIG/MAG kaynak yönteminde koruyucu gazın kaynak havuzuna etkisi çok fazladır. Sağlıklı bir birleştirme gerçekleştirmek için koruyucu gaz seçiminde bazı faktörlere dikkat edilmesi çok önemlidir [70,98,99]. Dikkat edilmesi gereken faktörler;

1. Birleştirilen metal veya alaşımın özellikleri,
2. Ark özellikleri ve kaynak metalinin damla geçiş şekli,
3. Kaynak işleminin hızı,
4. Birleştirilecek parçaların kalınlıkları, ihtiyaç duyulan nüfuziyet ve kaynak dikişinin biçimi,
5. Kaynak bölgesinin mekaniksel özellikleri,
6. Kullanılan gazın maliyeti ve bulunabilme imkânları,

4.2.3. MIG/MAG yönteminde kullanılan koruyucu gazlar

MIG kaynak yönteminde, asal gazlar ya da bazı gaz karışımları şeklinde kullanılmaktadır. Gaz karışımlarına oksitleyici gazlar da ilave edilir. Normal şartlarda karışım gazlarında iki bazen üç bileşenli koruyucu gazlar kullanılmaktadır. Fakat son zamanlarda dört bileşenli gazlar da kullanılmaya başlanmıştır. Kullanılan karışım gazların avantajları arkı dengelemesi ve nüfuziyeti etkilemesidir [100].

Paslanmaz çeliklerin MIG kaynak yöntemi ile birleştirilmesi sırasında çoğunlukla argon koruyucu gazına ilave %1 ile %2 arasında oksijen (O_2) veya karbondioksit (CO_2) gibi oksitleyici bileşenler kullanılmaktadır. Argon koruyucu gazına ilave edilen oksijen ya da karbondioksit arkı dengelemektedir. Arkı dengelemede oksijen gazı, karbondioksit gazına göre yaklaşık olarak iki, üç kat kadar daha başarılıdır. Fakat birleştirmede koruyucu gaz olarak saf argon ya da saf helyum ya da bu gazların karışımı tercih edilirse kararsız bir ark oluşur [61].

MIG/MAG birleştirme yönteminde kaynak işlemi bittikten sonra dikiş yüzeyinde oksitlenmenin olması ve kaynak metali artan geçişi sırasında oksitlenmeden kaynaklanan alaşım elementi kaybı oluşmasından dolayı koruyucu asal gaza ilave edilen oksijen ya da

karbondioksitin ilave oranı belli oranlarda sınırlandırılır. Oksijen elementi oksitlenme kaybında karbondioksit elementine göre yaklaşık olarak on kata kadar daha fazla etkilidir. Fakat karbondioksit koruyucu gaz olarak kullanılması durumunda ayrıca dikiş karbon kapmaktadır.

Ayrıca koruyucu gazların içerisinde oksitleyici bileşenlerin oranı artıka silisyum, mangan ve krom elementlerinde azalma oluştuğu görölür. Oluşan bu azalma kullanılan koruyucu gaz içinde oksijen oranı %30 altında olursa krom ve mangan için yaklaşık %0,3 oranında, niyobyum ve silisyum elementlerinde azalma ise yaklaşık %0,1 kadar olduğu görölmektedir. “Araştırmalar sonucunda, oksidasyon kayıplarının, De Long’a göre hesaplanan krom eşdeğerini ($Creş = \%Cr + \%Mo + \%1,5 \times Si + 0,5 \times \%Nb$) 0,3 veya 0,5 birim azalttığı görölmüştür. Dolayısıyla esas metal ile kaynak metalinin uyumunu sağlayabilmek için kaynak telinin, oksitlenme kayıplarını karşılayacak bileşimde olması gerekmektedir” [22,32].

Karbondioksitin koruyucu gaz içerisinde yer alması kaynak metalinde karbon kapması oluşmasının yanı sıra oksitlenme oluşması da söz konusudur. Fe-C-O sistemindeki denge de kaynak metali bileşenini etkilemektedir. Sonuç olarak kaynak metalinde bulunan karbon oranı oksijen elementinin yoğunluğu, ilave metal damlacığının kaynak havuzuna geçerken sahip olduğu ısı ve ark geriliminden etkilenir. Bu konuya örnek verecek olursak, kaynak metali sahip olduğu karbon oranı %0,023 ayrıca koruyucu gaz olarak Ar + %2,5 CO₂ karışım gazı kullanıldığında karbon kapma oranı %0,018 olmaktadır. Bu işlem sonunda kaynak metalinde karbon oranı %0,41 olur. Bu da çok düşük karbon sınırının aşılması anlamına gelmektedir. Eğer bahsi geçer koruyucu gaz karışımı kullanılacaksa ilave tel ve kaynak metalindeki karbon oranı %0,05`den az olduğu durumlarda kullanılabilir. Karbon miktarından kaynaklanan bir diğer dezavantaj ise karbon elementi kuvvetli östenit dengeleyicidir. Bu durumda kaynak metalinin sahip olduğu ferrit oranını azaltmaktadır ve kaynak metalinde sıcak çatlama ihtimalini arttırır [22,32].

Helyum koruyucu gazı, argon koruyucu gazına göre ısıl iletkenlik bakımından daha iyi, yoğunluk bakımından da daha düşüktür. Ark gerilimi belirlenmiş kaynak akım ve ark boyuna göre daha yüksektir. Sonuç olarak argon gazı ile birleştirilen parçadaki kaynak hızına göre kaynak metalindeki ısı girdisi daha fazladır. Bu sebepten enerji girdisi sabit

olması durumunda argon gazı yerine helyum koruyucu gazı tercih edilmesiyle kaynak meteline ısı girişi arttırılabilir [32].

Ayrıca helyum koruyucu gazı, argon koruyucu gazına göre ark enerjisi kenar bölgelere yayılmasına sebep olur. Bu oluşumda kaynağın kesitini ve nüfuziyetini artırır. Isı girişi fazla olmasından dolayı kaynak havuzunun sıcaklığı yüksek olur. Sonuç olarak kaynak havuzunun ıslatma özelliği ve akışkanlığı gelişmektedir.

Saf argon gazı ya da saf helyum gazı kullanılmak yerine ikisinin karışımı kullanılması daha uygun olabilir. Argon koruyucu gazına helyum koruyucu gazın ilave edilmesi ile kaynak bölgesindeki nüfuziyet arttırır. Son yıllarda iki, üç ve dört bileşenli karışım gazlar endüstride kullanılmaya başlanmıştır. Bu bileşenlerden bazıları Çizelge 4.2`de verilmiştir [100].

Çizelge 4.2. Paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan ticari karışım gazlar [100]

%Ar	%He	%CO ₂	%O ₂
20	77,8	1,9	0,3
17,5	80	2	0,5
98	0	2	0
95	0	5	0
64,5	30	4,5	0
69	30	0	1

Kısa ark türü kaynaklı birleştirmenin avantajı zor pozisyon, geniş kök aralıklarında ve ince kalınlıktaki parçalarda daha iyi birleştirilir. “ABD” de bu ark türü ile yapılan kaynakta %90 He, %7,5 Ar ve % 2,5 CO₂ karışım gazı kullanılmaktadır” [101].

Sprey ark ile birleştirme için koruyucu gaz olarak saf argon ya da %1 – 2 arası oksijen ilaveli gaz karışımı kullanılabilir. Sprey ark tek pasolu ya da çok pasolu birleştirmelerde özellikle yatay oluk şeklindeki birleştirmelerde uygulanabilir. Eğer kararlı bir ark seviyesi isteniyorsa argon koruyucu gazına oksijen gazı ilavesi ile mümkündür [101].

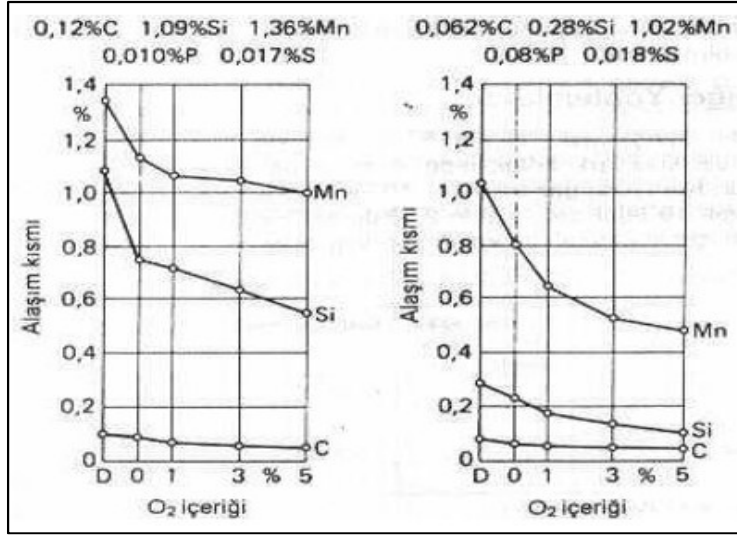
MIG kaynak yöntemi tercih edilerek östenitik paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde dolu tel kullanılması durumunda argon koruyucu gazına, %1 - 2 arası oksijen ve %2 - 4 arası karbondioksit ilavesi ile birleştirme yapılabilir. Eğer ilave edilecek koruyucu gazların miktarı oksijen gazında %1`den, karbondioksit gazında da %2`den düşük olması durumunda

arkın dengelenmesi yeterli olamaz. Aksi durumda, ilave gazların fazla olması durumunda ise kaynak havuzunun oksitlenme hızı artar. Bu sebepten dolayı nikel miktarı fazla olan östenitik paslanmaz çeliklerinde saf argon koruyucu gazı tercih edilmesi önerilir. Çünkü nikel miktarı bakımından zengin olan alaşımlar oksijene hassasiyeti fazladır. Kaynak işlemlerinde özlü tel elektrodlar tercih edilirse karbondioksit kullanımı %20 – 100 arasında olması gerekir. Bu tür durumlarda karbondioksit koruyucu gazın ilavesi %20'lerin altında olursa ark kararlılığı istenilen seviyelerde olmaz. Yüksek oranda karbondioksit içeren gazlar kullanılmasına karşın oluşan cüruf dikişin karbon kapmasına engel olur [32].

Kaynaklı yapının mekanik özellikleri üzerine yapılan bir çalışmada, 4,7 mm. kalınlığında AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelere benzer kaynak parametreleriyle üç değişik ticari gaz karışımı uygulanarak (%98Ar + %2O₂, %98Ar + %2CO₂, %85He + %13,5Ar + %1,5CO₂) yapılan kaynak işlemi sonucunda, en iyi sonuç argon + karbondioksit karışımından elde edilmiştir. Zira karbondioksitin (CO₂) varlığı, arkın dengelenmesinde etkili olmakta, aynı zamanda dikişe az miktarda karbon difüzyonu gerçekleşmektedir [46].

Kullanılan ilave metalin bileşimi ile kaynak metali bileşiminin aynı olması imkânsızdır. Çünkü oksidasyonun oluşmasıyla alaşım elementlerinin yanması gerçekleşmektedir. Bu alaşım elementlerinin yanması soy gazlar kullanılmasında dahi azda olsa olur. Sebebi ise ark atmosferine oksijenin dâhil olmasını, koruyucu gazın engel olamamasıdır. Şekil 4.3'de koruyucu gazın oksijen miktarına bağlı olarak mangan, karbon ve silisyumun yanmasını göstermektedir [14].

Oksijen ilavesine bağlı olarak alaşım elementlerinin yanması artar ya da azalır. Şekil 4.3'ü incelediğimizde silisyum oranına göre manganın elementinin de yanma oranı değişmektedir. Silisyum miktarı azaldıkça mangan elementinin de yanma oranı azalmaktadır. Ayrıca kullanılan koruyucu gazın etki eden bir diğer unsuru kaynak parametreleridir. Örneğin düşük akım şiddeti ve yüksek ark gerilimi halinde yanma daha fazla olmaktadır [14].



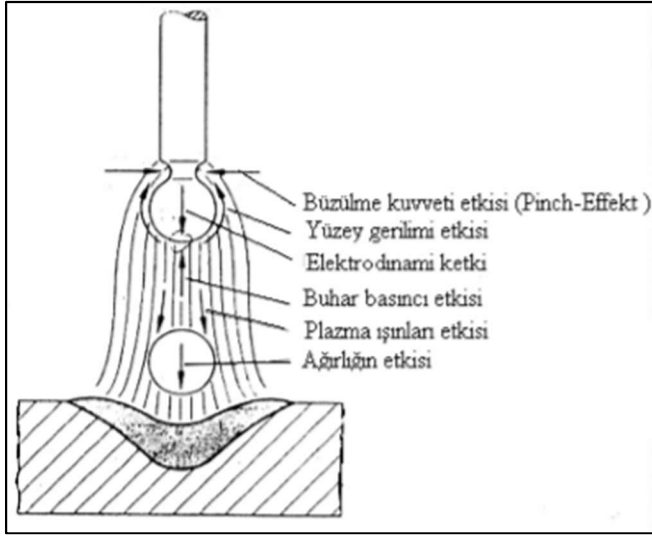
Şekil 4.3. Gazaltı kaynağında alaşım elementlerinin yanması [102]

4.2.4. MIG/MAG Kaynağındaki ark türleri ve arkta kaynak metali taşınımı

Gaz metal ark kaynağında ark tipi metal transfer formuyla yani ergiyen telden kaynak banyosuna aktarılan metalin davranışı şekliyle tanımlanabilir. Gaz metal ark kaynağında metal transferi genellikle şu şekillerde olur;

1. Kısa Devre Geçiş
2. Uzun ark
3. Sprey ark
4. Darbeli ark

Ergimiş elektrod ucundan kaynak havuzuna metal malzeme aktarımının şekli, arkta oluşacak sıçrama miktarını, işlem kararlılığını, çeşitli konumlarda kaynak yapma imkânını, ana malzemenin nemlendirilmesini, kaynak dikişinin yüzey formunu kaynaklı metalin kalitesini etkiler. Metal transferinin şekli geniş bir oranda koruyucu gazın türü, kaynak telinin bileşimi ve elektrik parametrelerine bağlıdır. Arktaki damla geçişine etki eden faktörler ise; yer çekimi, gaz akımı, plazma basıncı, elektromanyetik güçler, malzemenin buharlaşması ile oluşan basınç ve yüzey gerilimidir [47-49]. Resim 4.6’de metal geçişine etki eden faktörler görülmektedir.



Resim 4.6. Elektrodun ucunda oluşan metal damlasına etkiyen kuvvetler ve yönleri [30]

4.3. Kaynak Parametrelerinin Seçimi

Kaynaklı birleştirmenin kalitesini belirleyen en önemli etkenlerden birisi de oluşturulan kaynak parametresidir. Kaynak parametrelerin belirlenmesinde birleştirme işleminin yapılacağı metal ya da alaşımın türü ve kalınlığı, kaynak geometrisi, pozisyonu, ergitme yeteneği, birleştirme sonrası istenilen mekaniksel özellikler dikkat edilmesi gereken başlıca etkenlerdir. Bu ve benzeri parametreler dikkate alındığında kaynak operatöründe işlemini kolaylaştırır ve istenilen özellikte kaynaklı bağlantılar gerçekleştirme imkânı sunar.

Kaynak parametreleri; kaynak öncesi belirlenen parametreler ve ayarlanabilir parametreler olmak üzere iki gruba ayrılır. Ayarlanabilir parametrelerde, birinci derecede ayarlanabilen ve ikinci derecede ayarlanabilen parametreler olmak üzere incelenir.

Birinci derecede ayarlanabilen parametreler; ilk gruba giren parametreler seçildikten sonra, kaynak dikişini kontrol altında tutan, dikişin biçimini, boyutlarını, ark kararlılığını ve kaynaklı bağlantının emniyetini etkileyen değişkenlerdir. Bu parametreler akım şiddeti (tel hızı), ark gerilimi ve kaynak hızı gibi etkenlerdir [85].

İkinci derecede ayarlanabilir parametreler, bu parametrelerin önceden seçilip değerlendirilmeleri oldukça zordur. Bunlar kaynak dikişinin biçimini dolaylı olarak

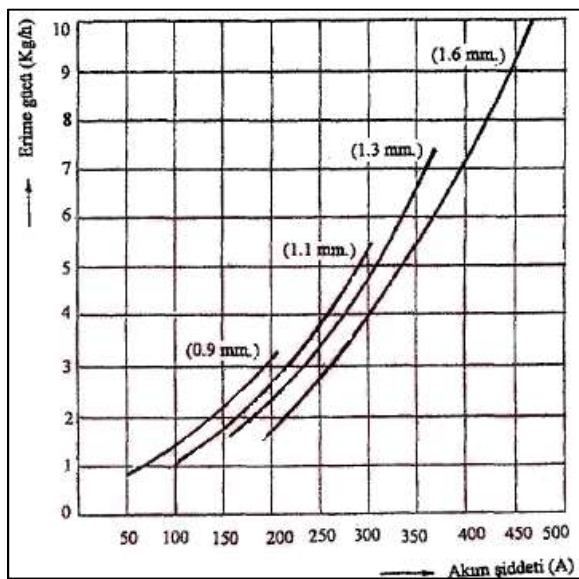
etkileyen parametrelerdir. Bazı durumlarda etkileri de açık bir şekilde görülmez. Bunlar da torç eğimi, serbest tel uzunluğu, nozul mesafesi ve kaynak yönü gibi sıralanabilir.

4.3.1. Kaynak öncesi belirlenen parametreler

Elektrod çapı

Kaynak işleminde seçilen elektrod çapı, kullanılacak parçanın kalınlığı, kaynak pozisyonu, kaynak ağız geometrisi, erime gücü, nüfuziyet derecesi ve elektrodun maliyetine göre seçilmesi gerekir.

Her tür elektrod bileşimi için çapa bağlı olarak bir akım şiddeti aralığı vardır. Büyük çaplı elektrodlar daha yüksek akım şiddeti ile kullanılabildiklerinden daha yüksek bir ergime gücüne sahiptirler ve daha derin nüfuziyetli dikişler oluştururlar. Ergime gücü akım yoğunluğunun bir fonksiyonudur, eş çaplı iki elektrod farklı akım şiddetlerinde kullanıldıklarında, yüksek akım şiddeti ile yüklenende, akım yoğunluğu büyük olduğundan, daha yüksek bir ergime gücü elde edilir. Akım şiddeti, tel çapı ve ergime gücü arasındaki ilişkiler Şekil 4.4'te görülmektedir. Dikişin nüfuziyeti de akım yoğunluğuna bağlıdır, aynı akım şiddetinde, küçük çaplı elektrodla daha derin nüfuziyetli dikişler elde edilir. Büyük çaplı elektrod halinde ise kaynak dikişi daha büyük olur [103].



Şekil 4.4. Yığılan kaynak metali, akım şiddeti ve elektrod çapı arasındaki ilişki (yumuşak m çelik elektrod; CO2 ile kaynatıldığında) [85]

Ekonomik nedenlerden dolayı kaynakçı işini bir tek tel çapıyla bitirmeye çalışır. Bu sayede sık sık tel değiştirme işi ve karışıklıklar ortadan kalkmış olur ve stok kontrol kolaylaşır. Normalde tel çapı arttıkça fiyat da düşer. Tel elektrod çapının nüfuziyet derinliğine olan etkisinin bilinmesi gerekir [104].

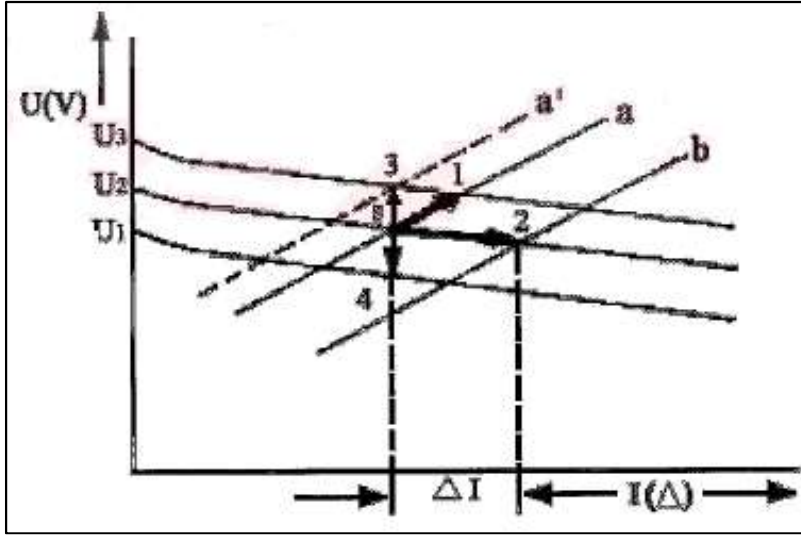
Koruyucu gaz türü

Kaynaklı birleştirmelerde özellikle çelik malzemelerde koruyucu gaz olarak saf argon gazı, saf karbondioksit gazı, argon – karbondioksit karışım gazları ve argon oksijen karışım gazları gibi gazlar kullanılmaktadır. Bunların dışında helyum, hidrojen gazları da tercih edilmektedir. Son zamanlarda üçlü hatta dördü gas karışımları da kullanılmaktadır. Birleştirme öncesi belirlenen gazın seçimi oldukça önemlidir. Çünkü koruyucu gazların içyapılarına göre direkt olarak ısı girdisini etkilemesinden dolayı kaynak metalini, ITAB'ı ve mekanik özellikler gibi çok önemli özellikleri etkilemektedir.

4.3.2. Birinci derecede belirlenen parametreler

Kaynak akım şiddeti

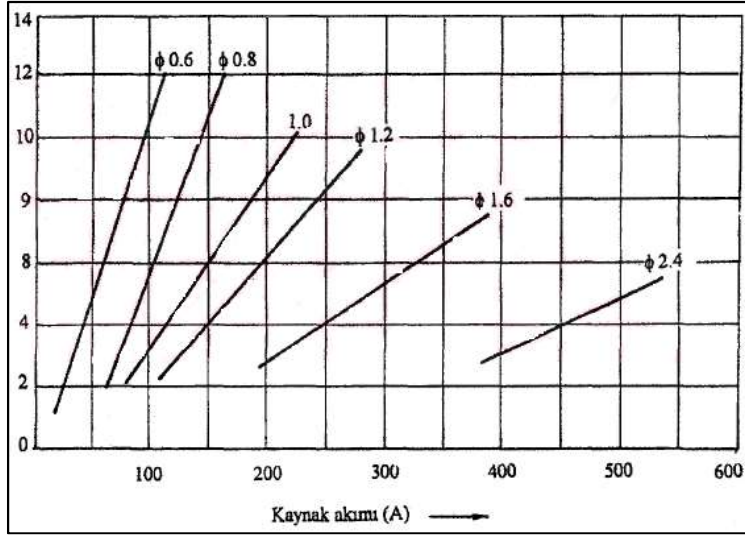
MIG/MAG kaynak yönteminde kaynak akım şiddeti, potansiyometre ile tel ilerleme düğmesinden ayarlanır. Sabit gerilimli gazaltı kaynak makinalarının ayarlanmasında yalnız statik çalışma noktası önemlidir. Statik çalışma noktası ise ayarlamış olduğumuz statik karakteristiğin ark karakteristiği ayar alanı içindeki bir dinamik ark boyu ile kesişmiş olduğu noktadır. Bu nokta yalnızca tel ilerleme hızına bağlıdır. Kaynak yaparken akım ve gerilimin akışı bu noktada başlar, yükselen tel ilerleme hızı ile kaynak akımı yükselir. Şekil 4.5'de 2 noktası böylece tel ilerleme hızının değiştirilmesi ile ideal bir çalışma noktası aranır. İdeal bir çalışma noktasının tanınması ise sakin ve aynı kararda muntazam bir şekilde yanışı ile belli olur [105].



Şekil 4.5. Kaynak anında akım gerilim ilişkisi [105]

Şekil 4.5’de görüldüğü gibi (s) çalışma noktasından itibaren kaynak gerilimini yükseltmek istersek, bir kademe üstteki U_3 sabit gerilim karakteristiği akım üreticinden ayarlanır. Şekil 4.5’de 1 noktasında gösterilmektedir. Bu şekilde kaynak gerilimini yükseltilmiş olur, ancak aynı anda akım şiddeti de biraz yükselmiş olur. Eğer akım şiddetinin sabit kalması istenirse, tel sürme hızı biraz düşürülür ya da ark boyu uzatılarak akım şiddeti değiştirilmiş olur. Şekil 4.5’de 3 noktasında gösterilmektedir. Akım şiddetini değiştirmeden, gerilim üreticiden düşürmek istenirse, bir alt kademede sabit gerilim karakteristiği akım üreticinde ayarlanır. Şekil 4.5’de 4 noktasında gösterilmektedir.

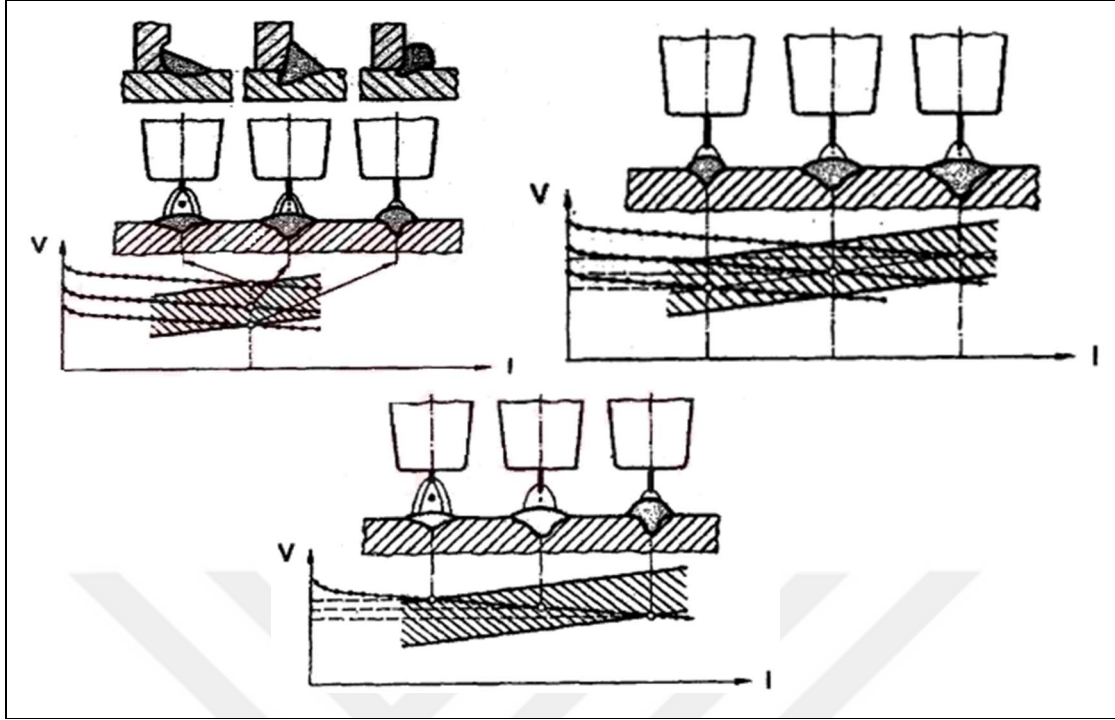
Kaynak parametrelerinden akım şiddetinin etkisi çok fazladır. Özellikle ergime gücüne, nüfuziyet derinliğine, dikiş biçimi gibi özelliklere etkilemektedir. Sabit gerilim özellikli akım üreticilerinde kaynak teli ve elektrod çapı, malzeme kalınlığı, kaynak pozisyonu ve koruyucu gaz gibi etkenler dikkat edilip akım şiddeti tel hız ayar düğmesinden ayarlanabilir. Sonuç olarak tel ilerleme hızı arttıkça kaynak akım şiddeti de artar. Şekil 4.6’da bu durum ifade edilmektedir.



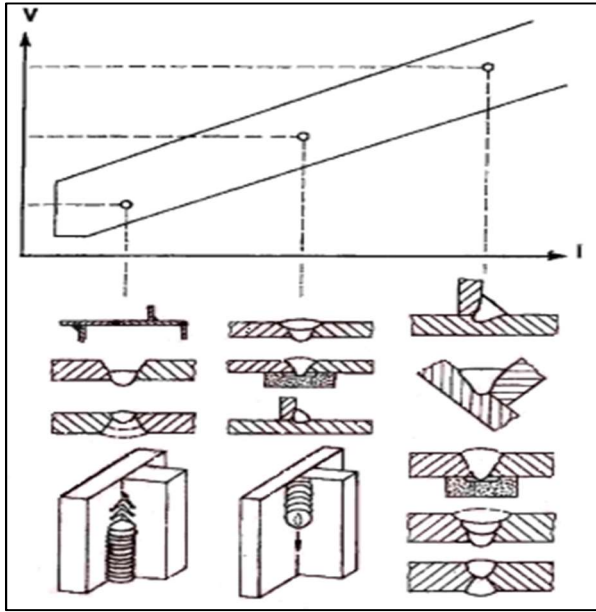
Şekil 4.6. Tel çaplarına göre akım şiddetinin tel besleme hızına etkisi [85]

Kaynak gerilimi (ark boyu)

Sabit gerilim özellikli MIG/MAG kaynak makinelerinde ark gerilimini kaynak teli ana malzeme arasındaki mesafe ile belirlenir. Her koşulda aynı kaynak dikişini veren bir sabit ark gerilimi mevcut değildir. Resim 4.7’de ark geriliminin kaynak dikişine etkisi gösterilmektedir. Ayrıca kaynak pozisyonu da ark boyunu etkilemektedir. Resim 4.8’de ise kaynak pozisyon şekline göre ark boyu ve akım şiddeti gösterilmektedir. “Ark boyu, aynı gerilim için helyum ve karbondioksit kullanılması halinde, argonun kullanılması haline nazaran çok daha uzundur” [85].



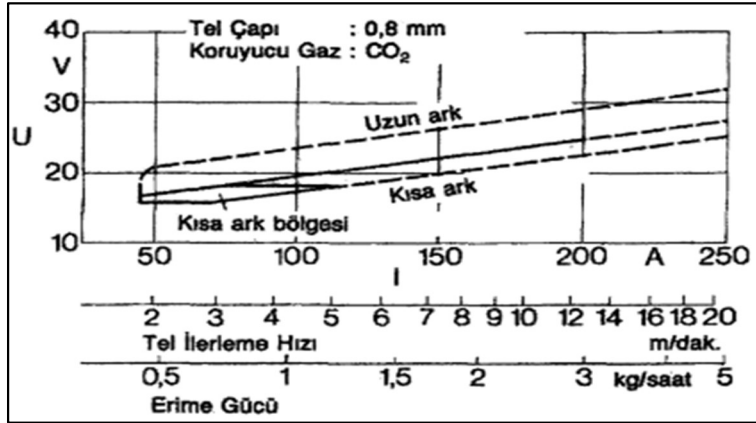
Resim 4.7. Ark gerilimi ve akım şiddetinin kaynak dikiş formuna etkisi [61,85]



Resim 4.8. Kaynak pozisyonuna göre akım şiddeti ve ark geriliminin seçimi [70]

Ark boyunu tercih edilen koruyucu gaz, elektrodun çapı, kaynak pozisyonu, kaynak ağızı şekli ve ana metalin kalınlığı gibi etkenler etkilemektedir. “Akım üreticinin ince ve kaba ayar düğmelerinde kademeli olarak veya bazı tiplerde ise potansiyometre ile kademesiz olarak ayarlanır” [85].

Uygun seçilmiş bir çalışma noktası, arkın sakin ve kararlı yanışı ile kendisini belli eder. Kaynak akımı üreticinde, gerilim ayar olanağı ne kadar fazla olursa optimal çalışma noktasının saptanması da o derece kolay olur. Genel olarak standart akım üreteçlerinde 3 adet kaba ayar ve 5 adet ince ayar vardır, bu da toplam 15 kademede gerilim ayar olanağı sağlar [70,85]. Şekil 4.7’de çeşitli ark türleri için çalışma aralıkları gösterilmektedir.



