

154342

T. C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ERGİTME VE KATI HAL KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE
FARKLI MALZEMELERİN BİRLEŞTİRİLMESİ,
MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN
KARŞILAŞTIRILMASI

Met. ve Malz. Müh. Üstün DUMAN

FBE Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında Hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

154342

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Sibel DAĞLILAR (YTÜ)

Yrd. Doç. Dr. Sibel DAĞLILAR

Prof. Dr. Nisan SÖNMEZ

Doç. Dr. Selahattin YUMURTACI

İSTANBUL, 2004

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGELER LİSTESİ	v
KISALTMALAR LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	vii
ÇİZELGELER LİSTESİ	ix
ÖNSÖZ.....	x
ÖZET.....	xi
ABSTRACT	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. KULLANILAN MALZEMELERİN GENEL ÖZELLİKLERİ.....	2
2.1 Östenitik Paslanmaz Çelik.....	2
2.1.1 X 2 CrNi 18 9	2
2.2 Sementasyon Çeliği.....	3
2.2.1 20 NiCrMo 2	3
2.3 Islah Çeliği	3
2.3.1 42 CrMo 4	3
2.4 Yapı Çeliği	4
2.4.1 Fe 37	4
2.5 Dökme Demirler.....	5
2.5.1 G 20 ve GS 600	5
2.6 Yüksek Hız Takım Çeliği.....	6
2.6.1 HS 6-5-2	6
3. KAYNAK KABİLİYETİ	8
3.1 Kaynak Kabiliyetinin Metalürjik Tanımı	8
3.2 Değişik Metallerin Kaynak Kabiliyetleri	14
4. KAYNAK YÖNTEMLERİ.....	25
4.1 Elektrik Ark Kaynağı	25
4.2 TIG Kaynağı.....	25
4.3 MIG Kaynağı.....	29
4.4 MAG Kaynağı	30
4.5 Toz altı Kaynağı	32
4.6 Sıcak ve Soğuk Basınç Kaynakları	33
4.7 Difüzyon Kaynağı	34
4.8 Sürtünme Kaynağı.....	36

5.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	38
5.1	Spektrometrik Analiz	38
5.2	Kaynak Parametreleri	39
5.3	Sertlik Dağılımları	40
5.4	Makroyapıların İncelenmesi	43
5.5	Mikro Yapıların İncelenmesi	48
5.6	Sonuçlar	53
6.	GENEL SONUÇLAR ve ÖNERİLER	55
	KAYNAKLAR	58
	İNTERNET KAYNAKLARI	62
	ÖZGEÇMİŞ	63



SİMGELER LİSTESİ

Cr _{eş}	Krom eşdeğeri [%]
Ni _{eş}	Nikel eşdeğeri [%]
D	Seyrelme oranı
λ	Isıl iletkenlik katsayısı [J/s.mm. ⁰ K]
α	Isıl genleşme katsayısı [1/ ⁰ K]
P _K	Kaynak esnasında uygulanan basınç [MPa]
T _e	Ergime sıcaklığı [⁰ C]
HV0,5	Vickers Sertliği (F=0,5 kp)
HB	Brinell Sertliği
M	Martenzit
Ö	Östenit
F	Ferrit
P	Perlit
B	Beynit
M _s	Martenzit oluşumu başlangıç sıcaklığı

KISALTMALAR LİSTESİ

TIG	Tungsten Inert Gas
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
AISI	American Iron and Steel Institute
DIN	Deutsche Industrie-Normen
EN 970	Ergitme Kaynaklı Parçaların Gözle Muayenesi Standardı
EN 288-3	Kaynak Standardının Sertlik Maddesi
EN 26520	Kaynak Hataları Standardı
HS	Yüksek Hız Çeliği
ITAB	Isı Tesiri Altındaki Bölge
ZSD	İzotermal Zaman Sıcaklık Dönüşüm diyagramı
SZSD	Sürekli Zaman Sıcaklık Dönüşüm diyagramı



ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1 X 2 CrNi 18 9 östenitik paslanmaz çelik	2
Şekil 2.2 20 NiCrMo 2 sementasyon çeliği.....	3
Şekil 2.3 42 CrMo 4 ıslah çeliği.....	4
Şekil 2.4 Fe 37 yapı çeliği.....	4
Şekil 2.5 GS 600 küresel grafitli dökme demir.....	5
Şekil 2.6 G 20 lamel grafitli dökme demir.....	5
Şekil 2.7 HS 6-5-2 yüksek hız takım çeliği.....	6
Şekil 3.1 Soğuk şekil değiştirmiş tanelerin kaynaklanması sonrası mikro yapısı.....	10
Şekil 3.2 Çökelme Sertleşmeli Alaşımların ITAB'ında çökeltilerin irileşmesi	11
Şekil 3.3 Kaynak bölgesinde oluşan yapıların Fe-Fe ₃ C faz diyagramında gösterilişi	12
Şekil 3.4 Kaynak dikişinin ve ITAB'ın sıcaklık yapı değişimi (ASM Handbook, 1988)	13
Şekil 3.5 Schaeffler diyagramı	15
Şekil 3.6 Farklı malzemelerin birbirleriyle kaynak işleminde kullanımları (Baştuğ, 2001)....	18
Şekil 3.7 Kaynak yöntemlerinin farklı malzemelerin birleştirilmesinde kullanımları (Oyak-Renault, 2001)	18
Şekil 3.8 Malzemelerin birbirleriyle kaynak kabiliyetleri (Baştuğ, 2001).....	19
Şekil 3.9 HS 6-5-2 yüksek hız takım çeliğinin sabit sıcaklık zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) diyagramı (DIN Pocketbook,1982)	20
Şekil 3.10 %0,28 C içeren ısıtma işlem görmüş çeliğin mikro yapıları: a) 1,75°C/s, b) 30,07°C/s, c) 37°C/s, d)62,53°C/s soğutma hızlarından sonra görüntülenmiştir (Varma vd., 2001).....	21
Şekil 3.11 Fe – 0,11 C – 0,45 Mn ve Fe – 0,14 C – 1,0 Mn çeliklerinin oda sıcaklığına 1°C/s ve 10°C/s soğuma hızları ile soğutulduktan sonraki mikro yapıları (Ferry vd., 2002).....	22
Şekil 3.12 42 CrMo 4 çeliğinin SZSD diyagramı (Rose vd., 1961)	23
Şekil 4.1 Elektrik ark prosesi (ASM Handbook, 1988)	25
Şekil 4.2 TIG kaynak yöntemi (ASM Handbook, 1988)	26
Şekil 4.3 El üfleceyi oluşturan parçaların şematik gösterimi (ASM Handbook, 1988)	28
Şekil 4.4 Uygulanan TIG yönteminin şematik görünümü (Yongbing vd., 2002).....	28
Şekil 4.5 Otomotiv sanayinde kullanılan otomatik TIG prosesi (Oyak-Renault, 2001).....	28
Şekil 4.6 MIG kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988).....	30
Şekil 4.7 MAG kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)	31
Şekil 4.8 MAG kaynağında kaynak dikişinin doldurulması (ASM Handbook, 1988)	31
Şekil 4.9 Hava soğutmalı MAG kaynak tabancasının kesit görünümü (ASM Handbook, 1988).....	32
Şekil 4.10 Toz altı kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)	33
Şekil 4.11 Sıcak basınç kaynağının şematik gösterilişi.....	34
Şekil 4.12 Difüzyon kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988).....	35
Şekil 4.13 Sürtünme kaynağıyla işlem basamakları (a, b, c) (ASM Handbook, 1988)	36
Şekil 4.14 Sürtünme kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)	37
Şekil 5.1 Lincoln Square Wave TIG 255 kaynak makinesi (Doğruyol Kaynak Merkezleri) ..	38
Şekil 5.2 20 NiCrMo 2 / Fe 37 sertlik dağılımı.....	40
Şekil 5.3 Fe 37 / G 20 sertlik dağılımı	41
Şekil 5.4 X 2 CrNi 18 9 / GS 600 sertlik dağılımı	41
Şekil 5.5 X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı	41
Şekil 5.6 20 NiCrMo 2 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı.....	42
Şekil 5.7 Fe 37 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı	42
Şekil 5.8 G 20 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı	42
Şekil 5.9 HS 6-5-2 / 42 CrMo 4 sertlik dağılımı.....	43
Şekil 5.10 20 NiCrMo 2 / Fe 37 makro yapı görüntüleri	43

Şekil 5.11 Fe 37 / G 20 makro yapı görüntüleri.....	44
Şekil 5.12 X 2 CrNi 18 9 / GS 600 makro yapı görüntüleri.....	44
Şekil 5.13 X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri.....	45
Şekil 5.14 20 NiCrMo 2 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri	45
Şekil 5.15 Fe 37 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri.....	46
Şekil 5.16 G 20 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri.....	46
Şekil 5.17 HS 6-5-2 / 42 CrMo 4 makro yapı görüntüleri	47
Şekil 5.18 A ve B - Fe 37 / G 20 kaynak dikişi ve ITAB	48
Şekil 5.19 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / GS 600 kaynak dikişi ve ITAB	49
Şekil 5.20 A ve B - 20 NiCrMo 2 / Fe 37 kaynak dikişi ve ITAB.....	50
Şekil 5.21 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 kaynak dikişi ve ITAB.....	50
Şekil 5.22 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / 20 NiCrMo 2 kaynak dikişi ve ITAB.....	51
Şekil 5.23 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / G 20 kaynak dikişi ve ITAB.....	52
Şekil 5.24 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / Fe 37 kaynak dikişi ve ITAB	52
Şekil 5.25 A ve B - 42 CrMo 4 / HS 6-5-2 kaynak dikişleri.....	53



ÇİZELGELER LİSTESİ

Çizelge 2.1 Malzemelerin farklı standartlarla gösterimleri (Topbaş, 1993)	Çizelge 2.2
Malzemelerin mekanik özellikleri (ASM Handbook, 1988; Topbaş, 1993; Erdoğan, 2002)	6
Çizelge 2.2 Malzemelerin mekanik özellikleri (ASM Handbook, 1988; Topbaş, 1993; Erdoğan, 2002)	7
Çizelge 5.1 Deneyde kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri	39
Çizelge 5.2 Malzeme eşleştirmeleri ve kaynak parametreleri.....	39
Çizelge 5.3 Kullanılan ilave elektrotlarının bileşimleri	40



ÖNSÖZ

Bu çalışma, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Malzeme Ana Bilim Dalı'nda yüksek lisans tezi olarak hazırlanmıştır. Değişik malzemelerin kaynağı, özellikle son 30 yıl içinde kullanımına başlanan kaynak yöntemleri ile paralel olarak gelişmektedir. Böylece daha yaygın olarak proseslerde kullanımına başlanmıştır.

Farklı malzemelerin kaynağında kullanılan kaynak yöntemleri ergitme esaslı ve katı hal yöntemleridir. Ergitme esaslı yöntemlerden elektrik ark, TIG (Tungsten Inert Gas), MIG (Metal Inert Gas), MAG (Metal Active Gas), Tozaltı, Laser ve elektron ışın kaynakları, katı hal olarak basınç, difüzyon ve sürtünme kaynakları farklı malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleridir.

Bu çalışmada, ergitme kaynak yöntemlerinden TIG ve katı hal yöntemlerinden sıcak basınç kaynaklarıyla birbirinden farklı çeliklerin birleşebilme kabiliyetleri incelenmiştir. Kaynaklanan parçaların kombinasyonları ile yapılan deneysel çalışmalar tez içinde sunulmuştur.

Yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen tez danışmanım Sn. Yrd. Doç. Dr. Sibel DAĞLILAR'a, değerli hocalarım Sn. Prof. Dr. Ahmet TOPUZ'a ve Sn. Prof. Dr. Nişan Sönmez'e, deneysel çalışmalarımnda destek olan Sn. Tekn. Şevki ŞAHİN'e, Doğruyol Kaynak Merkezleri'nden Sn. Sabri DOĞRUYOL ve Sn. Kenan DOĞRUYOL'a, Makina Takım Endüstrisi A.Ş. insan kaynakları müdürü Sn. Arif ERDEMİ ve yetkililerine, Oyak-Renault Proje Müdürü Sn. Emrullah GÜRBAĞ'a, araştırma görevlisi arkadaşlarıma ve aileme teşekkürü borç bilirim.

Haziran 2004

Üstün DUMAN

Met. ve Malz. Müh.

ÖZET

Farklı malzemelerin TIG ve sıcak basınç yöntemleri ile birleştirilmesi incelenmiştir. Atmosferik ortam şartlarının, ısı geçişlerinin ve yüklerin değişken olduğu yerlerde gereksinim duyulan birbirinden farklı metallerin birleştirilmesi, bölgesel ısı dayanımının ve uygun maliyetin arandığı kullanım alanlarında tercih edilmektedir. Hassas birleştirmelerde ergitme esaslı yöntemlerden Laser ve katı hal yöntemlerinden Difüzyon teknikleri kullanılır. Malzeme kaybının göz önüne alındığı alanlarda ise TIG, elektrik ark, MIG, MAG, sürtünme ve sıcak basınç kaynakları kullanılmaktadır.

Yüksek ısı dayanımının ve şekil değiştirme oranının avantajları sebebiyle paslanmaz çeliklerin dökme demir ve imalat çelikleri ile birleştirilmesi yapılmaktadır. Malzeme kesitinin 5 mm'yi geçmediği bağlantılarda TIG kaynağı tercih edilir. Paslanmaz çeliklerin diğer çelik türleri ile TIG kaynaklarının yanında, sıcak basınç kaynağıyla birleştirilen yüksek hız takım çeliğinin ve yapı çeliğinin kaynak kabiliyetleri mekanik, mikro yapı ve makro yapı deneyleri ile incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: TIG, Katı hal kaynağı, Ergitme kaynağı, Farklı metallerin kaynağı.



ABSTRACT

The joining of different materials with GTAW and solid state pressure welding (SSPW) have been investigated. Bonding of different metals is desirable in variable atmospheric conditions, heat transfer and forces where the local heat resistance and optimal cost are needed. Laser technique of fusion welding and Diffusion technique of solid-state welding are used in precision bindings. At where the loss material isn't important GTAW, electric arc, MIG, MAG, friction and SSPW techniques are widely used.

Due to the advantages of high temperature resistance and plastic deformation ratio, stainless steels are welded with cast irons, case hardening and structure steels. GTAW is usually preferred in the joining those thickness of the piece does not exceed 5 mm. GTAW of stainless steel to cast irons, structure and case hardening steels and SSPW of high speed tool steel to structure steel have been examined in terms of weld ability and mechanical tests, micro structural and macro structural examinations have been carried out.

Key Words: GTAW, Solid state welding, Fusion welding, Dissimilar metals welding



1. GİRİŞ

Sanayideki konstrüksiyonların genişletilmesi sonucunda, birbirinden farklı özellikteki metallerin bir arada kullanımına ihtiyaç duyulmaktadır. Çeşitli malzeme özelliklerinin bir arada olması ancak bu niteliklere sahip metallerin birleştirilmesi ile gerçekleştirilir. Yüzey işlemleri ile yapılan çalışmalar ise iki farklı metal özelliği yerine, iki farklı faz veya tabaka özelliği verir. Yüzey işlemleri ile ancak sınırlı bir bölgenin özellikleri değiştirilebilir. Dolayısıyla farklı malzemelerin bir arada kullanımı vazgeçilmezdir.

Özellikle değişken ortam ve gerilme şartlarında farklı malzemelerin birleştirilmeleri tercih edilir. Örneğin yüksek sıcaklık dayanımı gereken ucunda östenitik çelik, düşük sıcaklık dayanımı gereken uçta ise yapı çeliği kullanılır. Bu iki çeliğin bir arada kullanımı ise yüksek basınçlı boru hatlarında mümkündür. Isı değiştiricilerde ve sıcak hava veya gaz soğutma sistemlerinde paslanmaz çeliklerin diğer çeliklerle birleştirilmesi tercih edilmektedir.

1980'li yıllarda katı hal kaynaklarından difüzyon ve sürtünme yöntemleri tercih edilirken, 2000'li yıllarda ergitme esaslı kaynak yöntemlerinden Laser, elektron ışın ve TIG kullanılmaktadır. ITAB bölgesinin oluşmaması avantajının istendiği durumlarda katı hal yöntemleri, dayanım ve otomasyon gereken işlemlerde ise ergitme esaslı yöntemlerle birleştirmeler gerçekleştirilir. Günümüz teknolojisine uygun olması sebebiyle ergitme yöntemleri ve özellikle işlem süresinin kısalığı nedeniyle Laser yöntemi uygulanmaktadır. Otomotiv endüstrisinde ise TIG kaynağının kullanımı da yaygındır. Ayrıca elle de uygulanabilen bir yöntem olması sebebiyle Laser yöntemine göre avantajı vardır. 5 mm'den kalın parçaların birleştirilmesinde ise MIG yöntemi kullanılır.

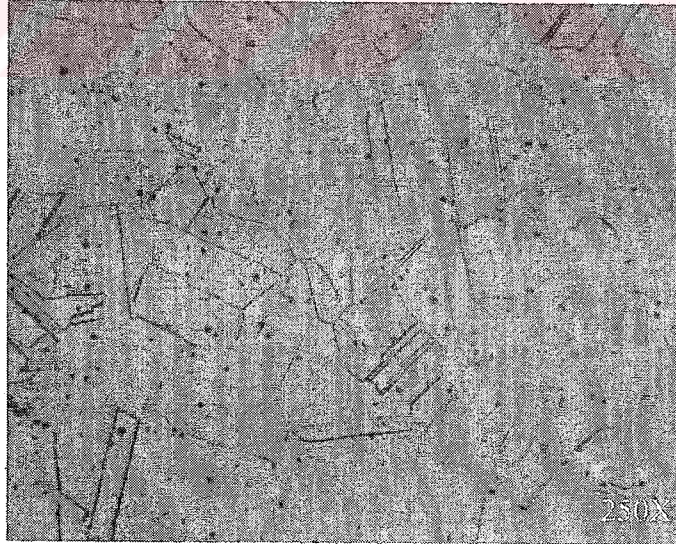
2. KULLANILAN MALZEMELERİN GENEL ÖZELLİKLERİ

2.1 Östenitik Paslanmaz Çelik

2.1.1 X 2 CrNi 18 9

AISI 304L kalite östenitik paslanmaz çelik, $<0,03$ C, $1,5$ Mn, $18,5$ Cr, 10 Ni ve $0,5$ Mo içermektedir. Bu tür paslanmaz çelikler yüksek dayanım değerlerinin yanı sıra yüksek korozyon direncine sahiptir. Mo içermesiyle de klorürlü ortamlardaki korozyon dayanımı da iyidir. 900°C 'ın üzerindeki sıcaklıklarda ise tane sınırlarında alaşım karbürlerinin (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) çökmesi ile tane sınırı korozyonu oluşur. Bunun için C oranı $0,03$ ü aşmamalıdır. Yapılacak ısıt işlemlerde şekillendirme sıcaklığı olan 1100°C 'ın üzerine çıkılmamalıdır ve kararlılığı arttırıcı alaşım elementleri ilave edilmelidir.

304L paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığında dengede olduğu yapı da östenitik olduğu için, ısıt işlemle sertleştirilemezler. Kaynak işlemi sonrasında yapılan ısıt işlem ile (1000°C) kaynak bölgesindeki anizotropik yapı izotropik yapıya dönüştürülebilir. Aynı zamanda kaynak elektrotundan gelen Nb ilavesi ile kaynak dikişinin kararlılığı sağlanır. Paslanmaz çeliklerin oluşturduğu yapılar Schaeffler diyagramlarında $\% \text{Cr}_{\text{eq}} - \% \text{Ni}_{\text{eq}}$ görülebilir (Şekil 3.8) (Akçasoy, 1980; ASM Handbook, 1988; Karaaslan ve Duman, 2003).



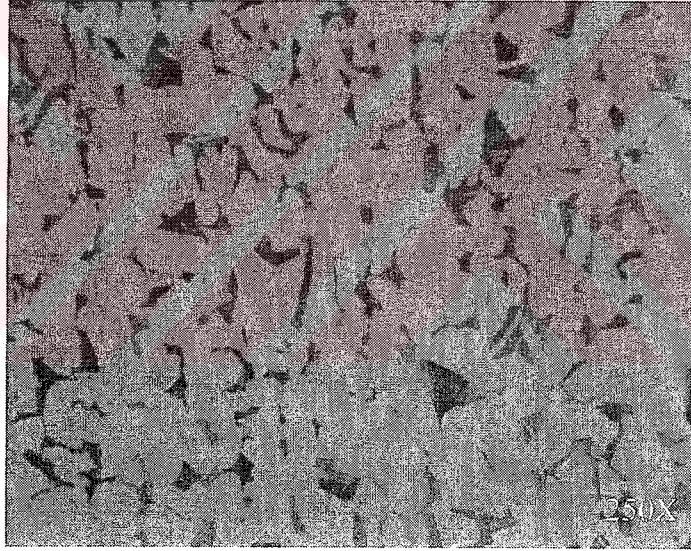
Şekil 2.1 X 2 CrNi 18 9 östenitik paslanmaz çelik

2.2 Sementasyon Çeliği

2.2.1 20 NiCrMo 2

AISI 8620 sementasyon çeliği, %0,2 karbon içeriği ve düşük alaşım elementi ilavesi sayesinde soğuğa ve ısıya dayanıklı bir malzemedir. Mn, Cr, Ni ve Mo elementlerinin oluşturduğu karbürler, dayanım değerlerini yükseltir fakat iyi olan süneklilik değerini korurlar. Serbest halde bulunan elementler ise ferrit içinde çözünerek temperleme sıcaklıklarının yükselmesini sağlarlar. Böylece yüksek sıcaklık oksidasyonunu (korozyonunu) engellerler. Mn ise kaynak kabiliyetini kuvvetlendirir (Çelik vd., 2000).

Sementasyon çelikleri, mekanik özelliklerinin yüksek ve -200°C sıcaklıklara kadar korozyon dayanımının iyi olması nedeniyle düşük sıcaklık depolarında kullanılır. Yüzeyinde oluşturulan sementasyon tabakaları sayesinde yüzeyinin korozyon ve aşınma mukavemeti yüksektir (Topbaş, 1993; Duman ve Karaaslan, 2003).



Şekil 2.2 20 NiCrMo 2 sementasyon çeliği

2.3 İslah Çeliği

2.3.1 42 CrMo 4

AISI 4140 çeliği olarak bilinen bu ıslah çeliğinin içerdiği Cr ve Mo elementleri, yüksek sıcaklık dayanımı sağlar. Malzeme yüzeyi, %0,4 C içeriğine bağlı olarak ısıtılarak ısıtılma işlemi ile sertleştirilebilirler. Aşınma dayanımı yüksek yüzey tabakası oluşturulup civata, somun, dişli, mil ve aks gibi yüzeyi sertleştirilmiş parça üretiminde tercih edilirler (Topbaş, 1993).

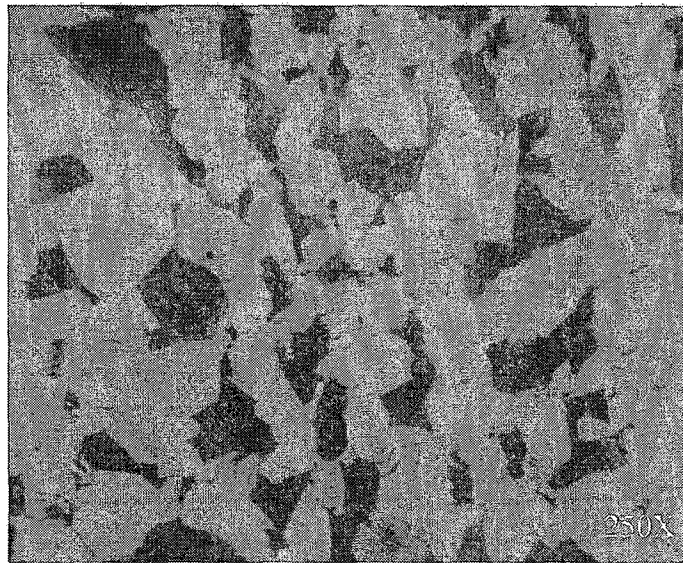


Şekil 2.3 42 CrMo 4 ıslah çeliği

2.4 Yapı Çeliği

2.4.1 Fe 37

DIN St 37 yapı çeliği, düşük %C'lu ve alaşımsız olması nedeniyle sünektir. Kopma uzaması değerleri bütün yapı çelikleri için birbirine yakındır fakat özellikle çekme dayanımları birbirinden farklıdır. Çentik darbe dayanımının iyileştirilmesi için normal tavlama ısı işlemi yapılabilir. Kaynak kabiliyetinin iyileştirilmesi için ise kullanılan kaynak elektrotu veya ilave malzeme ile $<0,5\%$ Mn ilave edilmektedir (Tekin, 1992; Topbaş, 1993; Erdoğan, 2000).

