

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

**TANE KÜÇÜLTÜLMÜŞ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK KARBONLU
ÇELİKLERİN SÜRTÜNME KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

Niyazi ÖZDEMİR

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

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

116596

Tez Yöneticisi: Doç Dr. Nuri ORHAN

116596

2002

ELAZIĞ

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

**TANE KÜÇÜLTÜLMÜŞ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK KARBONLU
ÇELİKLERİN SÜRTÜNME KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

Niyazi ÖZDEMİR

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI

**Bu Tez/...../ 2002 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından
oybirliği / oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.**

**(İmza)
Danışman**

(İmza)

(İmza)

**Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun
...../...../ 2002 tarih vesayılı kararıyla onaylanmıştır.**

ÖZET

DOKTORA TEZİ

**TANE KÜÇÜLTÜLMÜŞ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK KARBONLU
ÇELİKLERİN SÜRTÜNME KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI****Niyazi ÖZDEMİR**

**Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Ana Bilim Dalı
2002, Sayfa : 113**

Çağımızdaki teknolojik gelişmeler, yeni malzemelerin ve bu malzemelerin birleştirilmesinde güvenle kullanılabilecek yeni birleştirme yöntemleri geliştirilmesini zorunlu kılmıştır. Bilinen bazı malzemelere ise çeşitli işlemlerle daha iyi özellikler kazandırılmıştır. Yüksek karbonlu çelikler de bu malzemelerdendir. Bünyesindeki yüksek karbon nedeniyle oda sıcaklığında şekillendirilmeleri çok güç olan bu malzemelerin bazı sıcaklıklarda süperplastik davranış gösterdiklerinin anlaşılması ve süperplastiklik koşullarının öğrenilmesi endüstride kullanılabilir hale gelmelerini sağlamıştır. Bir malzemenin endüstriyel kullanımı, güvenle birleştirilmesine bağlıdır. Yüksek karbonlu çelikler, süperplastiklik sıcaklıklarda kolayca şekillendirilebilir olmalarına rağmen, ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirildiklerinde, süperplastikliği sağlayan mikro yapıları bozulmakta, ayrıca içermiş oldukları yüksek karbon yüzünden kaynak bölgesinde çatlamlar meydana gelmektedir.

Belirtilen bu nedenlerden dolayı bu tip çeliklerin katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilebilme koşullarının araştırılması endüstriyel açıdan büyük önem taşımaktadır.

Bu çalışmada ötektoid üstü bir yüksek karbonlu çelik, süperplastiklik üzerinde olumlu etkileri olduğu bilinen Al, Mo ve Ti ile alaşımlandırılarak süperplastik hale getirilmiş (küçük taneli yapı kazandırılmış) ve bir katı hal birleştirme yöntemi olan sürtünme kaynağı ile birleştirilmiştir.

Çalışmanın amacı sürtünme kaynağı parametrelerinin, tane küçültülmüş yüksek karbonlu çeliğin birleşme bölgesindeki dolayısıyla, süperplastik yapı üzerindeki etkilerini ortaya çıkarmaktır.

Sürtünme kaynağı deneyleri tarafımızdan imal edilen sürekli tahrikli sürtünme kaynağı makinesinde yapılmıştır. Çalışmada, hem tane küçültme işlemleri hem de kaynak sonrası, numunelerin mekanik özellikleri ve mikro yapıları çekme testi, optik mikroskopi ve SEM ile incelenmiş, kaynak bölgesinde Vickers Sertlik sıkalası ile sertlik dağılımı belirlenmiştir. Kaynak bölgesinde özellik gösteren yapılar EDAX ile analiz edilmiştir. Çekme testi uygulanan numunelerin kırık yüzeyleri SEM ile incelenmiştir.

Bu çalışmada, 1. bölümde konuya giriş yapılmış, 2. ve 3. bölümde katı hal kaynak yöntemleri ve sürtünme kaynağı ile ilgili bilgiler, 4. süperplastiklik, süperplastikliğe tesir eden faktörler ve süperplastiklik mekanizmaları ile ilgili literatür verilmiştir. 5. bölümde konu ile ilgili literatür sunulmuştur. 6. bölümde deney çalışmaları, 7. bölümde deney sonuçları ve 8. bölümde ise deney sonuçlarının değerlendirilmesi ve öneriler verilmiştir.

Anahtar kelimeler: Ötektoidüstü çelik, Süperplastiklik, Sürtünme, Sürtünme Kaynağı

SUMMARY**Phd THESIS****INVESTIGATION OF WELDABILITY OF FINE – GRAINED LOW ALLOYED
HIGH CARBON STEELS BY FRICTION WELDING****Niyazi ÖZDEMİR**

**Firat University
Graduate School of Science
Metallurgy Education
2002, Page : 113**

Recent technological developments have forced development of new materials and new joining methods for these materials. Some well-known materials have been gained better properties with various techniques. High carbon steels are among these materials. High carbon steels can not be formed easily at the room temperature due to the high carbon content. After it was understood that these steels exhibited superplastic behaviors at some high temperatures and their superplasticity conditions were determined, they began to be used in industry as structural materials. The use of a material in industry as a structural material depends on the joining methods which enables a sound and safe joint. Although high carbon steels can be formed effectively at their superplastic temperatures, in case of

joining by the conventional welding methods (fusion welding methods), their superplastic microstructure change and cracking occurs in the welding region. Therefore, it has big importance to investigate joining conditions of these steels with solid state bonding methods when considered industry.

In this study, a hypoeutectoid steel alloyed with small amounts of Al and Mo and Ti, which are known to have beneficial effect on superplasticity was made superplastic with thermo mechanical processes and then bonded with friction welding.

The aim of this study is to determine the effects of the friction welding parameters on the microstructure or superplasticity properties of fine-grained (superplastic) high carbon steel.

Friction welding experiments were performed in a direct-drive friction welding machine produced by us.

In this study, after both grain refining and friction welding, the mechanical properties and microstructures of the specimens were examined with tensile test and optical microscopy and SEM respectively. Hardness distributions were determined by Vickers hardness scale across the welding interface. The special occurrences in the weld region were analysed with EDAX. The fractographic examinations were performed with SEM.

As a result, in friction welding of fine grained high carbon steel, the temperature achieved in the welding zone and forging pressure were determined to be effective on superplastic microstructure.

In the first chapter of the study, an introduction is given. In the second and third chapters informations on solid-state welding methods and friction welding are presented. In the fourth chapter, superplasticity and the effect of superplasticity parameters, materials studied for superplasticity are dealt with. In the fifth chapter, literature dealing with friction welding is given. In the sixth chapter the experimental studies, in the seventh chapter the results of the experiments are given. In the eighth chapter, conclusions and recommendations are presented.

Key words : Hypoeutectoid Steel, Superplastic, Friction, Friction Welding

TEŞEKKÜR

Doktora tezimin yöneticiliğini üstlenerek, bu orijinal konuyu öneren ve tezimin hazırlanmasında, yoğun çalışmalarına rağmen tüm aşamalarda destek ve yardımlarını esirgemeyen danışman hocam Doç. Dr. Nuri ORHAN' a, bölüm imkanlarından yararlanmamı sağlayan bölüm başkanımız sayın Prof. Dr. M. Mustafa YIDIRIM hocama, sürtünme kaynak makinasının dizayn ve imalatında elektrik ve elektronik aksamaların bağlantı ve montajında yardımlarını esirgemeyen sayın Yrd. Doç. Dr. Fikret ATA' ya, sürtünme kaynak makinasının imalatında her türlü emek ve yardımlarını esirgemeyen Öğr. Görv. Cebeli ÖZEK' e, deney çalışmalarımın tüm aşamalarında emek ,sabır ve desteğini gördüğüm Metal Eğitimi Bölümü teknisyenleri Zülfü KARAASLAN ve Cemil BAKIR' a, bu çalışmanın gerçekleştirilmesinde maddi destek sağlayan Fırat Üniversitesi Araştırma Fonu Başkanlığına en derin şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
	<u>No:</u>
ÖZET	III
SUMMARY	V
TEŞEKKÜR	VII
İÇİNDEKİLER	VIII
ŞEKİLLER LİSTESİ	XI
TABLolar LİSTESİ	XIV
BÖLÜM 1.....	1
1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.....	3
2. KATI HAL KAYNAK YÖNTEMLERİ.....	3
2.1 Difüzyon Kaynağı.....	3
2.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağı.....	4
2.3 Ultrason Kaynağı.....	5
BÖLÜM 3.....	7
3. SÜRTÜNME KAYNAĞI.....	7
3.1 Sürtünme.....	7
3.2 Sürtünme kaynağı Yönteminin Tanımlanması.....	9
3.3 Sürtünme Kaynağı Mekanizması.....	10
3.4 Sürtünme Kaynağı Yöntemleri.....	11
3.4.1 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı.....	12
3.4.2 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı.....	13
3.5 Sürtünme Kaynağı Parametreleri.....	14
3.5.1 Çevresel Hız.....	15
3.5.2 Sürtünme Basınç Kuvveti.....	15
3.5.3 Sürtünme Süresi.....	16
3.5.4 Yığma Süresi.....	16
3.5.5 Yığma Basınç Kuvveti.....	16
3.6 Sürtünme Kaynağında Malzeme Kombinasyonunun Kaynak Karakteristiğine Etkisi	18

