

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

96316

YÜKSEK KARBONLU ÇELİKLERİN SÜPERPLASTİK HALDE
DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI

MUSTAFA TAŞKIN

96316

DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

2000
ELAZIĞ

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

**YÜKSEK KARBONLU ÇELİKLERİN SÜPERPLASTİK HALDE
DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI**

MUSTAFA TAŞKIN

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

**2000
ELAZIĞ**

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

**YÜKSEK KARBONLU ÇELİKLERİN SÜPERPLASTİK HALDE
DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI**

MUSTAFA TAŞKIN

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

**Bu Tez .../.../2000 Tarihinde aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından
Oybirliği/Oyçokluğu İle Başarılı/Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.**

(İmza)

(İmza)

(İmza)

Danışman

**Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun
.../.../2000 tarih vesayılı karrarıyla onaylanmıştır.**

ÖZET

Doktora Tezi

**YÜKSEK KARBONLU ÇELİKLERİN SÜPER PLASTİK HALDE DİFÜZYON
KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİKLERİNİN ARŞTIRILMASI**

MUSTAFA TAŞKIN

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metal Eğitimi Anabilim Dalı

2000, Sayfa:91

Çağımızda teknolojinin hızla gelişmesi, sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme bilimindeki gelişmeleri de beraberinde getirmiştir. Yeryüzündeki hammadde kaynaklarının sınırlı olması ve bu malzemelerin fiziksel ve kimyasal açılardan yetersizliği, insanoğlunu yeni malzemeler geliştirme arayışlara sürüklemektedir.

Bilim adamları, gelişen teknolojilere uygun olarak her geçen gün yeni bir malzeme üretme gayreti içindedirler. Bu gayretler sonucunda geliştirilen ve halen gelişimi için üzerinde çalışılan malzemelerden biri de süperplastik malzemelerdir.

Süperplastik malzemelerin gelişimine paralel olarak bu malzemelerin birleştirme problemleri de ortaya çıkmıştır. Özellikle, süperplastik hale getirilmiş yüksek ve çok yüksek karbonlu çeliklerin ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmeleri, içerdikleri yüksek karbon nedeniyle neredeyse imkansız veya çok problemlidir. Ergitme kaynak yöntemlerinde, birleşme bölgesinde ergime meydana geldiği için, malzemelerin süperplastiklik özelliği kaybolmakta, ayrıca, kaynak bölgesinde martenzit oluşumu nedeniyle mekanik özellikleri de kötüleşmektedir. Belirtilen sebeplerden dolayı, bu tür çeliklerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemleri kullanmak tek çıkar yol olarak görülmektedir.

Difüzyon kaynağı bir katı hal birleştirme usulüdür. Difüzyon kaynağı ilk defa 1940'larda uygulanmaya başlanmış olmasına rağmen, önemi 1970'lerden sonra anlaşılmıştır. Özellikle yeni ve gelişmiş malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin geleneksel metotlarla kaynak edilememesi ya da kaynağın problemlili olması, bir katı hal birleştirme yöntemi olan bu metodun geniş bir uygulama alanı bulmasını sağlamıştır.

Difüzyon kaynağı ile yapılan birleştirmelerde ana metaller erimeden birleştirme sağlandığı, ön ve son tavlama ihtiyacı duyulmadığı, bir kerede karmaşık şekilli birleştirmeler yapılabildiği, istenmeyen faz dönüşümleri engellendiği seramik ve kompozitlerin metal ve diğer malzemelerle birleştirilmesi sağlanabildiği için ergitme kaynak yöntemlerine göre daha üstündür. Plastik şekil değiştirme kabiliyeti düşük malzemelerde mümkün olan tek metot ve bağlantı mukavemetinde her zaman istenilen değerlere ulaşılabilmesi açısından da diğer katı hal birleştirme yöntemlerinden daha üstün bir kaynak yöntemidir.

Difüzyon kaynağında hakim olan mekanizmalar: plastik deformasyon, difüzyon, sürünme ve yeniden kristalleşmedir. Bu mekanizmaların hepsi, süperplastik malzemelerde harekete geçirilebilecek mekanizmalardır. Süperplastik malzemeler, küçük tane yapısı nedeniyle, çok sayıda yüksek difüzyon kanalı oluşturmaktadırlar. Ayrıca, süperplastiklik sıcaklığında, difüzyon kaynağının ana mekanizmalarından olan sürünme de oldukça etkin bir hale gelecektir. Özellikle, bu sıcaklıkta, tarafımızdan, boşlukların belirtilen nedenlerden dolayı hızla kapandığı düşünülmektedir. Düşük süperplastiklik sıcaklarında yapılan birleştirmelerde malzemelerin süper plastiklik özellikleri etkilenmemektedir.

Bu çalışmada, ötektoid altı yüksek karbonlu (% 0,70C) çelik malzemelere Al, Ti, Nb ve V ile mikro alaşımlama yapılmış. Elde edilen numunelere küçük taneli bir iç yapı kazandırmak amacı ile, sıcak dövme ve ısıl işlemler ile tane küçültme yöntemleri uygulanmıştır.

Süperplastik hale getirilmiş ötektoid altı yüksek karbonlu çelik malzemelerin vakum atmosferi altında sabit basınçta düşük sıcaklıkta (650°C, 735°C, 850°C) difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiş, bağlantıların iç yapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Yapılan uygulamalar sonucunda bu tür çeliklerin difüzyon kaynağı ile, termomekanik işlemlerle kazandıkları özelliklerini bozmadan düşük sıcaklıkta birleştirilmesi ve böylece malzemenin kendi ataletinden yararlanılarak enerji kazanımı sağlanmıştır.

Difüzyon kaynaklarında, karbürlerin iç yapıda meydana getirdikleri lokal gerilme yığılmalarının, difüzyon hızı ve dolayısıyla birleşme süresi üzerindeki olumlu etkileri görülmüştür.

Bu çalışmada, 1. bölümde konuya giriş yapılmış, 2. bölümde süperplastiklik , süperplastikliğe tesir eden faktörler ve süperplastik mekanizmaları ile ilgili literatür araştırmaları sunulmuştur. Ayrıca süperplastik testi uygulanan malzemeler anlatılmıştır. 3. ve 4. bölümde difüzyon ve difüzyon kaynağı ile ilgili bilgiler ve literatür araştırmaları sunulmuştur. 5. bölümde yapılan deney çalışmaları ,6. bölümde deneylerden elde edilen sonuçlar verilmiştir. 7. bölümde ise deney sonuçlarının değerlendirilmesi ve öneriler verilmiştir.

Anahtar kelimeler: Süperplastiklik, Difüzyon Kaynağı, Süperplastik Difüzyon Kaynağı

SUMMARY**PhD THESIS****INVESTIGATION OF DIFFUSION BONDABILITY OF HIGH CARBON
STEELS IN SUPERPLASTIC CONDITIONS****Mustafa TAŞKIN****Firat university
Graduate School of Science
Metallurgy Education Department
2000, Page: 91**

Advancing technology has presented new materials and methods in manufacturing and processing industry. The main goal of these studies is to save money and time. On the other hand some researches on materials are focused on improvement of properties of conventional materials like steels. One of the properties which can be used both in processing and bonding of materials as an advantage is superplasticity. Superplasticity is known as continuous deformation without necking under constant tension. High carbon steels can be made superplastic with thermo-mechanical processes.

Bonding of high carbon steels with conventional welding processes are very difficult due to their high carbon content causing formation of a very hard and brittle phase, martensite, after welding. In addition high temperatures up to melting point in welding region change superplastic structure. Therefore it is vital to use a bonding method for joining high carbon steels with respect use of their economical use. One of the methods proper to joint high carbon steels is diffusion bonding.

Diffusion bonding is a solid state bonding method. This method was used first in 1940s yet its importance was realized after 1970s. New materials developed and the

difficulties in joining of these materials with conventional methods have increased the usage of diffusion bonding.

Advantages of diffusion bonding are relatively low bonding temperatures far below melting point, no need for heat treatment before and after bonding, controlling of undesired phase formation, convenience for the materials like composites and ceramics.

The main mechanisms of diffusion bonding are: plastic deformation under initial bonding pressure, diffusion, creep and recrystallization. All of these mechanisms can be stimulated easily in superplastic materials. Superplastic materials on the other hand can induce many high diffusion channels (grain boundaries) due to very fine grained structure. At diffusion bonding temperatures it is well expected creep to be much more effective because of superplasticity. Superplastic properties of the materials generally do not change after diffusion bonding.

Therefore, in this study, high carbon-hypoeutectoidic steels alloyed Al, Ti, Nb and V in different proportions were made superplastic with thermo-mechanical processes and then the superplasticity temperatures were determined with hot tension tests. Finally the superplastic specimens were diffusion bonded in vacuum below and above the superplastic temperatures. Thus it is aimed to determine the bonding conditions which do not harm superplastic properties.

As a result it is understood that superplasticity could be used as an advantage in bonding of high carbon and low alloyed steels without changing their superplastic properties.

In this study the subject is introduced in the first chapter. In the second chapter, superplasticity and its parameters are given. In addition the materials studied for superplasticity are dealt with. In the 3rd and 4th chapters information on diffusion and diffusion bonding are presented. In the 5th chapter the experimental studies, in the 6th chapter the results of the experiments are given. In the 7th and final chapter conclusions and recommendations are presented.

Keywords: Superplastic, superplasticity, diffusion bonding, superplastic diffusion bonding.

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanması esnasında, yoğun çalıőmalarına rağmen zaman, ilgi ve desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen saygıdeğer hocam Fırat Üniversitesi Teknik Eėitim Fakóltesi Metal Eğitimi Kaynak Anabilim Dalı Baőkanı Doç. Dr. Nuri Orhan'a en içten teşekkür ve saygılarımı sunarım.

Ayrıca deney çalıőmalarımı yapabilmem için Brunel Üniversitesi (Londra /İngiltere) Malzeme Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Kaynak Labratuarlarının her türlü imkanını tarafıma sağlayan Dr. Tahir KHAN'a teőekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.



İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖZET.....	III
SUMMARY.....	VI
TEŞEKKÜR.....	VIII
İÇİNDEKİLER.....	IX
ŞEKİLLER LİSTESİ	XII
TABLOLAR LİSTESİ	XIV
FOTOĞRAFLAR LİSTESİ	XV
1.GİRİŞ.....	1
2. SÜPER PLASTİKLİK.....	4
2.1. Süperplastikliğe Tesir Eden Faktörler	5
2.1.1.Tane Boyutu.....	6
2.1.2Deformasyon Hızı.....	7
2.1.3. Deformasyon Sıcaklığı	10
2.2. Süperplastiklik Mekanizmaları.....	11
2.2.1.Deformasyon Mekanizmalarının Gerilme - Deformasyon Hızı Eğrisi Üzerinde İncelenmesi	15
2.3.Süper plastik Şekil Verme Yöntemleri.....	18
2.3.1. Basıncılı Gazla ve Vakumla Şekillendirme.....	19
2.3.2.Hareketli Şekillendirme.....	20
2.3.3.Hareketli Şekillendirme.....	20
2.4.Süperplastiklik Testi Uygulanan Malzemeler.....	21
2.4.1. Alüminyum Alaşımlarının Süperplastikliği.....	21
2.4.2. Ötektoid Altı ve Ötektoidik Sade Karbonlu Çeliklerinin Süperplastikliği	21
2.4.3. Ötektoid Üstü Sade Karbon Çeliklerinin Süperplastikliği.....	23
3.DİFÜZYON.....	25
3.1. Tavlama Yöntemleri Ve Difüzyon.....	27
3.1.1. Boşyer Difüzyonu	27

3.1.2. Arayer Difüzyonu	28
3.2. 1.Fick Kanunu	31
3.3. 2.Fick Kanunu.....	33
3.4. Difüzyonu Etkileyen Değişkenler	33
3.4.1.Sıcaklık	34
3.4.2.Konsantrasyon	34
3.4.3.Kristal Dokusu	34
3.4.4. Saflığı Bozan Maddeler	35
3.4.5. Tane Boyutu	35
4. DİFÜZYON KAYNAĞI	36
4.1. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler	39
4.1.1. Kaynak Sıcaklığı	39
4.1.2. Yüzey Şartları	39
4.1.3. Kaynak Basıncı	41
4.1.4.Kaynak Süresi	42
4.1.5. Kaynak Ortamı	42
4.1.6. Birleştirilecek Malzemelerin Tane Boyutları ve Mikro Yapıları	43
4.2. Difüzyon Kaynağı Yapılan Malzemeler	44
4.3.Difüzyon Kaynağı Teknikleri	46
4.4. Difüzyon Kaynağına Uygulanan Muayeneler	47
4.4.1. Tahribatlı Muayeneler	47
4.4.2. Tahribatsız Muayeneler.....	48
4.5. Difüzyon Kaynağı Uygulamaları	48
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	51
5.1. Çalışmanın Amacı	51
5.2. Deneylerde Kullanılan Malzemeler	52
5.3. Tane Küçültme Yöntemleri	52
5.4. Mekanik Deneyler	53
5.4.1. Süperplastiklik Çekme Deneyleri	54
5.4.2. Sertlik Ölçümleri	57
5.5. Difüzyon Kaynak Deneyleri	57
5.6. Metalografik İncelemeler	58

6.DENEY SONUÇLARI	59
6.1. Tane Küçültme Deneyleri Sonuçları	59
6.2. Mekanik Deney Sonuçları	70
6.3. Difüzyon Kaynak Deney Sonuçları	83
7. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE ÖNERİLER	90
7.1. Öneriler	91
KAYNAKLAR	92



ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1. $\sigma - \epsilon$ Eğrisinin Tane Boyutuna Bağlı Olarak Şematik Gösterilişi	6
Şekil 2.2. Malzemelerin Gerilme- Birim Şekil Değiştirme Eğrisine Deformasyon Hızının Etkisi.	7
Şekil 2.3. $\log \sigma_g - \log \epsilon$ Eğrisinden $m - \log \epsilon$ Eğrisinin Elde Edilmesi	9
Şekil 2.4. Deformasyon Hızını Değiştirme Deneyi	10
Şekil 2.5. Deformasyon Sıcaklığının Eğrisi Üzerine Etkisinin Şematik Diyagramı	11
Şekil 2.6. Tane İçi Kaymalarıyla Oluşan Deformasyon	12
Şekil 2.7. Tane Sınırı Kaymasıyla Oluşan Süperplastik Deformasyon	12
Şekil 2.8. a) Difüzyon Yoluyla Tanelerin Şeklinin Değişim b) b' den c' ye Difüzyonla Tane Şeklinin Değişimi	14
Şekil 2.9. Gerçek Gerilme (σ) – Gerçek Deformasyon Hızı ($\dot{\epsilon}$) Eğrisinin Bölgeleri ...	15
Şekil 2.10. a) 1. Bölgede Tane İçi Dislokasyon Hareketi b) Dislokasyon Hareketi İle Kayma Yüzeyinin Büyümesi	16
Şekil 2.11. Ball ve Hutchison Tarafından Geliştirilen Tane Sınırı Kayması ve Dislokasyonların Tırmanışının Şematik Görünüşü (Longdon, 1991).....	17
Şekil 2.12. Tane İçi ve Tane Sınırı Bölgelerinde Dislokasyon Hareketleri	17
Şekil 2.13. III. Bölgede Tane İçi Dislokasyonlarının Etkileşimi	18
Şekil 3.1. Serbest Enerjinin Durum Değişimine Bağlılığı	25
Şekil 3.2. Alaşımların Molam Serbest Enerji Diyagramı	26
Şekil 3.3. Boşluk Mekanizması İle İlave Metal Atomu Difüzyonu	28
Şekil 3.4. Konsantrasyon Farkında Arayer Difüzyonu	29
Şekil 3.5. Arayer Atomunun Yer Değiştirmesi Ve Aktivasyon Enerjisi Değişimi	30
Şekil 3.6. Doğrudan Yer Değiştirme	30
Şekil 3.7. Fick Kanuna Göre Konstrasyon Farkı İle Yayınma Mesafesi İlişkisi	31
Şekil 4.1. Difüzyon Kaynağı Mekanizması.	38

Şekil 4.2. Sıcaklık Ve Uygulanan Basıncın Sürünme Eğrisine Tesiri	39
Şekil 4.3. Yüzey Kusurları	40
Şekil 4.4. Yüzey Deformasyonu İle Pürüzlülük Arasında Sıcaklığa Bağlı Değişme	40
Şekil 5.1. Çekme numunesi	54
Şekil 5.2. Çekme Testleri Deney Düzenegi	56
Şekil 5.3. Difüzyon Kaynak Aparatı	57
Şekil 6.1. 1 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi	72
Şekil 6.2. 2 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi	73
Şekil 6.3. 3 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi	73
Şekil 6.4. 4 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi	74
Şekil 6.5. 1,2,3 ve 4 Nolu Numunenin 650 °C Sıcaklığındaki Gerçek Gerilme- Gerçek Deformasyon Hızı Diyagramı	77
Şekil 6.6. 1,2,3 ve 4 Nolu Numunenin 735 °C Sıcaklığındaki Gerçek Gerilme- Gerçek Deformasyon Hızı Diyagramı	80
Şekil 6.7. 1,2,3 ve 4 Nolu Numunenin 850 °C Sıcaklığındaki Gerçek Gerilme- Gerçek Deformasyon Hızı Diyagramı	83

TABLOLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 3.1. Bazı Yayınma çiftleri için “D ₀ ”, “Q”, “D” Değerleri	32
Tablo 5.1. Deneylerde kullanılan malzemeler	52
Tablo 6.1. Mikro Sertlik Değerleri	70
Tablo 6.2. Mikro Sertlik Değerleri	70
Tablo 6.3. Mikro Sertlik Değerleri	71
Tablo 6.4. 650 °C de Kaynak Sonrası Sertlik Değerler	71
Tablo 6.5. 735 °C de Kaynak Sonrası Sertlik Değerleri	71
Tablo 6.6. 850 °C de Kaynak Sonrası Sertlik Değerleri	72
Tablo 6.7. 1 Nolu Numunenin 650 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	74
Tablo 6.8. 2 Nolu Numunenin 650 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	75
Tablo 6.9. 3 Nolu Numunenin 650 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	76
Tablo 6.10. 4 Nolu Numunenin 650 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	76
Tablo 6.11. 1 Nolu Numunenin 735 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	77
Tablo 6.12. 2 Nolu Numunenin 735 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	78
Tablo 6.13. 3 Nolu Numunenin 735 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	79
Tablo 6.14. 4 Nolu Numunenin 735 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	79
Tablo 6.15. 1 Nolu Numunenin 850 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	80
Tablo 6.16. 2 Nolu Numunenin 850 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	81
Tablo 6.17. 3 Nolu Numunenin 850 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	82
Tablo 6.18. 4 Nolu Numunenin 850 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları	82

FOTOĞRAFLAR LİSTESİ

Sayfa No

Fotoğraf 5.1. Hounsfield çekme cihazı	55
Fotoğraf 6.1. 1 Nolu Numunenin Dövme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	60
Fotoğraf 6.2. 1 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	60
Fotoğraf 6.3. 1 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	61
Fotoğraf 6.4. 2 Nolu Numunenin Dövme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	61
Fotoğraf 6.5. 2 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	62
Fotoğraf 6.6. 2 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	62
Fotoğraf 6.7. 3 Nolu Numunenin Dövme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	63
Fotoğraf 6.8. 3 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	63
Fotoğraf 6.9. 3 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	64
Fotoğraf 6.10. 4 Nolu Numunenin Dövme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	64
Fotoğraf 6.11. 4 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	65
Fotoğraf 6.12. 4 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500	65
Fotoğraf 6.13. 1 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi	66
Fotoğraf 6.14. 2 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi	66
Fotoğraf 6.15. 3 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi	67
Fotoğraf 6.16. 4 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi	67
Fotoğraf 6.17. 1 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron Mikroskobunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi	68
Fotoğraf 6.18. 2 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron	

Mikroskobunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi	68
Fotoğraf 6.19. 4 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron	
Mikroskobunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi.....	69
Fotoğraf 6.20. 4 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron	
Mikroskobunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi	69
Fotoğraf 6.21. 650°C' de 1Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x500	84
Fotoğraf 6.22. 650°C' de 2 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200.....	84
Fotoğraf 6.23. 650°C' de 3 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	85
Fotoğraf 6.24. 650°C' de 4 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	85
Fotoğraf 6.25. 735°C' de 1 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x500	86
Fotoğraf 6.26. 735°C'de 2 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	86
Fotoğraf 6.27. 735°C'de 3 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200.....	87
Fotoğraf 6.28. 735°C'de 4 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	87
Fotoğraf 6.29. 850°C'de 1 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x500	88
Fotoğraf 6.30. 850°C'de 2 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	89
Fotoğraf 6.31. 850°C'de 3 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	89
Fotoğraf 6.32. 850°C'de 4 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro	
Yapı Fotoğrafi x200	89

1. GİRİŞ

Metalik malzemeler, küçük taneli bir iç yapıya sahip olduklarında, uygun deformasyon sıcaklığı ve uygun deformasyon hızı kullanıldığında maksimum deformasyon alabilme özelliği göstermektedir. Bu olay “Süperplastik Özellik” olarak tanımlanmaktadır. Bu özelliği gösteren malzemelere de süperplastik malzemeler denilmektedir. Şu ana kadar bir çok malzeme bu özellik araştırılmıştır ve halen de araştırmalar devam etmektedir (Metals Handbook, 1988).

Malzemeler, maksimum deforme edilebildikleri deformasyon şartlarında biçimlendirilirse, yırtılmaların, çatlamların meydana gelmediği ve şekillendirilebilirliğin arttığı görülmektedir (Güven, Ş.Y.,1991).

Süperplastik özellik, malzemelerde iki şekilde elde edilebilmektedir. Birincisi faz dönüşüm süperplastikliği, ikincisi ise mikro tane süperplastikliğidir (Maehara, Y., Komizo, Y., Langdon. G.T., 1988). Süperplastikliğe etki eden en önemli faktörler, malzemenin tane büyüklüğü, ile tane şekli, deformasyon sıcaklığı ve deformasyon hızıdır.

Süper plastiklik bir çok alaşım sisteminde görülmektedir. Ancak bunların küçük bir kısmı demir esaslı malzemelerdir. Bunun nedeni demir esaslı malzemelerde küçük tane boyutu ve homojen bir karışıma sahip mikro yapı elde etmenin oldukça zor olmasıdır. Demir esaslı malzemelerde yapılan çalışmalar, genellikle ötektoid üstü çeliklerde yoğunlaşmaktadır. Bunun nedeni ise, ötektoid üstü çeliklerin yüksek gerilme direnci, düşük sıcaklıklardaki süper plastiklik özellikleri ve önemli derecede tokluk özelliklerine sahip olmalarından dolayıdır (Hofman, 1995).

Çağımızda teknolojinin hızla gelişmesi, sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme bilimindeki gelişmeleri de beraberinde getirmiştir. Yeryüzündeki hammadde kaynaklarının sınırlı olması ve bu malzemelerin fiziksel ve kimyasal açılardan yetersizliği, insanoğlunu yeni malzemeler geliştirme arayışlara sürüklemektedir.

Bilim adamları, gelişen teknolojilere uygun olarak her geçen gün yeni bir malzeme üretme gayreti içindedirler. Bu gayret ve çabalar sonucunda geliştirilen ve halen gelişimi için üzerinde çalışılan malzemelerden biri de süperplastik malzemelerdir.

Süperplastik malzemelerin gelişimi ile paralel olarak bu malzemelerin birleştirme problemleri ortaya çıkmıştır. Özellikle, süperplastik hale getirilmiş yüksek ve çok yüksek karbonlu çeliklerin ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmeleri, içerdikleri yüksek karbon nedeniyle neredeyse imkansız veya çok problemlidir. Ergitme kaynak yöntemlerinde, birleşme bölgesinde ergime meydana geldiği için, malzemelerin süperplastiklik özelliği kaybolmakta, ayrıca, kaynak bölgesinde martenzit oluşumu nedeniyle mekanik özellikleri de kötüleşmektedir. Belirtilen sebeplerden dolayı, bu tür çeliklerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemleri kullanmak özellikle de difüzyon kaynak yöntemini tek çıkar yol olarak görülmektedir.

Difüzyon kaynağı bir katı hal birleştirme yöntemidir. Difüzyon kaynağı ilk defa 1940'larda uygulanmaya başlanmış olmasına rağmen, önemi 1970'lerden sonra anlaşılmıştır. Özellikle yeni ve gelişmiş malzemelerin üretilmesi ve bunların geleneksel metodlarla kaynak edilememeleri, bir katı hal kaynağı olan bu metodun geniş bir uygulama alanı bulmasını sağlamıştır.

Klasik kaynak yöntemleri ile alüminyum ve alaşımlarını, nikel esaslı alaşımları, metal kompozitleri, titanyum alaşımlarını, seramikleri ve erime sıcaklıkları farkı fazla olan malzemeleri kaynatmak güçtür. İstenmeyen faz dönüşümleri ve kaynak bölgesinde deformasyonlar oluşur.

Günümüze kadar birçok araştırmacı değişik malzeme çiftleriyle difüzyon kaynağı uygulaması yapmıştır. Calvo Alüminyum ile bakırı 520 °C' de 15 dakikalık süre ve 0,25 ile 1,60 Mpa basınç ve 3 saatlik sürede, Partridge seramikleri 900-950 °C'de 4 saatlik sürede Fitzpatrick, Williamson, Stephan ve Salehi titanyum alaşımlarının difüzyon kaynağı ile birleştirmişlerdir.

Difüzyon kaynağı ile yapılan birleştirmelerde ana metaller erimeden birleştirme sağlandığı, ön ve son tavlama ihtiyacı duyulmadığı, bir kerede karmaşık şekilli birleştirmeler yapılabildiği, istenmeyen faz dönüşümleri engellendiği, seramik ve kompozitlerin metal ve diğer malzemelerle birleştirilmesi sağlanabildiği için bu yöntem üstün bir kaynak yöntemidir.

Literatürde, süperplastiklik ve süperplastik malzemelerin, özellikle, birleştirilmesi güç malzemelerin katı hal kaynağında bir ara tabaka olarak kullanıldığı pek çok araştırma mevcuttur. Yalnız, süperplastik hale getirilmiş yüksek (high) ve çok yüksek (ultra-high) çeliklerin birleştirilmeleri ve hele katı hal yöntemleri ile

süperplastiklik sıcaklığında birleştirilmeleri hususunda hemen hemen hiç çalışma bulunmamaktadır.

Difüzyon kaynağında hakim olan mekanizmalar: plastik deformasyon, difüzyon, sürünme ve yeniden kristalleşmedir. Bu mekanizmaların hepsi, süperplastik malzemelerde harekete geçirilebilecek mekanizmalardır. Süperplastik malzemeler, küçük tane yapısı nedeniyle, çok sayıda yüksek difüzyon kanalı oluşturmaktadırlar. Ayrıca, süperplastiklik sıcaklığında, difüzyon kaynağının ana mekanizmalarından olan sürünme de oldukça etkin bir hale gelmektedir. Özellikle, bu sıcaklıkta (650°C), tarafımızdan, boşlukların belirtilen nedenlerden dolayı hızla kapandığı öngörülmüştür. Bu sıcaklıkta (650°C) yapılan birleştirmede, malzemenin süperplastiklik özelliği de etkilenmemektedir.

Bu çalışmada mikro alaşımlama yapılmış ve ısıl işlemle süperplastik hale getirilmiş ötektoid altı yüksek C'lu çelik malzemelerin vakum atmosferi altında sabit basınçta difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiştir. Bu şekilde, bu tür çeliklerin difüzyon kaynağı ile, termomekanik işlemlerle kazandıkları özelliklerini bozmadan düşük sıcaklıkta birleştirilmesi ve böylece malzemenin kendi ataletinden yararlanılarak enerji kazanımı sağlanmıştır.

2. SÜPERPLASTİKLİK

Süperplastiklik, bir malzemenin belli sıcaklık ve deformasyon hızlarında boyun vermeksizin çok fazla şekil değiştirebilme özelliğidir. Bu özellik, çok küçük tane boyutlarına sahip (genellikle 10 μm 'den daha küçük) mekanik alaşımlarda da önemli bir deformasyon modelidir (Langdon, 1991). Süperplastik malzemelerdeki deformasyon alanı boyun vermeksizin % 100'lerden % 1000'lere kadar olan alandır (Backofen, W.A., 1976). Gene aynı yılda yayınlanan başka bir makalesinde, malzeme mikro yapısının sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak, tek eksenli uzamalarda, yüksek uzama oranı göstermesi ve bu özelliği en iyi tanımlayan deformasyon hızı hassasiyet üssü "m" nin yüksek değerler verebileceğini açıklamış olduğu bu olaya "Süperplastik Özellik" olarak tanımlamaktadır (Backofen, W.A., 1976).

Bir çok araştırmacı süperplastikliği, sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak düşük gerilmelerde maksimum deformasyon alabilen metal ve alaşımlarında gözlenen vizkoz bir davranış özelliği olarak tanımlamaktadırlar (Backofen, W.A., 1976, Kashyap, B.P., Arıelı, A., Mukerejee, A.K., 1985).

Süper plastik özellik gösteren malzemelere süperplastik malzemeler denir. Bu malzemeler, süperplastik olarak deforme edildikleri zaman sertleşmezler. Dolayısıyla maksimum yük, deney başlangıcında meydana gelir (Johnson, W., Mellor, P.B., 1980).

Süper plastik davranışa ulaşmak için süperplastik malzemelerin küçük tane boyutlu bir mikro yapıya sahip olmaları gerekmektedir. Tane büyüklüğü genel olarak 10 μm 'den daha küçük (Wert, J.A., 1982, Marder, A.R., 1969).

Süperplastikliğin yüksek sıcaklık yanında çok küçük mikro dubleks tane yapısına da ihtiyacı vardır. İnce bir şekilde dağılmış ikinci bir fazın varlığı yüksek sıcaklıklara da tane büyümesini önler (Jastrzebski, Z.D., 1977).

Avery ve Backofen bir malzemenin süper plastiklik özelliğinin belirleyicisi olarak, deformasyon hızı hassasiyeti üssü "m" nin kullanılmasını tavsiye etmişlerdir. Metal ve alaşımlarında, süperplastik özelliğinin gözlenebilmesi için deformasyon hızı hassasiyeti üssünün bir çok araştırmacıya göre 0,3 den büyük olması gerekmektedir (Marder, A.R.,1969, Smith, C.I., Ridley, N., 1974).

Marder, Fe-C alaşımlarında (0,2,0-0,4-0,6-0,8-1 karbonlu çeliklerde) ötektoid sıcaklığın altında (704C) yeterince süperplastik özellik gözleyemediğini, ancak süperplastik özellikler için küçük taneli bir iç yapının gerekli olduğunu açıklamaktadır (Marder, A.R.,1969).

Çeliklerde en iyi süperplastik özellik Ferrit-Östenit alanında görülmektedir. Ferrit-Sementit yapıya sahip çeliklerin iyi bir süperplastik özellik göstermedikleri görülmektedir (Smith, C.I., Ridley, N., 1974).

Kayalı, ötektoid çelikte ve saf demir-%0,8C alaşımında süperplastik özellikler üzerine; tane boyutunun, deformasyon sıcaklığının ve deformasyon hızının etkilerini incelediğini ve bu malzemelerde en iyi süperplastik özelliklerin 650 °C ile 700 °C arasındaki sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında elde edildiğini ayrıca, ötektoid çeliğin, saf demir- %0,8 C alaşımına göre daha iyi süperplastik özellikler gösterdiğini açıklamaktadır (Kayalı, E.S. 1977).

Süperplastikliğe, genelde, iki fazlı bölgede termomekanik işlemlerle ulaşılır. Bu işlemler difüzyon katsayısı daha düşük olan fazın çökmesi ve yeniden kristalleşmesi ile sonuçlanır. Bu faz, difüzyon katsayısı daha yüksek olan fazın tanelerinin büyümesini engelleyerek süperplastiklik için gerekli olan çok ince taneli yapının oluşmasını sağlar (Askeland, 1989).

2.1. Süperplastikliğe Tesir Eden Faktörler

Süperplastik malzemelerde, mikro yapı mekanizmaları ve deformasyon hızına bağlı olarak birkaç tip süperplastiklik olduğu söylenmektedir. Bunlar:

1. Mikro tane süperplastikliği,
2. Dönüşüm süperplastikliği,

Günümüzde sadece mikro tane süperplastikliğinin üretimde önemli olduğu

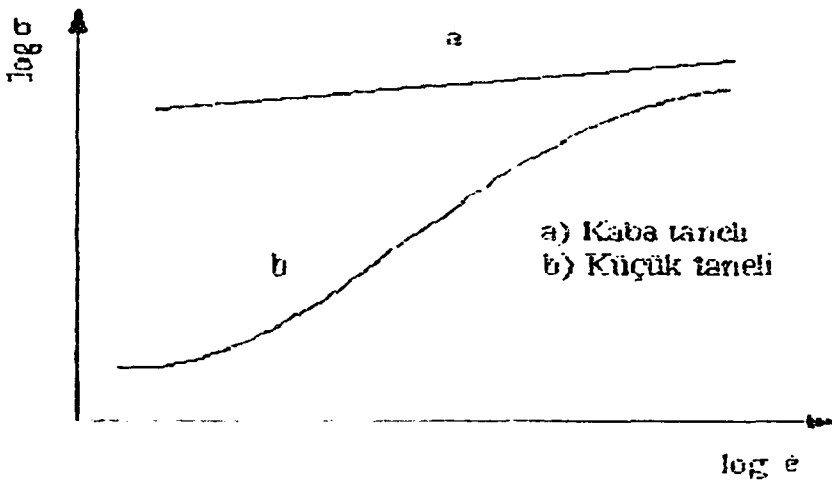
görülmektedir. Mikro tane süperplastığında yüksek süreklilikler yalnızca belirli durumlar altında gözlenir. Mikro tane süperplastikliğine etki eden temel faktörler şunlardır (Metals Handbook 1988):

1. Tane boyutu,
2. Sıcaklık,
3. Deformasyon hızı.

2.1.1.Tane Boyutu

Tane boyutunun küçük olması (genellikle 10 μm 'den daha küçük) süperplastikliğin birinci şartıdır. Tane boyutu küçük olduğunda akma gerilmesi küçük, deformasyon hızı üssü olan n değeri ($\sigma = k \cdot \dot{\epsilon}^n$) ve çekme uzaması daha yüksektir (Şekil2.1). Bu yüzden tane boyutu metallerin süperplastikliğinin de çok önemli bir etkiye sahiptir.