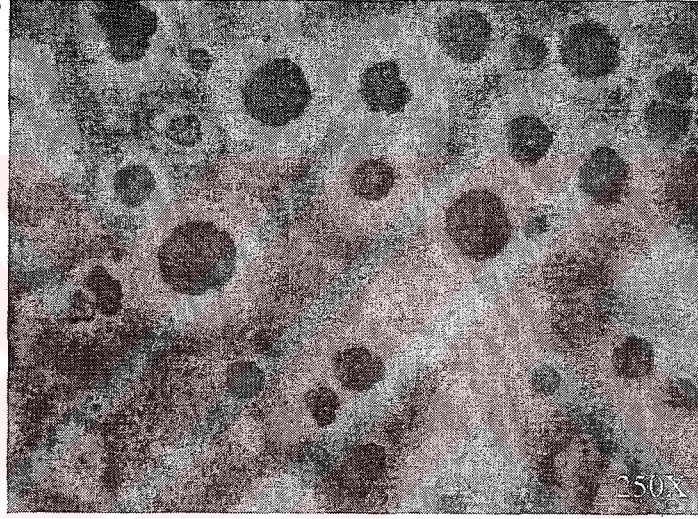


Şekil 2.4 Fe 37 yapı çeliği

2.5 Dökme Demirler

2.5.1 G 20 ve GS 600

Gri dökme demirin içerdiği %2,5-3,6 arasındaki karbon, yapıda grafit oluşturmaktadır. Bu tür malzemelerde, grafitler ile taşıyıcı doku arasında rijit bir bağlantı yoktur. C-C bağlantısı olan grafitlerin oluşumuna göre iki çeşit gri dökme demir grubu vardır; küresel grafitli dökme demir (DDK), lamel grafitli dökme demir (DDL). Grafitlerin lamel şeklinde olması ile küresel grafitli yapıya göre dayanım değerleri daha düşüktür. Gevrek olmalarından dolayı talaşlı şekillendirme kabiliyetleri iyidir, fakat grafit içerdikleri için kaynak kabiliyetleri iyi değildir; kaynak dikişinde kırılabilirlik oluşturmaktadırlar. Bunun için malzemeye kaynak öncesi 500-700 °C sıcaklıklarında 1-2 saat süreyle tavlama yapılmalıdır (Oğuz, 1990; Erdoğan, 2000).



Şekil 2.5 GS 600 küresel grafitli dökme demir



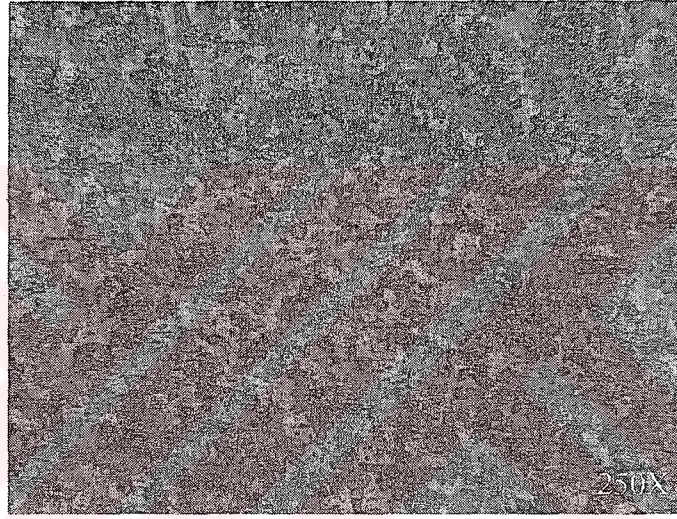
Şekil 2.6 G 20 lamel grafitli dökme demir

2.6 Yüksek Hız Takım Çeliği

2.6.1 HS 6-5-2

AISI 3343 S 600 takım çeliği, özellikle metal işlemede tercih edilir. Kesici takım olarak kullanılan bu malzeme; rayba, spiral matkap, freze, kılavuz, pafta, kesme, tornalama ve boşaltma takımlarının üretiminde kullanılır. Büyük kütleli takımlarda ve matkap uçlarında yük taşıyıcı özellikli sarf malzemesine kaynak edilirler.

İçerdikleri karbür oranına bağlı olarak sertleştirme ve yumuşatma sıcaklıkları değişim göstermektedir. Karbür içeriği; $K = \%W + 1,9 \%Mo + 6,3 \%V$ formülünden hesaplanır (Topbaş, 1993)



Şekil 2.7 HS 6-5-2 yüksek hız takım çeliği

Çizelge 2.1 Malzemelerin farklı standartlarla gösterimleri (Topbaş, 1993)

Standartlar	Malzemelerin Standart Gösterimleri						
EN	Fe 37	G 20	GS 600	X 2 CrNi 18 9	20 NiCrMo 2	42 CrMo 4	HS 6-5-2
DIN	St 37	GGL 20	GGG 60	X 2 CrNi 18 9	20 NiCrMo 2	42 CrMo 4	S 6-5-2
TS	Fe 37	DDL 20	DDK 60	X 2 Cr18Ni9	20 NiCrMo 2	42 CrMo 4	H 6-5-2
AISI	A284	A 48-30 B	80-55-06	304L	8620	4140	3343 S 600

Çizelge 2.2 Malzemelerin mekanik özellikleri (ASM Handbook, 1988; Topbaş, 1993; Erdoğan, 2002)

Malzeme	Sertlik [HB 30]	R _{0.2} [MPa]	R _m [MPa]	Kopma Uzaması [%]	E [MPa]	α [1/°K]	λ [J/s.mm.°K]
Fe 37	80-100	200-230	360-510	26	2,1*10 ⁵	12*10 ⁻⁶	0,038
G 20	180-220	180	230	2	1,7*10 ⁵	12*10 ⁻⁶	0,038
GS 600	192-260	390	610	3	1,7*10 ⁵	12*10 ⁻⁶	0,038
X 2 CrNi 18 9	90-120	170-310	450-620	50	2,08*10 ⁵	17*10 ⁻⁶	0,027
20 NiCrMo 2	160-180	360	635	24	2,05*10 ⁵	16*10 ⁻⁶	0,028
42 CrMo 4	192-212	420	680	11	2,05*10 ⁵	18*10 ⁻⁶	0,031
HS 6-5-2	269-280	580-790	600-900	4	2,2*10 ⁵	14*10 ⁻⁶	0,039

3. KAYNAK KABİLİYETİ

Malzeme, konstrüksiyon ve yöntem kaynak kabiliyetini oluşturan üç etkindir. Malzeme-yöntem arasındaki ilişkide kaynak yatkınlığı incelenir. Böylece malzemelerin nasıl bir ortamda kaynak edileceği belirlenir. Malzeme-konstrüksiyon arasındaki ilişki ile de kaynak emniyeti (güvenliği) belirlenmektedir. Konstrüksiyon-yöntem arasındaki ilişkide ise, kaynak olanağı belirlenir. Bu üç etkenin birleşimi kaynak kabiliyetidir (Gültekin, 1991).

Kaynak kabiliyeti tanımı, metalin kaynak edilebilirliğinin yanı sıra kaynağın kalitesiyle ilgili hususları da içermektedir. Bu hususlar kaynaklanan bölgenin mekanik özellikleri, korozyon dayanımı, oksidasyon dayanımı, aşınma dayanımı, sızdırmazlığı, vakum sızdırmazlığı ve rijitliğidir. Bu özelliklerin analizi yapılarak kaynaklı bölgenin kalitesine karar verilir. Ayrıca kaynak dikişlerinin sahip olduğu hataların, kaynak kabiliyeti (malzeme-konstrüksiyon-yöntem) açısından sorun oluşturmaması gerekmektedir. Gözeneklilik (küçük boşluklar ve gaz gözenekleri), cüruf veya oksit kalıntıları ve erime azlığı (kaynak metali ve esas metal arasındaki birleşme yerlerinde bağlantının oluşmadığı alanlar) gibi hataların varlığı az da olsa mutlaka vardır. Bu tez çalışmasında incelenen kaynak kabiliyeti konusunda, işlem hatalarının etkisi yoktur fakat malzemelerin bileşimine bağlı olarak oluşan çatlamlar kaynak kabiliyetini olumsuz etkiler (Eryürek vd., 2001; Baştuğ, 2001).

3.1 Kaynak Kabiliyetinin Metalürjik Tanımı

Kaynak kabiliyetinin metalürjisi başlığı altında, kaynak bölgesinde oluşabilecek yapıların metalürjik olarak incelemesi yapılmaktadır. Kaynak havuzu, kaynak dikişi, ITAB ve ana malzeme geçişlerinden oluşmaktadır. Kullanılan elektroda göre değişen kaynak dikişinin yapısı, ergitme esaslı kaynak yöntemlerinde katılaşma sonucu oluşur. Katı hal yöntemlerinde ise ergime görülmez, difüzyon ve malzeme kaynaşması görülür. ITAB bölgeleri ise ergitme yöntemlerinde daha geniş olur ve kaynak banyosunun yapısına etkisi daha fazladır. Kullanılan yöntem ve malzemenin ergime sıcaklığına bağlı elde edilen kaynak dikişine göre, ITAB'da farklı yapılar oluşabilmektedir.

Teorik olarak ITAB, ortam sıcaklığının üzerinde kalan tüm bölgeyi kapsar. Pratik olarak, kaynak yönteminin ısısı tarafından etkilenmiş ölçülebilen bölgedir. Örneğin haddelenmiş karbonlu çelik için ITAB yaklaşık olarak 700°C'den daha küçük sıcaklıkların altındaki esas metal bölgesini kapsamaz, böylece kaynak ısısı küçük bir bölgeyi etkilemiş kabul edilir.

Yaşlanma sertleştirilmesi uygulanabilen alaşımlarda ise, bu 150-200°C sıcaklık derecesinin üzerinde ısınmış herhangi bir kaynaklı parça bölgesi ITAB'ın bir bölümüdür.

ITAB, kaynaklı bağlantının komşu bölgelerinde sertlik değerlerinin farklılığı veya içyapısında değişim olarak tanımlanır. Kaynak ısısı tarafından oluşturulan içyapıdaki bu değişimler sertlik görünüşünün çıkarılması veya mikro yapı analizi ile gözlenebilir.

Kaynaklı bağlantının ITAB'ının tokluk ve mukavemeti esas metalin tipine, kaynak yöntemine ve kaynak parametrelerine bağlıdır. Kaynaktan etkilenen esas metallerde, kaynak ısı çevriminin yüksek sıcaklıklara ulaşılması nedeniyle ortaya çıkan ısı etkileşmelerden dolayı tavlama etkisi veya mukavemet artışı görülür. Kaynak ITAB'ının sıcaklık değerleri, ortam sıcaklığıyla sıvılaşma sıcaklığının sınırları arasında değişir. Meydana gelen metalürjik etkilenmeler düşük sıcaklıklarda yavaşça, sıvılaşma değerlerine doğru daha hızlı meydana gelir.

Kaynaklı birleştirmelerde malzemelerin özelliklerine bağlı olarak 4 çeşit metalürjik yapı görülebilir:

1. Katı-eriyik mukavemetlendirilmiş yapı
2. Soğuk şekil değiştirmiş yapı
3. Çökelme sertleştirilmesi oluşan yapı
4. Faz dönüşümü gerçekleşen yapı (Martenzit gibi)

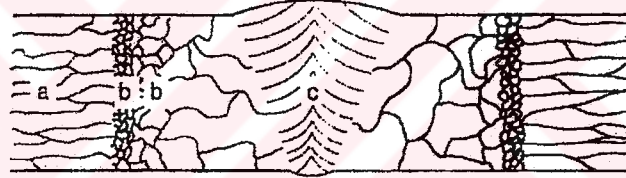
Çelik ve dökme demir malzemelerde bu yapı etkileri bir arada görülebilir.

Katı eriyik ile mukavemetlendirilen alaşımların ITAB'ları çok az problem çıkarır. Katı hal dönüşümü içermiyorsa ısı çevrim etkisi küçüktür ve ITAB'ın özellikleri büyük ölçüde kaynaktan etkilenmez. Yüksek dikiş sıcaklığı sonucunda kaynak yakınındaki kesitte tane büyümesi meydana gelir. Ancak bu tane büyümesi sadece bir kaç tane genişliğini kapsıyorsa mekanik özellikler açısından pek önemli değildir. Genellikle bu yöntemle mukavemet kazandırılan alaşımlar, sıcak haddelenmiş düşük karbonlu çelikler ve Ferritik-Östenitik çeliklerdir.

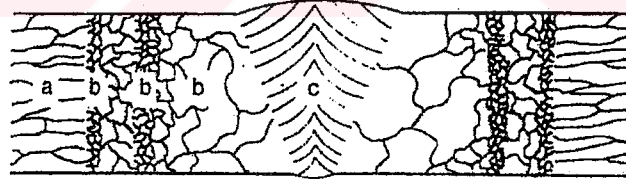
Kritik şekil değiştirme oranının üzerinde bir değerde soğuk plastik deformasyonla oluşturulmuş metaller, $0,3-0,4T_c$ sıcaklıklarına ısıtıldıklarında yeniden kristalleşirler. Kaynak işlemindeki ısı, soğuk şekil değiştirmiş metalin ITAB'ında bu etkiyi gösterir ve yeniden kristalleşme gerçekleşir. Kaynak kesiti Şekil 3.1'de soğuk şekil değiştirme içyapısına, kaynak

ısı çevriminin etkisi gösterilmektedir. Burada a ile ısıdan etkilenmemiş bölge, mekanik deformasyon (soğuk haddeleme) sonucu şekil almış tanelerin durumu gösterilmektedir. Eş eksenli ince taneler b ile gösterilmektedir. Bu taneler ITAB'da sıcaklığın yeniden kristalleşme sıcaklığına ulaştığı kısımlardaki tanelerdir. Kaynak dikişine doğru hemen yanında gözlenen iri taneler ise, erime hattı yakınındaki yüksek sıcaklık bölgesinde görülen yapıdır. ITAB'da yeniden kristalleşmenin sonucu, soğuk şekil değiştirmiş esas metale göre biraz daha düşük mukavemet değerlerine ulaşılır fakat süneklilik artar. Sebebi deforme olmuş yapının bozunup, tanelerin soğuk işlem öncesindeki boyutuna ulaşmalarıdır.

Eğer ısıtıldığında allotropik dönüşüme uğrayabilen bir soğuk şekil değiştirmiş metal söz konusu ise, kaynağın etkisi daha da karmaşıktır. Çelik, Titanyum ve diğer allotropik değişim gösteren metallerde Şekil 3.1 B'de görüldüğü gibi çift yeniden kristalleşme hattı görülebilir. Birinci ince tane bölgesi, ikincil kristal fazının yeniden kristalleşmesi sebebiyle meydana gelir. İkinci ince taneli bölge ise, yüksek sıcaklık fazında allotropik dönüşüm sonucu meydana gelmektedir.



(A) Tek bölgesi yeniden kristalleşme (Faz dönüşümü yok)



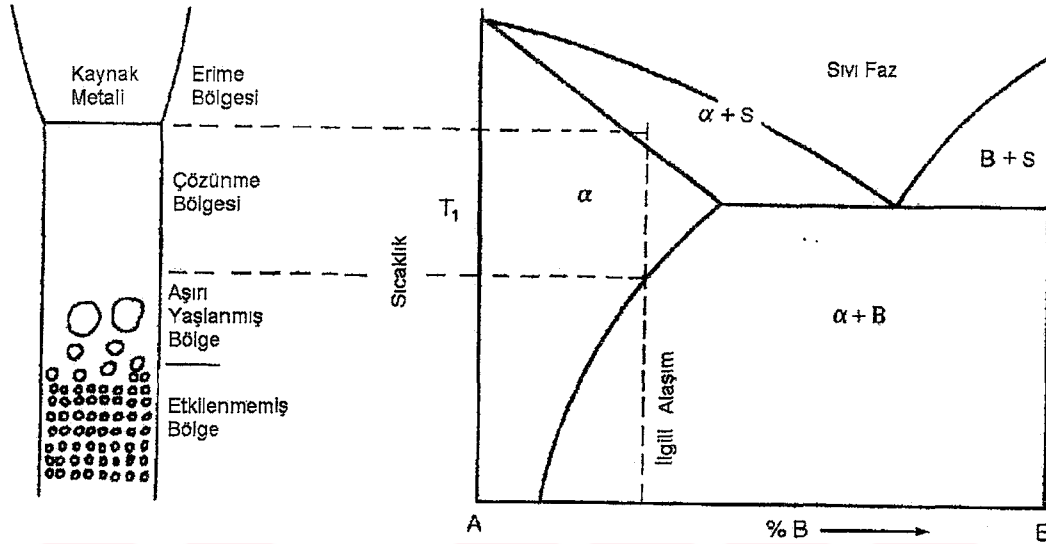
(B) Çift bölgesi yeniden kristalleşme (Faz dönüşümü var)

Şekil 3.1 Soğuk şekil değiştirmiş tanelerin kaynaklanması sonrası mikro yapısı

Çökelme sertleşmesi yoluyla mukavemet kazandırılan alaşımlar, kaynak ısısının etkisinde deformasyon sertleştirmeli alaşımlar gibi davranır. Çökelme sertleşmesine ait ısı işlem çevrimi; eriyiğe alma, ani soğutma ve yaşlandırma işlemlerini içerir. Kaynak ısısı, kaynak bölgesinin hemen yakınındaki ITAB'da iri tanenin eşlik ettiği faz olan katı eriyiği ortaya çıkarır. Bu bölge kaynak işlemi sonrasında yaşlandırma işlemi ile sertleştirilebilir.

Kaynak ısısı nedeni ile eriyiğe alma sıcaklığı altına kadar ısınmış ITAB, aşırı yaşlanır. Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi bu bölgeyi yeniden sertleştiremez. Eğer kaynak ısısı

ITAB'ın sıcaklığını orijinal yaşlandırma sıcaklığı civarına kadar yükseltmiyorsa, mekanik özellikler önemsiz derecede etkilenir. Çökelme sertleştirmeli mukavemet kazandırılan alaşımların ITAB'ı Şekil 3.2'da gösterildiği gibidir.



Şekil 3.2 Çökelme Sertleştirmeli Alaşımların ITAB'ında çökeltilerin irileşmesi

Yüksek mukavemetli çökelme sertleştirilebilir alaşımları mukavemet kaybı olmaksızın kaynak yapmak zordur. Ancak gene de söz konusu mukavemet kaybı 3 teknik ile minimuma indirilebilir.

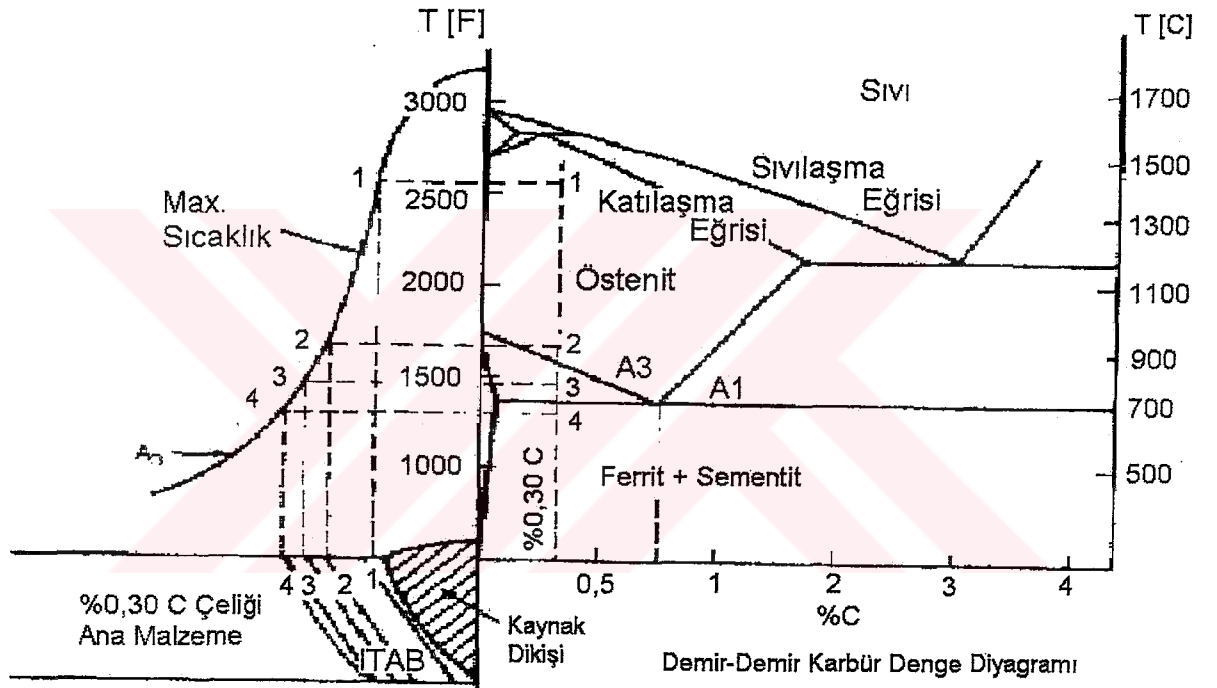
Birinci metot, işlemi çözme, su verme ve kaynaklı bağlantıyı yaşlandırmaktır. Bu her ne kadar etkili yöntem olsa da oldukça pahalı ve bazı durumlarda uygulanması bile imkansızdır.

İkinci metot, kaynak işlemi, çökelme sertleştirmeli esas metali, çözmeye (eriyiğe alma) yaklaştırır ve sonradan kaynaklı bağlantı yeniden yaşlandırılır. Bu ısıl işlem ITAB'ın eriyiğe alma ısıl işlemine karşı gelen bölgesinin mukavemetini yükseltir. Ancak aşırı yaşlanmış bölgenin mukavemetinde düzelmeye neden olmaz.

Son metot ise esas metali eriyiğe alma şartlarında kaynak yapmak ve sonra tüm kaynaklı bağlantıyı yaşlandırmaktır. Aşırı yaşlanmış bölge en zayıf hat olacaktır ancak önceki yaklaşımlardan daha fazla düzeltici bir etkiye sahiptir.

Kaynak işleminin ısı çevrimi nedeniyle ısı işlem görmüş esas metalin mukavemeti azalır, yüksek ısı girdisi kullanılan kaynak yöntemleri bu alaşım türleri için tavsiye edilmez. Düşük ısı girişi ITAB'nin genişliğini ve yumuşayan esas metal miktarını en aza indirir.

Dönüşüm yoluyla mukavemet kazandıran alaşımlar kaynak işlemi sebebiyle ortaya çıkacak soğumaya bağlı olarak martenzit dönüşümüne uğrayacak alaşım içeren ve yeterli miktarda C içeren çelikleri kapsamaktadır. Bu çelikler kaynaktan önce temperlenmiş martenzit ısı işlemi görmüşlerdir veya kaynak ısı çevrim süresince martenzit dönüşümü sebebiyle uygun sertleşmeye sahiptirler. Her iki durumda da yaklaşık olarak ITAB aynı şekilde kaynak ısı çevriminden etkilenir (Şekil 3.3).



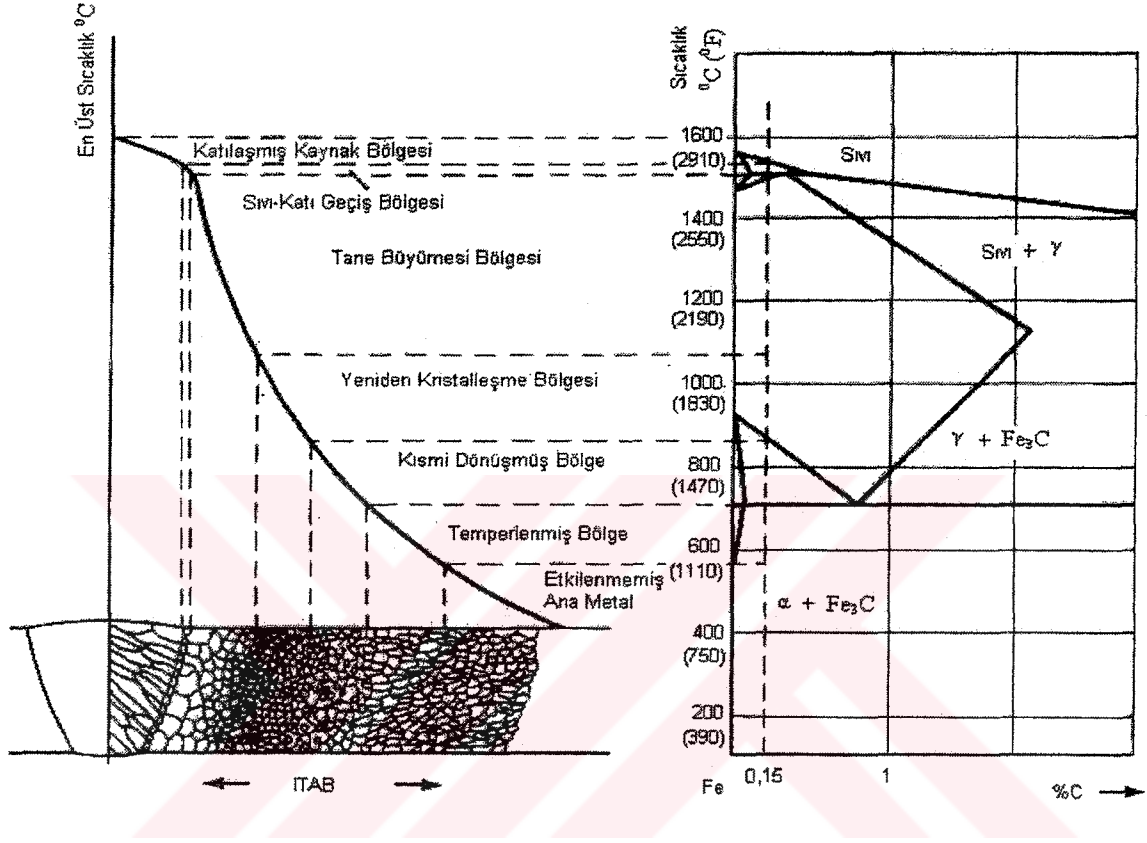
Şekil 3.3 Kaynak bölgesinde oluşan yapıların Fe-Fe₃C faz diyagramında gösterilişi

Bölge 1, hemen kaynak dikişinin yanı olup iri taneli bölgedir. Sıcaklığın ergime noktası yakınına ulaştığı bölge olması nedeniyle, östenitik tane büyümesi meydana gelir. Geniş tane boyutu sertleştirme eğilimini artırır ve bu bölge, soğutma ile birlikte kolayca martenzit dönüşümüne uğrar.