Şekil 4.7. Çeşitli ark türleri için çalışma bölgeleri [61]

Kaynak hızı

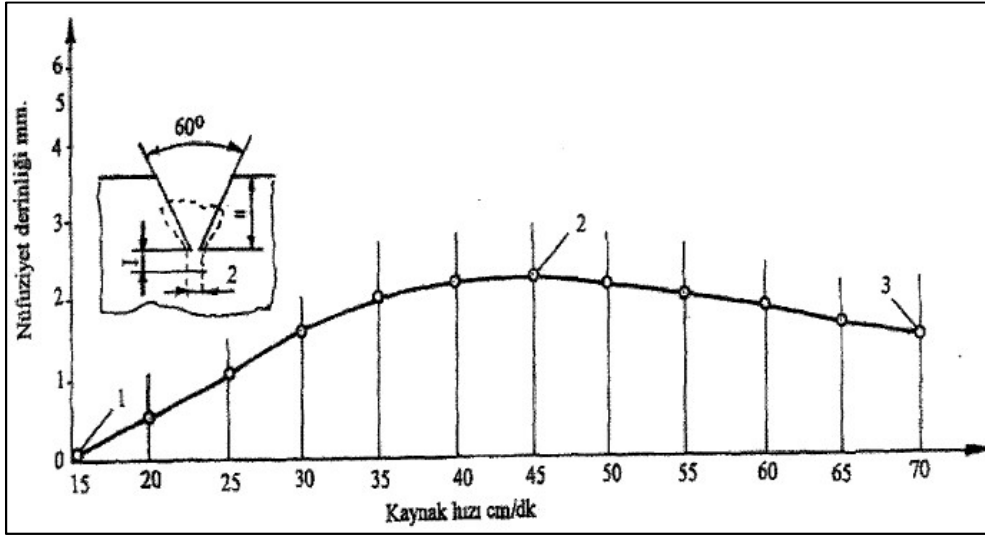
Kaynak hızı, kaynak arkının iş parçası boyunca olan hareketi ya da birim zamanda yapılan kaynak dikişi boyu olarak tanımlanır. Kullanılan kaynak biçimine ve akım şiddetine bağlı olarak değişir. Yarı otomatik yöntemde kaynak operatörü, otomatik ve mekanize yöntemlerde ise makine tarafından ayarlanır.

Birleştirme işlemlerinde kaynak hızı kaliteli birleştirme hızından daha hızlı bir şekilde olması durumunda tüm özelliklerde hiç istenmeyecek özelliklerle birleştirme gerçekleştirmiş oluruz. Hızlı birleştirmede kaynak havuzuna ısı girdisi azalacak bu da başta ana metalin ergime derecesini düşürüp, düşük nüfuziyete ve kalitesiz bir dikiş oluşmasına sebep olur. Tüm bu problemler başta mekaniksel özellikler olmak üzere tüm açıdan kaynak bölgesini etkiler.

Kaynak hızı kaliteli birleştirmedeki hızdan daha hızlı olması durumunda ise dikiş boyunca ilave metal tarafından bir yığılma oluşur. Bu yığılma ise kaynak havuzunda gereksiz bir büyümeğe sebep olur. Akışkan halde olan sıvı kaynak hızının yavaş olmasından dolayı arkın

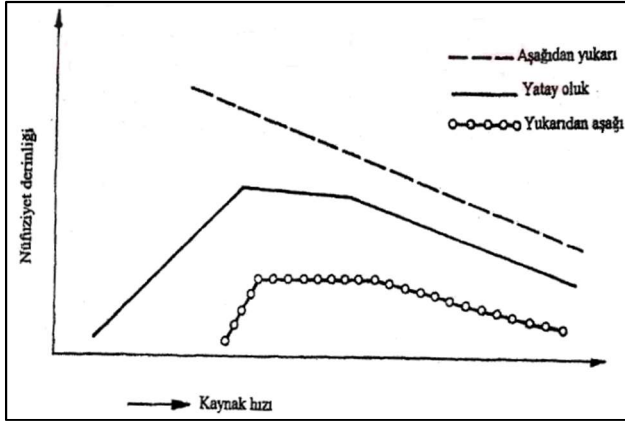
önüne geçer ve nüfuziyeti olumsuz yönde etkileyip derin olmayan fakat geniş bir kaynak dikişi oluşur ve kaynak ağzının yanlarında normalden kalın bir alan oluşur.

Kaynak hızının en iyi olduğu durumlarda derin bir nüfuziyet elde edilir. Sonuç olarak yavaş bir kaynak hızında nüfuziyette azalma aşırı hızlı kaynak hızında nüfuziyette yine azalma görülür. Şekil 4.8`de kaynak hızının nüfuziyet derinliğine etkisini göstermektedir.



Şekil 4.8. Kaynak hızının nüfuziyet derinliğine etkisi [85]

Şekil 4.8'e göre 1 nolu bölge öne akan banyoda minimum nüfuziyet sağlamaktadır. 2 nolu bölgede ise doğru kaynak hızında maksimum nüfuziyet sağladığı görülmektedir. 3 nolu bölgede ise hızlı kaynakta düşük nüfuziyet oluşmaktadır. Ayrıca kaynak pozisyonuna ve kaynak hızına göre nüfuziyetin etkisi Şekil 4.9'da gösterilmektedir. Buna göre eğer aşağıdan yukarıya doğru kaynak yapılırken, kaynak hızı artırılırsa nüfuziyetin düştüğü görülmektedir. Yatay oluk üzerinde kaynak hızına göre nüfuziyetin Şekil 4.8'de ifade ettiği gibi çok hızlı ya da çok yavaş olması nüfuziyete olumsuz etki etmektedir. Yatay birleştirmeler için kaynak hızının tespiti oldukça önemlidir. Yine Şekil 4.9'a göre yukarıdan aşağıya doğru yapılan kaynak dikişlerinde doğru kaynak hızının tespiti yatay kaynak pozisyonunda olduğu gibi oldukça önemlidir.



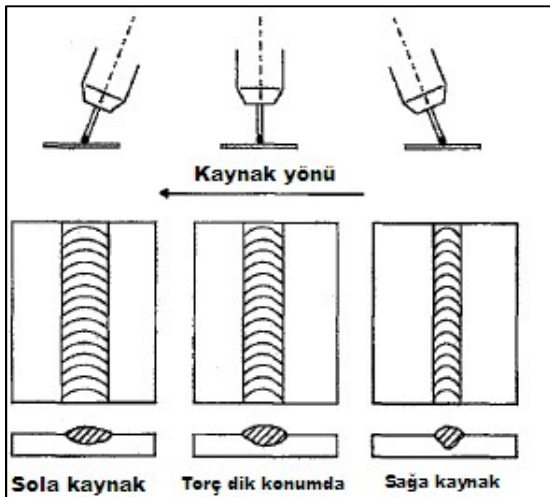
Şekil 4.9. Kaynak hızı ve pozisyonun nüfuziyete etkisi [85]

4.3.3. İkinci dereceden belirlenebilir parametreler

Torç eğimi

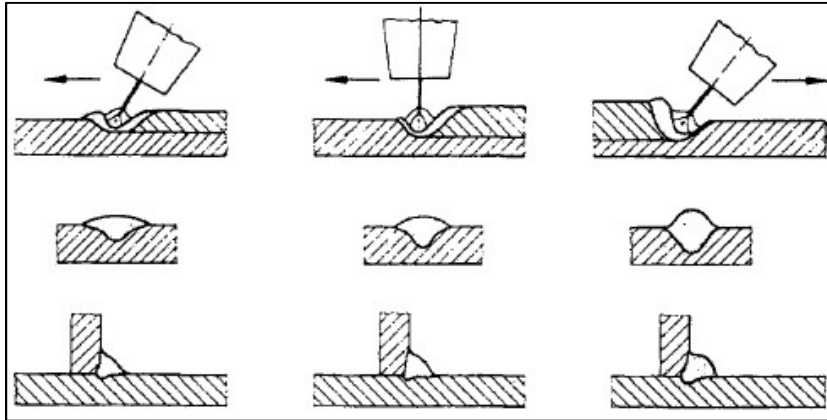
Kaynak banyosunun kontrolü ve eriyen tel elektrodun gözlenmesi için torç eğiminin malzeme yüzeyine belirli açılar altında tutulması gerekir.

Kaynak torcunun fazla eğim ile tutulması halinde, nüfuziyet azalması ve sıçramaların çoğalması yanında koruyucu gaz kaynak banyosunu tam anlamı ile örtemeyeceği için kaynak banyosuna hava akımının girmesiyle kaynak dikişinde gözenek ve oksit oluşur. Resim 4.9'da kaynak sırasında torcun pozisyonunun kaynak banyosuna etkisi görülmektedir [105].



Resim 4.9. MIG/MAG kaynağında torcun tutuluşu [105]

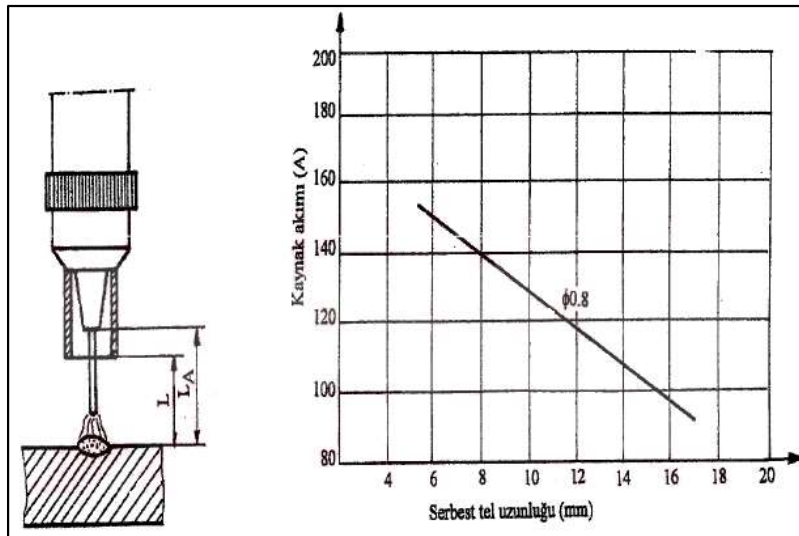
MIG/MAG kaynak yöntemlerinde torcun kullanım şekline göre birleştirme üzerinde farklı etkiler oluşmaktadır. Birleştirme yönünde tutulan torcun yönüne sağ kaynak denilmektedir. Torcun sağ yöne doğru eğilmesi sonucu ana metalde derin bir ergime oluşmaktadır. Bunun sebebi arkın basıncının kaynak havuzunu geriye itmesinden kaynaklanmaktadır. Sağ yöne doğru yapılan kaynaklı birleştirmelerde nüfuziyeti arttırmakta ve yüksek ama ince bir dikiş elde edilmektedir. Torcun birleştirme yönüne ters tarafa tutulmasına ise sol kaynak denilmektedir. Bu yönde gerçekleştirilen birleştirmelerde ise ergimiş ilave metalin bir bölümü ark basıncından kaynaklanarak kaynak yönünde itelenecektir. Bu da kaynak havuzunu büyültmesine rağmen ana metalde ergime oranı düşük olacaktır. Sonuç olarak birleştirme yönüne ters yapılan birleştirmelerde nüfuziyeti düşük ve geniş bir dikiş elde edilmektedir. Resim 4.10'da torcun dik, kaynak yönüne ya da ters yönde eğilmesinin dikiş formuna etkisi gösterilmiştir.



Resim 4.10. MIG/MAG yönteminde torcun dik, kaynak yönüne ya da ters yönde eğilmesinin dikiş formuna etkisi [85]

Serbest tel uzunluğu

MIG/MAG kaynak makinelerinde serbest tel uzunluğu kaynak metalinde nüfuziyeti etkilemektedir. Serbest tel uzunluğunda mesafenin uzaması ya da kısılması ile akım şiddetinde sonuç olarak nüfuziyette değişimler görülür. Serbest tel uzunluğunda kaynak operatörün kaynak sırasındaki hareketlerinin de dikkate alınması önemlidir. Tam otomatik kaynak makinesinde, kaynak hazırlığı ve tolerans belli bir nüfuziyete ulaşılacak şekilde ayarlanabilir Şekil 4.10'da dikkat edilmesi gereken nokta, sabit tel hızında değişen akım ve gerilim değerleridir.

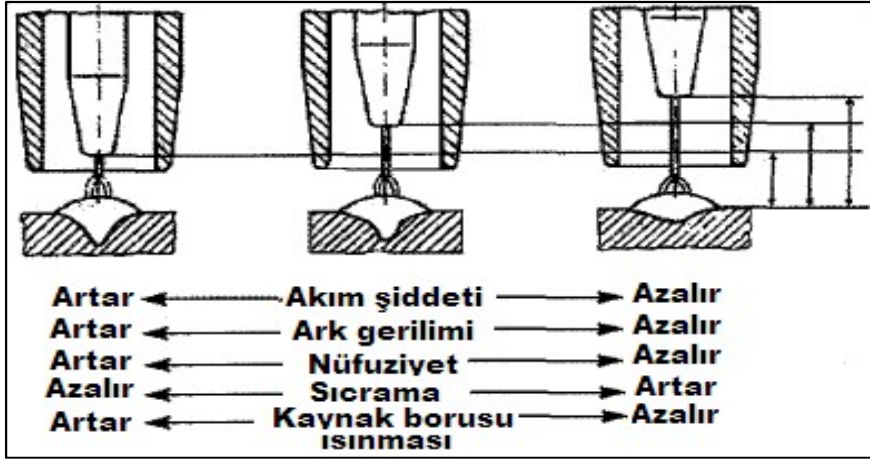


Şekil 4.10. Kontak memesi mesafenin nüfuziyet derinliğine etkisi ve serbest tel uzunluğunun akım şiddetine etkisi [70]

Sonuç olarak serbest tel uzunluğu artması ya da azalması ergime gücüne ve nüfuziyete ters orantılıdır. Serbest tel mesafesinin artması ile ergime gücünün düşmesi ve nüfuziyette ise azalma ve kaynak dikişinde yığılma görülür. Sonuç olarak kaliteli bir birleştirme için serbest tel uzunluğunun birleştirme sırasında mesafenin sabit tutulması oldukça önemlidir [85].

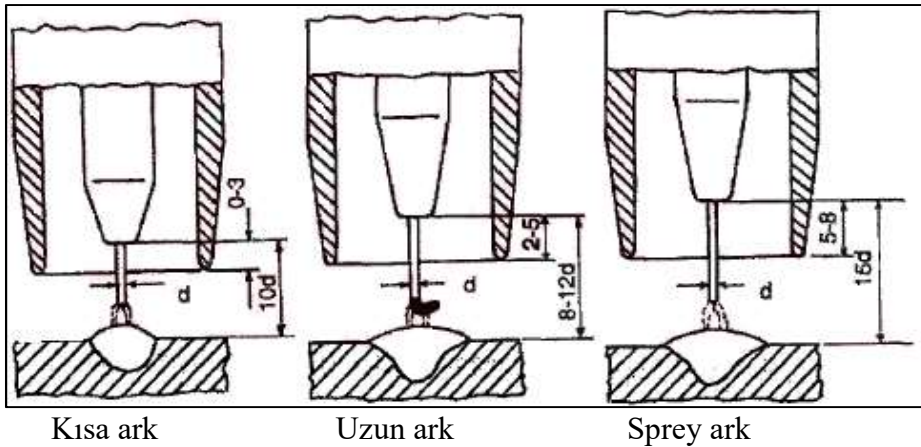
Nozul mesafesi

MIG/MAG kaynak makinelerinde nozul mesafesi kaynak havuzunda akım şiddetini, ark gerilimini ve nüfuziyeti etkilemektedir. Ayrıca nozulun birleştirilecek parçalarla olan mesafesi gazın korumasını gerçekleştirecek kadar yakın ve gaz çıkışını engellemeyecek kadar uzun olması önemlidir. Nozul mesafesi akım şiddetine göre değişmektedir. Nozul mesafesi normalden yakın olması durumunda gaz çıkışını engellemesinin yanı sıra nozulda ısınma, kaynak operatörünün kaynak havuzunu görememesi ve kaynak işlemi sırasındaki sıçramaların nozula yapışmasına sebep olmaktadır. Şekil 4.11’de nozul mesafesi ile ilgili bazı bilgiler verilmiştir.



Resim 4.11. Akım şiddetine göre nozul mesafesi [85]

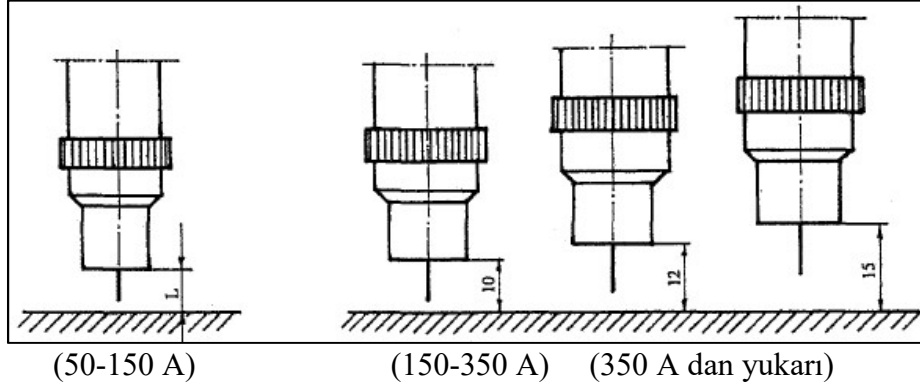
Ark türlerine göre ideal kaynak oluşturmak için nozul mesafeleri ise kısa arkta kullanılacak olan telin tel uzaklığı, tel kalınlığının yaklaşık 10 katı kadar olması gerekmektedir ve meme nozuldan yaklaşık olarak kaynak teli kalınlığının 0 ile 3 katı kadar içerde olmalıdır. Uzun arkta telin uzaklığı ise kullanılan telin kalınlığının yaklaşık olarak 8 ile 12 kat kadar olması gerekmektedir ve meme nozuldan yaklaşık olarak tel kalınlığının 2 ile 5 katı kadar içerde olmalıdır. Sprey arkta ise tel uzaklığı, kullanılacak telin kalınlığının yaklaşık olarak 15 katı kadar mesafe uygundur ve meme nozula göre tel kalınlığının yaklaşık 5 ile 8 katı kadar içerde olmalıdır. Resim 4.12’de örnek mesafeler gösterilmektedir.



Resim 4.12. Ark türlerine göre nozul mesafeleri [70]

Akım şiddetine göre nozul mesafesini değerlendirecek olursak akım şiddeti arttıkça nüzul mesafesinin de artması gerekmektedir. Ortalama değerlere göre 50 – 150 Amper şiddetinde nozul mesafesi yaklaşık olarak 10mm, 150 – 350 amper arasındaki şiddette ise nozul uzaklığı yaklaşık olarak 12 mm olması gerekmektedir. 350 amper üstündeki kaynaklı

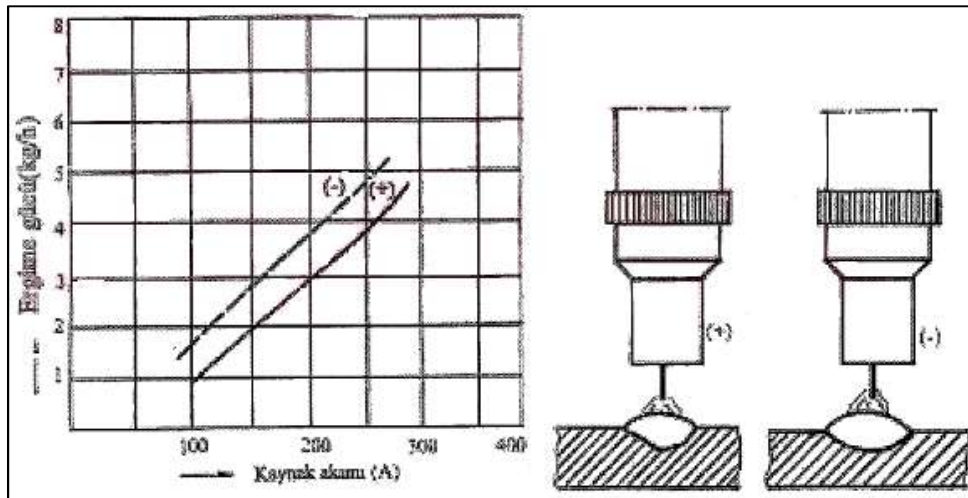
birleştirmelerde ise nozul uzaklığının yaklaşık olarak 15 mm olması idealdir. Resim 4.13`de akım şiddetine göre doğru nozul mesafelerini göstermektedir.



Resim 4.13. Akım şiddetine göre nozul mesafesi [85]

Kutuplama

Çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan ilave tel elektrodun negatif ya da pozitif kutuplama ile kaynak işlemi gerçekleştirilir. Eğer pozitif kutuplama yoluyla birleştirme gerçekleşiyorsa dikiş yüksekliği düşük, nüfuziyet yüksek ve düşük sıçramalı dikiş oluşur. Negatif kutuplama yoluyla birleştirme işlemi gerçekleştirilirse pozitif kutuplamaya göre ergitme gücünde yaklaşık olarak %30`a kadar yükselebilir [85]. Şekil 4.11`de kutuplamanın ergime miktarına ve dikiş formuna etkisi gösterilmektedir.

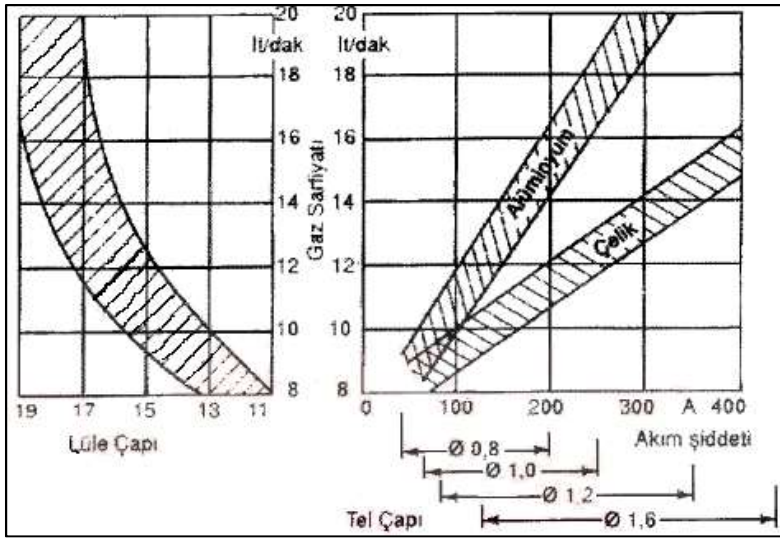


Şekil 4.11. (+) ve (-) kutup durumlarında ergime miktarı ve kutup bağlantısının dikiş formuna etkisi [85].

Koruyucu gaz debisi

MIG/MAG kaynak makinelerinde koruyucu gaz debisini etkileyen birçok etken bulunmaktadır. Bunlardan bazıları koruyucu gaz yoğunluğu, ergime gücü, ark türü, nozulun ana metale mesafesi, ana malzeme, kaynak pozisyonu, meme çapı, birleştirme ortamı gibi etkenler etkilemektedir.

Kaynaklı birleştirme işlemi sırasında gaz debisinin çok düşük olması durumunda kaynak bölgesini atmosferden korumada yetersiz olur ve ark oluşumundan kaynaklanan sıçramalar görünür. Aksine gaz debisinin çok yüksek olması durumunda ise ilave metalden oluşan damlacığın kaynak havuzunun dışına savrulmasından dolayı sıçramalar görülür, türbülans oluşur ve girdap oluşmasından dolayı gözenek sayısı artar. Şekil 4.12 koruyucu gazın debisi, nozul çapı ve akım şiddeti arasındaki bağıntıyı göstermektedir.



Şekil 4.12. MIG/MAG kaynağında koruyucu gaz debisi, nozul çapı ve akım şiddeti arasındaki bağıntı [85]

Gaz debisinin ayarlanması yukarıda sayılan nedenlere bağlı olmakla beraber genel olarak uygulamada; Gaz debisi=tel elektrod çapı x 10 (litre/dak) alınır [105].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Paslanmaz çelikler günümüzde sahip oldukları yüksek korozyon direnci ve mekanik özelliklerinden dolayı özellikle kimya, otomotiv, basınçlı kaplar, petrokimya ve gıda endüstrilerinde kullanılan depolama tankları, paslanmaz boruların üretiminde kullanılan en önemli malzemelerdendir. Bu sektörlerde kullanılan paslanmaz çelik türlerinden en çok kullanılan çeşidi de östenitik paslanmaz çeliklerdir. Bu çalışmada 1000×2000×2 mm boyutlarında ACERINOX marka ACX kodlu AISI 316 östenitik paslanmaz çelik levha temin edilmiştir. Kaynak işlemleri için bu levhadan giyotin makas yardımıyla kesilerek 250×125×2 mm boyutlarında malzemeler hazırlanmıştır. AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğinin kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de, mekanik özellikleri ise Çizelge 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Ana malzeme kimyasal kompozisyonu

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	P (%)	S (%)	Fe (%)
AISI 316 Paslanmaz Çelik	≤0,050	≤2,0	≤0,75	16,50 -18	10,50 - 12	≤0,040	≤0,015	Kalan

Çizelge 5.2. Ana malzeme mekanik özellikleri

	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)
AISI 316 paslanmaz çelik	min. 240	540 - 680	≥45	≤200

5.2. Deney Metodu

5.2.1. Kaynak işleminin uygulaması

Deneyisel çalışmalar için hazırlanan AISI 316 östenitik paslanmaz çelik levhalar MIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynak işlemlerinde Ø 1 mm kalınlığa sahip Interweld ticari marka MIG MW-316L (EN 12072) kaynak teli kullanılmıştır. Kullanılan kaynak telinin kimyasal bileşimi, Çizelge 5.3’de, mekanik özellikleri ise Çizelge 5.4’de verilmiştir.

Kaynak işlemleri sırasında tüm kaynak parametreleri sabit tutulmuş ve koruyucu gazın kimyasal kompozisyonu değiştirilmiştir. Koruyucu gaz kombinasyonu olarak %100 Ar, %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂ gazları seçilerek kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemlerinde Buğra ticari marka MIG 550 SW model gazaltı kaynak makinesi kullanılmıştır. Resim 5.1'de deneylerde kullanılan kaynak makinesinin görüntüsü verilmiştir. Kullanılan kaynak makinesinin teknik özellikleri ise Çizelge 5.5'de verilmiştir.

Çizelge 5.3. Kaynak telinin kimyasal kompozisyonu

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	P (%)	S (%)	Fe (%)
Kaynak teli	< 0,03	1,70	0,85	18,5	12,5	0,045	0,03	Kalan

Çizelge 5.4. Kaynak telinin mekanik özellikleri

	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
Kaynak teli	min. 170	640	%35



Resim 5.1. Buğra marka MIG 550 SW model MIG kaynak makinesi resmi

Çizelge 5.5. Buğra marka MIG 550 SW model MIG kaynak makinesi teknik özellikleri

Model	MIG 550 SW
Şebeke Gerilimi (V)	3 x 380
Azami Yerleşik Güç (kVA)	25,4
Boşta Çalışma Gerilimi (V)	21 - 48
Gerilim Ayar Kademe Sayısı	30
Kaynak Akımı Ayar Aralığı (A)	40 - 550
Çalışma Döngüsü (A)	%60 - 550
Tel sürme Hız Aralığı	1 - 22
Kullanılabilecek Tel Çapı (mm)	0,8-1-1,2-1,6
Koruma Sınıfı (IP)	21
Soğutma	F
Boyutlar (mm)	460 x 1360 x 980
Ağırlık (kg)	214

Kaynak işlemleri Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Kaynak Laboratuvarı'nda gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemi öncesinde birleştirilecek olan levhalara herhangi bir kaynak ağzı açılmamıştır. 250×125×2 mm boyutlarında hazırlanan numuneler alın altına koyulmuştur ve iki levha arasında 1 mm boşluk bırakılmıştır. Kaynaklı işlemleri Çizelge 5.6'te verilen kaynak parametreleri kullanılarak yatay pozisyonda ve alın altına olacak şekilde yapılmıştır. Çalışmalarda kullanılan kaynak parametre değerleri, yapılan ön çalışmalar sonucu karar verilmiştir. Kaynak sırasında çarpılmaları engellemek ve ana parçalar arasındaki boşlukların bozulmaması için her iki ana parça üzerine ağırlık yerleştirilmiştir. Her tür gaz kombinasyonu için 10'ar adet numune birleştirilmiştir. Birleştirme işlemi gerçekleştirilmiş numunelere örnek fotoğrafa Resim 5.2'de görülmektedir. Kaynak işlemi biten numuneler açık havada soğumaya bırakılmıştır.

Çizelge 5.6. Tüm kaynaklı birleştirmede kullanılan parametreler

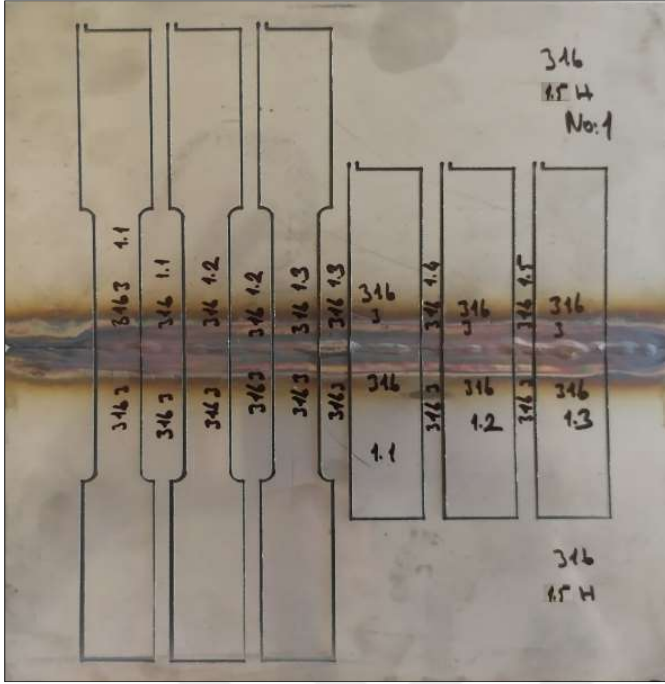
	Akımı (A)	Voltaj (V)	Tel Hızı (m/dak)	Kaynak Hızı (mm/s)	Gaz Akış Hızı (lt/dak)	Koruyucu Gaz
N1	110	22	3,5	5	10	%100 Ar
N2						% 98,5 Ar + % 1,5 H ₂
N3						% 95 Ar + % 5 H ₂



Resim 5.2. Birleştirme işlemi gerçekleştirilen numunelere örnek resim

5.3. Kaynaklı Bağlantıların Testlere Hazırlanması

Belirlenen deney parametrelerine göre hazırlanan kaynaklı numuneler lazer kesim yöntemi ile kesilerek mikroyapı, sertlik, çekme ve eğme test numuneleri üretilmiştir. Lazer kesim yöntemi ile kesilerek hazırlanan deney numuneleri Resim 5.3’de verilmiştir.



Resim 5.3. Lazer kesimi ile hazırlanan deney numuneleri

5.4. Kaynaklı Bağlantılara Uygulanan Testler

MIG Kaynak yöntemi kullanarak ve 3 farklı gaz kombinasyonu ile birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik numunelerine hem tahribatsız hem de tahribatlı testler uygulanmıştır.

5.4.1. Kaynak dikişlerinin görsel muayenesi

Gözle muayene endüstride en yaygın kullanılan tahribatsız muayene yöntemidir. Bu muayene yöntemi, üretim esnasında herhangi bir ürünün yüzeyinde meydana gelen ve ürün kalitesini olumsuz etkileyen bozuklukları direkt olarak gözle veya optik bir yardımcı kullanılarak test edilmesine ve elde edilen sonuçların değerlendirilmesine olanak sağlar. Temelde basit bir metot gibi görünse de üretimin her aşamasında uygulanması ve diğer tahribatsız muayene yöntemlerinden önce uygulanması gerektiğinden önemli bir muayene yöntemidir [54]. Bu nedenle kaynak işlemleri biten numunelere hem yüzey kusurlarının belirlenmesi hem de diğer testler için üretilen deney numunelerinin hassasiyeti için öncelikle TS EN ISO 17637 standardına göre gözle muayene yapılmıştır.

5.4.2. Kaynak dikişlerinin metalografik analizi

Metalografik analiz malzemelerin, özellikle de metallerin içyapısı incelenerek mikroyapı özellikleri hakkında bilgi sahibi olunması işlemidir. Bu yöntem döküm, toz metalürjisi, sıcak/soğuk deformasyon işlemleri, ısıtım işlem ve kaynak gibi yöntemlerin çok kullanıldığı endüstriyel alanlarda özellikle kalite kontrol aşamasında oldukça önem arz etmektedir. Malzemelerin/metallerin hangi işlemlerden geçtiği, bu işlemlerin malzemenin mikroyapısına olan etkisi, içyapıdaki hataların belirlenmesi gibi metalürjik özelliklerin belirlenmesinin yanında bu özellikleri değiştirmek için yapılması gereken işlemlere metalografik analiz sonucunda karar verilir. Dolayısıyla da bu metalografik analiz sayesinde malzemenin ömrü, çalışma şartları gibi kritik bilgiler tahmin edilebilir [106]. Bu amaçla MIG kaynak yöntemi ile birleştirilen numuneler üzerinde metalografik (makro ve mikroyapı incelemesi) analiz yapılmış ve kaynak bölgesi özellikleri incelenmiştir. Bu amaçla kaynak yönüne dik kesitten alınan numunelere öncelikle ATA ticari marka Opal 460 model sıcak bakalit cihazı yardımı ile bakalite gömme işlemi uygulandı. Bakalite gömme işleminde cihazın görüntüsü Resim 5.4’de verilmiştir.



