

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

83951

ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİK VE BAKIR ÇİFTİNİN DİFÜZYON
KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİNDE KAYNAK PARAMETRELERİNİN
BİRLEŞMEYE ETKİSİ.

Osman YILMAZ

DOKTORA TEZİ

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

1999
ELAZIĞ

**T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİK VE BAKIR ÇİFTİNİN DİFÜZYON
KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİNDE KAYNAK PARAMETRELERİNİN
BİRLEŞMEYE ETKİSİ.**

Osman YILMAZ

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu Tez/....../ 1999 Tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği/ oy çokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

(İmza)

(İmza)

(İmza)

Danışman

Doç. Dr. Halis ÇELİK

ÖZET**Doktora Tezi****ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİK VE BAKIR ÇİFTİNİN DİFÜZYON
KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİNDE KAYNAK PARAMETRELERİNİN
BİRLEŞMEYE ETKİSİ.****Osman YILMAZ****Fırat Üniversitesi****Fen Bilimleri Enstitüsü****Metal Eğitimi Anabilim Dalı****1999 Sayfa: 109**

Bu çalışmada, östenitik paslanmaz çelik (AISI 304) ve elektrolitik bakırın difüzyon kaynağı ile birleştirilmesinde, kaynak parametrelerinin birleşmeye etkisi incelenmiştir. Yapılan deneyler sonucunda, kaynak parametrelerinin birleşme üzerindeki etkileri incelendiğinde, en uygun difüzyon kaynağının, 800 °C sıcaklık, 30 dakika kaynak süresi ve 1.2 Mpa basınçta gerçekleştiği anlaşılmıştır.

Bu kaynaklı birleştirme sonucunda, numunelerin ne oranda kaynak edilebildiğinin anlaşılması amacıyla metalografi ve mekanik testler kullanılmıştır. Metalografik olarak, optik mikroskop ve SEM ile kaynak bölgesi incelenmiş, EDS analizleri yapılarak kaynak çiftinin birleşme bölgesinde, elementlerin difüzyon sonucu konsantrasyon dağılımı ve difüzyon mesafelerini içeren grafikler elde edilmiştir. Bu sonuçlar kullanılarak, kaynak bölgesinde oluşan muhtemel intermetalik fazlar, faz diyagramları yardımıyla belirlenmeye çalışılmıştır. Mekanik olarak ise, sertlik ve çekme testleri uygulanmış, elde edilen sonuçlarla; kaynak bölgesinde, kaynak parametrelerinin sertlik üzerindeki etkileri ve metal çiftinin mekanik dayanımı tespit edilmeye çalışılmıştır.

Çalışmanın bir diğer bölümünde, lehimli birleştirme ile bir mukayese yapabilmek amacıyla, difüzyon kaynağı ve sert lehim ile birleştirilen numuneler arasındaki elektriksel iletkenlik farkı incelenerek, kaynak ara yüzeyinde oluşan intermetalik fazların iletkenlik üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Sonuçta; difüzyon kaynaklı metal çiftin lehimli metal çiftin yerine kullanılabileceği tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Difüzyon Kaynağı, Katı Hal Kaynağı, Elektriksel İletkenlik.



SUMMARY**PhD Thesis****THE EFFECT OF WELDING PARAMETERS ON THE JOINING OF
STAINLESS STEEL WITH COPPER BY DIFFUSION WELDING****Osman YILMAZ****Fırat University****Graduate School Of Natural and Applied Sciences****Department of Metallurgy Education****1999, Page: 109**

In this thesis, the effects of welding parameters on the joining of stainless steel to copper by diffusion bonding were searched. Depending on the effect of welding parameters, the best diffusion welding condition is determined as 800 °C temperature, 30 minute time and 1.2 Mpa pressure.

At the end of this study, metallographic and mechanical tests were applied to examine the quality of bonding. As metallographic tests, optical microscope and SEM were applied and the distribution of elements present inside this two metal represented by using EDS analysis. Possible intermetallic phases were tried to be detected at welding area by using these results on the phase diagrams. As mechanical tests, hardness and tensile tests were applied. Taking the results into account, the effect of welding parameters on the hardness of welding area and strength of have been tried to be determined.

At another section of this study, electrical resistivity of diffusion welded and soldered bimetals measured. Comparisons between these measurements were done. Moreover the effect of intermetallic phases on the electrical resistivity were deduced. Finally, it was seen that diffusion welded bimetal can be used instead of soldered bimetal.

Key words: Diffusion Welding, Solid State Welding, and Electrical Conductivity.

TEŞEKKÜR

Çalışmalarımı destekleyen, yönlendiren, danışmanım sayın Doç. Dr. Halis ÇELİK beye teşekkürlerimi sunarım.

Doktora yapmama vesile olan sayın Doç Dr. Nuri ORHAN beye teşekkür ederim.

Sayın Yrd. Doç. Dr. Mustafa AKSOY bey'e çalışmalarındaki yardımlarından dolayı teşekkürlerimi arz ederim

Çalışmamın bir parçası olan elektriksel iletkenlik ölçümleri esnasında gösterdikleri ilgiden dolayı Sayın Yrd. Doç. Dr. Yıldırım AYDOĞDU beye teşekkürlerimi bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	III
SUMMARY.....	V
TEŞEKKÜR.....	VII
İÇİNDEKİLER.....	X
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VIII
TABLolar LİSTESİ.....	X
FOTOĞRAF LİSTESİ.....	XI
 1.GİRİŞ	 1
2. KATI HAL BİRLEŞTİRME TEKNİKLERİ.....	3
2.1. Difüzyon Kaynağı.....	3
2.1.1. Difüzyon.....	3
2.1.1.1. Difüzyon kaynağı mekanizması.....	4
2.1.2. Difüzyon kaynağına tesir eden faktörler	8
2.1.2.1. Kaynak sıcaklığı.....	9
2.1.2.2. Yüzey şartları.....	10
2.1.2.3. Kaynak basıncı.....	13
2.1.2.4. Kaynak süresi.....	15
2.1.2.5. Kaynak ortamı	16
2.1.2.6. Birleştirilecek malzemelerin mikro yapıları ve tane boyutları.....	16
2.1.3. Difüzyon kaynağı uygulamaları.....	19
2.1.3.1. Alüminyum alaşımları	24
2.1.3.2. Demir esaslı malzemelerin difüzyon kaynağı.....	25
2.1.3.3. Refrakter malzemelerin difüzyon kaynağı.....	25
2.1.3.4. Diğer malzemeler	26
2.1.4. Difüzyon kaynağının diğer kaynak metotlarıyla karşılaştırılması	29
2.1.5. Difüzyon kaynağı teknikleri.....	29
2.1.6. Difüzyon kaynağına uygulanan muayene ve testler	31
2.1.6.1. Tahribatlı muayeneler	31
2.1.6.2. Tahribatsız muayeneler	32
2.1.7. Literatür çalışmalarının değerlendirilmesi	32
2.2. Sert Lehimleme.....	34
2.2.1. Lehim alaşımı	34
2.2.2. Lehimlemenin esası.....	34
2.2.3. Kapiller tesir	35
2.2.4. Çalışma sıcaklığı.....	36
2.2.5. Islatma sıcaklığı.....	36
2.2.6. Maksimum lehimleme sıcaklığı.....	36

2.2.7. Lehim alaşımları ve kullanım alanları.....	36
2.2.7.1. Gümüş lehimleri.....	36
2.2.7.2. Isıya dayanıklı yüksek hararet lehimleri	38
2.2.8. Dekapanlar	38
2.2.9. Lehimleme usulleri	39
3. KULLANILAN MALZEMELER VE ELEKTRİKSEL İLETKENLİK	41
3.1. Paslanmaz Çelikler	41
3.1.1. Paslanmaz çeliklere alaşım elemanlarının etkileri.	42
3.1.1.1. Kromun paslanmaz çeliğe etkisi.....	42
3.1.1.2. Nikelin etkisi.....	44
3.1.1.3. Ortak etkiler.....	46
3.2. Bakır ve Bakır Alaşımları	47
3.2.1. Bakırın elektriksel iletkenlik özelliği	50
3.3. Direnç Malzemeleri	51
3.3.1. Sıcak iletken dirençler.....	52
3.4. Metallerde Elektriksel İletkenlik	53
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	57
4.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler.	57
4.2. Difüzyon Kaynak Çalışmaları.....	57
4.3. Lehimleme Çalışmaları	59
4.4. Metalografik Çalışmalar	59
4.5. Mekanik Deneyler	60
4.6. Özdirenç Ölçüm Deneyleri.....	61
5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞILMASI.....	63
5.1. Teorik Difüzyon Mesafesi Tayini ve EDS Sonuçlarıyla Karşılaştırılması....	63
5.1.1. Kaynak bölgesi mikroyapısı.....	72
5.1.2. Kaynak parametrelerinin difüzyon mesafesine etkisinin tartışılması. ...	82
5.2. Mekanik Deney Sonuçları	86
5.2.1. Çekme deneyi sonuçları.....	86
5.2.2. Sertlik deneyi sonuçları.....	91
5.3. Özdirenç Ölçüm Sonuçları.....	97
6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	101
KAYNAKLAR	104

ŞEKİLLER LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1. Difüzyon kaynağı mekanizması.....	8
Şekil 2.2. Sıcaklık ve uygulanan basıncın sürünme eğrisine tesiri.....	9
Şekil 2.3. Sıcaklığın birleşebilirlik üzerindeki etkisi.....	10
Şekil 2.4. Yüzey kusurları.....	11
Şekil 2.5. Yüzey deformasyonu ile pürüzlülük arasında sıcaklığa bağlı değişim.....	12
Şekil 2.6. Bağlantının kayma mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki	15
Şekil 2.7. Ara tabakanın tesiri	19
Şekil 2.8. Lehim damlası ile esas metal arasındaki birleşme	34
Şekil 2.9. L Ag 30 Cd Ve L Ag 40 Cd standart lehim alaşımları ile bakır, pirinç ve çeliğin lehimlenmesinde, lehim alaşımının çeşitli aralıklardaki yükselme miktarı....	35
Şekil 3.1. Fe – Cr Alaşımlarında Cr katılımlarının korozyon direncine etkisi.....	41
Şekil 3.2. Fe – Cr Denge Diyagramı	42
Şekil 3.3. Kromun γ bölgesinde etkisi.....	43
Şekil 3.4. SCHAEFFLER diyagramı	47
Şekil 3.5. Yabancı elemanların bakırın iletkenliğine ve öz direncine etkisi	48
Şekil 3.6. Sıcaklığa bağlı olarak bakırdaki iletkenliğin ve öz direncin değişimi.....	49
Şekil 4.1. Numune sıkıştırma mengenesi	58
Şekil 4.2. Atmosfer kontrollü difüzyon kaynağı fırını.	58
Şekil 4.3. Dairesel kesit alanlı çekme numunesi.....	60
Şekil 4.4. Elektriksel iletkenlik ölçme sisteminin şematik diyagramı	61
Şekil 4.5. İki Prob metodu ile öz direnç ölçüm sistemi.....	62
Şekil 5.1. Fe atomlarının kaynak bölgesinde teorik dağılımı.	65
Şekil 5.2. Fe Atomlarının kaynak bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımı	65
Şekil 5.3 Ni atomlarının kaynak bölgesinde teorik dağılımları.	67
Şekil 5.4. Ni atomlarının kaynak bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımları	68
Şekil 5.5. Cu atomlarının kaynak bölgesinde teorik dağılımları	69
Şekil 5.6. Cu atomlarının kaynak bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımları.....	69
Şekil 5.7. Cr atomlarının kaynak birleşme bölgesinde teorik dağılımları.....	70
Şekil 5.8. Cr atomlarının kaynak birleşme bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımları	71
Şekil 5.9. 1. Numunede kaynak bölgesi boyunca alınan EDS grafikleri	75
Şekil 5.10. T=800 °C, t=30 dakika, P=1,2 Mpa şartlarında elde edilen 1. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.	76

Şekil 5.11. T =800 °C, t=30 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 2. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.....	76
Şekil 5.12. T =800 °C, t=30 dakika, P=0,25 Mpa şartlarında elde edilen 3. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.....	77
Şekil 5.13. T =900 °C, t=30 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 4. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.....	77
Şekil 5.14. T =800 °C, t=15 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 6. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.....	78
Şekil 5.15. T =800 °C, t=5 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 8. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.....	78
Şekil 5.16. T =700 °C, t=30 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 9. numunede EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.....	79
Şekil 5.17. Fe-Cr-Ni faz diyagramında 800 °C de kaynak bölgesindeki fazlar.....	79
Şekil 5.18. a) Fe-Ni-Cu üçlü faz diyagramında 800 °C de kaynak bölgesindeki fazlar. b) Fe-Ni-Cu üçlü faz diyagramında 20 °C'de kaynak bölgesindeki fazlar	80
Şekil 5.19. a) Bakır atomlarının b) Demir atomlarının c) Krom atomlarının d) Nikel atomlarının değişen kaynak şartlarında difüzyon mesafeleri	83
Şekil 5.20. 800 °C sıcaklık ,1.2 Mpa lık basınç, 30 dakikalık zaman aralığında kaynak edilmiş Metal çiftinde gerilme (Mpa) - uzama eğrisi (%),.....	87
Şekil 5.21. Kaynaklı birleştirmenin bakır tarafında EDS ile tespit edilen oksitlerin mikrografi.	88
Şekil 5. 22. 0.25, 0.65, 1.2 Mpa basınç değerlerinde, 800 °C sıcaklık ve 30 dakikalık sürede difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değişimleri.	91
Şekil 5.23. 700, 800, 900 °C sıcaklıklarda 0,65 Mpa basınç ve 30 dakika sürede difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değerleri	93
Şekil 5.24. 5, 15, 30 dakikalık sürelerde, 800 °C sıcaklıkta ve 0,65 Mpa basınçta yapılan difüzyon kaynak numunelerinin sertlik	94
Şekil 5.25. Kaynak parametrelerinin sertliğin değişim mesafesi üzerinde etkinlikleri....	96
Şekil 5.26. (a) Sıcaklık ile paslanmaz çeliğin özdirenç oranının değişimi. (b) Sıcaklık ile bakırın özdirenç oranının değişimi.....	97
Şekil 5.27. (a) Difüzyon ile birleştirilmiş bakır paslanmaz çelik metal çiftinde, bakır kutbunun (+) olması halinde özdirenç oranının sıcaklığa göre değişimi. (b) bakır tarafının (-) kutup olması halinde özdirenç oranının sıcaklığa göre değişimi.....	98
Şekil 5.28. (a) Lehim ile birleştirilen metal çiftinde elektriksel alanın bakır ucu pozitif olduğunda metal çiftinde elektriksel özdirenç oranının sıcaklığa göre değişimi. (b) Bakır ucun (-) kutup olması halinde özdirenç oranının sıcaklık ile değişimi.	99
Şekil 5.29. Bakır ve çeliğin dirençlerinin seri olarak toplanıp mükemmel bir birleşme sonrası oluşturabilecekleri teorik sıcaklığa göre özdirenç oranı değişim grafiği	100

TABLOLAR LİSTESİ

	Sayfa
Tablo 2.1. Difüzyon kaynak yöntemine uygun metal çiftler ve ara tabaka malzemeler..	22
Tablo 2.2. Metal çiftleri için difüzyon kaynağı işlem parametreleri	23
Tablo 2.3. Metal ve alaşımların difüzyon kaynağı ile ara elemansız ve ara elemanlı kaynak edilebilirliği [Brandes E.A, 1983]	28
Tablo 2.4. Difüzyon kaynaklı birleştirmelerde birleşme özellikleri	29
Tablo 2.5. Uygulamada en çok kullanılan lehim alaşımlarının uygulandığı esas metaller, erime dereceleri ve ısı membaları [Anık S., 1983]	37
Tablo 2.6. Isıya dayanıklı yüksek hararet lehimleri.[Anık S., 1983].....	38
Tablo 2.7. Pratikte en çok kullanılan lehim alaşımları [Anık S., 1983]	39
Tablo 3.1. Ni-Cr Alaşımları.....	52
Tablo 3.2. Fe Cr Al- (Kanthal) Alaşımları.....	53
Tablo 3.3. Metallerin elektriksel özellikleri [Tükel N.,1982]	56
Tablo 4.1. Deneylerde kullanılan malzemeler.....	57
Tablo 4.2. Paslanmaz çelik ve bakırın mekanik özellikleri [Metals Handbook, 1992].	57
Tablo 4.3. Difüzyon kaynağında uygulanan kaynak şartları.....	59
Tablo 4.4. Al314/ AT 1314 gümüş lehimin kimyasal analizi [Anık S., 1983]	59
Tablo 5.1. Elementlerin difüze olabilme enerjileri ve difüzyon sabitleri .	64
Tablo 5.2. Fe atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri.....	66
Tablo 5.3. Ni atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri.....	68
Tablo 5.4. Cu atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri.....	70
Tablo 5.5. Cr atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri.....	71
Tablo 5.6. Paslanmaz çelik ve bakır ikilisinde ara bölgedeki kimyasal kompozisyon ...	81
Tablo 5.7. Kaynak şartlarına göre kaynak bölgesindeki fazların genişlikleri.....	81
Tablo 5.8. Kaynak parametrelerinin değişimiyle elementlerin difüzyon mesafeleri.....	82
Tablo 5.9. Difüzyon esnasında elementlerin sıcaklığa göre değişen özellikleri .	84
Tablo 5.10. Çekme testi sonucu metal çiftinin mekanik değerleri.	88
Tablo 5.11. Kaynak bölgesinde basıncın sertliğe etkisi.....	92
Tablo 5.12. Kaynak bölgesinde sıcaklığın sertliğe etkisi.....	93
Tablo 5.13. Kaynak bölgesinde zamanın sertliğe etkisi.....	95

FOTOĞRAFLAR LİSTESİ

Sayfa

Foto 5.1. Kaynak bölgesi mikro yapısı ($P=1.2$ Mpa, $T=800$ °C, $t=30$ dakika)	73
Foto 5.2. Kaynak bölgesi mikro yapısı ($P= 1.2$ Mpa, $T=800$ °C, $t=30$ dakika).....	74
Foto 5.3. . Kaynak bölgesi mikro yapısı ($P= 1.2$ Mpa, $T=800$ °C, $t=30$ dakika).....	74
Foto 5.4. a) Test öncesi (aşağıdaki) b) Test sonrası (yukarıdaki) çekme numunesi.....	86
Foto 5.5 Bakır tarafında tane sınırlarında oluşan boşluklar	89
Foto 5.6. Çekme testi sonrası numunelerin kırılma yüzeyleri	89
Foto 5.7. Çekme testi sonrası kırılma yüzeyi (üstten görünüş)	90
Foto 5.8. Çekme testi sonrası kırılma yüzeyi (yandan görünüş)	90
Foto 5.9. Kaynak bölgesinde bakır ve paslanmaz çelik tarafında oluşan ikinci fazlar.	92
Foto 5.10. Kaynak bölgesinde bakır tarafından birleşme yüzeyinde tane küçülmesi.....	95



1.GİRİŞ

Difüzyon kaynağı, aynı ya da farklı iki cins veya daha çok malzemenin akma dayanımlarının altındaki bir basınç ve yeniden kristalleşme sıcaklıklarının üzerinde, malzemelerin ergitilmeksizin birleştirildikleri bir katı hal kaynağıdır. Bu yöntem ile, temas yüzeyleri uygun bir şekilde hazırlanmış, kimyasal ve metalurjik özelliklerin uygunluğu da göz önünde bulundurulmuş bütün malzemeleri birleştirmek mümkündür. Özellikle, son yıllarda modern teknolojinin geliştirdiği yeni malzemelerin bir çoğu bilinen kaynak yöntemleriyle birleştirilememektedir. Buna daha çok, bu malzemelerin belirli sıcaklıklarda istenmeyen yapı dönüşümlerine maruz kalmaları sebep olmaktadır.

Difüzyon kaynak yöntemi ile, aralarında seramik ve kompozitlerin de yer aldığı, bir çok yeni ve biri biriyle birleştirilmeleri ergitme kaynağı ile mümkün olmayan demir esaslı ve demir dışı metal ve alaşımların birleştirilmesi mümkündür [Guo,1985; Salehi,1990].

Difüzyon kaynağı, piston, silindir blokları gibi hidrolik elemanlarda, silah sanayi uygulamalarında, nükleer endüstride, seyyar güç reaktörlerinin tüp şeklindeki paslanmaz çelik ve UO_2 den oluşan yakıt elemanlarının üretilmesinde, alüminyum kaplanmış tüp şeklindeki uranyum alaşımı yakıt elemanlarının üretilmesinde başarı ile uygulanmaktadır. Bunların dışında mikro elektronik sanayinde, plastik sanayinde (ekstrüzyon hatlarında), referans ve kalibrasyon bloklarının üretiminde [Riches, 1989], havacılık endüstrisinde ve kompozitlerin titanyum esaslı alaşımlar ile kaynağında da kullanılmaktadır [Fukomoto, 1993].

Benzer olmayan metal ve alaşımlarda, kaynak sonrası birleşme bölgesinde metaller arası kırılğan bir faz oluşuyor ya da yeniden ergime ile malzeme gevrekleşiyorsa veya dayanım azalıyorsa bu gibi durumlara karşı difüzyon kaynak yöntemi tercih edilmektedir [Fukomoto, 1993].

Bu çalışmada paslanmaz çelik ve bakır çiftinin difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi hedeflenmiştir. Çünkü ambalaj sanayinde, bağlantılar ambalaj makinası içerisinde kullanılan bir lehim ile birleştirilmiş birleşik metal (bi-metal) direnç vasıtasıyla sağlanmaktadır. Bu bimetal dirençler, paslanmaz çelik ile bakırın lehimlenmesi yoluyla üretilmektedir. Söz konusu rezistanslar, çalışma esnasında darbeli yüklere maruz kalabilmektedirler. Ayrıca, ısı kapasiteleri de zaman içerisinde

düşmektedir. Hafif darbeli yüklemeler sonucu, bimetal birleştirme yerlerinden kırılarak kopmaktadır.

Paslanmaz çelikler ısı dirençleri yüksek olan malzemelerdir. Fakat termal şoklara karşı mukavemetleri düşüktür. Bilindiği gibi Cu elektrik iletiminde kullanılan en yaygın ve en ucuz malzeme durumundadır. Bu nedenle kullanılan rezistanslar bakır ve paslanmaz çelik ikilisinden üretilmektedir [Tükel N., 1982]. Paslanmaz çelikler, karbonlu çelikler ile karşılaştırıldığında, ısı ve elektrik iletkenlikleri zayıf olan çeliklerdir. Ancak paslanmaz çeliklerin elektrik öz direnci, karbonlu çeliklerden 6 kat daha fazla olabilmektedir. Bu maksatla, ısı, elektrik ve korozyon direncinin önemli olduğu uygulamalarda ısı değiştirgeçleri, rezistanslar gibi elemanlar paslanmaz çeliklerden yapılmaktadır. Paslanmaz çeliğin elektrik bağlantısı ise yine paslanmaz çeliğe ilave iletkenlerle sağlanmaktadır. Kimya sektöründe yaygın kullanım alanı bulan paslanmaz çeliğin ara tabaka kullanmadan doğrudan istenilen metal ile birleştirilmesi kaynak bölgesinin korozyona dayanımı açısından önem kazanmaktadır.[Tekin E., 1989].

Bu çalışmada paslanmaz çelik ve bakırın özellikleri göz önüne alınarak, paslanmaz çelik ve bakırın biri birilerine difüzyon kaynağı ile birleştirilmelerinde kaynak bölgesine kaynak parametrelerinin etkileri araştırılmıştır. Ayrıca elde edilen bimetalin, kullanım esnasında uygunluğu açısından elektriksel ve mekanik özelliklerine bakılmıştır. Ek olarak, bir karşılaştırma yapmak amacıyla lehim ile birleştirilmiş Cu-Paslanmaz çelik ikilisinin, difüzyon kaynağı ile birleştirilen ikili ile elektriksel iletkenliklerinin sıcaklıkla değişimleri arasındaki fark irdelenmiştir. Daha sonra, difüzyon kaynağı ile birleştirilen bimetalin birleşme bölgesi metalografik olarak incelenerek kaynak parametrelerinin kaynak bölgesi üzerindeki etkilerine bakılmıştır.

2. KATI HAL BİRLEŞTİRME TEKNİKLERİ

2.1. Difüzyon Kaynağı

2.1.1. Difüzyon

Difüzyon, bir çok faz dönüşümlü olayın oluşum hızını kontrol eden temel proseslerden biridir. Difüzyonun oluşum sebebi, daima 'Gibbs' serbest enerjisinin düşürülmesi içindir. Difüzyon, tüm atomların kimyasal potansiyellerinin her yerde aynı olması ve sistemin dengeye ulaşmasıyla son bulur. Konsantrasyon farkının ölçümünün kimyasal potansiyel farkından daha basit olması nedeniyle, difüzyonu belirtmede konsantrasyon gradyanı kullanılır.

Katı bir malzemede, atomların difüzyonu iki mekanizma ile olur. Bunlar ikame atom ve ara yer atom difüzyonudur. İlk mekanizma difüze olan atomun kristal kafesteki yerine bağlıdır. İkame atomlar genellikle boşluk mekanizması ile difüze olurlarken, ara yer atomları daha büyük atomlar arasından sıçrayarak hareket ederler.

Normalde bir kafesteki ikame atom kendisini çevreleyen en yakın benzer komşuları ile titreşim içerisinde. Her atomun sahip olduğu titreşim enerjisi ' $3kT$ ' olup, sıcaklık ile doğru orantılı olarak artar [Porter D..A, 1993]. Titreşimin frekansı, yaklaşık olarak sabit olduğundan titreşim enerjisi, titreşimin genişliğinin artışı ile (*amplitude of oscillation*) artırılır. Normalde bir ikame atomun hareketi, komşuları tarafından engellenir ve atom diğer bir mevkiye hareket edemez. Fakat bir atom boşluğu mevcut ise, atomik bir salınım ile atom bu boşluğa sıçrar. Bir atomun hareketi için bazı atomların hareket edip, yol alarak açık diğer atomların hareketine ve yer değiştirmelerine izin vermeleri gerekir. Bu nedenle bir atomun boş bir atomik mevkiye sıçrayabilme olasılığı, o atomun yeteri kadar titreşim enerjisine sahip olma olasılığına bağlıdır. Bir atomun katı içerisinde göç edebilme oranı, boşluk konsantrasyonu ile ilgilidir. Sıçrama olasılığı ve boşluk konsantrasyonu sıcaklığa karşı oldukça hassastır [Shewmon P.G. 1989]. Çözünen atom (solute), çözen (solvent) atomdan çok küçük olduğu zaman kendisine bir ara yer bulabilir. Genellikle arayer atomlarının konsantrasyonları oldukça düşük olduğundan, sadece küçük bir oranda müsait yerlerde mevcut olabilirler. Yani; her bir arayer atomu daima boşluklar ile çevrilidir ve atomun eğer termal enerjisi gerilme enerji engelini aşabilecek kadar yeterliyse atom sıçrama yapabilir [Porter D. 1993].

2.1.1.1. Difüzyon kaynağı mekanizması

Kaynak yöntemleri mekanizmalarına göre :

1. Ergitme Kaynağı,
2. Lehimleme,
3. Katı Hal Kaynağı olmak üzere üç ana grupta toplanabilir [Meahara,1989].

Eritme kaynağı, temas halinde bulunan iki metalin kaynak bölgesinin eritilerek ve ilave metal de kullanarak biri biriyle birleştirilmesidir.

İki veya daha fazla metalik malzeme, kendileri erimeden, erime derecesi daha aşağıda bulunan bir ilave metalin yani lehim alaşımının erimesiyle birleşirse bu işleme lehimleme adı verilir.

Katı hal kaynağı; aynı ya da farklı iki malzemenin (malzemeler ergitilmeksizin; eğer ergime olmuş ise, ergimiş metalin ekstrude edildiği) birleşmesinin iki katı yüzey arasında olduğu bir kaynak usulüdür.

Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak üzere birçok teknik uygulanmakta ise de, bütün işlemlerde esas olan, iki yüzeyi deforme edecek büyüklükte bir basınç uygulamaktır [Lancaster, 1987].

Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde gruplandırılabilir:

1. Yüksek sıcaklıkta basınç kaynağı,
2. Soğuk basınç kaynağı,
3. Sürtünme kaynağı,
4. Patlama kaynağı; Patlama kaynağı, bir ara tabaka kullanıldığı takdirde, buna "Sıvı Faz Difüzyon Kaynağı" denir [Anık S.,1983].
5. Ultrasonik kaynak,
6. Difüzyon kaynağı.

Bu kaynak türlerinden ilk dördü plastik deformasyon kaynağı adı altında gururlandırılmaktadır [Meahara, 1989].

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasında bir çekim kuvveti mevcuttur. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Ne var ki, katı malzeme harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiği

zaman; atomlar denge pozisyonlarını terk ederler ve kristalin içinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir gerilme meydana gelir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimumdan geçer ve sonra azalır [Verhoeven J., 1975].

Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim, adhezyon olarak adlandırılır. Aynı ya da farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken; aynı cins katı yüzeyleri arasında kohezyon kuvvetlerinden dolayı kohezyon, farklı cins yüzeyler arasında da adhezyon kuvvetlerinden dolayı adhezyon işi yapılmış olur. Kohezyon ve adhezyon işi, yüzeyin serbest enerjisinin fonksiyonudur. Ayrıca, iki gevrek malzeme, ya da bir gevrek, bir sünek malzemeden oluşan bir bağlantı için (mesela; metal-seramik) adhezyon işi, bağlantı mukavemetinin bir ölçüsüdür [Lancaster, 1987].

Adhezyon ve kohezyon kuvvetlerinin teşekkülü, yani malzeme yüzeyleri arasında birleşmenin sağlanması için, malzeme yüzeylerinin, atomlar arası bağ oluşabileceği yakınlıkta temas haline getirilmeleri gerekir.

İki malzemenin difüzyonla birleştirilmesinde, birleştirmenin davranışını önemli ölçüde etkileyen bir diğer kuvvet de, malzemelerin kimyasal yapısına bağlı olmaksızın, moleküller arasında etki eden Van der Waals kuvvetleridir. Van der Waals kuvvetleri, gres, su buharı, gaz gibi metal yüzeyindeki yabancı moleküllerin absorpsiyonunun baş sebebidir [Lancaster, 1987]. Öte yandan metalik malzemelerin yüzeyleri temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri, birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan birisi olmaktadır [Guo, 1985].

Kısaca ifade etmek gerekirse; difüzyon kontrollü birleşme işlemini başlatabilmek için, iki yüzeyin, artıklardan ve makro pürüzlülüklerden arındırılmış bir şekilde, temas haline getirilmeleri gereklidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkan verecek bir yakınlıkta olmalıdır. İlk bağ oluşuktan sonra, sıcaklık yardımıyla difüzyon başlar ve yüzeylerin ara kesitindeki boşluklar doldurulur.

Difüzyon kaynağı mekanizması ile ilgili günümüze kadar birbirinden farklı birçok model sunulmuştur. Çünkü, sınırlı bir süre için basınç ve ısı birliktelik uygulanmasıyla bağ oluşturma mekanizmaları oldukça karmaşıktır [Egan, 1980].

Bu konudaki ilk teorik yaklaşım Kinzel (1944) tarafından sunulmuştur. Daha sonra Gerken; Owczarski (1965) üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüşlerdir. Sonraki

yıllarda Shwartz, King ve Owczarski [Egan'dan, P.W.,1980] birbirlerinininkiyle aynı olan bir model sunarak, kendi modellerinin son safhalarıyla, Gerken ve Owczarski modelinin ilk safhasını birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirilecek yüzeylerin basınç altında ilk teması ve sürünme meydana getirmektir. Bağlantı arakesiti de esas itibarıyla, tane sınırı olarak tanımlanmıştır. İkinci safhada, birinci safhada yok edilemeyen arakesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve arakesit tane sınırları daha düşük bir enerji seviyesine, yani arakesit düzlemi dışına göçmektedirler. Buradaki hakim mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Son safha ise tane içindeki boşlukların hacim difüzyonu ile doldurulmasıdır.

Johnson [Johnson, 1985], bu mekanizmaya, başlangıçtaki temasa ulaşmak için uzaklaştırılması gereken oksit filmleri ve diğer yüzey tabakaları açısından yaklaşmıştır. Bartle, Hrivnak ve Hauser [Johnson'dan, 1985], ilk safhada birleşmeye yardım eden başlıca faktörün deformasyon mekanizması olduğunu ileri süren bir model kurmuşlardır. Hauser, büyük deformasyonların varolduğu yerde, birleşme mekanizmasını bir enerji engeli teorisinin izah etmesi gerektiğini düşünmüştür. Artan sıcaklık, basınç ve başlangıçtaki soğuk şekillendirme bu enerji engelini aşmaya yardım etmektedir. Daha sonraki safhalarda difüzyon işlemleri, yani sürünme ve boşlukların doldurulması, hakim faktörler olmaktadır.

McKeag [Egan'dan, P.W.,1980], saf titanyum ve bakır üzerinde tabii difüzyon kaynağını incelemiş ve 6 safhalı bir mekanizma sunmuştur. Bu mekanizmaya göre;1. safhada, sıcaklık altında ve yüzey pürüzlerinin teması esnasında metal oksitler çözünmekte ve arakesitin her iki tarafında yeniden kristalleşmiş ince bir tabaka meydana gelmektedir. Enerji engelini kıran bu tabakadır. 2. safhada daha kalın bir tabaka yeniden kristalleşmektedir. 3. safhada, ana metal yeniden kristalleşirken, daha alt tabaka kristalleri yok edilir. 4. safhada, arakesitteki daha önceki kristalleşen taneler yok olurken, küçük fakat görülebilen boşluklar oluşur. 5. safhada arakesitteki boşlukların sayıları azalırken, boyutları büyür. 6. safhada orijinal arakesit düzleminde tane sınırı göçü ve tane büyümesi başlar.

Derby ve Wallach [Derby,B., Wallach,E.R.,1982] difüzyon kaynağını, basınç altında sinterlemeye benzer bir işlem olarak incelemişlerdir. Buna bağlı olarak da şu mekanizmaları sunmuşlardır.

1. Yüzeyden kaynaklanan mekanizmalar: Arakesitteki boşluk yüzeyinden, boşluk uzunluğu boyunca yüzey difüzyonu ve hacim difüzyonu. Burada önemli faktör, bir ara yüzey boşluğunun yüzey pürüzlülük oranıdır.
2. Arakesitteki yüzeylerden kaynaklanan mekanizmalar: Birleşme hattı boyunca kimyasal konsantrasyon farkının etkin olduğu, tane sınırı difüzyonu ve hacim difüzyonu.
3. Uygulanan basınçtan kaynaklanan akma ve sürünmenin yol açtığı plastik deformasyon.
4. Sıvı faz kütle transferi: 'Gibbs-Thomson' etkisi, yani yüzey pürüzlülüğü nedeniyle bölgesel farklardan doğan basınç farkı.

Yazarlar, başlangıç safhasının plastik deformasyonla, birleşecek yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise yüzeyin ve ara yüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hemfikirdirler. Sıvı faz kütle transferi, ancak yüksek sıcaklıklarda çalışıldığı zaman söz konusudur.

Difüzyon kaynağının modellenmesi konusunda King ve Owczarski, Garmon ve arkadaşları [Guo'dan, 1985], Derby ve Wallach [Derby ve Wallach 1982], Pilling ve Ridley [Patridge, P.,G., 1989], Meahara [Meahara.Y.,Komizo, Y., Langdon, T.G.,1989], gibi araştırmacılar çalışmalar yapmış ve sonuçlarını yayınlamışlardır. Kurulan modeller, pratik çalışmalarla uyum göstermiştir.

Söz konusu mekanizma ve modellerdeki ilişkiler her bir mekanizmanın boşluğun doldurulmasına farklı bir şekilde tesir ettiği farz edilerek geliştirilmiştir. Bu yaklaşım, mekanizmaların karşılıklı tesirlerini ihmal eder durumda olup, bağ oluşumu üzerinde bazı mekanizmaların tesirlerinin abartılı tarzda tahminine yol açabilmektedir.

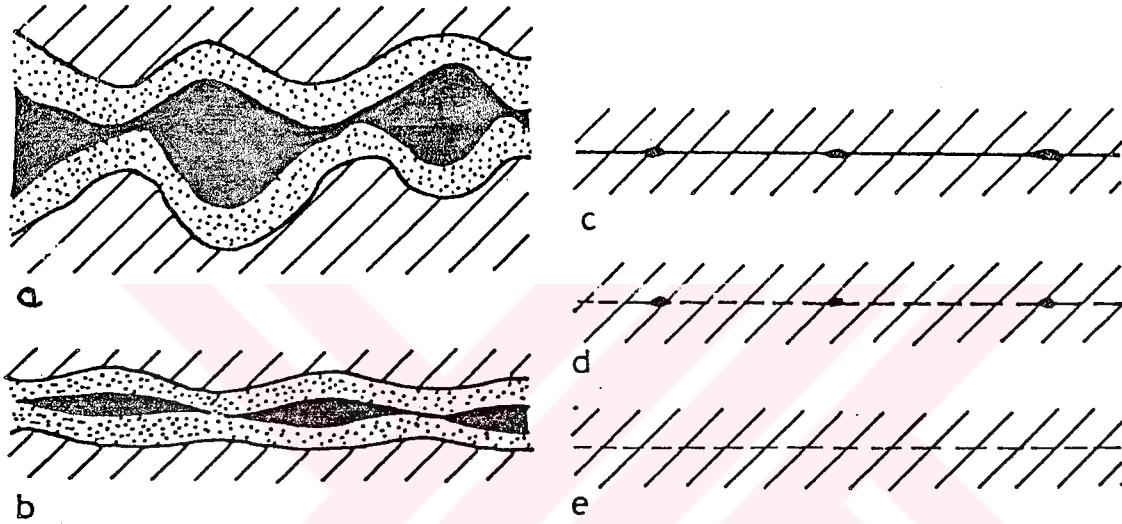
Yukarıda açıklanan hususlar göz önünde bulundurulmak şartıyla; yapılan çalışmaların ışığında, difüzyon kaynağı mekanizması şu şekilde genelleştirilebilir.

1. Yük altında plastik deformasyon,
2. Sürünme deformasyonu,
3. Difüzyon,
4. Yeniden kristalleşme ve tane sınırı göçü.

Metal folyo veya kaplama şeklindeki ara tabakalar kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerini azaltmak mümkün olmaktadır [Partridge, 1989].

Son yıllarda araştırmacılar, difüzyon mesafesi ve süperplastiklik gibi hususları da hesaba katan araştırmalar yapmışlardır [Guo, 1985 ve Salehi, 1990].

Şekil 2.1’de difüzyon kaynağı mekanizmaları görülmektedir [Spanswick, 1989]



Şekil 2.1. Difüzyon kaynağı mekanizması: a-ilk nokta teması ve oksit tabakası; b- plastik deformasyon ve sürtünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar; c- nihai sürtünme ve akma sonrası; d- yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması; e- tamamlanmış kaynak [Spanswick, 1989].

2.1.2. Difüzyon kaynağına tesir eden faktörler

Difüzyon kaynağı aşağıdaki faktörlerin tesiri altındadır.

- Kaynak şartları: Sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü ve çalışma ortamı.
- Birleştirilecek malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri: Mekanik özellikler, kristal yapıları, tane boyutu, atom yarıçapı, yeniden kristalleşme sıcaklıkları ve yüzey enerjileri.
- Metallurjik özellikler: Farklı metal ya da malzeme çiftlerinin karşılıklı çözünabilirliği ve metaller arası bileşik teşekkülü [Guo, 1985; Lancaster, 1987; Salehi, 1990].

2.1.2.1. Kaynak sıcaklığı

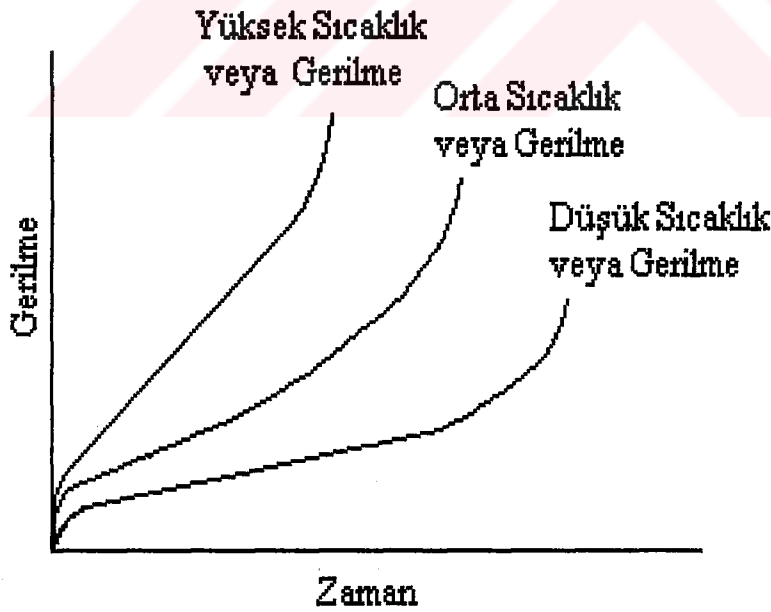
Difüzyon kaynağında sıcaklık, deformasyon, oksit çözünürlüğü, allotropik dönüşüm, yeniden kristalleşme, sürünme, difüzyon en önemli kaynak parametreleridir. Aynı cins metallerin birleştirilmesinde işlem sıcaklığı T_k ve metalin ergime sıcaklığı T_m olarak adlandırılırsa ;

$$T_k \approx (0.5-0.7)T_m \dots\dots\dots(2.1)$$

alınır.

Difüzyon yönteminde sıcaklık kadar ısıtma ve soğutma hızları da önemlidir. Endüstriyel çalışmalar için 50 °C/dakikalık ısıtma hızı olumlu sonuçlar verirken, farklı metallerin birleştirilmesinde doğrusal ısıl genleşme katsayılarına bağlı olarak 15 °C/dakikalık bir maksimum ısıtma hızı önerilmektedir [Orhan N.,1996].

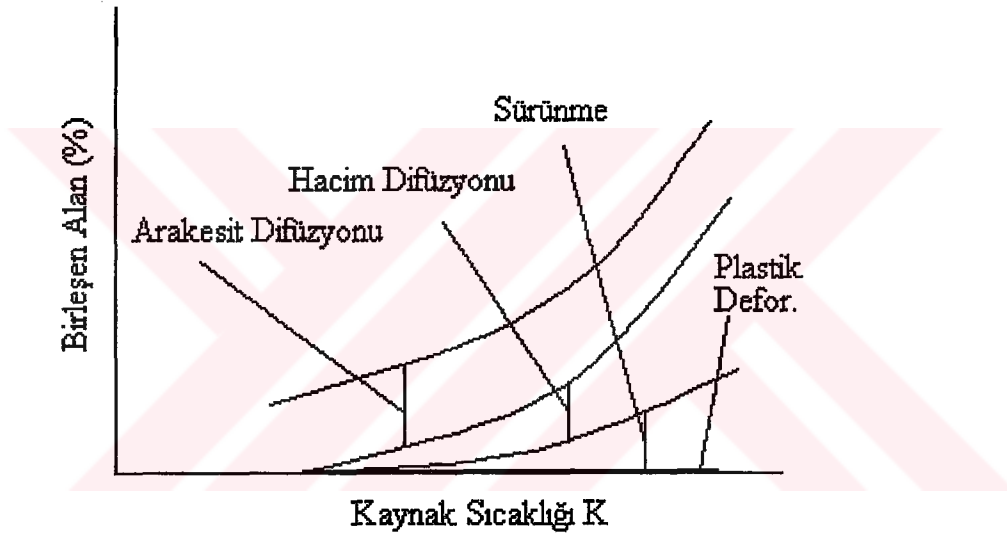
Sıcaklık arttıkça ana malzemelerin akma gerilmeleri azalır. Böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlerinin şekil değiştirmesi kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanını elde etme süresi kısalmır. Şekil 2.2.'de uygulanan basınç ve sıcaklığın sürünme eğrisine tesiri görülmektedir.