Bölge 2, östenit fazına ulaşmıştır ancak burada sıcaklığın tane büyümesine etkisi yoktur. Bu bölgenin sertleşebilme kabiliyeti tane büyümesine bağlı olarak önemsenmeyecek derecede artar ancak soğuma hızı yeterli derecede fazla ise veya alaşım miktarı yeteri kadar fazla ise, martenzit dönüşümü olabilir.

Bölge 3 de, bazı tanecikler östenite dönüşebilse de diğerleri dönüşemez. Östenit tanecikleri oldukça incedir.

Bölge 4'de östenite dönüşemeyen tanecikler vardır ancak ferrit tanecikleri kaynak ısısı etkisiyle temperlenebilir.



Şekil 3.4 Kaynak dikişinin ve ITAB'ın sıcaklık yapı değişimi (ASM Handbook, 1988)

ITAB'ın ve ITAB'daki her bir bölgenin genişliği kaynak ısı girişi tarafından kontrol edilir. Yüksek ısı girişi yavaş soğuma hızlarına neden olur. Bu nedenle, ısı girişi son içyapıları ortaya çıkarır.

ITAB'ın sertliği esas metalin karbon içeriğinin bir fonksiyonudur. Artan C oranıyla, ITAB'ın tokluğu azalır ve sertliği artarak çatlak eğilimini artırabilir. Yüksek karbonlu martenzit, tek başına çatlak meydana getirme sebebi değildir; hidrojenin çözünmesi ve kalıntı gerilmelerin varlığı da gereklidir. Sertleştirme kabiliyeti yüksek olan çeliklerin kaynak metalinin ve ITAB'ının sertlik değerinin düşürülmesi için son tavlama ısıl işlemi ileri sürülebilir.

Genellikle, ITAB boyutunun kontrolü için düşük kaynak ısı girişi ve kaynak bölgesinin soğuma hızı kontrolü için yüksek ön tavlama sıcaklığı arzu edilir.

3.2 Değişik Metallerin Kaynak Kabiliyetleri

Kullanım alanlarına göre belirlenen ihtiyaçlar nedeniyle, birbirinden farklı özelliklere sahip çeliklerin kaynaklanması yapılmaktadır. Değişen ortam şartları ve zorlama çeşitlerine bağlı olarak farklı malzemelerin tercihi yapılır. Seçilecek metal kombinasyonunda, kaynaklı bölgedeki özellikler çok önemlidir. İlave kaynak elektrotunun seçilmesi kaynak dikişini etkileyen başlıca etken olduğu gibi, geçiş bölgelerindeki dokuların da önemi göz ardı edilemez. İlave metal bileşimi, kaynak dikişinde oluşacak dokunun bileşimidir ve ITAB'da ana metalle yapısal uyumluluğunu etkiler.

Değişik malzemelerin kaynağında dikkat edilecek ilk unsurlar, ısı iletkenlik katsayısıdır (λ) ve ısı genleşme katsayısıdır (α). Kaynak dikişinin ve ana malzemenin ısı alışverişi işlem sonrasındaki soğuma hızını etkileyeceğinden ITAB hattı boyunca çatlaklar görülebilmektedir. Isı iletkenlikleri birbirine yakın olan metallerin ergitme kaynakları ile birleştirilmesi yapılmalıdır. λ 'sı çok farklı metallerin ise, ısı etkisi oluşmaması için katı hal yöntemleri ile birleştirilmesi tavsiye edilmektedir.

Teorik olarak malzemelerin kaynak kabiliyetinin genel tanımına uygun olacak şekilde (yöntem-konstrüksiyon-malzeme) incelenmesinden sonra; kaynak bağlantısının dokusal kararlılığı, fiziksel özellikler, mekanik özellikler, korozyon dayanımı, kaynak metalinin ve ana metalin erime oranı etkenleri ile değişik malzemelerin kaynak kabiliyeti belirlenir.

Isı iletkenliği yüksek olan malzeme ile düşük olanı arasında yapılacak ergitme kaynak işleminde, yüksek λ 'lı olanının ön ısıtma yapılması gerekir. Böylece işlem esnasında, enerji tüketimi ve ısı kaybı azalmaktadır. Isı iletkenliği yüksek olan malzemenin kaynak bölgesinde ısı tutabilmesi için işlem hızı yavaşlatılmalıdır ve bunun sonucunda düşük λ 'lı malzeme aşırı ısınır. İki malzeme içinde de ara değerlerde işlem gerçekleştirilip, kaynak hızı ve ark boyu buna göre tespit edilmelidir.

Isıl genleşme katsayıları (α) arasındaki fark çok ise; kaynak parçaları işlem esnasında ayrı oranlarda genleşip, kaynak sonrasında ayrı oranlarda büzüleceklerdir. Bunların sonucunda da çarpılmalar (distorsiyon) gerçekleşir. Kaynak dikişinin ara yüzeyinde gerilme yığılmasına sebep olur ve kullanım aşamasında oluşabilecek sıcaklık değişimleriyle de bu çarpılmalar çatlak oluşturur.

İşlem sonrasında çatlak oluşmaması için, kaynaklanacak parçaların λ ve α katsayılarının arasındaki değerlere sahip ilave malzemeler seçilmelidir.

etkinleşecektir. Östenitik paslanmaz çeliklerin içerdiği çok az orandaki karbon miktarının artması, yapının içerisindeki karbür miktarını arttırıp korozyon dayanımını düşürür. Bu etkiden dolayı paslanmaz çeliklerin kendi aralarında ve diğer çeliklerle olan birleştirmelerinde, %18–25 Cr, %8–12 Ni içeren ilave malzemeler kullanılmalıdır.

Dökme demirlerin kaynağında da benzer bir etki, ITAB bölgesinin kaynak dikişine çok yakın hatlarında oluşan C difüzyonu ile oluşur. Karbon atomunun yayılmasıyla, atom yoğunluğu düşen bölgenin dayanım değerleri de düşecektir. Eğer ilave malzeme olarak C-Mn içerikli tel kullanılacaksa, dökme demir ITAB bölgesinin 500-700°C sıcaklıklarında ön ısıtılması veya birleşme yüzeylerinin Ni içerikli ENi-C1 veya ENiFe-C1 malzemeleriyle kaplanması gerekmektedir (Baştuğ, 2001).

İlave malzeme olarak karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kullanımında martenzitik yapı oluşacağı için paslanmaz çeliklerle düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında kullanılmamalıdır. Cu-Ni-Fe üçlü faz diyagramına göre Cu miktarının %5'in altında olmalıdır ki sıcak çatlak oluşumu gözlenmesin. Östenitik ilave metal kullanımında ise çatlamaya dayanıklı ve sünek bir yapı olan östenit + %5–10 ferrit yapı elde edilir. Bakırın etkisi östenitik ilave malzemelerde de aynı olduğu için iki malzeme grubu içinde bakırla ergitme kaynağıyla birleştirilmesi tercih edilmez. İlave metaldeki Cr yoğunlaşmasının %30 olup Ni içermemesi durumunda ise tane büyümesi ve porozite oluşumları görülür (Baştuğ, 2001).

İşlem sonrasında elde edilecek kaynak dikişinin mekanik özellikleri, dayanımı düşük olan malzemenin dayanımına eşdeğer ya da daha fazla olmalıdır. Bu şarta göre farklı metallerin kaynağında dikiş bölgesinin dayanımının düşük olmaması için yüksek oranda Ni ve Cr içeren ilave metaller kullanılır. Monel alaşımı (%60–70 Ni, %40–30 Cr) elektrotlar ise dayanım değerleri paslanmaz çeliklere göre düşük olduğu için tercih edilmemelidir.

Kaynak bölgesinin korozyon dayanımının, ana metallerinkinden daha yüksek olması istenir. Daha yüksek sıcaklıklara çıkıldığı için istenen bu özellik için, iş parçalarından daha soy bir ilave elektrot kullanılmalıdır. Bunun için Ni ve Cr içeriği yüksek teller seçilmelidir. Böylece korozyon dayanımının yanında oksidasyon dayanımı da arttırılmış olur (Baştuğ, 2001).

Kaynak dikişinin, ilave elektrot ve ana metal bileşimlerinden farklı hale gelebilir. Bunun sebebi kaynak esnasında ilave tel ile ana malzemenin sıvı fazda çeşitli oranlarda karışmalarıdır. Bu etkileşim, değişik metallerin kaynağında bileşim farklılığından dolayı gerçekleşebildiği için seyrelme oranının (3.1) den hesaplanıp, kaynak dikişinin bileşimi bulunmalıdır. Aşağıdaki örnek işlemler dizisiyle açıklanan hesaplama sayesinde gerekli faz

diyagramlarından yapı incelemesi yapılarak, oluşabilecek yapı ve özellik uyumsuzlukları belirlenip önlem alınabilir (Baştuğ, 2001).

$$D = \frac{A}{A + B} \dots\dots\dots 3.1$$

D=Seyrelme oranı

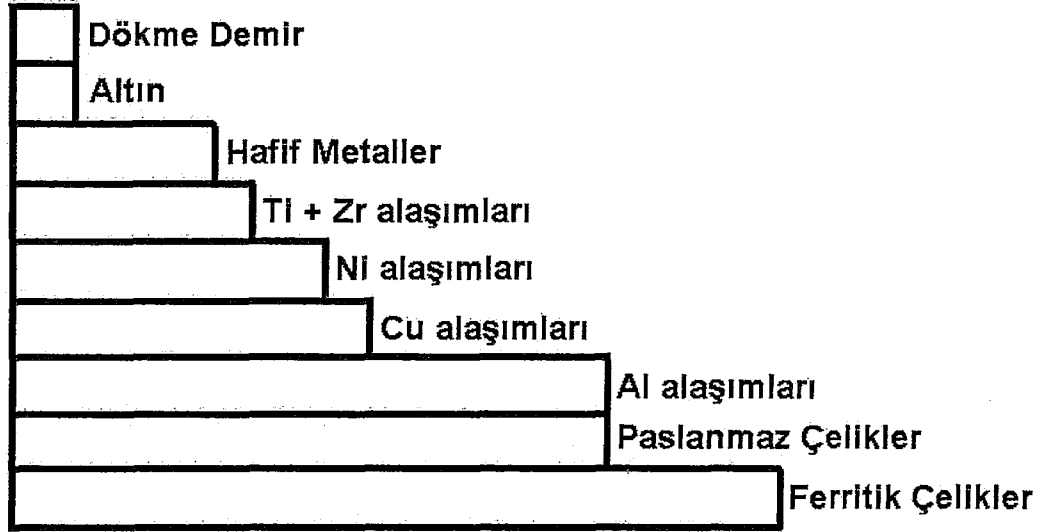
A=Erimiş esas metallerin alanı

B=İlave metal alanı

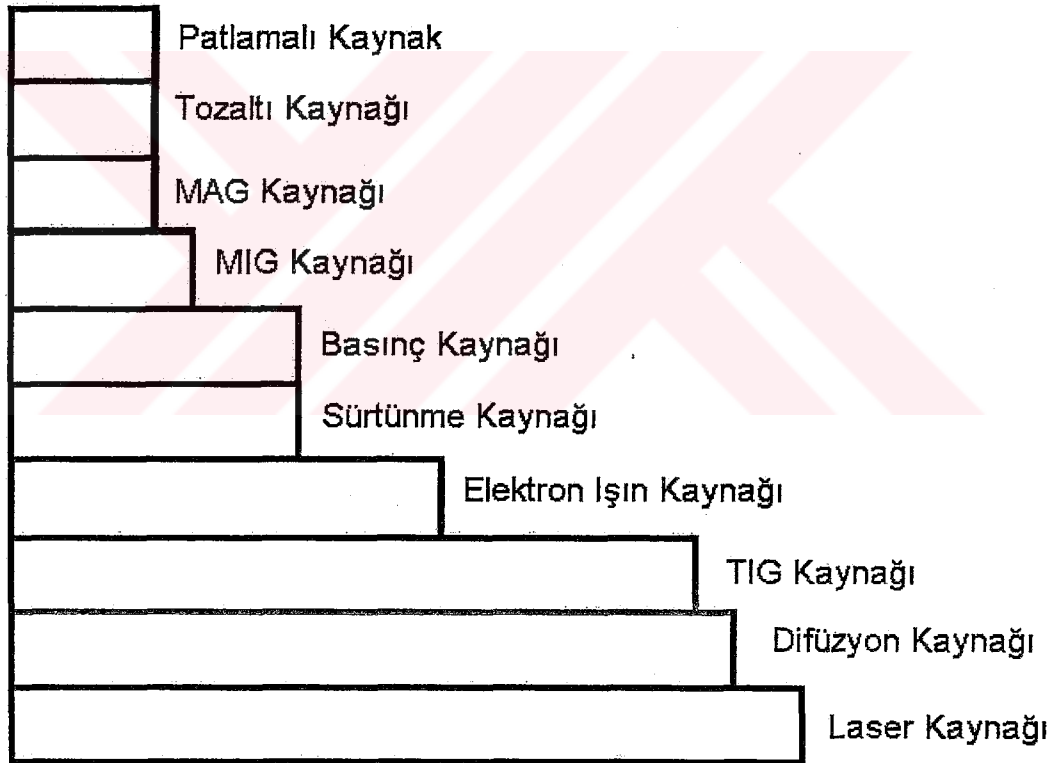
A+B=Kaynak bölgesi alanı

Kalın kesitli parçaların kök pasosunda ve tek pasolu işlemlerde erime oranı daha yüksektir (Diğer pasolara göre). Bu sebeple erime oranı yüksek yani fazla seyrelmeye uygun ilave elektrot seçilmelidir. Farklı metallerin kaynak dikişleri ile arasında değişen oranlarda seyreltiler oluşması, soğuma esnasında çatlak oluşumuna sebep olabilmektedir. Erime oranı belirlendikten sonra kaynak dikişinin kimyasal bileşimi hesaplanabilir. Ana malzemelerin ve ilave elektrotun kaynak banyosundaki erime oranları ile içerdikleri aynı elementlerin yüzdelерinin çarpımı, bize kaynak dikişindeki son kimyasal bileşimi verir (Baştuğ, 2001).

Farklı metallerin kaynağında kullanılan malzemeler ve yöntemler, Şekil 3.6, 3.7 ve 3.8 de kullanım oranlarına göre belirtilmiştir. Birbirleriyle kaynaklanacak olan metallerin kullanımında, bu tablolar göz önüne alınmalıdır ve malzeme seçiminde Şekil 3.8 deki uyuma dikkat edilmelidir.

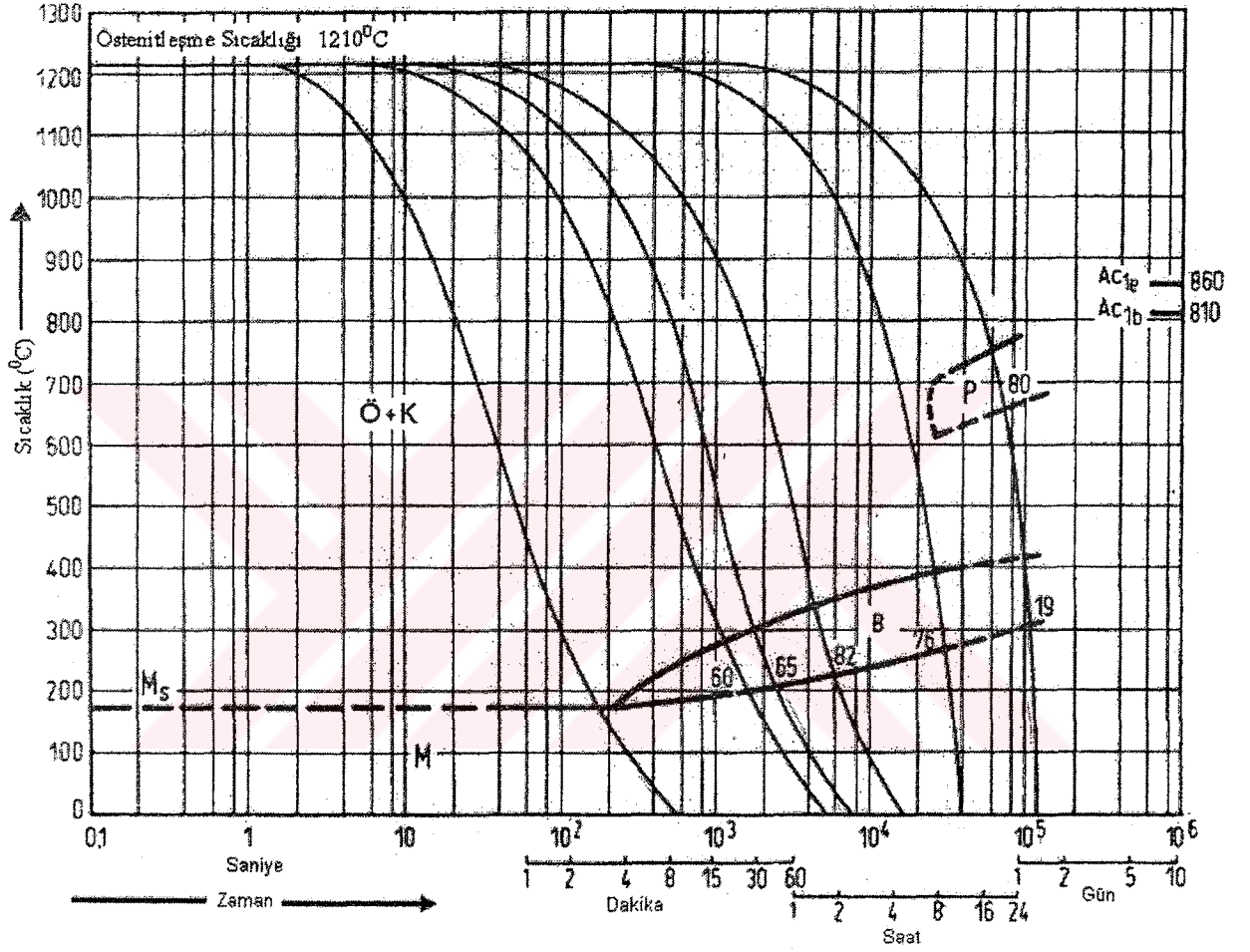


Şekil 3.6 Farklı malzemelerin birbirleriyle kaynak işleminde kullanımları (Baştuğ, 2001)



Şekil 3.7 Kaynak yöntemlerinin farklı malzemelerin birleştirilmesinde kullanımları (Oyak-Renault, 2001)

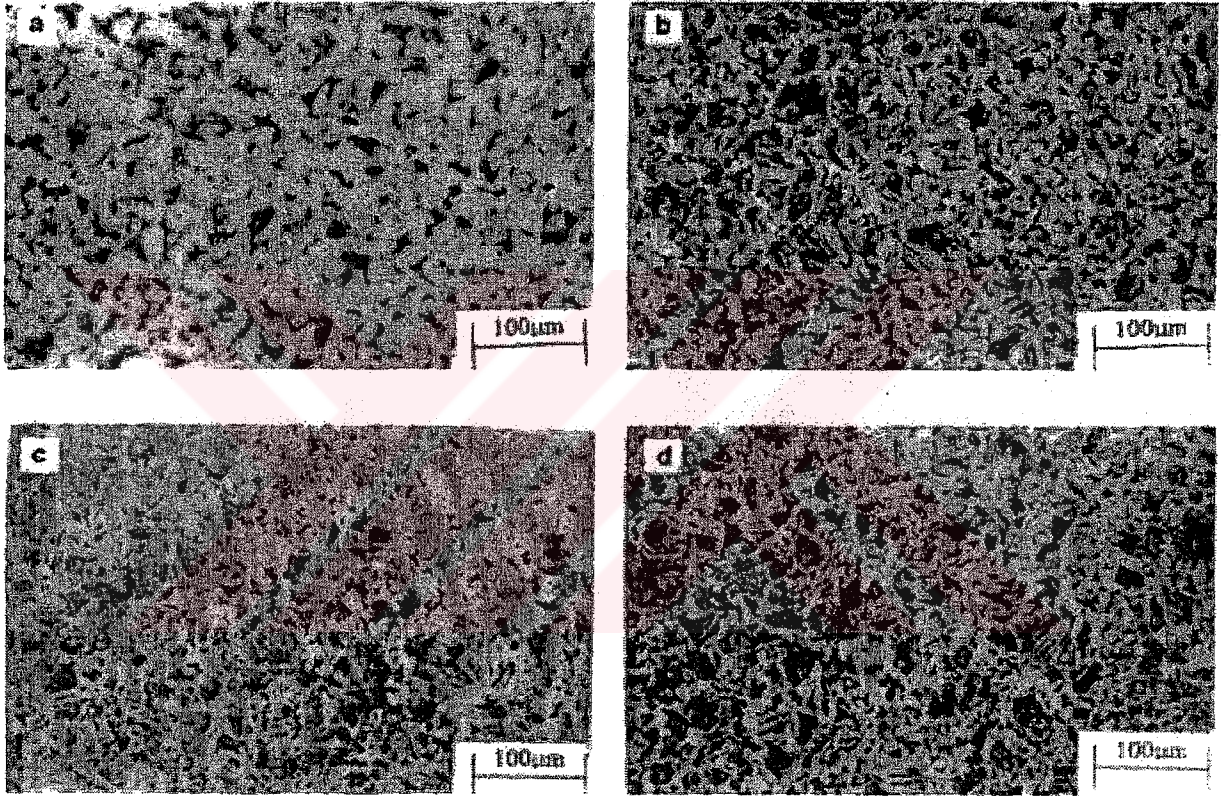
Baştuğ (2001) tarafından yapılmış bir araştırmada, kesici takımların ve matkap uçlarının üretiminde kullanılan C45 / HS 6-5-2 malzeme çiftinin alın yakma kaynağı irdelenmiştir. Kaynak dikişindeki karbon göçünün ve krom karbür oluşturmaya bağlı olarak sertlik artışı sonucuna varılmıştır. Yüksek sıcaklığa bağlı oluşan Widmanstätten tipi ferritin ve tane sınırlarında oluşan karbür çözünmelerinin, yapının sertliğine etkisi ortaya konmuştur (Baştuğ, 2001).



Şekil 3.9 HS 6-5-2 yüksek hız takım çeliğinin sabit sıcaklık zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) diyagramı (DIN Pocketbook,1982)

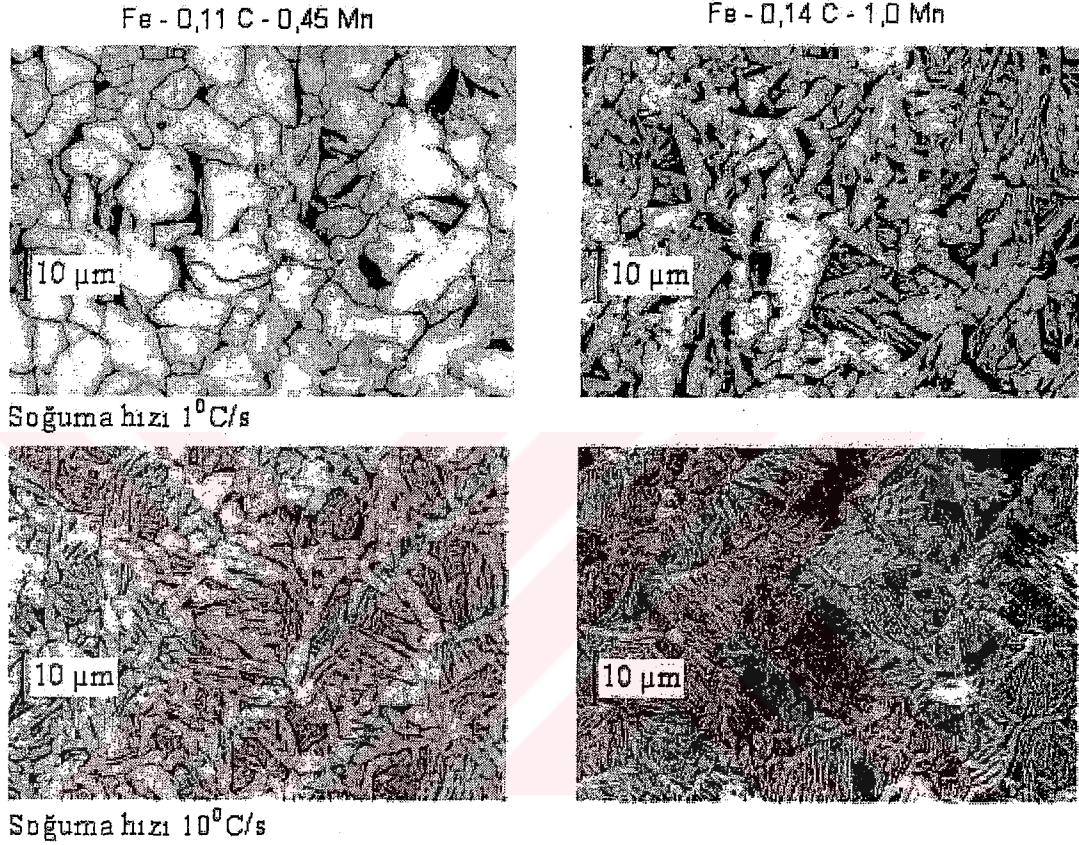
HS 6-5-2 çeliğine ait ZSD diyagramından yararlanılarak östenit sıcaklığından soğuma sonrasında oluşacak yapılar tespit edilebilir. İçerdiği W, Mo ve V elementlerinin oluştuğu karbürlerin altındaki taşıyıcı doku diyagramdan okunabilir.