Resim 5.4. ATA marka Opal 460 sıcak bakalit cihazı resmi

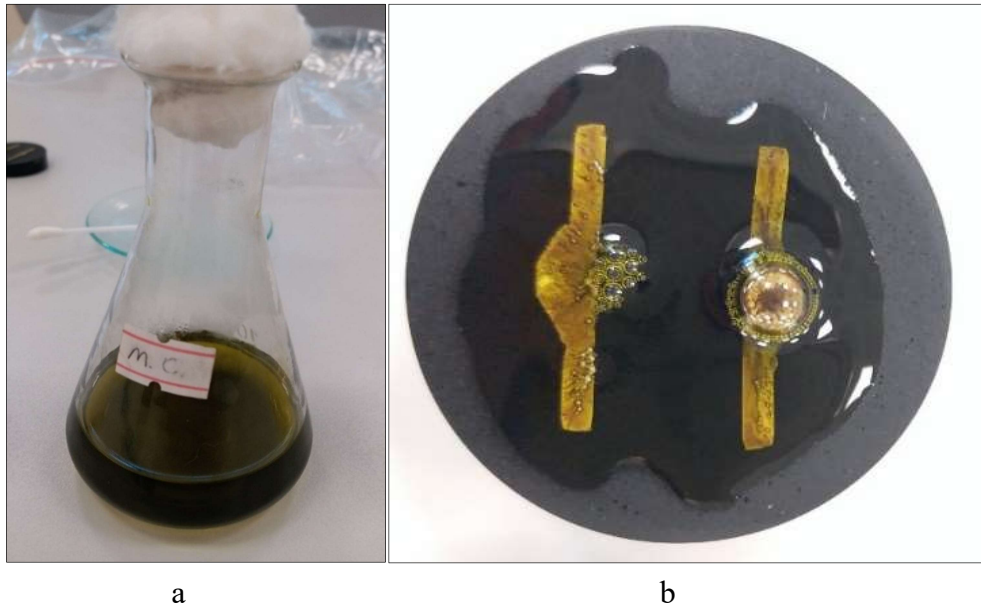
Bakalite gömülen numunelerin makro ve mikroyapı incelemelerine hazırlamak amacıyla ATA ticari marka Saphir 520 model zımparalama ve parlatma cihazı yardımıyla zımparalama 400, 600, 800, 1000 ve 1200 numaralı zımparalar ile zımparalanmıştır. Zımparalama ve parlatma cihazının görüntüsü Resim 5.5’te verilmiştir. Zımparalama

işlemden sonra numuneler 6 μm ve 3 μm parlatma keçeleri ile ve 1 μm 'luk elmas pasta ile parlatılmıştır.



Resim 5.5. ATA marka saphir 520 zımparalama parlatma cihazı resmi

Parlatılan numunelerin dağlanması amacıyla hazırlanan 100 ml HCl, 5 gr pikrik asit ve 100 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (etil alkol)   zeltisinde (Resim 5.6) ve 90 - 120 saniye arasında dağlanmıştır. Dağlayıcı   zelti ve dağlama işlemi uygulanan numune Resim 5.6'de verilmiştir.



Resim 5.6. a) Dağlayıcı   zelti b) Dağlama işlemi uygulanan numune

Dağlama işlemi sonrası kaynaklı numunelere makro ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Makro incelemeler için Dino-Lite (Pro) marka dijital mikroskop kullanılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için de LEICA marka DFC450 model metal mikroskobu kullanılmıştır. Farklı gaz kombinasyonları ile birleştirilen numunelerde kaynak işlemi sırasında birleşme bölgesinde oluşan makro ve mikroyapısal değişimler belirlenmeye çalışılmıştır.

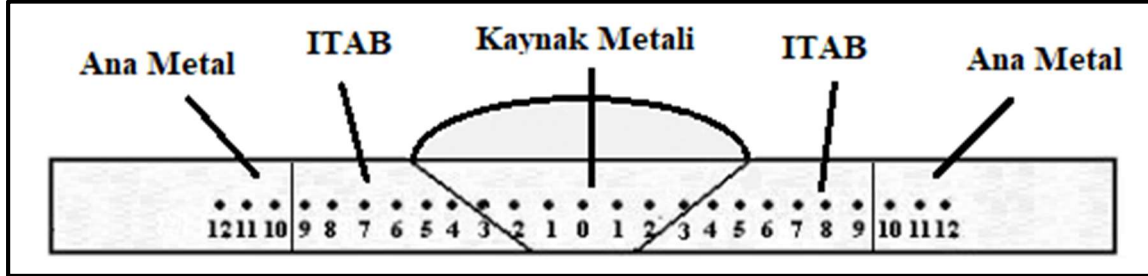
5.4.3. Kaynak dikişlerinin EDS analizi

Enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS), numunelerin elementel analizi ya da kimyasal karakterizasyonunda kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntem X ışını uyarı kaynağının elementel analiz yapılacak numune ile etkileşimi esasına dayalı bir tekniktir ve diğer spektroskopi yöntemlerinde olduğu gibi, her bir elementin atomik yapısının elektromanyetik emisyon spektrumunda farklı tepe noktaları (peak) olarak gözlemlenebilmesidir [107]. Bu amaçla farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile birleştirilen kaynaklı bağlantılara JEOL JSM-6060LV Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Mikroskop-SEM) ile kaynak bölgesi kimyasal kompozisyonu ve element yoğunluğunu belirlenmek için nokta EDS analizleri yapılmıştır.

5.4.4. Sertlik Testi

Sertlik, bir malzemenin kendisinden daha sert bir malzemeye karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır ve malzemenin deformasyon davranışının bir ölçüsüdür. Dolayısıyla sertlik ölçümü, standartlara uygun bir şekilde üretilmiş ve kalibre edilmiş cihazlar kullanarak malzemeye bilinen miktardaki bir yük ile başka bir malzeme tarafından yük uygulanması, bastırılması ile ölçülür. Sertlik testi, sıcak deformasyon, soğuk deformasyon, ısıtma işlemi, döküm, kaynak gibi imalat işlemlerinde işlem parametrelerinin malzemeye etkisini belirlemek amacıyla yapılan tahribatlı bir test yöntemidir [57]. Bu amaçla kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinin sertlik değerlerini elde etmek için, numuneler metalografik incelemelerde olduğu gibi kaynak yönüne dik doğrultuda kesilerek, yüzeyleri metalografi laboratuvarında zımpara ve parlatma keçesi yardımıyla parlatılmıştır. Kaynaklı numunelerin sertlik testleri kaynak yönüne dik kesitten alınan numuneler üzerinde yatay doğrultuda yapılmıştır. Sertlik testleri Qness Q30 M ticari marka Vickers (HV_{0,5}) sertlik test cihazı kullanılarak belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri kaynak merkezinden başlamak üzere malzeme

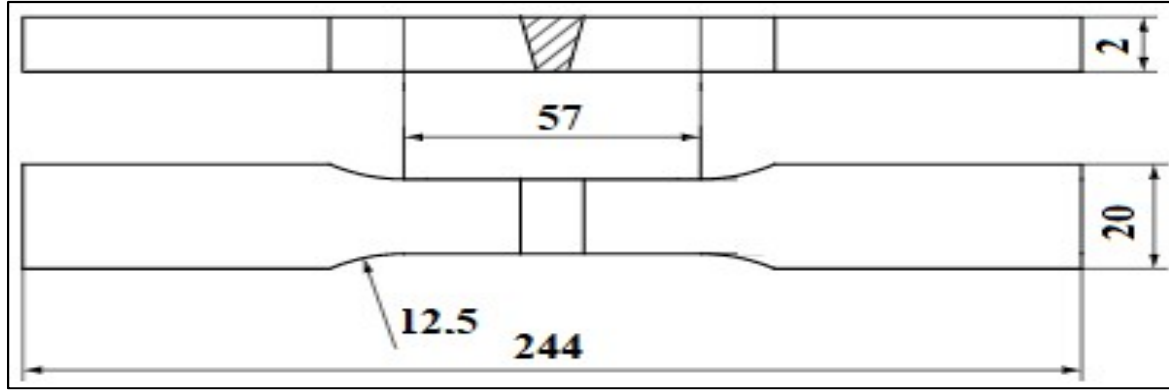
kesit kalınlığının tam ortasından her iki tarafa 0,6 mm mesafelerle 12 adet olmak üzere toplam 25 noktadan ölçüm yapılmıştır. Resim 5.7’de sertlik ölçüm planı gösterilmektedir.



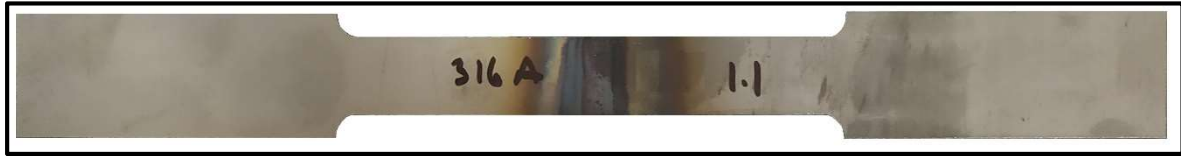
Resim 5.7. Sertlik ölçüm planı resmi

5.4.5. Çekme deneyi

Çekme deneyi, metalik veya metalik olmayan malzemelerin akma, çekme, kopma mukavemetlerini ve elastik ve plastik şekil değiştirme davranışlarını belirlemek amacıyla yapılan bir tahribatlı muayene yöntemidir. Çekme deneyleri genel olarak metal ve alaşımların dayanımlarını belirlemek amacıyla yapılmasının yanında döküm, deformasyon yöntemleri (dövme, haddeleme, tel çekme v.s.) ve kaynak gibi çeşitli imalat yöntemleri ile üretilen endüstriyel parçaların çekme kuvvetleri altında mekanik özelliklerini belirlemek için yapılır. Çekme deneyinde çoğu kez silindirik bazen de belirli bir geometrik kesite sahip numuneler, sürekli artan bir çekme kuvvetlerine maruz bırakılarak numunenin çekmeye karşı gösterdiği dayanım ve şekil değiştirme davranışları araştırılır. Bu test sonucunda malzemenin elastiklik modülü, rezilyans, tokluk gibi özelliklere konusunda da fikir elde edilebilmektedir [57]. Bu amaçla farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile birleştirilen kaynaklı numunelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla çekme deneyi uygulanmıştır. Çekme deney numuneleri TS EN ISO 4136 standardına uygun olarak kaynak yönüne dik doğrultuda lazer kesim yöntemiyle hazırlanmıştır. Her koruyucu gaz kombinasyonu ile birleştirilen ve gözle muayene sonrası en uygun görülen kaynaklı bağlantılardan üçer adet olmak üzere toplam dokuz adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır. Çekme deney numunelerinin kesim ölçümleri Resim 5.8’de, çekme deney numunesinin makro görüntüsü ise Resim 5.9’de verilmiştir.



Resim 5.8. TS EN ISO 4136 standardına göre çekme testi ölçüleri



Resim 5.9. ASTM-E8 standardına göre üretilen çekme testi numunesi

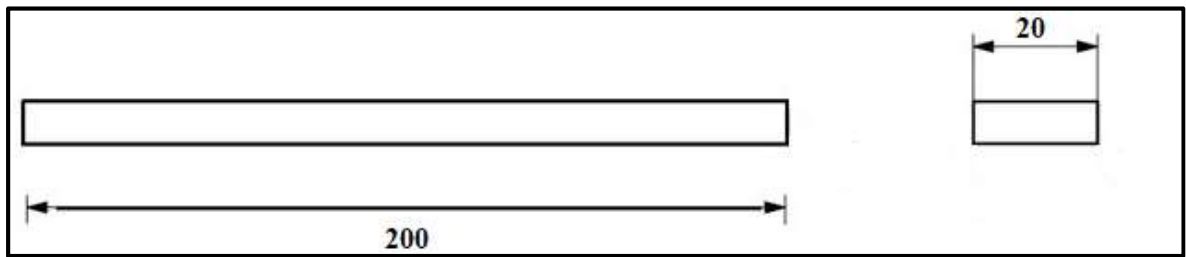
Çekme testlerinde, Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Mekanik Testler Laboratuvarı'nda bulunan BME-T serisi 100 kN'luk universal çekme test cihazı kullanılmıştır. Çekme işlemi 5 mm/dak çene hızında gerçekleştirilmiştir. Çekme deneyi işlemi bittikten sonra cihazdan Gerilme-Gerinim (σ - ϵ) eğrileri çıktı olarak alınmıştır. Bu grafik çıktısına göre her bir numunenin kopma dayanımları da tespit edilmiştir. Resim 5.10'da çekme testlerin gerçekleştirildiği çekme testi cihazının resmi görüntülenmektedir.



Resim 5.10. Deneylerde kullanılan çekme deney cihazı

5.4.6. Üç nokta eğme testi

Üç nokta eğme testi, metalik veya metalik olmayan malzemelerin eğme kuvveti altındaki mukavemetini ve davranışını belirlemek amacıyla yapılan tahribatlı bir test yöntemidir. İki destek noktası üzerine yerleştirilmiş dikdörtgen veya yuvarlak kesitli deney numunesinin ortasına bir kuvvet uygulandığında oluşan şekil değişimine eğilme denir. Bu yöntemde genellikle daire veya dikdörtgen kesitli düz bir deney numunesinin iki desteğe serbest olarak oturtulması ve yön değiştirmeksizin ortasına bir eğme kuvveti uygulanması ile yapılır. Dolayısıyla eğme deneyi malzemenin mukavemeti hakkında tasarım bilgilerini belirlemek ve malzemenin eğilmeye karşı mekanik özelliklerini tespit etmek amacı ile yapılır. Malzemelerin eğme kuvvetleri altında zorlanmalarına karşı gösterdiği direnç eğme mukavemeti olarak tanımlanır [107]. Bu amaçla farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile birleştirilen kaynaklı bağlantıların çalışma koşulları altında eğme gerilmesine maruz kaldığında sergileyeceği davranışları belirlemek amacıyla kaynaklı numunelere 180° eğme testi uygulanmıştır. Eğme testi için TS EN ISO 5173 standardı uygun olarak kaynak yönüne dik doğrultuda lazer kesim yöntemiyle hazırlanmıştır. Her koruyucu gaz kombinasyonu ile birleştirilen ve gözle muayene sonrası en uygun görülen kaynaklı bağlantılardan üçer adet olmak üzere toplam dokuz adet eğme test numunesi hazırlanmıştır. Eğme test numunelerinin kesim ölçümleri Resim 5.11'da, eğme test numunesinin makro görüntüsü ise Resim 5.12'da verilmiştir.



Resim 5.11. TS EN ISO 5173 standardına göre üç nokta eğme testi numune ölçüleri



Resim 5.12. Kesimi gerçekleştirilen üç nokta eğme numunesi

Üç nokta eğme testleri, Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Mekanik Test Laboratuvarı'nda bulunan 50 kN'luk Instron 3369 ticari marka çekme/eğme test cihazı kullanılarak yapılmıştır. Üç nokta eğme testi 5 mm/dak test hızında ve 60 mm destek açıklığında gerçekleştirilmiştir.

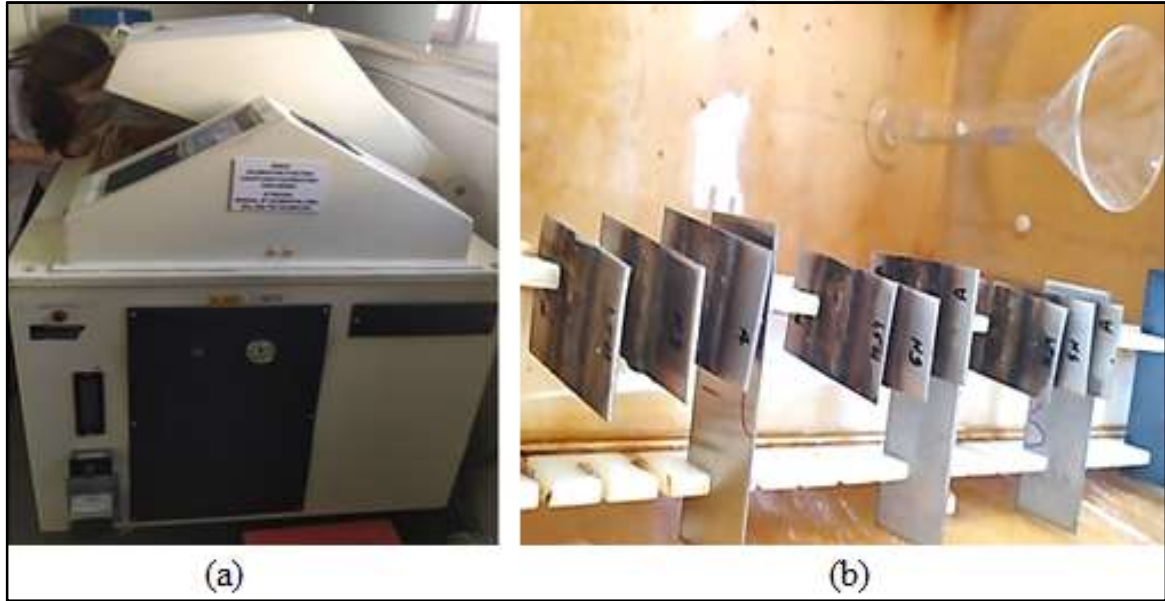
5.4.7. Tuz sisi korozyon testi

Ark kaynaklı birleştirmelerde kaynak bölgesi yüksek ısı girdisinden etkilenmekte ve bu bölgenin mekanik, metalürjik ve kimyasal özellikleri kaynaklanmamış esas metal ile kıyaslandığında değişiklikler gösterebilmektedir. Özellikle kaplanmış çeliklerde ve paslanmaz özelliği bulunan çeliklerde kaynak bölgesinin özellikleri kaynak işlemi sonucu ilk halinden çok daha farklı kimyasal ve metalürjik özellikler göstermektedir. Kaynak işlemi sonrası kaynak bölgesi korozyona daha duyarlı hale gelebilmektedir. Tuz sisi testi genel olarak metal malzemelere (çelikler, paslanmaz çelikler, kaplanmış metaller v.s.) korozyon davranışını belirlemek amacıyla yapılan bir testtir. Söz konusu test ile tuz sisinin etkisine karşı direncin belirlenmesi ile tuzlu veya korozif ortamlarda çalışan metallerin ve/veya konstrüksiyon/makine elemanlarının ekonomik ömürlerinin ve garanti sürelerinin belirlenmesi bakımından önem taşımaktadır [108]. Bu amaçla farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik malzemelere tuz sisi testi uygulanmış ve kaynak bölgesinin korozyon davranışı incelenmiştir. Tuz sisi testi ASTM B117 standardına göre yapılmıştır. Test öncesi ana metalden ve farklı gaz kombinasyonları ile birleştirilen kaynaklı levhalardan 30×30 mm ebatlarında test numuneleri kesilerek hazırlanmıştır (Resim 5.13).



Resim 5.13. Tuz sisi korozyon test numuneleri

Test numuneleri CW corrosion system 3000 ticari markalı test cihazı cihazına ASTM B117 standardında belirtildiği şekilde yerleştirilmiştir (Resim 5.14). Test işleminde tuz sisi oluşturmak için % 95 saf su % 5 saf tuz karıştırılarak tuzlu su çözeltisi hazırlanmıştır. Test cihazının kabin sıcaklığı $35^{\circ}\text{C} (\pm 2)$ ayarlanmıştır. Test kabini içerisine numune yerleştirme haznesi $22,5^{\circ}$ açıyla yerleştirilmiştir. Tuz sisi test cihazının kabin içerisine her yarım saniyede bir tuzlu su karışımı (tuz sisi) püskürtecek şekilde ayarlanmıştır. Ana metaller ve farklı gaz kombinasyonları ile birleştirilen paslanmaz çelik numuneler 24, 48 ve 72 saat sürelerde tuz sisi testine maruz bırakılmıştır. Test süresi dolan numuneler hemen saf su ile yıkanmıştır. Tuz sisi testi uygulanan ana metaller ile kaynaklı numuneler makro ve SEM görüntüleri incelenmiş ve ayrıca korozyona maruz kalan bölgelerde EDS analizleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar karşılaştırılarak kaynak işleminde kullanılan farklı gaz kombinasyonunun ve korozyon sisi test süresinin ana metal ve kaynaklı numunelerin korozyon davranışına etkileri belirlenmiştir.



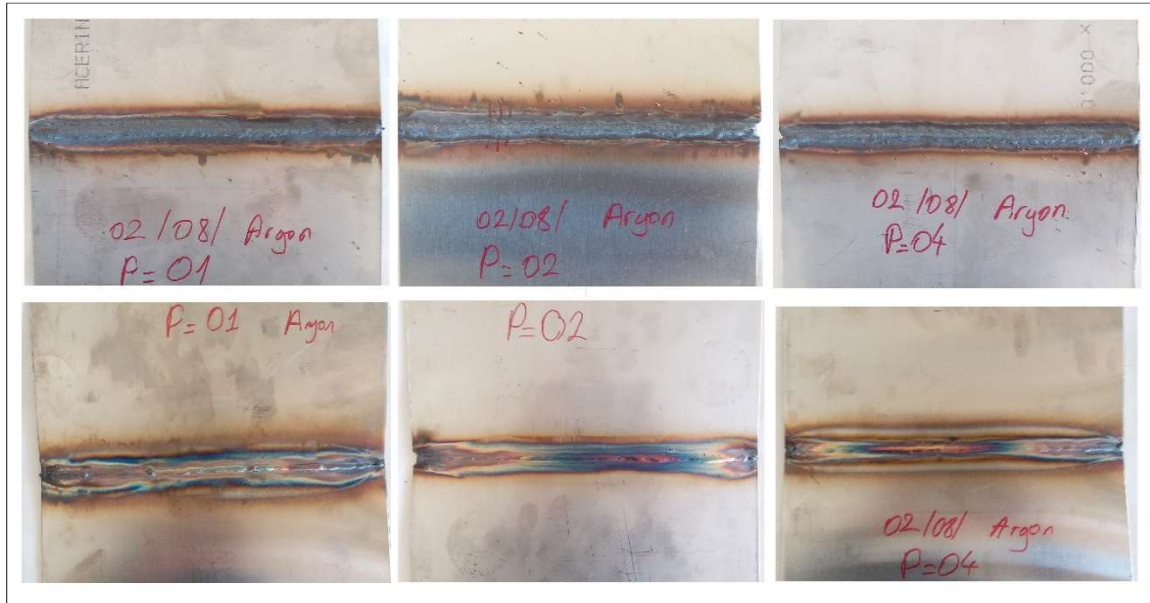
Resim 5.14. a) Tuz sisi korozyon cihazı, b) test numunelerin cihaza yerleşimi



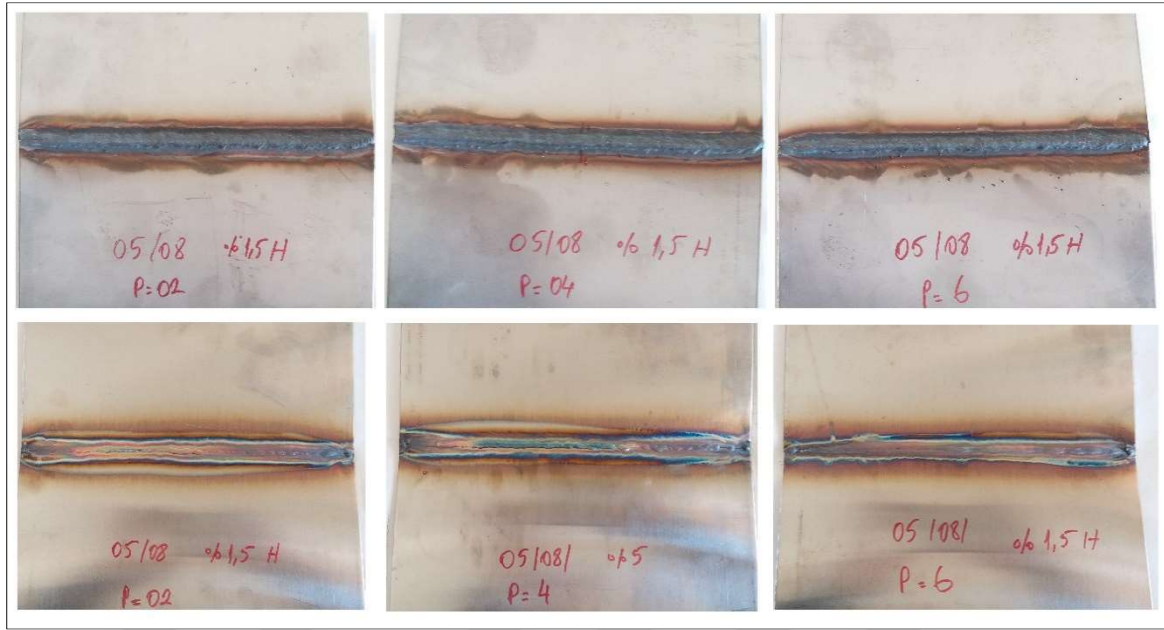
6. DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI

6.1. Kaynaklı Birleştirmelerin Gözle Muayenesi

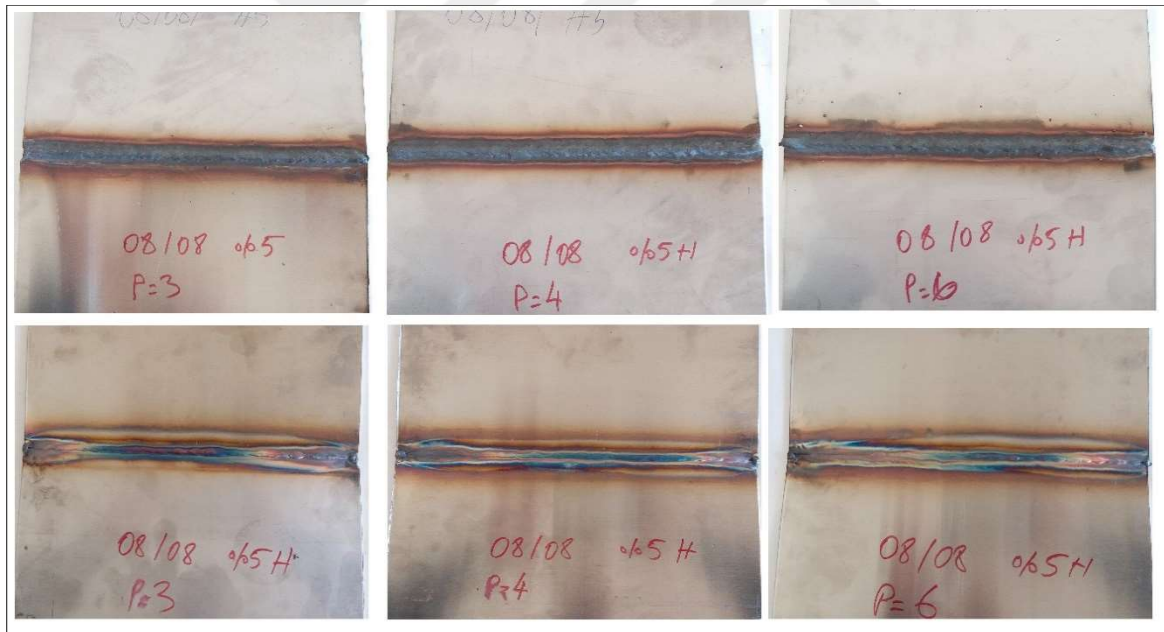
Yapılan çalışmada, AISI 316 paslanmaz çelik levhalar %100 Ar, %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂ karışım gaz kombinasyonlarında birleştirilmiştir. Kaynaklı levhaların kaynak dikişi ve alt yüzey görüntüleri Resim 6.1 – 6.3’de verilmiştir. Gözle muayene işleminde kaynak fazlalığı, yanma olukları, eksen kaçıklığı, distorsiyon, dikişin konumu, yüzeydeki ark izleri ve oyukların olup olmadığı TS EN ISO 17637 standardına göre incelenmiştir. MIG kaynak yöntemi kullanılarak farklı gaz kombinasyonları ile birleştirilen numunelere gözle yapılan muayene sonucunda herhangi bir kaynak fazlalığı/eksikliği, distorsiyon, yanma oluğu, gözenek, makro çatlak, eksen kaçıklığı, aşırı sıçrama vb. makro kaynak kusurlarına rastlanmamıştır. Tüm kaynak dikişleri düzgün bir formda oluşmuştur. Koruyucu gazın özelliği birleştirilen parçaların özelliklerinin belirlenmesinde en önemli faktörlerden biridir. Gazaltı kaynak işlemlerinde koruyucu gazın özelliği kaynak dikişinin mekanik ve mikroyapı üzerine etkisinin yanında kaynak işlemi esnasında sıçramalar nedeniyle meydana gelen kayıplar üzerinde de etkilidir [17,103]. Kaynaklı levhalarda enine veya boyuna doğrultuda açılmal distorsiyon oluşmadığı görülmüştür.



Resim 6.1. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunelerin fotoğrafları



Resim 6.2. %98,5 Ar + %1,5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunelerin resimleri



Resim 6.3. %98,5 Ar + %5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunelerin resimleri

100 % Ar gazı kullanıldığında kolay bir ark tutuşması sağlamış, kararlı bir ark elde edilmiştir. Koruyucu gazın cinsi ve kompozisyonu birleştirilen parçaların özelliklerinin belirlenmesinde en önemli faktörlerden biridir. Diğer bir ifade ile kaynaklı birleştirmenin kalitesi koruyucu gazların özelliği, kompozisyonu ve kaynak bölgesine gönderilme debisi ile gazların fiziksel ve kimyasal özellikleri ile değişebilmektedir. Koruyucu gaz

kompozisyonu, kaynak dikişinin mekanik ve mikroyapı üzerine etkisinin yanında, kaynak işlemi esnasında sıçramalar nedeniyle meydana gelen kayıplar üzerinde de etkilidir. Sıçramalar nedeniyle kaynak bölgesinin temizlemesi gerekmektedir. Bu durumda zaman, enerji ve maddi kayıplara neden olmaktadır [17]. Koruyucu gaz ve/veya gaz karışımları kaynak yapılan metallerin çeşidine göre seçilmektedir. Gaz seçiminde, kaynak esnasında koruyucu gaz ile ergimiş kaynak metalinin kimyasal-metalurjik olarak etkileşimi, gazın ısı iletim kabiliyeti ve maliyet hesaba katılmalıdır [5,51].

Gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazların birinci derecedeki fonksiyonu, ergiyen kaynak metalini, atmosferde bulunan azot ve oksijenin olumsuz etkisinden korumaktır [10]. Diğer bir ifade ile kaynak esnasında ortam havasında bulunan oksijen, nitrojen ve su buharı kaynak dikiş bölgesinin kirlenmesine neden olabilir. Bu nedenle kaynak dikişinin koruması, her zaman potansiyel olarak reaktif gazların kaynağın çevresinden uzaklaştırılmasıyla mümkün olur ve çevredeki atmosferin ergimiş metal üzerindeki zararlı etkileri bu şekilde önlenir ya da minimum seviyeye iner. Çünkü metallerin çoğunda olduğu gibi paslanmaz çeliklerde kaynak işlemi sırasında sıcak kaynak banyosu metali oksijenle birleşmeye kuvvetli bir eğilim gösterirler. Bunun yanında atmosferde daha fazla bulunan azotla ise birleşmeye daha düşük bir eğilimdedir [109]. Bu nedenle kullanılan gazın cinsi ve kompozisyonu birleştirilen parçaların özelliklerinin belirlenmesinde en önemli faktörlerden biridir.