3.7 Sürtünme Kaynağı Uygulama Alanları.....	19
3.8 Sürtünme Kaynağının Diğer Kaynak Yöntemlerine Göre Avantaj ve Dezavantajları.....	21
3.8.1 Avantajları.....	21
3.8.2 Dezavantajları.....	22
3.9 Küçük Taneli Ötektoid Üstü Çeliklerin Kaynağı.....	22
BÖLÜM 4.....	23
4. SÜPERPLASTİKLİK.....	23
4.1 Süperplastikliğe Tesir Eden Faktörler.....	24
4.1.1 Tane Boyutu.....	24
4.1.2 Deformasyon Hızı.....	24
4.1.3 Deformasyon Sıcaklığı.....	29
4.2 Süperplastiklik Mekanizmaları.....	30
4.2.1 Deformasyon Mekanizmalarının Gerilme – Deformasyon Hızı Eğrisi Üzerinde İncelenmesi.....	32
4.3 Süperplastiklik Testi Uygulanan Malzemeler.....	36
4.3.1 Alüminyum Alaşımlarının Süperplastikliği.....	36
4.3.2 Kompleks Malzemelerin Süperplastikliği.....	36
4.3.3 Seramik Malzemelerin Süperplastikliği.....	37
4.3.4 Mikrodubleks Paslanmaz Çeliklerin Süperplastikliği.....	37
4.3.5 Ötektoid Altı ve Ötektoidik Çeliklerin Süperplastikliği.....	38
4.3.6 Ötektoid Üstü Karbonlu Çeliklerin Süperplastikliği.....	40
BÖLÜM 5.....	42
5. KONUNUN LİTERATÜRDEKİ YERİ.....	42
BÖLÜM 6.....	47
6. DENEY ÇALIŞMALARI.....	47
6.1 Çalışmanın Amacı.....	47
6.2 Deneylerde Kullanılan Malzemeler.....	48
6.3 Malzemelere Uygulanan Tane Küçültme İşlemleri.....	48
6.4 Süperplastiklik Çekme Deneyleri.....	50
6.5 Sürtünme Kaynağı Deneyleri.....	52

6.5.1 Deney Çalışmalarında Kullanılan Sürekli Tahrikli	
Sürtünme Kaynak Makinesi Mekanizması ve Özellikleri.....	52
6.5.2 Sürtünme Kaynak Deneyleri.....	54
6.5.3 Metalografik İncelemeler.....	55
6.5.4 Sertlik Ölçümleri.....	56
6.5.5 Sürtünme Kaynaklı Numunelere Uygulanan Mekanik	
Testler.....	56
BÖLÜM 7.....	57
7. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ.....	57
7.1 Tane Küçültme ve Süperplastiklik Test Sonuçları.	57
7.1.1 Mikroyapı SEM Fotoğraflarının Değerlendirilmesi.....	61
7.1.2 Süperplastiklik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	61
7.2 Sürtünme Kaynağı Deney Sonuçları.....	62
7.2.1 Mikroyapı SEM Fotoğraflarının Değerlendirilmesi.....	62
7.2.2 Sertlik Dağılımların Değerlendirilmesi.....	80
7.3 Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	90
7.3.1 Soğuk Çekme Deney Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi....	90
7.3.2 Kırık Yüzey Mikroyapı Fotoğraflarının Değerlendirilmesi...	94
BÖLÜM 8.....	100
8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	100
KAYNAKLAR.....	102
EK .1 EDAX Analiz Sonuçları.....	106

ŞEKİLLER LİSTESİ

	Sayfa
	No
Şekil 2.1 Difüzyon Kaynağı Aparatı.....	3
Şekil 2.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağı İşlem Şeması.....	4
Şekil 2.3 Ultrason Kaynağı Makinesi Şematik Resmi.....	6
Şekil 3.1 Görünür ve Gerçek Temas Alanlarını Gösteren Şematik Resim.....	8
Şekil 3.2 Sürtünme Kaynağında Yükün Zamana Göre Uygulamasında Ar'nin Değişimi.....	8
Şekil 3.3 Sürtünme Kaynağı Mekanizması.....	11
Şekil 3.4 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı Şematik Resmi.....	12
Şekil 3.5 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağında Zamana Bağlı Parametre Değişimi.....	13
Şekil 3.6 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı Şematik Resmi.....	14
Şekil 3.7 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağında Zamana Bağlı Parametre Değişimi.....	14
Şekil 4.1 σ - ϵ Eğrisinin Tane Boyutuna Bağlı Olarak Değişimini Gösteren Şeması.....	25
Şekil 4.2 Malzemelerin Gerilme-Birim Şekil Değiştirme Eğrisine Deformasyon Hızının Etkisi.....	26
Şekil 4.3 $\text{Log}\sigma$ - $\text{Log}\epsilon$ Eğrisinden m - $\text{Log}\epsilon$ Eğrisinin Elde Edilmesi.....	27
Şekil 4.4 Deformasyon Hızını Değiştirme Deneyi.....	28
Şekil 4.5 Deformasyon Sıcaklığının σ - ϵ Eğrisi Üzerine Etkisinin Şematik Resmi.....	29
Şekil 4.6 a) Difüzyon Yoluyla Tanelerin Şekil Değişimi	
b) B'den C'ye Difüzyonla Tane Şeklinin Değişimi.....	31
Şekil 4.7 Gerçek Gerilme(σ)-Gerçek Deformasyon Hızı(ϵ) Eğrisinin Bölgeleri.....	33
Şekil 4.8 a) I. Bölgede Tane İçi Dislokasyon Hareketi	
b) Dislokasyon Hareketi İle Kayma Yüzeyinin Büyümesi.....	33
Şekil 4.9 Tane Sınırı Kayması ve Dislokasyonların Tırmanışının Şematik Resmi.....	34

Şekil 4.10	Tane İçi ve Tane Sınırı Bölgelerinde Dislokasyon Hareketleri.....	35
Şekil 4.11	III. Bölgede Tane İçi Dislokasyonların Etkileşimi.....	35
Şekil 6.1	Homojenleştirme Tavlama Sıcaklık-Zaman Eğrisi.....	49
Şekil 6.2	Temperleme Isıl İşlemi Sıcaklık - Zaman Eğrisi.....	49
Şekil 6.3	Isıl Çevrim Sıcaklık Zaman Eğrisi.....	50
Şekil 6.4	Sıcak Çekme Cihazı Düzenegi.....	51
Şekil 6.5	Sıcak Çekme Numunesi.....	52
Şekil 6.6	Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynak Makinesi Şematik Resmi.....	53
Şekil 6.7	Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynak Makinesi Fotoğrafı.....	54
Şekil 6.8	Sürtünme Kaynak Numunesi.....	54
Şekil 6.9	Soğuk Çekme Numunesi.....	56
Şekil 7.1	A numunesinin Döküm Sonrası Mikroyapı SEM fotoğrafı.....	58
Şekil 7.2	A Numunesinin 1. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafı.....	58
Şekil 7.3	A Numunesinin 10. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafı.....	59
Şekil 7.4	B Numunesinin Döküm Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafı.....	59
Şekil 7.5	B Numunesinin 1. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafı.....	60
Şekil 7.6	B Numunenin 10. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafı.....	60
Şekil 7.7	A ve B Numunelerinin 750 °C'deki Gerçek Gerilme-Gerçek Deformasyon Hız Diyagramı.....	62
Şekil 7.8	Sürtünme Kaynaklı Numunelerde Birleşme Arakesitinin Şematik Resmi.....	63
Şekil 7.9	SA ₁ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	64
Şekil 7.10	SA ₂ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	65
Şekil 7.11	SA ₃ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	66
Şekil 7.12	SA ₄ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	68
Şekil 7.13	SA ₅ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	69
Şekil 7.14	SA ₆ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	70
Şekil 7.15	SB ₁ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	72
Şekil 7.16	SB ₂ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	73
Şekil 7.17	SB ₃ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	74
Şekil 7.18	SB ₄ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	76