Tane boyutunun küçük olması aynı zamanda matriste tane büyümesine engel olacak ikinci fazın ince ve üniform bir şekilde dağılmasını sağlar.



Şekil 2.1. $\sigma - \epsilon$ eğrisinin tane boyutuna bağlı olarak şematik gösterilişi

2.1.2. Deformasyon Hızı

Malzemeye uygulanan deformasyon hızı Şekil 2.2'de görüldüğü gibi, gerilme birim şekil değiştirme eğrisine etki eden diğer önemli bir faktördür. Deformasyon hızı mühendislik deformasyon hızı (e) ve gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) olmak üzere iki şekilde ifade edilebilir (Kayalı, 1986)

Mühendislik deformasyon hızı (e), çekme deneyinde cihazın çene hızı ($v = dL_i / dt$) ile orantılı olup;

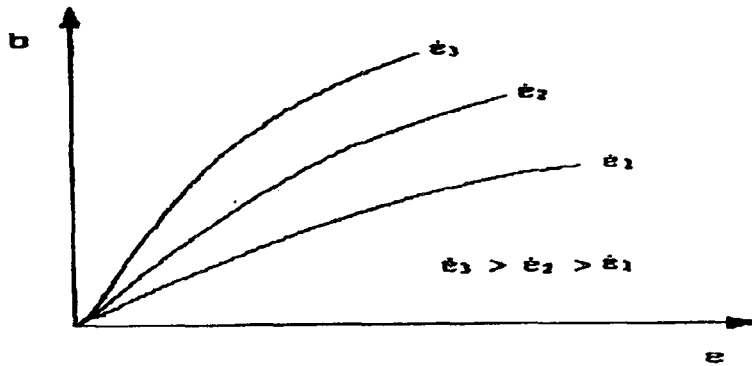
$$e = \frac{de}{dt} = \frac{d[(L_i - L_0)/L_0]}{dt} = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{dL_i}{dt} = \frac{v}{L_0} \quad (2.1)$$

bağıntısı ile ifade edilebilir.

Gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$), ise birim zamanda meydana gelen gerçek şekil değiştirme miktarını gösterir ve;

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln(L_i/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L_i} \cdot \frac{dL_i}{dt} = \frac{v}{L_i}$$

bağıntısı yardımıyla bulunabilir.



Şekil 2.2. Malzemelerin Gerilme- Birim Şekil Değiştirme Eğrisine Deformasyon Hızının Etkisi.

Yüksek sıcaklıklarda ($T \geq 0.5 T_m$) deformasyon hızının malzemenin mukavemetine etkisi çok fazla olduğundan σ_g ile ϵ arasında (sabit sıcaklık ve birim şekil değiştirme miktarı için),

$$\sigma_g = c\epsilon^m \quad (2.3)$$

bağıntısının mevcut olduğu saptanmıştır. Burada c malzeme sabitidir, gerçek gerilme σ_g , m ise deformasyon hızı hassasiyeti üssüdür.

Çekme deneylerinden, deformasyon hızı hassasiyet üssünün belirlenebilmesi için gerçek plastik gerilmeler ve gerçek deformasyon hızlarının bulunması gerekir. Gerçek plastik gerilme denklem 2.4 ile ifade edilmektedir (Kayalı,1986).

$$\sigma_g = F_i / A_i$$

$$(2.4)$$

F_i : Plastik bölgedeki kuvvet (N)

A_i : Herhangi bir F_i kuvveti altındaki numunenin alanı (mm^2) dir.

Deformasyon sırasında hacim sabit kabul edilirse;

$$V_d = A_o \cdot l_o = A_i \cdot l_1$$

$$A = A_o \cdot l_o / l_1$$

$$(2.5)$$

bulunur. Burada;

A_o : Çekme çubuğunun ilk kesiti (mm^2),

l_o : Çekme çubuğunun ilk ölçü uzunluğu (mm),

l_1 : Çekme çubuğunun deformasyon ölçü uzunluğudur (mm).

(2.5) no' lu bağıntı (2.4) no' lu bağıntıda yerine yazılırsa, gerçek plastik gerilme (σ_g)

$$\sigma_g = \frac{F_1}{A_o} \cdot \frac{l_1}{l_o} \quad (2.6)$$

olarak elde edilir.

Mühendislik birim şekil değiştirme bağıntısından da

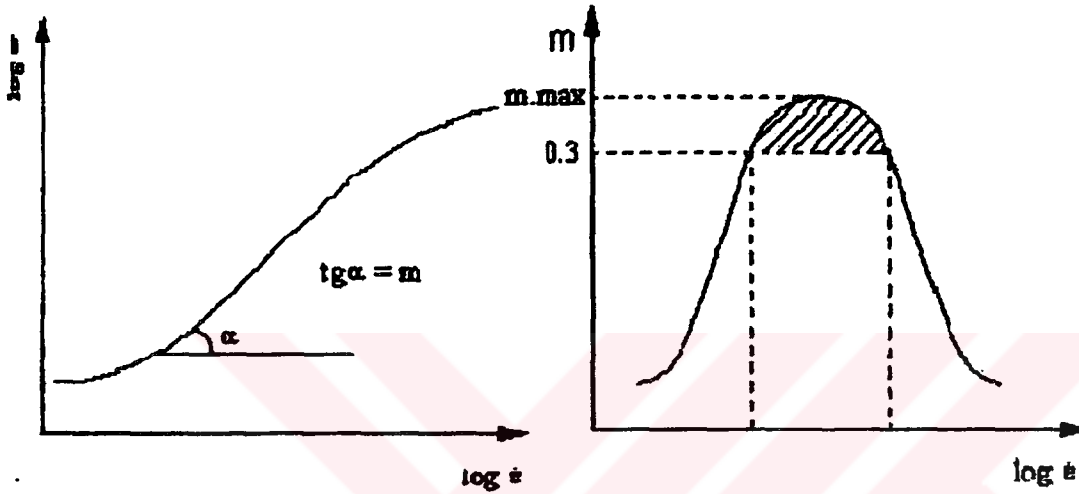
$$\epsilon_g = \frac{\Delta l}{L_o} = \frac{l_1 - l_o}{l_o} = \frac{l_1}{l_o} - 1$$

$$\frac{l_1}{l_o} = 1 + \epsilon_g \quad (2.7)$$

bulunur. Bu bağıntı da (2.6) no' lu bağıntıda yerine yazılırsa,

$$\sigma_g = \frac{F_1}{A_0} (1 + \epsilon_g) \quad (2.8)$$

bağıntısı ile gerçek plastik gerilme değeri elde edilir.



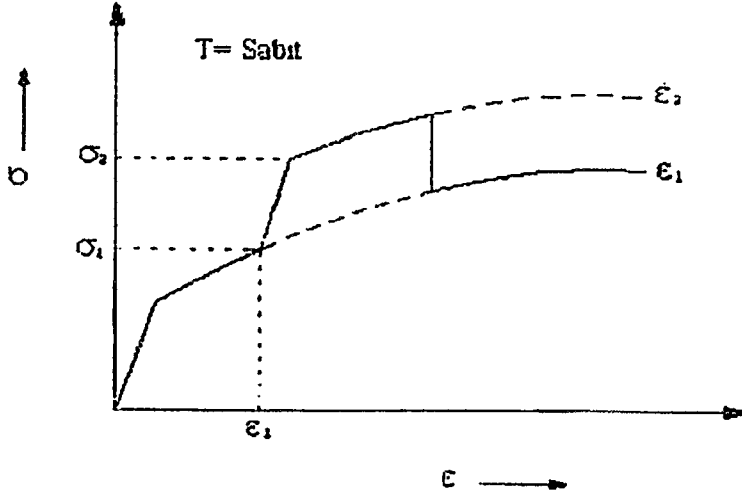
Şekil 2.3. $\log\sigma_g$ - $\log\epsilon$ Eğrisinden m - $\log\epsilon$ Eğrisinin Elde Edilmesi

Deformasyon hızı hassasiyeti üssü, sabit T ve ϵ için çizilen $\log\sigma_g$ — $\log\epsilon$ grafiğinin eğimine eşittir. Böyle bir grafik sabit sıcaklıkta farklı deformasyon hızlarında çekme deneyleri yapılarak çizilebilir (Şekil 2.3).

Deformasyon hızı hassasiyeti üssünü daha hassas olarak saptamak için kullanılan diğer bir metot ise, deformasyon hızını değiştirme deneyidir (Şekil 2.4). Bu durumda deformasyon hızı hassasiyeti üssü sabit sıcaklıkta yapılan bir deney sırasında herhangi bir birim şekil değiştirme miktarında (ϵ_1), deformasyon hızı değiştirilerek;

$$m = \left(\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right) \cong \left(\frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} \right) = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1} = \frac{\log(\sigma_2 / \sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)} = \frac{\ln(\sigma_2 / \sigma_1)}{\ln(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)} \quad (2.9)$$

bağıntısı yardımıyla hesaplanabilir.



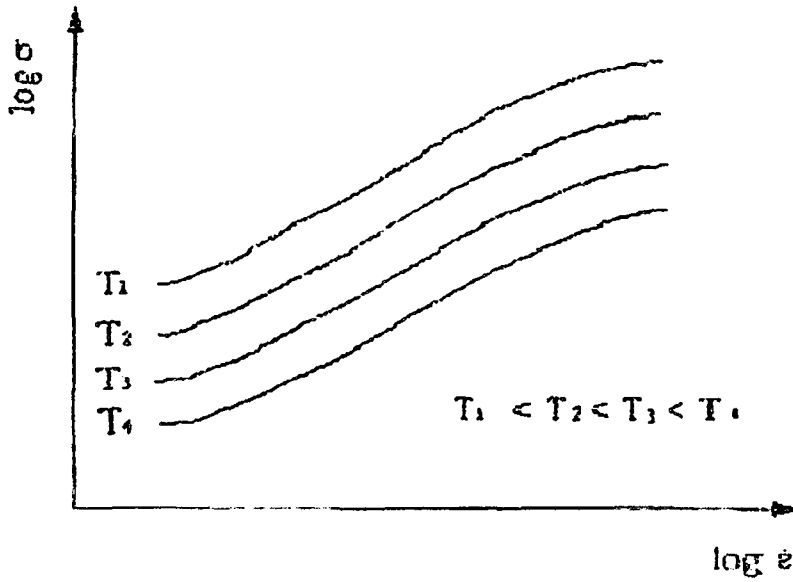
Şekil 2.4. Deformasyon Hızını Değiştirme Deneyi

Metallerin deformasyon hızı hassasiyeti üssü oda sıcaklığında oldukça düşüktür ($m < 0.1$). Özellikle ergime sıcaklığının yarısının üzerindeki sıcaklıklarda “m” değeri artar. “m”nin değeri artarken, çekme deneyi esnasında boyun vermeye başlayan bölge yayılarak kesit daralmasını önlemekte, dolayısı ile süneklilikte artış olmaktadır. En yüksek “m” değeri “1” olabilir. Süperplastik malzemeler “m” değeri yüksek olduğu zaman daha düşük gerilmelerde şekillendirilebilirler. ‘m’ değeri, esas olarak, deformasyon hızına, deformasyon sıcaklığına ve tane boyutuna bağlıdır (Dieter, 1986).

Birçok araştırmacıya göre, $m - \log \dot{\epsilon}$ eğrisinde, “m” değerlerinin 0.3’den büyük olduğu deformasyon hızlarında yapılan şekil değiştirmelerde, malzeme süperplastik olarak davranmaktadır. Buna göre $\dot{\epsilon}$ eğrisinde $m \geq 0.3$ ’e karşılık gelen deformasyon hızı aralığı saptanarak süperplastiklik belirlenebilir (Güven, 1991). Yani süperplastik deformasyon belirli deformasyon hızlarında elde edilmektedir. Şekil 2.3 ‘de süperplastik bölge gösterilmektedir.

2.1.3. Deformasyon Sıcaklığı

Tane büyüklüğü sabit iken ($d \leq 10 \mu m$), yapılan çekme deneylerinde, deformasyon sıcaklığının yükselmesiyle beraber plastik gerilme değerinin azaldığı, deformasyon hızındaki yükselme ile beraber daha da arttığı görülür (Şekil 2.5)(Güven,1991).



Şekil 2.5. Deformasyon Sıcaklığının Eğrisi Üzerine Etkisinin Şematik Diyagramı

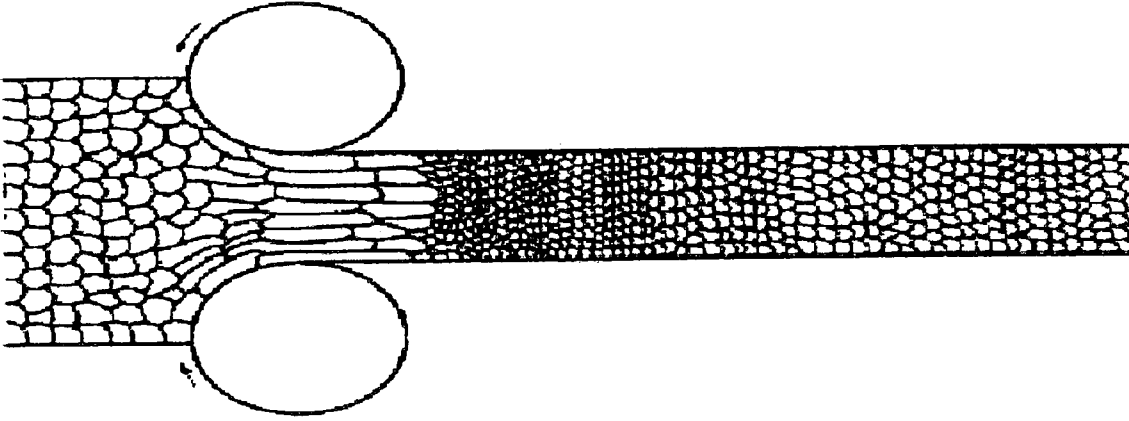
2.2. Süperplastiklik Mekanizmaları

Süperplastik deformasyon mekanizması üzerine şu ana kadar birçok deneyler yapılmış ve teoriler ileri sürülmüş, ancak kesin olarak açıklığa kavuşturulamamıştır. Hatta, farklı malzemelerde farklı deformasyon mekanizması veya mekanizma kombinasyonları süperplastikliği oluşturabilir fikri de ileri sürülmüştür (Otmanbölük, 1993).

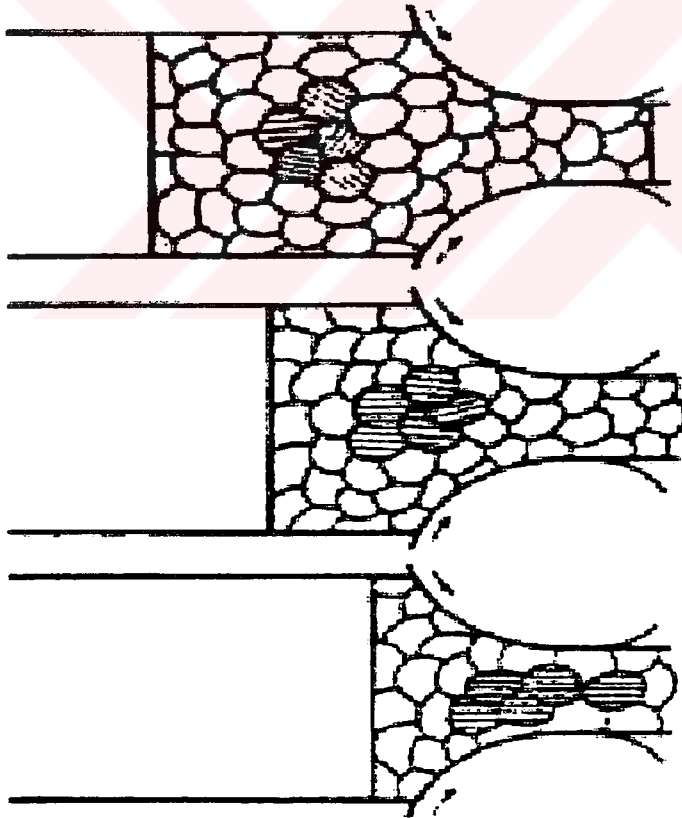
Süperplastik deformasyonun daha çok tane sınırı kaymasıyla gerçekleşeceği birçok araştırmacı tarafından kabul edilmektedir.

Tane sınırı kaymasının, süperplastik deformasyonda etkili olacağı düşüncesi bu malzemelerin çok küçük taneli bir iç yapıya sahip olmalarından kaynaklanmaktadır. Tüm süperplastik malzemeler birkaç mikron (μm) ($< 10 \mu\text{m}$) büyüklüğünde ince taneli bir iç yapıya sahiptirler (Metals Handbook, 1988).

Tane içi kaymalarıyla oluşan deformasyonda taneler bütün bir parça boyunca şekil alabildiği halde, tane sınırı kaymasıyla oluşan deformasyonda taneler ilk şekillerini korurlar (Şekil2.6–2.7) Bu durum ancak süperplastik alaşımlarda gözlenmektedir. (Askeland,1989)



Şekil 2.6. Tane İçi Kaymalarıyla Oluşan Deformasyon



Şekil 2.7. Tane Sınırı Kaymasıyla Oluşan Süperplastik Deformasyon

Şu ana kadar yapılan çalışmalarda tane sınırı kaymasını tanımlayacak farklı mekanizmalar öne sürülmüştür. Çoğu modeller tane sınırı kaymasının kaymayla gerçekleştiği yönündedir. Sherby ve Wadsworth, küçük taneli malzemelerin süperplastik akma esnasında en uygun deformasyon mekanizmasının kayma suretiyle meydana gelen tane sınırı kayması olduğunu gösteren bir denklem geliştirmişlerdir. Kaymayla gerçekleşen tane sınırı kayması üzerine halen uygun modeller arasında Hayden ve arkadaşlarının, Hayden modeli olarak adlandırdıkları bir model de vardır (Denklem 8). Hayden denkleminin 14 µm'lik tane boyutuna sahip 7475 Al (Al, 5.9 Zn, 2.4 Mg, 1.43 Cu, 0.2 Cr, 0.05 Si, 0.06 Fe) alaşımının deformasyon hızı - gerilme davranışını uygun olarak belirlediği görülmüştür (Shin, 1997). Bu denklem;

$$\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^6 \frac{Eb}{kT} \left(\frac{b}{d} \right)^2 \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2 D_L \left(1 + \frac{3.38 D_{gb}}{d D_L} \right) \quad (2.10)$$

şeklindedir. Denklemdede;

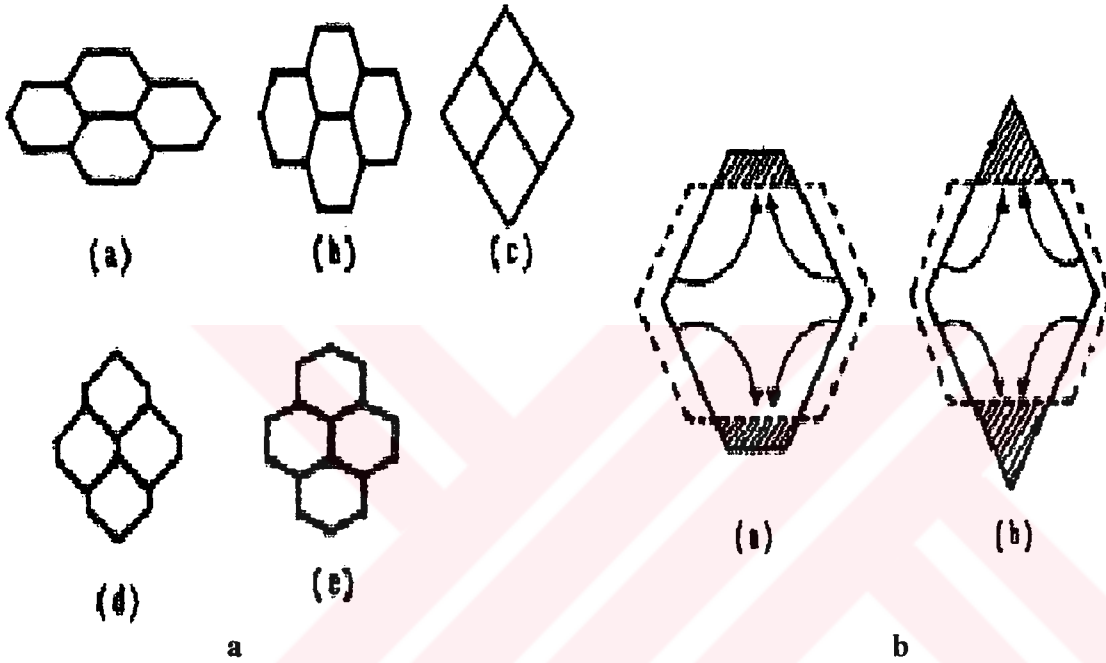
- é : Deformasyon hızı,
- b : Burgers vektörü,
- σ : Gerilme,
- k : Boltzman sabiti,
- d : Tane boyutu,
- T : Sıcaklık,
- δ : Tane sınırın genişliği,
- E : Elastiklik modülü,
- D_L : Difüzyon katsayısı,
- D_{gb} : Tane sınırı difüzyonudur.

Ashby ve Verrall tarafından geliştirilen difüzyonal akmayla meydana gelen tane sınırı kayması modelinde, taneler, sınırlar boyunca difüzyonal kütle transferinin bir sonucu olarak kayarlar (Shin, 1997). Ashby ve Verrall deformasyon hızını belirlemek için geliştirdikleri denklemde hacim difüzyonu ve tane sınırlarında kütle geçişini (tane sınırlarında difüzyonunu) dikkate almışlardır. (Denklem 2.11):

$$\bar{\epsilon} = \frac{100\Omega}{kTd^2} \left(\sigma \frac{0.2\gamma}{d} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2 D_L \left(1 + \frac{3.38Dgb}{dD_L} \right) \quad (2.11)$$

Denklemdede 0.2 γ / d kalıntı gerilmeyi gösterir.

Ashby ve Verrall modelinin şematik gösterilişi Şekil 2.8'de verilmiştir. (Langdon,1991).



Şekil 2.8. a) Difüzyon Yoluyla Tanelerin Şeklinin Değişimi
b) b'den c'ye Difüzyonla Tane Şeklinin Değişimi

Tane sınırları kayması, çok kristalli bir yapının deformasyon mekanizmasını açıklayan tek olay değildir. Bu yüzden tane sınırlarının mevcut köşe ve kenar bölgelerinde bütünlüğü sağlayarak içyapının bozulmasını önleyecek ikinci bir mekanizmaya gerek vardır. Bu şekilde taneler köşe ve kenar bölgelerinde şekillerini atom boşlukları ve difüzyon etkileri ile değiştirirler. Yani Nabarro - Herring sürünmesi gerçekleştirirler (Güven ve Otmanbölük,1993).

Nabarro - Herring (N - H) sürünmesi, genellikle deneysel sonuçlardan elde edildiği üzere, çok daha düşük deformasyon hızlarında meydana gelir. Nabarro -Herring

sürünmesine uygun olarak deformasyon hızı aşağıdaki formülle verilir (Shin, 1997).

$$\dot{\epsilon} = 14 \left(\frac{D_L}{d^2} \right) \left(\frac{Eb^3}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n$$

Burada:

$\dot{\epsilon}$: Deformasyon hızı,

b : Burgers vektörü,

σ : Gerilme,

k : Boltzman sabiti,

d : Tane boyutu,

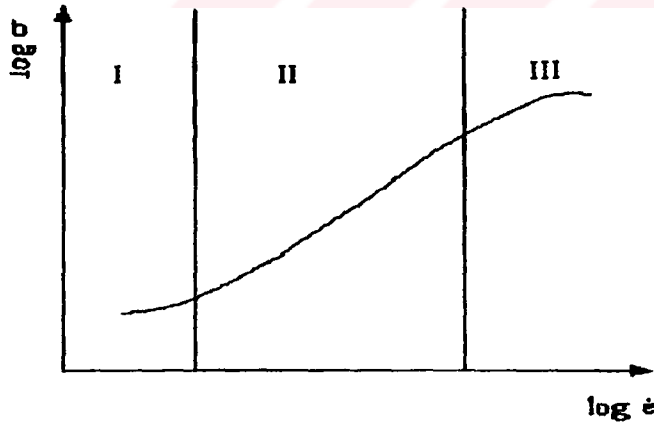
T: Sıcaklık,

E : Elastiklik modülü,

D_L : Difüzyon katsayısıdır.

2.2.1. Deformasyon Mekanizmalarının Gerilme - Deformasyon Hızı Eğrisi Üzerinde İncelenmesi

Eğri üzerinde, üç bölgedeki deformasyon mekanizmaları şöyle açıklanmaktadır:

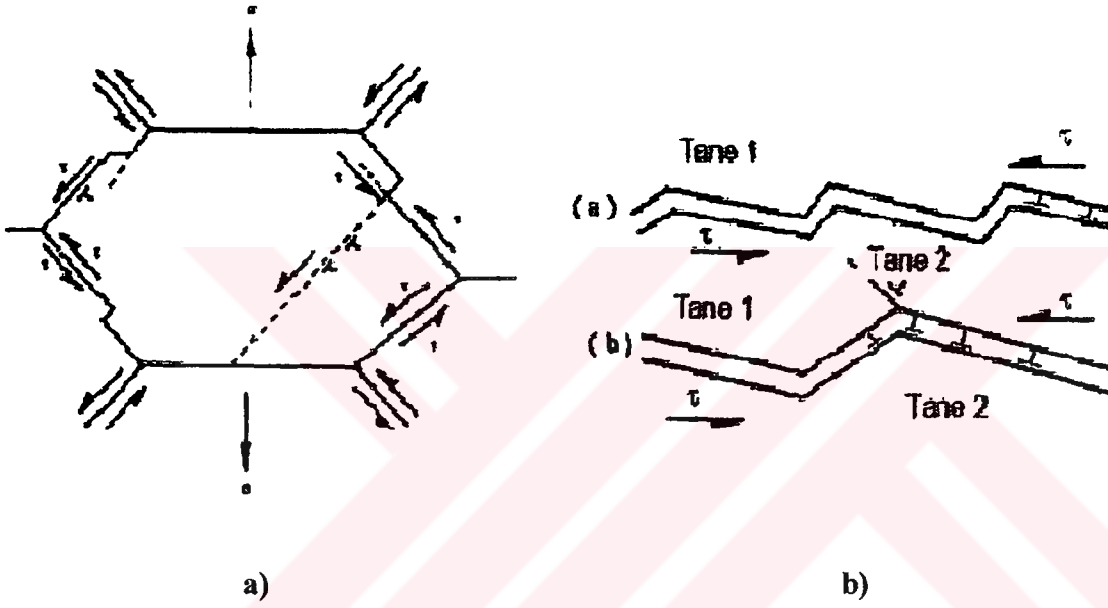


Şekil 2.9. Gerçek gerilme (σ) – gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) eğrisinin bölgeleri

I. Bölge

Bu bölgede deformasyon hızı tane sınırlarında kayma olayını gerçekleştirecek kadar yeterli değildir. Bu bölgede tane içlerinde yer yer bağımsız dislokasyonlar oluşmaktadır (Şekil 2.10).

Akma gerilmesiyle deformasyon hızı arasında doğrusal bir ilişki görülmez. Eğer tane sınırı yüzeyleri kayarlarsa tane sınırı dislokasyonları tane sınırı köşelerine doğru sıkışırlar. Tane sınırı köşelerinde yığılan tane sınırı dislokasyonları komşu tanede kafes dislokasyonlarının çoğalmasına sebep olurlar.



Şekil 2.10. a) 1. Bölgede tane içi dislokasyon hareketi

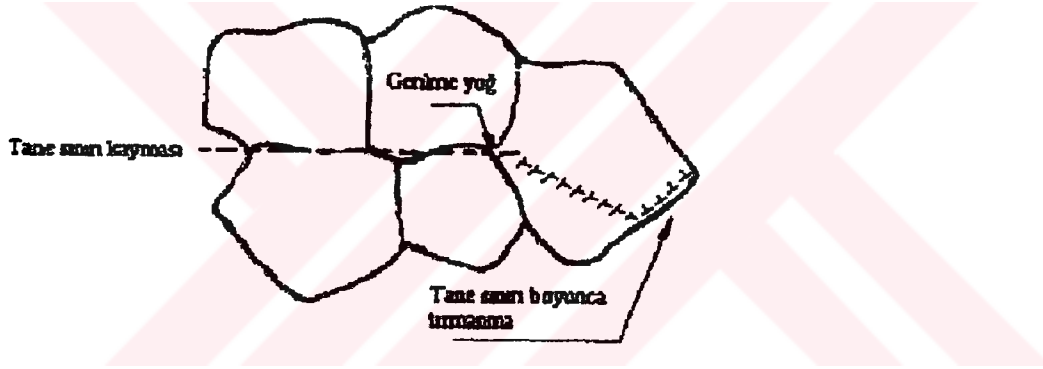
b) Dislokasyon hareketi ile kayma yüzeyinin büyümesi

II. Bölge

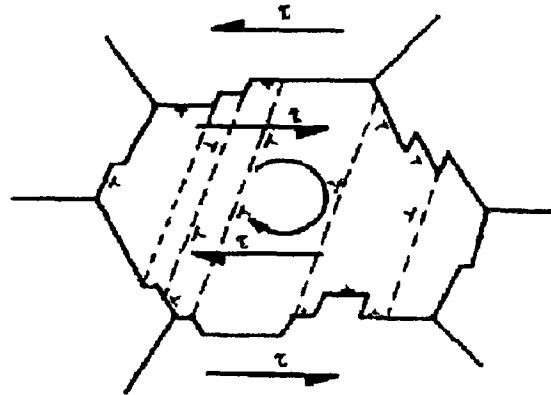
Süperplastik akışın gerçekleştiği bu bölgede dislokasyon hareketi ve difüzyonal akışa dayanılarak iki farklı tipte model önerilmiştir.

Ball ve Hutchison tarafından verilen model Şekil 2.11'de görülmektedir (Langdon,1991). Verilen modelde hakim olan mekanizma, tane sınırı boyunca ve tane içerisinde tırmanma suretiyle dislokasyonların yer değiştirmesidir (Şekil 2.11). Bu model, tane sınırlarında meydana gelen çizgisel kayma esnasında tane sınırı oluşan gerilme yoğunlaşması ve tane sınırlarında biriken dislokasyonlardan oluşmaktadır.

Ayrıca, modelde, tane sınırları boyunca dislokasyonların tırmanışı görülür. Atomlar ya dislokasyon çizgisine ya da dislokasyon çizgisinden dışa doğru dislokasyonun kayma düzlemine dik hareket ederek ilerler. Dislokasyon bu durumda kayma sürecini engelleyen kafes kusurlarından kaçma imkanı bulur. Kusurdan kaçarak tırmandıktan sonra kaymaya devam edip numunenin çok küçük gerilmelerde bile ilave deformasyonuna sebep olur (Orhan, 1997). Yani tane içi ve tane sınırı kaymaları bu bölgede etkili olmaktadır. Tane sınırı köşelerinde sayısız kafes dislokasyonları oluşumu ortaya çıkar. Oluşan kafes dislokasyonları dış kayma gerilmesi etkisi altında tanelerden absorbe edilir. Deformasyon hızının yükselmesi ile hareketli kafes dislokasyonlarının yoğunluğu ve tane sınırlarına absorpsiyonları başlar. Böylece, düz tane sınırı bozularak yuvarlak hale gelecek şekilde büyür. Çünkü tane sınırına hareket eden her dislokasyon orada yapısal tane sınırı basamağı oluşturur (Şekil 2.12).



Şekil 2.11. Ball ve Hutchison Tarafından Geliştirilen Tane Sınırı Kayması ve Dislokasyonların Tırmanışının Şematik Görünüşü (Longdon, 1991)

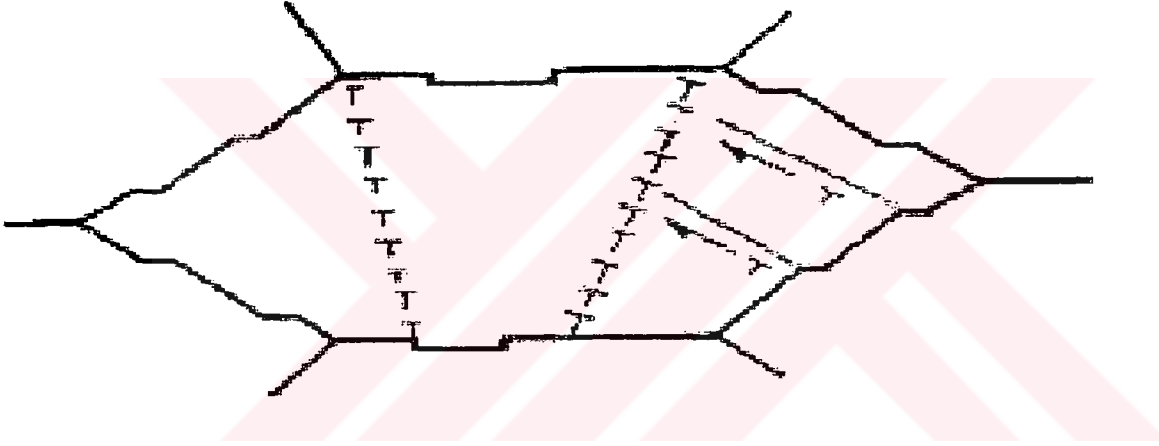


Şekil 2.12. Tane İçi ve Tane Sınırı Bölgelerinde Dislokasyon Hareketleri

Ashby ve Verral sayesinde geliştirilen difüzyonel akışa dayalı modele göre ise, tane sınırı kayması, sınırlar boyunca difüzyonel kütle transferinin bir sonucu olarak meydana gelir (Langdon,1991).

III. Bölge

Bu bölgede sürünme kaymaları daha etkili olmaktadır. Hareketli kafes dislokasyonlarının yoğunluğu taneler içerisinde birbirine karşı etkileşime girecek şekilde büyümüştür. Sonuçta küçük açılı tane sınırlarının oluşumu gözlenir (Şekil 2.13). Tane içerisindeki toparlanma olayları deformasyon hızının gerilime bağımlılığını belirler. Ayrıca hareketli dislokasyonların artan yoğunluğu yaygın bir pekleşmeye sebep olur. Sonuçta malzeme bir miktar boyun vererek kopar.



Şekil 2.13. III. Bölgede Tane İçi Dislokasyonlarının Etkileşimi

2.3.Süperplastik Şekil Verme Yöntemleri

Süperplastik alaşımlar için şu şekil verme yöntemleri uygulanır (Agard L.S,1987, Metals Handbook,1988).