Şekil 2.2. Sıcaklık ve uygulanan basınçın sürünme eğrisine tesiri [Askeland , 1989].

Diğer yandan $D = D_0 \exp (-Q / RT)$ denkleminde difüze edilebilirliğin, sıcaklıkla logaritmik olarak değiştiği görülmektedir (D : T sıcaklığında difüzyon katsayısı; D_0 : Atomik titreşim frekans faktörü; Q Aktivasyon enerjisi (Jmol^{-1}); R : Gaz sabiti ($8.314 \text{ Jmol}^{-1} \text{ K}^{-1}$) [Askeland, 1989; Salehi, 1990].

Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri, malzemenin mutlak ergime sıcaklığından daha küçük olan sıcaklık değeridir [Partridge,1989]. Bu sıcaklığın, mümkün olduğu kadar yüksek, sabit ve homojen olarak uygulanması gerekir [Salehi, 1990]. Sıcaklığın birleşen alan üzerindeki etkisi Şekil 2.3'te görülmektedir.



Şekil 2.3. Sıcaklığın birleşebilirlik üzerindeki etkisi [Partridge, 1989].

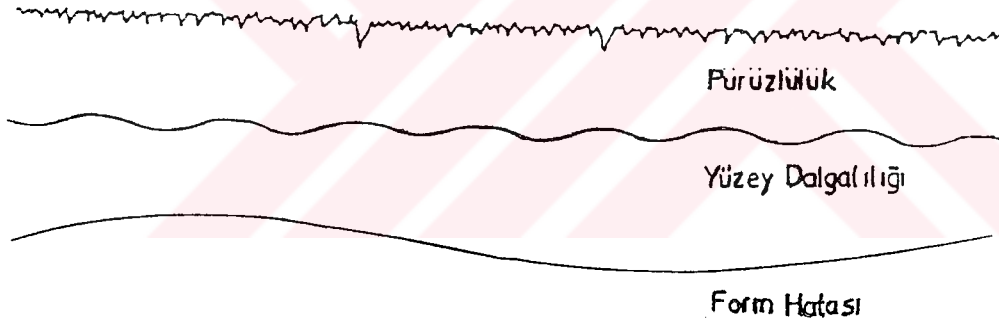
2.1.2.2. Yüzey şartları

Bir metal yüzeyi, özenli bir çalışma ile hazırlanmış olsa da, üzerinde çeşitli yabancı maddeler bulunabilir. Kaynak yapılacak metallerin bağlantı yüzeylerinin yeteri kadar kir ve oksit artıklarından temizlenmesi gerekir. Birleşme yüzeylerinde oksit oluşumunu sağlayan gazlar giderilmelidir. Bu nedenle kaynak işlemi vakum ya da koruyucu gaz altında yapılmalıdır. Oksitler gibi organik filmler, mekanik olarak kırıldıkları için genelde kaynak işlemine engel olmazlar. Hareketli organik yüzey kirleri ise kaynak işlemine büyük engel oluştururlar. [Kurşungöz, 1996].

Pürüzlülük, yüzeyler arasında tam temasa ulaşmak için gereken süreyi etkiler. Pratikte, bir metal, yükseklik ve dalga boyu küçük olan bir yüzey pürüzlülüğüne sahiptir; yani yüzey dalgalılığı hakim özelliştir. Difüzyon kaynağında ise, özellikle, uzun dalga boyuna sahip olan pürüzler önemlidir. Çünkü, difüzyon kaynağının kendisi sıcaklık ve mesafeye bağlı olduğundan, boşlukların yok edilmesi için hem çok yönlü basınç uygulanması hem de uzun zamana gerek duyulmaktadır [Salehi, 1990; Guo, 1987].

Haddelenmiş halde, bilhassa ince levhalar, iyi bir yüzeye sahip olma açısından avantajlıdır [Partridge, 1989].

Yüzey pürüzleri kalıntı gözeneklerin başlıca sebebidir. Pürüzlülük sıcaklık ve deformasyonla artar. Süperplastik deformasyon esnasında, yüzey pürüzlülüğü artarak, tane sınırı hareketine katılır. Şekil 2.4 ve Şekil 2.5, sırasıyla, yüzey kusurlarını ve pürüzlülüğün sıcaklıkla değişimini göstermektedir.



Şekil 2.4. Yüzey kusurları.

Klappaak yüzey pürüzlülüğünün matematik modellemesini yapmış ve işleme izlerinin periyodik ve tekrarlı bir sinüs dalgası şeklinde olduğunu göstermiştir [Klappaak, D.J., 1987].

Yüzey artıkları, hemen hemen bütün yüzeylerde, bazı şekillerde mevcuttur. Bunlar iki gruba ayrılabilir:

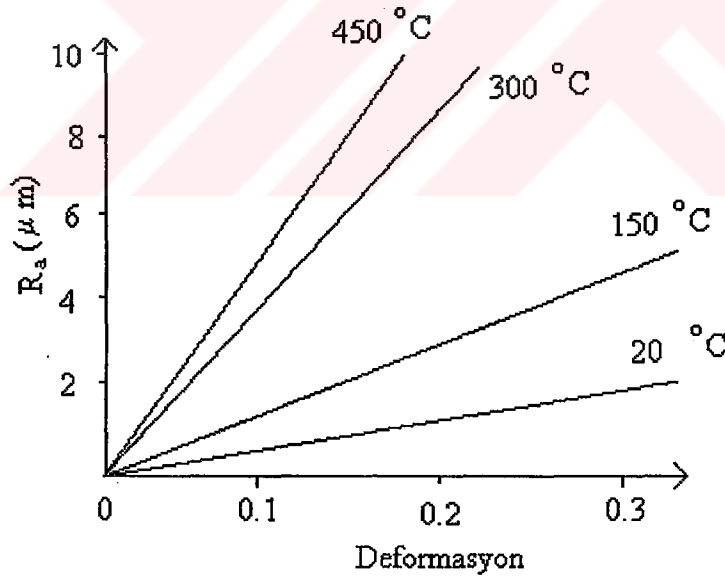
1. Normalde oldukça kırılabilir olan oksit filmleri.
2. Yağ, gres, toz gibi organik ya da inorganik tabakalar.

Oksit filmleri, yaklaşık 10 -20 atom mertebesinde bir derinliğe nüfuz eden tabakalardır. Bütün sıcaklık değerlerinde H_2O , CO_2 ve SO_2 gibi gazlar, oksit film

kalınlığını artırmaktadır. Oksit tabakaları birleşecek yüzeylerin temasını önleyip, birleşme esnasında difüzyon yoluyla sinterlenmeye yol açarak, bağ teşekkülünü geciktirir ve arakesitte tane sınırı difüzyonunu engelleyerek, boşluk kalmasına sebep olur [Guo, 1985]. Oluşması muhtemel, makro, mikro ve başlangıç teması boşluklarından sonuncusunun sebebi oksit filmleridir [Partridge, 1989].

Yüksek sıcaklıklarda ($<0.5 T_m$, T_m : Mutlak ergime sıcaklığıdır) birçok metal oksidi (Cu, Ti, Zr, Nb, Ta ve Mo gibi elementlerin oksitleri), ana metal içinde çözünür ya da dağılır (Ag_2O gibi). Dolayısıyla bağlantıya zarar vermez. Al_2O_3 gibi oksitlerle, nitrür ve karbür filmleri ise metaller arası bağ oluşmasına engel olurlar [Salehi, 1990].

Brynt (1975) [Partridge, P.G., 1989], metal oksitlerinin meydana getirdiği oksit filmlerini, difüzyon kaynağı üzerindeki etkilerine göre, metalde oksijenin çözünürlüğü ve standart oksit oluşum enerjisi (ΔE_G°)'nin bir fonksiyonu olarak sınıflandırmıştır. Buna göre, -350 kcal/mol' den daha düşük bir standart serbest oksit oluşum enerjisine sahip olan (oksijen çözünürlüğü az) metallerin difüzyon kaynağı zordur.



Şekil 2.5. Yüzey deformasyonu ile pürüzlülük arasında sıcaklığa bağlı değişme [Partridge, 1989].

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağında vakum altında bile alüminyum oksidi çözmek mümkün olmamaktadır. Yalnız, alüminyum ve lityum alaşımlarının difüzyon kaynağında oksit tabakası yerine Al-Li spinalleri olduğu tespit edilmiştir [Sunwoo, 1994]

Bakır ile demirin difüzyon kaynağında difüzyon bölgesi oluşumunun bakırdaki oksitten fazla etkilenmediği ileri sürülmektedir. Oksijenin demire olan ilgisinin daha yüksek olması sebebiyle, bilhassa düşük sıcaklıklarda, demirin bakırdaki çözünürlüğünün azalması ile demir oksit oluşumu artmaktadır. [Calvo v.d, 1988]

Yağ, gres, toz, hatta parmak izi gibi artıklar, aşağı yukarı oksit filmleriyle aynı etkiye sahiptirler. Dolayısıyla, kaynaktan önce yüzeyden uzaklaştırılmaları gerekir.

Oksit filmlerinin kaldırılması için, kimyasal dağlama ve asitle temizleme yöntemleri kullanılır. Diğer artıklar yıkama ve 300°C'ye kadar sıcaklıkta kurutma ile uzaklaştırılabilir.

2.1.2.3. Kaynak basıncı

Difüzyon kaynağında basınç, iki yüzey arasında ilk teması gerçekleştirmek ve difüzyon işlemini başlatmak üzere kimyasal bir potansiyel farkı üretmek için gerekli olmaktadır. Daha önce belirtildiği gibi, yüzey oksitleri kırılmadan teması başlatmak mümkün değildir. Basınç değeri, uygulanacak kaynak sıcaklığında, birleştirilecek malzemelerin mekanik özelliklerine ve gerekli olan biçimlendirme derecesine bağlıdır.

Kaynak esnasında uygulanması gereken basınç, difüzyon kaynağına şu şekilde tesir eder.

1. Yüzey pürüzlerinin plastik şekil değiştirmesine yardım eder.
2. Çözülmesi mümkün olmayan yüzey oksitlerini metalin metalle temasını sağlamak için kırar ve temas alanını artırır.
3. Birleşecek yüzeyleri birbirlerine atomlar arası mesafede yaklaştırarak, atomlar arası çekim kuvvetlerinin faaliyete geçmesini temin eder.
4. Difüzyon için kimyasal potansiyel farkı meydana getirir.

Uygulanan basıncın olumsuz tesirlere sebep olmaması için aşağıdaki hususlara da dikkat edilmelidir:

- a. Uygulanacak basınç, yüzey pürüzlerinin sürünme hızı ve plastik deformasyonunu artıracak kadar büyük; kaynak edilecek parçaların mikroskobik deformasyonuna yol açmayacak kadar küçük seçilir [Nichting, 1986; Lancaster, 1987; Guo, 1985; Egan, 1980; Partridge 1989; Salehi, 1990].

- b. Kaynak basıncı, birleştirilecek parçaların plastik hacim deformasyonunu en aza indirmek için, akma gerilmesinin belirgin şekilde altında tutulur.
- c. Uygulanacak basınç izostatiktir. Basıncın uygulanma hızının, kaynak deformasyonu veya mukavemeti üzerinde önemli herhangi bir yoktur [Salehi, M.T., 1990].

Dubrovsky [Dubrovsky, R., 1986], temas alanındaki deformasyon miktarı arttıkça difüzyon hızının arttığını belirtmektedir. Aynı araştırmacı bakır ve demirin difüzyon kaynağı üzerinde yaptığı çalışmada basıncın difüzyon kaynağı üzerindeki etkisini efektif difüzyon katsayısı ile tanımlamıştır. Buna göre:

$$EDK = \frac{DLDK - DDK}{DDK}$$

dir.

EDK = Efektif Difüzyon Katsayısı.

DLDK = Deformasyonlu Difüzyon katsayısı.

DDK = Deformasyonsuz Difüzyon Katsayısı.

Uygulanan basınç, malzemede kusurlar ve arakesit bölgesinde nispeten daha küçük bir tane yapısı meydana getirerek kısa devre difüzyon yolları da indükleyebilmektedir [Haufler v.d., 1986].

Uygulanan basıncın allotropik dönüşüm gösteren Fe gibi metallerde, allotropik dönüşüm sıcaklıklarında yavaşlayan difüzyonu hızlandırdığı da söylenebilir. Kaynak basıncının artması, yüzeydeki oksit tabakasını kırması yanında, yapıda arakesite yakın sert oluşumların kopması ya da kırılması ve böylece kaynak süresinin kısılmasına yol açmaktadır [Calvo v.d., 1989].

Uygulamalarda genellikle basınç üst sınırı olarak malzemenin kaynak sıcaklığındaki akma dayanımı alınmaktadır. Yapılan araştırmalarda 0.007-400 Mpa arasında değişen basınçlarla başarılı denemeler yapılmakla birlikte, tatminkar sonuçlar 15-300 Mpa arasında alınmaktadır [Orhan N, 1996].

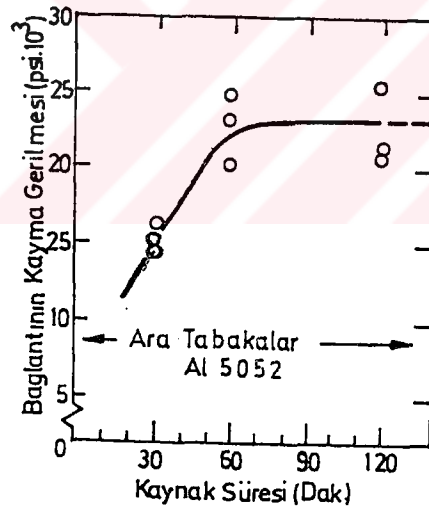
Salehi [Salehi, M.T., 1990], günümüze kadar difüzyon kaynağında çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerlerinin 41 KPa ile 27 MPa arasında olduğunu söylemekte ise de, Walsh [Walsh, D.W., Balaguer, J.P., 1986]; 32 MPa ve Meada; 50 MPa'lık kaynak basınçları kullanmışlardır.

2.1.2.4. Kaynak süresi

Kaynak süresi bağımlı bir işlem parametresi olup; sıcaklık, basınç ve birleşme türü ile ilişkilidir. Her malzeme ya da malzeme çifti için gerekli süre birkaç saniyeden, birkaç saate kadar değişebilir [Kurşungöz, N., Kurşungöz, H., 1996. Difüzyon Kaynağı, Uluslararası Kaynak Teknolojisi'96 sempozyumu, Gedik Eğitim Vakfı yayını, 203-211]. Sıcaklık ve basınç artırılarak kaynak süresi kısaltılabilmektedir. Kirli yüzeyler ve düşük sıcaklıklarla çalışılması halinde süre uzamaktadır.

Sabit basınç ve sıcaklıkta birleştirme süresini uzatmanın, bağlantı mukavemetini bir noktaya kadar artabileceği belirlenmiştir [Salehi, 1990]. Bu durum şekil 2.6'da görülmektedir.

Bağlantı mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki, aslında bu kadar basit değildir. Süre uzadıkça metaller arası bileşiklerin meydana gelmesi, tane büyümesi, süper plastik şekillenme performansı ve bağlantı mukavemeti, olumsuz bir şekilde gelişmektedir.



Şekil 2.6. Bağlantının kayma mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki

Metalurjik tesirlerin birleşme süresi üzerinde fazla etkili olmadığı tespit edilmiştir. Endüstriyel uygulamalarda birleşme süresini kısa tutmak, ekonomiklik açısından önemlidir. Kaynak süresinin uzun olması kaynak ekonomisi açısından bir dezavantaj oluştururken, boşlukların oluşumunu, bileşimin değişimini ve kırılğan metaller arası bileşiklerin oluşumunu teşvik etmesi gibi bağlantının mekanik özelliklerini bozan olumsuzluklara da neden olabilir [Partridge, 1989]. Difüzyon

kaynağında geçen süre iki evre olarak tanımlanmaktadır. Birinci evre bir olgunlaşma (kuluçka) sürecidir. Burada yüzeyler arasında temas alanı artmakta ve aşırı deformasyon bölgeleri oluşmaktadır. İkinci evrede ise kayma ve tane sınırı göçünün görüldüğü yoğun sürünme ile birlikte yeniden kristalleşme olayları hakimdir.

2.1.2.5. Kaynak ortamı

Difüzyon kaynağında, parça yüzeyleri ve arakesitte oksitlenmeden sakınmak için koruyucu bir atmosfer kullanılır. Bu amaçla, ya vakum altında, ya da bir soy gaz atmosferinde çalışılır. Kararsız ya da oksijen çözünürlüğü yüksek oksitlere sahip metallerle, normal atmosferde de tatminkâr bir bağlantı elde edilebilmektedir.

Soy gaz olarak argon, helyum ve azot kullanılabilir. Oksijen miktarını en aza indirmeye yardım eden hidrojen de redükleyici bir atmosfer olarak düşünülmektedir. Ancak, hidrojenin, titanyum, zirkonyum, hafniyum ve kolombiyum ile tantal alaşımlarında hidrat oluşturmaya, dikkat edilmesi gereken bir husustur [Salehi, 1990].

Soy gazlar atmosferik oksijenin tesirini ancak belli bir dereceye kadar azalttığından, kararlı oksitlere sahip metallerde vakum kullanılmaktadır. 1.3×10^{-3} Pa'dan daha fazla bir vakum oksit filmlerinin çözünmesini sağlayabilmekte ise de, uygulamada 1.3×10^{-2} ile 1.3×10^{-5} Pa'lık basınçlar kullanılmaktadır [Meada, 1988; Calvo v.d., 1988; Andrzejewski, 1993]. Vakum sırasında parçanın birleştirilecek ara yüzeyi oksitlenmeden korunduğu gibi, yüzeydeki yabancı maddelerin süblimasyonu da sağlanmaktadır. Vakum ortamında yapılan kaynaklı birleştirmeler, vakum çok yüksek olmasa bile, yeterince saf olmayan asal gazların koruyuculuğu altında yapılan birleştirmelerden daha iyi dayanım sağlamaktadır.

2.1.2.6. Birleştirilecek malzemelerin mikro yapıları ve tane boyutları

Difüzyon kaynağında etkili olan metalurjik faktörler; mikro yapı, tane boyutu, ara tabaka kullanılması olarak gruplandırılabilir. Titanyum alaşımları üzerindeki araştırmalar, farklı mikro yapıların farklı sürünme hızına sahip olduğunu göstermiştir.

Mikro yapılar üç gruba ayrılmıştır: ince taneli küresel, lamelli, tabaka tipi [Salehi, 1990]. Kararlı sürünme kanunu bağıntısına göre, alaşımların sürünme hızları

efektif aktivasyon enerjisi ile birlikte başlangıçtaki yapıya göre değişmektedir [Guo, 1985].

Kararlı bölgedeki sürünme bağıntısı:

$$\varepsilon = A\sigma^n \exp (-Q_c / RT) \dots\dots\dots(2.2)$$

şeklindedir. Burada ε = sürünme hızı, R= Gaz sabiti (8.314 Jmol^{-1}), T=Sıcaklık (K), σ =gerilme, Q_c = Difüzyon aktivasyon enerjisi, A ve n ise sabittir [Partridge, 1989].

Difüzyon kaynağı için en uygun yapının ince taneli yapı olduğu bulunmuştur. Bu yapı süper plastik alaşımlarda mevcuttur.

Tabaka şeklindeki taneler arttıkça, sürünme hızı azalır ve sonuçta arakesitte boşluklar kalır.

Lamelli yapı (α/β) bölgesinde), diğer iki yapı ile karşılaştırıldığında daha düşük sürünme hızına sahiptir [Guo, 1985; Salehi, 1990]. α / β yapısındaki alaşıma ait denge diyagramı Şekil 2.7’de verilmiştir.

İki fazlı alaşımlar için, iki fazın oranı difüze olabilme ve sertlik üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Yüksek difüzyon hızına sahip fazın, düşük difüzyon hızına sahip faza oranı, sıcaklığın tesiriyle arttıkça; bağ oluşumu olumlu yönde etkilenmektedir [Guo, 1985, Salehi, 1990].

Katı halde, birbiri içinde tamamen çözünmeyen alüminyum ve bakır metalleri, bilhassa metaller arası bileşiklerin ve ara fazların oluşması açısından incelemiştir [Calvo, 1989]. Mikro yapının, istenmeyen yapıların meydana gelmesinde etkili olduğunu, tane boyutunun hem kaynak esnasında, hem de kaynak sonrasında, bağlantının mukavemeti açısından büyük önem arz ettiğini göstermiştir.

Kaynağın ilk safhalarında boşluklar daha fazla sayıda tane sınırıyla kesişir. Dolayısıyla, boşluğu kapatmak için birden çok tane sınırı etki eder [Guo ve Ridley, 1987]. Atomlar, bu tane sınırlarında boşluğa difüze olarak, onu küçültürler. Burada , tane sınırı difüzyonu için kimyasal potansiyel farkını doğuran tahrik kuvveti; kısmen, uygulanan basınç ile tane sınırı arasındaki açığa bağlıdır. Bu açı 90° olduğu zaman, kimyasal potansiyel farkı tahrik kuvveti en yüksek, 0° (paralel) olduğu zaman ise en az olmaktadır [Wallach v.d. , 1989].

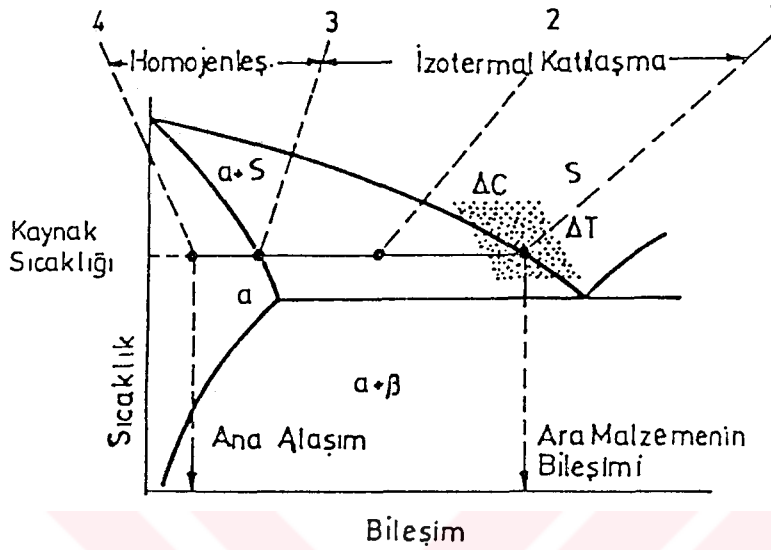
Tane boyutunun küçülüp, tane sayısının artmasıyla, boşlukların difüzyonla doldurulmasının kolaylaştığı ve ara kesitte boşluk kalması ihtimalinin azaldığı görülmektedir.

Difüzyon kaynağında, birleşme işlemini hızlandırmak, bağlantının mekanik özelliklerini geliştirmek veya bir birinden farklı metal-metal olmayan (seramik, cam, kompozitler gibi) malzemelerin kaynağında karşılıklı difüzyon çifti oluşturmak için ara tabakalar kullanılmaktadır [Lancaster, 1987]. Mesela, kompozit malzemelerin difüzyon kaynağında, ara tabaka kullanılması halinde basınç ve sıcaklığın ancak sınırlı ve dar bir bölgede uygulanabileceği tespit etmişlerdir [Enjo v.d, 1987].

Ara tabaka malzemesinin fonksiyonlarını şöyle özetleyebiliriz:

- 1- Metalik bir bağ oluşturmak için ana metalde çözünmek,.
- 2- Bir birinden farklı malzemelerin birleştirilmesi halinde intermetalik fazların oluşumunu engellemek,
- 3- Ön ısıtma esnasında, yüksek sıcaklıklarda, birleştirilecek yüzeyleri oksitlenmeye karşı korumak,
- 4- Elektro- kaplama, buharlaşma veya iyon kaplama ile malzemelerin difüzyon özelliğini geliştirmek,
- 5- Düşük akma gerilmeli malzeme ya da sıvılar ihtiva eden bölgeler oluşturarak, oksit filmlerinin bozulmasını sağlamak,
- 6- Arakesit boşluklarında, geçici sıvı fazlar oluşturarak, yüzey pürüzlerinin olumsuz tesirlerini en aza indirmek.

Ara tabaka kullanmanın şekli denge diyagramı üzerinde, Şekil 2.7 de belirtilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi, kullanılacak ara tabakanın erime sıcaklığının ana metale göre daha düşük olması ve ana metalde çözünebilir olması istenir.



Şekil 2.7. Ara tabakanın kaynak bölgesine tesiri [Partridge, 1989].

2.1.3 Difüzyon kaynağı uygulamaları

Difüzyon kaynağının uygulama alanlarını şöyle sıralayabiliriz:

- 1- Havacılık ve Uzay Sanayi
- 2- Nükleer Sanayi
- 3- Elektronik Sanayi
- 4- Savunma Sanayi
- 5- Genel Mühendislik

Genel mühendislik alanında difüzyon kaynağı, kaynak çatlaması, gevrek metallere arası yapıların oluşması tehlikesinin bulunduğu durumlarda kullanılmaktadır.

Difüzyon kaynağının özel avantajlar sunduğu bağlantı türleri:

- 1- Yüzey kaplama,
- 2- Difüzyon kaynağıyla bir defada birleştirilmesi mümkün karmaşık şekilli ve içi boş yapı elemanları,

- 3- Döküm ve dövme parçalarda difüzyon kaynağı; dökümlerde karmaşık maçalardan, dövmede girinti açılardan doğan problemlerin üstesinden gelmede kullanılabilir.

Difüzyon kaynağı, havacılık sanayinde daha ucuz, daha verimli, daha hafif ve dizaynı kolay parçaların üretimini mümkün kılarak, adeta bir çığır açmıştır. Havacılık sanayii, difüzyon kaynağını, yüzey- yüzeye, ya da kenar kenara temas eden bağlantıların üretiminde, genellikle dövme ve geleneksel kaynak usullerinin yerine kullanmaktadır. Havacılık sanayinde difüzyon kaynağı uygulamalarına ait örnekler şunlardır:

Amerika'da aralarında Northrop, Rockwell, Douglas Aircraft gibi şirketlerin bulunduğu 12 firma, 1000 ile 5000 tonluk presler kullanarak difüzyon kaynağı ve süper plastik şekillendirme ile Ti alaşımlarından F 15 füze yuvası, B1 bombardıman uçağı için patlama lülesi, T38 uçağı için ana iniş arka kapısı, rüzgar kanatçıkları imal etmişler ve maliyette düşüş sağlamışlardır [Williamson, 1986].

Rhor şirketi (California), petek şeklinde dizayn edilmiş olan bir hava kanalını, difüzyon kaynağı ile, tek aşamalı bir üretimde başarmıştır [Guo, 1985].

İngiltere'de Rolls Royce şirketi, uçak türbin kanatlarını (Ti-alaşımı), "uyarılmış difüzyon kaynağı" adını verdiği ; C ve Ni den mamul ara tabakaları, iki panel arasına mikro işlemci kontrollü bir elektrokaplama metoduyla yerleştirip, basınç altında ve vakumda , yine mikro işlemci kontrollü bir ısıtma işlemle birleştirmişlerdir [Fitzpatrick, 1988].

Difüzyon kaynağı ile piston, silindir blokları gibi hidrolik elemanlar da üretilmiştir. Burada esas gaye kütlenin tamamının bronzdan yapılması yerine gövdenin çelikten yapılması, yüzeyinin bronz (% 80 Cu - % 10 Sn - % 10 Pb) ile kaplanması ve böylece ağırlıktan tasarruf sağlanmasıdır.

Difüzyon kaynağının silah sanayinde uygulamalarında amaç; diğer tekniklerle daha ekonomik ve entegre olarak üretilemeyen yapı ve elemanları üretmektir. Mesela, hidrojen mevcudiyetinin bir problem olduğu, martenzitik yapıdaki kaynaklı bağlantılarda, geleneksel kaynak usulleri yerine difüzyon kaynağı uygulanmaktadır. Yine planör tipi uçakların üretiminde kullanılan, çelik ve alüminyumun difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi, büyük kolaylıklar sağlamaktadır [Guo, 1985].

Nükleer endüstride difüzyon kaynağı çok yaygın olarak kullanılmakla birlikte; Battelle, "Sıcak-izostatik Difüzyon Kaynağı" nı küçük UO_2 levhacıklarıyla düz plaka tipi yakıt elemanları üretiminde kullanmıştır. Bu elemanlar da Westinghouse Bettis basınçlı su reaktörlerinde ikinci çekirdek yüklemesi için kullanılmışlardır. İkinci bir uygulama, Amerikan ordusu için seyyar güç reaktörlerinin, tüp şeklindeki paslanmaz çelik ve UO_2 den oluşan yakıt elemanlarının üretiminde kullanılmasıdır [Salehi' den, 1990].

Sıcak izostatik difüzyon kaynağı ile alüminyum kaplanmış tüp şeklindeki uranyum alaşımı yakıt elemanları da üretilmiştir [Salehi,1990, Guo, 1985]. Bunların dışında bir başka reaktör için tek parça termo elektrik bir pompa elemanları difüzyon kaynağı ile birleştirilmek suretiyle imal edilmiştir. Nükleer güç reaktörlerinde yaşanan tip Al (SAP 895) alaşımı ile 300 serisinden paslanmaz çelikler arasındaki birleştirme difüzyon kaynağı ile yapılmış, Fe-Al metaller arası bileşiklerin oluşmasını önlemek için kaynak bölgesinde , tungsten bir difüzyon engeli kullanılmıştır [Guo, 1985].

Elektronik devre üreticileri, silikon bir parçadan entegre devre üretildikten sonra, çipin bir alt tabakaya bağlanması, çip ve devrelerin elektriki iletken malzemelerle bağlanması gibi işlerde birçok birleşme tekniği kullanmaktadırlar. Mikro elektronik sanayinde, silikon çiplerin bakır veya Ni-Fe esaslı led çerçevesinde bağlanmasında ara tabaka olarak devre paketlerinin imalinde kullanılan usullerden biri de difüzyon kaynağıdır [Riches, 1989].

Difüzyon kaynağı, plastik sanayinde, ekstrüzyon hatlarında kullanılan basınca dayanıklı ve tam sızdırmaz, enjektörlerin üretiminde de kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının uygulama alanlarına, referans ve kalibrasyon bloklarının üretimi de girmiştir. Özellikle, hassasiyetin ve mukavemetin sağlanması amacıyla, farklı malzemeler birleştirilerek imal edilen, bileşik malzemeler, bu konuda difüzyon kaynağını avantajlı kılmaktadır.

Elektrik alanında, esnek durumdaki iletken uçlar (bunlar çok sayıda levhacığın birleşmesinden meydana gelmişlerdir) difüzyon kaynağı ile birleştirmeye üretilmiştir. Bu konuda diğer potansiyel uygulamalar, ısı değiştiricilerinin kaplanması ile gelişmiş malzemelerin metal matrisli kompozit ve seramiklerle birleştirilmesidir [Spanwick, 1989]. Difüzyon kaynağının diğer bir potansiyel uygulama

alanı biyo-medikal mühendislik dalıdır. Özellikle, çeşitli metal protezlerin, seramiklerle kaynağı veya kaplanması bu konuda yenidir.

Günümüzde difüzyon kaynağı çok sayıda ve değişik malzemelere farklı alanlarda ve farklı amaçlarla geniş bir şekilde uygulanmaktadır. Birbirinin aynı ya da farklı birçok malzeme bu kaynak yöntemiyle birleştirilebilmektedir. En başarılı ve yaygın uygulama titanyum alaşımlarından uçak parçalarının yapımında görülmektedir [Salehi, 1990]. Son zamanlarda Ti-alüminidleri, yüksek mukavemetli Al-alaşımları (Al-li, gibi), Ni-esaslı alaşımlar, metal-matrisli kompozitler difüzyon kaynağıyla birleştirilmiştir [Ostyn, 1987].

Tablo 2.1'de difüzyon kaynak yöntemine uygun metal çiftleri ve ara tabaka malzemeleri, Tablo 2.1'de metal çiftleri için difüzyon kaynağı işlem parametreleri, Tablo 2.2'te ise değişik malzemelerin ara tabakalı ve ara tabakasız olarak difüzyon kaynağına uygunluğu (kaynak kabiliyetleri) verilmiştir.

Tablo 2.1 Difüzyon kaynak yöntemine uygun metal çiftleri ve ara tabaka malzemeleri [Ceyhun,1996].

METAL I	ARA TABAKA	METAL II
Molibden	Titanyum	Molibden
Mo-% 0.5 Ti	Titanyum	Mo-% 0.5 Ti
Tungsten	Niobyum	Tungsten
Niobyum	Zirkonyum	Niobyum
Tantalyum	Zirkonyum	Tantalyum
Yüksek Alaşımlı Çelik	Berilyum	Yüksek Alaşımlı Çelik
Yüksek Alaşımlı Çelik	Niobyum-Berilyum	Yüksek Alaşımlı Çelik
Titanyum	Molibden	Bakır
Titanyum	Niobyum	Bakır
Molibden	Nikel	Yüksek Alaşımlı Çelik
Zirkaloy	Bakır	Zirkaloy
Berilyum	Altın	Bakır
Berilyum	Ag-Cu	Bakır
Berilyum	Ag-Cu-In	Bakır
Alüminyum	Bakır	Kovar

*(%53Fe, %29Ni, %17Co)

Benzer olmayan metal ve alaşımlarda, kaynak sonrası birleşme bölgesinde kırılğan metaller arası faz oluşuyor ya da yeniden ergime ile malzeme gevrekleşiyorsa, ya da dayanım azalıyorsa difüzyon kaynak yöntemi tercih edilmektedir.

Tablo. 2.2. Metal çiftleri için difüzyon kaynağı işlem parametreleri [Ceyhun, 1996]

METAL 1	METAL 2	ARA TABAKA	SICAKLIK (°C)	BASINÇ (N/mm ²)	ZAMAN (dakika)
Bakır	Molibden	-	900	7.35	10
Bakır	Çelik	-	900	4.9	10
Bakır	Nikel	-	900	14.7	20
Bakır	Bakır	-	800-850	4.9-6.9	15-20
Titanyum	Nikel	-	800	9.8	10
Titanyum	Bakır	Molibden	950	4.9	30
Titanyum	Bakır	Niobyum	950	4.9	30
Titanyum	Bakır	-	800	4.9	30
Molibden	Molibden	Titanyum	915	6860	20
Molibden	Çelik	-	1200	4.9	10
Tungsten	Tungsten	Niobyum	925	6860	20
Tantalyum	Tantalyum	Zirkonyum	870	-	-
Niobyum	Niobyum	Zirkonyum	870	-	-
Zirkolay-2*	Zirkolay-2*	Bakır	1040	20.6	30-120
Çelik	Alüminyum	Bakır	550	4.9	30
Berilyum	Berilyum	63-Ag-27	800	-	30
Bakır	Bakır	Cu-10-In	-	-	-
Kovar	Kovar	-	1000-1110	24.5-106	20-25
Çelik	D.Demir	-	850-950	14.7	5-7
Çelik	Alüminyum	-	500	7.35	30

*%1.5Sn, %0.15Fe, %0.10Cr, %0.05Ni ve Zr

Diğer malzemelere de uygulanmakla beraber, difüzyon kaynağının en çok uygulandığı metal, titanyumdur. Titanyum alaşımları ara tabakaya ihtiyaç göstermeden kolayca kaynatılabilmektedir.

Titanyumun bu tür kaynakta en elverişli yönü, kendi oksidi de dahil olmak üzere, yüzey artıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman, çözme kabiliyetidir. Ne var ki; titanyumda, katı çözelti içindeki oksijen, sertliği artırıp, kararlı fazı oluşturarak, kaynağı güçleştirmekte ve yüzeyde çatlağa yol açmaktadır. Bu sebeple, titanyumun difüzyon kaynağında koruyucu atmosfere ya da vakuma gerek duyulmaktadır. Koruyucu gaz olarak argon kullanıldığı takdirde, titanyumda çözünmeyen argonun arakesite hapsolarak, boşluk meydana getirmesini önlemek için, argonun kaynak bölgesinde hareketliliğinin sağlanması gerektiği belirtilmiştir [Partridge, 1989; Salehi, 1990].

Titanyumu difüzyon kaynağı açısından cazip kılan diğer bir tesir, yüzeyinin temizlemeye ihtiyaç göstermemesidir. Bununla beraber, ergime kaynağına yatkın olmaması, bu metalin difüzyon yoluyla birleştirmesini zorunlu kılmaktadır. Titanyumun, yüksek bir mukavemet - yoğunluk oranına, uzun bir yorulma ömrüne, iyi korozyon direnci ve yüksek sıcaklıkta mukavemet özelliklerine sahip olması, havacılık sanayiinde geniş bir tarzda kullanılmasını imkan vermiştir. Kaynak esnasında nispeten yüksek sıcaklık uygulanmasının getirdiği maliyet artışı, bu sebeple, göz ardı edilmektedir.

Ti-alaşımları için kaynak parametreleri, birçok araştırmacı tarafından verilmiştir [Fitzpatrick, 1988; Williamson 1981; Stephen, 1986; Salehi'den, 1990]. Kaynak, yüksek sürünme sıcaklığı gerektirmektedir. Sürünme hızı, tane boyutu ve mikro yapıya bağlı olup, kaynak kalitesini etkilemektedir. Sürünme hızı, tane büyüklüğü arttıkça ya da iğnemsî bir mikroyapı bulunduğu zaman azalmaktadır [Partridge, 1989]. Ti-6 Al-4 V, Ti-6Al-2 Sn-4 Zr-2 Mo ve Ti-4 Al-4 Mo-2 Sn-0,55' gibi çift fazlı, süperplastik titanyum alaşımları 880°C ila 940°C sıcaklıklarda, 0,6 ila 2 MPa basınç altında, 3 saat içinde, kolayca birleştirilebilmektedir [Wallach, 1987; Salehi'den 1990].

Titanyum'un difüzyon kaynağında, küçük boşlukların, bağlantının çekme, kayma ve yorulma özelliklerini fazla etkilemediği tespit edilmiştir. Ti-alaşımlarının difüzyon kaynağında kullanılan ara tabakalar, saf titanyumdan oluşmaktadır. Titanyum alaşımlarından mamul fan kanatçıklarının difüzyon ile lehimlenmesinde ise Cu ve Ni ara tabakalar kullanılmaktadır. İri taneli titanyum alaşımları için, düşük basınç altında, ince taneli, süper plastik bir Ti- alaşımı ara tabaka olarak kullanıldığı zaman; mukavim bir komşu metal elde edilmektedir [Partridge, 1989].

2.1.3.1 Alüminyum alaşımları

Bu alaşımların difüzyon kaynağı, kararlı yüzey oksitleri yüzünden güçleşmektedir. Bununla beraber; birleşme bölgesinde yüksek sıcaklık ve büyük ölçekli deformasyon (mesela haddeleme ile birleştirme) uygulanmasının, kararlı oksit tabakalarını kırdığı ve yüzey kaplama (iyonik kaplama) ya da ara tabaka kullanılması ile daha düşük basınç altında difüzyon kaynağı yapmanın kolaylaştığı tespit edilmiştir [Salehi, 1990; Stephen, 1986; Barta, 1964; Nieman, 1985; Partridge'den]. Öte yandan, süper plastik Al-alaşımlarının ve Al-metal matrisli kompozitlerin geliştirilmesi, yüksek mukavemetli difüzyon kaynağı ihtiyacını artırmaktadır [Partridge, 1989].

Alüminyum ile metalurjik olarak uyum göstermeyen bakır arasında da difüzyon kaynağı uygulanmıştır. Al ile Cu' ın difüzyon kaynağı 520°C'lik sabit sıcaklık, 15 dakikalık süre ve 0,25 ila 1,60 MPa'lık basınçlarda yapılarak, en büyük problemin metaller arası bileşik ve ara fazlar olduğu tespit edilmiştir [Calvo v.d., [1988].

2.1.3.2. Demir esaslı malzemelerin difüzyon kaynağı

Çelikler ergitme kaynağı yöntemleri ile kolayca kaynak edilebildiklerinden, bu konuda fazla difüzyon kaynağı uygulaması yoktur. Çalışmalar daha yüksek ekonomik kazançlar ve düşük maliyetli metal çiftleri elde edilmesi üzerinde yoğunlaştırılmıştır. Ayrıca , 300 ve 400 serisi paslanmaz çeliklerin difüzyon kaynağı entegre devre imalatında kullanılmıştır [Kuşungöz, 1996].

Çelikler genel olarak difüzyon kaynağına elverişlidirler. Bu sebeple, karmaşık şekilli parçaların tasarlanmasında veya büyük kaynak alanları ve hayati performans gerektiren montajlarda ekonomikliğe sahiptirler [Metals Handbook, 1983].

2.1.3.3. Refrakter malzemelerin difüzyon kaynağı

Zirkonyum, Niyobyum, Molibden, Tungsten Tantal, Renyum ve bunların alaşımlarının oluşturduğu refrakter malzemelerin difüzyon kaynağı genel olarak, uzak ve nükleer sanayi için gerekli karmaşık parçaların üretiminde kullanılmaktadır. refrakterlerin difüzyon kaynağında, yeniden kristalleşme sıcaklığına çıkmamak için ara

tabaka kullanılmaktadır. Söz gelimi saf molibden ve niyobyum alaşımlarının difüzyon kaynağında sık bir arayla, Ta –8W – 8 Hf ara tabaka olarak kullanılmaktadır.

Yüksek sıcaklıklarda, iç yapılarında gevrekleşme meydana gelmeyen refrakter malzemeler için difüzyon kaynağı elverişli bir yöntemdir. Bu malzemelerin difüzyon kaynağında kaynak sıcaklığı 1000 – 1100 °C, kaynak süresi ise 5-7 saat arasında değişmektedir [Metals Handbook,1983].

2.1.3.4. Diğer malzemeler

Nikel esaslı alaşımlar, süper plastik malzemelerin titanyumdan sonraki en önemli grubudur. Nikel esaslı alaşımlar difüzyon kaynağıyla birleştirildikten sonra, süper plastik olarak şekillendirilebilecekleri çeşitli araştırmacılar tarafından gösterilmiştir.

Ti-alaşımları ile, paslanmaz çelik arasında da yüksek mukavemetli katı hal difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiştir. Yalnız TiFe, TiFe₂, TiCr₂, Ti₂Ni gibi bileşiklerle, ana metaller arasında metaller arası bileşiklerin yada fazların oluşması sebebiyle, bağlantının mukavemeti azalmıştır [Ranzetta v.d., 1986; Salehi, 1990'den].

