

YILDIZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DEMİR ESASLI ve FARKLI BİLEŞİMDEKİ
MALZEMELERİN KAYNAĞI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MAKİNA MÜH. CAN ODABAŞ

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

İSTANBUL - 1992

Ö N S Ö Z

Farklı malzemelerin birbirleri ile olan kaynaklı bağlantıları son yarım asır boyunca endüstrinin çeşitli dallarında geniş bir uygulama alanı bulmuş, özellikle 1970 yılından sonra bu alanda kullanılan tekniklerin geliştirilmesiyle daha yaygın bir kullanım sahasına kavuşmuştur.

Farklı malzemelerin birbirleri ile birleştirilmesi gereksinimi, değişken zorlanma ve ortam şartlarının sözkonusu olduğu uygulamaların yoğunlaşması sonucu ortaya çıkmıştır. Bu amaçla geliştirilen teknikler arasında en yaygın kullanım alanına sahip olanlar, sürtünme kaynağı, difüzyon kaynağı, TIG kaynağı, MMA kaynağı, soğuk deformasyon kaynağı, MIG kaynağı, laser kaynağı, elektron bombardıman kaynağı ve patlatma kaynağı yöntemleridir. Bu çalışmada konunun sadece bir bölümü ele alınarak "Demir Esaslı ve Farklı Bileşimdeki Malzemelerin Elektrod ile Ark Kaynağı" konusu incelenmiş ve çeşitli deneysel çalışmalarda bulunulmuştur.

Tez süresince bana destek olan tez danışmanım Sayın Prof.Dr. Nurullah GÜLTEKİN'e ve deneysel çalışmalarımın gerçekleştirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Kaynak Tekniği Sanayii ve Ticaret A.Ş. Malzeme Laboratuvarı çalışanlarına ve kalite kontrol şefi Sayın Korkut GÜÇLÜ'ye teşekkürü bir borç bilirim.

Kartal 1992

Can ODABAŞ

İÇİNDEKİLER

ÖZET RESUME

BÖLÜM 1- FARKLI METAL KAYNAĞI NEDİR?	1-4
---	------------

BÖLÜM 2- DEMİR ESASLI MALZEMELERDEKİ KATKI ELEMENTLERİNİN İÇYAPI ÜZERİNDEKİ ETKİSİ	5-13
---	-------------

2.1. Karbon (C)	5
2.2. Manganez (Mn)	6
2.3. Silisyum (Si)	7
2.4. Nikel (Ni)	7
2.5. Krom (Cr)	9
2.6. Molibden (Mo)	10
2.7. Vanadyum (V)	10
2.8. Alüminyum (Al)	11
2.9. Fosfor (P)	13
2.10. Bakır (Cu)	13

BÖLÜM 3- ÇELİKTEKİ KARBONUN ANA METALDEKİ YAPISAL DÖNÜŞÜME ETKİSİ	14-18
--	--------------

BÖLÜM 4- METALURJİK ESASLAR	19-33
------------------------------------	--------------

4.1. Isının Etkisi Altında Kalan Bölge (IEAB)	19
4.2. Yumuşak Erimiş Sınır Bölgeleri	23
4.3. Sert Erimiş Sınır Bölgeleri	25
4.4. Farklı Bileşimdeki Malzemelerin Bağlantılarında Karbon Yayınımı: (Karbon Difüzyonu)	26

BÖLÜM 5- SOĞUMA HIZININ ETKİSİ VE ÖNTAV SICAKLIĞININ BELİRLENMESİ	34-46
--	--------------

5.1. Soğuma Hızının, Isının Etkisi Altında Kalan Bölgenin İç Yapısı Üzerindeki Etkisi	34
5.2. Öntav Sıcaklığının Belirlenmesi	36
5.2.1. B.W.R.A. METODU	37
5.2.2. SEFERIAN METODU	42

BÖLÜM 6- FARKLI METALLERİN KAYNAĞINDA DİKKAT EDİLMESİ GEREKEN KONULAR	47-61
--	--------------

6.1. Kaynak Bağlantısının Yapısal Kararlılığı	49
6.2. Fiziksel Özellikler	51
6.3. Mekanik Özellikler	53
6.4. Korozyon Dayanımı	53
6.5. Erime Oranı: Seyrelme Oranı	53
6.5.1. Karbonlu ve Hafif Alaşımlı Çelikten Üretilmiş İlave Metallerde Erime Durumu	56
6.5.2. Ostenitik Çelik İlave Metallerde Erime Durumu	57
6.5.3. Kromlu Çelikten Üretilmiş İlave Metallerde Erime Durumu	57
6.5.4. Saf Nikelli İlave Metallerde Erime Durumu	59
6.5.5. Nikel-Bakırdan İmal Edilen İlave Metallerde Erime Durumu	59
6.5.6. Nikel-Demir-Kromdan İmal Edilen İlave Metallerde Erime Durumu	60

BÖLÜM 7- SCHAEFFLER DİAGRAMI	62-73
-------------------------------------	--------------

7.1. SCHAEFFLER Diagramındaki Bölgeler ve Bu Bölgelerdeki Fazlar	64
7.2. Ferrit Fazının Kimyasal Analiz Yoluyla Belirlenmesi	68

BÖLÜM 8- SU ALMA EĞİLİMİ YÜKSEK ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETİ	74-86
---	--------------

8.1. Su Alabilen Çelikler Arasındaki Farklı Bağlantılar	74
8.2. Farklı Bağlantıların Avantaj ve Dezavantajları	77
8.3. Üç Farklı Metal Arasındaki Farklı Bağlantı	85

BÖLÜM 9- FARKLI FERRİTİK ÇELİKLERİN KAYNAĞI	87-92
--	--------------

9.1. Yöntem Seçimi	87
9.2. Dolgu Malzemesi Seçimi	88
9.3. Kaynak İşleminin Seçimi	89
9.4. Isıl İşlemin Seçimi	91

BÖLÜM 10- DÖKME DEMİRLERİN ÇELİKLERLE KAYNAĞI 93-100

10.1. Dökme Demirlerin Kaynağında Kullanılan İlave Malzemeler.....	94
10.2. Isının Etkisi Altında Kalan Bölgede Ortaya Çıkan Problemler.....	95
10.3. Isının Etkisi Altında Kalan Bölgede Ortaya Çıkan Problemler İçin Çözüm Önerileri.....	96
10.4. Tampon Tabaka İle Sıvama Yöntemi: "Buttering Method".....	99

BÖLÜM 11- PASLANMAZ ÇELİKLERİN KARBON ÇELİKLERİ YA DA DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLERE KAYNAĞI 101-108

11.1. Ostenitik Tip Paslanmaz Çeliklerin Karbon Çelikleri ya da Düşük Alaşimli Çeliklere Kaynağı.....	101
11.2. Ferritik ve Martenzitik Tip Paslanmaz Çeliklerin Karbon Çelikleri ya da Düşük Alaşimli Çeliklere Kaynağı.....	107

BÖLÜM 12- Cr-Ni ESASLI ELEKTRODLARLA YAPILAN BİRLEŞTİRMELERDEKİ SORUNLAR 109-117

12.1. Hidrojen Çatlamaşı.....	109
12.2. Kaynak İşleminde Sonra Uygulanan Isıl İşlemler.....	114
12.3. Ayrılma-"Disbonding".....	116

BÖLÜM 13- FARKLI METALLERİN KAYNAĞINDA UYGULAMALARDAN ÖRNEKLER 118-125

13.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerle Ferritik Çelikler Arasındaki Kaynaklı Birleştirmelerde Karşılaşılan Sorunlar.....	118
13.1.1.Gerilmeli Korozyon Çatlamaşı.....	119
13.1.2.Gevreklik Kırılmaşı.....	120
13.1.3.Karbon Difüzyonu.....	121
13.1.4.Isıl Yorulma.....	123
13.2. Üretim Deneyimleri.....	123

BÖLÜM 14- BİR NÜKLEER SANTRALDE GERÇEKLEŞTİRİLEN FARKLI OSTENİTİK ALAŞIMLAR ARASINDAKİ BİRLEŞTİRME KAYNAĞI 126-128

BÖLÜM 15- DENEYSEL ÇALIŞMA-SONUÇ-ÖNERİLER 129-146

YARARLANILAN KAYNAKLAR

ÖZET

Tez çalışmasının konusunu, günümüzde her geçen gün uygulama alanı hızla artan farklı bileşimdeki malzemelerin birbirleri ile kaynağı oluşturmaktadır.

Gerek sanayide kullanılan farklı kimyasal bileşimdeki malzeme türlerinin çokluğu gerekse bunların birbirleri ile kaynağında başvurulmuş yöntemlerin çeşitliliği nedeniyle bütün bağlantı türlerini ve yöntemlerini bu çalışma içinde ele almak mümkün olmadığı için uygulamada en sık karşılaşılan "Demir Esaslı ve Farklı Bileşimdeki Malzemelerin Elektrik Ark Kaynağı Yöntemi ile Birleştirilmesi" konusundaki çalışmalar üzerinde incelemelerde bulunulmuştur.

İlk bölümlerde farklı metal kaynağının genel tanımı ve başlıca metalurjik esaslar ele alınmış ve özellikle ark kaynağı yönteminde ana metalde ortaya çıkan içyapı değişikliklerine değinilmiştir.

Daha sonraki bölümlerde farklı metallerin kaynağında dikkat edilmesi gereken konular maddeler halinde açıklanmış ve tez konusu için büyük önem taşıyan SCHAEFFLER Diagramı ve bu diagramın kullanımı geniş bir şekilde ele alınarak örneklerle incelenmiş, konu ile ilgili çeşitli yorumlarda bulunulmuştur.

Son bölümde endüstride yoğun olarak kullanılan paslanmaz çelikler, dökme demirler, karbon çelikleri ve yüksek karbonlu su alma eğilimi yüksek çeliklerin bağlantıları incelenmiş ve bu tür bağlantılarda sık kullanılan Cr-Ni esaslı elektrodlarla gerçekleştirilen birleştirmelerde ortaya çıkan problemler ele alınmıştır.

Deney aşamasında, tez süresince değinilen konuları bir bütün

olarak ele alması nedeniyle iki ayrı deneysel çalışma gerçekleştirilmiştir. İlk olarak dökme demir ile alaşımsız elik arasındaki bağlantı test edilmiş ikinci çalışmada ise paslanmaz elik ile alaşımsız elik arasındaki kaynaklı bağlantı incelenerek elde edilen sonuçlar tezde yeralan verilerle karşılaştırıldıktan sonra yorumlarda bulunularak gerekçeler üzerinde fikir yürütülmüştür.

Kartal/İSTANBUL 1992

Can ODABAş



RESUME

Ce thèse est basé sur l'assemblage des métaux ferreux dissemblables par le procédé du soudage à l'arc.

Aux premiers chapitres, après la définition de l'assemblage de métaux ferreux dissemblables, on a étudié les aspects métallurgiques du soudage, les changements structuraux de la zone fondue et l'influence du carbone sur la transformation du métal de base.

Aux chapitres suivants, on a fait, des études sur le diagramme de SCHAEFFLER qui a une grande importance capitale dans le soudage des aciers au nikel-chrome pour délimiter les conditions de réalisation des assemblages homogènes et hétérogènes avec les electrodes austenitiques.

A la dernière chapitre, on a travaillé sur la soudabilité des aciers spéciaux comme aciers de carbone, aciers trempants et aciers de chrome-nickel et les problèmes rencontrés par l'utilisation des électrodes de base chrome-nickel.

Pendant les travaux d'expérience, on a réalisé un assemblage entre la fonte de structure lamellaire et l'acier de construction et un deuxième assemblage entre acier inoxydable du type 18 Cr/8 Ni avec l'acier de construction.

BÖLÜM 1- FARKLI METAL KAYNAĞI NEDİR?

Günümüzde, endüstriyel alanlar için gerçekleştirilen konstrüksiyonlardan beklenen özellikler, farklı malzemelerin birarada kullanılmaları gereğini ortaya çıkarmaktadır. Dolayısıyla bu malzemelerin birbirleri ile birleştirilmesi bir zorunluluk olarak görülmekte, bu durum ile özellikle değişken zorlanma ve ortam şartların sözkonusu olduğu uygulamalarda karşılaşılmaktadır. Buhar borularının kaynaklı bağlantıları bu tür uygulamalara verilebilecek tipik bir örnektir. Çünkü buhar taşıyıcı sistemin yüksek sıcaklıktaki ucuna ostenitik paslanmaz çelik bir malzeme gerekirken, buraya oranla daha düşük sıcaklığa sahip uçta daha az özelliklere sahip, düşük alaşımlı bir ferritik çeliğin kullanılması yeterli olmaktadır.

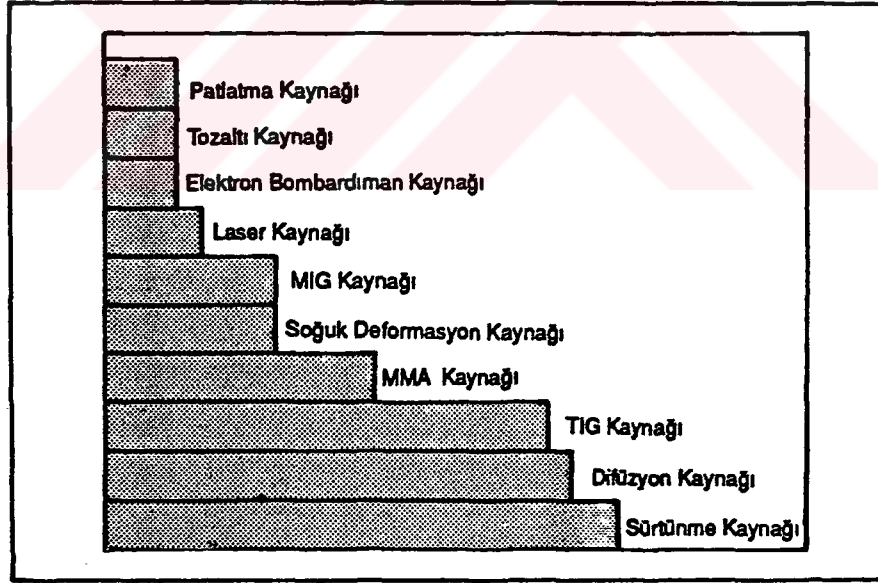
Farklı metallerin kaynağında kullanılabilecek olan ürünler arasında en uygun olanının seçilmesinde kullanıcılara yardımcı olması amacıyla üreticiler tarafından hazırlanan bilgi verilerine bakmadan önce "Farklı Metal Kaynağı" terimini açıklamak gerekmektedir.

Gerçekte, eritme yöntemi ile gerçekleştirilen bağlantıların tamamına yakını birer farklı metal kaynağıdır. Bu gibi uygulamalarda kaynak metali döküm, ana metal ise bir tür işlenik demir olup gerek kaynak metali gerekse ana metal, kimyasal analizleri açısından farklılıklar göstermektedir. Bu farklılıklar çoğu zaman belirli amaçlar için bilerek oluşturulmaktadır. Örneğin bir yapı çeliğine tane küçültücü özelliğinden dolayı niobyum (Nb) katılırken bu elementin kaynak metalinde bulunması problemlere yol açabilmektedir. Bunun yanında erimiş metalin akışını kolaylaştırmak amacı ile kaynak metali çeşitli düzeylerde silisyum (Si) içerebilirken aynı element işlenik demir malzemelerde sıcak çatlak sorunları yaratabilmektedir.

Tüm bunların yanında yukarıda belirtilen ayrıntı ve küçük farklılıkları bir yana bırakacak olursak farklı metallerin kaynağını şu şekilde tanımlamak mümkündür:

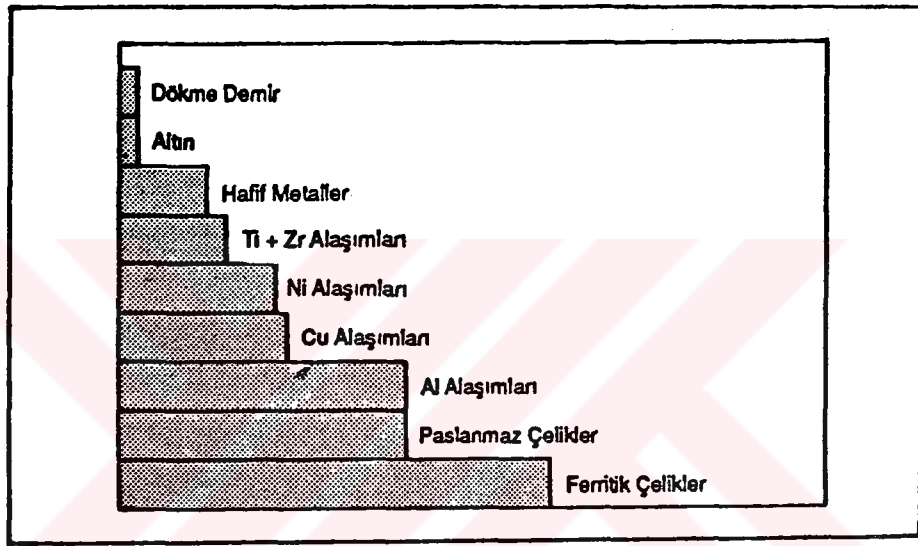
"Farklı metal kaynağı bir alaşım sistemi içerisindeki grupların ya da farklı alaşım sistemleri içerisindeki iki ana metalin birleştirilmesi işlemidir".

1979-1980 yıllarında yapılan araştırmalarda farklı metallerin kaynağında en yaygın olarak kullanılan proseslerin sürtünme kaynağı ve difüzyon kaynağı olduğu ortaya çıkmıştır. Bunları TIG kaynağı, MMA (örtülü elektrodla ark kaynağı), soğuk deformasyon kaynağı, MIG kaynağı, laser kaynağı, elektron bombardıman kaynağı, tozaltı kaynağı ve patlatma kaynağı izlemektedir (Şekil 1-a).



Şekil 1a: Farklı metal kaynağında kullanılan yöntemler ve bunlara ait kullanım yoğunlukları

Yine aynı yıllar arasında yapılan araştırmalarda farklı metallerin kaynaklı bağlantılarında en çok kullanılan malzemelerin ferritik çelikler ile paslanmaz çelikler olduğu görülmüştür. Bunları sırası ile alüminyum alaşımları, bakır alaşımları, nikel alaşımları, titanyum + zirkonyum alaşımları, hafif metaller, altın ve dökme demirler izlemektedir (Şekil 1-b).



Şekil 1b: Farklı metallerin kaynağında kullanılan malzemeler ve bunlara ait kullanım yoğunlukları

Dökme demirler oldukça yaygın kullanılan bir mühendislik malzemesi olmasına rağmen sıralamanın sonunda yer almaktadır.

Farklı metallerin kaynağında incelenen ana konular; mukavemet, tokluk ve yorulma direncidir. Bunların yanında korozyon davranışları, uygun ısı işlemlerin seçimi ve muayenelerdeki güçlükler diğer ilgi alanlarını oluşturmaktadır.

Şekil 2'deki cetvelde gerek demir esaslı gerekse demir dışı malzemelerin birbirleri ile kaynak edilebilirlikleri hakkında pratik bilgiler yer almaktadır.

[illegible]

Şekil 2 : Farklı metallerin birbirleri ile kaynak edilebilme kabiliyetleri

BÖLÜM 2- DEMİR ESASLI MALZEMELERDEKİ KATKI ELEMENTLERİNİN İÇYAPI ÜZERİNDEKİ ETKİSİ

Demir esaslı malzemeler genel olarak demir, karbon, manganez, silisyum, kükürt ve fosfor içeren demir karbon alaşımlarıdır. Günümüz endüstrisinde, bazı ek özellikler elde edebilmek için yapıya nikel, krom, molibden, vanadyum, alüminyum ve bakır gibi alaşım elementleri de katılmaktadır.

Bu bölümde ilk olarak karbon ele alınmakta ve sırası ile diğer alaşım elementlerinin içyapıyı ne şekilde etkilediklerine kısaca değinilmektedir.

2.1. Karbon (C)

Karbon çeliklerin kaynağa elverişliliğini belirleyen ana elementtir. Bu element ferritik çeliklere, dönüşüm bölgesinde bağlantının su alabilirliğini arttırmak ya da ısıtma işlemle karbür oluşturmak amacıyla katılır.

Karbonun kaynak işlemi sırasında ana metalde yolaştığı diğer etkiler BÖLÜM 3'de detaylı bir şekilde açıklanacaktır.

Kaynak edilebilen özel çeliklerde C oranı sınırlandırılmış olmalıdır. Bu oran ender olarak % 0,25'i geçmektedir. Belirli bir orandan sonra bu elementin olumsuz etkisini azaltmak için özel önlemler alınmalıdır. Bu önlemlere BÖLÜM 5'de değinilecektir.

2.2. Manganez (Mn)

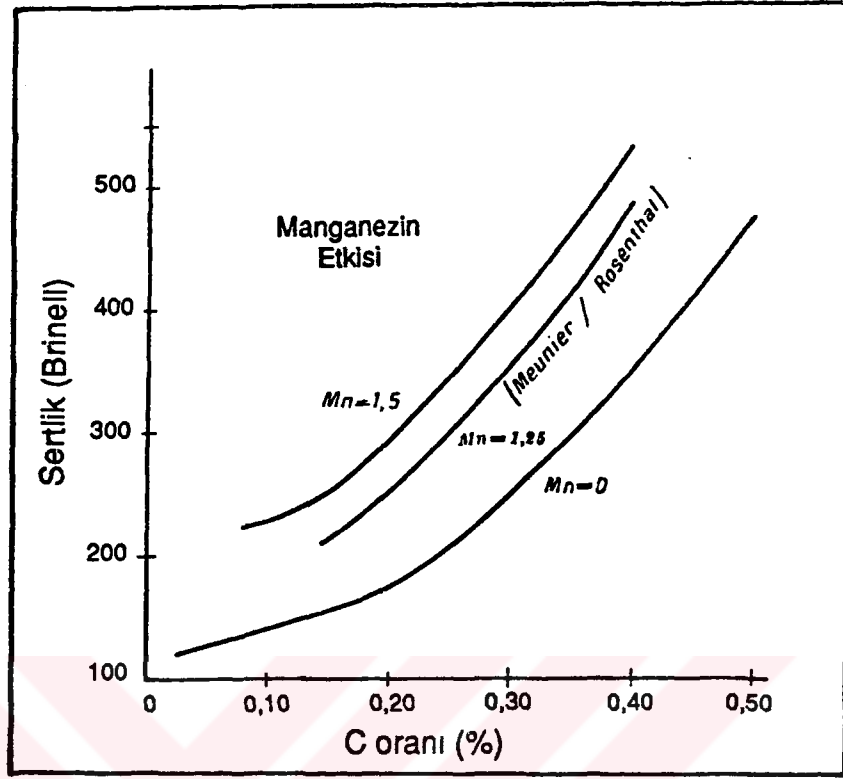
Manganez ostenit dengeleyici bir element olup çeliğin su almasını kolaylaştırır. Bu elementin oranı da aşınma dayanımı ve sertlik istenen bazı özel durumlar dışında (% 13-14 manganezli ostenitik çelikler) sınırlı tutulmalıdır. Kaynak edilebilir çeliklerdeki Mn miktarı ender olarak % 2'yi geçer. Manganez, diğer yandan, etkin bir oksit giderici olup, elektrodlara, sıvı metaldeki reaksiyonlar üzerindeki olumlu katkılarından dolayı katılmaktadır.

Şekil 3'deki eğriler manganezin elektrik ark kaynağı uygulamalarında aşırı ısınmış bölgedeki sertliğe, dolayısıyla metalurjik olarak kaynak kabiliyetine etkisini göstermektedir. Bu diagram ayrıca, çeliğin su alma kabiliyetinin, çelikteki C oranının artması halinde düşük manganez konsantrasyonlarında bile (% 1,25-1,5) hızla arttığını göstermektedir.

Bazı literatürler karbon eşdeğeri ifadesini şu şekilde tanımlamaktadır.

$$[C] = C \% + \frac{Mn \%}{4} + \frac{Si \%}{4}$$

Bu ifade görülmektedir ki metalurjik açıdan kaynak kabiliyetinde manganez karbona oranla 4 kere daha az su verme özelliğine sahiptir. Manganez oranı yüksek olan çeliklerde karbonun varlığıyla birlikte karbon eşdeğerinin % 0.45'i geçmesi halinde bir ön tavlama yapılması gerekmektedir. Mn/C oranı çeliğin kalitesi ve onun kaynak konusundaki tutumu hakkında bir kriter olabilmektedir. Manganezin görevini tam olarak yerine getirebilmesi için bu oranın en az 4'e eşit olması gerekmektedir.



Şekil 3 : Ana metaldeki manganez miktarının karbon oranının bir fonksiyonu cinsinden elektrik ark kaynağı sonucu oluşan dönüşüme etkisi.

2.3. Silisyum (Si)

Silisyum ferrit dengeleyici bir element olup manganez gibi çelik için güçlü bir redüktördür. Kaynak sırasında çatlama hassasiyetini arttırdığı için çelik içindeki oranı sınırlı tutulmalıdır. Çeliğin cinsi, üretim tarzı ve manganez-karbon konsantrasyonuna göre farklılık gösteren bu oran konstrüksiyon çeliklerinde % 0,15 - % 0,30 arasında değişen değerler olmaktadır. Erimiş elektrod metalinde ise silisyum oranı % 0,40 - % 0,50'ye ulaşabilir.

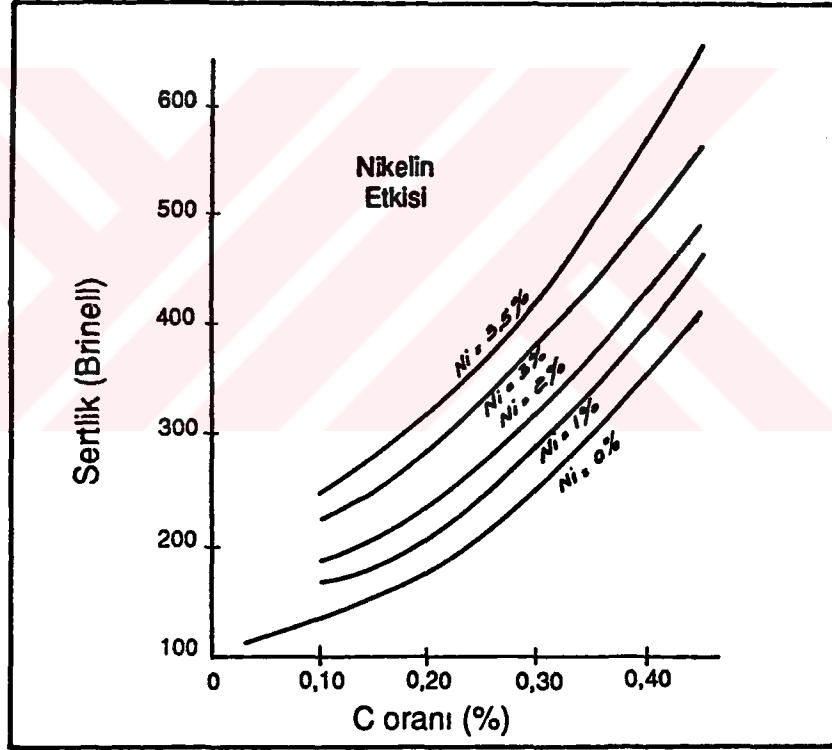
2.4. Nikel (Ni)

Nikel ostenit dengeleyici bir elemen olup, su alma kabiliyetini karbon ve manganez gibi etkiler. Düşük karbonlu ($C \leq \% 0,15$) ve katkı elementi içermeyen çeliklerde bağlantının kırılma dayanımını etkilemeden % 3,5

nikel ulaşılabilir. Düşük oranlarda nikel kaynak dikişinin deformasyon seviyesinin özelliklerini iyileştirir, tane küçültücü özelliğinin yanında çeliğin kırılmalığa geçiş sıcaklığı üzerinde olumlu etki yaratır.

% 35 Ni'li çelikler - 100° C'a kadarki düşük sıcaklıklarda çalışan makina parçalarında kullanılmakta olup bu sıcaklıkta kırılmalık göstermektedir.

Nikelin ark kaynağı sonrası oluşan dönüşüm bölgesinin sertliği üzerindeki etkisi Şekil 4'de gösterilmiştir.

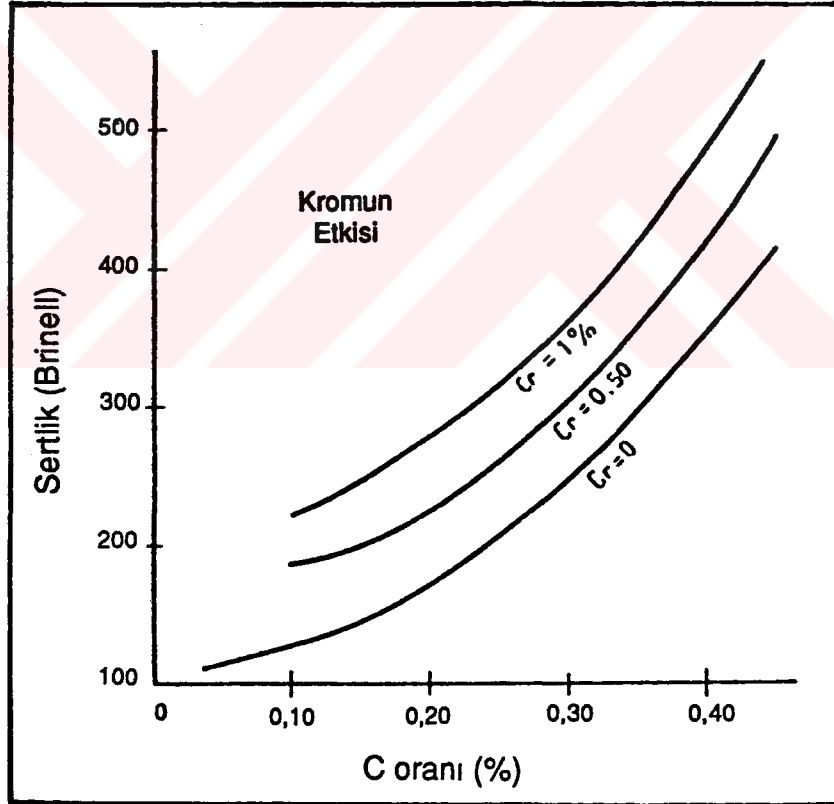


Şekil 4 : Ana metaldeki nikel miktarının, karbon oranının bir fonksiyonu cinsinden ark kaynağı sonucu oluşan dönüşüme etkisi

Nikelin mekanik özellikler üzerindeki etkisi manganeze oranla daha az hassastır. Bu nedenle, % 0,25 C konsantrasyonu için % 1,25 Mn içeren bir çelik % 2,5 Ni içeren bir çelik gibi davranış gösterir (sertlik 300 Brinell).

2.5. Krom (Cr)

Krom ferrit dengeleyici bir element olup, düşük alaşımlı yapı çeliklerinde nikel, molibden gibi diğer elementlerle birlikte bulunur ve bu sayede çeliğin su alabilme özelliğini yükseltir. Krom kaynak kabiliyeti konusunda, özellikle oski-asetilen kaynağı yönteminde, dekapan tozu ile giderilmesi mümkün olmayan ısıya dayanıklı krom oksit oluşturmaları nedeniyle bir başka istenmeyen durum yaratmaktadır. Krom-oksitin giderilmesi bazik karakterli cüruf ile kolaylaştığı için krom çeliğinden üretilen elektrodlar tercihen bazik tip olmalıdır. Bu element kaynak sırasında dönüşüm bölgesinin su alabilme kabiliyetine belirgin bir şekilde etki etmektedir (Şekil 5).



Şekil 5 : Krom miktarının, karbon oranının bir fonksiyonu cinsinden ark kaynağı sonucu oluşan dönüşüme etkisi

Şekil 5'deki diagramdan görüldüğü gibi % 0,50 Cr ve % 0,15 C'lu bir çelikle tampon tabakadan sonra elde edilen sertlik 200 HB'yi geçmektedir.

Krom, yarı ısıya dayanıklı krom molibdenli çelikler, nikel-kromlu ostenitik çelikler ve yüksek miktarda krom içeren (% 20 - 30 Cr) ve nikel-kromlu ısıya dayanıklı çelikler gibi kaynaklı bağlantılarda sık olarak kullanılan birçok özel çelikte katkı elementi olarak yapıya katılmaktadır.

2.6. Molibden (Mo)

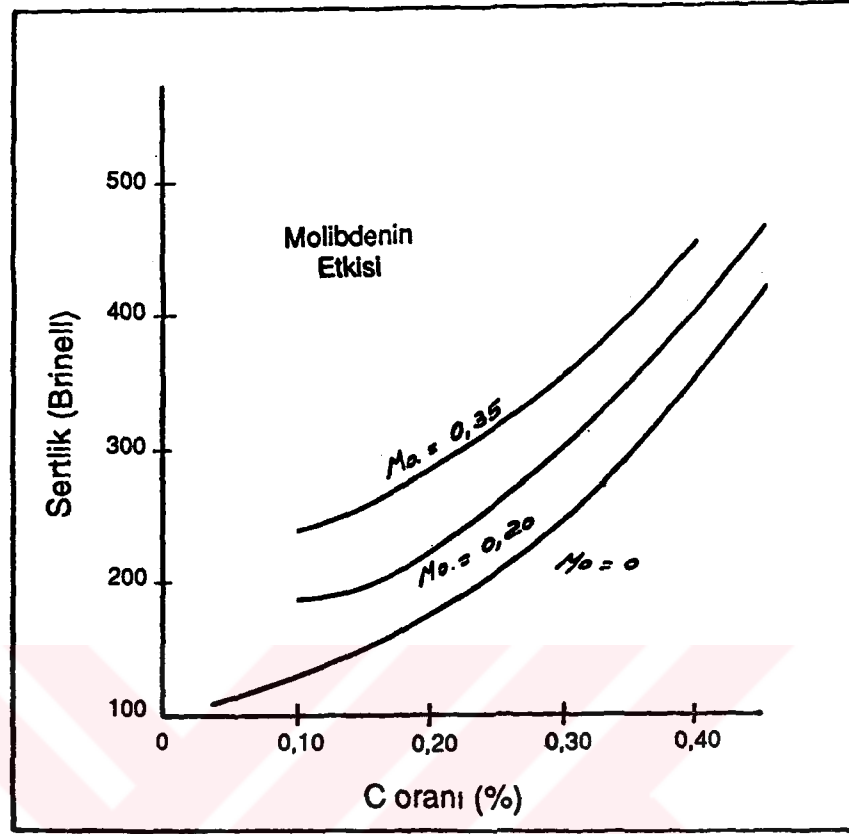
Molibden, çeliğin su alma kabiliyetini artırır. Yapıdaki yüzdesi karbonu yüksek çeliklerde (25 CrMo 4, 35 CrMo 4) genellikle % 0,25-0,35'de sınırlanmıştır. Molibden % 0,5 gibi düşük bir konsantrasyonda bile çeliğe yüksek bir ısıl dayanım ve akışkanlık özelliği verir. Bu bakımdan, düşük alaşımlı özel çeliklerde katkı elementi olarak büyük bir öneme sahiptir.

Molibdenin kaynak dikişine komşu dönüşüm bölgesinin sertliği üzerindeki etkisi şekil 6'da belirtilmiştir

Görülmektedir ki % 0,50 molibdenden itibaren çeliğin su alma eğilimi hissedilir derecede yükselmekte ve metalurjik açıdan çeliğin kaynak kabiliyeti azalmaktadır. Bu nedenle molibdenli çeliklerin kaynağında bazı önlemlerin alınması gerektiği gözardı edilmemelidir.

2.7. Vanadyum (V)

Vanadyum çeliğin su alma kabiliyetini çok hızlı bir şekilde artırırken yapı içindeki yüzdesi sınırlandırılmış olmalıdır. Bu yüzde miktarı ender olarak % 0,1-0,2'yi geçer. Bu element bazı ısıya dayanıklı kaynak edilebilir çeliklerde zaman zaman molibdenle birlikte kullanılmaktadır.

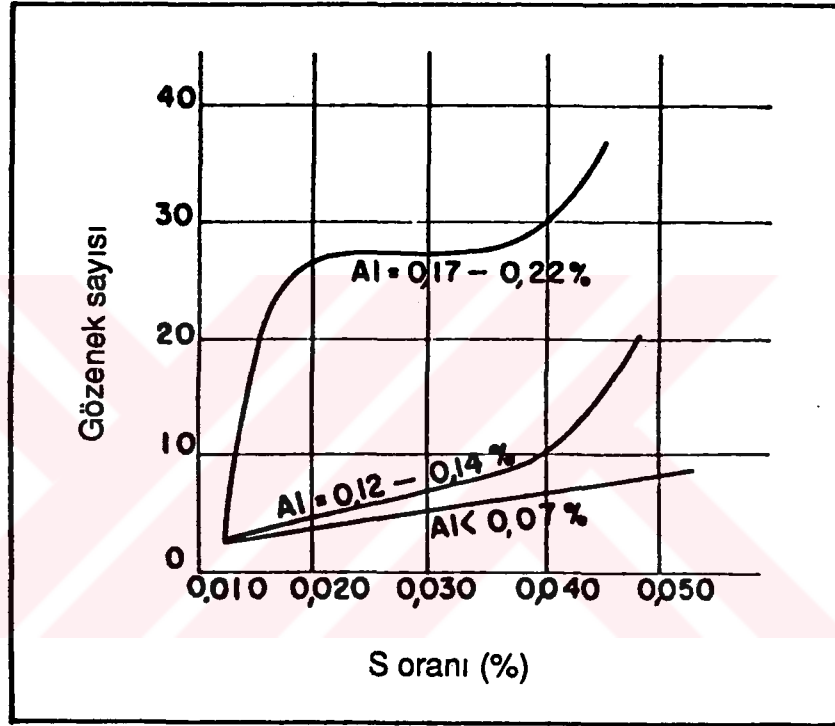


Şekil 6 : Molibden miktarının karbon oranının bir fonksiyonu cinsinden ark kaynağı sonucu oluşan dönüşüme etkisi

2.8. Alüminyum (Al)

Alüminyum ferrit dengeleyici bir element olup çok düşük konsantrasyonlarda bile güçlü bir redüktördür. Alüminyum içeren çeliklerde alüminyum nitrür oluşumu sayesinde azotun yaşlanma üzerindeki etkisi azalır. Bu element sıcak oksidasyona karşı daha yüksek bir dayanım sağlamak amacıyla bazı çeliklere yüksek konsantrasyonlarda (% 0,5-1) katılmaktadır. Ancak bunun yanında kaynak işlemi sırasında alümin oluşması nedeniyle rahatsız edici bir rol de oynamaktadır. Alüminyum içeren çelikler oksiasetilen kaynağında dekapan kullanılması ve ark kaynağında da bazik karakterli elektrodların seçilmesi ile birleştirilebilmektedir. Kükürtün varlığı ise gözenek oluşumuna neden olurken çatlama hassasiyetini yükseltmektedir.

Normal oranda alüminyum içeren ($Al \leq \% 0,01$) 25 CrMo 4 türü çeliklerde $\% 0,03$ 'e kadar kükürt bulunmasının porozite üzerinde hiçbir olumsuz etkisi yoktur. Olumsuz etki alüminyum oranının $\% 0,1$ 'i geçmesi ile önem kazanmaktadır. Şekil 7, çeşitli oranlarda alüminyum içeren çeliklerde kükürtün gaz kabarcığı (porozite) oluşumu üzerindeki etkisini göstermektedir.



Şekil 7 : 25 CrMo 4 türü bir çelikte alüminyumun, kükürtle birlikte varolması halinde, gözenek oluşumu üzerindeki etkisi

Çeliğin gözenek oluşumuna karşı hassasiyeti $\% 0,15$ alüminyumdan sonra hızla artmakta, bu durumda ise kükürt oranının $\% 0,012$ 'nin altında tutulması gerekmektedir.

2.9. Fosfor (P)

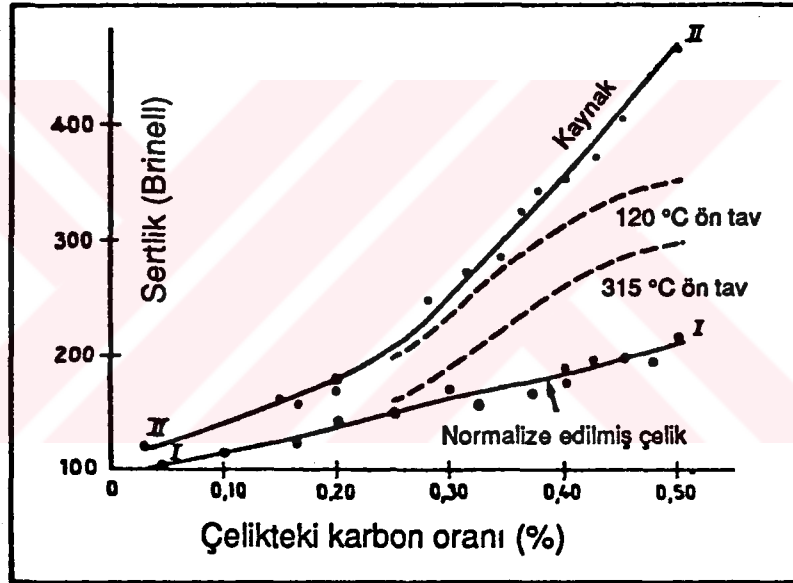
Fosfor, yapıda kükürtün de varolmasıyla çatlama eğilimi yaratan, çelik için bir gayri safiyet elementidir. Bazı çeliklere (COR-TEN) % 0,15-0,20'a kadarki konsantrasyonlarda katkı elementi olarak katılabilir. Krom ve bakır ile alaşımlandırılmış bu özel çeliklerde fosforun varlığı ile oksitleyici gazlara ve abrazyona karşı yüksek bir kimyasal dayanım elde edilir. Özellikle kömür ve kok taşıyan vagonlar endüstrisel çeliklere oranla daha yüksek mekanik ve kimyasal dayanıma sahip fosforlu çeliklerden imal edilmektedir.