Şekil 7.19	SB ₅ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	77
Şekil 7.20	SB ₆ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı.....	78
Şekil 7.21	Sürtünme Kaynaklı Numunelerde Birleşme Arakesitinin Şematik Resmi.....	80
Şekil 7.22	SA ₁ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	81
Şekil 7.23	SA ₂ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	81
Şekil 7.24	SA ₃ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	82
Şekil 7.25	SA ₄ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	83
Şekil 7.26	SA ₅ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	84
Şekil 7.27	SA ₆ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	84
Şekil 7.28	SB ₁ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	85
Şekil 7.29	SB ₂ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	86
Şekil 7.30	SB ₃ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	86
Şekil 7.31	SB ₄ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	87
Şekil 7.32	SB ₅ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	88
Şekil 7.33	SB ₆ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili.....	88
Şekil 7.34	A Numunesinin Kaynak Öncesi Soğuk Çekme Eğrisi.....	90
Şekil 7.35	B Numunesinin Kaynak Öncesi Soğuk Çekme Eğrisi.....	91
Şekil 7.36	A ₁ No'lu Kaynaklı Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi.....	91
Şekil 7.37	A ₄ No'lu Kaynaklı Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi.....	92
Şekil 7.38	B ₁ No'lu Kaynaklı Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi.....	92
Şekil 7.39	B ₄ No'lu Kaynaklı Numunenin Soğuk Çekme Eğrisi.....	93
Şekil 7.40	A Numunesinin Isıl Çevrim Sonrası Soğuk Çekme Kırık Yüzey SEM Fotoğrafı.....	95
Şekil 7.41	B Numunesinin Isıl Çevrim Sonrası Soğuk Çekme Kırık Yüzey SEM Fotoğrafı.....	96
Şekil 7.42	SA ₁ ve SA ₄ Numunelerin Isıl Çevrim Sonrası Soğuk Çekme Kırık Yüzey SEM Fotoğrafı.....	97
Şekil 7.43	SB ₁ ve SB ₄ Numunelerin Isıl Çevrim Sonrası Soğuk Çekme Kırık Yüzey SEM Fotoğrafı.....	98

TABLolar LİSTESİ

Sayfa

No :

Tablo 2.1	Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağında Malzeme Cinsine Göre	
	Seçilecek Parametre Değerleri.....	20
Tablo 4.1	Deneylerde Kullanılan Malzemelerin Kimyasal Bileşimleri.....	48
Tablo 4.2	Sürtünme Kaynağında Kullanılan Parametre Değerleri.....	55
Tablo 6.1	A Numunesinin 750 °C’de Yapılan Sıcak Çekme Deney Sonuçları.....	61
Tablo 6.2	B Numunesinin 750 °C’de Yapılan Sıcak Çekme Deney Sonuçları.....	61

BÖLÜM 1

1.GİRİŞ

Son yıllarda yeni malzemelerin geliştirilmesi ile, metalik malzemelerin birleştirilmesi büyük önem kazanmıştır. Özellikle modern ve farklı malzemelerin, mevcut ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmeleri problemlidir. Son zamanlarda geliştirilen malzemelerden biri de tane küçültülmüş düşük alaşımlı yüksek karbonlu çeliklerdir. Bu çelikler yüksek sıcaklıkta sergiledikleri süperplastiklikten dolayı mühendislik uygulamalarında kullanılır hale gelmiştir. Yalnız, tane küçültülmüş yüksek karbonlu çeliklerin mevcut ergitme kaynakları ile birleştirilmeleri, içerdikleri yüksek karbon nedeniyle kaynak esnasında çatlamalara yol açtığından, güçtür. Ergitme kaynak yöntemlerinin curuf kalıntısı, porozite gibi kaynak hatalarına açık bir yöntem olması ve soğuma nedeni makro düzeyde iç gerilmelerin oluşması bu yöntemin diğer dezavantajlarını oluşturmakta olup kaynağın mukavemetini düşürmektedir. Dolayısıyla, bu malzemeler için çatlama riskini ortadan kaldıracak ve iç yapıda en az değişikliğe yol açacak birleştirme yöntemleri kullanılması zorunludur. Eğer boyutları ve şekilleri uygun ise, ergitme olayının olmaması ya da sınırlı oluşu, çok daha az kaynak hatası içermesi ve kaynak sonrası minimum iç gerilmeler oluşturmaları nedeniyle sürtünme kaynağı yüksek karbonlu çeliklerin birleştirilmesinde uygun bir yöntem olarak görünmektedir (Nicholas, 1970).

Sürtünme kaynağı, biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki parçanın ara yüzeylerinde sürtünme yolu ile oluşan ısı ve haricen uygulanan eksenel basınç altında birleştirildiği bir katı hal kaynak yöntemidir (Tylecote, 1990). Sürtünme kaynağında kaynak süresi boyunca sürtünen yüzeyler eksenel basınç altındadır. Isıtma fazı ya da sürtünme fazı olarak adlandırılan bu süreç, birleşme bölgesinde plastik deformasyon sıcaklığına ulaşmaya kadar devam eder. Bu sıcaklıkta dönme hareketi ani frenleme yapılarak durdurulur ve eksenel basınç iki kat artırılarak yığılma oluşturulur. Normal şartlar altında ara yüzey erimez. Bu kaynak tekniğinde ilave metal ve koruyucu gaza gerek yoktur. Yöntem dairesel kesitli parçaların kaynağında büyük bir öneme sahiptir ve otomatik olarak uygulanan bir işlemdir (Spindler, 1994).

Sürtünme kaynak yöntemi ile, birleştirilmesi güç malzemelerin emniyetle birleştirilmesi, işlem için gerekli enerjinin küçük olması, aynı veya farklı hemen hemen

bütün malzemelerin bu kaynak yöntemiyle kaynatılabilmesi ve kaynak işleminin otomatik olarak yapılması gibi avantajlar yöntemi popüler kılmakta ve bu alanda yeni teknikler geliştirilmesi amacıyla sürekli olarak araştırmalar yapılmaktadır.

Sürtünme kaynağında hakim mekanizmalar: sürtünme, plastik deformasyon, difüzyon ve yeniden kristalleşmedir. Bu mekanizmalar arasında, kaynak süresinin çok kısa olmasından dolayı difüzyon çok etkin değilse de, küçük taneli yüksek karbonlu çeliklerde sahip oldukları küçük tane yapısı nedeniyle, çok sayıda yüksek difüzyon kanalları bulunması, deformasyon sıcaklığında sürtünme kaynağının temel mekanizmalarından biri olan difüzyonun da daha etkin olacağını düşündürmektedir (Lucas, 1971).

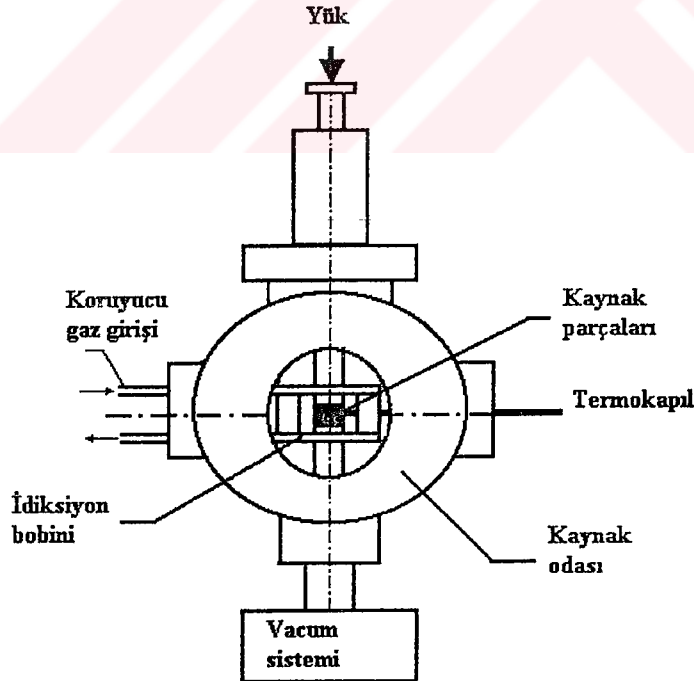
Bu çalışmada, yukarıda belirtilen nedenlerden dolayı, mikro alaşımlama yapılmış ve termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş düşük alaşımlı yüksek karbonlu çeliklerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme kaynağı kullanılmış ve sürtünme kaynağı parametrelerinin bu çeliklerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkileri incelenmiştir.

BÖLÜM 2

2. KATI HAL KAYNAK YÖNTEMLERİ

2.1 Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, bir katı hal birleştirme kaynağıdır. Birleştirilmek üzere eşleşmiş aynı veya farklı iki malzemenin ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayacak bir basınç altında, malzeme çifti arasında metalik bir bağ oluşuncak bir sürede tutulmasıyla yapılan kaynak yöntemi olarak tarif edilir (Orhan, 1999). King ve Tanuma tarafından önerilen difüzyon mekanizması üç safhadan oluşmaktadır; Birinci safhada, plastik deformasyon ve sürünme ile yüzey teması artırılır. İkinci safhada, birinci safhada yok edilemeyen arakesit boşluklarını difüzyon yoluyla yok edilir. Burada hakim mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Üçüncü safhada ise, arakesitteki tane sınırları göçer ve temas alanı artar (Yeh, 1995).