Varma vd. yaptığı araştırmada, $\phi 25,4$ mm çaplı %0,28 C ve %0,38 C içeren C-Mn çeliklerinde ısıtma işlemi sonrasında soğutma hızına bağlı olarak oluşan östenit yapısının dönüşümlerinin, sürekli zaman-sıcaklık-dönüşüm (SZSD) diyagramlarının bilgisayar modellemesiyle bulunması gerçekleştirilmiştir. Test çubuklarından alınan 25,4 mm uzunluğundaki numuneler, alın yüzeylerine termokopullar yerleştirilerek 1 saat östenit sıcaklığında tavlansmıştır. Isıtmadan sonra fırın ortamında, açık havada, basınçla üflenen havada, su püskürtmede ve su-buz karışımında soğutulmuştur. Numunelerin bileşimlerine göre değişen soğutma hızları gözlemlenmiştir (Varma vd., 2001).



Şekil 3.10 %0,28 C içeren ısıtma işlem görmüş çeliğin mikro yapıları: a) $1,75^{\circ}\text{C/s}$, b) $30,07^{\circ}\text{C/s}$, c) 37°C/s , d) $62,53^{\circ}\text{C/s}$ soğutma hızlarından sonra görüntülenmiştir (Varma vd., 2001)

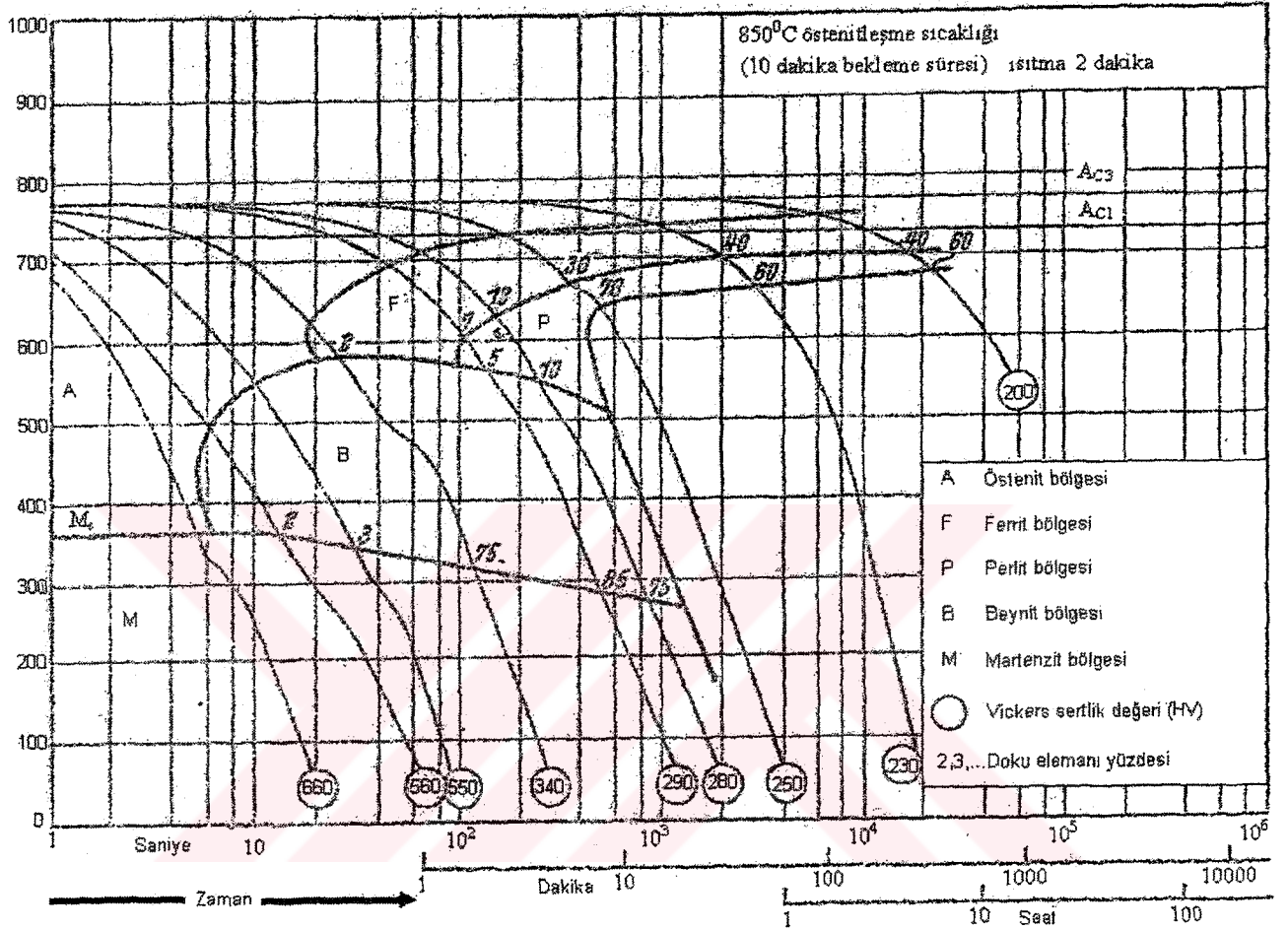
Östenit fazından değişen soğutma hızlarında oluşacak yapıların incelenmesi amacıyla yapılan Ferry vd.'nin çalışmasında, "BHP Steel" şirketine ait 3 farklı kalitede olan sıcak haddelenmiş C-Mn çelikleri (Fe-0,11C-0,45Mn; Fe-0,14C-0,74Mn; Fe-0,14C, 1,0Mn) kullanılmıştır. Deneysel çalışmalardaki Fe 37 ve 20 NiCrMo 2 çeliklerinin ana malzeme, ITAB mikro yapılarının Şekil 3.10 b – c ile örtüştüğü gözlemlenmiştir (Ferry vd., 2002).



Şekil 3.11 Fe – 0,11 C – 0,45 Mn ve Fe – 0,14 C – 1,0 Mn çeliklerinin oda sıcaklığına 1⁰C/s ve 10⁰C/s soğuma hızları ile soğutulduktan sonraki mikro yapıları (Ferry vd., 2002)

Varma vd. çalışmasında belirtilen %0,28 C'lu C-Mn çeliğinin 30⁰C/s, 37⁰C/s ve 62,53⁰C/s soğuma hızlarında elde edilen yapılarla ve Ferry vd. araştırmasındaki %0,11 C - %0,45 Mn ile %0,14 C - %1,0 Mn içeren C-Mn çeliklerinin 1⁰C/s ile 10⁰C/s soğuma hızlarında elde edilen yapıların, tez içerisinde TIG kaynağıyla birleştirilen Fe 37 / 20 NiCrMo 2 ve Fe 37 / G20 malzeme çiftlerinin ITAB yapılarıyla yüksek oranda örtüştüğü gözlemlenebilir (Varma vd., 2001; Ferry vd., 2002).

42 CrMo 4 ıslah çeliğinde değişik soğuma hızları sonrasında oluşacak yapılar çelik cetvelinden alınan SZSD diyagramında görülmektedir. Deneysel çalışmalarda alınan değerlerle soğuma eğrilerinin ucundaki sertlik değerleri, mikro yapısı alınan malzemenin yapısı ile örtüşmektedir.



Şekil 3.12 42 CrMo 4 çeliğinin SZSD diyagramı (Rose vd., 1961)

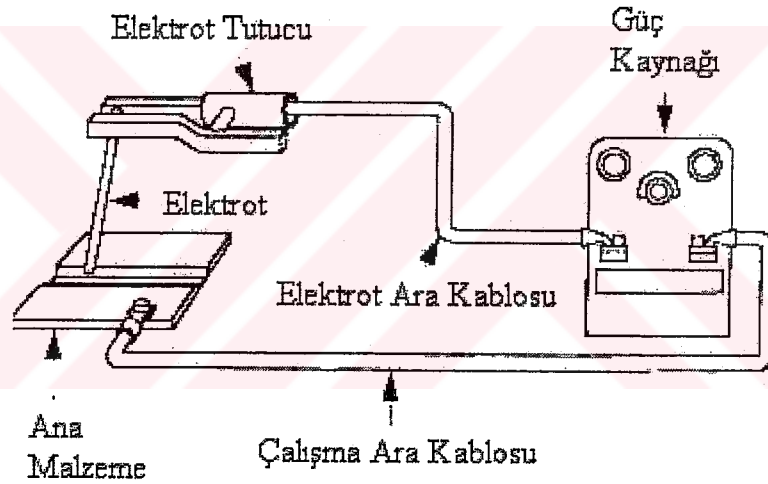
Dökme demirlerde farklı soğuma hızlarına göre oluşacak yapıların teorik olarak belirlenmesi için kullanılan ZSD diyagramı, malzeme bileşimlerine göre bulunmaktadır. Soğuma eğrisinin kestiği dönüşüm başlangıcı ve bitişi çizgilerine göre oluşacak yapılar, SZSD diyagramından tespit edilebilir. Dökme demirlerin genellikle Ni içeren elektrotlarla birleştirilmesi sebebiyle, Schaeffler diyagramlarından kaynak dikişi bileşimini belirlenebilir.



4. KAYNAK YÖNTEMLERİ

4.1 Elektrik Ark Kaynağı

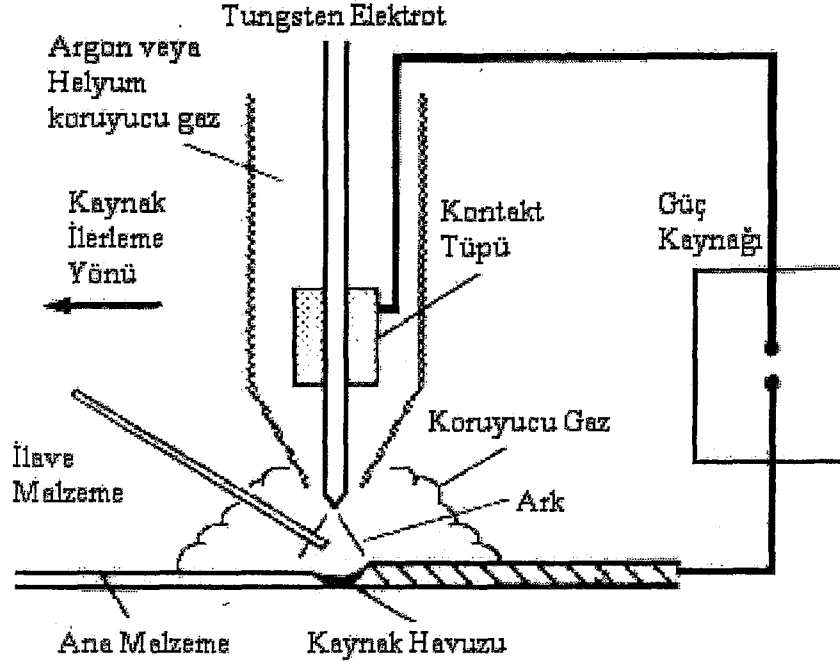
Elektrik ark kaynak yöntemiyle, kalın kesitli ve yüksek akımda birleşen malzemeler kaynak edilir. Ergiyen veya ergimeyen elektrot kullanılan bu yöntemde, kaynak bölgesinde atmosfer koruyucu ortam oluşturulması için örtülü elektrot kullanılır. Çünkü ergitmeyi sağlayacak olan ark, malzemelere göre belirlenen bileşimdeki elektrotun malzemeye teması sonucu elde edilir. (–) kutuplanan elektrot ergiyerek kaynak havuzunu doldurur. İşlem sonrasında kaynak dikişi çekiçlenir ve böylece hem kaynak dikişinin kararlılığı sağlanır hem de örtü malzemesinin oluşturduğu cüruf alınır. Ekstra tesisat (gaz, vakum gibi) gerektirmediği için çok tercih edilen bir yöntem olup, arkin kontrolünün tam sağlanamaması sebebiyle ince sacların kaynağında kullanılmaz (Eryürek vd., 2001).



Şekil 4.1 Elektrik ark prosesi (ASM Handbook, 1988)

4.2 TIG Kaynağı

TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı, reaksiyona girmeyen bir gaz (yansız gaz) atmosferinde ergimeyen Tungsten alaşımı elektrot ile kaynak parçası arasında oluşturulan arkla gerçekleştirilir. Kaynak işleminde kullanılan soy gaz Helyum (He), Argon (Ar) veya He-Ar karışımıdır. Bu gaz, ark kararlılığını sağlar ve kaynak havuzunu atmosfer ortamının etkilerinden korur. Helyum gazının çok pahalı olması sebebiyle saf olarak kullanılmaz, argonla karıştırılır.



Şekil 4.2 TIG kaynak yöntemi (ASM Handbook, 1988)

Bu yöntemde doğru (DC) veya alternatif (AC) akım olmak üzere iki çeşit kaynak akımı kullanılır. Elektrotun güç ünitesi negatif (-) kutba bağlanmış ise (cihaz üzerindeki düğmeyle ayarlanır), doğru akımla kaynak yapıyor demektir. Bu düzenekte, alternatif akıma göre daha kararlı ark elde edilir. Çünkü ısı elektrottan parçaya doğru akar ve parça yüzeyinde toplam ısıнын %60 ı yoğunlaştırılır. Buna bağlı olarak ısıнын %10 u radyasyonla ortama yayınır, %30'luk kısmı ise elektrottan açığa çıkar. Ark kararlılığını daha da arttırmak için elektrotun ucu, elektrot çapının 2 katı uzunlukta olacak şekilde sivriltilir (2d). Böylece kaynakçı, ark boyunu daha rahat sabit tutabilir (Eryürek vd., 2001).

Alternatif akım ise sadece alüminyum ve alaşımlarının kaynağında kullanılır. Çünkü alüminyumun yüzeyinde ana metalden çok daha yüksek sıcaklıklarda ergiyen oksit tabakası (Al_2O_3) mevcuttur. Elektrot ve ana malzeme periyodik olarak ters kutuplanır. Elektrot (+) kutuplandığı zamanlarda alüminyumun yüzeyindeki oksit film dışarıya doğru parçalanır, böylece ana malzemenin ergimesi sağlanır. Elektrotta yoğunlaşan ısı, elektrotun kısmi ergimesine sebep olabilir. Bunun önlenmesi için elektrot (-) kutuplanıp hem elektrot soğutulur hem de kaynak banyosunda ısı yoğunlaştırılıp, kaynak nüfuziyeti sağlanır. Erime tehlikesi olduğu için ark kararlılığını düşürmesine rağmen elektrotun ucu kütleştirilir (Eryürek vd., 2001).

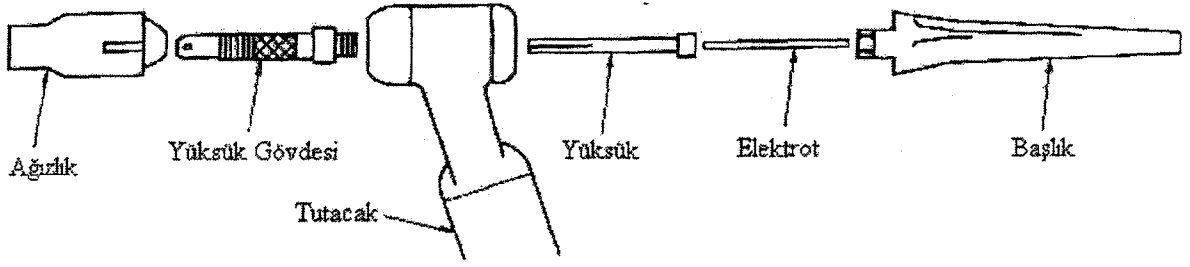
TIG kaynak yönteminde elektrot ve iş parçası arasındaki aralıktan kaynak akımının akmasına

imkan veren ark, sisteme gönderilen soy gazın iyonize edilmesiyle tutuşma oluşturur. İyonizasyon; transformatör, kondansatör ve kıvılcım aralığıyla oluşan ayarlanabilir osilatör devresinin (yüksek frekans ünitesi), kıvılcım başlatıcı (yüksek gerilimli sargı) ile tutuşturulmasıyla oluşturulur. Kıvılcım aralığındaki gaz iyonize olduktan sonra kaynak akımı akar. Doğru akımla yapılan kaynakta ark tutuşturucu devreden çıkartılıp işleme devam edilebilir. Alternatif akımla yapılan kaynakta ise akım yönü devamlı değiştiği için sıfır anında akım söner. Bunun için ark saniyede 100 kez tekrarlanmalıdır. Kullanılan ark boyu büyüdükçe hava burgacı (türbülans) tehlikesi artar. Buna bağlı olarak kaynak dikişin genişler. Maksimum ark boyu, elektrot çapına eşdeğer olmalıdır.

Bu kaynak yönteminde kullanılacak elektrotun elektrik iletkenliğinin iyi olması ve yüksek sıcaklık dayanımı olması istenir. En çok kullanılan elektrotun içi zenginleştirilmiş Wolfram (W) ve dışı saf bakırdan (Cu) oluşur. Bunun haricinde Ag-Cu, Be-Cu ve Cr-Cu elektrotlar da kullanılır. Elektrotlar soğutmaya elverişli, kaynak malzemesine kaynamayan ve yüksek sıcaklık dayanımı olan malzemelerden (torya veya zirkonya katkılı wolfram) sinterleme yöntemi ile üretilirler. Kullanılan akım türüne (doğru veya alternatif) ve kaynak malzemesinin geometrisine, iletkenliğine, yüzeyine göre elektrot çeşitleri seçilir: düz yüzeyli elektrot, küre yüzeyli elektrot ve konik elektrot (Gültekin, 1991; Eryürek vd., 2001).

Kullanılan ilave tellerin birleşecek farklı metallerin bileşimlerinin, ısı iletkenliklerinin ve ısıl genleşmelerinin dengede olmasına göre seçilmesi gerekir.

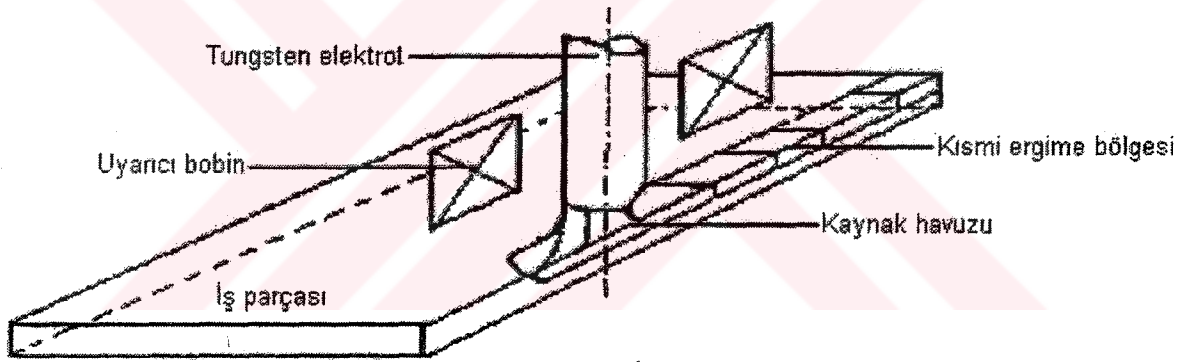
TIG yöntemi paslanmaz çelik, alüminyum, magnezyum, bakır, reaktif malzemelerden titanyum ve tantalum alaşımlarının birleştirilmesinde kullanılır. Özellikle de farklı metallerin birleştirilmesinde tercih edilir. İlave malzemeli veya ilavesiz olarak uygulanabilir. Kaynak ısısının kontrolü ile yüksek kalitede ve düşük çarpılmalı birleşme bölgesi oluşturulur. Ayrıca kaynakçının ısı girdisini iyi olarak kontrol etmesi ve kaynak bölgesinden duman çıkmaması, kaliteli dikiş elde edilmesini sağlar. Diğer gaz altı kaynak yöntemlerine göre 3-4 kat daha fazla enerji verilen bu yöntemle, et kalınlığı 5 mm'den küçük olan parçalar birleştirilir. Parça kesiti >5 mm olduğunda ise malzemede aşırı enerji birikimi ve ITAB bölgesi genişliği meydana gelir. Böyle durumlarda MIG kaynağı tercih edilir (ASM Metals Handbook, 1988; Eryürek vd., 2001).



Şekil 4.3 El tüflecini oluşturan parçaların şematik gösterimi (ASM Handbook, 1988)

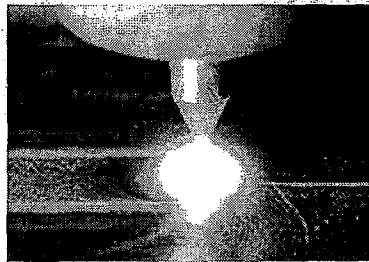
TIG yöntemiyle yapılmış olan araştırmalarda, ince alüminyum sacların kaynağında oluşacak kaynak bölgesinin geometrisinin, kaynak parametrelerinin verilip simülasyonla belirlenmesi incelenmiştir (Tarng vd., 1999).

Üç boyutlu manyetik alanla yönlendirilen TIG kaynağı uygulaması ise Yongbing vd. (2002) yaptığı araştırmada sıvı akışının matematiksel modellemesiyle açıklanmıştır. Bilgisayar programıyla yapılmış çalışmada manyetik alanın sıvı metali yönlendirmesi incelenmiştir.



Şekil 4.4 Uygulanan TIG yönteminin şematik görünümü (Yongbing vd., 2002)

Otomotiv endüstrisinde kullanılan bir otomatik TIG kaynağı Şekil 4.5 de verilmiştir. Sacların kaynağında kullanılan yöntemin otomasyona uyarlanması ve ek işlem gerektirmemesi avantajları ile kullanımı günümüzde de devam etmektedir (Oyak-Renault, 2001)



Şekil 4.5 Otomotiv sanayinde kullanılan otomatik TIG prosesi (Oyak-Renault, 2001)

İşlemede iyi sonuç alabilmek için, vakum odaları kullanılabilir. Camdan yapılan haznenin içindeki gaz önce vakumlanıp dışarı atılır, sonra yansız gaz doldurulur. Bu ortamda yapılan kaynaklarda en iyi sonuçlar alınmaktadır. Atmosfere açık koşullarda da üfleçten gelen gazın yayındığı ağızlık kısmının yeterli genişlikte olması gerekmektedir. Böylece akan gazın debisi rahatlıkla ayarlanıp, kaynak bölgesine aktarılabilir.

Daha yüksek iletkenliğe sahip malzemede ısının yoğunlaştırılması uzun süre alacağı için yüksek akımda çalışılır. Bunun sonucunda kaynak dikişinde çıkan sıcaklık yüksek olur ve hızlı soğuma gerçekleşir. Düşük iletkenliğe sahip malzemede ise ısı kaynak dikişinde yoğunlaştığından ITAB dar olur ve soğuma hızı düşük olur. Bundan dolayı üfleçten koruyucu gaz aktarımı, kaynak dikişinin dönüşüm sıcaklığının altına soğumasına kadar uygulanması gerekmektedir. Özellikle dönüşüm sıcaklığının üzerinde korozyona uğrayabilen malzeme çiftlerinin birleştirilmesinde kaynaktan sonra yansız gazın uygulanmasına devam edilmelidir.

Bu yöntemde seçilecek akım ve voltaj değerleri çok önemlidir. Yüksek veya düşük akım değerlerine bağlı olarak nüfuziyet azlığı, yanma oluşu, eksik dolum (kaynak metali), gaz gözenekleri ve açılmal çarpılmalar hataları oluşabilir.

4.3 MIG Kaynağı

Bu yöntemde elle kumanda sadece mekanik ilerleme hareketini kapsar. Otomasyona uygun, ilave malzeme gereksinimi olmayan ve sadece doğru akım kullanılan bir yöntemdir.

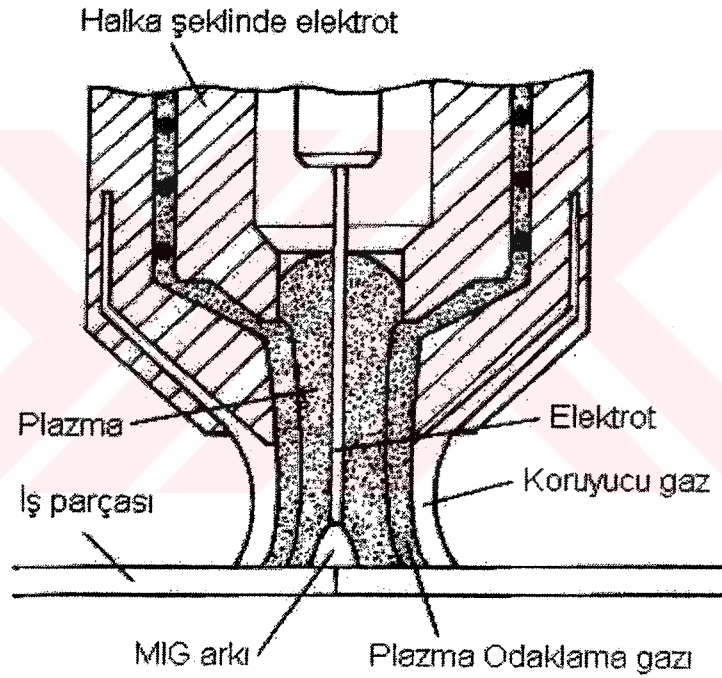
“Metal Inert Gas” açılımındaki bu yöntem, kaynak üfleçinden kaynak havuzuna gönderilen yansız gaz atmosferinde gerçekleştirilir. Gaz bileşimi olarak genellikle Ar, O₂, He ve CO₂ karışımları veya saf Ar kullanılır. Böylece kaynak bölgesinden ısı kaçışı indirgenmiş olur. İş parçasında TIG yöntemine göre daha az enerji absorbe edilir. Buna bağlı olarak daha dar ITAB elde edilir. TIG’le yapılması tavsiye edilmeyen 5 mm kesitinden kalın parçaların kaynağı yapılabilir.