2.10. Bakır (Cu)

Bakır, % 0,40'a kadar çelikte çözünebilmektedir. Kaynaklı bağlantılar için düşünülen çeliklerde bu sınırın üzerine çıkılmaması önerilmektedir. Çünkü % 0,5'in üstündeki konsantrasyonlarda bu element serbest halde çatlama faktörüdür. Bu element özellikle konstrüksiyon çeliklerine daha yüksek sulu korozyon dayanımı vermek amacıyla katılır. Sanat eserlerinin yapımında kullanılan çelikler % 0,30-0,40 oranında bakır içerirler. Bunlar tercihen ana metalle aynı özelliklere sahip kaynak metali veren bazik karakterli elektrodlarla kaynak edilmelidirler.

BÖLÜM 3- ÇELİKTEKİ KARBONUN ANA METALDEKİ YAPISAL DÖNÜŞÜME ETKİSİ

Çelikteki karbonun, tampon tabaka çekildikten sonra ana metalin sertliğini ne yönde etkilediği Şekil 8'deki grafikte kısaca belirtilmiştir.



Şekil 8 : Çelikteki karbon oranının ark kaynağı uygulamalarında ana metaldeki yapısal dönüşüm ve sertlik üzeride etkisi II nolu eğri ile gösterilmiştir. I nolu eğri normalize edilmiş çeliğe ait sertlik değerini, kesikli eğriler ile 120° C ve 315° C'lik ön tavlama sıcaklıklarının sertlik üzerindeki etkisini göstermektedir.

Bu diagramdan da görüldüğü gibi normalize edilmiş çeliğe ait I eğrisi ile kaynak edildiği gibi bırakılmış çeliğe ait II eğrisinin verdiği sertlik değerleri arasındaki fark çelikteki karbon konsantrasyonunun artması ile yükselmektedir.

Bu sertlik farkı % 0.10-0.15 karbon içeren yumuşak çelikler için 30-40 Brinell iken % 0.50 karbonlu çeliklerde 250 Brinell'i geçmektedir. Ön tavlama işlemi bu sertlik farkını oldukça azaltırken kaynak işlemini de kolaylaştırmaktadır.

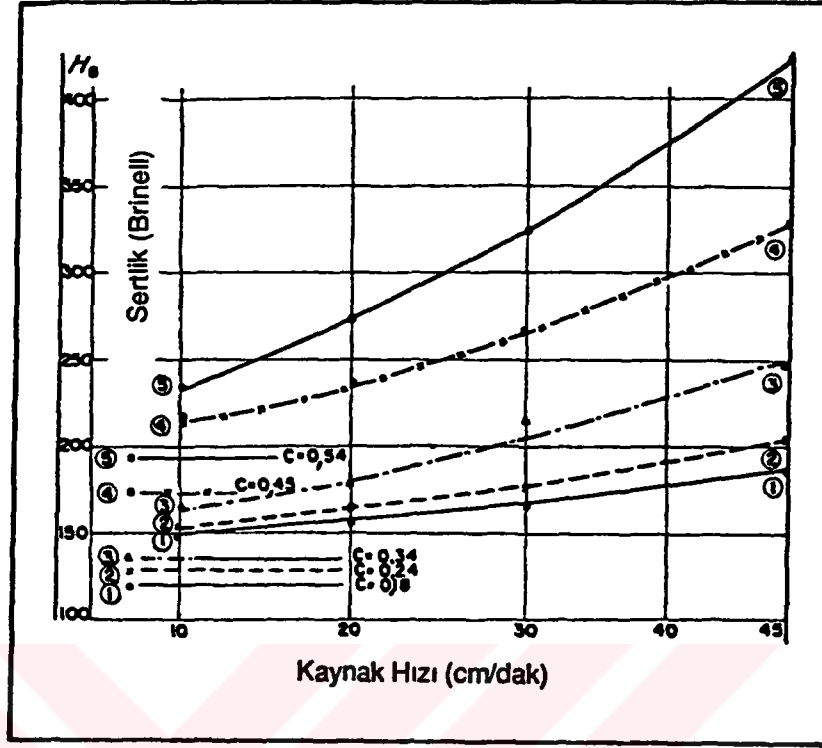
Amerika'da gerçekleştirilen çalışmalardan elde edilen bu özet sonuçlarda, ark tarafından oluşturulan enerji ve saç kalınlığı gibi, tampon tabaka çekilirken meydana gelen yapısal dönüşümlerin incelenmesinde etkisi büyük olan faktörler hesaba katılmamıştır.

Sanayide sık kullanılan ve farklı karbon yüzdelerine sahip çelikler (Tablo 1) üzerinde gerçekleştirilen deneylerde kaynak dikişleri otomatik bir kaynak makinası ile çekilmiştir.

Tablo 1 - İncelenen Çeliklere ait Kimyasal Analiz Değerleri

Çelikler	C	Mn	Si	S	P
1	0,18	0,42	0,12	0,028	0,019
2	0,24	0,50	0,15	0,024	0,021
3	0,34	0,53	0,18	0,031	0,022
4	0,45	0,62	0,25	0,027	0,018
5	0,54	0,65	0,25	0,032	0,027

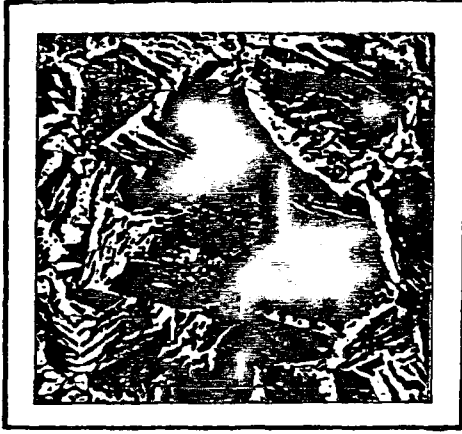
Bu deneylerin amacı, kalınlığı sabit olan ($e = 20$ mm) saçlarda kaynak hızının etkisini ve aynı çelik tipleri için ($C = \% 0.45$) saç kalınlığındaki değişimin sertlik üzerindeki etkisini ortaya çıkartmaktır.



Şekil 9 : Kaynak hızının, 20 mm kalınlığındaki çelikler için, yapısal dönüşümün en yoğun olduğu bölgedeki sertlik üzerine etkisi. Çeliklerin kaynaktan önceki sertlikleri 1'den 5'e kadar numaralanan yatay doğrularla belirlenmiştir.

1) Birinci deneyde dikişler 20 mm kalınlığındaki saçlar üzerine çekilmiş olup elektrod çapı ve akım şiddeti sabit tutulmuştur ($\phi = 5$ mm; $I = 375$ A). Arkın çalışma gerilimi ise 23-25 V arasında değişirken kaynak hızı 10-20-30-45 cm/dak olarak ayarlanmıştır. Şekil 9'daki eğri grubu tampon tabakaya ait dönüşüm bölgesindeki maksimum sertlik değişimini kaynak hızının bir fonksiyonu cinsinden vermektedir. Kaynak hızının etkisi çelikteki C oranının yükselmesi ile daha da artmaktadır.

1-2 ve 3 nolu çeliklere ait dönüşüm, yüksek kaynak hızlarında bile (30 cm/dak) A_1 üst dönüşümüne bağlı olarak ferrit+perlit yapısına bürünürken (Şekil 10), % 0.4-0.45 C içeren çeliklerde özellikle yüksek kaynak hızlarında çalışılması halinde trusto-beynitik bir yapı olmaktadır (Şekil 11).

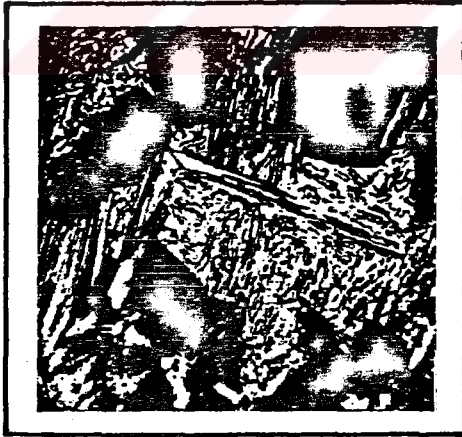


Şekil 10 : % 0.24 C'lu çeliğe alt dönüşüme uğramış bölge. Sertlik 200 Brinell olup sorbitik çökelti yapısı görülmektedir (x120)



Şekil 11 : % 0.45 C'lu çeliğe alt dönüşüme uğramış bölge. Sertlik 320 Brinell olup üst bey nitik zeminde trustit tanecikleri görülmektedir (x1500)

Karbonca daha zengin çeliklerde ise düşük kaynak hızlarında bile (10-30 cm/dak) yapılar trusto-martenziktir (Şekil 12) ve kaynak hızı 45 cm/dak'ya ulaştınca su verilerek elde edilmiş yapıya benzeyen bir yapı oluşur (Şekil 13).

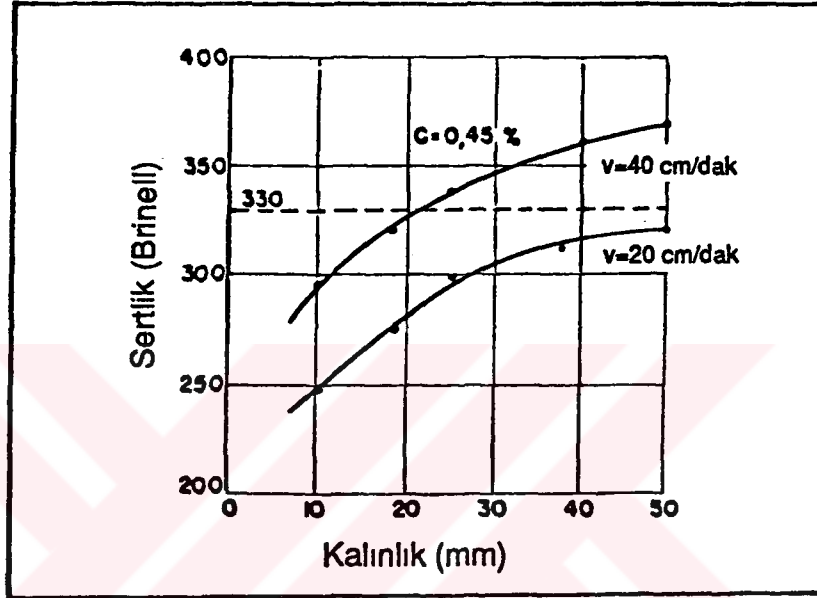


Şekil 12 : % 0.54 C'lu çeliğin dönüşüme uğrayan bölgesindeki trusto-bey nitik yapı ($v = 30$ cm/dak; Sertlik 330 Brinell (x1000)



Şekil 13 : % 0.54 C'lu çeliğin dönüşüme uğrayan bölgesindeki bey nit-mar tensit kompleks yapısı ($v = 45$ cm/dak; Sertlik 420 Brinell (x1800)

2) Diğer deney grubunda, parça kalınlığının ana metalde görülen sertlik değişimi üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla % 0.45 C'lu çeliklerin kalınlıkları 10 mm'den 50 mm'ye kadarki çeşitli değerlere değiştirilmiştir. Şekil 14'de, 20 ve 40 cm/dak'lık ilerleme hızları ile gerçekleştirilen deneye ait sonuçlar verilmiştir.



Şekil 14 : Parça kalınlığının % 0.45 C'lu çelik üzerine tampon tabaka atıldıktan sonra ana metalde oluşan sertliğe etkisi.

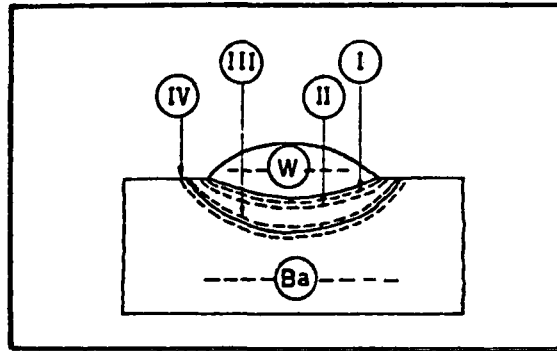
$v=20$ cm/dak için parça kalınlığının 10 mm'den 50 mm'ye doğru artması ile sertlik 250 Brinell'den 320 Brinell'e doğru % 30'luk bir yükselme göstermektedir. Kaynak hızının iki katına çıkarılması ile ($v=40$ cm/dak) eğri sertlikte 50 Brinell'lik bir artış olacak şekilde yukarıya kaymıştır.

Eğer tampon tabakadan sonra max. 330 Brinellik sertliğe izin veren Uluslararası Kaynak Enstitüsü'nün IX. Komisyonu tarafından hazırlanan "Öneriler" esas alınırsa, % 0,45 C'lu çelik üzerinde 20 cm/dak kaynak hızı ile çalışılması halinde ek önlemlerin alınması zorunlu değildir. Buna karşın iki kat hızla gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde kalınlığı 20 mm'nin üstündeki parçalara ön tav uygulanması zorunludur.

BÖLÜM 4- METALURJİK ESASLAR

4.1. Isının Etkisi Altında Kalan Bölge (IEAB)

Isının etkisi altında kalan bölge, kaynak metalinin (yani eriyen bölgenin) ana metalle birleştiği kısımdan itibaren 1450 ile 700° C arasındaki bir sıcaklık etkisinde kaldığı bölgesidir. Eğer ısının etkisi altında kalan bölgede erişilen en yüksek sıcaklık, kaynağın merkezine olan mesafenin bir fonksiyonu olarak bilinir ve esas metalin tipi ile şartları da tanınırsa, kaynak işlemi sonunda meydana gelecek yapıyı normal olarak önceden tahmin etmek mümkündür. Bununla beraber birçok durumda soğuma hızını da hesaba katmak gerekir. Özellikle 900° C'ın üzerinde tavlanan bölge, kalın parçaların kaynağında soğuma daha da çabuk olacağından, bir çeşit su verme işlemine tabi tutulmuş sayılır. Bunun sonucunda da, çeliğin bileşimine göre, bu kısımda çok yüksek bir sertlik elde edilir ve gevrek bir bölge meydana gelir. Genellikle ısının etkisi altında kalan bölge diye adlandırılan bu kısım, bir kaynak bağlantısının en kritik bölgesini oluşturur ve birçok çatlama ve kırılma burada meydana gelir. Şekil 15'de ısının etkisi altında kalan bölgenin içyapı bakımından 4 bölüme ayrıldığı görülmektedir.



Şekil 15 : Isının Etkisi Altında Kalan Bölgenin Bölümleri

a) İri Taneli Bölge (I)

Kaynak metalinin (W) hemen altına gelen ve kaynak sırasında 1450 ile 1200° C arasındaki bir sıcaklık etkisi altında kalan bölgedir. Çeliğin bileşimine ve soğuma şartlarına göre martenzitik veya temperlenmiş martenzitik bir iç yapıya ve en yüksek sertliğe sahiptir.

b) İnce Taneli Bölge (II)

Kaynak yapılırken 1200 ile 900° C arasındaki bir sıcaklığa erişen bölgedir. İç yapı bakımından birinci bölgeye benzer ve onun bir devamı olup daha ince tanelidir.

c) Kısmen Dönüşmüş Bölge (III)

İnce taneli bölgenin devamı olup, kaynak sırasında $A_3 = 875^\circ \text{C}$ ile $A_1 = 723^\circ \text{C}$ arasındaki bir sıcaklık etkisi altında kalmaktadır.

d) İç Yapı Bakımından Değişime Uğramayan veya Temperlenmiş Bölge (IV)

Bu bölgenin sıcaklığı kaynak sırasında $A_1 = 723^\circ \text{C}$ noktasının altında bulunur ve genel olarak bir iç yapı değişmesine uğramaz.

Tane irileşmesi görülen ve kaynak edilebilen diğer malzemelerde daha önceki şekil değiştirmenin de etkisi altında ortaya çıkan IEAB'ın tasarımları karşılaştırmalı olarak şekil 16'da gösterilmektedir.

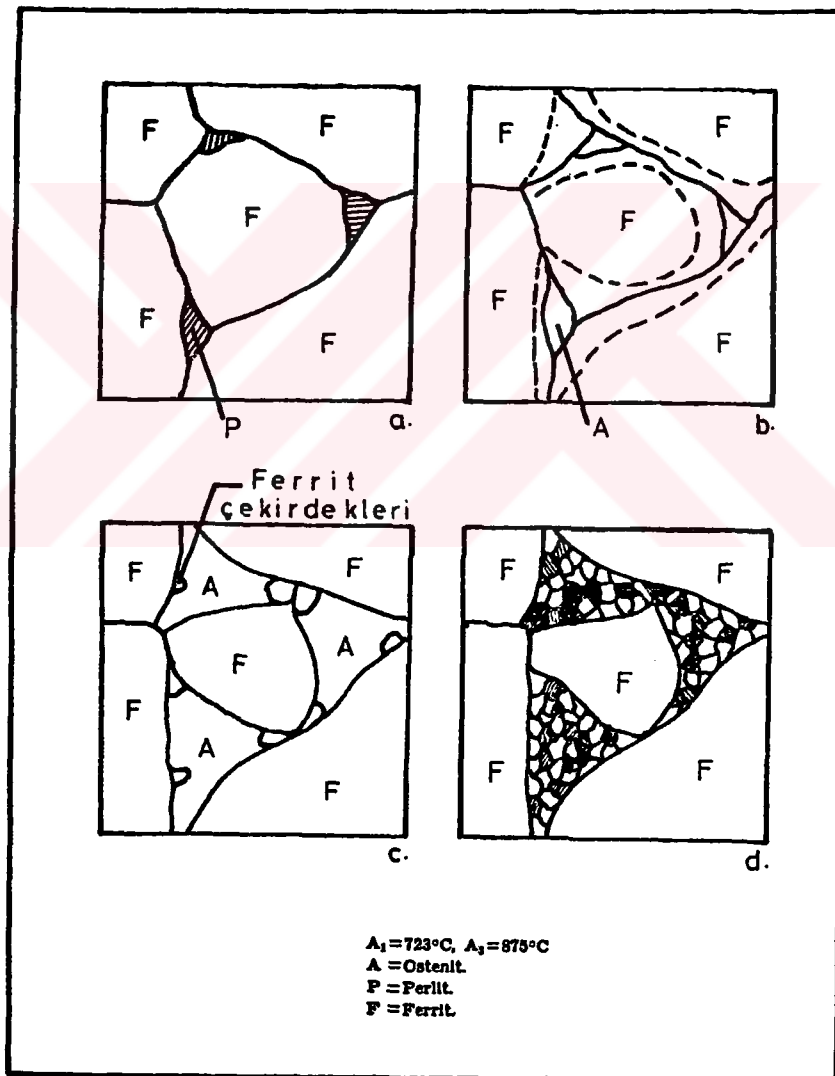
No.	Malzeme	ISEB'in içyapısı	Özellik değişimleri, malzeme ile ilgili olaylar
I	Alotrop dönüşüm göstermeyen malzeme, Örneğin Nikel, Alüminyum, Bakır		1. Tane büyüklüğü T_1 den başlayarak sürekli artar. ISEB'in genişliği kaynak parametreleri, işlemin tek veya çok pasolu olması ve kaynak yönteminin güç yoğunluğu ile belirlenir. 2. Diğer başlıca sorunlar ısısız alma (gevrekleşme, gözenekler), yüksek ısıaliletkenlik (garpılma), yüksek ısıalgenleşme katsayısı (garpılma, iç gerilmeler),
II	Soğuk şekil verilmiş malzeme, Örneğin soğuk çekilmiş alüminyum		1. $T > T_{yk}$ olan bölgeler yeniden kristalleşir, yani pekleşme etkisi kalkar. Başlangıç dayanımına ulaşmak için kaynak sonrasında tekrar soğuk şekil verme gerekir. $T_{yk} < T_1$ olduğundan ISEB önceki örnekten daha geniştir. Güç yoğunluğu yüksek yöntemler kullanılarak ISEB'in dar tutulmasına çalışılır. 2. Çeliklerde $T=300K$ ile $600K$ arasında oluşan şekil değiştirme yaşanması nedeniyle tokluk büyük ölçüde düşebilir. 3. Şekil değiştirme oranı $\varphi = \varphi_{krit}$ ise T_{yk} 'nin biraz üstünde bir diğer iri tane bölgesi görülür.
III	Çökelme sertleşmesi uygulanmış malzeme, Örneğin AlCuMg alaşımları, Özel paslanmaz çelikler ve yüksek nikelli alaşımlar		1. Isı etkisiyle bazı bölgelerde çökeltiler çözünür ve soğuma sırasında uygun olmayan büyüklük, biçim ve dağılımda tekrar çökelirler. Aşırı yaşlanma kaynak sonrasında çökeltilme sertleşmesinin yeniden uygulanması ile giderilebilir. 2. Tane sınırlarındaki çökeltiler çoğunlukla çatlak oluşumuna neden olur. 3. Kaynağın yumuşak durumda yapılması çatlama tehlikesini azaltır. 4. İri çökeltiler nedeniyle korozyon dayanımı çok düşer.
IV	Kuvvetli reaktif malzemeler, Örneğin titan, tantal, zirkon, molibden		En önemli sorun 600K sıcaklığın altında dahi atmosfer gazlarının içyapıya girmesi ile malzemenin gevrekleşmesidir. Kaynak vakum altında yapılır veya kaynak bölgesinin geniş bir alanda hava ile teması önlenir (asal gaz).
V	Çelik, Örneğin St 37 (C=0,15), veya C 45 (C=0,45)		1. Ana sorun erime sınırına komşu bölgede martenzit oluşumu dolayısıyla sertlik tepelerinin doğuşudur. 2. Bu nedenle kaynağı uygun çeliklerde karbon oranı C=0,2 ile sınırlanır. 3. C=0,3 olması durumunda ön ısıtma ve çoğunlukla bir kaynak sonrası ısıtma işlemi gereklidir.

Şekil 16 : Malzeme Türüne Göre Kaynak Bağlantılarında Isıdan Etkilenen Bölge ve Özellikleri

% 0,20 karbon içeren normal bir yapı çeliğinin (III) numaralı bölgesinde ($A_1 = 723^\circ C$ ve $A_3 = 875^\circ C$) meydana gelen değişiklik şematik olarak şekil 17'de gösterilmiştir. Şekil 17-a orjinal yapıyı, (F) ferrit ve (P) perlit tanelerini göstermektedir. Metal $723^\circ C$ 'a erişince perlit taneleri aynı karbon miktarını içeren ostenite dönüşür. Şekil 16-b'de ostenit (A) harfi ile işaretlenmiştir.

Sıcaklığın daha da yükselmesi ile ferrit ile ostenit arasındaki denge konumu bozulur. Ostenit taneleri ferrit taneleri ile birleşerek büyür ve ostenitin içerdiği karbon miktarı düşer. Şekil 17-b'deki noktalı çizgiler, ostenitin ferrit tanelerini yiyerek nasıl büyüdüğünü göstermektedir.

Maksimum sıcaklığın A_3 sıcaklığına erişemediği bu bölgede, yalnız ferritin bir kısmı dönüşüme uğramıştır. Meydana gelen ostenit taneleri orjinal ferrit tanelerinden daha iridir.



Şekil 17 : % 0,20 karbonlu çelikte (III) numaralı bölgedeki yapının şematik olarak gösterilişi

Soğuma sırasında ferrit ile ostenit arasındaki denge bozulur. Bunun sonucunda ferrit, ostenit içerisinde tercihen tane sınırlarında bazen de ostenit tanesi içerisinde çekirdekler (Şekil 17-c). Soğuma çekirdeklemeyi teşvik eder ve nihayet ostenit karbon bakımından zenginleşir. Sıcaklık 723°C 'a düştüğünde kalan ostenit perlit dönüşür ve perlit çekirdekleri büyümeye başlar. Isınma ve soğuma çevrimi sonucunda orjinal ferrit taneleri ufalır, orjinal perlit taneleri ise, küçük ferrit ve perlit tanelerinden oluşan koloniler şeklinde ortaya çıkar (Şekil 17-d).

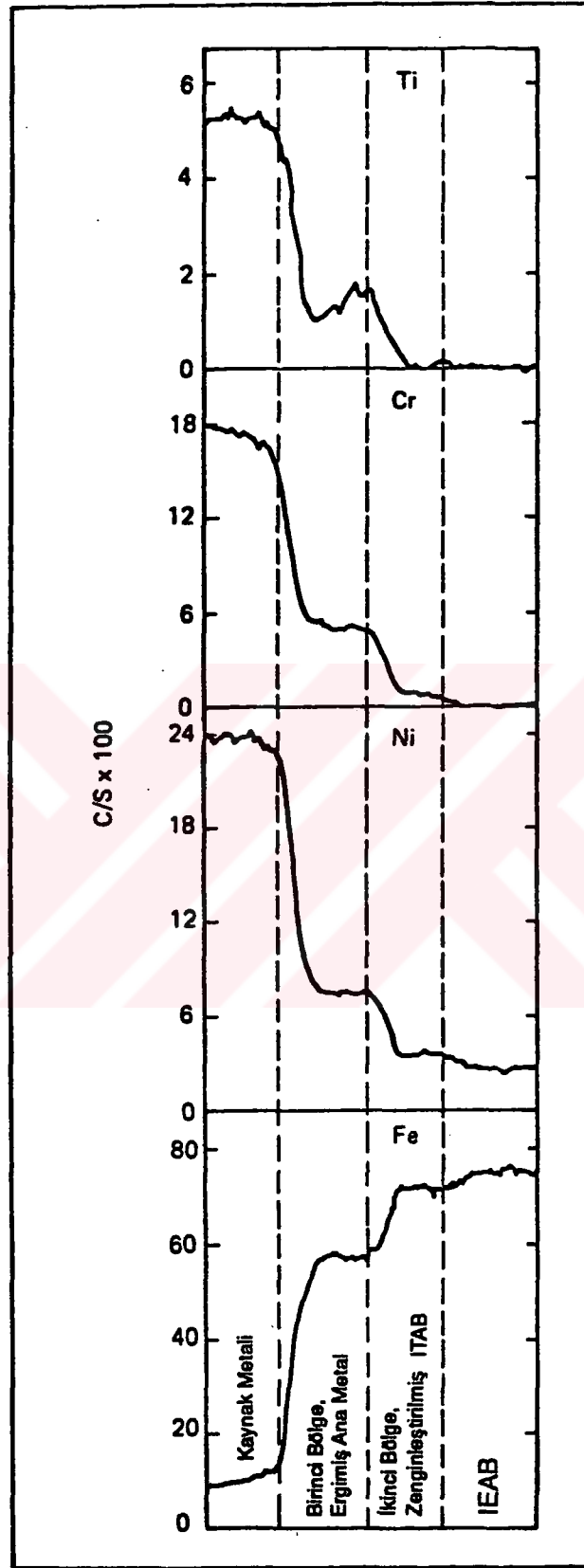
4.2. Yumuşak Erimiş Sınır Bölgeleri

Eritme kaynağında kaynak metali ana metalle dolgu metalinin çok iyi bir karışımından oluşmuştur. Eğer ana metal ve dolgu metalinin bileşimleri iyi biliniyor ve bağlantıyı oluşturan parçaların herbirinden ne kadar seyrelme olacağı önceden tahmin edilebiliyorsa, kaynak metalinin özellikleri de o derece iyi bir şekilde önceden belirlenebilir.

Erime sınırında kaynak metali ile IEAB arasında kalan kısımda iki bölge vardır. Bunlardan birisi erimiş ancak kaynak metalinin çok az bir miktarını içeren ana metalden oluşur. İkinci bölge ise yüksek sıcaklıklarda kaynak metalinin çok küçük bir miktarının katı hal difüzyonu ile nüfuz ettiği erimemiş IEAB'dır.

Yukarıda belirtilen bu özellikler, kompleks yapıda bir Ni/Cr kaynak metalinin % 9 Ni'li bir çeliğe uygulanmasından yola çıkılarak incelenen ve Şekil 18'de gösterilen mikroyapı fotoğrafı eğrilerinden görülmektedir.

Erimemiş IEAB alaşım elementlerince çok az bir miktarda zenginleşmiş ancak ferritik (ya da martenzitik) bir mikroyapıda kalmıştır. Bu bölgenin sertliği diğer IEAB bölgesine benzemekte olup bu durum karbon miktarında çok az bir düşüşün meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır.

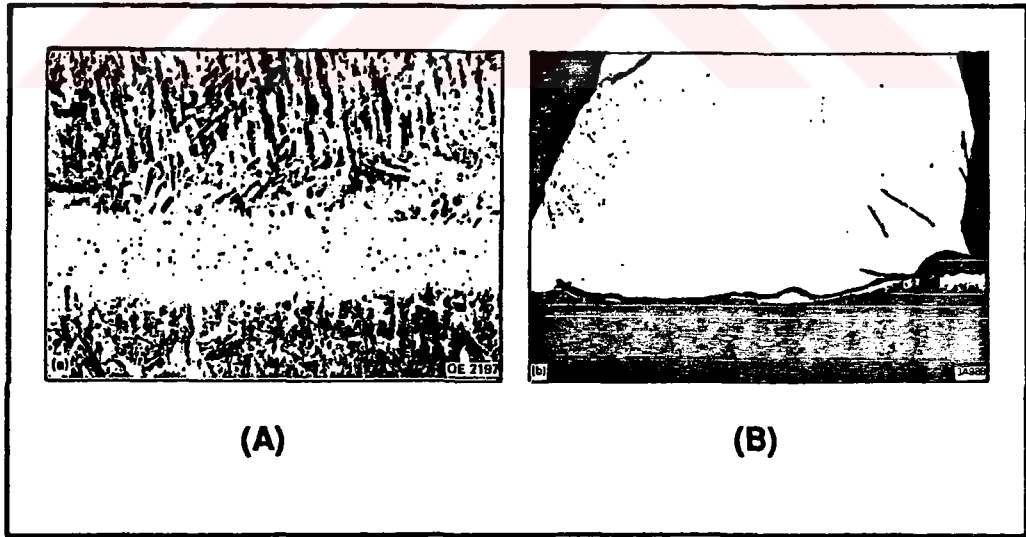


Şekil 18 : Ti, Cr, Ni ve Fe için elektron mikroskobu probu ile erime sınırları civarında gerçekleştirilmiş mikro analiz

Erimiş ve karışmamış bölge kendisini ostenitik hale getirebilecek alaşım elementleri tarafından yeterince zenginleştirilmiş olmasına rağmen bu alaşım elementlerinin miktarı yapıyı kaynak metalininki kadar sert ve dayanıklı yapmaya yeterli değildir.

4.3. Sert Erimiş Sınır Bölgeleri

Orta ve yüksek karbonlu çelikler 18Cr/8Ni/3Mo'li 316 kalite ostenitik paslanmaz çelik dolgu malzemeleri ile kaynatıldığında bileşimdeki farklılıklar bir önceki örneğe göre çok daha azdır. Bunun yanında ana metal % 9 Ni'li çeliğe göre daha kararsız bir ostenit yapısındadır. Bu nedenle Şekil 18'deki birinci bölgeye denk gelen karışmamış erimiş bölge Şekil 19-a'da görüldüğü gibi yüksek miktarda martenzit oluşumuna yatkındır. Ayrıca bu bölgenin etrafında çözelti içerisinde hidrojeni güvenli bir şekilde tutabilen ostenit bulunmasına rağmen Şekil 18-b'de gösterilen hidrojen çatlaması eğilimi de görülmektedir.



Şekil 19: Ostenitik dolgu metali ile kaynak edilmiş orta C'lu düşük alaşımli çeliğin erime sınırı bölgesi

- a) Hafif dağlanmış martenzitik bölge (küresel birikimler erimenin meydana geldiğini belirtmektedir)
- b) Yalnızca ana metalde ortaya çıkan hidrojen çatlaması

Eğer seyrelme seviyeleri yüksek ve heriki çelik de alaşımlıysa kaynak metalinde martenzit oluşma ihtimali artar. Bu nedenlerden dolayı günümüzde, kaynak metalinde martenzit oluşma riskini azaltan ve yüksek seyrelme seviyelerinde çalışma olanağı sağlayan 29Cr/9Ni/3Mo türü dolgu malzemelerinin kullanılması önerilmektedir. Ancak bu tip dolgu malzemelerinin kullanılması halinde çalışma ortamındaki sıcaklık seviyesinin önceden belirlenmesi ve sıcaklığın 350° C'ı geçmediği yerlerde bu tür ürünlerin kullanılması gerekmektedir.

4.4. Farklı Bileşimdeki Malzemelerin Bağlantılarında Karbon Yayınımı: (Karbon Difüzyonu)

Çeliklerin kaynaklı bağlantılarında istenmeyen gevrek metallere-rası bileşenler oluşur. Bu olayın temelini karbonun yüksek miktarda krom içeren çeliğe doğru yayılımı oluşturmaktadır. Böyle bir yayılım bölgesel bir gevrekliğe benzer etki yapabilmektedir. Bunun iki nedeni vardır. Birincisi daha yüksek Cr içeren çelikteki çökelmeden kaynaklanan sertleşme ve gevreklik, ikincisi ise daha zayıf çelikteki C azalması sonucu oluşan bölgesel yumuşamadır. Her iki durum da sürünme dayanımında ve toklukta bölgesel bir düşüşe, kayma gerilmesinde de azalmaya neden olur.

Farklı bağlantı bölgeleri; yüksek alaşımlı çelikteki karbonun, düşük karbonlu çeliğe ya da bu elementi içerisinde kolayca çözebilen bir faza (ostenit fazı) doğru göçünün yoğun olduğu alanlardır. Bu mekanizma sıcaklığın yükselmesi ve çeliğin bu sıcaklıkta tutulma süresinin artması ile hızlanmaktadır. Diğer yandan ana metalin kimyasal analizinin de yayınma hızı üzerindeki etkisi yüksektir.

Karbon yayılımı ile özellikle yüksek karbonlu çeliklerin krom-molibdenli orta derecede sıcaklık dayanımına sahip çeliklerle veya ostenitik çeliklerle olan bağlantılarında karşılaşılmaktadır.

Yapılan mikrografik incelemelerde, bağlantı bölgesinin yanında, genişliği işlem şartlarına göre artan karbondan arındırılmıştır bir hattın oluştuğu görülmüştür (Şekil 20).



Şekil 20 : *C= % 0,18 olan ve % 3,5 Ni içeren bir çeliğin 18 Cr/8 Ni'li ostenitik elektrodla birleştirilmesi sonucu oluşan karbon yayını ve bağlantı bölgesiyle erimiş bölgede görülen martenzit oluşumu (x1000).*

Genellikle, ostenit içerisindeki karbon göçünün sonu martenzit oluşumudur ve bunun doğal sonucunda bağlantı kırılgan bir hal almaktadır (Şekil 20 ve Şekil 21).



Şekil 21 : *Martenzitik yapının detay fotoğrafı (x2300)*

Yayınma kanununu analitik olarak belirlemek ve olayın önemini önceden analiz etmek mümkündür. Buna göre, birim zamanda birim alana yayınan karbon miktarı bir yandan (c) karbon konsantrasyonunun gradyeni ve diğer yandan bu konsantrasyondan bağımsız olarak ele alınan (δ) yayınım katsayısı ile doğru orantılıdır. (X) ise karbürden arındırılmış hattın genişliğidir.

$$D = \delta \cdot \frac{dc}{dx},$$

C_0 = Karbonca zengin çeliğin karbon konsantrasyonu

C_1 = Karbonca fakir çeliğin karbon konsantrasyonu

C_2 = bağlantı bölgesinin karbon konsantrasyonu

C_3 = çelikteki karbonun kaynak edilebilirlik sınırı

t anında:
$$D = \frac{\delta}{x} (c_3 - c_2),$$

t + dt anında:
$$D dt = \frac{\delta}{x} (c_3 - c_2) dt.$$

dt anından sonra D, bağlantı bölgesindeki yeni konsantrasyonun bir fonksiyonudur.

$$D \cdot dt = c_1 \cdot dx - \frac{c_3 + c_2}{2} \cdot dx = \frac{\delta}{x} (c_3 - c_2) dt$$

buradan:

$$x \cdot dx = \frac{2 \delta (c_3 - c_2)}{2 c_1 - c_3 - c_2} \cdot dt.$$

elde edilir.

Bu ifade C_2 'nin C_3 'e göre C_3 'ün $2C_1$ 'e göre ihmal edilmesiyle kısaltılabilir.

$$x \cdot dx = \delta \cdot \frac{C_3}{C_1} \cdot dt$$

$$\boxed{x^2 = 2 \delta \cdot \frac{C_3}{C_1} \cdot t} \quad (1)$$

Yayınım katsayısı $\delta = A \cdot e^{-Q/RT}$

A = Sabit

Q = Yayınma aktivasyon enerjisi (alaşımsız çelikler için ≈ 18500 cal/mol)

R = Gaz sabiti (1,987 cal/mol° K)

T = Mutlak sıcaklık

Karbonun kaynak edilebilirlik sınırı (C_3), çözünürlük sıcaklığı (H) ile orantılı olup aşağıdaki eşitlikle ifade edilmektedir.

$$C_3 = B \cdot e^{-H/RT}$$

Formülde yeralan B bir sabit olup karbon konsantrasyonunun ağırlık türünden fonksiyonudur.

(1) denklemini yeniden düzenlenirse:

$$x^2 = \frac{2}{C_1} A B \cdot e^{-\frac{(Q+H)}{RT}} \times t,$$

$$\frac{2 A B}{C_1} = C' e = E$$

$$x^2 = E \cdot e^{-\frac{(Q+H)}{RT}} \times t$$

kabul edilerek

$$2 \log x = \log E - \frac{(Q + H)}{2,3 R T} + \log t.$$

Aşağıdaki eşitlikten de görüldüğü gibi yayınım bölgesinin genişliği (X), zamanın logaritmasının ve sıcaklığın bir fonksiyonudur.

$$2 \log x = \log E - \frac{K}{T} + \log t \quad (2)$$

Formülde yer alan K değeri birleştirilen parçaların cinsine bağlı olup Tablo 2'de çeşitli farklı bağlantı tipleri için K değerleri verilmiştir.

Tablo 2 - Farklı Bağlantı Türleri İçin K Değerleri

Ana Metal	Dolgu Metali	Dolgu Metalinin Analizi	$K = \frac{Q + H}{2,3 R}$
C = 0,23 %	0,5 Cr-1 Mo	C = 0,09 Cr = 0,60 Mo = 1,05	29 000
C = 0,23 %	2,25 Cr-1 Mo	C = 0,12 Cr = 2,4 Mo = 1	23 500
C = 0,23 %	5 Cr-0,50 Mo	C = 0,04 Cr = 4,77 Mo = 0,47	18 500
C = 0,23 %	14 Cr-1,5 Mo	C = 0,09 Cr = 15 Mo = 1,5	18 500
2,25 Cr-1 Mo	14 Cr-1,5 Mo		18 500
5 Cr-0,5 Mo	14 Cr-1,5 Mo		18 500
2,25 Cr-1 Mo	Inox 347 (Cb)	C = 0,10 Cr = 18 Ni = 8 Cb = 1	35 000
1 Cr-1 Mo	E 3 N 12	C = 0,10 Cr = 15 Ni = 70 Cb = 2	25 000

ÖRNEK UYGULAMA - C çeliğinin % 0,10 C içeren yumuşak çeliğe farklı bağlantısında yayınım bölgesinin genişliğinin hesaplanması. Bağlantı 10⁵ saat süresince 600° C sıcaklıkta kalmıştır.

$$Q + H = 18500 + 20.000 = 38500 \text{ cal/mol}$$

$$A = 8 \times 10^{-3} \text{ cm}^2/\text{s}$$

$$B = \% 118$$

$$R = 1,987 \text{ (gaz sabiti)}$$

$$t = 10^5 \text{ saat} = 3,6 \times 10^8 \text{ saniye}$$

$$T = 600^\circ \text{ C } (600 + 273 = 873^\circ \text{ K})$$

$$X = \text{mm cinsinden bulunacaktır.}$$

$$E = \frac{2 A B}{c_1} = \frac{2 \times 8 \times 10^{-3} \times 118}{0,10} = 18,88$$

$$K = \frac{Q + H}{2,3 R} = \frac{38\,500}{2,3 \times 1,987} = 8\,426$$

$$\frac{K}{873} = 9,685,$$

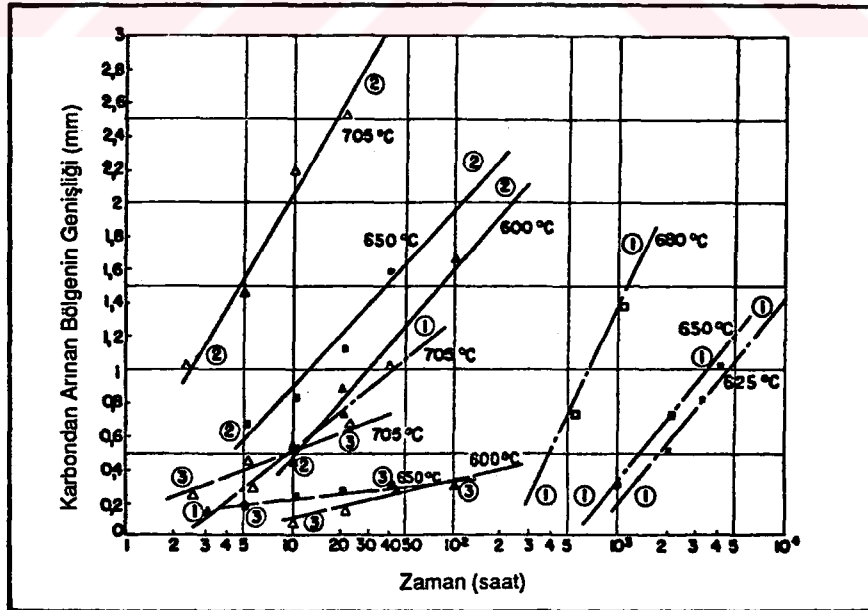
$$\log t = \log (3,6 \times 10^8) = 8,5563$$

(2) nolu eşitlikten

$$2 \log x = 0,147$$

X = 1,2 mm olarak hesaplanır

Şekil 22'deki diagram, 3 ayrı cins benzemez bağlantı için karbon-
dan arınan (X) bölgesindeki değişimi sıcaklık ve zamanın bir fonksiyonu cin-
sinden vermektedir. Bu eğriler R.J. CHRISTOFFEL ve R.M. CURRAN'ın
deneylerinden elde edilmiş olup, diagramda bağlantıyı oluşturan çelik tür-
lerinin mekanizma üzerindeki etkisi de görülmektedir.