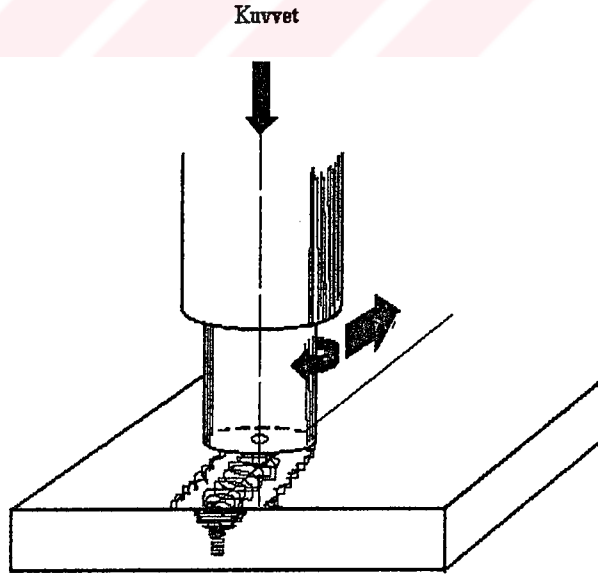


Sekil 2.1 Difüzyon Kaynağı Aparatı

Difüzyon kaynağının başlıca parametreleri; sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü ve çalışma atmosferidir (Patridge,1989). Birleştirilecek malzemelerin, mekanik özellikleri, kristal yapıları, tane boyutu, atom yarıçapı, yeniden kristalleşme sıcaklıkları ve yüzey enerjileri de difüzyon kaynağında etkin olan diğer parametrelerdir (Ridley,1987). Yöntemin avantajlarını işlemin düşük sıcaklıklarda yapılması, birleştirilecek parçalarda deformasyonun az olması ve çok değişik malzeme çiftlerinde birleştirme imkanı sağlaması oluştururken, işlemin yavaş, büyük parçalara uygulanmasının zor ve tahribatlı kontrol imkanının sınırlı oluşu yöntemin dezavantajlarını oluşturur(Yeh,1995).

2.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme kaynağı alanında yapılan en son yenilik, 1991 yılında Uluslararası Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilen ve patenti alınan sürtünme karıştırma kaynak yöntemidir. Kaynak, birleştirilecek parçalar bir altlık üzerinde mengene ile sıkıştırıldıktan sonra yapılır. Birkaç yüz d/d' lık bir hızla dönen silindirik bir uç, iş parçası ile temas haline gelinceye kadar yavaşça birleşmenin merkez hattına bastırılarak birleşme çizgisi boyunca hareket ettirilir.



Şekil 2.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağı İşlem Şeması

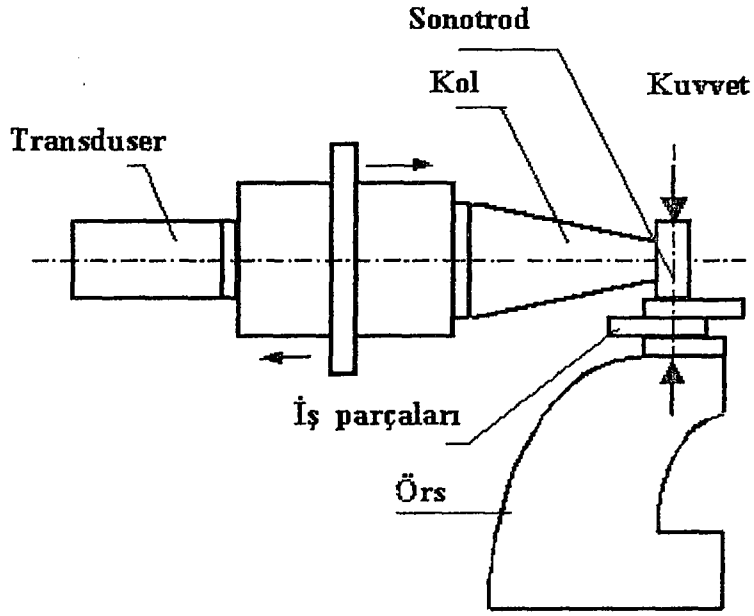
Sürtünme yoluyla oluşan ısı, takımın önündeki malzemenin plastik deformasyona uğramasına ve takımın arkasına taşınarak ekstrüze edilmesine yol açar. Esas itibarıyla, plastik deformasyona uğrayan bu bölge, kaynak uç takımının önündeki kısımda, yüksek sıcaklıkta katı halde bir karıştırma işlemidir. Derin bir birleşme sağlamak için, kaynak ucunun altlığı yakın bir noktaya kadar indirilmesi gerekir. Çünkü ucun altında meydana gelen plastik deformasyon çok sınırlı miktardadır. Kaynak, işlemin ısı kaynağı olan ucun ileri hareketi ile şekillenir. Ayrıca, takım kaynağın sonuna geldiğinde iş parçası üzerinde bir delik bırakır (Johnson,1999). İşlem şematik olarak Şekil 2.2’de gösterilmiştir.

Bu kaynak yöntemi ile ergime sıcaklıkları oldukça düşük olan Al ve Cu gibi malzemeler alın kaynağı yapılabilir. Bu yöntemle kalınlıkları 1-50 mm aralığında değişen döküm ve haddelenmiş Al alaşımlarında da oldukça iyi mekanik özelliklere sahip, kusursuz kaynaklı bağlantılar elde edilmiştir. Kaynak esnasında ısıl deformasyonlar olmadığı için oldukça verimlidir(Knipstrom,1997). Sürtünme karıştırma kaynağının mikroyapı değerlendirmesi tam olarak araştırılmamıştır(Lui et. al., 1997).

2.3 Ultrason Kaynağı

Ultrason kaynağı, bir yarı-katı hal kaynak yöntemidir. Parçalar oldukça yüksek tutma kuvvetleri ile tutulurken, parçaya yüksek frekanslı ses dalgaları gönderilerek yapılır. Bu yöntemde malzemelerde önemli bir erime olmaz. Ultrasonik kaynak yönteminde parçalar, ultrason altındaki mekanik titreşimler ve hafif bir basınç yardımı ile birleştirilir. Bu amaçla bir elektro-akustik dönüştürücüden yararlanılır. Bu dönüştürücüde değişken bir elektrik akımı, bir nikel alaşımının manyetostrüktif etkisi yardımı ile aynı frekanstaki, boylamasına mekanik titreşimlere çevrilir.

Birleştirilecek parçalar sabit bir örs üzerindedir. Sonotrod yardımı ile teğetsel titreşimler parçaya aktarılır. Sıkıştırma kuvveti ve kaynak yüzeyleri arasındaki bağıl hareketlerin meydana getirmiş olduğu genliğin artmasına paralel olarak akma başlar. Bu yöntem, birbirine bastırılmış iki yüzeyin arakesitinde, salınım yapan kayma kuvvetleri yardımıyla kaynak yapar. Bu arada oluşan iç gerilmeler arakesitte elastoplastik bir deformasyona yol açar.



Şekil 2.3 Ultrason Kaynağı Makinesi

Ultrason kaynağında elastik histeresiz, arakesit kayması ve plastik deformasyonun birlikte etkimesiyle kaynak bölgesinde bir sıcaklık artışı olur. Birleşmenin mukavemeti ana metalinkine yakındır. Bu yöntemin tek dezavantajı, ancak ince parçalara uygulanabilmesidir. Ultrason kaynağı geniş oranda, elektronik, havacılık ve ölçü aletleri kontrol sanayiinde kullanılır.

BÖLÜM 3

3. SÜRTÜNME KAYNAĞI

3.1 Sürtünme

Cisimlerin veya maddelerin, birinin diğerine bağlı olarak hareketinden doğan kinetik enerji kayıpları sürtünme olarak tarif edilir (ASM Handbook,1988). Sürtünmeye, temas eden iki cismin ara yüzeylerinde gerçekleşen kuvvetler sebep olur. Bu kuvvetler, yükün yanı sıra iki faktör tarafından belirlenir; temas eden malzemenin özellikleri ve temas alanı. Sürtünme kuvvetleri bu iki faktöre büyük oranda özel, belirli durumlarda ise esastan bağlı olduğundan, genellikle direkt olarak tahmin edilemezler. Çünkü, malzeme yüzeyinin deformasyona uğraması, segregasyonlar içermesi ve oksit tabakası ile kaplı olması gibi faktörler sürtünen yüzeylerde sürtünme kuvvetinin belirlenmesinde büyük öneme sahiptirler. Ayrıca, gerçek temas alanı cismin görünen alanından çok küçüktür. Gerçek yüzey teması atomik mertebede düz değildir. İşlem görmüş bütün malzemeler farklı bir yüzey topoğrafyasına sahiptirler. Bu topoğrafyanın şekli; işleme aletinin geometrisi, çalışma parçasının mikro yapısı ve sistemdeki titreşimlerin sebep olduğu dalgalı sapmalar belirler.

Sürtünme kuvveti: bir katı ile temas eden cismin diğeri üzerinde kaymasını sağlamaya yarayan teğet halindeki yüzeysel kuvvettir. Bu kuvvet yüzeylere ait düzlemde gerçekleşir ve yüzeye dik olan kuvvetle orantılıdır (ASM Handbook,1988).

Sürtünme kuvveti:

$$F = \mu \cdot N \quad (3.1)$$

Denklemleri ile verilir.

