

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALLERARASI FAZ ÇÖKELME SICAKLIKLARININ DİFÜZYON KAYNAĞI
ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Sermin OZAN

DOKTORA TEZİ

METALÜRJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

2000
ELAZIĞ

96327
DOKTORA TEZİ
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALLERARASI FAZ ÇÖKELME SICAKLIKLARININ DİFÜZYON KAYNAĞI
ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Sermin OZAN

DOKTORA TEZİ

METALÜRJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu Tez/...../ 2000 Tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oy birliği / oy çokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

(İmza)

(İmza)

(İmza)

Danışman

Doç. Dr. Nuri ORHAN

ÖZET

Doktora Tezi

METALLERARASI FAZ ÇÖKELME SICAKLIKLARININ DİFÜZYON KAYNAĞI
ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Sermin OZAN

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2000 Sayfa:89

Difüzyon, malzemelerde serbest enerjiyi azaltıp daha kararlı duruma geçmek için atomların bir noktadan başka bir noktaya göç etmeleri olayıdır. Eğer bu olay katı halde olursa, buna katı hal difüzyonu denir. Bu prensipten hareketle geliştirilen birleştirme yöntemine ise katı hal kaynağı ya da difüzyon kaynağı denir.

Difüzyon kaynağı, birleştirilecek yüzeyleri pislilikler ve makro pürüzden arındırılmış iki aynı ya da farklı malzemenin, akma gerilmelerinin çok altındaki bir basınç altında temas ettirilerek ve ergime sıcaklığının takriben 0,75' i kadar bir sıcaklıkta, argon ya da vakum atmosferinde bekletilmesi suretiyle, difüzyon yolu ile birleştirildikleri bir kaynak yöntemidir.

Bu yöntem, özellikle, geleneksel kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesi güç ya da imkansız olan, yüksek karbonlu çelikler, seramikler, kompozitler ve egzotik malzemelerin birleştirilmesi için alternatif ya da en uygun kaynak yöntemidir.

Difüzyon kaynağı üzerindeki çalışmalar bütün dünyada hızla devam etmektedir. Bu çalışmalar hem çeşitli malzemelerin difüzyon kaynağı ile birleştirilebilmesi hem de yöntemin esasları ile ilgilidir.

Bu çalışmada da difüzyon kaynağına etki eden mekanizmalardan birisi, metallerarası fazların çökeltme noktalarının difüzyon hızı ve dolayısıyla, difüzyon kaynaklı bağlantının kalitesi üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Bu konu üzerine yapılmış fazla bir çalışma bulunmamaktadır. Dolayısıyla, yapılan bu çalışma, bu konuda yapılacak diğer çalışmalara bir menfez olacaktır.

Çalışmada kullanılan malzemelerden dupleks ve ferritik paslanmaz çelikler, indüksiyon ocağında dökülerek üretilmiştir. Dökülen malzemeler dövülerek 10x10 mm kesitli

Çubuklar haline getirilmiştir. Difüzyonu izlemede AISI 1010 eliği kullanılmış ve bu malzeme 10x10 mm kesitli çubuk halinde piyasadan temin edilmiştir.

Paslanmaz çeliklere kaynak ncesi Diferansiyel Termal Analiz (DTA) uygulanarak, metallerarası fazların çökelme sıcaklık aralıkları ve çökelme reaksiyonlarının tipi ile aktivasyon enerjileri belirlenmiştir.

Numuneler 10x10x10 mm boyutlarında hazırlanmış ve Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakóltesi Metal Eğitimi Bölümü atölyelerinde tarafımızdan hazırlanan bir difüzyon kaynak aparatında ve argon atmosferinde birleştirilmiştir. Kaynaklar sadece faz çökelme reaksiyonlarının etkilerini belirleyebilmek amacıyla sabit basınçta (3,1 MPa), 850, 919, 924, 1000 ve 1100 °C gibi beř farklı sıcaklıkta ve farklı iki sürede (30 ve 60 dakika) uygulanmıştır. Kaynak sonrası, kaynaklı bağlantılar tam ortalarından kesilerek SEM, EDAX, optik mikroskopi ve mikrosertlik incelemelerine tabi tutulmuştur. SEM, EDAX ve mikrosertlik ölçüm ve analizleri Brunel Üniversitesi (Londra-İngiltere)nde yapılmıştır. Çökelme reaksiyonlarının etkileri, AISI 1010 tarafında meydana gelen tane irileşmesi, ferritleşen alan , arakesitteki boşluklar, arakesitin bileşim ve mikro sertliği dikkate alınarak değerlendirilmiştir.

Çalışmanın birinci bölümünde konuya giriş yapılmış, ikinci bölümde difüzyon ve difüzyon kaynağının esasları anlatılmıştır. Üçüncü bölümde metaller arası faz ökemesi meydana gelen dubleks ve ferritik paslanmaz çelikler ve çökelme mekanizmaları hakkında bilgi verilmiş, çökelme reaksiyonlarının difüzyon üzerindeki etkileri anlatılarak literatür araştırmaları değerlendirilmiştir. Çalışmanın dördüncü bölümünde araştırmanın amacı anlatılarak, deneysel çalışmalar ve izlenen yöntemler verilmiştir. Beşinci bölümde deney ve inceleme sonuçları verilmiş ve değerlendirilmiş, altıncı ve son bölümde deney sonuçları ve incelemeler tartışılmış ve öneriler sunulmuştur.

Yapılan alışma, paslanmaz çeliklerdeki çökelme reaksiyonlarının paslanmaz çeliklerin korozyon direnci ve mekanik özelliklerini olumsuz etkilemekle beraber, özellikle 850 °C gibi düşük sıcaklıkta yapılacak birleştirmelerde hem bağlantının mikro yapısını pek fazla olumsuz bir şekilde etkilemediğini hem de düşük sıcaklıkta kaliteli bir bağlantı vererek yöntemin ekonomik kazancını artırdığını göstermektedir.

Anahtar kelimeler: Difüzyon Kaynağı, ökelme Reaksiyonu, Metallerası Fazlar, Paslanmaz elik.

SUMMARY**PhD Thesis****INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF PRECIPITATION TEMPERATURES OF
INTERMETALLIC PHASES ON DIFFUSION BONDING****Sermin OZAN****Firat University****Graduate School of Natural and Applied Sciences****Department of Metallurgy Education****2000 Page:89**

Diffusion is the migration of atoms in a material from one point to another in order to decrease free energy level and become more stable. If it happens in solid state it is called solid-state diffusion. The joining method developed considering diffusion principles is known as diffusion bonding.

Diffusion bonding is a welding method in which the cleaned surfaces of two materials are brought together under a pressure far below the yield strength of the materials not to cause macroscopic deformations at a temperature as much as two third of melting point and kept in an argon atmosphere or vacuum for a time enough to form a satisfactory joint at the interface.

This method is suitable especially for the materials that cannot be bonded with conventional welding methods such as high carbon steels, ceramics, composites and exotic materials.

There are immense researches on diffusion bonding. These are both on the bondability of various materials and the mechanisms of the method itself.

In this study, one of the mechanisms effecting diffusion bonding, precipitation reactions of intermetallic phases, especially σ -phase, were investigated. The study was concentrated on the effects of precipitation on diffusion rate and bond quality. There is not any specific research on this subject. Therefore this study is expected to lead next studies.

The stainless steels used in this study (duplex and ferritic) were melted in an induction furnace and casted in thick rods. Then these rods were formed by forging

into the bars in the dimensions of 10x10 mm. AISI 1010 steel bars delivered (10x10 mm) were used as reference material for tracing diffusion.

The precipitation temperatures, the type of the reactions and reaction enthalpies of the stainless steels were determined by Differential Thermal Analysis (DTA).

The specimens prepared in the dimensions of 10x10x10 mm were bonded in a diffusion bonding apparatus designed by us in the metal Departments of Technical Education faculty in Firat University. Argon was used as protective atmosphere for all experiments. In order to determine only the effect of the precipitation the experiments were performed under a constant pressure of 3,1 Mpa, at four different temperatures below above and at the precipitation temperature found by DTA (850, 919, 924, 1000 and 1100°C) for ½ hours and one hour. The bonded specimens were cut after welding and examined by SEM; EDAX and optical microscope. Hardness profile was drawn using microhardness scale. All examinations were carried out at Brunel University-London-UK. The effects of precipitation reactions were assessed using grain growth at AISI side of the joints, the width of ferritised region, the voids at the interface, the composition and microhardness at the interface.

This study reveals that even if the precipitation of the intermetallic phases in stainless steels inversely effect the coorosion properties and mechanical behaviour of these steels, it could be useful to bond the materials at a precipitation temperature such as 850 C since at this temperature while diffusion accelerates the invers effect of the precipitates remains small. Therefore it provides an economical gain in processing such kind of materials with diffusion bonding or diffusion based processes like sintering.

In the first chapter of the study the subject is recognised and introduced. In the second chapter diffusion, diffusion bonding and process parameters are given. In the third chapter, the precipitation in ferritic and duplex stainless steels is presented and literature research is evaluated by giving information on the effects of precipitates on diffusion bonding. In the fourth chapter the aim of the study is given and the experimental studies are explained. In the fifth chapter the results are presented. In the sixth and final chapter the results of the experiments are discussed and some recommendations are given.

Key Words: Diffusion welding, solid state welding, precipitation, stainless steels.

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanması esnasında yardım ve desteklerini esirgemeyen, başta danışman hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Bölümü öğretim üyesi sayın Doç. Dr. Nuri ORHAN'a, bölüm başkanım sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a, ayrıca manevi desteğini benden esirgemeyen çok değerli büyüğüm ve hocam, Doç. Dr. Ayşen Haksever'e teşekkürlerimi arz etmeyi bir borç bilirim.

Ayrıca Londra Brunel Üniversitesi'nde doktora deney çalışmalarımı yapmama vesile olan Dr. Tahir Khan'a ve Brunel Üniversitesi Malzeme Mühendisliği Bölümü teknisyenlerine özellikle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	III
SUMMARY.....	V
TEŞEKKÜR.....	VII
İÇİNDEKİLER.....	VIII
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	X
TABLolar LİSTESİ.....	XIV
1. GİRİŞ.....	1
2. KATI HAL KAYNAĞI.....	3
2.1. Difüzyon.....	3
2.2. Difüzyon Kaynağı	6
2.2.1. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler	7
2.2.1.1. Kaynak sıcaklığı	8
2.1.1.2. Yüzey şartları.....	9
2.1.1.3. Kaynak basıncı	12
2.1.1.4. Kaynak süresi.....	14
2.1.1.5. Kaynak Ortamı (Atmosferi).....	14
2.1.1.6. Birleştirilecek Malzemelerin Mikroyapıları ve Tane Boyutları.....	15
2.3. Difüzyon Kaynağı Uygulanan Malzemeler	18
2.4. Difüzyon Kaynağı Teknikleri	22
2.5. Yöntemin Avantajları ve Dezavantajları	23
3. PASLANMAZ ÇELİKLERDE METALLERARASI FAZ ÇÖKELMESİ	25
3.1. Metallerarası Bileşikler	25
3.2. Dupleks ve Ferritik Paslanmaz Çeliklerde Fazlar	25
3.3. Metallerarası Fazların Çökelme Reaksiyonlarının Difüzyon Kaynağı Üzerindeki etkileri.	25
3.4. Literatür Çalışmalarının Değerlendirilmesi	29
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	33
4.1 Deneylerde Kullanılan Malzemeler	33
4.2. Malzemelerin Mekanik Özellikleri.....	34

4.3. Difüzyon Kaynağının Yapılışı.....	35
4.4. Metalografik İncelemeler	38
4.5. Tarmalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeler	39
4.6. Noktasal Analiz (EDS) İncelemeleri.....	39
4.7. Diferansiyel Isıl Analiz (DTA) İncelemeleri.....	39
5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	40
5.1. Malzemelerin Kaynak Öncesi Mikroyapılar	40
5.2. Diferansiyel Isıl Analiz Sonuçları.....	42
5.3. Kaynak Sonrası Metalografi, Sertlik Ölçümleri ve EDS Sonuçları.....	45
5.4. Tane Boyutu, Ferritleşme Mesafesi, Cr Difüzyonu İlişkisi.....	72
6. DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ VE ÖNERİLER	82
KAYNAKLAR.....	85
EK-1.....	88

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. Difüzyon kaynağı mekanizması.....	7
Şekil 2.2. Sıcaklık ve Uygulanan Basıncın Sürünme Eğrisine Etkisi.....	8
Şekil 2.3. Sıcaklığın Birleşme Miktarı Üzerindeki Etkisi.....	9
Şekil 2.4. Yüzey Kusurları.....	10
Şekil 2.5. Yüzey Deformasyonu ile Pürüzlülük Arasında Sıcaklığa Bağlı Değişme.....	11
Şekil 2.6. Bağlantının Kayma Mukavemeti İle Kaynak Süresi Arasındaki İlişki.....	14
Şekil 3.1. Cr-Fe İkili Denge Diyagramı.....	28
Şekil 3.2. Sigma Fazından Kaynaklanan Gerilme Yoğunlaşması.....	31
Şekil 4.1. Difüzyon Kaynağı Aparatı (Şematik).....	35
Şekil 4.2. Basınç Uygulama Aparatı.....	36
Şekil 5.1. Dupleks Paslanmaz Çelik Numunenin Mikroyapısı.....	40
Şekil 5.2. Ferritik Paslanmaz Çelik Numunenin Mikroyapısı.....	41
Şekil 5.3. AISI 1010 Çeliğinin Kaynak Öncesi Mikroyapısı.....	42
Şekil 5.4. Dupleks Paslanmaz Çeliğin DTA Eğrisi.....	43
Şekil 5.5. Ferritik Paslanmaz Çeliğin DTA Eğrisi.....	44
Şekil 5.6. 850 °C ve Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çifti.....	47
Şekil 5.7. 900°C' de Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik-AISI 1010 Çiftinin Fotoğrafı.....	48
Şekil 5.8. 900 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili,b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	49
Şekil 5.9. 1000 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları.....	50
Şekil 5.10. 1000 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	51

Şekil 5.11. 1100 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	52
Şekil 5.12. 1100 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	53
Şekil 5.13. 850 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	54
Şekil 5.14. 900 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları.....	55
Şekil 5.15. 900 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	56
Şekil 5.16. 1000 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları.....	57
Şekil 5.17. 1000 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde c. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, d. Mikro Sertlik Dağılımı.....	58
Şekil 5.18. 1100 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları	59
Şekil 5.19. 1100 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı	60
Şekil 5.20. 850 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı	61
Şekil 5.21. 900 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik – Ferritik Paslanmaz Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	62
Şekil 5.22. 1000 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	63

Şekil 5.23. 1100 ⁰ C ve Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.....	64
Şekil 5.24. 850 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	65
Şekil 5.25. 1000 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	65
Şekil 5.26. 1100 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	66
Şekil 5.27. 900 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	66
Şekil 5.28. 1000 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	67
Şekil 5.29. 1100 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	67
Şekil 5.30. 850 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	68
Şekil 5.31. 900 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	68
Şekil 5.32. 1000 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	69
Şekil 5.33. 1100 ⁰ C Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.....	69
Şekil 5.34. Cr-Fe-Ni Üçlü Denge Diyagramı (900 ⁰ C) ve Diyagramın Kullanımına Ait Uygulama.....	71
Şekil 5.35. Tane Boyutu, Ferritleşme Mesafesi ve En Geniş Tane Boyutunu Belirleme Yöntemini Gösterir Şekil.....	73
Şekil 5.36. Kromun Teorik Difüzyon Mesafeleri İle (L _{cr}), Ferritleşme Mesafeleri Arasındaki İlişki.....	75

Şekil 5.37. 900 °C sıcaklık ve Yarım saat Süre İle Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik- AISI 1010 Çiftinde Cr'un Teorik ve Deneysel Difüzyon Profilleri.....	77
Şekil 5.38. 900 °C sıcaklık ve Yarım saat Süre İle Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik- AISI 1010 Çiftinde Cr'un Teorik ve Deneysel Difüzyon Profilleri.....	78
Şekil 5.39. Yarım Saat Süre İle Kaynak Edilen Paslanmaz Çelik-AISI 1010 Çiftlerinde, Arakesitin AISI 1010 Tarafındaki Tane Boyutunun Sıcaklıkla Değişimi.....	79
Şekil 5.40. Yarım Saat Süre İle Kaynak Edilen Paslanmaz Çelik-AISI 1010 Çiftlerinde, Arakesitin AISI 1010 Tarafındaki Ferritleşme.....	80



TABLOLAR LİSTESİ

	Sayfa
Tablo 2.1. Difüzyon Kaynak Yöntemine uygun Metal Çiftleri ve Ara Tabaka Malzemeler.....	18
Tablo 2.2. Metal Çiftleri için Difüzyon Kaynağı İşlem Parametreleri.....	19
Tablo 4.1. Süper Dupleks Paslanmaz Çeliğin Bileşimi.....	33
Tablo 4.2. AISI 1010'un Bileşimi.....	33
Tablo 4.3. Ferritik Paslanmaz Çeliğin Bileşimi.....	33
Tablo 4.5. Dupleks Paslanmaz Çeliğin Mekanik Özellikleri.....	34
Tablo 4.6. AISI 1010 Çeliğinin Soğuk Çekilmiş Halde Mekanik Özellikleri.....	34
Tablo 4.7. Ferritik Paslanmaz Çeliğinin Sıcak Dövülmüş Halde Mekanik Özellikleri.....	35
Tablo 4.8. Kaynak Şartları Tablosu.....	37
Tablo 5.1. Arakesit EDS Sonuçları.....	72
Tablo 5.2. Tane Boyutu ve Ferritleşme Mesafeleri.....	73

1.BÖLÜM

GİRİŞ

Günümüzün gelişen teknolojisi, hem malzeme hem de kaynak alanında yeni yöntemlerin kullanılması mecburiyetini doğurmuştur. Difüzyon kaynağı da ilk defa 1960'lı yıllarda kullanılmaya başlanmış olmasına rağmen, ancak 1980'lerden sonra revaç bulmuş ve geleneksel yöntemlerle birleştirilmesi zor ya da imkansız olan malzemelerin birleştirilmesini mümkün kılmıştır. Yöntemin en büyük dezavantajı, özel makine ve ekipman gerektirmesidir.

Difüzyon kaynağı, malzemelerde katı halde gerçekleşen katı hal difüzyonuna dayanmaktadır. Difüzyon, atomların, malzemenin serbest enerjisini (kimyasal potansiyel farkını) azaltmak amacıyla yüksek enerjili bölgelerden düşük enerjili bölgelere göçmesi olayıdır. Malzemelerde difüzyon yeniden kristalleşme sıcaklığında başlamaktadır. Difüzyonun başlıca parametreleri; sıcaklık, zaman ve kimyasal potansiyel farkıdır. Bu parametreler, difüzyon kaynağının da hem kalitesini hem de hızını etkilemektedirler. Dolayısıyla, difüzyon kaynağının hızını etkileyen büyüklüklerin incelenmesi, yöntemin mekanizmalarının daha iyi anlaşılması ve ekonomik kullanımını sağlaması açısından önemlidir.

Difüzyon kaynağının başlıca mekanizmaları; plastik deformasyon, sürünme, difüzyon ve yeniden kristalleşme şeklinde özetlenebilir. Sürünme ve plastik deformasyon makroskobik seviyede değil ancak birleşen yüzeyler arasındaki mikro pürüzlerin deformasyonunu sağlayacak mertebededir. Difüzyon mekanizmaları hacim, tane sınırı ve arakesit difüzyonu şeklinde ortaya çıkmaktadır. Difüzyon kimyasal potansiyel yani mol başına düşen enerji farkından kaynaklandığı için, malzemenin kimyasal potansiyelinde bir gradient oluşturan bütün faktörler, yani gerilme, bileşim farkı ve dönüşüm reaksiyonları yöntemin hız ve kalitesine etki etmektedir.

Bu çalışmada, difüzyon kaynağının hızına etki edebilecek faktörlerden metallerarası faz çökelme sıcaklığının difüzyon kaynağı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Çalışmadaki temel yaklaşım, çökelme reaksiyonlarının malzemede düzensizlikler meydana getirerek, yüksek difüzyon yolları

indükleyebilecekleri görüşüdür. Bu görüş daha önce yapılan bir çalışmada (Koçer, 1998) elde edilen bulgulardan kaynaklanmaktadır.

Çalışmada, çökelme reaksiyonunun malzemenin konfigürasyonel entropisinde değişiklikler meydana getirebileceği hususuyla birlikte, reaksiyonun ısı alan ya da ısı veren olması hususu da dikkate alınmıştır.

Çalışma, bu özellikleri ile çeşitli metalürjik işlemlerde malzemelerin kendi ataletlerinden yararlanma konusuna da bir örnek sunma gayretindedir.

Çalışmanın sonucunda, malzeme açısından dezavantaj gibi görünen bazı metalürjik olay ve dönüşümlerin, aslında bir avantaj gibi kullanılabileceği gösterilmeye çalışılmıştır.



2. BÖLÜM

KATI HAL KAYNAĞI

Katı hal kaynağı, iki benzer ya da farklı malzemenin, malzemelerin ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde makroskopik plastik bir deformasyon meydana getirmeyen bir basınç uygulanarak birleştirilmesi yöntemlerinin genel adıdır.

Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşturacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak için birçok teknik uygulanmakta ise de bütün işlemlerde esas olan, üzerinde bir tabaka bırakmayacak şekilde iki yüzeyi deforme edecek bir basınç uygulamaktır.

Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde sınıflandırılabilir:

1. Yüksek sıcaklık katı hal kaynağı,

a. Difüzyon kaynağı,

b. Sürtünme kaynağı,

c. Ultrasonik kaynak,

d. Zaplama kaynağı,

2. Difüzyon Lehimlemesi

3. Soğuk basınç kaynağı.

2.1. Difüzyon

Metalürjik dönüşümlerin olduğu hızı kontrol eden en temel olay atomların difüzyonudur. Difüzyonun meydana gelme sebebi ise Gibbs serbest enerjisini azaltma isteğidir (Orhan, 1996).