Kısa veya uzun fiberli, metal matrisli kompozitlerin, seramiğin seramiklerle ve metallerin seramiklerle difüzyon kaynağında, son yıllarda önemli ilerlemeler sağlanmıştır. Seramiklerin (Al₂O₃, SiC, Si₃N₄) difüzyon kaynağı, seramiklerin mükemmel korozyon ve aşınma dirençleri sebebiyle, birçok ülkede, geniş bir şekilde çalışılmıştır. Bunların dezavantajları ise, kırılgenlik-gevreklik, kusur hassasiyetlerinin yüksek olmasıdır. Bunun için seramiklerle metallerin difüzyon kaynağı çıkar yol olarak gözükmemektedir. Ayrıca, tokluğu geliştirmek için de seramik matris ve seramik fiberli kompozitler üretmek gerekmektedir [Partridge, 1989].

Ti alaşımları, birçok seramiği katı halde redüklemektedir. Al₂O₃ ile 945°C sıcaklıkta ve vakum altında 2 saat bekletildiklerinde, 2 µm kalınlıkta bir reaksiyon tabakası oluştuğu tespit edilmiştir. Sıcaklık 1500 °C' ye çıkarıldığında, tabaka 70 µm' ye ulaşmaktadır. 1800 °C gibi yüksek sıcaklıklarda çalışıldığında, termal gerilme problemleri oluşmaktadır. Bu problemler, çok katlı ara tabakalar kullanılarak çözülmektedir. Tablo 2.3'te metal ve alaşımların difüzyon kaynağı ile ara tabaka kullanmadan ve kullanarak kaynak edilebilirlik belirtilmektedir.

Tablo 2.3. Metal ve alaşımların difüzyon kaynağı ile ara elemansız ve ara elemanlı kaynak edilebilirliği
[Brandes E.A, 1983]

Doğrudan (Aratabakasız)																									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25
1																									
2																									
3																									
4																									
5																									
6																									
7																									
8																									
9																									
10																									
11																									
12																									
13																									
14																									
15																									
16																									
17																									
18																									
19																									
20																									
21																									
22																									
23																									
24																									
25																									

Dolaylı (Ara tabakalı)

- | | |
|-----------------------------------|--------------------------------------|
| 1. Alüminyum ve alaşımları | 14. Tantal ve alaşımları |
| 2. Berilyum ve alaşımları | 15. Titanyum Zirkonyum ve alaşımları |
| 3. Krom ve alaşımları | 16. Tungsten ve alaşımları |
| 4. Kobalt ve alaşımları | 17. Uranyum ve alaşımları |
| 5. Bakır ve alaşımları | 18. Vanadyum ve alaşımları |
| 6. Altın ve alaşımları | 19. Düşük karbonlu çelikler |
| 7. Magnezyum ve alaşımları | 20. Paslanmaz çelik |
| 8. Molibden ve alaşımları | 21. Dökme demir |
| 9. Nikel ve alaşımları | 22. Karbürler |
| 10. Niobyum ve alaşımları | 23. Grafit |
| 11. Palldyum ve alaşımları | 24. Seramikler |
| 12. Platin, iridyum ve alaşımları | 25. Cam |
| 13. Gümüş ve alaşımları | |

Tablo 2.3' ün sağ tarafı ara eleman kullanımsız kaynaklar için, sol tarafı ise ara eleman kullanılan kaynaklar için geçerlidir. Açık renkli olarak belirtilen kutular ise sağ taraftaki kullanım için geçerlidir.

Tablo 2.4'te, bazı metal çiftlerinde uygulanan basınç miktarları ve çekme testi sonucu birleşebilirlik verim oranı verilmiştir.

Tablo 2.4. Difüzyon kaynaklı birleştirmelerde birleşebilirlik oranı [Brandes E. 1983].

Malzeme kombinasyonu	Birleşme Mukavemeti (Mpa)	Çekme testiyle birleşebilirlik verim oranı (%)
Yumuşak çelik / Yumuşak çelik	465	100
HSS çeliği / HSS çeliği	1160	90
Yumuşak çelik / Dökme demir	430	100
Paslanmaz çelik / Dökme demir	525	100
Dökme demir / Alüminyum	865	100
Yumuşak çelik / Alüminyum	155	50
Alüminyum / Alüminyum	155	50
Alüminyum / Bakır	140	70
Bakır / Nikel	215	100
Bakır / Bakır	215	100
Nimonik / Nimonik	910	90
Stellite / Stellite	925	90
Titanyum / Titanyum	1065	100

Seramiklerdeki en etkin gelişmelerden birisi, stabilize edilmiş zirkonyum (TZP) ve TZP+Al₂O₃ kompozitlerinin süper plastik hale getirilebilmesidir. Bunun difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği için doğrudan bazı göstergeler mevcuttur. Çünkü, süper plastik şartlar altında gayet iyi arayüzey temasına ulaşılmaktadır.

Mutoh, BaCO₃, Y₂O₃ ve CuO' in uygun oranlarda karıştırılıp havada 12 saat süreyle 930°C'de kalsine edilmesiyle elde edilen YBa₂Cu₃O_{7-y} seramiğinin difüzyon kaynağını incelemiş ve ara tabaka kullanmadan 900 ila 950 °C' de 4 saatten uzun kaynak süresiyle birleştirmeyi başarmıştır.

2.1.4. Difüzyon kaynağının diğer kaynak metotlarıyla karşılaştırılması

1. Difüzyon kaynağı, esas itibarıyla difüzyon kontrollü bir tekniktir.
2. Ergitme kaynağında görülen deformasyonlar, ön ve son tavlama ihtiyaçları, bu teknikte gerekmez.
3. Bu teknikle, metalurjik açıdan uyumsuz, birbirinden tamamen farklı iki metal veya metal bir malzeme, metal olmayan başka bir malzeme ile birleştirilebilir.
4. Birleşme süresi, bağlantı alanından bağımsızdır. Dolayısıyla, bir defada geniş alanlı ya da karmaşık şekilli bağlantılar birleştirilebilmektedir.
5. Uzay ortamında birleştirmeye imkan sağlamaktadır.
6. Birleştirme esnasında, ana malzemelerde istenmeyen metalurjik yapıların oluşma ihtimali düşüktür.
7. Seramiklerin kaynaklarında en önemli faktör, malzemelerin gevrekliğidir. Bu ise, kaynak edilmesi gereken bölgenin deforme olmaması anlamına gelir. Dolayısıyla, bu metal seramik ve kompozitlerin, metal ve diğer malzemelerle birleştirilmesinde günümüzde en verimli ve etkili bir metottur.

Difüzyon kaynağının bazı dezavantajları da vardır. Özellikle uygulama ortamının bazı özellikler gerektirmesi ve pahalı bir teknik olması önemli dezavantajlar olarak gösterilebilir.

2.1.5. Difüzyon kaynağı teknikleri

Difüzyon kaynağı, günümüzde iki maksatla yapılmaktadır:

- a. Bilimsel çalışmalar için araştırma gayesiyle.
- b. Bu tekniği kullanarak, bir parçayı üretmek için. Bunlardan birincisi ile teste tabi tutulabilecek difüzyon kaynağı tipleri geliştirilirken; ikincisi ile istenen elemanı elde etmek mümkün olur.

Birleştirilen malzemeler arasında ilave bir malzeme (levha) kullanılıp kullanılmamasına göre difüzyon kaynağı üçe ayrılabilir;

1. Difüzyon lehimleme (Ara tabaka kullanılan),
 - a- Tek ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,
 - b- Birden çok ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme,

2. Ani sıvı faz kaynağı [Zhang, 1987],
3. Direkt difüzyon kaynağı.

Difüzyonla lehimlemede, birleştirilecek yüzeyler arasına, ergime sıcaklığı ana malzemelerinkinden daha düşük, levha şeklinde bir ilave malzeme yerleştirilir. Çok katlı ara tabakalar, hem termal gerilmeyi, hem de diğer gerilmeleri giderici ek bir etkiye de sahiptir [Zhang 1987]. Ani sıvı faz kaynağı, ilk safhasında hızlı ısıtmayla, yüzeylerden biri ya da her ikisinin basınç altında, çok kısa bir süre için ergitilip hızla soğutulduğu bir difüzyon kaynağı olarak tanımlanmaktadır. Hem difüzyonla lehimleme, hem de difüzyon kaynağında, yüzeylerin çok hassas bir şekilde işlenmiş olmaları gerekirken, ani sıvı faz kaynağında 80 numara zımpara ya da hassas tornalama ile işlenmesinin yeterli olduğu bildirilmektedir. Difüzyonla lehimlemede ara tabaka olarak, herhangi bir kaplama (iyonik-elektro v.s.) da kullanılmaktadır.

Difüzyon kaynağı, uygulanma ortamına göre;

1. Koruyucu gaz atmosferinde difüzyon kaynağı.
2. Vakum altında difüzyon kaynağı, olarak ikiye ayrılabilir.

Endüstriyel maksatlarla uygulanan difüzyon kaynağı, büyük kütleli parçalara uygulanan difüzyon kaynağı ve ince parçalara uygulanan difüzyon kaynağı olarak ikiye ayrılır. Büyük kütleli difüzyon kaynağı, kalın kesitli işlenmiş parçaların, mekanik olarak uygulanan, nispeten büyük (14 MPa) basınç altında birleştirilmesini ihtiva etmektedir. Ti-6Al-4V alaşımından birçok uçak parçası 10^{-3} Pa vakum altında, 900°C sıcaklıkta, 2,94 MPa bir basınç uygulayarak 2 saatte kaynak edilebilmiştir [Sharp, S.J., Ashby, M.F., Fleck, N.A., 1993; Sunwoo, A., 1994]. Difüzyon kaynağı ile üretilen ağır parçalar, malzeme kullanım ve masrafını azaltmak üzere, karmaşık şekilli, işlenmiş ya da dövülmüş parçaların yerini almaktadırlar [Partridge, 1989]. İnce Ti-6Al-4V alaşımlı levhalara da 2 MPa'lık gaz basıncı ile difüzyon kaynağı uygulanabilmektedir.

Özetle, difüzyon kaynağı teknikleri aşağıdaki faktörlere göre uygulanmaktadır [Salehi, 1990]:

- a. Kaynak atmosferi; hava, soy gaz veya vakumdur.
- b. Kaynak basıncı; mekanik, hidrolik, sabit yüklemeli ve diferansiyel termal genleşme şeklinde uygulanabilmektedir.

- c. Isıtma; dirençle ısıtma, ya da endüksiyonla ısıtma şeklinde yapılabilmektedir.

2.1.6. Difüzyon kaynağına uygulanan muayene ve testler

Difüzyon kaynağında, bağlantının kalitesini tespit için iki türlü test kullanılmaktadır. Bunlar:

1. Tahribatlı Muayeneler,
2. Tahribatsız Muayenelerdir.

2.1.6.1. Tahribatlı muayeneler

Çekme testi, bindirme, kayma testi, darbe testi, eğme testidir. Çekme testi, çekme numunesi yapılabilecek uzunluktaki difüzyon kaynaklı malzemeler için uygulanmaktadır.

Bindirme-kayma testi, levha şeklindeki malzemelerin bağlantı mukavemetini tesbit etmek için kullanılmaktadır. Numuneler, bağlantının mukavemeti ana metalinkinden daha düşük olduğu zaman bile, çentikten kırılmaktadırlar. Bindirme alanı, genellikle, test esnasında eğilmektedir. Bu sebeple, kırılma yükünden doğrudan doğruya hesaplanan kayma mukavemeti, bağlantının mukavemetini vermekten uzaktır [Guo, 1985].

Darbe testi birçok araştırmacı tarafından kullanılmış olmasına rağmen, çentiği birleşme hattına yerleştirme güçlüğü vardır. Bu test daha çok çelikler için kullanışlıdır. Bağlantının darbe mukavemeti, arakesitteki mikro boşluklar yüzünden, birçok halde, ana metalinkinden düşüktür.

Eğme testi, genellikle, numune yuvarlak bir parça tarafından U şeklinde eğilerek uygulanmaktadır. Eğme anında, numunelerin çatlama durumlarına göre, bağlantı kalitesi tayin edilir.

2.1.6.2. Tahribatsız muayeneler

Bu muayeneler, metalografi, potansiyel düşmesi (elektrik direnç değişmesi), transmisyon akustik mikroskobisi, elektron mikroskobisi, fotoemisyonlu elektron mikroskobisi diye sınıflandırılabilir [Guo,1985].

Metalografi, difüzyon kaynaklı bağlantıların mikro yapılarının muayenesinde esas metot olmasına rağmen; küçük boşlukların optik mikroskopla tayin güçlüğü, bağlantı kalitesini anlamada etkili bir yol olmasını engellemektedir.

Potansiyel Düşmesi Metodu (verilen akımdaki değişme), daha çok yorulma çatlağı büyümesini tespitinde kullanılır. Boşluk tespitinde kullanıldığı zaman ise, ancak büyük boşluklarda iyi sonuç vermektedir.

Geleneksel X ışını ve ultrasonik muayeneler, difüzyon kaynağının iç kesitini muayenede, mevcut kusurların tespitinde, oldukça faydalıdır. elektron mikroskobisi, bağlantıdaki ara tabakaların kalınlıklarının tespitinde faydalı olurken, bağlantı mukavemeti hakkında fikir vermemektedir.

Fotoemisyonlu elektron mikroskobisi, yüksek sıcaklıklarda, dinamik metalurjik gözlem yapılmasını ve difüzyon kaynağının safha safha izlenmesini mümkün kılmaktadır.

2.1.7 Literatür çalışmalarının değerlendirilmesi

Ambalaj sanayinde ip tipi bağlantıların yapıştırılmaları, ambalaj makinası içerisindeki bir birleşik metal (bi-metal) rezistans vasıtasıyla sağlanmaktadır. Bu bi-metal rezistans paslanmaz çelik ile bakırın lehimlenmesi yoluyla üretilmektedir. Söz konusu rezistanslar, çalışma esnasında darbeli yüklere maruz kalabilmektedirler. Ayrıca ısı kapasiteleri de zaman içerisinde düşmektedir. Darbeli yüklemeler sonucu, bimetal birleştirme yerlerinden kırılarak kopmaktadır.

Paslanmaz çelikler, ısı dirençleri yüksek olan malzemelerdir. Fakat termal şoklara karşı mukavemetleri düşüktür. Bilindiği gibi Cu elektrik iletiminde kullanılan en yaygın ve en ucuz malzeme durumunda olduğundan rezistansın iletken parçası bakırdan seçilmiştir.

Difüzyon kaynağı yöntemi kullanılarak birleştirilen bakır ve paslanmaz çelik ikilisinin kaynak sonrası ideal toplam birleşme süresi ve paslanmaz çelik ile bakırın bir birlerine difüzyonunun kaynak parametreleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Ayrıca elde edilen bimetalin kullanım esnasında uygunluğu açısından elektriksel ve mekanik özelliklerine bakılmıştır. Lehim ile birleştirilmiş Cu-Paslanmaz çelik ikilisinin, difüzyon kaynağı ile birleştirilen ikili ile elektriksel iletkenliklerinin sıcaklıkla değişimleri arasındaki fark irdelenmiştir. Bu çalışmalara ilaveten difüzyon kaynağı ile birleştirilen

bi-metalin birleşme bölgesi metalografik olarak incelenerek kaynak parametrelerinin kaynak kabiliyeti üzerindeki etkilerine bakılmıştır.

Paslanmaz çelikler, karbonlu çelikler ile karşılaştırıldığında, ısı ve elektrik iletkenlikleri zayıf olan çeliklerdir. Ancak paslanmaz çeliklerin elektrik öz direnci, karbonlu çeliklerden 6 kat daha fazla olabilmektedir. Bu maksatla, ısı, elektrik ve korozyon direncinin önemli olduğu uygulamalarda ısı eşanjörleri, rezistanslar gibi elemanlar paslanmaz çeliklerden yapılmaktadır. Paslanmaz çeliğin elektrik bağlantısı ise yine paslanmaz çeliğe ilave iletkenlerle sağlanmaktadır. Kimya sektöründe yaygın olarak kullanım alanı bulan paslanmaz çeliğin ara tabaka kullanmadan doğrudan istenilen metal ile birleştirilmesi önem kazanmaktadır.

Yaygın olarak Paslanmaz çelik-Cu bimetal ambalaj ve tekstil sanayinde, ambalaj bağlama makinalarında rezistans olarak kullanılmakta ve birleşme sert gümüş lehim ile yapılmaktadır. Söz konusu rezistanslar ithal edilmektedir. Bu çalışmada Cu-Paslanmaz çelik bi-metal difüzyon kaynağı ile üretilerek, elektriksel, mukavemet ve maliyet açısından avantajları ortaya konmuş ; böylece bu tür parçaların daha ucuz ve daha verimli kullanılabilmesinde katkıda bulunulmuştur.

Özetle tarif etmek gerekirse; Bu çalışmanın amacı, paslanmaz çelik ve bakırın bi-metal olarak kullanılması halinde, birleştirme yönteminin, bimetalin hem farklı lehimleme yöntemleri, hem de difüzyon kaynağı ile birleştirilerek ;

1. Farklı kaynak şartlarında yapılan birleştirmelerin mekanik, metalurjik, özelliklerini karşılaştırmak suretiyle en elverişli kaynak şartlarının belirlenmesi,
2. Difüzyon ile birleştirme ve lehim ile birleştirme yöntemleri kullanılarak elde edilen sonuçların farklı sıcaklıklarda (rezistansların çalışma sıcaklıklarında) elektriksel, ısı ve mekanik testleri yapılarak difüzyonla birleştirmenin varsa avantajlarını bi-metal için tespit edilmesi,
3. Ara metal kullanmadan birleştirmenin uygun olup olmadığının incelenmesi.

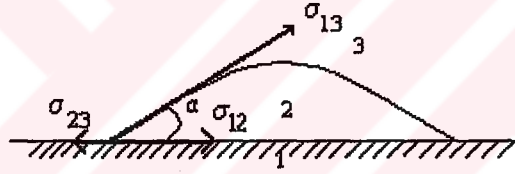
2.2. Sert Lehimleme

2.2.1. Lehim alaşımı

Lehimlemenin gittikçe artan uygulama alanı genişliği nedeniyle, pratikte her çeşit probleme cevap verebilecek çok çeşitli lehim alaşımları geliştirilmiştir. Bunlar genellikle saf metal veya metal çeşitleridir. Malzemeler, uygulamalarda toz, levha, çubuk gibi çeşitli formda olabilirler.

2.2.2. Lehimlemenin esası

Çalışma sıcaklığına kadar tavlanan esas malzemenin yüzeyine düşen bir damla lehim alaşımı yüzeyde yayılmaya başlar (şekil 2.8). Katılaşmadan sonra da yüzeyde birleşmeyi sağlar. Buradaki birleşme bir difüzyon hadisesidir. Esas metaldeki bazı elemanlar lehim alaşımına ve lehim alaşımındaki bazı elemanlar ise esas metale difüzyon yoluyla geçer. Bir lehim alaşımının esas metal ile iyi birleşmesinin birinci şartı, iyi bir ıslatma özelliğine sahip olmasıdır.



şekil 2.8. Lehim damlası ile esas metal arasındaki birleşme 1; lehim damlası, 2; esas metal, 3; Çevre

α = sıvı haldeki lehim damlasının kenar açısını

σ_{12} = lehim ile esas metal arasındaki sınır yüzeyi gerilimi

σ_{23} = yayılma gerilimini ifade eder

Bu durumda, yayılma şöyle yazılır:

$$\sigma_{23} = \sigma_{12} + \sigma_{13} \times \cos\alpha \dots\dots\dots(2.3)$$

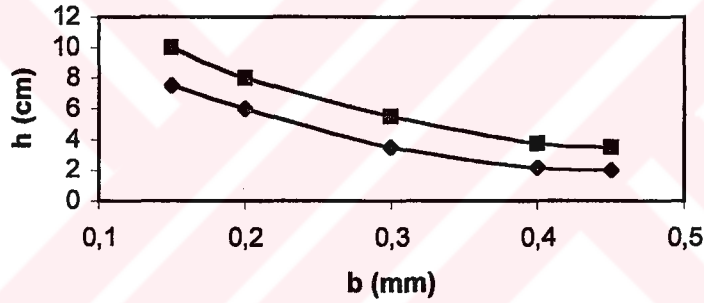
ıslatma yüzeyinin büyümesi α açısının küçülmesi, ıslatma olayının ve lehim yayılmasının daha iyi olmasının anlamına gelir. Bu düşünceyle ‘*Fudescu*’ bir ıslatma indeksi ifadesi ortaya atmıştır. ıslatma yüzeyine A denirse bu indeks şöyle yazılabilir.

$$I = A \times \cos \alpha \dots\dots\dots(2.4)$$

A büyür ve α küçülürse ıslatma indeksi de büyür.

2.2.3. Kapiller tesir

Sıvı hale gelen lehim alaşımı ancak kapiller tesir (yani kapiller doldurma basıncı) ile birleştirilecek aralıkta yükselir veya ilerler. 0.1 ile 0.5 mm arasındaki çeşitli aralıklarda, erimiş haldeki lehim alaşımının kapiller yükselme (dikine) miktarı Şekil 2.9'da bir diyagram halinde verilmiştir. Takriben 0,3 mm aralığa kadar kapiller yükselme miktarı aralık arttıkça orantılı olarak düşmektedir. 0.3 mm den sonra yükselme miktarında değişme pek azdır. Erimiş lehimin aralıktaki yükselme miktarını teorik olarak aşağıdaki formül ile hesaplamak mümkündür.



Şekil 2.9. L Ag 30 Cd Ve L Ag 40 Cd standart lehim alaşımları ile bakır, pirinç (Ms 6 3) ve çeliğin lehimlenmesinde, lehim alaşımının çeşitli aralıklardaki yükselme miktarı. [Anık S., 1983]

$$h = \frac{2\sigma}{g \cdot b \cdot z} \dots\dots\dots(2.5.)$$

h= yükselme miktarı

σ = Sıvı haldeki lehim alaşımının yüzey gerilimi (dyn /cm²)

b= iki parça arasındaki aralık (cm)

g= yerçekimi ivmesi (981 cm/sn²)

z= Sıvı haldeki lehim alaşımının yoğunluğu (g/ cm³)

2.2.4. Çalışma sıcaklığı

Esas malzemenin temas yüzeyleri arasında erimiş durumdaki lehim alaşımının girebileceği minimum bir sıcaklıktır. Böylece araya giren erimiş haldeki lehim alaşımı, esas malzemeyi birleştirir. Çalışma sıcaklığı yaklaşık olarak ilave metalin üst erime noktasına yakındır.

2.2.5. Islatma sıcaklığı

Islatma sıcaklığı, erimiş haldeki lehim alaşımının, esas malzeme üzerinde tutunabileceği bir sıcaklıktır. Böylece eriyen lehim alaşımı temas yüzeyleri arasında akıp birleşmeyi sağlar. Bu sıcaklığa sulanma veya birleşme sıcaklığı adı verilir.

Islatma sıcaklığı ile çalışma sıcaklığı arasındaki esas fark, ıslatma sıcaklığının erimiş haldeki lehim alaşımının aralığa girişinden önce, çalışma sıcaklığının da girişinden sonra ölçülmesidir. Islatma sıcaklığı belirli sınırlar arasında bulunabilir. Fakat bilhassa alt sınır önemlidir. Buna minimum ıslatma denir ki, bu da esas metalin sıvı haldeki ilave metal ile birleşebileceği minimum sıcaklıktır. Diğer bir deyimle esas metale verilmesi gereken en az sıcaklık derecesidir.

2.2.6. Maksimum lehimleme sıcaklığı

Lehimdeki alaşım elemanlarının buharlaşabilecekleri veya esas malzemenin tane irileşmesine uğrayabileceği veya dekapanın zarar görebileceği sıcaklığa maksimum lehimleme sıcaklığı denir.

2.2.7. Lehim alaşımları ve kullanım alanları

2.2.7.1. Gümüş lehimleri

Gümüş lehimini dendiği zaman, bileşiminde en az %8 gümüş bulunan lehim alaşımları hatıra gelir. Gümüş miktarının üst sınırı tahdit edilmemiştir. Lehim alaşımlarına, aşağıdaki gayeleri yerine getirmek için gümüş katılır.

- a) Belirli bir erime derecesi elde etmek
- b) Yüksek bir çekme mukavemeti sağlamak

- c) Lehimleme hızını yükseltmek
- d) Lehim bağlantısının şekil değiştirme kabiliyetini artırmak
- e) Lehimlenecek yerin rengini parçaya uydurmak
- f) Yüksek bir korozyon dayanımı sağlamak
- g) Lehimin akıcılığını düzeltmek
- h) Lehimleme işleminden sonra, minimum bir temizleme sağlamak

Gümüş lehimleri şu şekilde gruplara ayrılabilir;

- a) Gümüş- Bakır ve diğer ikili alaşımlar
- b) Gümüş –Bakır ve Çinkodan ibaret üçlü alaşımlar
- c) Esası gümüş, bakır ve çinko olan dördü ve daha yukarı alaşımlar
- d) Bakırsız üçlü ve daha yukarı alaşımlar
- e) Fosforlu gümüş alaşımları
- f) Gümüş-Bakır ve Kalaylı alaşımlar
- g) Diğer çinkosuz alaşımlar

Tablo-2.5. Uygulamada en çok kullanılan lehim alaşımlarının uygulandığı esas metaller, erime dereceleri ve ısı membaları [Anık S., 1983]

Lehim Gurupları	Erime dereceleri °C	Tatbik edildiği esas metaller	Kullanılan ısı membaları
Cu	1083	Fe metalleri, Ni ve Cu Ni alaşımları	Üfleç fırın,yüksek frekans, koruyucu gaz
Cu-Zn	845-910	Fe-metalleri, Cu ve Cu alaşımları,Ni ve Ni alaşımları	“ “ “ “
Cu-Zn-Ni	890-910	Fe- metalleri, Ni ve Ni alaşımları	“ “ “ “
Cu-P	750-900	Cu ve Cu alaşımları	“ “ “ “
Ag	610-870	Fe ve Fe olmayan metaller(Al,Mg ve Ti hariç)	“ “ “ “
Al	580-620	Al ve al alaşımları	daldırma
Mg	560-600	Mg ve Mg alaşımları	Üfleç, fırın koruyucu gaz

2.2.7.2. Isıya dayanıklı yüksek hararet lehimleri

Lehimlemenin bazı endüstri kollarındaki özel uygulaması dolayısıyla (örneğin modern bir jet motorunun yakıt sistemindeki borular, atom reaktörleri ve feza tekniği gibi) ısıya dayanıklı yüksek hararet lehimleri geliştirilmiştir. Bu lehim alaşımlarının erime dereceleri genellikle 800 °C ila 1200 °C arasında bulunur

Tablo 2.6. Isıya dayanıklı yüksek hararet lehimleri.[Anık S., 1983]

Lehim grupları (Bileşimi)	Çalışma sıcaklığı °C	Kullanma yerleri
Ag 85 Mn 15	970	500 °C ye kadar ısıya dayanıklıdır. Paslanmaz çeliklerin ve nikel alaşımlarının fırında H ₂ veya N ₂ atmosferi altında yapılan lehimlemelerinde
Au 37.5 Cu 62.5	1000	Fe-Ni -Co alaşımlarının yakında veya H ₂ atmosferinde fırın lehimlemelerinde
Ni Cr Mn (Ötektik)	1070	Paslanmaz ve alaşımlı çeliklerin vakumda yapılan lehimlemelerinde. Reaktör inşasında ve koruyucu gazla lehimlemede
Ag 63 Pd 32 Mn 5	1230	800 °C ye kadar ısıya dayanıklıdır. Paslanmaz çeliklerin kovan ve nikel alaşımlarının birleştirilmesinde, jet motorlarında , Fırında H ₂ atmosferi altında yapılan lehimlemelerinde. Koruyucu gazla lehimlemelerde.

2.2.8. Dekapanlar

Dekapanlar metalik olmayan malzemelerdir. Dekapan ön ısıtma işlemi sırasında esas metalin yüzeyinde oluşan oksitleri ortadan kaldırır ve lehimleme işlemini kolaylaştırır. Ayrıca lehim malzemesinin yüzey gerilmesini azaltarak, esas metalin yüzeyinin ıslatılmasını ve lehim üzerinde yayılmasını sağlar

Birleştirilecek yüzeylere yeter miktarda sürüldüğünde, bu yüzeyleri temizleyerek oksit filmini kaldırmakta ve lehimin birleşmesini sağlamaktadır. Ayrıca yeni oksit filminin oluşmasını da engellemektedir.

Başlıca görevleri:

- Oksit tabakasını çözerek yeniden oksitlenmeye engel olur.
- Lehim alaşımlarının yüzey gerilimini azaltarak, esas metalin yüzeyinin ıslatılmasını ve lehimin yüzeyde yayılmasını sağlar.

- c) Esas metal ile derhal birleşen metal iyonlarını içerir. Bunlar erime işlemi sırasında redüklenerek birleştirmeyi kolaylaştırır.
- d) Örtü vazifesini gören bu dekapanlar, bazı hallerde birleşme bölgesinin çabuk soğumasına engel olur.
- e) Dekapanlar esas görevini sıvı halinde yerine getirdiğinden, erime derecelerinin lehimin erime derecesinden biraz aşağıda olması (yaklaşık 50-100 °C) gerekir . Bu da dekapanın erimesi ile kaynakçının lehimleme işlemine hazır olmasının gerektiğini haber verir. Bu husus Bilhassa tav rengi göstermeyen alüminyum ve alaşımlarının lehimlenmesinde çok önemlidir.

Tablo-2.7 Pratikte en çok kullanılan lehim alaşımları [Anık S., 1983]

Lehim Grupları	Bileşimleri (%)											
	Cu	Zn	Ag	Ni	Cd	Sn	P	Si	Mn	Al	Mg	Fe
Cu	98-100	-	1 Max	-	-	-	-	2 Max	2 Max	-	-	-
Cu-Zn	50-62	Kala n	1 Max	1 Max	-	4.5 Max	-	0.2 Max	1 Max	-	-	1.2 Max
Cu-Zn-Ni	43-50	Kala n	1 Max	3-11	-	0.3Ma x	-	0.2 Max	-	-	-	-
Cu-P	Kalan	-	15 Max	-	-	-	7 Max	-	-	-	-	-
Ag	14-35	Kala n	12- 76	3.5Ma x	25 Max	5.5 Max	-	-	-	-	-	-
Al	4.7 Max	-	-	-	-	-	-	4-13	0.15	Kala n	-	-
Mg	-	-	-	-	-	-	-	0.3 Max	0.10	8.3- 12	Kala n	-

2.2.9. Lehimleme usulleri

Sert lehimleme işleminin yapılmasında, parçaların ısıtılması için çeşitli usuller vardır ve bu usulleri şöyle sıralayabiliriz:

- a) Üfleçle lehimleme
- b) Fırında lehimleme

- c) Endüksiyonmla lehimleme
- d) Elektrik direnciyle lehimleme
- e) Elektrik arkı ile lehimleme
- f) Erimiş lehim banyosuna daldırarak lehimleme
- g) Dekapan banyosuna daldırarak lehimleme

Bu usuller uygulamadaki isteğe göre en ekonomik ve en iyi neticeyi verecek şekilde seçilir . Örneğin üfleçle lehimlemenin üstünlüğü, parçaların farklı kalınlıkta ve iletkenlikte olması halinde homojen bir tavlama sağlamasıdır. Diğer taraftan fırında lehimleme bilhassa küçük ve ince parçaların lehimlenmesinde kullanılır. Lehim banyosuna daldırarak yapılan lehimlemede alüminyum, bakır ve alaşımlı çelikten mamul karışık parçaların seri haldeki imalinde kullanılmaktadır.

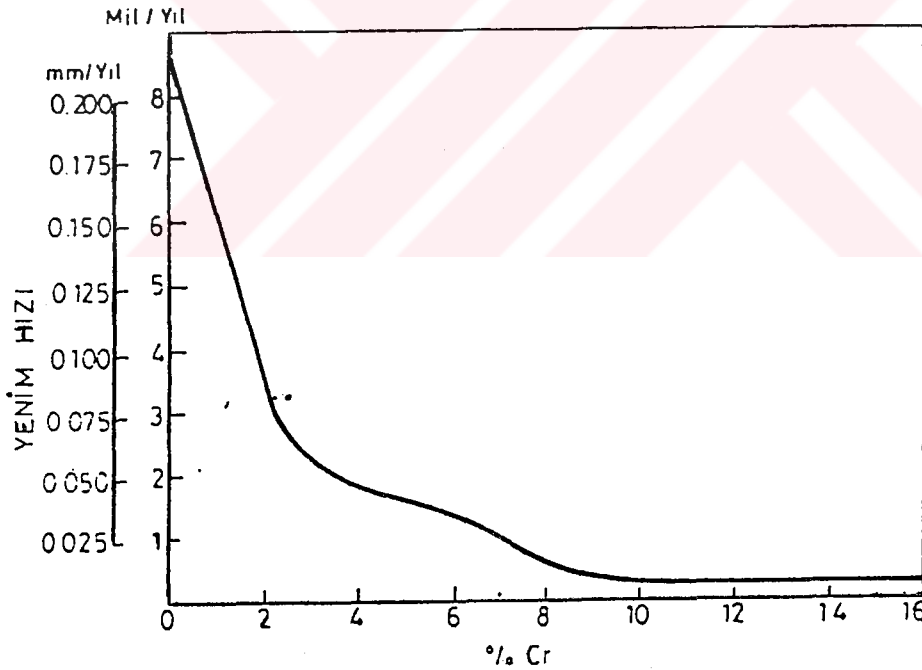


3. KULLANILAN MALZEMELER VE ELEKTRİKSEL İLETKENLİK

Bu çalışmada, iki ana malzeme kullanılmıştır. Bunların bir tanesi 304 kalite paslanmaz çelik, diğeri ise % 99,99 saflıkta elektrolitik bakırdır. Her iki malzemenin çeşitli özellikleri sırasıyla aşağıda belirtilmiştir.

3.1. Paslanmaz Çelikler

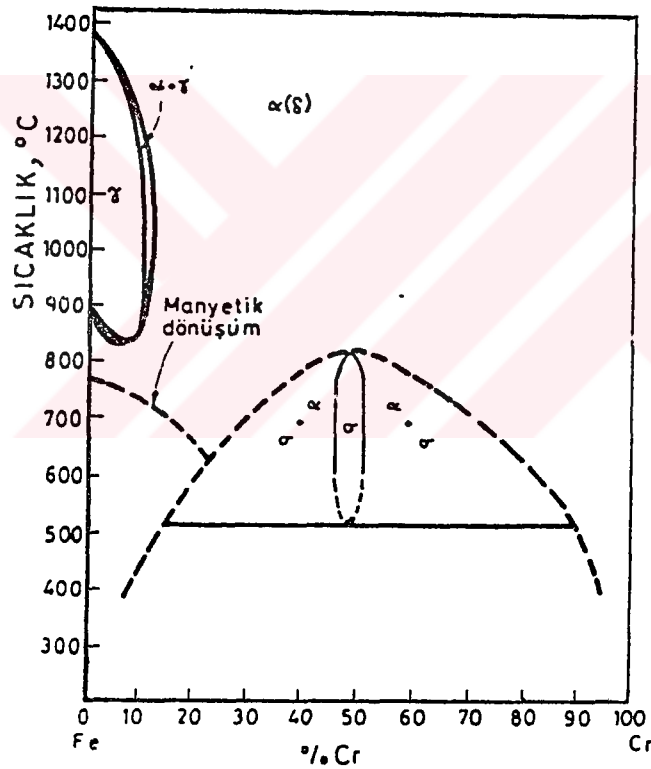
Paslanmaz çelikler, genellikle yüksek krom alaşımlı çeliklerdir. Çeliklerin 'paslanmaz' olarak nitelenebilmesi için bileşimlerinde en az % 10.5 Cr bulunması gereklidir. Bunun temel nedeni; eğer Fe-Cr alaşımları oksitleyici ortamlarda bulunurlarsa korozyon dirençlerinin, alaşımın bileşiminde krom artışına paralel arttığı ya da diğeri bir deyişle, krom azaldıkça daha fazla korozyona uğradığı görülür. Bu tür alaşımların, örneğin, oda sıcaklığında püskürtme su içindeki korozyonu, krom % 10.5 oranına ulaşınca durmaktadır (Şekil 3.1).



Şekil 3.1. Fe – Cr Alaşımlarında Cr katılımlarının korozyon direncine etkisi

Paslanmazlık, yalnızca bileşimde en az %10.5 Cr bulundurmakla sağlanamaz. Aynı zamanda, alaşımın EDİLGENLİK (pasivite) özelliği de göstermesi gerekir. EDİLGENLİK, korozyon oluşturuıcı ortamlarda metal yüzey ile ortam arasında doğan

etkileşimsizlik durumuna verilen addır. Çeliğin paslanmaz olarak nitelendirilebilmesi için hem bileşiminde en az % 10.5 Cr içermesi ve hem de edilgenlik özelliği göstermesi gereklidir. Örneğin AISI D3 ya da spezial K olarak tanınan yüksek kromlu (% 12 Cr) ve yüksek karbonlu (% 1.5-2 C) soğuk iş çeliği paslanmaz değildir. Çünkü bileşimindeki yüksek karbon edilgenlik doğmasını engeller. Kısaca şöyle diyebiliriz: paslanmaz çelikler bileşimlerinde en az % 10.5 Cr içeren ve oksitleyici ortamlarda edilgenlik özelliği gösteren çeliklerdir. Bu nedenle de, paslanmaz çelikler H_2SO_4 gibi indirgeyici ortamlarda iyi korozyon direnci göstermezler [Tekin E., 1989]. Şekil 3.2 de Fe-Cr verilen denge diyagramında Cr'un σ ve γ fazı üzerindeki etkisi görülmektedir. Görüldüğü gibi Cr miktarının artmasıyla σ fazının oluşumu kolaylaşmakta ve γ fazının oluşumu zorlaşmaktadır.



Şekil 3.2. Fe – Cr Denge Diyagramı

3.1.1. Paslanmaz çeliklere alaşım elemanlarının etkileri.

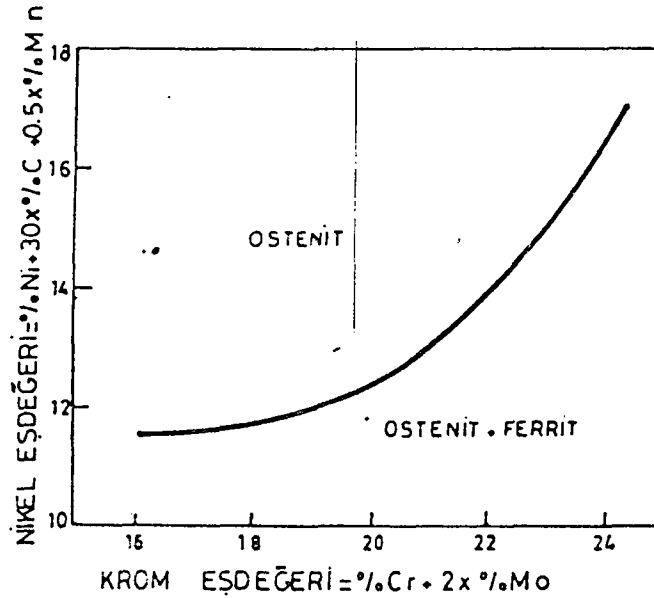
3.1.1.1. Kromun paslanmaz çeliğe etkisi.

Çeliklere karbon eklendikçe çelikte oluşan fazlar ve faz çizgileri değişir. Krom ferriti dengeleştirici bir metaldir. Bu nedenle oda sıcaklığında yalnız Fe-Cr alaşımları

%20 Cr değerine dek hep ferritli bir iç yapıya sahiptir. Krom % 20 değerini aşınca sigma fazı baş gösterir (Şekil 3.2). Sigma fazı, Fe ile Cr arasında oluşan bir (Fe Cr) metallar arası bileşiktir. Bu bileşik çok sert ve gevrek bir bileşiktir. Fe-Cr denge çizgisinde anlaşıldığı gibi σ evresi oldukça geniş bir sıcaklık ve bileşim aralığında oluşabilmektedir. Ancak σ içeren bir alaşım yüksek sıcaklıklarda ferrit bölgesinde ısıtılacak olursa σ çözünür ve alaşım tümünden ferritli bir iç yapıya dönüşür. σ fazı 520 °C sıcaklıkta demirce zengin α_1 ile kromca zengin α_2 fazlarına ayrışır. σ fazının oluşumu paslanmaz çeliklerin hem mekanik ve hem de yenim direncini bozar.

Fe-Cr-C alaşımları üç bölüme ayrılabilir;

1. Martenzitik Fe-Cr-C alaşımları. Bunlar, %12-18 Cr içeren ve % C içerikleri de krom ile artan alaşımlardır. Genel bir yaklaşımla bileşimi (% Cr-17 X % C < %12.5) eşitliğine uyan çelikler su verilerek sertleştirilebilirler.
2. Ferritik Fe-Cr-C alaşımları. Bunlar % 16-60 Cr içerirler. Düşük krom düzeylerinde %C da çok düşük olmak zorundadır. Bileşimleri (% Cr-17X %C>12.5) eşitliğine uyan çelikler γ bölgesi dışına düşerler ve sertleştirilemezler(Şekil 3.3).
3. İkili (martenzitik + ferritik) Fe-Cr-C alaşımları. Bunlar ikili bölgeye girebilen alaşımlardır.



Şekil 3.3. Kromun γ bölgesinde etkisi

3.1.1.2 Nikelin paslanmaz çeliğe etkisi.

Nikel metalik malzemelerde aranan faydalı özelliklerden birçoğuna aynı zamanda sahip olan ender metallerden biridir. Bunlardan en önemlileri, korozyon ve oksidasyona ileri düzeyde dayanımlı olması, yüzey merkezli kübik iç yapısı ile kolay şekillendirilebilmesi ve birçok kullanım alanı için mekanik özelliklerinin yeterli olması şeklinde özetlenebilir. Nikel yüksek sıcaklıklarda dayanımlı olduğu kadar, düşük sıcaklıklarda da sünekliğini ve tokluğunu kaybetmez. Bu nedenle, yüksek ve düşük sıcaklıklarda kullanılan malzemelerin önemli bir bölümünü nikel esaslı alaşımlar oluşturur. Nikelin diğer metallerle alaşımları, genellikle sünek ve yüksek tokluğa sahip malzemelerdir. Östenitik paslanmaz çelikler de nikel dayalı olarak üretilirler. Yüksek nikelli dökme demirler bunun bir başka örneğidir.

Nikelin elektrot potansiyeli hidrojeninkine oranla 0.25 volt daha aktiftir. Ancak bu potansiyel farkının küçük olması nikelin hidrojen reaksiyonu eğilimli olmadığını gösterir. Gerçekten de, bu metal organik ve inorganik asitlerden sınırlı ölçüde etkilenir. Örneğin, havada arınmış sülfürik asit içinde gözlemlenen korozyon hızları en çok 30 mdd düzeyindedir. Nikelin korozyon hızı ortamda çözünmüş oksijen miktarı ile artar. Hava ile doymun hale getirilen asitlerde korozyon hızının yukarıdaki değerin yaklaşık on katına çıktığı görülür. Diğer yandan, ortamda bulunan oksijen nikelin yüzeyinde oluşan koruyucu tabakanın kararlılık kazanmasını sağlar. Bu nedenle, oksijen içeren ortamların tümü ile nikel için etkileyici oldukları şeklinde bir genellemeye gidilemez. Oksitleyici asitler (örneğin nitrik asit), FeCl_3 , CuCl_2 , gibi kuvvetli oksitleyici tuzları içeren çözeltiler nikelin dayanımlı olmadığı ortamlar için verilebilecek diğer örneklerdir [Doruk M., 1989].