Koruyucu gaz kompozisyonu ark karakteristiğine, malzeme transferi oluşum şekline, nüfuziyet ve kaynak dikiş profiline, kaynak hızına, ısı girdisine, kaynak bölgesinin temizliğine, yanma oluşu oluşumu eğilimine ve kaynak metalinin mekanik özelliklerine önemli etkileri bulunmaktadır [17]. Bir başka ifade ile koruyucu gazlar gazaltı kaynak işlemi esnasında arkı stabilize edebilir ve gazaltı ark kaynağı işlemlerinde metal transfer modunu geliştirebilir. Dolayısıyla koruyucu gazların arkın oluşumu ve yapısı üzerinde belirgin bir etkisi vardır. İyonize gaz, ergimiş metaller, cüruflar, buharlar ve gaz halindeki atomlar ve moleküllerden oluşan bu kaynak arkı, uygun koruyucu gazın uygulanmasıyla kontrol edilebilir [110]. Çünkü kaynak işleminde koruyucu gazdan beklenen iyi bir metal transferi, nüfuziyet, ergime genişliği, kaynak geometrisi, kaynak hızı ve düşük maliyettir. Ayrıca çatlak ve gözenek oluşturmamasıdır. Diğer bir ifade ile koruyucu gazlar ayrıca kaynak hatalarına sahip ve/veya sahip olmayan kaynak dikişinin oluşumu ve penetrasyon modeli üzerinde önemli etkilere sahiptir. Farklı koruyucu gazların uygulanması, farklı nüfuziyet ve

kaynak dikiş profilleri ile sonuçlanabilir. Ayrıca kaynaktaki gözeneklilik, koruyucu atmosferle ilgili en yaygın kaynak kusurlarından biridir. Gözenekler, kaynaklı bağlantıda çatlak yayılmasının başlangıç noktası olabilir ve dinamik yükler altında bağlantıların yaşam döngüsünü önemli ölçüde azaltabilir. Bununla birlikte koruyucu gaz türü veya kompozisyonu kaynak bölgesinde sıçramalar neden olmakta ve bu da kaynak teli kayıpları ile birlikte kaynak bölgesinin sıçramaları ile hem kirlenmesine hem de yüzey toleranslarının bozulmasına neden olabilmektedir. Ancak yapılan makro inceleme sonucunda Ar gazına ilave edilen H_2 gazının kaynak işlemi esnasında sıçrama kusuruna neden olmadığı görülmüştür.

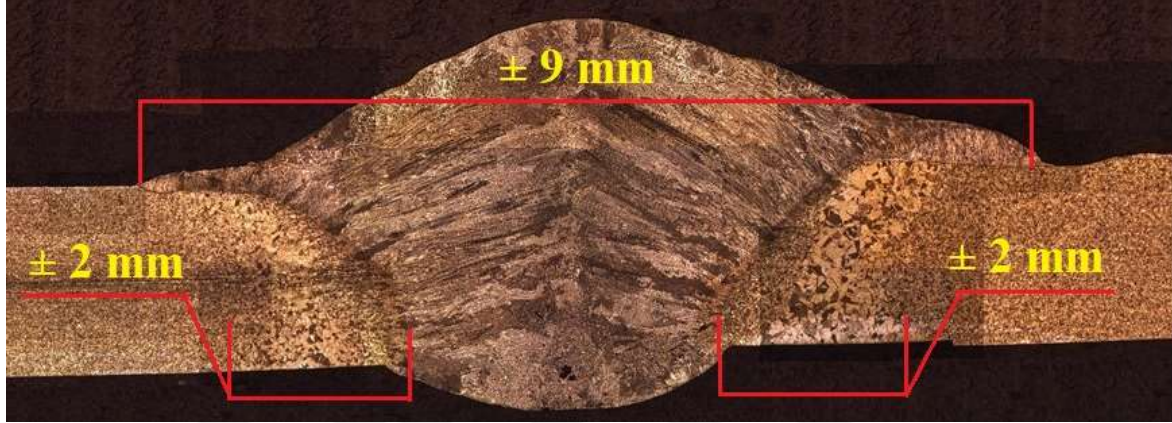
Görsel muayene sonucunda kaynak işlemlerinde kullanılan koruyucu gaz kombinasyonlarının, AISI 316 paslanmaz çelik malzemelerin kaynak dikişlerinin üst ve alt yüzeylerinde herhangi bir makro hataya sebep olmadığı belirlenmiştir. Ancak kaynak bölgesinin hem üst yüzeyinde hem de alt yüzeyinde ark ısısı nedeniyle renk değişimi meydana gelmiştir. Bu durumda estetik görünüme sahip AISI 316 paslanmaz çeliğin yüzey görüntüsünü olumsuz etkilemiştir.

Görsel muayene/makro inceleme sonuçlarından uygun proses gazları seçiminin verimlilik, kalite ve genel kaynaklı birleştirmenin kusursuz olduğunun kabul edilebilirliği açıkça anlaşılmaktadır. Kaynak işlemlerinde kaynaklı bağlantının gözle muayene gibi tahribatsız testlerden geçmesi ve kalite gereksinimlerini karşılamak için genellikle farklı gazların bir karışımı kullanılır. Bu karışımlar iki farklı gazdan oluşabildiği gibi üç ve hatta dört farklı gazdan oluşabilir. Koruyucu karışımların bileşimini ve oranlarını seçerken, kaynak yapılacak malzemenin türü başta olmak üzere gazlar ile ergimiş kaynak havuzu arasındaki kimyasal metalurjik reaksiyonlar dikkate alınmalıdır [110].

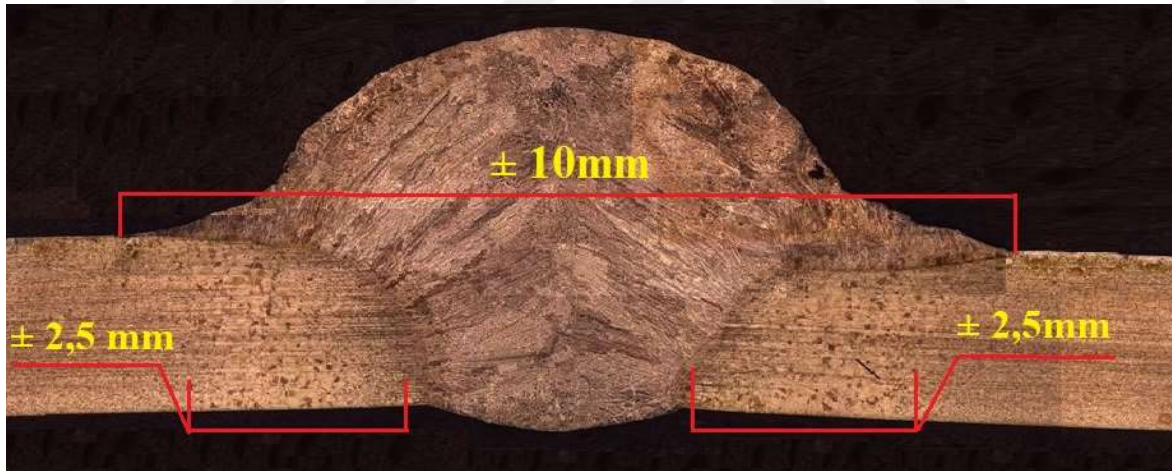
6.2. Kaynak Dikişlerinin Metalografik Muayenesi

MIG kaynak yöntemi ile farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelerin kesitlerine yapılan dağlama ile açığa çıkarılmaya çalışılan makro kaynak bölgesi görüntüleri Şekil 6.4 - 6.6'da verilmiştir. Makro görüntüleri incelendiğinde kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini olumsuz bir şekilde etkileyecek herhangi bir birleşme eksikliğine (yan yüzey nüfuziyeti), gaz boşluğuna ve nüfuziyet yetersizliği hatalarına rastlanmamıştır. Elde edilen bu olumlu sonuçlar, pilot çalışmalar ile belirlenen ön parametrelerin doğru bir aralıkta

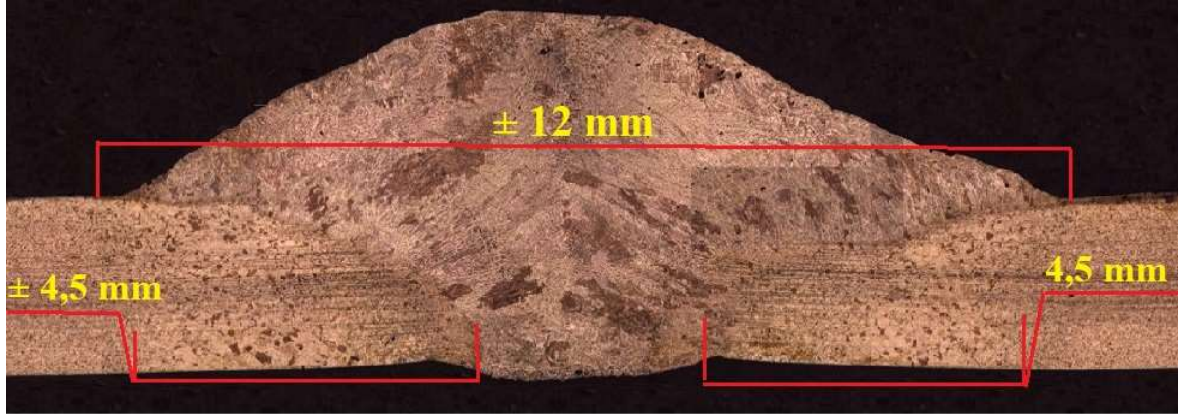
seçildiğini ve kaynak işlemlerinde kullanılan farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının kaynak dikişlerinin kesit makro yapısına olumsuz etki etmediğini göstermektedir. Ayrıca farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile elde edilmiş tüm kaynaklarda hem kaynak kepleri hem de kaynak kökleri elde edilmiştir.



Resim 6.4. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin ITAB ve kaynak dikişi genişlik ölçümü



Resim 6.5. % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ koruyucu gaz le birleştirilen numunenin ITAB ve kaynak dikişi genişlik ölçümü



Resim 6.6. %98,5 Ar + %5 H₂ koruyucu gaz ile birleştirilmiş numunenin ITAB ve kaynak dikişi genişlik ölçümü

Kaynağın nüfuziyeti diğer bir deyişle kaynak derinliği birleştirilen malzemelerin kesit kalınlıkları ölçüsünde kaynak metalinin etki etmesi şeklinde tanımlanabilir. Bu bakımdan kaynaklı bağlantının bulunduğu bölgedeki bir kesit daralması kaynak mukavemetini olumsuz yönde etkilemesi kaçınılmazdır. Bu nedenle kaynak kalitesi yönünden kaynaklı bağlantının kabul edilebilmesi için öncelikle kaynaklı bağlantıda nüfuziyet probleminin olmaması önem arz etmektedir. Ark kaynak işlemlerinde nüfuziyete ve kaynak dikiş formuna kaynak akımı, kaynak voltajı, kaynak hızı gibi birçok faktör etki etse de bu faktörlerin ortak özelliği ısı girdisine etki etmesidir. Dolayısıyla nüfuziyet ısı girdisi ile artabilir veya azalabilir. Özellikle gazaltı kaynaklarında (MIG/MAG ve özlü tel ark kaynağı) koruyucu gazlar öncelikle kaynak bölgesini atmosferdeki gazlardan koruma görevi yapsa da diğer yandan kaynak işleminde ısı girdisine etki etme gibi bir görevi de vardır. Diğer bir ifade ile gazaltı kaynaklarında kullanılan koruyucu gazların da nüfuziyete ve kaynak dikiş formuna etkisi vardır. Çeliklerin kaynağında kullanılan %100 karbondioksit (CO₂) ya da %100 helyum (He) gazları ısı iletkenlikleri yüksek olduğu için bu koruyucu gazlar ile yapılan birleştirmeler %100 Ar gazına nazaran daha derin ve daha geniş kaynak nüfuziyetleri elde edilebilir. Argon gazının ısı iletkenliği CO₂ ve He gazına nazaran daha düşük olduğu için de çeliklerin kaynağında nüfuziyet problemine neden olabilmektedir. Bu nedenle argon gazına ısı iletkenliğini arttıracak ilave gazların katılması ile kaynak nüfuziyetleri ve kaynak dikiş formu özellikleri iyileştirilebilmektedir.

Kaynak dikişlerinin makro görüntüleri incelendiğinde tüm kaynaklı bağlantıların % 100 kaynak nüfuziyetinin olduğu görülmüştür. Kullanılan paslanmaz çelik parçaların kalınlığının düşük olması (2 mm) nüfuziyet problemi oluşmamasına etkili olduğu

söylenebilir. Diğer taraftan ise yapılan bu çalışmada MIG kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerin ITAB genişliklerine koruyucu gaz kombinasyonunun etkili olduğu belirlenmiştir. % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin ITAB genişliği yaklaşık 2 mm, % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ karışım gazı ile birleştirilen numunenin 2,5 mm ve % 95 Ar + %5 H₂ karışım gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin ise yaklaşık 4,5 mm olarak belirlenmiştir. Ayrıca kaynaklı numunelerin kaynak genişlikleri kıyaslandığında % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin kaynak dikişi genişliği yaklaşık 9 mm'dir. % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ karışım gazı ile birleştirilen numunenin yaklaşık 10 mm'dir. % 95 Ar + % 5 H₂ karışım gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin ise yaklaşık 12 mm olarak belirlenmiştir. Burada argon gazı içerisine hidrojen ilavesinin ergiyik havuz hacmini arttırdığı açıkça görülmektedir. Kahraman ve arkadaşları [19], hidrojen gazının ısı iletiminin yüksek olduğu ve kaynak işlemi esnasında bu özelliğinden dolayı ısı girdisini arttırdığı ifade etmişlerdir. Hidrojen ilavesi ile beraber birleştirilecek malzemelere uygulanan ısı girdisi artmakta ve buna bağlı olarak malzemeler daha kısa sürede eriyebilmektedirler. MIG koruyucu gaz karışımının kompozisyonu büyük ölçüde birleştirilecek olan malzemelerin türüne bağlıdır. Ancak argon-hidrojen karışımı koruyucu gazların çeliklerin kaynağında kaynak metalinin akıcılığını arttırdığı bilinmektedir [3]. Çünkü karışım gaza ilave edilen hidrojen gazının iyonlaştırıcı etkisi bulunmaktadır. Bu nedenle koruyucu gaz içerisindeki hidrojen miktarı arttıkça kaynak bölgesine uygulanan ısı girdisi de artmaktadır. Bu durumda hem ITAB genişliklerine hem de kaynak metali genişliklerine etki etmektedir. Diğer bir ifade ile hidrojenin entalpisi hemen hemen tüm sıcaklık aralıklarında argonun sahip olduğu değerden çok daha yüksektir [5,14].

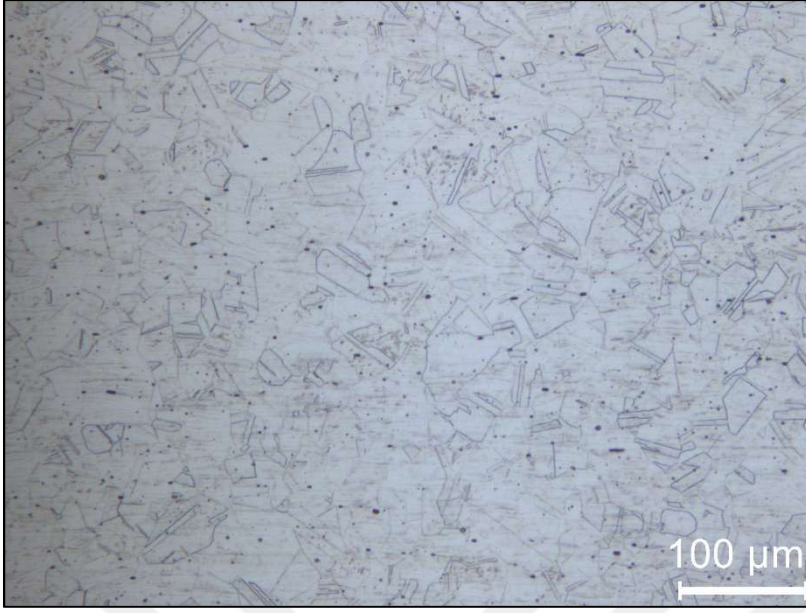
Kaynak işlemlerinde kullanılan bir koruyucu gazın entalpisi ark oluşumunu, ark şeklini ve arktaki ısı dağılımını etkilemektedir. Hidrojen renksiz, kokusuz, tatsız ve yanıcı bir özelliğe sahip olup tutuşma sıcaklığı 560 °C'dir. Ayrıca hidrojen gazı havadan daha hafif olmakla beraber hava veya O₂ ile belirli bir oranda karıştırıldığında patlayıcı bir özelliğe sahiptir. Bununla birlikte hidrojen gazı yüksek entalpiye ve ısıl iletkenliğe sahip olduğundan O₂ gazını indirgeyerek kaynak bölgesinde oksit oluşumunu engeller [5,14] .

MIG kaynak işlemlerinde kullanılan gazın cinsi ve kompozisyonu birleştirilen parçaların özelliklerinin belirlenmesinde en önemli faktörlerden biridir. Koruyucu gaz kompozisyonu ark şeklini, malzeme transferi oluşum şeklini, iş parçası üzerindeki harcanan enerji miktarlarını belirler [5,17]. Kahraman ve arkadaşları [19], paslanmaz çeliklerin TIG

kaynağında argon gazına hidrojen ilavesinin kaynak bölgesindeki ITAB genişliklerine, nüfuziyet derinliği ve kaynak dikişi genişliklerine belirgin etkisinin olduğunu rapor etmişlerdir. Koruyucu gazdan beklenen iyi bir metal transferi, nüfuziyet, ergime genişliği, kaynak geometrisi, kaynak hızı ve düşük maliyettir. Ayrıca çatlak ve gözenek oluşturmamasıdır. Koruyucu gaz ayrıca sıçramalar nedeniyle meydana gelen kayıplar üzerinde de etkilidir [10]. Çevik [17], saf argon gazının ısı girdisinin düşük olduğunu ve bu gaza ilave edilen $\text{CO}_2 + \text{O}_2$ gazı ile birlikte ısı girdisini arttırdığını rapor etmiştir. Ayrıca aynı çalışmada karışım gazın argon hazına nazaran daha iyi nüfuziyetli kaynak dikişleri elde edilmesine olanak sağladığı belirtilmiştir. Kah ve Martikainen [110], östenitik paslanmaz çeliklere kaynak yapılırken, kaynak birikintisinin akışkanlığını artırmak, kaynak ilerleme hızlarını iyileştirmek ve iyi kaynak dikiş görünümü sağlamak için koruyucu gazlara (genellikle argon) genellikle % 10'dan daha az hidrojen eklenilebileceğini ifade etmiştir. Ayrıca kaynak metalindeki ortalama tane boyutunun artan hidrojen içeriği ile arttığı ve ferrit miktarının azaldığı, bu da kaynakların dikiş görüntüsü iyi olsa da mekanik özelliklerini bozduğu ve bununla birlikte ısı girdisinin artması aynı zamanda kaynak metalindeki gerilmelerin artmasına da katkıda bulunduğunu belirtmiştir.

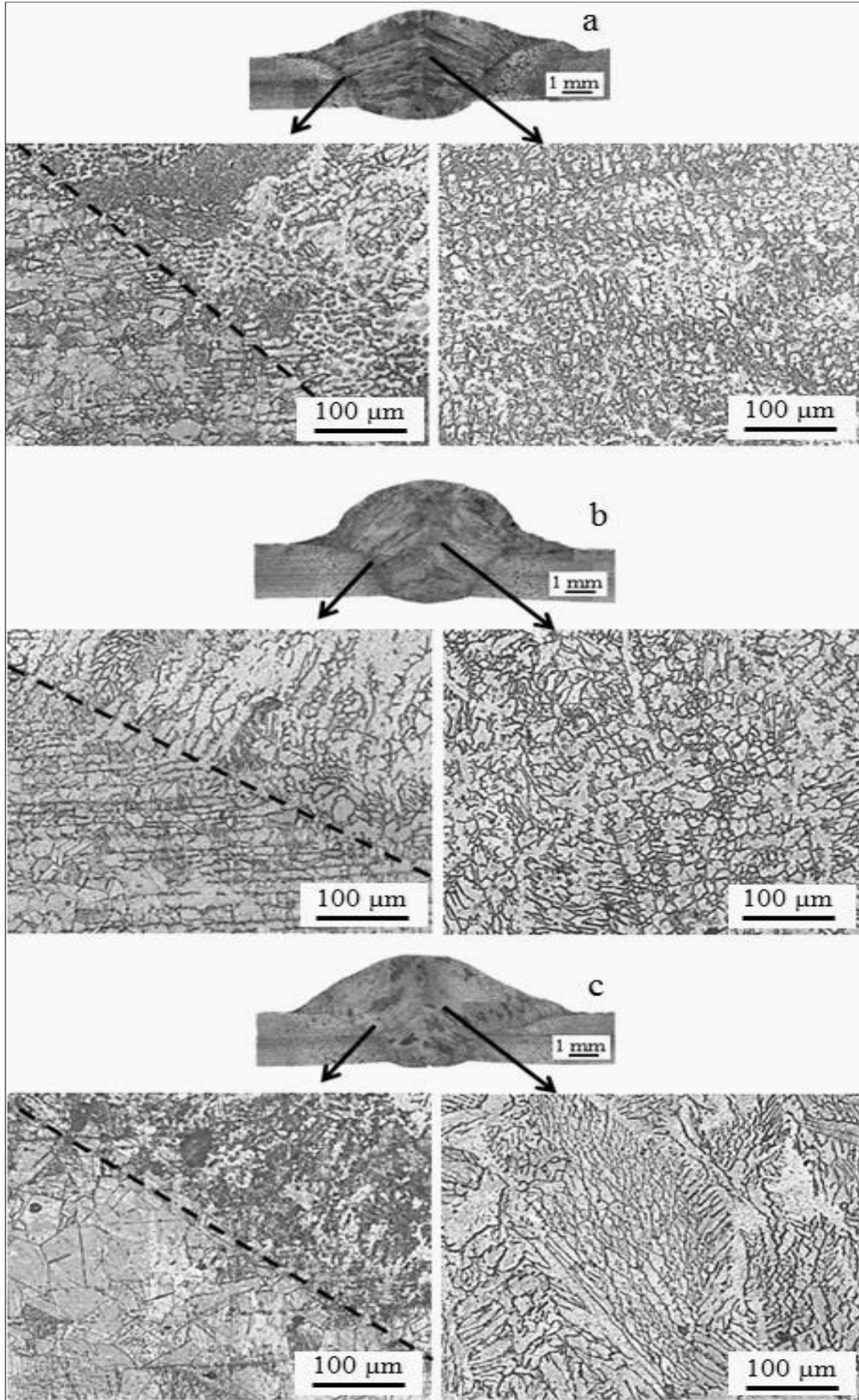
6.2.1. Koruyucu gaz kombinasyonunun kaynak bölgesi mikroyapısına etkisi

Mikroyapı incelemesi özellikle metalik malzemelere uygulanan imalat işlemlerinden (soğuk deformasyon, sıcak deformasyon, ısıl işlem, kaynak vb) etkilenen malzemelerin, uygulanan işlem öncesi ve işlem sonrası özellikleri ile bu işlemlere bağlı olarak değişen mikroyapısal özelliklerinin malzeme performansını etkilerini belirleyebilmek için yapılan bir çalışmadır. Mikroyapı inceleme çalışması sonucunda malzeme içerisindeki tane yapısı ve faz yapısı gibi özellikler belirlenebilir [107]. Bu çalışmada MIG kaynak yönteminde farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının kaynaklı bağlantıların mikroyapıları üzerindeki etkilerini belirlemek için mikroyapı çalışmaları yapılmıştır. AISI 316 östenitik paslanmaz çelik (ana metal) mikroyapı görüntüsü Şekil 6.7'de verilmiştir. % 100 Ar, % 98,5Ar + % 1,5 H₂, % 95 Ar + % 5 H₂ gaz kombinasyonlarında yapılan kaynaklı bağlantıların metalografik incelemeler sonucunda elde edilen kaynak metali ve ITAB mikroyapılarının görüntüleri de Şekil 6.8'de verilmiştir. AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı incelendiğinde eşeksenli östenit tanelerinden oluştuğu ve bazı tanelerde ikizlenmelerin yanı sıra bantlaşmaların olduğu görülmektedir.



Resim 6.7. AISI 316 kalite östenitik paslanmaz çelik mikroyapısı

Resim 6.8'deki mikroyapı görüntüleri incelendiği zaman kaynak metalinin mikroyapısının, ana metalin mikroyapılarından da bariz bir şekilde farklılık gösterdiği görülmektedir. Mikroyapı görüntüleri kaynak merkezi ve geçiş bölgelerinden alınmıştır. 100 % Ar gazı ile yapılan kaynak dikişinin homojen dağılımlı ince eşeksenli tane yapısına sahip olduğu tespit edilmiştir. Ar gazının neden olduğu düşük ısı girdisi, mikro tanelerin kabalaşmasına fırsat vermemiştir. Kaynak metallerinin mikroyapıları incelendiğinde, Ar gazına H_2 ilavesi ile birlikte ergimiş bölge tanelerinde fark edilebilir bir tane irileşmesi görülmektedir. Isıdan etkilenen bölgede artan H_2 oranına paralel iri tanelerin oluştuğu görülmektedir.

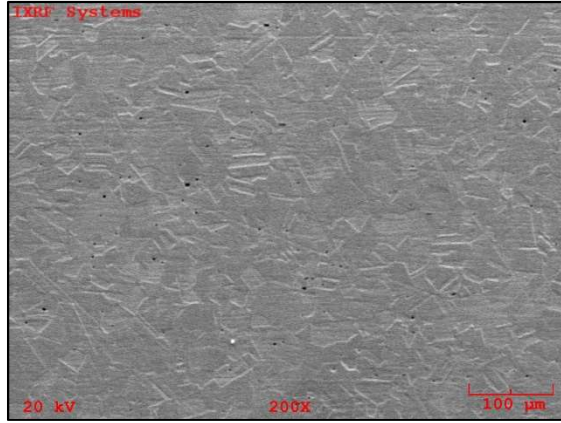


Resim 6.8. Kaynak bölgesi mikroyapıları, a) % 100 Ar, b) % 98,5Ar + % 1,5 H₂, c) % 95 Ar + % 5 H₂

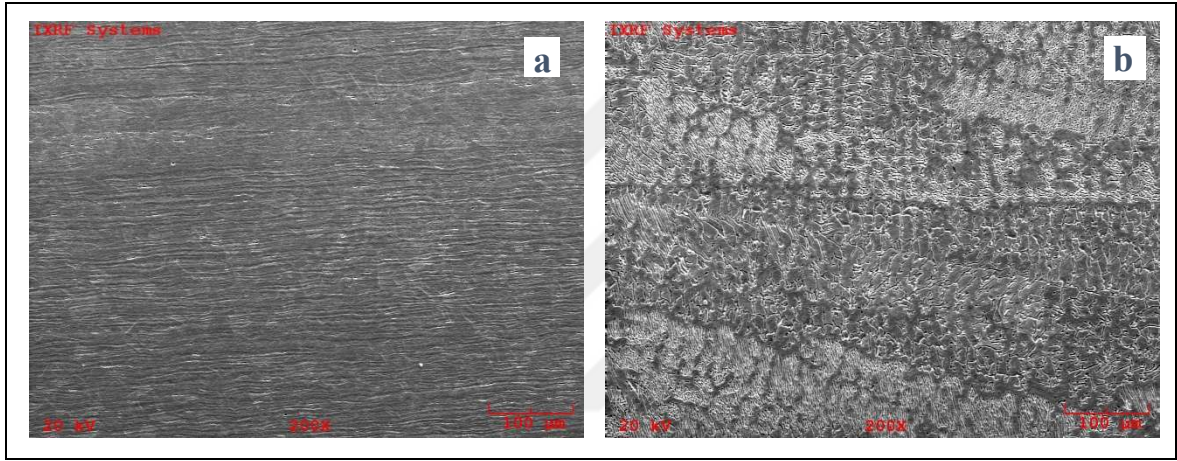
Argon gazına % 1,5 H₂ ilavesine bağılı olarak kaynak merkezinin mikroyapıları değişim göstermiş ve eşeksensli tanelerin arasında dentritik tanelerin oluştuğu görülmüştür. Ar gazına katılan % 5 H₂ gazı ısı girdisini ve ergime gücünü artırmış ve kaynak metalinin tane boyutunun büyümesine neden olmuştur. Mikro yapı taneleri incelendiğinde daha kaba sütunsal ve dentritik tanelerin oluştuğu belirlenmiştir. Diğer bir ifadeyle kaynak yapılırken farklı gaz kombinasyonlarının neden olduğu ısı girdisi artışı birleşme bölgesindeki (hem kaynak metali hem de ITAB) tanelerin, daha önceden kazandırılan yapısını bozmuş ve kabalaşmasına neden olmuştur. Katherasan ve arkadaşları [111], AISI 316L  stenitik paslanmaz  elik levhaları FCAW yöntemi ile farklı gaz kombinasyonları kullanarak birleştirmiştir. Koruyucu gazın cinsi ve kompozisyonu kaynak dikişinin mikroyapı özelliklerine etkili olduğunu ifade etmişlerdir. Çevik [17], % 100 Ar gazı ile yapılan kaynaklı numunenin kaynak metali karışım gaz ile birleştirilen numuneye göre daha ince taneli yapıya sahip olduğu belirlenmiş ve bu duruma % 100 Ar gazının kaynak işlemi sırasında daha düşük ısı girdisine sebep olması neden olduğunu rapor etmiştir. Ayrıca argon gazına katılan % 12 CO₂ gazı ısı girdisini ve ergime gücünü arttırdığını ve buna bağılı olarak da kaynak metalinin tane boyutunun büyümesine neden olduğunu rapor etmiştir. Kaya ve diğerleri [112], ark kaynak yöntemlerinde kaynak metaline en yakın bölgelerde ısı girdisinin etkisiyle kaba ve kolonsal tanelerin oluştuğunu ifade etmişlerdir. Kahraman ve diğ. [19], koruyucu gazdaki H₂ miktarının artmasına paralel olarak ergimiş metaldeki tanelerin irileştiği, ayrıca hidrojen ilavesi ile birlikte ısı girdisini arttığını buna bağılı olarak ITAB’ında genişlediğini ve hidrojen ilavesinin artışı ile birlikte ana malzemedeki iri taneli bölgenin oluştuğu alanın boyutlarında da artışlar meydana geldiğini rapor etmişlerdir.

6.2.2. EDS Test sonuçları ve değerlendirmesi

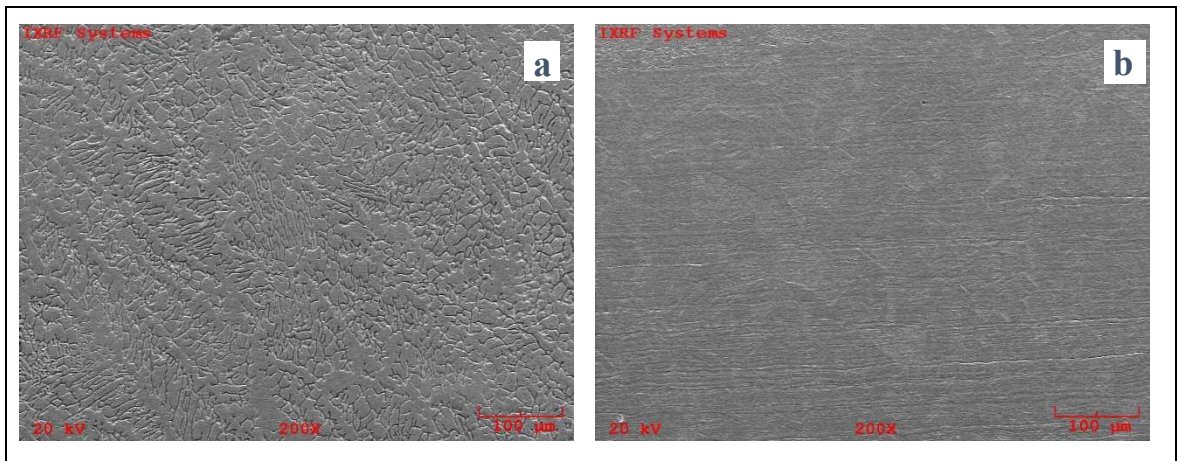
Resim 6.9 – 6.12’de EDS  l  m  yapılan bölgelerin fotoğrafları gösterilmektedir. şekil 6.1’de ana metal test sonuçlar görülmektedir. AISI 316  stenitik paslanmaz çeliklerde demirden (Fe) sonra baskın alaşım elementleri krom (Cr) ve nikel (Ni)’dir. EDS nokta analiz sonuçları incelendiğinde AISI 316 paslanmaz  elik ana metalde % 72,05 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %19,58 Cr ve % 8,35 Ni belirlenmiştir.