- Basınçlı gazla şekillendirme,
- Vakumla şekillendirme,
- Hareketli şekillendirme.
- Derin çekme,

- Difüzyonla birleştirme,
- Dövme,
- Ekstrüzyon,
- Kalıpta çekme.

2.3.1. Basınçlı Gazla ve Vakumla Şekillendirme

Basınçlı gazla ve vakumla şekillendirme, gaz basıncı altında ya da vakumun etkisi ile malzemenin, kalıbın şeklini almasını sağlayan yöntemlerdir. İki yöntem arasındaki fark, yalnızca, gazın basıncıdır. Vakumla şekillendirmede, uygulanan basınç, atmosferik basınçla sınırlıdır (yani 100 kPa). Bu yüzden vakumla şekillendirmede, şekillendirme hızı ve kabiliyeti sınırlıdır. Basınçlı gazla şekillendirmede ilave bir gaz basınç sistemi kullanılır. Yöntemin etkinliği gaz kaynağının basıncı, sistem ve sistemin basınç hızıyla sınırlıdır. Bu yöntemde maksimum basınç 690 - 3400 kPa arasındadır.

Bu yöntemde kalıp ve sac malzeme normal olarak şekillendirme sıcaklığında tutulur ve gaz, basınçlı bir şekilde kalıbın şeklini alması için sac malzeme üzerine gönderilir. Alt kalıp boşluğundaki gaz, basit bir şekilde atmosfere iletilir. Bu esnada alt kalıp boşluğu vakum altında tutulur. Deformasyonun çok hızlı bir şekilde oluşmasını önlemek amacıyla, gerekirse, ters yönde bir basınç uygulanabilir. Şekillendirecek sac parça sabit bir konumda tutulur ve derin çekme yöntemlerinde olduğu gibi içe çekilmez, boşluğunda çekilip uzar. Yani pot çemberi vasıtasıyla malzemeye uygulanan kuvvet malzemeyi sabitleyecek kadar yüksektir.

Bu yöntemler Ti, Al ve diğer metallere yapılan sac malzemelerin üretiminde artarak kullanılmaktadır.

Bu metot ile büyük ve kompleks parçalar kolaylıkla şekillendirilebilirler,. Ayrıca yöntem, kalıp parçalarının (yani çift etkili çalışma) hareketsiz olmasının avantajına sahiptir. Çok kademeli parçalar tek bir yöntemle şekillendirilebilir. Bu yüzden bazı parçalarda üretim hızında bir artış sağlanmıştır.

2.3.2. Hareketli Şekillendirme

Hareketli şekillendirme yöntemleri süperplastik malzemelerin şekillendirilmesine plastik şekillendirme teknolojisinden aktarılmıştır. Bu yöntemde, bazen, gaz basıncı ve vakumla beraber, hareket edebilir yahut ayarlanabilir bir kalıp parçası kullanılır.

Yöntemde, şekillendirme iki aşamadan oluşmaktadır. Birinci aşamada normalden daha küçük bir zımba malzemeye bir miktar basınç uyguladıktan sonra, ikinci aşamada kalıp boşluğundan gönderilen basınçlı gaz malzemeye son şeklini vermektedir.

2.3.3. Derin çekme

Derin çekme yöntemi süperplastik malzemelerde kullanıldığı halde, bu yöntemin süperplastik malzemelerin şekillendirilmesinde önemli bir avantajının olduğu söylenemez. Derin çekmede gerekli şekillendirme basınç kuvvetiyle sağlanır. Şekillendirme esnasında malzemenin incelmesi ve kopması deformasyon sertleşmesine bağlıdır. Süperplastik malzemelerde büyük çaplı bir deformasyon sertleşmesi meydana gelmez, fakat şekil verme karakteristikleri yüksek deformasyon hızı sertleşmesine bağlıdır. Malzemenin bu özelliği derin çekme işlemine biraz yardımcı olacak gibi görünmektedir (Agard, L.S,1987).

İşlemdaki zorluk, zımbanın ucu malzemeye temas ettiğinde malzeme duvarlarında artan gerilmeyle beraber sertleşme meydana gelebilmesidir. Süperplastik sıcaklıklarda önemsiz derecede deformasyon sertleşmesi meydana gelir ve zımba umumiyetle parçayı delip geçer. Eğer zımba ile parça arasında sürtünme yüksekse, parça duvarlarında zayıflama meydana gelir.

Hawkins ve Belk, süperplastik malzemelerin çekilebilme kabiliyetini düzeltmeye yönelik bir yöntem geliştirmişlerdir. Bu yöntemde parça şekillendirme sıcaklığının altına soğutulan bir zımba kullanılmıştır. Bu yöntemle zımba burnunun geldiği bölgede önemsiz derecede bir incelmenin meydana geldiği görülürken zımbanın malzemeye birleştiği kısımda önemli derecede bir incelmenin meydana geldiği görülmüştür. Malzemenin zımbayla birleştiği bölgedeki incelmenin genişliği parçanın uç kısımlarına uygulanan yüke bağlıdır. Ancak bu, artan çekme oranı ve azalan zımba hızıyla artar (Metals Handbook, 1988).

2.4. Süperplastiklik Testi Uygulanan Malzemeler

2.4.1. Alüminyum Alaşımlarının Süperplastikliği

Otomotiv kaporta panellerinde hafif olan alüminyum alaşımlarının ilgi görmesi Al - Mg alaşımlı levhaların biçimlendirilebilme özelliğine gösterilen ilginin artmasına yol açmıştır. % 4.7 Mg - % 0.7 Mn içerikli bir Al alaşımı, korozyon dayanımı gereken uygulamalarda ve yüksek mukavemet gücüne sahip yapısal bir malzeme olarak çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Bu alaşımlar kaporta sacı alaşımı olma potansiyeline de sahiptir (Verma,1996). Magnezyumun bu alaşımın süperplastik özelliğini artırdığı bilindiğinden beri vazgeçilmez bir alaşımlama elementi olarak kullanılmaktadır (Verma, 1996).

Alüminyum alaşımlarının süperplastik davranışı üzerine en önemli katkılar % 33 Cu alaşımlı Al ile ilgili çalışmalardan elde edilmiştir. 1973'de Wilcox ve Claver döner ergitmeyle elde edilen 7075 alüminyum alaşımının Süperplastik davranış gösterdiğini kaydetmişlerdir. Daha sonra 1976'da Al-Cu-Zr ve Al-Cu-Mg-Zr alaşımları üzerinde süperplastiklik konusunda çalışılmıştır. Wadsworth bir Al-Li alaşımında 450°C 'de $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızında % 1035'lik bir uzama değerini elde ettiğini göstermiştir (Zhang ve Grant, 1984).

Son zamanlarda toz metalurjisinde hızlı katılaştırma teknolojisinin uygulanması, süperplastiklik için artan potansiyelin, temel-ingot alüminyum alaşımlarında mümkün olandan daha küçük tane boyutu ve dengeli fazların elde edilmesini sağlamıştır(Zhang,1984).

2.4.2. Ötektoid Altı ve Ötektoidik Sade Karbonlu Çeliklerinin Süperplastikliği

Sade karbon çeliklerinin süperplastikliği üzerinde yapılan ilk çalışmalar yetersiz kalmıştır. Yapılan çalışmalarda, % 0.2-1 arası karbon içeriğindeki çeliklerde yapılan ısıtma işlemler sonucunda küreselleşmiş sementit partikülleri sayesinde büyümesi engellenen ince ferrit taneli mikro yapılar elde edilmiştir. Buna rağmen ancak % 130'luk çekme uzamaları elde edilebilmiştir. Bunun nedeni, tane sınırlarının küçük açılı dislokasyon

sınırlarına sahip olmasıdır. Küçük açılı tane sınırlarına sahip malzemelerin akma gerilmesi genellikle deformasyon hızındaki değişikliklere hassasiyet göstermez. Bu yüzden bu tip çeliklerde süperplastiklik gözlenmemiştir (Metals Handbook, 1988).

Bununla beraber son çalışmalar termomekanik işlemde sonra ötektoidik dönüşüm sıcaklığı boyunca ısı çevrim yapılan bu tip malzemelerde tane sınırlarının küçük açıdan büyük açığa değiştiğini göstermiştir. Bu sayede ötektoid altı sade karbon çeliklerinde % 1000' lik çekme uzamaları elde edilmiştir (Metals Handbook, 1988).

Marder, Fe-C alaşımında (% 0.2-0.4-0.6-0.8-1.0 karbonlu çeliklerde) ötektoid sıcaklığın altında yeterince süper plastik özelliği gözleyemediğini, ancak süperplastik özellik için küçük taneli bir iç yapının gerekli olduğunu açıklamaktadır.

Yoder ve Weiss sade karbonlu çeliklerin (0.91 C ve % 0.79 C) yapısını küreselleştirerek, % 0.91 karbonlu çelikte 716°C sıcaklık ve $4.4 \times 10^{-3} \text{ dak}^{-1}$ deformasyon hızında % 133 oranında bir uzama elde etmiştir.

Kayalı, ötektoid çelikte süperplastik özellik üzerine tane boyutunun, deformasyon sıcaklığının ve deformasyon hızının etkilerini incelemiş ve en iyi süperplastik Özelliğin 650°C ile 700°C arasındaki sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında elde edildiğini göstermiştir.

Schadler, ferrit + ostenit yapıda az ve orta karbon bileşimli % 2 Mn içeren çelikleri kullandığını, tane büyüklüğü $1.5 \mu\text{m}$ olan malzemede (% 0.42 C ve % 1.87 Mn) 727°C sıcaklığında $2 \times 10^{-2} \text{ dak}^{-1}$ deformasyon hızında m değerini 0.5 olarak bulduğunu ve % 460 uzama elde ettiğini, Mn elementinin plastik gerilmeyi yükselttiğini açıklamaktadır.

Morrison alüminyum, fosfor ve silisyum içeren az karbonlu çelikler üzerinde çalıştığı ve bu katkıların ilavesi ile ferrit - ostenit bölgesinde daha yüksek deney sıcaklıklarını kullanabileceklerini, deneylerini 900°C sıcaklıkta ferrit-ostenit yapı çelikte yaklaşık $2 \mu\text{m}$ 'lik tane büyüklüğünde $2 \times 10^{-2} \text{ dak}^{-1}$ deformasyon hızında gerçekleştirdiği, "m" değerini 0.55 olarak saptadığı ve % 430 uzama elde ettiği açıklamaktadır.

Andrew ve Zener tarafından yapılan çalışmalarda bazı alaşım elementleri ile (Ni, Mo, Ti) demir bazlı malzemelerde iyi bir süperplastik özelliğin elde edilebileceği ifade edilmektedir (Otmanbölük, 1993).

Son zamanlarda yüksek Al içerikli yüksek karbonlu ve UHC (çok yüksek

karbonlu) çelikleri üzerinde çalışılmıştır. Bu çelikler yüksek mukavemet özelliklerinin yanı sıra 900°C'ye kadar oksidasyon direncine sahiptirler. Bu çeliklerde daha yüksek Al içerikleri deformasyon sıcaklığını 700°C'den yaklaşık 880°C'ye kadar, deformasyon hızını da 10^{-4} den $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'e artırır. Sonuç olarak, süperplastik deformasyon için deformasyon hızı sınırı çok daha yüksek deformasyon hızlarına doğru genişler. Buna, östenit - ferrit dönüşüm sıcaklığını arttıran alüminyumun daha yüksek (% 8'e kadar) içerikleriyle ulaşılır (Hofmann ve Frommayer, 1995)

Ni ise aksine, östenit - ferrit dönüşüm sıcaklığını düşürür. Bu yüzden yüksek nikel içerikli yüksek karbon ve UHC çeliklerinin süperplastik deformasyon sıcaklık alanının sade yüksek karbon çeliklerinininkiyle kıyaslandığında azalabileceği düşünülmektedir.

2.4.3. Ötektoid Üstü Sade Karbon Çeliklerinin Süperplastikliği

Bu çelikler aynı zamanda çok yüksek karbonlu çelikler (UHC) olarak bilinir. UHC çelikleri tek fazlı östenit bölgesinden yavaşça soğutulduğunda perlit kolonileriyle çevrili bir mikro yapı içerir. Bu karbür ağı, çeliklerde zayıf mekanik özelliğe sebep olur. Bununla beraber, 1970'lerde yürütülen bir çalışmada, uygun termomekanik işleme mikro yapılar çok küçük küresel ferrit taneleri ve ince üniform bir dağılımın UHC çeliklerinde süperplastik davranışa izin verdiği görülmüştür. Bu tip çeliklerde % 1500 e kadarlık çekme uzamaları elde edilmiştir (Metals Handbook., 1988).

UHC çeliklerinde arzu edilen ince küresel mikro yapıyı elde etmek için gereken termomekanik işlem iki adımdan oluşur. Birinci adımda, UHC ingot ve çabuklar 1150 °C'de ısıtılma ve 750 °C'den aşağıya soğuma esnasında da sıcak ve ılık şekil değiştirmeye tabi tutulurlar. Bu işlem östenit tanelerini inceltir, tane altı sınırları ve östenit taneleri öncesindeki proötektoid karbürleri üniform bir şekilde dağıtır. İkinci adım UHC çelikleri tam ötektoid dönüşüm sıcaklığı üzerine soğutulduğunda ayrılan bir ötektoid dönüşümü kapsar. Bu adım tamamen küreselleşmiş ince bir yapıdan (1. adımdan) ince perlite dönüşümdür.

UHC çeliklerinin endüstriyel potansiyeli, henüz tamamen ticari olmadığı halde bütünüyle belirlenmiştir. Ümit verici bir uygulama dişlilerin presle dövülerek şekillendirilmesidir. Kullanılan UHC çeliklerinin ilave bir avantajı yüksek karbon

içeriklerine sahip olmaları ve normal dişli üretiminde karbürizasyon adımının çıkarılmasıdır.

UHC çelikleri üzerinde yapılan çalışmalar süperplastiklik için uygun mikro yapının yaklaşık % 0.8-2.1 C ve yaklaşık 650 — 800 °C' lik sıcaklık alanında gerçekleşebileceği yönündedir. Bu yüzden süperplastik UHC çelikleri ferrit-karbür ve östenit - karbür çift faz yapılarını içerirler. Ayrıca bu çelikler kavitasyona karşı hassas değildirler. Çünkü yapıda bulunan ferrit, östenit ve karbürlerin tamamı süper plastik sıcaklıkta hemen hemen aynı sertliğe sahiptir.

Ayrıca UHC çelikleri üzerinde yapılan çalışmalarda süper plastiklik orta seviyeli deformasyon hızı (10^{-5} - $10^{-3} s^{-1}$) ve orta seviyeli sıcaklıkla sınırlanmıştır. UHC çeliklerindeki bu sınırlar bu çeliklerin ticari kullanımını engellemiştir. Bununla birlikte son çalışmalar bu alanların silisyum ve alüminyum elementlerinin dikkatli alaşımlama katkılarıyla esas itibariyle genişletilebileceğini göstermiştir. Bu elementler UHC çeliklerinde süperplastikliği artırır. Çünkü bu elementler;

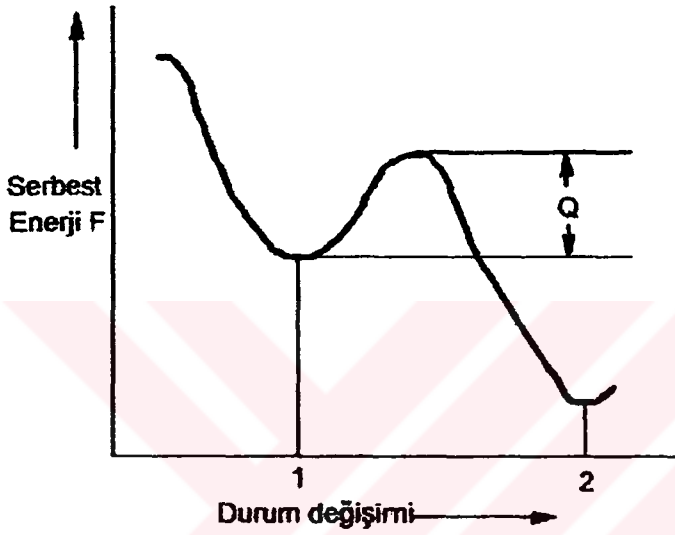
- Ötektoid dönüşüm sıcaklığını yükselterek ferritin kararlı halde olmasını sağlarlar.

- Yüksek sıcaklıklarda karbürlerin irileşmesini engellerler.
- İleri ötektoid (proötektoid) karbürlerin hacimce miktarını artırır.
- Meydana gelebilecek kavitasyona engel olurlar.

Karbon içeriklerinden dolayı UHC çeliklerinde, süperplastik şekillendirmeden sonra çok yüksek sertlik seviyesine (65-68 HRC) ısıtma işlemi ulaşılabilir. Çeliklerin bu özelliğinden dolayı dişliler, takım parçaları, aşınmaya dirençli yüzeyler ve askeri araç zırhlarını da içine alan geniş bir kullanım alanına sahiptir.

3. DİFÜZYON

Martenzitik faz dönüşümleri dışında diğer bütün durum değişimlerinde atomların yer değiştirmeleri zorunludur. Bu durumlar süreksiz (kademeli) olarak ve sistemin serbest enerjisinin azalması ile devam edebilir. Şekil 3.1' de serbest enerjinin durum değişimine bağlılığı görülmektedir.



Şekil 3.1. Serbest Enerjinin Durum Değişimine Bağlılığı (Güleç, Aran, 1985)

Kararlı denge durumuna varıldığında serbest enerji alt minimuma ulaşır. (2.durum) Enerjinin birinci durumda olduğu kademe ise yarı kararlı durum olarak adlandırılır 1. durumdan 2. duruma geçiş için sisteme Q enerjisinin verilmesi zorunludur. Ancak o zaman serbest enerjide azalmayla 2. duruma ulaşılabilir. Burada Q enerjisine aktivasyon enerjisi adı verilir Bu enerji:

Sıcaklığın artması,

Pekleşme oluşacak şekil değişimi,

Elektriksel ve manyetik alanlar yardımıyla sağlanabilir.

Atomlar ve boş yerlerin yer değiştirme hızına "k" dersek "k" değeri Arrhenius denklemi ile tanımlanır. Eşitlik 2.1 .'de Arrhenius denkleminde verilmiştir.

$$k=A_0 \cdot \exp(-Q/RT) \quad (3.1)$$

A_0 = Malzemeye bağılı sabit

Q = Aktivasyon enerjisi (malzemeye bağılı)

R = Gaz sabiti

T = Mutlak sıcaklık şeklinde ifade edilir.

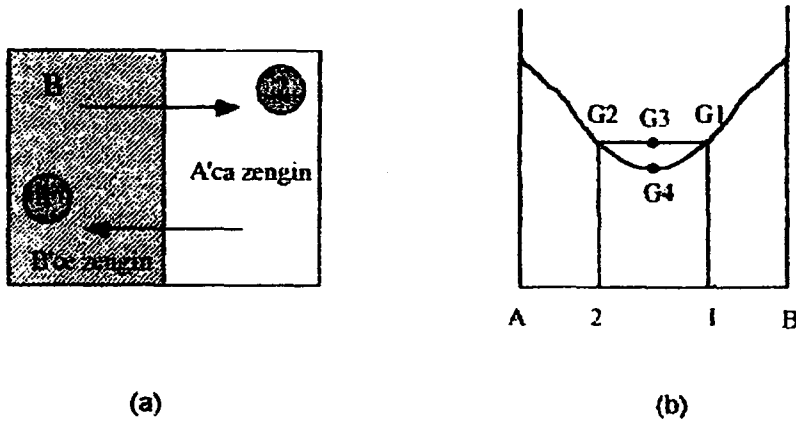
k değeri artan sıcaklıkla sürekli artar, mutlak sıfır sıcaklığında ise sıfır olur. Atomların ve boş yerlerin yer değiştirmelerine ısı aktive adı verilir. Toparlanma, yeniden kristalleşme, sürünme ve difüzyon birer ısıl aktivitedir. (Güleç, Aran, 1985)

Atomların iyonların ve diğer parçacıkların sıcaklığa bağılı olarak yer değiştirmelerine "DİFÜZYON" denir. Difüzyon bir konsantrasyon gradieninden hareket eder. Yani moleküller, yüksek konsantrasyondan konsantrasyonun daha düşük olduğu bölgeye yayılırlar.

En hızlı difüzyon gazlarda olup, sıvı ve katılarda daha yavaş olur. İki bölge arasındaki konsantrasyon farkı ne kadar büyükse difüzyonda o denli hızlı olur. Difüzyon sıcaklıkla doğru orantılıdır. Sıcaklık arttıkça moleküller daha hızlı hareket ederler Fakat gazlarda hız molekül ağırlığıyla ters orantılıdır.

Difüzyon, moleküllerin yoğunluk düzensizliğinin yok olduğu nihai süreçtir. Gaz ve sıvıların katılar içinde difüzyonuda gözlenir. Özellikle kaynakçılıkta büyük önemi olan hidrojen ve azot difüzyonu buna örnek olarak gösterilebilir.

Difüzyonun meydana gelme sebebi, Gibbs serbest enerjisini azaltma isteğidir. Şekil 3.2' de bu duruma bir örnek verilmiştir.



Şekil 3.2. Alaşımların Molar Serbest Enerji Diyagramı

B'ce zengin molar serbest enerji	G1
A'ca zengin molar serbest enerji	G2
Başlangıçtaki toplam serbest enerji	G3

Şekil 3.2' de görüldüğü gibi konsantrasyon farkını azaltmak için difüzyon başlarsa serbest enerji $G4'$ e doğru azalır. Yani homojen bir alaşımın serbest enerjisi haline gelir. Bu durumda yüksek konsantrasyonlu kısımdan düşük konsantrasyonlu kısma yayılan A ve B atomları serbest enerjide bir düşüş meydana getirirler

Difüzyon kimyasal potansiyeli yüksek olan bölgeden kimyasal potansiyeli düşük olan bölgeye doğru meydana gelir. Yalnız bu durum özel şartlar altında doğrudur. Bu sebeple difüzyonu meydana getiren ana ilke olarak, kimyasal potansiyel göz önüne alınır. Kimyasal potansiyel her yerde aynı olunca difüzyon durur.

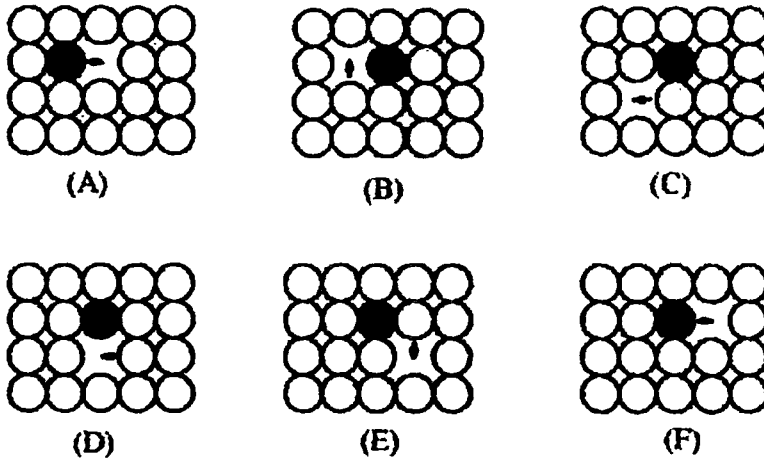
3.1. Tavlama Yöntemleri Ve Difüzyon

Metal ve alaşımların üzerindeki faydalı yönlerinden biride, dış görünüm yada ölçülerde hissedilir bir değişim olmadan iç yapıda değişikliğe girebilme kabiliyetidir. Çeliğin ısıtılması buna iyi bir örnek olarak gösterilebilir.

Tavlama süreçlerinin vaki olduğu esas mekanizma, alaşım içinde atomların difüzyonudur. Katı eriyik oluşması sırasında dengeyi korumak için gerekli değişimler, yüzey sertleştirme esnasında yüzeye, karbon yada azot ilavesi, difüzyonla mümkündür. Atomların difüze olabildikleri iki ana mekanizma vardır.

3.1.1. Boşyer Difüzyonu

Normalde, bir kristal içerisindeki ikame atomu, bulunduğu yerde salınır ve etrafındaki komşu atomlar tarafından kuşatılmış durumdadır. İkame atomunun komşu atomlar tarafından kuşatılmış olması ona, hareketinde sınırlama getirir. Bu yüzden atom bir başka kafes noktasına hareket edemez. Bununla beraber bir komşu nokta boş ise şekil 3.3' de görüldüğü gibi atom bu boşluğa atlayabilir.



Şekil 3.3. Boşluk Mekanizması İle İlave Metal Atomu Difüzyonu

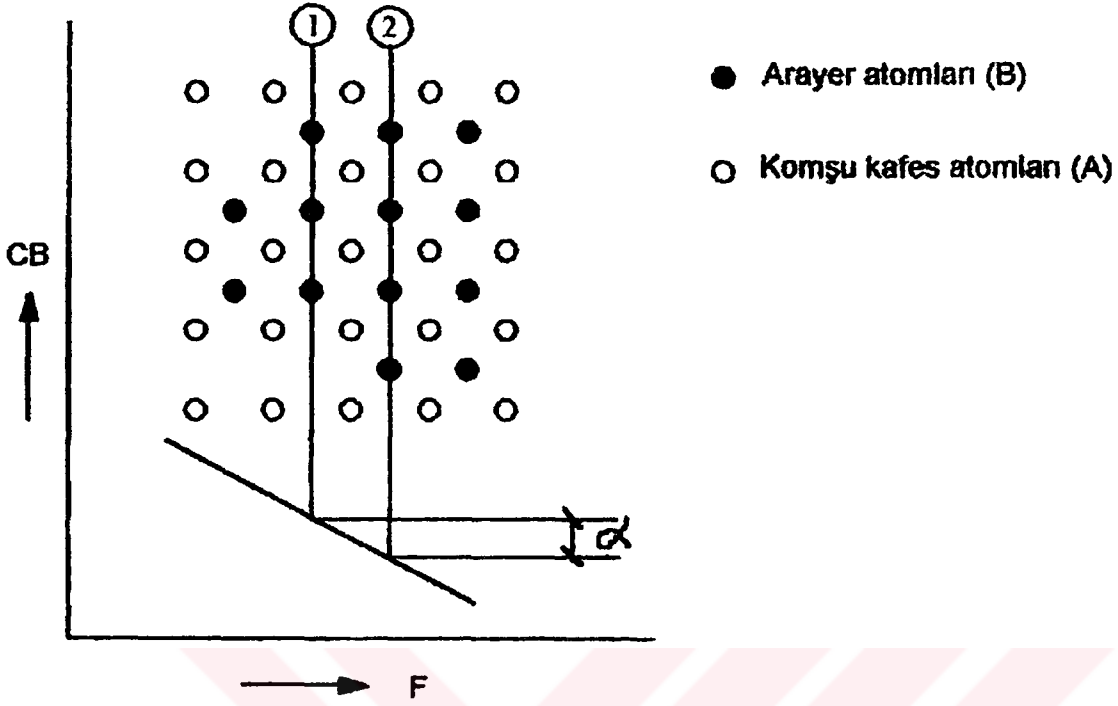
Herhangi bir atomun boş bir kafes noktasına geçmesi yeterli titreşim enerjisini elde etmesine bağlıdır. Herhangi bir atomun katı içerisinde hareket edebileceği hız, karşılaştığı karşılaşma frekansı ve boşluk konsantrasyonuna (sayısına) bağlıdır. Boşyer difüzyonunun olabilmesi için:

- a- Atomal çapları farkının %15' den daha küçük olması ($r_A - r_B \leq \% 15$),
- b - Malzemelerin aynı kristal kafes yapısına sahip olması,
- c - Elektronegativite farkının küçük olması,
- d - Valans elektronların eşit olması gerekir.

Boşyer difüzyonuna örnek olarak Cu Ni, Fe - Ni, Au - Ag, Fe - Cr, Ti - Zr vb.alaşımalar gösterilebilir.

3.1.2. Arayer Difüzyonu

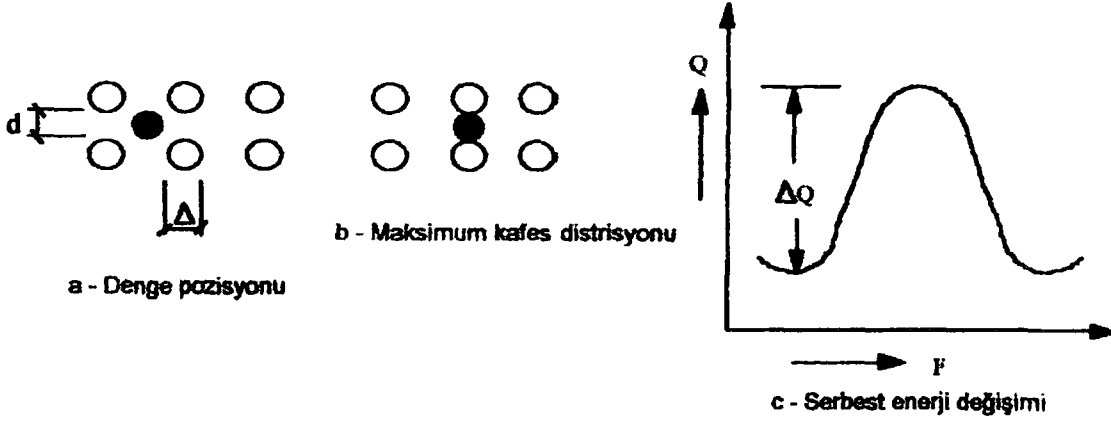
Fe, Cr, Ni, Mn, W, Ti vb. geçiş elementlerinin B, C, H, N ve E gibi elementlerle yaptığı çözeltiye arayer katı çözelti ve C, H, N ve F gibi elementlerin geçiş elementleri içine yaptığı difüzyonada arayer difüzyonu adı verilir. Şekil 2.4' de arayer difüzyonu modeli gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Konsantrasyon Farkında Arayer Difüzyonu

Önce komşu atomların basit bir kübik kafes şeklinde düzenlendiğini ve çözünen B atomlarının ara yapıda herhangi bir difüzyona sebep olmadan ara yerlerle mükemmel bir şekilde yayıldığını kabul edelim. Çözelti o kadar seyreltik olsun ki her arayer atomu 6 adet arayer noktası ile kuşatılmış olsun. Eğer B'nin yoğunluğu, çözelti boyunca bir yöne (x) değişirse (Şekil 3.4), B atomları yoğunlukları her yerde aynı oluncaya kadar malzeme içinde difüze olabilirler. Bu durumda atomların hangi yöne hareket edebileceği hesaplanabilir. (Oğuz, 1988)

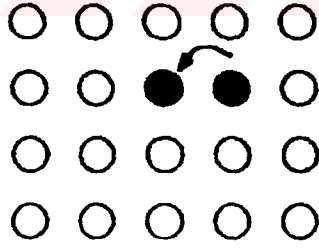
Bir arayer atomu için gerçek atlama işlemine yakından bakıldığında ise şekil 3.5' deki durum görülür.



Şekil 3.5. Arayer Atomunun Yer Değiştirmesi Ve Aktivasyon Enerjisi Değişimi

Katının termal enerjisi sebebi ile, bütün atomlar denge durumunda titreşirler ve arada sırada bir arayer atomunun büyük orandaki titreşimi ile yada matrisin hareketi ile arayer atomlarının hareketinin aynı anda olması bir sıçrama ile sonuçlanır. Arayer difüzyonunun olabilmesi için küçük atom çaplarının büyük atom çaplarına oranının 0,59 dan daha küçük olması gerekir.

Boşyer ve arayer difüzyonu yanında atomların doğrudan teorik olarak yer değiştirmeside mümkündür. Şekil 3.6' da bu değişim şematik olarak gösterilmiştir.

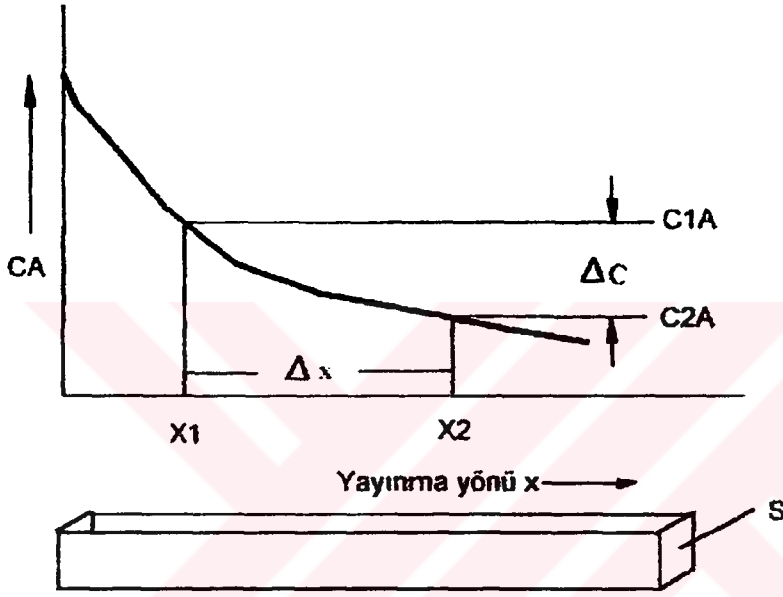


Şekil 3.6. Doğrudan Yer Değiştirme

Ancak enerji nedenleri itibariyle doğrudan yer değiştirme ihtimali düşüktür. Gerçekte ise dislokasyonlar oldukça fazla olduğundan gerekli de değildir.

3.2. 1.Fick Kanunu

Homojen olmayan malzemelerdeki difüzyon homojen malzemelerdeki difüzyona göre teknik açıdan daha önemlidir. Bu tür malzemelerdeki konsantrasyon farklılıkları parçacıkların belirli yönde hareket etmelerine neden olur. Bu hareket matematiksel olarak 1. Fick konumu ile ifade edilir. Bu konuma göre konsantrasyon farkı ile yayılma mesafesi ilişkisi şekil 3.7' de gösterilmiştir.