Şekil 22 : R.J.,CHRISTOFFEL ve R.M.CURRAN'nun deneylerinden elde edilen eğriler
[X = f (T,t)]

1. nolu eğriler - % 0,23 C içeren ve 625 - 650 - 680° C işlem sıcaklıklarında çalışan çeliğin 0,5 Cr/1 Mo'li elektrodla birleştirilmesi

2 nolu eğriler - % 0,23 C içeren ve 600-650-705° C işlem sıcaklıklarında çalışan çeliğin 5 Cr/0,5 Mo'li elektrodla birleştirilmesi

3 nolu eğriler - 5 Cr/0,5 Mo'li ve 600-650-705° C işlem sıcaklıklarında çalışan çeliğin 14 Cr/0,5 Mo'li elektrodlarla birleştirilmesi

Şekil 23'deki ikinci diagramda ise Tablo 2'de belirtilen (K) değerleri için (2) nolu eşitliğin kullanılması sonucu hesaplanan değerler görülmektedir.

Krom-molibdenli çeliklerin birleştirilmesi işlemlerinde kromun ortaya koyduğu etki Şekil 24'de yer almaktadır. Grafikten de görüldüğü gibi (K) sabiti % 5 Cr'a kadar hızla azalmakta ve 18500'de (1 nolu eğri) sabit kalmaktadır. belirtilen zaman ve sıcaklıklar için yayınma bölgesinin kalınlığı ise K azaldıkça yükselmektedir (2 nolu eğri).

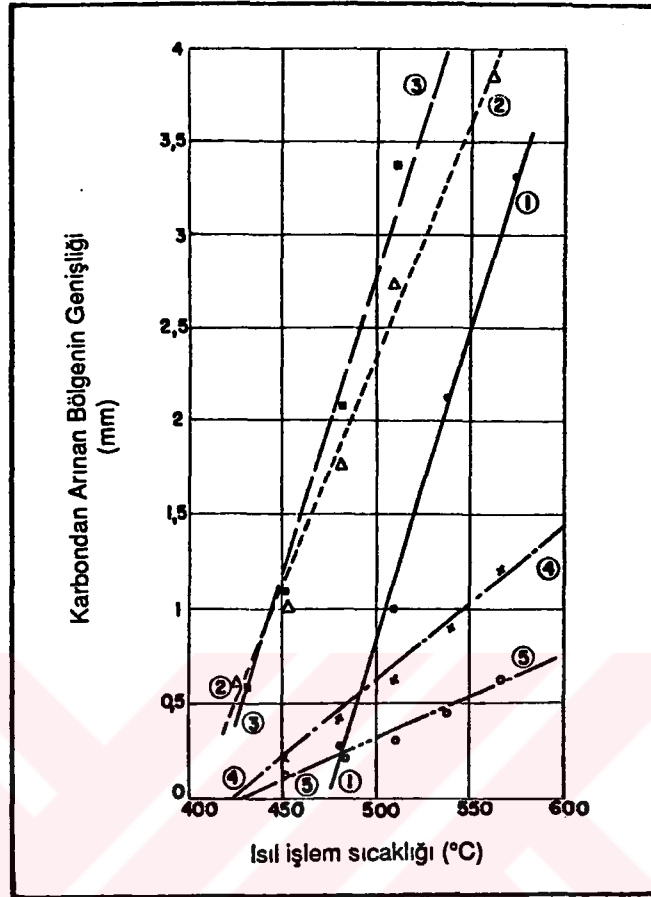
1 nolu eğriler - % 0,23 C içeren çeliğin 2,25 Cr/1 Mo'li elektrodla birleştirilmesi.

2 nolu eğriler - % 0,23 C içeren çeliğin 5 Cr/0,5 Mo'li elektrodla birleştirilmesi

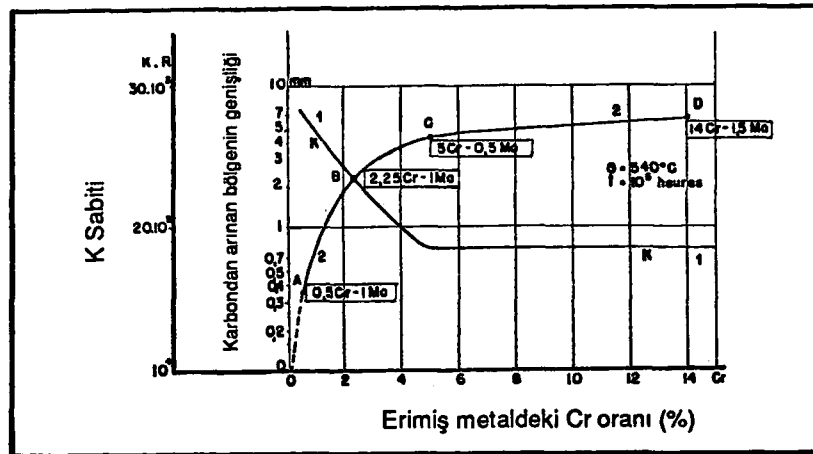
3 nolu eğriler - 0,23 C içeren çeliğin 14 Cr/1,5 Mo'li elektrodla birleştirilmesi

4 nolu eğriler - 2,25 Cr/1 Mo'li çeliğin 14 Cr/1,5 Mo'li elektrodla birleştirilmesi

5 nolu eğriler - 5 Cr/0,5 Mo'li çeliğin 14 Cr/1,5 Mo'li elektrodla birleştirilmesi



Şekil 23 : 10^5 saat süre ile 400-600° C sıcaklıkta kalan bağlantılardaki formülle hesaplanan $X=f(T,t)$ eğrileri



Şekil 24 : % 0,23 C içeren çelikle orta derecede sıcaklık dayanımına sahip Cr çeliklerinin birleştirilmesi işlemlerinde kromun (K) sabiti ve karbürden arınmış bölgenin genişliği üzerindeki etkisi

BÖLÜM 5- SOĞUMA HIZININ ETKİSİ VE ÖNTAV SICAKLIĞININ BELİRLENMESİ

5.1. Soğuma Hızının, Isının Etkisi Altında Kalan Bölgenin İç Yapısı Üzerindeki Etkisi

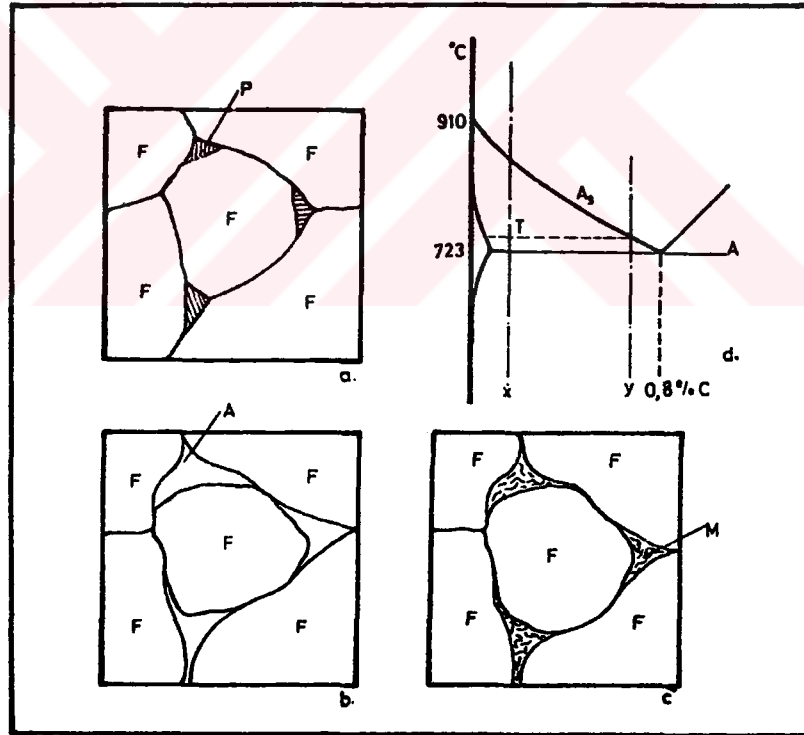
Çeliğin elektrik ark kaynağında sıcaklık değişimleri çoğunlukla çok çabuk oluşur ve bu kadar hızda normal denge şartları gerçekleşemez. Bu sebepten ötürü de çabuk soğumanın ısının etkisi altında kalan bölgeye etkisini etüd etmek önemlidir. Eğer hesap yoluyla ısının etkisi altında kalan bölgenin çeşitli noktalar için zamanın fonksiyonu olarak sıcaklık değişimi belirtilebilir ve ayrıca çeşitli ostenitleşme sıcaklıklarında C-T diyagramı bilinirse, meydana gelecek yapılar büyük bir yaklaşımla önceden tahmin edilebilir.

Erime bölgesinin çabuk soğutulması halinde, ostenit daha yüksek sıcaklık aralığında (M_s -martenzit oluşum sıcaklığının altında) martenzite dönüşür. Birçok yapı çeliklerinin kaynağında, çok daha az karbon içeren kaynak metali kullanıldığından, normal yapı çeliklerindeki erime bölgesinde martenzit oluşma tehlikesi o kadar yüksek değildir.

Kaynak sırasında ısının etkisi altında kalan (I) numaralı bölge tamamen ostenitleşmiştir. Bu bölgedeki soğuma hızı, kritik soğuma hızını geçerse tamamiyle martenzitik bir iç yapı oluşur. Bazı çeliklerde daha yavaş soğuma halinde, eğer çeliğin C-T diyagramı uygun ise, beynitik yapı meydana gelebilir. Çok defa bütün (I) numaralı bölgede yalnız kaynak çizgisi boyunca martenzitik yapıya rastlanır. Bunun nedeni buradaki ostenit-

leşme sıcaklığının yüksek ve ostenit tanelerinin büyük olmasıdır. Bu ikisinde de kritik soğuma hızını düşürme etkisi vardır. Bu da, martenzitin meydana gelme tehlikesini arttırır. Isının etkisi altında kalan bölgedeki sertleşme tehlikesi büyük çapta çeliğin bileşimine ve soğuma hızına bağlıdır. Örtülü elektrotlarla yapılan ark kaynağında, kalın kesitlerde büyük kaynak hızı ve düşük akım şiddeti (ince elektrot) kullanılırsa, normal karbonlu çelik, düşük karbonlu çelik bir ilave metal ile kaynak edilse bile, kaynak çizgisi boyunca (I.numaralı bölge) martenzit meydana gelebilir.

Şekil 25 ısının etkisi altında kalan bölgenin (III) numaralı kısmında, hızlı soğuma sonunda meydana gelen yapı değişikliklerini şematik olarak göstermektedir. Örnek olarak düşük karbonlu bir çeliğin durumu dikkate alınmıştır. (% x C'lu şekil 24-d).



Şekil 25 : Düşük karbonlu alaşımsız çeliğin kaynağında ısının etkisi altında kalan bölgenin hızlı soğuması halinde meydana gelen iç yapı değişiklikleri (Şematik).

F= Ferrit

P= Perlit

A= Ostenit

M= Martenzit

Oda sıcaklığında kaynaktan önceki yapı, biraz perlit içeren ferrittir. 723° C (A_1) sıcaklığına erişince, perlit aynı miktarda karbon içeren ostenite dönüşür.

Maksimum sıcaklığın (A_1) in üstüne çok az çıktığı burada, yalnız ferritin çok az bir kısmı ostenitleşir ve şekil 25-d'de görüldüğü gibi ostenit çok yüksek miktarda karbon içerir. Ostenitin içerdığı karbon miktarı (y) çeşitli maksimum sıcaklıklar için denge diyagramından okunabilir.

Meydana gelen ostenit şekil 25-b'de görüldüğü gibi, ferrit taneleri sınırı boyunca yayılır. Yüksek oranda karbon içeren ostenit, ostenit dönüşmesinin tamamlandığı bölgedeki az karbon içeren orana daha düşük bir kritik soğuma hızına sahiptir. Çabuk soğumada ferrit taneleri arasındaki ostenit martenzite dönüşebilir. Eğer tane sınırları etrafında yayılmış ise, ferrit taneleri arasında yüksek karbonlu bir martenzit ağı meydana gelir. Bu martensit yüksek miktarda karbon içerdüğinden çok sert ve kırılgan olacaktır. Dolayısıyla bütün yapı, çeliğin içerdığı karbon miktarı az olmasına rağmen kırılgan ve çok sert bir hale gelecektir.

5.2. Öntav Sıcaklığının Belirlenmesi

Farklı malzemelerin kaynağında öntav sıcaklığının belirlenmesi konusunda çeşitli formüller geliştirilmiş olmasına karşın bu bölümde iki yöntem detaylı bir şekilde incelenmiştir. Zira bu metodlar uygulamada daha geniş bir kullanılabilirlik serbestliği tanımaktadır. Ancak bütün yöntemlerin ortak yönü öntav sıcaklıklarını karbon eşdeğerine göre (C_{eq}) bulmalarıdır. Günümüze kadar geliştirilen karbon eşdeğeri formüllerinden başlıcaları aşağıda belirtilmiş olup içlerinde en yaygın olarak kullanılan Milletlerarası Kaynak Enstitüsünün IX Numaralı Kaynak Kabiliyeti Komisyonunun belirlediği (6) numaralı eşitliktir.

— Dearden ve H. O. Neill'e göre.

$$C_w = C + \frac{Mn}{8} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} \quad (1)$$

— H. Kihara, H. Suzuki, M. Otani ve H. Tamura'ya göre.

$$C_w = C + \frac{Mn}{8} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} \quad (2)$$

— B. J. Bradstreet'e göre.

$$C_w = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Cr+Mo+V}{10} + \frac{Ni}{15} \quad (3)$$

— Société National de Chemin de Fer'e göre.

$$C_w = C + \frac{Mn}{8} + \frac{P}{2} + \frac{Cr}{5} + \frac{Cu}{13} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{15} \quad (4)$$

— K. Winterton'a göre.

$$C_w = C + \frac{Mn}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Mo}{50} + \frac{V}{10} \quad (5)$$

— Milletlerarası Kaynak Enstitüsünün IX numaralı Kaynak Kabiliyeti Komisyonu'na göre.

$$C_w = C + \frac{Mn}{8} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (6)$$

5.2.1. B.W.R.A. METODU

Ön tavlama sıcaklığının pratik olarak belirlenmesi konusunda önemli bir çalışma "British Welding Research Association'da (B.W.R.A) COTTRELL ve BARDSTREET tarafından yayımlanmıştır. Yazarlar, ark kaynağına ait bütün faktörleri hesaba katmışlardır. Bunlar:

- Çeliğin karbon eşdeğeri [C] ile ifade edilen kimyasal kompozisyonu,
- Bağlantının şekli, parça boyutları ile ifade edilen ısısal ağırlık sayısı (I.A.S)*
- Elektrod cinsi ve çapıdır.

Mn/Cr/Mo'li bir çeliğin 300° C'da kadar soğuması durumunda, oluşan çatlak sayısı cinsinden ön tav sıcaklığının pratik olarak ifade edilmesi için gerçekleştirilen deney örneği tablo 3'de verilmiştir.

* I.A.S. = T.S.N = Thermal Severity Number

Tablo 3 - Farklı Sıcaklıktaki Çelikler Üzerine Yapılan Kaynakta 300°C'a Kadar Soğuma Durumunda Soğuma Hızının Çatlama Üzerindeki Etkisi

Sacların İlk Sıcaklığı °C	I.A.S.	Elektrod Çapı	Ark Enerjisi (kJ/cm)	Dönüşüm Bölgesindeki En Yüksek Sertlik (Vickers)	300 °C'a kadarki Soğuma Hızı (°C/sn)	Ortalama Çatlak Oranı (%)
— 50	6	6	32,5	326	3,8	0
	12,5 mm	6	24,5	314	5,5	21
	sac	5	16,15	369	10,8	72
		4	12,5	421	16	70
+ 20	6	5	18,9	388	4,8	0
	12,5 mm	5	16,10	385	6,5	5
	sac	5	14,70	398	6,7	10
		5	13,2	392	10,3	60
+ 100	10	3,2	10,6	389	12	0
	25 mm	3,2	6,4	395	21	8
	sac	3,2	5,8	418	31	28

Bu bölümde B.W.R.A. metoduna göre ön tav sıcaklığının belirlenmesi için gerekli olan bütün faktörler gösterilecektir.

a) Aşağıda verilen ifadeye göre hesaplanan ve çeliğin kimyasal analizine bağlı olan karbon eşdeğeri [C] ile ifade edilmektedir.

$$[C] = C \% + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{10}$$

Bu karbon eşdeğeri, tablo 4'de yer alan ve A,B,C gibi harflerle ifade edilen bir kaynak edilebilirlik göstergesine karşı gelmektedir. Bu gösterge kullanılan elektrodun rutil ya da bazik tip olmasına göre farklılıklar gösterir.

Tablo 4 - Kaynak Edilebilirlik Göstergesi

Karbon Eşdeğeri [C]		Kaynak Edilebilirlik Göstergesi
Rutil Elektrodla Kaynak İçin	Bazik Elektrodla Kaynak İçin	
...e kadar [C] = 0,20	...e kadar [C] = 0,25	A
— 0,21 à 0,23	— 0,26 à 0,30	B
— 0,24 à 0,27	— 0,31 à 0,35	C
— 0,28 à 0,32	— 0,36 à 0,40	D
— 0,33 à 0,38	— 0,41 à 0,45	E
— 0,39 à 0,45	— 0,46 à 0,50	F
— > 0,45	— > 0,50	G

b) Bağlantının şekli ve parçanın boyutları ısıl ağırlık sayısını belirler. İki yöllü ısı kaçışına sahip alın altına bir kaynaktaki katsayı 2 iken, köşe kaynağında 3 yöllü bir ısı kaçışında bu katsayı 3'dür. Haç şeklindeki bir kaynaktaki ısı yayılımı 4 yöllü olurken katsayı da 4'dür. Kalınlık birimi 6 mm'ye eşit kabul edilmektedir. I.A.S değeri ısı dağılma katsayısının 6'nın katları olan kalınlık faktörü ile çarpılması sonucu elde edilir.

Böylece, alın altına kaynatılan 56 mm kalınlığındaki iki saca ait I.A.S. = 2 olur. 24 mm kalınlığındaki iki sacın alın altına birleştirilmesi halinde ise:

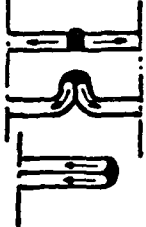
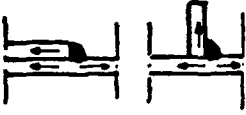
$$\frac{24 \times 2}{6} = 8$$

24 mm kalınlığındaki bir sac ile 12 mm kalınlığındaki bir sacın köşe kaynağında ise:

$$\frac{4 + 2}{2} \times 3 = 9$$

Diğer yandan, 12 ve 18 mm'lik iki sacın 24 mm kalınlığındaki bir plakaya haç işareti oluşturacak şekilde bağlanması halinde I.A.S. = 13'dür. Tablo 5'de bazı klasik örneklere ait I.A.S. değerleri verilmektedir.

Tablo 5 - Bazı Bağlantılara Ait Isıl Ağırlık Sayıları

Bağlantı Şekli	Parça Kalınlığı (mm)	I.A.S.
	6 et 6	2
	6 et 12	3
	6 et 18	4
	12 et 12	4
	24 et 24	8
	24 et 48	12
	6 et 6	3
	12 et 12	6
	24 et 24	12
	6 et 6	4
	12 et 12	8
	24 et 24	16
	6 + 12 + 12 + 12	7

Ön tav sıcaklıkları; ısıl ağırlık sayısı (I.A.S.), karbon eşdeğerine bağlı olan kaynak edilebilirlik göstergesi ve elektrod çapına göre tablo 6'da verilmiştir.

ÖRNEK UYGULAMA - 25 CrMo 4 türü 12 mm kalınlığında bir sacın alın altına ana metalle aynı kimyasal analize sahip bazik karakterli bir elektrodla kaynak edilmesi durumunu ele alalım; çeliğe ait kimyasal analiz değeri:

C..... % 0,25

Mn..... % 0,8

Cr..... % 1

Mo..... % 0,25

Tablo 6 - Ön Tav Sıcaklıkları

Isı Ağırlık Sayısı	Kaynak Edilebilirlik Göstergesi	Uygulanması Gereken En Düşük Sıcaklık				
		Elektrod Çapları (mm)				
		3,2	4	5	6	8
		(°C)	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)
I.A.S. 2.....	D E F	0 50 125	0 25			
I.A.S. 3.....	C D E F	0 75 100 150	0 25 100	0 25		
I.A.S. 4.....	C D E F	50 100 125 175	25 75 125	0 75	0	
I.A.S. 6.....	B C D E F	50 100 150 175 225	25 100 125 175	25 75 125	0 75	0
I.A.S. 8.....	A B C D E F	25 75 125 175 200 225	25 75 125 150 200	25 75 125 175	0 50 125	25 50
I.A.S. 12.....	A B C D E F	75 125 150 200 225 250	25 75 125 175 200 225	25 75 125 175 200	0 75 100 150	0 50 125
I.A.S. 16.....	A B C D E F	75 125 175 200 225 250	25 75 150 175 200 250	0 50 125 175 200 225	0 50 125 150 200	25 50 100 150
I.A.S. 24.....	A B C D E F	75 125 175 200 225 250	25 75 150 175 200 250	0 50 125 175 200 225	25 75 125 175 200	25 100 150 200

Buna göre karbon eşdeğeri:

$$[C] = 0,25 + \frac{0,8}{20} + \frac{(1 + 0,25)}{10} = 0,415$$

Kaynak edilebilirlik göstergesi bazik tip elektrod için (E)'dir. I.A.S. ise alın altına birleştirme için 4'dür. Tablo 5, kullanılan elektrodun çapına göre ön tav sıcaklığını vermektedir. I.A.S. = 4 grubundaki E'ye ait bölümde 3,2 mm çapındaki bir elektrod için 125° C ön tav gerektiği, bu sıcaklığın 4 mm çapındaki elektrod için 75° C olduğu okunur. Daha büyük çap değerlerinde ise ısıtım işlem uygulamaya gerek yoktur.

Aynı bağlantıda rutil karakterli bir elektrod kullanılması halinde I.A.S. yine 4 olurken kaynak edilebilirlik göstergesi F'dir. Buna göre 3,2 mm çaplı elektrod için ön tav sıcaklığı 175° C, 4 mm çaplı elektrod için 125° C ve 5 mm çaplı elektrod için 75° C'dir.

5.2.2. SEFERIAN METODU

Düşük alaşımlı çeşitli çelikler üzerinde gerçekleştirilen araştırmalarda tampon tabakanın sertliğinin deneysel olarak kontrol edilmesi ile, ön tav sıcaklığının hesaplanması için ortaya çıkarılan basit bir formül geliştirmiştir.

Ön tav sıcaklığı (T_p) aşağıdaki formülle belirlenmektedir.

$$T_p = 350 \sqrt{[C] - 0,25}.$$

[C] toplam karbon eşdeğerini ifade etmektedir.

Toplam karbon eşdeğeri, çeliğin kimyasal analizine bağlı olan kimyasal karbon eşdeğeri $[C]_c$ ile parça kalınlığına bağlı olan kalınlık karbon eşdeğeri $[C]_e$ 'nin toplamıdır.

$$[C] = [C]_c + [C]_e$$

Bu ifadede 0,25, karbonun kaynak edilebilirlik üzerindeki üst limitidir. Bunun üstündeki değerlerde öntav zorunludur.

Kimyasal karbon eşdeğeri şu ifade ile belirlenir.

$$360 [C]_e = 360 \%C + 40 (\% Mn + \% Cr) + 20 \%Ni + 28 \%Mo$$

Kalınlık karbon eşdeğeri $[C]_e$ bir yandan parça kalınlığına diğer yandan çeliğin su alma eğilimine yani çeliğin kimyasal karbon eşdeğerine bağlıdır.

$$[C]_e = 0,005 \cdot e \cdot [C]_c$$

e , milimetre cinsinden olup, kalınlık sabiti deneysel olarak belirlenmiştir. Buna göre:

$$[C] = [C]_e (1 + 0,005 \cdot e)$$

Aşağıda verilen örnekte 12 mm kalınlığındaki 25 CrMo 4 çeliğini ele alacak olursak, buna göre kimyasal karbon eşdeğeri:

$$360 [C]_e = (360 \times 0,25) + 40 (0,8 + 1) + (28 \times 0,25)$$

buradan;

$$[C]_e = 0,46 \text{ hesaplanır}$$

ve

$$[C] = 0,46 (1 + 0,05 \times 12) = 0,48$$

ön tav sıcaklığı

$$T_p = 350 \sqrt{0,48 - 0,25} = 170^\circ \text{ C}$$

bulunur ki bu değer B.W.R.A. metodunun verdiği değere çok yakındır.

UYGULAMA ÖRNEĞİ - Chinon Nükleer santralinin konstrüksiyonunda kullanılan 110 mm kalınlığındaki Mn/Mo'li çeliğin ön tav sıcaklığı deneysel olarak 200° C bulunmuştur.

Karbon eşdeğerine dahil edilen elementler şunlardır:

C..... % 0,23

Mn..... % 1,20

Mo..... % 0,50

Buna göre kimyasal karbon eşdeğeri:

$$[C]_c = 0,40$$

Buradan toplam karbon eşdeğeri:

$$[C] = 0,40 (1 + 0,005 \times 110) = 0,62$$

Ön tav sıcaklığı:

$$T_p = 350 \sqrt{0,62 - 0,25} = 210^\circ \text{ C}$$

olarak hesaplanır ki bu değer de deneysel yolla bulunan sonuca uymaktadır.

B.W.R.A. ve Seferian metodlarını karşılaştırmak için aynı Mn/Mo çeliğini kalınlık 70 mm için inceleyelim.

B.W.R.A Metodu:

70 mm kalınlığındaki Mn/Mo çeliğinden parçaların alın alına kaynağında uygulanması gereken ön tav sıcaklığı aşağıda verilen elementlere göre hesaplanır.

$$[C] = 0,23 + \frac{1,2}{20} + \frac{0,5}{10} = 0,34$$

Buna göre işlemin bazik elektrodla gerçekleştirilmesi halinde kaynak edilebilirlik işareti C olup I.A.S = 24'dür.

$$\frac{12 + 12}{2} \times 2 = 24$$

Tablo 6'ya göre, I.A.S = 24 ve kaynak edilebilirlik işareti C için ϕ 3,2 mm elektroda karşı gelen öntav sıcaklığı 175°C'dır.

Seferian Metodu:

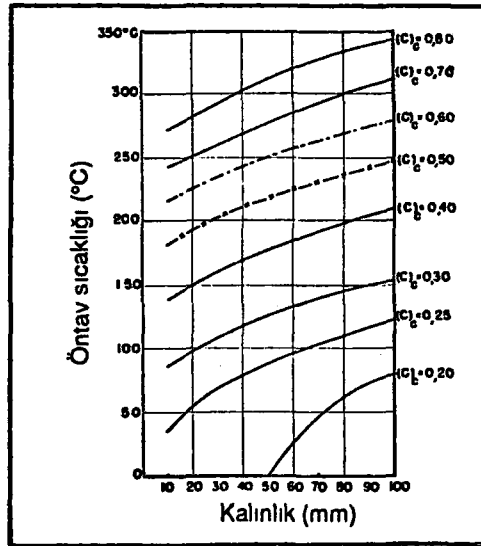
$$[C]_c = 0,40$$

$$[C] = 0,40 (1 + 0,005 \times 70) = 0,54$$

$$T_p = 350 \sqrt{0,54 - 0,25} = 190^\circ \text{C}$$

görüldüğü gibi her iki yöntem de tamamen benzer değerler vermektedir.

Şekil 26'daki diagram öntav sıcaklığını, kimyasal karbon eşdeğeri ve birleştirilecek parçaların kalınlığı cinsinden belirtmektedir.



Şekil 26 : Ön tav sıcaklığının kimyasal karbon eşdeğeri ve kalınlık karbon eşdeğerine göre hesaplanması

Buna göre kimyasal karbon eşdeğeri $[C]_e = 0,50$, kalınlığı 30 mm olan bir çelik için en az 200° C ön tav uygulanmalıdır.

NOT:

Hesap yoluyla bulunan ön tav sıcaklığının kaynak edilecek olan malzemenin martenzit oluşum sıcaklığının $[M_s]$ üstüne çıkması halinde kaynak işleminin özel olarak hazırlanmış bir fırında yapılması gerekmektedir.

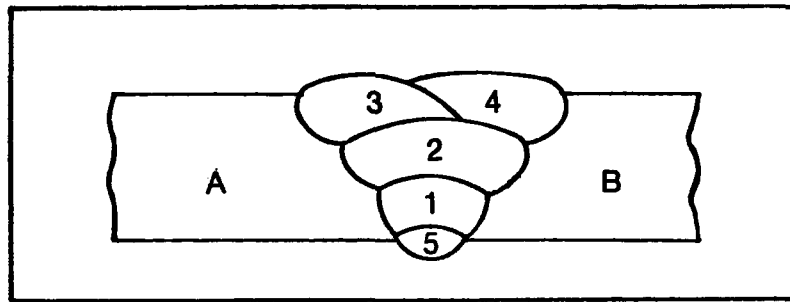
$$M_s = 550 - [360 \% C + 40 (\% Mn + \% Cr) + 20 \% Ni + 28 \% Mo] \quad [^{\circ}C]$$



BÖLÜM 6- FARKLI METALLERİN KAYNAĞINDA DİKKAT EDİLMESİ GEREKEN KONULAR

Herhangi bir farklı metal kombinasyonunda kaynak bağlantısından beklenen özellikler, farklı malzeme seçimini belirleyen en önemli faktördür. Uygulamanın gerektirdiği bir zorunluk olarak, iki ayrı cins metalin kullanılması her ne kadar arzu edilmese bile, eğer bu iki metalin birbiri ile kaynağı mümkün değilse bu proje yalnız tasarı aşamasında kalır.

Farklı iki malzemenin kaynak ile birleştirilmesi ve bunun için en uygun ilave kaynak metalinin seçilmesi oldukça zor bir problemdir. Ayrı iki cins malzemenin birleştirilmesi ile elde edilen kaynak dikişi yalnız ilave metalden oluşmaz. Bağlantı bir geçiş bölgesini içerdiği gibi iki esas malzemeden de önemli miktarda alaşım elementleri bulundurur. Her kaynak işleminde, ilave metal ile farklı ana metallerin karışımından oluşan bir kaynak banyosu meydana gelir. Oluşturulan metalsel banyo, ayrıca uygulanan yöntemle de bağlı olan, birim dikiş enerjisine göre ortaya çıkmaktadır. Bu durum, oluşuma ana ve ilave malzemelerin erime paylarının değişmesi şeklinde yansıyabilmektedir.



Şekil 27 : Farklı iki malzemenin beş paso ile kaynağı (şematik gösterim)

Şekil 27'de verilen örnek, farklı iki malzemenin kaynağındaki durumu daha basit bir tarzda açıklamaya yardım etmektedir. Şekildeki A ve B ana malzemelerini birleştirmek için 5 pasoya gerek vardır. Birinci paso A metali, B metali ve ilave metalden oluşmaktadır. İkinci paso A metali, B metali, ilave metal ve birinci pasodan ibaret bir karışım meydana getirmektedir. Üçüncü paso ilave metal, A metali ve ikinci pasodan ibaret olup, burada B metali yoktur. Dördüncü paso ilave metal, B metali, üçüncü ve ikinci pasodan oluşmaktadır. Beşinci pasoda ise, diğer bütün pasolardan farklı olarak, A metali, B metali ve birinci pasodan ibaret bir karışım ortaya çıkmaktadır.

Burada meydana gelen karışımın metalurjik bakımdan zararlı bir etki yaratmaması istenir. Günümüze kadar gerçekleştirilen uygulamalarda seçilen ilave metalin kaynak yapılan ana malzemeden daha yüksek miktarda alaşım elementi içermesine önem verilirdi. Bu kural çeşitli malzeme kombinasyonları bakımından oldukça iyi sonuçlar vermesine rağmen birçok kereler kaynak yerinin istenmeyen özellikler kazanmasına da neden olabilmektedir. Örnek olarak, 18 Cr/8 Ni'li ostenitik paslanmaz çelik ile karbonlu ferritik yapı çeliği bağlantısı ele alınabilir. Böyle bir birleştirmede, eğer 18 Cr/8 Ni'li bir ilave metal kullanılırsa, dikişin havadan soğuması ile bağlantı sertleşmekte yani gevreklik kazanmaktadır. Burada, söz konusu sertleşmeyi önlemek için yüksek alaşımlı 25 Cr/20 Ni'li bir ilave metal önerilir. Bu ilave metal, genelde ostenitik yapıya sünek bir dikiş verirken diğer yandan kılcal çatlakların oluşumuna doğru bir eğilim de ortaya çıkmaktadır.

Tüm bunlardan anlaşıldığı gibi çatlama bakımından emniyetli bir bağlantının elde edilebilmesi için bağlantının bütün istenen şartları aynı anda yerine getirmesi mümkün olmamakta, elden geldiğince ideale yakın bir çözümün bulunması gerekmektedir.

Ancak bazı durumlarda böyle bir birleşmede de özellikle yüksek işletme sıcaklıklarında sigma fazı olarak adlandırılan istenmeyen diğer şartlarla karşılaşılabilir. Bunun için, birbirleri ile kaynak yapılarak birleştirilecek bu malzemelerin fiziksel, mekanik ve metalurjik özellikleri-

nin iyice bilinmesi gerekmektedir.

Farklı metallerin birbirleri ile kaynak yoluyla birleştirmesi sırasında dikkate alınması gereken faktörleri başlıca 5 maddede incelemek mümkündür. Bunlar:

- 1- Kaynak bağlantısının yapısal kararlılığı
- 2- Fiziksel özellikler
- 3- Mekanik özellikler
- 4- Korozyon dayanımı
- 5- Erime oranı ve seyrelme miktarı

6.1. Kaynak Bağlantısının Yapısal Kararlılığı:

Kaynak işleminin yüksek sıcaklıkta yapılması nedeniyle erimiş kaynak metalinin, iki ana metali birleştirecek olan kaynak bağlantısının ömrünü sınırlayacak şekilde herhangi bir yapısal değişime uğramaması çok önemlidir. Hafif alaşımlı çeliklerde yapıya yüksek derecede mukavemet kazandıran martenzitik veya ara yapılar, dönüşüm sıcaklığının üzerinde ostenite dönüşür. Ostenitin dayanıklılığı büyük ölçüde içerdiği krom ve nikel miktarına bağlıdır. Dolayısıyla, kaynak işlemi sırasında yüksek sıcaklıklar söz konusu olduğundan, tamamen ostenitik yapıdaki çelikler kullanılmamalıdır.

Ostenitik çeliklerde, yüksek sıcaklıklarda çalışırken amaç, kırıl-gan "Sigma" fazının oluşmayacağı bir çelik seçmektir. Oluşması istenmeyen sigma fazı, kaynak dikişinin kimyasal bileşiminin bir neticesi olarak ortaya çıkmaktadır ve Şekil 28'da da görüldüğü gibi paslanmaz çelik esaslı ilâve metallerin pek çoğu, sigma fazının oluştuğu bölgelerin oldukça yakınında yer almaktadır. Diğer taraftan Ni/Cr/Fe esaslı ilâve metallerin

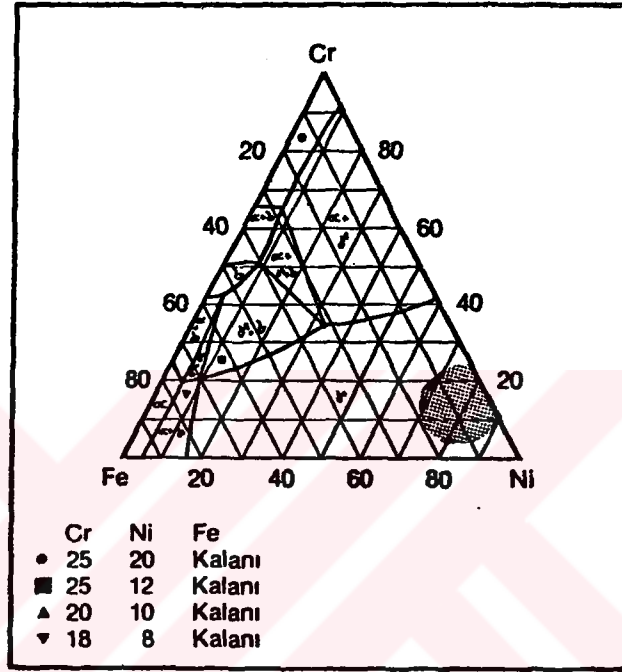
Örneğin:

ASME-SFA 5.11 - ENiCrFe-3

DIN 1736-S-NiCr15FeMn

AWS - A5. 11 - ENiCrFe-3

Sigma fazına geçebilmesi için kaynak banyosunda fazla miktarda demirin erimesi gerekir ki, kaynak metali çatlamadan bu kadar fazla demirin erimesi mümkün değildir.



Şekil 28 : Ni/Fe/Cr Sisteminde (650° C'de) Ni/Cr/Fe esaslı ilâve metalin yeri koyu olarak gösterilmiştir.

Kaynak dikişinin problem yaratmaması için ostenit içinde bir miktar ferritin bulunması gerekmektedir. Fakat ostenit içinde çok fazla ferrit olursa, kaynak dikişi 650-950° C arasında bulunurken ferritin bir miktarı sigma fazına dönüşür ve bu dönüşümün en etkin olduğu sıcaklık aralığı da 750-800° C'dir. Bu şekilde sigma fazına dönüşmeyi ve dolayısıyla da kaynak dikişinin gervekleşmesini önlemek üzere ferrit miktarı % 10'un altında olmalıdır. Çeliğin toplam alaşım içeriği gervekleşmeyi etkileyen en önemli faktördür ve bu nedenle 25 Cr/12 Ni ve 25 Cr/20 Ni'li çelik tipleri; 18Cr/8Ni'li çeliklere göre çok daha uygundur. Farklı metallerin birbirleriyle kaynak edilmesinde, genellikle yüksek alaşımlı çelikten ilâve metaller kullanılmaktadır. % 18-20 Cr içeren çelikte önce Ni miktarı % 30 civarına

kadar arttırılmalı, ancak bundan sonra sigma fazı tehlikesine karşı önlem alınmalıdır.

Çeliğin kaynağında diğer bir önemli problem de karbonun yer değiştirmesidir. Hafif alaşımlı çeliklerin çoğunda martenzitik (ara) yapılar belirli bir mukavemet kazandıran kontrollü bir karbon seviyesi mevcuttur. Diğer taraftan ostenitik paslanmaz çeliklerde, uygun korozyon mukavemeti sağlamak üzere karbon içeriği düşüktür. Eğer bu iki çelik birleştirilirse, karbon hafif alaşımlı çelikten ayrılarak geriye zayıflamış bir bölge kalır. Aynı zamanda ostenitik çelikte lokal karbon artışı, ostenitik çeliğin korozyon mukavemetini düşürür. Karbonun yer değiştirme miktarı ve oranı; bileşime, zamana ve sıcaklığa bağlıdır. Nikel miktarı arttıkça karbonun yer değiştirmesi gecikmektedir. Diğer taraftan belirli bir bileşim söz konusu iken, karbonun yer değiştirme süresinin ve sıcaklığın artması, bu yer değiştirmenin sebep olacağı etkiyi arttırmaktadır. Bu sebeplerden ötürü yüksek sıcaklıklarda ostenitik/ferritik çeliklerden oluşan birleştirmelerde

Örneğin:

ASME-SFA 5.11-ENiCr/Mo-3; ENiCrFe-3

DIN 1736-S-Ni/Cr15FeMn

AWS-A5.11-ENiCrMo-3; ENiCrFe-3

elektrodları gibi Ni/Cr/Fe esaslı ilave metaller geniş bir uygulama alanına sahiptir.