Bir malzeme içerisinde serbest enerjide yerel farklılıklar oluşturan çeşitli faktörler vardır. Bunlar: konsantrasyon farklılıkları, yüzey eğriliğindeki farklar, malzemede iç ve dış kuvvetler, sıcaklık farkı gibi etkilerle oluşan iç ve dış gerilme farkları şeklinde özetlenebilir. Bu farklılıkların hepsi de malzemenin kimyasal potansiyelinde, yani mol başına serbest enerjisinde bir gradient oluştururlar. Oluşan gradient atomlar arasındaki bağı kopacak düzeye ulaştıncaya kadar atom göçü başlar. Atomlar, yüksek enerjili bölgelerden, düşük enerjili bölgelere doğru yer

değiştirirler. İşte, atomların, sistemin serbest enerjisini azaltmak amacıyla göç etmelerine difüzyon adı verilir. Difüzyonu başlatmak için sisteme verilmesi gereken enerjiye ise difüzyon aktivasyon enerjisi denir.

Difüzyon aktivasyon enerjisi (Q), bir atomun yer değiştirmesi için atomun enerjisinde meydana getirilmesi gereken değişim kadardır. Bu enerji değişimi, aslında, sistemin entalpisindeki değişime de eşittir ve etkisini, difüze olan herhangi bir elementin difüzyon yeteneği ve hızını veren **difüzyon katsayısı** üzerinde gösterir. Aktivasyon enerjisi azaldıkça, atomların difüze olmaları da o oranda kolaylaşır.

Difüzyon katsayısı D ($\text{m}^2 \text{s}^{-1}$):

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad 2.1$$

denklemleri ile verilmektedir. Burada, T difüzyonun gerçekleştiği mutlak sıcaklık (K), Q difüzyon aktivasyon enerjisi (J/mol), R, üniversal gaz sabiti (J/mol), D_0 malzemeye ait zamandan bağımsız parametreleri içeren difüzyon sabitidir.

$$D_0 = \frac{1}{6} \alpha^2 z v \exp\left(\frac{S_m}{T}\right) \quad 2.2$$

Burada S_m , göç entropisi, α , sıçrama mesafesi ya da atom düzlemleri arasındaki mesafe, z atomun sıçrayabileceği uygun nokta sayısı, v atomun sıçrama kalkışma sayısı, 1/6 kübik kafes için sıçrama ihtimalidir.

2.1 ve 2.2 no' lu denklemlerden görüleceği gibi, aynı malzeme için difüzyonu etkileyebilecek iki büyüklük vardır. Bunlardan birincisi sıcaklık, diğeri de difüzyon aktivasyon enerjisidir. Difüzyon aktivasyon enerjisi, difüzyonun tipine göre farklı değerler almaktadır. Tane sınırları, serbest yüzeyler, arakesitler ve dislokasyonlar ile kusur bölgeleri yüksek enerjili bölgeler oluşturdukları için, daha düşük aktivasyon enerjilerine gerek duyarlar. Malzemenin maruz kaldığı metalürjik dönüşümler de bir anlamda düzensizlik meydana getirdikleri için, difüzyon aktivasyon enerjisini azaltır, dolayısıyla difüzyonu hızlandırırlar.

Metalürjik reaksiyonun endotermik ya da egzotermik olması difüzyon aktivasyon enerjisine etki etmelidir. Çalışma, esasen bu konuya hasredilmiştir.

Paslanmaz çeliklerde, metaller arası fazların çökmesi, bu fazlar malzemelerin mekanik dayanımlarını ve korozyon dirençlerini olumsuz etkiledikleri için arzu edilmez. Özellikle, sigma fazının 800 C de başlayan oluşumu ferrit fazından ötektoidik bir ayrışma ile Cr elementinin ayrılmasını içerdiği için, korozyon direncini önemli ölçüde düşürmektedir. Bu nedenle, bu çeliklerin hem ergitme hem de katı hal kaynaklarında bağlantının kalitesi açısından sigma fazı oluşumundan kaçınılmaya çalışılmıştır (Islam,1998; Nilsson,1992; Han 1997). Öte yandan, metaller arası fazların çökmesi, yukarıda belirtildiği gibi, difüzyonu hızlandırıcı bir etki yapabilir. Bunu ortaya çıkarmak için oluşan reaksiyonun tipi ve aktivasyon enerjisi belirlenerek, bunun çeşitli elementlerin difüzyon katsayıları üzerindeki etkileri belirlenmelidir. Reaksiyonun aktivasyon enerjisi Q_{ak} ile gösterilirse, difüzyon katsayısı.

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q + (Q_{ak})}{RT}\right) \quad 2.3$$

şeklinde ifade edilebilir. Isıl analiz teknikleri ile ampirik olarak bulunan reaksiyon aktivasyon enerjisi ya da entalpisi, difüzyonun tipine bağlı olarak, yukarıdaki denklemde yerine yazılarak kullanılabilir. Difüzyon katsayısı denklemi, çok fazlı alaşımlar için Darken' in eşitliğine göre:

$$D_{ala} = D_1 k_1 + D_2 k_2 \quad 2.4$$

olarak yazılabilir. Burada, k_1 ve k_2 sırasıyla 1. ve 2. fazların oranları, D_1 ve D_2 ise bu fazların difüzyon katsayılarıdır.

2.2. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı; birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerin ergime noktaları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalürjik bir bağ oluşuncaya kadar, malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak yöntemidir. Malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkla ergiyen bir ara tabaka kullanıldığı taktirde, buna "**Sıvı Faz Difüzyon Kaynağı**" denir (Koçer,1999).

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 adsorbsiyonunun baş sebebidir. Öte yandan metalik malzemelerin yüzeyleri temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri, birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan birisi olmaktadır.

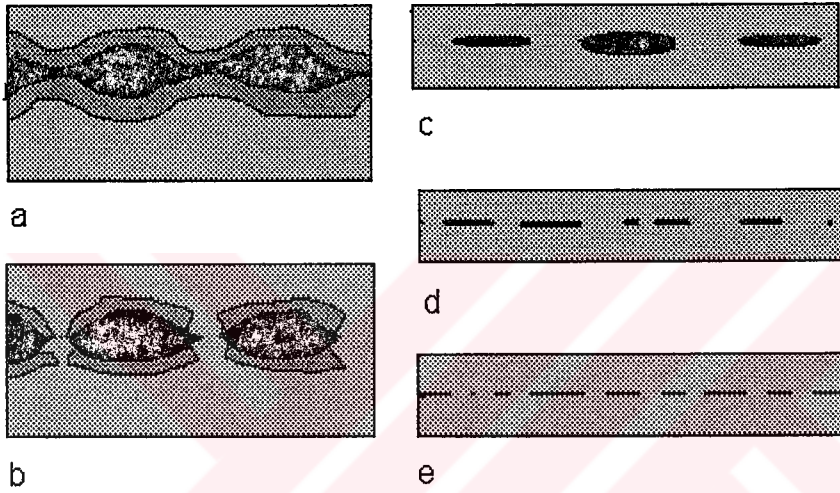
Kısaca ifade etmek gerekirse; difüzyon kontrollü birleşme işlemini başlatabilmek için, iki yüzey artıklardan ve makro pürüzlülüklerden arındırılmış bir şekilde temas haline getirilmelidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkân verecek bir yakınlıkta olmalıdır. İlk bağ oluşuktan sonra, sıcaklık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

Difüzyon kaynağı, basınç altında sinterlemeye benzer bir işlemdir. Dolayısıyla işlemde şu mekanizmalar hakimdir

1. Yüzeyden kaynaklanan mekanizmalar: Arakesitteki boşluk yüzeyinden, boşluk uzunluğu boyunca yüzey difüzyonu ve hacim difüzyonu . Burada tahrik edici kuvvet, bir ara yüzey boşluğunun yüzeyindeki eğrilik farkıdır.
2. Arakesitteki yüzeylerden kaynaklanan mekanizmalar: Birleşme hattı boyunca kimyasal potansiyel değişiminin belirlediği, 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 eğriliğindeki bölgesel farklardan doğan basınç farkı.

Difüzyon kaynağı mekanizması şu şekilde genelleştirilebilir.

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



Şekil 2.1. Difüzyon kaynağı mekanizması: a-İlk nokta teması ve oksit tabakası; b- Plastik deformasyon ve sürünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar; c- Nihai sürünme ve akma sonrası; d- Yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması; e- Tamamlanmış kaynak (Spanswick, 1989).

2.2.1. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler

Difüzyon kaynağı aşağıdaki faktörlerin tesiri altındadır.

- a. Kaynak şartları: Sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü ve çalışma ortamı (atmosfer).
- b. Birleştirilecek malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri: Mekanik özellikler, kristal yapıları, tane boyutlu, atom yarıçapı, yeniden kristalleşme sıcaklıkları ve yüzey enerjileri.

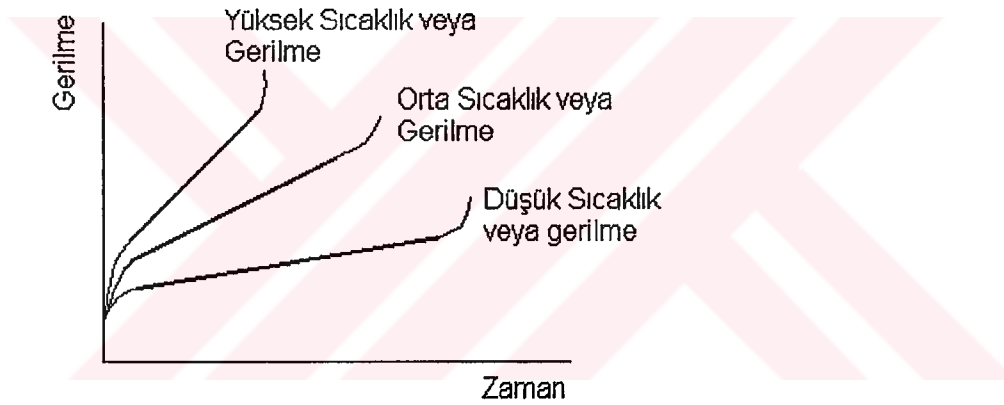
Metalürjik özellikler: Farklı metal ya da malzeme çiftlerinin karşılıklı çözünübilirliği ve metaller arası bileşik oluşumu.

2.2.1.1. Kaynak sıcaklığı

Difüzyon kaynağında sıcaklık, deformasyona, oksit çözünürlüğüne, allotropik dönüşüme, yeniden kristalleşmeye, sürünme ve difüzyona ve işlemin kısa sürede oluşmasına etkili olduğundan, en önemli kaynak parametresidir. Aynı” cins metallerin birleştirilmesinde işlem sıcaklığı, T_m (0K) metalin ergime sıcaklığı olmak üzere:

$$T_k \approx (0.5-0.7)T_m \quad 2.5$$

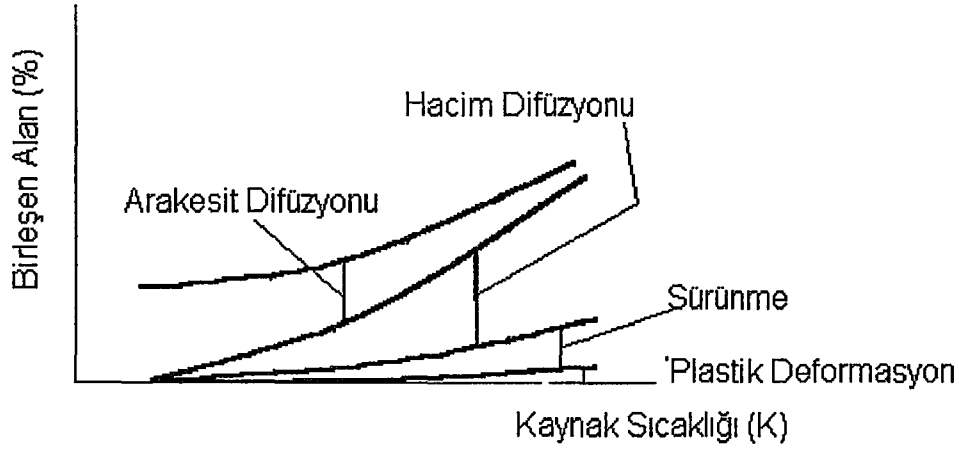
olarak alınır.



Şekil 2.2. Sıcaklık ve Uygulanan Basıncın Sürünme Eğrisine Etkisi (Askeland, 1989).

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

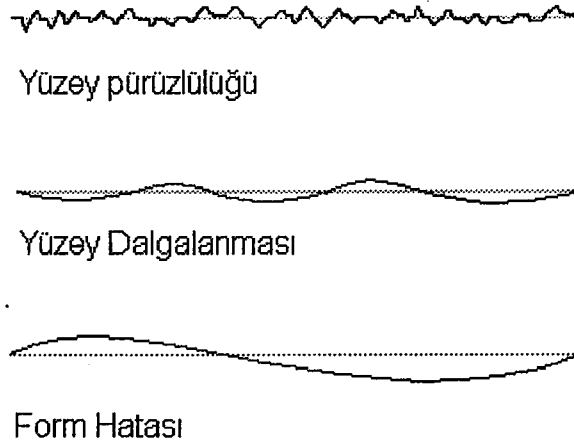
Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri malzemenin mutlak ergime sıcaklığından daha küçük olan sıcaklık değerleridir (Partridge, 1989). Bu sıcaklığın, mümkün olduğu kadar yüksek, sabit ve üniform olarak uygulanması gerekir (Salehi, 1990). Sıcaklığın birleşen alan üzerindeki etkisi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



Şekil 2.3. Sıcaklığın Birleşme Miktarı Üzerindeki Etkisi (Partridge, 1989).

2.2.1.2. Yüzey şartları

Bir metal yüzeyinde, özenli bir çalışma ile hazırlanmış olsa da, çeşitli yabancı maddeler bulunmaktadır. 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 yaratırlar.



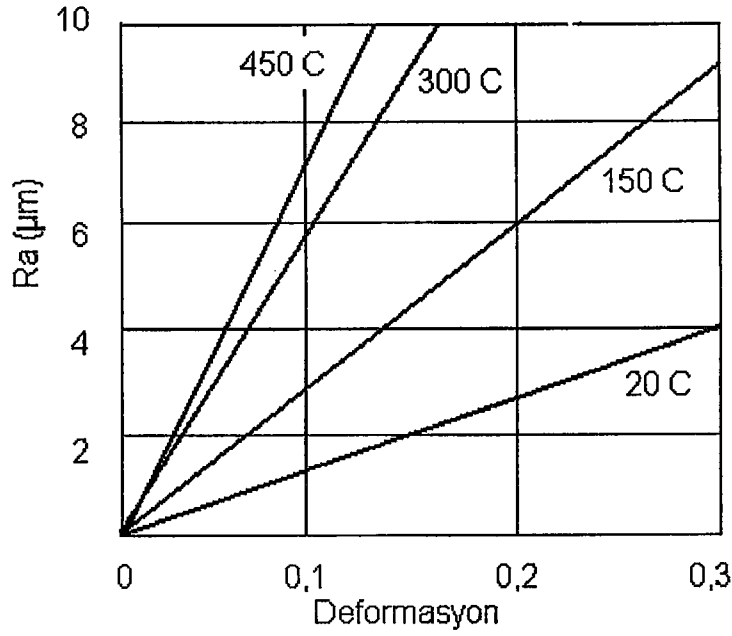
Şekil 2.4. Yüzey Kusurları.

Yüzey artıkları deneysel değişkenler olmamakla beraber, hemen hemen bütün yüzeylerde, bazı şekillerde mevcuttur. Bunlar iki gruba ayrılabilir.

1. Normalde oldukça kırılğan 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 sinterlemeye yol açarak, bağ teşekkülünü geciktirir ve arakesitte tane sınırı difüzyonunu engelleyerek, boşluk kalmasına sebep olur. Oluşması muhtemel, makro, mikro ve başlangıç teması boşluklarından sonuncusunun sebebi oksit filmleridir.

Yüksek sıcaklıklarda ($<0.5 T_e$, T_e : Mutlak ergime sıcaklığıdır) Birçok metal oksiti (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.



Şekil 2.5. Yüzey Deformasyonu ile Pürüzlülük Arasında Sıcaklığa Bağlı Değişme (Partridge, 1989).

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

Öte yandan, yüzey pürüzlülüğü ilk temastan sonra oluşacak boşluk şekli ve dolayısıyla yüzey difüzyonu için başlıca belirleyici faktördür. Her ne kadar yüzey difüzyonu doğrudan doğruya boşluğa kütle transferi sağlamasa da transfer olunan kütlenin boşluk etrafına dağılmasını düzenlemektedir.

$$\text{Yüzey difüzyonu } J = P \frac{d\mu_y}{dx} \quad 2.6$$

şeklinde verilebilir.

Burada $d\mu_y/dx$, x yönünde boşluk yüzey eğriliğindeki değişmeden kaynaklanan kimyasal potansiyel farkıdır. Kimyasal potansiyel farkı:

$$\frac{d\mu_y}{dx} = \Omega \frac{d\kappa}{dx}$$

2.7

şeklinde ifade edilmektedir. Görülmektedir ki, yüzey difüzyonu tahrik kuvveti yüzey eğriliğindeki farktır. Burada κ boşluk yüzeyinin herhangi bir noktasındaki eğriliğidir ($\frac{1}{R}$; R, yüzeyin eğrilik yarıçapı).

2.2.1.3. Kaynak basıncı

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

1. Yüzey pürüzlerinin plastik akmasına 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.

Dubrovsky (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 katsayı ile tanımlamıştır. Buna göre:

$$\text{Efektif Dif. Kts.} = \frac{\text{Deformasyonlu Dif. Kts.} - \text{Deformasyonsuz Dif. Kts.}}{\text{Deformasyonsuz Difüzyon Katsayısı}}$$

Deformasyonsuz Difüzyon Katsayısı

dir.

Uygulanan basınç malzemede kusurlar ve arakesit bölgesinde nispeten daha küçük bir tane yapısı meydana getirerek kısa devre difüzyon yolları da indükleyebilmektedir.

Uygulanan basıncın allotropik dönüşüm gösteren Fe gibi metallerde, allotropik dönüşüm sıcaklıklarında, yavaşlayan difüzyonu hızlandırdığı da söylenebilir.

Salehi (1990), günümüze kadar difüzyon kaynağında çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerlerinin 41 KPa ile 27 MPa arasında olduğunu

söylemekte ise de, Walsh (1986) 32 MPa ve Meada (1988) 50 MPa'lık kaynak basınçları kullanmışlardır.

Kaynak basıncı difüzyon kaynağına şu mekanizmalarla etki eder:

1. Başlangıç plastik deformasyonu ilk birleşmelerin meydana gelmesini ve atomların bağ oluşturacak kadar yaklaşmasını sağlar. Bunu yüzey pürüzlerinin plastik deformasyonu ile yapar
2. Tane sınırı ya da arakesit difüzyonunda tahrik kuvveti, arakesitte boşluk kenarları arasında ve yüzey etrafında ki tane sınırları boyunca bir gerilme gradyenti meydana gelmesi sonucu oluşur. Arakesit ya da tane sınırı difüzyonu;

$$J = P \frac{d\mu}{dr} \quad 2.8$$

formülü ile ifade edilebilir. Burada $\frac{d\mu}{dr}$ kimyasal potansiyel yani, molar serbest enerji gradyenti, r arakesitte boşluklar arası ya da tane sınırlarında tane sınırı uzunluğudur. Bu tür difüzyonda kimyasal potansiyeldeki lokal değişim tane sınırı ya da arakesitteki gerilme farklılığından doğar. Burada,

kimyasal potansiyel farkı:

$$\frac{d\mu}{dr} = \Omega \frac{d\sigma}{dr} \quad 2.9$$

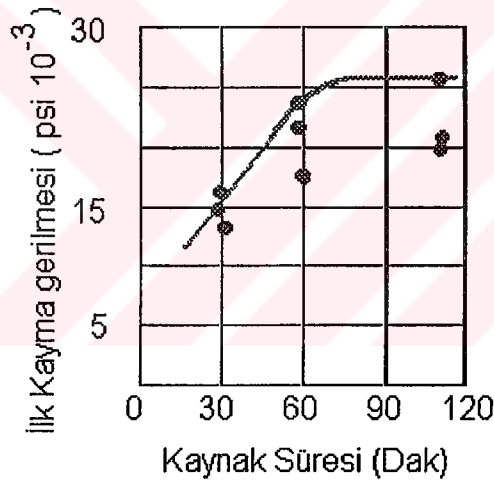
şeklindedir. Formülden de anlaşılacağı gibi, gerilme gradyenti büyük ölçüde uygulanan basınç ile boşluk kenarları arasındaki mesafeye bağlıdır. Boşluk kenarları arasındaki mesafe ya da birleşen alan arttıkça dinamik bir basınç uygulanmadığı takdirde gerilme gradyentinin zamanla azalacağı açıktır.

Basınç, aynı etkiyi sert faz ya da yapılar etrafında meydana getirerek de difüzyonu hızlandırır.

2.2.1.4. Kaynak süresi

Süre 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. Kaynak süresi, sıcaklık ve basınç artırılarak kısaltılabilmektedir. Kirli yüzeyler ve düşük sıcaklıklarla çalışması halinde, süre uzamaktadır.

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.



Şekil 2.6. Bağlantının Kayma Mukavemeti İle Kaynak Süresi Arasındaki İlişki (Partridge, 1989).

2.2.1.5. Kaynak Ortamı (Atmosferi)

Difüzyon kaynağında, parça yüzeyleri ve arakesitte oksidasyondan sakınmak için koruyucu bir atmosfer kullanılır. Bu amaçla, ya vakum altında ya da bir soygaz atmosferinde çalışılır. Kararsız ya da oksijen çözünürlüğü yüksek

oksitlere sahip metallerle, normal atmosferde de tatminkâr bir bağlantı elde edilebilmektedir.

Soygaz 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 oluşturması, dikkat edilmesi gereken bir husustur.