Şekil 3.7. Fick Kanuna Göre Konstrasyon Farkı İle Yayınma Mesafesi İlişkisi

1. Fick konununa göre geçen madde miktarı eşitlik 3.2' de verilmiştir.

$$d_{mA} = -\Delta \frac{d_{cA}}{d_x} S \cdot dt \quad (3.2)$$

d_{mA} = Difüzyon yönüne dik bir düzlemin birim alanından birim zamanda geçen madde miktar (gr.cm²/sn)

A = Difüzyon katsayısı (cm²/sn)

C = Difüze olan maddenin konsantrasyonu (gr/crrr³)

x = Difüzyon mesafesi (cm)

Difüzyon katsayısı A atom türünün yer değiştirme eğilimi için bir ölçüdür, dolayısı ile bu malzemeye bağlı bir değerdir. Yukarıdaki eşitlik dt'ye bölünerek aşağıdaki eşitlik 3.3' teki gibi düzenlenebilir.

$$\frac{1}{S} \cdot \frac{d_m A}{dt} = -D \frac{d_c A}{dt} \quad \text{şeklinde yazılabilir} \quad (3.3)$$

Burada D; $D=D_0 \cdot \exp(-Q / RT)$ bağıntısı ile hesaplanır.

Tablo 3.1. de bazı yayınma çiftleri için, yayınma sabiti "Do", Aktivasyon enerjisi "Q" ve difüzyon katsayısı "D" değerleri verilmiştir.

Tablo 3.1. Bazı Yayınma çiftleri için "D₀", "Q", "D" Değerleri

Difüze Olan Element	Difüzyon Ortamı (Ana kafes)	D ₀ cm ² /sn	Q cal/mol	D=D ₀ .exp(-Q/RT)	
				20°C cm ² /sn	800°Ccm ² /sn
Karbon	γ-Demiri	0,21	33.800	10 ⁻²⁷	10 ⁻⁸
Karbon	α-Demiri	0,0079	18.100	10 ⁻¹⁷	10 ⁻⁵
Demir	α-Demiri	5,8	59.700	10 ⁻⁴⁶	10 ⁻¹²
Demir	γ-Demiri	0,58	67.900	10 ⁻⁵³	10 ⁻¹⁴
Nikel	γ-Demiri	0,5	66.000		
Manganez	γ-Demiri	0,35	67.500		
Bakır	Alüminyum	2	33.900		
Çinko	Bakır	0,033	38.000		
Gümüş	Hacimsel dif.	0,72	45.000		
Gümüş	Tane sınırı dif.	0,14	21.500		
Krom	γ-Demiri	18	97.000		
Hidrojen	α-Demiri	0,002	2.901	10 ⁻⁵	10 ⁻³
Hidrojen	γ-Demiri	0,0067		10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁴

Azalan aktivasyon enerjisi ile difüzyon kolaylaşır. Bu nedenle atomlar hatasız kafes yapısından çok zor, kafesin büyük ölçüde kusurlu olduğu tane sınırları bölgesinden daha kolay difüze olabilirler.

3.3. 2. Fick Kanunu

Difüzyonda derişikliğin (c), zaman (t) ve yer (x) bağlılığı 2. Fick kanunu ile eşitlik (3.4.)'de verildiği gibi ifade edilir.

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2} \quad (3.4)$$

Sınır şartlarına göre bu diferansiyel denklemin değişik çözümleri mevcuttur. Karbonlama için söz konusu çözümler aşağıdaki gibidir.

$$C - C_0 = (C_1 - C_0) \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right]$$

C = Yüzeyin altında x derinliğindeki karbon konsantrasyonun (%)

C₀ = Çeliğin esas karbon miktarı(%)

C₁ = Çelik yüzeyinin karbon miktarı (%)

x = Yüzey altındaki derinlik (Difüzyon mesafesi) (cm)

D = Difüzyon katsayısı (cm²/sn)

t = Zaman (Saniye)

erf = Hata fonksiyonu

3.4. Difüzyonu Etkileyen Değişkenler

Difüzyon katsayısı genellikle sabit değildir. Difüzyon katsayısı, sıcaklık, konsantrasyon ve kristal dokusu gibi birçok değişkenin fonksiyonudur. Belli bir durumda bütün bu değişkenlerin özgül değerlere sahip buldukları varsayılır ki bu

takdirde difüzyon katsayısı belli bir sayı olur. Bununla birlikte bu sayıya varılırken çoğu kez bu değişkenlerin bir yada daha fazlasının tek başına etkilerinin dikkate alınması gerekir. (Oğuz, 1988)

3.4.1. Sıcaklık

Difüzyon sabitinin her 20 °C tık sıcaklık yükselmesi ile iki kat büyüdüğü düşünüldüğünde, sıcaklık etkisinin ne kadar büyük olduğu görülür. Difüzyon sabiti, T sıcaklığa ($^{\circ}\text{C}+273$) $D=D_0 \cdot e^{-Q/RT}$ denkleminde bağılıdır. D_0 , Q ve R sıcaklıktan bağımsızdır. Hareketlendirici Q enerjisi gram-molekül başına kalori olarak verildiğinde gaz sabitesi $R=1,987 \text{ kal/gram-mol/}^{\circ}\text{K}$ olmaktadır. (Tekerrür Faktörü) D_0 , difüze olmakta olan atomların titreşim frekansına bağlı olup Q, difüzyonun vaki olmasını önlemeye çalışan enerjinin bir ölçüsüdür. Başka bir deyişle D_0 ve Q beraberce bulunan metallerin bileşiminin karakteristik büyüklükleridir. (Oğuz, 1988)

3.4.2. Konsantrasyon

Matematik kolaylık açısından difüzyon katsayısının konsantrasyondan bağımsız kabul edilmiş olması sebebiyle bu kabülle yapılan hatanın derecesinin bilinmesi faydalı olur Bazı sistemlerde D konsantrasyonla belirgin bir şekilde değişir. (Altın - Nikel alaşımları) Karbonun östenitin içerisinde eriyebilmesinin sınırı olan % 1,3 C'a kadar difüzyon katsayısında az değişme olduğu bilinmektedir. D'nin büyük ölçüde konsantrasyona bağlı olduğu sistemlerde bile difüzyonun hafif eriyik içinde veya küçük bir konsantrasyon alanı içinde olması kaydıyla D değeri sabit kabul edilebilir. (Oğuz, 1988)

3.4.3. Kristal Dokusu

Yüksek sıcaklıklarda hacim merkezli kübikten yüzey merkezli kübik demire allotropik dönüşümün önemi nedeniyle, kristal dokusunun bu değişimin demir içinde, erimiş atomların difüzyon derecesi üzerindeki etkisi araştırılmıştır.

Belli bir sıcaklıkta difüzyon süreci ve demirin kendi difüzyonu ferrit (Hacim

merkezli kübik) içinde, östenit içindekine göre yaklaşık yüz kat fazladır. (Oğuz, 1988)

3.4.4. Safliğı Bozan Maddeler

Az miktarda ilave metallerin varlığı genellikle bir ana metal içinde eriyen atomların difüzyonu üzerinde az etki yapar. Bu çoğu kez, difüzyonun çok sayıda değişkenden sadece biri olduğu sorunların çözümünde yararlı olmaktadır. Mesela eliğin sertleşebilme kabiliyeti üzerinde alaşım elementlerinin kuvvetli etkilerinin, karbon difüzyonu derecesinde geniş değişmelerden başka faktörlerin sonucu olduğu kanısına varılır. (Oğuz, 1988)

3.4.5. Tane Boyutu

Tane sınırı difüzyonu, tanelerin içindekinden daha hızlı olduğundan genel difüzyon derecesinin ince taneli metalde daha yüksek olması beklenir. Bununla birlikte mutad tane boyları ölçülerinde, difüzyon hesaplan yapılırken tane boyutunu hesaba katmak gerekmez. (Oğuz, 1988)

4. DİFÜZYON KAYNAĞI

Difüzyon kaynağı, katı hal kaynak usulleri içerisinde incelenir. Katı hal kaynağı ise; aynı yada farklı iki malzemenin, malzemeler eritilmeksizin katı yüzeyler arasında meydana gelen birleşme olarak tarif edilir.

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 metalurjik bir bağ oluşuncaya kadar, malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak usulü olarak tarif edilir. Malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkla eriyen bir ara tabaka kullanıldığı takdirde buna sıvı faz difüzyon kaynağı adı verilir.

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasındaki çekim, kohezyon kuvvetlerini meydana getirir. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Katı, harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiği zaman, atomlar denge pozisyonlarını terk ederler ve kristalin içinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir gerilme meydana gelir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimumdan geçer ve sonra azalır.

Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim ise adhezyon olarak adlandırılır. Aynı yada farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken, aynı cins katı yüzeyler arasında kohezyon, farklı cins yüzeyler arasında adhezyon işi yapılmış olur. Kohezyon ve adhezyon işi serbest yüzey enerjisinin bir fonksiyonudur. Ayrıca iki gevrek malzeme yada bir gevrek bir sünek malzemedan oluşan bir bağlantı için adhezyon işi, bağlantı mukavemetinin bir ölçüsüdür.

Adhezyon ve kohezyon kuvvetlerinin teşekkülü yani malzeme yüzeyleri arasında birleşmenin sağlanması için, malzeme yüzeylerinin atomlar arası bağın oluşabileceği yakınlıkta birbirlerine yaklaştırılmaları gerekir.

İki malzemenin difüzyonla birleştirilmesinde, birleştirmenin davranışını önemli ölçüde etkileyen diğer bir kuvvet de, 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 absorbesinin baş sebebidir.

malzemelerin yüzeyleri temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan biridir.

Difüzyon kontrollü birleşme işlemini başlatabilmek için, iki yüzey artıklarından ve makro pürüzlülüklerden arındırılmış bir şekilde temas haline getirilmelidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkan verecek bir yakınlıkta olmalıdır. İlk bağ oluşuktan sonra, sıcaklık yardımıyla difüzyon başlar ve yüzeylerin ara kesitteki boşlukları doldurulur.

Difüzyon kaynağı mekanizmasıyla ilgili günümüze kadar birbirinden farklı bir çok model sunulmuştur. Çünkü, sınırlı bir süre için basınç ile ısının birlikte uygulanmasıyla bağ oluşturma mekanizmaları oldukça karmaşıktır.

Bu konuda ilk teorik yaklaşım Kinzel tarafından sunulmuştur (1944). Daha sonra Gerken ve Owczarski üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüşlerdir (1965). Sonraki yıllarda Shwartz, King ve Owczarski birbirlerinin ile aynı olan bir model sunarak kendi modellerinin son safhalarıyla, Gerken ve Owczarski modelinin ilk safhasını birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirecek yüzeye basınç altında ilk teması ve sürünme meydana getirmektedir. Bağlantı ara kesiti de esas itibarıyla, tane sınırı olarak tanımlanmıştır. İkinci safhada, birinci aşamada yokedilemeyen ara kesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve ara kesit tane sınırları daha düşük bir enerji seviyesine, yani ara kesit düzlemi dışına geçmektedir. Buradaki hakim mekanizma tane sınırı difüzyondur. Son safha ise, tane içindeki boşlukların hacim difüzyonu ile doldurulmasıdır

Mc Keag, saf titanyum ve bakır üzerinde tabii difüzyon kaynağını incelemiş ve altı safhalı bir mekanizma ortaya atmıştır. Bu mekanizmaya göre birinci safhada, sıcaklık altında ve yüzey pürüzlerinin teması esnasında, metal oksitleri çözünmekte ve ara kesitin her iki tarafında yeniden kristalleşmiş ince bir tabaka meydana gelmektedir. Enerji engelini kıran bu tabakadır. İkinci safhada, daha kalın bir tabaka, yeniden kristalleşmektedir Üçüncü safhada, ana metal yeniden kristalleşirken daha alt tabaka kristalleri yok edilir. Dördüncü aşamada ara kesitteki daha önce kristalleşen taneler yok olurken, küçük fakat görülebilir boşluklar oluşur Beşinci safhada ara kesitteki boşlukların sayıları azalırken, boyutlar büyür. Altıncı safhada orijinal ara kesit düzlemine tane sınırın göçü ve tane büyümesi başlar

Araştırmacılar, başlangıç safhasında plastik deformasyonunun, birleşecek

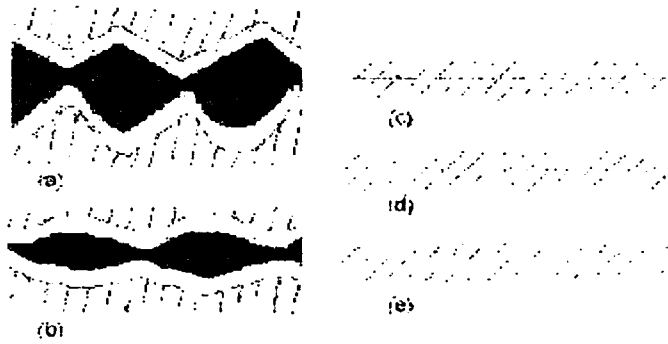
yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise, yüzeyden kaynaklanan ve ara yüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hem fikirdirler. Sıvı faz kütle transferi, ancak yüksek sıcaklıklarda çalışıldığı zaman söz konusudur.

Difüzyon kaynağı konusunda King ve Owsczarski, Garmon ve arkadaşan White ve Allen, Drby ve Wallach, Hilling ve Ridley, Mahara, Enjo gibi araştırmacılar çalışmalar yapmış ve sonuçlarını yayınlamışlardır. Bu çalışmalar pratik uygulamalarla uyum sağlamıştır

Mekanizma ve modellerdeki ilişkiler her bir mekanizmanın boşluğun doldurulmasına farklı bir şekilde tesir ettiği farz edilerek geliştirilmiştir. Bu yaklaşım, mekanizmaların karşılıklı tesirlerini ihmal eder durumda olup, bağ oluşumu üzerinde bazı mekanizmaların tesirlerinin abartılı tarzda tahminine yol açabilir. Araştırmacıların çalışmaları göz önünde bulundurulmak şartıyla, difüzyon kaynağı mekanizması şu şekilde genelleştirilebilir

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

Metal folyo veya kaplama şeklindeki ara tabakaların kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerinin azaltmak mümkündür. Şekil 4.1' de difüzyon kaynağı mekanizması görülmektedir.



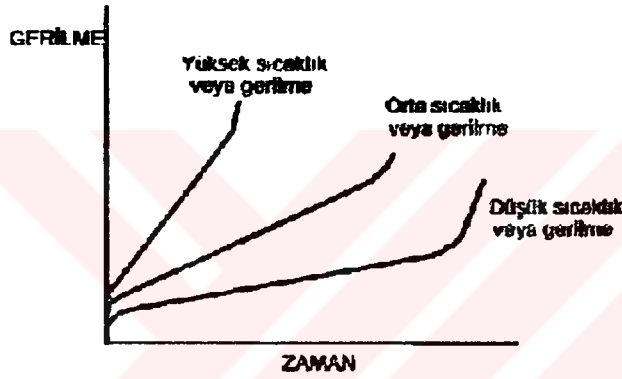
Şekil 4.1. Difüzyon Kaynağı Mekanizması. **a-** İlk nokta teması ve oksit tabakası **b-** Plastik deformasyon ve sürünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar **c-** Nihai sürünme (akma sonrası) **d-** Yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması **e-** Tamamlanmış kaynak.

4.1. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler

4.1.1. Kaynak Sıcaklığı

Sürtünme ve difüzyon mekanizmaları sıcaklığa bağlı olduklarından sıcaklık difüzyon kaynağının en önemli parametresidir.

Sıcaklık arttıkça ana malzemelerin akma gerilmeleri azalır. Böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlerinin sürünmeleri kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanını elde etme süresi azalır. Şekil 4.2' de basınç ve sıcaklığın sürünme eğrisine tesiri görülmektedir.



Şekil 4.2. Sıcaklık Ve Uygulanan Basıncın Sürünme Eğrisine Tesiri

Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri $T > 0,5 TE'$ dir. (T =Kaynak sıcaklığı, TE = Kaynak yapılan malzemenin ergime sıcaklığı). Bu sıcaklığı malzeme izin verdiği kadar yüksek, sabit ve üniform olarak uygulamak esastır.

4.1.2. Yüzey Şartları

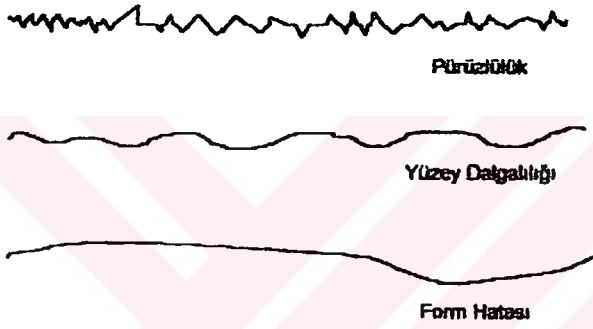
Difüzyon kaynağının kalitesine tesir eden yüzey şartları şunlardır.

- a - Yüzey pürüzlülüğü
- b - Yüzey filmleri
- c - Yüzey aralıkları

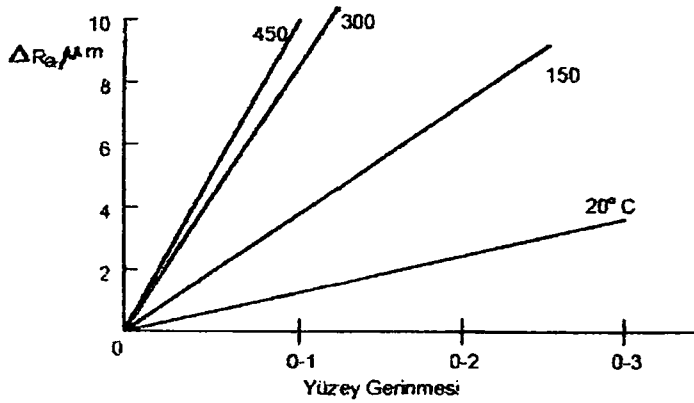
Pürüzlülük yüzeyler arasında tam temasa ulaşmak için gereken süreyi etkiler. Pratikte, bir metal, yükseklik ve dalga boyu küçük olan yüzey pürüzlülüğüne sahiptir. Difüzyon kaynağında, özellikle, uzun dalga boyuna sahip pürüzler önemlidir. Çünkü bu durumda boşlukların yok edilmesi için, hem çok yönlü basınç uygulanması hem de uzun zamana gerek olacaktır. Çünkü difüzyon sıcaklık ve mesafeye bağlıdır.

Haddelenmiş halde bilhassa ince levhalar, iyi bir yüzeye sahip olma açısından avantajlıdır.

Yüzey pürüzleri birinci aşamada kalıntı gözeneklerin başlıca sorumlusudur. Pürüzlülük sıcaklık ve deformasyonla artar. Şekil 4.3 ve şekil 4.4. yüzey kusurları ve pürüzlülüğün sıcaklıkla değişimini göstermektedir.



Şekil 4.3. Yüzey Kusurları



Şekil 4.4. Yüzey Deformasyonu İle Pürüzlülük Arasında Sıcaklığa Bağlı Değişim

Yüzey artıkları deneysel değişenler olamamakla beraber, hemen hemen bütün yüzeylerde bazı şekillerde mevcuttur. Bunlar iki gruba ayrılabilirler.

1 - Normalde oldukça kırılğan olan oksit filmleri

2- Yağ, gres, toz gibi organik yada inorganik tabakalar.

Oksit filmleri, yaklaşık 10-20 atom mertebesinde bir derinliğe nüfuz eden tabakalardır. Bütün sıcaklık değerlerinde H_2O_2 , CO_2 ve SO_2 gibi gazlar, oksit film kalınlığını arttırmaktadır. 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 ($> 0,5 TE$) bir çok metal oksidi (Cu, Ti, Zr, Nb, Ta ve Mo gibi elementlerin oksitleri) ana metal içinde çözünür yada dağılır. Dolayısıyla bağlantıya zarar vermez. AL_2O_3 gibi oksitlerle nitrür ve karbür filmleri ise metaller arası bağ oluşumuna engel olurlar.

Yağ, gres, toz gibi artıklarda oksit filmleriyle aynı etkiye sahiptirler. Dolayısıyla kaynaktan önce yüzeyden uzaklaştırılmaları gerekir. Oksit filmlerinin kaldırılması için, kimyasal dağlama ve asitle temizleme yöntemleri kullanılır. Diğer artıklar $300^{\circ}C$ ye kadar sıcaklıkta kurutulmak suretiyle yüzeyden uzaklaştırılır.

4.1.3. Kaynak Basıncı

Difüzyon kaynağında basınç, iki yüzey arasında teması ve difüzyon işlemini başlatmak üzere kimyasal bir potansiyel farkı oluşturmak için gereklidir. Yüzey oksitlerini kırmadan temas başlatmak mümkün değildir.

Kaynak esnasında uygulanması gereken basınç, difüzyon kaynağına aşağıdaki şekillerde tesir eder.

1 - Çözülmesi mümkün olmayan yüzey oksitlerini kırar ve metalin metalle temas alanını artırır.

2 - Birleşecek yüzeyleri birbirlerine atomlar arası mesafede yaklaştırarak, atomlar arası çekim kuvvetini faaliyete geçirir.

3 - Difüzyon için kimyasal potansiyel farkı meydana getirir.

4- Yüzey pürüzlerinin plastik akmasına yardım eder.

Tüm bunların yanında uygulanan basıncın olumsuz tesirlere sebep olmaması için bazı hususlara dikkat edilmesi gerekir. Bu hususlar:

1 - Kaynak basına birleştirilecek parçaların plastik hacim deformasyonunu en aza indirmek için, akma gerilmesinin altında tutulur.

2 - Uygulanacak basınç izostatiktir. Araştırmacılar basıncın uygulanma hızının kaynak deformasyonu veya mukavemeti üzerinde önemli bir tesiri olmadığını bildirmişlerdir. (Salehi, 1990)

3 - Uygulanacak basınç, yüzey pürüzlerinin sürünme hızı ve plastik deformasyonunu arttıracak kadar büyük, kaynak edilecek parçaların makroskobik deformasyonuna yol açmayacak kadar düşük seçilmelidir.

Günümüze kadar difüzyon kaynağında çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerleri 41 Kpa ile 27 MP'a arasındadır. (Salehi, 1990)

4.1.4. Kaynak Süresi

Düzgün bir kaynak elde etmek için gerekli süre, sıcaklık ve basınca bağlıdır. Kaynak süresi sıcaklık ve basınç artırılarak azaltılabilir. Kirli yüzeyler ve düşük sıcaklıklarda çalışıldığında süre uzatılmalıdır.

Sabit basınç ve sıcaklıkta birleştirme süresini uzatmanın bağlantı mukavemetini bir noktaya kadar arttırdığı araştırmacılar tarafından ortaya çıkarılmıştır. (Salehi, 1990)

Metaller arası bileşiklerin meydana gelmesi, tane büyümesi, süperplastik şekillenme performansı ve bağlantı mukavemeti süre arttıkça olumsuz bir şekilde meydana gelmektedir.

Metalurjik tesirlerin birleşme süresi üzerinde fazla etkili olmadığı tespit edilmiştir. Pratik uygulamalarda birleşme süresini kısa tutmak, ekonomiklik ve gelişme açısından önemlidir.

4.1.5. Kaynak Ortamı

Difüzyon kaynağında parça yüzeylerini ve arakesitte oluşacak oksidasyonu önlemek için koruyucu bir atmosfer altında kaynak işlemini gerçekleştirmek gerekir. Bu

amaçla ya vakum altında yada bir soygaz atmosferinde kaynak işlemi gerçekleştirilir

Soygaz olarak argon, azot veya helyum gazları yada bunlardan herhangi birisi kullanılabilir. Oksijen miktarını en aza indirmeye yardım eden hidrojenle redükleyici bir atmosfer ortamı olarak düşünülebilir. Ancak hidrojen, titanyum, zirkonyum, hafniyum, kolombiyum ve tantal alaşımlarında hidrat oluşturduğundan bu malzemelerin kaynağında tercih ve tavsiye edilmez. (Salehi, 1990)

Soygazlar atmosferdeki oksijenin tesirini belirli bir dereceye kadar azalttığından, kararlı oksitlere sahip metallerde vakum kullanılmamaktadır. $1,3 \times 10^{-3}$ Pa' dan daha fazla bir vakum oksit filmlerinin çözünmesini sağlayabilmekte ise de uygulamada $1,3 \times 10^{-2}$ ile $1,3 \times 10^{-5}$ Pa' lık basınçlar altında difüzyon kaynağı yapılmaktadır.

4.1.6. Birleştirilecek Malzemelerin Tane Boyutları ve Mikro Yapıları

Difüzyon kaynağına tesir eden birçok yapı vardır. Bunlar, mikroyapı, tane boyutu ve ilave metal (ara tabakası) kullanılması şeklinde sınıflandırılabilir.

Çift fazlı (α/β) titanyum alaşımları üzerinde yapılan araştırmalar farklı mikro yapıların farklı sürünme hızına sahip olduklarını göstermiştir. Bu yapılar:

- 1 - İnce taneli küre,
- 2 - Lamelli,
- 3 - Tabaka tipi olmak üzere üç grupta incelenir. (Salehi, 1990)

Difüzyon kaynağı için en ideal yapının ince taneli yapı olduğu tespit edilmiştir.

Bu yapı süper plastik alaşımlarda mevcuttur

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

Lamelli yapı diğer iki yapı ile karşılaştırıldığında, daha düşük sürünme hızına sahip olduğu görülür

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

Colvo alüminyum ve bakırın difüzyon kaynağı üzerinde çalışmış, katı halde birbiri içinde tamamen çözünmeyen bu metalleri, bilhassa, intermetalik bileşiklerin ve ara fazların oluşması açısından inceleyerek başlangıçtaki mikro yapının, bu tür istenmeyen

yapıların meydana gelmesinde etkili olduğunu göstermiştir.

Tane boyutunun hem kaynak esnasında, hem de kaynak sonrasında bağlantının mukavemeti açısından büyük önemi vardır kaynağın ilk safhalarında boşluklar daha çok tane sınıрыyla kesişir. Dolayısıyla boşluğu önlemek için birden çok tane sınırı etki eder. (Guo ve Ridley, 1987) Atomlar bu tane sınırlarından boşluğa difüze olarak onu küçültürler.

Tane boyutu küçülüp, tane sayısı arttıkça, boşlukların difüzyonla doldurulması kolaylaşmakta ve arakesitte kalması ihtimali azalmaktadır.

Difüzyon kaynağında birleşme işlemi hızlandırmak, bağlantının mekanik özelliklerini geliştirmek veya birbirinden farklı metal, metal olmayan (seramik, cam, kompozit vb.) malzemelerin kaynağında karşılıklı difüzyon oluşturmak için ara malzeme kullanılır. (Lancaster, 1987)

Genel olarak ilave (ara) malzemenin kaynaktaki faydaları şunlardır. (Guo, 1985)

- 1 - Mekanik bağ oluşturmak için ana metalde çözünme.
- 2 - Birbirlerinden farklı malzemelerin birleştirilmesi halinde intemetalik fazların oluşumunu önlemek.
- 3 - Ön ısıtma esnasında, yüksek sıcaklıklarda birleştirilecek yüzeyleri oksidasyona karşı korumak.
- 4 - Elektro-kaplama veya iyon kaplama ile malzemenin difüzyon özelliklerini geliştirmek.
- 5 - Düşük akma gerilmeli malzeme yada sıvılar ihtiva eden bölgeler oluşturarak, oksit filmlerinin bozulmasını sağlamak.
- 6 - Arakesit boşluklarında, geçici sıvı fazlar oluşturarak yüzey pürüzlerinin olumsuz tesirlerini en aza indirmek.

4.2. Difüzyon Kaynağı Yapılan Malzemeler

Günümüzde difüzyon kaynağı çok sayıda ve değişik malzemeye farklı alanlarda ve amaçlarla geniş bir şekilde uygulanmaktadır. En başarılı ve yaygın uygulama titanyum alaşımlarından uçak parçaları yapımında görülmektedir. (Selahi, 1990). Son zamanlarda Ti-alüminidleri, yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları, Ni esaslı alaşımlar, metal matrisli kompozitler difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. (Ostyn,

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

Titanyumun difüzyon kaynağına elverişli olmasının sebebi kendi oksidi de dahil olmak üzere, yüzey atıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman çözeltiliye alabilme kabiliyetidir.

Titanyumu difüzyon kaynağı açısından kaynağa elverişli kılan diğer bir husus da yüzeyinin temizlemeye ihtiyaç göstermemesidir. Titanyumun ergime kaynağına uygun olmaması da, bu metalin difüzyon kaynağı ile birleştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Süperplastik titanyum alaşımları 880°C ile 940°C sıcaklıklarda 0,6 ile 2 MPa basınç altında 3 saat içinde kolayca birleştirilebilmektedir (Partridge, 1989).

Ti alaşımlarının difüzyon kaynağında kullanılan ara tabakalar, saf titanyumdan oluşmaktadır. Ti alaşımından mamül 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 kullanıldığında mukavim bir komşu metal elde edilmektedir. (Partridge, 1989)

Alüminyum alaşımlarının difüzyon kaynağı, inatçı yüzey oksitleri yüzünden güçleşmektedir Bununla beraber, birleşme bölgesinde yüksek sıcaklık ve büyük ölçekli deformasyon uygulanmasının, inatçı oksit tabakalarını kırdığı ve yüzey kaplama yada ara tabaka kullanılması ile daha düşük basınç altında difüzyon kaynağı yapmanın kolaylaştığı tespit edilmiştir (Salehi, 1990; Stephan, 1986; Bana, 1964) Öte yandan, süperplastik alüminyum alaşımlarının ve Al-metal matrisli kompozitlerin geliştirilmesi, yüksek mukavemetli difüzyon kaynağı ihtiyacını arttırmaktadır. (Partridge, 1989)

Alüminyum ile metalurjik olarak uyum göstermeyen bakır arasında difüzyon kaynağı uygulanmıştır. Calvo v.d. (1988), Al ile Cu; difüzyon kaynağı ile 520°C'lik sabit sıcaklıkta 15 dakikalık sürede 0,25 ile 1,60 MPa'lık basınçlarla birleştirerek en büyük problemin intermetalik bileşik ve ara fazlar olduğunu tespit etmişlerdir.

Ti alaşımları ile, paslanmaz çelik arasında yüksek mukavemetli katı hal difüzyon kaynağı gerçekleştirilmiştir. Ancak Ti Fe, Ti Fe₂, Ti Cr₂, Ti₂ Ni gibi bileşiklerle ana metaller arasında intermetalik fazların oluşması sebebiyle bağlantının mukavemeti azalmaktadır. (Salehi, 1990)

Kısa veya uzun fiberli, metal matrisli kompozitlerin seramiğin seramikle ve

metallerin seramikle difüzyon kaynağında büyük ilerlemeler sağlanmıştır.

Seramiklerin (Al_2O_3 , CiC , Si_3N_4) difüzyon kaynağı, seramiklerin mükemmel korozyon ve aşınma dirençleri sebebiyle birçok ülkede çalışılmıştır. Bunların kaynağa elverişsiz yönleri ise, süneklik yetersizliği, kusur hassasiyeti ve çok değişken olmalarıdır. Bunun için seramiklerle metallerin difüzyon kaynağı çıkar yol olarak görülmektedir. Ayrıca tokluğu geliştirmek içinde seramik matrisli seramik fiberli kompozitler üretmek gerekmektedir (Partridge, 1989)

4.3. 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 birinci ile teste tabii tutulabilecek difüzyon kaynağı tipleri geliştirilirken, ikincisi ile istenen elemanı elde etmek mümkün olur.

Birleştirilen malzemeler arasında ilave bir malzeme kullanılıp kullanılmamasına göre difüzyon kaynağı:

- 1 - Difüzyon lehimleme (Folye kullanılan)
 - a - Tek ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme.
 - b - Birden çok ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme.
- 2- Ani sıvı toz kaynağı (Zhang, 1987)
- 3- Direkt difüzyon kaynağı

Difüzyonla lehimlemede birleştirilecek yüzeyler arasına, ergime sıcaklığı ana malzemeninkinden daha düşük, levha şeklinde bir ilave malzeme yerleştirilir. Çok katlı ara tabakalar, 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 yada her ikisinin basınç altında çok kısa bir süre için ergitilip hızla soğutulduğu bir difüzyon kaynağı olarak tanımlamaktadır. Hem difüzyon lehimleme, hem de difüzyon kaynağında yüzeylerin çok hassas bir şekilde işlenmiş olmaları gerekirken ani sıvı faz kaynağında 80 numara zımpara ile yada hassas tornalama ile işlenmesinin yeterli olduğu bilinmektedir.

Difüzyon kaynağı uygulama ortamına göre de iki grupta incelenir.

1 - Koruyucu gaz atmosferinde difüzyon kaynağı.

2 - Vakum altında difüzyon kaynağı.

Endüstriyel amaçlarla uygulanan difüzyon kaynakları, büyük kütleli parçalara uygulanan difüzyon kaynağı ve ince plakalara uygulanan difüzyon kaynağı diye iki grupta incelenir, Büyük kütleli difüzyon kaynağı, kalın kesitli, işlenmiş parçaların mekanik olarak basınç altında birleştirilmesini ihtiva etmektedir. Japon araştırmacılar, Ti-6Al-4V alaşımından bir çok 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 masraflarını azaltmak üzere, karmaşık şekilli işlenmiş yada dövülmüş parçaların yerini almaktadırlar.

Difüzyon kaynağı uygulamalarında, kaynak atmosferi olarak, hava, soygaz yada vakum, basınç olarak mekanik, hidrolik, izostatik, diferansiyel termal genişleme şeklinde uygulanmaktadır. (Salehi, 1990) Isıtma ise dirençle, atmosfer kontrollü fırında yada endüksiyon bobini ile yapılabilmektedir. (Salehi, 1990)

4.4. Difüzyon Kaynağına Uygulanan Muayeneler

Difüzyon kaynağına bağlantının kalitesini tespit ve tayin etmek için iki türlü test uygulanmaktadır.

1 - Tahribatlı muayeneler

2- Tahribatsız muayeneler

4.4.1. Tahribatlı Muayeneler

Tahribatlı muayeneler dört grupta incelenir. Bunlar:

a - Çekme testi,

b - Bindirme-Kayma testi,

e - Darbe testi,

d - Eğme testi' dir.

4.4.2. Tahribatsız Muayeneler

Bu muayeneler:

a - Metalografi,

b - Potansiyel düşme,

c - Transmisyon akustik mikroskobi,

d - Elektron mikroskobi,

e -Foto emisyonlu elektron mikroskobi olmak üzere beş gruba ayrılabilir.

(Guo,1985)

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

Potansiyel düşme metodu (verilen akımdaki değişme), daha çok yorulma çatlak büyümesini tespit için kullanılır. Boşluk tespitinde kullanıldığı zaman ise, ancak büyük boşluklarda iyi sonuç vermektedir.