Nikelin diğer metallere üstünlük sağlayan en önemli özelliği bazik ortamlarda ileri düzeyde dayanımlı olmasıdır. O kadar ki, nikel dayanım sıralamasında gümüşten sonra ikinci yeri almaktadır. Bu metalin kaynar % 50 NaOH içindeki çözünmüş hızı 0.6 mdd civarındadır. Nikel bu dayanımını ergimiş bazik tuzlara karşı da korur. Susuz amonyaka dayanımlı olmakla beraber havalandırılmış amonyum hidroksitten önemli ölçüde etkilendiği görülür. Bunun nedeni suda çözünür karmaşık iyon $(\text{Ni}(\text{NH}_3)_6^{+2})$ bileşiminin metalin korozyon eğilimini artırmasıdır.

Nikelin ilavesi M_s sıcaklığını o denli düşürür ki, Ni içeriğinin % 8 olması durumunda M_s sıcaklığı oda sıcaklığının hemen altında bir değere iner ve bu durumda

östenitleme sıcaklığından oda sıcaklığına yapılan soğutma sonucu östenit mikro yapıda dönüşmemiş olarak kalır [Tekin E., 1989].

Nikelin yüksek sıcaklıklarda başarı ile kullanılabilmesinin en önemli bir nedeni oksidasyona dayanımlı olmasıdır. Bu koşullarda metalin yüzeyinde oluşan NiO tabakası koruyucu olduğundan oksidasyon hızı zamanla giderek azalır. Havada nikel için verilebilir sıcaklıklar 875 °C da ulaşır. Nikelin oksidasyon direncini daha da artırmanın yolu kromdan yararlanmaktır. Oksidasyon hızı krom miktarı %20 civarında olan nikel-krom alaşımlarında minimum düzeydedir. Kromun oksidasyona direnci olumlu katkısı alaşımın yüzeyini örten spinel (NiCr_2O_4) tabakasından kaynaklanır. % 20 Cr içeren nikel-krom alaşımları 1150 °C a kadar oksidasyona karşı güvenle kullanılırlar. Nikelin yüksek sıcaklıklarda kullanımını sınırlayan önemli bir etmen bazı koşullar altında oluşan taneler arası oksidasyon dur. Kükürt içeren indirgeyici ortamlara özgü bu tür bozunuma 315 °C'ın aşılması ile ortaya çıkar.

Nikelin gerilimli korozyonla bozulduğu haller çok enderdir (konsantrasyonu yüksek bazik çözeltiler ve ergimiş bazik tuzlarda görülen taneler arası çatlama). Nikel alaşımlarına da aktarılan bu faydalı özellik, nikelin diğer metallere göre önemli bir üstünlüğüdür.

Bakır soy elektrot potansiyeli sayesinde, nikelin indirgeyici ortamlara karşı direncini artırır. Ayrıca, çukurcuk korozyonuna bağışık bir metal olması nikelin bu tür bozunma duyarlılığını belirli ölçüde sınırlar. Nikelli bakır alaşımı bırakıldıkları ortamlarda genellikle pasif tutum gösterirler [Doruk M. 1989].

Bakırın yararlı etkilerinden biri de katıldığı nikel alaşımlarının pasifleşmesini kolaylaştırmasıdır. Bakırın ileri katodik etkenlik özelliğinden (katodik reaksiyonların küçük üst potansiyeller altında oluşabilmesi) yararlanarak '*Nikel- Krom – Molibden-Bakır*' esaslı alaşımlar geliştirilmiştir. Bu guruba giren alaşımlar %3-6.5 arasında bakır içerirler. Çeşitli konsantrasyonlarda sülfürik ve nitrik aside dayanımlı olmaları en belirgin üstünlükleridir.

Krom nikelin pasifleşmeye olan eğilimini geliştirir. Böylece oksitleyici ortamlarda korozyona karşı daha dayanımlı olmasını sağlar. Bu iyileşmeye karşı olarak çukurcuk korozyonuna duyarlılığın arttığı görülür.

Nikel östenit fazını dengeleştirici bir etki yaratır. γ - bölgesini genişletir. Örneğin düşük karbonlu yalın karbon çeliklere % 24 Ni katılırsa iç yapıları oda sıcaklığında bile

östenitli kalır. Düşük sıcaklıklardaki dönüşümler çok yavaş olduğundan 600 °C altındaki sıcaklıklarda faz sınırları kesinlikle bilinmemektedir. Nikel, karbür oluşturmaz.

Hem krom hem de nikel içeren çeliklerin iç yapıları, bir yandan ferrit dengeleştirici krom ve diğer yandan da östenit dengeleştirici nikelin zıt etkilerinden ötürü oldukça karmaşıktır.

% Ni artıkça γ - bölgesi genişler. ($\alpha+\gamma$) bölgesi daralır. % 4 Ni + % 18 Cr + % 0.2 C içeren bir çelik, 900 ° C sıcaklıkta östenitlenip su verilerek sertleştirilebilir. Halbuki östenitleme sıcaklığı > 1100 °C ise , δ - bölgesine girileceğinden sertleştirme gerçekleşmez.

Nikel % 8 düzeyine ulaştığında ise östenit bölgesi iyice genişler ve oda sıcaklığında da iç yapı östenitli kalır. % 18 Cr + % 8 Ni içeren çelik östenitli paslanmaz çeliklerin en belirgin örneğidir. Östenitli paslanmaz çelikler de ferritli paslanmaz çelikler gibi dönüşüme uğramazlar. Bu bakımından, ısıtıldıklarında tane büyümesine yatkındırlar. İri taneli iç yapı ısıtılma işlemle düzeltilemez; sıcak ya da soğuk işlem gereklidir. Ferritli paslanmazlar tane irileşmesi sonucu sünekliklerini yitirir ve gevrekleşirler. Östenitli paslanmaz çelikler ise sünek kalırlar.

Nikel, σ - bölgesini daha düşük % Cr değerine ve daha yüksek sıcaklıklara kaydırır.

3.1.1.3 Ortak etkiler

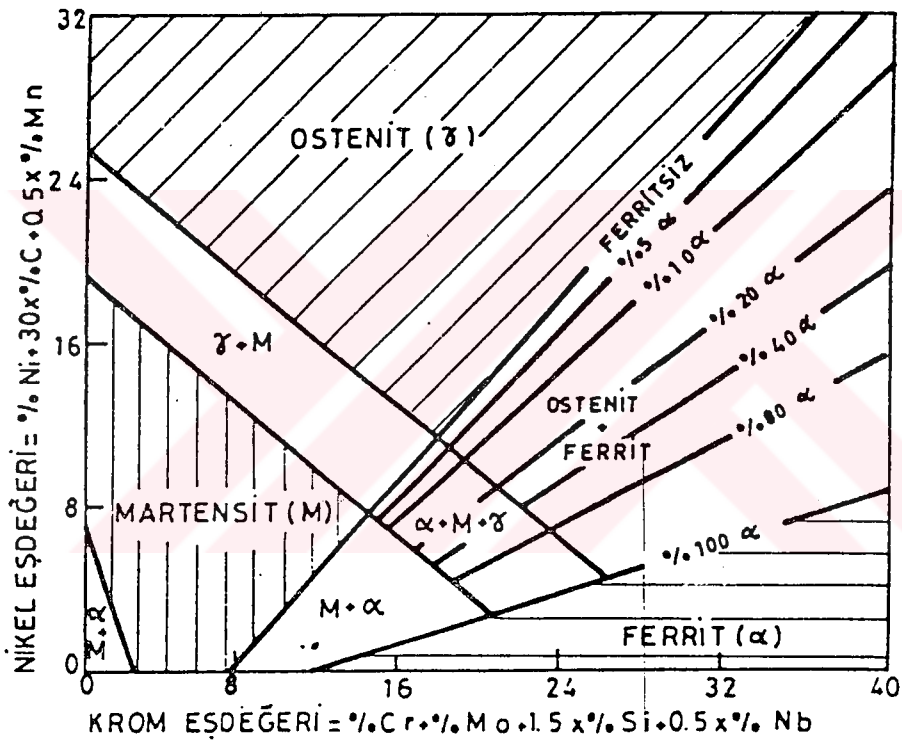
Bir alaşıma birkaç element birden katıldığında oluşan iç yapı, katılan elementlerin ortak etkilerine bağlı olarak ortaya çıkar. Paslanmaz çeliklerde özellikle iç yapıya çok bağımlı olması nedeniyle bileşimlerindeki ferrit ve östenit dengeleştirici elementlerin ortak etkileri de iyi bilinmek zorundadır. '*Schaffler Diyagramı*' adı ile anılan diyagram bu etkileri toplu bir biçimde göstermektedir (Şekil 3.4). İlk kez 'Schaffler' tarafından geliştirildiğinde karbonun nikelden 30 kez daha etkili östenit dengeleştirici ve silis de kromdan 1-5 kez daha etkili ferrit dengeleştirici olduğu varsayılmıştır.

Bu tür bilgilerden yararlanarak istenilen içyapıyı verecek bileşim oluşturulabilir. Bununla birlikte krom ve nikel eşdeğerlerini veren eşitlikler modern uygulamalarda şöyle alınmaktadır;

$$\text{Cr- eşdeğeri} = \% \text{Cr} + 3x \% \text{Si} + \% \text{Mo} \dots\dots\dots(3.1)$$

$$\text{Ni- eşdeğeri} = \% \text{Ni} + 0.5 x \% \text{Mn} + 21 x \% \text{C} + 11.5 x \% \text{N} \dots\dots\dots(3.2)$$

Molibden için 1 çarpanı % 0.5-1 Mo aralığında geçerli, fakat yüksek % Mo değerlerinde artmaktadır.

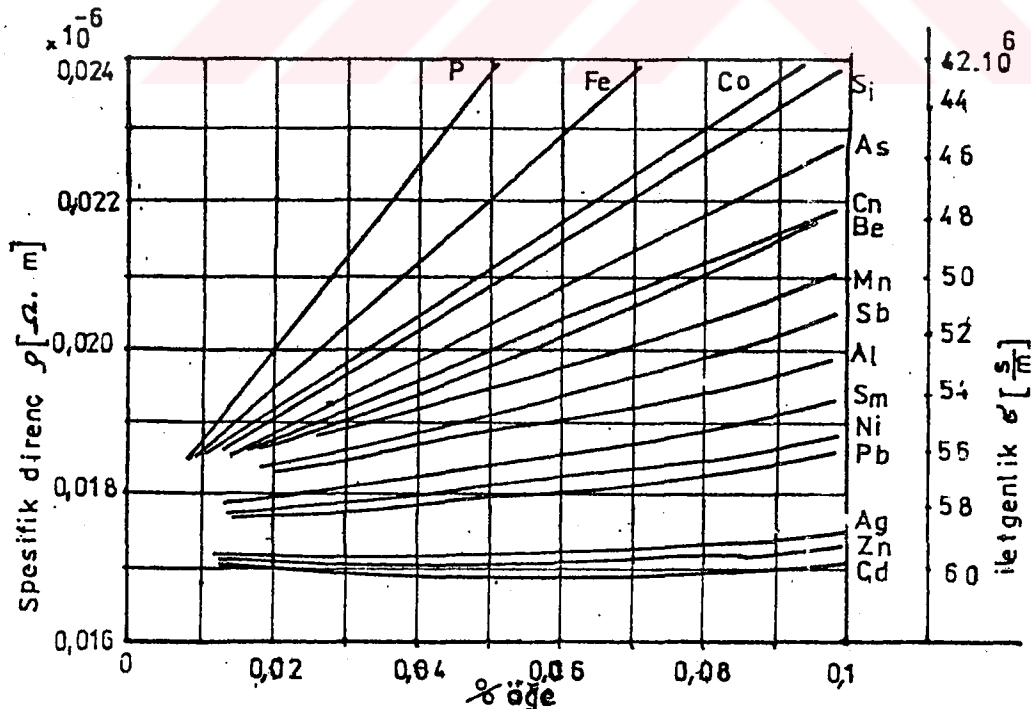


Şekil 3.4. SCHAEFFLER diyagramı

3.2. Bakır ve Bakır Alaşımları

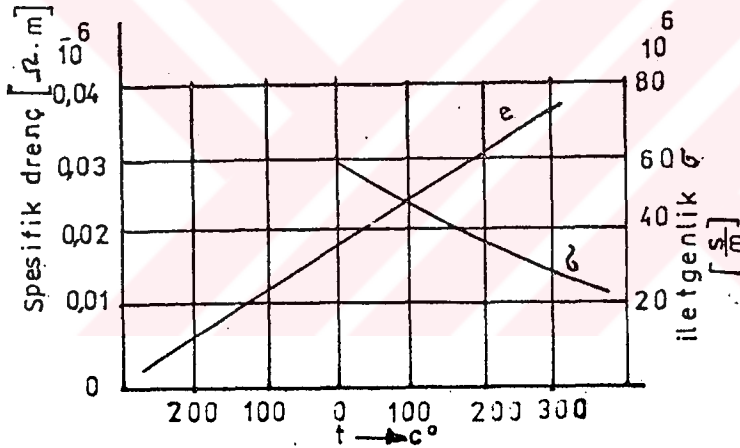
Bakırın kullanılabilirliğini belirlemede en etkin özellikler olarak elektriksel iletkenlik, termal iletkenlik, korozyon direnci, işlenebilirlik, yorulma karakteristiği, dövülme kabiliyeti, şekillendirilebilirlik ve mukavemet özelliklerini sıralayabiliriz. Bunlara ilaveten bakır kırmızı bir renge sahiptir ve manyetik değildir. Ayrıca bakır; lehim, pirinç ve kaynakla kolayca birleştirilebilir. Bu özelliklerin geliştirilmesi söz konusu

olduğunda, en iyi çözüm alaşımlamadır. Özellikle mukavemetin artırılmasında alaşımlamanın yeri büyüktür. Bu şekilde bir çok değişik alaşım elde edilmiştir. Bunlara örnek olarak bronzlar, tunçlar, kurşunlu-tunçlar, bakır-nikel alaşımları, bakır-gümüş alaşımları, özel bronzlar gösterilebilir. En saf bakırın öz iletkenlik değeri $59,5 \times 10^4$ Siemens/Cm dir. IACS'e göre iletken bakırın minimum iletme değeri de 58×10^4 Siemens/Cm olmalıdır. Bu iletkenlik % 99,95 saflıktaki bakır için geçerlidir. Alman normunda (E-CU) yumuşak tavlı halde minimum iletkenlik 57×10^4 S/Cm olarak verilmiştir. Bakırın kristal yapısı kübik yüzey merkezlidir. Bu yapı, diğer metallerle karışık kristal oluşturmaya ve ayrıca soğukta kolay şekil alabilmesine imkan tanır. Çok iyi bir iletkenidir. Korozyona karşı dayanıklıdır. Ayrıca lehim kabiliyeti iyidir. İletkenlik kabiliyeti çok az yabancı maddelerin bünyeye girmesiyle (%0,01) hissedilebilir şekilde kötüleşir (Şekil 3.4). Bakırın elektroteknikteki önemi göz önünde tutulduğunda, birinci kademede analiz ve yabancı maddelerin yüzde miktarları önemsenmez. Tam tersine iletkenlik için bakırın saflığı esas alınır. Yumuşak tavlı %99,99 bakır 20°C de 59×10^4 S/Cm iletme ve bu değer de $0,017 \Omega \text{ mm}^2/\text{m}$ lik bir öz dirence tekabül eder. İletken olarak kullanılan bakırda minimum 57×10^4 S/Cm lik bir iletkenlik istenir [Tükel N.,1982].



Şekil 3.5. Yabancı elemanların bakırın iletkenliğine ve öz direncine etkisi.[Tükel N., 1982]

Şekil 3.5'deki sonuçlar bütün literatürlerde aynı olmayıp bazılarında spesifik direnç değişik sonuçlar gösterebilmektedir. Bunun nedeni, özellikle yabancı maddelerin bakıra giriş şeklidir. Önemli olan husus, bakırdaki çözünme yada oksijenli bağlantılar içinde yataklanmış şekillerde olmasıdır. Demirin etkisi, şekilde belirgindir. İşletme tekniği bakımından demir atomlarının difüzyon yolu ile bakıra geçmesi mümkündür. Bu yığılmalar sonucu örneğin diamagnetik olan bakır paramagnetik hale geçebilir. Bu nedenle elektronik ölçmeler bakımından % 0,01 den fazla demirin bakırda bulunmasına izin verilmez. Artan sıcaklıkla, bütün saf metallerde olduğu gibi bakırın da iletkenliğinde sürekli bir düşüş meydana gelir. Bakırda, her bir $^{\circ}\text{C}$ sıcaklık için bu durum yaklaşık %0,4 kadardır. 150°C ye ısıtılmış yani oda sıcaklığına göre 130°C bir farkta iletkenlikte 2/3 lük bir azalma görülür (Şekil 3.6). Bu durumlarda işletmelerde pek sık karşılaşmaktadır [Metals Handbook 1992].



Şekil 3.6. Sıcaklığa bağlı olarak bakırdaki iletkenliğin ve öz direncin değişimi

Bakırın diğer bir özelliği de demire göre daha iyi olan korozyon dayanımıdır. Nemli karbondioksitli havada, kuru havada ve oda sıcaklığında bakır ve bakır alaşımları bakır yüzeyinde bakır oksidül (Cu_2O) tabakası oluşturur. Bu tabaka kimyasal etkilere karşı koruyucu bir rol oynar. Bakırın şekil değiştirmesiyle çekme mukavemeti yükselir ve özgül uzama değeri çok düşer. Buna paralel olarak iletkenlik değeri de fazlaca düşer [Onaran K., 1995].

Bakır soğuk şekil değiştirme ile % 40-50 uzama kabiliyetine sahiptir. Yaklaşık 22 Kp/mm^2 lik çekme mukavemetine sahip bakırda çekme mukavemetinin yaklaşık iki

katına çıkması, buna karşın özgül uzamanın çok düşük değerlere düşmesi ve aynı şekilde iletkenliğin büyük ölçüde azalması olumsuz bir durum sayılabilir. Bu durum ve mekanik özellikler nedeni ile (sertlik, talaş alabilme) genellikle, bakırın düşük konsantrasyonlarda yabancı elemanlarla alaşımlandırılması gerekir. Bunun için de iletkenliğe az etki gösterecek alaşım bileşenleri seçilir [Tükel N., 1982].

3.2.1. Bakırın elektriksel iletkenlik özelliği

Bakırın en büyük kullanım alanını, elektriksel iletkenliğinin iyiliğinden dolayı, elektrik şebekeleri oluşturmaktadır. Elektriksel iletken olarak kullanım sadece malzemenin iletkenliğinin iyi olması ile sınırlı değildir. Bunun yanında iletken olarak kullanılmak istenen malzemenin iyi korozyon dayanımı ve basitçe şekillendirilebilme özelliğine sahip olması istenir. Akım taşıyıcı araç olarak elektrolitik bakır tercih edilen bir malzemedir. Saf bakırın iletkenliği %101 IACS dir. sıcaklığın artmasıyla, özellikle 200-350 °C den sonra bakır yumuşamaya başlar.

Elektrolitik bakır 370 °C den sonra indirgeyici gazlar altında hidrojen kırılgenliğine maruz kalır. Bu tür uygulamalarda oksijensiz bakır veya fosfor ile deoksidasyona uğramış bakır kullanımı gündeme gelir. Deoksidasyona uğramış ve içinde herhangi bir deoksidant içermeyen (oksijensiz bakır) mükemmel sünekliğe sahip olduğundan özellikle derin çekme ve soğuk işleme proseslerinde kullanılırlar. İletken yaylar, kontaklar, ve benzer yerlerde kullanılan parçalar sıkıştırma ile şekillendirilir ve yalın halde şekillendirilmeden sonra mukavemetin artırılması ısıtılma işlemi ile yapılır. Ayrıca şu da belirtilmelidir ki bu malzemeler kromlu bakır veya berilyumlu bakırdan oluşurlar [Özkan T., 1995]

Yüksek işlenebilirlik ve iletkenliğin istendiği parçalar genellikle telleryum bakırından üretilirler. Bu tür bakırlarda %90 minimum iletkenlik %80 işlenebilirlik (serbest kesilebilen tunç 100 kabul edildiğinde), % 1 içeren kurşunlu bakır gibi bakır türleri kullanılır.

Telekomünikasyonda düşük akım kullanılmasına rağmen iyi yorulma özellikleri istendiğinden bu tür yerlerde tuncun kullanılması mukavemet ve elektriksel iletkenliğin birlikte sağlanması açısından elverişlidir. Eğer korozyon ve ciddi yorulma özellikleri önemliyse daha güçlü ve daha pahalı olan nikel gümüşleri fosfor bronzlar veya berilyum bakırlar en iyi şekilde hizmet ederler. Birlikte istenen özellikler mukavemet,

iletkenlik ve fiyat özellikleridir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında sürünme mukavemeti bir iletkenin seçiminde etkin parametre haline gelir.

3.3. Direnç Malzemeleri

Elektriksel direnç olarak, yüksek öz dirençli metaller (örneğin tantal), metal alaşımları (örneğin Ni/Cr) veya yarı iletken (örneğin grafit), ayrıca kompozit malzeme de (örneğin Cr/SiO₂ dirençleri) kullanılır. Metal alaşımları, saf metallere karşı yalnızca yüksek bir öz direnç avantajlı değil, aynı zamanda öz direncin düşük bir sıcaklık katsayısı ile de daha iyi bir durumdadır. Çok ince tabakalarda (Örneğin yaklaşık 1000 Å) Ni/Cr da sıcaklık katsayısını 10⁻⁵/°C ye düşürebilmek mümkündür.

Direnç malzemelerinden istenen koşullar şöylece sıralanabilir: Öz direncin küçük sıcaklık katsayısı: Bu durum için ancak karışık kristalli alaşımlar söz konusudur. Normal dirençlerde ancak $\alpha < 2 \times 10^{-5} / ^\circ\text{C}$ olan malzemeler kullanılabilir. Bakıra karşı düşük termo kuvvet (sıcaklık kuvveti), normal dirençlerde en fazla 10 µV/°C dir.

Dirençte zaman olarak yüksek bir ölçüde değer değişmezliği, yani iyi kimyasal dayanıklılık ve kristal yapısında düşük dönüşme eğilimi istenir.

Normal dirençlerde temel direnç değerine göre yıldaki değişme değeri % 5x10⁻³ den küçük olmamalıdır. Öz direncin düşük sıcaklık katsayılı alaşımları genellikle Cu+%12 Mn üzerine kurulmuştur. Fiyat uygunluğu bakımından 67 Cu 30 Ni 3 Mn alaşımı önerilir. Öz direncin az da olsa negatif sıcaklık katsayılı iletken malzemesi olarak Ag/Mn alaşımları bilinmektedir. Bunlar pozitif sıcaklık katsayılı metalleri dengeleme için kullanılır. Sıcaklık katsayılarının kesin bir eliminasyonu iki sıcaklık değeri almak veya kabullenmekle (örneğin 20 °C ve 200 °C) mümkün olur. Bundan sonra belli bir sıcaklık alanında (örneğin 0-200 °C ta) sıcaklık katsayısının belli sınırlar içerisinde (±) belli olur.

Elektriksel özelliklerin kontrol ve regüle edildiği alaşımlar direnç olarak adlandırılırken, ısı üretmek için kullanılan malzemeler ise ısıtıcı alaşımlar olarak kabul edilirler. Bunun yanında metal rezistörde üretilen ısının mekanik enerjiye dönüştürüldüğü alaşımlar ise termostat alaşımlar olarak bilinirler.

Dirençlerin homojen bir dirence sahip olmaları beklenirken, direncin sabit olması, yani zamana bağlı olmayan yaşlanma etkisi göstermemesi de beklenen bir özelliktir. Direncin bakıra karşı düşük termo elektrik bir potansiyel sergilemesi

beklenirken genleşme sabiti, mekanik mukavemet, uzayabilirlik, korozyon direnci, kaynak kabiliyeti gibi ikinci dereceden önemli olan özellikler de dirençlerde istenen özelliklerdir.

Isıtıcı alaşımlar ,

- a) 100 -1090 °C kesik aralıklı çalışan,
- b) 1300 °C endüstri fırınları,
- c) 2000 °C seramik yakma fırınları,

gibi alanlarda kullanılmak üzere üçe ayrılırlar [Tükel N., 1982]. Isıtıcı olarak kullanılan malzemelerde yüksek erime sıcaklığı, bulunan atmosfere göre iyi oksitlenme direnci, yüksek sıcaklıkta sürünme direnci, düşük termal genleşme, termal şok direnci gibi özellikler istenir.

3.3.1. Sıcak iletken dirençler

Bunlar elektrik enerjisini ısı enerjisine dönüştürürler. Bu dirençlerde şu koşullar aranır.

- Yüksek erime noktası
- Yüksek ölçüde kimyasal dayanıklılık
- Alaşımda kararlılık (Yalnız homojen karışık kristaller)
- Yeteri ölçüde mekanik sıcak mukavemet

Esas olarak şu üç malzeme grubu kullanılır

- 1- Ni-Cr alaşımları: Bu grup geniş şekilde kullanılma alanına sahiptir. Tablo 3.1 de gösterilmiştir.

Tablo 3.1. Ni-Cr Alaşımları

ρ (Ω Cm)	Ergime noktası	Çalışma sıcaklığı
$10^{-4} \Omega$ Cm	1380-1400 °C	1000-1100 °C

- 2- Fe Cr Al alaşımları: Bu alaşımlarda özellikle en büyük avantaj malzemenin yüzeyinde ısınma sırasında hava ile reaksiyona giren alüminyumun, Al_2O_3 tabakası oluşturarak malzemeye yüksek bir tufallaşma mukavemeti sağlamasıdır.

Tablo 3.2. Fe Cr Al- (Kanthal) Alaşımları

ρ	Ergime noktası	Çalışma sıcaklığı
$1,310^{-4} \Omega \text{ Cm}$	1500 °C	1000-1100 °C

3- Bu grup ise, yüksek sıcaklıkta eriyen metaller Pt, W, Mo, Ta, ya da Mo-Si alaşımlarıdır. Bu alaşımlar ya çok yüksek sıcaklıklar için (W,Mo,Ta) veya az malzeme akımına değer verilen yerlerde kullanılır. Mo, W ve Ta sargıları koruyucu gaz atmosferinde çalıştırılır.

3.4. Metallerde Elektriksel İletkenlik

Malzemelerin elektriksel özelliklerinin başında elektriksel iletkenlik gelir. Elektriksel iletkenlik (σ) malzemelerin elektron yapıları ve elektron hızları ile ilgili olup, malzemelerin şekline bağlı değildir [Mayer L.,1990]. İletkenlik, metaldeki yük taşıyıcısı (n) ile orantılıdır ve,

$$\sigma = nq\mu \dots\dots\dots(3.3)$$

İletkenlik (3.3) bağıntısıyla ifade edilebilir. Burada 'q' birim elektriksel yük, μ ise elektriksel yük taşıyıcılarının iletken ortamdaki hareket yeteneğidir. Hareketlilik elektrik alanı başına serbest elektrik yükünün hızı olarak tanımlanır. Serbest elektrik yükünün içinde hareket ettiği elektrik alanı 'E' ile elektrik yükünün hızı v ile gösterilirse hareketlilik ;

$$\mu = v/E \dots\dots\dots(3.4)$$

olarak verilir.

Direnç üzerine katı çözeltilerin ve deformasyonun etkisi vardır. Bu etkilerden toplam direnç tayini;

$$\rho = \rho_T + \rho_s \dots\dots\dots(3.5)$$

olarak gösterilir.

ρ_T = Sıcaklıktan dolayı direnç değişimi

ρ_s = Katı çözeltilerden dolayı direnç değişimi.

Bir metale bir V gerilimi uygulandığı zaman, elektronlar elektrik alanının zıt yönünde hareket ederler. Bu esnada elektronların serbest yolu ne kadar büyük olursa

sürüklenme hızı o kadar yüksek olur. Dolayısıyla hareketlilik büyür ve buna bağlı olarak metalin iletkenliği artar. İletkenliğin tersi olan direnç ise azalır.

Bir metalin direncinin artırılması atomların termal enerjilerinin, yani titreşim hareketlerinin artmasına neden olur. Bu ise elektronların serbest yollarını azaltır ve direncin artmasına neden olur. Özgül direncin iki bileşeni vardır. ρ_0 kalıcı özgül direnç, ρ_T ise sıcaklık la artan dirençtir.

$$\rho = \rho_0 (1 + \alpha \Delta T) \dots\dots\dots(3.6)$$

ile verilir.

Bir kristal yapıya farklı büyüklükte atom yerleştirilirse ortalama serbest yol azalacağından direnç artar [Mayer L.,1990]

Bir metalin sıcaklığının artırılması ile metalin termal enerjisi, atomların termal enerjilerinin artmasına ve atomların titreşim hareketlerinin artmasına sebebiyet verdiğiinden herhangi bir anda atom ile hareket halindeki elektronun çarpışması elektronun saçılmasına ve elektronun averaj yolunun düşmesine sebebiyet vererek; elektronların mobilitelerinin düşmesine ve dirençlerinin artmasına sebebiyet verecektir.

Kafes hataları, elektronların saçılmalarına, mobilitenin ve metallerin iletkenliklerinin düşmesine sebebiyet verir. Hata sayısının artması elektronun averaj serbest yolunu düşürerek iletkenliği etkiler.

$$\rho_d = b(1-x)x \dots\dots\dots(3.7)$$

ρ_d = Hatalardan dolayı direnç artışı, x = Atomik empurite konsantrasyonu, b =Hata direnç sabitidir. Bu anlamda atomik boşluklar, dislokasyonlar, yüzey hataları, tane sınırları da metalin iletkenliğini etkiler.

Malzemeler, elektriksel iletkenliğine göre iletken, yarı iletken ve yalıtkan olarak sınıflandırılabilirler. Bir maddenin elektriksel iletkenliği, o maddede atom başına düşen serbest elektrik yükü sayısı ile belirlenir [Serin, 1990].

Bir maddeye V gerilimi uygulanırsa madde içerisindeki E alanı oluşur. Yarı iletken içerisindeki serbest elektron yükleri bu elektrik alanı içerisindeki hareket ederek J akım yoğunluğunu oluşturur. Elektrik alanının akım yoğunluğuna oranı o maddenin öz direnci olarak tanımlanır ve

$$\rho = \frac{E}{J} \quad \Omega \text{ Cm} \dots\dots\dots(3.8)$$

$$\sigma = \frac{J}{E} \quad (\Omega \text{ Cm})^{-1} \dots\dots\dots(3.9)$$

olarak gösterilir.

İyi iletken malzemelerde öz direnç 1,6-2,7 $\mu\Omega \text{ Cm}$ arasında değişir. Öngörülen bir dirençte, iletkenin düşük bir ağırlık istendiğinde cetveldeki ρ değeri bir ölçü oluşturur (Tablo 3.3). Öz direncin sıcaklık kat sayısı ;

$$\alpha = \frac{1}{\rho} * \frac{d\rho}{dT} \dots\dots\dots(3.10)$$

Maddenin uçlarına uygulanan gerilime bağlı olarak oluşan J akım yoğunluğu maddenin elektriksel iletkenliği alanı başına düşen akım yoğunluğu olarak tanımlanır. Bu aynı zamanda öz direncin tersine eşittir [Kittel, 1976].

$$J = qnv \dots\dots\dots(3.11)$$

Bağıntısıyla ifade edilir. Burada q =elektrik yükü, n =birim hacimdeki yük sayısı v = elektrik yükünün hızıdır. Elektriksel iletkenlik ise,

$$\sigma = qn\mu \dots\dots\dots(3.12)$$

hareketlilik cinsinden elde edilir.

İletkenlik sadece sıcaklığa bağlı değildir. Örneğin iletkenlerin katkılandırılması, basınç altında sıkıştırılması, elektrik veya manyetik alan uygulaması, kristal yapısındaki kusurlar, konsantrasyon vb. etkiler iletkenliği değiştirebilen etkilere [Woisinski, vd., 1989; Aydoğdu, 1994; Matore, 1971; Ghahramani, 1989]

α , oda sıcaklığında bütün manyetik olmayan metallerde yaklaşık 0,4 $\% / ^\circ\text{C}$ değerindedir. Bütün saf metallerde öz direncin sıcaklıkla olan bağıntısı (-200 ile +300 $^\circ\text{C}$) aralığında yaklaşık olarak lineer olarak değişir.

Isı iletkenliği λ ve elektrik iletkenliği $\sigma = 1 / \rho$ ile metallerde $\lambda \approx \sigma * T$ bağıntısı ile biri birilerine bağlıdır. Yani sabit tutulan bir sıcaklıkta $\rho\lambda$ = sabittir.

Elektrik iletkenliğine sıcaklıktan başka en büyük etkinin iletkenin içerisinde bulunabilecek yabancı elementler olduğuna dikkat edilmelidir. Etkinin şiddeti

elementten elemente farklıdır. Bakırda Ag, cd, ve Pb nin etkisi oldukça az buna karşın Al, Cr ve Fe in etkisi büyüktür.

Tablo 3.3. Metallerin elektriksel özellikleri [Tükel N.,1982]

	d	ρ ($\mu\Omega$ Cm)	Rd ($\mu\Omega$ Cm)	α (% / $^{\circ}\text{C}$)	λ (W/Cm $^{\circ}\text{C}$)	İletkenlik (10^{16} S/m)
Cu	8,9	1,7	15	0,43	4,0	57
Cr	6,9	15	104			
Fe	7,9	10	79	0,65	0,7	10
Ni	8,9	7	62	0,6	0,9	14

Metallerde iletkenliğin sınırlı kalması iki etkiye bağlıdır. Kristal kafes yapısındaki dağılımlar (termik kafes titreşimlerinden periyodizilte'in olmayışı). Bu etki öz direncin sıcaklığa bağlı oluşunu gösterir ve $\rho = \rho_G (T)$ şeklinde belirtilir.

Kristal kafes yapısında hatalı noktalardaki dağılmalar (kafeste yabancı atomlar, kristal yapı hataları). Bu etki de, hatalı noktaların ' N_F ' konsantrasyonundan doğar. Fakat sıcaklıkla bağıntısı yoktur. Sonuç $\rho = \rho_F (N_F)$ şeklinde belirtilir.

Bu nedenlerle toplam olarak metallerde öz direncin sınırlanması sıcaklığa bağlı ve sıcaklığa bağlı olmayan iki faktörden doğar [N. Tükel,1982] .

$$\rho = \rho_G (T) + \rho_F (N_F) \quad \dots\dots\dots(3.13)$$

şeklinde belirtilir

Düşük sıcaklıklarda kafes titreşimlerinin neden olduğu öz direnç sınırlaması $\rho_G \cong T^5$ (Fotenz fonksiyonu ile) ortadan kalkar, geriye hatalı noktalar konsantrasyon etkisi kalır. Düşük sıcaklıklarda artık direnç (normal ileten) metallerin saflığı için bir ölçü oluşturur. Süper iletkenlerde öz direnç belli bir sıcaklığın altında birden bire sıfıra ulaşır. Bu sıçrama sıcaklığı T_s ve normal iletkenlerin öz direnci düşük sıcaklıklarda kuvvetli manyetik alanların etkisi altında kalır [N. Tükel,1982].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Deneylerde Kullanılan Malzemeler.

Deneylerde, biri AISI 304 kalite paslanmaz çelik, diğeri de elektrolitik bakır olmak üzere iki çeşit malzeme kullanılmıştır.

Kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimi Tablo 4.1 de verildiği gibidir.

Tablo 4.1 Deneylerde kullanılan malzemeler.

Malzeme	Alaşım elemanı % miktarı												
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V	Fe
Paslanmaz çelik (AISI 304)	0.13	0.42	1.93	0.03	0.03	0.004	18.88	9.43	0.297	0.174	0.025	0.036	Kalan
Bakır	Elektrolitik bakır.												

Difüzyon kaynak işlemine tabi tutulacak bakır ve paslanmaz çelik numuneler 10x10 kesitinde hazırlanmışlardır.

AISI 304 kalite paslanmaz çelik ve bakırın mekanik özellikleri Tablo 4.2 de görüldüğü gibidir.

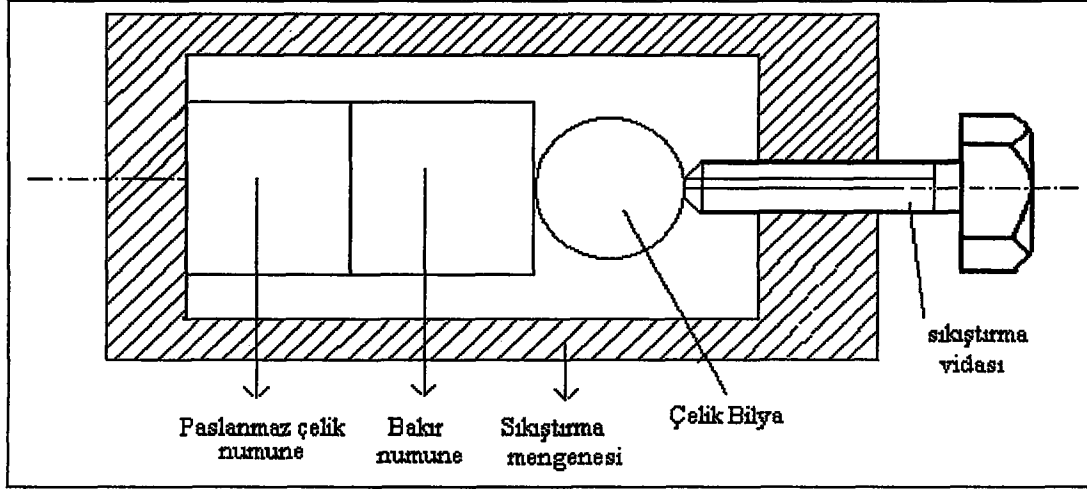
Tablo 4.2 Paslanmaz çelik ve bakırın mekanik özellikleri [Metals Handbook, 1992].

Özellikler	Paslanmaz Çelik	Saf Bakır
Uzama (%)	40	55
Akma Dayanımı (Mpa)	205	69
Çekme Dayanımı (Mpa)	515	221
Sertlik (HRB)	88	40

4.2. Difüzyon Kaynak Çalışmaları.

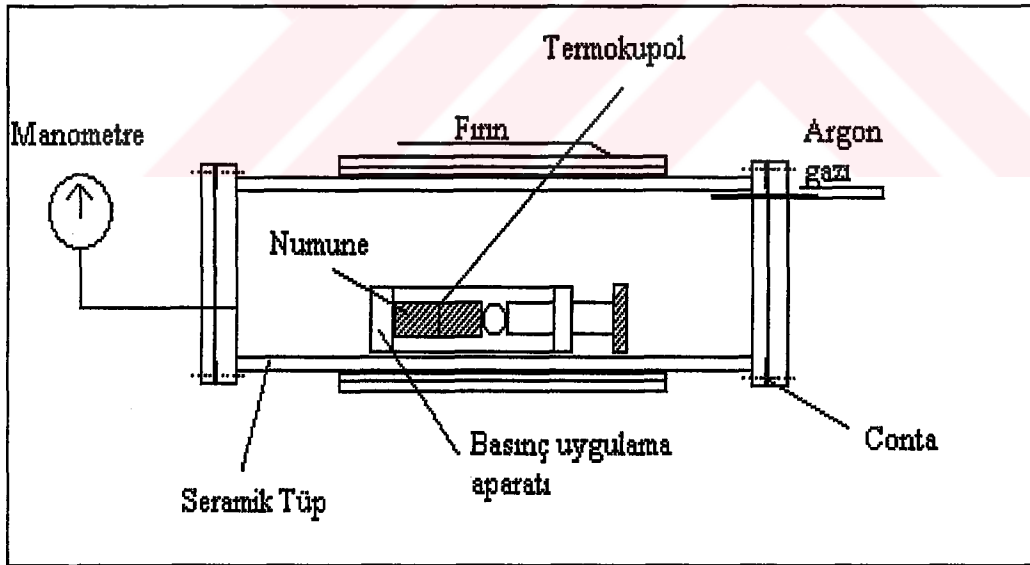
Kaynak öncesi birleştirilecek numunelerin yüzeyleri ‘240-1200’ meşlik zımparalar ile parlatılarak, yüzey pürüzlülüğü Mitutoyo Sufset 211 profilometresi ile ölçülmüştür

Numuneler Şekil. 4.1.’de şematik olarak gösterilen mengenede torkmetre kullanılarak istenilen basınç değerine kadar sıkıştırılmıştır. Uygulanan basıncın aksinel olarak tesir etmesi için numuneler ile cıvata arasına çelik bir bilye konulmuştur. Bu sayede basıncın uygulanması esnasında numunelerin dönmesi de engellenmiştir.



Şekil 4.1. Numune sıkıştırma mengenesi

Kaynak işlemi, Şekil 4.2’de verilen atmosfer kontrollü fırında gerçekleştirilmiştir. Basınç uygulanmış numuneler, mengeneyle birlikte yatay tüp içerisine yerleştirilip, tüp içerisine, numune yüzeylerindeki oksitlenmeyi önlemek amacıyla ve tüpteki basınç 3 bar olacak şekilde deney süresince argon gazı verilmiştir.



Şekil 4.2. Atmosfer kontrollü difüzyon kaynağı fırını.

Kaynak şartları, Tablo 4.3.’te topluca verilmiştir. Kaynak süresi, numunenin belirlenen sıcaklığa ulaşmasıyla fırından alınması arasındaki zaman olarak alınmıştır.

Tablo 4.3. Difüzyon kaynağında uygulanan kaynak şartları.

Numune No	Kaynak Sıcaklığı (°C)	Kaynak Basıncı (Mpa)	Koruyucu Gaz	Yüzey pürüzlülüğü Rz (µ)	Kaynak Süresi (Dakika)
1	800	1,2	Argon	0,5	30
2	800	0.65	Argon	0,5	30
3	800	0.25	Argon	0,5	30
4	900	0.65	Argon	0,5	30
5	700	0.65	Argon	0,5	30
6	800	0.65	Argon	0,5	15
7	800	0.90	Argon	0,5	5
8	800	0.65	Argon	0,5	5

4.3. Lehimleme Çalışmaları

Her iki metal numunenin elektriksel özdirençleri ile lehimle birleştirilmiş metal çiftin özdirencinin ve difüzyon ile birleştirilen numunenin özdirençlerinin karşılaştırılması amacıyla, bakır-paslanmaz çelik çifti lehim malzemesi kullanılarak birleştirilmiştir. Bunun için A1314 / AT 1314 lehim malzemesi kullanılmıştır. Kullanılan lehim malzemesinin analizi Tablo 4.4 te verilmiştir. Lehimleme işlemini 610 °C de yapılmıştır. Böylece, her iki birleştirme işlemi sonucu elde edilen metal ikililerinin, birleşme arayüzeyleri özdirençlerinin karşılaştırılma imkanı bulunmuştur.

Tablo 4.4 A1314/ AT 1314 gümüş lehimin kimyasal analizi [Anık S., 1983]

Lehim Gurubu	Kimyasal bileşim %						
	Cu	Zn	Ag	Ni	Cd	Sn	P
Ag	14-35	Kalan	12-76	3,5	2,5	5,5	-

4.4. Metalografik Çalışmalar

Numunelerin yüzeyleri merkezlerine kadar zımpara ile aşındırılmış ve elde edilen numuneler, 80-1200 meşlik zımpara ile temizleme işleminden sonra 3 µm lik elmas pasta kullanılarak parlatılmışlardır. Parlatma sonrası iç yapıyı gözlemek için birleştirilmiş numunelerin bakır ve paslanmaz çelik tarafı aynı dağlayıcı ile dağlanmıştır. Dağlayıcı olarak '% 27 NHO₃ - %24 HCl - % 49 H₂O' karışımı kullanılmıştır.