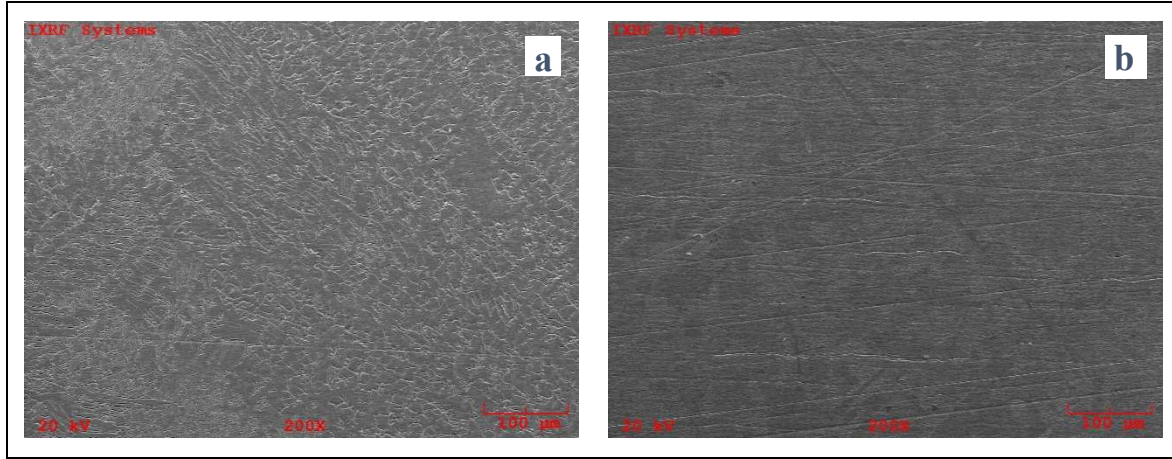
Resim 6.9. Ana metal EDS ölçüm bölgesinin resmi



Resim 6.10. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilen numunelerin EDS ölçüm bölgelerinin resimleri, a) Kaynak metali, b) ITAB

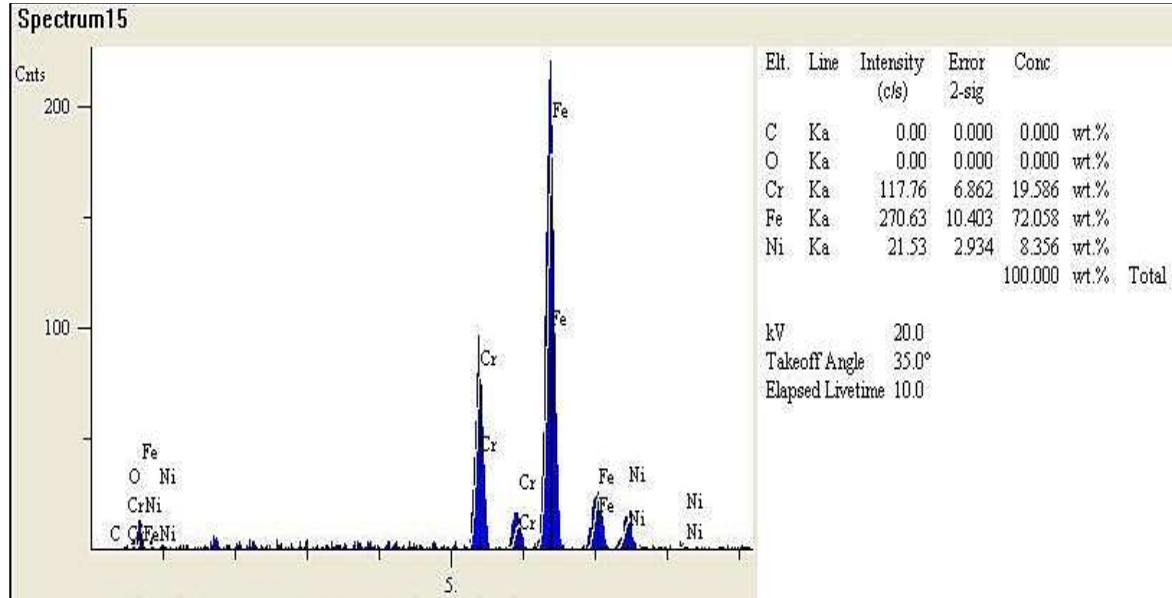


Resim 6.11. %98,5 Ar + %1,5 H₂ koruyucu gaz karışımı ile birleştirilen numunelerin EDS ölçüm bölgelerinin resimleri, a) Kaynak metali, b) ITAB



Resim 6.12. %95Ar + %5 H₂ koruyucu gaz karışımı ile birleştirilen numunelerin EDS ölçüm bölgelerinin resimleri, a) Kaynak metali, b) ITAB

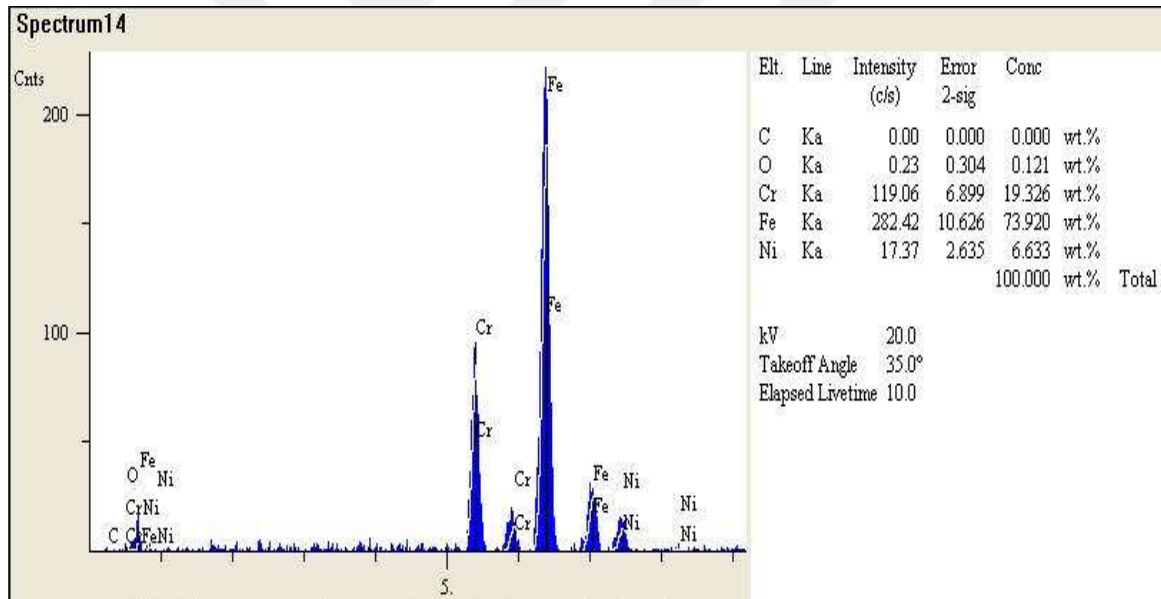
Şekil 6.2 – 6.4’de (Bkz.) tüm koruyucu gaz kombinasyonları ile birleştirilmiş numunelerin ITAB test sonuçları görülmektedir. ITAB ve ana metali EDS testi sonuçlarını karşılaştırdığımızda bazı element oranlarında azalma bazılarında ise artma meydana geldiği belirlenmiştir.



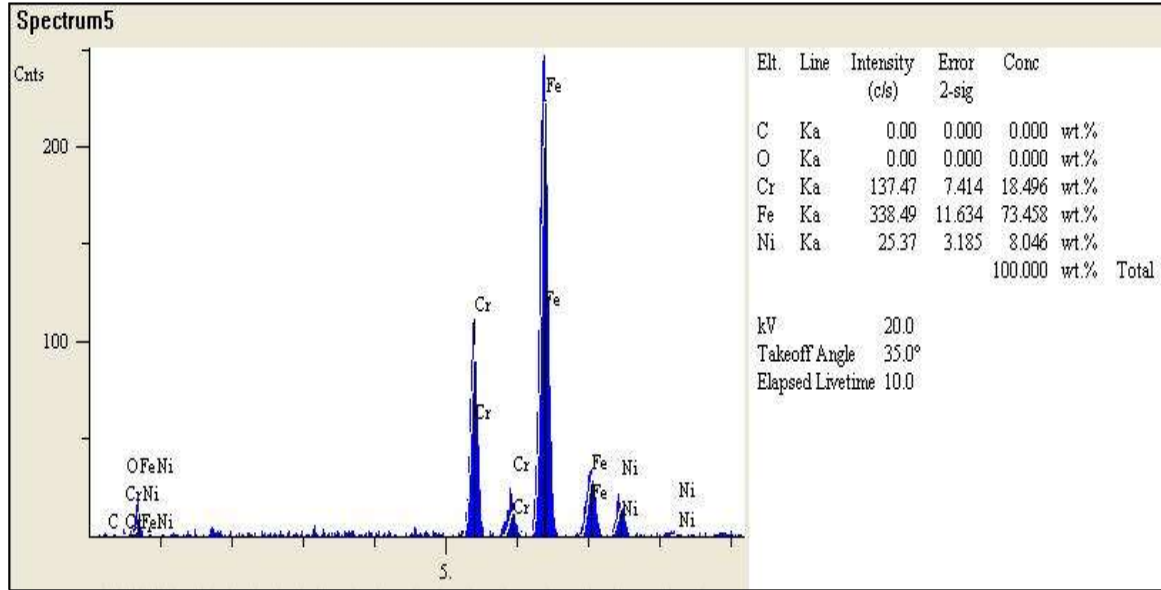
Şekil 6.1. Ana metal EDS testi sonuçları

MIG kaynak yöntemi ile farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelerin kesitlerinden yapılan EDS analizi sonucu kaynak dikişlerinin ITAB’larından alınan ölçümler

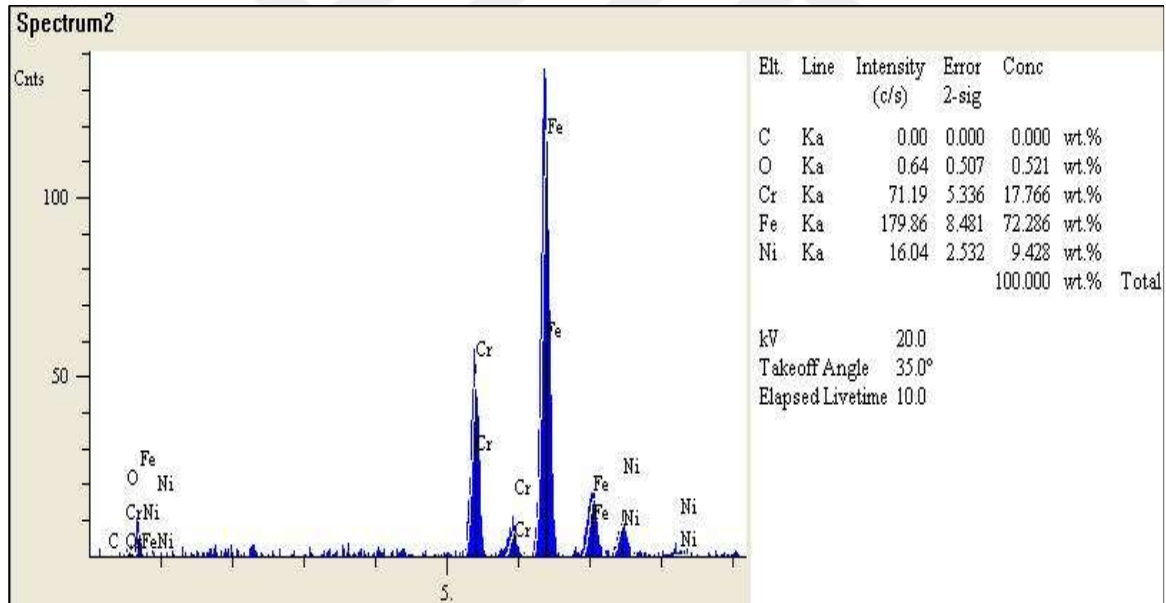
söz konusu bölgelerin kimyasal kompozisyonu ve element yoğunluğunu belirlenmek amacıyla karşılaştırılmıştır. % Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin ITAB'ında % 73,92 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak % 19,32 Cr ve % 6,63 Ni belirlenmiştir. % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ karışım gaz kombinasyonu ile birleştirilen kaynaklı numunenin ITAB'ında % 73,45 Fe ve baskın alaşım elementi olarak % 18,49 Cr ve % 9,04 Ni tespit edilmiştir. % 95 Ar + % 5 H₂ karışım gaz kombinasyonu ile birleştirilen kaynaklı numunenin ITAB'ında ise % 72,28 Fe ve baskın alaşım elementi olarak % 17,76 Cr ve % 9,42 Ni belirlenmiştir. Bu sonuçlar karşılaştırıldığında kaynaklı numunelerin ITAB'larında Fe ve Cr elementleri oranlarının koruyucu argon gazına ilave edilen H₂ oranının artışıyla bir miktar düştüğü görülmektedir. Bununla birlikte kaynaklı numunelerin ITAB'larında Ni elementi oranları ise koruyucu gaza ilave edilen H₂ oranının artışıyla bir miktar arttığı görülmektedir.



Şekil 6.2. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin ITAB EDS testi sonuçları



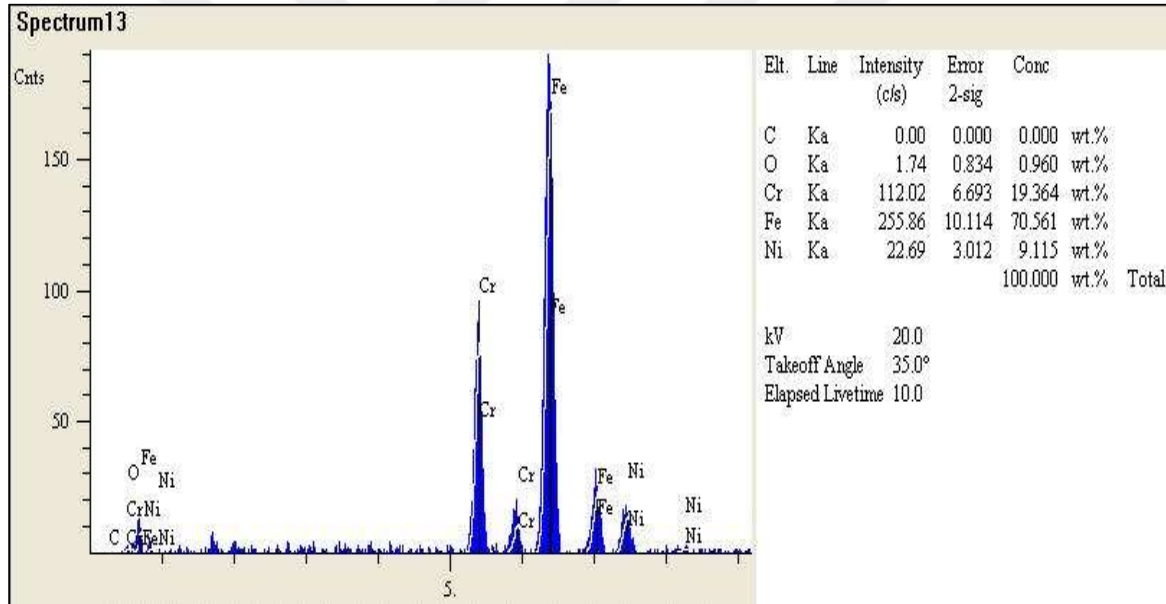
Şekil 6.3. %98,5 Ar + %1,5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin ITAB EDS testi sonuçları



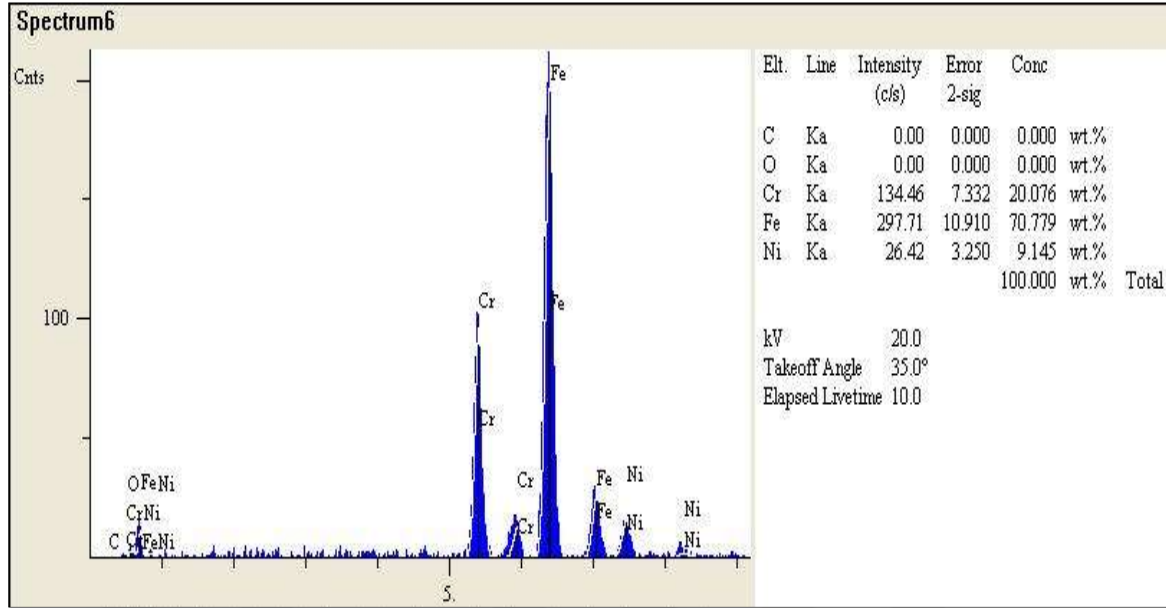
Şekil 6.4. %95Ar + %5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin ITAB EDS testi sonuçları

Şekil 6.5 – 6.7’de MIG kaynak yöntemi ile farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelerin kaynak metal bölgesi EDS analiz sonuçları verilmiştir. MIG kaynak yöntemi ile farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelerin kesitlerinden yapılan EDS analizi sonucu kaynak metallerinden alınan ölçümler söz konusu bölgelerin kimyasal kompozisyonu ve element yoğunluğunu belirlenmek amacıyla karşılaştırılmıştır. % Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin kaynak metalinde % 70,56 Fe tespit

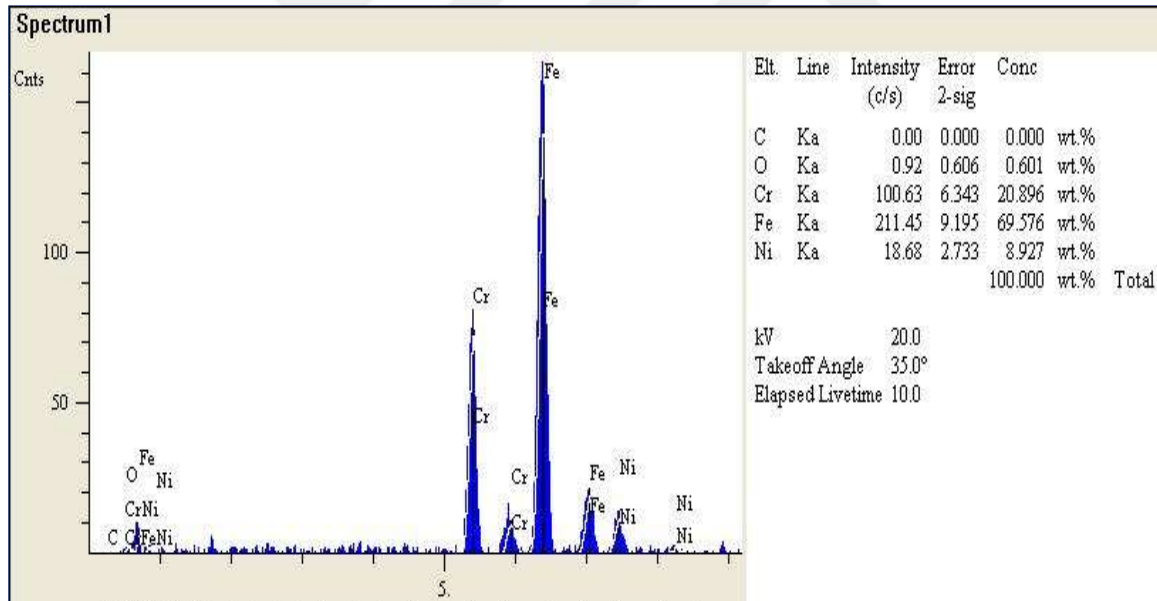
edilmişken baskın alaşım elementleri olarak % 19,36 Cr ve % 9,11 Ni belirlenmiştir. % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ karışım gaz kombinasyonu ile birleştirilen kaynaklı numunenin kaynak metalinde % 70,77 Fe ve baskın alaşım elementi olarak % 20,07 Cr ve % 9,14 Ni tespit edilmiştir. % 95 Ar + % 5 H₂ karışım gaz kombinasyonu ile birleştirilen kaynaklı numunenin kaynak metalinde ise % 69,97 Fe ve baskın alaşım elementi olarak % 20,89 Cr ve % 8,92 Ni belirlenmiştir. Bu sonuçlar karşılaştırıldığında kaynaklı numunelerin kaynak metallerinde Fe ve Ni elementleri oranlarının koruyucu argon gazına ilave edilen % 1,5 oranında H₂ ilavesiyle çok küçük bir miktar artmış ancak % 5 H₂ ilavesiyle ise bu elementlerin oranı çok az bir miktar düşüş meydana geldiği görülmektedir. Bununla birlikte kaynaklı numunelerin kaynak metallerinde Cr elementi oranları ise koruyucu gaza ilave edilen H₂ oranının artışıyla bir miktar arttığı görülmektedir.



Şekil 6.5. . Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin kaynak metalı bölgesi EDS test sonuçları



Şekil 6.6. %98,5 Ar + %1,5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin kaynak meali bölgesi EDS testi sonuçları

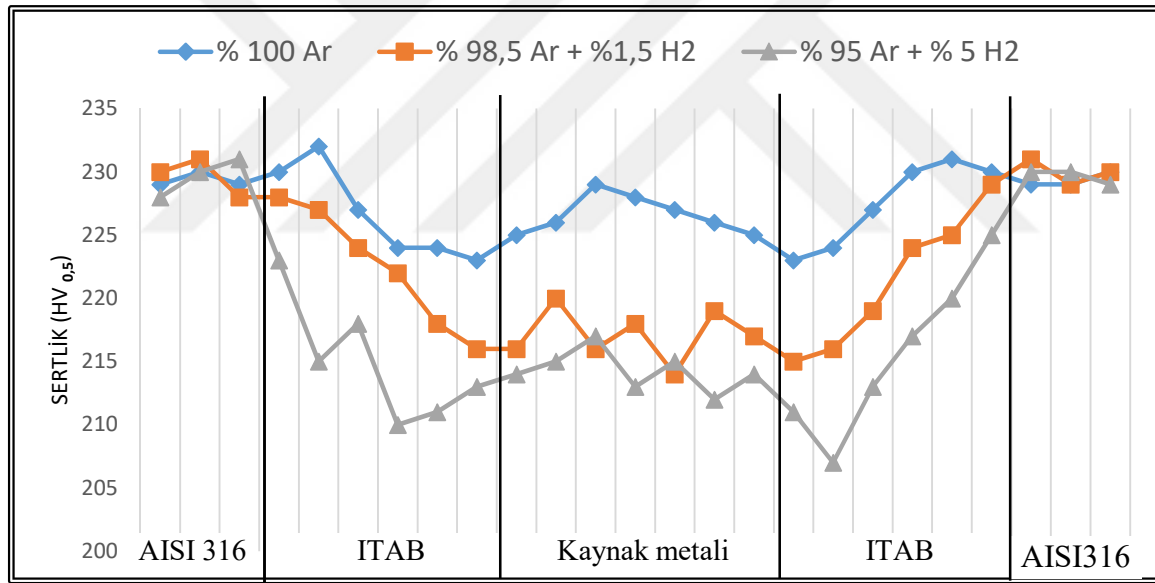


Şekil 6.7. %95Ar + %5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş numunenin kaynak metalı bölgesi EDS testi sonuçları

6.3. Sertlik Test Sonuçları ve Değerlendirmesi

MIG kaynak yönteminde farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının kaynaklı bağlantıların sertlik dağılımı üzerindeki etkilerini belirlemek için sertlik testi yapılmıştır. Bu amaçla % 100 Ar, % 98,5Ar + % 1,5 H₂, % 95 Ar + % 5 H₂ gaz kombinasyonlarında yapılan kaynaklı bağlantıların sertlik testi sonucunda elde edilen ana metal, kaynak metalı ve ITAB sertlik

değerleri Şekil 6.8’de verilmiştir. Ana metalin sertlik değeri 228 ile 231 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 230 HV_{0,5}’dir. Ar gazına H₂ ilavesi kaynak bölgesindeki sertlik dağılımını belirgin şekilde etkilediği belirlenmiştir. Kaynak merkezinde sertlik değeri 100 % Ar gazı ile birleştirilen numunede 225 ile 229 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 227 HV_{0,5}’dir. %98,5 Ar + %1,5 H₂ karışım gazında ise 214 ile 220 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 217 HV_{0,5}’dir. %95 Ar+%5 H₂’de ise 212 ile 217 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 214 HV_{0,5}’dir. ITAB’lar da alınan ölçümlerde 100 % Ar gazı ile birleştirilen numunede 223 ile 232 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 227 HV_{0,5}’dir. %98,5 Ar+%1,5 H₂ karışım gazında ise 215 ile 229 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 222 HV_{0,5}’dir. %95 Ar+%5 H₂’de ise 207 ile 225 HV_{0,5}, arasında ölçülmüş olup ortalaması yaklaşık 215 HV_{0,5} olarak ölçülmüştür.



Şekil 6.8. Farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin bölgelere göre sertlik ölçüm grafiği

Burada göze çarpan hususlardan birisi tüm kaynaklı birleştirmelerdeki ITAB’ların kaynak metalinden azda olsa daha yüksek ana metalden ise daha düşük sertlik değerleri sunmasıdır. ITAB kaynak metalinin her iki yanında kaynak esnasında ergimeyen ancak yüksek ısı tesiri altında (700-1450° C) kalan bölgeleridir. Diğer bir ifade ile ısı tesiri altında kalan bu bölge ana metalin bir parçasıdır. Kaynak işlemi esnasında oluşan ark ile kaynak teli ergimekte ve ayrıca bu esnada ana metalde lokal olarak ergimekte. Diğer bir ifade ile kaynak işlemi esnasında ana metalin ergime sınırına bitişik olan bölgeleri aşırı bir şekilde ısı girdisine

maruz kalmakta ve akabinde bu bölge hızlı bir şekilde soğumaktadır. Dolayısıyla yüksek ısı girdisine maruz kalan bu bölgelerde tane kabalaşmaları meydana gelmektedir. Tane kabalaşması kaynak bölgesinin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Doğal olarak kaynaklı birleştirmelerin ITAB'larının sertliğinin düşmesi beklenmektedir. Şekil 6.8'deki grafik incelendiğinde % 100 argon gazı kullanıldığında ITAB sertliği ana metalin sertliğine nazaran yaklaşık olarak % 1,3 oranında, %98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz kombinasyonunda ITAB sertliği ana metalin sertliğine nazaran yaklaşık olarak % 3,4 oranında, % 95 Ar + %5 H₂ gaz kombinasyonunda ise ITAB sertliği ana metalin sertliğine nazaran yaklaşık olarak % 6,5 oranında azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca % 100 argon gazı kullanıldığında kaynak metali sertliği ana metalin sertliğine nazaran yaklaşık olarak % 1,3 oranında, %98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz kombinasyonunda kaynak metali sertliği ana metalin sertliğine nazaran yaklaşık olarak % 5,6 oranında, % 95 Ar + %5 H₂ gaz kombinasyonunda ise kaynak metali sertliği ana metalin sertliğine nazaran yaklaşık olarak % 7 oranında azaldığı belirlenmiştir. Anand ve arkadaşları [113], GMAW yöntemi ile saf argon (%100 Ar) ve farklı oranlardaki gaz kombinasyonları (%80 Ar + %20 CO₂, %50 Ar + %50 CO₂ ve %100 CO₂) kullanarak birleştirdikleri AISI 304 L östenitik paslanmaz çeliğin kaynak bölgesi sertlik dağılımına kullanılan koruyucu gaz kombinasyonunun etki ettiği ve en düşük sertlik değerleri %100 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan kaynaklı bağlantıda belirlendiğini ifade etmiştir. Bunun nedenini de CO₂ koruyucu gazının ısı girdisini arttırmasına bağlamıştır.

Sonuç olarak hem ITAB'ların hem de kaynak merkezlerinin sertlik değerlerinin koruyucu gaza ilave edilen H₂ miktarının artması ile ana metal ile kıyaslandığında belirgin bir şekilde azaldığı görülmektedir. Bunun nedeni koruyucu gaz içerisindeki H₂ miktarının artmasıyla kaynak bölgesinde daha fazla ısı oluşmasındandır [3,14,18,19]. Yüksek ısı girdisi kaynak merkezindeki tanelerin kabalaşmasına neden olmuş, bu durumda kaynak merkezinde ve ITAB'lar da sertlik düşüşüne neden olmuştur [3]. iPaslanmaz çelikler kullanımı sırasında yükleme durumu, titreşim, ani şoklar gibi faktörler nedeniyle özellikle montaj bölgelerinde çok farklı gerilmelere (çekme, basma, eğilme, darbe vb.) maruz kalmaktadır. Uygun teknik özelliklere sahip montaj bölgeleri kaynaklı paslanmaz çeliklerin yapısal bütünlüğünü koruyarak daha uzun ömürlü olmasına neden olmakta aksi takdirde kullanım sürecinde önceden tahmin edilemeyen hasarlar ortaya çıkmaktadır. Bu durumda zaman, iş gücü ve ekonomik kayıplara neden olmaktadır. Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde kaynaklı numunelerin sertlik dağılımları bu kritik değeri aşmadığından dolayı kaynak sonrası ısıtılma işlemi gerek olmadığı söylenebilir.

6.4. Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirmesi

MIG kaynak yönteminde farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının kaynaklı bağlantıların akma ve çekme mukavemeti ile % uzama değerleri üzerindeki etkilerini belirlemek için çekme testi yapılmıştır. Bu amaçla % 100 Ar, % 98,5Ar + % 1,5 H₂, % 95 Ar + % 5 H₂ gaz kombinasyonlarında yapılan kaynaklı bağlantıların çekme testi sonucunda elde edilen akma ve çekme mukavemeti ile % uzama değerleri Çizelge 6.1’de, bu değerlerin ortalamaları ise Çizelge 6.2’te verilmiştir.