Klasik x ışını ve ultrasonik muayeneler, difüzyon kaynağının iç kesitini muayenede, mevcut kusurların tespitinde oldukça faydalıdır.

Elektron mikroskobisi, bağlantılardaki ara tabakaların kalınlıklarının tespitinde faydalı olurken, bağlantı mukavemeti hakkında fikir vermemektedir.

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

4.5. Difüzyon Kaynağı Uygulamaları

Difüzyon kaynağı birçok üstünlüklere sahip bir kaynak usulüdür. Kullanım alanları:

a - Genel mühendislik,

b - Havacılık ve uzay sanayii,

c - Savunma sanayii,

d - Nükleer sanayii,

e - Elektronik sanayii şeklinde incelenebilir.

Genel mühendislik alanında difüzyon kaynağı, kaynak çatlama ve gevrek metallere arası yapıların oluşması tehlikesinin bulunduğu durumlarda kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının özel avantajları sunduğu bağlantı türleri; Yüzey kaplama, difüzyon kaynağıyla bir defada birleştirilmesi mümkün karmaşık şekilli ve içi boş yapı elemanları, döküm ve dövme parçalarda difüzyon kaynağı şeklinde sıralanabilir.

Difüzyon kaynağı havacılık sanayiinde, daha ucuz, daha verimli, daha hafif ve difüzyona daha yatkın parçaların üretimini mümkün kılarak bu sanayinin gelişmesine yardımcı olmaktadır. Havacılık sanayii difüzyon kaynağını, yüzey-yüzeye yada kenar kenara temas eden bağlantıların üretiminde genellikle dövme ve geleneksel kaynak usullerinin yerine kullanılmaktadır. Havacılık sanayiinde difüzyon kaynağı uygulamalarına aşağıdaki örnekler gösterilebilir.

Amerika'da aralarında Northrop, Rockwell, Douglas Aircraft gibi şirketlerin bulunduğu 12 firma, 1000 - 5000 tonluk presler kullanarak, difüzyon kaynağı ve süperplastik şekillendirme ile Ti alaşımlarından F15 füze yuvası, B1 bombardıman uçağı için patlama lülesi, T-38 uçağı için ana iniş arka kapısı, rüzgar kanatçıkları imal etmişler ve maliyette % 40' lara varan tasarruf sağlamışlardır. (Williamson, 1986)

Amerika Rhor şirketi, petek şeklinde dizayn edilmiş olan bir hava kanalını, difüzyon kaynağı ile, bir tek işlemle üretmeyi başarmıştır. (Guo, 1985)

İngiltere Rolls Royce şirketi, uçak türbin kanatlarını (Ti-alaşımı) "uyarılmış difüzyon kaynağı" adını verdiği (Cu ve Ni' den mamül ara tabakaları, iki panel arasına, mikroişlemci kontrollü bir elektrokaplama metoduyla yerleştirip basınç altında ve vakumda, yine mikroişlemci kontrollü bir ısı işlemle birleştirilmişlerdir.) bir yöntemle üretilmişlerdir. (Fitz patric, 1988)

Difüzyon kaynağı ile piston, silindir blokları gibi hidrolik elemanlarda üretilmiştir. Burada amaç çeliklerin yüzeylerinin bronz ile kaplanarak, (% 80 Cu - % 10 Sn - % Pb) ağırlıktan tasarruf sağlanmasıdır.

Difüzyon kaynağının silah sanayiindeki uygulamalarında amaç ise, diğer tekniklerle daha ekonomik ve entegre olarak üretilmeyen yapı ve elemanları üretmektir. Mesela, hidrojen mevcudiyetinin bir problem olduğu, martenzitik yapıdaki kaynaklı bağlantılarda, geleneksel kaynak usulleri yerine difüzyon kaynağı uygulanmaktadır. Planör tip uçakların üretiminde, çelik ve alüminyumun difüzyon kaynağıyla birleştirilmesi büyük kolaylıklar sağlamaktadır. (Guo, 1985)

Nükleer endüstride difüzyon kaynağı çok yaygın olarak kullanılmakla beraber, Battelle “Sıcak-İzostatik Difüzyon kaynağı” nı küçük UO₂ levhacıklarıyla düz plaka tipi yakıt elemanları üretiminde kullanmıştır. Amerikan ordusu için, seyyar güç reaktörlerinin, tüp şeklindeki paslanmaz çelik ve UO₂’ den oluşan yakıt elemanlarının üretiminde difüzyon kaynağı ile yapılmaktadır. Yine, sıcak izostatik difüzyon kaynağı ile alüminyum kaplanmış tüp şeklinde uranyum alaşımı yakıt elemanları da üretilmiştir. (Salehi, 1990 ; Guo, 1985) Bunların dışında bir başka reaktör için tek parça termoelektrik bir pompa elemanları, difüzyon kaynağı ile birleştirilmek suretiyle, imal edilmiştir. Nükleer güç reaktörlerinde yaşanan tip alüminyum (SAP 895) alaşımı ile 300 serisinden paslanmaz çelikler arasında tüp geçişi difüzyon kaynağı ile yapılmış, Fe-Al intermetalik bileşikleri önlemek için kaynak bölgesinde tungsten bir diyafram engeli kullanılmıştır (Guo, 1985)

Elektronik devre üreticileri, silikon bir parçadan entegre devre üretildikten sonra, çipin bir alt tabakaya bağlanması, çip ve devrelerin elektrikli iletken malzemelerle bağlanması gibi işlerde birçok birleşme tekniği kullanmaktadırlar.

Mikro elektronik sanayiinde, silikon çiplerin bakır veya Ni-Fe esaslı led çerçevesine bağlanmasında, ara tabaka olarak altın bir folye kullanılarak, diyafram kaynağı uygulanmaktadır (Riches, 1989)

Difüzyon kaynağı plastik sanayiinde, ekstrüzyon hatlarında kullanılan basınca dayanıklı ve tam sızdırmaz, enjektörlerin üretiminde kullanılmaktadır.

Son yıllarda difüzyon kaynağının uygulama alanlarına, referans ve kalibrasyon bloklarının üretimi de girmiştir. Özellikle hassasiyetin ve mukavemetin sağlanması amacıyla, farklı malzemeler birleştirilerek imal edilen, bileşik malzemeler, bu konularda difüzyon kaynağını üstün kılmaktadır.

Elektrik alanında esnek elektrikli iletkenlerin, çok sayıda levhacığın birleşmesinde meydana gelen yapısı, uçların difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi sonucu üretilebilmiştir. Bu konudaki diğer potansiyel uygulamalar ; Isı değıştircilerin kaplanması ile gelişmiş malzemelerin metal matris ve kompozitlerle birleştirilmesidir (Spanswick, 1989)

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Çalışmanın Amacı

Çağımızda teknolojinin hızla gelişmesi, sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme bilimindeki gelişmeleri de beraberinde getirmiştir. Yeryüzündeki hammadde kaynaklarının sınırlı olması ve bu malzemelerin fiziksel ve kimyasal açılardan yetersizliği, insanoğlunu yeni malzemeler geliştirme arayışlara sürüklemektedir.

Bilim adamları, gelişen teknolojilere uygun olarak her geçen gün yeni bir malzeme üretme gayreti içindedirler. Bu gayret ve çabalar sonucunda geliştirilen ve halen gelişimi için üzerinde çalışılan malzemelerden biri de süperplastik malzemelerdir. Süperplastik malzemelerin gelişimi ile paralel olarak bu malzemelerin birleştirme problemleri ortaya çıkmıştır. Özellikle, süperplastik hale getirilmiş yüksek ve çok yüksek karbonlu çeliklerin ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmeleri, içerdikleri yüksek karbon nedeniyle neredeyse imkansız veya çok problemlidir. Ergitme kaynak yöntemlerinde, birleşme bölgesinde ergime meydana geldiği için, malzemelerin süperplastiklik özelliği kaybolmakta, ayrıca, kaynak bölgesinde martenzit oluşumu nedeniyle mekanik özellikleri de kötüleşmektedir. Belirtilen sebeplerden dolayı, bu tür çeliklerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemleri kullanmak tek çıkar yol olarak görülmektedir.

Literatürde, süperplastik malzemelerin, özellikle, birleştirilmesi güç malzemelerin katı hal kaynağında bir ara tabaka olarak kullanıldığı pek çok araştırma mevcuttur (Meahara,L.1989). Yalnız, süperplastik hale getirilmiş yüksek ve çok yüksek çeliklerin birleştirilmeleri ve hele katı hal yöntemleri ile süperplastiklik sıcaklığında birleştirilmeleri hususunda hemen hemen hiç çalışma bulunmamaktadır.

Bu çalışmada mikro alaşımlama yapılmış ve ısıtma işlemle süperplastik hale getirilmiş ötektoid altı yüksek C' lu çelik malzemelerin vakum altında sabit basınçta difüzyon kaynağı gerçekleştirilerek, bağlantıların iç yapısı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda, bu tür çeliklerin difüzyon kaynağı ile, termomekanik işlemlerle kazandıkları özelliklerini bozmadan düşük sıcaklıkta birleştirilmesi ve böylece malzemenin kendi ataletinden yararlanarak enerji kazanımı sağlanmıştır.

5.2. Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Deney malzemesi olarak 60mm çapında ve 200mm boyunda dört farklı analizde malzeme dökülmüştür. Malzemeler, indüksiyon ocağında dökülmüştür. Elde edilen malzemelerin spektral analiz sonuçları Tablo 5.1'deki gibidir.

Tablo 5.1. Deneylerde kullanılan malzemeler.

Nu	Alaşım elementi %miktarı											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V
1	0,674	0,276	0,495	0,017	0,021	0,063	0,070	0,169	0,133	0,000	0,000	0,000
2	0,663	0,258	0,456	0,017	0,025	0,058	0,062	0,153	0,128	0,040	0,000	0,000
3	0,656	0,289	0,490	0,017	0,025	0,071	0,068	0,166	0,149	0,090	0,015	0,200
4	0,674	0,299	0,482	0,016	0,022	0,070	0,065	0,155	0,144	0,136	0,090	0,201

5.3. Tane Küçültme Yöntemleri

Küçük taneli yapı süper plastikliği elde etmek için deney malzemelerine aşağıdaki tane küçültme yöntemleri uygulanmıştır.

Tane boyutunu küçültmek ve ince çökeltiler elde etmek amacı ile numunelere tabloda belirtilen oranlarda Nb, Ti ve V ilavesi yapılarak döküm yapılmıştır.

Mikroalaşımlama yapılarak elde edilen numuneler 850 °C' de 60 mm ölçüsünden dövülerek 15 mm ölçüsüne düşürülmüştür. Dövmede amaç şekil değiştirme oranına bağlı olarak tane boyutunu da küçültmektir. Dövme işlemi sonrasında tane büyümesini engellemek amacıyla parçalar basınçlı hava ile soğutulmuştur.

Daha sonra deney malzemelerine küçük taneli bir iç yapı kazandırmak amacı ile aşağıdaki ısı işlemler uygulanmıştır.

Önce 850°C sıcaklıkta ve 20 dakika süre ile tavlama yapılmış ve numuneler yağda soğutulmuştur. Daha sonra 600°C sıcaklıkta ve 30 dakikalık süre ile temperleme tavi uygulanmış ve numuneler fırında soğutulmuştur.

Temperleme esnasında martenzit içerisinde hapsolmuş karbon atomları bu durumlarından kurtularak daha kolay difüzyona uğrar. Martenzit, karbon atomlarının itilmesi ile ferrit haline dönüşmek ister. Böylece tetragonal martenzit kafesi kısalarak karbon atomları tek tek martenzit kafesini terk edip ince karbür parçacıkları halinde bir araya gelir. Yapı içerisindeki kalıntı östenit ise kübik martenzit haline dönüşür. Karbürün yapı içerisinde ayrışması ile martenzitin sertliği de azalır. Ferrit miktarının artması ile de uzama kabiliyeti artar (Yıldırım.M , 1985).

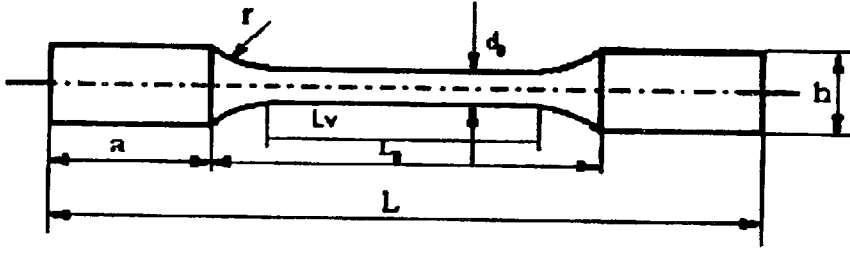
Bu ısıl işlem çevrimlerinin amacı, faz değişiminden faydalanarak ferrit yapılı ana faz içinde perlitleri parçalamak ve küreselleştirmek sureti ile sünek bir iç yapı elde edilmesini sağlamaktır (Topbaş , 1993). Bu amaçla, su verme ve temperleme işlemlerinden sonra deney malzemeleri A1 sıcaklığının hemen üzerinde (735 °C) bir sıcaklıkta ve 20 dakika süre ile tavlandıktan sonra 200 °C sıcaklıktaki yağda soğutulmuştur. Bu işlem, çevrim olarak 9 defa uygulanmıştır.

Deney malzemeleri son olarak 735 °C sıcaklıkta ve 20 dakika süre ile tavllanmış ve bu sıcaklıktan oda sıcaklığına kadar basınçlı hava ile soğutulmuştur. Onuncu ve son ısıl çevrim olan bu ısıl işlemde amaç yapıda oluşabilecek martenzitleri engellemektir.

5.4. Mekanik Deneyler

Isıl işlem çevrimi uygulanan numunelerin mekanik özelliklerini tespit etmek amacı ile sertlik, soğuk ve sıcak çekme testleri yapılmıştır.

Çekme deneyinde kullanılan numunelerin ölçüleri çekme cihazı katalogunda verilen ölçüler dikkate alınarak ve standartlarda her hangi bir sapma olmayacak şekilde hazırlanmıştır. (Şekil 5.1.). Şekil 5.1. 'de verilen çekme numuneleri CNC torna tezgahında talaşlı imalat yöntemi ile üretilmiştir. Torna tezgahında işlenen numunelerin çekme yüzeyleri profil taşlama tezgahında taşlanarak elde edilmiştir.



L (mm)	L _v (mm)	L _o (mm)	d _o (mm)	h (mm)	a(mm)	r(mm)
61	25	31	5	12	15	6

Şekil 5.1. Çekme numunesi

5.4.1. Süperplastiklik Çekme Deneyleri

Süperplastiklik özelliğinin belirlenmesi için yapılan çekme deneylerinde 50 kN'luk yük kapasitesine sahip "Hounsfield" marka çekme cihazı kullanılmıştır. (Fotoğraf 5.1.).

Cihazda çekme hızı 0,1-500 mm/dak. aralığında yük kapasitesi % olarak ayarlanabilmekte yük ve hız eğrileri uzama miktarı hem dijital olarak okunabilmekte hem de bir yazıcı ile yük uzama eğrisi elde edilebilmektedir.

Özellikleri belirtilen çekme cihazında süperplastiklik deneylerinin yapılabilmesi amacıyla, çeneler arasına sıkıştırılmış olan numunelerin deney esnasında kaymasını önlemek amacıyla çeneleri değiştirilmiştir. Kaymayı önlemek için paslanmaz çelikten 40 mm çapında 400 mm boyunda alt ve üst çeneler imal edilmiş ve numuneler deney esnasında bu çenelere vidalanmak suretiyle bağlanmıştır.

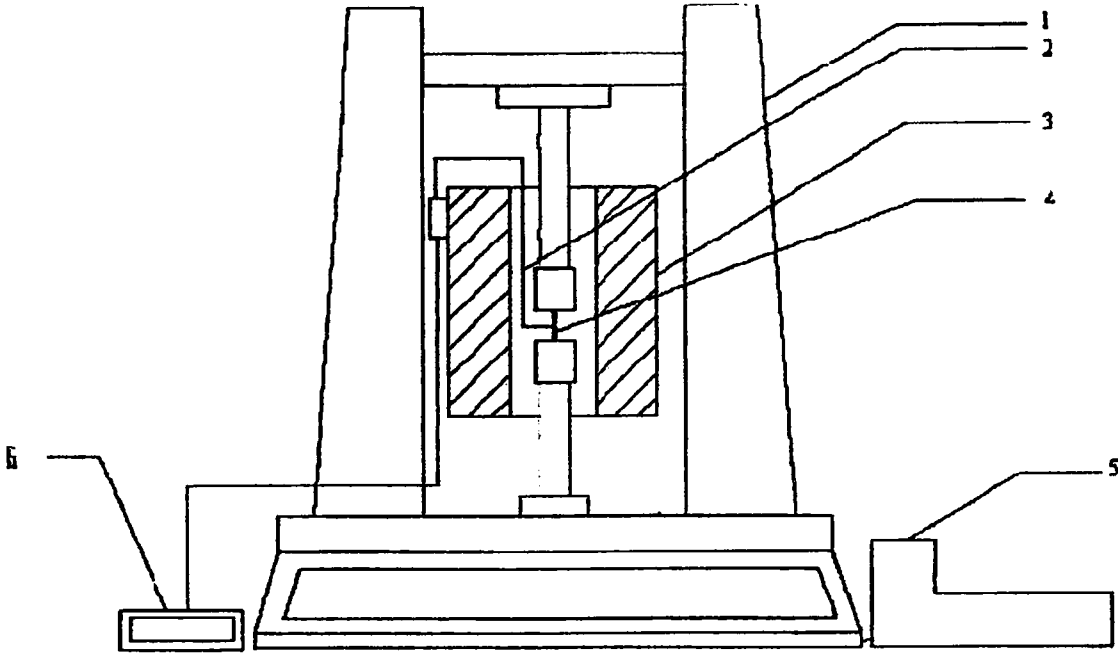


Fotoğraf 5.1. Hounsfield çekme cihazı

Sıcak çekme deneylerinin gerçekleştirilebilmesi için gerekli deformasyon sıcaklığı, cihazın çeneleri arasına monte edilen yüksek sıcaklık fırını ile sağlanmıştır. Yüksek sıcaklık fırınının max. çalışma sıcaklığı 1200 °C olup, sıcaklık kontrolü +, - 1 °C' lik toleranslar dahilinde yapılabilmektedir.

Dizayn edilen ve çekme deneylerinin yapılmasında kullanılan deney düzeneği şekil 5.2. de görülmektedir.

Hem soğuk hem de sıcak çekme deneyleri hazırlanan çekme deney cihazında yapılmıştır. Hazırlanan deney numuneleri çekme makinasının çenelerine vidalanarak tutturulmuştur. Numunelere temas edecek şekilde termokupul bağlantısı yapılmıştır. Fırının alt ve üst kısımları deney esnasında asbest plakalarla kapatılarak izolasyon sağlanmıştır.



Şekil 5.2. Çekme Testleri Deney Düzeneği

1. Honsfield üniversal çekme cihazı
2. Termocupel
3. Yüksek sıcaklık fırını
4. Deney numunesi
5. Yazıcı
6. Sıcaklık kontrol paneli

Numuneler çekme makinasına bağlandıktan sonra fırın sıcaklığı deney sıcaklığına ayarlanmış ve fırın deney sıcaklığına geldikten sonra, numuneler bu sıcaklıkta 5 dk. bekletilmiştir. 5 dakikalık bekleme süresi sonunda çekme makinasında deneyin çekme hızı ayarlanmış, dijital göstergeli yük ve uzama değerleri sıfırlanarak deneye başlanmıştır. Deney süresince her 0,5 mm' lik uzama değerine karşılık gelen yük değeri kaydedilmiş ve bu işlem deney sona erinceye kadar devam etmiştir.

Deneylerde dört farklı numune kullanılmış olup, numuneler 650 °C, 735 °C ve 850 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta ve 1, 2, 3, 5, 10 ve 20 mm/dak.'lık çekme hızlarında çekme deneyine tabi tutulmuştur.

5.4.2. Sertlik Ölçümleri

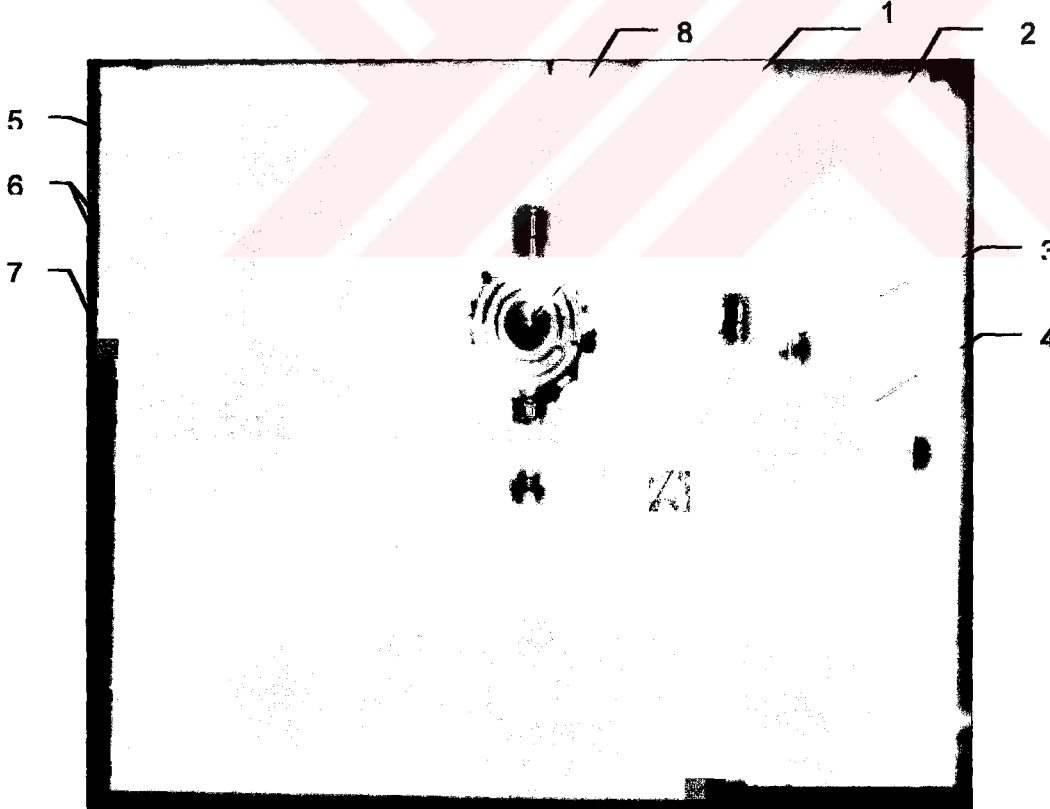
Deney numunelerinin dövme, ısıl çevrim ve difüzyon kaynağı sonrası mikro sertlik değerleri ölçülmüştür. Mikro sertlik ölçümleri 15 gr ile ölçülmüştür.

Mikro sertlik ölçümlerinin tamamı Brunel Üniversitesi (Londra / İngiltere) Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında yapılmıştır.

5.5. Difüzyon Kaynak Deneyleri

Difüzyon kaynak deneyleri Brunel Üniversitesi (Londra / İngiltere) Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan difüzyon kaynak aparatında yapılmıştır.

Difüzyon kaynak aparatı indüksiyonla ısıtmalı olup atmosfer kontrollü ve statik yüklemeli kaynak aparatıdır. Difüzyon kaynak aparatı şekil 5.3. de görülmektedir.



Şekil 5.3. Difüzyon kaynak aparatı

- 1- Difüzyon kaynak odası,
- 2- Vakum pompası
- 3- Atomik difüzyon pompası
- 4- Sıcaklık göstergesi
- 5- Kaynak odası basınç göstergesi
- 6- Soğutma ünitesi
- 7- İndüksiyon bobini kontrol ünitesi
- 8- Yük ünitesi

Difüzyon kaynağı için hazırlanan numuneler (10x10x10) yüzey temizleme işlemlerine tabi tutulmuş son olarak da 1200 meşlik zımparadan geçirilmiştir. Kaynak yüzeyleri 1200 meşlik zımparadan geçirilen numuneler difüzyon kaynak aparatına yerleştirilmiş, termokupul numuneler üzerine açılan 1mm çapındaki deliğe yerleştirilmiştir. Yükleme ise, 2,5 N/mm² olacak şekilde ayarlanmıştır.

Kaynaklar 30 dakikalık bekleme sürelerinde ve 10⁻⁴ torr da yapılmıştır.

5.6. Metalografik İncelemeler

Deney numunelerine dövme, ısıl çevrim, sıcak çekme ve difüzyon kaynağı sonrası mikro yapılarını belirlemek amacıyla metalografik incelemeler yapılmıştır. Bunun için numuneler sırasıyla 80, 120, 360, 600, 800, 1200 meşlik zımpara ile zımparalandıktan sonra 6 ve 3 μ m'luk elmas pasta ile parlatılmış ve %2'lik nitelle dağlanmıştır.

Dağlanan numunelerin optik ve SEM mikroskobu ile yüzey fotoğrafları çekilmiştir.

Metalografik incelemelerin tamamı Brunel Üniversitesi (Londra / İngiltere) Malzeme Mühendisliği Bölümü lâboratuarlarında yapılmıştır.

6.DENEY SONUÇLARI

6.1. Tane Küçültme Deneyleri Sonuçları

Deneylerde kullanılan malzemelerin dövme işlemi sonrası, sertleştirme ve temperleme işlemi sonrası ve ısıl çevrim işlemleri sonrası tane boyutlarını belirlemek ve kıyaslamak amacıyla optik ve SEM fotoğrafları çekilmiştir.

Fotoğraf 6.1, 6.2, 6.3 'de sırasıyla 1 nolu numunenin dövme işlemi sonunda, sertleştirme–temperleme işlemi ve ısıl çevrim işlemleri sonunda 500 büyütmede optik mikroskopta çekilmiş iç yapı fotoğrafları görülmektedir.

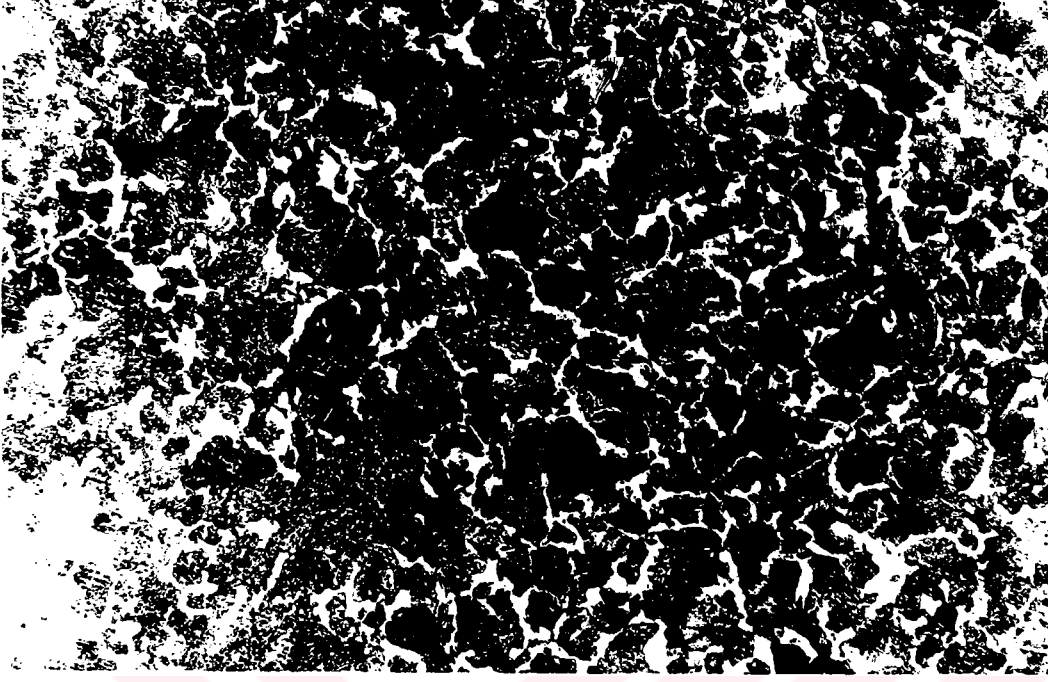
Fotoğraf 6.4, 6.5, 6.6 'da sırasıyla 2 nolu numunenin dövme işlemi sonunda, sertleştirme–temperleme işlemi ve ısıl çevrim işlemleri sonunda 500 büyütmede optik mikroskopta çekilmiş iç yapı fotoğrafları görülmektedir.

Fotoğraf 6.7, 6.8, 6.9 'da sırasıyla 3 nolu numunenin dövme işlemi sonunda, sertleştirme–temperleme işlemi ve ısıl çevrim işlemleri sonunda 500 büyütmede optik mikroskopta çekilmiş iç yapı fotoğrafları görülmektedir.

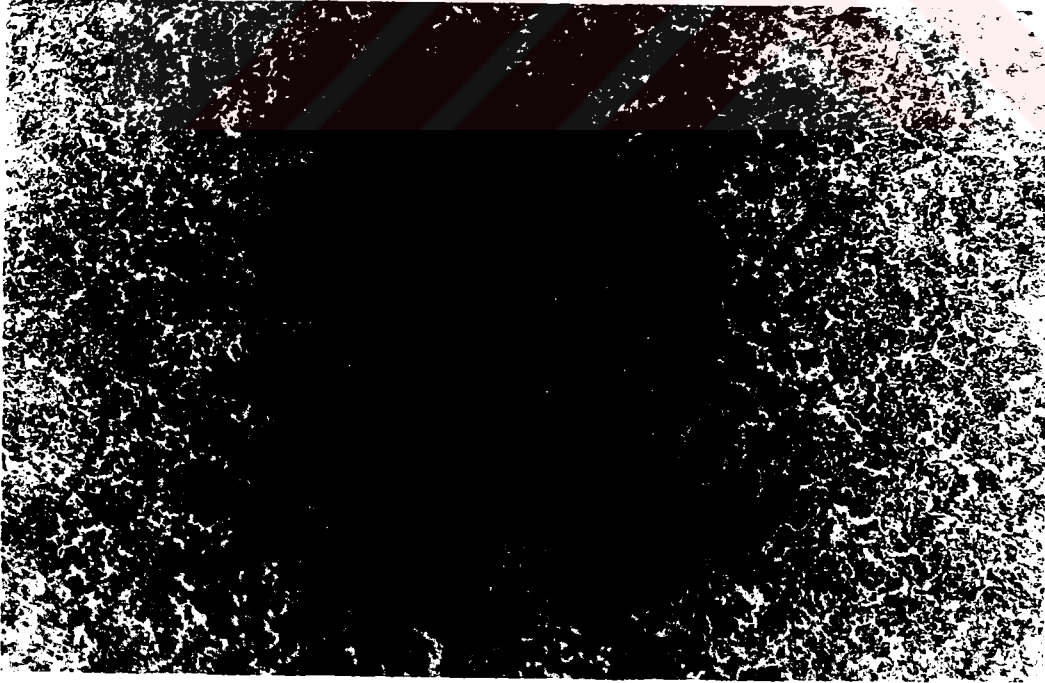
Fotoğraf 6.10, 6.11, 6.12 'de sırasıyla 4 nolu numunenin dövme işlemi sonunda, sertleştirme–temperleme işlemi ve ısıl çevrim işlemleri sonunda 500 büyütmede optik mikroskopta çekilmiş iç yapı fotoğrafları görülmektedir.

Fotoğraf 6.13, 6.14, 6.15 ve 6.16 'da sırasıyla 1, 2, 3, 4 nolu numunelerin ısıl çevrim işlemleri sonunda elektron mikroskobunda çekilmiş iç yapı fotoğrafları görülmektedir.

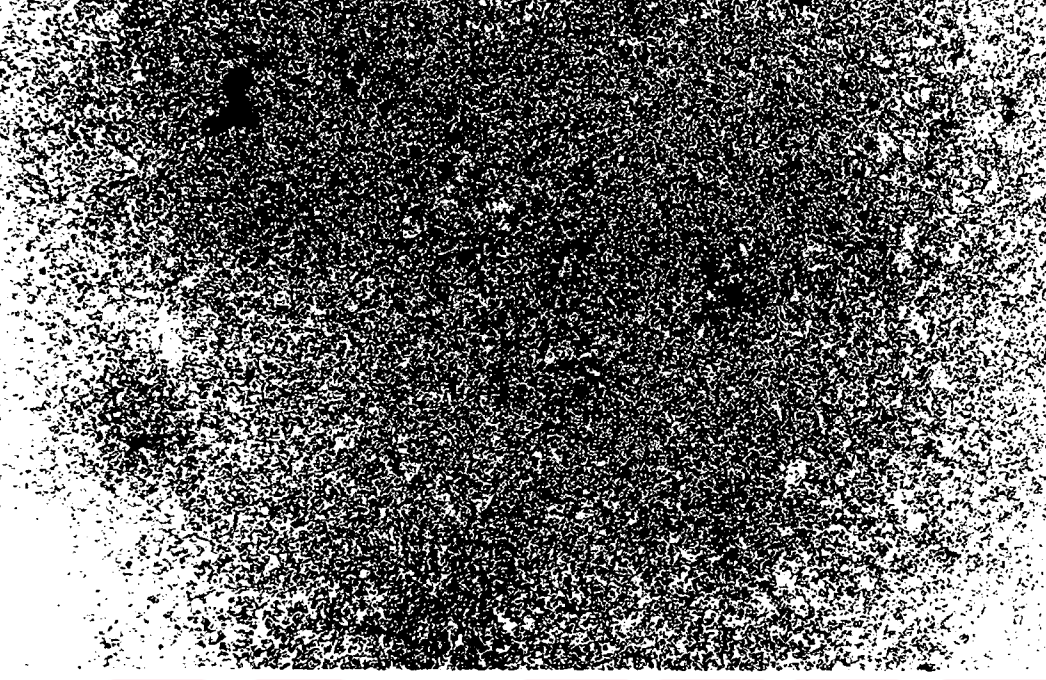
Fotoğraf 6.17, 6.18, 6.19 ve 6.20' de sırasıyla 1, 2, 4 nolu numunelerin soğuk çekme deneyleri sonunda elektron mikroskobunda çekilmiş kırık yüzey fotoğrafları görülmektedir.