Soygazlar 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. Vakum sırasında parçanın birleştirilecek ara yüzeyi oksitlenmeden korunduğu gibi, yüzeydeki yabancı maddelerin çözünmesi de sağlanmaktadır. Vakum ortamında yapılan kaynaklı birleştirmeler, vakum çok yüksek olmasa bile, yeterince saf olmayan asal gazların koruyuculuğu altında yapılan birleştirmelerden daha iyi dayanım sağlamaktadır.

2.2.1.6. Birleştirilecek Malzemelerin Mikroyapıları ve Tané Boyutları

Difüzyon kaynağına tesir eden birçok metalürjik faktör vardır. Bunlar:

- a. Mikroyapı,
- b. Tané boyutu,
- c. İlâve (ara) tabaka kullanılması şeklinde gruplandırılabilir.

İlâve fazlı (α / β) titanyum alaşımları üzerinde yapılan araştırmalar, farklı mikroyapıların farklı sürünme hızına sahip olduklarını göstermiştir. Mikroyapılar üç gruba ayrılmıştır:

1. İnce taneli küresel,
2. Lamelli,
3. Tabaka tipi.

Araştırılan alaşımların sürünme hızları kararlı sürünme kanunu bağıntısına göre, efektif aktivasyon enerjileri ile, başlangıçtaki yapı ile değişmektedir.

Kararlı bölgede sürünme bağıntısı:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp (-Q_c / RT) \quad 2.10.$$

şeklindedir. Burada;

$\dot{\epsilon}$ = sürünme hızı,

σ = gerilme,

Q_c = difüzyon aktivasyon enerjisi,

A ve n ise sabitlerdir.

Difüzyon kaynağı için en ideal yapının ince taneli yapı olduğu bulunmuştur.

Bu yapı süperplastik alaşımlarda mevcuttur.

Tabaka şeklindeki taneler arttıkça, sürünme hızı azalmakta ve sonuçta arakesitte boşluklar kalmaktadır.

Lamelli yapı (α / β bölgesinde), diğer iki yapı ile karşılaştırıldığında daha düşük sürünme hızına sahiptir.

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.

Haddelenmiş yapılar üzerinde yapılan araştırmalar, difüzyon kaynağı esnasında, haddelenmiş yüzeyin birleşme yüzeyi olarak kullanılması halinde, plastik deformasyona karşı en yüksek direnmeye rastlanıldığını göstermiştir. Birleştirme yüzeyi olarak, hadde düzlemine dik doğrultudaki düzlemin seçilmesi halinde ise, en yüksek bağlantı mukavemeti elde edilmiştir.

Tane boyutunun hem kaynak esnasında, hem de kaynak sonrasında bağlantının mukavemeti açısından büyük önemi vardır.

Kaynağın ilk safhalarında boşluklar daha fazla sayıda tane sınırıyla kesişir. Dolayısıyla, boşluğu kapatmak için birden çok tane sınırı etki eder. Atomlar, bu tane sınırlarından 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.

Gör÷lmektedir ki; tane boyutu küç÷l÷p, tane sayısı arttıkça, boşlukların difüzyonla doldurulması kolaylaşmakta ve arakesitte boşluk kalması ihtimali azalmaktadır.

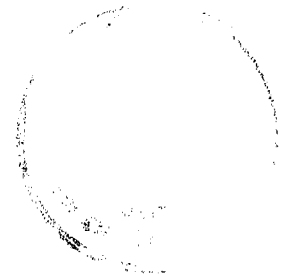
Öte yandan malzemedeki kusur sayısı (baş kafes noktaları, tane sınırları, dislokasyonlar) arttıkça yüksek difüzyon kanalları artacağından difüzyon hızlanmaktadır. Mikroyapıdaki sert fazlar, çökeltiiler, empüriteler (safiyet bozucuları) etraflarında bir gerilme gradiyenti (kademeli) oluşturarak difüzyonu kısmi olarak hızlandırabilirler.

Ayrıca dönüşüm sıcaklıkları da (noktaları) difüzyon aktivasyon enerjisini değiştirerek difüzyon hızına etki edebilmektedirler (Orhan,1999).

Daha önce belirtildiği gibi ince tane yapıli malzemeler, hem çok sayıdaki tane sınırı, yani hızlı difüzyon yolu hem de süperplastiklik sağlamaları sonucu kaynak süresini kısaltmaktadırlar.

Difüzyon kaynağında, birleşme işlemini hızlandırmak, bağlantının mekanik özelliklerini geliştirmek veya birbirinden farklı metal-metal olmayan (seramik, cam, kompozitler gibi) malzemelerin kaynağında karşılıklı difüzyon çifti oluşturmak için ara tabakalar kullanılmaktadır. Mesela, kompozit malzemelerin difüzyon kaynağında ara tabaka kullanılmaması halinde basınç ve sıcaklığın ancak sınırlı ve dar bir bölgede uygulanabildiğini tespit edilmiştir. Genel olarak ara (ilave) malzemenin fonksiyonları şunlardır:

- a. Metalik bir bağ oluşturmak için ana metalde çözünmek,
- b. Birbirinden farklı malzemelerin birleştirilmesi halinde metaller arası fazların oluşumunu bastırmak,
- c. Ön ısıtma esnasında, yüksek sıcaklıklarda, birleştirilecek yüzeyleri oksitlenmeye karşı korumak,
- d. Elektro-kaplama, buharlaşma veya iyon kaplama ile malzemenin difüzyon özelliğini geliştirmek.
- e. Düşük akma gerilmeli malzeme ya da sıvılar ihtiva eden bölgeler oluşturarak, oksit filmlerinin bozulmasını sağlamak,
- f. Arakesit boşluklarında, geçici sıvı fazlar oluşturarak, yüzey pürüzlerinin olumsuz tesirlerini en aza indirmek.



2.2.2.Difüzyon Kaynağı Uygulanan Malzemeler

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

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

Tablo 1'de difüzyon kaynak yöntemine uygun metal çiftleri ve ara tabaka malzemeleri, Tablo 2'de metal çiftleri için difüzyon kaynağı işlem parametreleri verilmiştir.

Tablo 1. Difüzyon Kaynak Yöntemine uygun Metal Çiftleri ve Ara Tabaka Malzemeleri.

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

Tablo2. Metal Çiftleri için Difüzyon Kaynağı İşlem Parametreleri.

			SICAKLIK	BASINÇ	ZAMAN
Metal 1	Metal 2	Ara tabaka	(°C)	(N/mm ²)	(dak)
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

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 oksiti de dahil olmak üzere, yüzey artıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman, çözme kabiliyetidir. Titanyumda, katı çözelti içindeki oksijen, sertliği artırıp, kararlı fazı oluşturarak, kaynağı güçleştirmekte ve yüzeyde çatlığa yol açmaktadır.

Bu sebeple, titanyumun difüzyon kaynağında koruyucu atmosfere ya da vakuma gerek duyulmaktadır. Koruyucu gaz olarak argon kullanıldığı taktirde, titanyumda çözünmeyen argonun arakesite hapis olarak, boşluk meydana getirmesini önlemek için, argonun kaynak bölgesinde hareketliliğinin sağlanması gerektiği belirtilmiştir.

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 bir korozyon direnci ve yüksek sıcaklıkta mukavemet özelliklerine sahip olması, havacılık sanayiinde geniş bir tarzda kullanılmasını sonuç vermiştir. Kaynak esnasında nispeten yüksek sıcaklık uygulanmasının getirdiği maliyet artışı, bu sebeple, göz ardı edilmektedir.

Ti-alaşımları için kaynak parametreleri, birçok araştırmacı tarafından verilmiştir. Kaynak, yüksek sürünme sıcaklığı gerektirmektedir. Sürünme hızı, tane boyutu ve mikroyapıya bağlı olup, kaynak kalitesini etkilemektedir. Sürünme hızı tane büyüklüğü arttıkça ya da iğnemsî bir mikroyapı bulunduğu zaman azalmaktadır. 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 2MPa basınç altında, 3 saat içinde, kolayca birleştirilebilmektedir.

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 alaşımından mamul fan kanatçıklarının difüzyonla lehimlenmesinde ise Cu ve Ni ara tabakalar kullanılmaktadır. İri taneli titanyum alaşımları için, düşük basınç altında, ince taneli, süperplastik bir Ti-alaşımı ara tabaka olarak kullanıldığı zaman; mukavim bir komşu metal elde edilmektedir.

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağı, inatçı yüzey oksitleri yüzünden güçleşmektedir. Bununla beraber; birleşme bölgesinde yüksek sıcaklık ve büyük ölçekli deformasyon (mesela haddeme ile birleştirme) uygulanmasının, inatçı oksit tabakalarını kırdığı ve yüzey kaplama (iyonik kaplama) ya da ara tabaka kullanılması ile daha düşük basınç altında difüzyon kaynağı yapmanın kolaylaştığı belirlenmiştir. Öte yandan, süperplastik Al-alaşımlarının ve Al-metal matrisli

kompozitlerin geliştirilmesi, yüksek mukavemetli difüzyon kaynağı ihtiyacını artırmaktadır.

Nikel esaslı alaşımlar, süperplastik malzemelerin titanyumdan sonraki en önemli grubudur. Nikel esaslı alaşımların difüzyon kaynağıyla birleştirilip, süperplastik olarak şekillendirildiği 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 yapıların oluşması sebebiyle, bağlantının mukavemeti azalmaktadır.

Yine kısa veya uzun fiberli, metal matrisli kompozitlerin, seramiğin seramik 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, sünelik yetersizliği, kusur hassasiyeti ve çok değişken olmalarıdır. Bunun için seramiklerle metallerin difüzyon kaynağı çıkar yol olarak gözükmektedir. Ayrıca, tokluğu geliştirmek için de seramik matris seramik fiberli kompozitler üretmek gerekmektedir.

Ti alaşımları, birçok seramiği katı halde redüklemektedirler. 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. 1000°C gibi yüksek sıcaklıklarda çalışıldığında, termal gerilme problemleri oluşmaktadır. Bu problemler, çok katlı ara tabakalar kullanılarak çözülmektedir.

Seramiklerdeki en heyecan verici gelişmelerden birisi, stabilize edilmiş zirkonyum (Yttria ile) TZP ve TZP+Al₂O₃ kompozitlerinin süperplastik hale getirilebilmesidir. Bunun, difüzyon kaynağı için doğrudan bazı göstergeleri vardır. Çünkü, süperplastik şartlar altında gayet iyi arayüzey temasına ulaşılmaktadır.

Mutoh v.d. (1989), 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 başarmışlardır.

2.2.3. Difüzyon Kaynağı Teknikleri

Difüzyon kaynağı, günümüzde iki maksatla yapılmaktadır:

- a. Bilimsel çalışmalar için araştırma gayesiyle.
- b. Mevcut bir 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;

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, olmak üzere üçe ayrılabilir.

Difüzyonla lehimlemede, birleştirilecek yüzeyler arasında, ergime sıcaklığı ana malzemelerinkinden daha düşük, levha şeklinde bir ilave malzeme yerleştirilir. Isıl çevrim esnasında bu malzeme, Bölüm 2.2.6'da verilen fonksiyonları yerine getirir. Çok katlı ara tabakaları, hem termal gerilmeyi, hem de diğer gerilmeleri giderici ek bir etkiye de sahiptirler. Zhang (1987), ani sıvı faz kaynağını, ilk safhasında hızlı ısıtma ile, yüzeylerden biri ya da her ikisinin basınç altında, çok kısa bir süre için ısıtılıp 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 de:

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. Japon araştırmacılar, Ti-6Al-4V alaşımından birçok uçak

parçasını 10^{-3} Pa vakum altında, 900°C sıcaklıkta, 2,94 MPa bir basınç uygulayarak 2 saatte kaynak etmişlerdir. 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, izostatik ve diferansiyel termal genleşme şeklinde uygulanabilmektedir.
- c. Isıtma; dirençle ısıtma, atmosfer kontrollü fırında ısıtma ya da endüksiyonla ısıtma şeklinde yapılabilir.

2.2.4. Yöntemin Avantajları ve Dezavantajları

Yüksek sıcaklık katı hal kaynağı birçok avantajın yanı sıra birtakım dezavantajlara da sahiptir.

Yöntemin avantajları;

1. Çok farklı malzemelerde, homojen ve gerilmemiş bağlantılar hazırlanmasını mümkün kılar.
2. Ergitme kaynağı ile birleştirilemeyen malzemelerin birleştirilmesine imkan verir.
3. Herhangi bir özel ihtiyaca cevap vermeyen farklı yüzey geometrilerine sahip parçaların birleştirilmesini mümkün kılar. Bununla beraber basınç uygulanması sınırlayıcı bir faktör olabilir. Malzemeler katı halde birleştirilir. Metalürjik şartlar genellikle uygun ve kolayca etkilenebilir durumdadır. Çünkü çekme az, gerilmeler küçüktür.
4. Parçalardaki deformasyon çok küçük sınırlar içerisinde tutulabilir. dolayısıyla pek çok uygulamada ikinci bir işlem gerekmez.
5. İşlem tam otomatik hale getirilebilir. Dolayısıyla, kalifiye eleman ihtiyacı azalır.

Yöntemin Dezavantajları;

1. Yüksek, donanım maliyeti,

2. Çok temiz ve hassas yüzey hazırlama ihtiyacı ve koruyucu (gaz) atmosfer gereği,

3. Bazen çok uzun sürelerin gerekmesi,

4. Özel bir kaynak hücresi gerektirdiği için parça boyutları büyüdükçe maliyetin artması,

Bu eksikler, işlemin klasik kaynak yöntemlerinin yerini almasına engeldir. Fakat özel kaynak problemlerini çözmede bu yöntemi kullanmak gerçekten etkileyicidir (Metals Handbook, 1993).



3. BÖLÜM

PASLANMAZ ÇELİKLERDE METALLERARASI FAZ ÇÖKELMESİ

3.1. Metallerarası Bileşikler

Metallerarası bileşikler iki ya da daha fazla metalden oluşan ve kendilerine özgü kristal kafesleri, bileşimleri ve özellikleri bulunan bileşiklerdir. Bu bileşikler oldukça sert ve gevrekler. Bağ yapıları metalik ve iyonik bağların karışımıdır.

Metallerarası bileşikler, ikiye ayrılabilirler:

- a. Sitokiyometrik Metallerarası Bileşikler
- b. Sitokiyometrik Olmayan Metallerarası Bileşikler.

Sitokiyometrik olanlar çelikteki sementit (Fe_3C) gibi sabit bir bileşime sahiptirler. Bu tür metallerarası bileşikler, denge diyagramlarında düşey düz bir çizgi ile gösterildikleri için kolaylıkla tanınırlar.

Sitokiyometrik olmayan metallerarası çökeltiler belli bir bileşim aralığında var olurlar (Askeland, 1993). Bu tür metallerarası fazlara güzel bir örnek paslanmaz çeliklerdeki σ -fazıdır (Şekil 3.1).

Metallerarası fazlar bir ötektik ya da ötektoidik reaksiyonla ayrışırlar. Reaksiyonun tipi egzotermik ya da endotermik olabilir. Dolayısıyla, reaksiyon sistemin serbest enerjisini değiştirerek, çeşitli işlemler için gerekli olan aktivasyon enerjisine etki etmektedir.

3.2. Dupleks ve Ferritik Paslanmaz Çeliklerde Metallerarası Fazlar

Paslanmaz çelikler, metallerarası çökeltme ya da çözülme reaksiyonlarının görüldüğü malzemelerdir. Bu çalışmada, metallerarası faz çökelmelerinde dupleks ve ferritik paslanmaz çelikler dikkate alındığından, oluşması muhtemel çökeltme reaksiyonları bu çeliklere göre anlatılacaktır.

Hem ferritik hem de dupleks paslanmaz çeliklerde, özellikle, korozyon direnci ve mekanik özellikler açısından önemli olan ikinci faz çökeltisi sigma fazıdır.

Dupleks paslanmaz çelikler tipik olarak, takriben % 50 austenit, %50 ferritten oluşan paslanmaz çelik grubunu oluşturur. Bu çeliklerde 300 °C ila 1000 °C arasında , mekanik özellikler ve korozyon direnci açısından arzu edilmeyen ikinci fazlar oluşmaktadır. Bu, esasen, ferritin kararsız olmasının bir sonucudur. Dupleks paslanmaz çeliklerde oluştuğu belirlenen ara ve metallerarası fazlar: σ -fazı, Cr_2N , CrN , ikincil austenit, π -fazı, χ -fazı ve τ -fazıdır. Söz konusu fazlar arasında özellikle σ -fazı hem korozyon hem de tokluk özelliklerini zayıflattığı için özel bir yere sahiptir. Alaşım elementlerinden molibdenin yüksek sıcaklıklarda σ -fazının kararlılığını artırdığı bilinmektedir. Ayrıca, krom miktarı arttıkça, σ -fazı oluşma süresi kısalmaktadır. σ -fazı ferritik paslanmaz çeliklerde çoğunlukla tane sınırlarında, dupleks paslanmaz çeliklerde ise austenit ferrit üçlü bağlantı noktalarında çökeler (Nilsson, 1992). Dupleks paslanmaz çeliklerde σ -fazı oluşumu, ferrit/austenit arakesitinin uyumu ve arakesit enerjisinden önemli ölçüde etkilenmektedir. Oldukça uyumlu ve düşük enerjili ferrit/austenit arakesitler σ -fazı oluşumunu bastırıp geciktirirler (Sato, 1999). Sayısal metalürji analizleri σ -fazının krom, molibden ve silisyum açısından zengin olduğunu göstermiştir. Dupleks paslanmaz çelikler krom ve molibden açısından zengin oldukları için, bu çelikler σ -fazı oluşumuna karşı oldukça hassastırlar. σ -fazı tetragonal bir kristal kafesine sahiptir. Dolayısıyla sert ve gevrekler (Barrett v.d., 1982).

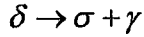
Ferritin ötektoidik ayrışması ile bünyesindeki krom ve molibdeni Sigma fazı oluşturmak üzere serbest bırakması sonucu, dupleks paslanmaz çeliklerde ferrit oranı azalır. Bu ise paslanmaz çeliğin korozyon direncinin azalması demektir.

σ -fazı üzerine yapılan araştırmalar, bu fazın çökeltme aralığı olan 700 ila 900 °C arasında, basıncın artırılmasının oluşum süresini kısalttığını göstermiştir (Nilsson, 1992). Bu durum özellikle difüzyon kaynağı açısından

önemlidir. Çünkü, bu sıcaklık aralığında yapılacak difüzyon kaynaklarında basınç arttıkça, sigma fazı daha kısa sürelerde oluşacaktır.

Dubleks paslanmaz çeliklerde ferritin austenite ayrışması geniş bir sıcaklık aralığında gerçekleşir. Ferritin yüksek sıcaklıklarda doğrudan austenite ayrıştığı başlıca üç mekanizma vardır:

1. 700 ila 900 °C arasında ötektoidik reaksiyon:



2. Widmannstatten çökmesi,

3. Martenzitik kayma.

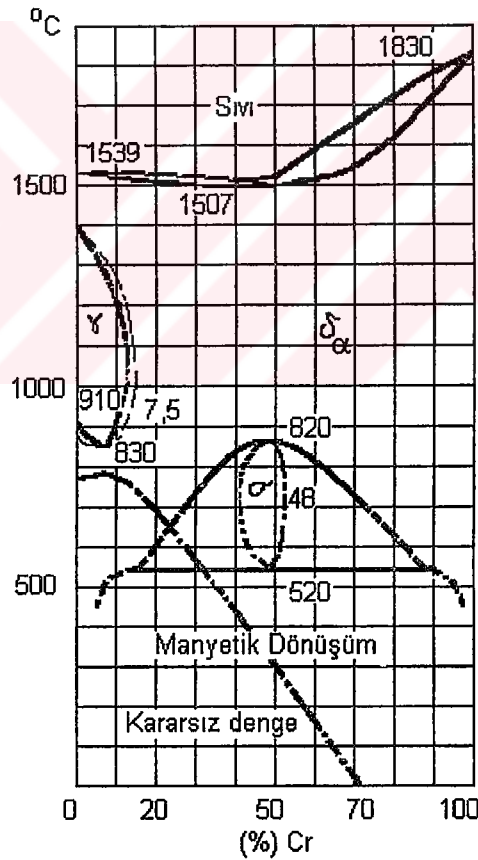
Bunlar içerisinde difüzyon kaynağı açısından en büyük öneme sahip olanı ötektoidik reaksiyondur. Çünkü bu reaksiyon, hem malzemenin sıcaklığı hem de konfigürasyon (diziliş) entropisi açısından difüzyon aktivasyon enerjisini değiştirmektedir.

Ötektoidik reaksiyon δ -ferrit ve γ -austenit tane sınırlarında çok hızla gelişen difüzyon esaslı bir dönüşümdür. Sonuçta, austenit içerisine yerleşmiş sigma fazından oluşan ötektoidik bir yapı meydana gelir. Bu dönüşümün hızla gelişmesi, bu sıcaklıkta yapılan difüzyon kaynağını da hızlandırıcı bir etkiye sahip olup, bu çalışma zaten bu hususu dikkate alarak yapılmıştır.

Ferritik çeliklerde Cr miktarı % 11 –26 olmakla beraber, genel olarak %17-26 değerleri arasında tutulur. Bu çeliklerin bileşiminde Ni yoktur. Yukarıdaki C miktarlarında Fe-Cr alaşımları, ergime sıcaklıklarına kadar tamamen ferritiktir. Diğer bir deyişle, hiçbir zaman austenite dönüşmezler. Ancak % 0.1 C içeren %17 Cr'lu çelik 1000°C civarında çok az da olsa austenit içermektedir. Bu austenitin miktarı, kritik olarak C ve Ni içeriklerine ve ayrıca austenit ve ferrit oluşturuç elementlerin bağıl miktarlarına bağlıdır. 1150°C'den yüksek sıcaklıklarda %17Cr'lu çelik, genellikle tamamen ferritik olmakta ve ferrit taneleri de çok çabuk büyüme eğiliminde olmaktadır. Soğuma sürecinde ise austenit çoğu kez ferrit tane sınırlarında bir ağ şeklinde ve tanelerin içerisinde Widmannstatten yapısında dilimler şeklinde çökelmektedir. Bu çökme olayının çeliklerin kaynak yapılmasıyla büyük bir ilişkisi vardır. Çünkü, austenitleme sıcaklığında veya soğuma sürecinde

oluşacak austenit, oda sıcaklığına soğumayla martenzite dönüşür. Bu martenzitin austenitin olduğu 780°C sıcaklığa tekrar temperlenmesiyle ferrit+karbür oluşumu gerçekleşir.