Kaynak hattında esas metalle ergiyen çıplak elektrot ucu arasında ark oluşturulur. Elektrotun kaynak havuzuna besleme hızı akım şiddetini belirler ve bir motor tarafından gerçekleştirilir. Güç ünitesinden kontrol edilen ark uzunluğunun kaynak nüfuziyeti için yeterli olması gerekir. Bunun için kaynak tabancasının belirlenen yükseklikte tutulması gerekir (genellikle 20 mm). Elektrot ucundan kısa devre oluşumuyla kaynak havuzuna damla düşmesi gerçekleşir. Çalışılan düşük temel akımın üzerine her damla düşmesinden önce yüksek akım verilip çekilerek “Darbeli iletim” denen teknik ile kaynak havuzu teker teker damlalarla doldurulur.

Bu darbeli iletim tekniğinin ve kısa devrenin oluşması ile düşük temel akımda kaynak işlemi gerçekleştirilebilir. Fakat ergiyen elektrot kullanımı ve kısa devrenin elektrotu ısıtması, kaynak yönteminin 1 mm'den düşük kesitlerde kullanımını uygun kılmaz (Eryürek vd., 2001).

Kullanım alanları; otomobil gövdelerinin sacının, hafriyat donanımının, levha ve kutu imalatlarının birleştirilmesidir.

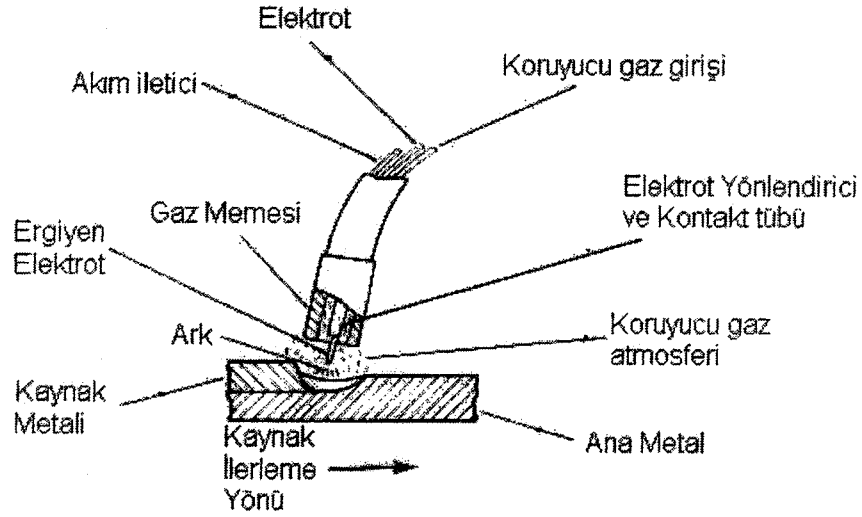
Düşük karbonlu ve karbon-manganez çeliklerinin kaynağında koruyucu gaz olarak CO_2 kullanılır. Bu gaz kimyasal olarak aktif olmakla birlikte ark içinde oksijen ve CO olarak parçalanır. Elektrota eklenen Si, oksijeni gidererek kaynak banyosunun erimiş çelikle reaksiyona girmeyen CO örtüsü altında kalmasını sağlar. Bunun yanında Ar ve CO_2 karışımı tercih edilir (Eryürek vd., 2001).



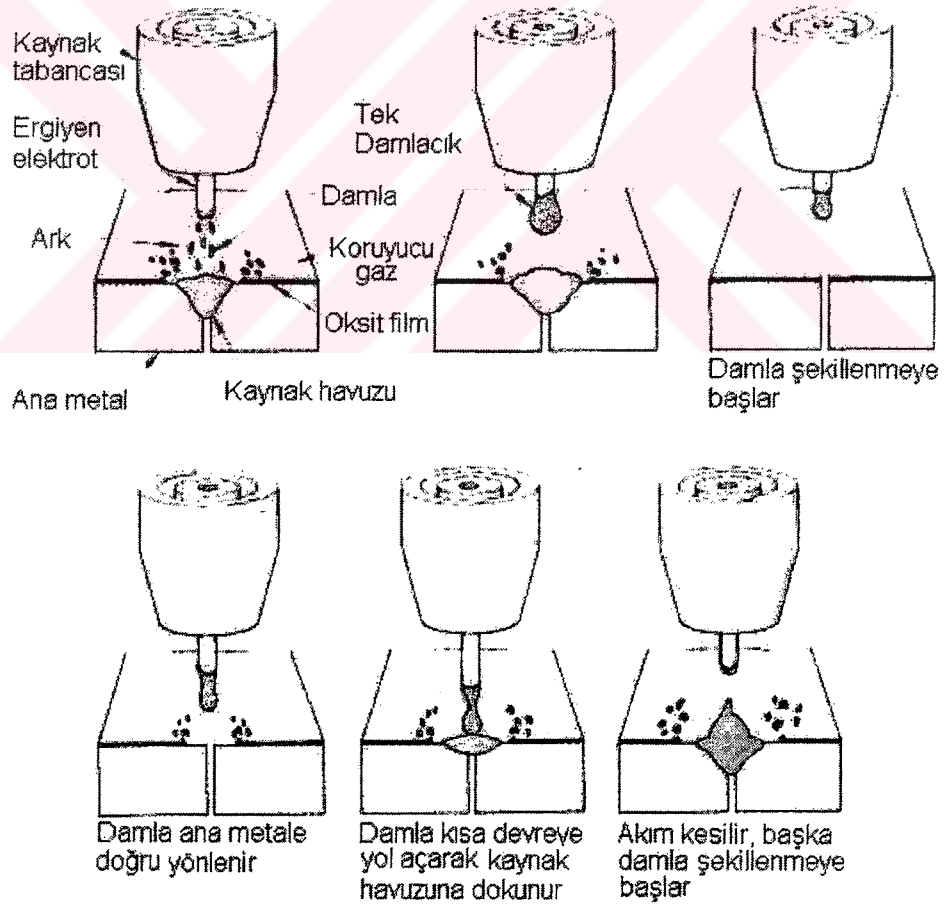
Şekil 4.6 MIG kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)

4.4 MAG Kaynağı

“Metal Active Gas” kelimelerinin baş harflerinden oluşan yöntem, eriyen kaynak elektrotu ve reaksiyona giren gaz (CO_2 gibi) ile yapılır. Ergiyen çıplak elektrot kullanılan yöntemde ana metalin ergime oranı yüksektir ve birleşme bölgesiyle ITAB bölgeleri geniştir. Farklı metallerin kaynağında 10 mm'den geniş çaplı parçaların birleştirilmesi tercih edilmez çünkü ısıнын etkilediği alanlar geniştir. Elektrik ark veya MIG yöntemi kullanılır.



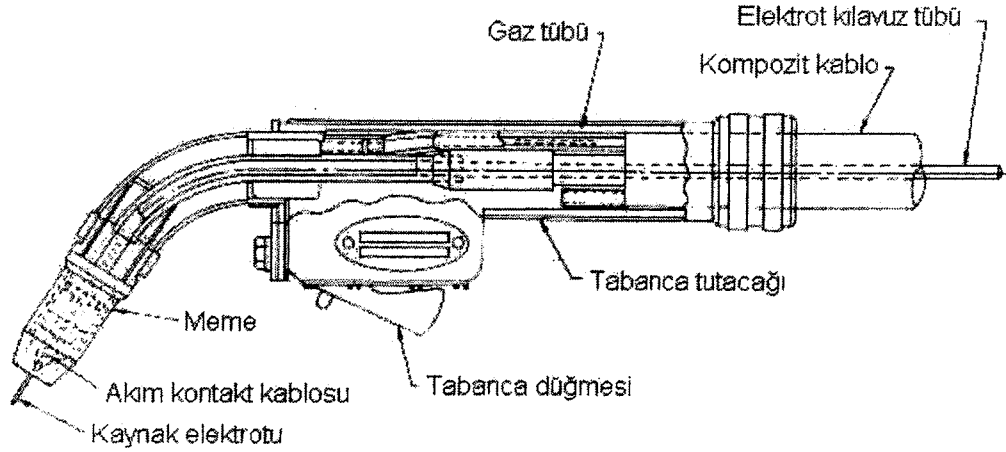
Şekil 4.7 MAG kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)



Şekil 4.8 MAG kaynağında kaynak dikişinin doldurulması (ASM Handbook, 1988)

MIG yöntemiyle benzer prosese sahiptir. Eriyen elektrottan düşen her damlanın kaynak ağzını

doldurmasına bağı olarak kaynak ilerleme hızı belirlenir. Damlaların kaynak dikişini doldurması, önce eriyen elektrotun ana metale teması ve sonrasında kısa devre oluşturup düşmesi ile gerçekleşir.



Şekil 4.9 Hava soğutmalı MAG kaynak tabancasının kesit görünümü (ASM Handbook, 1988)

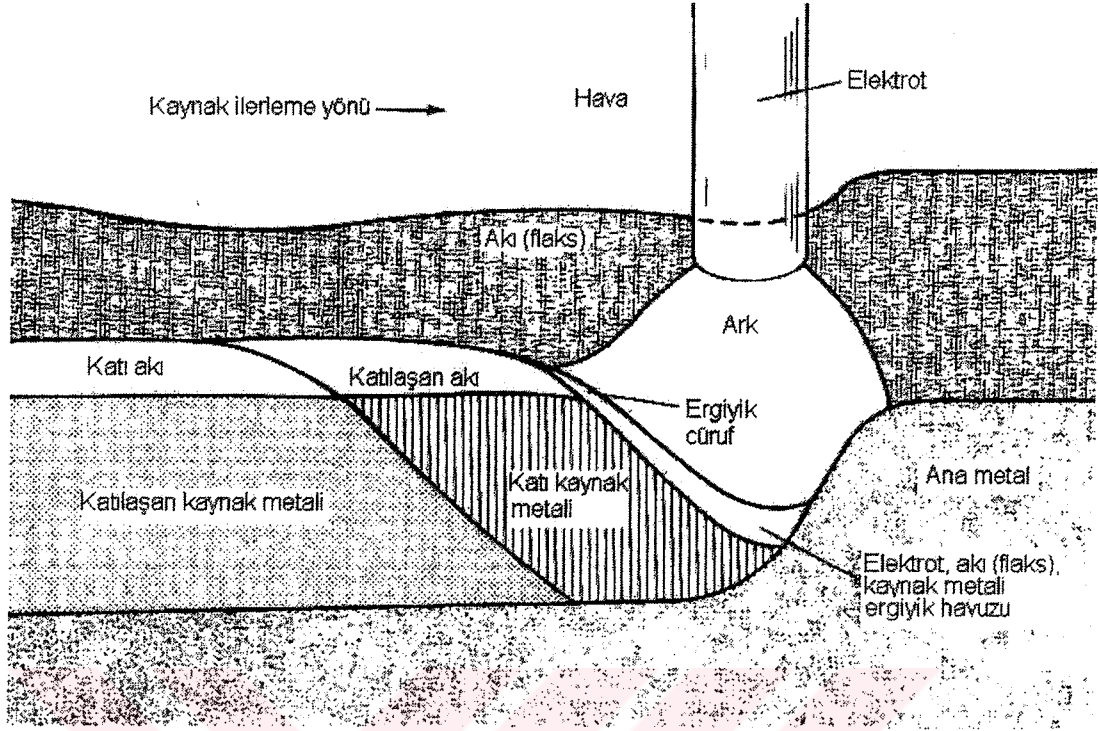
4.5 Toz altı Kaynağı

Güç ünitesinden kontrol edilen akımla elektrot ile kaynak metali arasında ark oluşturulur. Elektrotun erime hızı, telin besleme hızına eşit tutulur ve kaynak hızı belirlenir. Böylece ark uzunluğu ve kararlılığı sağlanır. Kaynak bölgesinin üzerine kaplanan toz (flux) tabakasının üzerinden kaynak ağzına daldırılan elektrot ile aynı anda toz besleme borusu da ilerler. Böylece tozun bir kısmı ergiyerek kaynak dikişinin üzerinde koruyucu bir örtü oluşturur. Diğer ergitme esaslı yöntemlere göre avantajı, ilave gaz kullanılmamasıdır (Eryürek vd., 2001).

Oksitlerden oluşan örtü, elektrik ark kaynağında kullanılan örtülerle aynıdır. Oksitlerin bileşimlerine göre bazik veya asidik örtü malzemeleri vardır. Kaynak tozlarından istenen özelliklere göre örtü malzemesi seçilir; derin nüfuziyet tozları, yüksek kaynak hızı tozları, aralık doldurma kabiliyetli tozlar, ince sac birleştirme tozları ve dolgu kaplama tozları. İstenen kaynak dikişi özelliğine göre seçilen kaynak tozların işlevleri sırasıyla; kaynak banyosunun atmosfer gazlarından koruması, içeriğinin dikişin metalurjisini etkilememesi, kolay iyonize olan Ca, Na ile ark kararlılığını etkilemesi, dikişin üstünün oluşturulan cüruf tabakası ile şekillendirmesidir. Kaynak tozları, kaynaklanacak malzemelere göre TS 8387 ve DIN 32522 standartlarına göre seçilmelidir.

Basıncılı kap, köprü, gemi, boru ve çelik yapılarda kullanılır. Sacların min. 10 mm kalınlıkta

olması gerekir.



Şekil 4.10 Toz altı kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)

4.6 Sıcak ve Soğuk Basınç Kaynakları

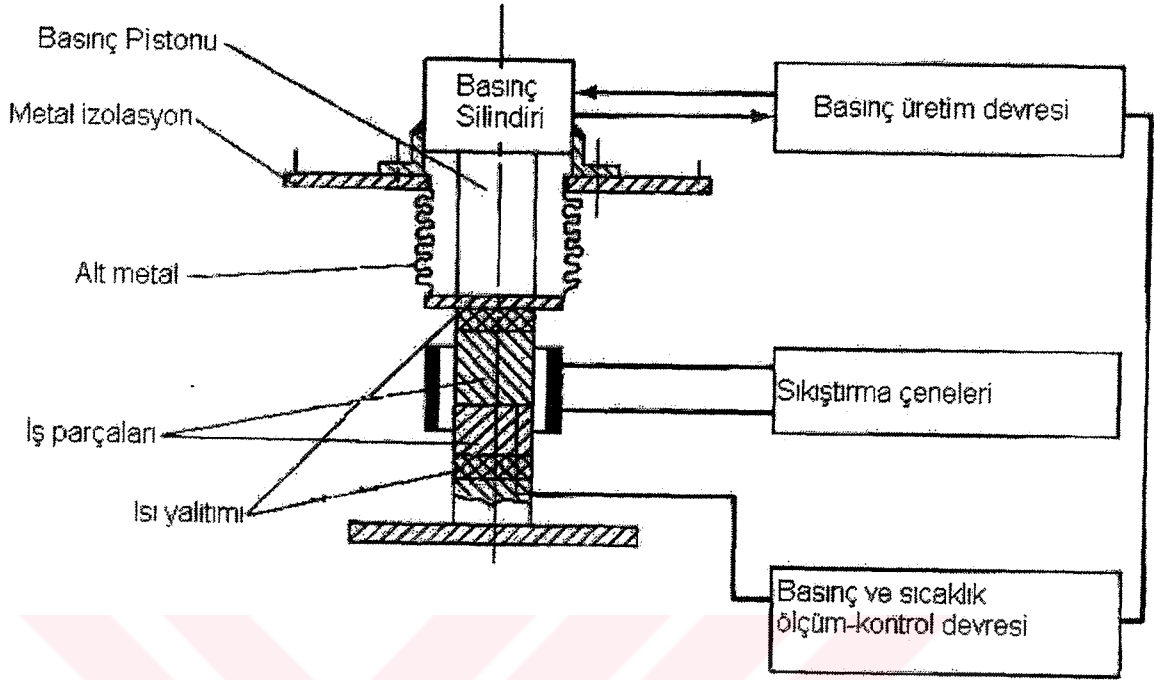
Sıcak basınç ve soğuk basınç kaynakları uygulandıkları sıcaklık aralıklarına göre isimlendirilirler. Yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapılan işlem soğuk basınç, üzerinde yapılan işlem sıcak basınçtır.

Soğuk basınç kaynağında oda sıcaklığında sadece birleştirme basıncı uygulanır. Ana malzemelerin içice girmesi ile birleştirme sağlanır. Bağlantının sağlanabilmesi için gereken eşik deformasyon derecesi, kaynaklanan metale bağlıdır. Kaynağı başlatabilmek için gerekli basınç, yumuşak metallerin birleştirilmesinde daha düşüktür. Bu yüzden bu tür metallerin bağlantısında tercih edilir. Oluşturulan deformasyonun düşük olması, kaynak bölgesinin daha az sertleşmesine yol açar.

Sıcak basınç yönteminde ise, tutucu çenelerle sıkıştırılan parçalara ısı verilip, kaynak basıncı (P_K) uygulanır. Verilen sıcaklık sonucunda eşik deformasyon değeri azaldığı için birleştirme işlemi daha çabuk gerçekleşir. Gazla, dirençle veya indüksiyonla ısıtılarak işlem yapılabilir.

Kullanım alanı çok geniş değildir. Farklı çaplardaki malzemelere, boru, çubuk ve dar şerit

geometrideki parçalara uygulanabilir. Uygun sıcaklık ve basınç değerleri deneysel olarak malzemelere göre tespit edilir.



Şekil 4.11 Sıcak basınç kaynağının şematik gösterilişi

Makine Takım Endüstrisi A.Ş.'de gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda kaynak makinesinin şematik gösterimi yukarıdaki gibidir. $P_K=4000$ kp'luk kaynak basıncıyla gerçekleştirilen işlem sonrasında malzeme kesitinde kalınlığa bağlı olarak 3-8 mm arasında kayıp gerçekleşebilmektedir. Bu kayıp oranı, kullanılan malzemenin çapına ve kaynak basıncına göre değişim göstermektedir.

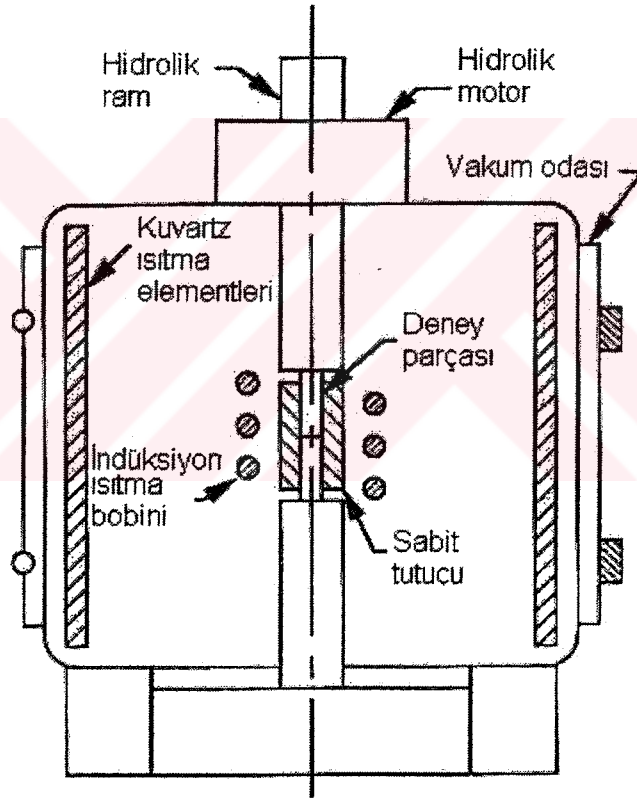
4.7 Difüzyon Kaynağı

En çok kullanılan katı hal kaynak yöntemidir. Hassas birleştirmelerde ve farklı malzemelerin birleştirilmesinde tercih edilir. Malzemenin faydalı kesitinden kayıp olmadan, metalografik olarak hazırlanmış (zımparalanmış veya parlatılmış) malzeme yüzeyleri alın altına getirilir. Vakum ortamında ve dirençle veya indüksiyonla verilen sıcaklık etkisinde sabit yük uygulanır. Hidrolik olarak aktarılan yük, malzemeye göre belirlenir ve işlem süresince sabit tutulur. Yük ve sıcaklık değerleri malzeme çiftlerine göre deneysel olarak tespit edilir.

Metallerin atomlarının, ısı hareketlerinden doğan kinetik enerjilerini dengelemesi ve bölgesel yoğunluk farklılıklarını azaltması sebepleriyle yer değiştirmesi difüzyondur. -273°C sıcaklıktaki mutlak hareketsizlik anında difüzyon oluşmaz. Bu sıcaklıkların üzerindeki

değerlerde ise atomların titreşimleri başlar. Sıcaklığın etkisi ile atomların sahip olduğu enerjiye bağlı olarak titreşim genlikleri artar ve tanelerdeki kafeslerin boşlukları büyür. Bu sayede kristal kafeslerindeki atomlar, ara yer ve yer alan prensiplerine göre yer değiştirirler (Gültekin, 1991).

Kaynak edilmesi ön görülen parçaların temas yüzeylerinin sınır tabakalarından atomların yer değiştirme reaksiyonlarından (ara yer veya yer alan prensipleri) yararlanılarak yapılan birleştirme uygulamasıdır. Verilen ısı ile katı faz bölgesinde işlem (atom yayını) hızlandırılmaktadır. Metal yüzeylerinde oksit veya çapak bulunmaması gerekir ki atom difüzyonu tüm sınır yüzeyde gerçekleşsin (Gültekin, 1991).

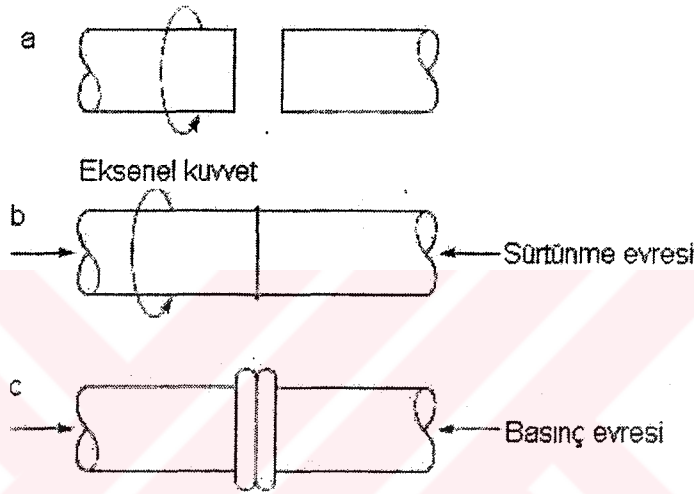


Şekil 4.12 Difüzyon kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)

Bu yöntem özellikle alüminyum ve alaşımları ile hafif metallerin birleştirilmesinde tercih edilir. Kaynak süresinin ve basıncının deneysel olarak saptanıp, birleşme alın yüzeylerinin metalografik olarak parlatılması prosesin uzun sürmesinin sebebidir. Atom difüzyonuyla gerçekleşen bir bağlantı olduğu için kaynak süresi diğer yöntemlere göre (aynı malzeme çiftleri için) daha uzundur.

4.8 Sürtünme Kaynağı

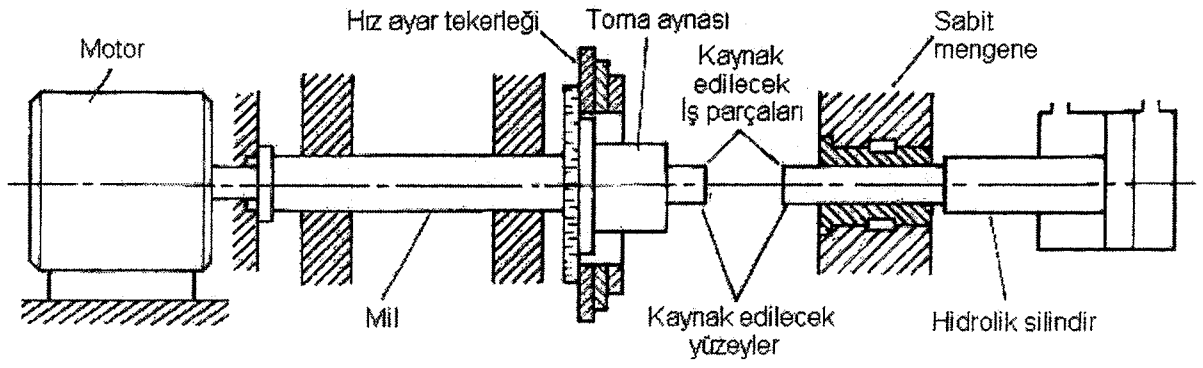
Farklı metallerin kaynak işleminde tercih edilen bir diğer yöntemde sürtünme kaynağıdır. Isı etkisi olmayan bu yöntemde, alın altına getirilen eşdeğer çaplardaki silindirik malzemelerin (Şekil 4.13 a) birinin sabit tutulup, diğerinin eksenel kuvvetle döndürülmesiyle işlem başlatılır (Şekil 4.13 b). Sürtünme evresinin ardından döndürme durdurulur ve birleştirme basıncının uygulanmasıyla süreç sonuçlandırılır (Şekil 4.13 c). Uygulanan birleştirme basıncı, basınç esaslı kaynak yöntemlerinkinden daha düşüktür ve buna bağlı olarak birleşme alın yüzeylerinden malzeme kesit kaybı çok azdır (max. 1-2 mm).