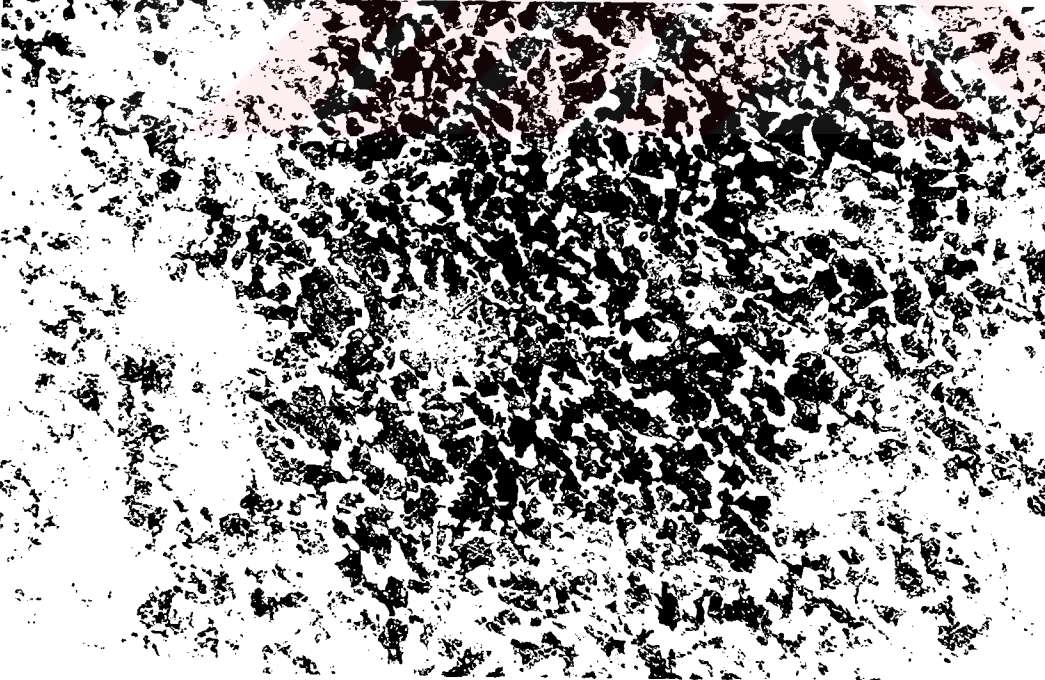
Fotoğraf 6.1. 1 Nolu Numunenin Dövmeye İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafı x500



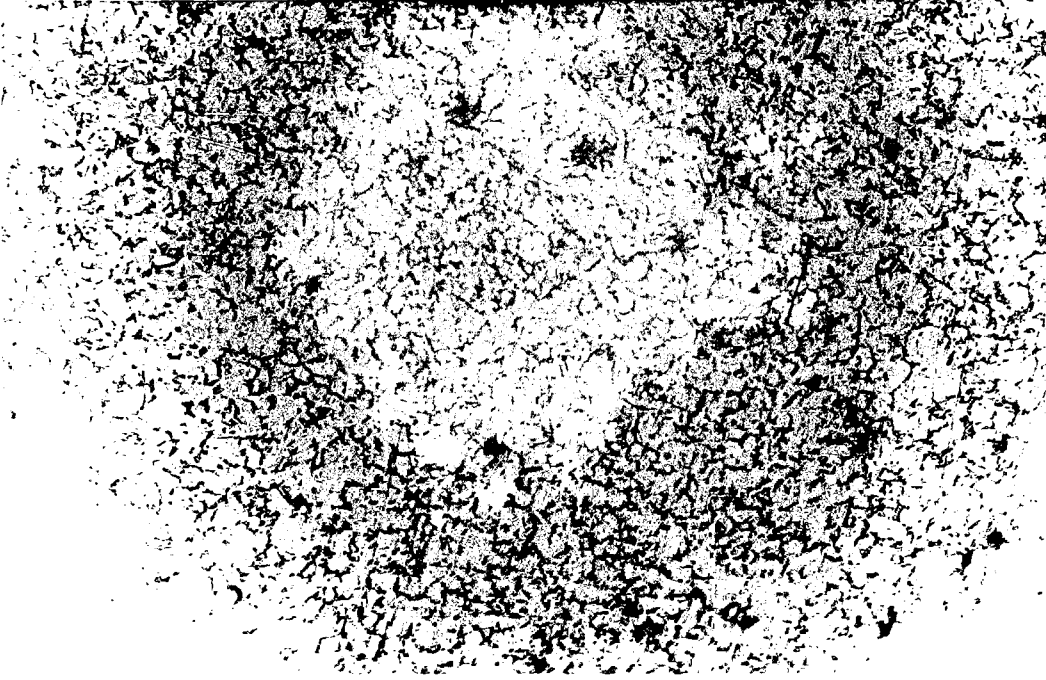
Fotoğraf 6.2. 1 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafı x500



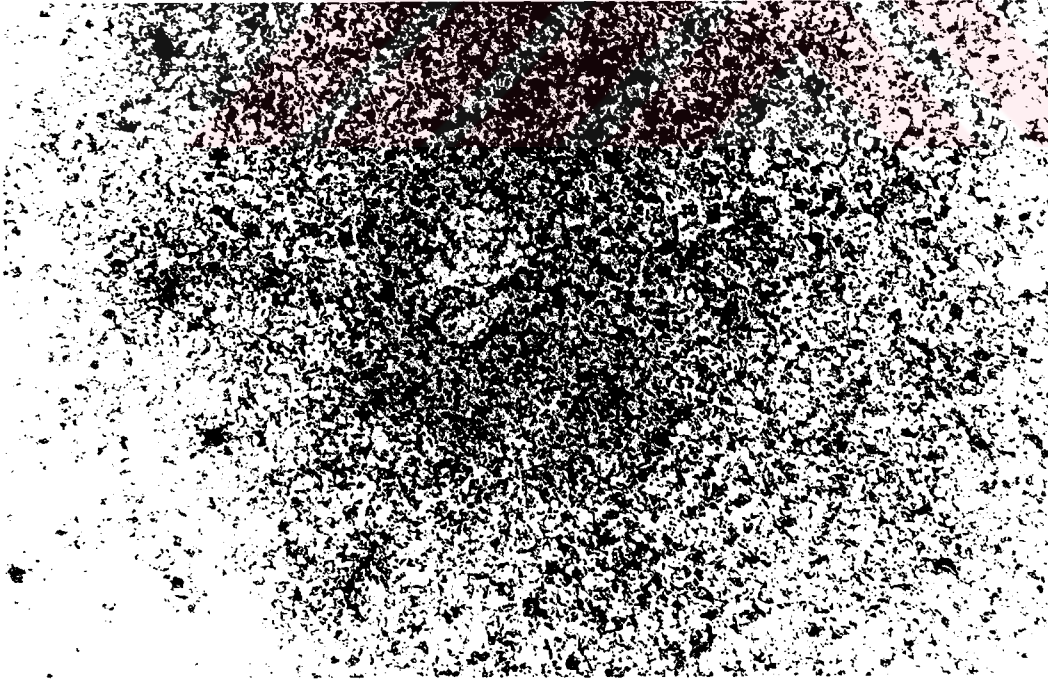
Fotoğraf 6.3. 1 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500



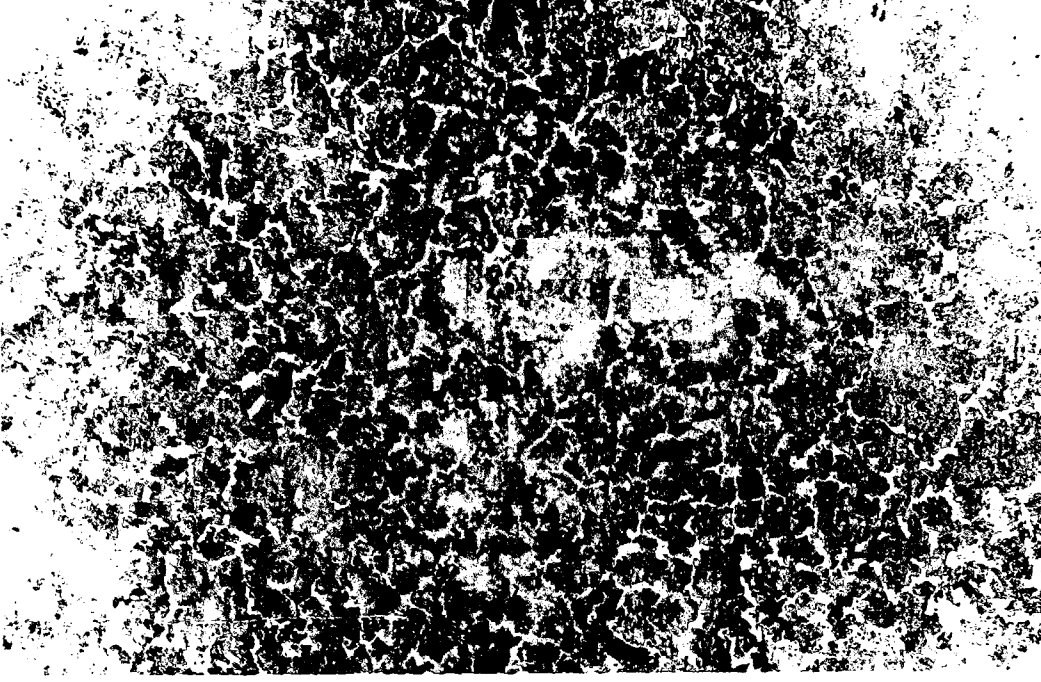
Fotoğraf 6.4. 2 Nolu Numunenin Dövme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500



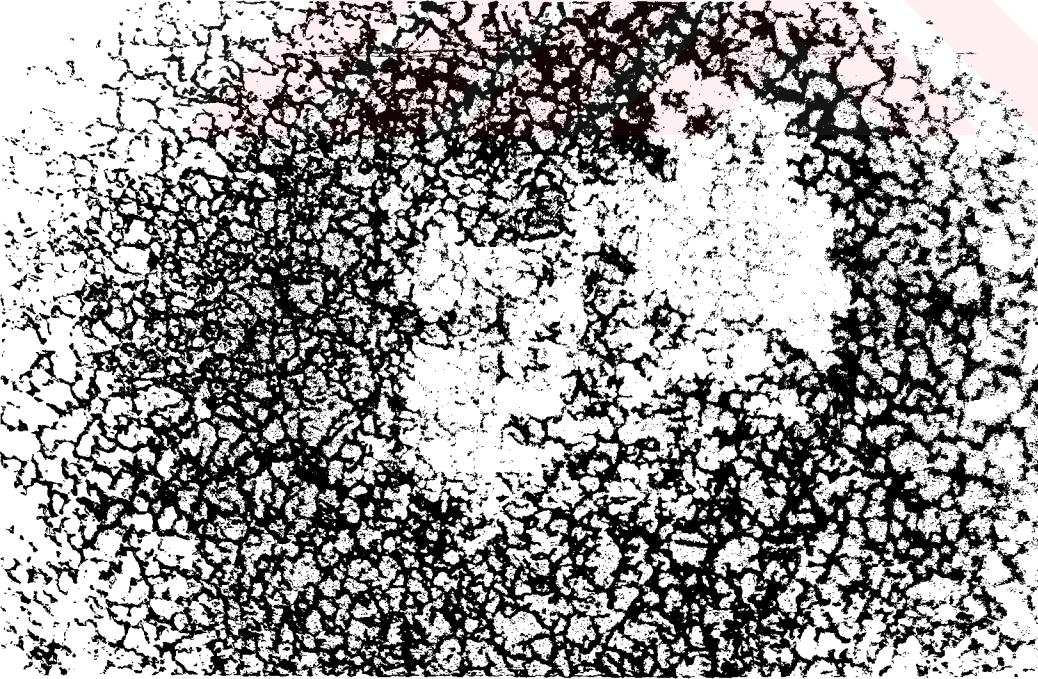
Fotoğraf 6.5. 2 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafı x500



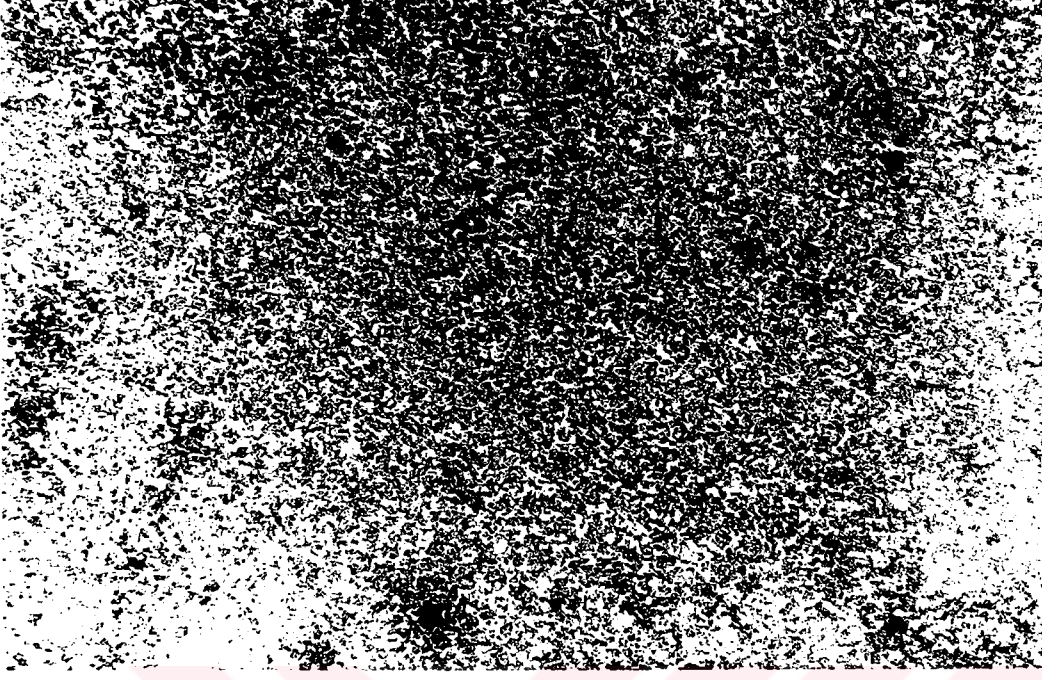
Fotoğraf 6.6. 2 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafı x500



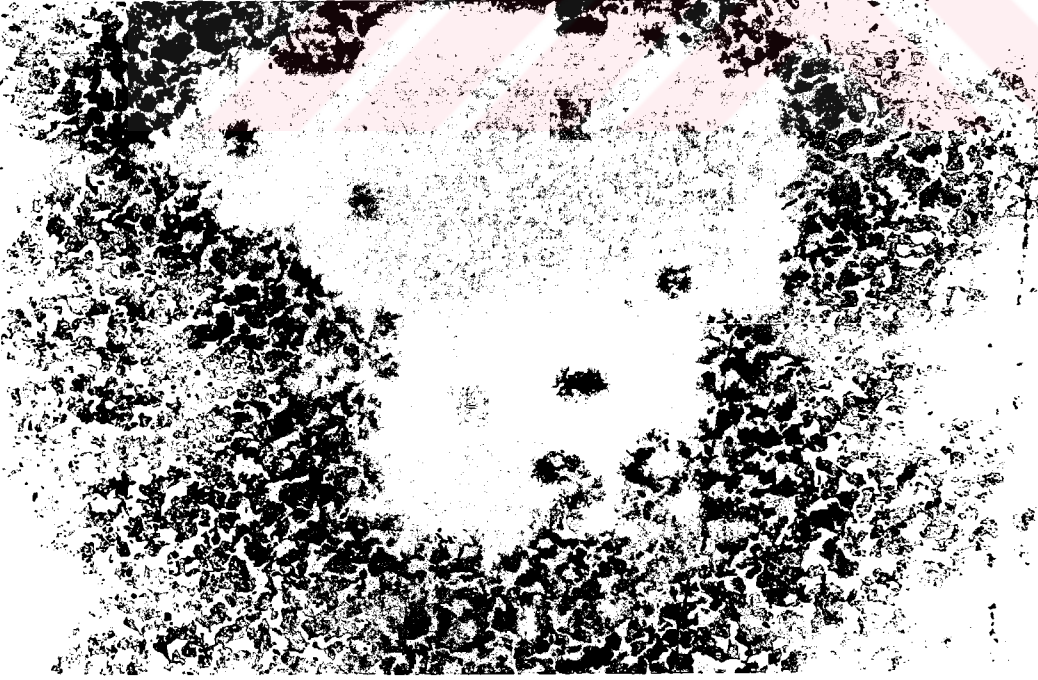
Fotoğraf 6.7. 3 Nolu Numunenin Dövmeye İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafı x500



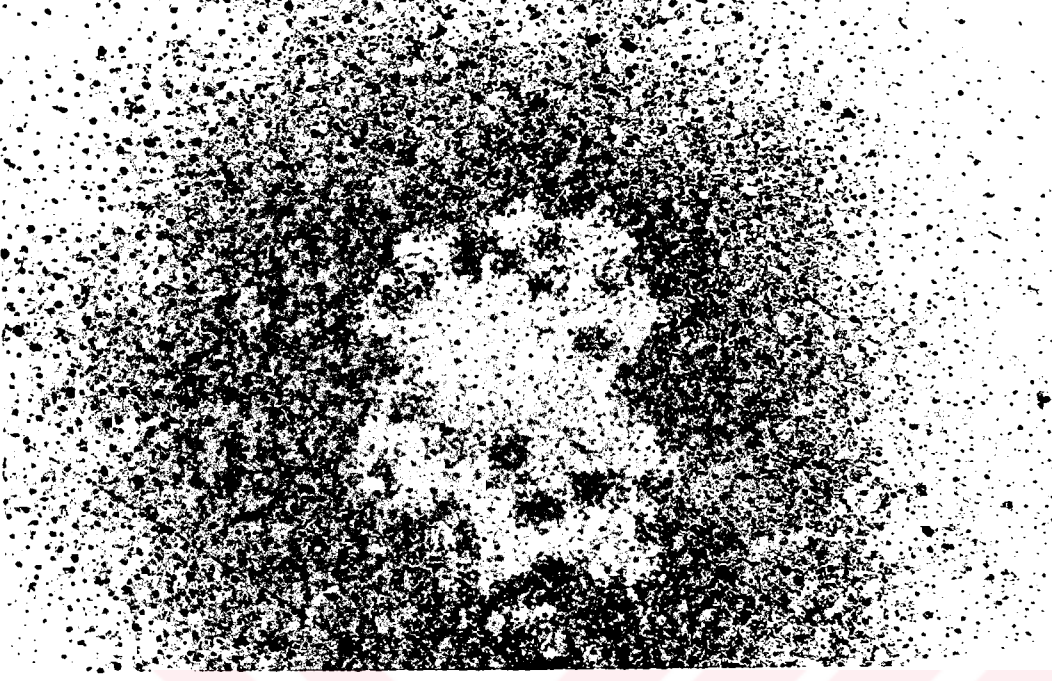
Fotoğraf 6.8. 3 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafı x500



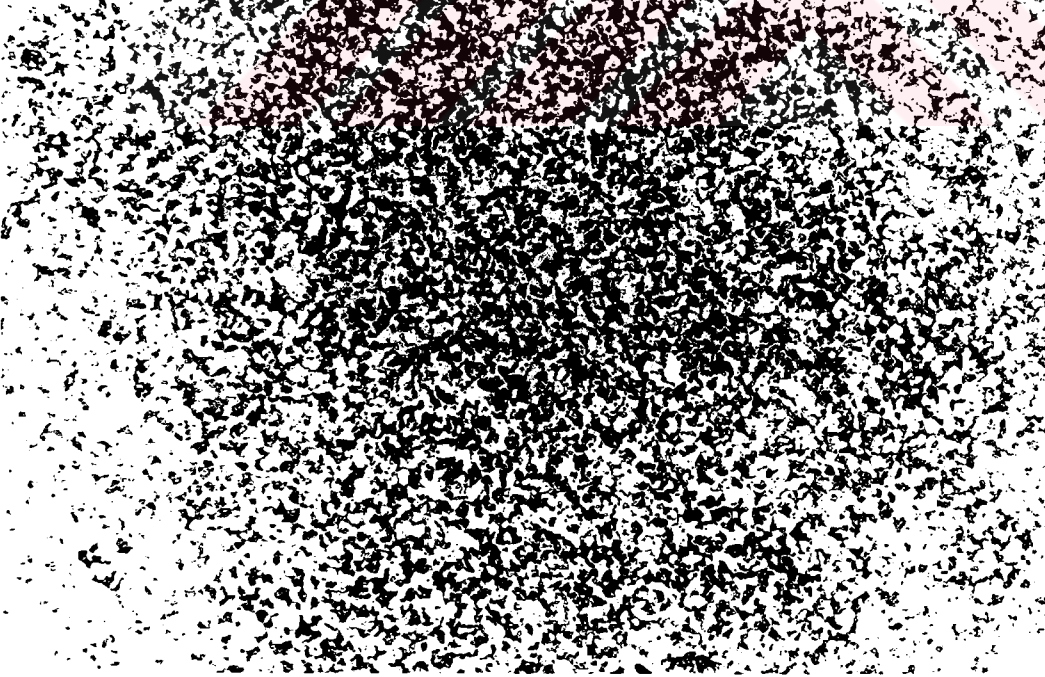
Fotoğraf 6.9. 3 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500



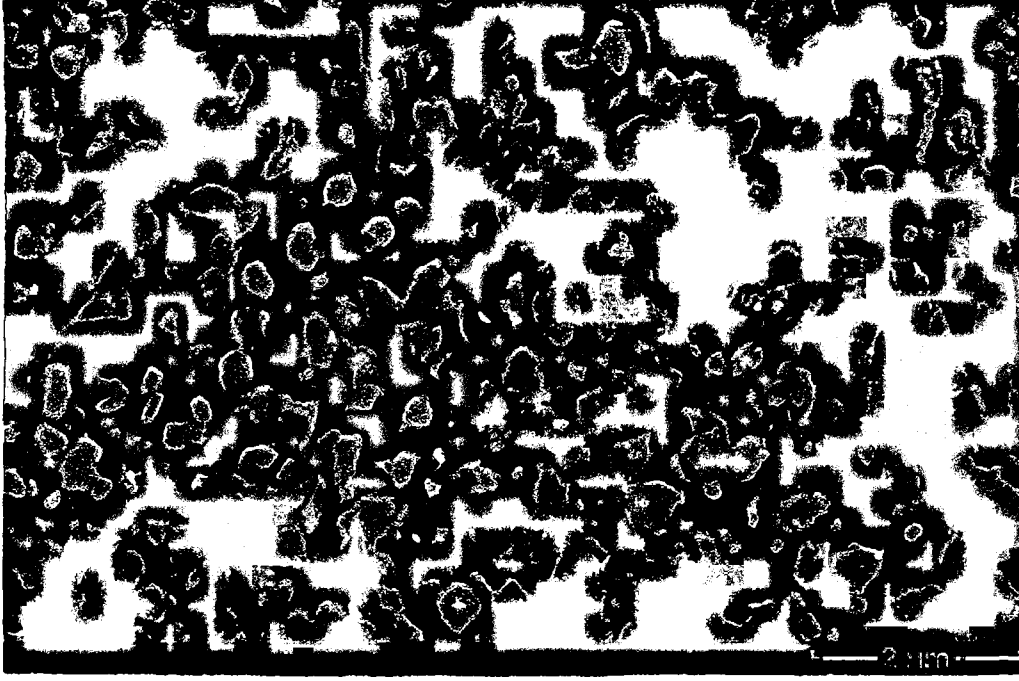
Fotoğraf 6.10. 4 Nolu Numunenin Dövmeye İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500



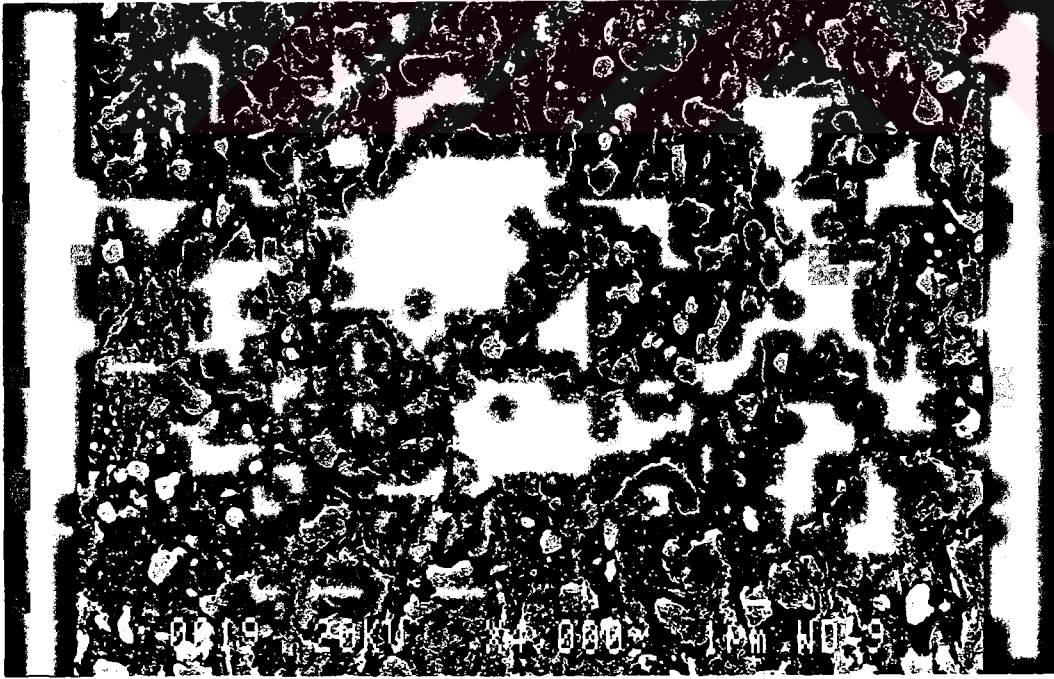
Fotoğraf 6.11. 4 Nolu Numunenin Sertleştirme ve Temperleme İşlemi Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500



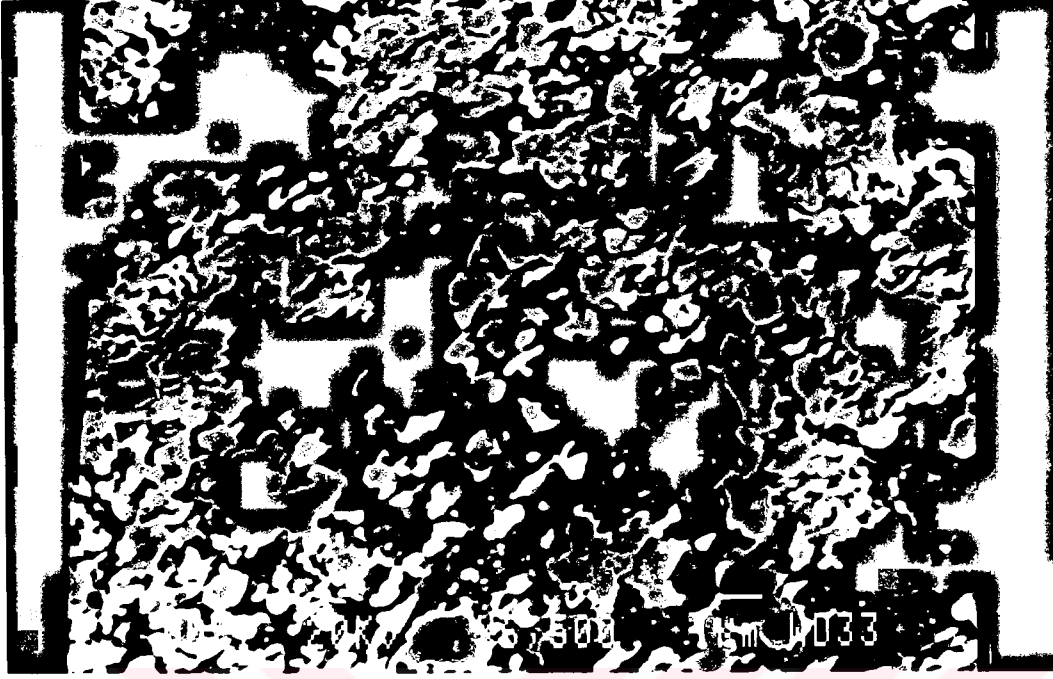
Fotoğraf 6.12. 4 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası İç Yapı Fotoğrafi x500



Fotoğraf 6.13. 1 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi



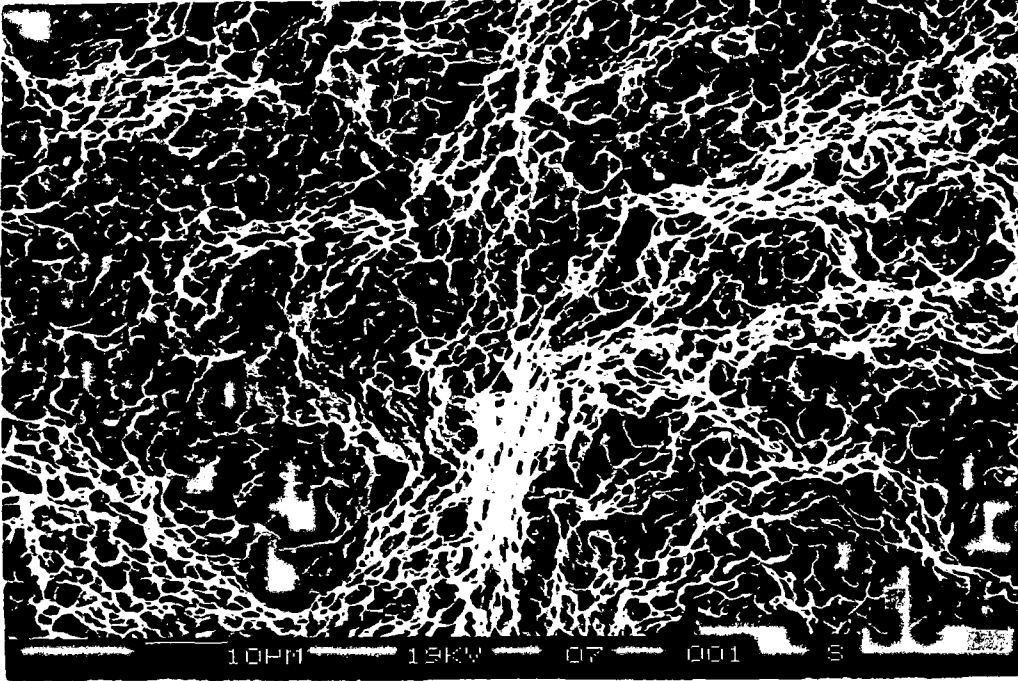
Fotoğraf 6.14. 2 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi



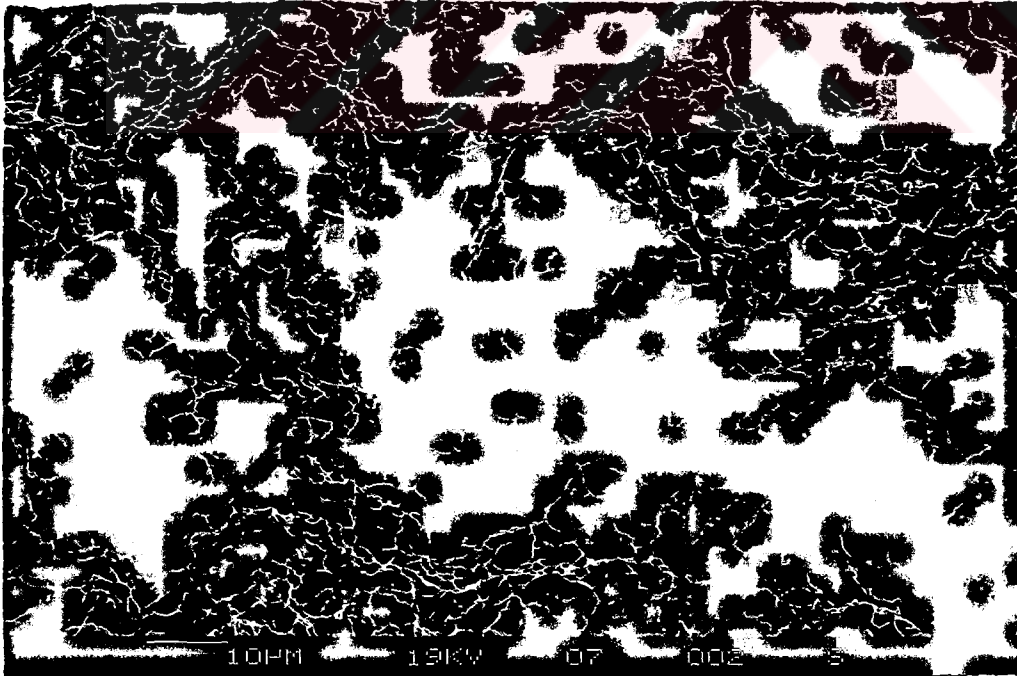
Fotoğraf 6.15. 3 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi



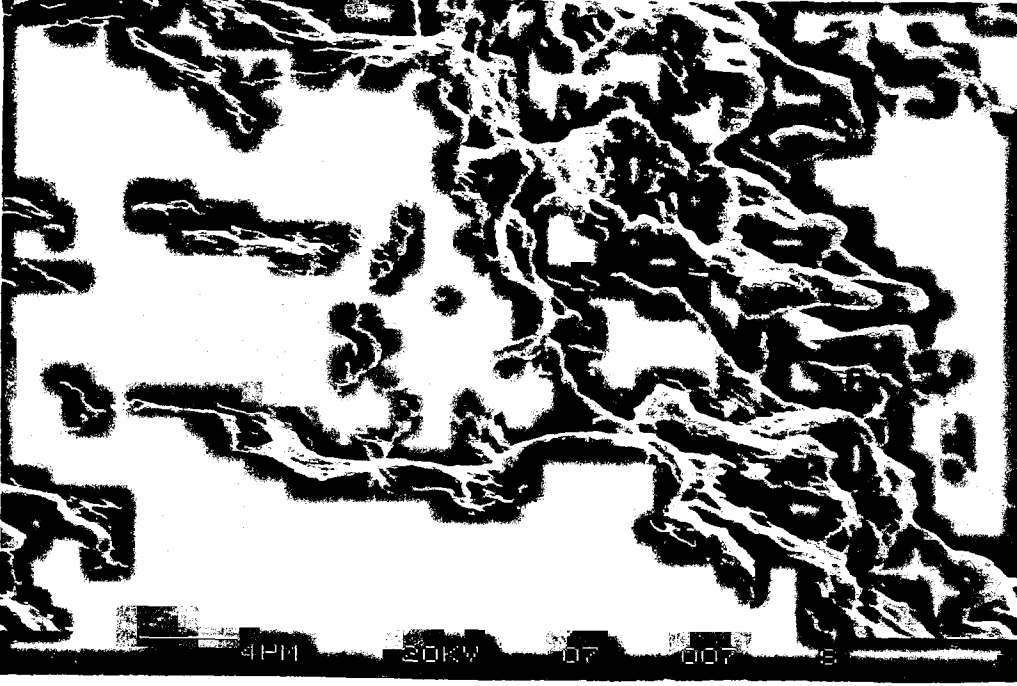
Fotoğraf 6.16. 4 Nolu Numunenin Isıl Çevrimleri Sonrası Elektron Mikroskobu Fotoğrafi



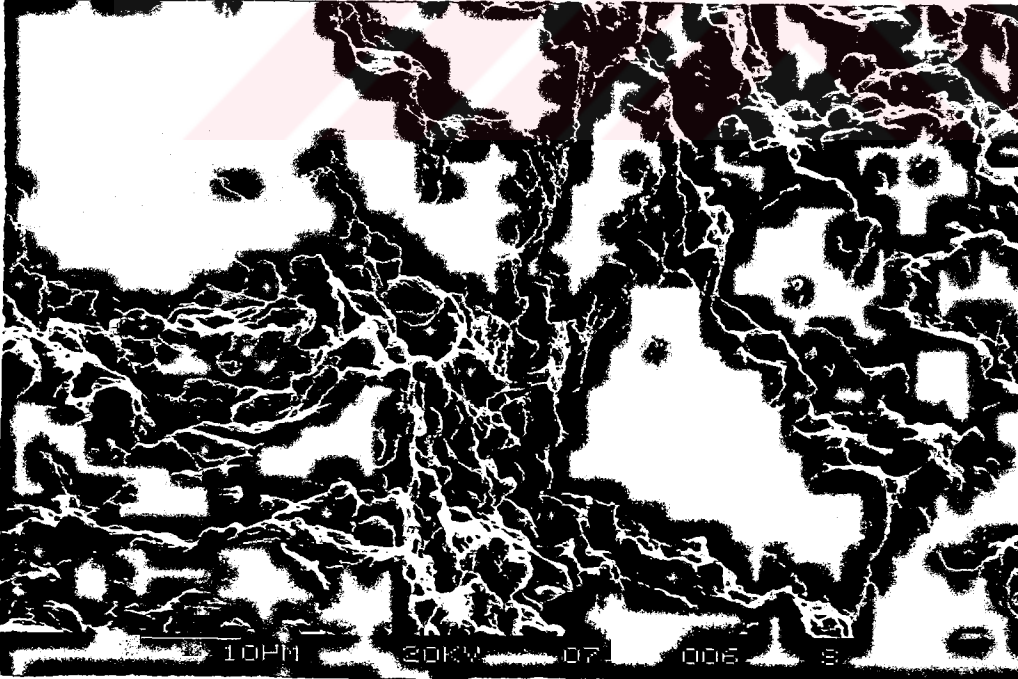
Fotoğraf 6.17. 1 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron Mikroskopunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi



Fotoğraf 6.18. 2 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron Mikroskopunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi



Fotoğraf 6.19. 4 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron Mikroskopunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi



Fotoğraf 6.20. 4 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Testi Sonrası Elektron Mikroskopunda Alınmış Kırık Yüzey Fotoğrafi

6.2. Mekanik Deney Sonuçları

Deneyleerde kullanılan numunelerin mekanik özelliklerini tespit etmek amacı ile sertlik, soğuk ve sıcak çekme testleri yapılmıştır.