Yüksek Cr içeriklerinde ve yüksek sıcaklıklarda $Cr_{23}C_6$ karbürü kararlı olup, düşük Cr içeriklerinde $Cr_{23}C_6$ yerine Cr_7C_3 karbürü oluşma eğilimi göstermektedir. N ise esas olarak Cr-N şeklinde bileşik yapar. Hem karbür hem de nitrür, 850°C 'ye yakın sıcaklıkta yapılan ısıtmayla katı eriyik içinde erimeye başlar. Nitrür, karbüre oranla daha hızlı erir ve bu erime yaklaşık 1100°C'de tamamlanır.



Şekil 3.1. Cr-Fe İkili Denge Diyagramı (Brandes, 1983).

Fe-Cr diyagramına bakılacak olursa, σ fazının yalnız %17'den daha yüksek Cr içeriklerinde oluştuğu görülür (Şekil 3.1). σ fazı gerçekten 600°C'den daha düşük sıcaklıklarda çökelir. Çökelme hızı çok yavaştır. Bu faz tetragonal kristal yapısından dolayı sert ve kırılgandır. Soğuk deformasyon ve ferrit oluşturunca elementler, örneğin Si ve Mo, σ fazı çökmesini hızlandırırlar. Bu elementlerin çökelme reaksiyonunu hızlandırmaları, σ fazı içinde eriyerek bu fazın kararlı olduğu sıcaklık bölgesini genişletmelerine bağlanır. Mo, ilave olarak, Fe-Cr-Mo bileşiminde Chi fazı oluşturma eğilimi gösterir. Chi fazının kararlı olduğu sıcaklık aralığı σ fazından daha geniştir. Bu arada Fe-Cr sisteminde oldukça geniş bir karışım aralığından (aynı kristal yapılı fakat farklı kafes parametrelili iki fazın karışım alanı) ötürü Cr'ca zengin α fazının (ilk alfa), 600°C'den düşük sıcaklıklarda oluşacağından bahsetmek gerekir. İlk alfanın çökmesi ferrit içinde olduğundan 475°C'de kırılganlığa neden olabilir. α sadece ferrit içinde çöklediğinden, dubleks çeliklerdeki α ferritik paslanmaz çeliklerdeki kadar kırılgan değildir (Tekin, 1981).

3.2. Metallerarası Fazların Çökelme Reaksiyonlarının Difüzyon Kaynağı Üzerindeki Etkisi

Metallerarası fazların çökelme reaksiyonları ötektoidik bir reaksiyonla spinodal ayrışma şeklinde meydana gelir. Reaksiyonun tipi, difüzyon hızı ve bağlantının kalitesine etki etmektedir. Nichting v.d. (1986), pozitif entalpili bir elementin malzemeye ilavesinin bağlantının kalitesi üzerinde olumsuz, negatif entalpili bir elementin ilavesinin ise olumlu bir etki yaptığını belirtmişlerdir.

Lison ve Stelzer (Nichting' den, 1986), kübik hacim kristal kafesini, bileşimi oluşturan metallerin kimyasal ve potansiyel özellikleri ile sınıflandırmışlardır. Burada, ötektik reaksiyonlar için potansiyel eğilimleri dikkate almışlardır. Sonuç olarak, ara yüzeylerden birinde Fermi (elektronlarca doldurulmuş en yüksek bant enerji seviyesi) seviyesini

yükselten herhangi bir bileşimin elektron transferine yol açarak arakesitte bir Coulomb kuvveti oluşturduğunu bunun da bağlantının mukavemetini artırdığını belirlediler.

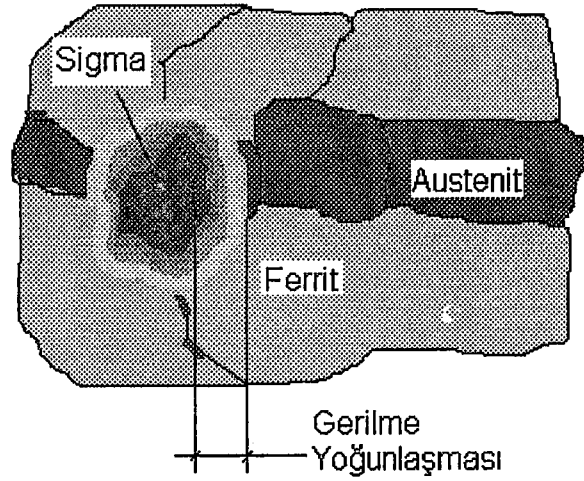
Bu noktadan hareketle, metallerarası fazların çökmesi esnasında, negatif entalpi veren reaksiyonların hem bağlantının kalitesini artıracak hem de difüzyonu hızlandıracak söylenebilir. Buna göre, difüzyon aktivasyon enerjisi (Q_{ak}), negatif reaksiyon entalpisi ($H_{reak} = Q_{çök}$) kadar azalacak, sonuçta, difüzyon katsayısı değeri büyüdüğü için difüzyon hızlanacaktır. Yani, toplam aktivasyon enerjisi Q :

$$Q = Q_{ak} - Q_{çök}$$

3.1

olur.

Çökelmenin difüzyon üzerindeki bir tesiri de çökeltilerin malzemenin konfigürasyonel entropisinde meydana getirdiği değişikliktir. Bu, hem difüzyon hızına doğrudan etki eder hem de tane sınırlarında dislokasyonlar indükleyerek yeni difüzyon kanalları oluşturabilir (Verhoeven, 1975). Öte yandan tane içerisine çökelen metallerarası çökelti de tane içi gerilimi artırarak, hacim difüzyonunu hızlandırabilirler. Tane sınırları ve özellikle üçlü tane kesişim noktalarına yerleşen çökelti de lokal gerilme yoğunlaşmaları oluşturur ve difüzyonu hızlandırırlar (Şekil 3.2).



Şekil 3.2. Sigma Fazından Kaynaklanan Gerilme Yoğunlaşması

3.3. Literatür Çalışmalarının Değerlendirilmesi ve Çalışmanın Amacı

Dubleks paslanmaz çelikler, özellikle klorlu ortamlardaki üstün korozyon davranışları ve tek fazlı paslanmaz çeliklerin iyi mekanik özelliklerini taşımaları nedeniyle endüstride çok aranan çeliklerdir. Bu çeliklerin birleştirilmelerinde karşılaşılan en önemli problem sigma fazı oluşumudur. Sigma fazı, 700 ila 1000 °C sıcaklıkları arasında oluşur ve ferritin ötektoidik ayrışması sonucu, tanelerdeki Cr miktarını azalttığı için, korozyon direncini zayıflatır (Nilsson,1992; Han, 1997). Aynı olay Cr miktarı % 17 den yüksek olan ferritik paslanmaz çelikler için de söz konusudur (Tekin, 1981).

Literatürde dubleks paslanmaz çeliklerin difüzyon kaynağı ile yapılmış bazı çalışmalar mevcuttur (Han, 1997; Islam, 1999; Komizo, 1988). Bu çalışmaların hemen hepsi de difüzyon kaynağı parametreleri ve bağlantının mukavemeti üzerine yapılmıştır. Öte yandan ferritik paslanmaz çelikler genellikle ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edildiklerinden bu çeliklerin difüzyon kaynağı üzerine fazla bir çalışma bulunmamaktadır.

Literatürde, dönüşüm noktalarının difüzyon kaynağı üzerindeki etkileri ile ilgili çalışmalar genellikle dönüşüm süperplastikliği üzerine yapılmıştır. Bu çalışmalar ise daha çok dönüşüm süperplastikliği gösteren Ti-6Al-4V alaşımı üzerinde yoğunlaşmıştır (Salehi, 1992).

Malzemelerde genellikle bir dezavantaj olarak kabul edilen ve malzemelerin hem mekanik hem de korozyon direnci gibi özelliklerini zayıflatan dönüşümlerden kaçınılmaya çalışılır. Bu çalışmada ise alışılanın aksine bir dezavantaj gibi görünen metallerarası faz çökmesinin hem difüzyon kaynağı hem de sinterleme işlemlerinde bir avantaj olarak kullanılabilirliği araştırılmıştır. Bu şekilde difüzyon esaslı işlemlerde ekonomik kazanım sağlama olasılığı da incelenmiştir.

Çalışma bu yönüyle bir ilki oluşturmaktadır. Çalışmanın bir diğer amacı da malzemelerin kendi ataletlerini bir avantaj gibi kullanma yönünde bir öncülük yapmaktır.

4. BÖLÜM

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Deneylerde 3 farklı malzeme kullanılmıştır. Bu malzemeler AISI 1010 çeliği, dubleks paslanmaz çelik, ve ferritik bir paslanmaz çelik olup bileşimleri Tablo 4.1 ila Tablo 4.3' te verilmiştir.

Tablo 4.1. Süper Dubleks Paslanmaz Çeliğin Bileşimi

Alaşım Elemanı	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	V	S	P
% Miktarı	68,04	25,02	4,02	1,02	0,85	0,77	0,16	0,043	0,027	0,027

Tablo 4.2. AISI 1010'un Bileşimi

Alaşım Elemanı	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	V	Fe
% Miktarı	0,13	0,052	0,04	0,07	0,566	0,086	0,026	0,001	Kalanı

Tablo 4.3. Ferritik Paslanmaz Çeliğin Bileşimi

Alaşım Elemanı	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	Fe
% Miktarı	0,035	0,33	0,36	18,21	1,0	0,02	0,01	Kalanı

Dubleks paslanmaz çelik kaynaktan önce şahmerdanda dövülerek 10x10 mm boyutlarında çubuk haline getirilmiştir. AISI 1010 çeliği ise 10x10 mm boyutlarında çubuk halinde hazır olarak temin edilmiştir. Dupleks paslanmaz çeliğin mekanik özellikleri önceki bir çalışmada belirlenmiş olup Tablo 4.4'de verilmiştir (Kaplan, 1997).

Feritik paslanmaz çelik, bir önceki çalışmadan (Korkut,1997) elde edilmiş olup, homojenleştirilmiş haldedir. Homojenleştirme 1100 °C' de yapılmıştır.

4.3.Malzemelerin Mekanik Özellikleri

AISI 1010 çeliğinin mekanik özellikleri literatürden alınmıştır(Metals Handbook,1993). Paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri Tablo 4.5, 4.7 ve 4.8' de verilmiştir.

Tablo 4.5. Dupleks Paslanmaz Çeliğin Mekanik Özellikleri (Kaplan, 1997).

Akma Dayanımı	150 MPa
Çekme Dayanımı	200 MPa
Sertlik (HV)	300

Tablo 4.6. AISI 1010 Çeliğinin Soğuk Çekilmiş Halde Mekanik Özellikleri (Brandes, 1983).

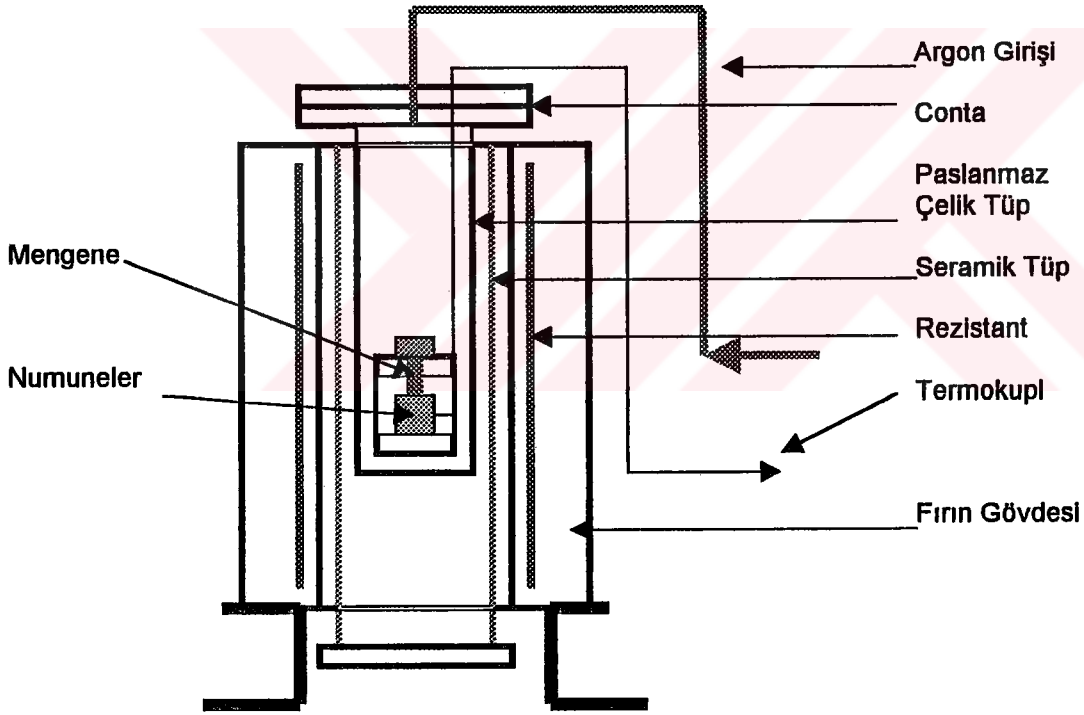
Özellik	Değer (MPa)
Akma Dayanımı	350
Çekme Dayanımı	500
% Uzama	12
Sertlik (HB)	120

Tablo 4.7 Ferritik Paslanmaz Çeliğinin Sıcak Dövülmüş Halde Mekanik Özellikleri
(Korkut, 1997).

Özellik	Değer (MPa)
Akma Dayanımı	170
Çekme Dayanımı	250
Sertlik (HV)	180

4.4. Difüzyon Kaynağının Yapılışı

Deneyleri yapmak için tarafımızdan dizayn edilen bir difüzyon kaynağı aparatı kullanıldı. Aparat yatay bir tavlama fırınından atmosfer kontrollü bir tüp kullanılarak imal edilmiş olup, Şekil 4.1’de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Difüzyon Kaynağı Aparatı (Şematik).

Kaynakta aşağıdaki işlem sırası uygulanmıştır:

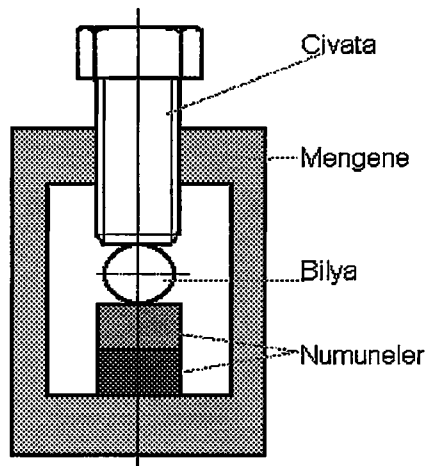
a.Kaynak yapılacak numunelerin yüzeyleri 240-1200 meşlik zımpara ile parlatılmıştır. Yüzey pürüzlülüğü Mitutoyo Sufset 211 profilometresi ile ölçülmüştür.

b.Parlatılan yüzeyler aseton banyosunda ultrasonik olarak temizlenip artık maddelerden arındırılmıştır.

c. Numuneler Şekil 4.1' de gösterilen mengenede sıkıştırılmış ve tork anahtarıyla kaynak basıncı uygulanmıştır. Uygulanan basıncın eşit olarak dağılması için numuneler ile civata arasına bir çelik bilye konulmuştur. Bu şekilde basıncın uygulanması esnasında numunelerin dönmesi de engellenmiştir.

d. Basınç uygulanmış numuneler mengeneyle birlikte düşey bir tüp fırın içerisine yerleştirilmiş ve tüp atmosferi azot gazıyla kontrol altında tutulmuştur.

e. Kaynak şartları Tablo 4.1'de toplu olarak verilmiştir. Kaynak süresi olarak parçanın belirlenen sıcaklığa ulaştığı süreyle numunelerin fırından alınma süresi arasındaki fark dikkate alınmıştır.



Şekil 4.2. Basınç Uygulama Aparatı (Bütün malzemeler paslanmaz çeliktir).

Tablo 4.9.Kaynak Şartları Tablosu

Numune Difüzyon Çifti	Kaynak Basıncı (MPa)	Kaynak Sıcaklığı (° C)	Kaynak Süresi (Dakika)	Yüzey Pürüzlülüğü Ra (µm)	Atmosfer (Gaz Türü)
Dubleks P.Ç. AISI 1010	3,1	850	30	0,5	Argon
			60		
		919	30		
			60		
		1000	30		
			60		
		1100	30		
			60		
Ferritik P.Ç. AISI 1010	3,1	850	30	0,5	Argon
			60		
		924	30		
			60		
		1000	30		
			60		
		1100	30		
			60		
Dubleks P.Ç. Ferritik P.Ç.	3,1	850	30	0,5	Argon
			60		
		900	30		
			60		
		1000	30		
			60		
		1100	30		
			60		

4.4. Metalografik İncelemeler

a. Kaynağı gerçekleştirilen numuneler, mikrosertlik ve metalografi için hazırlanmıştır. Bu maksatla numune yüzeyleri mekanik olarak parlatılmış; AISI 1010 tarafı %2' lik nital, paslanmaz çelik tarafı ise %100 ml su +56 gr KOH çözeltisinde 3 voltta, 5 saniye süreyle elektrolitik olarak dağlanmışır.

b. Birleştirilmiş numuneler, optik mikroskopta incelendikten sonra, Leitz marka bir mikro sertlik cihazı ile (Brunel Üniversitesi-Londra-İngiltere) HV sertlik skalası ile arakesitin her iki tarafında sertlik ölçümleri yapılmıştır.

c. Birleştirilen numunelerin arakesitlerinde, toplam boşluk boyu ölçülerek, birleşen alan yüzde olarak:

$$BA = (TB - TBB / TB) \times 100 \quad (4.1)$$

denklemleri ile hesaplanmıştır. Burada, BA, birleşen alan; TB, toplam boy; TBB toplam boşluk uzunluğudur.

d. Arakesitin hemen yanında AISI 1010 tarafında ASTM standartlarına göre Lineal İntercept (Doğrusal Kesişim) yöntemi ile tane boyut sayısı ölçülerek tane irileşmesi belirlenmiştir.

e. Arakesitin AISI 1010 tarafında, kromun difüzyonu dikkate alınarak ferritleşme mesafesi ölçülmüş ve bulunan değerler teorik olarak hesaplanan değerlerle karşılaştırılmıştır.

f. Arakesitlerde, Kirkendall etkisi belirlenerek, arakesit kayma miktarları ölçülmüştür.

4.6. Tarmalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

Birleştirilen numunelerin arakesitleri, Brunel Üniversitesi-Londra-İngiltere’de JEOL 1750 marka bir SEM mikroskobunda incelenerek, oluşan yapılar belirlenmiştir..

4.7. Noktasal Analiz (EDS) İncelemeleri

Numunelerden 919, 924, 1000 ve 1100 °C’ lerde 30 dakika süre ile birleştirilenlerinde yine aynı üniversite’ de EDS analizi uygulanarak, AISI 1010 tarafındaki mikroyapı değişimine bağlı olarak bileşimlerdeki elementlerin difüzyon profilleri çıkarılmıştır. Özellikle kromun difüzyon profilleri, teorik olarak elde edilen difüzyon profilleri ile karşılaştırılmıştır. Böylece , ferritleşme ve dolayısıyla tane büyümesi üzerinde etkili olan Cr difüzyonu ile difüzyon hızı ve bağlantı kalitesi hakkında değerlendirme yapılmaya çalışılmıştır. Cr difüzyonu incelenirken, özellikle, sigma fazı çökmesinin etkileri göz önünde bulundurulmuştur.

4.8. Diferansiyel Isıl Analiz (DTA) İncelemeleri

Paslanmaz çelik numunelerin DTA (Diferansiyel Isıl Analiz) ile 500 ila 1100 °C arasındaki dönüşüm noktaları ve entalpileri, belirlenmiştir. DTA analizleri Malatya İnönü Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Kimya Bölümünde yaptırılmış ve koruyucu atmosfer olarak azot gazı kullanılmıştır. Kaynaklar özellikle belirlenen çökme reaksiyonu sıcaklıkları esas alınarak yapılmış ve değerlendirilmiştir.

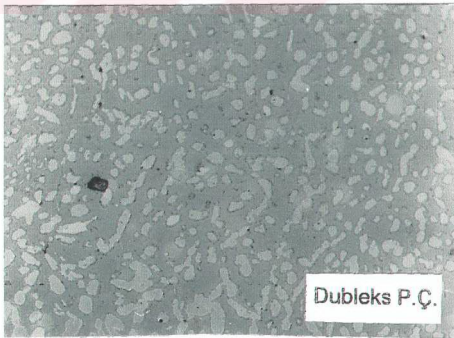
5. BÖLÜM

DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

5.1. Malzemelerin Kaynak Öncesi Mikroyapıları

Deney numunelerinin hem kaynak öncesi hem de kaynak sonrası mikroyapılarını belirlemek amacıyla bir dizi metalografik inceleme yapılmıştır. Numuneler 1200 meşlik zımpara ile zımparalandıktan sonra 3 ve 1 μm ' luk elmas pasta ile parlatılmıştır. Numunelerin AISI 1010 tarafı %2' lik nital ile dağlanırken, paslanmaz çelik tarafı daldırma suretiyle 56 gr KOH + 100 ml su çözeltisinde 3 volta, 5 saniye süreyle, (+) kutup ve oda sıcaklığında elektrolitik olarak dağlanıp optik mikroskopiye hazır hale getirilmiştir.

Dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapısı ferrit matrisi içerisinde dağılmış austenit ağlarından oluşmaktadır (Resim 5.1 ve 5.2) Bu malzemenin işlem görmemiş haliyle ferrit- austenit tane sınırlarında Laves fazı (Fe_2Mo), $\text{M}_6\text{C}(\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C})$ ve $\text{M}_{23}\text{C}_6(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ karbürlerinin meydana geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca tane sınırlarında karbür çökeltileriyle birlikte sigma fazına da rastlanmıştır. Sigma (σ) ve Laves fazlarının 919 $^{\circ}\text{C}$ ' de çökeldiği malzemenin DTA analizlerinden anlaşılmıştır. Malzemelere ait mikro yapı fotoğrafları Resim 5.1 ile 5.3' te verilmiştir.



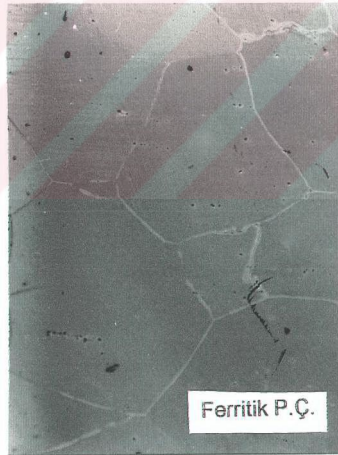
Şekil 5.1. Dubleks Paslanmaz Çelik Numunenin Mikroyapısı. Yapı, Ferrit Fazı İçerisinde Dağılmış Austenit Fazından Oluşmaktadır.

Nokta sayma yöntemiyle paslanmaz çelik üzerinde yapılan hesaplama ile dubleks paslanmaz çeliğin kaynak öncesi, %35 austenit, %65 ferritten oluştuğu tespit edilmiştir.

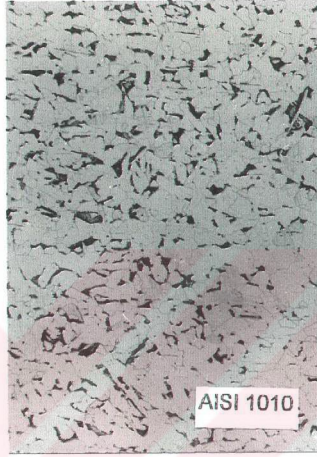
Dövülmüş ferritik paslanmaz çeliğin kaynak öncesi mikro yapısı, ferrit taneleri ve Etrafında $M_{23}C_6$ Karbür Ağı Ve Çeşitli Yerlere Dağılmış VC Karbürlerinden Oluşmaktadır (Şekil 5.2).

AISI 1010 numunenin deneylerden önceki mikroyapısı Şekil 5.3 ' te verilmiştir. Bu numunede haddeleme yönü açıkça görülmektedir.

AISI 1010 için faz yüzdesi kaldırıp kolu bağıntısıyla hesaplanmış ve %86 ferrit, %14 perlitten oluştuğu belirlenmiştir. Aynı oran, mikroyapı fotoğrafları üzerinde nokta sayma yöntemi ile de belirlenmiştir.



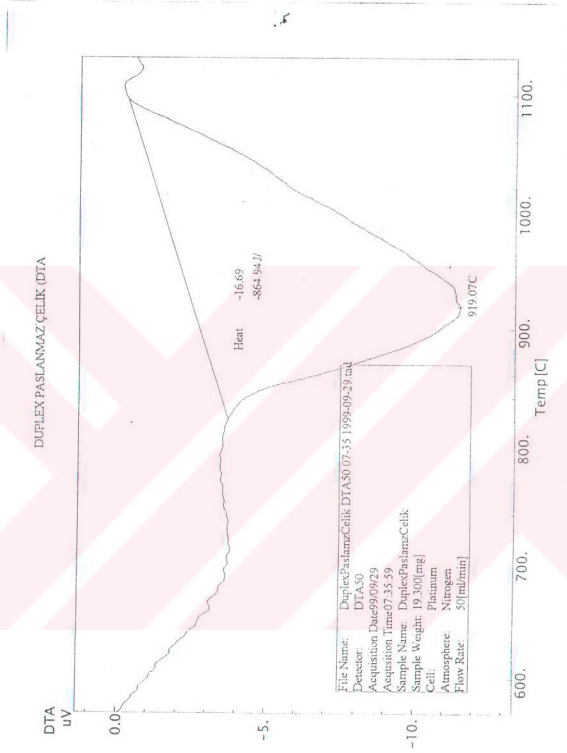
Şekil 5.2. Ferritik Paslanmaz Çelik Numunenin Mikroyapısı.



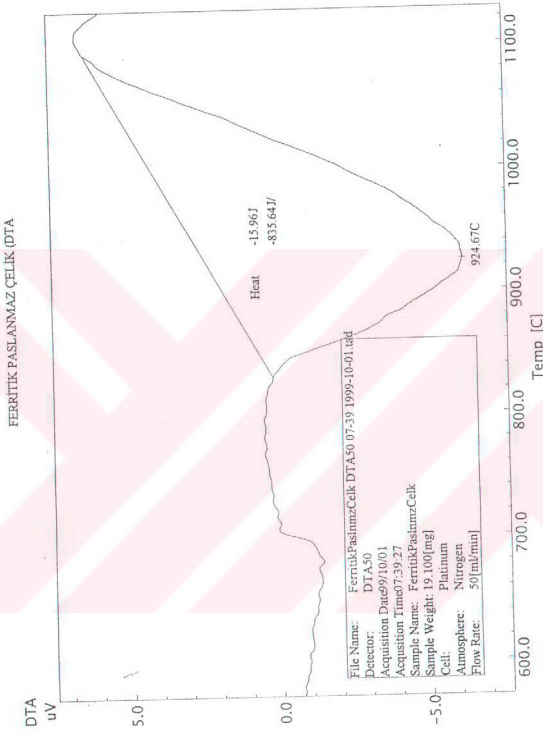
Şekil 5.3. AISI 1010 Çeliğinin Kaynak Öncesi Mikroyapısı.x100

5.2. Diferansiyel Isıl Analiz Sonuçları

Kaynak edilecek numunelerden dubleks paslanmaz çelik ile ferritik paslanmaz çeliklere ait DTA eğrileri sırasıyla Şekil 5.4 ile 5.5' de verilmiştir. Eğrilerden görüldüğü gibi, literatürde verilen değerlere uygun olarak 700 °C de endotermik bir reaksiyonun başladığı ve bu reaksiyonun dubleks paslanmaz çelikte 919 °C, ferritik paslanmaz çelikte ise 924 °C de pik verdiği görülmektedir.



Şekil 5.4. Dupleks Paslanmaz Çeliğin DTA Eğrisi



Şekil 5.5. Ferritik Paslanmaz Çeliğin DTA Eğrisi

5.3.Kaynak Sonrası Metalografi, Sertlik Ölçümleri ve EDS Sonuçları

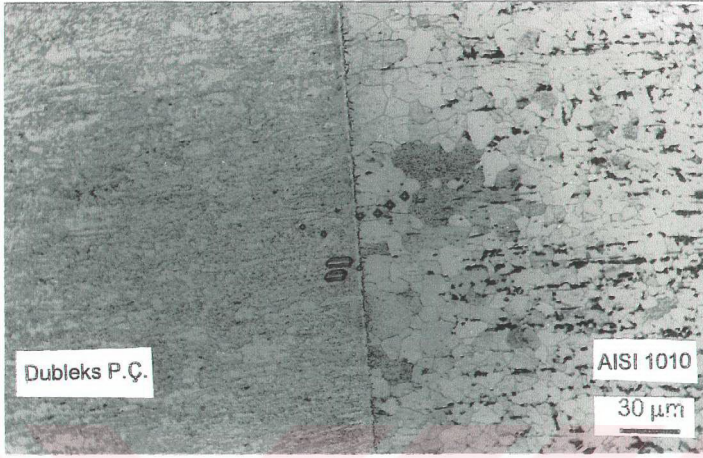
Bu bölümde, herbir numune için SEM, optik mikroskopi, difüzyon profili ve mikro sertlik değişimi sonuçları topluca verilmiştir. Böylece sonuçların bir arada düşünülebilmesi amaçlanmıştır.

Kaynak sonrası numunelerden yarım saat süreyle kaynak edilenleri Brunel Üniversitesi (Londra-İngiltere) 'nde hem optik hem de taramalı elektron mikroskobu SEM (JEOL JXA-840A) ile, diğerleri ise optik mikroskop ile yine aynı üniversitede incelenmiştir. Difüzyon kaynaklı bağlantının kalitesi, arakesitteki boşluklar, ara bölgenin genişliği ve arakesit bölgesinin sertlik profili dikkate alınarak değerlendirilmiştir.

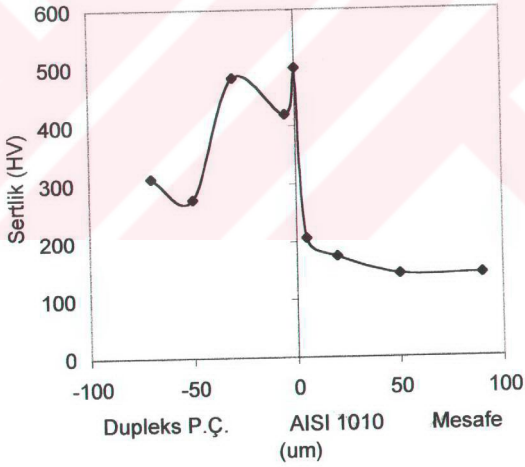
Difüzyon kaynağı ile birleştirilen numunelerden yarım saat süre ile birleştirilenlerine hem SEM hem EDAX ve hem de mikrosertlik ölçümü yapılırken, diğer sıcaklıklarda birleştirilen numuneler için optik mikroskopi incelemesi yapılarak mikro sertlik ölçümü uygulanmıştır. Yarım saat süre ile birleştirilen numunelere daha kapsamlı bir inceleme uygulanmasının nedeni, metaller arası faz dönüşümünün difüzyon kaynağı için gerekli süreyi kısaltacağına öngörülmüş olmasıdır. Mukayeseler bu sıcaklık için özellikle referans malzemesi olarak seçilen AISI 1010 tarafındaki difüzyon profili de dikkate alınarak yapılırken, diğer sürelerde referans olarak, ara bölgenin genişliği, tane boyutu ve ferritleşme mesafesi kullanılmıştır.

Şekil 5.6' da 850 °C de 3,1 Mpa basınç altında 1 saat süreyle birleştirilen dubleks paslanmaz çelik, AISI 1010 çiftinin mikroyapısı görülmektedir. Sıcaklığın diğer birleştirme sıcaklıklarından daha düşük olmasına rağmen ara kesitte bir ara tabaka oluştuğu rahatlıkla görülmektedir. Arakesit üzerinde herhangi bir boşluğa da rastlanmamıştır. Fotoğraflarda AISI 1010 tarafında geniş bir ferritleşmiş ve taneleri oldukça irileşmiş bölgenin oluştuğu da görülmektedir. Şekil 5.6.b' de aynı numuneye ait sertlik dağılım eğrisi verilmiştir. Ara kesitte sertlik değeri 500 HV kadardır. Bu durum özellikle dubleks paslanmaz çelik tarafında arakesitin hemen yanında sert bir metaller arası bileşiğin oluştuğunu yani, 850 °C de difüzyonun hızlı bir şekilde gerçekleştiğini göstermektedir.

Şekil 5.7 ve 5.8' de 900 °C'de yarım saat süre ile kaynak edilen dubleks paslanmaz çelik AISI 1010 çiftinin optik mikroskop ile çekilen fotoğrafı ve aynı şartlardaki SEM fotoğrafı, difüzyon konsantrasyon profili ve mikrosertlik dağılım eğrisi verilmiştir. Fotoğraflardan bu malzeme çiftinin arakesitinde herhangi bir boşluk olmadığı görülmektedir. Bu malzeme çiftinde de AISI 1010 tarafında taneleri irileşmiş ve ferritleşmiş bir bölge meydana gelmiştir. EDS ile elde edilen difüzyon profilinde Cr' un arakesitten yaklaşık 8 um kadar bir mesafeye kadar difüze olduğu fakat bu numunede ferritleşme mesafesinin 0,19 mm'ye ulaştığı tespit edilmiştir.

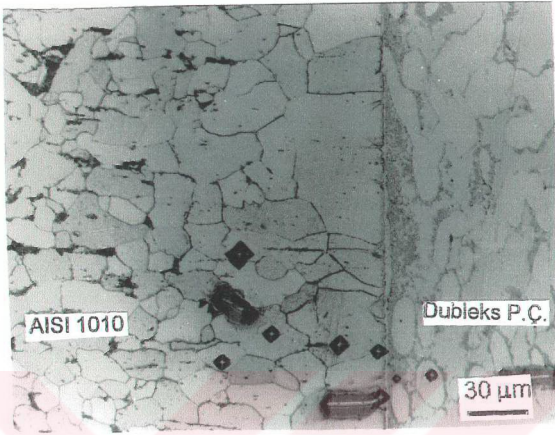


a.

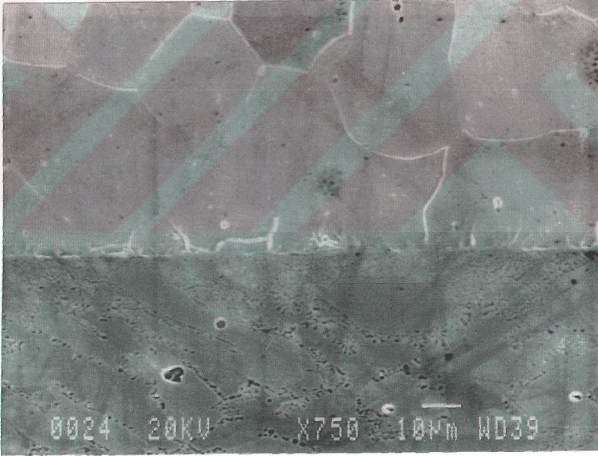


b.

Şekil 5.6. 850 °C ve Bir Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.

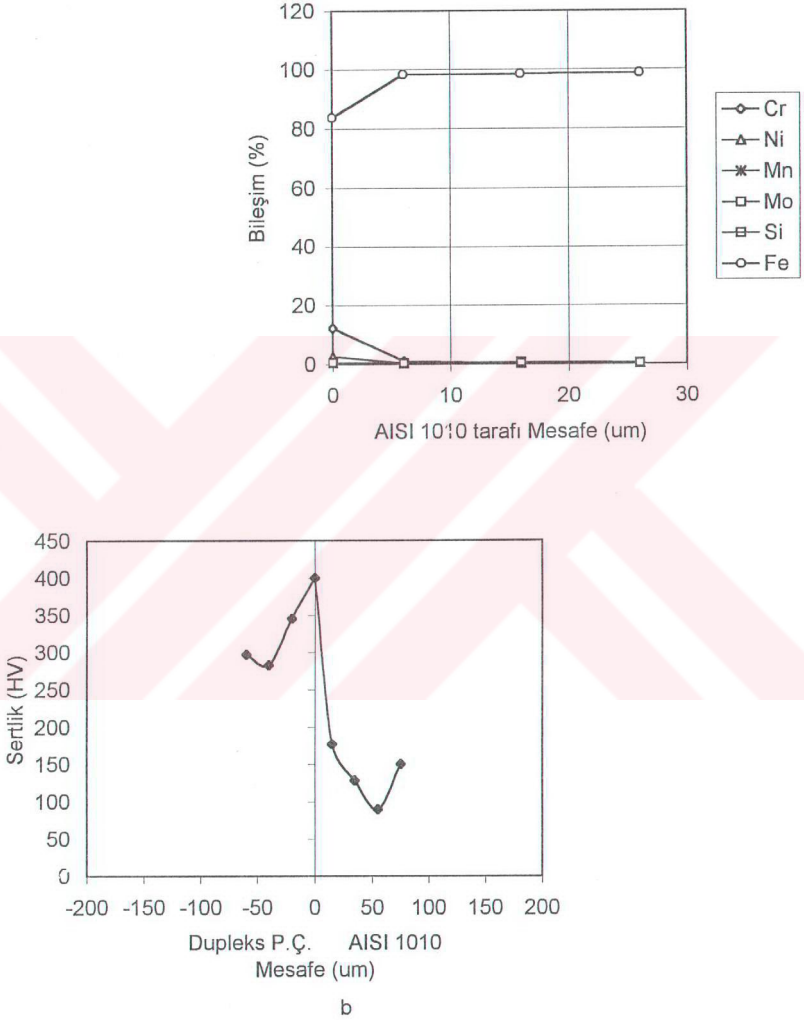


a.

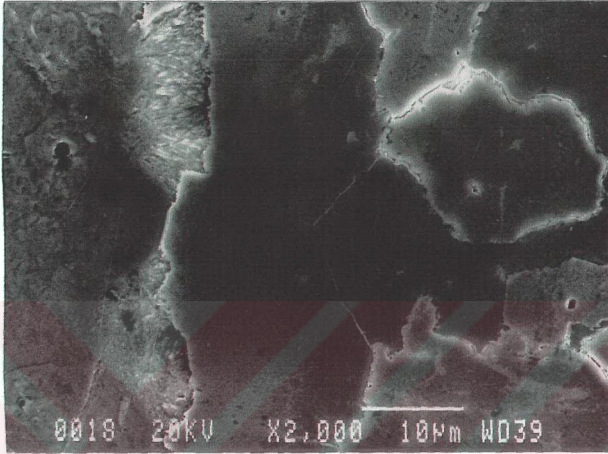


b.

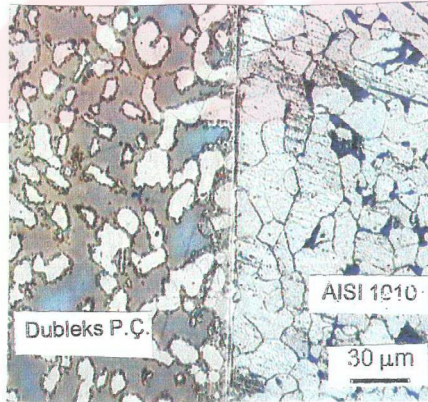
Şekil57. 900°C' de Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik-AISI 1010 Çiftinin a. Optik; b. SEM Fotoğrafı.



Şekil 5.8. 900 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.

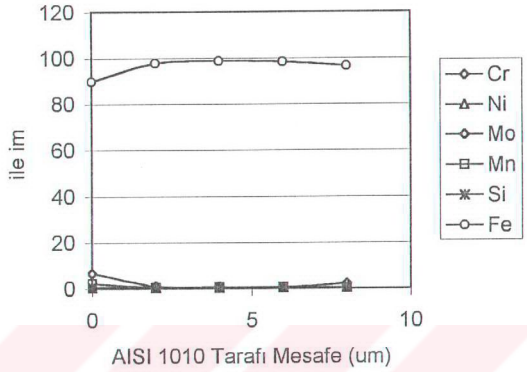


a.

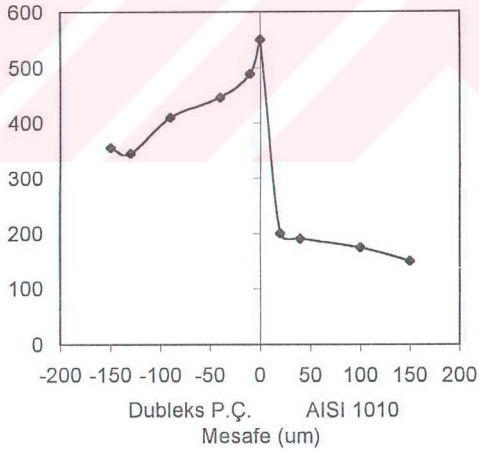


b.

Şekil 5.9. 1000 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları..

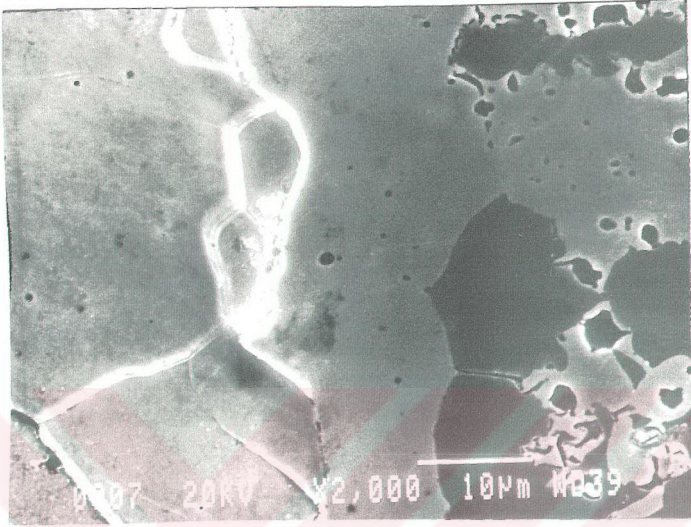


a.

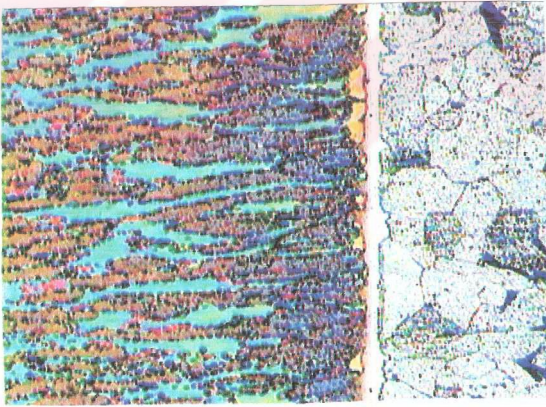


b.