Çizelge 6.1. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin çekme testi ölçüm sonuçları

Test Numunesi	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
Ana Malzeme	301	636	47
	297	631	49
	300	641	46
Saf Argon	303	636	45
	292	628	47
	297	633	44
%98,5 Ar + %1,5 H ₂	292	620	46
	290	618	47
	290	622	44
%95Ar + %5 H ₂	288	616	48
	290	617	48
	284	613	47

Kaynaklı birleştirmelerin kaynak verimliliği “Eş. 6,1”deki formül kullanılarak hesaplanmıştır. Kaynak verimliliği, kaynak işlemi sonrasında kaynak dikişinin kaynak uygulanmamış ana metalin kalitesine/mechanik özelliklerine ne kadar yakın olduğunu açıklayan önemli bir faktördür. Bu faktör dikkate alınarak daha fazla inceleme yapılmadan kaynak kalitesinin uygunluğuna karar verilebilir. Diğer bir ifade ile kaynak verimliliği kabul kriterlerinin altında ise kaynak bölgesinde mekanik özellikleri olumsuz etkileyen kusurların (gaz boşluğu, yanma oluğu, cüruf kalıntısı, gözeneklilik, segragasyon, yetersiz nüfuziyet ve/veya diğer potansiyel kusurlar) olduğunu daha fazla inceleme yapılmadan tahmin için kullanılabilir [114]. Kaynak verimliliği kaynak dikişinin dayanımının ana metal dayanımına orantılanması ve 100 ile çarpılması ile bulunur.

$$\% KV = (KD/EMD) \times 100 \quad (6.1)$$

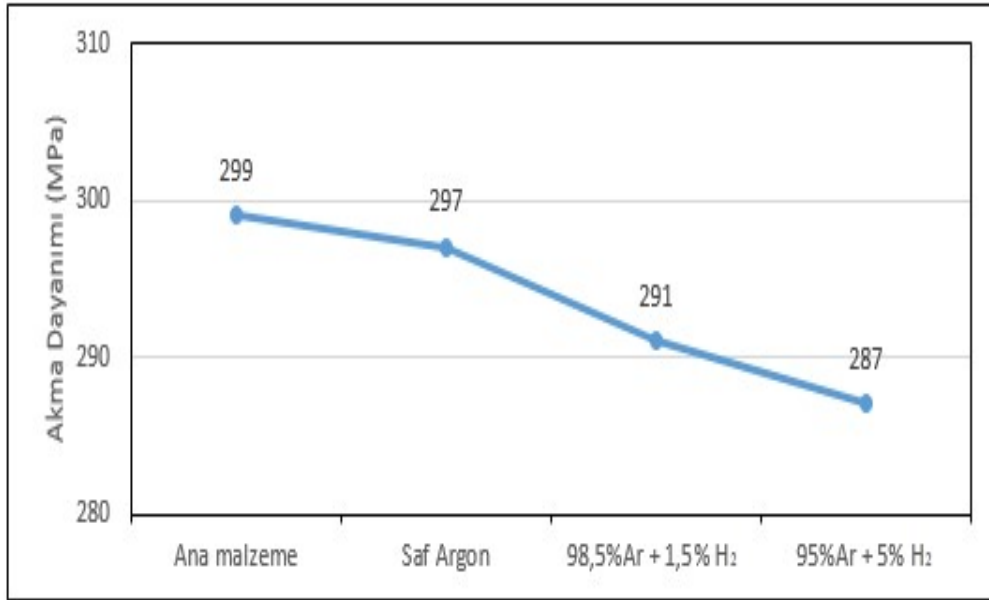
Burada *KV* kaynak verimliliği, *KD* kaynak dayanımı ve *EMD* ise esas metalin dayanımıdır [17].

Çizelge 6.2. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin çekme testi ölçüm sonuçları ortalaması

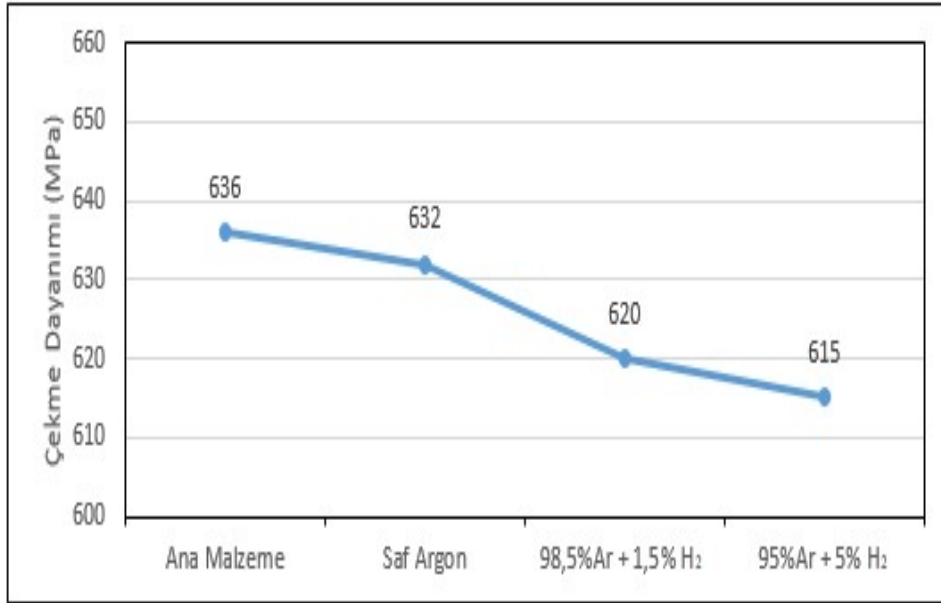
Test Numunesi	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)	Kaynak Verimliliği (%)
Ana Malzeme	299	636	47	-
Saf Argon	297	632	45	99
%98,5 Ar + %1,5 H ₂	291	620	46	97
%95 Ar + %5 H ₂	287	615	48	96

% 100 Ar, % 98,5Ar + % 1,5 H₂, % 95 Ar + % 5 H₂ gaz kombinasyonlarında yapılan kaynaklı bağlantıların çekme testi sonucunda elde edilen akma ve çekme mukavemeti ile % uzama değerleri Şekil 6.9-6.11’de verilmiştir. Çekme test sonuçları incelendiğinde en yüksek akma ve çekme dayanımı ana metalde olduğu görülmektedir. Yapılan çekme testi sonucunda esas metalin akma dayanımı 299 MPa olarak tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerden elde edilen çekme test sonuçları kıyaslandığında ise en yüksek akma dayanımına %100 Ar gazı ile yapılan kaynaklı numunelerden elde edilmiştir. %100 Ar gazı ile yapılan kaynaklı birleştirmede 297 MPa akma dayanımı belirlenmiş ve esas metal ile kıyaslandığında akma dayanımında yaklaşık % 1 oranında düşüş olduğu görülmüştür. %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂ karışım gazları ile yapılan kaynaklı birleştirmelerde sırasıyla 291 MPa ve 287 MPa akma dayanımları belirlenmiştir. Esas metal ile kıyaslandığında akma dayanımlarında sırasıyla yaklaşık % 2,6 ve % 4 oranında düşüş olduğu görülmüştür. Sonuçlar incelendiğinde argon koruyucu gazına hidrojen ilavesi artıkça akma dayanımının da düştüğü görülmektedir. Chuaiphan ve Srijaroenpramong [115] yaptıkları bir çalışmada SUS 201 östenitik paslanmaz çelik levhaları gaz tungsten ark kaynak yöntemi ile farklı gaz kombinasyonlarında (%100Ar, %1H₂ + 99%Ar, %3H₂ + %97Ar ve %5H₂ + %95Ar) birleştirmişler ve kaynaklı bağlantıların mekanik ve metalürjik özelliklerini incelemişlerdir. Çekme deneyi sonucunda kaynaklı bağlantıların akma ve çekme dayanımları ile % uzama miktarları argon gazına ilave

edilen hidrojen miktarının artmasına paralel olarak düştüğünü rapor etmiştir. Söz konusu çalışmada kaynaklı bağlantıların akma ve çekme dayanımı ile % uzama miktarındaki düşüşü ısı girdisine bağlamışlardır. Sallam ve arkadaşları [116], yaptıkları bir çalışmada AISI 321 östenitik paslanmaz çelik levhaları gaz metal ark kaynak yöntemi ile farklı gaz kombinasyonlarında (%7 Ar + %3 N₂, %100 Ar, %97 Ar + %3 CO₂ ve %98 Ar + %2 O₂) birleştirmişler ve kaynaklı bağlantıların mekanik ve metalürjik özelliklerini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışmada koruyucu gaz kombinasyonunun kaynaklı bağlantıların çekme dayanımına etki ettiğini ve en yüksek çekme dayanımının %97 Ar + %3 CO₂ koruyucu gaz atmosferi ile yapılan kaynaklı birleştirmede, en düşük çekme dayanımının ise %7 Ar + %3 N₂ koruyucu gaz atmosferi ile yapılan kaynaklı birleştirmede elde edildiğini rapor etmişlerdir.



Şekil 6.9. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin akma dayanımı ortalamaları

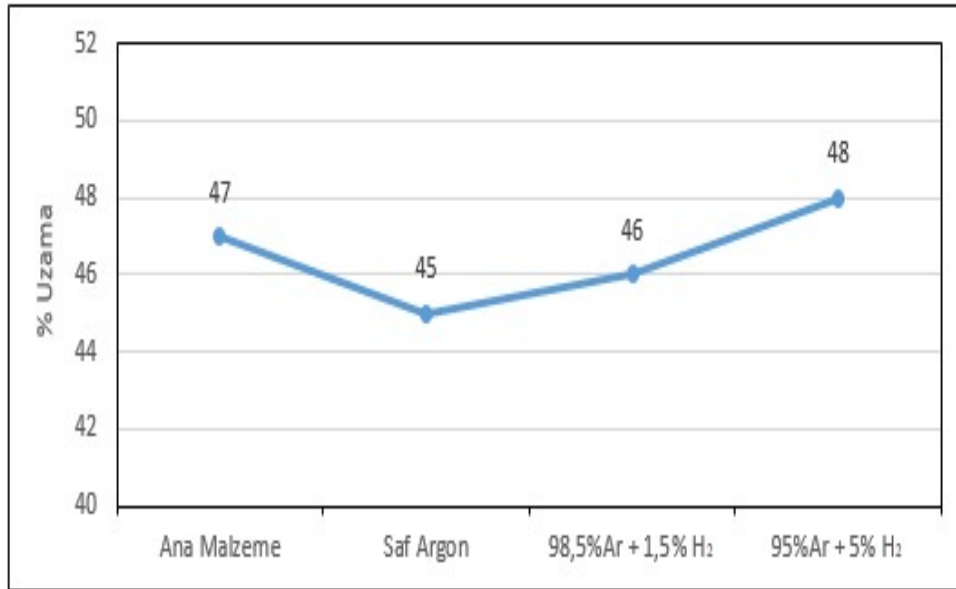


Şekil 6.10. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin çekme dayanımı ortalamaları

Kaynaklı birleştirmelerden elde edilen çekme test sonuçları kıyaslandığında ise en yüksek çekme dayanımına %100 Ar gazı ile yapılan kaynaklı numunelerden elde edilmiştir. %100 Ar gazı ile yapılan kaynaklı birleştirmede 632 MPa çekme dayanımı belirlenmiş ve esas metal ile kıyaslandığında çekme dayanımında % 1 oranında düşüş olduğu görülmüştür. %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂ karışım gazları ile yapılan kaynaklı birleştirmelerde sırasıyla 620 MPa ve 615 MPa çekme dayanımları belirlenmiştir. Esas metal ile kıyaslandığında çekme dayanımlarında sırasıyla % 3 ve % 4 oranında düşüş olduğu görülmüştür. %100 Ar gazı ve %98,5 Ar + %1,5 H₂ karışım gazı ile yapılan birleştirilen numunelerin % uzama miktarı esas metale göre düşmüş, %95 Ar + %5 H₂ karışım gazı ile yapılan kaynaklı numunelerin ise % uzama miktarı esas metale göre artmıştır. Bermejo ve arkadaşları [117], GMAW yöntemi ile farklı gaz kombinasyonları kullanarak (%100 Ar, Ar + %2 CO₂, Ar + %30 He + %2 CO₂, Ar + %30 He + 0%.5 CO₂ ve Ar + %30 He + 0%.5 CO₂ + %1,8 N₂) birleştirdikleri duplex ve süper duplex paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine koruyucu gaz kombinasyonunun etki ettiğini ve Ar + %30 He + 0%.5 CO₂ gaz karışımı kullanıldığında diğer gaz kombinasyonları ile üretilen kaynaklı birleştirmelerden daha yüksek mekanik özellikler elde ettiğini rapor etmiştir.

Kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonucunda kopma davranışları Şekil 6.18-6.20'de verilmiştir. Kaynaklı numunelerin kopma davranışları incelendiğinde ise çekme deneyi sonrasında tüm kaynaklı numunelerde kopmaların kaynak metali veya ısı tesiri altında kalan

bölgelerden kopmadığı, kopmaların ana metallere meydana geldiği görülmektedir. Görüntüler incelendiğinde kaynaklı numunelerin kopma bölgelerinde önemli miktarda plastik deformasyon meydana geldiği açık bir şekilde görülebilmektedir. Paslanmaz çeliklerin gazaltı kaynağında koruyucu gaz seçimi çok önemli olduğu bir gerçektir. Bu durumda çekme deneyi sonucunda kaynaklı numunelerin özellikle kaynak metalinden kopmaması doğru bir koruyucu gaz ve karışım oranı seçildiğinin bir göstergesi olarak kabul edilebilir. Çevik [17], Kılınçer ve Kahraman [51], kaynak işleminde ilk aranan şartın birleştirmenin mukavemetinin ana malzeme ile aynı veya ona yakın olması gerektiği belirtmiştir. Dolayısıyla hidrojen gazının artışının östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında çekme dayanımını azalttığı tespit edilmiştir.



Şekil 6.11. Ana malzeme ve farklı koruyucu gaz kombinasyonları ile yapılan birleştirmelerin toplam uzama ortalamaları

Sonuç olarak hem ana metalin hem de kaynaklı numunelerin akma, ve çekme dayanımları koruyucu gaza ilave edilen H₂ miktarının artması ile azaldığı görülmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki H₂ miktarının artmasıyla kaynak bölgesinde daha fazla ısı oluşması kaynak bölgesindeki tanelerin kabalaşmasına neden olmuş, bu durumda kaynak merkezinde ve ITAB'lar da sertlik düşüşüne ve dolayısıyla da bu durum kaynaklı bağlantıların mukavemetinin azalmasına neden olmuştur. Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde koruyucu gaza ilave edilen H₂ gazı ilave edilerek elde edilen kaynaklı numunelerin akma, çekme ve % uzama değerlerinde yüksek miktarda bir düşüş meydana gelmediği ve kaynaklı

bağlantıların çatlama hassasiyetini arttırmadığını göstermiştir. Resim 6.13 – 6.15’de çekme işlemi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri gösterilmektedir.



Resim 6.13. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve çekme testi gerçekleştirilmiş numuneler



Resim 6.14. %98,5 Ar + %1,5 H₂ koruyucu karışım gazı ile birleştirilmiş ve çekme testi gerçekleştirilmiş numuneler



Resim 6.15. %95Ar + %5 H₂ koruyucu karışım gazı ile birleştirilmiş ve çekme testi gerçekleştirilmiş numuneler

Hem bu tezde yapılan deneysel sonuçlar hem de literatürde yapılan çalışmalar östenitik paslanmaz çeliklerin gaz altı ark kaynak yöntemiyle birleştirilmesinde koruyucu gaz

seçiminin çok önemli bir faktör olduğunu göstermektedir. Söz konusu çalışmaların sonuçları incelendiğinde koruyucu gaz kompozisyonundaki çok küçük değişimlerin bile kaynaklı bağlantıların mekanik ve metalürjik özelliklerine etki ettiği görülmektedir. Çok sayıda paslanmaz çelik türünün olması ve bu çeliklerin uygulamada kaynaklı birleştirilmesi teknolojik ve ekonomik önem taşıması imalat sanayiinde en yaygın kullanılan gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazları ve koruyucu gaz kombinasyonlarını daha da önemli kılmaktadır. Diğer bir ifade ile bu konu, malzeme bilimindeki gelişmeler ve yeni çelik/paslanmaz çelik ve/veya demir dışı alaşımların geliştirilmesi ile söz konusu malzemelerin kaynak ile birleştirilmesi ve kaynak işlemlerinde kullanılabilecek en ideal gaz ve/veya gaz karışımını belirlemek için gelecekte de üzerinde araştırma yapılmaya layık olmaya devam edecektir.

6.5. Üç Nokta Eğme Testi Sonuçları ve Değerlendirmesi

MIG kaynak yönteminde farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde (kaynak metali ve ITAB) çatlak, yırtılma, ayrılma veya birleşme hatası olup olmadığı ile eğilme dayanımı ve eğilme yükü altındaki davranışını belirlemek için üç nokta eğme testi yapılmıştır. Bu amaçla % 100 Ar, % 98,5Ar + % 1,5 H₂, % 95 Ar + % 5 H₂ gaz kombinasyonlarında yapılan kaynaklı bağlantıların üç nokta testi sonucunda tüm numunelerde kırılma, çatlama gibi durumların oluşmadığı ve şekillendirilebilirliğe uygun olduğu tespit edilmiştir. Resim 6.13 - 6.15'te MIG kaynağı ile birleştirilmiş paslanmaz çelik numunelerin eğilme davranış görüntüleri verilmiştir.

Kaynaklı dikişlerinin yüzeylerinde gözenek, makro çatlak, yanma oluşu v.b. herhangi bir makro kaynak hatasının olmaması, eğme testi sırasında kaynaklı numunelerin hasarsız bir şekilde deforme edilmesine neden olmuştur. Dolayısıyla değişik üç gaz kombinasyonu ile birleştirilmiş kaynaklı östenitik paslanmaz çelik malzemeler, kaynak sonrası servis şartlarına göre 180°'ye kadar istenilen açıda bükülerek güvenli bir şekilde kullanılabilecektir. Başka ifade ile belirtilen şartlarda ve farklı koruyucu gaz kombinasyonlarında birleştirilmiş kaynaklı numuneler, kaynak bölgelerinde sünekliklerini korumakta ve dolayısıyla şekil verme esnasında olumlu plastik davranışlar sergileyebilir olduğu söylenebilir. Gülenç ve arkadaşları [118] ve Durgutlu [3] östenitik paslanmaz çelik malzemeleri argon ve argon içerisine farklı oranlarda hidrojen karıştırılmış koruyucu gaz ortamlarında birleştirdikleri farklı çalışmalarda koruyucu gazın kimyasal kombinasyonundaki değişimin akma ve çekme dayanımını bir miktar olumsuz etkilese bile kaynaklı numunelerin eğme testi sonucunda

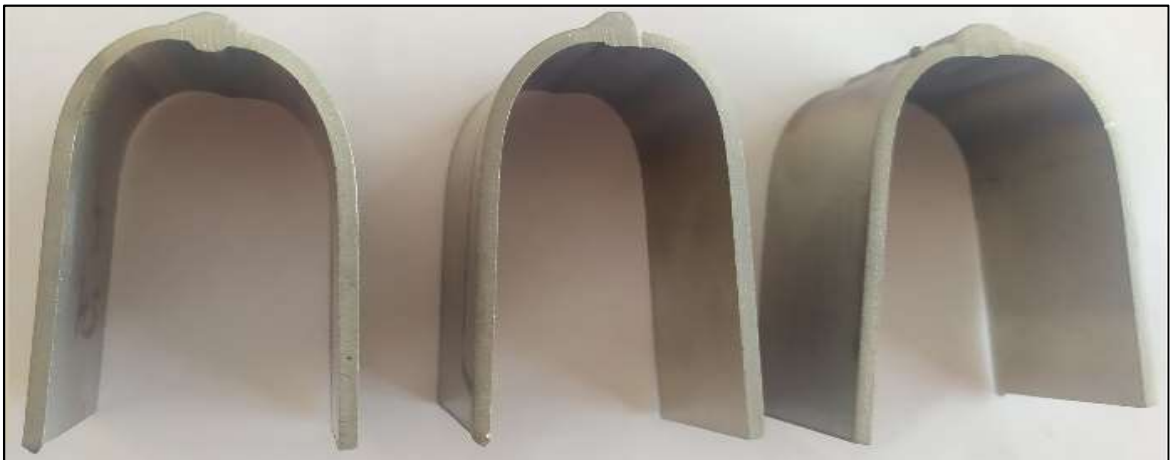
180° güvenli bir şekilde eğilebilir özellikler sergilediğini ve eğme testleri kaynaklı numunelerin kaynak merkezlerinde ve ısı tesisi altında kalan bölgelerde çatlak, yırtılma ve ayrılma gibi hasarların oluşumuna rastlanmadığını rapor etmişlerdir. Çevik [17], yaptığı bir çalışmada koruyucu gaz kombinasyonunun çeliklerin özlü tel ark kaynağına etkisini araştırmıştır. Ar gazına ilave edilen CO₂ gazının kaynaklı numunelerin eğme dayanımını arttırdığını ancak 180° eğme işlemi sonucunda kaynak metali ve/veya kaynak metali-ısı tesiri altında kalan bölgeye yakın bölgelerde (geçiş bölgeleri) çatlak ve/veya yırtılma benzeri hasarların oluştuğunu rapor etmiştir. Dolayısıyla hem bu tezde yapılan deneysel çalışmalar hem de literatürde yapılan çalışmalar paslanmaz çeliklerin gaz altı ark kaynak yöntemiyle birleştirilmesinde koruyucu gaz seçiminin kaynaklı bağlantıların eğme davranışına ya da yük altındaki deformasyon özelliklerine etki eden çok önemli bir faktör olduğunu göstermektedir. Bu nedenle çok sayıda paslanmaz çelik türünün olması ve bu çeliklerin uygulamada kaynaklı birleştirilmesi akabinde gerektiğinde deformasyon ile şekil değiştirme durumlarının olması bu tür çalışmaları ve bu çalışmaların sonuçlarını önemli olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazların ve koruyucu gaz kombinasyonlarının çelik/paslanmaz çelik ve/veya demir dışı metallerin birleştirilmesi konusunun öneminin yanında birleştirilen malzemelerin deformasyon esnasında hasara uğramaması daha da önem arz etmektedir. Diğer bir ifade ile gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazlar ve gaz karışımları konusu, yeni geliştirilen çelik/paslanmaz çelik ve/veya demir dışı alaşımlarının birleştirilmesinde gelecekte daha fazla çalışma yapılmasını gerektirecektir. Ayrıca söz konusu malzemelerin kaynak ile birleştirilmesi ve kaynak işlemlerinde kullanılabilecek en ideal gaz ve/veya gaz karışımını belirlemek için daha fazla mekanik testlerin yapılması gelecekte de üzerinde araştırma yapılmaya layık olmaya devam edecektir. Resim 6.16 – 6.18’de üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri gösterilmektedir.



Resim 6.16. Saf argon koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri



Resim 6.17. %98,5 Ar + %1,5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri

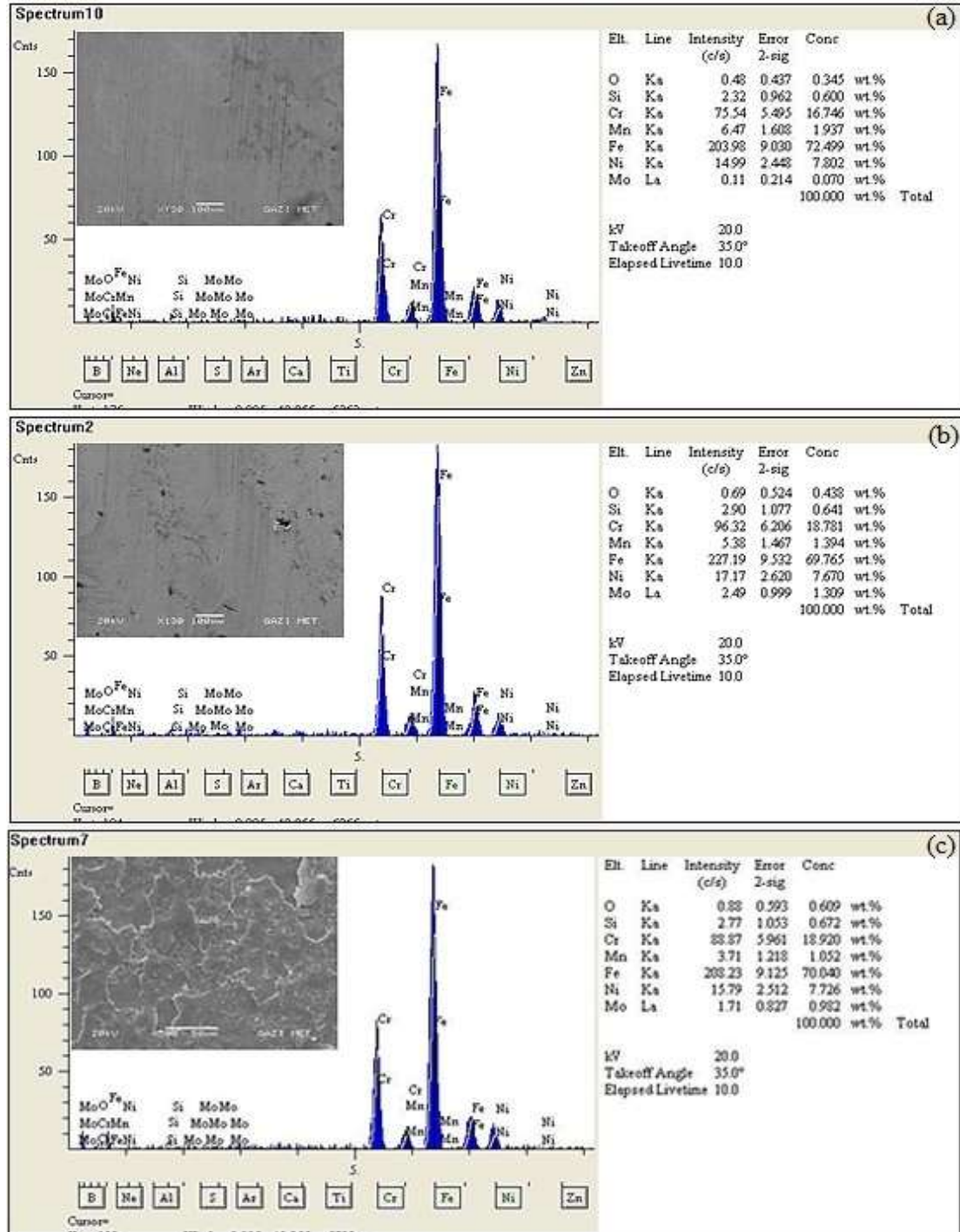


Resim 6.18. %95Ar + %5 H₂ koruyucu gazı ile birleştirilmiş ve üç nokta eğme testi gerçekleştirilmiş numunelerin resimleri

6.6. Tuz Sisi Korozyon Testi Sonuçları

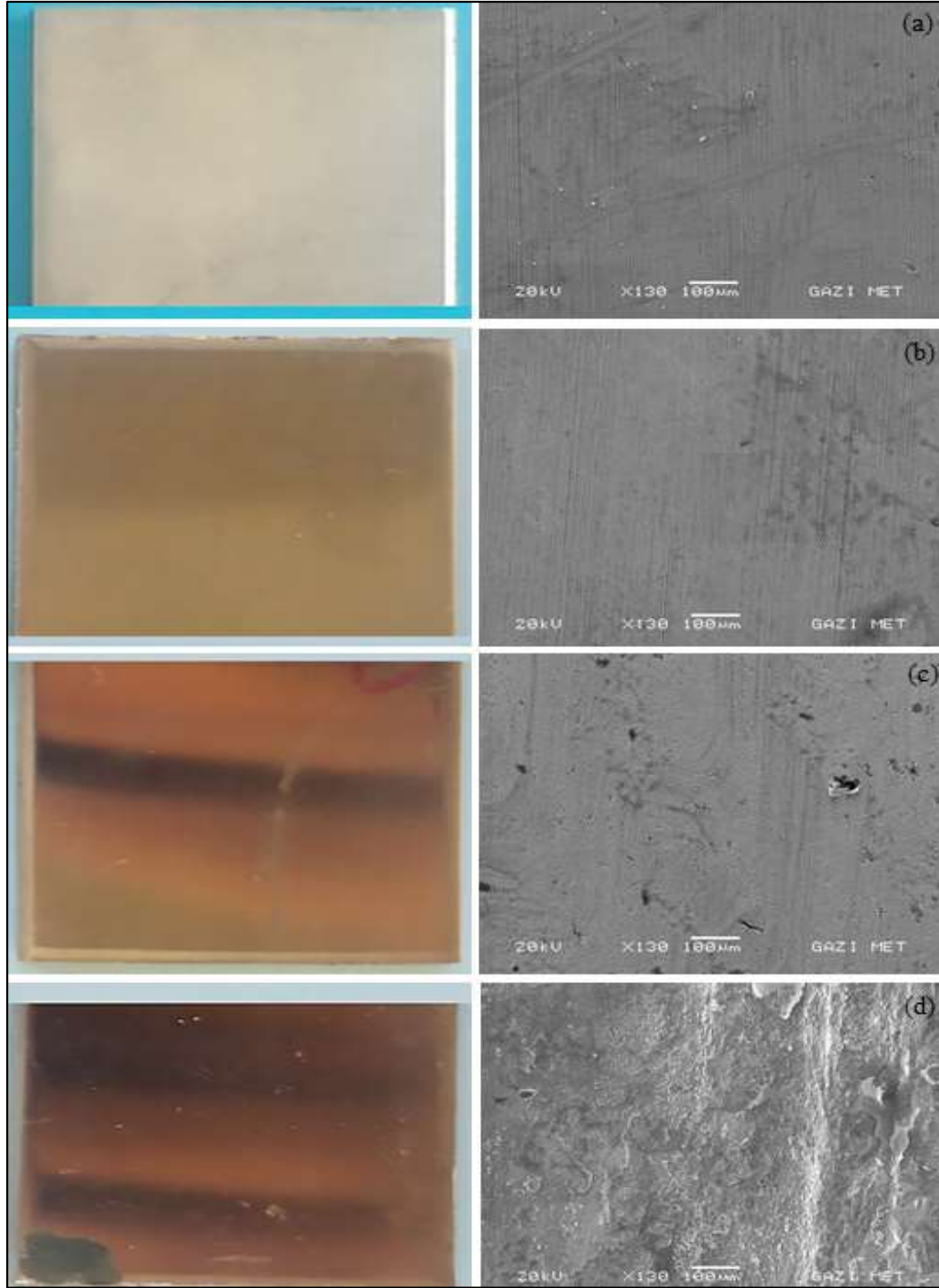
Deneyssel çalışmalarda kullanılan AISI 316 paslanmaz çelik ana metallere ve farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelere 24 saat, 48 saat ve 72 saat süre ile tuz sisi korozyon testi uygulanmış ve kaynak bölgesinin korozyon davranışı incelenmiştir. Resim 6.16'da farklı sürelerde tuz sisi korozyon testi uygulanmış AISI 316 paslanmaz çelik numunelerin EDS analiz sonuçları verilmiştir. AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonu dikkate alındığında demirden (Fe) sonra baskın alaşım elementleri krom (Cr) ve nikel (Ni)'dir. Şekil 6.1'de gösterilen ana metal EDS sonuçlarına tuz sisi korozyon testi uygulanmamıştır. AISI 316 paslanmaz çeliğin EDS nokta analiz sonuçları incelendiğinde % 72,05 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %19,58 Cr ve % 8,35 Ni belirlenmiştir. Söz konusu analizde C ve O elementlerini tespit edememiştir. 24 saat sürede tuz sisi korozyon testi uygulanan AISI 316 paslanmaz çelik numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 72,49 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %16,74 Cr ve % 7,80 Ni belirlenmiştir. Bu sonuçlar esas metal ile kıyaslandığında Fe elementi oranının çok az miktar arttığını, Cr ve Ni oranlarının ise azaldığı görülmektedir. Tuz sisi korozyon testi uygulanmayan AISI 316 paslanmaz çeliğin EDS analizinde O, Si, Mn, Mo tespit edilmemişken 24 saat süre tuz sisi korozyon testi uygulanan AISI 316 paslanmaz çelik ana metalde % 0,34 O, % 0,60 Si, % 1,93 Mn ve % 0,07 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. 48 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan AISI 316 paslanmaz çelik ana metalde EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 69,76 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %18,78 Cr ve % 7,67 Ni belirlenmiştir. Söz konusu sonuçlar tuz sisi korozyon testi uygulanmamış esas metalin EDS analiz sonuçları ile kıyaslandığında Fe, Cr ve Ni elementlerinin oranlarının azaldığı görülmüştür. Ayrıca 48 saat süre tuz sisi korozyon testi uygulanan AISI 316 paslanmaz çelik ana metalde % 0,43 O, % 0,64 Si, % 1,39 Mn ve % 1,30 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. Bununla birlikte 72 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan AISI 316 paslanmaz çelik ana metalin EDS analiz sonuçları incelendiğinde ise % 70,04 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %18,92 Cr ve % 7,72 Ni belirlenmiştir. Sonuçlar tuz sisi korozyon testi uygulanmamış ana metalin EDS analiz sonuçları ile kıyaslandığında Fe, Cr ve Ni elementlerinin oranlarının azaldığı görülmüştür. Ayrıca 72 saat süre tuz sisi korozyon testi uygulanan AISI 316 paslanmaz çelik ana metalde % 0,60 O, % 0,67 Si, % 1,05 Mn ve % 0,98 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. Söz konusu sonuçlar bir bütün olarak ele alındığında korozyona bağlı olarak numunelerde en belirgin değişimin oksijen oranlarında olacağı beklenmektedir. Dolayısıyla sonuçlar

incelendiğinde tuz sisi korozyon testi uygulanmamış ana metalde oksijen oranı eser miktarda iken farklı sürelerde tuz sisi korozyon testine maruz bırakılan numunelerde ise süreye paralel olarak arttığı görülmektedir. Dolayısıyla test süresindeki artış korozyon miktarını arttırmıştır. Bu durumu test numunelerinin SEM görüntülerinden de görmek mümkündür (Şekil 6.12).