F = Sürtünme kuvveti

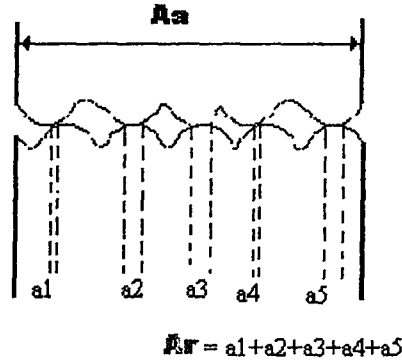
μ = Sürtünme katsayısı

N = Yüzeye dik olan kuvvet

Sürtünen iki katı malzemenin Şekil 3.1'deki gibi başlangıçta yüzey pürüzleri noktasında temasta olduğunu varsayarak, zahiri ve gerçek temas alanı belirlenir. Karşılıklı etkileşim noktaları gerçek temas alanı (A_r) olarak ifade edilir. Yüzeyler arası toplam alan, gerçek temas alanını ve aynı zamanda temas edebilir gibi görünen bölge

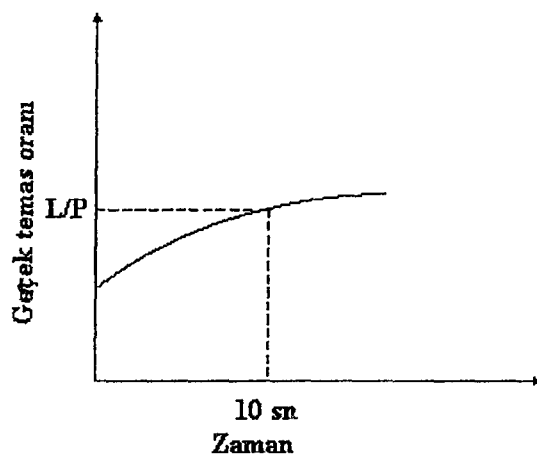
(A_a) olarak ifade edilebilir. Görünür temas alanı içerisinde temasta olmayan bölgeler gerçek temas alanından daha büyük olsalar bile etkileşim sağlamada önemli rol oynamazlar (ASM Handbook,1988).

Sürtünmede etkileşim derecesi, gerçek temas alanının büyüklüğü ile saptanır. Bundan dolayıdır ki, önce gerçek temas alanının büyüklüğünün saptanması gerekir.



Şekil 3.1 Görünür ve Gerçek Temas Alanlarını Gösteren Şematik Resmi

Sürtünme kaynağında, iki yüzey birbirine bastırıldığında, önce yüzey pürüzlerinin temas noktalarında sonra da birçok noktada plastik deformasyonlu temas meydana gelir ve toplam gerçek temas alanı $A_r = A_a$ oluncaya kadar devam eder (Şekil 3.2). Plastik deformasyon bu aşamadan sonra başlar. Plastik deformasyon başlayıncaya kadar, sürtünme sonucu uygulanan mekanik enerji önce pürüzlerde sonra da daha geniş bir alanda ısıya dönüşür.



Şekil 3.2 Yükün Zamana Göre Uygulanması Durumunda A_r ' nin Değişimi

3.2 Sürtünme Kaynağı Yönteminin Tanımlanması

Sürtünme kaynağı, biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki parçanın ara yüzeylerinin sürtünmesi ile elde edilen ısıdan yararlanarak, eksenel basınç altında birleştirildiği bir katı hal kaynak yöntemidir. Sürtünme kaynağında kaynak süresi boyunca sürtünen yüzeyler eksenel basınç altında kalır. Isıtma fazı ya da sürtünme fazı olarak adlandırılan ^{bu} süreç ~~yani sürtünme~~, plastik deformasyon sıcaklığı oluşuncaya kadar devam eder. Bu sıcaklıkta dönme hareketi ani frenleme yapılarak durdurulur ve eksenel basınç yaklaşık iki kat artırılarak yığılma oluşturulur. Normal şartlar altında ara yüzey erimez. Bu kaynak tekniğinde ilave metal ve koruyucu gaza gerek yoktur. Dairesel kesitli parçaların kaynağında büyük bir öneme sahiptir ve otomatik olarak yapılan bir işlemdir. Sürtünme kaynağı uygulamalarının büyük çoğunluğunu dairesele kesitli çubukların ya da boruların kaynağı oluşturmaktadır. Bu tür uygulamalarda sürtünmeyi oluşturan temel hareket dönme hareketidir ve işlem konvansiyonel sürtünme kaynağı olarak adlandırılır. Sürtünme kaynağında, sürtünme için, dönme hareketinin yanı sıra, yörüngesel hareket, lineer titreşim hareketi ve açısal titreşim hareketi de uygulanabilir (Ellis, 1976).

Geçmişte pek çok araştırmacı sürtünmenin negatif etkileri ile ilgili bilimsel araştırmalar yapmıştır. Bu araştırmalar sırasında bir problem olan sürtünmenin, malzemelerin birleştirilmesi için gerekli enerji olarak kullanılabileceği ortaya çıkarılmıştır.

Sürtünme kaynağı, yaklaşık 50 yıldan daha fazla bir süreden beri bilinmesine rağmen, imalat sektöründen yeterince yer alamamıştır. Pek çok teknik eleman sürtünme kaynağı hakkında ya hiçbir şey bilmemekte ya da imalat sektöründe kullanılabilirliği ispatlanmamış yeni bir teknoloji olarak bilmektedir.

Sürtünme kaynağı ile kaynak yapma fikri eskilere dayanmaktadır. Ancak konu ile ilgili ilk patent 1891 yılında Amerikalı makinist I.H.Bevington tarafından alınmıştır. Daha sonraları konu ile ilgili 1924 yılında İngiltere ve Rusya, 1929 yılında Almanya patent almıştır. Başlangıçta boru ve plastiklerin kaynağında kullanılan bu teknik ile 1956 yılında Rus bilimci A.J. Chdicov iki metal çubuğu sürtünme kaynağı ile birleştirmeyi başarmıştır. Sürtünme kaynağı konusu ile ilgili gerçek bilimsel çalışmalar 1956 yılından sonra başlamıştır ve yöntemin uygulama alanlarının geliştirilmesi

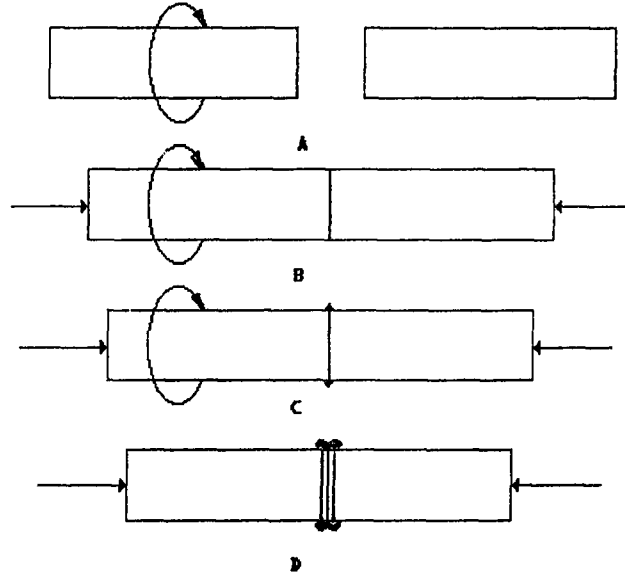
doğrultusunda çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle yeni ve gelişkin malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin geleneksel yöntemlerle birleştirilmesinden doğan problemler, sürtünme kaynağının ~~çok~~ geniş bir uygulama alanı bulmasını sağlamıştır.

3.3 Sürtünme Kaynağı Mekanizması

Sürtünme kaynağı mekanizmaları farklı araştırmacılar tarafından açıklanmaya çalışılmıştır. Sürtünme kaynağı genel olarak şu aşamalarda gerçekleştirilir (Şekil 3.3). Birinci aşamada, parçalardan biri sabit diğeri dairesel harekete sahip olacak şekilde aynı ekseninde bağlanır (Şekil 3.3.A). İkinci aşamada, iki parçanın aksenal basınç altında yüzey teması sağlanır (Şekil 3.3.B). Üçüncü aşamada, sürtünme hareketi ile ara yüzeyde plastik deformasyon ve şişme meydana getirilir (Şekil 3.3.C). Dördüncü aşamada ise, dönme hareketi durdurularak, yığma basıncı uygulanır (Şekil 3.3.D) (Jenning, 1971). Midling (1994) sürtünme kaynağı işlemini benzer bir şekilde üç basamakta tanımlamıştır. Bunlar:

- 1- Düşük aksenal basınç kuvveti altında yüzey teması ve sürtünme yoluyla plastik deformasyonu hakim kılma.
- 2- Aksenal basınç kuvvetini artırarak birleşme bölgesinde gerekli ısıya ulaşma.
- 3- Sürtünme işlemini durdurarak birleşme bölgesinde yığma oluşturma.