Deneyleerde kullanılan malzemelerin dövme işlemi sonrası, temperleme işlemi sonrası, ısı çevrim işlemleri sonrası ve difüzyon kaynakları sonrasında mikro sertlikleri 15 gr ile her numune için dört ayrı bölgeden ölçülmüştür. Ölçülen sertlik değerlerinin sonuçları , Tablo 6.1., 6.2., 6.3., 6.4., 6.5. ve 6.6.'da verilmiştir.

Tablo 6.1. Mikro Sertlik Değerleri

Numune No	Dövme İşlemi Sonrası Mikro Sertlik Değerleri (HV)		
	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm
1	218	278	404
2	385	394	404
3	457	522	424
4	302	394	522

Tablo 6.2. Mikro Sertlik Değerleri

Numune No	Temperleme İşlemi Sonrası Mikro Sertlik Değerleri (HV)		
	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm
1	315	368	785
2	724	658	700
3	773	508	638
4	568	457	552

Tablo 6.3. Mikro Sertlik Değerleri

Numune No	Isıl Çevrim İşlem Çevrimleri Sonrası Mikro Sertlik Değerleri (HV)		
	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm
1	330	321	389
2	329	302	268
3	278	273	278
4	290	376	322

Tablo 6.4. 650 °C de Kaynak Sonrası Sertlik Değerler

Numune No	650 °C' de Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Sertlik Değerleri (HV)			
	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	4. Ölçüm
1	302	248	262	248
2	305	278	278	130
3	278	230	248	178
4	308	315	322	308

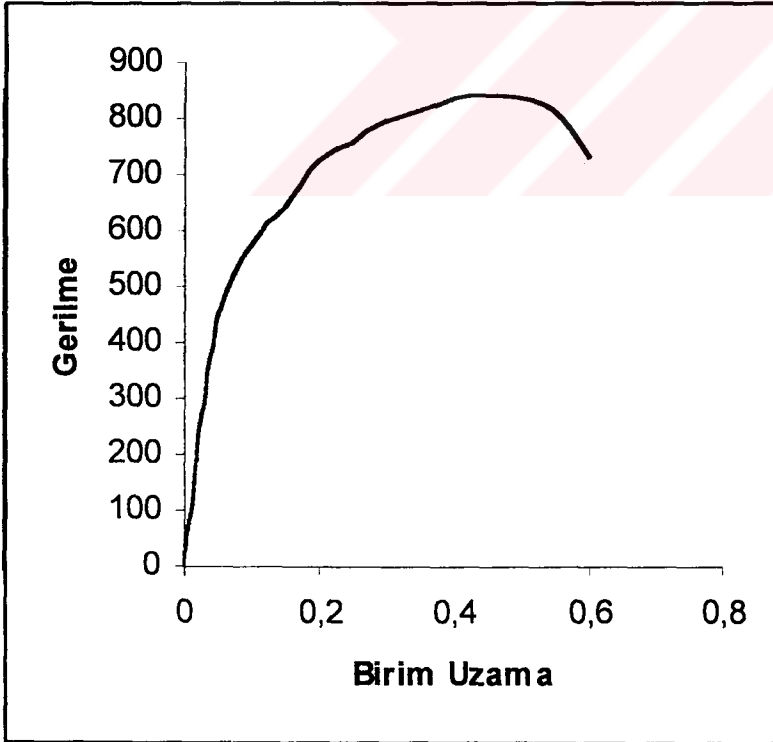
Tablo 6.5. 735 °C de Kaynak Sonrası Sertlik Değerleri

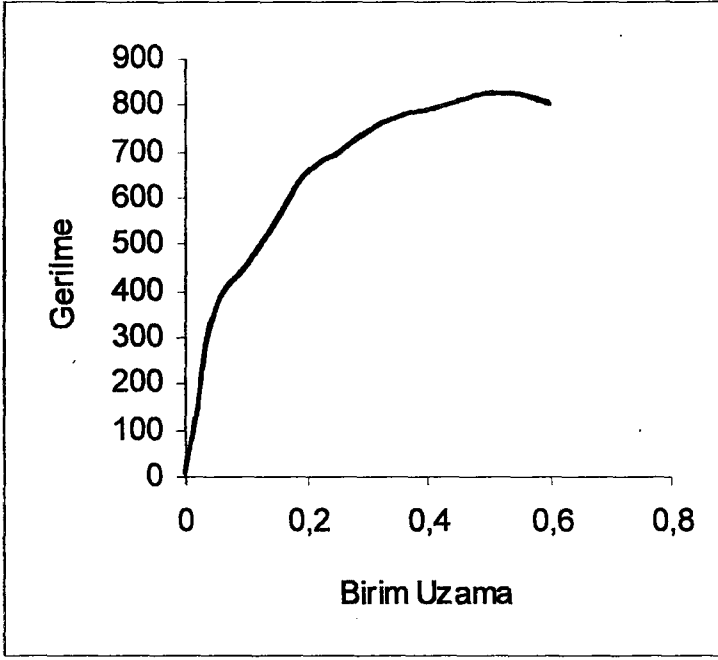
Numune No	735 °C' de Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Sertlik Değerleri (HV)			
	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	4. Ölçüm
1	257	252	252	107
2	257	308	290	424
3	308	290	262	262
4	207	302	250	160

Tablo 6.6. 850 °C de Kaynak Sonrası Sertlik Değerleri

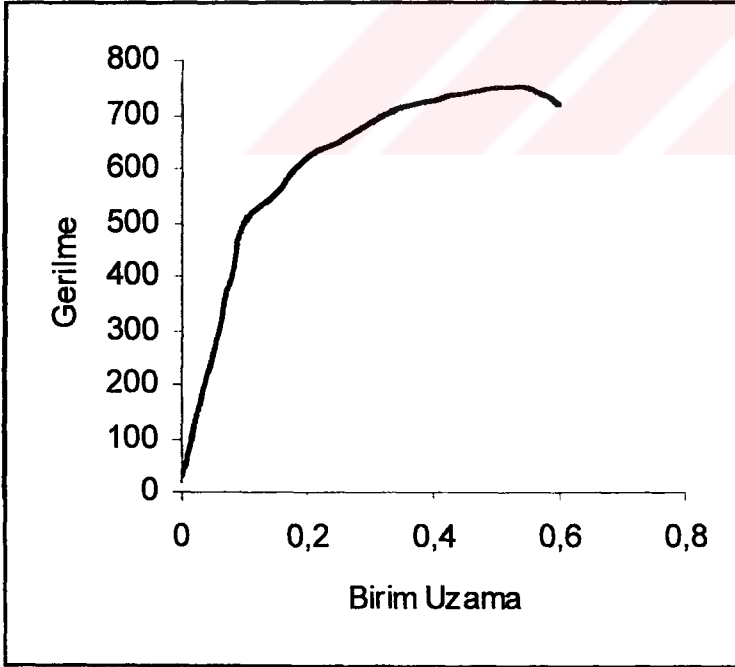
Numune No	850 °C' de Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Sertlik Değerleri (HV)			
	1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	4. Ölçüm
1	315	230	385	344
2	248	268	114	252
3	435	424	268	359
4	385	278	243	344

Isıl çevrim işlemleri yapılan numuneleri çevrim işlemleri sonunda soğuk çekme deney testlerine tabi tutulmuştur. Soğuk çekme testlerinden elde edilen sonuçlar Şekil 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4, 'de verilmiştir.

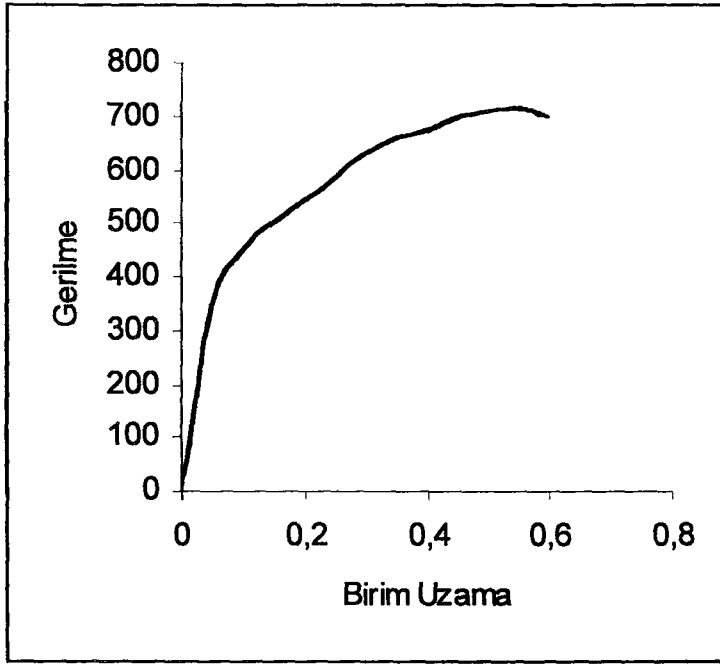
**Şekil 6.1.** 1 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi



Şekil 6.2. 2 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi



Şekil 6.3. 3 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi



Şekil 6.4. 4 Nolu Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi

Isıl çevrim işlemi yapılan numunelere süperplastiklik özelliklerini belirlemek amacıyla üç farklı sıcaklıkta (650°C , 735°C , 850°C) ve 1,2,3,5,10 ve 20 mm/dak.'lık çekme hızlarında sıcak çekme testleri yapılmıştır. Sıcak çekme testlerinden elde edilen çekme deney sonuçları tablo 6.7.-6.18 de ve gerçek gerilme-gerçek deformasyon hızı diyagramları şekil 6.5.-6.7' de verilmiştir.

Tablo 6.7. 1 Nolu Numunenin 650°C 'deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	ϵ (S^{-1})	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm^2)
1	$6,2 \cdot 10^{-4}$	1400	1,5	26,5	76
2	$1,2 \cdot 10^{-3}$	1700	2,5	27,5	95
3	$1,8 \cdot 10^{-3}$	1930	2,5	27,5	108
5	$2,9 \cdot 10^{-3}$	2120	3	28	121
10	$5,8 \cdot 10^{-3}$	2440	3,5	28,5	142
20	$1,12 \cdot 10^{-2}$	2700	4,5	29,5	166

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 1 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.5. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m"değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $6,2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} - 1,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $650 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,34 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.8. 2 Nolu Numunenin $650 \text{ }^\circ\text{C}$ ' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	$\dot{\epsilon}$ (S^{-1})	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,5 \cdot 10^{-4}$	1380	0,5	25,5	72
2	$1,28 \cdot 10^{-3}$	1660	1	26	88
3	$1,92 \cdot 10^{-3}$	1950	1	26	104
5	$3,18 \cdot 10^{-3}$	2110	1,5	26,5	114
10	$6,17 \cdot 10^{-3}$	2460	2	27	135
20	$1,2 \cdot 10^{-2}$	2470	2,5	27,5	154

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 2 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.5. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m"değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $1,28 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} - 1,92 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $650 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,40 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.9. 3 Nolu Numunenin 650 °C ' deki Çekme Deney Sonuçları

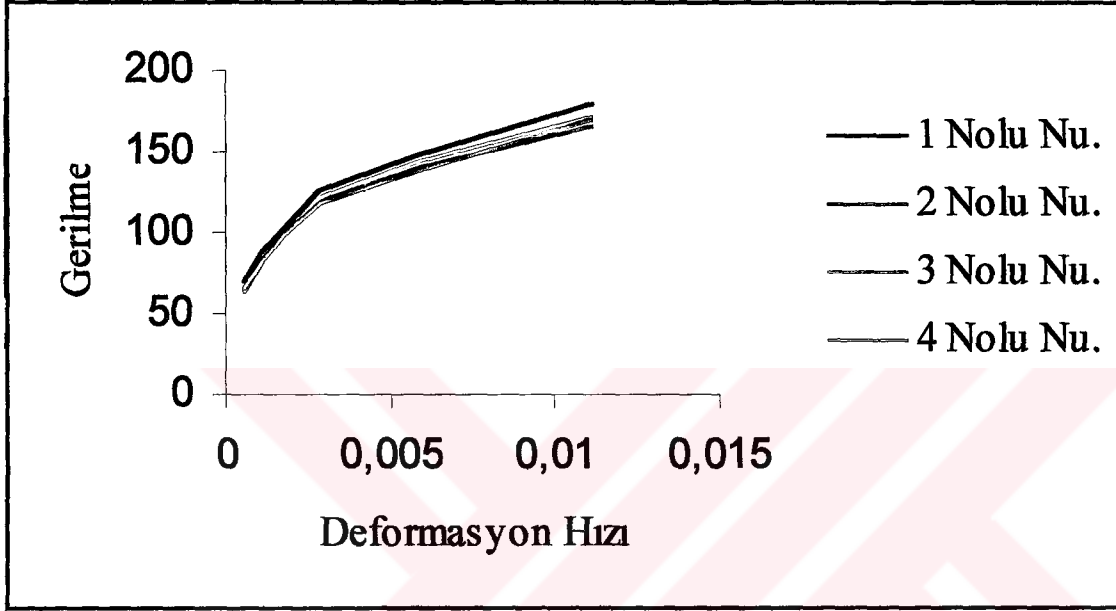
V (mm/dak.)	ϵ (S ⁻¹)	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,5 \cdot 10^{-4}$	1360	0,5	25,5	71
2	$1,28 \cdot 10^{-3}$	1650	1	26	88
3	$1,88 \cdot 10^{-3}$	1870	1,5	26,5	101
5	$3,08 \cdot 10^{-3}$	2060	2	27	113
10	$6,06 \cdot 10^{-3}$	2420	2,5	27,5	136
20	$1,1 \cdot 10^{-2}$	2740	3	28	156

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 3 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.5. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m"değeri ($m = \ln \sigma / \ln \epsilon$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $1,28 \times 10^{-3}$ - $1,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve 650 °C' lik deformasyon sıcaklığında 0,43 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.10. 4 Nolu Numunenin 650 °C ' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	ϵ (S ⁻¹)	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,5 \cdot 10^{-4}$	1440	0,5	25,5	75
2	$1,2 \cdot 10^{-3}$	1730	0,5	25,5	90
3	$1,92 \cdot 10^{-3}$	1930	1	26	102
5	$3,14 \cdot 10^{-3}$	2110	1,5	26,5	114
10	$6,17 \cdot 10^{-3}$	2400	2	27	132
20	$1,2 \cdot 10^{-2}$	2720	2,5	27,5	152

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 4 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.5. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m" değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $6,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} - 1,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $650 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,31 olarak elde edilmiştir.



Şekil 6.5. 1,2,3 ve 4 Nolu Numunenin $650 \text{ }^\circ\text{C}$ Sıcaklığındaki Gerçek Gerilme- Gerçek Deformasyon Hızı Diyagramı

Tablo 6.11. 1 Nolu Numunenin $735 \text{ }^\circ\text{C}$ 'deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	$\dot{\epsilon}$ (S^{-1})	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm^2)
1	$6,06 \cdot 10^{-4}$	920	2,5	27,5	52
2	$1,16 \cdot 10^{-3}$	1120	3,5	28,5	65
3	$1,69 \cdot 10^{-3}$	1270	4,5	29,5	76
5	$2,73 \cdot 10^{-3}$	1400	5,5	30,5	84
10	$5,29 \cdot 10^{-3}$	1600	6,5	31,5	103
20	$1 \cdot 10^{-2}$	1750	7	32	114

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 1 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.6. 'da verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m"değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $6,06 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,16 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $735 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,34 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.12. 2 Nolu Numunenin $735 \text{ }^\circ\text{C}$ ' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	$\dot{\epsilon}$ (S^{-1})	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,5 \cdot 10^{-4}$	780	0,5	25,5	41
2	$1,25 \cdot 10^{-3}$	1030	1,5	26,5	56
3	$1,85 \cdot 10^{-3}$	1200	2	27	66
5	$3,03 \cdot 10^{-3}$	1360	2,5	27,5	76
10	$5,9 \cdot 10^{-3}$	1610	3	28	92
20	$1,1 \cdot 10^{-2}$	1860	3,5	28,5	108

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 2 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.6. 'da verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m"değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $6,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,25 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $735 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,46 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.13. 3 Nolu Numunenin 735 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları

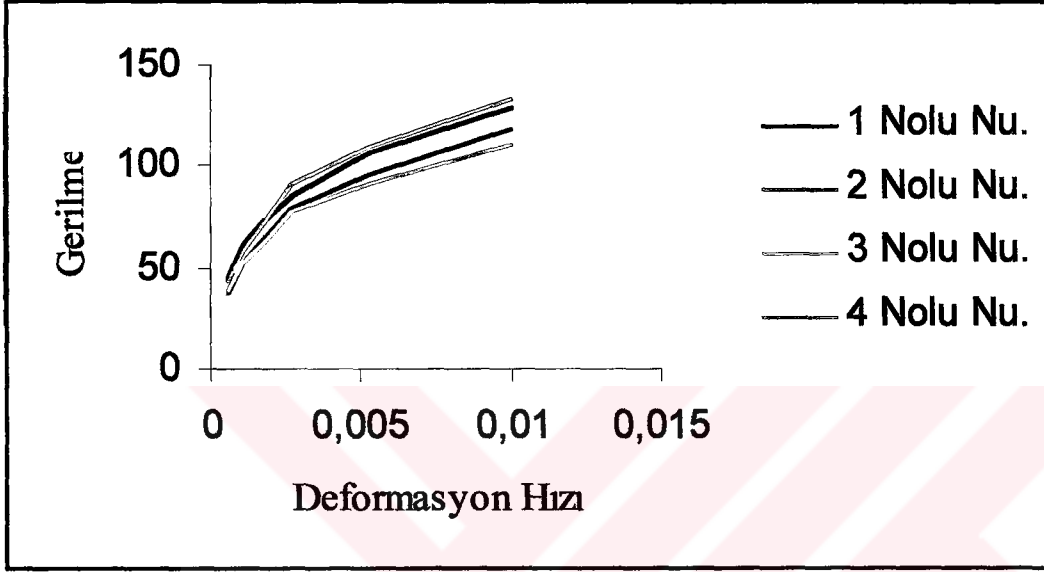
V (mm/dak.)	ϵ (S ⁻¹)	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,5 \cdot 10^{-4}$	820	0,5	25,5	43
2	$1,28 \cdot 10^{-3}$	1050	1	26	57
3	$1,8 \cdot 10^{-3}$	1200	1,5	26,5	65
5	$3,08 \cdot 10^{-3}$	1340	2	27	74
10	$6,06 \cdot 10^{-3}$	1540	2,5	27,5	86
20	$1,1 \cdot 10^{-2}$	1760	3,5	28,5	102

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 3 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.6. ‘da verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden “m”değeri ($m = \ln \sigma / \ln \epsilon$) hesaplanmış olup en yüksek “m” değeri $1,28 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} - 1,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve 735 °C’ lik deformasyon sıcaklığında 0,41 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.14. 4 Nolu Numunenin 735 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	ϵ (S ⁻¹)	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,2 \cdot 10^{-4}$	820	1,5	26,5	44
2	$1,21 \cdot 10^{-3}$	1150	2,5	27,5	64
3	$1,78 \cdot 10^{-3}$	1320	3	28	75
5	$2,87 \cdot 10^{-3}$	1480	4	29	87
10	$5,55 \cdot 10^{-3}$	1720	5	30	105
20	$1 \cdot 10^{-2}$	1960	5,5	30,5	122

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 4 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.6. 'da verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m"değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $6,2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,21 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $735 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,56 olarak elde edilmiştir.



Şekil 6.6. 1,2,3 ve 4 Nolu Numunenin $735 \text{ }^\circ\text{C}$ Sıcaklığındaki Gerçek Gerilme- Gerçek Deformasyon Hızı Diyagramı

Tablo 6.15. 1 Nolu Numunenin $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	$\dot{\epsilon}$ (S^{-1})	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,2 \cdot 10^{-4}$	550	1,5	26,5	30
2	$1,23 \cdot 10^{-3}$	710	2	27	39
3	$1,81 \cdot 10^{-3}$	830	2,5	27,5	46
5	$2,92 \cdot 10^{-3}$	950	3,5	28,5	55
10	$5,74 \cdot 10^{-3}$	1110	4	29	66
20	$1,1 \cdot 10^{-2}$	1330	5	30	81

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 1 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.7. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden “m”değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek “m” değeri $6,2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,23 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $850 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,38 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.16. 2 Nolu Numunenin $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	$\dot{\epsilon}$ (S^{-1})	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,4 \cdot 10^{-4}$	620	1	26	33
2	$1,23 \cdot 10^{-3}$	820	2	27	45
3	$1,8 \cdot 10^{-3}$	950	2,5	27,5	53
5	$2,97 \cdot 10^{-3}$	1080	3	28	62
10	$5,74 \cdot 10^{-3}$	1260	4	29	74
20	$1,1 \cdot 10^{-2}$	1440	5	30	88

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 2 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.7. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden “m”değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek “m” değeri $6,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,23 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $850 \text{ }^\circ\text{C}$ lik deformasyon sıcaklığında 0,46 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.17. 3 Nolu Numunenin 850 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları

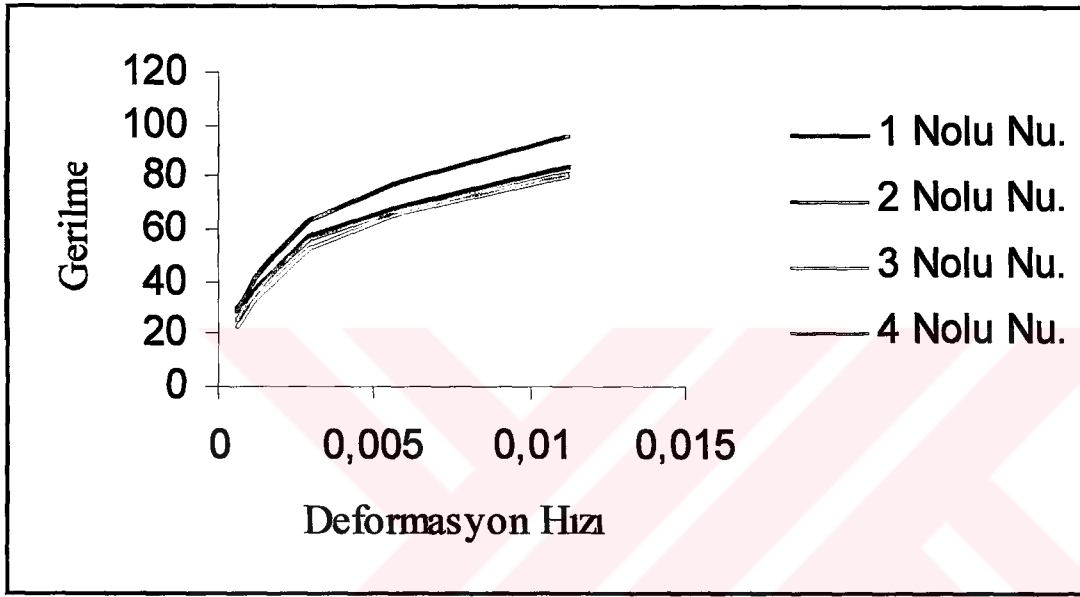
V (mm/dak.)	ϵ (S ⁻¹)	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,2 \cdot 10^{-4}$	470	1,5	26,5	25
2	$1,2 \cdot 10^{-3}$	640	2,5	27,5	36
3	$1,78 \cdot 10^{-3}$	760	3	28	43
5	$2,87 \cdot 10^{-3}$	860	4	29	51
10	$5,55 \cdot 10^{-3}$	1020	5	30	63
20	$1 \cdot 10^{-2}$	1190	5,5	30,5	74

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 3 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.7. ‘de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden “m”değeri ($m = \ln \sigma / \ln \epsilon$) hesaplanmış olup en yüksek “m” değeri $6,2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve 850 °C’ lik deformasyon sıcaklığında 0,56 olarak elde edilmiştir.

Tablo 6.18. 4 Nolu Numunenin 850 °C ‘ deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	ϵ (S ⁻¹)	Fmax.(N)	ΔL (mm)	L ₁ (mm)	σ_s (N/mm ²)
1	$6,4 \cdot 10^{-4}$	530	1	26	28
2	$1,23 \cdot 10^{-3}$	690	2	27	38
3	$1,8 \cdot 10^{-3}$	820	2,5	27,5	46
5	$2,97 \cdot 10^{-3}$	940	3	28	54
10	$5,8 \cdot 10^{-3}$	1100	3,5	28,5	64
20	$1,14 \cdot 10^{-2}$	1280	4	29	76

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre 4 nolu numunenin gerçek gerilme- gerçek deformasyon hızı diyagramı şekil 6.7. 'de verilmiştir. Elde edilen eğrinin eğiminden "m" değeri ($m = \ln \sigma / \ln \dot{\epsilon}$) hesaplanmış olup en yüksek "m" değeri $6,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ - $1,23 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığı ve $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ' lik deformasyon sıcaklığında 0,46 olarak elde edilmiştir.



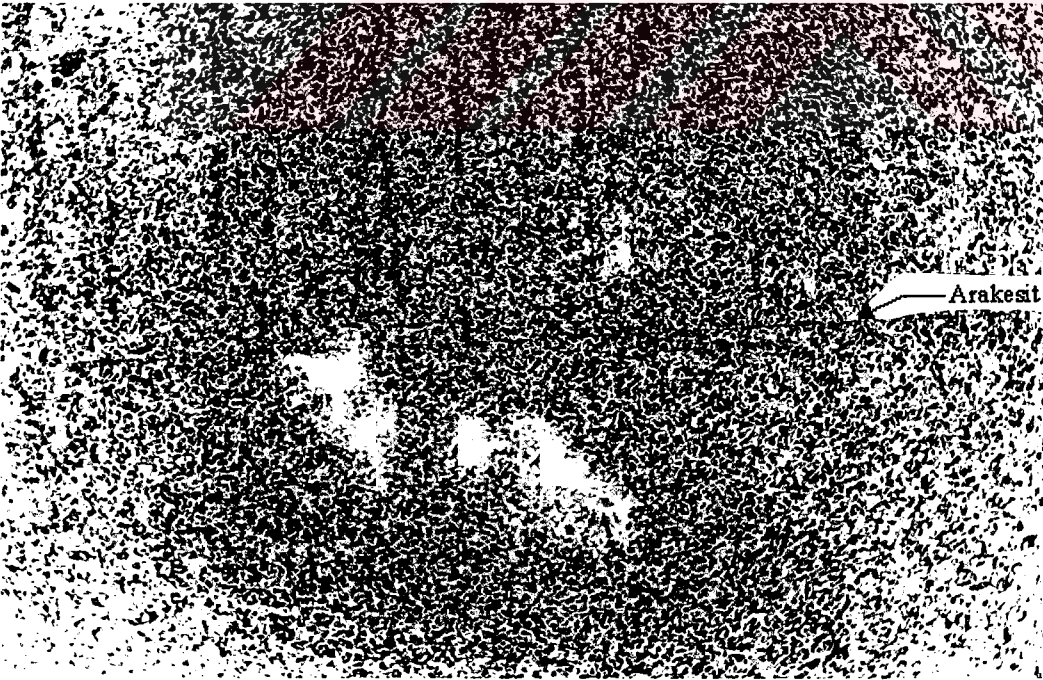
Şekil 6.7. 1,2,3 ve 4 Nolu Numunenin $850 \text{ }^\circ\text{C}$ Sıcaklığındaki Gerçek Gerilme- Gerçek Deformasyon Hızı Diyagramı

6.3. Difüzyon Kaynak Deney Sonuçları

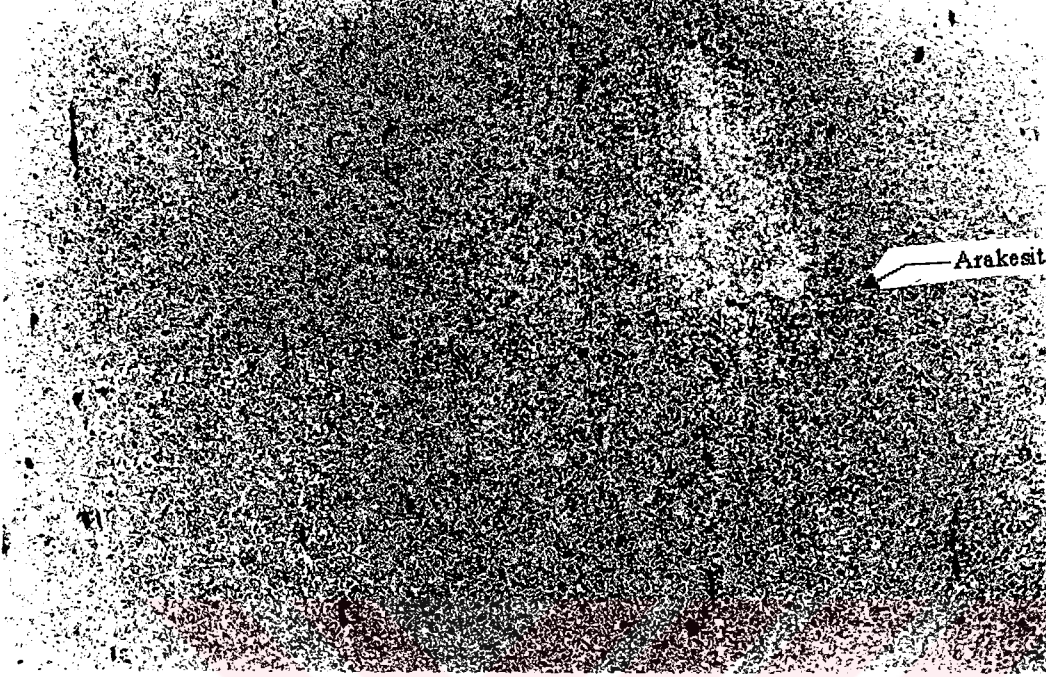
Sıcak çekme deneylerine tabi tutulan deney numunelerine, $650 \text{ }^\circ\text{C}$, $735 \text{ }^\circ\text{C}$ ve $850 \text{ }^\circ\text{C}$ ' de difüzyon kaynağı yapılmıştır. Kaynak sonrasında, kaynak yapılmış numunelerin arakesit bölge fotoğrafları çekilmiş olup, bu fotoğraflar fotoğraf 6.21, 6.22, 6.23, 6.24, 6.25, 6.26, 6.27, 6.28, 6.29, 6.30, 6.31 ve 6.32' de verilmiştir.