Kaynak bölgesi mikro yapısını anlayabilmek amacıyla, JEOL JMS 6400 SEM marka SEM ve optik mikroskop ile kaynak bölgesi ara yüzeyinin fotoğrafları çekilmiş, birleşme ara yüzeyi boyunca EDS ile analizler alınmıştır.

E.D.S. analizleri ile difüzyon alanı içerisindeki değişimler tespit edilerek, yapıdaki fazlar belirlenmiştir. Difüze olmuş elementlerin EDS analizleri ile teorik hesaplanan difüzyon dağılımı karşılaştırılmıştır.

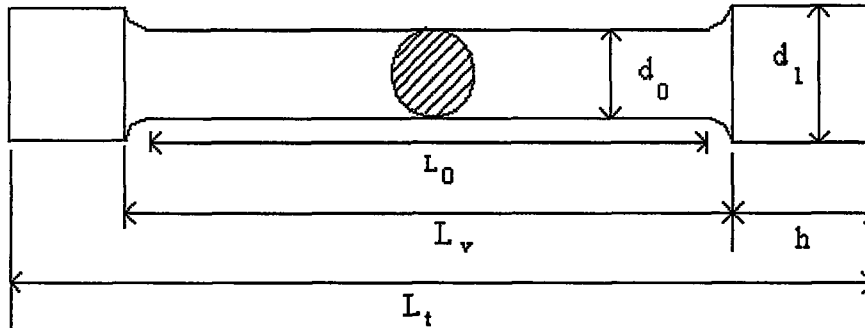
4.5. Mekanik Deneyler

Difüzyon kaynağı ile birleştirilen metal çiftinin mekanik özelliklerinin tespiti amacıyla çekme ve sertlik testleri uygulanmıştır.

Sertlik testi, 'Instron Wolpert GmbH 1996' yapımı cihazda 3 Kg yüklemeyle 'H_V' ölçüm metoduyla gerçekleştirilmiştir. Bu ölçüm metoduyla kaynak bölgesinin bakır ve paslanmaz çelik taraflarında sertlik ölçümleri yapılarak, difüzyonun tesir mesafesi ve difüzyonun sertlik değişimi üzerindeki etkisi tespit edilmeye çalışılmıştır.

Kaynak bağlantısının dayanımını tespit edebilmek için çekme deneyi yapılmıştır. Çekme deneyi numunesinin şekil ve boyutları Şekil 4.3 te gösterilmiştir.

Çekme deneyinde numuneler Amerikan Standartları ASTM E8-78 $L_0=4d$ ye göre hazırlanmıştır (Şekil 4.3)



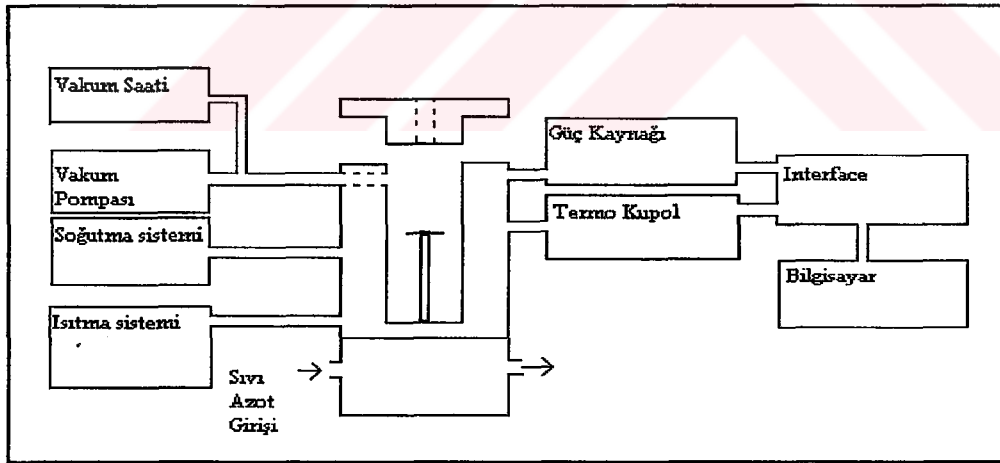
D_1 (mm)	L_0 (mm)	d_0 (mm)	r (mm)	h (mm)	L_t (mm)	L_v (mm)
6.36	23	5.3	3	10.3	47.1	26.5

Şekil 4.3. Dairesel kesit alanlı çekme numunesi [Brandes, 1989; ASTM E8-78]

4.6. Özdirenç Ölçüm Deneyleri

Difüzyon ve sert gümüş lehimli ile birleştirilen numunelerin arakesitlerinden elektrik akımı geçirilerek öz direnç değişimleri tespit edilmiştir. Her iki katı hal ile birleştirmede elektrik iletkenliği açısından farklılık olup olmadığı, numunelerin elektrik öz direnç değişimlerinin ölçülmesi ile belirlenmiştir. Numunelerin iletkenlik değişimleri iki prob metodu kullanılarak sıcaklığa bağlı olarak 260 – 380 K arasında ölçülmüştür. Ayrıca bu numunelerin akım gerilim karakteristikleri incelenerek elde edilen sonuçlar değerlendirilmiştir.

Elde edilen numunelerin elektriksel iletkenliklerinin ölçülmesi amacıyla Şekil 4.4.'te görülen deney düzeneği hazırlanmış, sıcaklık ölçümü yapmak için bakır-konstant termo çifti, ısıtma işlemi için de 1500 Watt gücünde ısıtıcı kullanılmıştır. Basıncı ortamlarda metallerin iletkenlik değerlerinde değişimler olacağı için, numunenin bulunduğu ortam (5.26×10^{-2} bar) olarak vakumlanmıştır. Akım ölçümlerinde, Thurlby 1503 Dijital Multimetre (min. 10 nA ölçebilen) akım dönüştürücü kullanılmış, bir interface elektronik devresiyle veriler bilgisayara aktarılmıştır. Sistem [Kojima, vd., 1990; Zhukov, vd., 1986]'dan alınmıştır.



Şekil 4.4. Elektriksel iletkenlik ölçme sisteminin şematik diyagramı

Numuneler silindirik bir fırına düşey olarak yerleştirilerek ölçüm yapmaya hazır hale getirilmiştir. Hazırlanan numunelerin elektriksel iletkenliklerini ölçmek için numunelere '0.02 DC volt' gerilim uygulanmıştır. Sıcaklık artışıyla numuneden geçen akım okunmuş, numunelerin öz dirençleri aşağıdaki formülle hesaplanmıştır [Masoud, vd., 1991].

$$\rho = \frac{V * A}{I * d} \dots\dots\dots(4.1)$$

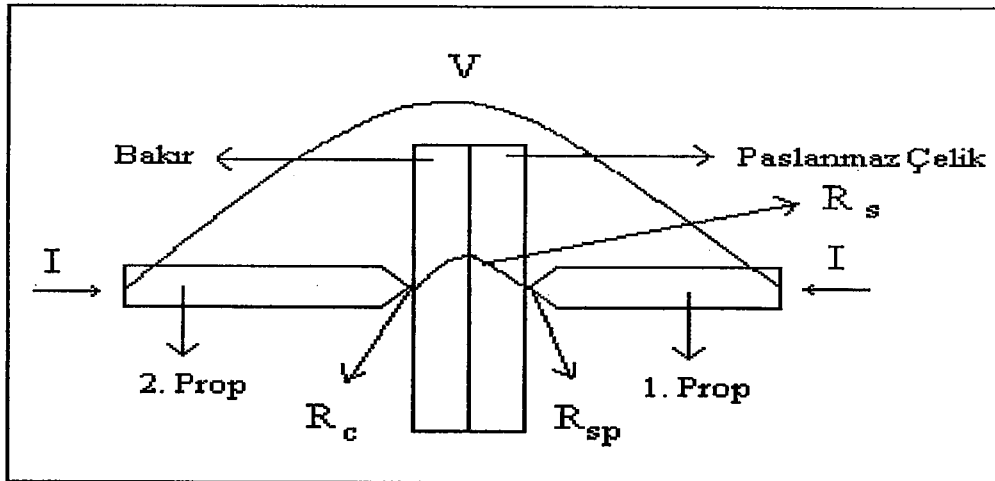
Burada I= akım, d =numunenin kalınlığı, V= uygulanan gerilim, A= numunenin tesir kesit yüzeyidir. Direnç ölçüm işleminde numunelerin tesir kesit yüzeyleri kare şeklinde hazırlanmıştır. Daha sonra numunelerin ' $\rho/\rho_0 -T$ ' grafikleri çizilerek, bu işlemde direncin sıcaklık ile değişimi tespit edilmiştir.

Metallerin elektriksel iletkenlik ve öz direnç ölçümleri sıcaklık değişimine bağlı olarak iki prop veya dört prop metoduyla yapılır. Ancak bu çalışmada iki prop metodunun seçilmesinin sebebi, birleştirilen metallerde en sağlıklı şekilde arayüzey etkisinin bu metotla belirlenmesinden dolayıdır [Schroder, 1990]. İki prop metodunda proplar hem akım hem de gerilim probu olarak kullanılır. İki prop arasındaki toplam direnç aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$R_T = V / I = 2R_c + 2R_{sp} + R_s \dots\dots\dots(4.2)$$

burada R_c her bir metal probun temas direncidir. R_{sp} ise her prob altındaki yüzeyin direncidir ve R_s de iletkenin direncidir.

İki prop yönteminin uygulanaşı Şekil 4.5 te gösterilmiştir. Buna göre, proplar karşılıklı olarak yüzeye gümüş pasta ile temas ettirilmişlerdir. Bu sebeple R_{sp} ve R_c dirençleri çok küçük tutulmuş ve ihmal edilmiştir. R_s direnci ise bakır+arayüzey+paslanmaz çeliğin toplam direncidir. Yani $R_s = R_{Cu} + R_{A.Yüzey} + R_{P.Çelik}$ dir.



Şekil 4.5 İki Prob metodu ile öz direnç ölçüm sistemi. Numuneler 5x5x5 mm ebatlarındadır.

5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞILMASI

5.1. Teorik Difüzyon Mesafesi Tayini ve EDS Sonuçlarıyla Karşılaştırılması

Farklı deney şartlarında elde edilen numunelerin kaynak bölgelerinde difüzyonun incelenmesi ve kaynak bölgesinde oluşan fazların tespiti amacıyla EDS analizleri yapılmıştır. Ayrıca bu analizler kullanılarak çizilen atom difüzyonu mesafesi grafikleri ile teorik olarak hesaplanan atom difüzyonu mesafesi grafikleri karşılaştırılmış, aradaki farklılıklar belirlenmiş ve yorumlanmıştır. Teorik olarak, her elementin atomları, içinde bulunduğu malzeme ortamına bağlı olarak değişik yayınma kabiliyetine sahiptir. Tablo 5.1 esas alınarak, bu çalışmada kullanılan malzemelerdeki elementlerin (Cu, Fe, Ni, Cr) bulunduğu ortamlar göz önüne alınmış ve difüzyon mesafeleri hesaplanmıştır. Birleşme ara yüzeyi boyunca hesaplanan bu değerler grafik haline getirilmiştir (Şekil 5.1, 5.3, 5.5, 5.7). Daha sonra, hesaplanan difüzyon mesafeleri ile deneylerden alınan sonuçları karşılaştırmak amacıyla, numunelerin birleşme ara yüzeyleri boyunca EDS analizleri alınmış, elde edilen sonuçlar grafik haline getirilmiştir (Şekil 5.2, 5.4, 5.6, 5.8). Kaynak bölgesindeki elementlerin teorik difüzyon mesafelerini hesaplamak için aşağıdaki konsantrasyon formülleri kullanılmıştır [Askelland R.,1994 ve Brandes E., 1983].

$$\frac{C_x - C_m}{C_1 - C_m} = \text{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D t}} \right) \dots\dots\dots 5.1$$

C_1 = Malzeme içinde yayınan elementin ilk konsantrasyonu (%), C_m = Malzeme yüzeyinde elementin ortalama konsantrasyonu (%), C_x = Belirli bir mesafede elementin konsantrasyonu (%), t = Süre (dakika), x = Difüzyon mesafesi (μm).

Belirli bir sıcaklıktaki difüzyon şöyle hesaplanmaktadır [Askelland R.,1994]

$$D = D_0 \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \dots\dots\dots 5.2$$

Q = Aktivasyon enerjisi (Kcal / mol), D_0 = Oda sıcaklığında difüzyon sabiti (Cm^2 / S)

D = Kaynağın yapıldığı sıcaklıklardaki difüzyon sabiti (Cm^2 / S), $R = 1.987 \text{ Cal}$.

Tablo 5.1 de verilen Q ve D_0 değerleri ‘5.2’ denkleminde yerine konarak her elementin bakır ve paslanmaz çelik içerisinde istenilen sıcaklıktaki difüzyon sabiti (D) tespit edilmiştir. Bulunan değer, ‘5.1’ denkleminde istenilen zaman aralığı için yerine

konarak elementlerin bakır ve paslanmaz çelik içinde difüzyon mesafeleri hesaplanmıştır [Askelland R.,1994]. Bu değerler kullanılarak farklı kaynak şartları için, elementlerin yayınma mesafesine göre konsantrasyon değişim grafikleri çıkarılmıştır. (Şekil 5.1, 5.3, 5.5, 5.7).

Tablo 5.1. Elementlerin difüze olabilme enerjileri ve difüzyon sabitleri [Brandes E.,1983].

Difüzyon İkilisi	Q (Kcal / mol)	D ₀ (Cm ² / saniye)
Cu-Cu içinde	49300	0,36
Cu- Fe içinde	772-880 °C	300
	925-1050 °C	0,19
Fe- Fe içinde	58890	4,1
Fe – Cu içinde	51800	1,4
Cr – Fe içinde	59900	8,52
Cr – Cu içinde	46610	0,337
Ni – Fe içinde	61900	9,9
Ni – Cu içinde	56800	3,8

Teorik hesaplamaların daha açık olarak belirtilmesi için, bir örnek olarak, şekil 5.1 de gösterilen, sıcaklığın 800 °C, zamanın 30 dakika olduğu kaynaklı birleştirmede, birleşme çizgisinden bakıra doğru 1 µm mesafede, Fe'in konsantrasyonunun %'olarak hesaplanması :

Bakırda % Fe=0 olduğundan, C₁= 0. Bakırda demir olmadığından ortalama konsantrasyon; C_m=69/2=34,59 %. Yani, birleşme yüzeyinde konsantrasyon değeri, mevcut değer yarısı olarak alınmıştır [Porter D.A., 1993]. Değerler denklemlerde yerine konduğunda;

$$D = D_0 \exp(-Q / RT)$$

$$D = 1.4 * \exp(-51800 / 1.987 \times 1073) = 3.93 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$$

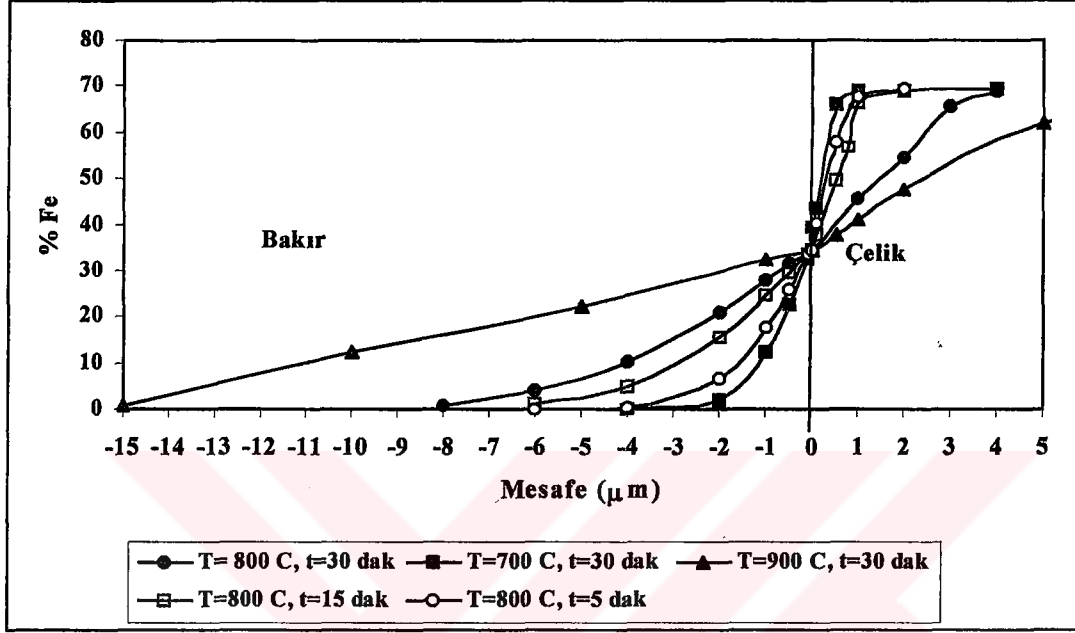
$$\frac{C_x - C_m}{C_1 - C_m} = \text{erf} \left[\frac{X}{2\sqrt{3.93 \times 10^{-12} * t}} \right]$$

$$C_x = \text{erf}(1879X)$$

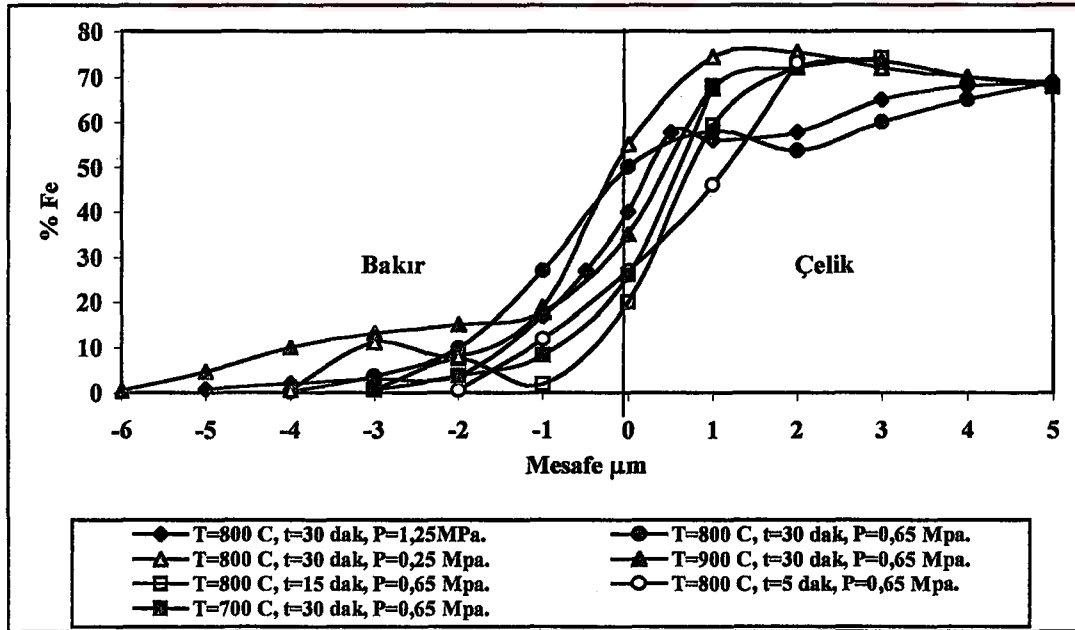
'X = 1 µm' lik bir mesafede erf fonksiyonu tablosu [Verhoven, J.D. 1974] kullanılarak C_x= %20.81 bulunmuştur. Sonuçta, bakırda, kaynak ara yüzeyinden 1 µm mesafede, Fe'in konsantrasyonu teorik olarak % 20.81 olarak hesaplanmıştır.

Bu şekilde yapılan tüm hesaplamalar neticesinde, kaynaklı parçanın paslanmaz çelik ve bakır taraflarında, belli aralıklarla her kaynak şartı için difüzyon mesafesi hesaplanarak, elementlerin difüzyon grafikleri elde edilmiştir. Şekil 5.1'de demir

atomlarının bakır ve çelik içerisindeki difüzyon mesafelerinin teorik dağılımı görülmektedir. Şekil 5.2'de ise difüzyon kaynak metodu ile birleştirilen malzemeler içerisinde demir atomlarının EDS ile tespit edilen pratik dağılım mesafeleri görülmektedir.



Şekil 5.1. Fe atomlarının kaynak bölgesinde teorik dağılımı.



Şekil 5.2. Fe Atomlarının kaynak bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımı

Teorik olarak çizilen grafik incelendiğinde, sıcaklık ve zaman değişkenlerinin difüzyon mesafesini önemli şekilde etkiledikleri görülmektedir. En düşük sıcaklıkta en kısa difüzyon mesafesi elde edilirken, en yüksek sıcaklık ve zamanda en büyük difüzyon mesafesi elde edilmiştir. Örneğin 900 °C ve 30 dakika süre için, demir bakır içerisinde 15 µm mesafeye ulaşırken, aynı element 700 °C ve 30 dakika sürede 4 µm lik bir mesafeye ulaşmıştır. Bu fark bize sıcaklığın difüzyonda önemli bir etken olduğunu göstermektedir.

Difüzyon kaynak yöntemi ile birleştiren numunelerin EDS analizleri sonucunda çizilen grafiğe bakıldığında, ilk göze çarpan şey, difüzyon mesafelerinin teorik hesaplamalara göre daha kısa olduğudur (Şekil 5.2.). Örneğin 900 °C ve 30 dakika sürede en büyük difüzyon mesafesine ulaşılırken, aynı element için 700 °C ve 30 dakika sürede en küçük mesafeye ulaşıldığı görülmektedir. Bu durumu izah etmek üzere düzenlenen Tablo 5.2’de, ‘Bakır Tarafı’ Fe atomlarının bakır içerisinde difüzyon mesafesini gösterirken, ‘Paslanmaz Çelik Tarafı’ demir atomlarının veya Fe yüzdesinin hangi mesafeden itibaren azalmaya başladığını göstermektedir. Teorik ve EDS sonuçlarına göre Fe’in difüzyon mesafesi bu tabloda verilmiştir. Tablodaki değerler Şekil 5.3 ve 5. 4 deki grafiklerden elde edilmiştir. Tablodan da görüleceği gibi metal çiftin bakır tarafında EDS analizleriyle teorik hesaplamalar arasında (900 °C de) 10 µm lik bir fark tespit edilmiştir. Diğer kaynak şartlarında ve paslanmaz çelik tarafında, teorik hesaplamalar ile EDS sonuçları arasında difüzyon mesafesi olarak 1-3 µm lik sapmalar belirlenmiştir.

Tablo 5.2. Fe atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri

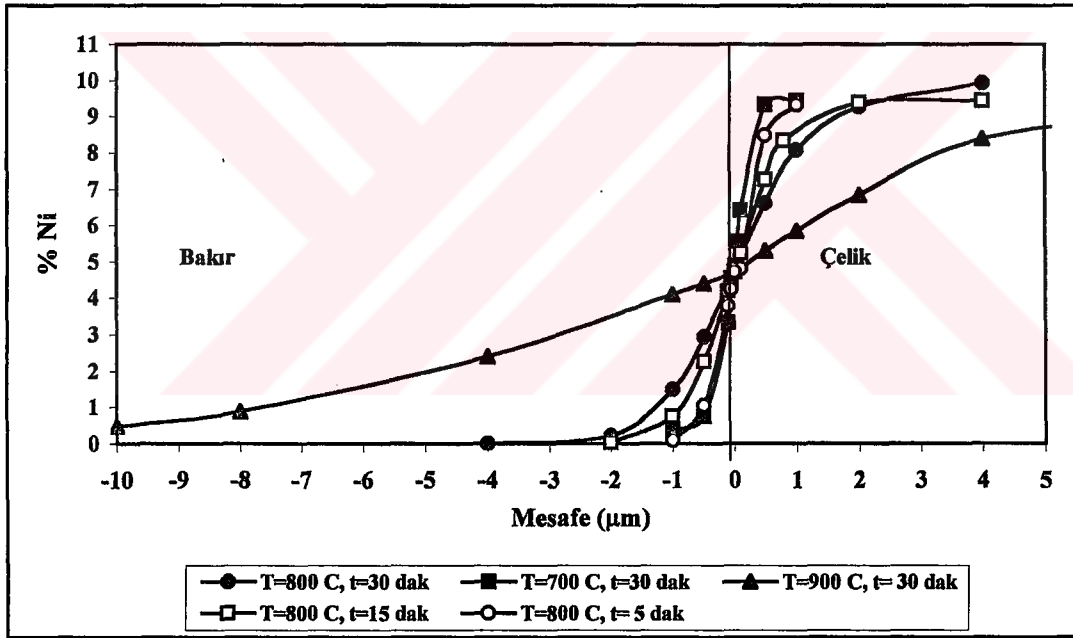
Kaynak Şartları	Bakır Tarafı		Paslanmaz Çelik Tarafı	
	Teorik (µm)	EDS (µm)	Teorik (µm)	EDS (µm)
900 °C, 30 dakika	15	6	5	5
800 °C, 30 dakika	10	5	5	5
700 °C, 30 dakika	4	3	1	1
15 dakika, 800 °C	6	3	2	3
5 dakika, 800 °C	4	2	1	2

Teorik dağılım ile pratik dağılım arasındaki bu büyük fark, teorik hesaplamalar neticesindeki bazı kabullerden ileri gelmektedir. Örneğin, hesaplamalarda bakır yüzeyindeki ortalama demir konsantrasyonunun %34,59 olduğu kabul edilmiştir. Oysa bu değer çok yüksek olup, birleştirilen parçaların difüzyon kaynak bölgelerindeki Fe

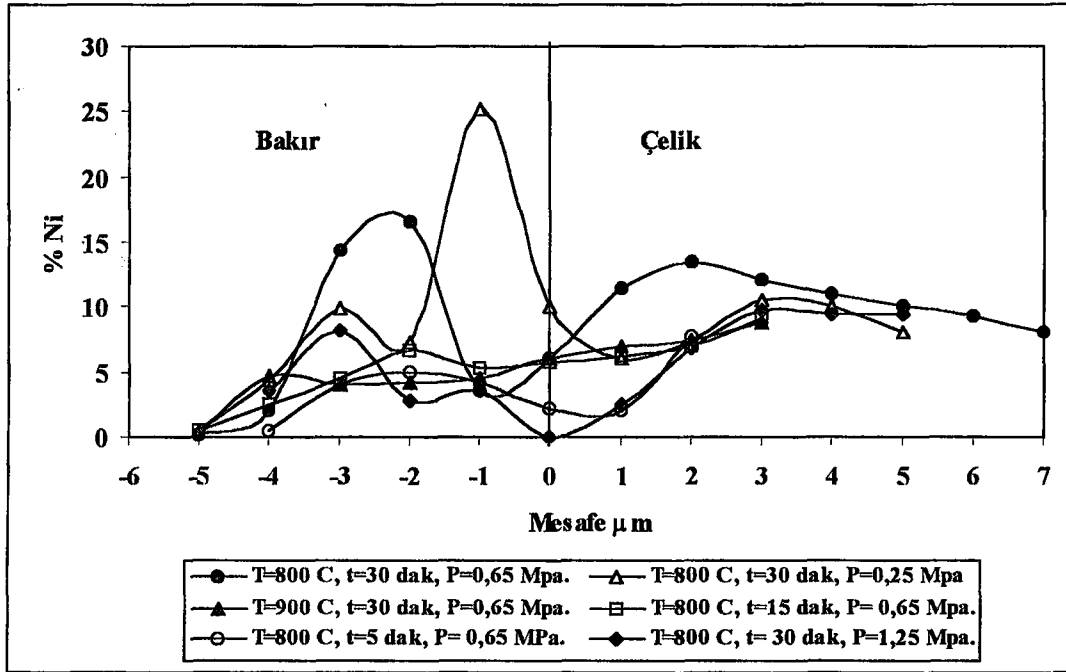
dağılımı, paslanmaz çelikte farklılıklar göstermektedir. Yani, kaynak alanının her yerinde % Fe oranı % 34,59 olmayıp, bu değer yer yer çok düşmekte ve yer yer de artmaktadır. Paslanmaz çelik içerisinde bulunan Ni elementlerinin de bakır içerisinde difüze olması nedeniyle Ni atomlarının değişik kaynak şartlarında teorik ve EDS ile tespit edilen Difüzyon mesafesi-Konsantrasyon eğrileri çizilmiştir (Şekil 5.3, 5.4).

Ni atomlarının dağılım yüzdesi ve mesafesini veren grafiklere bakıldığında, Ni atomlarının teorik yayınımları ile gerçek yayınımları arasında belirli mesafelerde çok yüksek yüzde konsantrasyon oranları farkı açıkça görülmektedir. Bunun önemli sebeplerinden biri, kaynak bölgesinde oluşan fazlar olabilir.

Demir atomunda olduğu gibi Ni atomlarının teorik ve pratik mesafeleri arasındaki fark yine burada da mevcuttur.



Şekil 5.3 Ni atomlarının kaynak bölgesinde teorik dağılımları.



Şekil 5.4. Ni atomlarının kaynak bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımları

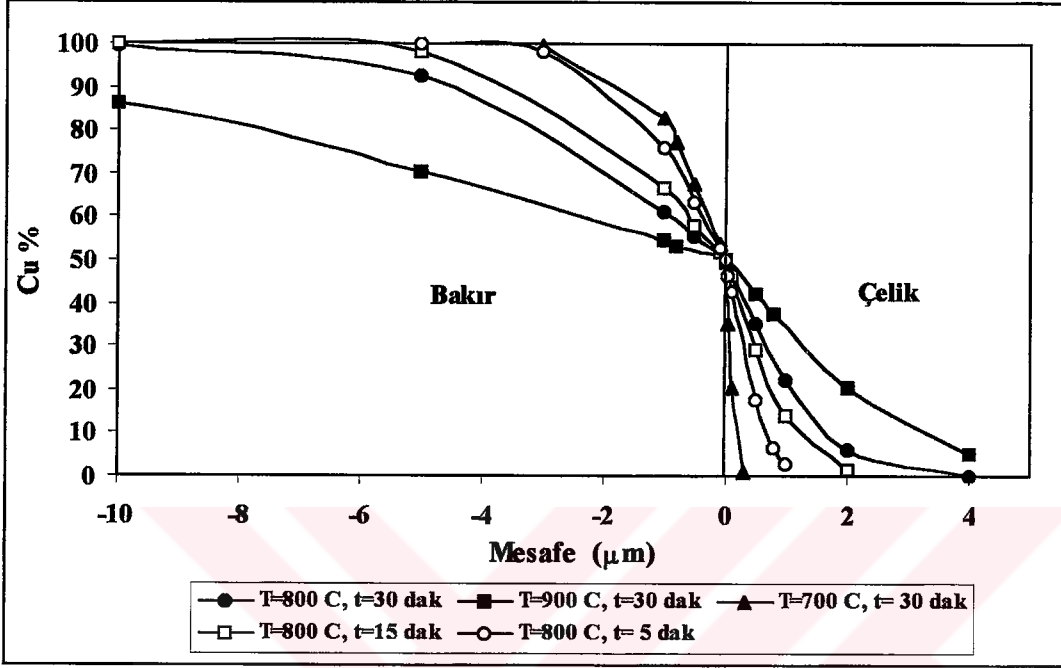
Teorik ve pratik difüzyon mesafeleri arasındaki farkın daha açık görülebilmesi amacıyla Tablo 5.3 düzenlenmiştir. Bu tabloda, 900 °C de ve metal çiftin bakır tarafında EDS analizleriyle teorik hesaplamalar arasında 4 µm lik bir fark tespit edilirken, diğer kaynak şartlarında ve paslanmaz çelik tarafında teorik hesaplamalar ile EDS sonuçları arasında difüzyon mesafesi olarak 1-3 µm lik sapmalar belirlenmiştir. Tablodan anlaşılacağı gibi difüzyon mesafesi bakımından en iyi sonuç 900 °C ve 30 dakika sürede gerçekleştirilen kaynaktan alınmıştır. En olumsuz sonuç, en düşük sıcaklıkta alınmıştır. Bu da, sıcaklığın difüzyon kaynağında ne derece etkin olduğunun açık bir göstergesidir.

Tablo 5.3 Ni atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri

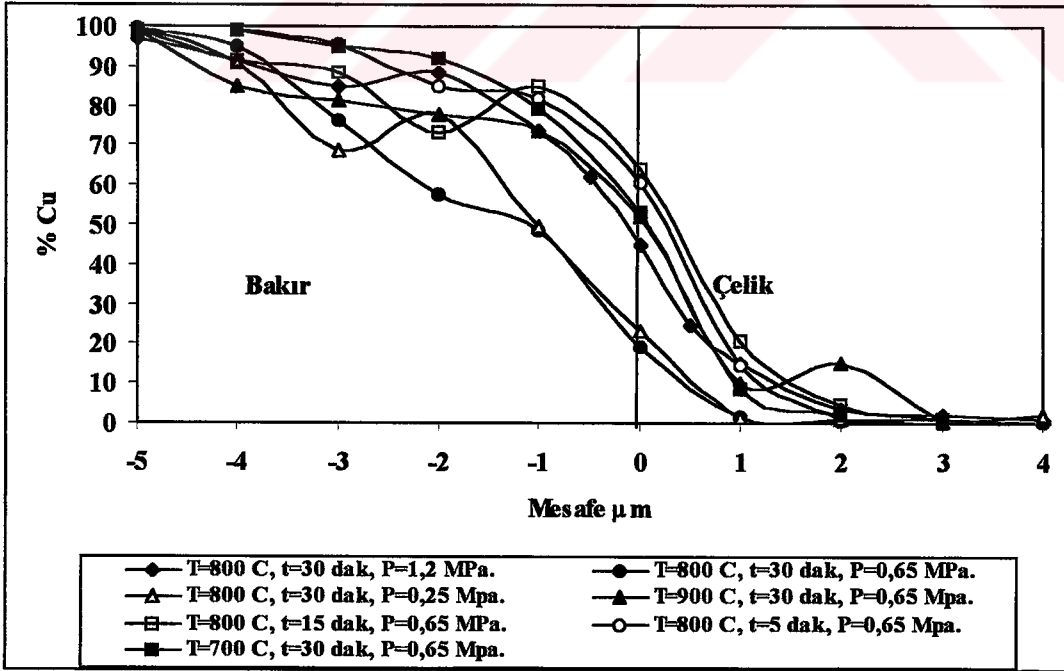
Kaynak Şartları	Bakır Tarafı		Paslanmaz Çelik Tarafı	
	Teorik (µm)	EDS (µm)	Teorik (µm)	EDS (µm)
900 °C, 30 dakika	10	6	5	4
800 °C, 30 dakika	4	4	4	3
700 °C, 30 dakika	1		0,5	
15 dakika, 800 °C	2	5	2	3
5 dakika, 800 °C	1	4	1	3

Bakır atomlarının çelik tarafında difüzyon mesafesini bulmak için teorik ve EDS analizleri sonucu gerçek difüzyon grafikleri çizilmiştir. Şekil 5.5, teorik yani hesaplanan difüzyon mesafeleri grafiğini, Şekil 5.6 ise gerçek difüzyon mesafeleri grafiğini

göstermektedir. Grafikler incelendiğinde, teorik ve pratik arasındaki difüzyon mesafesi farkları görülür. Mesafe farklarını daha açık görmek amacıyla söz konusu grafiklerden giderek Tablo 5.4 düzenlenmiştir.



Şekil 5.5. Cu atomlarının kaynak bölgesinde teorik dağılımları



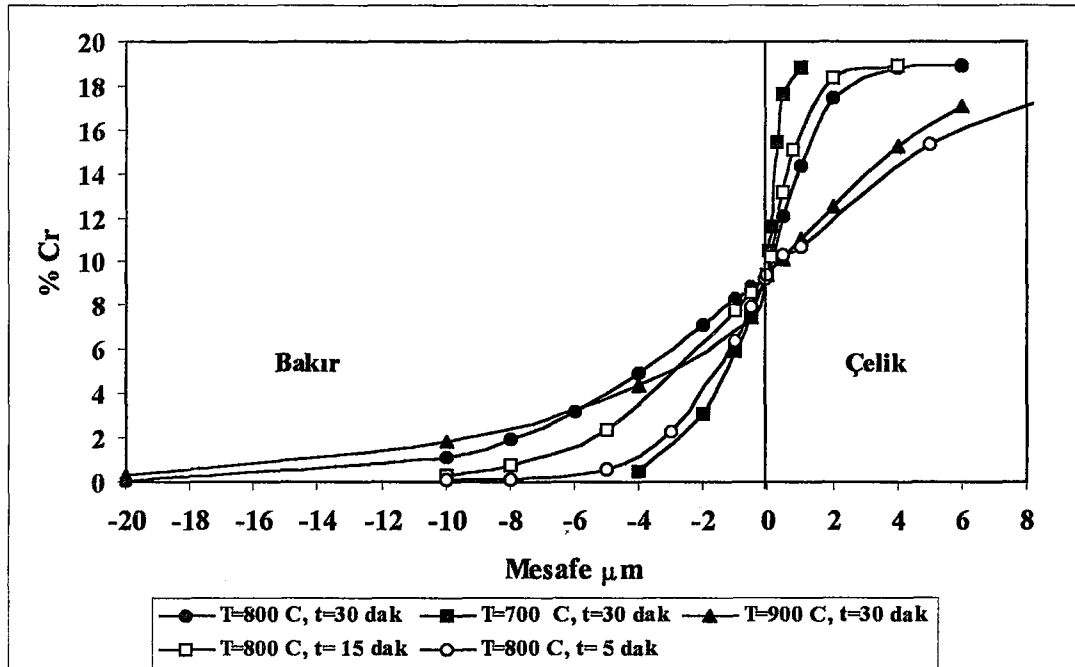
Şekil 5.6. Cu atomlarının kaynak bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımları

Tablo 5.4'e bakıldığında, metal çiftin bakır tarafında EDS analizleriyle teorik hesaplamalar arasında, yüksek sıcaklıkta (900°C) $10\ \mu\text{m}$ lik bir fark tespit edilirken, diğer kaynak şartlarında ve paslanmaz çelik tarafında teorik hesaplamalar ile EDS sonuçları arasında difüzyon mesafesi olarak $1-4\ \mu\text{m}$ lik sapmalar belirlenmiştir. Ancak, çelik tarafından bakır tarafına önemli miktarda atom yayılımı aksi taraf için söz konusu olmadığı, yani çelik tarafında daha az miktarda bakır atomlarının yayındığı grafiklerden görülmektedir.

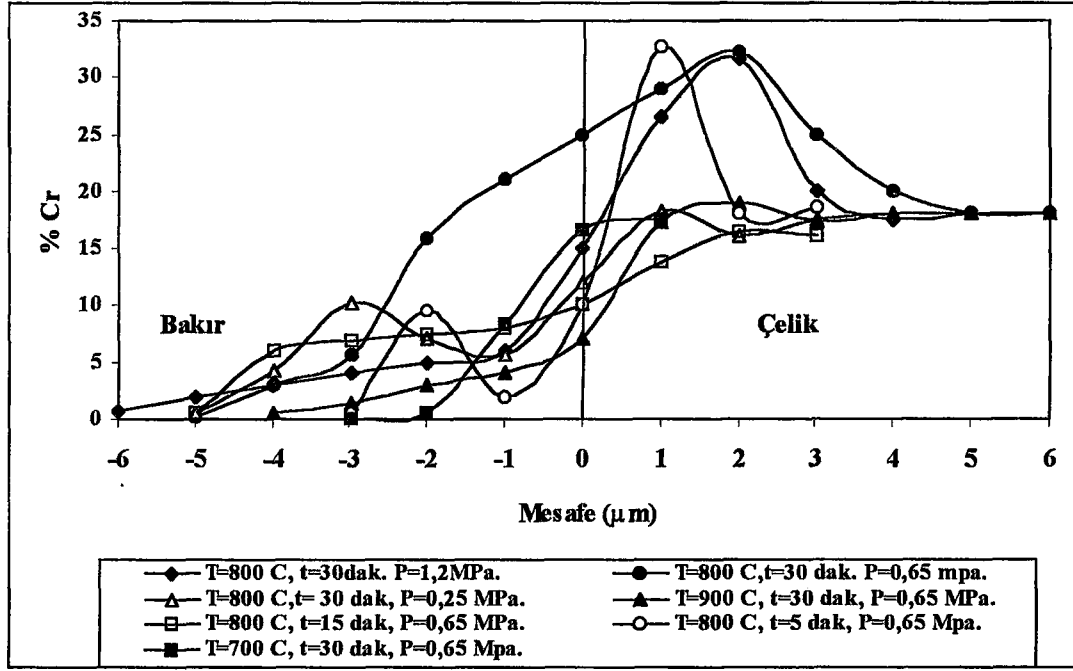
Tablo 5.4. Cu atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri

Kaynak Şartları	Bakır Tarafı		Paslanmaz Çelik Tarafı	
	Teorik(μm)	EDS (μm)	Teorik (μm)	EDS (μm)
900°C , 30 dakika	15	8	5	4
800°C , 30 dakika	10	5	4	3
700°C , 30 dakika	4	4	1	1
15 dakika, 800°C	6	7	2	2,5
5 dakika, 800°C	3	4	1	2

Cr atomlarının bakır tarafında yayılımını görmek amacıyla, teorik açıdan Şekil 5.7 ve patik bakımdan da Şekil 5.8 düzenlenmiştir. Bu şekillere bakıldığında, Cr atomlarının bakır içinde yayılımı bakımından teorik ile pratik EDS neticeleri arasında en az iki kat farklılık bulunmaktadır. Bu farkın daha iyi anlaşılması açısından Tablo 5.5 düzenlenmiştir.



Şekil 5.7. Cr atomlarının kaynak birleşme bölgesinde teorik dağılımları



Şekil 5.8. Cr atomlarının kaynak birleşme bölgesinde EDS ile tespit edilen dağılımları

Bu grafiklerde de yine teori ile pratik arasında dalgalı yayılım farkı olduğu açıkça görülmektedir. Bakır kesiminde ortam sıcaklığının bakırın erime sıcaklığına yakın olması münasebetiyle atomların daha aktif olmaları ve bu bölgede oluşan intermetalik fazların daha geniş bir mesafede teşekkülleri, difüzyon mesafesinde daha fazla sapmaya sebebiyet verdiğini söyleyebiliriz.