Sürtünme kaynağında, birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişiklik dört bölgeye ayırt edilerek incelenir. Bunlar: birleşme ara yüzeyindeki temas alanı, tamamen deformasyona uğramış bölge (burada meydana gelen deformasyon, çevresel hız ve aksenal yığma oranının bir bileşimi olarak ortaya çıkar), kısmen deformasyona uğramış bölge ve deformasyona uğramamış bölge (Midling, 1994). Sürtünme kaynağında bir erime bölgesinin olmayışı, ısının tesiri altındaki bölgenin darlığı ve kaynağın çevresinde plastik olarak deforme olmuş malzemenin varlığı en belirgin özelliklerini teşkil eder. Kaynak kalitesi; uygun malzeme seçimi, kaynak dizaynı, sürtünme süresi, sürtünme basınç kuvveti, devir sayısı, yığma basınç kuvveti ve yığma süresi gibi kaynak parametrelerine bağlıdır. Hız, zaman ve basınç kuvveti gibi kaynak parametrelerinin geniş çapta kullanımı ile kaliteli bir kaynak elde edilebilir (Tylecote, 1968).



Şekil 3.3 Sürtünme Kaynağı Mekanizması

Sürtünme kaynağında, kaliteli bir bağlantısının oluşması Darby(1982) tarafından şu şekilde açıklanmaktadır:

1. Sürtünme hareketi ile bütün oksit ve diğer tabakalar parçalanarak yüzeyden uzaklaştırılır ve sürtünen yüzeyler arasındaki sürekli temas kaynak sırasında oksit filmlerinin oluşmasını engeller.
2. Sürtünme kaynağı sırasında kaynak inklizyonlarının büyük bir kısmı elimine edilir.
3. Bağlantı bölgesi, hızlı lokal ısıtma ve soğutma sonrası uygulanan yüksek basınç nedeni ile ince taneli bir yapıya sahiptir.
4. Hızlı lokal ısıtma ve ayrıca bağlantıya bitişik relatif olarak geniş ısıtılmamış alanların ısıyı lokal ısınmış alanlardan hızla çekmesi sonucunda çok dar bir ITAB oluşur.

3.4 Sürtünme Kaynağı Yöntemleri

Sürtünme kaynağı, enerji kaynağına bağlı olarak üç, hareket şekline göre ise beş grupta incelenir (Bahrani, 1976).

-Enerji kaynağına göre;

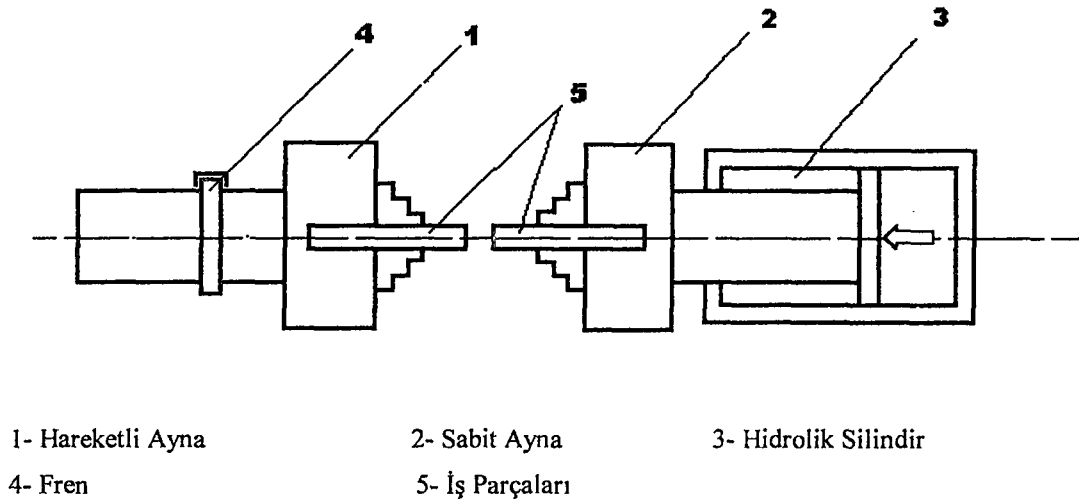
1. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı
2. Volan tahrikli sürtünme kaynağı
3. Hibrit sürtünme kaynağı

-Hareket şekline göre;

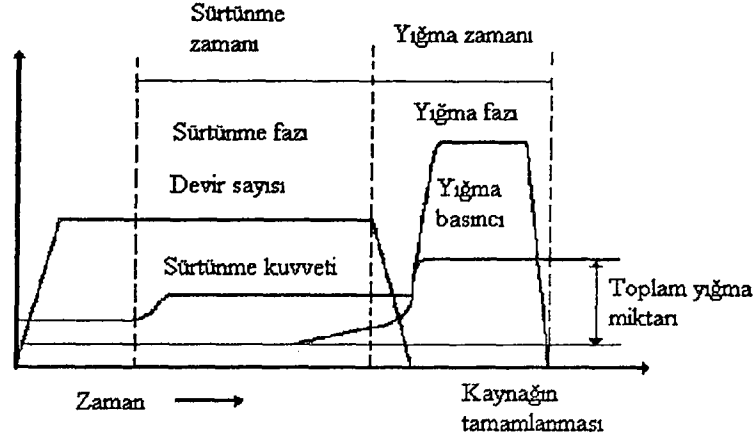
1. Dairesel hareketli sürtünme kaynağı
2. Lineer titreşim hareketli sürtünme kaynağı
3. Açısal hareketli sürtünme kaynağı
4. Radyal sürtünme kaynağı
5. Yörüngesel hareketli sürtünme kaynağı

3.4.1 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı

Şekil 3.4’de şematik resmi verilen bu kaynak tekniğinde parçalardan biri dairesel harekete sahip bir motor ünitesine tutturulur, diğeri ise aynı ekseninde sabitlenir. Motor daha önceden belirlenen devir sayısında döndürülür ve sabit parçaya düşük bir aksenal basınç kuvveti uygulanarak iki parça ara yüzeyinde temas sağlanır. Ara yüzeyde plastik deformasyon için gerekli sıcaklığa ulaşınca kadar işlem devam ettirilir. Sonra, dönen parça ani frenleme ile durdurulur ve ara yüzeyde yeterince plastik deformasyon oluşturmak için yığma basıncı uygulanarak işlem tamamlanır (Spindler, 1994).



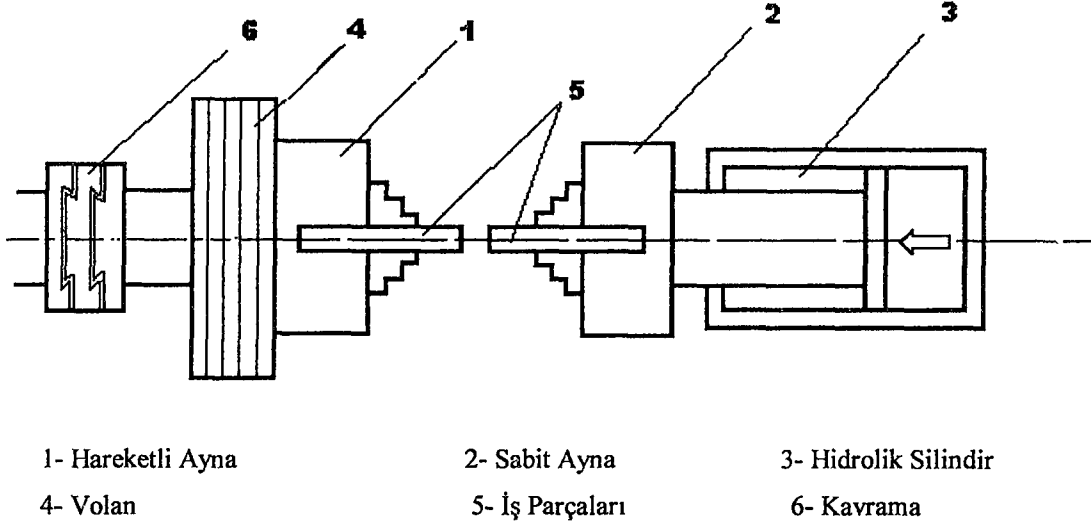
Şekil 3.4 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağının Şematik Resmi