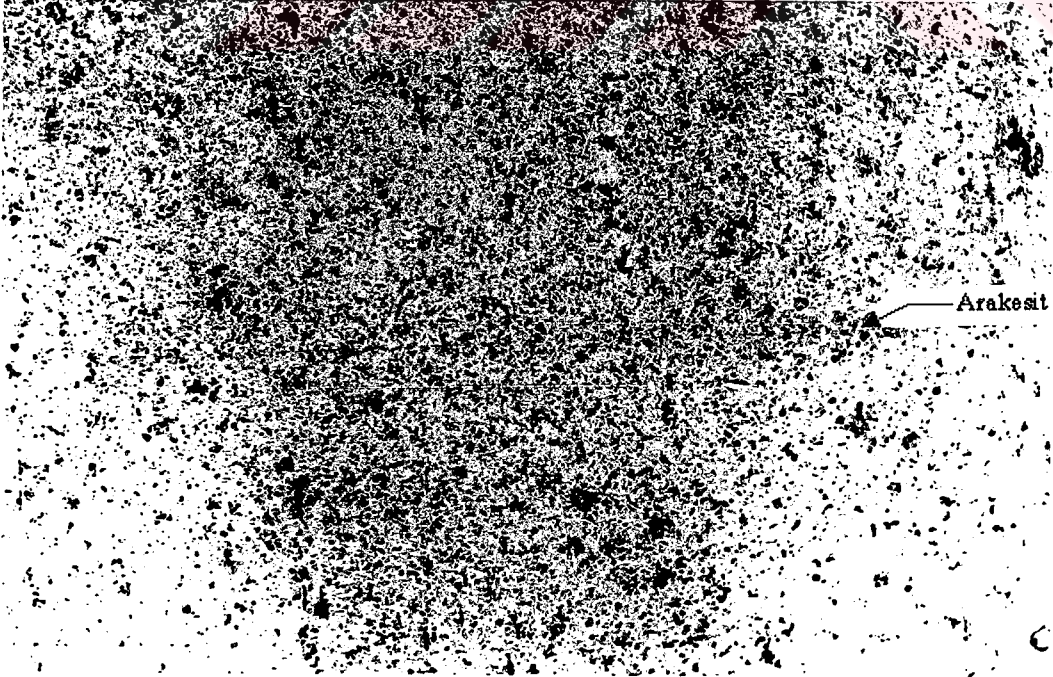
Fotoğraf 6.21. 650°C'de 1Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafi x500



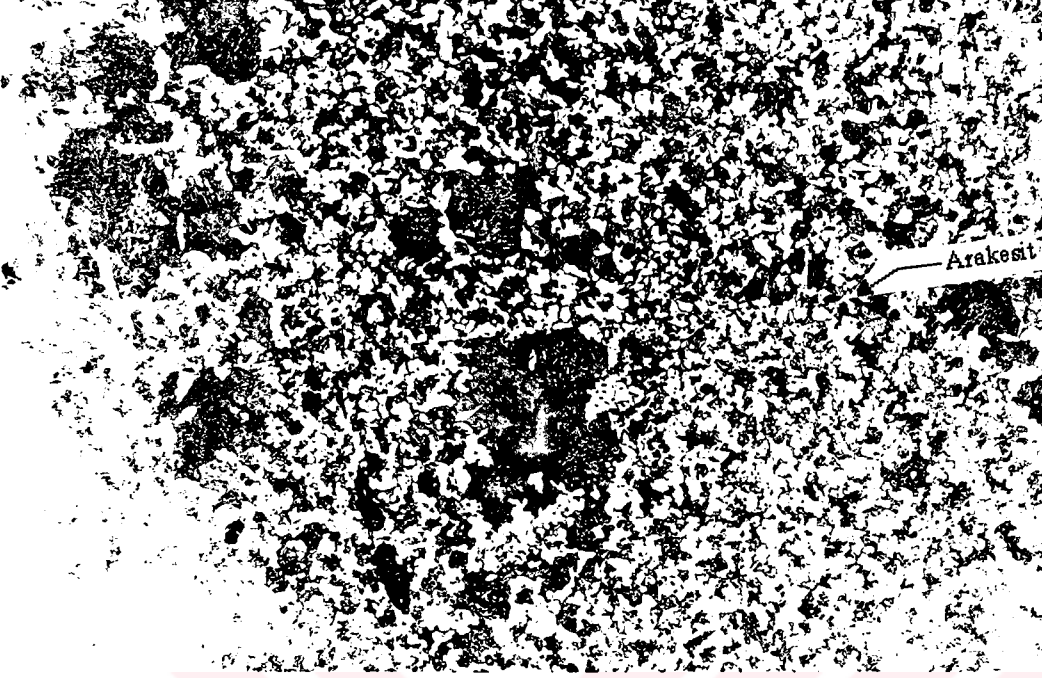
Fotoğraf 6.22. 650°C'de 2 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafi x200



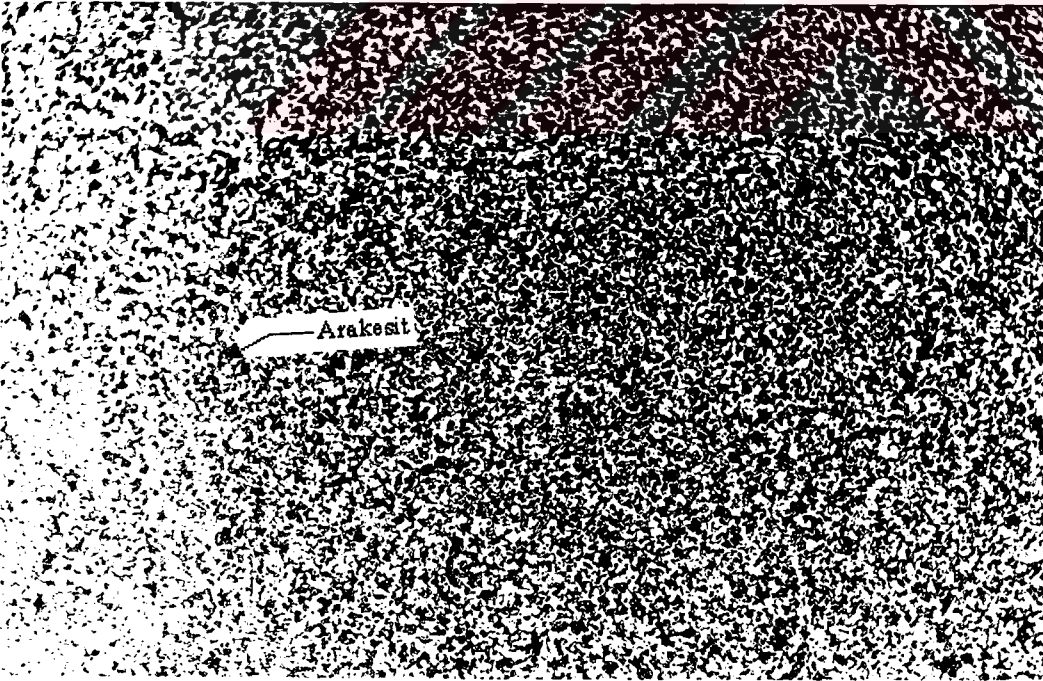
Fotoğraf 6.23. 650°C'de 3 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafı x200



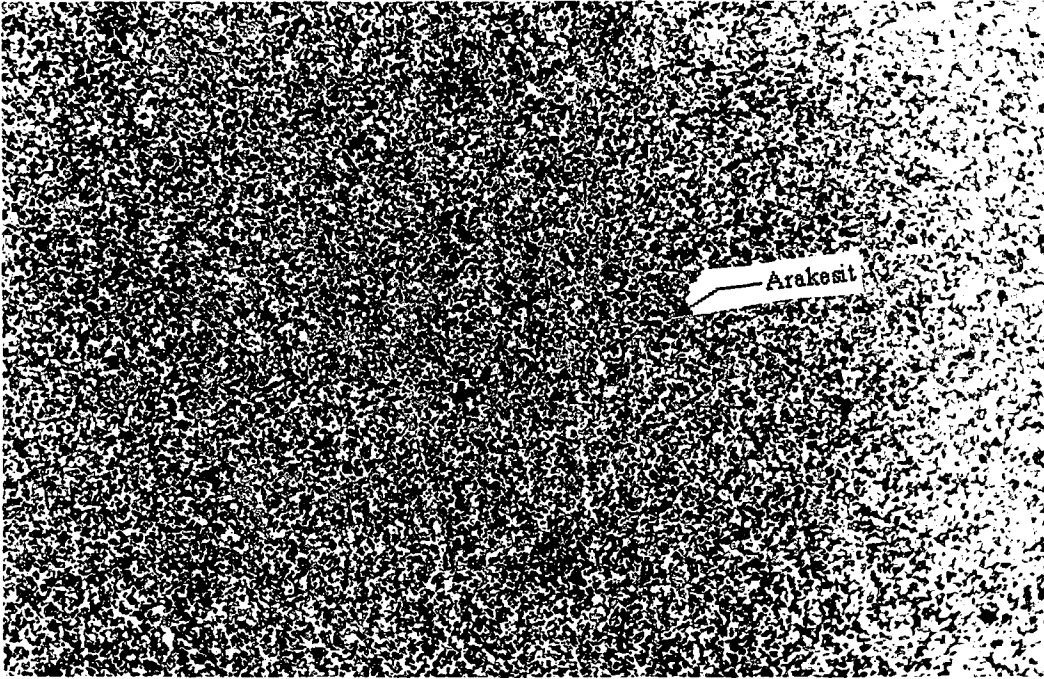
Fotoğraf 6.24. 650°C'de 4 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafı x200



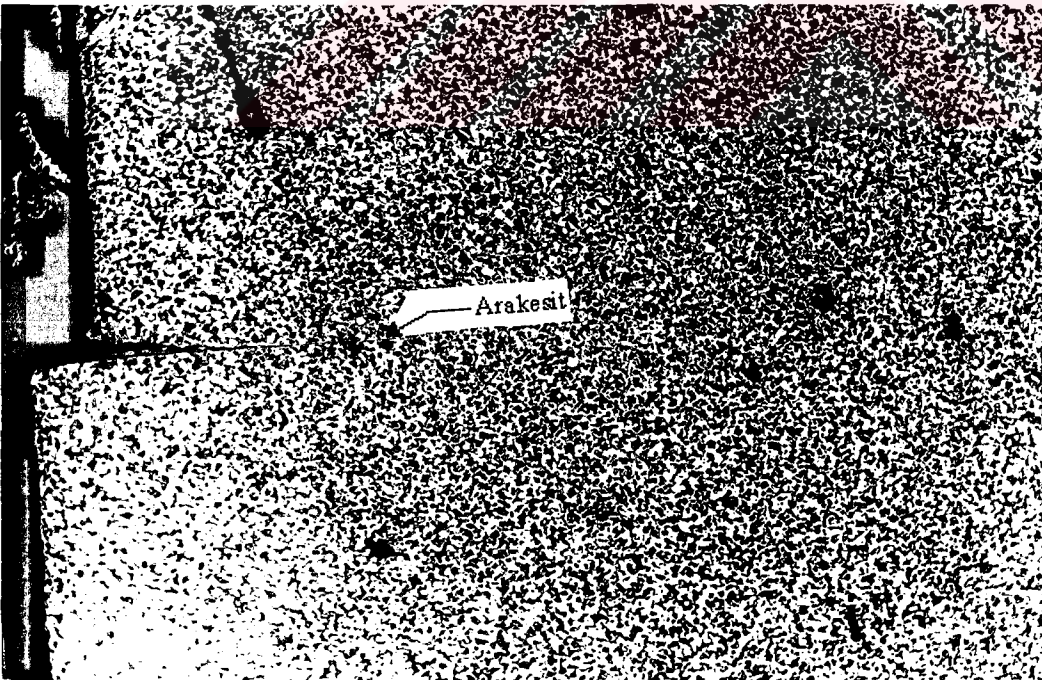
Fotoğraf 6.25. 735°C'de 1 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafi x500



Fotoğraf 6.26. 735°C'de 2 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafi x200



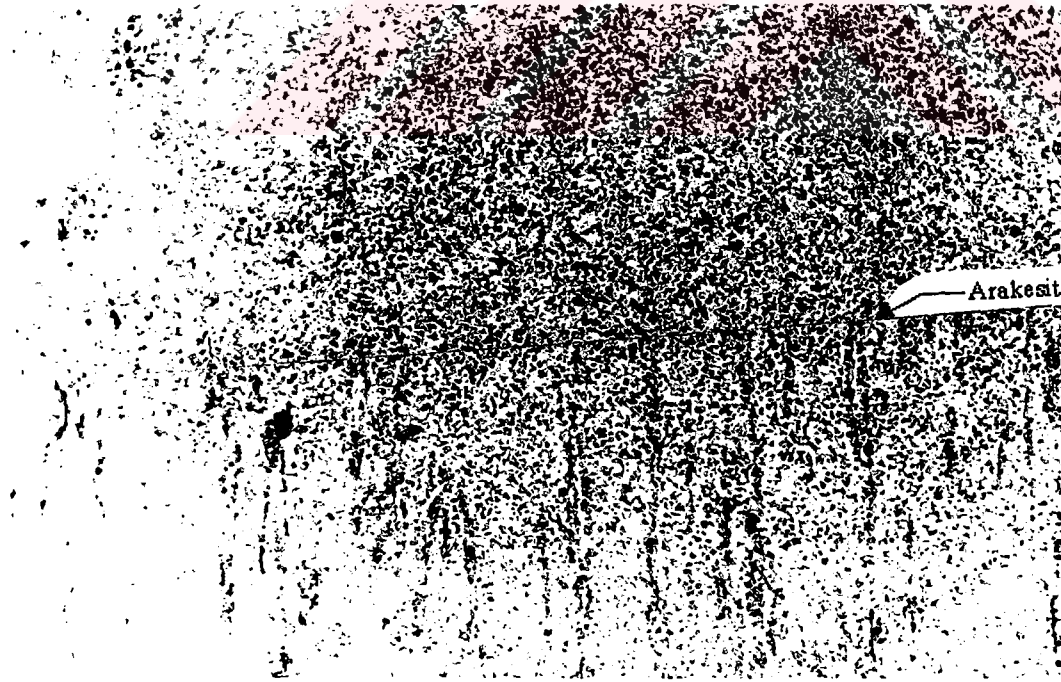
Fotoğraf 6.27. 735°C'de 3 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafı x200



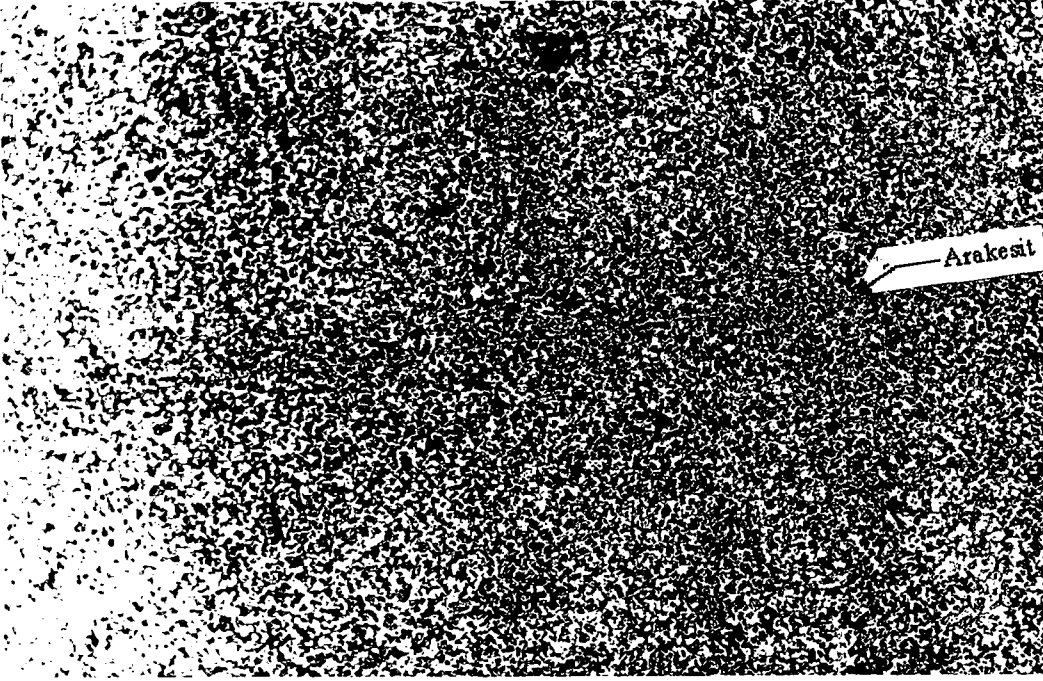
Fotoğraf 6.28. 735°C'de 4 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafı x200



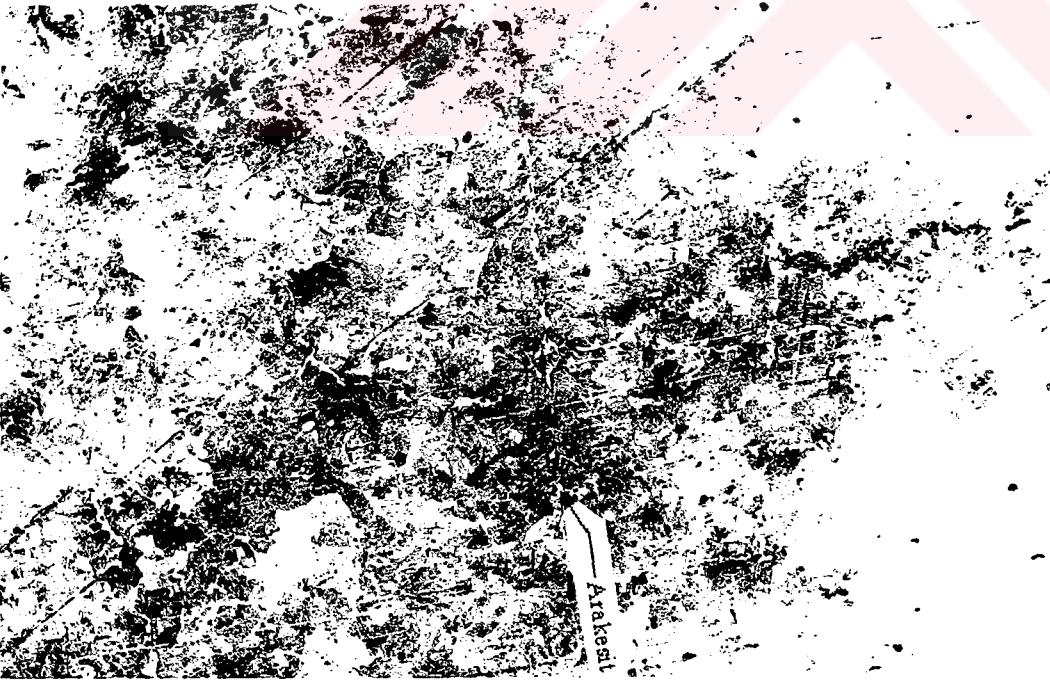
Fotoğraf 6.29. 850°C'de 1 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafı x500



Fotoğraf 6.30. 850°C'de 2 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafı x200



Fotoğraf 6.31. 850°C'de 3 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafi x200



Fotoğraf 6.32. 850°C'de 4 Nolu Numunenin Difüzyon Kaynağı Sonrası Mikro Yapı Fotoğrafi x200

7. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE ÖNERİLER

Döküm yolu ile elde edilen dört farklı alaşımdaki numunelerde Al, V, Nb ve Ti ilavesi ile mikro alaşımlama yapılmasına karşın süperplastiklik için gerekli olan tane boyutu elde edilememiştir. Mikro alaşımlama, sıcak dövme, sertleştirme ve temperleme işlemleri sonunda tane boyutu her işlem sonrasında küçülmektedir, fakat, bu işlemler sonunda yapı tamamen küreselleşmediğinden ve süperplastik için gerekli olan tane boyutuna ulaşamadığından süperplastiklik özellik tamamen sağlanamamaktadır.

Yüksek karbonlu çeliklere süperplastik özelliği kazandırmak amacıyla, mikro alaşımlama, dövme, sertleştirme ve temperleme işlemlerinden sonra tane boyutunu 10 μ m'nin altına düşürmek ve tamamen küreselleşmeyi sağlamak amacı ile, ısıl çevrim işlemleri uygulamak gerekmektedir. Bu çalışmada 10 ısıl çevrim neticesinde süperplastiklik için gerekli olan ideal yapıya ulaşılmıştır.

Isıl çevrim işlemleri esnasında en az tavlama sıcaklığı kadar soğuma hızı da önem arz etmektedir. Çünkü süperplastiklik için gerekli olan mikro yapıya soğuma hızı ayarlanarak ulaşılmaktadır. Soğuma hızının malzemenin karbon miktarı ve alaşım elamanları oranına göre tespit edilmesi gerekmektedir. Bu çalışmada deneyler sonucunda ısıl işlem çevrimleri için en uygun soğutma ortamının 200 °C sıcaklıktaki yağ banyosu olduğu tespit edilmiştir ve tüm ısıl çevrim işlemleri boyunca numuneler 200 °C sıcaklıktaki yağ banyosunda soğutulmuştur. Isıl işlem çevrimleri sonunda taneleri tamamen küreselleştirmek ve yapıda oluşabilecek martenzitleri engellemek amacıyla en uygun soğutma ortamının basınçlı hava olduğu tespit edilmiştir. Bu yüzden onuncu çevrimde 735°C sıcaklıkta ve 20 dakika süre ile tavlanan numuneler oda sıcaklığına kadar basınçlı hava ile soğutulmuştur. Bu işlem sonucunda, taneler küreselleşmiş ve yapıda oluşabilecek martenzitler de engellenmiştir.

Mikro alaşımlama, sıcak dövme, sertleştirme, temperleme ve ısıl çevrim işlemleri sonunda elde edilen malzemelerin, tane boyutu ortalama olarak ~ 2 μ m civarındadır. Ortalama tane boyutu yaklaşık aynı değerlerde olmasına rağmen en iyi süperplastik özellik 4 nolu (%0,674 C, % ,155 Al, %0,136 Nb, %0,090 Ti, %0,201 V) numunede ve 3 nolu (%0,656 C, %0,166 Al, %0,090 Nb, %0,015 Ti, %0,200 V) numunede gözlenmiştir. Çekme hızını değiştirme yöntemi ile yapılan çekme deneyleri

sonunda 4 nolu numunede (%0,674 C, % 0,155 Al, %0,136 Nb, %0,090 Ti, %0,201V) 735°C sıcaklıkta ve $6,2 \times 10^{-4} - 1,21 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'lik gerçek deformasyon hızında “m” değeri 0,56 olarak ve 3 nolu numunede (%0,656 C, %0,166 Al, %0,090 Nb, %0,015 Ti, %0,200 V) 850°C sıcaklıkta ve $6,2 \times 10^{-4} - 1,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik gerçek deformasyon hızında “m”değeri 0,56 olarak tespit edilmiştir.

Çekme testleri sonunda kırık yüzeyler incelendiğinde sünek bir kırılma gözlenmiştir. Süneklik açısından en yüksek sünek kırılma 1 ve 2 nolu numunelerde görülmektedir. Bunun 1 ve 2 nolu numunelerde olmasının sebebi, 1 nolu numunede (%0,674 C, %0,169 Al) alaşım elementi olarak karbonun yanında sadece Al'un (%0,169) ve 2 nolu numunede de (%0,663 C, %0,153 Al, 0,040 Nb) Al'un yanında sade bir miktar Nb'un (%0,040) bulunmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Alaşım elamanı en yüksek olan 4 nolu numunede (%0,674 C, % 0,155 Al, %0,136 Nb, %0,090 Ti, %0,201 V) daha gevrek bir kırılma gözlenmektedir.

Yüksek karbonlu süperplastik malzemeler 650°C, 735°C, 850°C 'de 30 dakikalık bekleme sürelerinde ve sabit basınçta difüzyon kaynaklarına tabi tutulmuş olup birleşme açısından her üç sıcaklıkta da başarılı sonuçlar elde edilmiştir.

Difüzyon kaynaklı bağlantılar incelendiğinde, arakesit boşlukları açısından numuneler arasında belirgin bir fark yoktur. Süperplastiklik yada sünekliliği koruma açısından, 650°C'de kaynak yapılan numunelerde tane boyutu korunduğu için, bu sıcaklık en uygun kaynak sıcaklığı olarak görünmektedir. Dolayısıyla çok ince tane yapısının literatüre uygun olarak (Orhan, 1999., Guo, Z.X.1985) difüzyon kaynağında bir avantaj olduğu anlaşılmaktadır.

Öte yandan en yüksek süperplastikliğe sahip numunelerin difüzyon kaynağında diğerlerine göre belirgin bir fark olmaması, tane sınırı difüzyonunun en az sürünme kadar etkili olduğunu ortaya koymaktadır.

Elde edilen sonuçlara dayanarak, çeliklerin süperplastik işlemleri ve süperplastik difüzyon kaynağı için aşağıdaki işlemler önerilebilir.

1- Döküm sonrasında homojen bir dağılım elde etmek amacıyla döküm içerisindeki alaşım elementlerine bağlı olarak karbürlerin çözündüğü bir sıcaklıkta homojenleştirme tavlama yapılmalıdır.

2- Isıl çevrim işlemleri esnasında soğutma hızı tanelerin birleşmesine izin

vermeyecek kadar yavaş, yapıda sert fazların oluşumuna izin vermeyecek kadar hızlı olacak şekilde seçilmelidir. Yani, soğuma hızı malzemeye göre değiştirilmeli ve kontrollü olmalıdır.

Bu sonuçlardan hareketle, süperplastik difüzyon kaynağı için aşağıdaki saptama yapılabilir.

Difüzyon kaynağında birleşmenin kalitesi süperplastikliğe, dolayısıyla sürünme kadar tane sınırı difüzyonuna bağlıdır.

Yapılan bu çalışmanın sonuçlarına göre aynı konuda;

- 1- Ötektoid altı çeliklerde Al oranı artırılarak süper plastiklik incelenebilir.
- 2- Alaşım elementlerinin artırılmasının süper plastiklik ve difüzyon kaynak üzerine etkileri araştırılabilir.
- 3- Alaşım elementlerinin süperplastiklik üzerine etkileri ayrı ayrı incelenbilir.
- 4- Tane inceltmiş yüksek karbonlu bir çelik ile, iri taneli yüksek karbonlu bir çeliğin difüzyon kaynağı incelenebilir.

KAYNAKLAR

METALS HANDBOOK, (1988). **Forming and Forging Ninth Edition** ASM International. V. 14:852-875.

SHIN, D.H, (1997). **Superplasticity of Fine Grained 7475 Al alloy and a Proposed New Deformation Mechanism.** Acta Metallurgica, V. 45, No12: 5195-5202.

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

GÜVEN; Ş.Y. (1991). **Az Karbonlu Çeliklerde Sıcak Deformasyonda Süper plastik Özellikten Faydalanarak Yuvarlak Çubuk İmali.** Doktora Tezi. S.D.Ü. Isparta.

OTMANBÖLÜK,A.N.(1993). **Süper plastik Özellik Gösteren Çelikler Ve Bir Uygulama.** Denizli Malzeme Sempozyumu. Sayfa: 28-41.

SALEHİ, M.T. (1990), **İsostatic Diffusion Bonding of Same Superplastic Alloys.** Doktora Tezi UMIST Manchester.

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

EGAN, P.W. (1985), **Diffusion Bonding of Mild Steel.** Yüksek Lisans Tezi. University of Belfast. Belfast.

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

LANCASTER, J.F (1987), **Metallurgy of Welding.** Allen And Unwin itd. London.

FITZPATRICK, G.A., BROUGHTON, T. (1988), **Diffusion Bonding Aeroengine Components.** Defence Science Journal. 38. 470 - 490.

FROMMEYER,G.,(1991). **Structural Superplasticity of a Fine Grained and Rapidly Solidified Ultra High Carbon Alloy Tool Steel x245 V Cr 10 5.** Steel Resarch, 62:261-265.

ASKELAND, D.R.,(1987). **The Science and Engineering of Materials.** Van Nostrand. Rainbold Co. Ltd. Hong Kong

DIETER, G.E., (1986). **Mechanical Metalurgi. Third Education.** Mc Graw-HillYayınları.

KAYALI, E.S., (1995). **Plastik Şekil Verme İlke Ve Uygulamaları**. Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.

VERMA, R.,(1996). **Characterization of Superplastic Deformation Behavior of a Fine Grain 5083 Al Alloys Sheet**. Metallurgical and materials Tranaction, 27 A:1899-1908.

LANGDON, T.G., (1991). **The Phycs of Süper plastik Deformation**. Material Science and Engineering, A 137:1-11.

BACKOFEN,W.A.,(1976). **Deformation Processing**. Massachusetts Institute Of Technology Addison Wesley Publishing Comp. p.p. 217-220.

KASHYAP, B.P., ARIELLI, A., MUKHEREJEE, A.K.,(1985). **Rewiew Microstructural Aspects of Superplasticity**. J. Of Mater Sci. 20, p.p.2661-2686.

JOHNSON, W., MELLOR, P.B.,(1980). **Engineering Plasticity**. Van Nostrand Reinhold Company. London,p.p.367-370.

WERT, J.A., (1982). **Grain Refinement and Grain Size Control in Superplastic Forming** . J.of Metals. September, p.p.35-40.

MARDER; A.R., (1969). **The Effect of Carbon Content, Test Temperature and Strain Rate on the Strain-Rate Sensitivity of Fe-C Alloy**. Trans of the Metal. Soc. Of AIME, Vol 245,p.p.1337-1345.

JASRZEBSKI, Z.d., 819779. **Engineering Materials**. 2nd Ed. Sı Version,p.p. 299-301.

SMITH, C.I., RIDLEY; N., (1974). **Desing of a Superplastic Alloy Steel**. **Metals Technology**, April, p.p. 191-198.

KAYALI, E.S., (1977). **Süperplastik Yüksek Karbonlu Çelikler.2**. Metalurji Bilim ve Teknik Kongresi. Şubat Ankara S,1-23.

KAYALI, E.S., (1977). **Ötektoid Çeliği ve Saf Demir %0,8 C Alaşımının Süperplastik Özellikleri**. Tübitak VI: Bilim Kongresi. İzmir. S, 469-480.

TAŞKIN, M.,(1996). **Küre Grafitli Dökme Demir İle Düşük Karbonlu Çeliğin Difüzyon Kaynağı**. Yüksek Lisans Tezi. F.Ü. Elazığ.

OĞUZ, B., (1988). **Sert Lehimleme**. Oerlikon Yayını. İstanbul., 49-60.

GÜLEÇ, Ş., ARAN, A., (1985). **Malzeme Bilgisi**. Tübitak Yayınları. Gebze, 34-40.

SPANSWEICK, O.S. (1989), **Diffusion Bonding - Engineering Applications**. Production Engineer. 45.

CALVO, F. A. (1988), **Special Features of The Formation of The Diffusion Bonded Joints Between Copper And Aluminium**. Journal of Material Science. 28: 2273 - 2282.

RİDLEY ve GEO. (1987), **Diffusion Bonding**. Proc. Of. İnt. Conf. Sis. 183 Crafield.

ZHANG, L. C., NAKAGAWA, H., (1987), **Proposal of New Bonding Techigue - Instantenous Liquid Phase Bonding**. Trans of J.W.R. 17 - 29.

YAMADA, T., SEKİGUÇİ. (1987), **Diffusion Bonding Sic or Si /3N / 4 to Nimanic 80 High Temperature Technology**. 193 - 200.

ASAMATON, Z.T., MAMATDZHANON, F.D. (1990), **Apparattus for Diffusion Welding in Vacuum**. Instruments and Experimental Technigues. 229 - 231.

ORHAN, N. (1992), **Difüzyon Kaynağı**. Doktora Semineri. F.Ü. Elazığ.

KURT, B., (1999), **Yüksek Karbonlu Çeliklerin Süperplastikliği Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisinin Araştırılması**. Yüksek Lisans Tezi. F.Ü.Elazığ

BABU,G. BANU PRAKASH; DUBE,R.K. (1996), **Processing and Properties of 3-Layer Laminated Composites Based on Ultra High Carbon Steel and Mild Steel**. ISIJ International v 36 n 9 1996. p 1184-1189

DAVİES-TJ OGWU-AA. (1994), **Electronic Contribution to Superplasticity in Ceramics**. Materials Science and Technology Vol 10, Iss 8, p.p. 669-673

CHOKSHİ, A.H. Proceedings of the (1997), **International Conference on Superplasticity in Advanced Materials**. (ICSAM-97) Materials Science Forum v 243-245 1997.

ACHARYULU, S.L.N.; KAİBYSHEV, O.A.; SUNDARESUN, R.; BHATİA, M.L.SAFİULLİN, R.V, LUTFULLİN, R. YA. (1997), **Mechanical Properties of the Wing Slat Produced by SPF/DB Technology**. Materials Science Forum v 243-245 1997. p 695-700

LUTFULLİN, R. YA.; KAİBYSHEV, O.A. (1997), **Superplasticity and Solid State Bonding of Materials**. Materials Science Forum v 243-245 1997. p 681-686

HODGES TODD, R.I.; C.S.; WONG, Y.C.; WANG, Z.C.; RIDLEY, N. (1997), **Objective Modelling of Diffusion Bonding in Superplastic Duplex Stainless Steels**. Materials Science Forum v 243-245 1997. p 675-680

KAIBYSHEV, O.A.; LUTFULLIN, R. YA.; SAFIULLIN, R.V. (1995), **Nature of Solid State Joint Formation Under Superplasticity and Somepractical Application of this Phenomenon Superplasticity and Superplastic Forming**. TMS Annual Meeting 1995. Minerals, Metals & Materials Soc (TMS), Warrendale, PA, USA. p 241-249

SHERBY, O.D.; WADSWORTH, J. (1995), **Damascus steel and Superplasticity**. Part II. Sampe Journal v 31 n 5 Sept-Oct 1995. p 32-39

RIDLEY, N.; ISLAM, M.F.; PILLING, J. (1993), **Superplasticity and Diffusion Bonding of Microduplex Super Alpha 2: Proc. First Int Symp Struct Internet 1993**. Publ by Minerals, Metals & Materials Soc (TMS), Warrendale, PA, USA. p 63-68

EAST, WILLIAM R. (1988), **Superplastic Forming for Tomorrow's Metal Manufacturing**. Materials Engineering (Cleveland) v 105 n 4 Apr 1988 p 37-40

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

OREKHOV, A. V.; PASHKEVICH, A. G.; SAMICHEV, A. V. (1989), **Weld Forming of Three-Layer Annular Cowls in the Superplastic State**. Soviet Aeronautics (English translation of Izvestiya VUZ, Aviatsionnaya Tekhnika) v 32 n 2 1989 p 53-56

PEARCE, R. (1989), **Advanced Sheet Metal Technology for the Aerospace Industry**. Sheet Metal Industries v 66 n 10 Oct. 1989 4p

BOLO, C. (1991), **Superplastic Forming and Diffusion Bonding**. Technical Review - Alsthom n 7 Nov. 1991. Public by GEC Alsthom, Direction de la Communication, Paris Cedex 16, Fr, 1991 p 23-34

MURATA, HIROTAKA; KATO, NOBORU; TAMURA, HIROSHI (1993), **Proportion of Transformation Superplasticity and Expansion on Stress Release**. Transactions of the Japan Welding Society v 24 n 2 Oct 1993. p 119-124