Şekil 5.10. 1000 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı

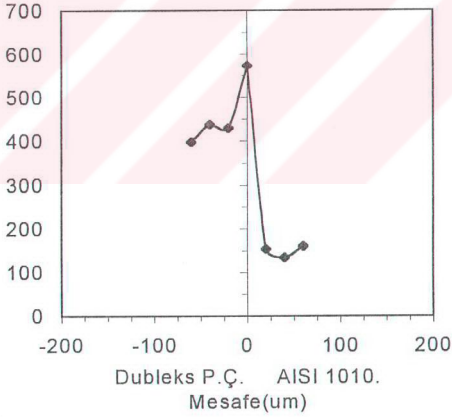
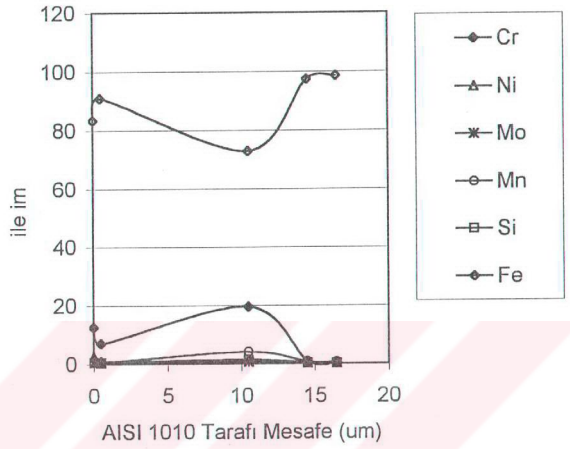


a.



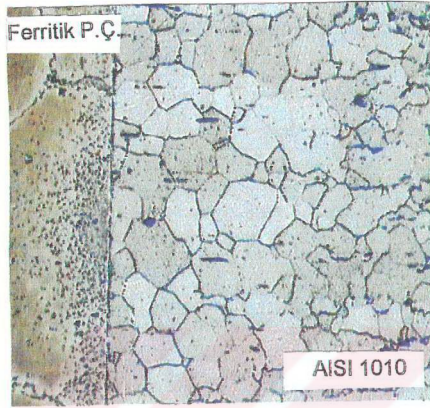
b.

Şekil 5.11. 1100 °C Yarım Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları;

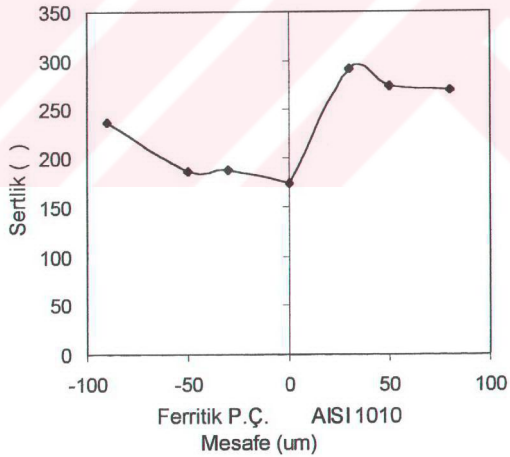


b.

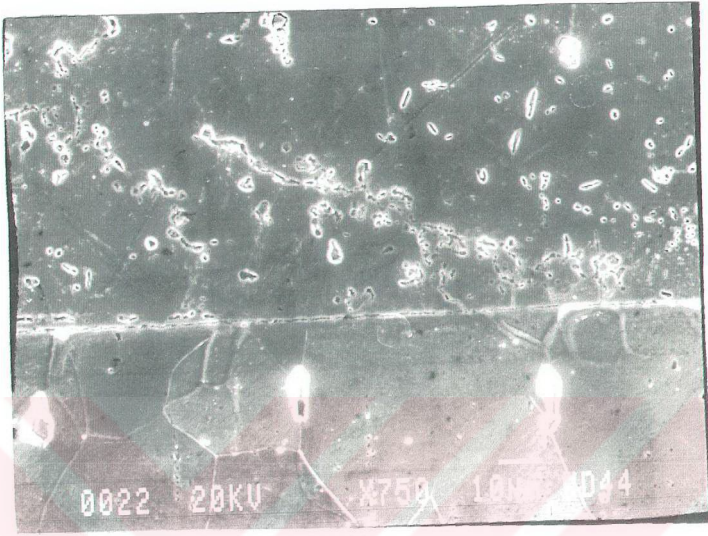
Şekil 5.12. 1100 °C Yarıım Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.



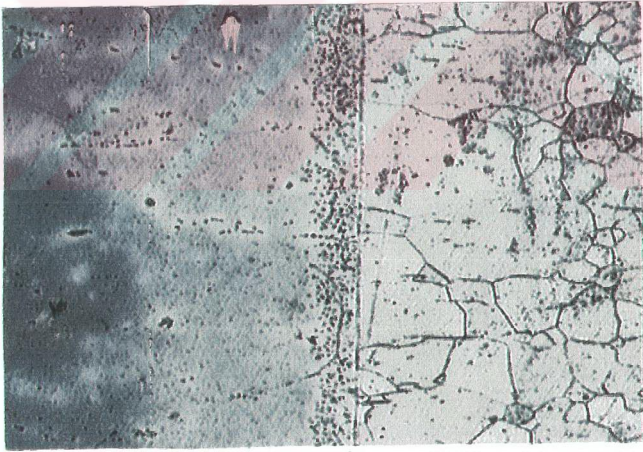
a



Şekil 5.13. 850 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.

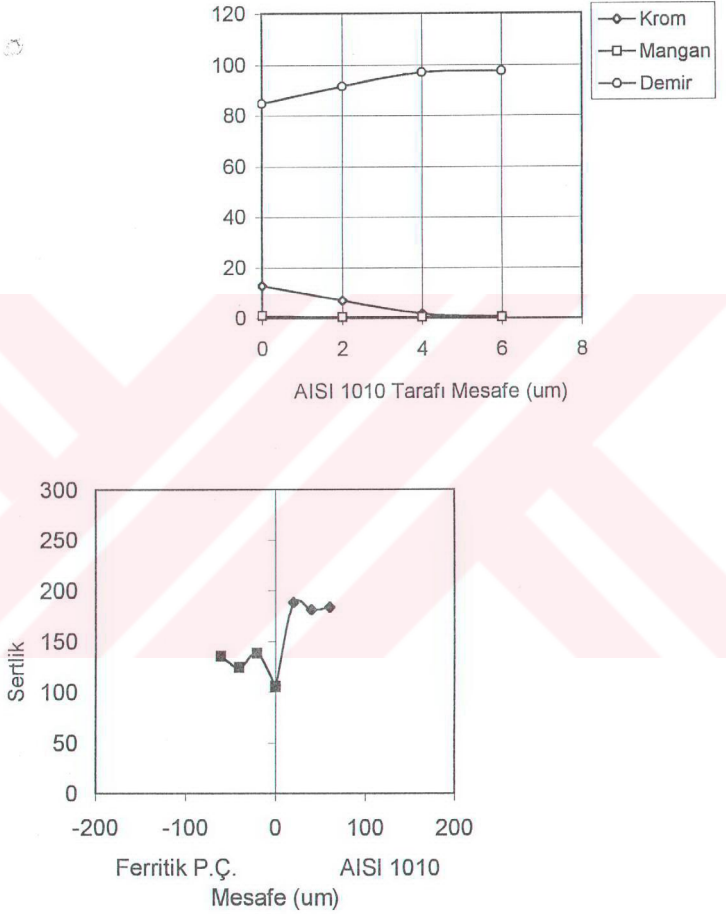


a.

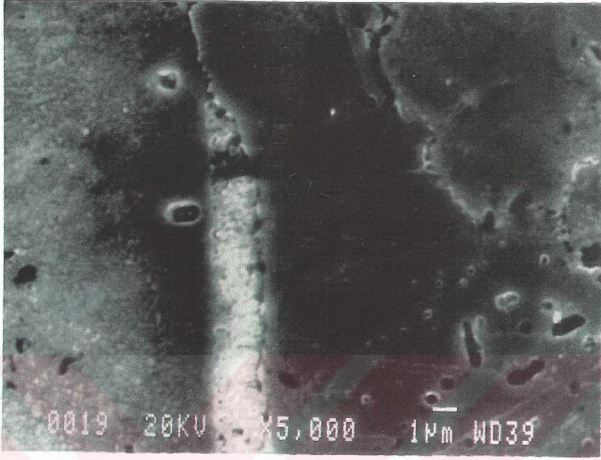


b.

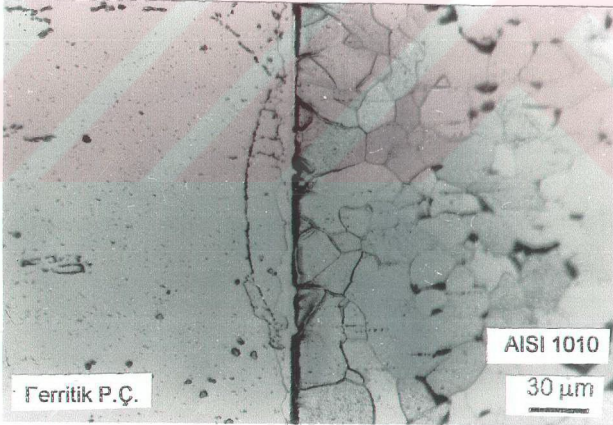
Şekil 5.14. 900 °C Yarıım Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları.



Şekil 5.15. 900 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.

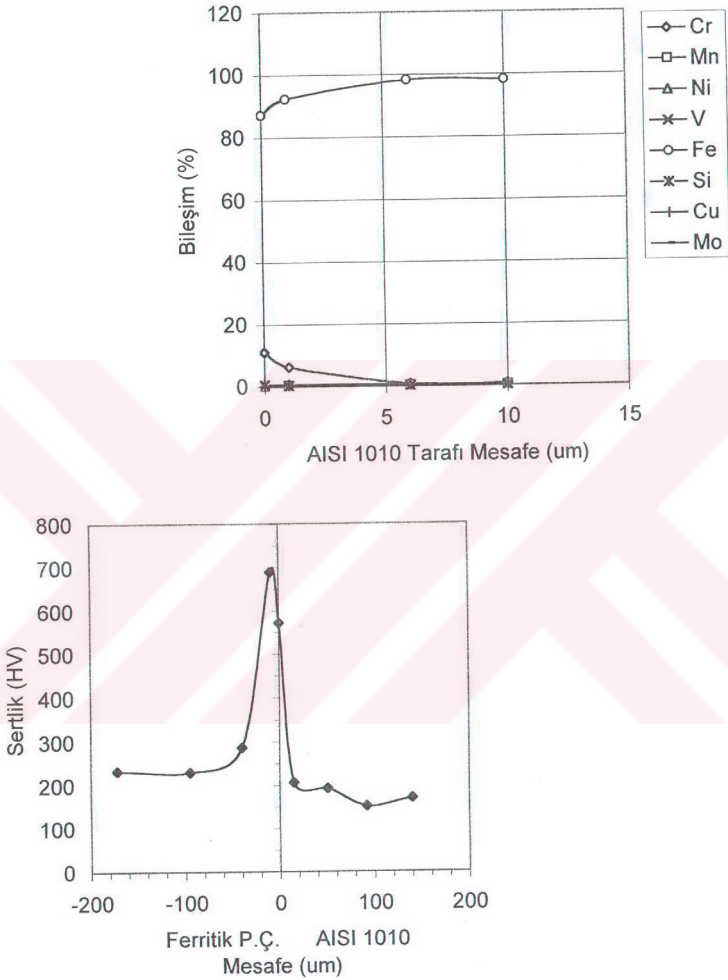


a.

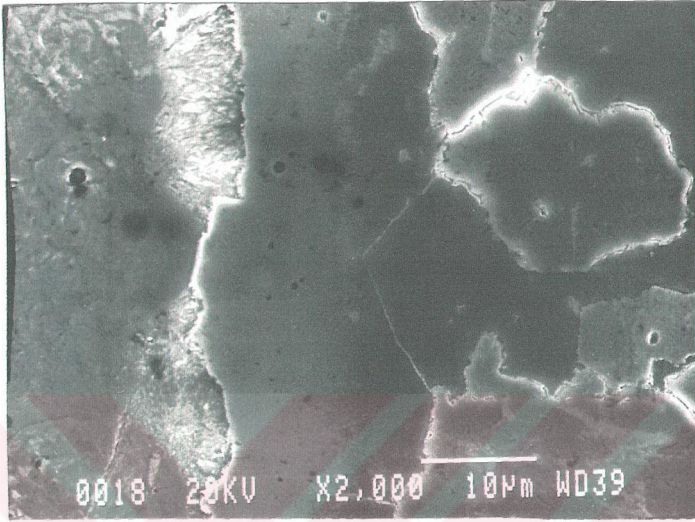


b.

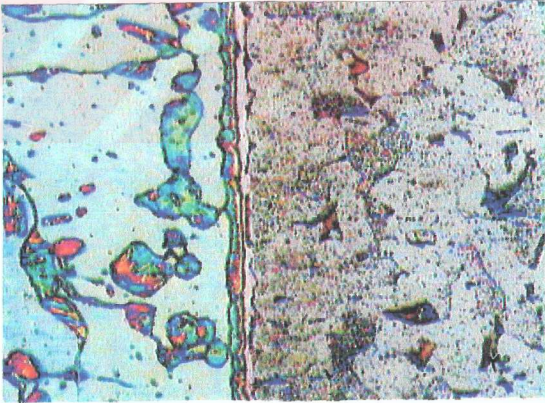
Şekil 5.16. 1000 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları



Şekil 5.17. 1000 °C Yarıml Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde c. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, d. Mikro Sertlik Dağılımı.

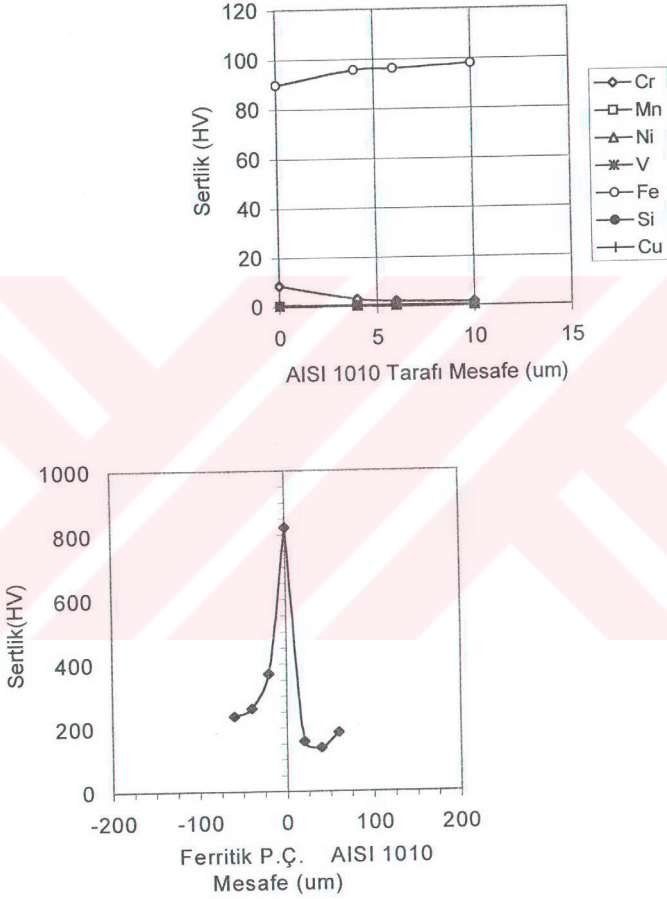


a.

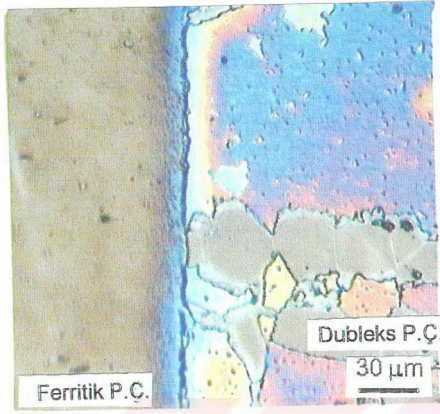


b.

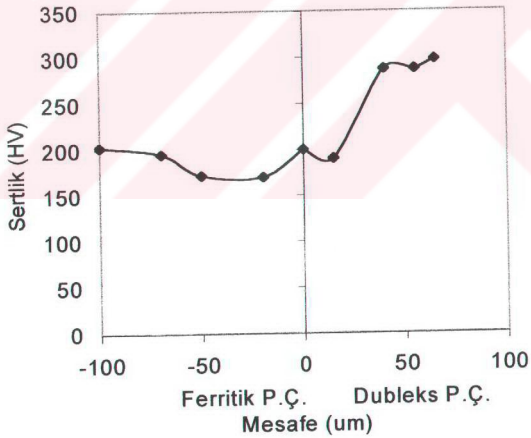
Şekil 5.18. 1100 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. SEM b. Optik Mikroskop Fotoğrafları.



Şekil 5.19. 1100 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde a. AISI 1010 Tarafında Difüzyon Profili, b. Mikro Sertlik Dağılımı.

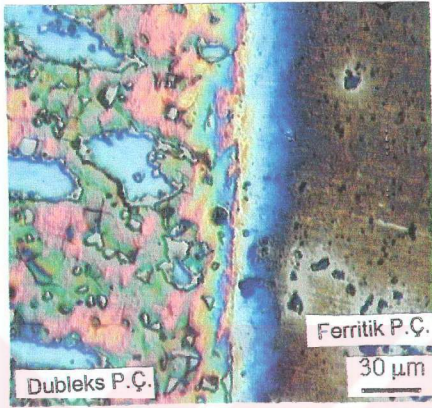


a.

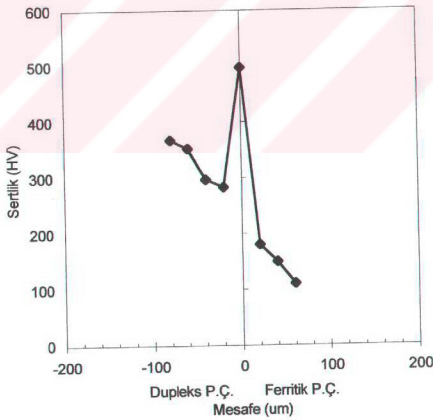


b.

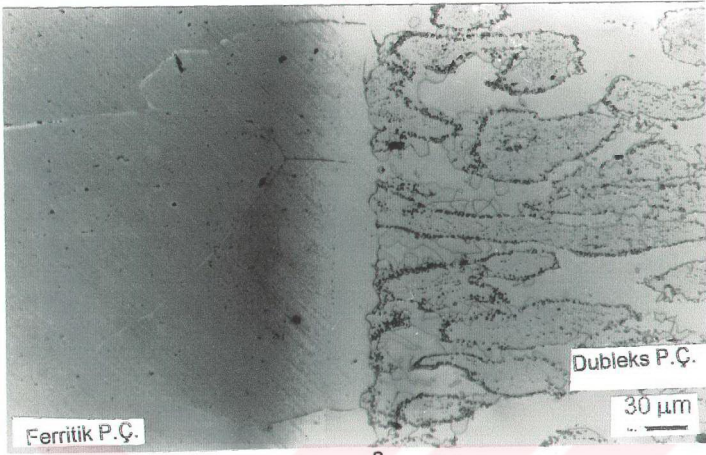
Şekil 5.20. 850 °C Yarıml Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafl, b. Mikro Sertlik Dağılımı.



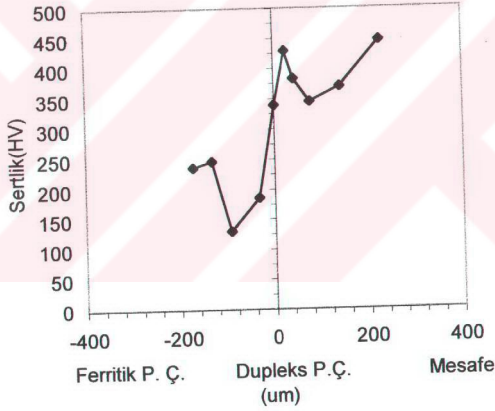
a.



Şekil 5.21. 900 °C Yarı Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik –Ferritik Paslanmaz Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.

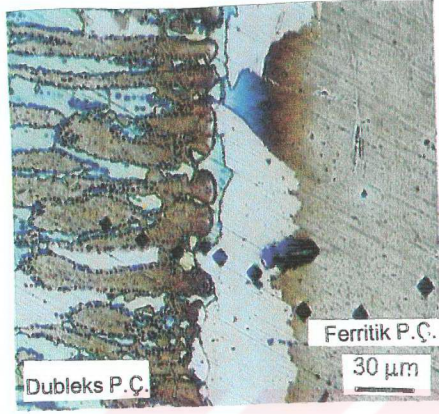


a.

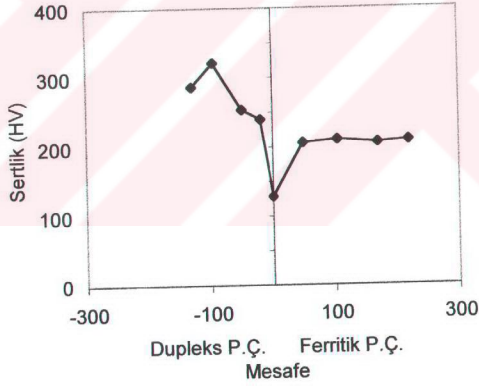


b.

Şekil 5.22. 1000 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.



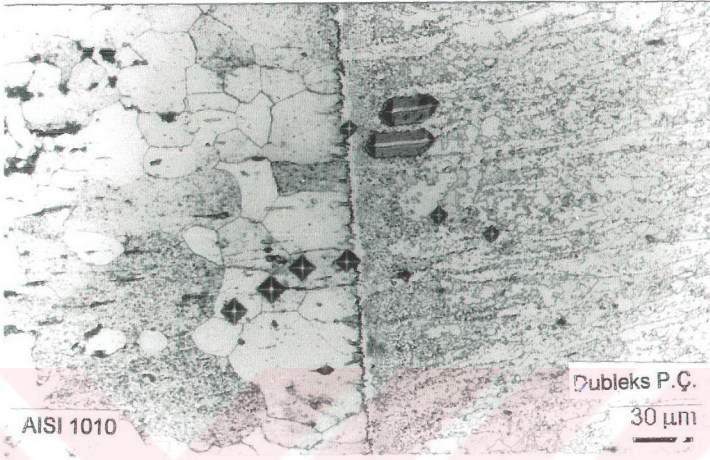
a.