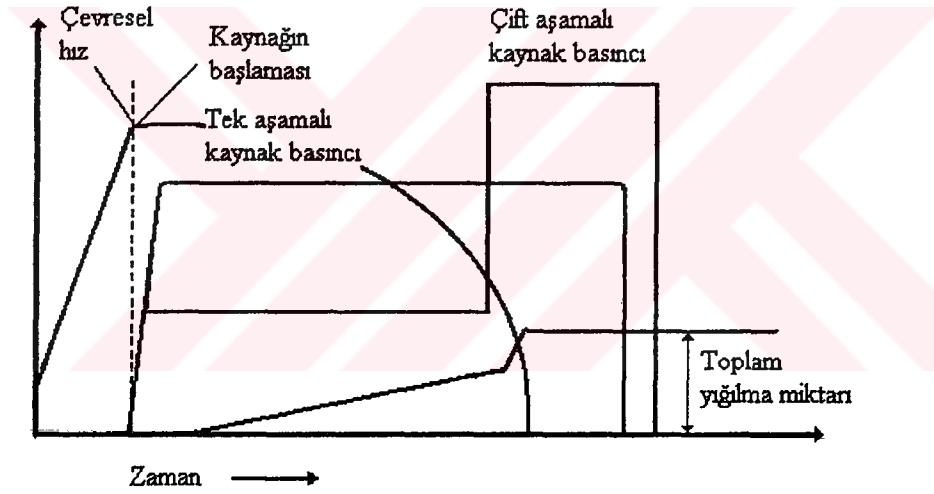
Şekil 3.5 S. T. S. Kaynağında Zamana Bağlı Parametre Değişimi (Spindler,1994)

3.4.2 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı

Volan tahrikli sürtünme kaynağı, literatürde atalet kaynağı olarak da adlandırılmaktadır. Şekil 3.6 ve 3.7’de sırası ile tipik bir atalet kaynağı işleminin şematik şekli ve işlem aşamaları görülmektedir. Bu yöntemde, parçalardan biri sabit diğeri ise üzerinde volan bağlı olan hareketli aynaya bağlanır. Sürtünme kaynağı için gerekli enerji, volanlı ayna önceden belirlenen çevresel hızda ivmelenilerek depolanır. Böylece mekanik enerji volanda toplanmış olunur. Daha sonra bir eksenel basınç kuvveti yardımıyla iki parçanın eksenel olarak teması sağlanır. Bu eksenel basınç, ara yüzeyde birleşme için gerekli deformasyon oluşuncaya kadar artırılarak uygulanır. Bu süreç içerisinde, volan kazanmış olduğu çevresel hız, sürtünme ve sürtünme basıncının etkisiyle azalarak durur. Dönme hareketi bitmeden önce veya sonra yığma basınç kuvveti uygulanarak işlem tamamlanır (Spindler, 1994). Konu ile ilgili yapılan literatür taramasında, volan tahrikli sürtünme kaynağının sürekli tahrikli sürtünme kaynağına nazaran önemsenmeyecek derecede avantaj ve dezavantajlara sahip olduğu görülmüştür. Volan tahrikli sürtünme kaynağında, kaynak işleminin basit oluşu, daha düşük enerji ihtiyacı ile çalışması ve frenleme tertibatına ihtiyaç duyulmaması avantaj teşkil ederken, iki kademeli basınç uygulamasına (sürtünme ve yığma basıncı) elverişli olmayışı ve spesifik parametre kontrolü için gerekli donanımına sahip olmaması dezavantajlarını teşkil eder (Spindler,1994).



Şekil 3.6 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı Şematik Resmi



Şekil 3.7 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağında Zamana Bağlı Parametre Değişimi (Spindler,1994)

3.5 Sürtünme Kaynağı Parametreleri

Sürtünme kaynağında, kontrolü gereken oldukça fazla parametre bulunmaktadır. Konu ile ilgili yapılan bilimsel çalışmalar, yöntem üzerinde en etkin ve optimizasyonu gereken parametrelerin çevresel hız, sürtünme basınç kuvveti, sürtünme süresi, yığma basınç kuvveti, yığma süresi olduğunu göstermiştir. Bunların dışında numune

geometrisi, malzemenin ısı kapasitesi, malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneği ve parça boyundaki kısalma miktarı gibi parametreler de önemlidir (Sundersan, 1983).

3.5.1 Çevresel Hız

Ellis (1976) kendi yaptığı çalışmalar ve literatüre dayanarak, ara yüzey sıcaklığı ve bağlantı kalitesi üzerinde en etkili parametrenin çevresel hız olduğunu öne sürmüştür. Yüksek çevresel hız, yüksek ara yüzey sıcaklığı üretirken, düşük çevresel hız yetersiz ısıtma sonucu kaynak bağlantısını olumsuz etkiler. Yüksek çevresel hıza bağlı olarak deformasyon hızının değişimi kaynak süresini kısaltır. Çelikler için çevresel hız 1.2-1.8 m/s arasında önerilirken; 1.2 m/s altındaki hızlar çok yüksek momentler, dolayısıyla üniform olmayan bir yığılma üretir (Anık,1983). Bununla birlikte, farklı metal bağlantıları için düşük hızlar, gevrek bir intermetalik fazın oluşumunu sınırlayabilir. Yüksek hızların kullanılması durumunda ise, kaynak bölgesindeki aşırı ısınmayı önlemek için sürtünme basıncı ve sürtünme süresi çok dikkatli kontrol edilmelidir. V.I.Vill (1962) kaynak kalitesi için düşük dönme hızlarını tavsiye etmiş ve numune çapına bağlı olarak orta ve düşük karbonlu çelikler için aşağıdaki ampirik formülü önermiştir

$$n = (1.2 - 6.0) \cdot 10^4 / D (d/d) \quad (3.2)$$

Burada n:Dönme hızı (d/d), D : Parça çapıdır(mm)

3.5.2 Sürtünme Basınç Kuvveti

Sürtünme basınç kuvveti, numune geometrisi ve birleştirilecek malzeme çiftinin plastik şekil değiştirme yeteneğine bağlı olarak değişir. Sürtünme basıncı kuvveti, temas eden ara yüzeylerden oksitleri uzaklaştırabilecek, yüzeylerin atmosfer ile ilişkisini kesebilecek ve ara yüzeyde üniform bir ısıtma sağlayabilecek düzeyde olmalıdır. Sürtünme basıncı, dar bir aralıkta değişmez ve kaynak bölgesindeki sıcaklık derecesi ve eksenel kısalma ile kontrol edilebilir. Sürtünme kaynağı, uygulanan basınç kuvveti ve çevresel hızın fonksiyonu olarak üç basamakta incelenir (Şahin, 1998). Bunlar; sürtünme fazı, durdurma fazı ve yığılma fazıdır.

3.5.3 Sürtünme Süresi

Sürtünme süresi, sürtünen yüzeylerdeki olası kalıntı ve pislikleri temizleyecek ve gerekli plastiklik için üniform bir kaynak bölgesi sıcaklığına ulaşmayı sağlayabilecek düzeyde olmalıdır. Buna karşın aşırı süre, ITAB'ın genişlemesine ve aşırı yığılmaya sebep olacaktır. Ellis (1977), parametre optimizasyonu ile ilgili yapmış olduğu çalışmada sürtünme süresini t (sn) malzeme çapına d (m) bağlı olarak aşağıdaki şekilde formülize etmiştir.

$$t = 82.55 \times d \text{ (sn)} \quad (3.3)$$

3.5.4 Yığma Süresi

Yığma süresi, malzeme çifti ara yüzeyinde gerekli plastik deformasyonu oluşturmak ve sürtünme kaynağının oluşum mekanizmalarından biri olan difüzyonu hızlandırmak için yığma basınç kuvvetinin uygulandığı süredir. Literatürde, yığma süresi üzerine bir çalışma bulunmamaktadır. Ancak parametre optimizasyonu üzerine yapılan çalışmalarda, bu süre malzemenin soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir.

3.5.5 Yığma Basınç Kuvveti

Sürtünme periyodu sonrasında özellikle çelikler için bir yığma basıncının uygulanması bağlantı kalitesini artırır. Yığma basıncı malzemenin sıcak akma sınırına bağlıdır. Aşırı kaynak yığılmasına sebep olacak kadar yüksek ve elverişsiz şekillendirmeye, dolayısıyla yetersiz kaynaklanmaya sebep olacak kadar da düşük olmamalıdır. Yığma basınç kuvveti, sürtünme periyodu sonrasında malzeme çifti arasında difüzyon mekanizmasını hızlandırmak amacıyla uygulanır. Yığma basıncı, malzemelerin birleştirilebilmeleri için bu malzemelerin sıcak dövme mukavemetlerinin altında olmamalıdır. Buna karşın yığma basıncı çok yüksek alınırsa aşırı metal deformasyonu oluşur ve bu aşırı yığılma sırasında kaynak bölgesinde metalik olmayan inklüzyonlar arzu edilmeyen enine bir akış göstererek yeniden şekillenirler. Bu durum kaynağın kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını olumsuz etkiler (Ellis,1977).

Genel anlamda, yığma basınç kuvveti paslanmaz çelikler için sürtünme basınç kuvvetinin iki katı olarak önerilirken, SKH9/C45 için bu 1.3 katı alınır (Ishibashi,1983). Düşük karbonlu çelikler için sürtünme basıncı 30 - 65 MPa, yığma basıncı 75 - 140 MPa iken orta ve yüksek karbonlu çelikler için sürtünme basıncı 70 - 210 MPa, yığma basınç kuvveti 100 - 420 MPa arasında seçilir.