6.2. Fiziksel Özellikler

Kaynak işlemiyle birleştirilen malzemelerde kaynak dikişini ve işletme sırasında bu kaynak dikişinin ömrünü pek çok değişik fiziksel özellik etkiler. Kaynak edilen iki aynı cins malzemenin erime noktaları birbirinden çok farklı ise, kaynak işlemi sırasında bazı problemler ortaya çıkar. Erime noktası yüksek olan metal eriyinceye kadar, erime noktası düşük olan çok fazla ısıtılmış (tavlanmış) olur. Cu/Ni alaşımları düşük erime noktasına sahip alaşımlardır. Diğer alaşımların da erime noktaları aşağı yukarı aynı olup, bazılarınıninki ise 200-400° C daha yüksektir. Diğer taraftan

Cu/Ni alaşımlarının ısı iletkenliği yüksektir, dolayısıyla da erimesi için gerekli ısı girdisi daha fazladır. Bu da kaynak işlemi açısından iyidir. Böylece kaynak işlemi eşnasında sıcaklık bakımından bir denge sağlanabilmekte ve Cu/Ni alaşımları, daha yüksek erime derecelerine sahip malzemelerle, büyük sorunlar çıkmadan birleştirilebilmektedir.

Isı iletkenliğin farklı oluşu bir avantaj sağlamasına rağmen, iki farklı ısı iletkenliğine sahip malzeme kaynakla birleştirildiğinde, kaynak işlemi sırasında ısı kaybını dengelemek ve iyi bir kaynak bağlantısı sağlamak için ısı iletkenliği yüksek olan malzemenin önceden tavlanması gerekmektedir. Aksi takdirde ısı iletkenliği düşük olan malzeme, ısı iletkenliği yüksek olan malzemeyi eritebilmek için işlem yavaşlatıldığında, aşırı derecede tavlanmış olacaktır.

Benzer şekilde, ısı genleşme durumu da kaynak işlemi sırasında büyük bir önem taşır. Eğer iki malzemenin ısı genleşme katsayıları birbirinden oldukça farklı ise, kaynak işlemi sırasında, iki malzeme ayrı ayrı oranlarda genleşecek ve kaynaktan sonra da soğuma sırasında farklı oranlarda bzlecektir. Bu da, imalat aşamasında istenmeyen distorsiyon problemleri ortaya çıkaracaktır. Aynı zamanda kaynak dikişinin ara yüzeyinde bir gerilme yoğunlaşması meydana gelir. İşletme sırasında sıcaklığın düzensiz değişmesi de bu gerilme yoğunluğunu arttıracaktır.

Kaynakla birleştirilen farklı metallerden birini ön plana alarak ilâve metal seçimi yapmak, yüksek ve düşük ısı genleşmelere sahip malzemeler için yetersizdir. Isı genleşmeleri farklı olan metallerin ısı genleşme katsayılarının ortasına rastlayan bir ilâve metal seçerek, gerilme yoğunluğunu nışpeten azaltmak mümkündür. Böyle genleşme etkisi en fazla ferritik ve ostenitik malzemelerin birbirleri ile birleştirilmesinde görülmektedir.

6.3. Mekanik Özellikler

Kaynak işleminde ilk aranan şart birleştirmenin mukavemetinin, esas malzemeyle aynı veya ona yakın olmasıdır. Farklı malzemelerin kaynağında da aynı görüş hakimdir. Kaynak metali mukavemetinin, en az mukavemeti düşük olan malzemeninki kadar olması istenir. Örnek olarak hafif alaşımlı bir çelik ile bir ostenitik çeliği birleştirdiğimizi düşünelim. Ni/Cr/Fe veya Ni'den ibaret ilâve metaller kullanılırsa, daha önce üzerinde durulan alaşımlanma, yapısal kararlılık ve ortalama ısıl genleşme ile ilgili konuların hepsi karşılanır. Fakat saf nikel ilâve metaller, hafif alaşımlı çelikten de ostenitik çelikten de daha zayıftır. Dolayısıyla mukavemet değeri çok daha yüksek olan Ni/Cr/Fe esaslı ilâve metaller tercih edilmelidir.

6.4. Korozyon dayanımı

Kaynak dikişinde ortaya çıkması mümkün olan korozyon probleminin ortadan kaldırılabilmesi için, ilâve kaynak metali, birleştirilen farklı malzemelerin izafi korozyon direnci gözönünde bulundurularak seçilmelidir. Çoğu zaman birleştirilen farklı metallerden daha asal karakterde bir ilâve metal kullanılarak istenen şartlar sağlanabilmektedir. Yani kullanılacak ilâve metallerde Ni, Cr oranı yüksek olmalıdır.

Yüksek işletme sıcaklıklarında, malzemelerde ortaya çıkması beklenen diğer bir konu da oksidasyondur. Çeliklerde Cr ve Ni içeriği arttıkça, oksidasyona karşı dayanım da artar.

6.5. Erime Oranı: Seyrelme Miktarı

Kaynak sırasında sıvı haldeki ilave metal ile erimiş ana metal çeşitli oranlarda birbirleriyle karışırlar. Bu karışma sonucu kaynak metalinin bileşimi ilave metalin bileşiminden çok farklı hale gelir ve bu yüzden kaynak metalinde bağlantıyı gevrekletiren istenmeyen yapılar oluşabilir. Özellikle ana metalden farklı kimyasal bileşime sahip ilave metal kullanıldığında ortaya çıkan bu durum farklı metallerin kaynağında özel bir öneme sahiptir.

Seyrelme oranını en genel ve basit şekilde aşağıdaki formüle göre hesaplamak mümkündür.

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

A = Erimiş Esas Metallerin Alanı

B = İlave Metal Alanı

A + B = Toplam Kaynak Dikişi Alanı

D = Seyrelme Oranı

Bir kaynak bağlantısındaki seyrelme miktarı çeşitli faktörlere bağlıdır:

a- Kullanılan kaynak yöntemi

TIG-WIG Kaynağı% 25-50

MMA Kaynağı% 25-40

Tozaltı Kaynağı% 25-60

MIG Kaynağı% 25-40

b- Kaynak ağzının şekli

c- Malzeme kalınlığı

d- Kaynak akımı

e- Kaynak gerilimi

f- Kaynak hızı

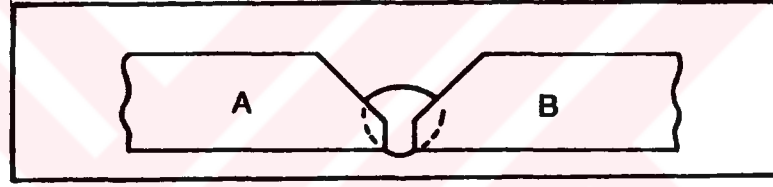
g- Kullanılan yardımcı koruyucu gaz

h- Kaynak pozisyonu

Tek pasolu kaynaklarda ve kalın kesitli parçaların kök pasolarında ana metalin erime oranı diğer pasolara oranla oldukça yüksektir. Bu nedenle seçilen ilave metal özellikle kök pasolarda fazla seyrelmeye uygun olmalıdır. Kalın kesitli malzemelerde, yan yana pasoların bulunduğu kaynak dikişinin orta bölgelerinde ise, ana metalin erime oranı kök pasoya göre daha azdır.

Eğer aynı iki metal kimyasal bileşimi benzer bir ilave malzemeyele birleştirilirse seyrelmenin mekanik özelliklere kötü bir etkisi olmaz. Ancak bu durum farklı iki metalin kaynağında daha büyük önem kazanmaktadır. Örneğin C-Mn'lı bir kaynak metalinin C-Mn'lı bir ana metal tarafından seyreltilmesi büyük problemlere yol açmazken aynı seyreltinin dökme demir ya da nikel alaşımlı bir malzeme ile sözkonusu olması halinde durum ciddi boyutlara ulaşır. Bu gibi metallerde meydana gelen uygun olmayan seyreltiler özellikle soğuma sırasında çatlamaya duyarlı martenzitik bir yapının ortaya çıkmasına neden olabilmektedir.

Erime oranı hakkında yaklaşık olarak karar verildikten sonra ise kaynak dikişinin kimyasal bileşimi hesaplamak mümkündür.



Şekil 29 : Farklı iki metalin kaynağındaki kök pası

Şekil 29'daki gibi, bir kaynak pasosunda (kök pası) amaç, % 70 ilave metal, % 15 A metali ve % 15'de B metali içeren, yani ana metalin % 30 oranında eriyeceği bir kaynak metali elde etmek olsun.

A metali : Monel 400

(% 70 Ni + % 30 Cu)

B metali : 304 Kalite Paslanmaz Çelik

(% 18 Cr + % 12 Ni + % 70 Fe)

İlave metal: İnconel

(% 75 Ni + % 15 Cr + % 8 Fe)

olduğunu kabul edersek, kaynak dikişinin bileşimi aşağıdaki şekilde hesaplanır.

A Melatinin Katkısı:

$$15/100 \times \% 70 \text{ Ni} = \% 10,5 \text{ Ni}$$

$$15/100 \times \% 30 \text{ Cu} = \% 4,5 \text{ Cu}$$

B Metalinin Katkısı:

$$15/100 \times \% 12 \text{ Ni} = \% 1,8 \text{ Ni}$$

$$15/100 \times \% 18 \text{ Cr} = \% 2,7 \text{ Cr}$$

$$15/100 \times \% 70 \text{ Fe} = \% 10,5 \text{ Fe}$$

İlave Metalin Katkısı:

$$70/100 \times \% 75 \text{ Ni} = \% 52,5 \text{ Ni}$$

$$70/100 \times \% 15 \text{ Cr} = \% 10,5 \text{ Cr}$$

$$70/100 \times \% 8 \text{ Fe} = \% 5,6 \text{ Fe}$$

Kaynak Metalinin Bileşimi:

$$10,5 + 1,8 + 52,5 = \% 64,8 \text{ Ni}$$

$$2,7 + 10,5 = \% 13,2 \text{ Cr}$$

$$10,5 + 5,6 = \% 16,1 \text{ Fe}$$

$$4,5 = \% 4,5 \text{ Cu}$$

olarak elde edilir.

Kaynak dikişinin son bileşimi hesaplandıktan sonra, kontrol edilmesi gereken ilk ve en önemli faktör kaynak dikişinin uygun olup olmadığıdır.

6.5.1. Karbonlu ve Hafif Alaşımlı Çelikten Üretilmiş İlâve Metallerde Eri-me Durumu

Demir her oranda eriyebilir ve bunun fazla bir sakıncası yoktur. Nikel, krom, karbon, silisyum ve manganez gibi elementlerin kaynak metaline etkileri Şekil 30'daki SCHAEFFLER Diagramında gösterilmiştir. Genel amaç, çok sert ve kırılgan olan tamamen martenzitik bir yapının oluşmasını önlemektir. Dolayısıyla karbonlu ve hafif alaşımlı çelikten imal edilen ilâve metaller, nikel esaslı alaşımların, paslanmaz çeliklerin ve yüksek sıcaklık dökme alaşımlarının kaynağında kullanılmamalıdır.

Bu tip ilâve metallerde bakır miktarı az olmalıdır. Bu da nikelin gösterdiği etkiyi gösterir. Bakır miktarı artarsa, sıcak kırılabilirlik tehlikesi ortaya çıkar (Şekil 31). Bu nedenle karbonlu ve hafif alaşımlı çelikten imal edilen ilâve metallere, bakır ve bakır esaslı alaşımların kaynağında da kullanılmamalıdır.

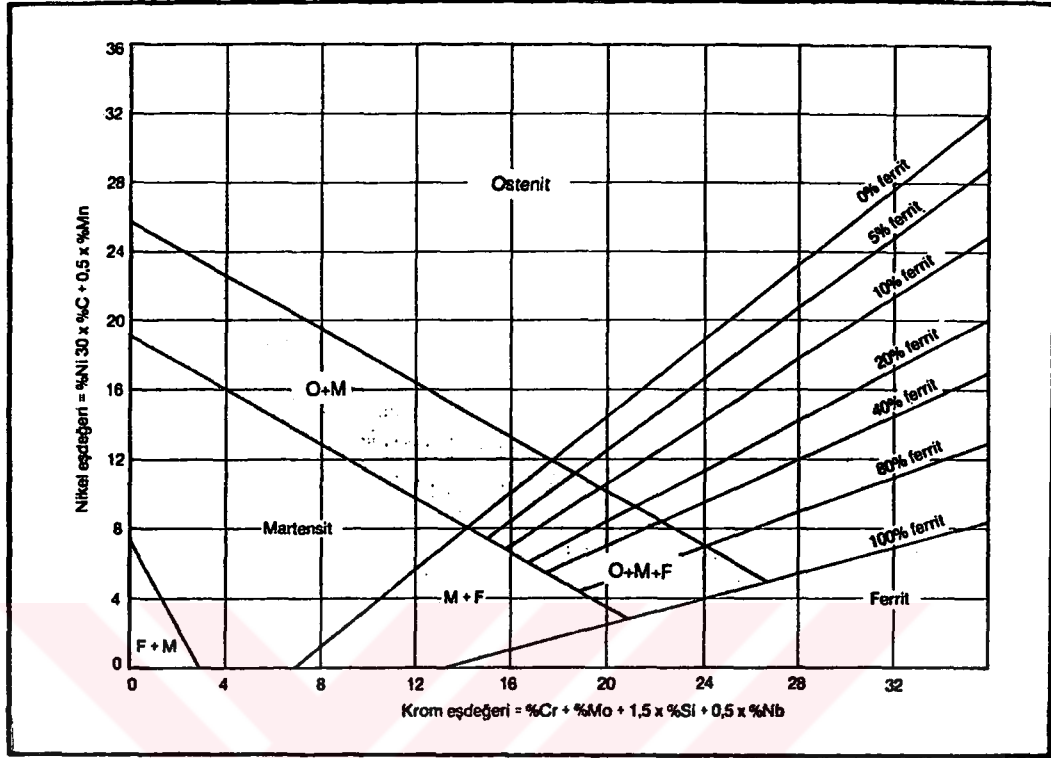
6.5.2. Ostenitik Çelik İlâve Metallerde Erime Durumu

Demir, nikel, krom, silisyum, manganez ve karbonun etkisi yine SCHAEFFLER Diagramından hesaplanabilir. Tamamen ostenitik yapılar, sıcak çatlamaya duyarlı olduklarından, böyle durumlardan kaçınılmalıdır. Benzer tarzda martenzit oluşumu da istenmeyen bir husustur. Çatlamaya karşı dayanıklı ve gevrek olmayan bir yapı, ostenit ve % 4-10 ferritten meydana gelir. Dolayısıyla da uygulamada dikkatli bir seçimle, ostenitik ilâve metallere, karbonlu ve hafif alaşımlı kromlu çeliklerin, paslanmaz çeliklerin ve benzer bileşimlerdeki yüksek sıcaklık dökme alaşımlarının kaynağında kullanılabilir. Nikel esaslı alaşımlarda ve fazla miktarda nikel içeren yüksek sıcaklık dökme alaşımlarında ostenitik ilave metaller kullanılmamalıdır.

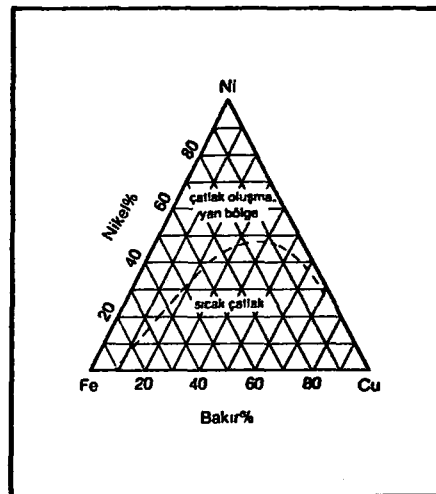
Karbonlu ve hafif alaşımlı ilâve metallerde olduğu gibi ostenitik ilâve metallerde de bakır kötü bir etkiye sahiptir. Bunun için bakır ve bakır esaslı alaşımların kaynağından sakınılmalıdır.

6.5.3. Kromlu Çelikten Üretilmiş İlâve Metallerde Erime Durumu

% 3-30 nispetinde krom içeren Krom-Demir malzemeler mevcuttur ve bunlara uygun bazı ilâve metallere kullanılabilir. Bununla beraber yüksek kromlu kaynak metallere tane büyümesi ve porozite tehlikesi baş gösterir. Bunu önlemek için de genellikle ostenitik veya nikel esaslı ilâve metallere kullanılmaktadır.



Şekil 30 : SCHAEFFLER Diagramı



Şekil 31 : Üçlü Ni/Fe/Cu Diagramı ve sıcak çatlama bölgesi

Erimeyen etkisi, SCHAEFFLER Diagramından önceden tespit edilebilirse de pratik olarak, farklı malzemelerin kaynağında krom-demir veya krom-çelikten mamul ilâve metaller kullanılmamalıdır.

Kromlu çelikten mamul ilâve metaller kullanıldığında bakırın varlığı istenmez, dolayısıyla da bakır ve bakır esaslı alaşımların kaynağında bu cins ilâve metaller kullanılmamalıdır.

6.5.4. Saf Nikelli İlave Metallerde Erime Durumu

Nikel ve bakır, bütün bileşim seviyeleri için uygundur ve basit bir katı eriyik serisi meydana getirirler. Dolayısıyla da her seviyede nikel ve bakırın erimesine izin verilir. Nikel esaslı ilâve metallerde, kabul edilebilen maksimum krom erime oranı % 30-35 civarındadır. Bu oranın üzerine çıkıldığında istenilen özellikler kaybolur ve yapı kararsız hale gelir.

Nikel kaynak elektrodu (ASME-SFA. 5.11 - Class ENi-1 veya DIN 1736-S-NiTi 3) kullanıldığında, eriyik içerisinde % 40 oranında demir bulunmalıdır. Nikel kaynak teli (ASME-SFA 5.14-Class ERNi-1 veya DIN 1736-S-NiTi 4) kullanıldığı zaman ise demirin erime oranı % 25-30'u geçerse, sıcak çatlama problemi ortaya çıkmaktadır.

6.5.5. Nikel-Bakırdan İmal Edilen İlâve Metallerde Erime Durumu

Nikelden imal edilen ilâve metallerde olduğu gibi, nikel ve bakırın her oranda erimesine izin verilir. Dolayısıyla her oranda erime, çatlama tehlikesi söz konusu olmaksızın uygun görülebilir.

Nikel-bakırdan (monel) imal edilen ilâve metallerde kromun etkisi kötüdür ve krom miktarı % 6'dan fazla olursa, ciddi çatlaklar oluşur.

Demirin erime etkisi, ilâve metal ve kaynak yöntemine göre değişir. Monel kaynak elektrodu (ASME-SFA 5.11-Class ENiCu 7 veya AWS-A5.11-Class ENiCu 7) ile % 30 oranında erimeye izin verilir ve bu oran aşıldığında sıcak çatlama meydana gelebilir. TIG ve MIG kaynak yöntemlerinde kullanılan Monel kaynak teli (ASME-SFA 5.14-Class ERNiCu 7 veya DIN 1736-S-NiCu30MnTi) kullanıldığında çatlama karşı % 10-15 oranında demirin erimesine izin verilir. Gerilme giderme tavlama gerekiyorsa TIG ve MIG kaynağında % 5 kadar düşük orandaki demir miktarı bile problem yaratabilir (Süneklik azalır).

Nikel-bakır içeren kaynak metalllerinde % 0,4'den fazla karbon miktarı, grafit çökmesine neden olur ve dolayısıyla süneklik azalır. Ayrıca % 1,5'den fazla silisyum, kaynak metalinin sünekliğini ciddi derecede azaltır. Diğer taraftan manganezin faydalı etkisi vardır ve sünekliği artırır.

6.5.6. Nikel-Demir-Kromdan İmal Edilen İlâve Metallerde Erime Durumu

Çatlama problemi sözkonusu olmadan nikelin her seviyede erimesine izin verilir. Bitmiş kaynak metalinde kabul edilebilen maksimum krom erime miktarı % 30-35 civarındadır. İlave metaller % 20-30 civarında krom içerdiğinden, kromun erimesinden ötürü çıkabilecek problemler, ancak kaynak edilen malzeme % 30'dan fazla miktarda krom içerdiği zaman söz konusu olmaktadır. Bunun için ASME-SFA 4.14-Class ERNiFeCr 1 tercih edilmelidir (% 19,5-23,5 Cr içerir).

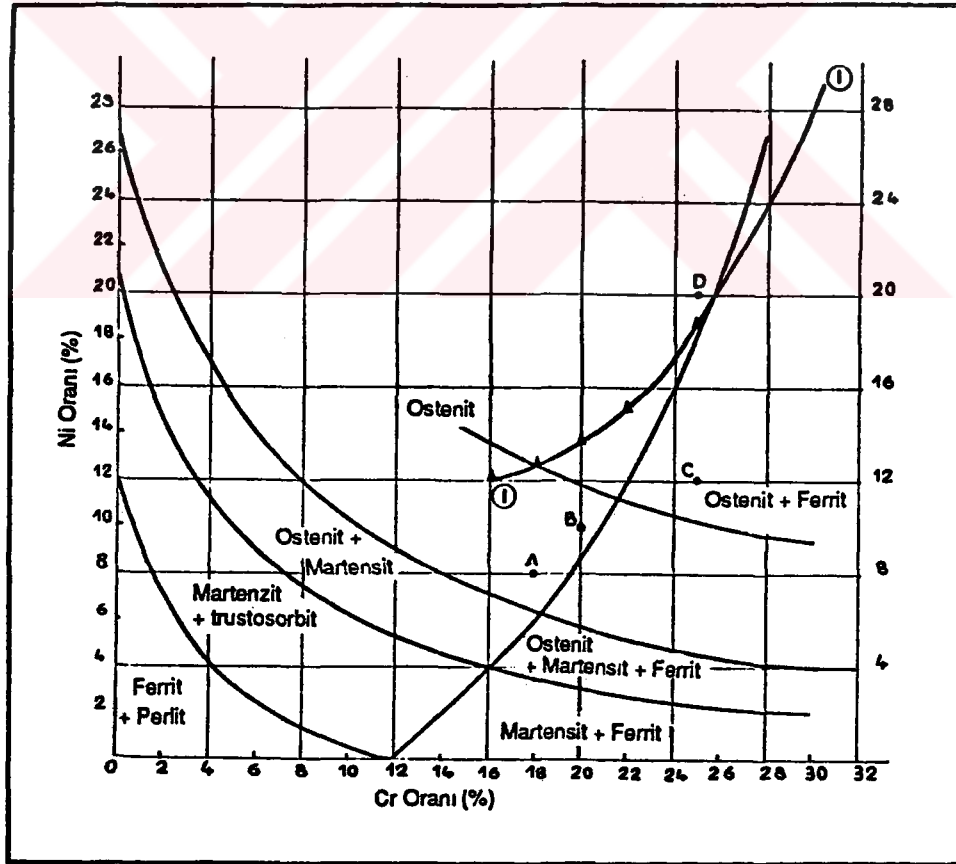
Kabul edilen maksimum demir erime oranı % 10-15 civarındadır. Bu miktarın üzerine çıkılırsa, kaynak metali tamamen ostenitik paslanmaz çeliğe benzer ve sıcak çatlama tehlikesi ortaya çıkar. Bu da Ni/Fe/Cr esaslı ilâve metallerin yüksek, alaşımlı paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılabileceğini, fakat karbonlu çeliklerde kullanılamayacağını göstermektedir.

Çatlama problemlerinin ortaya çıkması için izin verilebilen maksimum bakır erime oranı % 15 civarındadır. Bu tip ilâve metallerde karbon, silisyum ve manganezin erime seviyelerinin herhangi bir çatlama tehlikesi doğurmayacağı umulmaktadır. Fakat silisyum % 1 oranından fazla olduğu zaman, çatlamaya karşı direnci azalttığından, bir istisna olarak kabul edilmektedir.



BÖLÜM 7- SCHAEFFLER DİAGRAMI

Bu diagram özellikle Cr-Ni çeliklerinin kaynağında büyük bir öneme sahip olup ostenitik elektrodlarla gerçekleştirilen benzer ve farklı bağlantıların sınırlanması açısından çok yararlıdır. SCHAEFFLER Diagramı Cr-Ni'li çeliklerdeki nikel ve krom konsantrasyonlarına bağlı olarak ortaya çıkan çeşitli yapıları gösteren MAURER Diagramından esinlenerek hazırlanmıştır (Şekil 32).

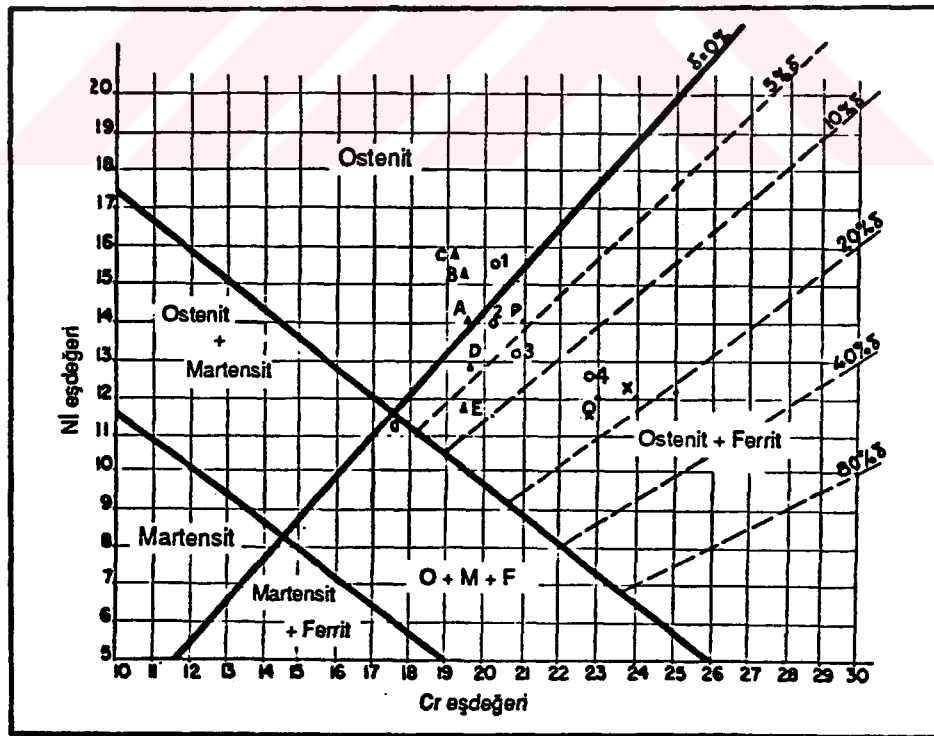


Şekil 32 : MAURER Diagramı

MAURER Diagramı incelendiğinde % 12 Cr içeren bir konsantrasyonun ferrit-perlit ve ferrit-martenzit gibi iki önemli yapının sınırını oluşturduğu görülür. % 12 Cr aynı zamanda kromlu çeliklerin korozyon dayanımlarının da alt sınırındır. Bu konsantrasyon değerinde ostenitik bir faza ulaşmak için yapıya % 10 Ni eklemek gerekmektedir.

% 13-14 Cr'lu çelikler ferrit+martenzit olmak üzere iki fazlı yapıya sahiptir.

Nikelli çelikler % 12 Ni'den sonra martenzitik olmaya başlarken, ostenitik faz % 20 Ni dolaylarında belirir. 18 Cr/8 Ni içeren çeliklerin diagramdaki yerini belirten A noktası ostenitik bölgede bulunmaktadır. 20 Cr/10 Ni türü paslanmaz çeliği temsil eden B noktası ise yine tek fazlı ostenit bölgesindedir. MAURER Diagramına göre 25 Cr/12 Ni'li çelikler iki fazlı C noktasında yer alırken kırılgan bir davranış gösterme eğilimine sahiptirler. 25 Cr/20 Ni'li alaşımlar ise tam ostenitik bir yapıda olup D noktasında yer almaktadır.



Şekil 33 SCHAEFFLER Diagramı

SCHAEFFLER Diagramının MAURER Diagramına olan en üstün yanı alaşımı oluşturan çeşitli elemenlerin ostenit ve ferrit oluşumu üzerindeki etkilerini de hesaba katmasıdır. Bu diagramın koordinat ekseninde Ni eşdeğeri ($Ni_{eş}$), ordinat ekseninde ise Cr eşdeğeri ($Cr_{eş}$) yer almaktadır.

$$Ni_{eş} = \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn$$

$$Cr_{eş} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb$$

SCHAEFFLER Diagramında yeralan fazlar şekil 33'de görüldüğü gibi doğrularla birbirinden ayrılmıştır. Bu diagramdan, başta sertleşebilen ferritik çeliklerin ve ostenitik çeliklerin farklı birleştirme uygulamaları olmak üzere birçok alanda yararlanılmaktadır.

7.1. SCHAEFFLER Diagramındaki Bölgeler ve Bu Bölgelerdeki Fazlar:

SCHAEFFLER Diagramı 4 bölgeye ayrılmıştır (Şekil 34).

I. Bölge:

Bu bölge Cr miktarı yüksek, C miktarı düşük olan paslanmaz çelikleri içine almaktadır. Kaynak dikişine komşu olan bölgede 1150° C'ın üstündeki sıcaklıklarda tane büyümesi meydana gelmekte ve bunun sonucunda gevrekleşme ile karşılaşmaktadır.

II. Bölge

Cr ve Ni oranı nispeten düşük olan ve C miktarı % 0,3-0,5 arasında değişen bu çeliklerde (ki bunlar paslanmaz çelikler tanımlamasının dışında kalmaktadır) 400° C'ın altında martenzitik-ostenitik ve martenzitik-ferritik çeliklerde olduğu gibi martenzit meydana gelir ve bunun sonucunda sertleşme çatlaması ile karşılaşılır. Bu olay aynı zamanda hidrojen çatlaması için de uygun bir ortam hazırlamaktadır.

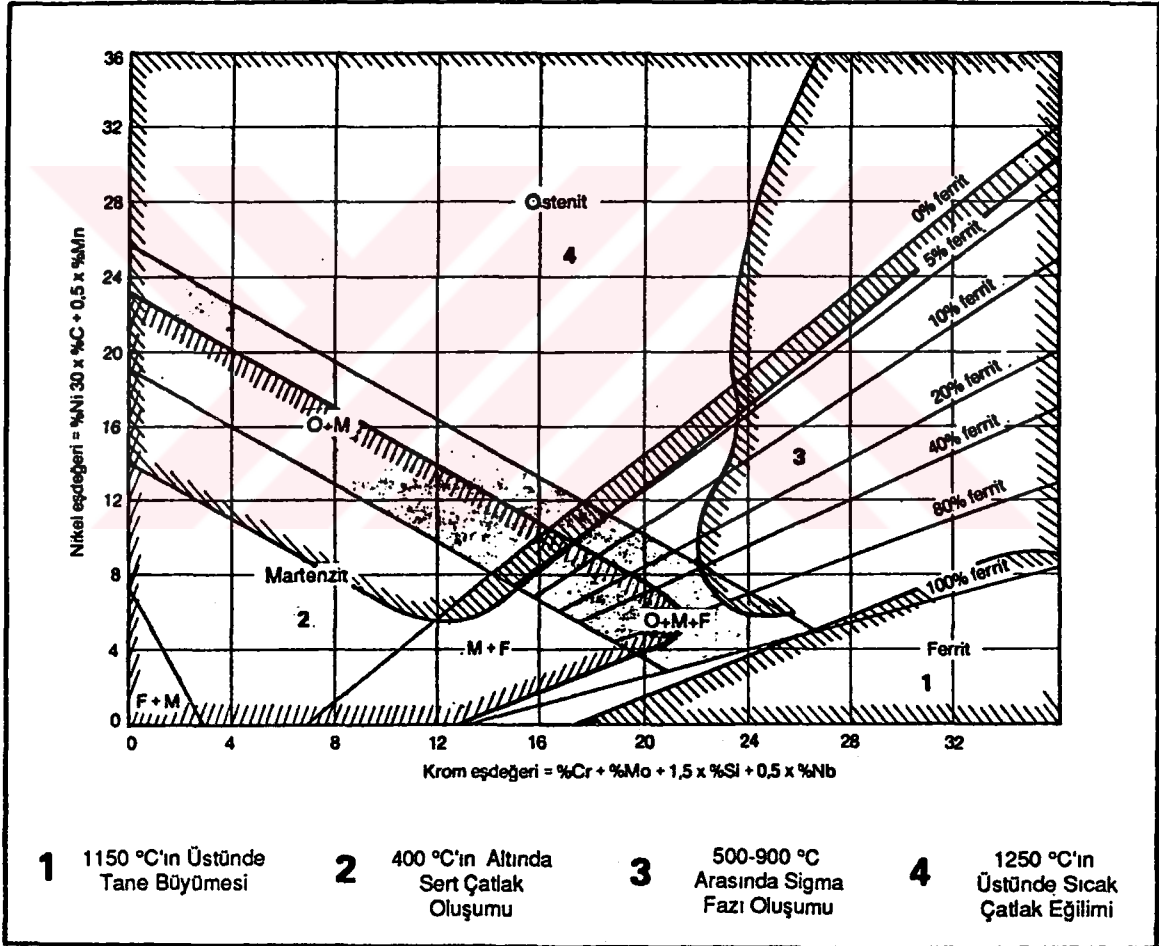
III. Bölge

Cr açısından zengin ve belirli bir sınırın üzerinde Ni içeren paslanmaz çelikleri içine alan bu bölgede ferrit yüzdesinin % 10'u aşması

halinde 500-900° C sıcaklıklar arasında sigma gevrekleşmesi ortaya çıkmaktadır. Ferrit oranının belirtilen değerin üzerine çıkması halinde çeliğin korozyon dayanımında da azalma görülmektedir.

IV. Bölge:

Ni eşdeğeri yüksek, karbon oranı ise değişebilen çeliklerin yer aldığı bu bölgede 1250° C'nin üstünde sıcak çatlama eğilimi yüksek, büyük bir bölümü ostenitik, Ni oranının düşmesiyle ostenitik-martenzitik bir yapı oluşmaktadır.



Şekil 34 : SCHAEFFLER Diagramındaki Bölgeler

SCHAEFFLER Diagramının orta kısmında ise gerek $Cr_{eş}$ gerekse $Ni_{eş}$ bakımından çok büyük yüzdelere sahip olmayan ostenitik+ferritik yapıda kaynak kabiliyeti yüksek bir bölge bulunmaktadır.

Bunun nedeni ferritik bir yapının refakat (gayrisafiyet) elementlerini bünyesinde tutabilme özelliğinin ostenitik faza oranla daha yüksek olması ve bunun sonucunda mikro-çatlak oluşum riskinin azalmasıdır. Diğer yandan normal korozyon ortamında yapıda % 10 kadar ferrit bulunması korozyon dayanımını fazlaca düşürmezken % 8-10 ferrit sigma fazının oluşması açısından da pek etkili olamamaktadır.

SCHAEFFLER Diagramına başvurmadan ostenitik-ferritik çeliklerdeki ferrit oranını hesaplamak için birçok formül geliştirilmiştir. THOMAS bu amaçla maksimum nikel konsantrasyonunu çeliğin diğer elementlerinin bir fonksiyonu olarak ifade etmiştir.

$$(Ni)_{max} = \frac{(Cr + 2 Mo - 16)^2}{12} - \frac{Mn}{2} + 30 (0,10 - C) + 12.$$

Çelikteki ferrit miktarı ise:

$$\% F = (Ni)_{max} - \% Ni$$

Aşağıda alaşımı verilen bir kaynak dikişini inceyecek olursak:

C.....%	0,05	Ni.....%	10
Mn.....%	1,2	Cr.....%	20
Si.....%	0,60	Mo.....%	3

Bu çeliğe ait X noktası şekil 33'de belirtilmiştir. Buna göre:

$$\begin{aligned} (Ni)_{eş} &= \% Ni + (30 \% C) + (0,5 \% Mn) \\ &= 10 + (30 \times 0,05) + (0,5 \times 1,2) \\ &= 12 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} (Cr)_{eş} &= \% Cr + \% Mo + (1,5 \% Si) + (0,5 \% Nb) \\ &= 20 + 3 + (1,5 \times 0,6) \\ &= 24 \end{aligned}$$

Bu değerlere göre elde edilen yapının iki fazlı ve % 18 ferrit içeren ostenitik-ferritik bölgeye düştüğü diagramdan görülmektedir.

Aynı kaynak dikişini THOMAS formülüne göre inceleyecek olursak:

$$(Ni)_{max} = \frac{(20 + 6 - 16)^2}{12} - \frac{1,20}{2} + (30 \times 0,05) + 12,$$

$$\% F = (Ni)_{max} - \% Ni = 21,3 - 10 = \% 11,3$$

Görüldüğü gibi THOMAS formülüne göre ferrit yüzdesi % 11 olurken SCHAEFFLER Diagramında belirlenen ferrit miktarı % 18'dir. İki yöntem arasındaki bu fark ise SCHAEFFLER Diagramında fazları birbirlerinden ayıran eğrilerin basitleştirilerek doğrular ile temsil edilmesinden kaynaklanmaktadır.

Ferrit yüzde miktarını, tam ostenitik yapı ile ostenitik-ferritik yapının arasındaki sınırı oluşturan ve ferrit miktarı sıfır olan ($\delta = 0$) doğruyu esas alarak hesaplamak da mümkündür. Bu sınırı lineer bir bağıntı ile ifade edecek olursak:

$$(Cr)_c = 0,93 (Ni)_{eş} + 6,7$$

Bu bağıntıdan elde edilen $(Cr)_c$ değeri daha önceden hesaplanan $(Cr)_{eş}$ 'den küçük ise alaşım tam ostenitik bölgededir. Buna karşın $(Cr)_c$ değerinin $(Cr)_{eş}$ 'den büyük olması durumunda ise alaşım ostenitik-ferritik bölgeye düştüğü görülür. Bu durumda yapıdaki ferrit yüzdesini belirlemek için aşağıdaki bağıntıdan yararlanılmaktadır.

$$\% F = 3 [(Cr)_{eş} - (Cr)_c]$$

Buna göre örneğimizdeki çeliğin analizi doğrultusunda bir inceleme yapılacak olursa $(Ni)_{eş} = 12$, $(Cr)_{eş} = 24$ için:

$$\begin{aligned}(Cr)_c &= 0,93 (Ni)_{eş} + 6,7 \\ &= 0,93 \cdot 12 + 6,7 \\ &= 17,86\end{aligned}$$

değeri elde edilir. Buradan da görüldüğü gibi $(Cr)_c$, $(Cr)_{eş}$ 'den küçük olduğu için yapı ostenitik-ferritiktir ve içerdiği ferrit miktarı

$$\begin{aligned}\% F &= 3 [(Cr)_{eş} (Cr)_c] \\ &= [24 - 18] \\ &= \% 18\end{aligned}$$

olarak belirlenir.

7.2. Ferrit Fazının Kimyasal Analiz Yoluyla Belirlenmesi:

Ferrit fazı dağlama işlemini izleyen bir mikrografi incelemesi ile kolayca belirlenebilir. Asit oksalik (konsantrasyon % 10) ile elektrolitik dağlama, ferriti sınır hatlarını renklendirmeden açığa çıkarmaktadır (Şekil 35). Sıcak alkalin (ferrisiyanür + MnO_4K + $NaOH$) dağlamasıyla ferriti hafifçe renklendirmek mümkün olmaktadır (Şekil 36). Aynı reaktifler krom karbürleri de net bir şekilde renklendirmektedir (Şekil 37).

Ostenitik çeliklerin ostenitik elektrodlarla gerçekleştirilen kaynağı üzerinde yapılan incelemelerin büyük bir çoğunluğu, erimiş sınır bölgesindeki çatlamları ve sigma fazı oluşumunu önlemek için gereken ferrit yüzdesini belirlemek amacını taşımaktadır. Bu çalışmalar özellikle yüksek sıcaklık ve basınç altında çalışan makinaların konstrüksiyonunu yakından ilgilendirmektedir.



Şekil 35 : 20 Cr/10 Ni/3 Mo'li ostenitik elektrodun verdiği kaynak dikişine oksalik asit kullanılarak elektrolitik dağlama yapılmıştır. Resimde % 15 ferrit içeren ostenitik yapının 1700 kere büyütülmüş hali görülmektedir.



Şekil 36 : 20 Cr/10 Ni/3 Mo'li ostenitik elektrodun verdiği kaynak dikişi sıcak ferrisiyanür ile dağlanmış ve ferrit fazı renklendirilmiştir.



Şekil 37 : 20 Cr/10 Ni/3 Mo/1 Nb (C=% 0,08) elektrodu ile elde edilen kaynak dikişi sıcak Murakami ile dağlanmış ve erimiş bölgedeki kompleks karbürler açığa çıkarılmıştır.

PUZAK ve asistanlarının bu amaca dönük olarak gerçekleştirdikleri deneysel bir çalışmanın sonuçları aşağıda verilmektedir. Bu araştırmada, AWS normunda 347 ve 304 ile ifade edilen iki tür bazik elektrod incelenmiştir. Bu araştırma sırasında kullanılan ana metalin ve yığılan metalin kimyasal analizleri Tablo 7 ve Tablo 8'de görülmektedir.