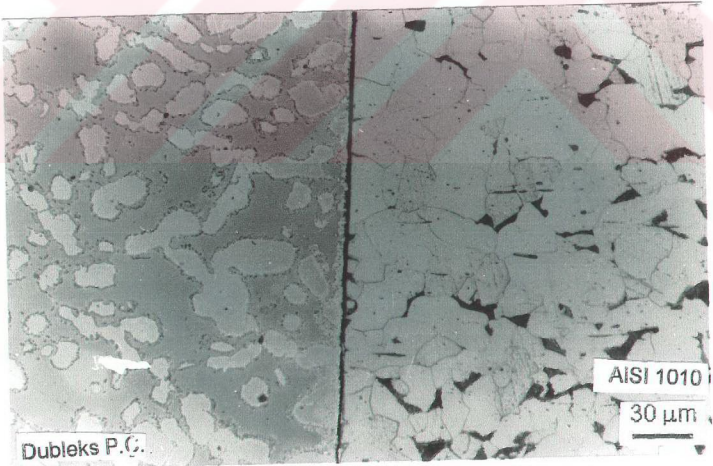
b.

Şekil 5.23. 1100°C ve Yarıml Saatte Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çiftinde a. Optik Mikroskop Fotoğrafı; b. Mikro Sertlik Dağılımı.

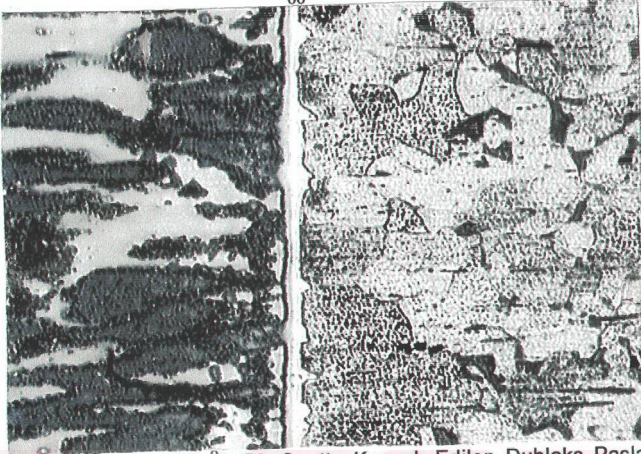
Bu kısımda, bir saat süreyle kaynak edilen numunelere ait optik fotoğraflar verilmiştir.



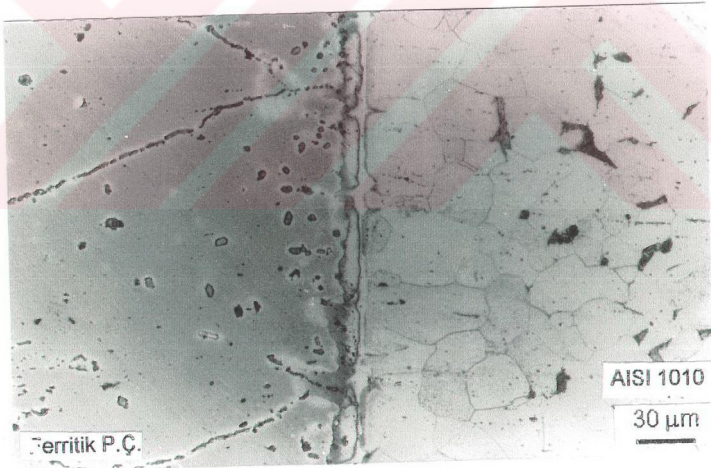
Şekil 5.24. 850 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.



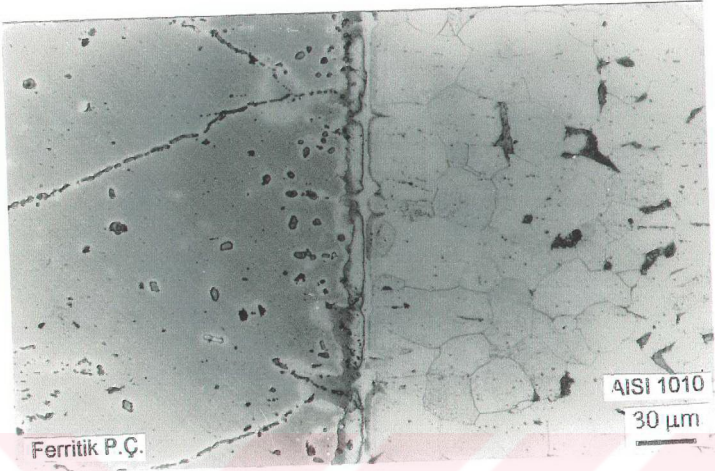
Şekil 5.25. 1000 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.



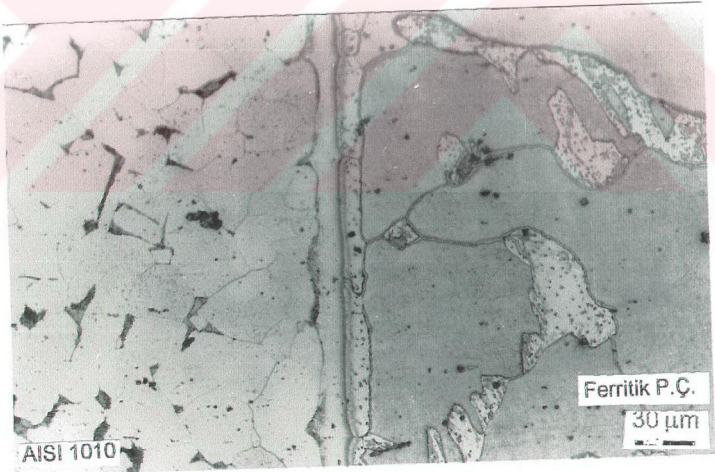
Şekil 5.26. 1100 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.



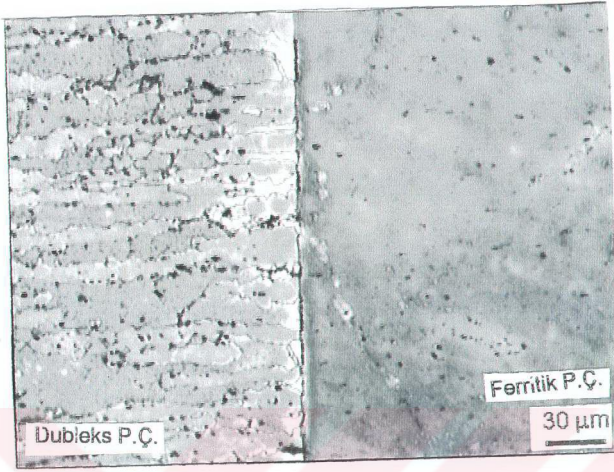
Şekil 5.27. 900 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.



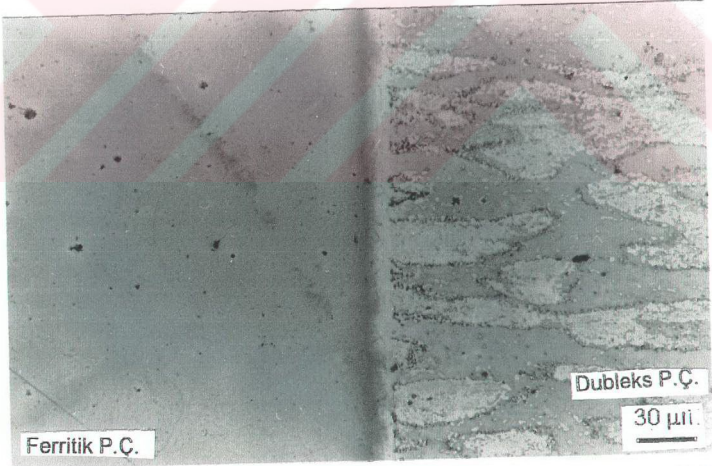
Şekil 5.28. 1000 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.



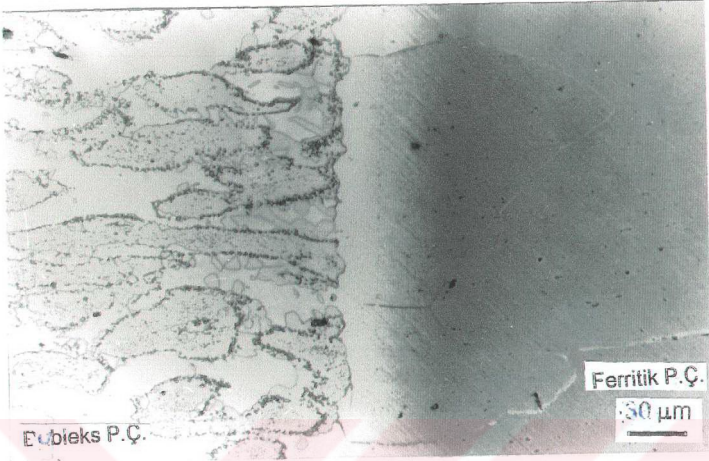
Şekil 5.29. 1100 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik AISI 1010 Çiftinde Optik Mikroskop Fotoğrafı.



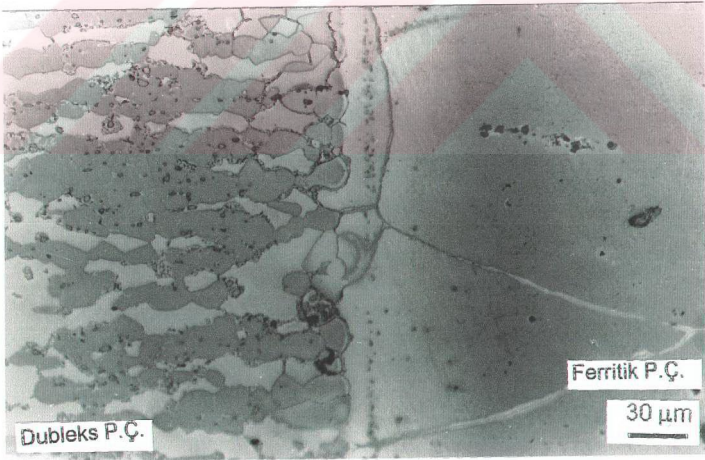
Şekil 5.30. 850 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.



Şekil 5.31. 900 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.



Şekil 5.32. 1000 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.



Şekil 5.33. 1100 °C Bir Saatte Kaynak Edilen Dubleks Paslanmaz Çelik Ferritik Paslanmaz Çelik Çiftinin Optik Mikroskop Fotoğrafı.

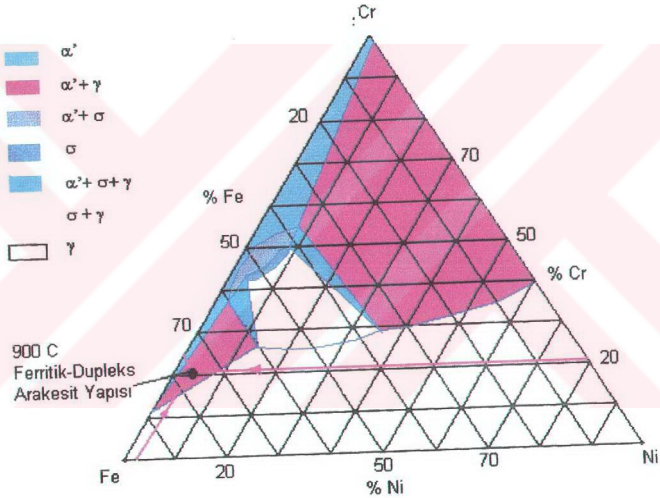
Arakesit fotoğraflarından, hem dubleks paslanmaz çelik hem de ferritik paslanmaz çelik AISI 1010 çiftlerinde belirgin iki durum ortaya çıkmaktadır. Bunlardan birincisi, 850°C' den başlamak üzere sıcaklık arttıkça, difüzyon çifti arasındaki ara tabakanın genişlemesi ya da arakesitin AISI 1010 tarafına doğru daha fazla kaymasıdır. İkincisi, AISI 1010 tarafında 850 ve 900 °C' lerde ferritleşme ve buna bağlı olarak tane irileşmesinin meydana gelmesidir. Burada dikkati çeken husus, ferritleşmenin 850 ila 900 °C sıcaklıkları arasında ve özellikle dubleks paslanmaz çelik ile ferritik paslanmaz çelikte sigma fazının çökeltme sıcaklığı olan ve Şekil 5.4 ve 5.5' ten görüleceği gibi sırasıyla 919 ve 924 °C sıcaklıklara karşılık gelen sıcaklıklarda daha şiddetli olmasıdır. Literatürde sade karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerde sementitin sıcaklık arttıkça daha fazla ve hızlı çözüleceği belirtilmesine rağmen (Yıldırım, 1986; Tekin, 1981; Avner, 1983), Şekil 5.9.b, 5.13.b, 5.29.b, ve 5.31' den de görülebileceği gibi, 1000 ve 1100°C sıcaklıklarda hem yarım hem de bir saat süre ile kaynak edilen numunelerde ferritleşmenin 850 ve 900°C sıcaklıklarda kaynak edilenlere oranla daha az olduğu ya da ferritleşme oluşmadığı anlaşılmaktadır. Bu durum, çökeltme reaksiyonunun paslanmaz çelik tarafından AISI 1010 tarafına doğru oluşan difüzyonu hızlandırdığını göstermektedir. Her ne kadar bu iki malzeme çifti arasındaki hızlı reaksiyonun iki çelik çifti arasındaki büyük konsantrasyon farkından kaynaklandığı düşünülebilirse de bu, difüzyonun çökeltme reaksiyon sıcaklığı ve civarında difüzyonun daha hızlı meydana geldiği sonucunu değiştirmez.

Mikro yapı incelemelerinin bir diğer ilginç sonucu da, dubleks paslanmaz çelik, ferritik paslanmaz çelik çiftinde, 1000 ve 1100°C'lerde ferritik paslanmaz çelik tarafında daha hızlı bir difüzyon oluşması nedeniyle arakesitin 30 ila 60 um kadar dubleks tarafa kaymış ve difüzyonun hızı nedeniyle de orijinal arakesitte mikro boşlukların kalmış olmasıdır (Şekil 5.34-5.35). Bu durum 900°C ' de yapılan kaynaklarda görülmemektedir.

Mikro yapı analizlerinden elde edilen bir diğer sonuç, AISI 1010 tarafındaki ferritleşme miktarının Cr difüzyonu ile orantılı olmamasıdır. Yani, ferritleşmede Cr'un maksimum difüzyon mesafesinin önemli olmadığı görülmektedir.

Kaynaklı numunelerin yarım saat süre ile kaynak edilenlerin ara kesitlerinde oluşan ara tabakalar EDS ile belirlenmiş, faz belirlenmesine ait örnek Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramı üzerinde Şekil 5.34' de sonuçlar ise Tablo 5.1' de verilmiştir.

Tablo 5.1 de görüldüğü gibi arakesitte dahi olsa, literatürde belirtilen aksine kaynak sıcaklığı arttıkça elementlerin ve özellikle Cr' un arakesitteki miktarında azalma olmaktadır. Bu durum, AISI 1010 tarafında mesafe arttıkça değişmektedir (Şekil 5.8 ila 5.19).



Şekil 5.34. Cr-Fe-Ni Üçlü Denge Diyagramı (900 °C) ve Diyagramın Kullanımına Ait Uygulama.

Tablo 5.1. Arakesit EDS Sonuçları

Malzeme Çifti		Cr	Ni	Mo	Mn	V	Si	Fe	Muhtemel Fazlar
Dubleks-AISI 1010	900	12,13	2,5	0,4	0,5	-	0,6	84	γ
	1000	11	0,6	-	0,15	-	0,5	87	γ
	1100	7,12	1	0,34	0,34	-	0,23	91	γ
Ferritik AISI 1010	900	12,82	0,3	-	0,96	0,46	0,67	85	γ
	1000	11,08	0,53	-	0,14	0,42	0,51	87,14	γ
	1100	8,53	0,7	-	0,34	0,18	0,34	89,9	γ
Dubleks Ferritik	900	20,8	1,537	0,44	0,43	0,55	0,55	76	$\alpha'+\gamma$
	1000	20,6	1,537	0,23	0,21	0,43	0,79	75,3	$\alpha'+\gamma$
	1100	20,25	1,189	0,23	-	0,5	-	77,5	$\alpha'+\gamma$

5.4. Tane Boyutu, Ferritleşme Mesafesi, Cr Difüzyonu İlişkisi

Kaynaklı numunelerden yarım saat süreyle kaynak edilenlerinde, AISI 1010 tarafında tane boyutu, lineer kesişme mesafesi, ferritleşme mesafesi ve ara kesite komşu en büyük tane boyutu ASTM standartlarına göre (Metals Handbook, 1993) belirlenmiş ve sonuçlar Tablo 5.2' de verilmiştir.

Buna göre, ASTM tane boyut numarası (G):

$$G = -10 - 6,64 \log (L_3)$$

5.1

Formülü yardımı ile hesaplanmıştır. Burada,

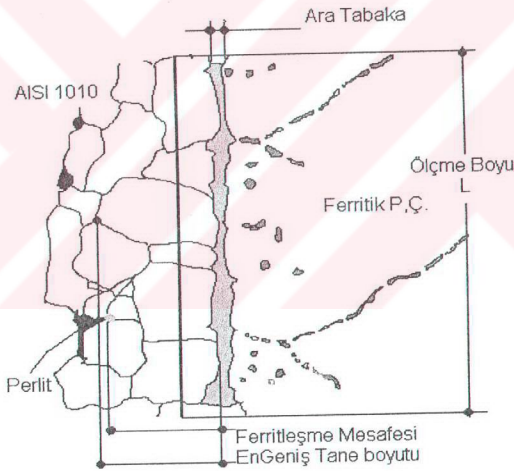
$$L_3 = \frac{L}{PM}$$

5.2

denklemleri ile tanımlanır. Bu denklemlerde L, tane sınırı ölçme uzunluğu (cm), P ölçme uzunluğu boyunca ölçme çizgisini kesen tane sınırı sayısı (üçlü tane sınırı kesişim noktaları iki olarak sayılır), M ise fotoğrafın büyütme miktarıdır.

G hesaplandıktan sonra, ASTM nomogramı (Metals Handbook, 1993) yardımı ile doğrusal kesişim boyu, yani tanenin ölçme hattındaki boyutu bulunmuştur. Tanenin enine genişliği ise arakesitten itibaren ölçülerek belirlenmiştir. Ölçme boyuna ait örnek Şekil 5.36' da verilmiştir.

Kaynak bölgesinde ferritleşmenin krom difüzyonundan kaynaklandığı düşünüldüğünden, kromun difüzyon mesafesi mukayese açısından hem değiştirilmemiş hem de çökeltme reaksiyon entalpisi dikkate alınarak değiştirilmiş halde hesaplanmıştır. Ferritleşme mesafesi ise mukayeseli olarak Tablo 5.2' de verilmiştir.



Şekil 5.35. Tane Boyutu, Ferritleşme Mesafesi ve En Geniş Tane Boyutunu Belirleme Yöntemini Gösterir Şekil.

Değiştirilmiş difüzyon katsayısı, $Q_{\text{çok}}$ reaksiyon entalpisini göstermek üzere,

$$D = D_0 \exp \left(- \frac{(Q + Q_{\text{çok}})}{RT} \right) \quad 5.3$$

denklemleri ile hesaplanmıştır. Burada, D_0 difüzyon sabiti, Q difüzyon aktivasyon enerjisi, R universal gaz sabiti, T ise mutlak kaynak sıcaklığıdır.

Reaksiyon entalpileri:

Ferritik paslanmaz çelik için, reaksiyon entalpisi $-835,64 \text{ J/g}$, dubleks paslanmaz çelik için $-864,94 \text{ J/g}$ olarak bulunmuştur. Bu değerler paslanmaz çeliklerdeki elementlerin yüzde miktarları dikkate alınarak ve mol ağırlıkları hesaplanarak J/mol ' e çevrilmiş ve Nitching (1988)' in negatif entalpili reaksiyonların, difüzyon kaynaklı bağlantılarda bağlantı kalitesini artırdığı fikrinden hareketle, difüzyon aktivasyon enerjisinden çıkarılarak reaksiyon sıcaklıkları için yeni (değiştirilmiş) difüzyon katsayıları elde edilmiştir.

Cr' un $\gamma\text{-Fe}'$ de difüzyonu için $D_0 = 0,18 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$; $Q = 216524 \text{ J/mol}$ ' dür (Brandes,1983). Buna göre, dubleks paslanmaz çelik için pik sıcaklık değerinde (919°C), değiştirilmiş difüzyon katsayısı:

$$D_d = 0,18 \times 10^{-4} \exp \left(- \frac{(216524 - 47569)}{8,314 \times 1192} \right)$$

$D_d = 7,099 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ olarak elde edilmiştir.

Değiştirilmemiş difüzyon katsayısı aynı şekilde:

$$D = 0,18 \times 10^{-4} \exp \left(- \frac{216524}{8,314 \times 1192} \right)$$

$D = 5,842 \cdot 10^{-15} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ olarak bulunmuştur.

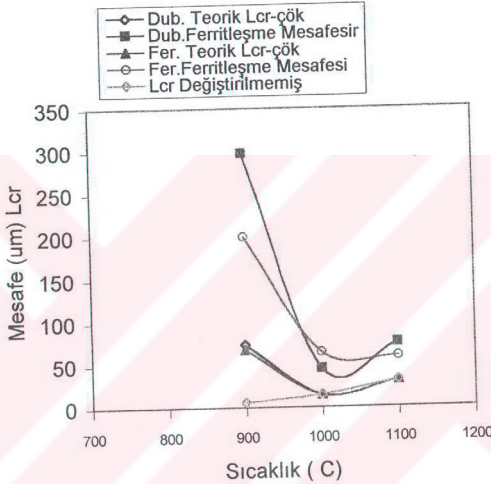
Aynı işlemler ferritik paslanmaz çeliğin pik değer verdiği 924°C için de yapılmış ve diğer sıcaklıklarda değiştirilmemiş difüzyon katsayıları dikkate

alınarak , gelişigüzel yürüme formülünden (Koçer, 1998; Porter, 1993; Shewmon,1963):

$$R = 2,4 (D t)^{1/2}$$

5.4

kromun teorik difüzyon mesafesi hesaplanmıştır. Sonuçlar Şekil 5.37' de grafik olarak gösterilmiştir.