Şekil 4.13 Sürtünme kaynağıyla işlem basamakları (a, b, c) (ASM Handbook, 1988)

Şekil 4.13-b'deki aşamada, kaynak hızına ulaşılan çevrimde malzeme alın yüzeylerinde ısı üretilir. Yerel sıcak plastik bölge oluşturan bu ısı, eksenel yük etki ettiği sürece artar ve sonuçta tüm ara yüzey aynı sıcaklığa ulaşır. Aynı anda oluşan plastik metal çevreden dışarıya doğru bağlantı yüzeyinde mevcut olan oksitleri de taşıyarak akmaya başlar. Yeterli ısıtma oluştuktan sonra eksenel yük kaldırılıp, kaynak basıncı (P_K) 20-100 sn. uygulanır. Sürtünme evresinin ve son basınç evresinin kuvvet ve zaman değerleri deneysel olarak tespit edilmelidir.

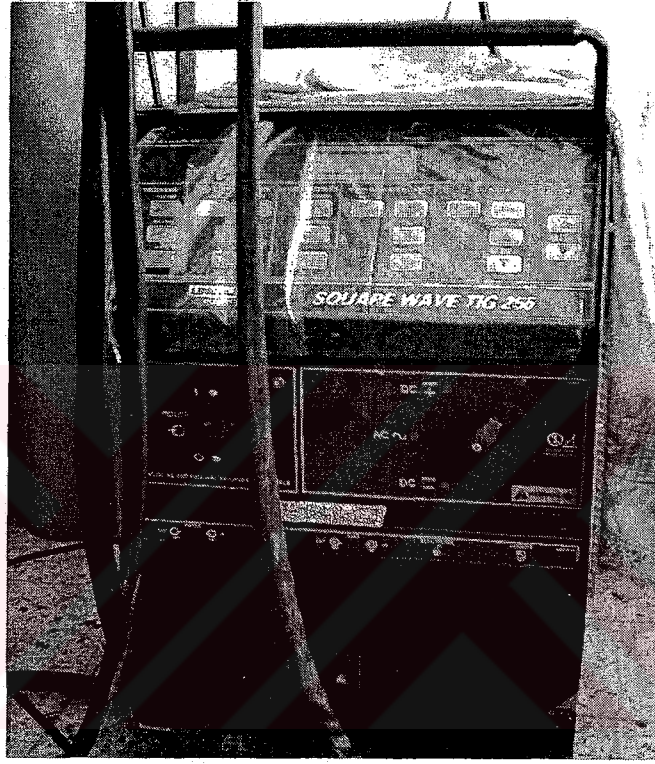
Özellikle ergitme esaslı olarak birleştirilemeyen malzeme çiftlerinin kaynağında tercih edilir. İşlem süresi diğer katı hal yöntemlerine göre (aynı malzeme çiftlerinde) daha kısadır. En çok bakır-alüminyum ve çelik-alüminyum birleştirilmelerinde kullanılır. Ancak alüminyumun birleştirilmesinde kaynak dikişinde malzeme kaybı çok olacağı için pek tercih edilmez. Alüminyumun ve çeliklerin refrakter malzemelerle, seramiklere bağlanmasında kullanılır. Bu işlemlerde ise ara yüzey tabakası kullanılır (çelik-seramik için alüminyum plaka gibi).



Şekil 4.14 Sürtünme kaynağının şematik gösterilişi (ASM Handbook, 1988)

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Araştırmada yapılmış olan ergitme esaslı kaynaklar Doğruiol Kaynak Merkezi'nde gerçekleştirilmiştir. TIG yönteminde, Lincoln Square Wave TIG 255 kaynak cihazıyla ergimeyen Tungsten elektrot ile kaynak malzemelerine göre seçilen çıplak ilave elektrot kullanılmıştır. Kaynaklanan malzeme kesitlerine ve açılan kaynak ağızlarına (35° lik X kaynak ağızı) göre elektrot çapları belirlenmiştir.



Şekil 5.1 Lincoln Square Wave TIG 255 kaynak makinesi (Doğruiol Kaynak Merkezleri)

Basınç uygulanarak yapılan kaynak işlemleri ise Makine Takım Endüstrisi A.Ş.'de gerçekleştirilmektedir. 800°C'deki işlemde, alın altına yerleştirilen parçalar zıt kutuplanarak (sarf malzemesi (42 CrMo 4) + kutup, yüksek hız takım çeliği (HS 6-5-2) - kutup) uygulanan $P_K=4000$ kp kaynak basıncıyla birleştirme yapılmıştır. Miebach marka cihaz kullanılan yöntemde, 30 sn. sonra basınç kaldırılır ve parçalar kademeli olarak oda sıcaklığına soğutulur. Soğuyan malzemeye işlem sertliğinin kazandırılması için sertleştirme tavı uygulanır.

5.1 Spektrometrik Analiz

Malzemelerin Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında Atomik Spektrometre ile kimyasal analizleri yapılmış olup, analiz sonuçları Çizelge 5.1 de verilmiştir.

Çizelge 5.1 Deneyde kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri

Malzeme	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%W	%Mo	%V	%S	%P
Fe 37	0,18	0,42	0,44	0	0	0	0	0	0,034	0,022
GS 600	3,89	2,47	0,18	0,03	0	0	0,002	0	0	0,024
G 20	3,14	1,83	0,57	0,13	0	0	0,002	0	0,06	0,024
X 2 CrNi 18 9	0,023	0,49	1,59	18,4	9,13	0	0,57	0	0,016	0,027
20 NiCrMo 2	0,22	0,30	0,72	0,51	0,45	0	0,16	0	0,036	0,035
42 CrMo 4	0,39	0,25	0,78	0,98	0	0	0,2	0	0,012	0,015
HS 6-5-2	0,9	0,3	0,3	4	0	6,4	5	1,8	0,024	0,021

5.2 Kaynak Parametreleri

İşlem parametreleri ve eşleşmeleri aşağıdaki Çizelge 5.2 de verilmiştir.

Çizelge 5.2 Malzeme eşleştirmeleri ve kaynak parametreleri

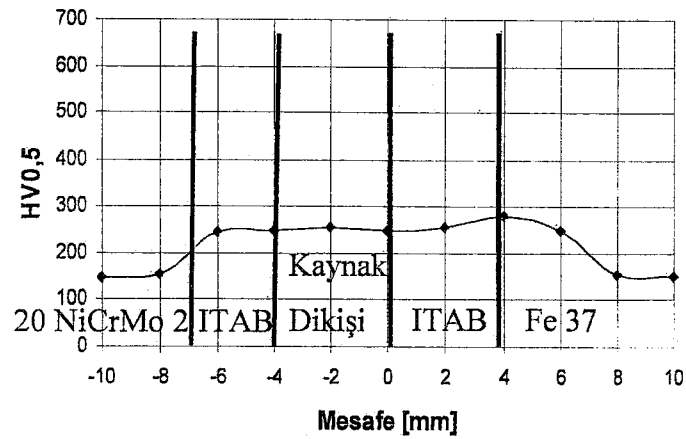
Malzeme Kombinasyonu	Kaynak Yöntemi	Elektrot	İlave Malzeme	Elektrot Çapı [mm]	Kaynak Akımı [A]	Kaynak Voltajı [V]
GS 600 / X 2 CrNi 18 9	TIG	Tungsten	E 308L-16	2,5	130	15
Fe 37 / G 20	TIG	Tungsten	E 7016	2	115	15
20 NiCrMo 2 / Fe 37	TIG	Tungsten	E 7016	2	225	17
X 2 CrNi 18 9 / 20 NiCrMo 2	TIG	Tungsten	E 308L-16	2,5	140	15
X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9	TIG	Tungsten	E 307-15	2,5	108	13
X 2 CrNi 18 9 / Fe 37	TIG	Tungsten	E 308L-16	2,5	208	15
X 2 CrNi 18 9 / G 20	TIG	Tungsten	E 308L-16	2,5	144	15
HS 6-5-2 / 42 CrMo 4	Basınç	-	-	-	400	380

Çizelge 5.3 Kullanılan ilave elektrotlarının bileşimleri

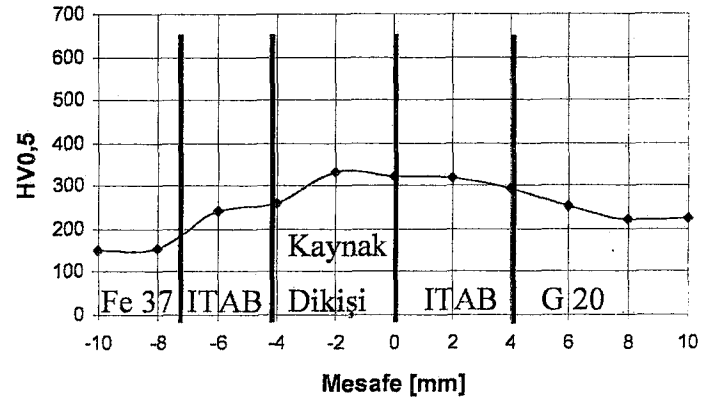
Elektrot	%C max.	%Si	%Mn	%Cr	%Ni
E 7016 (Bazik)	0,08	0,60	1,0	-	-
E 308L-16 (Rutil)	0,03	0,70	0,80	19	10
E 307-15 (Rutil)	0,08	0,50	5,0	19	9

5.3 Sertlik Dağılımları

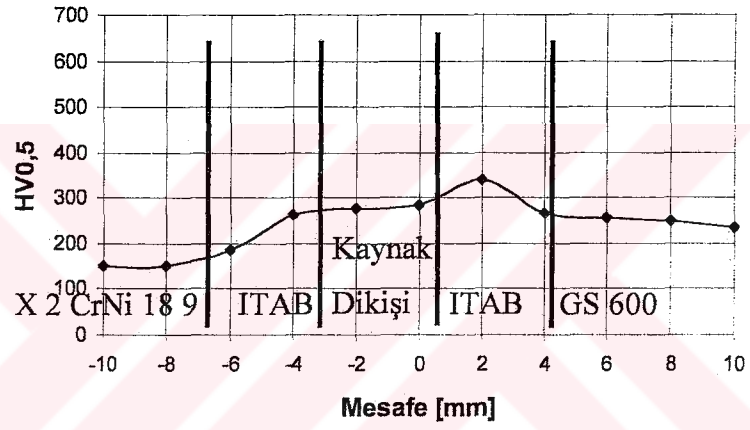
Metalografik olarak 60-1200 arası değişen SiC zımparalarla hazırlanan numuneler Al_2O_3 , krom oksit ve elmas parlaticılar ile hazırlanmıştır. Nital 2 (dökme demir, imalat çelikleri), Nital 10 (yüksek hız takım çeliği) ve kral suyu (paslanmaz çelik) ile dağlanan birleşme kombinasyonları belirtilen malzemelerin, ana malzeme-ITAB-kaynak dikişi-ITAB-ana malzeme sertlik geçişleri EN 288-3 standardına göre Vickers Mikro sertlik yöntemi ile yapılmıştır. Elde edilen HV sertlik değerleri ile mekanik özelliklerin incelenmesi yapılmıştır. Sonuçlar, farklı malzeme kombinasyonlarına göre aşağıdaki Sertlik [HV0,5] - Mesafe [mm] eğrilerinde verilmiştir.



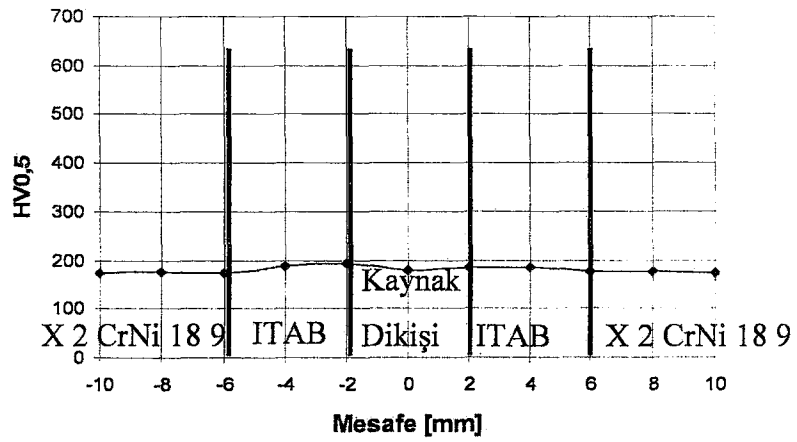
Şekil 5.2 20 NiCrMo 2 / Fe 37 sertlik dağılımı



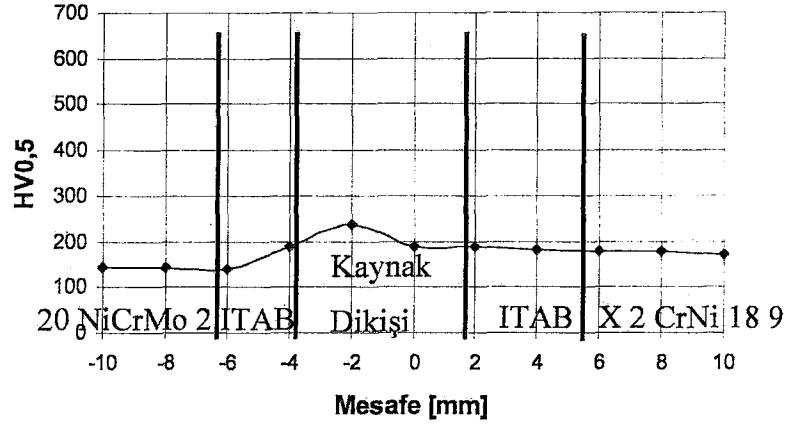
Şekil 5.3 Fe 37 / G 20 sertlik dağılımı



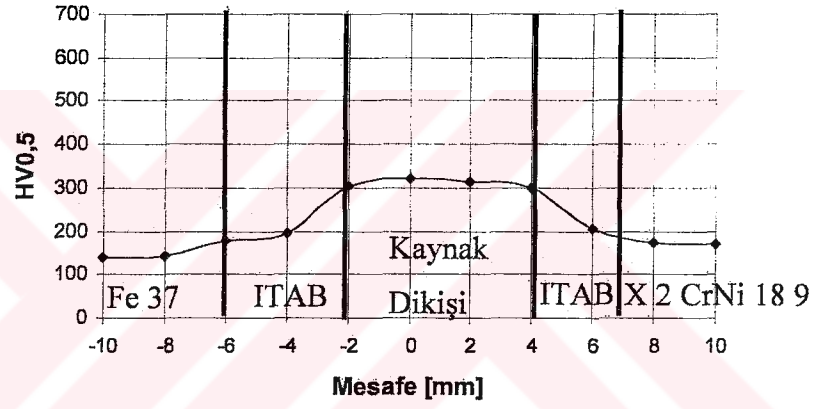
Şekil 5.4 X 2 CrNi 18 9 / GS 600 sertlik dağılımı



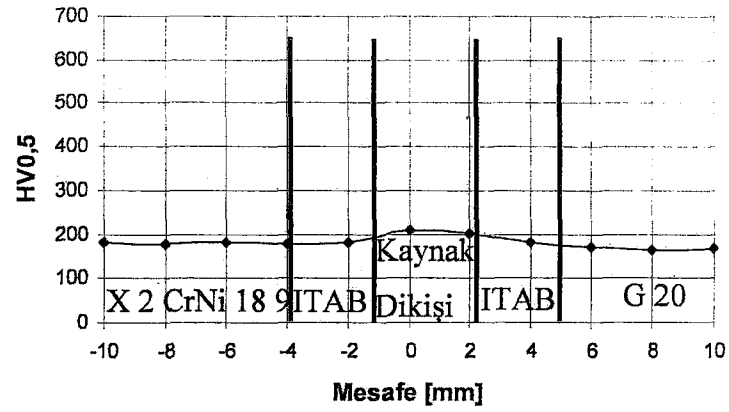
Şekil 5.5 X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı



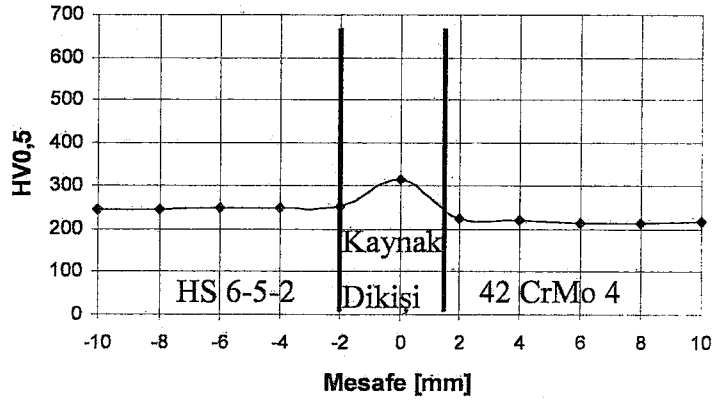
Şekil 5.6 20 NiCrMo 2 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı



Şekil 5.7 Fe 37 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı



Şekil 5.8 G 20 / X 2 CrNi 18 9 sertlik dağılımı

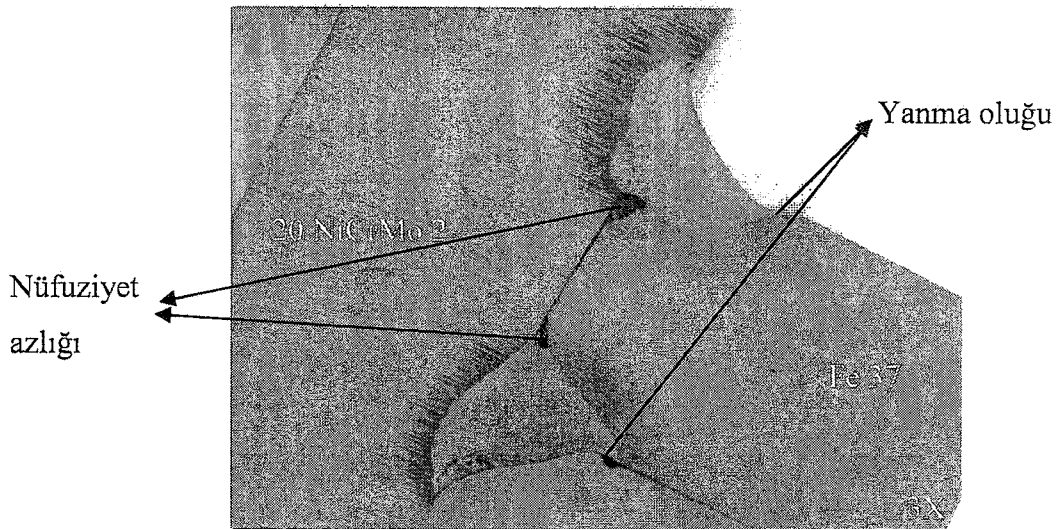


Şekil 5.9 HS 6-5-2 / 42 CrMo 4 sertlik dağılımı

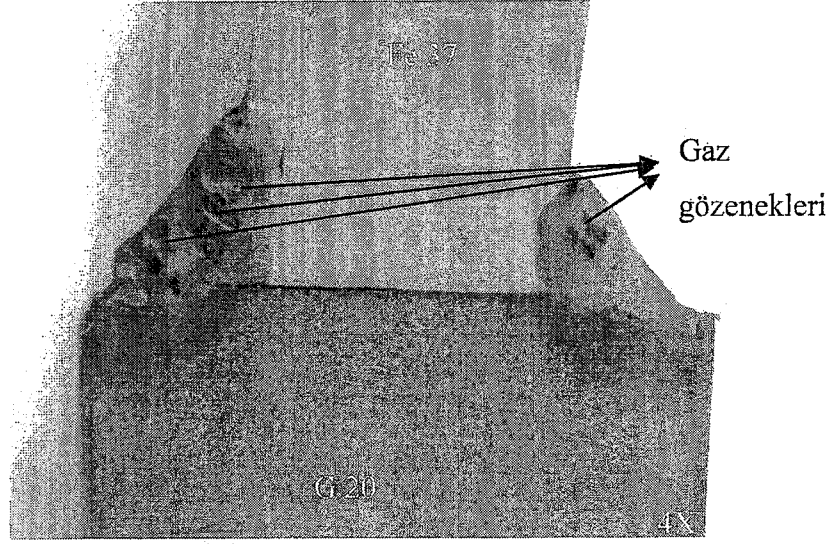
5.4 Makro Yapıların İncelenmesi

Makro yapı için numuneler kesilip taşlandıktan sonra, sırasıyla 60, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik SiC zımparalarla hazırlanmıştır. Kaba parlatma olarak Al_2O_3 ve ince parlatmalar için ise krom oksit ve elmas aşındırıcılar kullanılmıştır. Dökme demir, imalat çelikleri ve yüksek hız takım çeliği için Nital 10 ile, paslanmaz çelikler için kral suyuyla 5-15 dak. arası değişen sürelerle numuneler dağlanmıştır.

Nikon Coolpix 5000 fotoğraf makinesi ile makroyapıları belirlenen malzeme çiftlerinin 3X, 4X, 7X, 8X ve 10X büyütmelerde görüntüleri alınmış olup, sonuçlar EN 970 eritme kaynaklı parçaların gözle muayenesi standardına göre incelenmiştir.



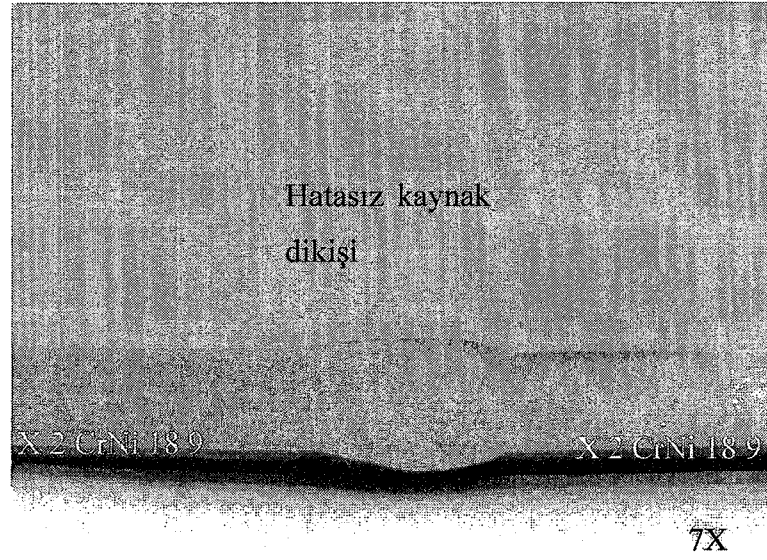
Şekil 5.10 20 NiCrMo 2 / Fe 37 makro yapı görüntüleri



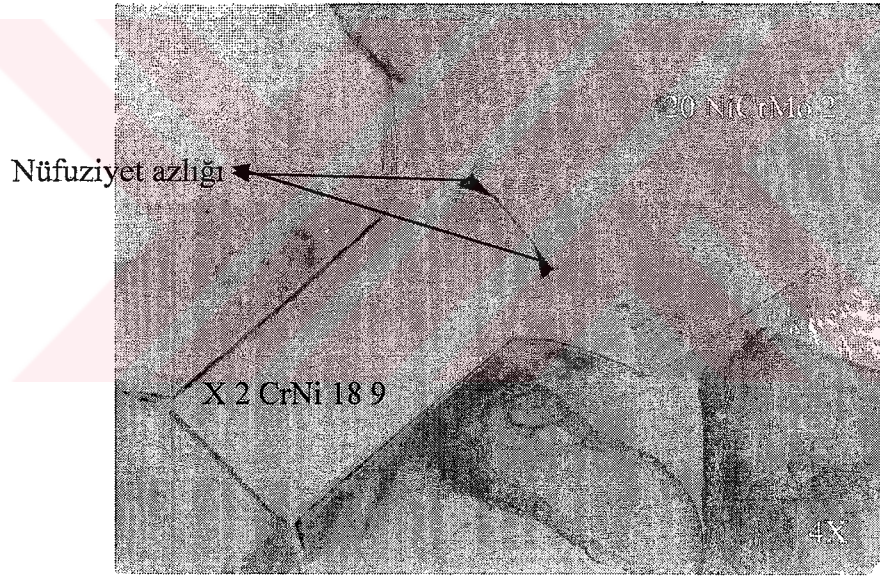
Şekil 5.11 Fe 37 / G 20 makro yapı görüntüleri



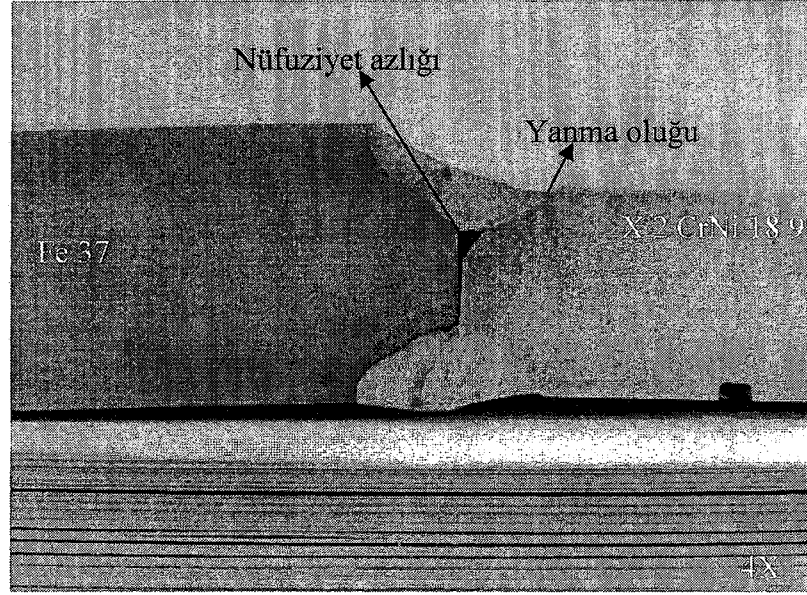
Şekil 5.12 X 2 CrNi 18 9 / GS 600 makro yapı görüntüleri