Tablo 7: Ana Metalin Kimyasal Kompozisyonu

	347 Kalite Standart	347 Kalite Düşük C Yüksek Cb	347 Kalite Düşük C Düşük Cb	304 Kalite Standart	304 Kalite Düşük C
	(A)	(B)	(C)	(D)	(E)
C.....	0,09	0,03	0,04	0,09	0,03
Mn.....	1,46	1,44	1,40	1,01	1,07
Si.....	0,53	0,74	0,52	0,52	0,50
S.....	0,012	0,014	0,017	0,024	0,013
P.....	0,021	0,025	0,022	0,027	0,031
Cr.....	18,2	17,9	18,1	18,8	18,6
Ni.....	10,6	13,5	13,9	9,7	10,4
Mo.....	0,26	0,21	0,22	0,30	0,43
Cb + Ta.....	1,15	0,98	0,50		
(Ni) eşdeğeri	14	15,12	15,8	12,9	11,80
(Cr) eşdeğeri	19,60	19,5	19,2	19,6	19,5
δ % (SCHAEFFLER) ..	0	Saf Ostenit	Saf Ostenit	4	7
SEFERIAN Formülü (Cr) _e	19,7	20,8	21,4	18,6	17,6
δ %.....	0	Saf Ostenit	Saf Ostenit	3	6

Tablo 8: Yığılan Metalin Kimyasal Kompozisyonu

Elektrodlar	1	2	3	4
C.....	0,10	0,08	0,07	0,07
Mn.....	2,5	1,29	1,33	1,33
Si.....	0,29	0,34	0,24	0,30
Cr.....	19,3	19,4	20,2	21,9
Ni.....	11,3	11,0	10,4	9,9
Mo.....	0,13	0,11	0,12	0,12
Cb + Ta.....	0,81	0,67	0,67	1,16
(Ni).....	15,55	14,05	13,17	12,67
(Cr).....	20,35	20,24	20,90	22,90
δ % (SCHAEFFLER)	Ostenit	2	7	13
SEFERIAN Formülü (Cr) _e	21,2	19,7	18,95	18,50
δ %.....	Ostenit	1,5	6	13

Ana metali ve elektrodları temsil eden noktalar Şekil 33'deki SCHAEFFLER diagramına yerleştirilmiş ve ferrit yüzdeleri belirlenmiştir. Diğer yandan ferrit yüzdeleri bu bölümün başında belirtilen formülle de hesaplanmış ve bulunan değerler SCHAEFFLER Diagramının verdiği değerlerle karşılaştırılarak aralarındaki bağlantı incelenmiştir.

PUZAK bu konuda iki farklı deney yapmış, birincisinde 25 mm kalınlığında ve gerilim altındaki parçaların üstüne dikiş çekmiş ikincisinde ise kalın parçaları birbirleriyle birleştirmiştir.

Birinci deney ana metalin çatlama hassasiyetini belirlerken ikinci deney erimiş bölgedeki çatlak problemlerini açığa çıkarmaktadır.

PUZAK'ın bu deneylerden elde ettiği sonuçlar Tablo 9 ve Tablo 10'da yer almaktadır.

Tablo 9 - Ark Dikişi Deneyi (Puzak)

Temsili Nokta	Ana Metal	SCHAEFFLER'e Göre Ana Metaldeki Ferrit (%)	Katkı Elementi İçermeyen Metaldeki Direkt Erime (Çatlak Yüzdesi)	% 7 δ İçeren Elektrodlarla Atılan Dikiş	% 13 δ İçeren Elektrodlarla Atılan Dikiş
<i>D</i>	304 St.	4 %	Çizgiler (3 %)		
<i>E</i>	304 Düşük C	7 %	Çizgiler (3 %)		
<i>A</i>	347 St.	0	Orta (14 %)	Çizgiler (1 %)	Çizgiler (1 %)
<i>C</i>	347 Düşük C	0	Çok Fazla (90 %)	Fazla (46 %)	Az (8 %)
<i>B</i>	347 Düşük C Yüksek Cb	0	Çok Fazla (89 %)	Az (8 %)	Çizgiler (2 %)

Tablo 10 - Birleştirme Deneyi Sonuçları (Puzak)

Temsili Nokta	Ana Metal	Ana Metalin Tane Büyükliği	1 nolu Elektrodla Birleştirme		2 nolu Elektrodla Birleştirme 2 % 8		3 nolu Elektrodla Birleştirme 7 % 8	
			Ana Metal	Erimiş Bölge	Ana Metal	Erimiş Bölge	Ana Metal	Erimiş Bölge
D	304 St.	İnce	Yok	Yok	Yok	Yok	Yok	Yok
E	304 Düşük C	İnce	Yok	Yok	Yok	Yok	Yok	Yok
A	347 St.	Yönlendirilmiş Tane	18 % (b)	10 % (b)	19 % (c)	1 % (c)	16 % (c)	4 % (c)
A	347 St.	İnce	Yok	Yok	—	—	—	—
C	347 Düşük C	İnce	48 % (c)	38 % (b) (a)	41 % (c)	26 % (c)	45 % (c)	11 % (c)
B	347 Düşük C	Yönlendirilmiş Tane	52 (b)	51 (b)	—	—	70 (c)	16 (c)
B	347 Yüksek Cb	İnce	71 (c)	69 (c)	37 (c)	25 (c)	47 (c)	6 (c)
C	347	Yönlendirilmiş Tane	39 % (b)	25 % (b) (a)	—	—	45 (c)	13 (c)

a) Uzunlamasına çatlak

b) 30 kez büyütme ile görülen büyük mikro çatlaklar

c) 125 kez büyütme ile görülen ince mikro çatlaklar

Metal üzerindeki kaynak dikişi ile yapılan deney % 4-7 oranında ferrit içeren çeliklerin çatlamaya karşı hassas olmadığını göstermiştir. Buna karşın yapıda hiç ferrit olmaması halinde çatlama hassasiyeti A noktasından C noktasına doğru artış göstermektedir (Şekil 33).

İki fazlı bir erimiş metal veren elektrodlarla gerçekleştirilen kaynak dikişlerinin çatlama dirençleri yüksektir. Örneğin % 7 ferrit veren elektrodların kullanılması halinde çatlak miktarı yarı yarıya azalmakta ve % 13 ferritli yapılarda çatlama hassasiyeti sadece % 8 ferrit içeren yapılar-daki kadar olmaktadır.

Birleştirme şeklinde gerçekleştirilen deneylerden elde edilen sonuçlar (Tablo 10) SCHAEFFLER Diagramına dayanarak geliştirilen tahminleri doğrulamaktadır.

Şekil 33'deki hiç ferrit içermeyen A çeliği iç yapısındaki tane büyümesi ve yönlenmesi ile çatlama gösterirken tam ostenitik yapıdaki B (düşük karbonlu ve % 1 kolombiumlu) ve C (düşük karbonlu ve düşük kolombiumlu) çelikleri çatlama karşı çok hassastırlar. D ve E noktalarında yer alan % 4-7 ferrit içeren çeliklerde ise hiçbir çatlama rastlanmamıştır.



BÖLÜM 8- SU ALMA EĞİLİMİ YÜKSEK ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETİ

Bütün özel konstrüksiyon çeliklerinin kaynak kabiliyetini bir bölüm içinde incelemek mümkün değildir. BÖLÜM 2’de, çeliğe çeşitli özellikler kazandıran katkı elementlerinin su alma eğilimini ve bunun sonucunda da sertlikte artışa neden olarak çatlama riskini ne oranda yükselttiğine değinilmişti. Diğer yandan hidrojen varlığının, gerek bölgesel gerilmeler gerekse bağlantı sırasında oluşan çekme gerilmelerinin etkisi altında kaynak dikişinde kırılganlığa karşı hassasiyeti yüksek bölgelerin oluşumunu arttırdığı da bilinmektedir.

Özel çeliklerin su alma eğilimleri arttıkça 2 önemli konu devreye girer: Bunlar

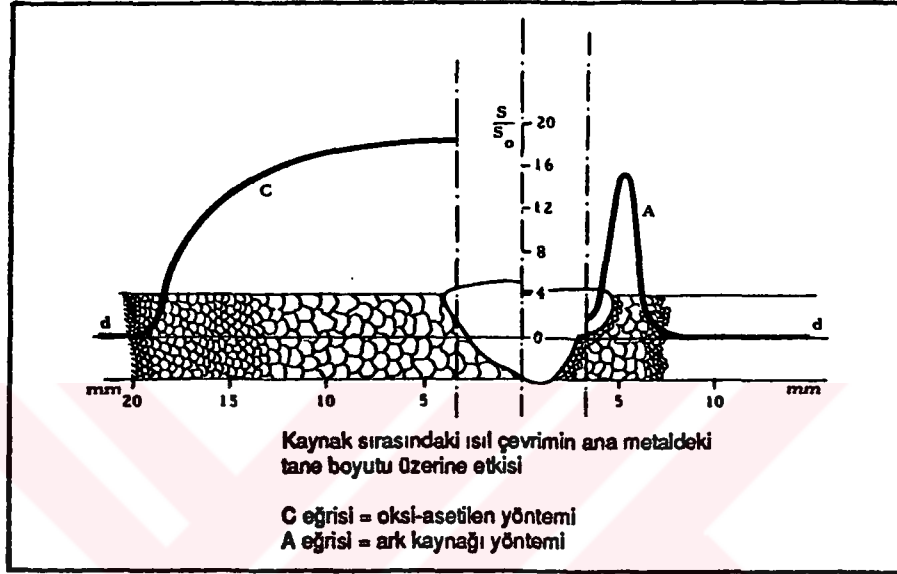
- Ön tav sıcaklığı,
- Düşük hidrojen seviyeli bazik karakterli örtüye sahip elektrodların kullanılmasıdır.

Çeliğin su alma eğiliminin çok yüksek olduğu hallerde, dönüşüm bölgesinde kırılğan bir yapı oluşması nedeniyle yukarıda önerilen maddeler yetersiz kalacağından problem yeni bir görünüm altında ele alınmalıdır.

8.1. Su Alabilen Çelikler Arasındaki Farklı Bağlantılar

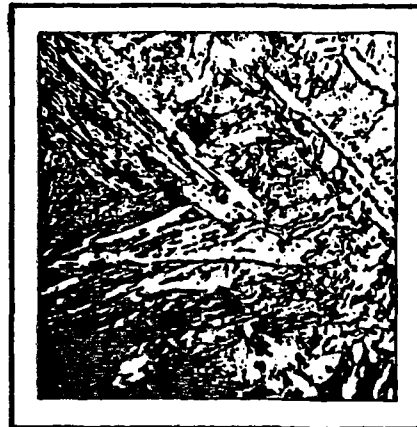
Havada sertleşebilen çeliklerin metalurjik açıdan kaynak edilebilirlikleri bu çeliklerin yüksek derecede su alabilme özelliğine sahip olmaları ve sertleşme derinliğinin fazlalığı nedeniyle zordur.

Kalınlığı 4 mm. olan bir sacda, kaynak dikişinin her iki yanında da oksii-asetilen kaynağında 30 mm, ark kaynağında ise 10 mm genişliğindeki bir hat boyunca iç yapıdaki tane boyutlarının değişmesi ile oluşan bir dönüşüm bölgesi ortaya çıkmaktadır (Şekil 38).

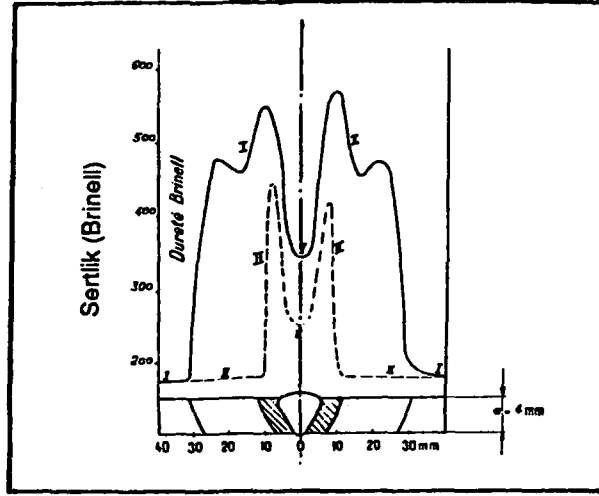


Şekil 38 : 4 mm kalınlığındaki bir sac üzerinde gerçekleştirilen ark kaynağı ve oksii-asetilen kaynağı işleminde dikişe komşu bölgede oluşan içyapı değişimleri

Martenzitik yapıya sahip dönüşüm bölgesinin (Şekil 39) sertliği oksii-asetilen kaynağı için 500 HB'yi geçerken bu değer elektrik ark kaynağı uygulamalarında 400 HB'dir (Şekil 40).



Şekil 39 : Ark kaynağında aşırı ısınmış bölgedeki ostenitik-martenzitik yapı. Sertlik 475 Brinell olup, ana metalin kimyasal analizi C=% 0,22 Ni=% 4,3 Cr=% 1,2 Mo=% 0,32'dir.



Şekil 40 : Havada sertleşebilen bir çeliğin kaynaklı bağlantısında dikişe komşu bölgedeki sertlik değerleri.

I nolu eğri = Oksi-asetilen kaynağı

II nolu eğri = Ark kaynağı

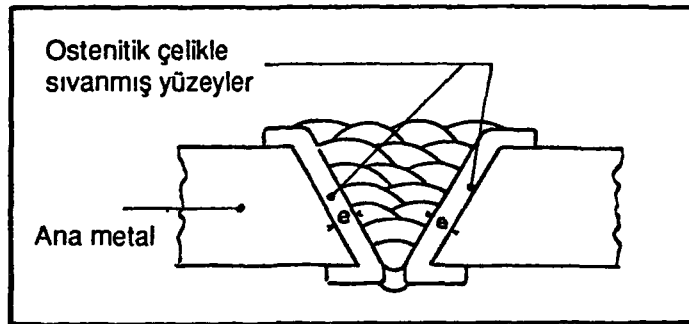
Ana metal C = % 0,22 Ni = % 4,3 Cr = % 1,2 Mo = % 0,32

Parça Kalınlığı (e) = 4 mm

Oksi-asetilen kaynağı uygulaması, eriyen bölgeye yaklaşık 20 mm mesafedeki alanda, $A_1 - A_3$ sıcaklıkları arasında, su vermeyi izleyen hafif bir temperleme etkisi yaratır ki bu da sözkonusu bölgenin sertliğinde bir miktar azalmaya yol açar.

Havada su alabilen yüksek sertliğe sahip zırh çeliklerinin kaynak kabiliyetleri 1937'den beri sık sık gündeme gelmektedir.

Uluslararası Kaynak Enstitüsü, bu konuda "Tampon Tabaka ile Sıvama Yöntemi" denilen bir bağlantı metodu önermektedir (Şekil 41).



Şekil 41 : : Tampon tabaka ile sıva yöntemi uygulanarak gerçekleştirilmiş bir bağlantı.

Bu metodun esası, birleştirilmesi düşünölen metallerin bağlantı yüzeylerinin nikel veya monel türü bir malzeme ile ya da ostenitik çelik gibi dönüşüm noktası olmayan bir çelikle tabaka şeklinde sıvanmasıdır. Bu tabakanın kalınlığı ise en az ana metalin dönüşüm bölgesinin genişliğine eşit olmalıdır. Sıvama işleminden sonra parçalar, tampondaki tüm dönüşüm izlerini yokedeabilmek amacıyla asıl bağlantıdan önce ısıtılma işlemine tabi tutulurlar. Bağlantı ise yığılan tampon tabakanın üstüne sıvama işleminde kullanılan metalle hemen hemen aynı türde bir malzeme ile gerçekleştirilir. Bağlantı işlemi sırasında meydana gelen dönüşümler önceden sıvanan tampon bölgede sınırlı kalır ve böylece ana metalin su alarak kırılğan bir yapıya bürünmesi önlenmiş olur.

8.2. Farklı Bağlantıların Avantaj ve Dezavantajları.

Hidrojenin çelik içerisindeki çözünebilirliğine ait eğriler ostenitin 100 g'da 6-10 cm³ oranında hidrojeni absorbe etmeye elverişli olduğunu göstermektedir. Oysa bazik karakterli örtüye sahip elektrodlar 100 g'da 4-6 cm³ hidrojen yaydığı için benzemez bağlantının erimiş bölgesini oluşturan ostenitik çelik bölgede hidrojen kolayca çözünebilmektedir.

Benzemez bağlantılarda çoğu zaman 2 önemli problem ortaya çıkmaktadır.

- 1) Uygun elektrod seçimini zorunlu kılan sıcak çatlama eğilimi,
- 2) Ferritik çelikteki elementlerin, özellikle ana metaldeki karbonun bağlantı bölgesine doğru yayılması sonucu oluşan ara fazlar.

Bunlardan birincisi elektrodun kalitesini belirlerken, ikincisi kaynatılan parçanın kullanım sahasını sınırlar.

BÖLÜM 7’de belirtildiği gibi ostenitik bölgenin çatlama hassasiyeti ostenitte ferrit bulunmasına ya da bulunmamasına bağlıdır. Bilindiği gibi SCHAEFFLER Diagramı, benzemez bağlantılarda, ostenitik elektrod seçimi konusunda kullanıcıya yol göstermektedir.

Farklı bağlantıların bir diğer avantajı, ön tav uygulamasının, en azından yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen ön tav uygulamalarının ortadan kalkmasıdır.

Ostenitik Elektrodların Seçilmesi

Günümüze kadar bu konuda birçok çalışma gerçekleştirilmiş ve bunlardan SCHAEFFLER tarafından geliştirilen yöntem en yaygın olarak kullanılanı olmuştur. SCHAEFFLER, çalışmalarında ana metal ile eriyen ostenitik bölgedeki seyrelmeyi esas almaktadır.

Şekil 42’deki SCHAEFFLER Diagramında havada su alabilen ferritik çeliğe ait nokta martenzitik bölgede bulunup X harfi ile belirlenmiştir. Bu çeliğin kimyasal analizi aşağıda verilmektedir.

Karbon	% 0,25-0,30
Manganez	% 0,70
Silisyum	% 0,30
Nikel.....	% 2,5-3,5
Krom.....	% 1
Molibden	% 0,2-0,3

Ferritik çeliğe ait X noktasının koordinatları, ostenitik çeliklerdeki Cr ve Ni eşdeğerlerinin hesaplanmasında kullanılan formüllerle bulunur.

Eğer, OX çizgisinin altında bulunan, % 15 ferrit içeren ve Y'noktası ile gösterilen türde bir elektrod seçilirse, % 15'lik bir seyrelme martenzit çizgileri içeren 3 fazlı bir bölgenin ortaya çıkması için yeterlidir. Aynı seyrelme değeri için Y alaşımının ulaştığı ferritik faz daha dengelidir. Buna karşın bağlantı bölgesinde kırılğan yapı oluşumu OX doğrusunun altında bulunan Y'alaşımı için daha kritik düzeydedir.

SCHAEFFLER Diagramından elde edilen bu bilgiler, temsili noktaları OX doğrusunun üstünde bulunan ostenitik tip elektrodların seçilmesi halinde daha sağlıklı sonuçların elde edileceğini göstermektedir. Gerçekte aynı ferrit miktarları için bu elektrodların seyrelme oranları, ostenit + ferrit fazının daha dengeli olması nedeniyle en yüksek düzeyde tutulabilir.

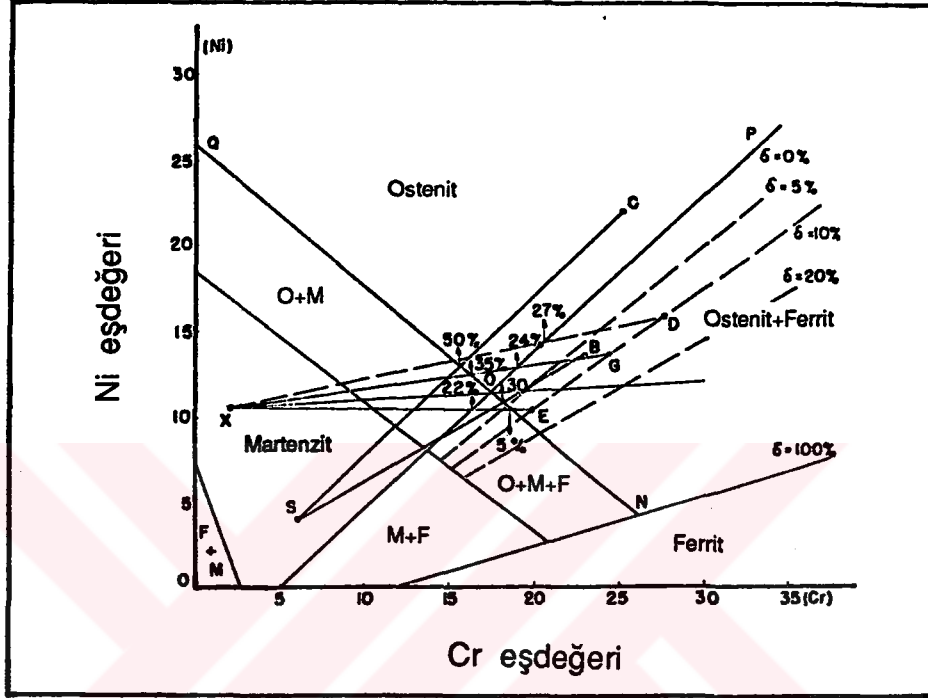
Y' alaşımı için, ferritteki % 8'lik artışa karşılık gelen Y" noktası seyrelmenin % 10 kadar daha fazla olmasına imkan tanır. Aynı sonuca ulaşmak için ise Y alaşımına ait ferrit seviyesinin % 2 arttırılması yeterlidir. Ostenitteki ferrit oranı artışının belli seviyelerden sonra ostenitin şekil değiştirme kapasitesi üzerindeki olumsuz etkileri düşünüldüğünde Y alaşımının sağladığı avantajlar daha iyi anlaşılmaktadır.

% 20'lik bir seyrelme kapasitesine sahip olan ve % 8 ferrit içeren OX doğrusu üzerindeki E noktasına ait ferrit % 2 kadar arttırılırsa (Z" noktası) seyrelme % 25'e kadar yükselir. Eğer X noktasının başlangıçtaki yeri değişirse çatlamayan, sağlıklı bir bağlantı verebilecek olan elektrodun yeniden belirlenmesi gerekmektedir.

İki fazlı bir yapının elde edilmesi çoğu zaman yeterli değildir. Yığılan metal başka kimyasal şartları da yerine getirmelidir. Örneğin, karbon oranı % 0,10'un, silisyum konsantrasyonu ise % 0,6'nın altında olmalıdır. Bazı literatürler, kolombiyumun ferrit dengeleyici etkisine rağmen bu elementin erimiş metalin çatlama hassasiyetini arttırdığını söylemektedir.

Seyrelmenin seviyesi, kaynak edilen parçaların kalınlığına, kaynağın uygulanış şekline ve bilinen pratik kaynak faktörlerine bağlı olup özellikle kök pasolarda daha da belirginleşmektedir.

ÖRNEK UYGULAMA - Şekil 43'deki SCHAEFFLER Diagramında 5 Cr/0,5 Mo'li çelik martenzitik bölgeye düşen S noktasında yer almaktadır.



Şekil 43 : % 4-6 Cr içeren yarı ısıya dayanıklı çeliklerin benzemez birleştirme işlemlerini gösteren SCHAEFFLER Diagramı

20 Cr/10 Ni/3 Mo'li ostenitik tip elektrod B noktasında bulunup kimyasal analizi gereği % 7 ferrit içeren iki fazlı bir yapıya sahiptir.

25 Cr/20 Ni'li elektrod ise C noktasında bulunurken tamamen ostenitik yapıdadır. SB doğrusu % 30'luk bir seyrelmeyle 0 noktasının yakınından geçmekte olup çatlaksız bir bağlantı elde edilebilmektedir. Yapılan deneyler bu tahminlerin doğruluğunu kanıtlamıştır. Bu tür bir bağlantıdaki bağlantı bölgesinin içyapı görünümü şekil 44'de yer almaktadır. Yapı tamamen ostenittir ve seyrelmenin hissedilir bir şekilde arttığı kök pasoya ait bağlantı bölgesinde ise bir miktar martenzit belirmiştir (Şekil 45).

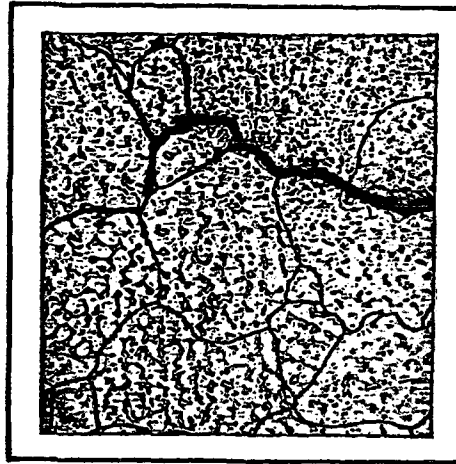


Şekil 44 : Ark kaynağı yöntemi uygulanmış saf ostenitik yapıya sahip bir farklı bağlantı bölgesi Ana metal su alma özelliğine sahip olup kaynak işleminde 20 Cr/10 Ni/3Mo'li bir elektrod kullanılmıştır. Seyrelme oranı % 30'dur.



Şekil 45 : Bağlantı şekil 44'dekinin aynısı olup kaynak ağzının dip kısımlarında oluşan martenzit hattı görülmektedir.

Eğer S noktasını ostenitik yapıdaki C noktası ile birleştirecek olursak % 50'ye kadarki seyrelme oranlarında, bağlantı bölgesi erime bölgesinde olduğu gibi tamamen ostenitik alana rastlar. Bu yapı özellikle sıcak çatlamalara karşı duyarlıdır ve bu tür birleştirmelerde erimiş bölgede mikro-çatlaklara rastlanmıştır (Şekil 46).



Şekil 46 : Benzemez bir bağlantıda 25 Cr/20 Ni'li bir elektrod kullanılması ile oluşan erime bölgesi. Mikro-çatlaklar ostenit ağı boyunca yer almaktadır.

Havada sertleşebilen ve şekil 43'de X noktası ile temsil edilen çeliğin ostenitik elektrodlarla birleştirilmesini ele alacak olursak daha farklı seyrelme oranlarıyla karşılaşırız.

% 10 ferrit içeren ostenitik yapıdaki bir elektrod SCHAEFFLER Diagramında D noktası ile temsil edilmektedir. Bu elektrodu temsil eden D noktası ile ana metali temsil eden X noktasının birleştirilmesi sonucu oluşan XD doğrusu OX doğrusunun üstünde olup % 27'ye kadarki seyrelme oranlarında ostenit ve bir miktar ferrit içeren bağlantı bölgeleri verir. Gerçekleştirilen deneyler bu tür bir bağlantının çatlaklardan uzak olduğunu göstermiştir.

% 10 ferrit içeren bir diğer elektrod da 18 Cr/8 Ni'li olup E noktasında yer almaktadır.

$$(Cr)_{eş} = 20 \quad (Ni)_{eş} = 10,5$$

Bu elektrod % 5 seyrelmeden sonra bağlantı bölgesinde martenzit oluşmasına neden olur. Bu hipotez, büyük martenzit ağlarını ostenit zeminde görünür kılan mikrografik muayene ile doğrulanmaktadır (Şekil 47).



Şekil 47 : a-Farklı bir bağlantıda bağlantı bölgesinde martenzit oluşumu
b-Martenzitik yapının detay görüntüsü.

Bazı durumlarda saf ostenit yapı, özellikle gerilme etkisi altında, bağlantı bölgesinde çatlamaya neden olabilir. Şekil 48 bu tür bir bağlantı bölgesine ait çatlamayı göstermektedir.



Şekil 48 : Havada su alabilen bir çeliğin 20Cr/10Ni/3Mo'li elektrodla kaynağı. Bağlantı bölgesinde, ostenitik-ferritik yapı yerini çatlak oluşumuna müsait ostenitik bir yapıya terketmiştir.

R,D tipi ve rijit açılı kaynaklı bağlantılarda aşağıda analizi verilen ostenitik elektrod istenilen sonucu vermektedir.

Karbon	% 0,07
Mangan	% 1,16
Silisyum	% 0,42
Krom.....	% 20,5
Nikel.....	% 10,2
Molibden	% 3,3

Buna göre

$$(Ni)_{eş} = \% 13 \quad (Cr)_{eş} = 24,4'dür.$$

Üzeri paslanmaz kaplı çeliklerin birleştirilmesi ya % 5-10 ferrit içeren ve şekil 49'daki diagramda C noktası ile gösterilen ostenitik yapıdaki elektrodlarla ya da D noktasında yeralan 25 Cr/12 Ni'li yüksek sıcaklık dayanımına sahip elektrodlarla gerçekleştirilir. Ayrıca 25 Cr/20 Ni'li ve E noktasında yeralan tamamen ostenitik yapıya sahip ürünler de kullanılabilir.

Kaplama metalinin kalınlığı genellikle toplam kalınlığın % 10'u kadar olup bağlantı bölgesinde, A ana metal ve B kaplama metali arasında eşit oranda bir seyrelme olduğu söylenebilir. Eğer C noktasını ana metalle kaplama metalinin % 50 oranında seyreltiği M noktasına birleştirecek olursak kaynak metalinin (burada elektrodun) % 25 oranında seyrelmesi halinde bağlantı bölgesinde martenzit oluştuğu ortaya çıkar.

% 5 ferrit içeren 25 Cr/12 Ni'li ostenitik elektrodlar (D noktası) ostenitik bölgeyi yakalamak için % 30, martenzitik oluşumu için ise % 55 oranında bir seyrelme gerektiğinden dolayı daha uygundur.

Yüksek sıcaklık dayanımına sahip tamamen ostenitik yapıdaki 25 Cr/20 Ni'li elektrodların da kaynak ve bağlantı bölgesi % 55 oranında seyrelmeye kadar ostenitik alanda kalmakta ancak bu durumda, erimiş metalde tamamen ostenitik yapıdan dolayı sıcak çatlama riski ortaya çıkabilmektedir.

SCHAEFFLER Diagramına göre, incelenen bu 3 elektrod arasında, ısıya dayanıklı 25 Cr/12 Ni'li elektrodlar, gerek kaynak dikişinde gerekse bağlantı bölgesinde çatlak oluşumunu engellemeleri açısından en iyi özelliklere sahip olanıdır.

BÖLÜM 9- FARKLI FERRİTİK ÇELİKLERİN KAYNAĞI

Farklı ferritik çeliklerin birbirleriyle birleştirilmesi sırasında ortaya çıkan problemler çözülemez ağırlıklı değildir. Ancak yine de çatlama riskini ve gereksiz yere özel dolgu malzemeleri kullanımını önlemek amacıyla aşağıda belirtilen esaslara dikkat edilmesi gerekmektedir.

- a) Yöntem seçimi
- b) Dolgu malzemesinin belirlenmesi
- c) Kaynak işlemi
- d) Isıl işlem

9.1. Yöntem Seçimi:

Birleştirilecek çeliklerden birinin kimyasal bileşimi çatlama riskini arttıracak ya da kaynak metalinin özelliklerini kötü yönde etkileyecek durumda ise göreceli küçük metalsel banyolu bir kaynak yönteminin seçilmesi gerekmektedir. En çok incelenen iki çelik türü orta ve yüksek karbonlu çelikler olup örneğin mühendislik çelikleri ve yüksek kükürt içeren otomat çelikleri bu gruba girmektedir.

Yüksek karbonlu çeliklerde; tozaltı kaynağı, elektrocüruf ve MIG (sprey ark) kaynak yöntemleri yüksek seyrelme seviyelerine neden oldukları için kaynak metalindeki karbon miktarının yükselmesine yol açar. Bunun sonucunda sıcak kırılganlık riski artmakta ve kaynak metalindeki hidrojen çatlağı olasılığı ortaya çıkmaktadır. Benzer şekilde otomat çeliklerindeki kükürt eğer kaynak metalinde yüksek seviyelerde seyreliyor-

sa sıcak kırılma riski yine artar. Bu tür çeliklerin kaynağı için önerilen kaynak yöntemi düşük akım seviyelerinde kullanılan bazik elektrodla MMA* kaynağıdır. Düşük akım seviyesi zararlı seyrilmeyi azaltmakta, bazik örtü ise kaynak dikişindeki kükürt içeriğini düşürmektedir.

Her iki çeliğin kaynağında da kaynağı daha zor olan çeliğe ön kaplama yönteminin uygulanması problemi büyük ölçüde azaltabilmektedir.

Ön kaplama yöntemi

Kaynak kabiliyeti az olan çeliklerin ön kaplama adı verilen bir teknik kullanılarak kaynak edilmesiyle oldukça başarılı uygulamalar elde edilmiştir. Bu işlemin temelinde kaynak ağzının, dönüşüme uğrayan bölgeden (ki bu bölge genelde IEAB'dır) daha kalın ve yumuşak çelikten bir tabaka ile örtülmesidir. Bu yöntem genellikle serbest saclara uygulandığı için istenmeyen gerilmeler oluşmamakta ve prensipte çatlaklarla karşılaşmamaktadır. Birleştirme işlemi ise yumuşak çelik tampon üzerine yüksek mukavemete sahip bir elektrod ile gerçekleştirilir. Bu yöntem sayesinde kaynağı zor olan çeliğe ön kaplama işlemi uygulandıktan sonra diğer pasolar daha yüksek akım seviyelerinde gerçekleştirilebilmektedir.

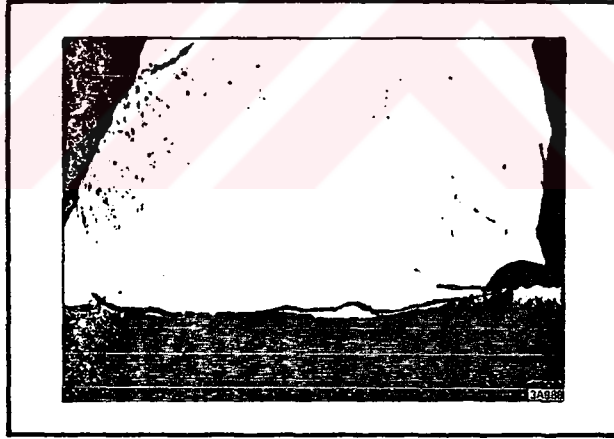
9.2. Dolgu malzemesinin seçimi:

Bazı özel durumların dışında, dolgu malzemesinin mukavemeti çeliklerden düşük mukavemetlisine uygun olacak şekilde seçilmelidir. Bağlantıda bundan daha yüksek bir mukavemete gerek duyulmaz ve mukavemeti daha yüksek bir kaynak metalinin kullanılması çatlama riskini, özellikle kaynak metalinde hidrojen çatlağı riskini kaçınılmaz şekilde arttırır. Çatlama riskini en aza indirmek ve daha yüksek bir tokluk sağlamak için düşük hidrojenli bazik elektrodlar kullanılarak MMA kaynağı uygulanmalıdır. Yumuşak çelikler ya da çekme dayanımı 500 N/mm²'ye kadar olan C-Mn çeliklerinin MMA kaynağı için E7016 veya E7018 elektrodları uygun olup bunlar mukavemet değeri daha yüksek çeliklerin birleştirilmesinde kullanı-

*MMA: Örtülü elektrodla ark kaynağı

lan ve daha yüksek dayanımlı kaynak metali veren elektrod tiplerinden daha düşük maliyetlidir. Bu duruma uymayan tek uygulama, ferritik elektrodların kullanıldığı ve normalleştirme ya da sertleştirme gerektiren bağlantılarda bu işlemler sonucunda kaynak metalinde mukavemet kaybı olan uygulamalardır. Bu tür uygulamalarda eğer bazı ısı işlemleri yapılmışsa ısı işlem sonrası bağlantının mukavemetinin uygun olup olmadığı veya özel dolgu malzemelerine ihtiyaç duyulup duyulmadığının belirlenmesi amacıyla testler yapılmalıdır.

Orta ya da yüksek karbonlu çeliklerin kaynağında ön ısıtma işlemini ve elektrodun kurutma gereksinimlerini azaltmak amacıyla yaklaşık 750 daN/mm² çekme mukavemetine sahip ostenitik tip elektrodlar sık olarak kullanılır. Şekil 50'de görüldüğü gibi bazı elektrodlar hidrojen çatlağına neden olurken karbon içeriğinin % 0,3'ü geçtiği çeliklerde çoğu zaman yaklaşık 150° C gibi bir ön ısıtma yapılması gerekir.



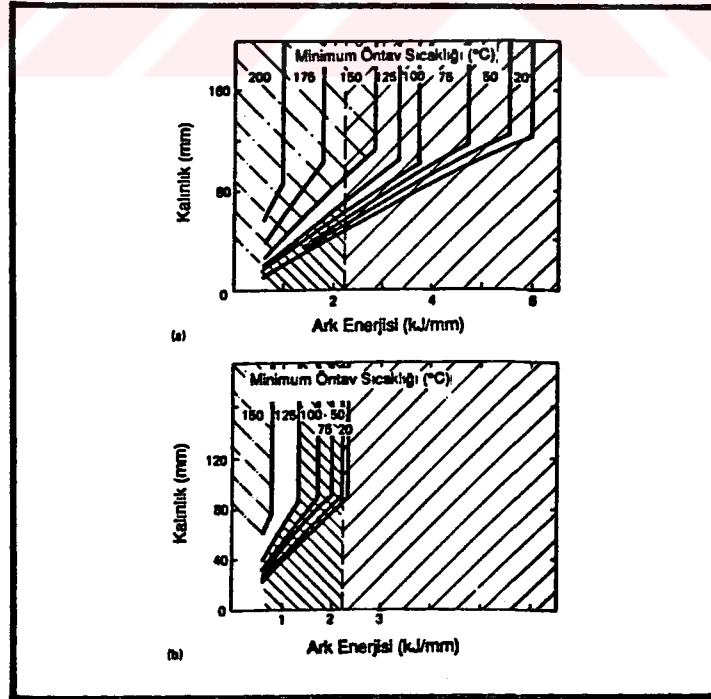
Şekil 50 : Ostenitik dolgu malzemesi ile kaynak edilmiş orta karbonlu düşük alaşımlı bir çeliğe ait erime sınır bölgesi. Kaynak dikişinin hemen sınırındaki hidrojen çatlağı görülmektedir.

9.3. Kaynak İşleminin Seçimi:

Normal şartlarda, dolgu malzemesi mukavemetinin kaynak edilecek iki çelikten daha zayıf olanına uyacak şekilde seçilmesine rağmen kaynak yöntemi bu iki çelikten daha çok çatlak ihtimali yaratabilecek olanına

yani daha mukavemetli olanına göre seçilmelidir. Aynı zamanda her iki çeliğin de IEAB'sindeki tokluklarını koruyacak şekilde bir ön ısıtma, pasolararası sıcaklık ve ısı girdisinde bazı sınırlamaları dikkate almak gerekmektedir.

Maksimum karbon eşdeğeri 0,49 olan bir C-Mn çeliği ile düşük alaşımlı yüksek mukavemetli (800 N/mm^2) çeliğin kaynağında bazı problemler ortaya çıkabilir. Hidrojen çatlağını önlemek için C-Mn çeliği yüksek mukavemetli çeliğin gerektirdikleri de dikkate alınarak kaynak edilmiştir. Bu işlem sırasında öntav sıcaklığı 120°C 'ı geçmemiş, pasolararası sıcaklık 150°C ile sınırlanmış ve ısı girdisinin $2,2 \text{ kJ/mm}$ 'yi aşmaması sağlanmıştır. Orta seviyede hidrojen içeren dolgu malzemeleri ile örneğin nispeten kötü koşullarda ve kurutulmamış bazik karakterli MMA elektrodları ile yaklaşık 80 mm 'yi geçen bağlantı kalınlıklarında güvenli bir kaynak işlemi seçmek mümkün değildir (Şekil 51-a). Bu durum, özellikle C-Mn çeliğinin gerektirdiği 150°C 'ı aşan ön ısıtma ya da $2,2 \text{ kJ/mm}$ 'den daha yüksek ısı girdisi ile yapılan kaynak koşullarının sağlanamaması nedeninden kaynaklanmaktadır.



Şekil 51 : % 0,49 C'lu çeliğin yüksek mukavemetli (800 N/mm^2) çeliğe kaynağı. Yüksek mukavemetli çelik için pasolar arası sıcaklık ve ısı girdisi bölgeleri.
a) Orta seviyede hidrojen içeren elektrod
b) Çok düşük hidrojen içeren elektrod.

Çok düşük hidrojen içeren dolgu malzemeleri kullanılarak (Şekil 51-b) C-Mn çeliği tüm kalınlıklarda ve yüksek mukavemetli çeliğe de uygun olacak şekilde çok düşük ısı girdisiyle emniyetli bir şekilde kaynak edilebilmektedir.

9.4. Isıl İşlemin Seçimi:

Farklı kimyasal bileşimde olan ferritik çelikler arasındaki bağlantıların, kaynak sonrası ısıl işlemleri sırasında uygun bir gerilim giderme işlemi gerçekleştirmek ya da çeliklerden birinin sürünme direnci ve tokluğunu olumsuz yönde etkileyebilecek sert bir IEAB'yi temperlemek amaçlanır. İki çeliğin maksimum kaynak sonrası ısıl işlem sıcaklıkları arasındaki farklılık 20° C'dan fazla değilse bir uyum sözkonusudur. Bu konu ile ilgili olarak basınçlı kap çeliklerinin kaynak sonrası ısıl işlemleri ile ilgili bilgiler Tablo 11'de belirtilmiştir.