Şekil 5.36. Kromun Teorik Difüzyon Mesafeleri ile (Lcr), Ferritleşme Mesafeleri Arasındaki İlişki (Yarım saat süre ile kaynak edilen numunelere göre elde edilmiştir).

Şekil 2.36' dan çökelme reaksiyonu entalpileri hesaba katılarak bulunan krom difüzyonu mesafelerinin AISI 1010 tarafındaki ferritleşme mesafelerine, bu etkinin hesaba katılmadığı teorik değerlerden daha yakın olduğu görülmektedir. Yalnız, EDS analizleri ile elde edilen Cr difüzyon profili hem ferritleşme mesafeleri hem de gelişigüzel yürüme formülü ile bulunan teorik profillerle uyuşmamaktadır. Şekil 5.37' ve 5.38' deki grafiklerde, sırasıyla 900 °C sıcaklıkta ve yarım saat süre ile birleştirilen dubleks ve ferritik paslanmaz çelik-AISI 1010 çiftlerinde Cr'un hata fonksiyonu kullanılarak bulunan

difüzyon profilleri ile çökelme reaksiyon entalpisinin hesaba katıldığı ve katılmadığı durumlara göre bulunan difüzyon profilleri arasındaki ilişki görülmektedir.

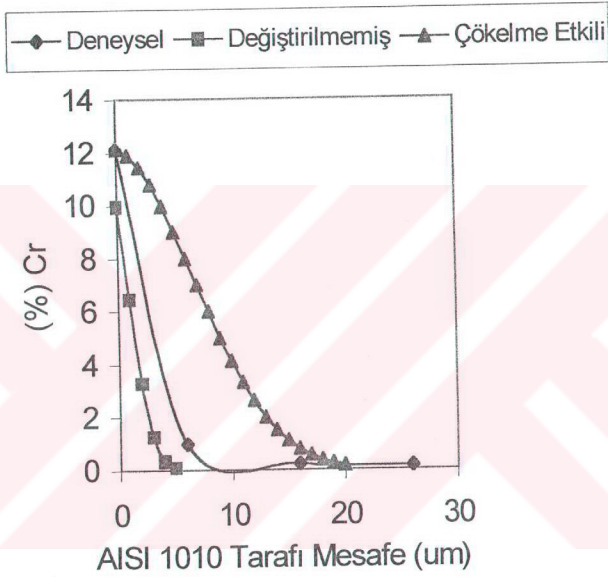
Cr' un AISI 1010 tarafındaki difüzyon profili, difüzyon olayında konsantrasyonu veren :

$$\frac{C_x - C_y}{C_1 - C_y} = \text{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad 5.5$$

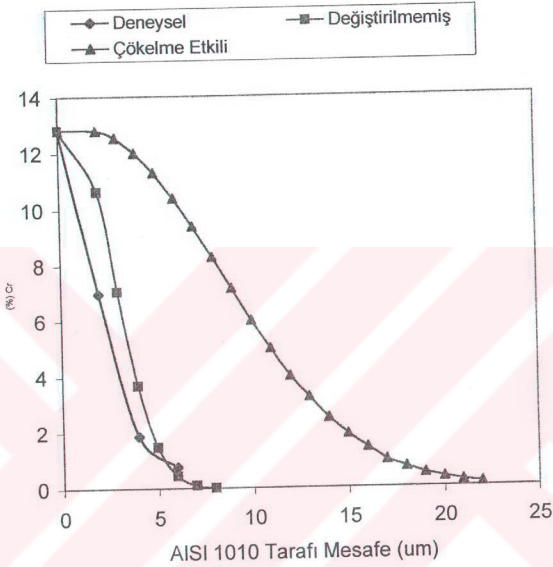
formülden hesaplanmıştır (Porter,1993). Burada, Cx yüzeyden x kadar bir mesafede elementin miktarı, Cy elementin yüzeydeki miktarı, C1 ise elementin, içinde difüze olmaya başladığı malzemede ilk miktarıdır.

AISI 1010 çeliğinde başlangıçtaki Cr miktarı 0, yüzeydeki Cr miktarı ise EDS analizleri ile ara kesitte belirlenen miktar olarak alınmış, dönüşüm sıcaklıklarında, değiştirilmiş difüzyon katsayısı kullanılmıştır. 5.5 no' lu denklem Q-basic dilinde hazırlanan bir bilgisayar programı ile çözümlenmiştir. Program Ek-1' de verilmiştir. Cr' un bu şekilde hesaplanan teorik difüzyon profili ile EDS sonuçlarından elde edilen Cr profilleri grafik olarak Şekil 5.37 ve 38 ' de verilmiştir.

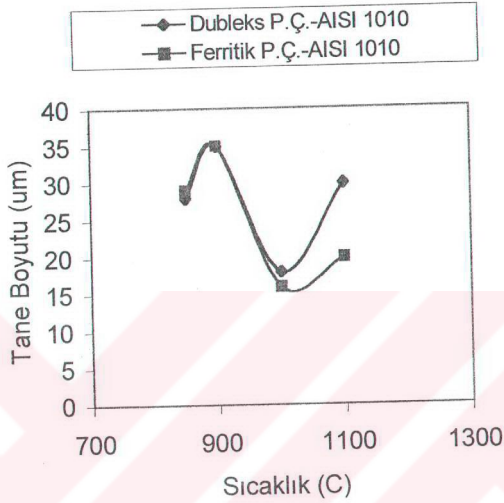
Bu eğrilerden görüldüğü gibi, çökelme entalpisinin hesaba katılması ile bulunan Cr miktarı mesafelere göre bir miktar abartılı gibi görünse de, maksimum deneysel mesafe ile daha uyumlu bir maksimum mesafe vermektedir. Yalnız bu değerler de AISI 1010 tarafında 850 ve 900 °C'lerde gerçekleşen ferritleşme mesafelerinden çok küçüktürler.



Şekil 5.37. 900 °C sıcaklık ve Yarıml saat Süre İle Kaynak Edilen Dupleks Paslanmaz Çelik- AISI 1010 Çiftinde Cr'un Teorik ve Deneyisel Difüzyon Profilleri.

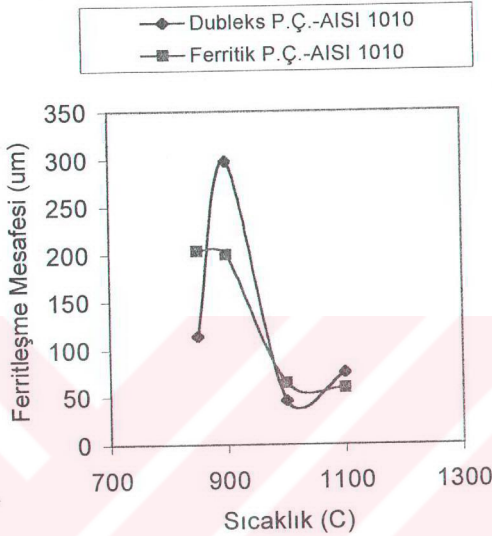


Şekil 5.38. 900 °C sıcaklık ve Yarım saat Süre İle Kaynak Edilen Ferritik Paslanmaz Çelik- AISI 1010 Çiftinde Cr'un Teorik ve Deneysel Difüzyon Profilleri.



Şekil 5.39. Yarım Saat Süre İle Kaynak Edilen Paslanmaz Çelik-AISI 1010 Çiftlerinde, Arakesitin AISI 1010 Tarafındaki Tane Boyutunun Sıcaklıkla Değişimi.

Difüzyon kaynaklı numuneler üzerindeki son analiz, arakesitin AISI 1010 tarafındaki tane boyutu, sıcaklık ve ferritleşme mesafesi arasında yapılmış, sonuçlar Şekil 5.39' ve 40' da grafik olarak verilmiştir.



Şekil 5.40. Yarım Saat Süre İle Kaynak Edilen Paslanmaz Çelik-AISI 1010 Çiftlerinde, Arakesitin AISI 1010 Tarafındaki Ferritleşme Mesafesinin Sıcaklıkla Değişimi.

Şekil 5.39 ve 40' daki grafiklerde görüldüğü gibi, hem arakesitin AISI 1010 tarafındaki tane boyutu hem de ferritleşme mesafesi 900°C sıcaklıkta en yüksek değerdedir. Her iki paslanmaz çelikte de bu değerler 1000°C' de büyük miktarda düşmekte, 1100°C sıcaklıkta ise bir miktar yükselmektedir. Tablo 5.2' de 850°C' lerdeki ferritleşme ve tane irileşmesinin de yüksek sıcaklıktaki değerlerden daha büyük olduğu görülmektedir. Bu durum, literatürde hiç rastlanmayan, tamamen farklı bir durumdur. Hem ferritleşme hem de tane irileşmesine yol açan ana etkinin metallerarası faz çökmesinin, paslanmaz çeliklerde yapı içerisinde serbest enerjiyi artırmaları, dolayısıyla, daha düşük enerjili olan AISI 1010 çeliğine doğru çok şiddetli bir difüzyon akısı oluşturmaları olduğu düşünülmektedir.

Mikro yapı fotoğraflarında görülen ve AISI 1010 tarafına doğru arakesit kayması ve arakesitin dubleks paslanmaz çelik taraflarında ferritleşmiş bir kısmın bulunması bu görüşü destekler mahiyettedir. Çünkü, bu, yüksek enerjili paslanmaz çelikten arakesite doğru hızlı bir Cr difüzyonu meydana geldiğinin göstergesidir.



6. BÖLÜM

DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, metallerarası faz çökmesi gösteren dubleks ve ferritik paslanmaz çeliklerde, çökme reaksiyonunun difüzyon kaynağı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Çalışma, özellikle, çökme reaksiyon entalpisi ile çökmenin kendi doğasından kaynaklanan düzensizliklerin difüzyonu ve dolayısıyla difüzyon kaynağını nasıl etkilediği hususu üzerinde yoğunlaştırılmıştır.

Çalışmada, öncelikle paslanmaz çeliklerde faz çökme sıcaklıkları ve dönüşüm entalpileri DTA analizleri ile belirlenmiştir. Literatürde belirtilen değerlere uygun olarak (Nilsson,1992; Meahara, 1988, Michael, 1991) dubleks paslanmaz çelik 919, ferritik paslanmaz çelik ise 924 °C' de endotermik pik vermiştir. Literatürde, paslanmaz çeliklerde sigma fazı oluşumunun uzun sürelerde takriben 700°C , kısa sürelerde ise 800 ve 850°C civarında başladığı bildirilmektedir (Meahara, 1988, Han, 1997; Sato, 1999, Tekin 1981). Bu durum göz önünde bulundurularak, difüzyon kaynakları, sigma fazı oluşumu için kritik kabul edilen (Han,1997) 850 °C' den başlanılarak yapılmıştır. Difüzyon kaynakları basıncın etkisini ortadan kaldırmak için sabit basınçta yapılmış, süre olarak 30 ve 60 dakikalar kullanılmıştır. Bu süreler de yine sigma fazı için literatürde kritik kabul edilen sürelerdir (Han, 1997; Michael, 1991). Han, sdupleks paslanmaz çeliklerde, soğuk deformasyonun mertebesine bağlı olarak sigma fazı oluşumunun özellikle 850 °C' de 5 dakikada başladığını göstermiştir. Deneyler sonunda, kusursuz birleşmiş bir ara bölge için 30 dakikalık sürenin yeterli olduğu görüldüğünden, incelemeler bu süreye odaklanmıştır.

Deneylerin sonuçlarından elde edilen çıkarımlar aşağıda verilmiştir:

1. Metallerarası faz çökme sıcaklıkları, hem difüzyon katsayısını hem de malzemenin mikro yapısını değiştirerek difüzyonu hızlandırmaktadır. Bu durum, difüzyon katsayısı üzerinde, çökme reaksiyon sıcaklığında ve reaksiyonun endotermik olması durumunda, reaksiyon entalpisi difüzyon

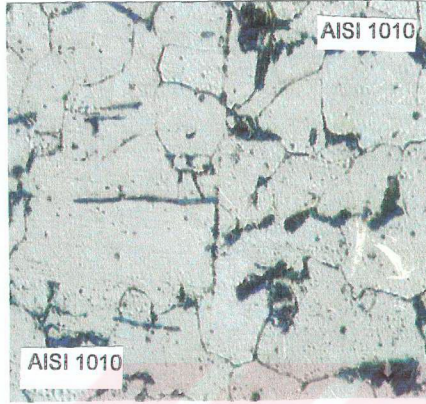
aktivasyon enerjisinden çıkarılarak yeni bir difüzyon katsayısı tanımlanmak suretiyle genel difüzyon denkleminin yansıtılabilir.

2. Gelişigüzel yürüme denkleminin, Andrezejewski' nin (1993) iddiası aksine herhangi bir elementin maksimum difüzyon mesafesini hesaplamada çok hassas bir araç olarak kullanılamayacağı görülmüştür. Difüzyon profili elde etmede, Fick' in 2. Yasasından yararlanılarak bulunan konsantrasyon denkleminin, önerilen değiştirilmiş difüzyon katsayısı işle birlikte kullanılması gerçeğe daha uygun sonuçlar vermektedir.

3. Paslanmaz çelik, düşük karbonlu çelik çiftinde, faz çökme sıcaklıklarında, difüzyon hızına bağlı olarak, düşük karbonlu çelik tarafında, arakesit bölgesinde şiddetli bir tane büyümesi ve ferritleşmiş geniş bir kısım meydana gelmektedir. Bunun, paslanmaz çelik tarafında metallerarası faz çökme sıcaklığında, paslanmaz çeliğin serbest enerjisinin artmasıyla, sade karbonlu çeliğe göre çok daha kararsız bir hale gelmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu nedenle, alaşım elementleri ve özellikle Cr, hızla sade karbonlu çelik tarafına difüze olmakta ve ferritleşmeye yol açmaktadır.

4. Hem dubleks hem de ferritik paslanmaz çelik AISI 1010 çiftlerinde, her sıcaklıkta, arakesitin paslanmaz çelik tarafında AISI 1010 tarafına doğru oluşan hızlı Cr difüzyonu sebebiyle ferritleşmiş bir bölge meydana gelmiş olmalıdır.

5. AISI 1010 çeliğinde meydana gelen tane büyümesi ve ferritleşmenin metallerarası fazların (burada özellikle sigma fazının) çökme reaksiyonundan kaynaklanmadığı, kendi arasında yapılacak bir difüzyon kaynağında da uygulanan basınç ve süreye bağlı olarak arakesitte tane büyümesi ve ferritleşmenin görülebileceği şeklindeki bir düşüncenin geçerliliğini araştırmak amacıyla 900 °C sıcaklıkta AISI1010 çifti aynı basınçta ve yarım saat süreyle kaynak edilmiş ve arakesitte tane irileşmesi ve ferritleşmeye rastlanmamıştır. Üstelik birleşme kalitesinin daha zayıf olduğu arakesitteki boşluklardan da anlaşılmaktadır (Şekil 6.1).



Şekil 6.1. 900°C ve Yarım Saat Süre İle Kaynak Edilen AISI 1010 Çifti.

Sonuç olarak, metallerarası faz çökelme sıcaklıklarının difüzyon kaynağında, tam bir birleşme için gerekli olan süreyi kısaltmak suretiyle bir avantaj olarak kullanılabileceği söylenebilir.

Yapılan bu çalışma ışığında:

1. Faz dönüşüm noktaları ve özellikle metallerarası faz dönüşüm sıcaklıklarının, özellikle farklı cins malzemelerin difüzyon kaynağında kaynak parametrelerine etkileri araştırılabilir,
2. Faz dönüşüm noktaları için yeni ve genel bir difüzyon katsayısı tanımı yapılabilir.
3. Malzemelerde bir dezavantaj gibi görünen birçok iç atalet olayının, çeşitli işlemlerde bir avantaj olarak kullanılabilmesi araştırılabilir.

KAYNAKLAR

ASKELAND, D.R.,(1989). **The Science and Engineering of Materials**. Van Nostrand. Rainbold Co. Ltd. Hong Kong

ANDREJEZEVSKI, H., BADAWI, K.F., ROLAND, B., (1993). The Roughness in Diffusion Welding of Ti-6Al-4V Alloy. **Welding Journal**. 435-s.

AVNER, S. H., (1986). **Introduction to Physical Metallurgy**. Ankara Üniversitesi Basımevi.

BRANDES, E.A., (1983). **Metals Reference Book**. Altıncı Basım. Butterworths. İngiltere.

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 Research.

HAN, Y.S., HONG S.H., (1997). **The Effect of Thermomechanical Treatments on Superplasticity of 2407 Duplex Stainless Steels**. Scripta Materialia. 36(5):557-563.

ISLAM M.F.,PILLING J., RIDLEY N., (1997).**Materials Science and Technology** Vol.13, pp. 1046-1050

KAPLAN, M., (1997). Yüksek Cr-Ni Alaşımlı Çelik Dökümlerde Yaşlandırmanın Süneklik Davranışına Etkisi. **Doktora Tezi**. Fırat Üniversitesi. Elazığ.

KOÇER, S., (1998). Yüksek Krom Nikel Alaşımlı Paslanmaz Çeliğin Alaşımsız Düşük Karbonlu Çelikle Difüzyon Kaynağının Araştırılması. **Yüksek Lisans Tezi**. Fırat Üniversitesi. Elazığ.

KOÇER, S., (1998). Katı Hal kaynak Yöntemleri. **Doktora Semineri**. Fırat Üniversitesi. Elazığ.

KORKUT, M. H., (1997). Alaşım Elementlerinin Ferritik Paslanmaz Çeliğin Aşırısına Davranışına Etkisi. **Doktora Tezi**. Fırat Üniversitesi. Elazığ

MAEHARA, Y.; KOMIZO, Y.; LANGDON, T. G. (1988), **Principles of Superplastic Diffusion Bonding**. Materials Science and Technology 4 (8): 669-674

METALS HANDBOOK, (1983). **AWS**. Cilt 6. ABD

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

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 Technology. **Proceedings of an International Conference on Trends in Welding Research**. 733-738.

NİLSSON J.O. (1992) Duplex Stainless Steels. **Materials Science Technology**. 8:685-699.

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

ORHAN, N., (1999). A New Model for Diffusion Bonding and Its Application to Duplex Alloys . **Material Science and Engineering A**.

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

POHL M., IBACH A., LANGE K.H. (1991). Microstructure and Properties of Super Duplex Stainless Steels. **Practical Metallurgy**. 28:333-348.

SALEHI, M.T., (1990). Isostatic Diffusion of Some Superplastic Alloys. **Doktora Tezi**. UMIST. Manchester.

SATO Y., KOKAWA H., (1999). Preferential Precipitation Site of Sigma Phase in Duplex Stainless Steel Weld Metal. **Scripta Materialia**. 40 (6):659-663.

TEKİN, A., (1981). **Çeliklerin Metalürjik Dizayını**. İstanbul.

WALSH, D.W., BALAGUER, J. P., (1986). **Diffusion Bonding of Ti-6Al-4V. Advances in Welding Science and Technology**. TWR 86. Proceedings of an International Conference on Transactions in Research. Gattinburg – Tennessee

VERHOEVEN, J. D., (1975). **Fundamentals of Physical Metallurgy**. John Willey and Sons Inc. ABD.

YILDIRIM, M. M, (1985). **Malzeme Bilgisi I, II, III**. F.Ü. Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü. Yayın No:61.

ZHANG, Y.C., NAKAGAWA, H., (1987). Proposal of New Bonding Technique-Instantaneous Liquid Phase Bonding. **Trans. of J.W.R.** 1. 16(1):17-29.

EK 1.

**DEĞİŞTİRLMEMİŞ VE ÇÖKELEME REAKSİYONU ETKİLİ
DİFÜZYON PROFİLİ VE MAKSİMUM DİFÜZYON MESAFESİ
PROGRAMI**

CLS

SCREEN 12

OPEN "KON.DAT" FOR OUTPUT AS #1

'ORTALAMA YÜZEY KONSANTRASYONU (% OLARAK)-----

CM = 12.134

'İLK KONSANTRASYON-----

C1 = 0

QA = 216524

QCOK = QA - 47569

D0 = .000018

R = 8.314

'KAYNAK SICAKLIĞI T-----

T = 900 + 273

'INPUT "

'KAYNAK SÜRESİ; SURE-----

SURE = 1800

'DİFÜZYON KATSAYISI-----

 $D = D0 * EXP(-(QA / (R * T)))$ $DDUP = D0 * EXP(-(QCOK / (R * T)))$

'GELİŞİ GUZEL YURUMEDEN MAKSİMUM KROM MESAFESİ-----

 $RM = 2.4 * (D * SURE) ^ .5$ $RMDUP = 2.4 * (DDUP * SURE) ^ .5$

LOCATE 5, 5: PRINT "MAKS MESAFE RM="; RM

'-----

FOR X = .000001 TO .00001 STEP .000001

$Z = X / (2 * (D * \text{SURE}) ^ .5)$

$Z = X / (2 * (\text{DDUP} * \text{SURE}) ^ .5)$

$\text{ERF} = .0899 * Z ^ 3 - .6126 * Z ^ 2 + 1.3749 * Z - .0187$

$\text{ERFDUP} = .0899 * Z ^ 3 - .6126 * Z ^ 2 + 1.3749 * Z - .0187$

$\text{CX} = \text{CM} - (\text{CM} * \text{ERF})$

$\text{CXDUP} = \text{CM} - (\text{CM} * \text{ERFDUP})$

PRINT #1, X * 1000000!; CX

PRINT #1, X * 1000000!; CXDUP

CM = CX

NEXT X

'-----

END