Şekil 6.12. Tuz sisi testi uygulanan ana metalin EDS analizleri, a) 24 saat, b) 48 saat, c) 72 saat

Resim 6.19’da tuz sisi öncesi ve sonrası AISI 316 paslanmaz çelik ana metalin SEM görüntüleri ve test süresine bağlı korozyon davranışı verilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde test öncesi numune yüzeyinde korozyon belirtisi söz konusu değil iken tuz sisi korozyon testi yapılan numune yüzeylerinde pürüzlülükler ve tabakalaşmaların olduğu görülmüştür. Ana metallerin makro korozyon davranışı incelendiğinde 24 saat bekleme süresinde tüm yüzeyde homojen korozyonun olduğu görülmemekle birlikte test süresi 48 ve 72 saate çıkarıldığında korozyonun homojen olmayıp tüm yüzeyde olmamakla birlikte bazı bölgelerde lokal olarak daha yoğun olduğu tespit edilmiştir. Korozyonun lokal olarak bazı bölgelerde daha yoğun oluşmasına paslanmaz çelik yüzeyindeki pasif kromoksit tabakasının her bölgede aynı kararlılıkta olmadığından neden olduğu düşünülmektedir. Türkkan [119], yaptığı bir çalışmada tuz püskürtme testi uygulanan AISI 304L ve AISI 316L paslanmaz çelik numunelerde numune yüzeylerinde yerel korozyon tespit etmiş ve paslanmaz çelik yüzeyinde oluşan pasif tabakanın korozyona karşı her bölgede aynı davranmadığını ve farklı kararlılık gösterdiğini ifade etmiştir. Dobrzański ve arkadaşları [120], klorür açısından zengin ortamların (deniz suyu v.s.) paslanmaz çelilerde oyuklanma (çukur) ve çatlak korozyonuna neden olarak saldırabilen özellikle sert bir ortam olduğunu ifade etmiştir. Ana metallerin SEM görüntüleri incelendiğinde numune yüzeylerinde değişikliklerin olduğu görülmektedir. Test süresindeki artışa paralel olarak yüzeylerdeki pürüzlülüğün ve çukurlaşmanın daha da arttığı belirlenmiştir. Dolayısıyla Resim 6.17’deki görüntüler incelendiğinde artan test süresine bağlı olarak gelen korozyon ile birlikte çukurcuk korozyonu (oyuklanma) olduğu görülmektedir. Çukurcuk korozyonu genellikle paslanmaz çelikler gibi yüzeyi pasifleşebilen metallerde noktasal derin oyuklar halinde meydana gelen bir korozyon türüdür. Paslanmaz çeliklerde bu tür korozyonun oluşabilmesi için ortamda klolür, bromür gibi halojen iyonların olması gereklidir [107]. Dolayısıyla da tuz sisi korozyon testinde klolür içeren ortamın varlığı AISI 316 paslanmaz çelik ana metallerde bu tip korozyon oluşmasına neden olmuştur.

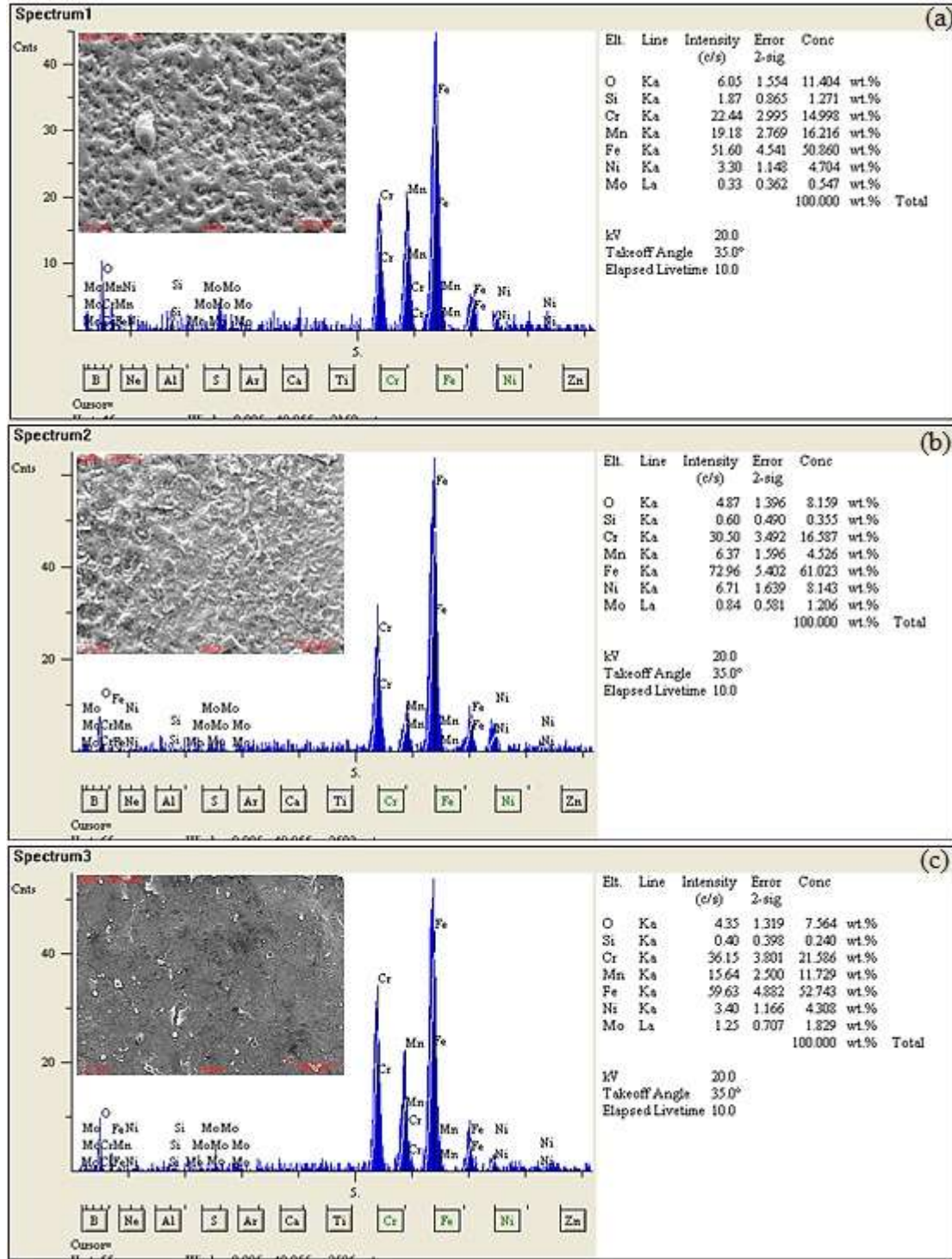


Resim 6.19. Ana metal numune yüzeylerin tuz sisi korozyon testi öncesi ve sonrası makro ve SEM görüntüleri, a) korozyon testi öncesi, b) 24 saat, c) 48 saat, d) 72 saat

Şekil 6.13`de farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik kaynaklı numunelere 24 saat ile uygulanan tuz sisi korozyon testi sonrası yapılan EDS analiz sonuçları verilmiştir. 24 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 50,86 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %14,99 Cr ve % 4,70 Ni belirlenmiştir. Aynı sürede tuz sisi

korozyon testi uygulanan % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 61,02 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %16,58 Cr ve % 8,14 Ni belirlenmiştir. Ayrıca 24 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 95 Ar + % 5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde ise % 52,74 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %21,58 Cr ve % 4,30 Ni belirlenmiştir. Söz konusu sonuçlar tuz sisi korozyon testi uygulanmamış esas metalin EDS analiz sonuçları ile kıyaslandığında Fe, Cr ve Ni elementlerinin oranlarının belirgin şekilde azaldığı görülmüştür.

Farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik kaynaklı numunelere 24 saat ile uygulanan tuz sisi korozyon testi sonrası yapılan EDS analiz sonuçları incelendiğinde O, Si, Mn ve Mo oranlarında da değişimlerin olduğu görülmektedir. 24 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 11,40 O, % 1,27 Si, % 16,21 Mn ve % 0,54 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. Aynı süre tuz sisi korozyon testi uygulanan % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 8,15 O, % 0,35 Si, % 4,52 Mn ve % 1,20 oranında Mo elementleri belirlenmişken % 95 Ar + % 5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde ise % 7,56 O, % 0,24 Si, % 11,72 Mn ve % 1,82 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. Burada göze çarpan değişim kaynaksız ana metallerde çok küçük oranlarda (% 0,35-% 0,60 arası) bulunan oksijen miktarının kaynaklı numunelerde belirgin bir şekilde arttığı (% 7,56-% 11,40 arasında) görülmüştür. Tsouli ve arkadaşları [121], yaptıkları bir çalışmada östenitik paslanmaz çeliklerin yüzeyinde bulunan pasif filmin/kromoksit tabakasının klor iyonları tarafından parçalanması nedeniyle klorür içeren ortamlarda lokal korozyona karşı hassas olduğunu ifade etmişler ve AISI 316L paslanmaz çeliğin bu tür çözeltilerde korozyon davranışı için en önemli faktörlerden birisinin klorür konsantrasyonu, pH, sıcaklık ve süre olduğunu ifade etmişlerdir. Dolayısıyla yapılan çalışmada paslanmaz çelik yüzeyinde bulunan pasif oksit tabakasının kaynak işlemi esnasında ergime ve katılaşmayla birlikte bozulmuştur. Ayrıca kaynak dikişine yakın komşu bölgelerde yüksek sıcaklığa maruz kalmış ve bu nedenle bu bölgelerdeki oksit tabakası kararlılığı azalmıştır. Bu nedenle söz konusu bölgeler yani kaynak dikişi ve kaynak dikişine komşu bölgeler tuz sisine maruz kaldığında yoğun bir şekilde korozyona uğramıştır.

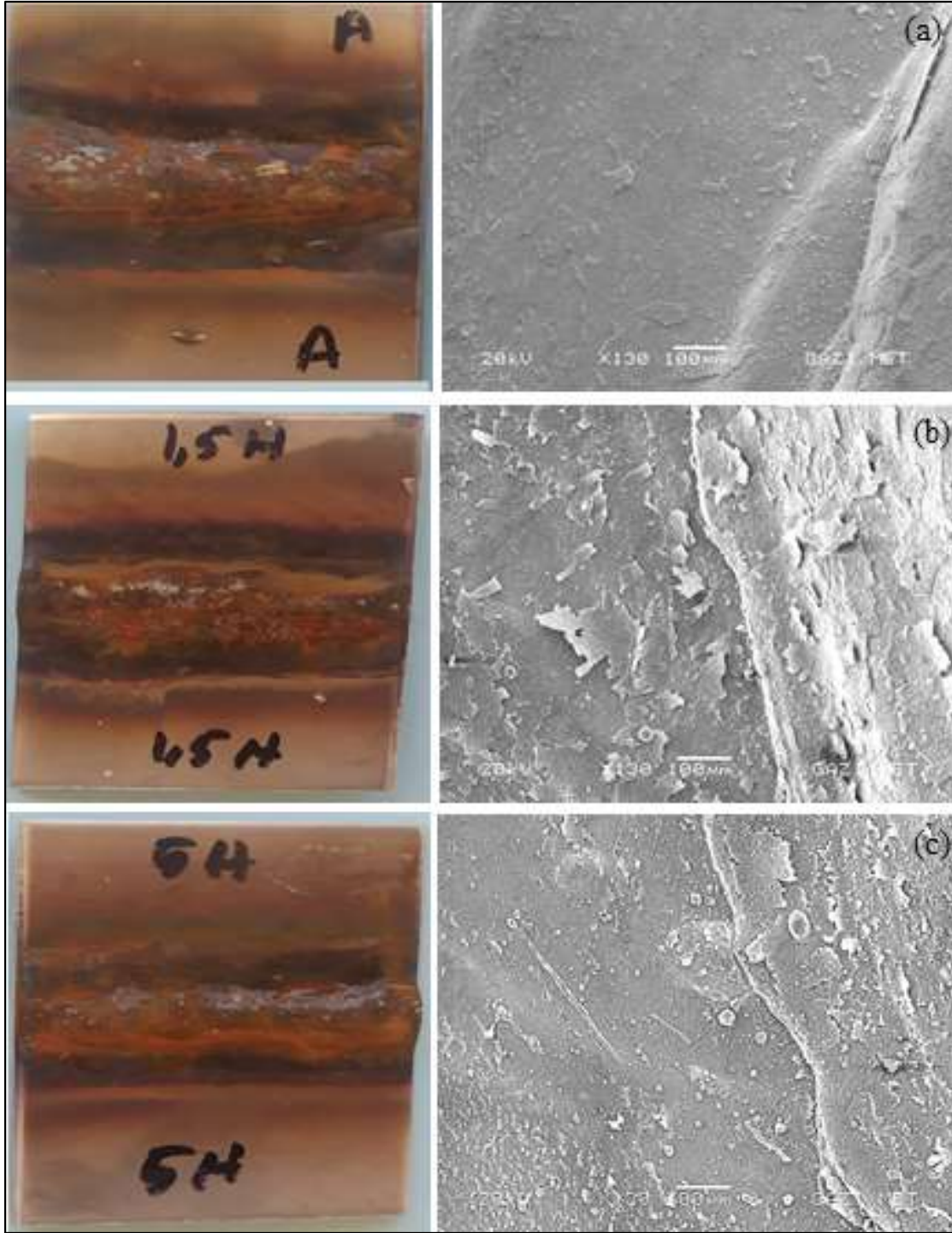


Şekil 6.13. 24 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizleri,
a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H₂, c) %95 Ar+%5 H₂

Resim 6.20'de farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelere 24 saat sürede tuz sisi testi sonrası makro ve SEM görüntüleri verilmiştir. Kaynak dikişlerinin makro görüntüleri incelendiğinde tuz sisi korozyon testi sonrası kaynak dikişlerinde ve kaynak dikişine komşu bölgelerde (ısı tesiri altında kalan bölge) yoğun korozyonun olduğu

görülmüştür. SEM görüntüleri incelendiğinde % 100 Ar gazı ile yapılan kaynaklı numunede yüzeyinde korozyon olmakla beraber diğer kaynaklı numunelere nazaran kaynak bölgesinde daha az korozyon katmanları ve tabakalarının oluştuğu görülmüştür. %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95 Ar + %5 H₂ koruyucu gaz kombinasyonları ile birleştirilen ve tuz sisi korozyon testi yapılan kaynaklı numune yüzeylerinde pürüzlülükler, çukurcuklar ve tabakalaşmaların daha yoğun olduğu görülmüştür. Bu tabakalar pasif krom oksit tabakasının bozulduğunu göstermektedir.

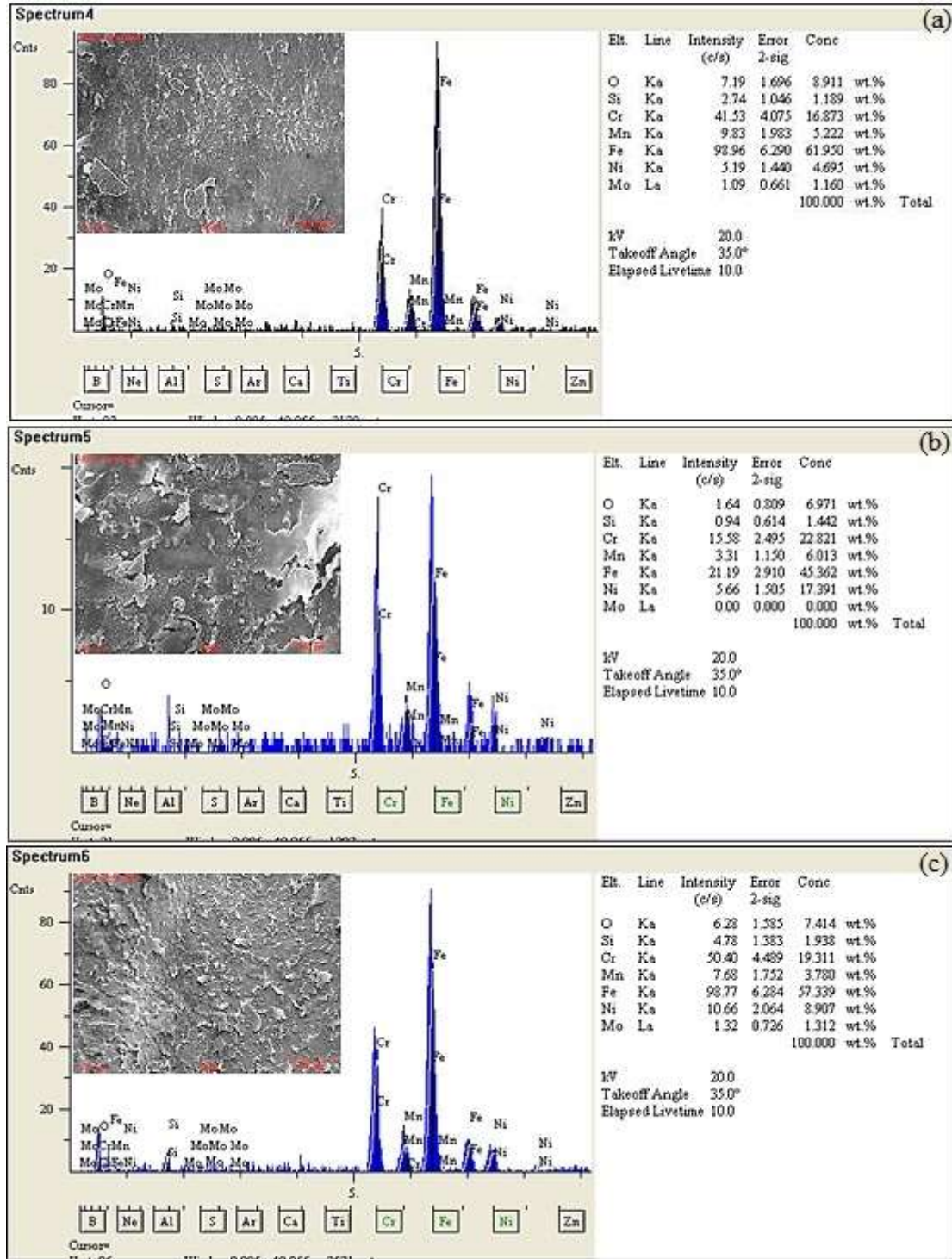




Resim 6.20. 24 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin makro ve SEM görüntüleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H₂, c) %95 Ar+%5 H₂

Şekil 6.14’de farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik kaynaklı numunelere 48 saat ile uygulanan tuz sisi korozyon testi sonrası yapılan EDS analiz sonuçları verilmiştir. 48 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 61,95 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %16,87 Cr ve % 4,69 Ni belirlenmiştir. Aynı sürede tuz sisi

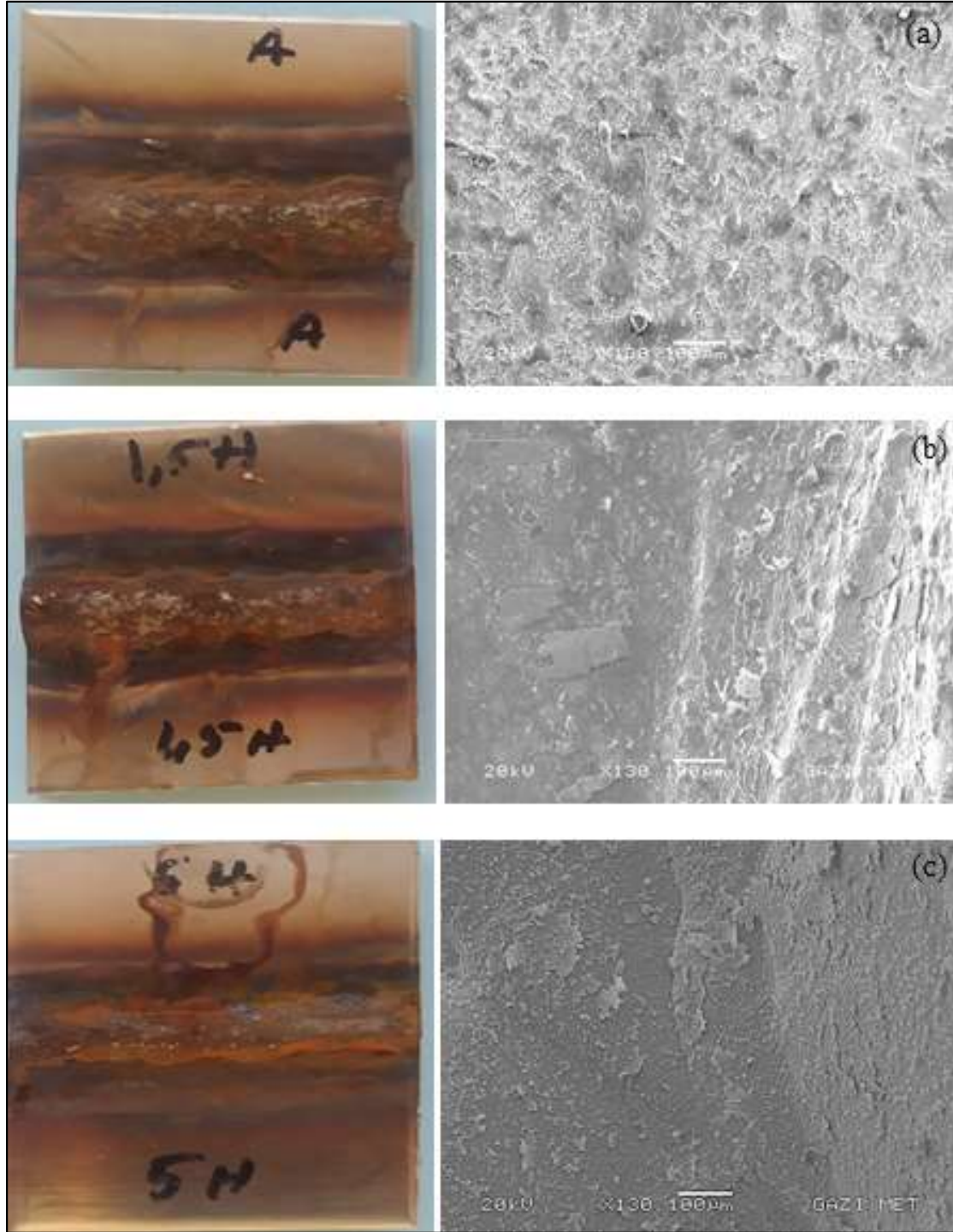
korozyon testi uygulanan % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 45,36 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %22,82 Cr ve % 17,39 Ni belirlenmiştir. Ayrıca 48 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 95 Ar + % 5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde ise % 57,33 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %19,31 Cr ve % 8,90 Ni belirlenmiştir. Söz konusu sonuçlar tuz sisi korozyon testi uygulanmamış esas metalin EDS analiz sonuçları ile kıyaslandığında Fe elementinin oranlarının belirgin şekilde azaldığı görülmüştür. Farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik kaynaklı numunelere 48 saat ile uygulanan tuz sisi korozyon testi sonrası yapılan EDS analiz sonuçları incelendiğinde O, Si, Mn ve Mo oranlarında da değişimlerin olduğu görülmüştür. 48 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde metalde % 8,91 O, % 1,18 Si, % 5,22 Mn ve % 1,16 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. Aynı süre tuz sisi korozyon testi uygulanan % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde metalde % 6,97 O, % 1,44 Si, % 6,01 Mn elementleri belirlenmişken % 95 Ar + % 5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde metalde % 7,41 O, % 1,93 Si, % 3,78 Mn ve % 1,31 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. Kaynaksız ana metallerde çok küçük oranlarda (% 0,35-% 0,60 arası) bulunan oksijen miktarının 48 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan kaynaklı numunelerde belirgin bir şekilde arttığı (% 6,97-% 8,91 arasında) görülmüştür. Bu sonuçlar 24 saat süre boyunca tuz sisi korozyon testi uygulanan numunelerle kıyaslandığında oksijen içeriğinin daha düşük olduğu belirlenmiştir. Bu duruma kaynak dikişi ve çevre bölgelerde oluşan yoğun korozyon sonrası korozyon hızının yavaşlaması ve korozyon sonucu oluşan ürünlerin zamanla yüzeyi kaplaması ve klorür iyonlarının metale ulaşımını engellemesinin neden olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.14. 48 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H₂, c) %95 Ar+%5 H₂

Resim 6.21’de farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelere 48 saat sürede tuz sisi testi sonrası makro ve SEM görüntüleri verilmiştir. Kaynak dikişlerinin makro görüntüleri incelendiğinde tuz sisi korozyon testi sonrası tüm kaynak dikişlerinde ve kaynak dikişine komşu bölgelerde (ısı tesiri altında kalan bölge) yoğun korozyonun olduğu

görülmüştür. SEM görüntüleri incelendiğinde tuz sisi korozyon testi yapılan tüm kaynaklı numune yüzeylerinde pürüzlülükler, çukurcuklar ve tabakalaşmaların daha yoğun olduğu belirlenmiştir.



Resim 6.21. 48 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin makro ve SEM görüntüleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H₂, c) %95 Ar+%5 H₂

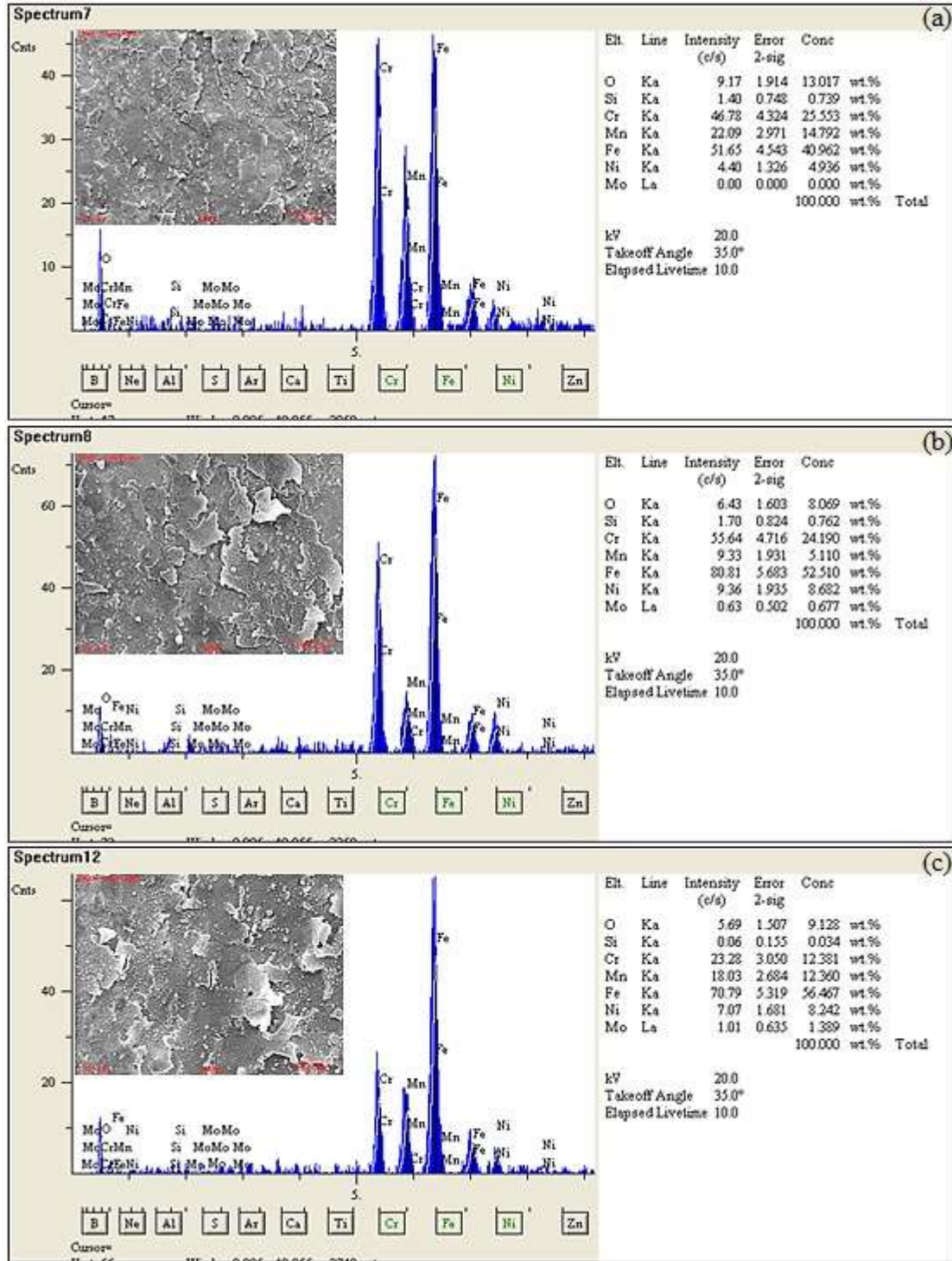
Şekil 6.15’de farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik kaynaklı numunelere 72 saat ile uygulanan tuz sisi korozyon testi sonrası yapılan EDS analiz sonuçları verilmiştir. 72 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 40,96 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %25,55 Cr ve % 4,93 Ni belirlenmiştir. Aynı sürede tuz sisi korozyon testi uygulanan % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 52,51 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %24,19 Cr ve % 8,68 Ni belirlenmiştir. Ayrıca, 72 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 95 Ar + % 5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde % 56,46 Fe tespit edilmişken baskın alaşım elementleri olarak %12,38 Cr ve % 8,24 Ni belirlenmiştir. 72 saat korozyon testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizi sonuçları tuz sisi korozyon testi uygulanmamış esas metalin EDS analiz sonuçları ile kıyaslandığında Fe elementinin oranlarının belirgin şekilde azaldığı görülmüştür.

Farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen AISI 316 paslanmaz çelik kaynaklı numunelere 72 saat ile uygulanan tuz sisi korozyon testi sonrası yapılan EDS analiz sonuçları incelendiğinde O, Si, Mn ve Mo oranlarında da değişimlerin olduğu görülmüştür. 72 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan % 100 Ar gazı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde metalde % 8,06 O, % 0,76 Si ve % 5,11 Mn ve % 0,67 Mo elementleri tespit edilmiştir. Aynı süre tuz sisi korozyon testi uygulanan % 98,5 Ar + % 1,5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde metalde % 9,12 O, % 0,03 Si, % 12,36 Mn ve % 1,38 Mo elementleri belirlenmişken % 95 Ar + % 5 H₂ gaz karışımı ile birleştirilen kaynaklı numunenin EDS analiz sonuçları incelendiğinde metalde % 9,12 O, % 0,34 Si, % 12,36 Mn ve % 1,38 oranında Mo elementleri tespit edilmiştir. EDS analiz sonuçlarına göre kaynaksız ana metallerde çok küçük oranlarda (% 0,35-% 0,60 arası) bulunan oksijen miktarının 72 saat tuz sisi korozyon testi uygulanan kaynaklı numunelerde belirgin bir şekilde arttığı (% 8,06-% 13,01 arasında) görülmüştür.