Tablo 11 - Basınçlı Kap Çeliklerinin Isıl İşlem Aralıkları

Çelik Türü	Norm BS 1501-4	Gerilme Giderme Tavlama (°C)
C	151, 161, 164	580-620
C-Mn	223, 224, 225	
3%Ni	503	
C-½Mo	245	630-670
Mn-Cr-Mo-V	271, 281, 282	
1Cr-½Mo*	620	
1½Cr-½Mo*	621	
2½Cr-1Mo†	622	
1Cr-½Mo†	620	650-700
1½Cr-½Mo†	621	
½Cr-½Mo-½V	660	680-720
2½Cr-1Mo*	622	
2½Cr-1Mo†	622	710-750
5Cr-½Mo	625	

* Optimum yüksek sıcaklık özellikleri için

+ En yüksek mukavemet için

† En fazla yumuşama için.

BS 1501-224 kalite bir C-Mn çeliği ile BS 1504-245 kalite bir C/0,5 Mo çeliği arasındaki bağlantının ısıl işleminde bağlantının C/0,5 Mo tarafı daha büyük önem taşır. C/0,5 Mo çeliğinin kaynak sonrası ısıl işlem alt limit sıcaklığı C-Mn çeliğinkinin üst limitinden sadece 10° C yüksek-

tir. Bu nedenle amaçlanan ısıtım işlem sıcaklığı C/0,5 Mo'nun alt limit sınırına doğru 640° C olacak şekilde seçilecektir. Eğer C/0,5 Mo ile 1 Cr/0,5 Mo çelikleri kaynak edilecekse ısıtım işlem sıcaklığı her iki çeliğin de ısıtım işlem sıcaklık aralığının dışına çıkmadan 660° C olarak seçilebilir.

Cr-Mo'li basınçlı kap çeliklerinin yumuşak çeliğe veya yüksek mukavemetli su verilmiş ve temperlenmiş çeliklere kaynağında düşük temperleme sıcaklıkları kullanılır. Bu tür çeliklerin kaynak sonrası ısıtım işlem sıcaklıkları arasında büyük farklılıklar vardır.

700° C gibi yüksek temperleme sıcaklığına sahip 5 Cr/0,5 Mo çeliklerine yumuşak çelikten bir ön kaplama tabakası uygulandığında kaynak sonrası uygulanan ısıtım işlem sonucunda aşırı derecede yumuşama görülecektir. Pratikte bu durum çok önemli değildir. Çünkü ilk kaplama tabakasında ana metalden Cr ve Mo seyrelmesi olacak ve bu bölge temperleme işlemi sonrası yeterince mukavemetli kalacaktır.

İkinci kaplama tabakası da yine bir miktar krom içerecektir. Cr kalıntılarının çoğu yeniden ostenite dönüşecek ve kaynağın kendisi bir IEAB olacaktır.

Yüksek mukavemetli su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin kaynağında herhangi bir kaynak sonrası ısıtım işlem uygulamasında çeliğin temperleme sıcaklığının aşılmasına özen gösterilmelidir.

Sonuç olarak, ostenitik elektrodların hidrojen çatlağı riskini azaltmalarına karşın daha yumuşak bir IEAB vermediklerini unutmamak gereklidir. IEAB ısıtım işlem sırasında temperlenerek yumuşatılabilir ancak ostenitik kaynak metalinin ve ferritik ana metalin ısıtım genleşme katsayıları arasındaki farklılık nedeniyle verimli bir gerilim giderme işlemi gerçekleştirilemez. Tüm bunlar gerçekleştirilirken seçilen ısıtım işlemin sigma fazı çökmesine neden olarak kaynak metaline zarar vermemesi için gerekli önlemler alınmalıdır.

BÖLÜM 10- DÖKME DEMİRLERİN ÇELİKLERLE KAYNAĞI

Nikel esaslı örtülü elektrodlarla gerçekleştirilen ark kaynağı yöntemi (MMA), dökme demirlerin kaynağında oldukça sık kullanılmaktadır. Bu elektrodların verdiği kaynak dikişleri, parçaya ön tav vermeden gerçekleştirilen uygulamalarda bile kolayca işlenebilmektedir.

Örtülü elektrodlarla ark kaynağı yöntemi (MMA), oksii-asetilen kaynağı ile karşılaştırıldığında oldukça hızlıdır. AWS 5-15'de yer alan örtülü elektrodla ra ait çekme ve akma dayanımları hakkında kesin değerler vermek oldukça zor olup, bu dayanım değerleri Tablo 12'de gösterilen ürünler için, üretici firmalara bağı lı olarak farklılıklar göstermektedir (Tablo 13).

Tablo 12 : Dökme Demirlerin Kaynağında Kullanılan Örtülü Ark Kaynağı Elektrodlarına Ait Alaşım Yüzdele ri

AWS Grubu	C	Mn	Si	P	S	Fe	Ni	Mo	Cu	Al	Diğer
ENi-CI	2.0	2.5	4.0	—	0.03	8.0	85 min.	—	2.5	1.0	1.0
ENi-CI-A	2.0	2.5	4.0	—	0.03	8.0	85 min.	—	2.5	1.0-3.0	1.0
ENiFe-CI	2.0	2.5	4.0	—	0.03	Rem.	45-60	—	2.5	1.0	1.0
ENiFe-CI-A	2.0	2.5	4.0	—	0.03	Rem.	45-60	—	2.5	1.0-3.0	1.0
ENiFeMn-CI	2.0	10-14	1.0	—	0.03	Rem.	35-45	—	2.5	1.0	1.0
ENiCu-A	0.35-0.55	2.3	0.75	—	0.025	3.0-6.0	50-60	—	35-45	—	1.0
ENiCu-B	0.35-0.55	2.3	0.75	—	0.025	3.0-6.0	60-70	—	25-35	—	1.0

Tablo 13 : Dökme Demirlerin Kaynağında Kullanılan Örtülü Ark Kaynağı Elektrodlarına Ait Mekanik Özellikler

AWS Grubu	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Uzama 1=5d (%)	Sertlik (HB)
ENi-CI	276-448	262-414	3-6	135-218
ENi-CI-A	276-448	262-414	3-6	135-218
ENiFe-CI	400-579	296-434	6-18	165-218
ENiFe-CI-A	400-579	296-434	4-12	165-218
ENiFeMn-CI	517-655	414-483	10-18	165-210
ENiFeTJ-CI	448-552	276-379	12-20	150-165
ERNiFeMn-CI	517-689	448-552	15-35	165-210

10.1. Dökme demirlerin kaynağında kullanılan ilave malzemeler

ENi-CI (Nikel) grubu:

Bu gruba giren elektrodlar kır dökme demirlerin birbirleri ile ve diğer demir esaslı olan ya da olmayan metallerle birleştirilmesinde ve dökme demirlerin onarılması işlemlerinde kullanılır. Sağlıklı kaynak dikişleri, fosfor içeriği çok yüksek olmayan küçük ve orta büyüklükteki parçalarda gerçekleştirilen düşük gerilme değerine sahip bağlantılarda elde edilmektedir.

Saf nikelli elektrodların mukavemet değerleri ENiFe-CI grubuna oranla daha düşük olduğu için bunlar sadece yüksek seyrelme oranlarında bile maksimum işleme kabiliyeti istenen uygulamalarda kullanılmalı aksi halde ENiFe-CI grubu ürünler tercih edilmelidir. ENi-CI türü elektrodlar temper dökme demirlerde de kullanılırlar.

ENi-CI-A (Nikel) grubu:

Bu gruba giren ürünler ENi-CI grubu elektrodların kullanıldığı tüm uygulamalar için elverişlidir. ENi-CI-A grubu elektrodların örtüleri ENi-CI'e oranla daha fazla alüminyum içermekte olup bu sayede, oluşan cüruf tabakası ve akışkanlık gibi konularda çeşitli avantajlar sağlamaktadırlar. Bunların başında alüminyumun kaynak metali için alaşım elementi görevi görerek sürekliliği arttırması gelmektedir.

ENiFe-CI (Nikel Demir) grubu:

Bu gruptaki elektrodlar çeşitli türdeki dökme demir parçaların birbirleri ile, çeliklerle ya da demir dışı metallerle birleştirilmesinde ve dökme demirlerin onarılması işlemlerinde kullanılmaktadır. % 0.20'den daha fazla fosfor içeren dökümlerin kaynağında ENi-CI grubundaki elektrodlara oranla daha çok tercih edilirler. Bu gruba giren ürünlerle yapılan deneylerde, kalın, yüksek gerilimli ve yüksek mukavemetli dökme demirlerin kaynağında çok iyi sonuçların elde edildiği görülmüştür.

ENiFe-CI-A (Nikel-Demir) grubu:

Bu gruba giren ürünler ENiFe-CI grubu elektrodların kullanıldığı tüm uygulamalar için elverişlidir. ENiFe-CI-A grubu elektrodların örtüleri ENiFe-CI'e oranla daha fazla alüminyum içermekte olup bu sayede, oluşan cüruf tabakası ve akışkanlık gibi konularda çeşitli avantajlar sağlanmaktadır. Bunların başında alüminyumun kaynak metali için alaşım elementi görevi görerek sünekliliği arttırması gelmektedir.

ENiFeMn-CI (Nikel-Demir-Manganez) grubu:

Bu elektrodlar nikel-demir sistemine yaklaşık % 12 mangan ilavesi ile elden edilmiş olup, bu sayede kaynak metalinin çatlama direnci ve erimiş metalin akışkanlığı arttırılmıştır. Manganez aynı zamanda çekme dayanımı ve sünekliliği de yükseltmektedir. Elde edilen bu çekme dayanımı değeri küresel grafitli dökme demir üzerine ENiFe-CI grubundaki ürünlerle yapılan kaynak dikişinin verdiği mukavemete yakındır. ENiFeMn-CI grubu elektrodlar aşınma dayanımını arttırmak amacıyla dökme demir parçaların yüzeylerinin kaplanması işlemlerinde de kullanılmaktadır.

ENiCu-A ve ENiCu-B (Nikel - Bakır) grubu:

Bu gruba giren elektrodlar ENiFe-CI, ENiFe-CI-A ve ENiFeMn-CI grubu elektrodların kullanıldığı uygulamaların çoğunda kullanılmaktadır. Buna karşın bu elektrodlar, ana metalle yüksek oranda seyrelme yapıları durumunda çatlamalara neden olduğu için özellikle düşük nüfuziyet ile gerçekleştirilen uygulamalarda tercih edilmelidir.

10.2. Isının Etkisi Altında Kalan Bölgede Ortaya Çıkan Problemler

Dökme demir, yapısında % 1.7-4.5 karbon, % 3.5 silisyum, mangan, kükürt ve fosfor içeren bir FeC alaşımıdır. Dökme demirin özelliklerini arttırmak amacıyla nikel, molibden, krom, bakır ve titan gibi alaşım elementleri de yapıya katılmaktadır. Bu elementler içerisinde gerek dökme

demirin mekanik ve fiziksel özelliklerini büyük ölçüde belirleyen, gerekse kaynak kabiliyetini doğrudan etkileyen ana element karbondur. Karbon miktarının yüksek olması, sıvı halindeki akışkanlığı artırarak döküm yoluyla kalay şekil verme olanağı sağlarken gerekli önlemlerin alınmaması halinde kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkilemektedir.

Dökme demirlerin kaynağı sırasında kaynak bölgesindeki soğuma hızı oldukça önemlidir. Yüksek miktarda karbon içeren bir demir alaşımı olan kır dökme demir sıvı halden katı hale geçerken, soğuma hızının kontrol altında tutulmaması sonucu, yapıdaki karbon grafit halinde ayrışmadan sementit halinde kalır. Bilindiği gibi sementit (Fe_3C) % 6.67 karbon içeren ve yaklaşık 1130°C 'da oluşmaya başlayan en sert ($\approx 800 \text{ HB}$) Fe-C alaşımı fazı olup işlenemeyecek kadar serttir ve kırılganlık eğilimi de oldukça yüksektir.

Yukarıda belirtilen oluşum mekanizmasından şu sonucu çıkarmak mümkündür. Eğer dökme demirin kaynağında kaynak banyosu ve kaynak dikişine komşu olan bölge kaynak işleminden sonra normal şartlarda soğumaya bırakılırsa tüm kaynak bölgesinde sert ve kırılgan bir yapı meydana gelir ve oluşan bu yapı genellikle ısınmayı izleyen soğuma sırasında ortaya çıkan kendini çekme gerilimlerine dayanamayarak çatlar.

10.3. Isının Etkisi Altında Kalan Bölgede Ortaya Çıkan Problemler İçin Çözüm Önerileri

1) Dökme demirin endüstriyel alandaki kaynağının % 90'ından fazlası ark kaynağı yöntemi ile gerçekleştirilmektedir. Arkdaki yoğun ısı miktarı kaynak için gereken erimeye neden olurken bağlantının sadece küçük bir bölgesi ısınmakta, bu bölge ile parçanın soğuk kısımları arasındaki yüksek sıcaklık farkı hem yüksek soğuma hızlarına hem de büyük genleşme ve çekme gerilmelerinin ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Parçaya $\approx 600^\circ \text{C}$ ön tav işlemi uygulanması halinde kaynak bölgesi ile parçanın diğer kısımları arasındaki sıcaklık farkı azalacağından kaynak bölgesindeki ısı çevre metale hızlı bir şekilde yayılmayacak ve böylece IEAB'de semen-

tit oluşma riski azalacaktır. Bu yöntem teknikte sıcak kaynak yöntemi olarak da adlandırılmaktadır.

2) Kaynak dikişine bitişik bölgede fazla miktarda sementit oluşmasına imkan vermemek için kullanılan bir diğer yöntem de kaynak bölgesine mümkün olduğu kadar az ısı uygulamak ve sementit meydana getirmeyen bir dolgu metali kullanmaktır. Soğuk kaynak yöntemi olarak adlandırılan bu yöntemde kaynak işlemi sırasında dikişler elektroda salınım verilmeden kısa çekilir ve her dikişten sonra ekilenerek kaynak bölgesi kontroll olarak soğumaya terk edilir.

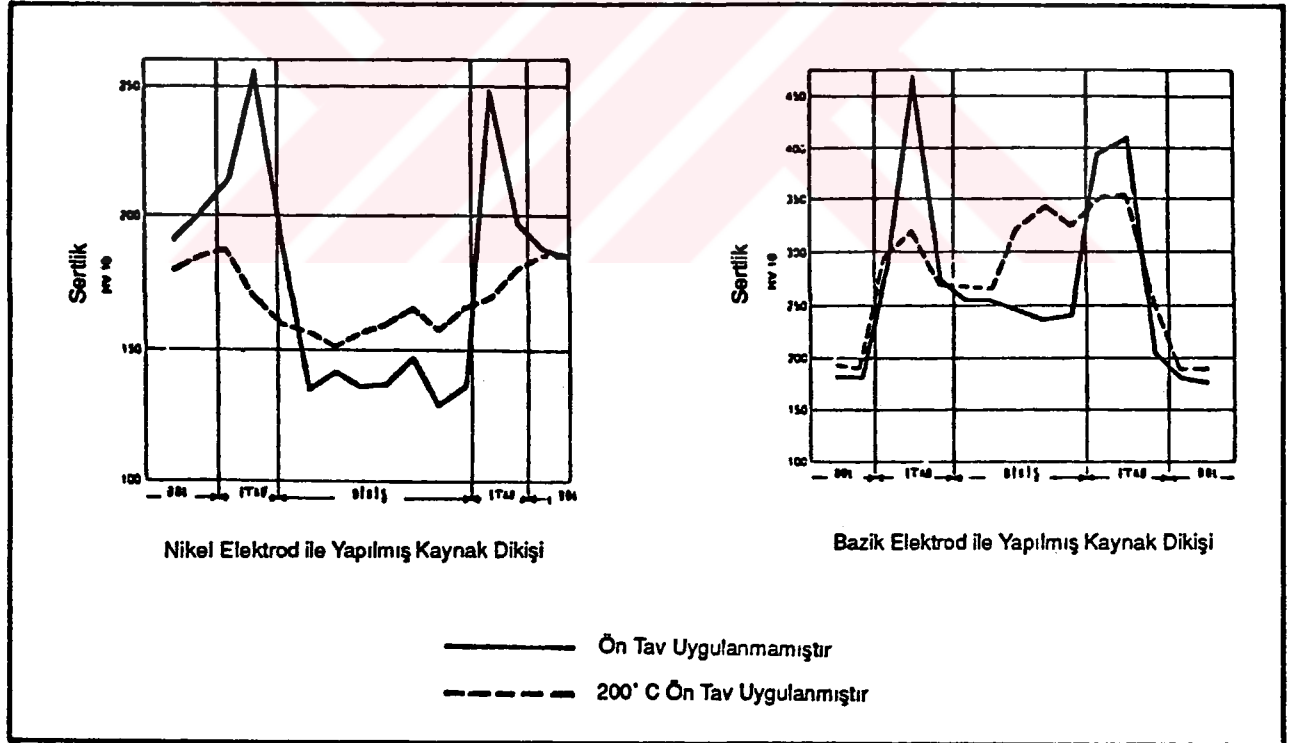
Yukarıda belirtilen iki maddede de esas, soğuma hızlarının dşrelerek yapıda sementit oluşma riskinin azaltılması ve çatlamaya hassas bir bölgenin meydana gelmesinin önlenmesidir.

Dökme demirlerin kaynağında kullanılan elektrodlar yüksek miktarda nikel içerdiği için bu sayede kaynak dikişinin soğuma hızı etkisiyle sert bir yapıya bürünmesi engellenmektedir. Bunun nedeni, nikelin demirin aksine karbonu katı halde çözme yeteneğinin çok düşük olması ve bunun sonucuda kaynak banyosu katılaşırken karbonun çözeltiden atılarak grafit halinde kelmesidir. Karbon, kaynak metalinde bu şekilde bir davranış gösterirken durum dikişe komşu olan bölgelerde daha farklıdır. Bu bölgeler, yani ısının etkisi altında kalan 0.75-2.5 mm genişliğindeki bölgeler, dökme demirin yapısı gereği yüksek oranda karbon içermekte olup, nikelin sementit oluşumunu engelleme konusunda sağladığı avantajlardan yararlanmamaktadır.

Sonuç olarak; kaynak işlemi sırasında nikel içeriği yüksek elektrodların kullanılması ile sağlıklı bir dikiş elde edilmesine karış bunun IEAB'de gerçekleşebilmesi ancak soğuma hızının kontrol altına alınması ile mümkün olabilmektedir. Tablo 14 ve şekil 52'deki grafikten de anlaşıldığı gibi nikel esaslı kaynak dikişlerinin sertliği düşük olurken IEAB'ın sertliğinde bir artışla karşılaşılmaktadır.

Tablo 14 : Dökme demirin kaynağında ortaya çıkan sertlik dağılımları

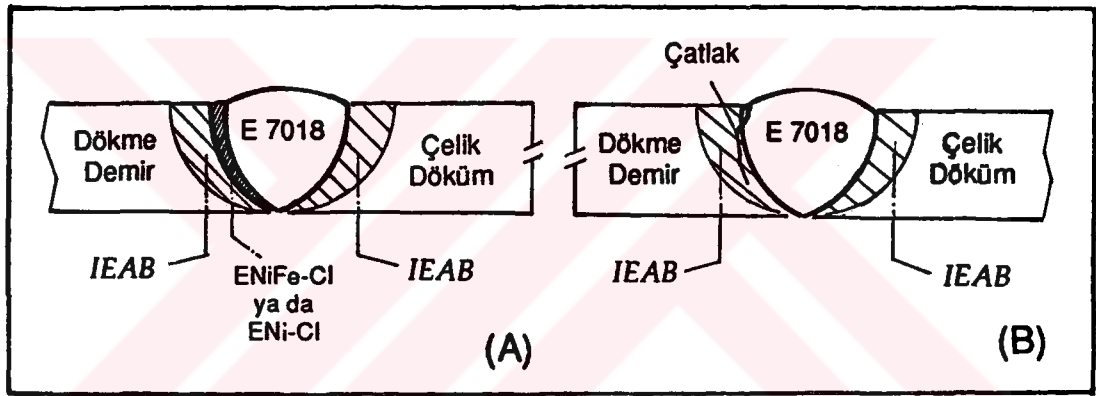
ÖNTAV (°C)	SERTLİK (HB)		
	Dikiş	ITAB	Ana Metal
-	342-362	426-480	165-169
110	297-362	404-426	165-169
230	305-340	362-404	169
315	180-228	255-322	169-176



Şekil 52 : Dökme demirin kaynak dikişindeki sertlik dağılımı

10.4. Tampon Tabaka ile Sivama Yöntemi: "Buttering Method"

Dökme demirlerin alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklere birleştirilmesi işlemlerinde AWS A5.1'e göre E7015, E7016, E7018, E7028 gibi hidrojen seviyesi düşük olan elektrodlar gerek kullanım kolaylıkları gerekse kolayca bulunabilmeleri ve ucuz olmaları nedeniyle tercih edilmektedir. Bu tür elektrodlar ana metalle renk uyumu açısından problem yaratmazken dökme demir üzerine doğrudan bir paso çekildiklerinde, ilk pasoda yığılan kaynak metali % 0,8-1,5 arasında değişen yüksek oranlarda karbon içerir. Elde edilen dikiş, iç yapı bakımından yüksek karbonlu çelik olup bu nedenle çok gevrek ve çatlatmaya karşı oldukça hassastır (Şekil 53).



Şekil 53: A= Ön kaplama yapıldıktan sonra gerçekleştirilen bağlantı ve Ni esaslı bölgeye rastlayan IEAB

B= Ön kaplama yapılmadan gerçekleştirilen bağlantı ve dökme demir üzerindeki IEAB

Bu problemin ortadan kaldırılabilmesi için C-Mn türü bir ürün kullanılmadan önce dökme demirin ENi-CI ya da ENiFe-CI grubundaki bir ürünle ön kaplama işlemine tabi tutulması gerekmektedir (Şekil 54). Ön kaplama işleminde ENi-CI grubu ürünlerinin kullanılması halinde üstüste en fazla 2 paso atılmalıdır. Zira saf nikelli elektrodların çekme dayanımları düşük olduğu için mekanik açıdan oldukça zayıf kaynak bağlantıları verirler. Bunun yanında saf nikelli kaynak dikişlerinin ısıl genleşme katsayısı dökme demirin ısıl genleşme seviyesinden farklı olduğu için özellikle kalın kesitlerin doldurulmasında dikişin çatlama olasılığı artmaktadır.



Şekil 54: Yumuşak çelik ile dökme demirin birleştirilemesinde dökme demir yüzeye uygulanan ön kaplama işlemi (Elektrod Cinsi = ENi-CI ya ya da ENiFe-CI)

Ön kaplama ile kaynak ağzını oluşturan yüzeylerin birleştirilmesi yöntemi özellikle benzemez metallerin kaynağında ideale yakın bir bağlantının elde edilebilmesi açısından büyük avantajlar sağlamaktadır. Bu yöntem genellikle düz yüzeylere uygulanmakta olup ön tav gerekliyse mutlaka gerçekleştirilmeli ve düşük ısı girdisi ile çalışmaya özen gösterilmelidir. Ön kaplama işleminde kullanılan ENi-CI ya da ENiFe-CI grubuna giren ürünler sıcaklık etkisi altında dönüşüme uğramamaktadırlar. Bu özellik sayesinde ısı etkisi altında kalan bölgenin genişliği kadar bir alana ön kaplama işleminin uygulanması sonucu IEAB 'de ortaya çıkan sorunlar büyük ölçüde giderilebilmekte ve birleştirme işlemi sırasında oluşan ısı sadece daha önceden oluşturulan tampon dikişi etkisi altına alacağından özellikle IEAB'deki sertlik artışlarının kontrol altına alınması mümkün olmaktadır.

BÖLÜM 11- PASLANMAZ ÇELİKLERİN KARBON ÇELİKLERİ YA DA DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLERE KAYNAĞI

Bu bölümde sırasıyla ostenitik ve ferritik tip paslanmaz çeliklerin düşük alaşımlı çeliklere ya da karbon çeliklerine birleştirilmesi işlemleri ele alınmıştır.

Bu tür bağlantılarda hangi yöntemlerin kullanıldığı ve birleştirmenin ne tür ürünlerle gerçekleştirildiği SCHAEFFLER Diagramının da yardımı ile gösterilmiştir.

11.1. Ostenitik Tip Paslanmaz Çeliklerin Karbon Çelikleri ya da Düşük Alaşımlı Çeliklere Kaynağı

Günümüzde gerçekleştirilen farklı metallerin kaynağı uygulamalarında en çok karşılaşılanı ostenitik paslanmaz çeliklerle yumuşak yapı çeliklerinin birleştirilmesi işlemleri gelmektedir. Birçok sanayide ostenitik çeliklerin yumuşak yapı çelikleri ile birleştirilmesine ilişkin çeşitli uygulamalara rastlanmaktadır. Bu tür birleştirme işlemlerinde kaynak dikişinin korozyon direncine ender olarak önem verilir. Çünkü dikişin sadece düşük alaşımlı çeliğin dayanımına sahip bulunması çoğu zaman yeterlidir. Yine de kaynak metali bileşiminin geniş bir aralıkta değişmesinin yanında, katılaşma çatlamları ve soğuk çatlamlar en belirgin ve önemli sorunları oluşturmaktadır.

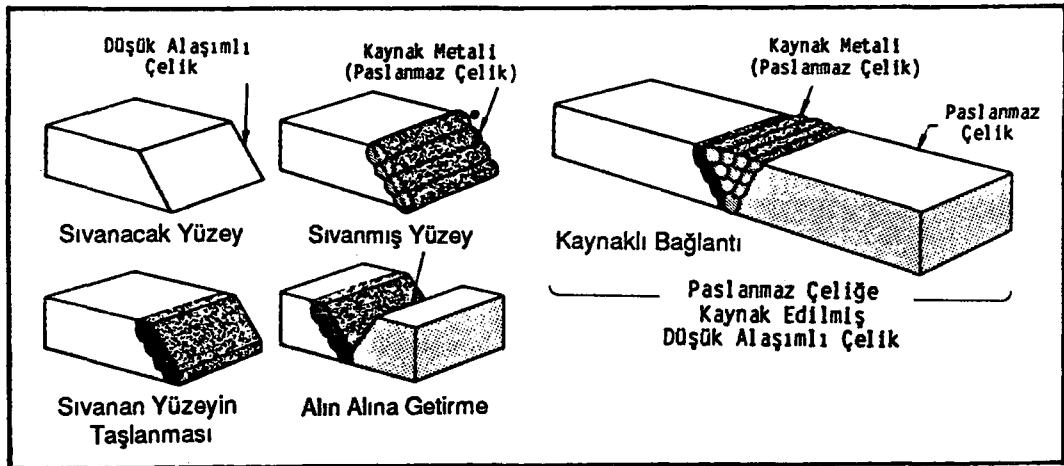
375° C'ı geçmeyen işletme sıcaklıklarında, ostenitik paslanmaz çeliklerin karbon çeliklerine ya da düşük alaşımlı çeliklere kaynak edilmesi işlemlerinde, gerek ana metalle seyrelme sonucunda kaynakta martenzit

oluşumunu önlediği için, gerekse şiddetli gerilmeler altında, kaynakta görülen sıcak çatlama ihtimalini azaltan ferritin yapıda kalmasını sağladığı için paslanmaz çelik dolgu metallerinin kullanılması pratikte bilinen bir yöntemdir.

Ostenitik paslanmaz çeliklerin karbon çeliklerine birleştirilmesinde karbon çeliğin yüzeyine 309 kalite paslanmaz çelikten ya da uygun bir başka paslanmaz çelikten tampon atmak yararlı olur. Bu sayede, kaynak dikişinin karbon çeliği tarafındaki problemlili bölgesi kaynak metalinde daha düşük gerilme oluşacak şekilde doldurulabilir. Böylece paslanmaz çelik kısım ile tampon atılmış bölge arasındaki bağlantı, konvansiyonel paslanmaz çelik elektrodlarla gerçekleştirilebilen paslanmaz çeliğin paslanmaz çeliğe birleştirilmesi işlemi ile aynı yapıya bürünecektir.

Karbon çeliği ve düşük alaşımlı çelik yapısındaki dolgu malzemelerinin ostenitik paslanmaz çelikler üzerine mümkün olduğunca uygulanması gerekmektedir. Aksi halde sert ve kırılgan bir yapıya sahip istenmeyen bir kaynak dikişi ortaya çıkar.

Ostenitik paslanmaz çeliklerin karbon çeliklerine ya da paslanmaz kaplamalı karbon çelikleriyle olan birleştirilmesinde kullanılan yöntemler şekil 55'de belirtilmiştir. Burada yer alan yöntemler paslanmaz çeliklerin paslanmaz kaplanmış karbon çeliklerine, karbon çeliklerine ve düşük alaşımlı çeliklere birleştirilmesinde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır.



Şekil 55 : Paslanmaz çeliklerin düşük alaşımlı çeliklere birleştirilmesinde kullanılan ön kaplama yöntemleri

**Tablo 15 - Kaynak Metalinin Kimyasal Analizi
(Yüzde Ağırlık Cinsinden)**

AWS Sınıflandırması	C	Cr	Ni	Mo	Cb + Ta	Mn	Si	P	S	N	Cu
E209	0.06	20.5-24.0	9.5-12.0	1.5-3.0	—	4.0-7.0	0.90	0.03	0.03	0.10-0.30	0.75
E219	0.06	19.0-21.5	5.5-7.0	0.75	—	8.0-10.0	1.00	0.03	0.03	0.10-0.30	0.75
E240	0.06	17.0-19.0	4.0-6.0	0.75	—	10.5-13.5	1.00	0.03	0.03	0.10-0.20	0.75
E307	0.04-0.14	18.0-21.5	9.0-10.7	0.5-1.5	—	3.3-4.75	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E308	0.08	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E308H	0.04-0.08	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E308L	0.04	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E308Mo	0.08	18.0-21.0	9.0-12.0	2.0-3.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E308MoL	0.04	18.0-21.0	9.0-12.0	2.0-3.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E309	0.15	22.0-25.0	12.0-14.0	0.75	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E309L	0.04	22.0-25.0	12.0-14.0	0.75	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E309Cb	0.12	22.0-25.0	12.0-14.0	0.75	0.70-1.00	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E309Mo	0.12	22.0-25.0	12.0-14.0	2.0-3.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E310	0.08-0.20	25.0-28.0	20.0-22.5	0.75	—	1.0-2.5	0.75	0.03	0.03	—	0.75
E310H	0.35-0.45	25.0-28.0	20.0-22.5	0.75	—	1.0-2.5	0.75	0.03	0.03	—	0.75
E310Cb	0.12	25.0-28.0	20.0-22.0	0.75	0.70-1.00	1.0-2.5	0.75	0.03	0.03	—	0.75
E310Mo	0.12	25.0-28.0	20.0-22.0	2.0-3.0	—	1.0-2.5	0.75	0.03	0.03	—	0.75
E312	0.15	28.0-32.0	8.0-10.5	0.75	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E316	0.08	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E316H	0.04-0.08	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E316L	0.04	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E317	0.08	18.0-21.0	12.0-14.0	3.0-4.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E317L	0.04	18.0-21.0	12.0-14.0	3.0-4.0	—	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E318	0.08	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-2.5	6 x C, min 1.00 max	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E320	0.07	19.0-21.0	32.0-36.0	2.0-3.0	8 x C, min 1.00 max	0.5-2.5	0.60	0.04	0.03	—	3.0-4.0
E320LR	0.035	19.0-21.0	32.0-36.0	2.0-3.0	8 x C, min 0.40 max	1.50-2.50	0.30	0.020	0.015	—	3.0-4.0
E330	0.18-0.25	14.0-17.0	33.0-37.0	0.75	—	1.0-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E330H	0.35-0.45	14.0-17.0	33.0-37.0	0.75	—	1.0-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
F347	0.08	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	8 x C, min 1.00 max	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E349	0.13	18.0-21.0	8.0-10.0	0.35-0.65	0.75-1.2	0.5-2.5	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E410	0.12	11.0-13.5	0.60	0.75	—	1.0	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E410NiMo	0.06	11.0-12.5	4.0-5.0	0.40-0.70	—	1.0	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E430	0.10	15.0-18.0	0.60	0.75	—	1.0	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E502	0.10	4.0-6.0	0.40	0.45-0.65	—	1.0	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E505	0.10	8.0-10.5	0.40	0.85-1.20	—	1.0	0.90	0.04	0.03	—	0.75
E630	0.05	16.0-16.75	4.5-5.0	0.75	0.15-0.30	0.25-0.75	0.75	0.04	0.03	—	3.25-4.00
E16-8-2	0.10	14.5-16.5	7.5-9.5	1.0-2.0	—	0.5-2.5	0.60	0.03	0.03	—	0.75
E7Cr	0.10	6.0-8.0	0.40	0.45-0.65	—	1.0	0.90	0.04	0.03	—	0.75

Tablo 16 - Kaynak Metalinin Mekanik Özellikleri

AWS Sınıflandırması	Çekme Dayanımı		Uzama (%) L=5d
	ksi	MPa	
E209	100	690	15
E219	90	620	15
E240	100	690	15
E307	85	590	30
E308	80	550	35
E308H	80	550	35
E308L	75	520	35
E308Mo	80	550	35
E308MoL	75	520	35
E309	80	550	30
E309L	75	520	30
E309Cb	80	550	30
E309Mo	80	550	30
E310	80	550	30
E310H	90	620	10
E310Cb	80	550	25
E310Mo	80	550	30
E312	95	660	22
E316	75	520	30
E316H	75	520	30
E316L	70	490	30
E317	80	550	30
E317L	75	520	30
E318	80	550	25
E320	80	550	30
E320LR	75	520	30
E330	75	520	25
E330H	90	620	10
E347	75	520	30
E349	100	690	25
E410	65	450	20
E410NiMo	110	760	15
E430	65	450	20
E502	60	420	20
E505	60	420	20
E630	135	930	7
E16-8-2	80	550	35
E7Cr	60	420	20

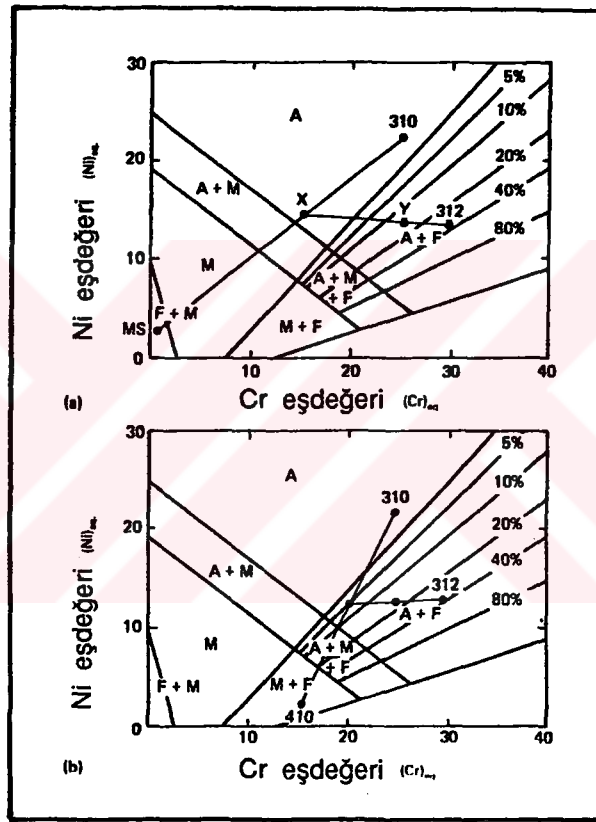
Tampon tabaka atılırken kaynağın çatlamasına neden olabilecek olan paslanmaz çelik kaynak metalinin karbon çeliği tarafından seyrilmesi olayı aşağıdaki önlemlerle azaltılabilir. Paslanmaz kaplanmış çeliğin üzerindeki kaplama eğer 304 kalite ise bu durumda tampon tabaka için 309 kalite türünden bir dolgu metali kullanılabilir. Tampon tabaka atıldıktan sonra ise eğer gerekiyorsa gerilme giderme işlemi uygulanabilir. Yüzeyi paslanmaz kaplı çelik ya da karbon çeliği ile paslanmaz çelik arasındaki son kaynak işlemi, paslanmaz çelik tarafın kaynağında kullanılan ya da tampon için seçilen türde bir dolgu metali ile gerçekleştirilerek bağlantı sağlanır.

Diğer bir yöntem ise, karbon çeliği ya da paslanmaz kaplanmış karbon çeliğine gerilme giderme işleminden önce dar bir paslanmaz çelik geçiş plakası kaynatıldıktan sonra bağlantının bitirilmesidir. Bu yöntem, karbon çeliğinden ana malzemenin son kaynak işleminden olumsuz yönde etkilenmeden korunmasını sağlamakla birlikte bağlantıda düşük gerilmelerin oluşması halinde gerilme giderme işleminin yapılmasını da mümkün kılmaktadır. Ancak bu çözüm yüzeyin tampon tabaka ile sıvanmasından daha pahalıdır.

Üçüncü bir yöntem, iş parçalarının (paslanmaz çelik ve karbon çeliği ya da paslanmaz kaplı çelik) kaynak ağzı açılıp kökte bir aralık bırakılarak birbirlerine yakın tutulması ve karbon çeliği ile meydana gelen seyrilme nedeniyle kaynakta oluşabilecek çatalmaları önleyen yüksek alaşımlı bir dolgu metali ile kaynatılmasıdır. Kaynak yöntemi, karbon çeliğinin yüzeyindeki nüfuziyet minimum düzeyde tutulacak şekilde kontrol edilmelidir. Bu yöntemin sakıncalı yönü ise bağlantının kaynak işlemi süresince ve bölgesel gerilme giderme sırasında gerilme altında kalmasıdır. Bu çözüm diğer iki yöntem arasında uygulamada en son tercih edilenidir.

Kaynak metalinin bileşimini belirleyebilmek için BÖLÜM 7’de detaylı olarak anlatılan SCHAEFFLER Diagramı kullanılmalıdır. Bu sayede iki ana metal tarafından alaşımlandırılan kaynak metalinin bileşim açısından sahip olacağı son durumu önceden tahmin etmek mümkün olacaktır.

Şekil 56-a'da 25 Cr/20 Ni içeren 310 kalite bir paslanmaz çeliğin alaşımsız çelik ile birleştirilmesi işleminde, karışım oranlarının 60/40 olduğunun kabul edilmesi sonucunda "X" ile belirtilen tamamen ostenitik yapıya sahip bir nokta elde edilmektedir. Bu iki farklı malzemenin 312 kalite bir paslanmaz çelik elektrod ile kaynatılması halinde ise ana metalle % 30 oranında bir seyrelmenin olduğu şartlarda yapısında % 15 ferrit içeren Y noktası elde edilir ki bu tür bir dikişin çatlama direnci oldukça yüksektir.



Şekil 56 : Farklı metallerin kaynağında kaynak metali bileşiminin önceden tahmin edilmesini sağlayan SCHAEFFLER Diagramı

Dikkat edilmesi gereken diğer bir nokta ise, işletme koşullarının izin verdiği δ -ferrit yapısıdır. 650-950° C sıcaklıklar arasında, ferrit gevrekleşerek sigma fazına doğru bir dönüşüm başlar ki bu fazın oluşması ile birlikte erken işletme hatalarının ortaya çıkması kaçınılmaz bir hal alır. Bu hataların temelinde sigma fazının neden olduğu düşük sürünme (creep) dayanımı yatmaktadır.

Korozyon dayanımının önemli olduğu uygulamalarda, örneğin iki paslanmaz çeliğin birleştirilmesinde ferritin tercihli korozyonu ile karşılaşlabilmektedir. Bu problem yapıda yaklaşık % 10 dolayında ferrit bulunması halinde ortaya çıkmaktadır.

Bu iki nedenden dolayı yapıdaki ferrit içeriğinin belirli bir oranla sınırlandırılması yararlı olmaktadır.

Şekil 56-b'de 310 kalite bir çeliğin 410 kalite çeliğe 312 kalite paslanmaz çelik elektrod ile kaynak edilmesi sonucunda sağlam bir dikişin elde edildiği ancak bunun yanında dikişin % 20 ferrit içerdiği görülmektedir.

Bu durum yüksek işletme sıcaklıklarında sigma fazına neden olacak ve beraberinde çeşitli problemleri getirecektir. Bu nedenle, kaynak dikişi eğer yüksek sıcaklıkların etkisi altında kalacaksa kaynak işleminin 312 kalite paslanmaz çelik elektrod yerine % 5 ferrit verecek olan 308 türü bir paslanmaz çelik elektrodla gerçekleştirilmesinde yarar vardır.

11.2. Ferritik ve Martenzitik Tip Paslanmaz Çeliklerin Karbon Çelikleri ya da Düşük Alaşımlı Çeliklere Kaynağı

Ferritik ve martenzitik tip paslanmaz çeliklerin karbon çelikleri ya da düşük alaşımlı çeliklere kaynağında yüksek sıcaklıklarda çalışmayan genel servis amaçlı uygulamalarda ostenitik paslanmaz çelik dolgu malzemeleri kullanılır. Uygun yöntemin seçilmesi ile sağlıklı bir dikiş elde edilmektedir. Bunu gerçekleştirmek için genelde 2 yöntem kullanılır. Bunlardan birincisi öntav ve sontav uygulanarak parçaların tampon tabaka ile sıvanması ve daha sonra bağlantının sıvanan iki yüzey arasında öntav ve sontav uygulamadan gerçekleştirilmesidir. Bu yöntemde karbon çeliğinin dikişi seyreltmesine karşı yeterli düzeyde alaşım miktarına sahip olan 309 kalite bir dolgu metali ya da yüksek kromlu bir paslanmaz çelik dolgu metali kullanılmaktadır. Ana metaldeki nüfuziyet minimum düzeyde tutulmalıdır.