Tablo 5.5. Cr atomlarının bakır ve paslanmaz çelik tarafında kaynak şartlarına göre difüzyon mesafeleri

Kaynak Şartları	Bakır Tarafı		Paslanmaz Çelik Tarafı	
	Teorik (μm)	EDS (μm)	Teorik (μm)	EDS (μm)
900 °C, 30 dakika	15	8	10	6
800 °C, 30 dakika	12	6	8	5
700 °C, 30 dakika	5	3	1	4
15 dakika, 800 °C	10	5	4	3
5 dakika, 800 °C	8	3	2	2

Sonuç olarak, teorik ve EDS grafik sonuçları karşılaştırıldıklarında, numunelerin her iki tarafında Fe, Ni, Cr, Cu'nun dağılımlarında farklılıklar olduğu görülmektedir. Teorik hesaplamalardan elde edilen grafiklerdeki (Şekil 5.1, 5.3, 5.5, 5.7) konsantrasyon dağılımına bakıldığında, sözü edilen elementlerin bakır ve paslanmaz çelik içerisinde ya sürekli arttığı veya azaldığı görülmektedir. Yani teorik dağılımda, 'S' tipi bir eğri halinde difüzyon gerçekleşmekteyken, EDS sonuçlarında, bütün elementlerde özellikle Cr ve Ni'nin bakır ve paslanmaz çelik içerisindeki dağılımlarında süreklilik gözlenmemektedir. Bunun sebebi, yüzeylerdeki pürüzler, oksit tabakaları, boşluklara bağlanabileceği gibi bölüm 5.2 de ayrıntılarına girilecek olan kaynak sonrasında ortaya çıkan fazlara da bağlanabilir [Alleman B. 1996].

Teorik hesaplamalar ile EDS analizleri arasında belirlenen bir diğer fark ise, EDS sonuçlarında birleşme ara yüzeyindeki konsantrasyonun, teorik hesaplamalarda kabul edildiği gibi [Porter D.A, 1993], difüzyon öncesi konsantrasyon değerinin yarısı olmadığı ve kaynak şartlarına göre değiştiğidir.

Sıcaklığın artışıyla, teorik hesaplamalarla ve EDS sonuçları ile elde edilen difüzyon mesafesi sonuçları arasında farklılık artmıştır. Teorik hesaplamalarda çelik tarafının saf demir olarak kabul edilmesi ve gerçekte çelik tarafının yüksek miktarda Cr, Ni atomları içermesi, muhtemelen difüzyon ortamını atomların yayınması açısından menfi yönde etkilemiştir.

5.1.1. Kaynak bölgesi mikroyapısı

Farklı kaynak şartlarında birleştirilen numunelerin kaynak bölgesi iç yapılarını belirlemek amacıyla optik fotoğraflar çekilmiştir. Foto 5.1'de optik mikroskop ile çekilen fotoğrafta, 800 °C, 30 dakika ve 1.2 Mpa basınç altında elde edilen numunenin kaynak bölgesi görülmektedir.

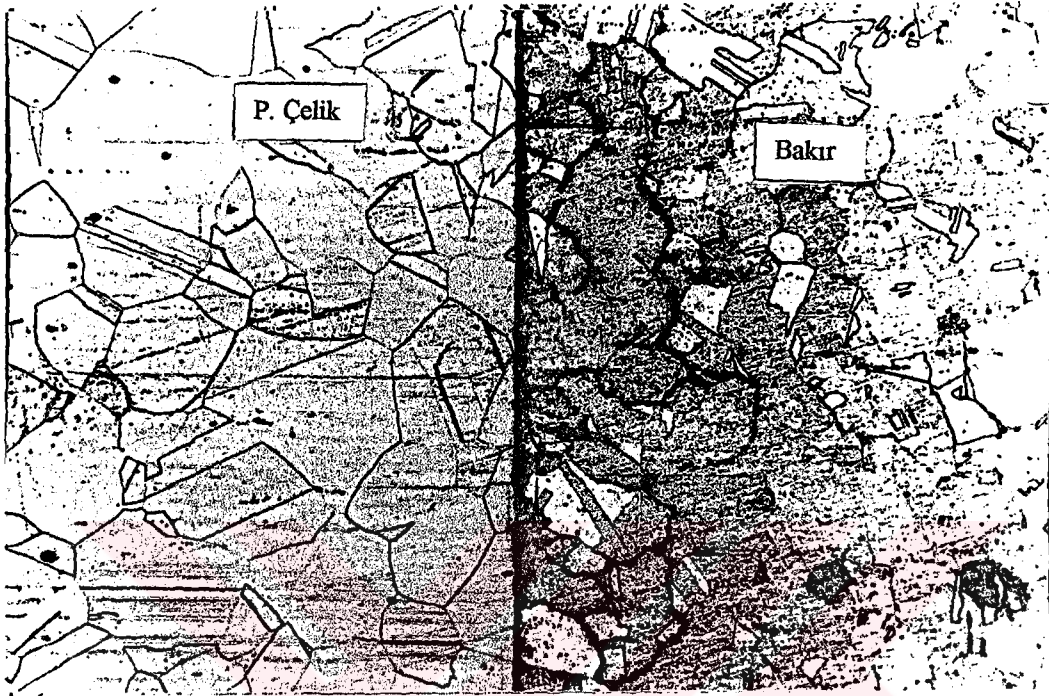


Foto 5.1. Kaynak bölgesi mikrö yapısı ($P=1.2$ Mpa, $T=800$ °C, $t=30$ dakika) (10 X 7.5.)

Foto 5.1 de kaynak bölgesinin sağ kısmı bakır, sol kısmı paslanmaz çelik bölgesini göstermektedir. Birleşme yüzeyine yaklaştıkça bakır tanelerinde küçülmeler oluşurken, bakır tarafındaki tane sınırlarında çökelti görülür. Birleşme bölgesi boyunca siyah bir bant yer almaktadır. Bu bantın ne olduğunu anlamak amacıyla bölgenin SEM fotoğrafı çekilmiştir. Bakır bölgesinde, tane sınırlarının difüzyondan etkilenmesiyle, paslanmaz çelikten gelen atomların çökelti fazlarını oluşturduğu görülmektedir (Foto 5.2, 5.3). Paslanmaz çelik tarafında ise ayrı bir faz görülmektedir. Diğer kaynak şartlarında elde edilen numunelerin SEM fotoğraflarında da benzer yapılar tespit edilmiştir.

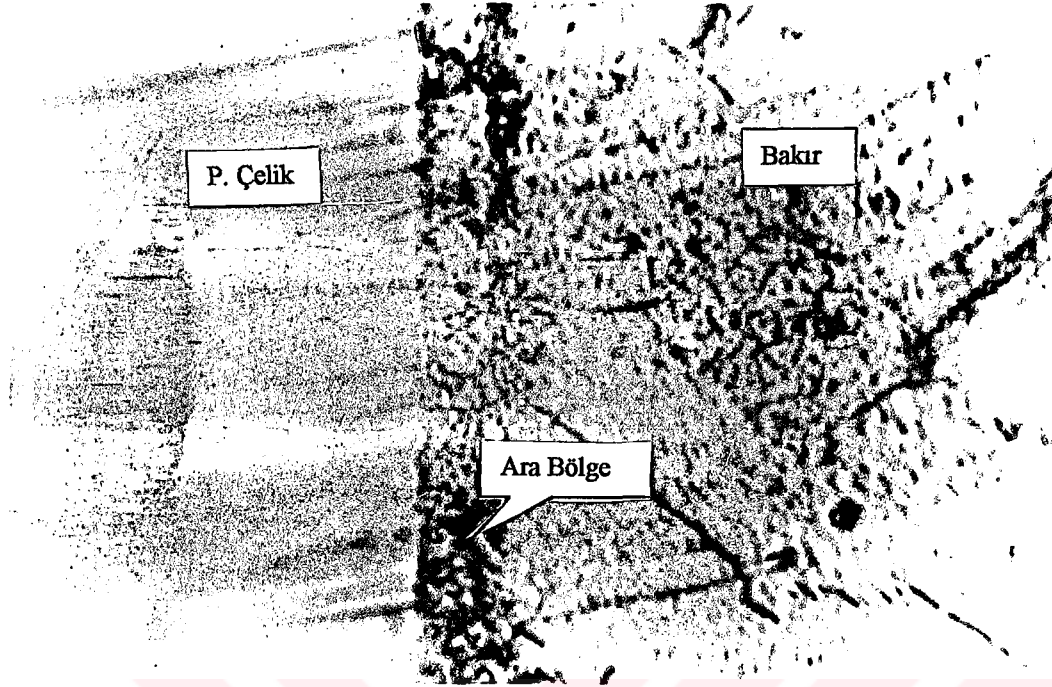


Foto 5.2. Kaynak bölgesi mikro yapısı ($P=1.2$ Mpa, $T=800$ °C, $t=30$ dakika) (X700)

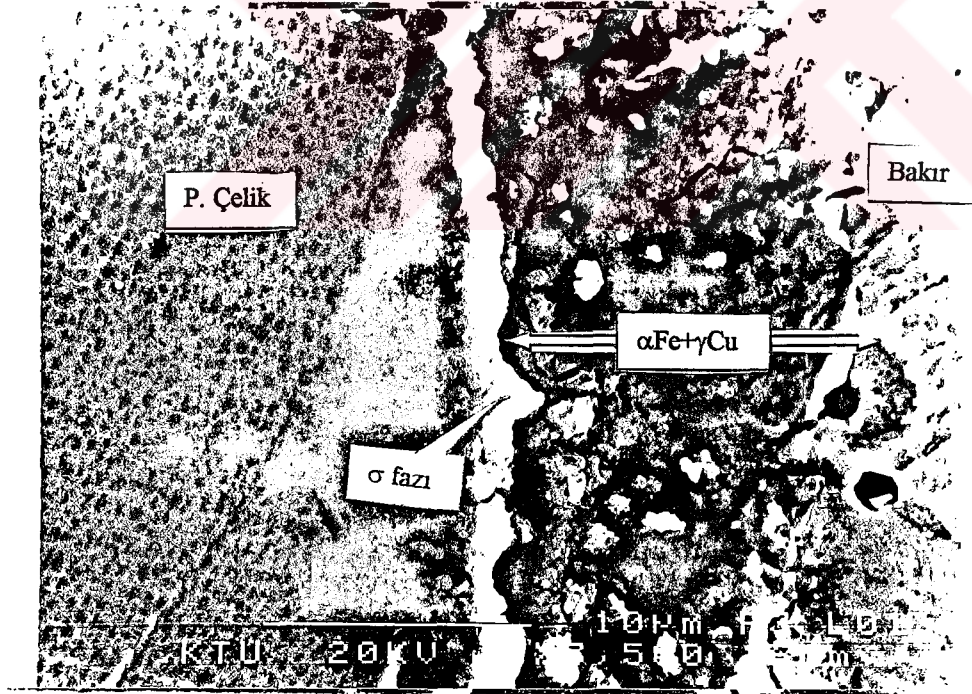
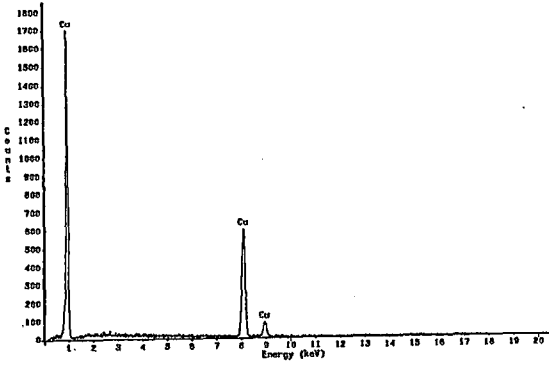
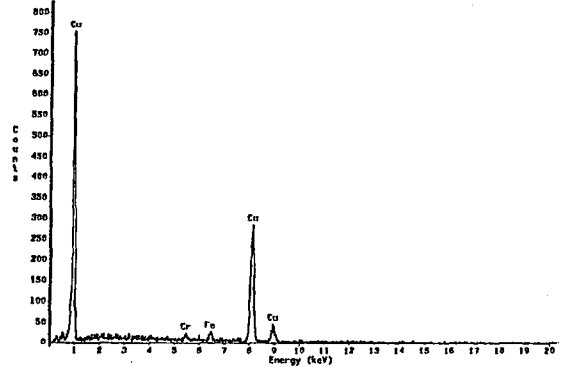


Foto 5.3. . Kaynak bölgesi mikro yapısı ($P=1.2$ Mpa, $T=800$ °C, $t=30$ dakika)

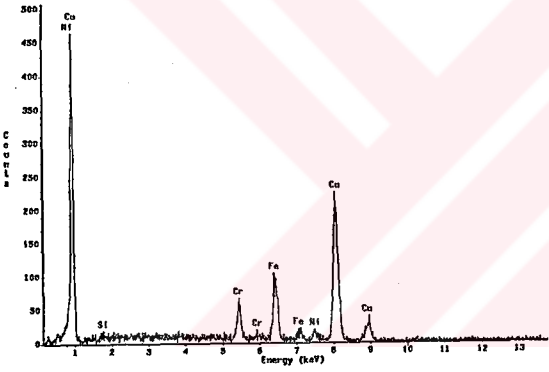
Foto 5.3 de görülen fazların ne olduğunu anlamak için [Alleman B. 1996]'ın takip ettiği yoldan yararlanılmıştır. Birinci adımda; difüzyon kaynaklı, paslanmaz çelik-bakır numunesinin, kaynak bölgesinde EDS ile analiz taraması yapılmıştır (Şekil 5.9).



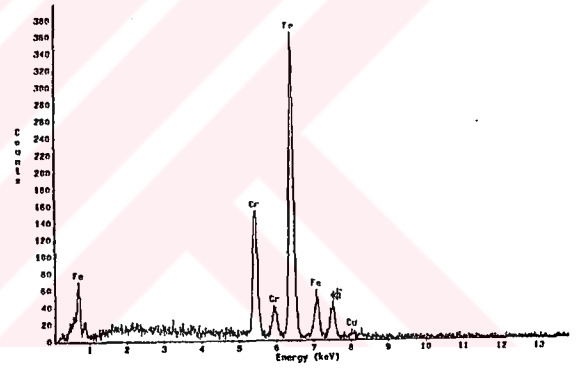
(a)



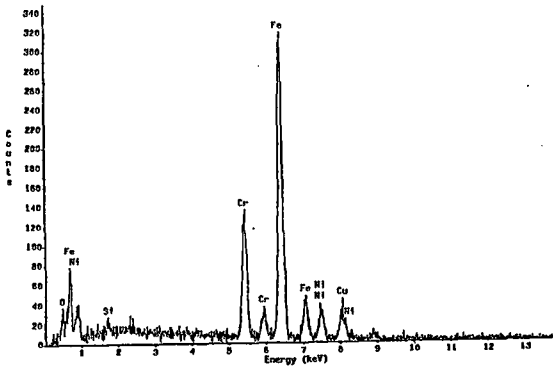
(b)



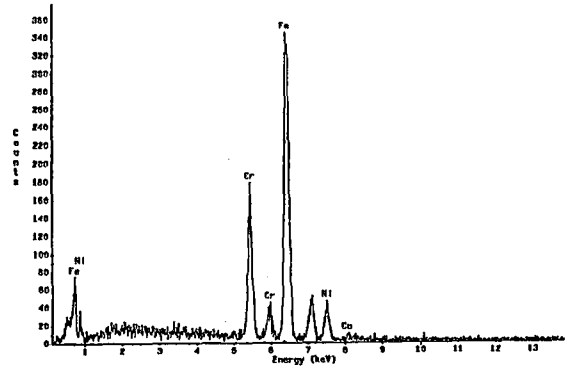
(c)



(d)



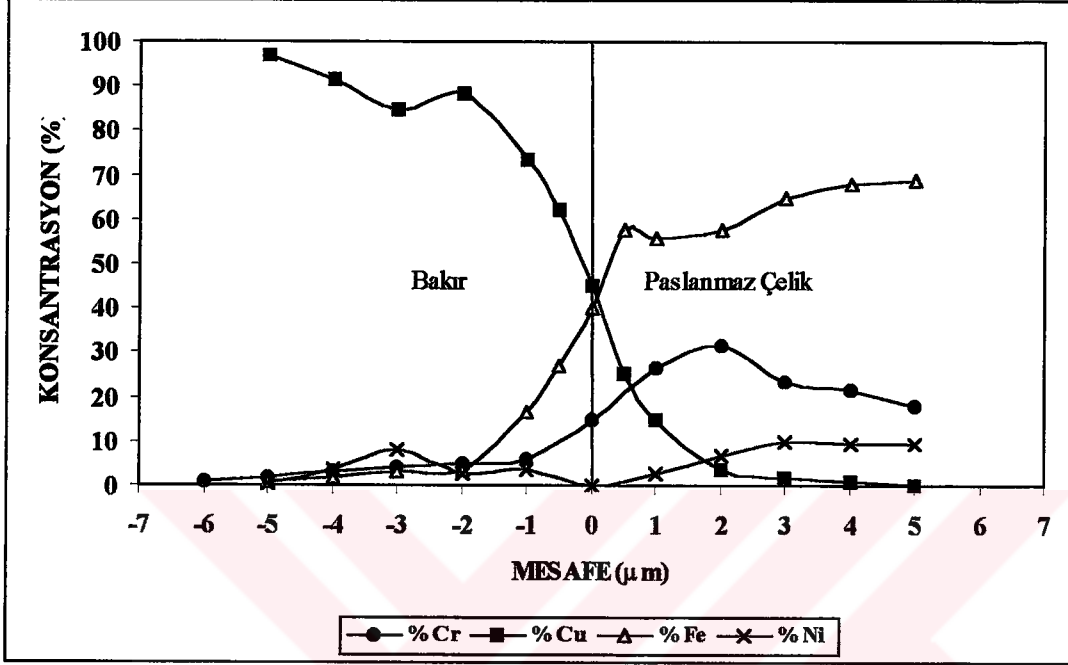
(e)



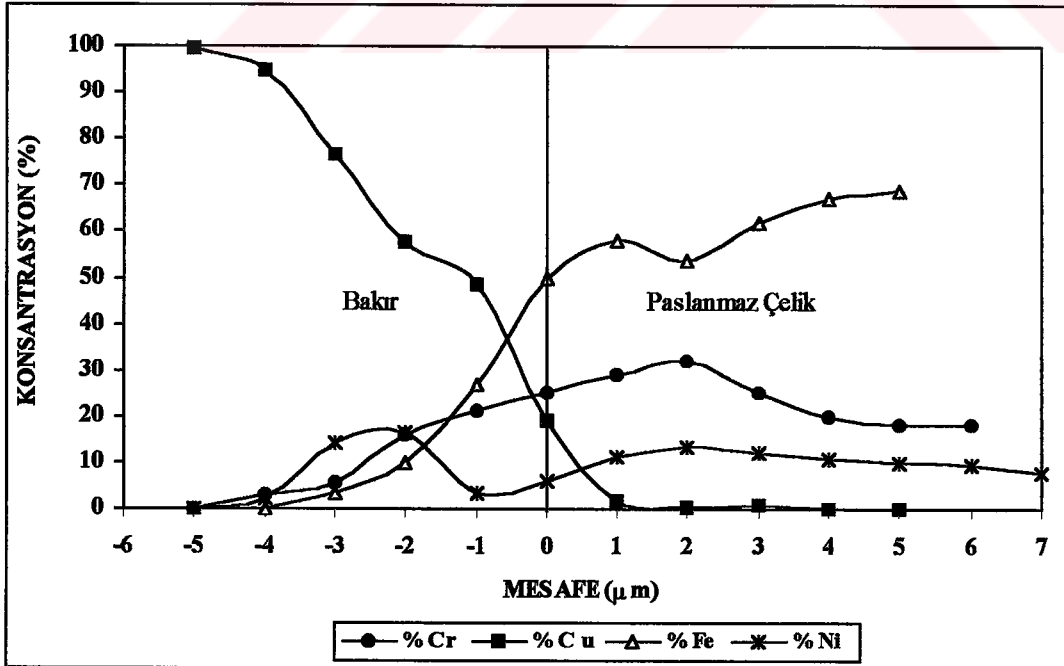
(f)

Şekil 5.9. 1. Numunede kaynak bölgesi boyunca alınan EDS grafikleri a) Saf bakır, b) Bakır tarafı 1μ c) Bakır tarafı 0.5μ , d) Çelik tarafı 0.5μ , e) Çelik tarafı 1μ f) Çelik tarafı 2μ

İkinci adımda; kaynak bölgesinde yapılan EDS analiz taramasıyla elde edilen sonuçlara göre (Şekil 5.9), kaynak bölgesindeki elementlerin difüzyon grafikleri çizilmiştir (Şekil 5.10, - 5.16).

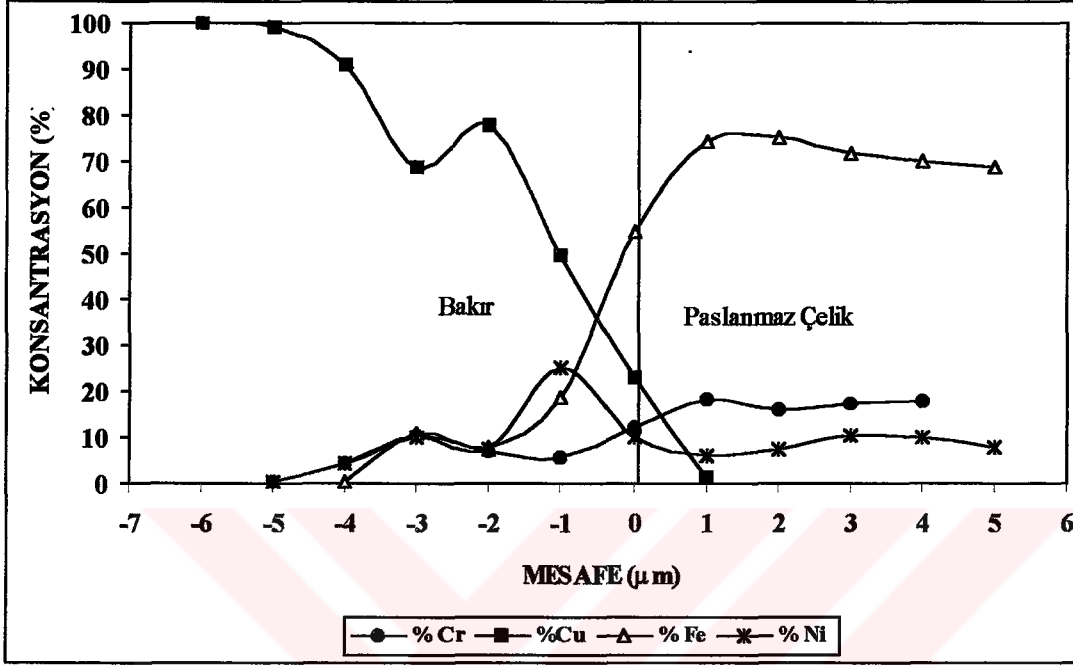


Şekil 5.10. T=800 °C, t=30 dakika, P=1,2 Mpa şartlarında elde edilen 1. numunedeki EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.

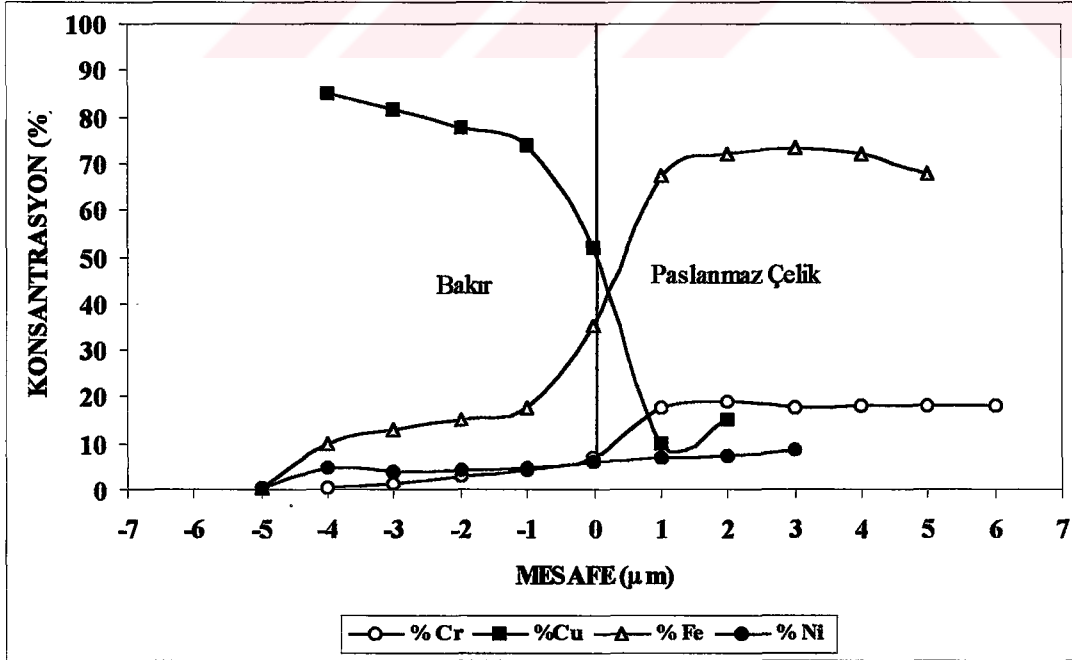


Şekil 5.11. T=800 °C, t=30 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 2. numunedeki EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.

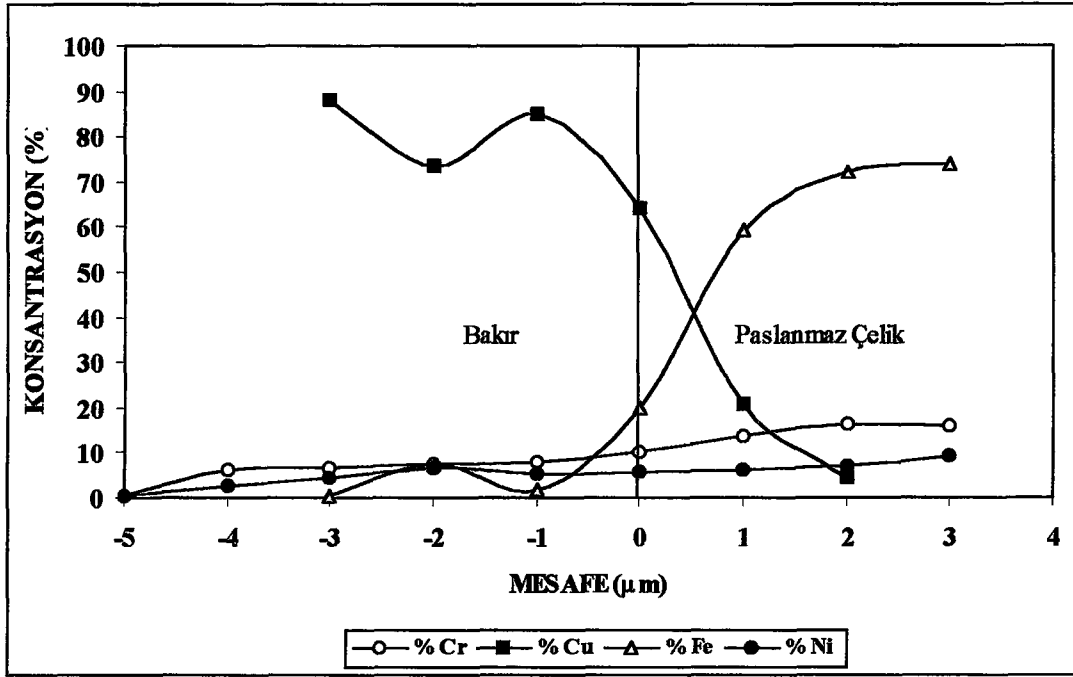
Elde edilen her bir grafik, Fe, Ni, Cu, ve Cr elementlerinin kaynak bölgesinde uygulanan kaynak şartlarına göre difüzyon mesafesini ve konsantrasyon dağılımını vermektedir.



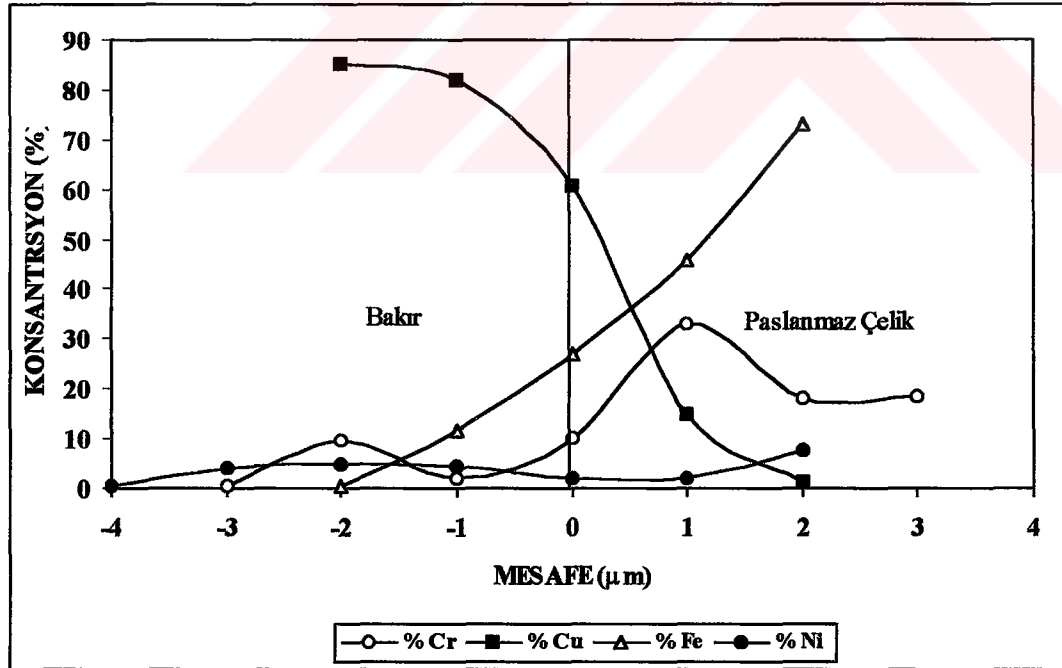
Şekil 5.12. T =800 °C, t=30 dakika, P=0,25 Mpa şartlarında elde edilen 3. numunedeki EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.



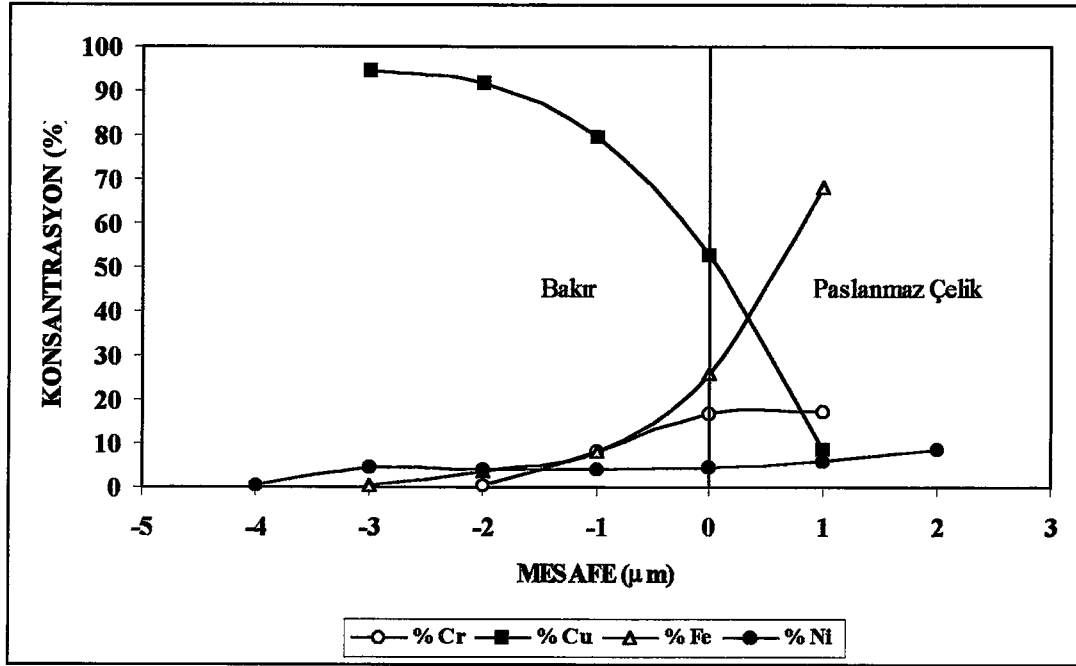
Şekil 5.13. T =900 °C, t=30 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 4. numunedeki EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.



Şekil 5.14. T =800 °C, t=15 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 6. numune EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı

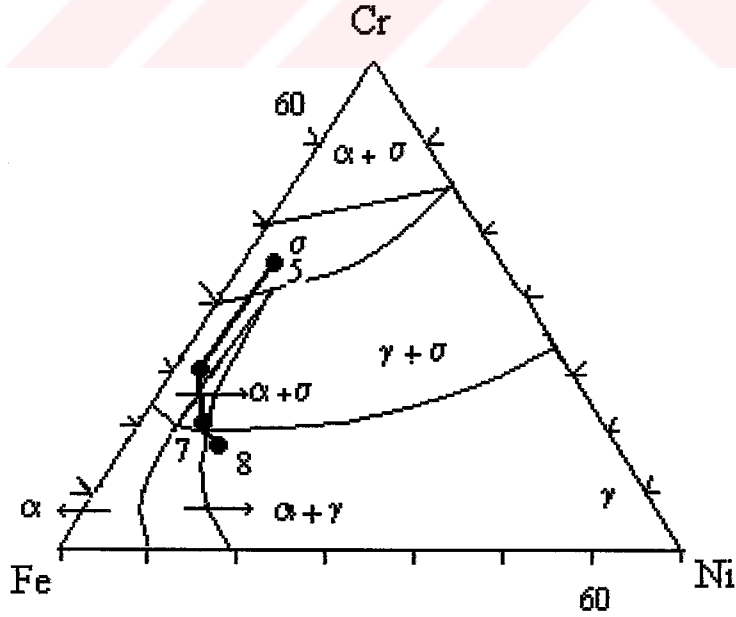


Şekil 5.15. T =800 °C, t=5 dakika, P=0,65 Mpa şartlarında elde edilen 8. numune EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.

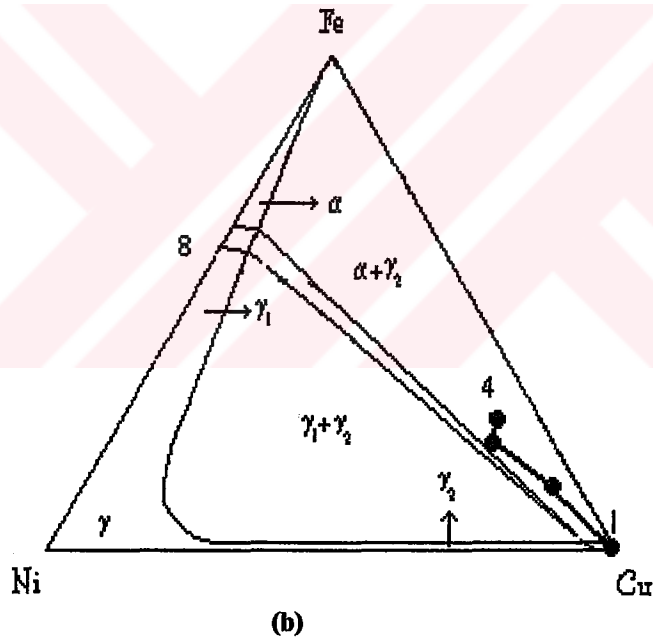
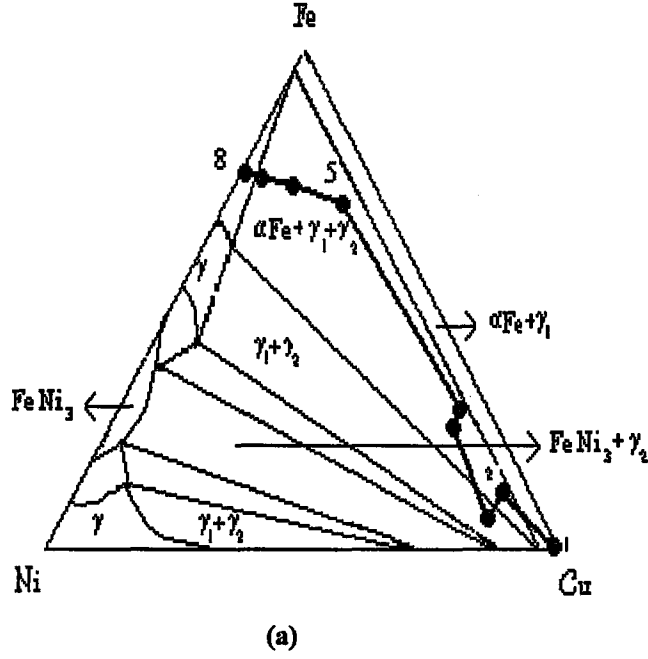


Şekil 5.16. $T = 700^{\circ}\text{C}$, $t = 30$ dakika, $P = 0,65$ Mpa şartlarında elde edilen 5. numunedeki EDS ile tespit edilen konsantrasyon dağılımı.

Üçüncü adımda; kaynak bölgesinde teşekkül eden fazları belirlemek için, Şekil 5.17 ve 5.18 de belirtilen üçlü faz diyagramları kullanılmıştır.



Şekil 5.17 . Fe-Cr-Ni faz diyagramında 800°C de kaynak bölgesindeki fazlar [Metals Handbook].



Şekil 5.18 . a) Fe-Ni-Cu üçlü faz diyagramında 800 °C de kaynak bölgesindeki fazlar. b) Fe-Ni-Cu üçlü faz diyagramında 20 °C'de kaynak bölgesindeki fazlar [Metals Hadbook].

Kaynak şartları olarak, 800 °C sıcaklık, 1.2 Mpa basınç, 30 dakika sürenin altına inildiğinde, numunelerin kaynak bölgelerinde çatlaklar tespit edilmiştir. Çatlaksız metal çifti elde etmek için, en iyi kaynak şartı olarak belirlenen 800 °C, 1.2 Mpa, 30 dakika ortamında elde edilen numunenin kaynak bölgesinden, belirli mesafelerle alınan EDS analizleri (Şekil 5.16) ve Şekil 5.17 ve 5.18 de belirtilen üçlü faz diyagramları kullanılarak kaynak bölgesinde sonradan oluşan fazlar belirlenmiştir [Yu S.,

Kaganovskiy, L.N. Paritskaya, 1997]. Bu maksatla her iki üçlü faz diyagramı üzerinde, EDS analizleri ile bulunan Fe, Ni, Cu, Cr elementlerinin % oranları noktalarla belirtilmiştir. Bu noktalar koyu renkli çizgilerle birleştirilerek, çizgilerin kestikleri faz bölgelerinden kaynak bölgesinde oluşan fazlar tespit edilmiştir. Fe-Ni-Cu faz diyagramından bakır içerisindeki fazlar tespit edilmiş (Şekil 5.18), Fe-Ni-Cr faz diyagramından ise paslanmaz çelik içerisindeki fazlar tespit edilmiştir (Şekil 5.17). Bu fazlar toplu halde Tablo 5.6 da verilmiştir.

Kaynaklı arayüzeyden itibaren tespit edilen fazların mesafelerini bulmak için Şekil 5.10, - 5.16 da verilen grafiklerden yararlanılmıştır. Bunun için, element miktarı, şekillerde verilen konsantrasyon eğrileri üzerinde, mesafeye bağlı olarak yerleştirilmiş ve hangi mesafede hangi fazın olduğu tespit edilmiştir [Aleman B., 1996]. Kaynak şartlarının değişimiyle, kaynak arayüzeyinde tespit edilen fazların genişlikleri, Şekil 5.10, - 5.16'daki konsantrasyon değişimleri göz önüne alınarak tespit edilmiş ve tablo 5.7 de belirtilmiştir.

Tablo 5.6. Paslanmaz çelik ve bakır ikilisinde ara bölgedeki kimyasal kompozisyon ve fazlar.

Ara yüzeyden itibaren mesafe(μm)	Muhtemel Fazlar	Kompozisyon atomik oran (%)			
		Cu	Cr	Fe	Ni
Ara bölgenin Bakır tarafında EDS analiz sonuçları					
4	γCu + αFe	91,4	3	2	3,6
3	γCu+αFe	84,78	4	3	8,22
2	γCu+αFe+γNi	88,45	5	3,7	2,86
1	γCu+αFe	73,46	6	16,9	3,51
Ara bölgenin paslanmaz çelik tarafında EDS analiz sonuçları					
1	σ	15	26.5	56	2,5
2	αFe + σ	3,78	31.6	58	6,8
3	αFe + γ (Cr,Ni,Fe)	2	23,2	65	9,7
4	γ (Cr,Ni,Fe)	1	21,5	68	9,4

Tablo 5.7 Kaynak şartlarına göre kaynak bölgesindeki fazların genişlikleri

	Kaynak Şartları							
	1. Num	2. Num	3. Num	4. Num	5. Num	6. Num	7. Num	8. Num
Ara bölgede Bakır tarafında EDS analiz sonuçlarına göre fazların genişlikleri (μm)								
$\alpha\text{Fe}\gamma\text{Cu}$	4,3	4	6	2,5	0,5	5,5	1	2
Ara bölgede Çelik tarafında EDS analiz sonuçlarına göre fazların genişlikleri (μm)								
σ	1,5	1	2	2	0,5	2	-	-
$\alpha\text{Fe} + \sigma$	3,2	2	3	1	0,5	4	3	4

5.1.2. Kaynak parametrelerinin difüzyon mesafesine etkisinin tartışılması.

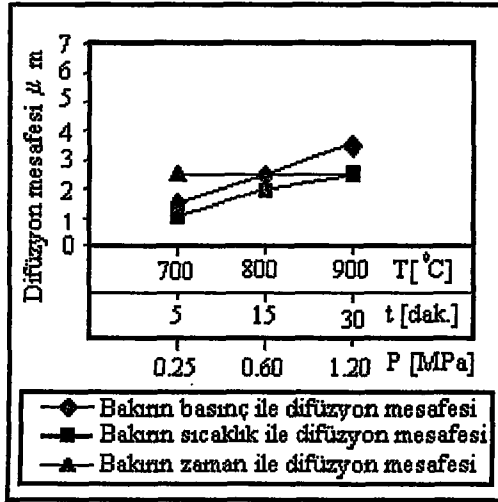
Kaynak değişkenlerinden olan sıcaklık, zaman, ve basıncın bakır ve paslanmaz çelik tarafındaki Cr, Ni, Fe ve Cu elementlerinin difüzyon mesafelerine etkileri ayrı ayrı incelenmiştir. Bu maksatla, Şekil 5.10, 5.11, 5.12 kullanılarak basıncın etkisi, Şekil 5.11, 5.13, 5.16 kullanılarak sıcaklığın etkisi ve Şekil 5.12, 5.14, 5.15 kullanılarak zaman parametresinin difüzyon mesafesine etkisi Tablo 5.8 de bir araya getirilmiştir.

Tablo 5.8.'de elde edilen sonuçlara bakıldığında, basıncın artmasıyla Cu atomları 3 μm , Fe ve Ni atomları 5 μm ve Cr atomları 6 μm difüzyon mesafesine erişmiştir. Değişimin 0.25 ve 0.65 Mpa'lık basınçlarda fazla olmadığı ancak 1.25 Mpa da 1'er μm arttığı görülmüştür.