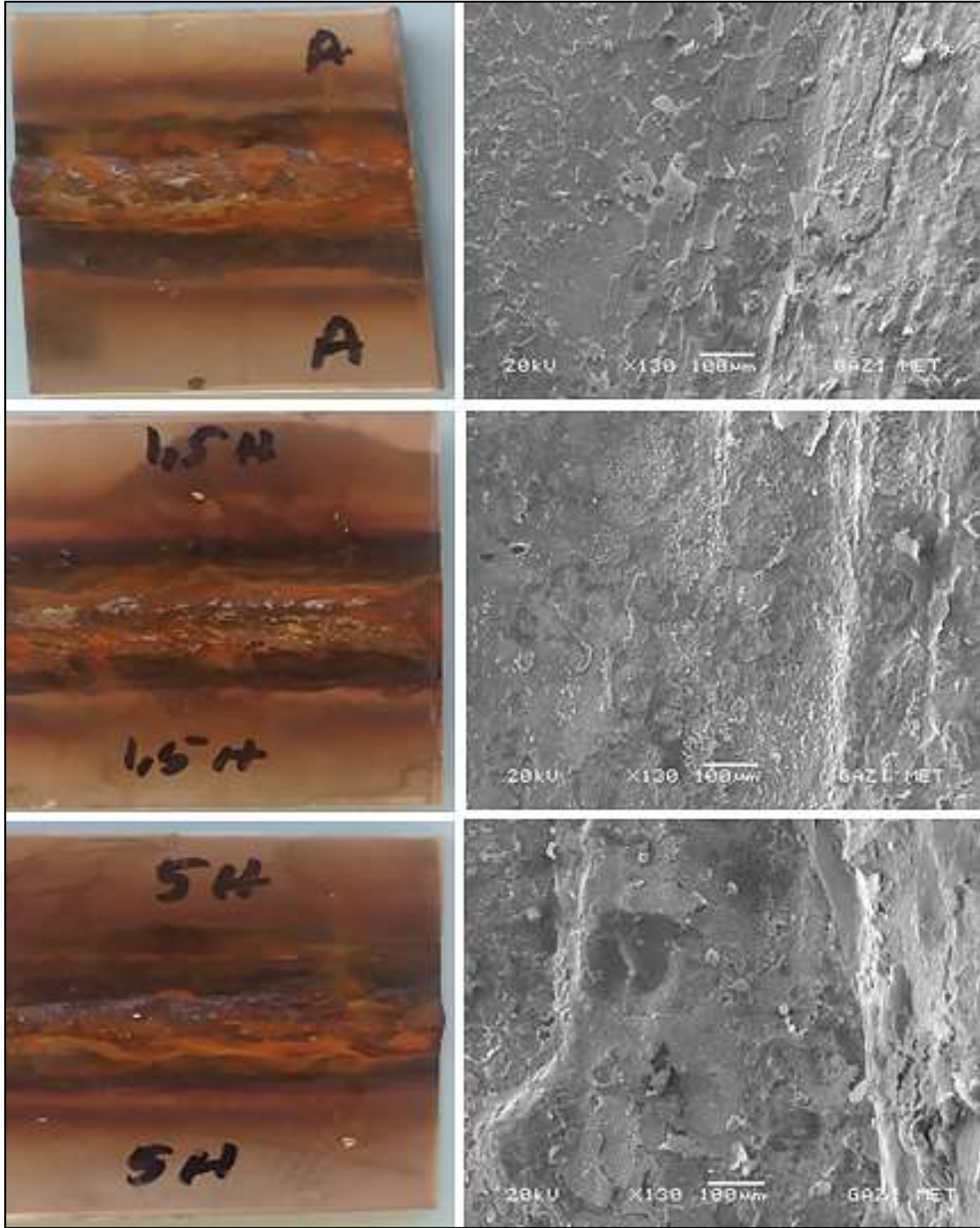
Resim 6.22’de farklı gaz kombinasyonlarında birleştirilen kaynaklı numunelere 72 saat sürede tuz sisi testi sonrası makro ve SEM görüntüleri verilmiştir. Kaynak dikişlerinin makro görüntüleri incelendiğinde tuz sisi korozyon testi sonrası tüm kaynak dikişlerinde ve kaynak dikişine komşu bölgelerde (ısı tesiri altında kalan bölge) 24 ve 48 saat süre korozyon testine

tabi tutulan numunelere nazaran çok daha yoğun korozyonun olduğu görülmüştür. SEM görüntüleri incelendiğinde tuz sisi korozyon testi yapılan tüm kaynaklı numune yüzeylerinde pürüzlülükler, çukurcuklar ve tabakalaşmaların diğer sürelerde korozyon testine tabi tutulan numunelere nazaran daha yoğun olduğu belirlenmiştir. Makro görüntü ve SEM görüntüleri incelendiğinde kaynak dikişi yüzeyinde pasif krom oksit tabakakın bozulduğu ve tuz sisi test süresinin de artması ile kararlılığının azaldığı görülebilmektedir. SEM görüntülerindeki korozyon sonucu oluşan ve kalkan katmanların varlığı bu sonucun varlığını desteklemektedir.





Şekil 6.15. 72 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin EDS analizleri,
a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H₂, c) %95 Ar+%5 H₂



Resim 6.22. 72 saat sürede tuz sisi testi uygulanan kaynaklı numunelerin makro ve SEM görüntüleri, a) saf Ar, b) %98,5 Ar+%1,5 H₂, c) %95 Ar+%5 H₂

Tüm tuz sisi korozyon testi numuneleri birlikte ele alındığında test süresinin artması hem ana metal hem de kaynaklı numuneler üzerinde oluşan korozyonun daha geniş alanda daha yoğun olarak oluştuğu görülmüştür. AISI 316 paslanmaz çelik, tuz püskürtme testinde zayıf bir performans göstermiştir. Çünkü paslanmaz çeliğin tuz gibi zorlu/korozif bir ortama sürekli maruz kalma çeliğin yüzeyindeki kromoksit/pasivasyon katmanını hızla aşındırmıştır

ve bu tabakanın yeniden oluşmasını engellemiştir. Kromoksit/pasivasyon tabakası engellendiğinde, ana malzeme/metal açığa çıkmış ve metal hızla korozyona uğramıştır. Tüm kaynaklı numunelerde kaynak dikişi ve komşu bölgelerde test süresine bağlı olarak artan yoğunlukta korozyon oluşmuştur. Bu durum kaynak dikişi ve kaynak dikişine komşu bölgelerin korozyona daha hassas olduğunu göstermektedir. Paslanmaz çeliklerin kullanıldığı uygulamalarda özellikle korozif ortamlarda çalışacak kaynaklı yapılarda / ürünlerde / makinelerde v.s bu durumun göz önüne alınarak imalatın yapılması önem arzmetmektedir. Özellikle paslanmaz çeliklerin yaygın kullanıldığı gıda ekipmanlarında ve gıdaya temaslı ürünlerde bu duruma daha fazla dikkat edilmesi gerekmektedir.



7. SONUÇLAR

Bu çalışmada, AISI 316 kalite östenitik paslanmaz çeliğin AISI 316L kalite ilave kaynak teli ile saf argon koruyucu gazı, %98,5 Ar + %1,5 H₂ karışımlı koruyucu gazı ve %95 Ar + %5 H₂ karışımlı koruyucu gazı kullanarak tek taraflı olarak alın altına birleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Birleştirme sonrası kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri incelenmiştir. Çalışma işlemi esnasında diğer tüm kaynak parametreleri sabit tutularak yalnızca koruyucu gaz kimyasal kompozisyonu değiştirilmiştir. Bu sayede kaynak işlemi esnasında kullanılan farklı koruyucu gaz kombinasyonlarının AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağına etkisi araştırılmış ve elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır:

1. AISI 316 kalite östenitik paslanmaz çelik, MIG kaynak yöntemi ile saf argon koruyucu gazı, %98,5 Ar + %1,5 H₂ ve %95Ar + %5 H₂ karışımlı koruyucu gazları atmosferi altında başarı bir şekilde birleştirilmiştir.
2. MIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı levhaların, birleştirilmenin gerçekleştiği yüzeyler, gözle muayene yöntemi ile incelendiğinde yapılan tüm birleştirmelerin uygun olduğu ve kaynak dikişlerinde makro ölçekli herhangi bir yüzey probleminin olmadığı görülmüştür.
3. Yapılan birleştirmelerde ITAB`da makro incelemesi sonucunda argon gazına ilave edilen hidrojen miktarı arttıkça ITAB genişliğinde artış meydana gelmiştir. Hidrojen argon gazına göre daha iyonize bir gazdır. Hidrojen oranı arttıkça kaynak bölgesinde ısı girdisi de artmış ve buna bağlı olarak ITAB genişliğinin arttığı belirlenmiştir.
4. Tüm birleştirmelerin kaynak dikiş genişliği incelendiğinde, saf argon koruyucu gazına yapılan hidrojen takviyesi arttıkça kaynak dikişi genişliğinin de arttığı belirlenmiştir.
5. Tüm birleştirmelerde ITAB`daki mikroyapı bakımından incelendiğinde ITAB`daki tanelerin boyutu, saf argon koruyucu gaza ilave edilen hidrojen gaz oranı arttıkça tanelerin büyüdüğü tespit edilmiştir.

6. Tüm numunelerin kaynak metali mikro yapısı incelendiğinde saf argon koruyucu gazına hidrojen gazı ilavesi artıkça, kaynak metalindeki tanelerin yapısında değişikliğin olduğu görülmüştür. Saf argon koruyucu gazına, hidrojen gazı takviye oranı artıkça kaynak metalindeki ince uzun taneli yapılardan eş eksenli yapıya bir geçişin olduğu tespit edilmiştir.

7. Kaynaklı birleştirmelere uygulanan sertlik testi sonucunda, saf argon koruyucu gazına ilave edilen hidrojen gazının oranı artıkça kaynak bölgesi sertliğinin düştüğü belirlenmiştir.

8. Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde koruyucu gaza ilave edilen H₂ gazı ilave edilerek elde edilen kaynaklı numunelerin akma, çekme ve yüzde uzama değerlerinde yüksek miktarda bir düşüş meydana gelmediği ve kaynaklı bağlantıların çatlama hassasiyetini arttırmadığını göstermiştir.

9. Üç nokta eğme testleri sonunda tüm kaynaklı numunelerin kaynak bölgesinde veya ana malzeme de çatlama ya da yırtılma oluşmadığı görülmüştür.

10. Paslanmaz çeliklerin MIG kaynak yönteminde saf argon koruyucu gazına hidrojen gazının ilavesi mekanik ve mikroyapı özelliklerinde etkili olduğu görülmüştür.

11. Paslanmaz çeliklere gerçekleştirilen korozyon testi sonrası, ısıdan etkilenmeyen bölgede düşük seviyede korozyon oluşmuşken, ısı tesiri altındaki bölgelerde ise korozyon seviyesi yüksek seviyede olduğu görülmüştür. Bu sebepten dolayı paslanmaz çeliklerdeki kaynaklı birleştirmelerin asitli ortamlardan etkilendiği ve risk olduğu görülmektedir.

KAYNAKLAR

1. Durgutlu, A., Fındık, T., Gülenç, B., Çevik, B., Kaya, Y. and Kahraman, N. (2015). Effect of Continuous and Pulsed Currents on Microstructural Evolution of Stainless Steel Joined by TIG Welding. *Practical Metallography* 52, 627-637.
2. Kožuh, S., Gojic, M., Vrsalovic, L. and Ivkovic, B. (2013). Corrosion failure and microstructure analysis of AISI 316L SS for shio pipeline before and after welding. *Kovove Materialy* 51, 53-61.
3. Durgutlu A. (2004). Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas on TIG welding of austenitic stainless steel. *Materials and Design.*, 25, 19-23.
4. Teker, T. and Kurşun, T. (2017). Effect of the manual (GMAW) and pulsed (P-GMAW) welding processes on impact strength and fracture behavior of AISI 304-AISI 1040 dissimilar steel joints fabricated by ASP 316L austenitic stainless steel filler metal. *Kovove Materialy*, 55, 141-148.
5. Çetinkaya, C., Fındık, T. and Özbilen S., (2007). Characterisation of Mechanically Milled 17-4 PH Gas Atomized Stainless Steel Powders. *Materials & Design*, 28, 266-271.
6. Çetinkaya, C., Yumuşak, D. M. ve Fındık, T., (2009). *Tig Kaynak Yöntemi İle Birleştirilen Ferritik Paslanmaz Çeliklerde Argon ve helyum Gazlarının Kaynak Karakteristik Üzerine Etkisinin İncelenmesi*. 1 St International Conference Welding Technologies, Ankara, 963-971.
7. Kožuh, S., Gojic, M. and Kosec, L. (2009). Mechanical Properties And Microstructure Of Austenitic Stainless Steel After Welding And Post-Weld Heat Treatment. *Kovove Materialy*, 47, 253-262.
8. Çetinkaya, C., Fındık, T. and Özbilen S., (2007). An investigation into the effect of experimental parameters on powder grain size of the mechanically milled 17-4 PH stainless steel powders. *Materials & Design*, 28 (3), 773-782.
9. Çevik, B. (2018). Effect Of Welding Processes On Mechanical And Microstructural Properties Of S275 Structural Steel Joints. *Materials Testing*, 60, 863-868.
10. Çevik, B. and Koç, M. (2019). The Effects Of Welding Speed On The Microstructure And Mechanical Properties Of Marine-Grade Aluminium (AA5754) Alloy Joined Using MIG Welding. *Kovove Materialy*, 57, 307-316.
11. Sönmez, U. and Ceyhun, V. (2014). Investigation Of Mechanical and Microstructural Properties S 235 JR (ST 37-2) Steels Welded Joints With FCAW. *Kovove Materialy*, 52, 57-63.
12. Çevik, B. (2018). Analysis of Welding Groove Configurations on Strength of S275 Structural Steel Welded by FCAW. *Journal of Polytechnic*, 21, 489-495.

13. Aloraier, A., Ibrahim, R. and Thomson, P. (2006). FCAW Process To Avoid The Use Of Post Weld Heat Treatment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83, 394-417.
14. Tušek, J. and Suban, M. (2000). Experimental Research of The Effect of Hydrogen in Argon as A Shielding Gas in Arc Welding of High-Alloy Stainless Steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, 25, 369-376.
15. Çevik, B. (2017). Farklı Özlü Tel Kullanılarak Birleştirilen S275 Yapı Çeliğinin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin İncelenmesi. *Journal of Polytechnic*, 20, 675-680.
16. Çevik, B. (2018). Gas Tungsten Arc Welding Of 7075 Aluminum Alloy: Microstructure Properties, Impact Strength, and Weld Defects. *Materials Research Express*, 5, 066540.
17. Çevik, B. (2018). The Effect Of Pure Argon And Mixed Gases On Microstructural And Mechanical Properties Of S275 Structural Steel Joined By Flux-Cored Arc Welding. *Kovove Materialy*, 56, 81-87.
18. Durgutlu A. (2007). Effect Of Argon-Hydrogen Mixture On The Microstructure And Mechanical Properties Of Aluminum On TIG Welding. *Journal of Polytechnic*, 10, 271-276.
19. Kahraman, N., Durgutlu, A. ve Gülenc, B. (2004). 316L Paslanmaz Çeliğin TİG Kaynağında Koruyucu Argon Gazına Hidrojen İlavesinin Kaynak Bölgesi Tane Morfolojisine Etkilerinin Araştırılması. *Journal of Polytechnic*, 7, 223-228.
20. Liao, M.T. and Chen, W.J. (1999). A Comparison of Gas Metal Arc Welding with Flux-Cored Wires and Solid Wires Using Shielding Gas. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 15, 49-53.
21. Sathiya, P., Mishra, M.K. and Shanmugarajan, B. (2012). Effect Of Shielding Gases On Microstructure And Mechanical Properties Of Super Austenitic Stainless Steel By Hybrid Welding. *Materials & Design*, 33, 203-212.
22. Aydın, T. (2002). *Paslanmaz Çeliklerin MIG Kaynağında Kullanılan Gazlar ve Etkileri*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. İstanbul, 20-75.
23. Oğuz, B. (1987). *Karbonlu ve Alaşımlı Çeliklerin Kaynağı*. İstanbul: Divit Yayınevi, 15-49.
24. Böhler. (2001). *Gedik Kaynak Teknolojisi*. İstanbul: Gedik Yayınları, 103-111.
25. Kaluç, E., ve Taban, E., (2007). *Paslanmaz Çelikler, Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri*. Ankara: TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayınları, 45-94.
26. Kaya, Y. (2014). *Patlamalı Kaynak Yöntemi İle Üretilen Grade A Gemi Sacı-Paslanmaz Çelik Kompozitlerin Mikroyapı, Mekanik ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi*. Doktora Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 15-32.

27. Odabaş C. (2004). *Paslanmaz Çeliklerin Temel Özellikleri, Kullanım Alanları ve Kaynak Yöntemleri*. İstanbul, As Kaynak Tekniği Sanayi ve Ticaret A.Ş., 5-21.
28. Hasanbaşoğlu, A. (2005). *Direnç kaynak yöntemiyle birleştirilen if çelikleri ile ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetlerinin belirlenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 3-17.
29. Ceyhun, V. (1992). *Ferritik ve Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Karbonlu Çelik ile Nokta Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Bağlantının Çekme-Makaslama Dayanımına ve Taneler Arası Korozyona Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1-50.
30. Kanbolu, S. (1996). *Östenitik Krom Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Özellikleri*. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 35-78.
31. Kou, S. (1987). *Welding Metallurgy*. U.S.A. John Wiley Inc.128-161.
32. Kaluç, E., Sarı, N.Y. (1996). *Paslanmaz Çeliklerin MIG Yöntemi ile Kaynağı*. Metal ve Kaynak, 73,74,75.
33. Kocabekir, B. (2006). *Isı Girdisi ve Kaynak Atmosferinin 316L Paslanmaz Çeliklerin Direnç Kaynak Birleştirmelerine Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 3-36.
34. Aran, A. ve Temel M. A. (2003). *Paslanmaz Çelik Yassı Mamuller*. İstanbul, Sarıtaş Çelik Sanayi ve Ticaret A.Ş., İstanbul, 1-165.
35. Tülbentçi, K. (1985). *Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı*. İstanbul: Böhler Kaynak Dünyası, 65-73
36. Clark, C.A. and Guha. P. (1982). *Welding Characteristic of Duplex Satainless Steels, Duplex Satainless Steels*. Conference Proceedings American Society For Metals, Ohio, 632.
37. Tekin, N. (2006). *Paslanmaz Çelik Malzeme İle Düşük Karbonlu Alaşimsız Çelik Malzemelerin Tozaltı Kaynak Metodu İle Birleştirilmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 35-75.
38. Koca, E. (2006). *Tıg Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Özelliklerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul 54-56.
39. Kaluç, E. (1996). *Östenitik Krom-Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı*. İstanbul, Gedik Holding Kaynak Dünyası, 18-21.
40. Asm Metals Handbook (1993). *Paslanmaz Çeliklerin Takım Malzemelerinin ve Özel Amaçlı Metallerin Özellikleri ve Seçimi*. (9. Baskı),USA., ASM International, 180-196.

41. Castner, H.R. (1992). *Material and Procedure Considerations for Welded Austenitic Stainless Steels*. 8th Annual North American Welding Research Conference, Edison Welding Institute, Columbus, Ohio, USA., 91-102.
42. Woollin, P. (1994). *Developments in Fusion Welding of Stainless Steels*. Cambridge, UK. Welding & Metal Fabrication, 56-72.
43. Erdoğan, M. (2000). *Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri*. Ankara, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara, 1-169.
44. Abington Publishing. (1994). *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Cambridge, UK. Abington Welding Training Module, 131-148
45. Campbell (1992). *R.D. Ferritic Stainless Steels Welding Metallurgy*. Englewood Colerada, USA., Ferrous Alloy Weldments, 48-61.
46. Camıgeniş, N. (1999). *Östenitik Paslanmaz Çeliklerin MIG Kaynağında Kullanılan Değişik Gaz Bileşenlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Kocaeli. 1-80.
47. Davis, J.R. (1999). *Stainless Steels*. Asm Specialty Handbook. 109-157.
48. Develi, K. (2003). *Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin MIG Kaynağında Argon Hidrojen Karışımının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 6-37.
49. Türkyılmazoğlu, A. (2006). *Dubleks, Martenzitik ve Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 6-58.
50. Robiette, A.G.E. (1996). *Electric Melting Practice*. (1st Edition), Londra, Wiley; 156-193.
51. Kılınçer, S. ve Kahraman, N. (2009). AISI 409 ve Ç1010 Çeliğin Östenitik Elektrod Kullanarak MIG Kaynak Yöntemi İle Birleştirilmesi ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 24, 23-31.
52. Taban, E. ve Kaluç, E. (2006). *Paslanmaz Çeliklerin Laser Kaynağı*. Metal Dünyası, 96-103.
53. Abuç S. (2006). *Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Gazaltı Kaynak Yöntemi İle Kaynağında Koruyucu Gazın Mekanik Özelliklere Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya 1-90.
54. Yağcı, T., Çidem, A. ve Durmuş, H., (2018). Geçmişten Günümüze Tahribatsız Muayene Yöntemleri. *MCBU Soma Meslek Yüksekokulu Teknik Bilimler Dergisi*, 27 (3), 18-23

55. Lundin, C.D. (1992). *Hydrogen Embrittlement of Duplex Stainless Steels Weldments*. 8th Annual North American Welding Research Conference, The University of Tennessee, Tennessee, UK., 11-13.
56. Gunn R.N. (1992). *The Influence of Composition and Microstructure on the Corrosion Behaviour of Commercial Duplex Alloy*. 8th Annual North American Welding Research Conference, TWI, Cambridge, UK, 5-7.
57. Erdogan, M. (1998). *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri*. (3. Baskı) Nobel Yayın Evi, 1-364
58. Baylan, O. (2004). *Elektrik Ark Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen Östenitik - Martenzitik Farklı Paslanmaz Çeliklerin Kaynaklı Bağlantılarında, Mikroyapı İle Özellikler Arasında İlişkinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri, Zonguldak, 3-33.
59. Kaluç, E. (1991). *Örtülü Elektrod İle Elektrik Ark Kaynağı*. İstanbul, Gedik Holding A.Ş. 326.
60. Koydul, H. (1994). *316L Paslanmaz Çelik Thompson Protezinin Ringer Solisyonu İçindeki Yorulma Korozyonu*. Bitirme Projesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü, İzmir, 1-10.
61. Tülbentçi, K. (1998). *MIG/MAG Gazaltı Kaynak Yöntemi*. İstanbul, Arctech Yayını, 124-179.
62. Tehçi, T. (2011). *AISI 316 Serisi Östenitik Paslanmaz Çeliklerde Kaynak Parametrelerinin Nüfuziyete ve Mekanik Özelliklere Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 45-62.
63. Özdemir, C (2010). *Paslanmaz Çelikler ve Üretim Yöntemlerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 5-75.
64. Kuştutan, G. (2003). *Paslanmaz Çeliklerin Direnç Kaynağında Soğuma Hızının Birleştirmenin Mekanik Özelliklerine Etkilerinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 47-60.
65. Anıl S. (1975). *Kaynak Tekniği*. İstanbul Teknik Üniversitesi Matbaası, 22-27.
66. Yumuşak, D. M. (2008). *Gaz altı kaynak yöntemi ile kaynatılan ferritik paslanmaz çeliklerde argon ve helyum gazlarının kaynak karakteristik üzerine etkisinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 3-49.
67. Kaluç, E. (1988). *Ferritik-Östenitik Paslanmaz Çelik Çiftinin Nokta Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Bağlantının Çekme-Makaslama Mukavemetine ve Taneler arası Korozyona Etkisi*. Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul. 75-81.

68. Kurt, U. (1988). *Paslanmaz Çelik Kaynak Özelliklerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 35-60.
69. Lippold, J.C. (1992). *Recent Developments in The Welding and Weldability of Austenitic Stainless Steels*. 8th Annual North American Welding Research Conference, Edison Welding Institute, Columbus, Ohio, USA., 27-30.
70. Tülbentçi, K. (1988). *Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, MIG-MAG Eriyen Elektrot ile Gazaltı Kaynağı*. İstanbul, Gedik Holding, 34-65.
71. Alptekin, A. (2006). *Sürtünme Karıştırma Kaynak Yönteminin Paslanmaz Çeliklere Uygulanabilirliğinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. Denizli, 27-33.
72. Kıyıcı, H.K. (1994). *Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Örtülü Elektrotla Ark Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Bilgisayarla Tespiti*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 35-42.
73. Anık, S., Vural, M. (1993). *1000 Soruda Kaynak Teknolojisi*. İstanbul, Birsen Yayınları, 56-61
74. Henry O. H. Claussen G.E. (1949). *Welding Metallurgy-Iron And Steel*. (Second Edition), Usa.: American Society, 251-258.
75. ASM Handbook. (1993). *Welding and Brazing*. American Society for Metals, Ohio, Metals Handbook, 437- 448.
76. ASM Handbook, (1982). *Welding Handbook, Metals and Their Weldability*. (Seventh Edition), Miami, American Welding Society ASM International, 407-433.
77. Henry O.H. and Claussen G.E. (1949). *Welding Metallurgy Iron and Steel*. (Second Edition), USA. American Welding Society, 41-45.
78. Dorn, L. (1982). *Metallphysikalische Vorgänge Beim Schweissen Hachlegierter, Insbesondere Rostbestandiger Stähle-Schweissen*. Schweissen and Schneiden 530-534.
79. Kaluç, E., Tülbentçi, K. (1998). *Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği*. Seminer Notları, Kocaeli.
80. Kaluç, E. (2004) Ergitme Esaslı Kaynak Yöntemleri. *Mühendis ve Kaynak Özel Dergisi* 356-387.
81. Şahin, O. (2008). *Koruyucu Gaz Kaynağında Birim Dikiş Enerjisi – Isı Etkisi Altındaki Alan İlişkisinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 37-39.
82. Welder's Handbook, (1999). *For Gas Shielded Arc Welding, Oxy Fuel Cutting & Plasma Cutting*, (3rd Edition), Air Products Plc., 19-23.

83. Doruk, İ. (2005). *Gıda sanayinde kullanılan paslanmaz çelikler ve bu çeliklere uygulanan kaynak yöntemleri*. Yüksek Lisans Tezi, Pamukkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli, 71-74.
84. Gülsün, M., Çetinkaya, C., Fındık, T., ve Yumuşak, D. M. (2019). *Mig Kaynak Yöntemi İle Birleştirilen Ferritik Paslanmaz Çeliklerde Argon ve Helyum Gazlarının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi*. 2. Uluslararası Türk Dünyası Mühendislik ve Fen Bilimleri Kongresi, Antalya.
85. Ertürk, İ. (1994). *MIG/MAG Kaynak Yönteminde Kaynak Parametrelerinin Sıçrama Kayıplarına Etkilerin İncelenmesi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 44-67.
86. Kahraman, ve N., Gülenç, B. (2020). *Modern Kaynak Teknolojisi ve Kaynak İşlerinde İş Sağlığı ve Güvenliği*. (4. Baskı), Epa-Mat Basım Yayın, 101-103
87. Komaç, E. (1995). Gaz Metal Arka Kaynağı. *Mühendis ve Kaynak Özel Dergisi*, 41-45.
88. Kennedy, A.G. (1974). *Welding Technology*. (Subsequent edition), Glencoe/McGraw-Hill Post Secondary, 38-41.
89. Özdemir, Ş. (1992). MIG/MAG Kaynağı. İstanbul, *Metal ve Kaynak Dergisi*, 33, 49-52.
90. Şık, A. (2002). *Otomobil Saclarının MIG/MAG Kaynağında Gaz Karışımlarının Bağlantının Mekanik Özelliklerine Etkisi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 55-67
91. Kurşun, T. (1998). *Gazaltı Kaynak Tekniğinde Kullanılan Koruyucu Gaz ve Gaz Çeşitlerinin 19Mn6 Kalite Çeliğinin Kaynatılmasında Mekanik Özelliklere Etkisi ve Toz Altı Kaynağı İle Karşılaştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri, 69-87.
92. Ankara, A., Öztürk, O. (1997). *Gazaltı Kaynağında Metal Geçişin Optik Olarak Gözlenmesi ve Sınırlarının Belirlenmesi Kaynak Teknolojisi* 1. Ulusal kongresi Bildiriler Kitabı, Ankara, TMMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayını, No: 200-1,
93. Ek, J. (2002). *Influence ff Hydrogen in The Shielding Gas Argon on Productivity of Welding of Austenitic Stainless Steels*. Ljubljana, Fakulteta za Strojni Tvo, A Kerleva 6, 17-21.
94. Müftüoğlu, F., E. (1997). *Alaşimsız Çeliklerin Özlü Elektrodlarla Kaynağında Ar-CO2 Koruyucu Gaz Karışımlarının Kaynak Dikişine Etkisi ve Optimum Gaz Karışımının Tayini*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü İstanbul, 71-77.
95. Pierre, E.R. (1987). *Shielding Gases for Welding*. USA,, Welding Design&Fabrication, USA.58-62.
96. Raoufi, F. (1994). *Parameter Optimazition in MIG/MAG Welding Proses*. Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 80-82.

97. Kuna, J. (1989). *Effect Of Shielding Gas Mixture On The Impact Toughness Of Pulsed Arc Welded Joints*. Tecnical University of Wroclaw, Poland.
98. Althouse, A. D., Turnquist, C.H., Bowdich, W.A. and Bowdich K.E. (1992). *Modern Welding*. (8 th Edition), South Holland, Illinois, 657-691.
99. Edward, R., B. (1981). *Welding Principles and Practices*. (4th. Edition), Macmillan/McGraw-Hill, 781-802.
100. Lucas, W. (1992). *Shielding Gases for Ark Welding*. DMG World Welding and Metal Fabrication. 69 (4), 16-18.
101. James, F., L.(2003). *The Procedure Handbook of Arc Welding*, (Fourteenth Edition) USA., The Lincoln Electric Co., 371-387.
102. Anık, S., Vural, (1994). M. *Gazaltı Ark Kaynağı*. İstanbul, Gedik Eğitim Vakfı, Yayın no:3 157-169.
103. Svensson, L., E. (1994). *Control of Microstructures and Properties in Steel arc Welds*. USA.: CRC Pres, 175-192.
104. Geniş, K. (1995). *MAG Kaynağında Kaynak Dikişinin Geometrisini Hangi Faktörler Etkiler*. Mühendis Makine, TMMOB Makine Mühendisleri Odası, Aylık Yayın Organı Kaynak Özel Sayısı, Ankara.
105. Ergenç, A. (1983). *Eriyen Elektrod İle Koruyucu Gaz Kaynağı*. İstanbul, Böhler Kaynak Dünyası, 7, 65-72.
106. Salman, S., Gülsoy, H., Ö. (2020). *Metaloğrafi Bilimi*. (4. Baskı) Nobel Akademik Yayıncılık, 1-45
107. Savaşkan, T. (2009). *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*. (5. Baskı), Derya Kitabevi, 15-65.
108. Leloğlu, O., N. (2006). *Kaplama Parametrelerine Bağlı Olarak Kampana Fren Parçalarının Korozyon Dayanımının İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 1-33.
109. Eryürek, B. (2004). *Gazaltı Kaynağı*. (3. Baskı) Ezacıbaşı Yayınevi, Askaynak, 1-86.
110. Kah, P. and Martikainen J. (2013). Advanced Gas Metal Arc, Welding Processes *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 64, 1411–1421.
111. Katherasan, D., Sathiya, P. and Raja, A. (2013). Shielding gas effects on flux cored arc welding of AISI 316L (N) austenitic stainless steel joints. *Materials & Design*, 45, 43–51.
112. Kaya, Y., Kahraman, N., Durgutlu, A., ve Gülenç, B.(2010). Tozaltı Ark Kaynağı İle Birleştirilen Farklı Kalınlıktaki Grade A Gemi Saclarının Mekanik Özelliklerinin Araştırılması *e-Journal of New World Science Academy*, 5, 348.

113. Anand, R., Chavan, M. and Sawant, K. (2013). The Effect Of Shielding Gases On Mechanical Properties And Microstructure Of Austenitic Stainless Steel Weldments. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 2 (4), 253-262.
114. Açar, İ. and Gülenç, B. (2021). Effect Of Shielding Gas Combination On Microstructure And Mechanical Properties of MIG Welded Stainless Steel 316, *Materials Testing*, 63, 97-101.
115. Chuaiphan, W. and Srijaroenpramong, L. (2014). Effect of welding speed on microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of GTA-welded AISI 201 stainless steel sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 214 (2), 402-408.
116. Sallam, M., Hassan, A., Sadek, A. and Amin, U. (2010). Effect Of Shielding Gas Composition On The Mechanical Properties And Corrosion Resistance Of AISI 321 Stainless Steel Welds Using GMAW Process. *The Egyptian International Journal of Engineering Science and Technology*, 13 (1), 30-40.
117. Bermejo, V., Hurtig, K., Eyzop, D. and Karlsson, L. (2019). A New Approach to the Study of Multi-Pass Welds—Microstructure and Properties of Welded 20-mm-Thick Superduplex Stainless Steel. *Applied Sciences*, 9 (6) 1-18.
118. Gülenç B., Develi K., Kahraman N., and Durgutlu A. (2005). Experimental Study of The Effect of Hydrogen In Argon As A Shielding Gas In MIG Welding of Austenitic Stainless Steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, 30 (13-14), 1475-1481.
119. Türkan, M. (2013). *Kaynaklı ve Kaynaksız Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Korozif Ortamlardaki Çekme Davranışları*, Yüksek Lisans Tezi, Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli, 30-85.
120. Dobrzanski, A., L., Brytan, Z. and Grande, A., M. (2007). Corrosion resistance of sintered duplex stainless steels in the salt fog spray test, *Journal of Materials Processing Technology*, 192(4), 443-448.
121. Tsouli, S., Lekatou, A., Siozos, E. and Kleftakis, S. (2018). *Accelerated corrosion performance of AISI 316L stainless steel concrete reinforcement used in restoration works of ancient monuments*, MATEC Web of Conferences Cadex, France, 188:03003





GAZİ GELECEKTİR..