İkinci yöntem ise herhangi bir tampon tabaka kullanmadan kaynağın her iki ana metale doğrudan uygulanmasıdır. Gerilme etkisi altındaki bir bağlantının kaynağı yapılırken özellikle kaynak metali ile her iki ana metal arasındaki seyrelmenin kontrol altına alınmasına dikkat edilmelidir.



BÖLÜM 12- Cr-Ni ESASLI ELEKTRODLARLA YAPILAN BİRLEŞTİRMELERDEKİ SORUNLAR

Ostenitik paslanmaz çelik dolgu malzemeleri yıllarca farklı metallerin özellikle birleştirme ve onarım amaçlı kaynak işlemlerinde sık sık kullanılmış, bu sayede çalışma şartlarına uyum gösteren sağlıklı kaynak dikişlerinin elde edilmesi mümkün olmuştur. Ancak yine de bu kullanım süreci içerisinde bazı sorunların ortaya çıkabileceği gerçeği gözardı edilmemelidir.

Bu bölümde ferritik çeliklerin ostenitik paslanmaz çelik dolgu malzemeleri ile kaynak edilmesi sırasında ortaya çıkabilecek olan sorunlar ele alınmaktadır. Bu sorunları başlıca 3 ana grup halinde incelemek mümkündür.

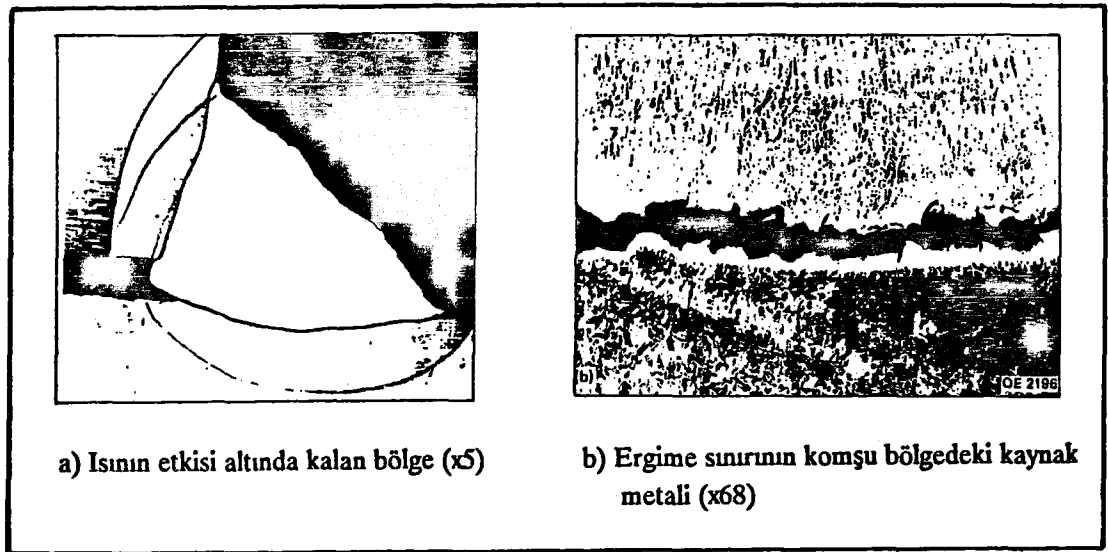
- 1- Hidrojen çatlamaşı,
- 2- Kaynak işleminden sonra uygulanan ısıl işlem sonucu karşılaşılan problemler,
- 3- Ayrılma-disbonding

12.1. Hidrojen çatlamaşı:

Ostenitik paslanmaz çelik bir matriksin en belirgin özelliği, yapısındaki hidrojen çözünürlüğünün yüksek, buna karşın hidrojen yayılımının düşük olmasıdır. Bunun sonucunda, yüksek derecede sertleşebilme özelliğine sahip çeliklerde ostenitik dolgu malzemelerinin kullanılması ile ısının etkisi altındaki bölgede (IEAB) hidrojen çatlamaşı riski azalmaktadır.

Yapılan araştırmalar, bu tipteki dolguların kullanılması ile gerçekleştirilen uygulamalarda kaynak işlemi sırasında serbest hale geçen hidrojenin IEAB'e yayılmaktan çok kaynak metali içerisinde kaldığını göstermiştir. Ancak yine de ostenitik dolgu malzemeleri hidrojen çatlama sorununun tam olarak önleyememektedir. Karşılaşılan ilk sorun, ana metal tarafından yüksek oranda seyreltilen bir kaynak metalinde çatlama riski fazla olan martenzitik bir yapının oluşmasıdır. İkinci önemli sorun ise kaynak metali ile ana metal arasında kalan erime sınırında, yapıdaki alaşım elementlerinden kaynaklanan sürekli bir martenzit tabakasının meydana gelmesi olasılığıdır. Bunun yanında, martenzit oluşumuna elverişli olan bu bölge, yüksek sıcaklık seviyelerinde eritildiğinden kaynak metalindeki kadar hidrojeni yapısında tutabilme imkanına da sahiptir. Çatlama riskinin yüksek olduğu martenzit dönüşüme uğramış bu bölgelerde hidrojen, düşük sıcaklıklarda bile yapıda kalırken, soğuma sırasında IEAB'e kaynak metalinden de bir miktar hidrojen yayılımı gerçekleşmekte ve ana metalde çatlama ortaya çıkabilmektedir.

Sonuç olarak, seyrelme miktarının kontrol edilmesi ve ostenitik dolgu malzemelerinin kullanılması ile bile erime sınırlarına yakın olan yerlerde hidrojen çatlaklarının oluşacağını ve bu çatlakların gerek IEAB gerekse kaynak metali doğrultusunda her iki yönde de ilerleyebileceğini söylemek doğru olacaktır (şekil 57).



şekil 57 : Ostenitik elektrodların kullanılması durumunda kaynakta oluşabilen hidrojen çatlağı.

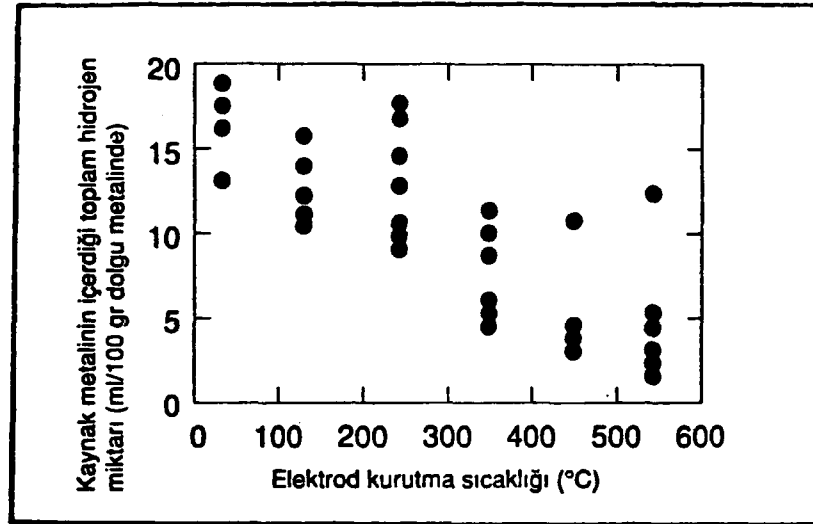
Hidrojen çatlaklarının oluşumunu etkileyen faktörleri başlıca 4 madde halinde sıralayabiliriz. Bunlar:

- 1- Ana metalin bileşimi,
- 2- Elektrodun içerdiği hidrojen miktarı,
- 3- Gerilme,
- 4- Bağlantının işlem sırasındaki sıcaklığının kontrolüdür.

Alaşımlı ve yüksek karbonlu çeliklerin ferritik yapıdaki dolgu mazlemeleri ile gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde çatlama riski ile daha sık olarak karşılaşmaktadır. Bunun ana nedeni, söz konusu malzemelerin yüksek düzeyde sertleşebilme özelliğine sahip olmaları ve dönüşüme uğrayan mikro-yapının yüksek bir sertlik değerine ulaşmasıdır. Ostenitik yapıdaki dolgu malzemelerinin kullanılması halinde ise ana metalin içerdiği karbon seviyesine özellikle dikkat edilmelidir. Zira yapıdaki yüksek karbon, ara yüzey bölgesinde yüksek karbonlu martenzitin oluşacağı bir ortam yaratacaktır. Genel bir kural olarak % 0.2'den az karbon içeren çeliklerin ostenitik dolgular ile kaynağında ön ısıtma işlemi uygulanmayabilir, ancak karbon oranının % 0.3'ün üzerinde olduğu alaşım gruplarında ise sıcaklık kontrolü önem kazandığından ön ısıtma işlemi zorunlu bir hal almaktadır.

Hidrojen düzeyinin düşük seviyede tutulması gerektiğini belirten ve bu konuda çeşitli öneri ve veriler içeren birçok yayın bulunmasına karşın değişik tipteki ostenitik dolgu malzemelerinin içerdiği ya da içermesi gereken en düşük düzeydeki hidrojen miktarları hakkında bilgi veren sınırlı sayıda yayın vardır.

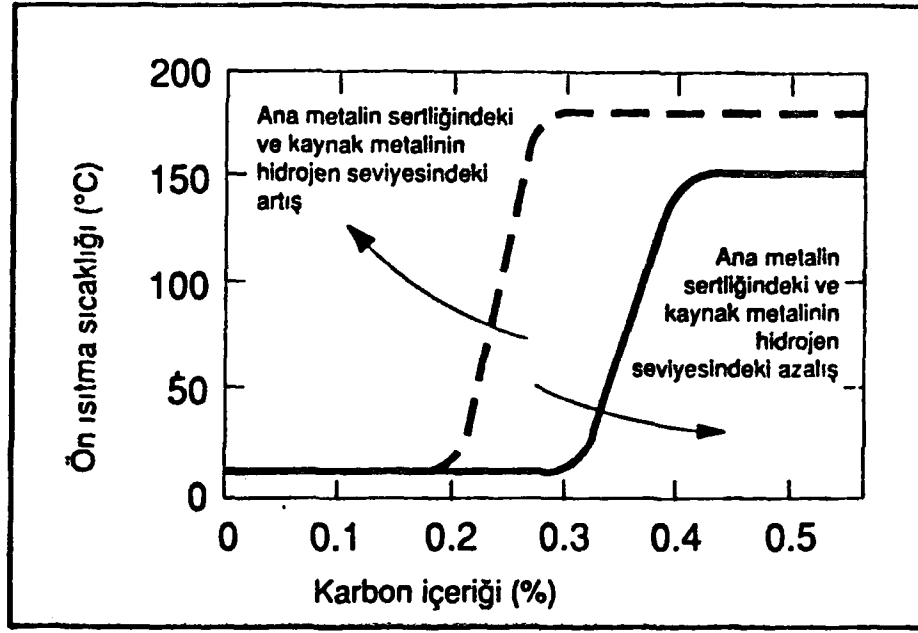
MMA kaynağında kullanılan bazı elektrodların fırınlama ve kurutma işlemlerinde gösterdikleri davranışlar Şekil 58'de belirtilmiştir.



Şekil 58 : *Ostenitik paslanmaz çelik dolgu malzemelerine ait elektrod kurutma ve fırınlama sıcaklıkları ile kaynak metalinin içerdği hidrojen seviyesi arasındaki bağlantı.*

Örneğin; ostenitik paslanmaz çelik elektrodların örtüleri karışık tip olup, rutil ve bazik tiplere benzer özellikler gösterirken ferritik tip dolgu malzemelerine göre farklı davranışlara sahiptirler. Bu elektrodların mümkün olan en yüksek sıcaklıklarda fırınlanması önerilirken bu işlem sırasında örtülerde herhangi bir fiziksel bozulma ile karşılaşılması için üretici firmaların önerilerinin dikkate alınması gerekmektedir.

Kaynak ile gerçekleştirilen birleştirme işlemlerinde bağlantının gerilme değeri tam olarak bilinemez. Özellikle yüksek hassasiyete sahip malzemelerde, çatlama olayı bağlantının şekline bağlı olmaksızın ortaya çıkar ve ilerler. Bir genelleme yapılacak olursa, 30 mm'den daha kalın parçaların alın birleştirme işlemlerinde yüksek gerilmeler ile karşılaşılacağını ve kalınlık arttıkça ön ısıtma gereksiminin artacağını söylemek mümkündür (Şekil 59).



Şekil 59 : Yaklaşık 1-2 kJ/mm.lik ostenitik tipteki MMA elektrodlarının kullanılması durumunda gerekli ön ısıtma sıcaklıklarını gösteren grafik

- a) Düşük gerilme, örneğin; 30 mm.'den ince malzemeler,
- b) Yüksek gerilme, örneğin; 30 mm.'den kalın malzemeler.

Hidrojen çatlaması, ferritik dolgularda olduğu gibi ön ısıtma, pasolar arası sıcaklık kontrolü, kaynak sonrası ısıtma işlemleri gibi konulara dikkat edilmesi halinde ostenitik dolgu malzemelerinin kullanıldığı uygulamalarda da kontrol altına alınabilir.

Erime bölgesindeki martenzitik yapı oluşumu nispeten düşük sıcaklıklarda ortaya çıkmakta ve çok yüksek ön ısıtma değerlerinde çalışmanın gerçekten avantajlı olup olmadığı son yıllarda sıkça tartışılan konular arasında yer almaktadır. Çoğu zaman 150° C'a kadarki ön ısıtma sıcaklıklarının yeterli olmasına karşın ender olarak 200° C ve üzerindeki sıcaklık değerlerine çıkılması gerekebilmektedir. Ancak, hassas bölgelerdeki hidrojenin yayılıp dağılması için pasolar arasında ve kaynak işlemi tamamlandıktan sonra kaynak bölgesinde bu sıcaklık değerinin bir süre korunması gerektiği gözardı edilmemelidir.

12.2. Kaynak İşleminin Sonra Uygulanan ısı İşlemleri:

Ferritik çeliklerin ostenitik dolgu malzemeleri ile yapılan kaynağında iki önemli sorun ortaya çıkmaktadır. Bunlardan birincisi, kaynak metalinde kırılmalılığın artmasına neden olan ilerlemiş düzeyde bir sigma fazı oluşumudur. Sigma fazının oluşum derecesi ise kaynaktaki ferrit miktarı ve toplam alaşım içeriği ile yakından ilgilidir. Bu iki etkenden birinin artması ile sigma fazı oluşumu daha kritik düzeye ulaşmakta ve özellikle ana metale bağılı olarak 600-720° C arasındaki kaynak sonrası ısı işlem uygulamalarında 23 Cr/12 Ni'li dolgulardan daha yüksek alaşım elementi içeren dolgu malzemelerinin kullanılması sorunu daha da tehlikeli boyutlara getirmektedir. Eğer uzun sürecek bir ısı işlemin uygulanması zorunlu ise ferritik malzemeyi 23 Cr/12 Ni türü bir dolgu metali ile sıvamak ve bağlantıyı daha düşük alaşımlı, örneğin 18 Cr/12 Ni türü bir ürün ile tamamlamak gerekmektedir.

Tamir bakım amaçlı kaynak işlemlerinde 29 Cr/9 Ni türü dolgu malzemeleri de çok sık kullanılmaktadır. Bu tür dolgu malzemeleri ile gerçekleştirilen uygulamalarda dikişin tokluğunu azalttığından dolayı kaynak sonrası ısı işlem uygulanmamalı ve kaynak sırasında pasolar arası sıcaklığın 300° C'ın üstüne çıkmamasına özen gösterilmelidir, aksi halde 475° C gevrekliği adı verilen istenmeyen bir durumla karşılaşmaktadır.

Kaynak sonrası ısı işlemin ikinci etkisi karbon yayılımı ile ilgilidir. Seyrelmenin neden olduğu martenzit oluşumundan dolayı ara yüzeyde kaynak sonrası uygulanan ısı işlemden sonra da devam eden yüksek sertliğe sahip bir yapı oluşur (Şekil 60).



Şekil 60 : Kaynak sonrası uygulanan ısıtma işlemi nedeniyle ostenitik kaplamada oluşan yüksek sertlik değerleri

Bunun nedeni tam olarak bilinmemekle birlikte, sorunun ısıtma işlemi sırasında ferritik çelikten kendisine komşu olan ostenitik malzemeye doğru gerçekleşen karbon yayılımından kaynaklandığı sanılmaktadır. Yapılan incelemelerde ara yüzeye komşu paslanmaz malzeme % 0.4-1 oranında yüksek karbon seviyelerine rastlanmıştır. Isıtma işlemi süresince meydana gelen karbür oluşumunun sertliği arttırmasına karşın sertliğin bu derece yüksek bir değere ulaşmasının tek nedeninin karbür çökmesi olduğu söylenemez. Zaten yapılan testlerde 600 HV sertliğe rastlanmıştır ki literatürlerde ne yüksek karbonun ne de çökme yolu ile sertleştirilmiş ostenitin bu denli yüksek sertlik sağlayabileceğine dair herhangi bir bilgi bulunmamaktadır. Bu durumda ortaya çıkan yüksek sertlik değerinin ısıtma işlemi sırasında oluşan sigma fazı dönüşümüne bağlı olduğu düşünülebilir ki bu da kesinlik kazanmamıştır. Çünkü:

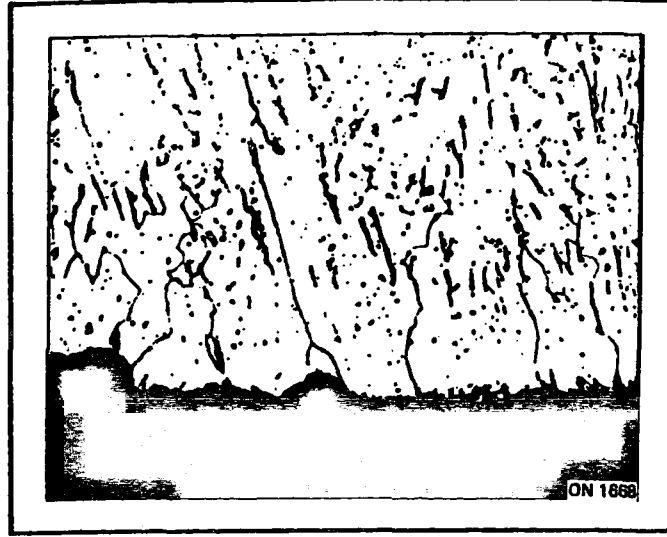
- a) Metalografik araştırmalar sırasında sigma fazı oluşumuna rastlanmamıştır,
- b) Seyrelmiş bölgedeki bileşimin sigma fazından farklı olduğu gözlemlenmiştir.

Kaynaktan sonra uygulanan ısıtma sırasında ortaya çıkan yüksek sertliğe sahip karbür çökmesi olayı matriksin krom içeriğini oldukça düşürmekte, buna karşın Ms sıcaklığının yükselmesi nedeni ile, ısıtma işlemi takip eden soğuma sırasında özellikle erime sınırlarına yakın bölgelerde yüksek sertlik değerlerinin ortaya çıkmasına yol açan yeni bir martenzitik yapı oluşmaktadır. Diğer bir deyişle erime sınırlarına yakın bölgelerdeki ostenitin kararlılığı ısıtma işlemi nedeniyle bozulmakta ve kontrollü olarak dönüştürülmüş çeliklerde ortaya çıkan durumla karşılaşılmaktadır.

Isıtma işlemi sonrasında ara yüzeyde ortaya çıkan sert bölgenin nedeni ne olursa olsun çok büyük bir öneme sahip bulunmamakta, bununla birlikte bölge gevrek bir yapıya dönüştüğü için ara yüzey boyunca ayrılma risklerine yol açan ayrılma-disbonding problemleri meydana gelmektedir.

12.3. Ayrılma-Disbonding:

Özellikle yüksek sıcaklık ve basınç gibi zor çalışma koşullarının etkisi altında çalışan kazanların büyük bir bölümünde iç yüzeyler ostenitik paslanmaz çelik bir zırh ile kaplanır. Gerçekleştirilen kaynaklı uygulamalarda, paslanmaz çelik zırh malzemesinin özellikle ara yüzeye yakın yerlerden çatlayarak ayrıldığı görülmüş ancak bu olayın ortaya çıkış nedenini tam olarak açıklayan bir mekanizma henüz oluşturulmamıştır. Bununla birlikte dikiş bölgesinden kaplama metaline çalışma süreci içerisinde bir miktar hidrojen yayılımının gerçekleştiği sanılmaktadır. Eğer yukarıda belirtilen bu oluşum modeli doğru ise özellikle martenzitik olması beklenen sert bölgede ayrılma-disbonding problemi ortaya çıkmaktadır (Şekil 61).



Şekil 61 : Paslanmaz çelik kaplamanın ayrılması (x 34.5)

Yapılan araştırmalarda bu sorunun seçilen kaynak yöntemine bağlı olmayıp başlıca şu nedenlerden kaynaklandığı görülmüştür.

- 1) Kullanılan malzemeler,
- 2) Kaynak sonrası ısıtım işlem uygulamaları,
- 3) İşletme koşulları,

Günümüzde bu sorunu ortadan kaldırmayı garanti eden üretim tekniklerinden ve malzemelerden söz etmek mümkün olmamakla birlikte kaynak edilecek malzeme kalınlığının arttırılması problemi bir ölçüde azaltmakta ancak bu kez de üretim maliyetinde ve işlem için gerekli olan işçilikte artışlarla karşılaşmaktadır.

BÖLÜM 13- FARKLI METALLERİN KAYNAĞINDA UYGULAMALARDAN ÖRNEKLER

BÖLÜM 11’de, farklı bağlantıların büyük bir çoğunluğunun ostenitik paslanmaz çeliklerle düşük alaşımlı ferritik tip çelikler arasında gerçekleştirildiğine değinilmişti. Bu bölümde ise bu tür farklı bağlantılarda karşılaşılan sorunlar ele alınmış ve daha sonra çeşitli üretim deneyimlerinden örnekler verilmiştir.

13.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerle Ferritik Çelikler Arasındaki Kaynaklı Birleştirmelerde Karşılaşılan Sorunlar

Kimya fabrikalarının çeşitli proseslerinde düşük alaşımlı karbon çelikleri kullanılmasına karşın birçok bölümde yüksek niteliklere sahip paslanmaz çeliklerin kullanılmasını zorunlu kılan nedenler bulunmaktadır.

Bu fabrikalardaki birçok farklı malzeme birbirleri ile flanşlı bağlantılarla birleştirilirken çeşitli zorlayıcı nedenlerden dolayı kaynaklı bağlantılar da sık olarak kullanılmaktadır. Sürtünme kaynağı, patlatma kaynağı, difüzyon kaynağı gibi yöntemlerin yanında sökülemeyen kaynak bağlantılarının büyük bir çoğunluğunu eritme kaynağı oluşturmaktadır. Eritme kaynağı özellikle ostenitik çeliklerin karbon çelikleri ve düşük alaşımlı ferritik çeliklerle olan kaynak işlemlerinde çok sık başvurulmuş bir yöntemdir. Bu kaynak yöntemine, özellikle ostenitik paslanmaz çeliklerin karbon ve ferritik tip düşük alaşımlı çeliklere birleştirilmesinde sık olarak rastlanmaktadır. Bu tür bağlantı uygulamaları incelendiğinde, ostenitik paslanmaz çeliklerin ferritik çeliklerle birleştirilmesi uygulamalarında, uzun ve sağlıklı bir çalışma sürecinin elde edildiğini ancak dikkat edilmesi gereken 4 temel hata türünün incelenmesi gerektiğini söyleyebiliriz.

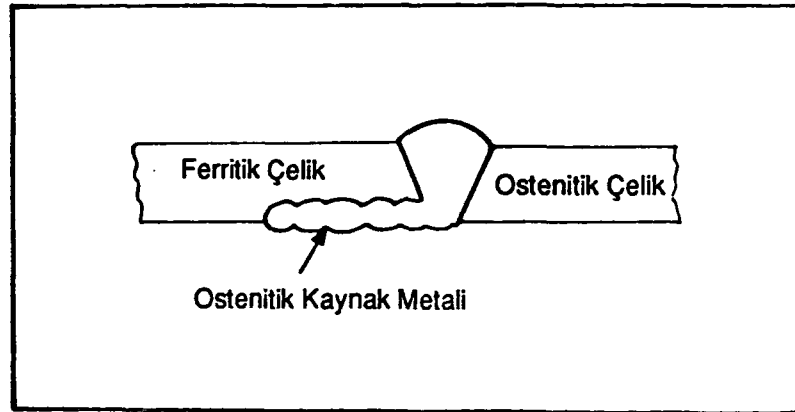
- Gerilmeli korozyon çatlaması
- Gevreklik kırılması
- Karbon difüzyonu
- Isıl yorulma

13.1.1. Gerilmeli Korozyon Çatlaması

Her türlü eritme kaynak yönteminde kaynak dikişinde bir çekme gerilmesinin ortaya çıkacağı kaçınılmazdır. Çünkü erimiş halde bulunan sıvı metal katılaştığında doğal olarak kendini çekecek ve oda sıcaklığına ulaşılana kadar geçen süre içerisinde plastik deformasyona uğrayacaktır. Isıl genleşme katsayıları aynı ya da birbirlerine yakın olan malzemelerde oluşan bu gerilme değerleri uygun ısı işlemler uygulanarak düşünebilir. Ancak bu yöntem ostenitik paslanmaz çeliklerin ferritik çeliklerle olan birleştirmelerinde pek olumlu bir sonuç vermez. Çünkü yüksek sıcaklık değerlerinde hernekadar gerilme değerinde bir düşme görülse de sıcaklık azaldığında ostenitik paslanmaz çelikler ferritik çeliğe oranla daha fazla çekme yapacağından sonuçta yapıda mutlaka kalıcı gerilmeler bulunacak ve uygun bir ortam bulunduğu parçalardan birinde ya da her ikisinde birden gerilmeli korozyon çatlakları oluşumu riski artacaktır.

Ostenitik kaynak metali ve ferritik çelik arasındaki gerilmeli korozyon olayı erime sınırlarına çok yakın ve ona paralel olarak ortaya çıkmakta ve herhangi bir yöne doğru dallanma hareketi göstermemektedir. Bu durum gerilmeli korozyonu belirleyen tipik özelliklerden birini oluşturmaktadır.

Olumsuz koşulların neden olduğu gerilmeli korozyon çatlaması her ne kadar hızlı bir şekilde ilerlerse ilerlesin sözkonusu çatlama erime hattı boyunca kendini göstereceğinden bu hattın uzatılması çatlamanın ciddi sonuçlar vereceği zaman sürecini de uzatmaktadır (Şekil 62).



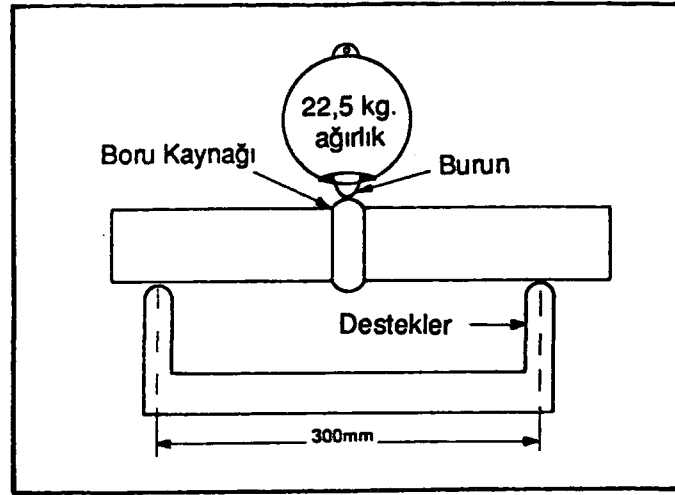
Şekil 62 : Gerilmeli korozyon direncinin artırılması amacıyla yığma işlemi

13.1.2. Gevreklik Kırılması

Ferritik çelikler geçiş sıcaklıklarında gevşeklik kırılmasına uğrama eğilimindedirler. Ferritik çeliklerle ferritik çeliklerin birleştirilmesi işlemlerinde kaynaktan sonra uygulanacak bir ısı işlem gevşeklik kırılmasından uzak bir yapıya sahip sıcaklık aralığını arttırmaktadır. Oysa ostenitik çeliklerle ferritik çeliklerin birleştirilmesi işlemleri için kesin bir test programı belirlenmemiş olup bu gibi birleştirmelerdeki durum kesin olarak bilinmemektedir. Bu tür birleştirmelerde kaynak sonrası ısı işlem bir oranda gevrekliği azaltacak buna karşın bağlantıda kalıcı gerilmeler artış gösterecektir.

Test:

38 mm nominal çaplı, ostenitik ve ferritik çelik bir boru bağlantısında bir dizi darbe testi gerçekleştirilmiştir (Şekil 63). Bağlantı test için gerekli sıfırın altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulmuş ve parça birbirlerinden 300 mm aralıklı iki destek arasına yerleştirilmiştir. Bunu takiben 3 metre yükseklikten 22,5 kg'lık bir ağırlık bağlantı üzerine düşürülmüştür. Gevreklik testi olarak yapılan bu deney göstermiştir ki ostenitik + ferritik birleştirmeler ile ferritik + ferritik birleştirmelerde dikiş gevreklik kırılması açısından birbirlerinden büyük farklılıklar göstermemektedir.



Şekil 63 : Darbe Testi

Ferritik çeliğin kaynak ağzının yan yüzeylerinin AWS E-NiCrFe 2 ve E-NiCrFe 3 türü kaynak metali ile sıvanması ve kaynaktan sonra gerilme giderme ısıtılmasının uygulanması ile bazı olumlu gelişmelerin elde edilmesi mümkündür. Tüm bu sıvama ve ısıtılma işlem uygulamalarından sonra ise ostenitik çelik ferritik malzemeye birleştirilir.

Bir dizi % 3,5 Ni'li çeliğin ostenitik çeliğe kaynağında bir 19 Cr/10Ni/3Mo'li elektrod kullanılmış ve kaynak işleminden sonra gerilme giderme ısıtılma işlemi uygulanmıştır. Bu tür kaynak bağlantıları -100°C sıcaklığa kadar olan çalışma ortamında uygun bir bağlantı elde edilmesini sağlamıştır.

Bazı uygulamalarda orta derecede ısıtılma genleşme katsayısına sahip bir Inconel ara parçanın kullanılması ile ostenitik çelikler ferritik çeliklerle birleştirilmektedir. Bu yöntemde ferritik/inconel kaynağına kaynak sonrası ısıtılma işlemi uygulanırken ostenitik/inconel bölümü kaynak edildiği gibi bırakılmıştır. Bu bağlantılar mutlak sıfırın altındaki ısıtılma şoklarına karşı dayanmıştır.

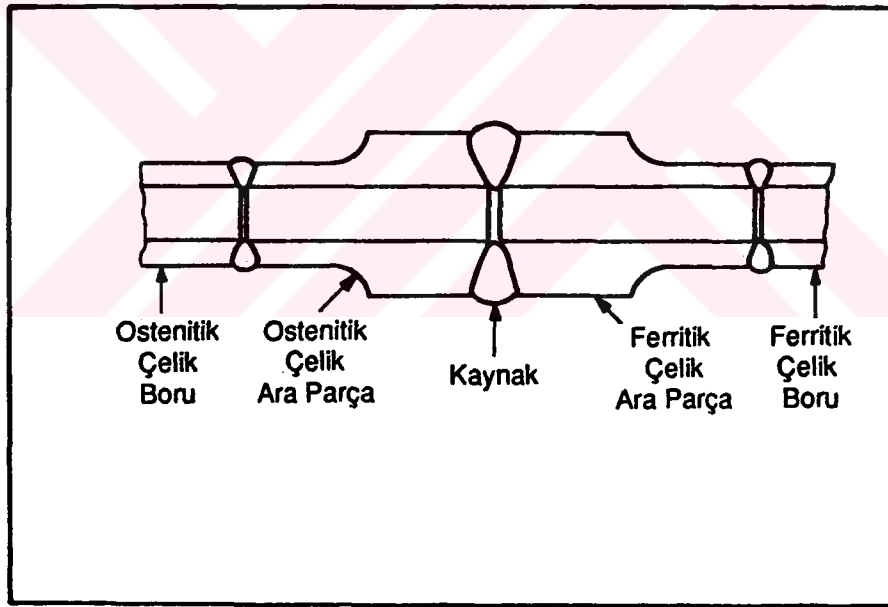
13.1.3. Karbon Difüzyonu

Çeliğin yapısındaki C atomları hareket etme özelliğine sahiptir. Bu durum, 400°C dolayındaki sıcaklıklarda ferritik çelikten ostenitik çeli-

ğ karbon toplanmasına neden olurken bu toplanma erime hattı bölgesinde gerçekleşir. Bu olay sonucunda ferritik çelikte karbonca fakir bir bölge ortaya çıkar. Bu bölgenin sürünme (creep) dayanımı düşüktür ve birçok arıza bu durum daha ortaya çıkmadan önce gerçekleşir.

Paslanmaz çelikteki karbür oluşan bölgenin ise sünekliği düşüktür ancak bu bölgenin her iki yanında akma mukavemeti düşük ve sünek bir yapı bulunduğundan herhangi bir hataya neden olmaz.

Düşük sürünme (creep) dayanımı, birleştirme işleminin gerçekleştirileceği yere borunun çapından daha büyük çapa sahip bir ara parça konulması ile önlenabilir (Şekil 64).



Şekil 64 : Sürünme dayanımının iyileştirilmesi

Karbon migrasyonu yüksek nikelli, örneğin E-NiCrFe-2 veya E-NiCrFe-3 türü dolgu malzemelerinin kullanılması ile bir ölçüde azaltılabilese bile tamamen önlenemez. Bu problemin tamamen önlenebilmesi için saf nikelli elektrodların kullanılması gerekmektedir. Ancak bu durumda da nikel; özellikle sülfür, kurşun ve diğer artık elementlerle kaynak sırasında birleşme eğilimine sahip olduğundan önemli bir çatlama ihtimali ortaya çık-

maktadır. Bu olay yukarıda sözü edilen elementlerin yapıda çok düşük oranlarda bile bulunması ile ortaya çıkabildiğinden saf nikel elektrodların kullanılması genellikle uygun bir yöntem olarak kabul edilmemektedir.

13.1.4. Isıl Yorulma

Kimya, fabrikalarındaki proseslerin çoğu bir çalışma süreci içerisinde 10.000 saat gibi uzun bir süre devamlı çalışırlar. Proseslerin durması ve tekrardan çalışması gibi dalgalanmalar bu tür işletmelerde ömürleri boyunca yaklaşık 40 kez gerçekleşmektedir. Bu nedenden dolayı ısı yorulma sorunu ile pek karşılaşılmaz.

Isı yorulma çok sayıda çevrim yapan, kısa aralıklarla durdurulup tekrar servise alınan ekipmanlarda ortaya çıkmaktadır. Bunu önceden formüle etmenin yolu ne yazık ki yoktur.

Paslanmaz çelik bir kolun ferritik çelik kazan gövdesine teğetsel olarak kaynak edilmesi gibi karmaşık geometriye sahip uygulamalarda hata ile daha sık olarak karşılaşılır. Örneğin küçük çaplı ve et kalınlığı fazla olan bağlantılar 180° C'da birkaç çevrimden sonra hata göstermesine karşın, büyük çaplı ve et kalınlığı ince bir bağlantı 300° C'da 1000 çevrime izin verebilmektedir.

13.2. Üretim Deneyimleri

Kaynaklı bağlantıların gerçekleştirilmesinde MMA kaynağı en iyi sonuçların elde edilmesini sağlamıştır. Kaynak banyosunun kimyasal analizi önemli ölçüde elektrodun özellikleri tarafından belirlenir. Buna karşın eriyen ana metalin kaynak metaline oranı hemen hemen sabit kalmaktadır. Manuel TIG kaynağında bağlı oranlar kaynakçı tarafından kontrol edilir. Eğer kaynakçı kaynak bölgesine yeterli miktarda dolgu teli yığamazsa ya da istemeyerekte olsa kaynak banyosu içerisinde fazla miktarda ferritik çeliğin erilmesine neden olursa dikişte yoğun gözenekler oluşur. Bu gözenekler ise, özellikle kaynak dikişi soğurken ya da çalışma süresinde meta-

lin örneğin hidrojen tarafından hafif korozyona uğraması durumunda çatlama riskini artırır.

0-350° C arasındaki çalışma ortamlarında 29 Cr/9 Ni/3 Mo türü elektrodlar sık olarak kullanılmalarına karşın düşük karbonlu olan ve 25 Cr/12 Ni türü elektrodlarının daha iyi sonuç verdiği görülmüştür.

Bazen 25 Cr/20 Ni (310) türü elektrodlar, kaynak metalinin ana metalle seyreltilmediği ve tamamen ostenitik mikroyapıya sahip bölgelerde mikroçatlak problemlerine rağmen önerilmektedir.

Bazı üreticiler 29 Cr/9 Ni'li(312) elektrodlarını kullanmakta ve problemsiz bağlantılar elde etmektedirler, ancak bu elektrodlar 350°C'ın üstündeki çalışma ortamlarında kullanılmamalıdır.

Isı eşanjörlerinde boru ve ayna birleştirmelerinde özellikle yüksek ısı nakil hatlarında hızla korozyona uğrayan karbon çeliğinden boruların ostenitik boruların yerine kullanılması önemli sorunlara neden olmaktadır.

MMA kaynak yöntemi ince boruların yanması problemine neden olurken, boruların birbirlerine yakın olması nedeni ile elle çalışma zorluğu ortaya çıktığından dolgu telinin kullanılması TIG yöntemi kullanılırken güçleşir.

ER-NiCr 3 dolgu telinin seyreلمeye daha çok tolerans tanıdığı gerekçesi ile 309 kalite tellerin yerine kullanılması her zaman olumlu sonuç vermemekte ve henüz tam olarak açıklanamayan çatlak problemleri ortaya çıkmaktadır. Ancak yine de MMA kaynağının mümkün olduğu yerlerde daha doğrusu bu yöntemi uygulama olanağı bulunan yerlerde E-NiCr-Fe 3 elektrodları iyi sonuçlar vermektedir.

Yüksek nikelli elektrod ve dolgu tellerinin kullanılması halinde kaynak bölgesinin kir ve artıklardan arındırılmasına dikkat edilmelidir.

Özellikle ince malzemeleri birleştirirken bu durum daha da önem kazanmakta ve temiz ortam şartlarının sağlanması zorunlu bir hal almaktadır.

Karbon çeliklerinde sülfür segragasyonu olayı bazı problemlerin ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Yapılan bir uygulamada ostenitik boruların karbon çeliğinden aynaya merkezlenmesinde sızdırmaz bir kaynak bağlantısının TIG yöntemi ile gerçekleştirilemediği görülmüştür. Bunun üzerine ince çaplı E-NiCrFe 3 tipi örtülü elektrodların kullanılması ile boru demetinin tamamlanmasına olanak sağlanmış ve kaynakçının yatay pozisyonunda çalışabilmesi için bir iskele kurulmuştur.

Bu uygulamada kullanılan E-NiCrFe 3 türü elektrodlar % 5 - 9,5 oranında Mn içermekte olup ER-NiCr 3 dolgu tellerine benzer özelliktedirler. Örtüleri bazik tip bu elektrodlarla kükürtün olumsuz etkisi kaldırılmak istenmiş ve bunda da başarılı olunmuştur.

Literatürlerin ostenitik yapıdaki paslanmaz çeliklerin üzerine düşük alaşımlı kaynak metallerinin yığılmaması gerektiğini belirtmelerine rağmen bazı durumlarda bu uygulama gerçekleştirilmektedir. Örnek: Yüksek kürüklü yakıtla ateşlenen bir fırın ferritik çeliği korozyona uğratan bir akışkan taşımaktadır.

Bu sistemdeki dubleks serpantin boruları 1Cr/0,5 Mo'li malzemeden yapılmış ve yüksek nikelli bir alaşımla kaplanmıştır. Kaynak işleminin tamamı dışarıdan yapılmış ve kök paso ER-NiCr 3 dolgu teli ile TIG prosesi seçilerek gerçekleştirilmiştir.

Sonraki iki paso 25 Cr-20 Ni elektrodlarla atılmış 1 Cr/0,5 Mo'li kısım daha sonra doldurulmuştur. Bu işlem sırasında karışımı enaza indirmek için ark mümkün olduğunca önceki iki pasonun üstünde tutuşturulmuş ve kalan pasolar yarıyarıya bindirilmiştir. Kaynak işlemi 1 Cr/0,5 Mo'li elektrodlarla tamamlanmış ve kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmıştır. Yapılan testlerde Cr-Mo'li ana metalde 450 HV dolayında bir sertliğe rastlanmış ancak 6-10 yıllık işletme süreci içerisinde herhangi bir hata ile karşılaşmamıştır.