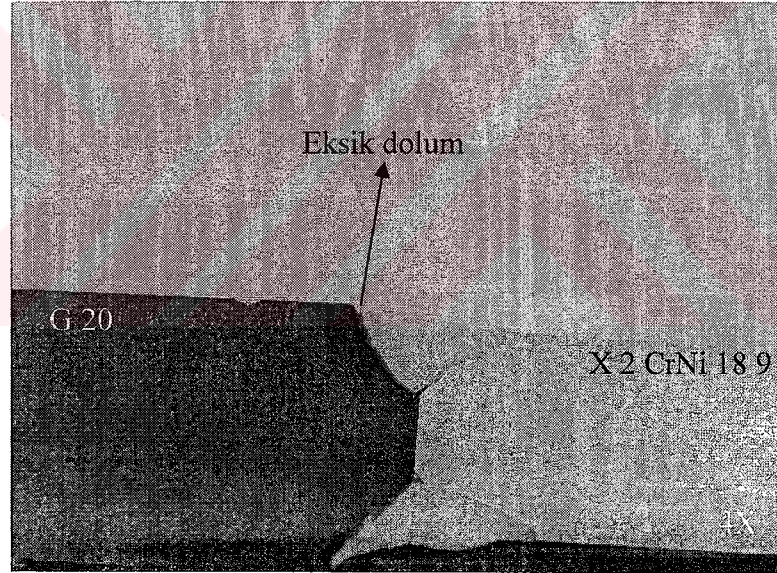
Şekil 5.13 X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri



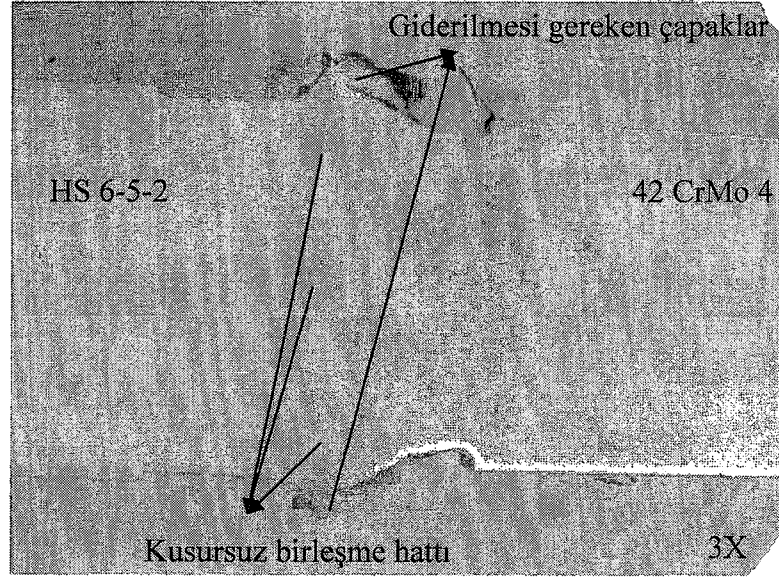
Şekil 5.14 20 NiCrMo 2 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri



Şekil 5.15 Fe 37 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri



Şekil 5.16 G 20 / X 2 CrNi 18 9 makro yapı görüntüleri

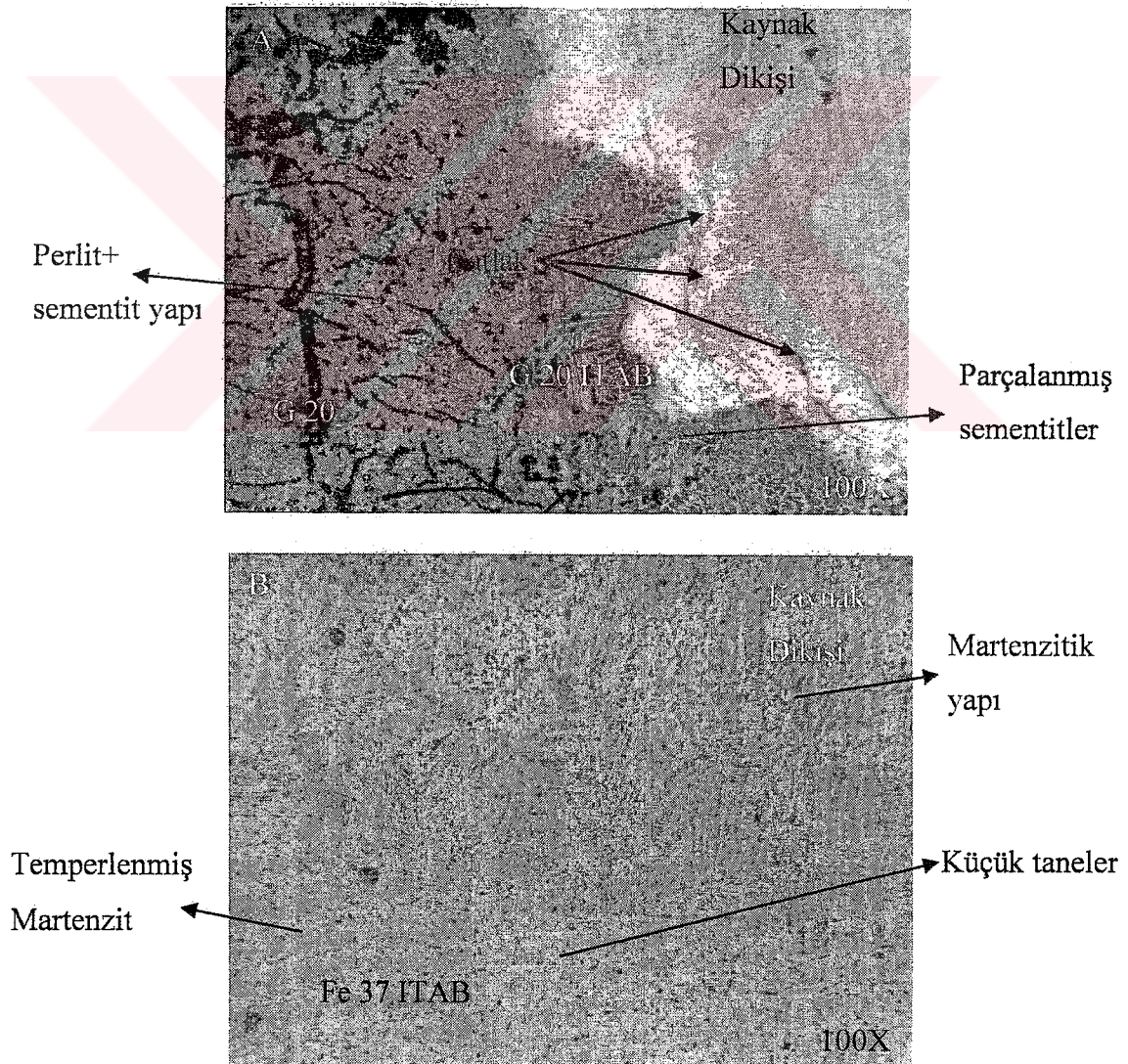


Şekil 5.17 HS 6-5-2 / 42 CrMo 4 makro yapı görüntüleri

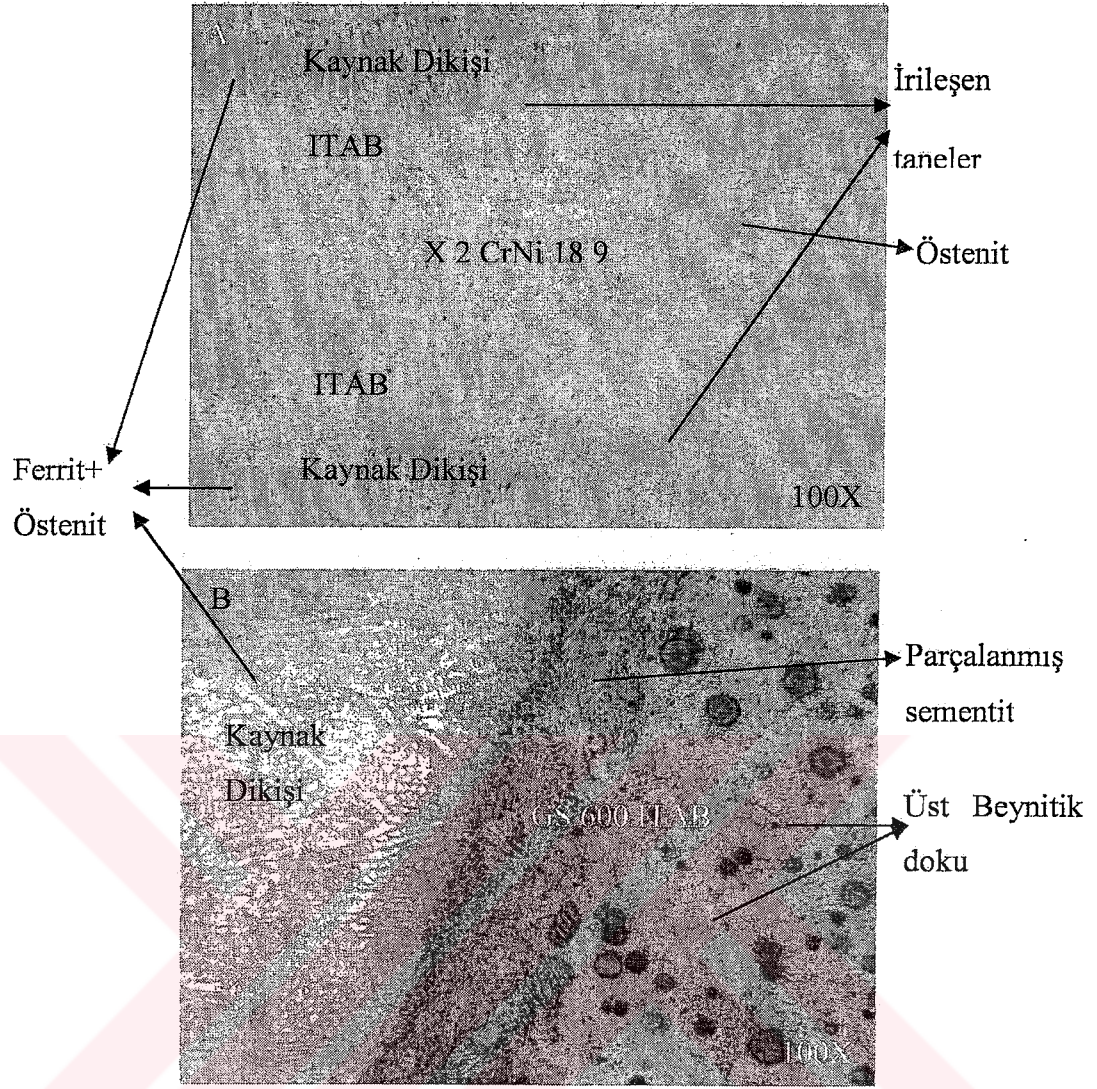
5.5 Mikro Yapıların İncelenmesi

Mikro yapı incelemesi için numuneler kesilip taşlandıktan sonra, sırasıyla 60, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik SiC zımparalarla hazırlanmıştır. Kaba parlatma olarak Al_2O_3 ve ince parlatmalar için ise krom oksit ve elmas aşındırıcılar kullanılmıştır. Dökme demir ve imalat çelikleri Nital 2 ile, paslanmaz çelikler kral suyuyla ve yüksek hız takım çeliği Nital 10 ile 10-100 sn. arası değişen sürelerle dağlanmıştır.

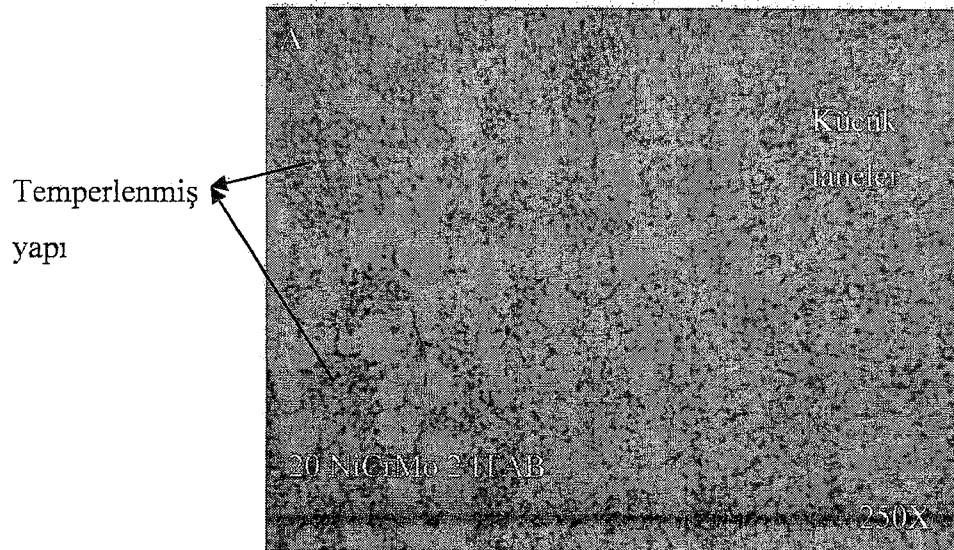
Leica ve Nikon Coolpix 5000 marka Işık Metal mikroskoplarıyla çeşitli büyütmelerdeki (100X, 250X) mikro yapı görüntüleri alınmıştır. Kaynak dikişlerinden ve ITAB'dan alınan doku görüntüleriyle malzemelerin kaynaklanabilirliği yorumlanmıştır. Mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

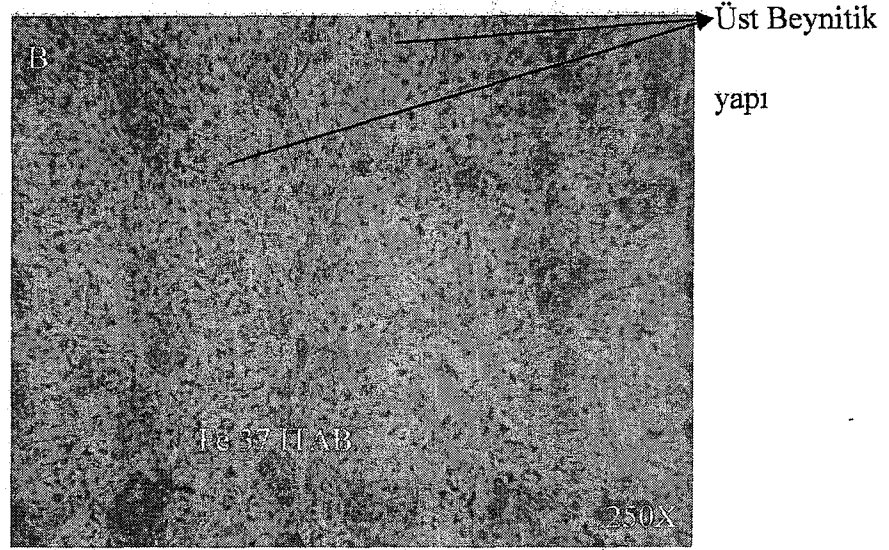


Şekil 5.18 A ve B - Fe 37 / G 20 kaynak dikişi ve ITAB

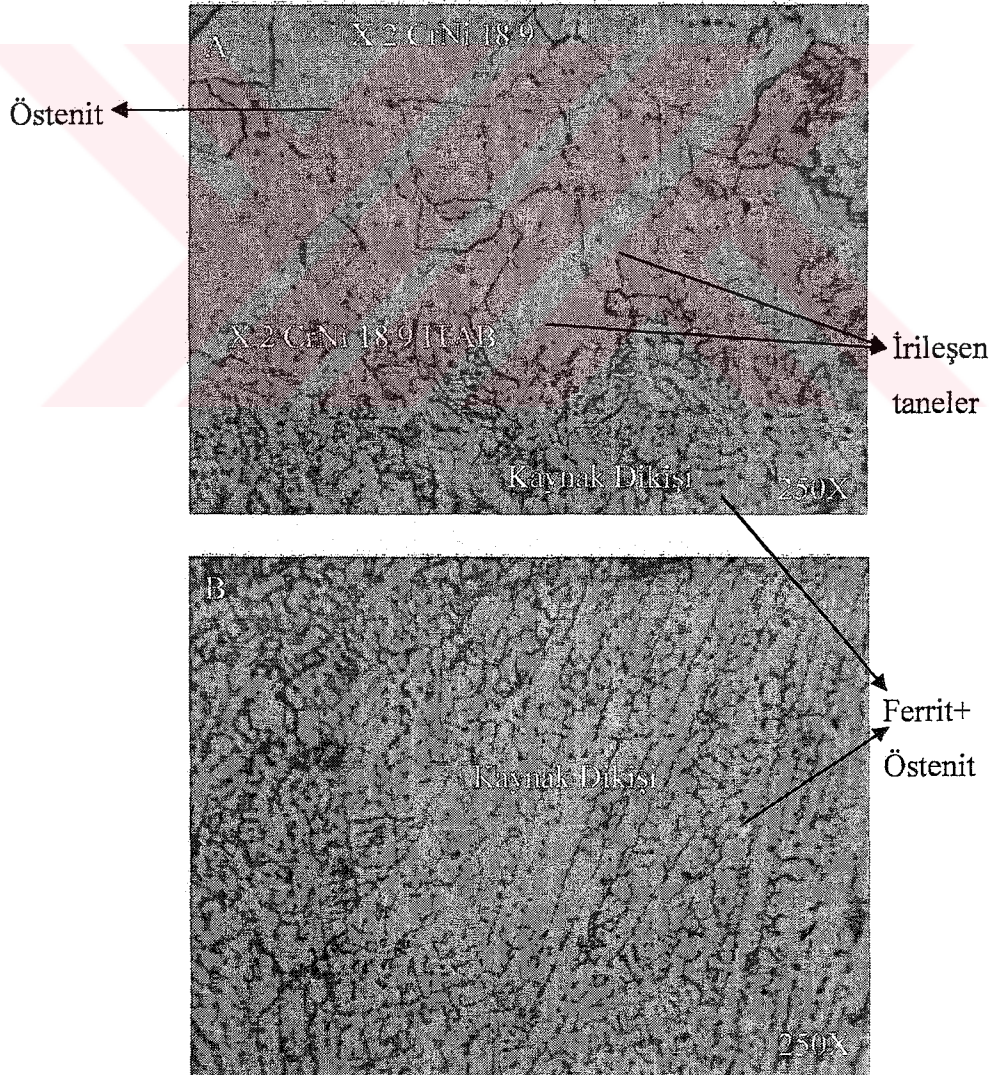


Şekil 5.19 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / GS 600 kaynak dikişı ve ITAB

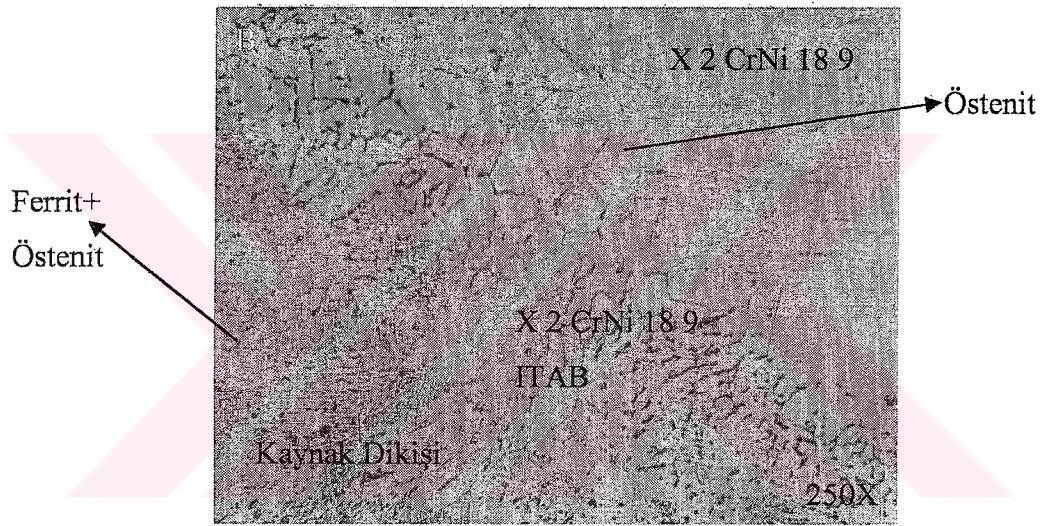




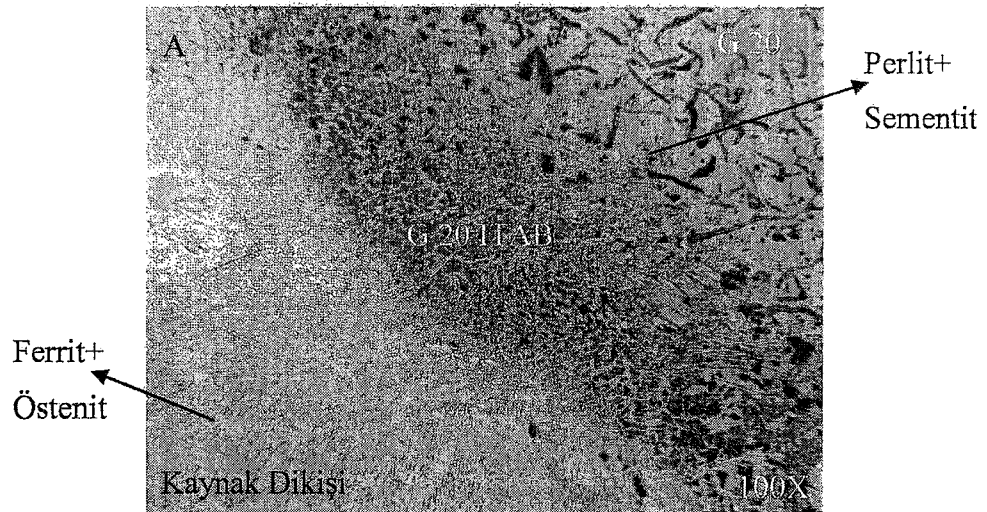
Şekil 5.20 A ve B - 20 NiCrMo 2 / Fe 37 kaynak dikişi ve ITAB

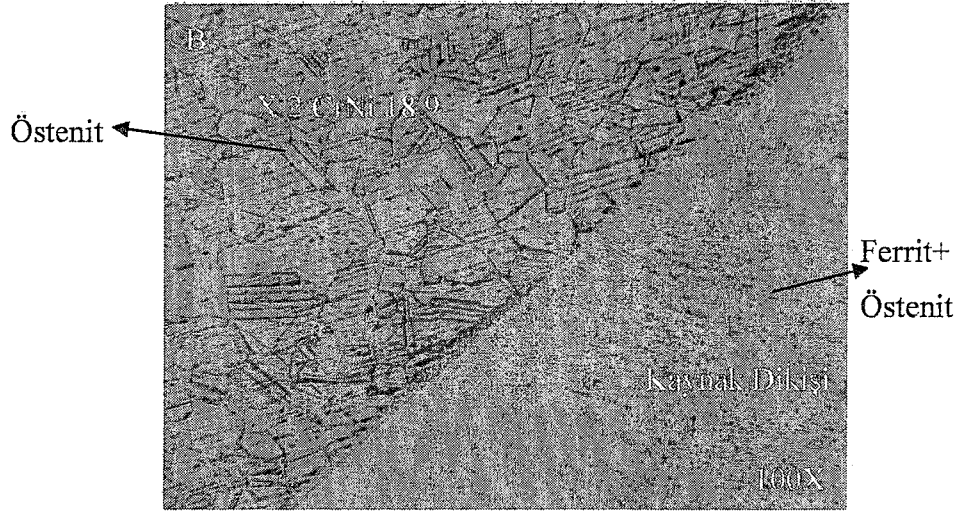


Şekil 5.21 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 kaynak dikişi ve ITAB

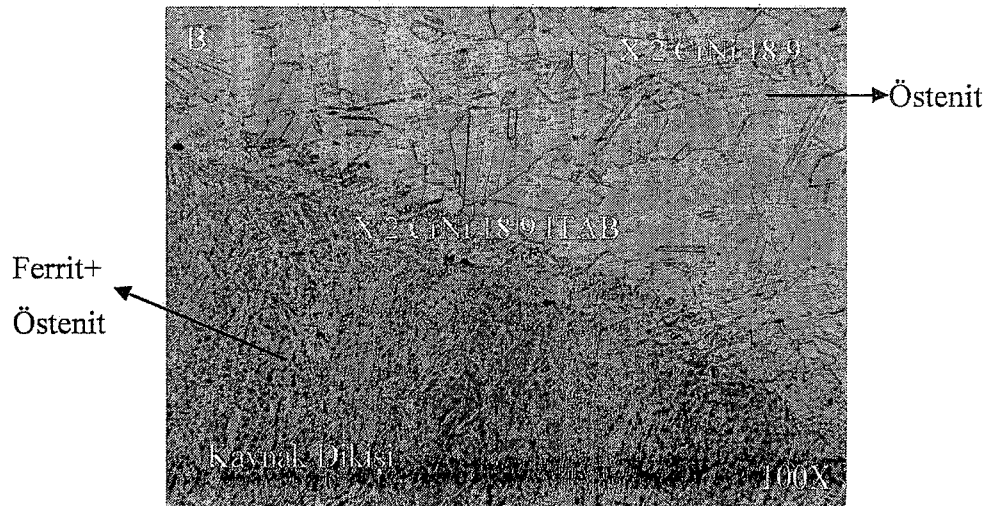
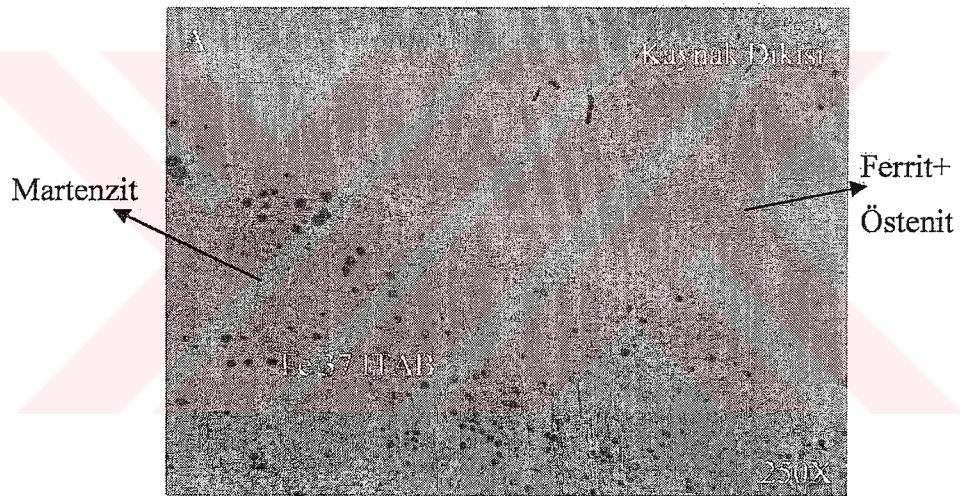