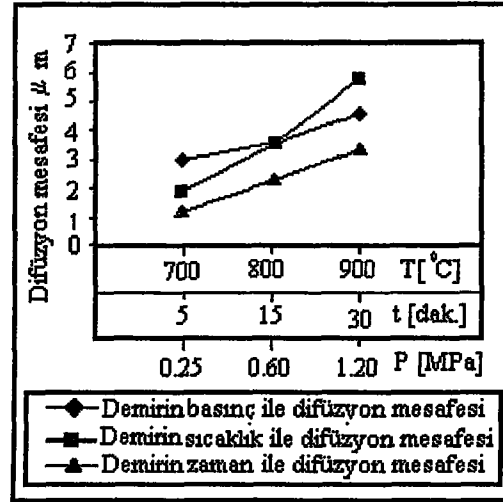
Tablo 5.8. Kaynak parametrelerinin değiştirilmesiyle elementlerin difüzyon mesafelerinin değişimi

BASINÇ DEĞİŞİMİ (Mpa)	ELEMENTLERİN ETKİN DİFÜZYON MESAFELERİ (μm)			
	P. Çelik Tarafı	Bakır tarafı		
	Cu	Fe	Cr	Ni
1.25	3	5	6	5
0.65	2	4	5	5
0.25	1	4	5	5
SICAKLIK DEĞİŞİMİ ($^{\circ}\text{C}$)	P. Çelik Tarafı	Bakır tarafı		
	Cu	Fe	Cr	Ni
900	2	6	4	5
800	2	4	5	5
700	0.5	2.5	2	4
SÜRE DEĞİŞİMİ (Dakika)	P. Çelik Tarafı	Bakır tarafı		
	Cu	Fe	Cr	Ni
30	2	4	5	5
15	2	3	5	4
5	2	2	3	4

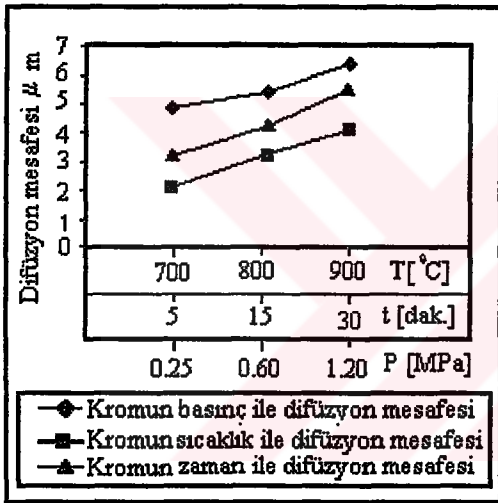
Tablo 5.8 den elde edilen değerlerden Difüzyon mesafesi-Kaynak şartı ilişkisi eğrileri Şekil 5.19 da gösterilmiştir.



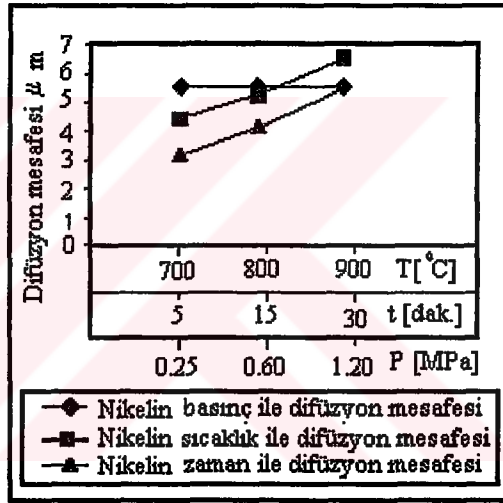
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 5.19. a) Bakır atomlarının b) Demir atomlarının c) Krom atomlarının d) Nikel atomlarının değişen kaynak şartlarında difüzyon mesafeleri

Şekil 5.19 da görüleceği gibi, bakırın paslanmaz çelik içindeki difüzyonu, diğer elementlerin difüzyonuna göre düşük değerlerde olup en yüksek değeri yaklaşık olarak % 50 kadar diğer elementlerin difüzyon mesafelerinden daha düşüktür. Bunun sebebi; bakırın tane sınırı enerjisinin 835 mJ/m^2 ve paslanmaz çeliğin tane sınırı enerjisinin 623 mJ/m^2 olmasıdır [Porter D., 1993]. Bakırın tane sınırı enerjisinin yüksek olması, yani tane sınırlarının uyumsuzluğunun fazlalığı ve ortam sıcaklığının $0.73-0.88 \text{ T}_m$ (T_m =erime sıcaklığı) olmasından dolayı, paslanmaz çelik tarafından, bakır içerisine Fe, Ni, Cr atomları, bakır atomlarının paslanmaz çelikte ilerlemelerine göre daha etkin bir şekilde yayılmışlardır. Başka bir deyişle paslanmaz çelik içerisinde, tane sınırları

enerjisinin düşüklüğünden, uygulanan sıcaklığın maksimum $0.65T_m$ olmasından ve aktivasyon enerjisi engelinin yüksek olmasından dolayı bakır atomları paslanmaz çelikte fazla ilerleyememişlerdir [Porter D., 1993]. Ayrıca, sıcaklığa bağlı olarak, paslanmaz çelik ve bakır tarafında farklı difüzyon mekanizmalarının varlığı bir başka sebep olarak gösterilebilir. Şöyle ki, metal çiftindeki elementlerin atom yarıçapları; $Fe=1.26 \text{ Å}$, $Cu=1.28 \text{ Å}$, $Ni=1.24 \text{ Å}$ $Cr=1.3 \text{ Å}$ dır. Birleştirilen metallerdeki atom yarıçaplarının biri birilerine yakın olmaları, kaynakta ikame atom difüzyonu mekanizmasının etkin olduğunu gösterir. Difüzyon, aynı veya birbirine yakın atom çaplarına sahip olan elementlerde ağırlıklı olarak ikame atom difüzyonu mekanizması ile gerçekleşir [Porter D. A., 1993]. Erime sıcaklığının ($0.75-0.8 T_m$) altında tane sınırı difüzyonu, üstünde ise tane içi difüzyonu etkin olur (T_m =Erime sıcaklığı). Sıcaklık arttıkça tane içi difüzyonunun etkinliğinin artmasının sebebi, sıcaklığın artmasıyla tane içindeki aktivasyon enerjisinin tane sınırına göre daha hızlı bir biçimde düşmesidir [Porter D. A., 1993]. Tablo 5.9'daki değerler incelendiğinde, bakır atomlarının difüzyon sabitlerinin sıcaklıkla artışının diğer elementlerin difüzyon sabitlerinin artışından fazla olduğu görülür. Bu çalışmadaki atom difüzyonu, (Tablo 5.9 dan görüldüğü gibi) kullanılan sıcaklığın bakırda yüksekliği nedeniyle, tane sınırları difüzyonu ile birlikte ikame atom difüzyonunun da etkin olduğu izlenimini vermektedir.

Tablo 5.9. Difüzyon esnasında elementlerin sıcaklığa göre değişen özellikleri [Porter D.A.,1993].

Elementler	Özellikler	700 °C	800 °C	900 °C
Cu	T/T_m	0.73	0.79	0.88
	$D_T (m^2 s^{-1})$	0.4	0.46	0.51
Fe	T/T_m	0.53	0.59	0.64
	$D_T (m^2 s^{-1})$	0.156	0.17	0.19
Cr	T/T_m	0.45	0.50	0.55
	$D_T (m^2 s^{-1})$	0.24	0.27	0.29
Ni	T/T_m	0.62	0.62	0.67
	$D_T (m^2 s^{-1})$	0.40	0.40	0.44

Şekil 5.19-a da görüldüğü gibi, bakırın difüzyon mesafesine zamanın etkili olmadığı görülmüştür. En yüksek etkiyi basınç göstermiştir. Basınç ile sıcaklığın etki derecesinin benzer olduğu gözlenmiştir.

Şekil 5.19-b, c, d'de bakır içinde Fe, Cr, ve Ni atomlarının difüzyon mesafesi görülmektedir. Cu tarafında, Şekil 5.19-b de görüleceği gibi, sıcaklığın Fe'in difüzyonu üzerinde etkisi diğer değişkenlerden daha fazladır. Basınç ve zamanın etki derecesi paralellik gösterirken, basınç difüzyon mesafesinde zamandan daha etkili olmuştur.

'5.4' bağıntısındaki gibi, basıncın artışıyla atomik hacim değişimi oluşmakta, bu durum difüzyon üzerinde etki etmektedir [Bocquet J.L., 1983].

$$\left(\frac{\partial \log D}{\partial P} \right)_T \approx - \frac{\Delta V_F + \Delta V_M}{kT} \dots \dots \dots (5.4)$$

Burada, ΔV_F atomik kusur oluşum hacmi, ΔV_M ise göç eden atomik hacmi belirtirken, D= difüzyon sabiti, P= basınç, k= sabit, T= sıcaklığı belirtmektedir.

Ayrıca, zamanın etkinliği $r = 2.4\sqrt{Dt}$ olarak belirtilmektedir [Askelland R.,1989]. D=difüzyon sabiti, t =zaman, r = difüzyon mesafesi alanı yarıçapı. Görüldüğü gibi, zaman difüzyon parametresini doğrudan etkileyen bir parametredir.

Kromun bakır içindeki difüzyon mesafesine en yüksek etkiyi basınç gösterirken (Şekil 5.19-c), basınç,sıcaklık ve zamanın difüzyon mesafesi üzerinde etki derecesi yaklaşık olarak benzerdir. Kaynak bölgesinde bakır atomlarının paslanmaz çelik tarafında, krom atomlarına göre daha önce yoğunlaşmasından dolayı, krom atomları bu bölgede geçişte zorlanmış ve kromun konsantrasyon yoğunluğu artarak ara fazların teşekkülü hasıl olmuştur. Bakır bölgesine giren krom atomları (atom yarıçaplarının büyük olmalarına rağmen) bakırın kendi bölgesinde, gerek tane sınırları enerji seviyesinin yüksek oluşu ve gerekse aktivasyon engelinin düşük oluşu nedeniyle, rahat bir biçimde en uzun mesafeyi kat etmişlerdir.

Nikelin, bakırın içindeki difüzyon mesafesine, sıcaklık ve zamanın etki derecesi benzerlik gösterirken (Şekil 5.19-d), basıncın etkisi sabit kalmaktadır. Ancak en düşük sıcaklık, basınç, ve zaman parametrelerinde difüzyon mesafesi karşılaştırıldığında, basıncın zaman, ve sıcaklığa göre daha etkili olduğu gözlenmektedir.

Östenitik paslanmaz çelik ile bakırın difüzyon kaynağında, bir çok fazın (σ , γ , α ,) teşekkülü kaynak esnasındaki difüzyon olayını karmaşık hale getirmiştir. Teorik olarak atom difüzyonu hesaplandığında, bakır içerisinde demir atomlarının krom ve nikel atomlarına göre daha fazla ve daha uzun mesafeye yayılmaları beklenirken, EDS sonuçlarında (Şekil 5.19) demir atomlarının yayınımlarının, nikel atomları ile eşdeğer bir biçimde olduğu, krom atomlarının çok daha etkili bir biçimde yayındığı görülmüştür. EDS sonuçlarına göre, bakır ve nikel atomlarının yayılım mesafeleri teorik değerlere çok yakın çıkmıştır. Kaynak bölgesindeki tane sınırları, yüksek enerjili ve yüksek açılı olduklarında, birleşme alanları zayıf olup, atomlar arası bağların durumunda zayıflama meydana gelir. Kaynak bölgesindeki bu uyum farkının artışıyla

dislokasyon sayısının artması, muhtemelen difüzyonun daha uzun mesafeye erişmesine yardımcı olmuştur. İç yapıdaki tane sınırlarının düşük açılı sınırlardan oluşmasının sebebi, tanelerin yüzeylerindeki atomların her iki yandaki kristal ile az bir deformasyon ile bağ yapmaları ve bunun sonucunda ortamda çok az bir serbest hacmin mevcut olmasıdır [Porter D., 1993].

5.2. Mekanik Deney Sonuçları

Farklı kaynak şartları kullanılarak birleştirilen paslanmaz çelik ve bakır ikilisinde tahribatlı muayene olarak çekme ve sertlik testleri kullanılmıştır.

5.2.1. Çekme deneyi sonuçları

Mekanik testler, çatlaksız birleştirmenin gerçekleştirildiği 800 °C sıcaklık, 1.2 Mpa basınç ve 30 dakikalık birleşme süresi kaynak şartlarına haiz numunelere uygulanmıştır. Çekme testi, 1 mm/dakikalık bir çekme hızı ile gerçekleştirilmiştir. Test aracı olarak Hounsfield marka çekme cihazı kullanılmıştır. Foto 5.4 te çekme numunesi test öncesi ve sonrası görülmektedir.

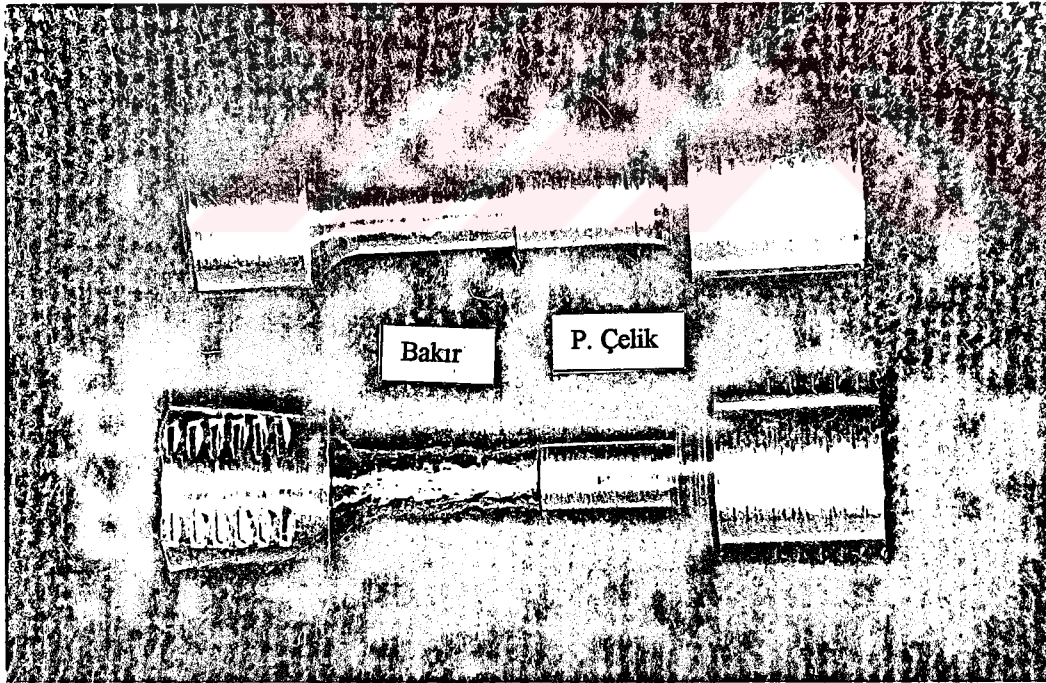
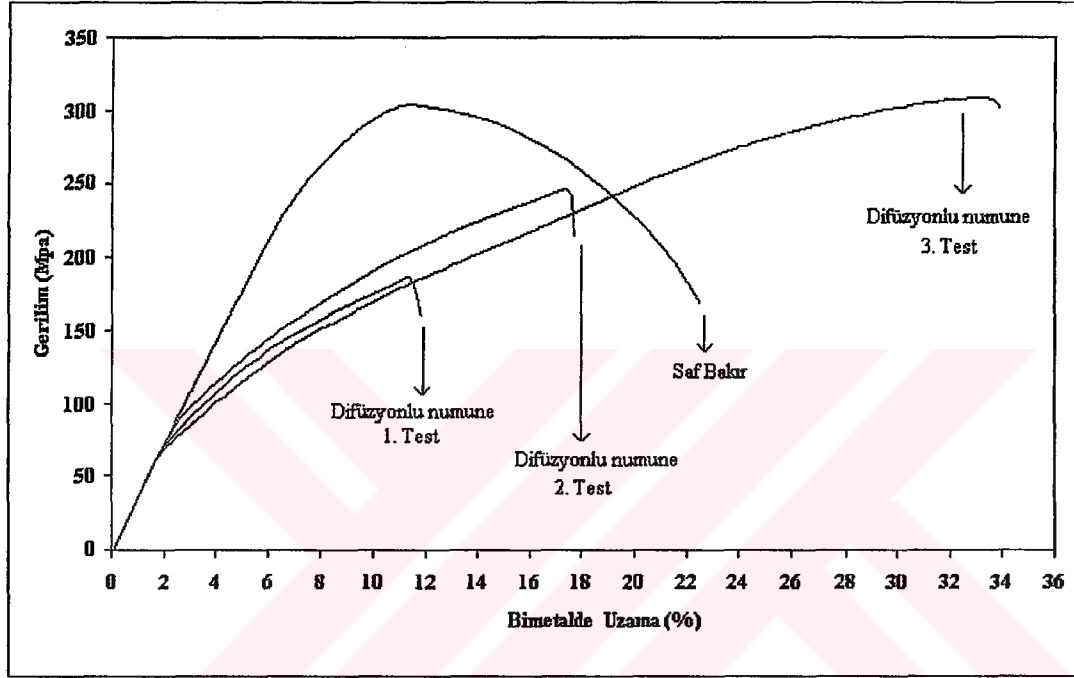


Foto 5.4. a) Test öncesi (aşağıdaki) b) Test sonrası (yukarıdaki) çekme numunesi

Difüzyon kaynaklı metal çiftine çekme testi uygulamadan önce, kaynak işleminde kullanılan bakır üzerinde çekme testi gerçekleştirilmiş, kullanılan bakırın

gerilim-uzama karakteristiği belirlendikten sonra, aynı şartlarda kaynak edilen metal çiftine çekme testi uygulanmıştır.

Çekme testi sonunda, Şekil 5.20 de Mühendislik gerilme (Mpa) - (%) Uzama miktarı verilmiştir. Test sonunda, metal çifti üstünde yapılan ölçümlerde uzamanın sadece metal çiftinin bakır tarafından gerçekleştiği görülmüştür.



Şekil 5.20 800 °C sıcaklık, 1.2 Mpa lık basınç, 30 dakikalık zaman aralığında kaynak edilmiş Metal çiftinde gerilme (Mpa) - uzama eğrisi (%).

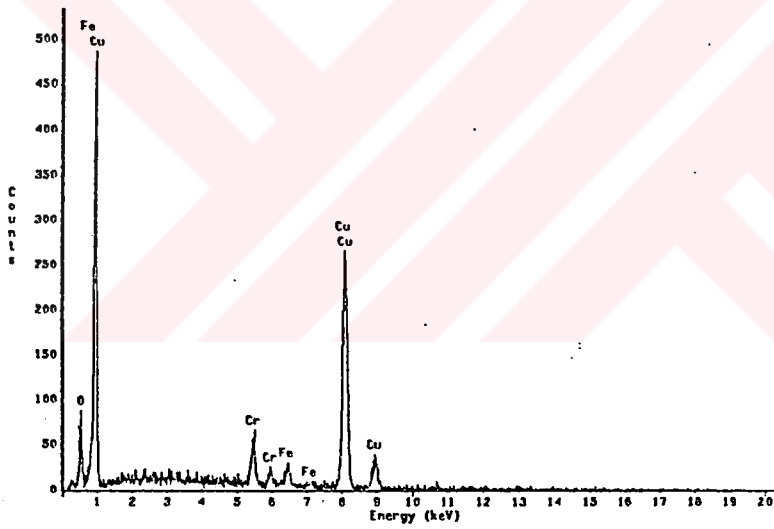
Çekme testi sonuçları Tablo 5.10 da verilmiştir. Eğrilerden ve tablodan görüleceği gibi, kaynak şartlarının aynı olmasına karşılık, % uzama, akma gerilimi ve maksimum gerilme değerlerinde farklılık tespit edilmiştir. Bu durum, kaynak sırasında bulunan boşluklar ve oksit kalıntılarının etkisine bağlanabilir. Şekil 5.21 de verilen, ara yüzeyden alınan EDS sonuçları bu görüşü desteklemektedir.

Ancak, 3. Numunenin çekme mukavemeti saf bakırın çekme mukavemeti ile aynı değeri vermekle beraber, % uzama miktarı artmış, aynı zamanda toplam uzama içerisinde lineer uzama bölgesi fazla yer tutmuştur. Bu numunenin diğer iki numuneye göre farklılık göstermesi, numunenin ara yüzey bölgesindeki oksit, boşluk ve diğer istenmeyen etkilerden daha fazla etkilenmesinden kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla

boşluksuz, oksitsiz bir kaynak gerçekleştirildiği takdirde yüksek uzama ve mukavemet ilişkisi veren bir birleştirme yapılabileceği açıktır.

Tablo 5.10. Çekme testi sonucu metal çiftinin mekanik değerleri.

Malzeme	Test	Uzama (%)	(% 0.2) deformasyonda Akma Gerilmesi (Mpa)	Maksimum Gerilme (Mpa)
Saf Bakır	-	22	170	300
Metal çifti	1.	12	80	190
	2.	17	90	250
	3.	34	70	300



Şekil 5.21. Kaynaklı birleştirmenin bakır tarafında ve 1 µm mesafeden alınan EDS grafiği.

Difüzyon kaynaklı birleştirmede, sözü edilen boşluklar, taneler arasında, kaynak ara yüzeyinin her iki tarafından, biri biri içerisine yayılan atomların bir taraftan diğerine göre daha fazla bir biçimde yayınmasından dolayı oluşmaktadır. Kaynak şartları olarak 1.2 Mpa basınç, 800 °C sıcaklık, 30 dakikalık kaynak birleşme süresi değerlerinin altında yapılan kaynaklarda, tane sınırlarındaki boşlukların sayısı artmakta ve bu boşlukların birleşmesiyle çatlaklar oluşmaktadır. Tane sınırlarında oluşan bu boşluklar 'purple plague' olarak adlandırılmaktadır [Askelland R. Donald, 1993].



Foto 5.5 Bakır tarafında tane sınırlarında oluşan boşluklar

Foto 5.6 da, çekme testi sonrası numunelerin birleşme yüzeyleri üzerinde kalan bakır kalıntıları görülmektedir.

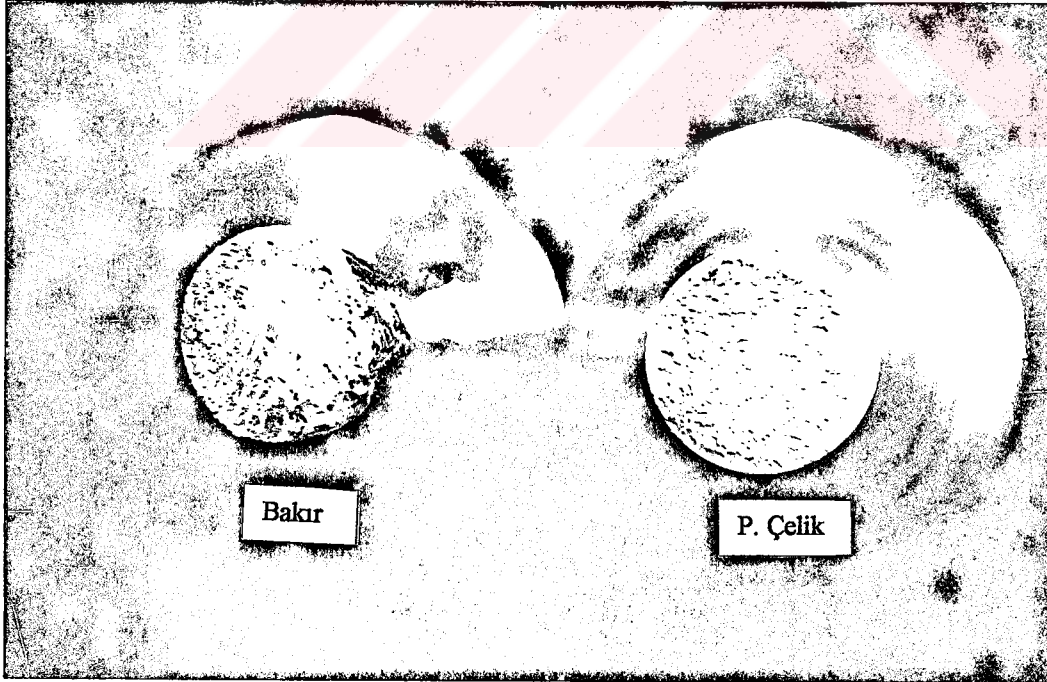


Foto 5.6. Çekme testi sonrası numunelerin kırılma yüzeyleri

Foto 5.7 ve 5.8, çekme deneyi sonrası difüzyon kaynak bölgesinden kırılan malzemelerin kırılma yüzeylerini göstermekte olup, beklenildiği gibi sünek bir kırılma

ile malzemelerin birbirilerinden ayrıldıkları fotoğraflardan anlaşılmaktadır. Kırılma sonucunda; bakırın paslanmaz çeliğe göre kopma mukavemetinin düşük olması nedeniyle, birleştirmenin paslanmaz çelik yüzeyinde bakır kalıntıları bulunduğu görülmüştür.

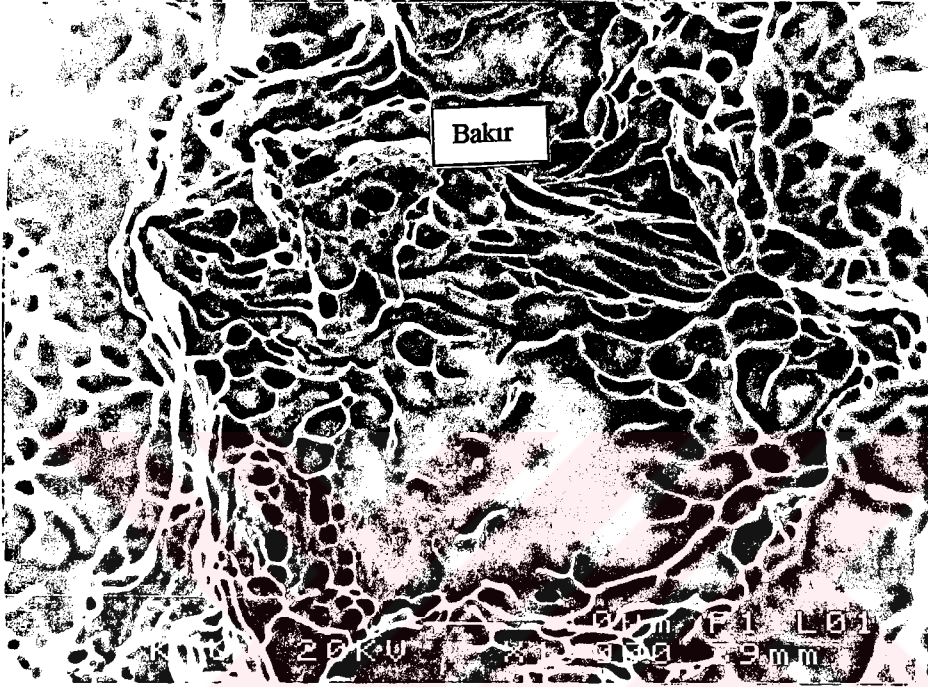


Foto 5.7. Çekme testi sonrası kırılma yüzeyi (üstten görünüş)

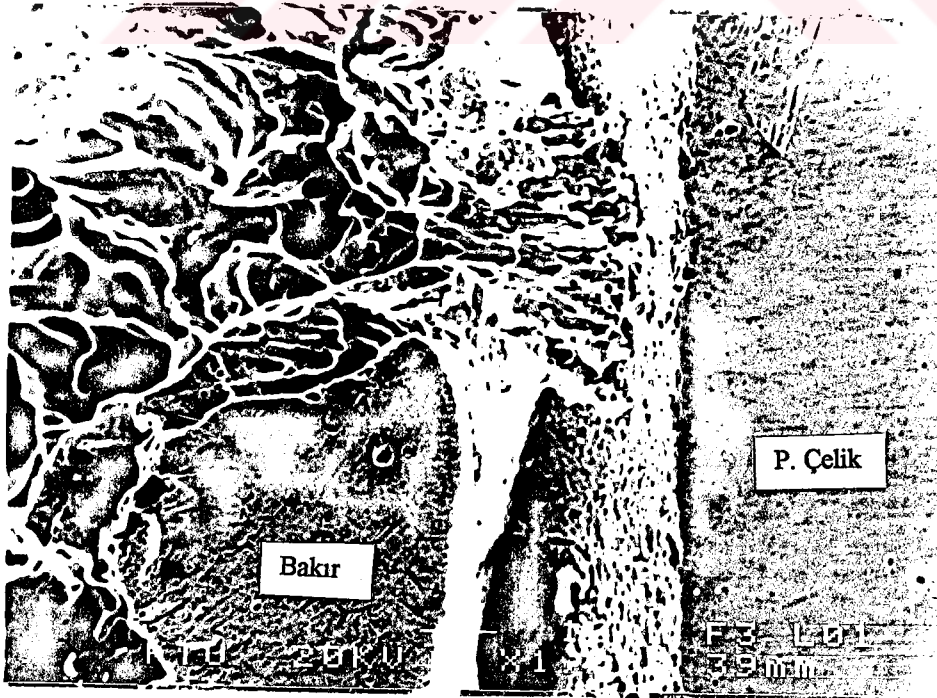
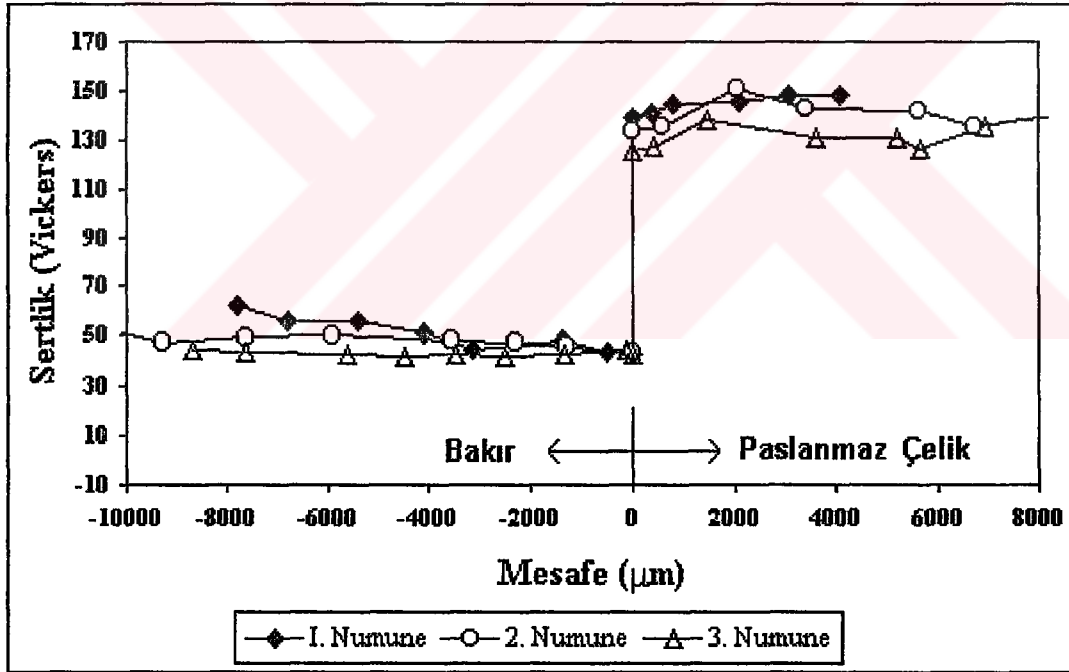


Foto 5.8. Çekme testi sonrası kırılma yüzeyi (yandan görünüş)

Kırılma yüzeyinde ve tane sınırlarında, bakırdan paslanmaz çeliğe doğru, doğrusal boşlukların oluşumu difüzyonun tane sınırlarından ağırlıklı olarak ilerlediğini göstermektedir.

5.2.2. Sertlik deneyi sonuçları

Difüzyon kaynak bölgesindeki sertlik değişimlerini incelemek amacıyla bir dizi sertlik deneyleri yapılmıştır. Şekil 5.22’ de Vickers sertlik (H_v) yöntemiyle ve 3 Kg lık yüklemeyle, numunelerin arakesitleri boyunca elde edilen sertlik ölçüm değerleri verilmiştir. Sertlik değerleri arakesit boyunca alındıktan sonra her bir ölçü izleri arasındaki mesafe, mikroskop altında büyütülerek ölçülmüştür. Sonuçlar Şekil 5.22 de topluca gösterilmiştir.



Şekil 5. 22. 0.25, 0.65, 1.2 Mpa basınç değerlerinde, 800 °C sıcaklık ve 30 dakikalık sürede difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik değişimleri. (1. Num: P=1.2 Mpa, 2. Num: P= 0.65 Mpa, 3.Num: P=0.25 Mpa)

Bu şekilden faydalanılarak, sertlik değerleri dağılımındaki önemli değişikliklerin olduğu bölgeler tespit edilip [Orhan N., 1992], bu bölgelerin kaynak ar yüzeyinden uzaklığı Tablo 5.11 de verilmiştir.

Tablo.5.11. Kaynak bölgesinde basıncın sertliğe etkisi.

Basıncı (Mpa) (T= 800 °C, t= 30 dak.)	Bakır bölgesi sertlik değişim mesafesi (μm)	Paslanmaz çelik bölgesi sertlik değişim mesafesi (μm)
0.25	400	2000
0.65	4000	4000
1.2	8000	5000

Şekil 5.22 de, en düşük basınçta kaynak edilen numunede, bakır tarafında sertlikte belirgin bir değişim ile karşılaşmazken, çelik bölgesinde arayüzeye doğru, paslanmaz çeliğin sertliğinde düşme belirlenmiştir. Bakır bölgesinde, 0.65 ve 0.25 Mpa basınç altında kaynak edilen numunelerin sertliklerinde ciddi bir değişim görülmemiştir. Ancak, kaynak basıncı 1.2 Mpa artırıldığında 4000 μm mesafeden sonra arakesite doğru sertliğin azaldığı görülmüştür. Bu sonuçlara göre, bakır tarafında kaynak basıncının sertlik değişimine fazla bir etkisi olmamıştır. Fakat, çelik tarafında basıncın artmasına karşılık sertlikteki artış dikkate değer ölçüdedir. Bunun sebebi, çelik tarafında basınca bağlı olarak ikinci fazların (Foto 5.9) ortaya çıkması ve basıncın artırılmasıyla bu fazların oluşma alanının genişlemesidir. Çünkü basınç oksit tabakalarını kırmakta [Calvo, V.d.,1989], temas yüzeyini artırmakta [Orhan. N.,1996], gerilme miktarı ile difüzyon sabitini değiştirmektedir [Kırdalay, J.S., 1996].

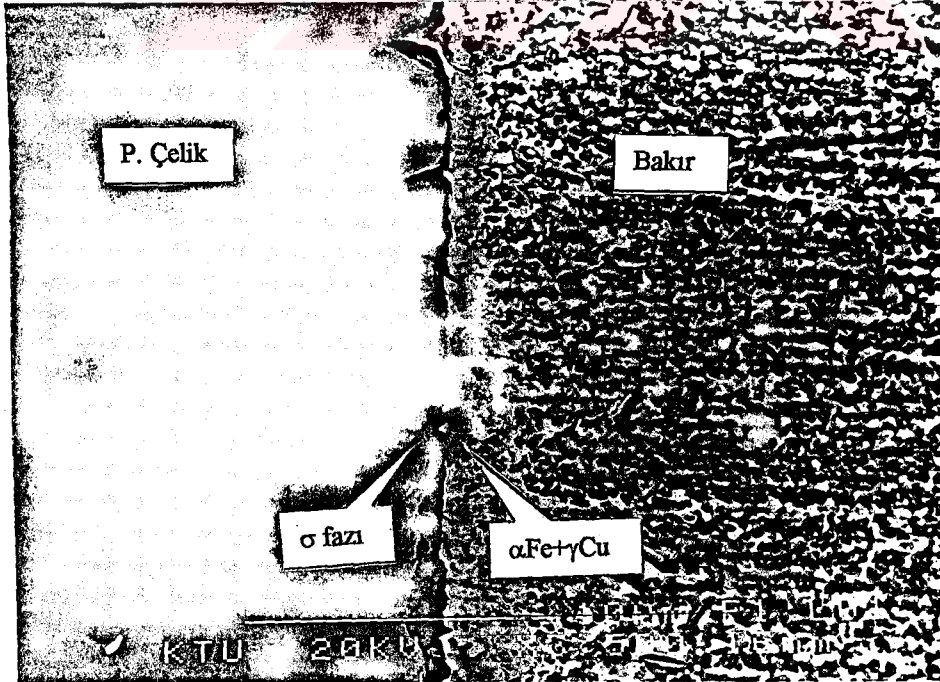
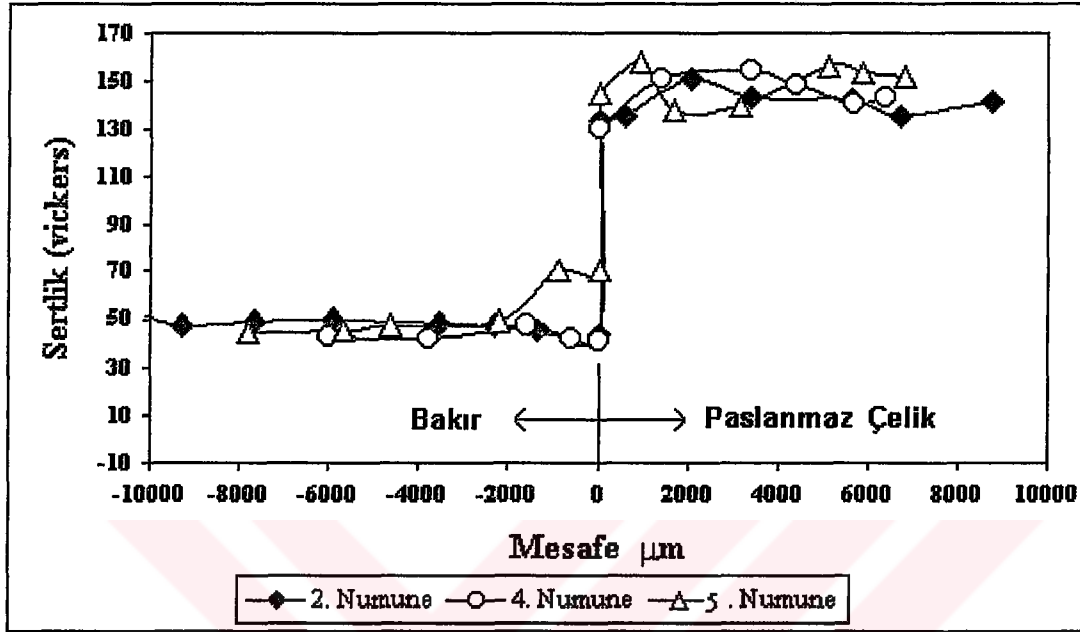


Foto 5.9. Kaynak bölgesinde bakır ve paslanmaz çelik tarafında oluşan ikinci fazlar.

700-900 °C aralığındaki difüzyon kaynak sıcaklığının sertlik dağılımına etkisi, 0.65 Mpa basınç ve 30 dakika kaynak süresinde tespit edilmiştir (Şekil 5.23).



Şekil 5.23. 700, 800, 900 °C sıcaklıklarda, 0,65 Mpa basınç ve 30 dakika sürede difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin sertlik dağılımı. (2. Num: T=800 °C, 4. Num: T=900 °C, 5. Num: T=700 °C)

Şekil 5.23 den faydalanılarak, sertlik değerleri dağılımındaki önemli değişikliklerin olduğu bölgeler tespit edilip, kaynak arayüzeyinden uzaklığı Tablo 5.12 de verilmiştir.

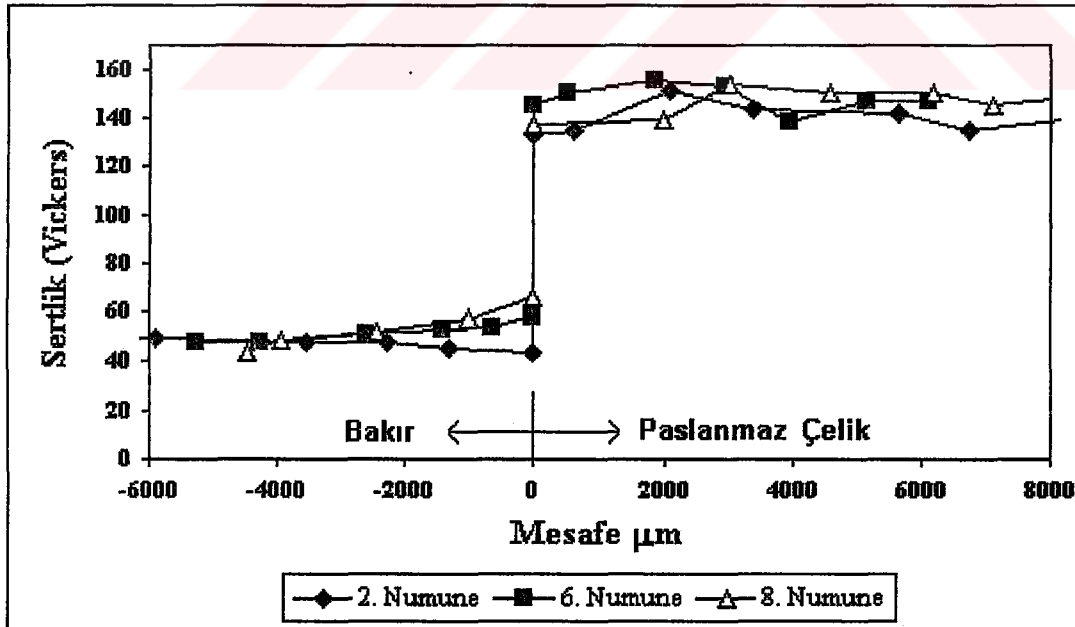
Tablo 5.12. Kaynak bölgesinde sıcaklığın sertliğe etkisi

Sıcaklık (°C) (P=0.65 Mpa, t=30 dak.)	Kaynaklı bölgenin bakır tarafı sertlik değişim mesafesi (µm)	Kaynaklı bölgenin çelik tarafı sertlik değişim mesafesi (µm)
700	2000	2000
800	4000	4000
900	8000	5000

Tablo 12 de görüldüğü gibi, sıcaklığın artmasıyla etkin difüzyon mesafesi artmıştır. Çünkü sıcaklığın artışıyla Tablo 5.3 te verildiği gibi difüzyon sabitleri artmış ve tane içi difüzyonunun etkinliği de artmıştır [Jena A.K., 1992]. Paslanmaz çelik tarafında, 700 °C'de kaynak sıcaklığında birleşme arayüzeyine doğru 5000 µm mesafeden sonra sertlik azalmakta, 2000 µm den sonra sertlik artmakta ve arayüzeye çok yakın mesafede tekrar düşmektedir. Ara yüzeye yakın bölgede sertliğin artmasının

sebebi, bu bölgede tespit edilen σ fazına bağlanabilir. Sertliğin aşırı azaldığı bölgede taneler arası boşlukların varlığı gözlenmiştir. 800 ve 900 °C de kaynak yapılmış numunelerde, sertlik değerleri biri birilerine çok yakındır. Bu bölgede σ fazının varlığı sertliğin artmasına sebep olmuştur. Sertliğin yüksek olduğu bölgenin 700 °C ye göre geniş olması, sıcaklıkların yüksek olmasına bağlanabilir. 800 ve 900 °C de kaynak edilmiş numunelerin bakır tarafında sertlik değişiminde dikkate değer bir farklılık gözlenmemiştir. Ama, 700 °C de birleştirilen numunede kaynak arayüzeyine yakın bölgede sertlik değeri yükselmiştir. Şekil 5.16 da verildiği gibi, bu sonucun sebebi Cr, Ni, ve Fe elementlerinin bu bölgede yoğunlaşması olarak açıklanabilir.