BÖLÜM 14- BİR NÜKLEER SANTRALDE GERÇEKLEŞTİRİLEN FARKLI OSTENİTİK ALAŞIMLAR ARASINDAKİ BİRLEŞTİRME KAYNAĞI

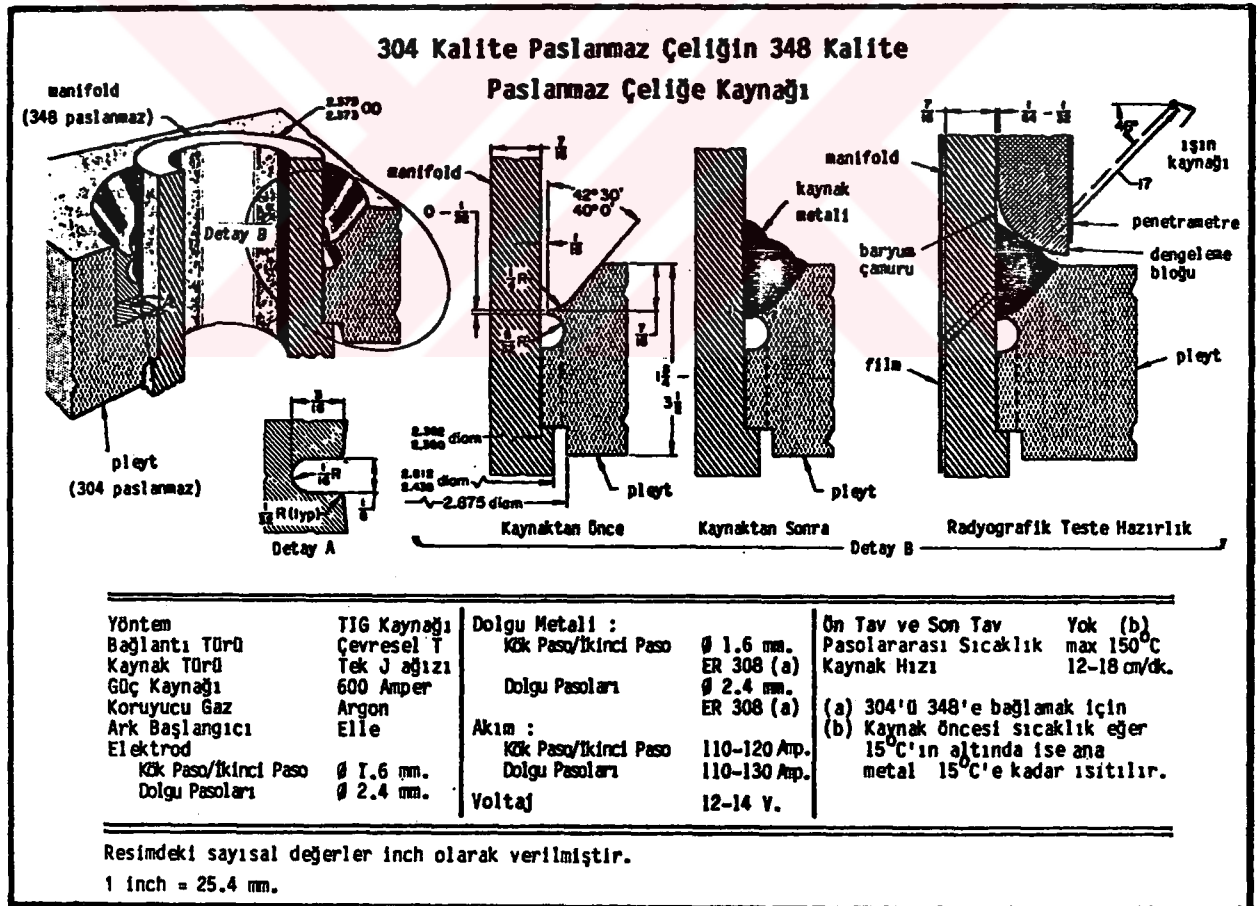
Şekil 65'de, bir nükleer santral için yapılmakta olan ısı eşanjöründe 304 kalite paslanmaz çelik bir pleyt üzerine 348 kalite paslanmaz çelik ya da inconel 600'den manifoldun kaynak edilmesi ele alınmıştır. Bu kaynak işlemi sırasında kök paso ve ikinci pasolar TIG yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Diğer pasoların TIG ya da koruyucu gaz altında ark kaynağı ile yapılabilmesine karşın bu örnekte tüm geri kalan pasolar TIG yöntemi ile gerçekleştirilmiştir.

Kaynaktan önce pleyt ve manifolda şekil 65-b'de detaylı ölçüleri verilen kaynak ağızları açılır. Kaynak ağızı ve ağızın köşelerine komşu olan 2 mm genişliğindeki bölge yağ, pislik ve oksitlerden iyice temizlenir. İşlem sırasında koruyucu gaz olarak argon kullanılmış ve dikişin 150° C'a kadar soğuması sırasında argon gazından oluşturulan koruyucu ortam devam ettirilmiştir. Gerek kök paso gerekse ikinci pasolar olarak dahilinde kısa ve dar dikişlerle atılmış ve daha sonraki pasolara geçmeden önce kaynak bölgesi iyice temizlenerek ve en az 5 kat büyütülerek gözle kontrol edilmiştir. Kaynakta görülen çatlaklar tamamen temizlendikten sonra bu bölgeler tekrar kaynatılarak onarılmıştır. Sonraki kaynak pasolarında her pasodan sonra kaynak dikişi daha önce başka bir metalin temizliğinde kullanılmayan yeni bir paslanmaz tel fırça ya da Al_2O_3 taşıma diski ile temizlenmiştir.

Kaynağın başlangıcında ana metalin minimum 15°C olması sağlanmış pasolar arası sıcaklık ise en fazla 150° C olacak şekilde ayarlanmış-

tır. Son tavlama uygulanmadan diğer kaynak işlemleri şekil 65'de belirtilen şekilde gerçekleştirilmiştir.

Amperajı ayarlayan bir ayak pedalı ile kaynak pasosunun başlanğıç ve bitiminde sıcaklığın kontrol edilmesi sağlanmış ve böylece krater oluşma riski azaltılmıştır. Hem yöntemler hem de kaynakçılar kalifiye edilmiş ve nükleer endüstrinin standartlarına getirilmiştir. Gözle muayeneye ek olarak kök paso ve son pasolar sıvı-penetrant yöntemi uygulanarak kontrol edilmiş ve tüm kaynak işlemi bittikten sonra radyografik kontrol yapılmıştır.



Şekil 65 : Bağlantı dizaynı, kaynak paso sırası ve manifold ile pleyt arasında yapılan kaynağın radyografik muayene ekipmanının kurulması

X-ray ışınlarının dengelenmesini sağlamak için kaynak edilen dik parçanın alaşımına uygun ve 10 mm kalınlığında dengeleme bloğu yerleştirilmiştir. Bu durum şekil 65'in en sağında gösterilmiştir. Blok dik parçanın 0,4-0,8 mm kadar uzağına konmuş ve dik parça ve kaynak dikişinden baryum çamuru ile ayrılmıştır. Radyografi ise bir penetrametre ile gerçekleştirilmiştir.



BÖLÜM 15 - DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu bölümde iki farklı deney gerçekleştirilmiş, birinci deneyde lameler grafitli dökme demir ile düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliği (st 52) arasındaki bağlantı, ikinci deneyde ise 304 kalite paslanmaz çelik ile düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliği (st 52) arasındaki bağlantı incelenmiştir.

DENEY 1

Deneyin amacı, kaynak sırasında oluşan ısının ve bunu izleyen soğumanın sonucunda ana metal ve kaynak metalinde meydana gelen içyapı değişikliklerinin ve bu yapı değişimlerinin sertlik üzerindeki etkilerinin incelenmesidir.

Bağlantı lameler grafitli dökme demir ile düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliği (st 52) arasında gerçekleştirilmiş olup malzemelere ait kimyasal analiz değerleri aşağıda verilmektedir.

Lameler Grafitli Dökme Demir			Düşük Karbonlu Alaşımsız Çelik		
C		% 3-3,5	C		% 0,15-0,20
Si		% 1,5-2,5	Si		% 0,20-0,40
Mn		% 0,5-1,2	Mn		% 1,2-1,5
P		% 0,4-0,6	p		% 0,04
S		% 0,05-0,08	S		% 0,04

Kaynak işlemi 3 farklı yöntem uygulanarak gerçekleştirilmiş olup bu yöntemler ve yöntemlerden elde edilen sonuçlar aşağıda ayrı ayrı yorumlanmıştır;

YÖNTEM-1: Lameler grafitli dökme demirin herhangi bir tampon kullanılmadan düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliğine (st 52) E7018 türü bir elektrod ile soğuk kaynak yöntemi uygulanarak kaynağı:

Bu çalışmaya ait fotoğraf ve bağlantının çeşitli bölgelerindeki sertlik değerlerini gösteren grafik şekil 66'da yer almaktadır.

KAYNAK ŞARTLARI

Parça Kalınlıkları	20 mm
Öntav	Yok
Pasolararası Sıcaklık	max. 150°C
Elektrod	Tampon uygulanmamıştır
	Birleştirme

Klasifikasyonu

TS 563 : E 51 54 B 10 120 H

DIN 1913 : E 51 54 B 10

AWS A5.1 : E 7018

Örtü Tipi : Bazik

Kaynak Metali Tipik Bileşimi (%)

C	Si	Mn
0.07	0.5	0.9

Elektrod çapları	Tampon	Ø3,25
	Birleştirme	Ø3,25
Akım/Voltaj	Tampon	90 amp AC/min.40 V
	Birleştirme	110 amp DC(+)

Şekil 66'daki grafikten de görüldüğü gibi lameler grafitli dökme demirin ısıdan etkilenen bölgesinde (B noktası) sertlik 230 HB'ye yükselmekte, bu değer kaynak metali ile ana metalin arasındaki sınırı oluşturan geçiş bölgesinde (X noktası) 275 HB'ye ulaşmaktadır. Y noktası kaynak dikişinin dökme demire komşu olan bölümünde bulunup buradaki sertlik 335 HB'ye kadar yükselmektedir. B noktasındaki sertlik artışının nedeni yapıda grafit halinde bulunan karbon miktarının azalması buna karşın grafitteki karbonun büyük bir bölümünün sementit oluşturmamasıdır. X noktasında, grafitteki karbon çözünmesi maksimum seviyeye ulaşmış ve sementit oluşma eğilimi yükselerek herhangi bir tampon tabaka bulunmadığından kolonlar halindeki sementit fazlaşmış, sertlik daha da yükselmiştir (280 HB). Y noktası, kaynak metalinin dökme demire komşu bölgesinde bulunup Ni esaslı bir tampon tabaka kullanılmaması nedeniyle dökme demirden kaynak metaline kolayca yayınabilme imkanı bulan karbonun neden olduğu temperlenmiş martenzitten oluşan sert bir yapıdadır (340 HB). E noktası salt kaynak metalinden oluşan bölgenin üstünde olup burada sadece E7018 türündeki bağlantıyı oluşturan elektrodun özellikleri elde edilmekte ve herhangi bir sertlik artışı ile karşılaşmamaktadır. Çelik döküm parça tarafındaki ısının etkisi altında kalan bölgede (F noktası) soğuma hızının yüksek olması nedeniyle yapıda bir miktar beynit oluşmuş ve sertlik 200 HB'ye kadar yükselmiştir.

YÖNTEM-2: Lameler grafitli dökme demirin AWS/A5.15 ENi-CI türü bir elektrod ile tampon atıldıktan sonra düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliğine AWS/E7018 türü bir elektrodla sıcak kaynak yöntemi uygulanarak işleme ara vermeden kaynağı:

Bu çalışmaya ait fotoğraf ve bağlantının çeşitli bölgelerindeki sertlik değerlerini gösteren grafik şekil 67'de yer almaktadır.

KAYNAK ŞARTLARI

Parça kalınlıkları	20 mm
Öntav	600°C (dökme demir) 150°C (st 52)
Elektrodlar	Tampon

Klasifikasyonu**DIN 8573 : E Ni-G 3****AWS A5.15 : E Ni-CI****Kaynak Metali Tipik Bileşimi (%)**

C	Ni
1	Kalan

Birleştirme**Klasifikasyonu****TS 563 : E 51 54 B 10 120 H****DIN 1913 : E 51 54 B 10****AWS A5.1 : E 7018****Örtü Tipi : Bazik****Kaynak Metali Tipik Bileşimi (%)**

C	Si	Mn
0.07	0.5	0.9

Elektrod Çapları	Tampon	Ø3,25
	Birleştirme	Ø3,25
Akım/Voltaj	Tampon	90 amp AC/min.40 V
	Birleştirme	110 amp DC(+)

Lamel grafitli dökme demirin ısıdan etkilenen bölgesinde (B noktası) sertlik bir miktar yükselerek 200 HB'ye ulaşmıştır. Bunun nedeni grafitteki karbonun çözünerek yapıda daha fazla sementit oluşturması ve yapının sertliğini yükseltmesidir. C noktası Ni esaslı tampon tabakada bulunduğundan sertliğin 160 HB'ye düşmesi doğaldır. Ni esaslı ENİ-CI tipindeki elektrodun içindeki % 1 C bağlantıyı oluşturan E7018 türündeki kaynak dikişine yayınarak arada kalan sınır bölgesindeki pasoların C ve hatta

Ni'ce zenginleşmesine yol açar. Bunun ana nedeni kaynak işleminin sıcak olarak gerçekleştirilmesi ve bundan dolayı karbonun yayınacak zamanı rahatlıkla bulabilmesidir. Tüm bunların sonucunda sertleşme kabiliyeti yükseleceğinden D noktasında 360 HB'ye ulaşmaktadır. Kaynak dikişinin ortalarına doğru gidildiğinde C ve Ni'ce zenginleşme hızla azalır ve E noktasında sadece E7018 türündeki bağlantıyı oluşturan elektrodun özellikleri elde edilir ve herhangi bir sertlik yükselmesi görülmez. Çelik döküm tarafındaki geçiş bölgesinde ise yüksek sıcaklık değerlerinde çalışıldığı için soğuma hızı oldukça düşüktür. Bu nedenle bu bölgede (F noktası) martenzit gibi sertleşme eğilimini yükselten mekanizmalar oluşmamaktadır.

YÖNTEM-3: Lamel frafitli dökme demirin AWS/A5.15 ENi-CI türü bir elektrod ile tampon atıldıktan sonra düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliğine AWS/E7018 türü bir elektrodla soğuk kaynak yöntemi uygulanarak kaynağı

KAYNAK ŞARTLARI

Parça Kalınlıkları	20 mm
Öntav	Yok
Pasolararası Sıcaklık	max 150°C
Elektrodlar	Tampon

Klasifikasyonu

DIN 8573 : E Ni-G 3

AWS A5.15 : E Ni-CI

Kaynak Metali Tipik Bileşimi (%)

C	Ni
1	Kalan

Birleştirme**Klasifikasyonu**

TS 563 : E 51 54 B 10 120 H
DIN 1913 : E 51 54 B 10
AWS A5.1 : E 7018

Örtü Tipi : Bazik

Kaynak Metali Tipik Bileşimi (%)

C	Si	Mn
0.07	0.5	0.9

Elektrod çapları

Tampon $\phi 3,25$

Birleştirme $\phi 3,25$

Akım/Voltaj

Tampon 90 amp AC/min 40 V

Birleştirme 110 amp DC(+)

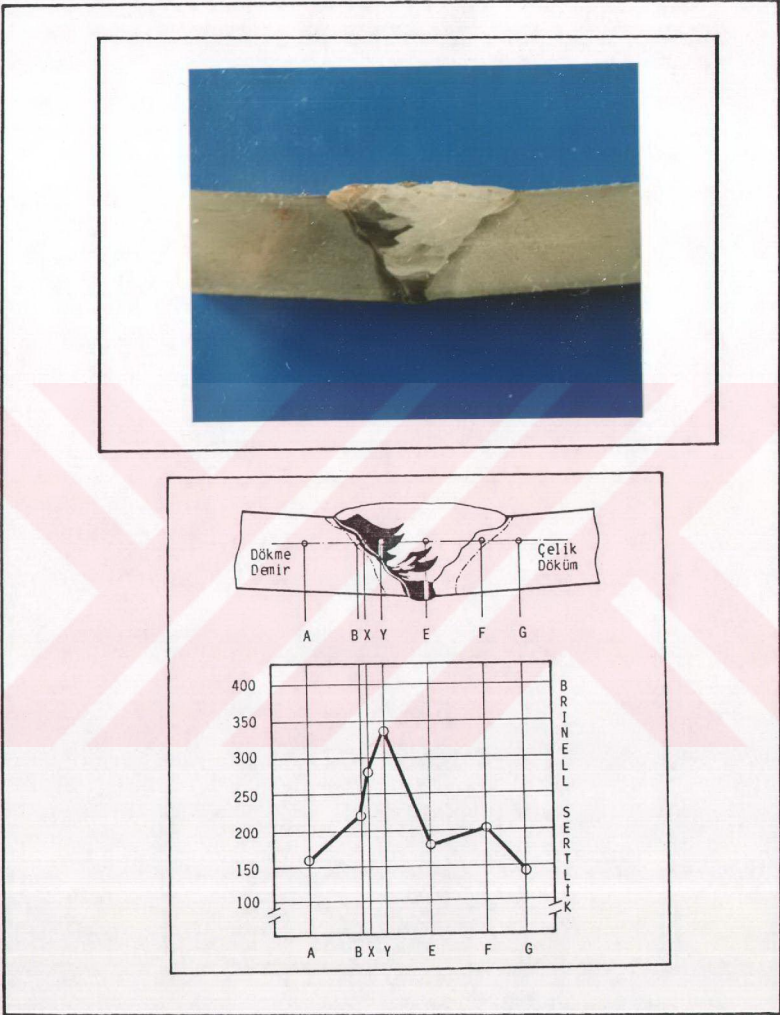
Bu bağlantıya ait fotoğraf ve bağlantının çeşitli bölgelerindeki sertlik değerlerini gösteren grafik şekil 68'de yer almaktadır. Kaynak işlemi öntavsız soğuk olarak gerçekleştirildiğinden ısıdan etkilenen bölgeler sıcak kaynak yöntemine oranla daha dardır. Lamel grafitli dökme demirin ısıdan etkilenen bölgesinde (B noktası) sertlik bir miktar yükselerek 200 HB'ye ulaşmıştır. Bunun nedeni grafitteki karbonun çözünerek yapıda daha fazla sementit oluşturmıştır. C noktası Ni esaslı tampon tabakada bulunduğu sertliğin 165 HB'ye düşmesi doğaldır. Ni esaslı ENi-CI tipindeki elektrodun içindeki % 1 C sıcak kaynak yönteminde olduğu gibi bağlantıyı oluşturan E7018 türündeki kaynak dikişine yayınarak arada kalan sınır bölgesindeki pasoların C ve hatta Ni'ce zenginleşmesine yol açar. Ancak C'ca zenginleşen bu bölgenin genişliği sıcak kaynak yönteminde ortaya çıkan karbonca zengin bölgeye oranla daha dardır. Bunun nedeni kaynak işleminin pasolararası sıcaklığın max.150°C tutularak gerçekleştirilmesi ve bu düşük sıcaklıktan dolayı karbonun yayınmak için gereken yeterli zamanı bulamaması olup D noktasının sertliği sıcak kaynak yöntemine ait D noktasına oranla daha düşüktür (240 HB). Ancak bununla birlikte Ni tampon ile bağlantı metalinin arasındaki sınır bölgesinde yüksek karbon bulanacağından ve soğuma hızının da yüksek olmasından dolayı martenzit oluşabilmektedir. Sertlik diagramında ise böyle bir değer yer almamakta-

dır, zira Brinell sertlik ölçme yöntemi ile çok hassas bir aralığı taramak mümkün değildir. E noktasında yine sadece E7018 türündeki bağlantıyı oluşturan elektrodun özellikleri elde edilirken herhangi bir sertlik artışı ile karşılaşılmaz. Çelik döküm tarafındaki ısının etkisi altında kalan bölgede soğuma hızının sıcak kaynak yöntemine oranla daha yüksek olması nedeniyle yapıda bir miktar beynit oluşmuş ve sertlik 210 HB'ye kadar yükselmiştir.

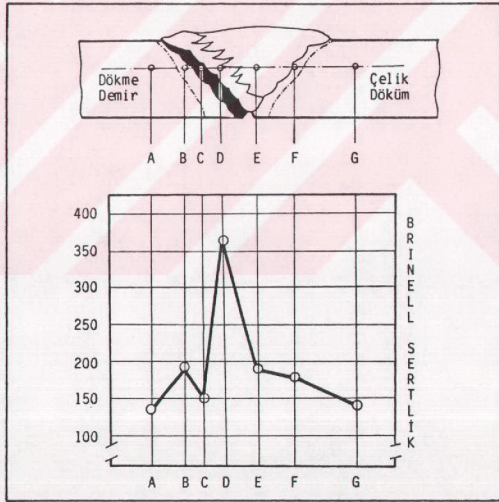
Bu 3 kaynak yöntemi içerisinde Ni esaslı bir tampon tabaka kullanılmadan gerçekleştirilen bağlantıda, özellikle dökme demir ile kaynak dikişi arasında sınır oluşturan geçiş bölgesinde ortaya çıkan yüksek sertlik nedeniyle çatlama riski açısından son derece tehlikeli bir bağlantı elde edilmiştir. Bu nedenle uygulamalarda bu tür bağlantılardan mutlaka kaçınılmalıdır.

Ni esaslı bir tampon kullanılan ve kaynaktan önce dökme demire öntav uygulanan kaynak yönteminde ise Ni tampona komşu bölgedeki kaynak dikişinde bir miktar sertlik artışı olmuştur. Ancak bu sertlik artışının temel nedeni yüksek sıcaklığa sahip Ni tampondan E7018 türü kaynak metaline gerçekleşen karbon yayınıdır. Bunu önlemek için daha düşük karbonlu Ni tamponlar oluşturulmalı ya da bağlantının gerçekleştirildiği E7018 türü ürünler yerine FeNi yapısındaki ürünler seçilmelidir.

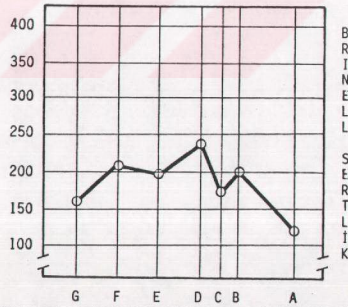
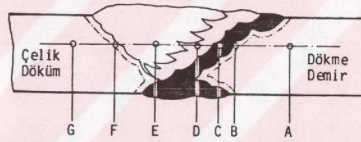
Ni esaslı bir tampon kullanılan ve kaynaktan önce dökme demire öntav uygulanmayan ve parçaları fazla soğutmadan gerçekleştirilen kaynak yönteminde ise Ni tampona komşu kaynak dikişinde aşırı bir sertlik artışı olmamıştır. Ancak deneyde elde edilen sertlik değerleri bir ölçüde yanıltıcı olabilmektedir. Bunun nedeni sertlik ölçümlerinin Brinell Sertlik cinsinden gerçekleştirilmesidir. Bu nedenle çok ince bir hat boyunca sert olabilecek bir yapıyı okumak mümkün olamamaktadır. Daha sağlıklı bir sertlik ölçümü ancak Vickers Sertlik yöntemi ile gerçekleştirilebilir.



Şekil 66: Lameler grafitli dökme demirin herhangi bir tampon kullanmadan düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliğine E7018 türü bir elektrod ile soğuk kaynak yöntemi uygulanarak kaynağı



Şekil 67: Lameler grafitli dökme demirin AWS/A5.15 ENi-CI türü bir elektrod ile tampon atıldıktan sonra düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliğine AWS/E7018 türü bir elektrodla sıcak kaynak yöntemi uygulanarak kaynağı



Şekil 68: Lameler grafitli dökme demirin AWS/A5.15 ENi-CI türü bir elektrod ile tampon atıldıktan sonra düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliğine AWS/E7018 türü bir elektrodla soğuk kaynak yöntemi uygulanarak kaynağı

KAYNAK YÖNTEMLERİ	SERTLİK (Brinell)						
	BÖLGELER						
	A	B	C	D	E	F	G
Soğuk Kaynak ENI-CI + E7018	123-126	187-208	175-180	190-250	178-240	204-210	155-160
Sıcak Kaynak ENI-CI + E7018	132-140	172-208	148-153	300-360	156-204	178-190	132-146
Soğuk Kaynak E7018	BÖLGELER						
	A	B	X	Y	E	F	G
	140-145	210-230	245-290	300-370	158-181	190-210	145-147

- A : Dökme demir
 B : Dökme demir üzerindeki IEAB
 C : Ni tampon
 D : Kaynak dikişinin Ni tampona komşu bölgesi
 E : Kaynak metal
 F : Çelik döküm üzerindeki IEAB
 G : Çelik döküm
 X : Dökme demir ile kaynak metal (E7018) arasındaki sınır bölgesi
 Y : Dökme demire komşu kaynak metal (E7018)

DENEY 2

Bu deneyde 304 kalite paslanmaz çeliğin düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliği (st 52) ile birleştirilmesi ele alınmıştır. Bağlantı AWS/A5.4 E308L-16 türü bir elektrodla gerçekleştirilmiş olup pasolararası sıcaklığa dikkat edilmemiş ve 20 mm kalınlığındaki plakalar öntav uygulanmadan ve ara verilmeksizin kaynatılmıştır.

304 Kalite Paslanmaz Çelik	Düşük Karbonlu Alaşımsız Yapı Çeliği
C max % 0,08	C % 0,15-0,20
Si max % 1	Si % 0,20-0,40
Mn max % 2	Mn % 1,2-1,5
P max % 0,04	P % 0,04
Cr % 18-20	S % 0,04
Ni % 8-12	

KAYNAK ŞARTLARI

Parça kalınlıkları	20 mm
Öntav	Yok
Elektrod	

Klasifikasyonu

TS 2716 : E 19 9 LR
DIN 8556 : E 19 9 LR
AWS A5.4 : E 308 L-16

Örtü Tipi : Rutil

Kaynak Metali Tipik Bileşimi (%)

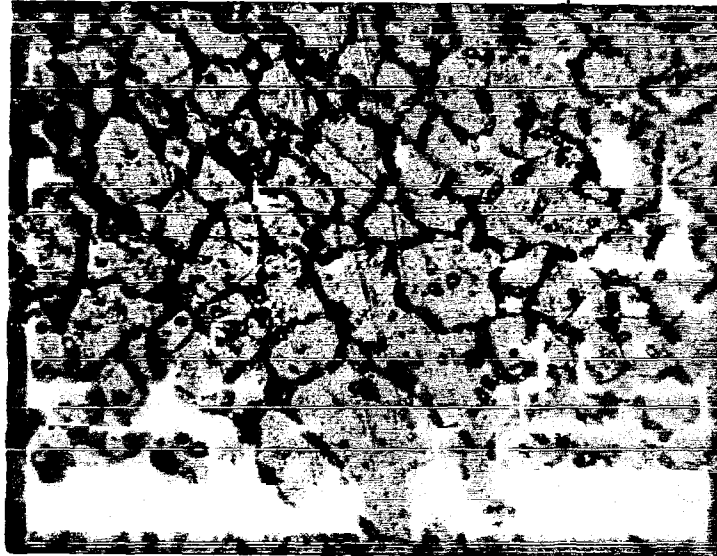
C	Si	Mn	Cr	Ni
≤ 0.03	0.8	0.7	19	10

Elektrod Çapı	O3,25
Akım/Voltaj	110 amp AC/min 50 V

Bu bağlantının düşük karbonlu alaşımsız yapı çeliği kısmında kaynak işlemi sonucunda herhangi bir önemli sertlik artışı ve içyapı değişimi ile karşılaşılması nedeniyle 304 kalite paslanmaz çeliğin iç yapısındaki değişimler incelenmiştir.

Bilindiği gibi özellikle 18 Cr/8 Ni'li astenitik çelikler 450-850°C sıcaklıklar arasında ısıtıldıklarında ya da bu sıcaklıklar arasından geçerken krom karbür oluşumu ile karşılaşılır. Sıcaklığın 450°C'ın üzerine çıkması halinde karbonun yayınma kabiliyeti karbonu tane sınırlarından dışarıya doğru yayındıracak kadar artacağından ve karbonun kroma karşı aşırı afinitesinden dolayı kromla karbon birleşeceğinden krom-karbür (Cr_4C) meydana gelecektir. Bu tür bir karbür çökmesi sonucunda tane sınırları boyunca sürekli bir krom ağı meydana gelir. Krom karbürünün ağırlık bakımından % 90'ının krom olmasından dolayı, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ostenit tanesinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır. Bunun sonucunda krom-nikelli ostenitik çelikler belirli bir süre 450-850°C sıcaklıklar arasında ısıtıldıklarında artık krozyona karşı dayanıklı değildir.

Deneydeki bağlantıda dikişe komşu olan paslanmaz çelik parça üzerinde sıcaklığın 650-750°C arasındaki bölümünde tane sınırlarına çöken karbürler fotograflanmıştır (Şekil 69).



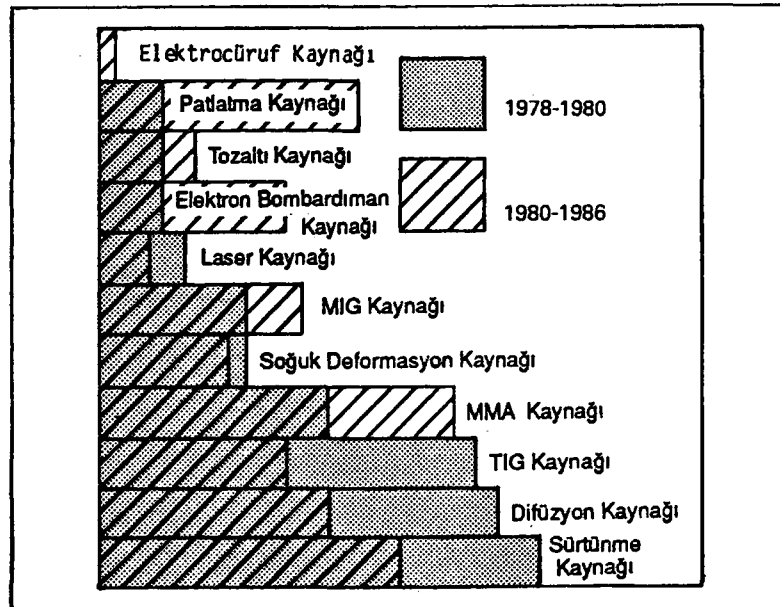
Şekil 69: 18 Cr/8 Ni'li bir çeliğin tane sınırlarındaki krom karbür çökmesi (X400).

Kaynak metalinde ise krom karbür oluşumu ile karşılaşılmamıştır. Bunun nedeni, kaynak metalinin erimiş durumda olup ($1450-1500^{\circ}\text{C}$) çabuk soğuması ve içerdiği karbon miktarının çok düşük seviyelerde bulunmasıdır.

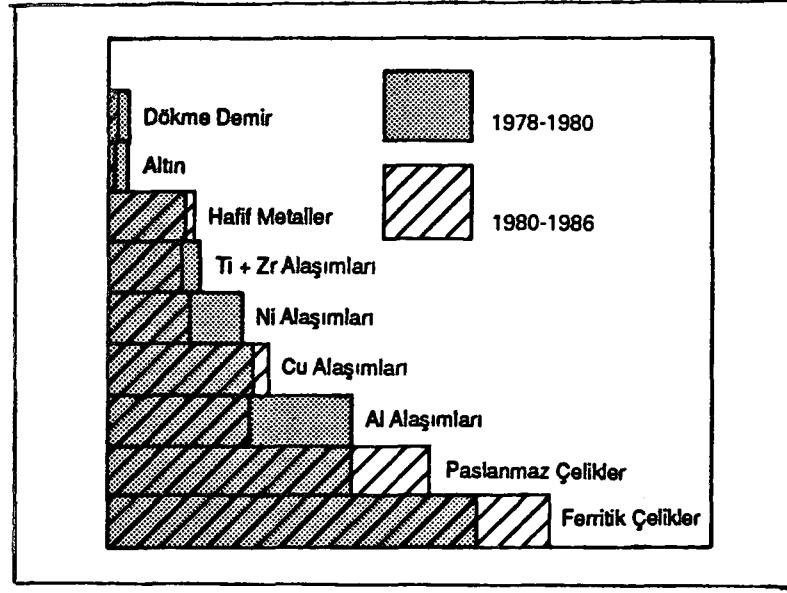
Krom karbür oluşumu eğilimini en aza indirebilmek için paslanmaz çelikteki karbon seviyesinin düşük tutulması ($<0,03\%$) ya da paslanmaz çeliğin, karbonun kroma karşı olan afinitesinde daha yüksek bir afiniteye sahip diğer bir elementle (Nb ya da Ti gibi) stabilize edilmesidir.

KONUNUN GÜNÜMÜZDEKİ GELİŞİMİ

1978-1980 yılları arasındaki araştırmalarla 1980 sonrası gerçekleştirilen çalışmalar karşılaştırıldığında, özellikle patlatma kaynağı yönteminin farklı metal alaşımlarının birbirleriyle birleştirilmesinde çok sık kullanıldığı ve bu konuda devamlı araştırmalar yapıldığı görülmektedir. Elektron bombardıman kaynağı yönteminde de şaşırtıcı bir artış göze çarpmaktadır. Şekil 70-a'ya dikkat edildiğinde MMA, difüzyon ve sürtünme kaynağı yöntemlerinde de gelişmeler kaydedildiği görülmektedir. Şekil 70-b'deki grafik, ferritik çeliklerle paslanmaz çelikler arasındaki kaynaklı bağlantılarda artış olduğunu belirtirken, alüminyum ve nikel esaslı alaşımların kaynağında azalma ile karşılaşmıştır.



Şekil 70a: Farklı metal kaynağında kullanılan yöntemler ve 1980 sonrası kullanım yoğunlukları

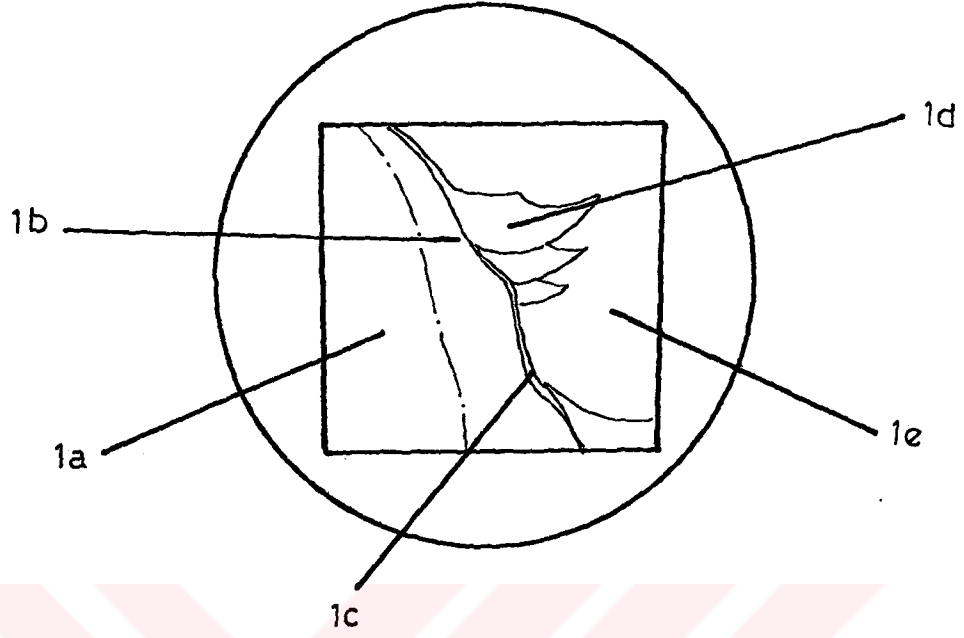


Şekil 70b: Farklı metallerin kaynağında kullanılan malzemeler ve 1980 sonrası kullanım yoğunlukları

Bakır ve alaşımlarının demir dışı malzemelere kaynağındaki şaşırtıcı artış ise gemilerdeki pervane donanımlarının deniz kirliliği ve korozyonundan korunması gereğinden kaynaklanmaktadır. Bu konuda gerçekleştirilen çalışmalarda, bakır-nikel kaplama yöntemleri hem çalışma verimini hem de üretken olmayan zamanın azaltılması konusundaki çalışmaları olumlu yönde etkilemiştir. Kaplama işleminin genelde patlatma kaynağı yöntemi ile yapılması, birleştirmelerin de MMA'ya da MIG kaynağı ile gerçekleştirilmesi bu geleneksel yöntemlere olan ilginin devam etmesini sağlamıştır.

Difüzyon kaynağı ile sürtünme kaynağının, dikişin mekanik açıdan zayıf olması nedeniyle uygulanmalarda kullanım dışı kalması beklenirken durum hiç de beklendiği gibi olmamıştır. Özellikle difüzyon kaynağında artış göze çarpmış ve metallerin metal olmayan malzemelerle birleştirilmesinde bu yöntem çekiciliğini her geçen gün daha da arttırmıştır.

Son yıllardaki gelişmelere genel hatları ile bakılacak olursa; kaynak yöntemlerinde, kaynağa hazırlık aşamasında ve test yöntemlerinde birçok yeniliğin kullanıcıların hizmetine sunulduğu görülmektedir.



Fotograf 1-a Lameler grafitli ferritik matrisli dökme demir. Koyu çizgiler grafit lamelleri göstermektedir (x400).



Fotograf 1-b

Ana metal ile kaynak metali arasındaki geçiş bölgesi. Bu bölgede grafit lamelleri soğuma hızının etkisi ile bozulmaya başlamıştır. (x400)



Fotograf 1-c

Kaynak metali ile ana metalin birleştiği sınır bölgesi. Beyaz bölge aşırı miktarda grafitin çözülmesi ve erime sonrası kolonsal sementitlerin katılaşmış olduğu bölgedir. Sementit arasında ferrit ya da beyaz nit izleri görülmektedir. (x400)



Fotograf 1-d Karbonca zengin kaynak metali.
Yapı ağırlıklı olarak ferrit ve
beynitten oluşmuştur. (x400)



Fotograf 1-e Salt kaynak metali. Ferritik mat-
ris içinde tane sınırlarında çökel-
miş perlitler görülmektedir. (x400)

YARARLANILAN KAYNAKLAR

KİTAPLAR

- (1) Welding Dissimilar Metals
N.Bailey
The Welding Institute-Cambridge, 1986
- (2) Metals Handbook (8.Baskı)
Welding and Brazing, Volume 6
American Society for Metals-Ohio, 1971
- (3) Welding Handbook (8.Baskı)
Welding Processes, Volume 2
American Welding Society-Miami, 1991
- (4) Constituent Elements in Steels and Cast Iron
London and Scandinavian Metallurgical Co Limited-Sheffield, 1961
- (5) Métallurgie de la Soudure
Daniel Seferian
DUNOD-Paris, 1959
- (6) Malzeme Bilgisi Cilt 1
Prof.Dipl.Ing. H-J.BARGEL
Prof.Dr.-Ing.G.SCHULZE
(Çevirenler: Prof.Dr.Şefik GÜLEÇ Doç.Dr.Ahmet ARAN)
Metal Malzemelere Genel Bakış
TÜBİTAK Yayınları-Gebze, 1985

- (7) Cours de Métallurgie Appliquée au Soudage
Institut Castolin + Eutectic, Saint-Sulpice
Lausanne, 1966
- (8) Kaynak Tekniği Cilt 3
Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti
Prof.Salâhaddin ANIK
İ.T.Ü. Kütüphanesi Sayı: 1183-İstanbul, 1981
- (9) Kaynak Tekniği
Prof.Nurullah GÜLTEKİN
İstanbul, 1991
- (10) Dökme Demirlerin Kaynağı
Prof.Dr.Müh.Kutsal TÜLBENÇTİ
SEGEM-1986
- (11) Çelik ve Isıl İşlemi
Bofors Elkitabı
K-E Thelning
(Çeviren: Doç.Dr.Adnan TEKİN)
İstanbul, 1987.

BİLDİRİLER/KATALOGLAR/MAKALELER

- (12) The Welding Journal-Volume 71, No:5
Are Dissimilar Metals Weldable?
Hallock C.CAMPBELL
American Welding Society-Miami, 1992
- (13) An American National Standard
ANSI/AWS A5.4-81
Specification for Covered Corrosion-Resisting Chromium and Chromium-Nikel Steel Welding Electrodes
American Welding Society-Miami, 1981

- (14) An American National Standard
ANSI/AWS A5.15-90
Specification for Welding Electrodes and Rods For Cast Iron
American Welding Society-Miami, 1990
- (15) Paslanmaz Çelikler Eğitim Semineri
Prof.Dr.Erdoğan TEKİN
ODTÜ Sürekli Eğitim Merkezi-Ankara, 1992
- (16) Welding Guide for the Joining of Dissimilar Metals
ESAB-İsveç, 1989
- (17) Demir Esaslı Metallerin Örtülü Elektrodla Ark Kaynağı
Prof.Dr.Barlas ERYÜREK
ASKAYNAK Yüksek Seviye Genel Kaynak Teknolojisi Notları
İstanbul, 1991
- (18) ESAB Welding Handbook - 4.Baskı
Filler Materials for Manual and Automatic Welding
İsveç, 1989
- (19) Kaynak Dünyası
Farklı Metallerin Kaynağı
Prof.Salâhattin ANIK
Gedik Holding, 1988

ÖZGEÇMİŞ

1965 yılında İstanbul'da doğdu. İlk öğreniminden sonra orta ve lise öğrenimini Saint Benoit Fransız Lisesi'nde tamamladı. 1984 yılında girdiği Yıldız Üniversitesi Makina Fakültesinden 1988 yılında mezun oldu. 1988-1989 öğretim döneminde İstanbul Üniversitesi İşletme İktisadı Enstitüsü İşletmecilik İhtisas Programının gündüz bölümünü bitirdi. 1989 yılında Yıldız Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalında Yüksek Lisans eğitimine başladı. Halen özel bir elektrod şirketinin Teknik Servisinde çalışmalarını sürdürmektedir.