Şekil 5.22 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / 20 NiCrMo 2 kaynak dikişi ve ITAB

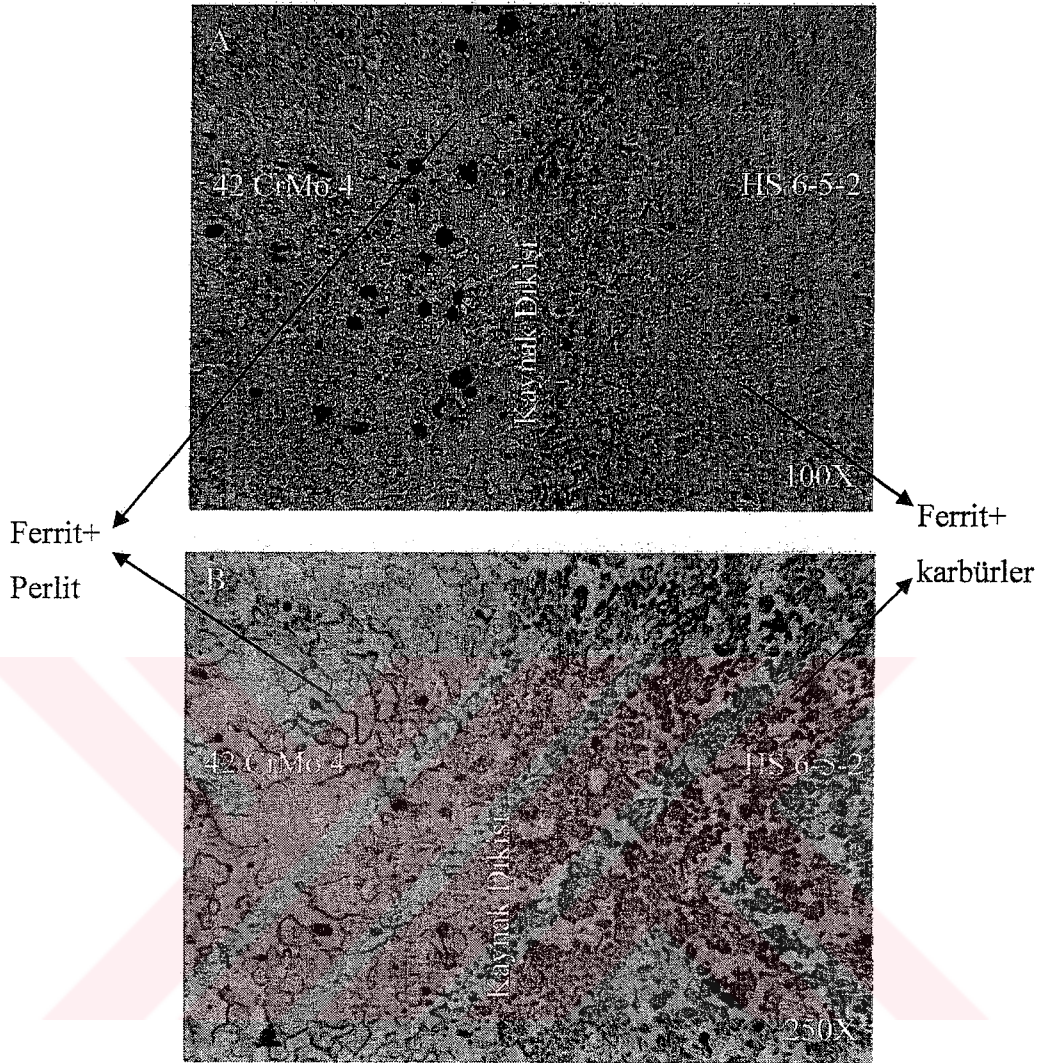




Şekil 5.23 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / G 20 kaynak dikişi ve ITAB



Şekil 5.24 A ve B - X 2 CrNi 18 9 / Fe 37 kaynak dikişi ve ITAB



Şekil 5.25 A ve B - 42 CrMo 4 / HS 6-5-2 kaynak dikişleri

5.6 Sonuçlar

Kaynak işlemleri, malzemelerin özelliklerine bağlı olarak seçilen parametrelerle gerçekleştirilmiştir. Kaynak sıcaklığı ile kaynak sonrası durgun havadaki soğuma hızı, malzemelerin ITAB bölgelerinde doku değişimlerine yol açmıştır. Basınç esaslı kaynakla yapılan katı hal kaynağında ise, kaynak sonrası kademeli soğutmayla (600-400-200-20⁰C) ana malzeme dayanımları korunmuştur. Mekanik özellik ve mikro yapı incelemeleri sonucunda kaynak kabiliyetleri araştırılan malzemelerin, makro görüntülerindeki kaynak hataları tespit edilmiştir.

Ergitme esaslı kaynaklarda kullanılan ilave elektrot, ana malzemelerin kaynaklanabilirliğini

etkilemiştir. Malzemelerin ısı iletkenlikleri arasındaki fark ise kaynak hatası oluşturmıyacak seviyededir. Sadece Fe 37 / G 20 malzeme çiftinde ilave malzemenin yanlış seçimiyle bu etki oluşmuş ve kaynak dikişiyile ITAB arasında çatlaklar gözlemlenmiştir.



6. GENEL SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Kaynak işlemleri, malzemelerin özelliklerine bağlı olarak seçilen parametrelerle gerçekleştirilmiştir. Kaynak sıcaklığı ile kaynak sonrası durgun havadaki soğuma hızı, malzemelerin ITAB'da doku değişimlerine yol açmıştır. Kullanılan ilave elektrot bileşimine bağlı olarak kaynak dikişlerinde de ana malzemelerden daha farklı özellikler oluşmuştur. Yüksek sıcaklıklardan hızlı soğuma gerçekleştiği için martenzitik ve küçük taneli yapılar oluşmuştur. Makro alınan görüntüler, malzeme çiftlerinin EN 26520 kaynak hataları standartına göre incelenmiştir.

Fe 37 / G 20 malzemelerinin kaynak dikişinde ort. 290 HV0,5, ITAB bölgelerinde ise ort. 310 HV0,5 sertlik değerleri tespit edilmiştir. Bu malzeme çiftinin sertlik değerlerindeki değişimin sebebi ise; malzemelerin ITABlardaki %C bileşiminin kaynak dikişinden daha yüksek oranda olmasına bağlı olarak elde edilen martenzitik yapı ve % Mn bileşiminin daha fazla olmasıdır. Karbon bileşimi daha az olan kaynak dikişinde, mekanik özellikler daha düşük olarak bulunmuştur. G 20 nin ITAB'da yüksek dayanıma sahip sementitin oluşması ve soğuma hızının yüksek olması, ısı genleşmelerin büyük olmasına ve soğuk çatlamaya sebep olmuştur. Bu çatlakları önlemek amacıyla, yaklaşık %10 Ni içeren sementit oluşturmeyen östenitik yapıdaki ilave elektrot kullanılarak kaynak dikişinin C çözündürmesi engellenir. Ayrıca birleşecek bölgeler kaynak öncesinde 500-700⁰C sıcaklık basamaklarında 1-2 saat süreyle tavlabilir. Böylece kaynak sonrasında soğuma hızının düşük olması sağlanıp, eşdeğer büzülme gerçekleştirilir. Aynı zamanda dökme demir ITAB'ındaki sementit oluşumu minimuma indirilecektir.

Makro olarak yapılan incelemesinde ise kaynak dikişinin gaz gözenekleri içerdiği ve yetersiz kaynak metali hataları gözlemlenmiştir. Gözenekler, yeterli debide verilmeyen soygaz veya çok uzun ark boyu kullanımına bağlı olarak kaynak havuzundaki eriyik sıcaklığının gereğinden fazla yükselip, gaz absorpsiyonunu artırmasıyla oluşur. Katılaştan kaynak dikişinde kalan bu gaz gözenekleri, zorlama altındaki parçanın kesitinde kaynak dikişinin zayıflamasına ve özellik olarak süreksizlik göstermesine sebep vermektedir. Mükemmel birleşebilme kabiliyetine sahip bu malzeme çiftinin kaynak nüfuziyeti uygundur.

20 NiCrMo 2 / Fe 37 malzeme çifti kusursuz bir kaynak kabiliyetine sahiptir. ITAB ve kaynak dikişlerinde herhangi bir çatlak gözlemlenmemiştir. Her iki malzemenin ısı tesiri altında kalan bölgelerinde benzer yapı dönüşümleri oluşmuş ve kaynak sonrasında bu bölgelerde martenzitik doku elde edilmiştir. Düşük karbon oranına bağlı olarak, bu yapının

mekanik değerlere etkisi sınırlı olmuştur. Isı tesiri altındaki bölgelerde sertlikler 260 HV0,5 ve kaynak dikişinde ise 240 HV0,5 elde edilmiştir.

Makro yapılan incelemesinde; yüksek akım kullanımından oluşan yanma oluğu ile, kaynak hızının gereğinden yüksek tutulup gerilimin arttırılması sebebiyle ortaya çıkan nüfuziyet azlığı (kaynak dikişinin kökünün doldurulamaması) görülmüştür. Bu hataya aynı zamanda kaynak elektrotunun çok dik tutulması ve çok uzun ark boyu sebep olabilir. ITABlar ise çok belirgin olarak tespit edilmiştir.

X 2 CrNi 18 9 / GS 600 malzemelerinin kaynağında ise dökme demir ITAB'da daha yüksek mekanik değerler elde edilmiştir. Kaynak dikişinde ort. 330 HV0,5, ITAB bölgelerinde ise ort. 260 HV0,5 değerleri ölçülmüştür. Kaynak işlemi öncesinde kritik şekil değiştirme oranından daha az oranda şekillendirilmiş olan östenitik çelikte yeniden kristalleşme görülmemiş fakat kaynak dikişinin hemen bitişiğindeki ITAB'da irileşen taneler gözlemlenmiştir. Bunun yanında kaynak dikişinin mukavemetinin arttırılması için dökme demir uyumlu, Nikel oranı yüksek elektrot seçilmiştir ve böylece aynı zamanda ısıl genleşmeler kontrol altına alınmıştır.

T alın kaynağıyla birleştirilen bu malzeme çiftinin makro incelemesinde herhangi bir kaynak hatasına rastlanmamıştır. Kaynak bölgesi de tam ölçülerinde doldurulmuştur.

X 2 CrNi 18 9 / X 2 CrNi 18 9 malzeme çiftinin kaynağında ise, ITAB'da diğer bölgelere göre çok az daha yüksek mekanik değerler elde edilmiştir. Kaynak dikişinde ort. 185 HV0,5, ITABlarda ise ort. 190 HV0,5 değerleri ölçülmüştür. Bu çiftte de kritik şekil değiştirme oranından daha az oranda şekillendirilmiş olan östenitik çelik kullanılmasının sonucu olarak, yeniden kristalleşme görülmemiştir. Ana malzeme ile örtüşen bileşimdeki ilave elektrot, uygun kaynak parametreleri ile kaynaklandığı için makro olarak yapılan incelemede de hata gözlemlenmemiştir. Homojen mekanik değerlerin yanında ısıl genleşmeler de kontrol altında tutulmuştur.

20 NiCrMo 2 / X 2 CrNi 18 9 malzemelerinin kaynağında, alınan Vickers sertlik değerleri ITAB'larda ort. 190 HV0,5, kaynak dikişinde 220 HV0,5'dir. X 2 CrNi 18 9 paslanmaz çeliğin ITAB'ında sertlik değişimi hemen hemen yokken, sementasyon çeliğinin ITAB'ında ana malzemeye göre artış elde edilmiştir. Paslanmaz çelik uyumlu ilave elektrot kullanımı ile mekanik değerlerin artışı engellenmiştir.

Makro olarak incelendiğinde 20 NiCrMo 2 çeliğine göre daha rijit olan paslanmaz çeliğin ITAB'ı hemen hemen hiç belirgin değildir. İşlem esnasında sementasyon çeliği daha çok

ergimiş ve kaynak dikişine yapışmıştır. Kullanılan kaynak akımının düşük ve kaynak hızının yüksek olmasına bağlı olarak ilave metal yeterince ergiyip kaynak ağzını dolduramamıştır. Bu hatanın giderilmesi için akım arttırılabilir, hız düşürülebilir veya T alın kaynağı yerine iç köşe kaynağı kullanılabilir.

Fe 37 / X 2CrNi 18 9 malzemelerinin kaynağından alınan mekanik değerlerde kaynak dikişinin sertliği ort. 300 HV0,5, ITAB'ların ise ort. 250 HV0,5 bulunmuştur. Kaynak dikişindeki sertliğin artışı ana metalden C difüzyonu ve çok yüksek akım değerinin kullanımına bağlı olan hızlı soğumadır. Kaynak dikişinde çıkılan eriyik sıcaklığının yüksek olması sonucunda ısının etkilediği bölgelerde ani sertlik artışları gözlenmiştir.

Makro incelemede ise K kaynak ağzıyla alın birleştirilmesi yapılan parçaların bir kaynak dikişinde kaynak hızının yüksek olması sebebiyle eksik nüfuziyet gözlenmiştir. Yüksek kaynak akımının kullanılması nedeniyle her iki dikişte de yanma olukları oluşmuştur.

G 20 / X 2 CrNi 18 9 çiftinde elde edilen sertlik değerleri, ITAB ve kaynak dikişinde yapı dönüşümünün etkili olmadığını göstermektedir. Sementit oluşumuyla çok az oranda G 20 ITAB'ında sertlik artmıştır. Birleşme bölgesi çok iyi yapışma göstermiştir. X 2 CrNi 18 9 çeliğinin ITAB'ında ise kaynak akımının ideal olmasına bağlı olarak, hızlı soğuma görülmemiş ve mekanik değerler etkilenmemiştir.

Makro olarak numuneler incelendiğinde kaynak ağzı doldurulması çok iyi, kusursuzdur. Isıl duyarlılıkları düşük olduğu için ITAB bölgeleri belirgin değildir. Parça kalınlıklarının farklı olmasına bağlı olarak, kaynak dikişlerinden biri yeterince elektrotla doldurulamamıştır. Ana malzemelere doğru olan dikiş bölgelerinde çekme oluşmuştur.

Katı hal sıcak basınç kaynağıyla yapılan HS 6-5-2 / 42 CrMo 4 malzemelerinin birleştirilmesinde, kaynak hattında sertlik değeri ort. 280 HV0,5 olarak bulunmuştur. Alınan mikro yapılarda görüldüğü üzere birleşme hattının kusursuz olduğu görülmüştür.

Makro görüntülerde de hiçbir kaynak hatasına rastlanmamıştır. Birleşme bölgesinin kenarlarında oluşan çapakların giderilmesiyle, çentik etkisi de oluşmayacaktır.

Bu tip malzemelerin birleştirilmesiyle elde edilen parça, matkap ucu olarak sanayide kullanılmaktadır. Birleştirmeden sonra kademeli sıcaklık kontrollü olarak oda sıcaklığına soğutulan malzemelerin, dayanım değerlerinde değişim gözlenmemiştir. İş parçalarına son şekli verildikten sonra, kullanım sertliği kazandırılmaktadır.

KAYNAKLAR

Agriculture and Natural Resources Education Core Curriculum, Mechanical Technical Systems (5000), Welding and Cutting (5080), Metals and Their Properties and Weldability (5081), Delmar

Akçasoy, B. (1980), Paslanmaz Çeliklerde Yeniden Kristalleşme, Bitirme Tezi, İTÜ, İstanbul

Alkan, M. (1997), Östenitik Paslanmaz Çelikte Nb ve Mo Elementinin Kaynak Bölgesindeki Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul

Anık, S. (1993), 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, İTÜ Yayınevi, İstanbul

Anık, S., Vural, M. (2001), Kaynak Teknolojisi Kurs Notları, Ford Otosan, İstanbul

AS Kaynak Elektrotları Kaynak Tekniği Sanayii ve Ticaret A. Ş. (1982), AS Kaynak Elektrotları Kataloğu, İstanbul

ASM Handbook (1988), ASM International Handbook Committee, Materials Park, 1:12-32, 603-613, 841-907

ASM Handbook (1988), ASM International Handbook Committee, Materials Park, 6:30-36, 156-160, 175-226

ASM Handbook (1988), ASM International Handbook Committee, Materials Park, 11:411-450

ASM Handbook (1988), ASM International Handbook Committee, Materials Park, 15:520-533

Aydın, T. (2002), Paslanmaz Çeliklerin MIG Kaynağında Kullanılan Gazlar ve Etkileri, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul

Baştuğ, K. (2001), Farklı Malzemelerin Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Eskişehir

Çelik, A., Efeoğlu, I., Sakar, G. (2000), "Microstructure and Structural Behaviour of ion-nitrided AISI 8620 Steel", Materials Characterization, 46:39-44

Çelik, A., Efeoğlu, I., Sakar, G. (2001), "Microstructure and Structural Behavior of Ion-nitrided AISI 8620 Steel", Materials Characterization, 46:39-44

Deelee, C., Senajuk, S., Tiemt, S. (1996), "The effect of heat treating with microstructure and mechanical property in type SUS 304 austenitic stainless steel weld metal", Welding Technology Project, North Bangkok, p.80

DIN Pocketbook (1982), Steel and Iron Quality Standards 2, DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Berlin

Direnç Kaynak Bilgi Paketi (Şubat 2000), Coşkunöz A. Ş.

Duman, Ü., Karaaslan, A. (2003), "TIG Kaynak Yöntemi ile St 37 / DDL 20 Malzeme Çiftinin Kaynak Kabiliyetinin Araştırılması", Metal dünyası, 122:109-111

Duman, Ü., Karaaslan, A. (2003), "Sementasyon Çeliği (16 MnCr 5) ile Yapı Çeliğinin (St 37) TIG ve Elektrik Ark Kaynak Yöntemleriyle Birleştirilmesi", Metal Dünyası, 123:72-75

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

Erdoğan, M. (2000), Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Nobel Yayın Dağıtım Ltd. Şti., Ankara

Erdoğan, M. (2002), Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Nobel Yayın Dağıtım Ltd. Şti., Ankara

Ericsson, M., Sandström R. (2003), "Influence of Welding Speed On The Fatigue of Friction Stir Welds and Comparison with MIG and TIG", International Journal of Fatigue, 25:1379-1387

Eryürek, İ., Bodur, O., Dikicioğlu, A. (2001), Kaynak Teknolojisinin Esasları, Birsan Yayınevi, İstanbul

Ferry, M., Thompson, M., Manohar, P., A. (2002), "Decomposition of Coarse Grained Austenite During Accelerated Cooling of C-Mn Steels", ISIJ International, 42:86-93

Gültekin, N. (1991), Kaynak Tekniği, Yıldız Teknik Üniversitesi Vakfı, İstanbul

Ihm, M. (2004), Introduction to Gray Cast Iron Brake Rotor Metallurgy, TRW Automotive, SAE

Juang, C., Tarng, S. (2002), "Process Parameter Selection for Optimizing the Weld Pool

Geometry in the Tungsten Inert Gas Welding Of Stainless Steel”, Journal of Materials Processing Technology, 122:33-37

Lin, Y., C., Lee, K., H. (1997), “Effect of Welding Parameters On The Residual Stress By The Parallel Heat Welding”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 72:97-202

Lothongkum, G., Chaumbai, P., Bhandhubanyong, P. (1999), “TIG Pulse Welding Of 304L Austenitic Stainless Steel In Flat, Vertical And Overhead Positions, Journal of Materials Processing Technology”, 89-90:410-414

Lothongkum, G., Viyanit, E., Bhandhubanyong, P. (2001), “Study on The Effects of Pulsed TIG Welding Parameters On Delte-Ferrite Content, Shape Factor and Bead Quality In Orbital Welding of AISI 316L Stainless Steel Plate”, Journal of Materials Processing Technology, 110:233-238

Numlarp, P., Petchtong, N., Kasamsookphisan, D. (1996), “Influence of shielding gases for structure and properties mechanical of weld joint on austenitic stainless steel”, Welding Technology, North Bangkok, p.70

Odabaş, C. (1992), Demir Esaslı ve Farklı Bileşimdeki Malzemelerin Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ, İstanbul

Oğuz, B. (1974), Dökme Demirin Kaynağı El Kitabı:1, Oerlikon Kaynak Elektrodları ve Sanayii A.Ş. Yayınları, İstanbul

Oğuz, B. (1975), Ark Kaynağı El Kitabı, Oerlikon Kaynak Elektrodları ve Sanayii A.Ş. Yayınları, İstanbul

Oğuz, B. (1976), Dolgu Kaynağı EL Kitabı, Oerlikon Kaynak Elektrodları ve Sanayii A.Ş., Yayınları, İstanbul

Oyak-Renault (2001), Kaynak Teknolojisi Eğitim Notları, Bursa

Peckner, D., Bernstein, I., M. (1997), Stainless Steel – Handbooks, Manuals, USA pb

Prangtong, T., Khlaikhrua, P. (2001), “The Study of Chromium Carbide Precipitation In Weld Metal Austenitic Stainless Steel AISI 304”, Mechanical (Welding Technology) Project, North Bangkok, p.90

Rose, A., Peter, W., Strassburg, W., Rademacher, L. (1961), Atlas Zur Wärmebehandlung Der Stähle Teil II, Verlag Stahleisen, Duesseldorf, II-109E, II-109F

- Sagultanark, S., Srihaprom, A., Boripatgosol, A. (1999), "Structure and Mechanical Properties of E309L Weldment Joining SUS 304 Stainless Steel With ASTM A36 Low Carbon Steel", Mechanical Welding Technology Project, North Bangkok, p.80
- Sompet, N., Prapaiboon, S. (1998), "Computer Assisted Instruction Gas Tungsten Arc Welding", Mechanical (Welding Technology) Project, North Bangkok, p.92
- Sun, J., S., Wu, C., S. (2001), "Effects of Welding Heat Input On Microstructure and Hardness In Heat-Affected Zone of HQ130 Steel", Modelling Simulation Material Science Engineering, 9:25-36
- Tarng, Y., S., Tsai, H., L., Yeh, S., S. (1999), "Modelling, Optimization and Classification of Weld Quality In Tungsten Inert Gas Welding" International Journal of Machine Tools & Manufacture, 39:1427-1438
- Tool Steels, Cold-Work Steels (2004), "Thyrapid, Thyrodur, Thyroplast, Thyrotherm", Edelstahl Witten-Krefeld Gmbh, Witten/Germany
- Topbaş, M., A. (1993), Endüstri Malzemleri Cilt I-II, Prestij Basın Yayın ve Hizmetleri, İstanbul
- Tülbentçi, K., Yılmaz, M. (1990), "Farklı Takım Çeliklerinin Katı Hal Kaynağı", II. Ulusal Kaynak Sempozyumu, İTÜ, İstanbul
- Varma, M., R., Sasikumar, R., Pillai, S., G., K., Nair, P., K. (2001), "Cellular Automaton Simulation of Microstructure Evolution During Austenite Decomposition Under Continuous Cooling Conditions", Bull. Mater. Sci., 24:305-312
- Werkzeugstähle Schnellarbeitsstähle (2004) "Thyrapid", Edelstahl Witten-Krefeld Gmbh, Witten/Germany
- Wu, C., S., Ushio, M., Tanaka, M. (1997), "Analysis of The TIG Welding Arc Behaviour", Computational Materials Science, 7:308-314
- Yongbing, L., Zhongpin, L., Guanlong, C., Yasbeng, W., Shengyin, X. (2002), "Study on Moving GTA Weld Pool In an Externally Applied Longitudinal Magnetic Field With Experimental and Finite Element Methods", Modelling Simulation Material Science Engineering, 10:781-798

İNTERNET KAYNAKLARI

[1]www.timken.com

[2]www.sciencedirect.com

[3]www.scirus.com

[4]www.aws.org

[5]www.engnetbase.com

[6]www.geocities.com

[7]<http://nt-542.aeromech.usyd.edu.au>



ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 16.02.1979

Doğum yeri Werdohl (Almanya)

Lise 1991-1997 Kadıköy Anadolu Lisesi

Lisans 1998-2002 Yıldız Üniversitesi, Kimya-Metalürji Fak.,
Metalürji ve Malzeme Müh. Bölümü

Yüksek Lisans 2002-2004 Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalürji Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme
Programı

Çalıştığı kurum

2002-Devam ediyor YTÜ, Kimya-Metalürji Fak., Metalürji ve Malzeme
Müh. Bölümü Araştırma Görevlisi