Kaynak esnasındaki sıcaklığın 800 °C, basıncın 0.65 Mpa olarak sabit tutulup, zamanın 5, 15, 30 dakika olarak değiştirilmesi sonucunda elde edilen birleşmelerin sertlik dağılım grafikleri Şekil 5.24 te verilmiştir. Bu şekilde görüldüğü gibi paslanmaz çelik tarafında zamanın sertlik değişimine fazla etkisinin olmadığı görülmektedir. Ancak, bakır tarafında, birleşme arayüzeyine yakın bölgelerde 5, 15 dakikalık sürelerde yapılan birleştirmelerde sertlikte yükselme gözlenmiştir. Bu durum, sözü edilen sıcaklıklardaki Cr, Ni, Fe elementleri bakımından yüksek konsantrasyonun varlığına bağlanabilir.



Şekil 5.24. 5, 15, 30 dakikalık sürelerde, 800 °C sıcaklıkta ve 0,65 Mpa basınçta yapılan difüzyon kaynak numunelerinin sertlik dağılımı. (2. Num: t=30 dak, 6. Num: t=15 dak. 8. Num: t=5 dak.)

Şekil 5.24 da verildiği gibi, 5 dakikalık bir süre içinde yapılan kaynakta, metal çiftin bakır bölgesinde, sertliğin arakesite doğru hızlı bir şekilde arttığı gözlenirken, kaynak etki mesafesinin 1500 μm olduğu belirlenmiştir. Paslanmaz çelik tarafında ise sertlikte birleşme bölgesine doğru düşüş görülmüştür. Bu düşüş 1000 μm olarak ölçülmüştür. Zaman artınca (15 dakika), sertlik değişim aralığının bakır kesiminde 2500 μm , çelikte ise 3000 μm kadar olduğu belirlenmiştir (Tablo 5.13).

Tablo 5.13. Kaynak bölgesinde zamanın sertliğe etkisi

Zaman (Dakika) (P= 0.65 Mpa, T=800 °C)	Kaynak bölgesi bakır tarafı sertlik değişim mesafesi (μm)	Kaynak bölgesi çelik tarafı sertlik değişim mesafesi (μm)
5	1500	1000
15	2500	3000
30	4000	4000

Diğer parametreler sabit tutulup, zaman parametresi değiştirildiğinde, difüzyon etkisinin diğer parametrelere (basınç ve sıcaklık) göre baskın olmadığı görülmüştür.

Kaynak arayüzeyine yaklaştıkça, kaynak esnasındaki ısının tesiri ile iç yapıdaki kusurlar (atomik boşluklar, tane büyümesi) gibi olaylar artmıştır. Uygulanan sıcaklıklar, bakır kesiminde tanelerin büyümesine neden olabilecek kadar yüksek seviyededir. Fakat, kaynak bölgesinde tane küçülmesine de rastlanılmıştır [Sommer, J., 1995] (Foto 5.10).

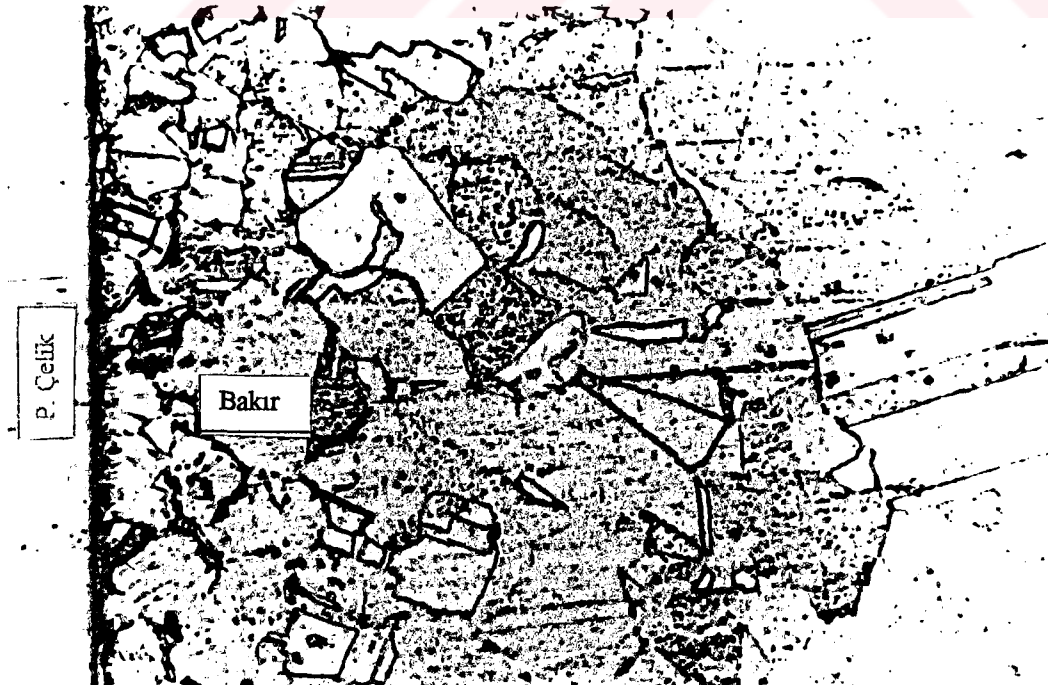
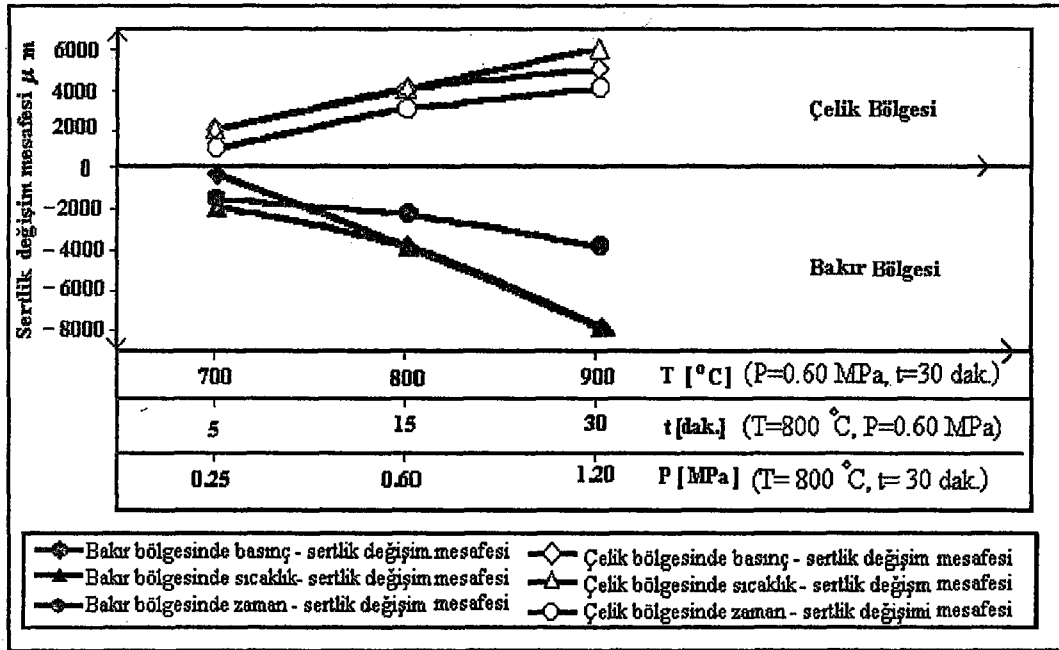


Foto 5.10. Kaynak bölgesinde bakır tarafından birleşme yüzeyine doğru tane küçülmesi.

Foto 5.10'da görüldüğü gibi, bakır tarafında taneler büyürken, birleşme yüzeyinde oluşan çökeltilerin, tane büyüme mekanizması üzerindeki etkisinden ve kaynak bölgesindeki gerilimden dolayı dislokasyon sayısının artması, muhtemelen çökelti ile birlikte tanelerin küçülmesine sebebiyet vermektedir [Verhoeven J.D., 1975]. Çökeltilerin büyüklükleri ve hacimsel oranları tane büyümesi üzerinde etkili olan parametredir. $D = 4r/3f$ olarak belirtilir. Burada D; maksimum tane çapı, r çökelti yarıçapı, f, çökelti hacimsel fraksiyonunu göstermektedir [Verhoeven J.D., 1975].

Kaynak şartlarına bağlı olarak da, 5, 15, 30 dakikalık kaynak birleşme süresi, 700, 800, 900 °C sıcaklık değişim aralığı ve 0,2, 0.65, 1,25 Mpa basınç değişimi gibi farklı kaynak şartlarında sertliğin değişimi incelenmiştir. İncelenen aralıklarda parametrelerin sertlik değişimi üzerindeki etkilerine bakılmıştır. Tablo 5.11, 5.12, 5.13'daki sertliğin mesafeye göre değişimleri Şekil 5.25'de grafik haline getirildiğinde, kaynak parametrelerinin etkinliklerinin çelik ve bakır bölgelerinde farklılık gösterdiği görülmüştür. Şekil 5.25 incelendiğinde bakır bölgesinde, basıncın en etkili olduğu, sürenin sertlik üzerinde etkisinin az olduğu görülür. Basıncın 0.25 Mpa dan 1.25 Mpa ya çıkarılmasıyla sertlik değişim alanı 8000 µm kadar artmıştır. Çelik bölgesinde sıcaklığın etkisi diğer parametrelere göre daha fazla görülmesine rağmen parametrelerin etkileri biri birilerine çok yakın çıkmıştır. Sıcaklığın 700 °C den 900 °C çıkarılmasıyla sertlik değişim alanı 6000 µm artmıştır.

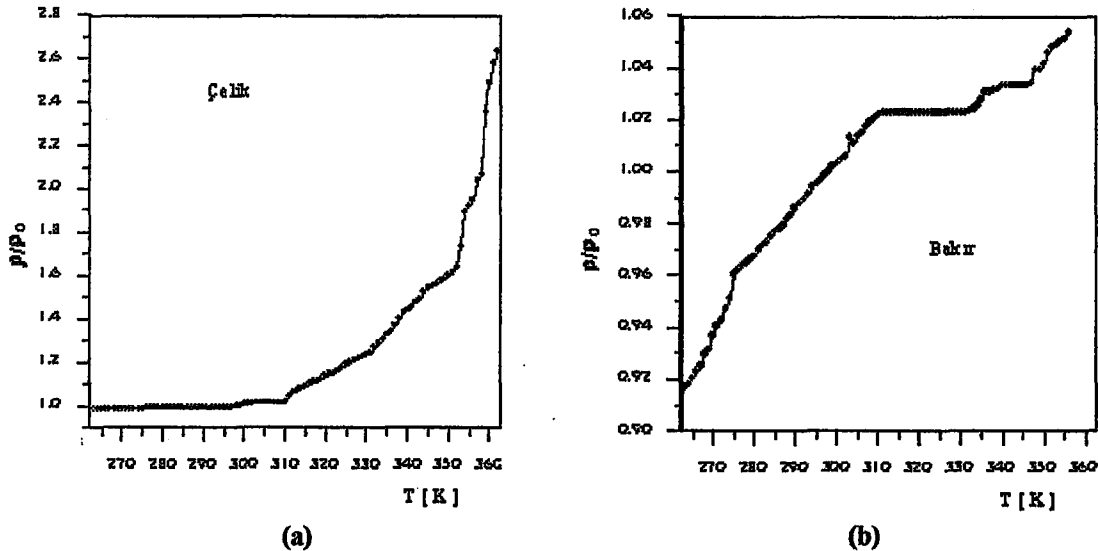


Şekil 5.25. Kaynak parametrelerinin sertliğin değişim mesafesi üzerindeki etkileri.

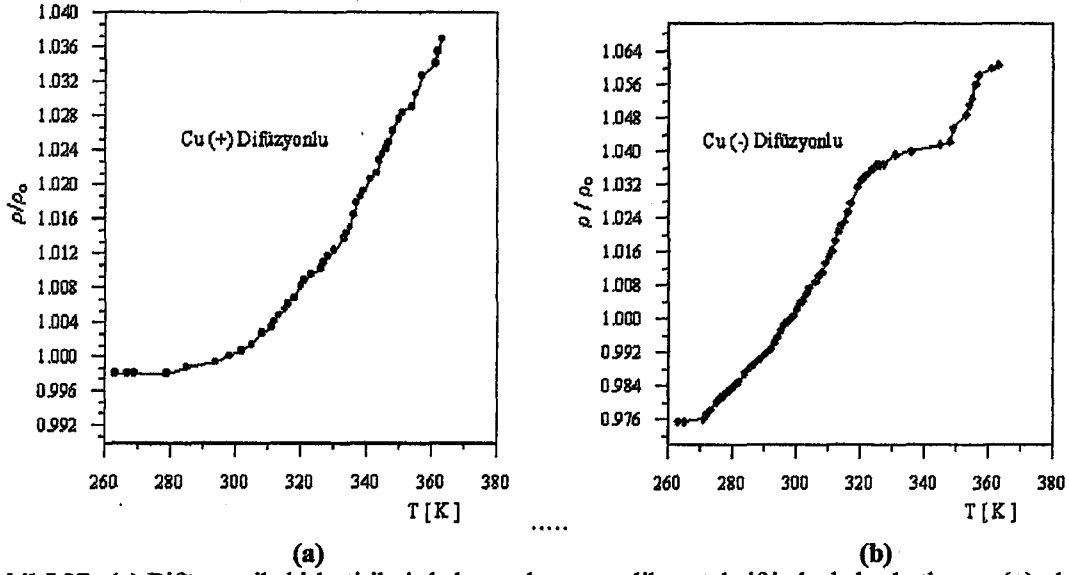
5.3. Özdirenç Ölçüm Sonuçları.

Difüzyon kaynağı ile birleştirilen Paslanmaz çelik-Bakır metal çiftinde, kaynak ara yüzeyinde oluşan fazların metal çiftin iletkenliğini ne ölçüde değiştirdiğini ve difüzyon kaynaklı metal çiftin kaynak ara yüzeyi ile lehimli metal çiftin birleşme ara yüzeyini, iletkenlik açısından karşılaştırırken, aradaki farkı belirleyebilmek amacıyla kurulan elektriksel devrede özdirenç oranı kullanılmıştır. Özdirençin, sıcaklığa göre değişiminde sıcaklık '0 K' olurken, elde edilen özdirenç değerine kalıntı özdirenç denmektedir [Kittel C.,1986]. Bir metal numunesinin özdirenç oranı, oda sıcaklığındaki özdirençin kalıntı özdirenç oranı olarak tanımlanır. Bu büyüklük numunenin saflık derecesinin bir ölçüsüdür [Kittel C.,1986].

Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş metal çift, bakır tarafı (+) kutup olan bir elektrik devresine yerleştirildiğinde, 300 K sıcaklığa kadar metal çiftin özdirençinde etkili bir değişim görülmemiştir. 310 K sıcaklığının üstüne çıkıldığında, direnç değişimi (ρ/ρ_0 =ölçülen direnç/ oda sıcaklığındaki direnç) hızlı bir şekilde artmıştır (Şekil 5.26-a). Şekil 5.26 ve 5.27 de görüldüğü gibi, özdirençin sıcaklık ile değişim karakteristiği paslanmaz çeliğin özdirençinin sıcaklık ile değişim karakteristiğine benzemektedir. Ama paslanmaz çeliğin sıcaklık ile direncinin değişim grafiğinde özdirenç oranı, 310 K sıcaklığa kadar sabit kalmışken, bu sıcaklıktan sonra kararsız bir artış göstermiştir.



Şekil 5.26 (a) Sıcaklık ile paslanmaz çeliğin özdirenç oranının değişimi. (b) Sıcaklık ile bakırın özdirenç oranının değişimi.



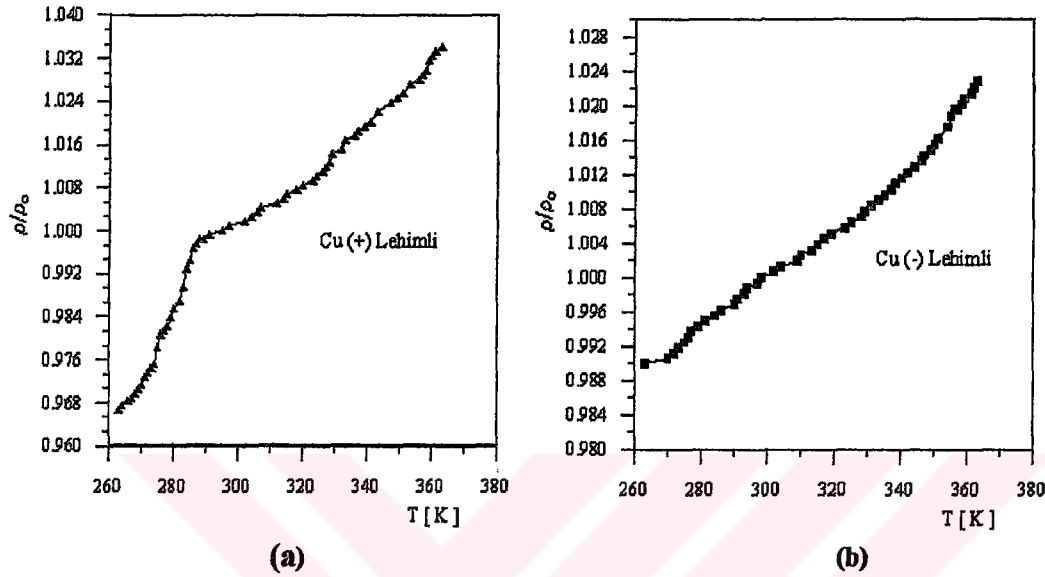
Şekil 5.27. (a) Difüzyon ile birleştirilmiş bakır paslanmaz çelik metal çiftinde, bakır kutbunun (+) olması halinde özdirenç oranının sıcaklığa göre değişimi. (b) bakır tarafının (-) kutup olması halinde özdirenç oranının sıcaklığa göre değişimi.

Saf bakırın özdirenci (Şekil 5.26-b) ile difüzyon kaynaklı metal çiftin özdirencinin (Şekil 5.27) sıcaklıkla değişim eğrilerini arasında farklar tespit edilmiştir. Çünkü saf bakır, üzerinde yapılan işlemlere, iletkenlik açısından hassasiyet gösterir. Mesela; ani soğutmalar ve kristal yapıyı bozan çöktürler gibi [Jostsebski, D.Z., 1977]. Ayrıca, metallerin çok düşük oranda yabancı metal atomlarını içermesi nedeniyle, metallerin elektronları saçılırlar ve böylece iletkenlikleri düşer [Yan Mı, 1995].

Difüzyon kaynaklı numunelerin kutuplarının değişmesi neticesinde (Şekil 5.27) özdirenç değişim oranlarında değişim tespit edilmiştir. Bakır (-) kutupta iken, özdirenç değişim oranı saf bakıra benzemektedir. Ama bakır ucun (+) kutba bağlanması neticesinde, özdirenç değişim oranı paslanmaz çeliğin özdirenç değişim oranı karakteristiğine benzemektedir. Bakır ucun (+) kutba bağlanması neticesinde elektron akışı bakırdan çeliğe doğru gerçekleşmektedir. Dolayısıyla, numune bakırın özdirenç değişim oranı karakteristiğini göstermektedir. Ancak, kaynaklı parçalarda ρ/ρ_0 değerleri saf bakırın ρ/ρ_0 değerinden daha yüksektir. Bunun sebebi, paslanmaz çeliğin bakırdan çeliğe doğru akan elektronlara direnç göstermesinden kaynaklanmaktadır. Çünkü paslanmaz çeliğin özdirenci bakırdan yüksektir.

Bakır (-) kutba bağlandığında, ρ/ρ_0 değişimi paslanmaz çeliğin ρ/ρ_0 karakteristiğini göstermektedir. Aynı zamanda, sıcaklıkla paslanmaz çeliğin ρ/ρ_0 oran

değişimi bakır-paslanmaz çelik çiftinin ρ/ρ_0 değerlerinden daha yüksektir. Çünkü, elektronlar paslanmaz çeliği geçtikten sonra, bakır içerisinde daha düşük dirençle karşılaşmaktadırlar (Şekil 5.26 ve 5.28).



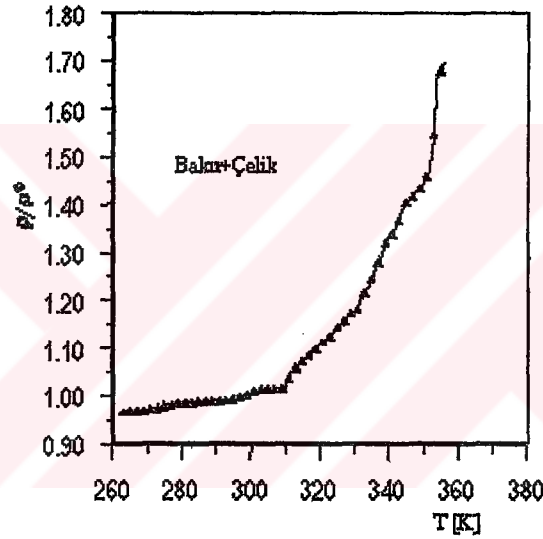
Şekil 5.28. (a) Lehim ile birleştirilen metal çiftinde elektriksel alanın bakır ucu pozitif olduğunda metal çiftinde elektriksel öz direnç oranının sıcaklığa göre değişimi. (b) Bakır ucun (-) kutup olması halinde öz direnç oranının sıcaklık ile değişimi.

Sert gümüş lehim ile birleştirilmiş metal çiftin bakır tarafına (+) kutuplu gerilim uygulandığında, öz direnç oranı değişimi saf bakırın değişim grafiğine benzerken (Şekil 5.26-28), bakır uc (-) kutba bağlandığında öz direnç değişim karakteristiği saf bakır veya paslanmaz çeliğin dışında, muhtemelen lehim malzemesinin etkisinde kalarak, farklı bir değişim karakteristiği gösterdiğini söyleyebiliriz.

Lehimle birleştirilmiş numunede, bakırın (+) kutba bağlanmasıyla, düşük sıcaklıklarda numunenin öz direnci hızlı bir şekilde artırmaktayken, yüksek sıcaklıklarda bu artış azalmıştır. Difüzyonla kaynaklı numunede ise bu durumun tam tersi gerçekleşmiştir. Buna sebep olarak; düşük sıcaklıklarda lehimin öz direncinin fazla değişmemesini söylenebilir. Sıcaklık arttığında, öz dirençteki değişim daha düşük olmuştur, yani ρ/ρ_0 değerlerindeki değişimler düşük değerlerde kalmıştır. Normalde metallerde öz direncin sıcaklık ile değişimi doğrusal bir özellik gösterir [Boccacini, 1997]. Fakat deney sonuçlarında sıcaklık yükseldikçe öz direnç doğrusallıktan sapmış ve sıcaklığın etkisi artmıştır. Bunun sebebi; bakır tarafında, yüksek enerjili taneciklerle

gerçekleşen çarpışmaların kristalografik yapıda bozulmalara yol açıp, numunenin özdirencinde sapmalar meydana getirmesidir.

Bakır ve paslanmaz çeliğe ait, deneyle bulunan ρ/ρ_0 değerleri toplanarak, kusursuz bir birleştirmenin gerçekleştirildiği kabul edilirse; Şekil 5.29 da görüldüğü gibi ρ/ρ_0 sıcaklık değişimi paslanmaz çeliğin ve difüzyon kaynaklı ρ/ρ_0 değişimine benzediği görülmektedir. Cu (+) olan bağlantının ρ/ρ_0 değişimine benzediği görülmektedir. Bu sonuca göre, kaynak sebebiyle ara yüzeyde bulunan, boşluk, oksit ve ara fazlar ρ/ρ_0 değişiminin karakterini etkilemediği söylenebilir. Ancak, lehim ile birleştirmede ρ/ρ_0 değişiminin karakteri değişmektedir [Kovacik J. 1995].



Şekil 5.29 Bakır ve çeliğin dirençlerinin seri olarak toplanıp mükemmel bir birleşme sonrası oluşturabilecekleri teorik sıcaklığa göre öz direnç oranı değişim grafiği

6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Değişik kaynak şartlarında yapılan difüzyon kaynağının EDS analizleri neticesinde, basıncın, sıcaklığın ve zamanın artmasıyla elementlerin (Fe, Cr, Ni, Cu) paslanmaz çelik ve bakır içindeki difüzyon mesafeleri artmıştır. Bu da, daha mükemmel bir kaynak kalitesinin ortaya çıkmasına olumlu katkıda bulunmuştur.

Kaynak bölgesinde, Cu, Fe, Cr, Ni elementlerinin kendi aralarında oluşturdukları bir çok muhtemel ara faz $\{\gamma\text{Cu} + \alpha\text{Fe}, \gamma\text{Cu}+\alpha\text{Fe}+\gamma\text{Ni}, \sigma, \alpha\text{Fe}+\sigma, \alpha\text{Fe}+\gamma (\text{Cr},\text{Ni},\text{Fe}), \gamma (\text{Cr},\text{Ni},\text{Fe})\}$ tespit edilmiştir.

Hesaplamalar sonucunda, teorik atom difüzyon eğrilerinin bir (S) şeklinde olduğu görülmüştür. Pratik deney sonuçları grafiklerinde ise bazı bölgelerde S şeklindeki yayınımdan sapmalar olduğu tespit edilmiştir (Şekil 5.1 -5.17). Teorik ve pratik EDS sonuçları karşılaştırıldığında, deney ve teorik sonuçlara göre elementlerin atom difüzyon mesafelerinin farklılık arz ettiği bulunmuştur. Yani, tüm elementlerin teoriye göre daha az mesafede yayındıkları görülmüştür. Metal çiftinin bakır tarafında pratik ile teorik hesaplamalar arasında, yüksek sıcaklıkta (900 °C) 10 µm lik bir fark tespit edilirken, diğer kaynak şartlarında ve paslanmaz çelik tarafında, teorik hesaplamalar ile EDS sonuçları arasında difüzyon mesafesi bakımından sadece 1-4 µm lik farklar belirlenmiştir. Teorik hesaplamalarda, atomlar paslanmaz çelik ve bakır yüzeyinden içeriye doğru yayılırken, pürüzsüz ve mükemmel bir yüzeyden geçtikleri düşünülmese de, difüzyon kaynağında teorideki kadar mükemmel olmayan iki yüzeyin biri birine katı halde teması söz konusudur. Bu yüzeylerin biri birilerine dalgalı bir biçimde teması ve bunun sonucunda yüzeyde kalan mikro boşluklar nedeniyle, EDS analiz sonuçlarının teorik hesaplamalara göre daha düşük çıkması beklenen bir sonuçtur.

Bakırın tane sınırı enerjisinin yüksek olması münasebetiyle, yani tane sınırlarının uyumsuzluğundan ve ortam sıcaklığının 0.73-0.88 T_m (T_m =erime sıcaklığı) olmasından dolayı, paslanmaz çelik tarafından bakır içerisine Fe, Ni, Cr atomları, bakır atomlarının paslanmaz çelikte ilerlemelerine göre daha etkin bir şekilde yayılmışlardır.

Kaynak parametrelerinin çelik ve bakır bölgelerinde sertlik değerleri üzerinde farklı etkileri gösterdiği tespit edilmiştir. Şekil 5.26 incelendiğinde, bakır bölgesinde basıncın en etkili kaynak parametrelerinden biri olduğu, sürenin sertlik üzerinde etkisinin az olduğu görülür. Çelik bölgesinde ise, sıcaklığın tesiri diğer parametrelere göre daha etkin olmasına rağmen, diğer parametrelerle arasındaki farkın yüksek seviyede olmadığı anlaşılmıştır. Paslanmaz çelik tarafında, zamanın sertlik değişimine dikkate değer etkisinin olmadığı görülmektedir. Ancak bakır tarafında, birleşme arayüzeyine yakın bölgelerde 5, 15 dakikalık sürelerde yapılan birleştirmelerde sertlikte yükselme gözlenmiştir. Bu durum sözü edilen sıcaklıklardaki Cr, Ni, Fe elementleri bakımından kaynak bölgesinde daha yüksek konsantrasyonun varlığına bağlanabilir. Genel olarak, difüzyon kaynaklı numunelerin sertlikleri incelendiğinde, kaynak bölgesinde sertlik değişiminin, eritme kaynağındaki gibi ısı tesiri altında kalan bölgelerde görülen ani sertlik artışı ve gevrekleşme gibi sorunlar olmadığı görülmüştür ve bu beklenen bir sonuçtur.

Aynı kaynak şartlarında difüzyon kaynağı yapılan numunelerin çekme deneyleri sonuçlarında (% uzama, akma gerilimi ve maksimum gerilme değerlerinde) farklılık tespit edilmiştir. Bu durum, kaynak sırasında bulunan boşluklar ve oksit kalıntılarının etkisine bağlanabilir. Ama, difüzyon kaynaklı metal çiftin, bakırın akma mukavemetinin üstünde bir gerilmede kırılması, uygulanan kaynak yönteminin paslanmaz çelik ve bakır ikilisi üzerinde uygulanabilirliğini göstermektedir. Ayrıca, difüzyonla kaynakta, 1.2 Mpa basınç, 30 dakika süre, 800 °C sıcaklık altında birleştirilen paslanmaz çelik bakır metal çifti numunelerin çekme testinde ele edilen sonuçlara göre, mukavemet bakımından, bu kaynak ortamının en mükemmel ortam olduğu görülmüştür.

Difüzyon ile birleştirilmiş 304 kalite paslanmaz çelik ve bakırın kaynak bölgesi arakesit öz direnci, lehim ile birleştirmede olduğu gibi, akımın uygulandığı kutba ve sıcaklığa göre değişiklik arz etmiştir. Bunun yanında difüzyonla kaynaklı ve lehimle birleştirilmiş metal çiftlerinde gerilimin yönüne ve sıcaklığa bağlı olarak öz dirençte artış tespit edilmiştir (Şekil 5.27, 5.28, 5.29, 5.32). Elektriksel bir devrede, metal çiftin bakır tarafına (-) kutup uygulandığında, lehimle ve difüzyonla kaynaklı metal çiftlerde öz dirençler biri birilerine son derece yakın sonuçlar vermelerine rağmen, bakıra (+) kutup uygulandığında, lehim ile birleştirilmiş numunenin öz direnci sıcaklığın artmasıyla

hızlı bir artış seyri göstermiştir. Ama difüzyonla birleştirilmiş numunede direnç artışı 300 K sıcaklıktan sonra başlamıştır. Bu durum, difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş dirençlerin 300 K sıcaklığa kadar sabit bir direnç değişimi ile kullanılabileceklerini gösterirken, direnç değişiminin yüksek sıcaklıkta başlamasının pratik uygulamalarında avantaj sağlayabileceği tespit edilmiştir. Ayrıca, difüzyon kaynaklı metal çiftin, sıcaklığa göre öz direnç değişiminin lehimli metal çifte göre daha yavaş arttığı belirlenmiş ve tüm öz direnç ölçümlerinde, 360 K sıcaklıktan sonra büyük sapmalar tespit edilmiştir. Neticede, pratik uygulamalarda kullanılan lehimle birleştirilmiş direnç malzeme yerine difüzyon kaynaklı direnç kullanılması iletkenlik ve mukavemet açısından daha verimli olmaktadır.

Sonuç olarak 304 kalite paslanmaz çelik ile bakır ikilisinin arasında sorunsuz, mükemmel bir kaynak teşekkülü mümkündür ve bu gerçekleştirilmiştir.

KAYNAKLAR

- A.R. BOCCACCINI, (1997). Predicting the Electrical Conductivity of Two-Phase Composite Materials, **Scripta Materialia**, 36: 10: 1195-1200, Ilmenau, Germany.
- ANDRZEJEWSKI, H., BADAWI, K.F., ROLAND, B., (1993). The Roughness in Diffusion Welding of Ti-6Al-4V Alloy. **Welding Journal**. 435-S.
- ANIK S., (1983), Kaynak Teknolojisi El Kitabı, İstanbul.
- ASKELAND, D.R., (1989). **The Science and Engineering of Materials**. Van Nostrand. Reinhold Co. Ltd. İkinci Metrik Baskı. Hong Kong.
- B. ALEMAN, I. GUTERREZ, AND J.J. URCOLA, (1993). **Centro de Estudios e investigaciones Tecnicas de Guipuzcoa (CEIT)**. Interface microstructures in diffusion bonding of titanium alloys to stainless and low alloy steels. Spain
- B. ALEMAN, I. GUTERREZ, AND J.J. URCOLA, (1996). **Centro de Estudios e Investigaciones Tecnicas de Guipuzcoa (CEIT)**. The Use Of Kirkendall effect For Calculating Intrinsic Diffusion Coefficients in A 316L/Ti6242 Diffusion Bonded Couple. Spain.
- BARTLE , P.M., AMELDI, L., (1969). Introduction to Diffusion bonding. **Metal Construction and British Welding Journal**. Mayıs.
- BLATT, F.J., (1968). **Physics of Conduction in Solids**. Mc-Graw Hill, New York
- BOCQUET, G. BREBEC, Y. LIMOGE, (1983) **Physical Metallurgy**, third revised and enlarged edition, Elsevier Science Publishers BV, FRANCE
- BRANDES, E.A., (1983). **Metals Reference Book**. Altıncı Basım. Butterworths. İngiltere.
- CALVO, F.A., (1988). Special Features of the Formation of the Diffusion Bonded Joints between Copper and Aluminum. **Journal of Material Science**, 28: 2273-2280
- CALVO, FA., URENA, A., GOMEZ, M.A., (1988). Diffusion Bonding of Gray Cast Iron to Armco Iron and Carbon Steel. **Journal of Materials Science**. 24:11:4152-4159.

CEYHUN, V., UZKUT, M., ŞAHİN, S., (1996). Difüzyon kaynağı ve uygulamaları. **Uluslar arası kaynak teknolojisi 96 Sempozyumu**. Gedik Eğitim Vakfı yayını. 178-186.

DERBY, B., WLLACH, E.R., (1982). Diffusion Bonding. **Metal Science**. 16:49.

DORUK M., (1982). **Korozyon ve Önlenmesi**, ODTÜ Mühendislik Fakültesi, Ankara.

DUBROVSKY, R., (1986). Solid State Bonding of Copper –Iron Alloys Under Deformation. **Advances in Welding Sci. And Tech. TWR 86**. Proceed. Of an int. Conf. On Trends in Welding in Welding Research.

EGAN, P.W., (1980). Diffusion Bonding of Mild Steel. **Yüksek Lisans Tezi**, University of Belfast. Belfast.

ENJO, I., IKEGUCHI, M., (1987). Diffusion Bonding Of Al-Mg-Si Series 6063 Alloy Reinforced With Alumina Short Fibers. **Trans. of Japanese Welding Research Inst.** 16:2:57-64

FUKOMOTO S., HIROSE A., KOBAYASHI K., F., (1992), **Materials Science and Technology**, Diffusion Bonding of SIC/Ti-6Al-4V Composite to Ti-6Al-4V Alloy and Fracture Behaviour of Joint, vol. 9, pp. 520-527.

FITZPATRICK, G.A., BROUGHTON., T., (1988). Diffusion Bonding of Aeroengine Components. **Defence Science Journal**. 38: 477-485.

GOU, Z.X., (1985). Diffusion Bonding Of Superplastic Materials. **Yüksek Lisans Tezi**. UMIST. Manchester.

GUO, ZX., RIDLEY, N., (1987). Modelling of Diffusion Bonding of Metals. **Materials science and Technology**. 3:11.945-953.

HAASEN, p., (1986). **Physical Metallurgy**. Cambridge University Press. Dördüncü Baskı. Cambridge.

HAUFLER, G., MAYER, H., (1986). Diffusion Bonding of Cast Iron and EB. Welding. **Proceed Of A Conf. High Temp Alloys for Gas Turbines and Other Applications**. 801-810.

JOHNSON, (1985), **Contact Mechanics**. Birinci Baskı. Cambridge Üniversitesi Yayını. Cambridge.

JENA AK., HAASEN, (1992). **Physical Metallurgy**. Cambridge University Press. Cambridge.

JUNJI MIYAKE AND MORRIS E. FINE.(1991). Electrical Resistivity and The Gibbs-Thomson Equation. Department of Materials Science and Engineering. **Scripta Metallurgica** 25:191-194. USA.

JOSTRSEBSKI, D.Z.(1977), **The Nature and Properties of Engineering materials**, John Willey and Sons, New-York.

KIRDALAY J. S., (1996), **Acta Mater**, Correlation Between Coherency Stain Effects and The Kirkendall Effect in Binaray Infinite Diffusion Couples, Vol. 45, No. 8, pp. 3115-3125.

KOVACIK J., AND BIELEK J., (1996). **Scripta Materialia**, Science Ltd. electrical Conductivity Of Cu/Graphite Composite Material As A Function Of Structural Charecteristics. vol. 35, No.2.PP. 151–156, Elsevier.

K. SUNGANUMA AND N. KAWAKAMI.(1993). Novel Processing of Brazing Aluminium to Aluminium and to Austenitic Stainless Steel. Kanagawa, **Materials Science and Technology** Japan.

KAMAT, G.R., (1988). Solid State Diffusion Welding of Nickel to Stainless Steel. **Welding Journal**. 67:6:44-46.

KITTEL, C., (1986). **Introduction to Solid State Physics**, 6. th edition, John Wiley & Sons, Inc. New York

KLAPHAAK, D.J., (1987). Coated Tools for Machining Aerospace Materials. **Carbide and Tool Journal**. 19:5:14-16.

KOJIMA, N., KITAGAWA, H., BAN, T., AMITA, F., NAKAHARA, M., (1990). Semiconductor-to-Metal and metal-to Metal Transitions in the Three dimensional Mixed-Valance Compound Under High Pressures, **Solid State Communications**,. 73,11,743-745.

KURŞUNGÖZ, N., KURŞUNGÖZ, H., (1996). Difüzyon Kaynağı. **Uluslararası Kaynak Teknolojisi 96 Sempozyumu**. Gedik eğitim Vakfı Yayını. 203-211.

KURT, A., (1996), Doktora Tezi, Fırtı Üniversitesi. Elazığ

LANCESTER, J.F., (1987). **Metalurgy of Welding**. Allen and Unwin ltd. London.

M.C PETRI AND D.D. KEISER, Jr.(1997), Analysis Of Interdiffusion In Multi-Phase Systems, **Acta Metallurgica**, USA.

MAYER; j.w., Lau, s.s. (1990). Electronic Materials Science: For Integrated Circuits in Si and GaAs. MacMillan Publ. Comp., New York.

MASOUD, M.S., KH ALIL, E.A., (1986). Conducting Properties of Some Azo Complexes. **Reactivity of Solids**, 2, 69-276.

MEADA. R., HIDEO, Y., (1988). Effect of Atmosphere, Load and Temperature on the Bonding of Pure Copper and Aluminum Alloy in a Ultrahigh Vacuum. **Kitai Gijitsu Kenkyushu Shoho/Journal of Mech. Eng. Lab.** Tokyo. 42:2:75-81.

MEAHARA, Y., KOMIZO, Y., LANGDON, T.G., (1989). Principles of Superplastic Diffusion Bonding, **Materials science and technology**. 4:669-674.

METALS HANBOOK, (1983). AWS. Cilt7. ABD.

METALS HANBOOK, (1992). AWS. Desk Edition. ABD.

MUTOH, Y., EBİHARA, T., AIZAWA, T., (1989). **Japanese Journal of Applied Physics**. 28(2)-6:959-961.

ONARAN K. (1995). **Malzeme Bilimi**. Bilim Teknik Yayınevi.

NICHTING, R.A., EDWARDS, G.R., OLSON, D.L., RATH, B.B., (1986). Theories of Low Temperature Solid State Bonding. **Advances in Welding Science and Tech. Proceed. of an International Conf. on Trends in Welding Research**. 733-738.

ORHAN, N., (1996). Difüzyon Kaynağı için yeni Bir Model ve Duplex Alaşımlara Uygulanması. **Doktora Tezi**. Fırat Üniversitesi. Elazığ.

OSTYN, K.M.,(1987). Diffusion Bonding Proceed. **Of International Coference**. SİS. 183 Cranfield.

ÖZKAN T. **Elektronik**. İstanbul. 1995.

PARTRIDGE, P.G., (1989). Diffusion Bonding of Metals. **Agard 168**. NATO Yayını Essex.

- PORTER, D.A., Easterling, K.E., (1993) **Phase Transformations in Metals and Alloys**. İkinci Baskı. Chapman and Hall Co. London.
- RIDLEY, Guo., (1987). Modelling of Dif. Bonding of Metals. **Materials Science and Tech**: 3:945-953.
- RICHES, S.T., (1989). Microjoining for Electronics. **Production Engineer**. 46.
- SALEHI, M.T., (1990). Isostatic Diffusion of Some Superplastic Alloys. **Doktora Tezi**. UMIST. Manchester. UK.
- SCHRODER, D.K.(1990). **Semiconductor Material and Device Characterization**, John Willey & Sons, Inc., New York.
- SEITZ F., (1943). **The Physics of Metals**. Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York.
- SERİN, N., (1990). **Entegre Devreler**, Ankara Üniversitesi Fen Fakültesi, Birinci Baskı, Ankara
- SPANSWICK, O.S., (1989). Diffusion Bonding- Engineering Application. **Production Engineer**. 68.
- SOMMER J., Y.M. CHIANG, AND R.W. BALLUFFI.. (1995). Diffusion induced Grain Boundary Migration At Low Temperatures and Its Effect On Measuring Chemical Grain Boundary Diffusivities. **Scripta Metallurgica**, 33:1:7-12. M.I.T. U.S.A.
- SUNWOO, A., (1994). Diffusion Bonding of Al Alloy 8090. **Scripta metallurgica** 31:4:407-412.
- TEKİN E., (1989). **Mühendisler için Çelik Seçimi**, TMMOB Makine Mühendisleri için Çelik Seçimi. Yayın No: 119.
- TÜKEL N.(1982). **Elektriksel Malzemeler**. Yıldız, İstanbul.
- VERHOEVEN J.D., (1975), **Fundamentals of Physical Metallurgy**. John Willey & Sons, Inc. USA.
- WALLACH, E.R., HILL, A., (1989). Modeling Solid State diffusion Bonding. **Acta Metalurgica Mater**. 37:9.

WALSH, D.W., BALAGUER, J.P., (1986). Diffusion Bonding of Ti-6Al-4V. **Advances in Welding Science and Technology**. TWR 86. Proceed. Of an Int. Conf. On Trans. In Research. Gattinburg-tenesse.

WILLAMSON, J.R. (1986). Superplastic Forming Diffusion Bonding of Titanium, **Proceed The First int. Conf. Materials in Aerospace**. 2. Conf. No: 10817:373-394.

YAN MI, (1995). Effect Of Cu, Mo, Si On The Content Of Retained Austenite Of Austempered Ductile Iron. Department Of Materials Science & Engineering, **Scripta Metallurgica**. 32:9:1313-1317, copyright 1995 Elsevier Science, USA.

YU. S. KAGANOVSKIP, L.N. PARITSKAYA, (1997) Intermetallic Phase Formation During Diffusion Along A Free Surface. **Acta Mater**. 45.9.3927-3934. Ukraine.

ZHUOKOV, V.P., GUBANOV, V.A., (1986). Study of the Energy Band Structure and Chemical Bond in ZrC, NbC, WC by the LMTO-ASA Method. **Neorganicheskie Materialy**, 22,10,1665-1671.

ZHANG , Y.C. HAKAGAWA, H., (1987). Proposal of New Bonding Technique-Instantaneous Liquid Phase Bonding. **Trans of JWR**. I. 16(1) 17-29.