Farklı iki malzemenin sürtünme kaynağında, yığma basıncını hesaplarken, üç önemli faktör ortaya çıkmaktadır. Bunlar;

1. Yığma işlemi, plastik şekil değiştirme kurallarına göre meydana gelmektedir.
2. Yığma öncesi sürtünen yüzeyleri etkileyen ısı derinliği, plastik şekil değiştirme oranı ve derecesi ile saptanır. Söz konusu sürtünme etkisiyle meydana gelen ısı derinliği, malzemenin uç formunda yapılacak konstruktif değişikliklerle direkt olarak şekillendirilebilir veya arzu edilen dereceye getirilebilir.
3. Sürtünme kaynağı için kullanılan yığma basıncı değerleri hesaplamaları yığma yapılan diğer kaynak metotları için de kullanılabilir (Seregin,1975).

Metal malzemelerin deformasyonu, hidrodinamik analogi ile izah edilebilir. Yığma süreci, iki dairesel düzlem arasındaki vizkoz sıvının akışı ile tarif edilir. Kullanılan vizkozite bağıntısı ;

$$\mu = \mu_0 . \exp [b (z / h)^2] \quad (3.4)$$

denklemleri ile verilir(Sabantsev,1975).

Literatürde teklif edilen akışkan akışının diferansiyel denklemlerinin integrasyonu ile de yığma basınç kuvveti hesaplanır (Sabantsev,1975).

$$P_f = - v . R^2 . \mu_0 . b / [4 . h^3 . (2 . e^{-b} - \sqrt{\pi/b} . \phi . \sqrt{b})] \text{ (Kg/mm}^2\text{)} \quad (3.5)$$

Burada;

μ : Akışkan malzemenin vizkozitesi (gr/sn),

V: Kaliteli bir kaynak bağlantısı için malzemenin yığılma hızı (mm/dak.),

R: Numunenin yarı çapı (mm),

h: Deformasyona uğrayan bölgenin derinliği (mm),

μ_0 : Sıvı modelin relatif vizkozitesi (gr/sn),

$\dot{\epsilon}$: Numunenin şekil değiştirme oranı,

b: Metallerin mekanik özelliklerini karakterize eden katsayı.

$$b = \delta B_{(P)} / \delta B_{(0)} \quad (3.6)$$

$\delta B_{(0)}$: Numunenin kontak bölgesindeki sıcaklıkta deforme olmuş metalin akma noktası,

$\delta B_{(P)}$: Metallerin deformasyon bölgesinin sınırlarına karşılık gelen sıcaklıktaki akma noktasıdır. Sürtünme kaynağında bu sıcaklıklar 600 – 700 °C civarındadır.

Kaliteli bir kaynak bağlantısı için yukarıdaki eşitlikler yerine konulduğunda gerekli sürtünme basınç kuvveti formülü elde edilir (Seregin,1975).

$$Pf = - \frac{R^2 \cdot b \cdot \delta B_{(0)}}{4 \cdot h^2 \cdot [2e^{-b} - \sqrt{\pi/b} \cdot \phi(\sqrt{b})]} \quad (3.8)$$

Ellis(1976), Sürekli tahrikli sürtünme kaynağında kullanılan parametrelerin optimizasyonu üzerine yapmış olduğu değerlendirme sonucunda, malzeme cinsine göre Tablo 3.1’de verilen parametre değerlerini önermiştir.

3.6 Sürtünme Kaynağında Malzeme Çiftlerinin Kaynak Özelliklerine Etkisi

Sürtünme kaynağında bağlantı özelliğini; malzemenin alaşım yapısı, mukavemeti, deformasyon kabiliyeti ve ısı iletkenliği belirler. Kaynak parametreleri, kaynak birleşme yüzeyinde enerji değişimini ve yeterli deformasyonu sağlamak üzere malzemeye uygun olmalıdır. Alaşım ve düşük alaşım çelikler için artan sıcaklık mukavemetinden dolayı yüzeye bağlı büyük kuvvetler ve uzun sürtünme süresi gerekir. Yüksek alaşım çelikler için düşük deformasyon kabiliyetlerinden dolayı yüzeye bağlı büyük kuvvetler ve uzun sürtünme süreleri gerekir. Özellikle hava çeliklerinde, kaynak bölgesinin soğuma hızını mümkün olduğu kadar küçük tutmak amacıyla yeterli genişlikte bir ısının tesiri altında kalan bölge oluşumunu sağlamak gerekir (Vill,1962).

Östenitik çelikler yüksek sıcaklık, büyük sürtünme değerleri ve yüksek sıcaklık deformasyon kabiliyeti gösterirler. Yüksek sıcaklıkta mukavemetli olan alaşımlar ise yüzeye bağlı küçük kuvvetler ve yüksek dönme hızları gerektirir.

Sürtünme kaynağı yapılan malzeme çiftleri iki grupta incelenir. Bunlar;

- Aynı ısıl davranışlı malzemeler: Bunlar aynı cinsten malzemeler gibi kabul edilerek kaynak edilir.
- Plastik şekil değiştirme yeteneği ve erime sıcaklıkları farklı malzemeler: Bu çeşit malzeme çiftlerinde, kaynak parametreleri ve kaynak yüzey şartları daha yüksek mukavemetli parçada yeterli miktarda plastik deformasyon sağlayacak şekilde seçilmelidir.

Metaller arası gevrek fazların oluşumu, amaca uygun malzeme çiftlerinin seçimiyle en aza indirilebilir. Böyle bir malzeme çiftinin kaynağının söz konusu olduğu durumlarda, kaynak parametreleri birleşme bölgesinde meydana gelen metaller arası fazların mümkün olduğu kadar karışımını sağlayacak şekilde seçilmelidir (Ellis,1976).

3.7 Sürtünme Kaynağı Uygulama Alanları

Esas olarak, mühendislik malzemelerin tamamına yakını sürtünme işlemi ile kaynak edilebilir. Bunlar:

-Makine imalatı ve hidrolik endüstrisi: Dişli çarklar, piston kolları, hidrolik silindirler, radyal pompa pistonları, sonsuz vidalı miller, krank milleri, matkap uçları.

-Havacılık ve uzay sanayi: Rotorlar, türbünler, miller yanma odaları, itme jetleri, borular, flanşlar, valfler.

-Otomotiv endüstrisi: Aks köprüleri, süpaplar, kardan milleri, vites kolları, yürekli fren milleri, şanzuman parçaları, boru miller, taşıyıcı aks boruları.

-Takım endüstrisi: Spiral matkaplar, freze bıçakları, delik zımbaları, çelik kalemler.

-Elektronik, elektroteknik ve kimya endüstrisi: Gaz analizleri için alıcı kamaları, kromatograflar için ayırma sütunları, röntgen cihazı tüpler döner anot milleri,

sürekli lehim uçları, devre kontakları, geçiş parçaları, borular, flanşlar, fittingsler, süpape yuvaları, boru tesisatı bağlantıları.

Tablo 3.1 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağında, Malzeme Cinsine Göre Seçilecek Parametre Değerleri(Elis,1976).

Malzeme	Çap (mm)	Sürtünme kuvveti (N/mm ²)	Yığılma kuvveti (N/mm ²)	Sürtünme süresi (sn)	Yığılma süresi (sn)	Çevresel hız (M/sn)
Alışmaz ve düşük alaşımli çelikler	20	20-80	80-200	1-100	250	0,5-5
C 60	20	50-80	150-250	3-6	2-3	3,5-6
42 CrMo 4	20	50-80	150-250	3-6	2-3	1,5-3
Yüksek alaşımli çelikler	20	40-100	120-400	3-120	2-10	0,5-5
X5CrNi 18 8	20	60-80	250-300	6-10	2-3	1,5-3
S6-5-3	20	60-100	190-250	10-15	2-3	1,5-3
Yüksek sıcaklığa. dayanıklı alaşımlar	20	60-180	180-600	5-150	2-15	0,5-5
Nimonic 80	20	60-100	180-400	5-10	2-3	1,5-3
Inconel 713 C	20	60-100	400-500	5-10	2-3	1,5-3
Hafif ve ağır metaller	20	10-80	20-250	1-8	2-5	0,5-4
E-Cu	20	10	20-60	1-6	2-5	4
TiAl6V4	20	20-30	60-80	2-8	2-5	1-4
Al 99.5	20	10-30	30-80	0,1-4	2-5	2-4
AlMgSiO.5	20	30-80	50-150	0,1-6	2-5	0,5-2
Pb	20	50-70	70-100	2-4	2-5	1,5-2

3.8 Sürtünme Kaynağının Diğer Kaynak Yöntemlerine Göre Avantaj ve Dezavantajları

3.8.1 Avantajları

1. Aynı veya farklı özellikteki malzemeler kolaylıkla kaynatılabilir.
2. Sürtünme kaynak işlemi, diğer kaynak yöntemlerinden en az yirmi kat daha hızlı yapılabilir.
3. Sürtünme kaynak makineleri, farklı şekil ve boyutlardaki malzemeleri kaynatabilecek şekilde imal edilebilir.
4. Kaynak öncesi hazırlık zorunlu değildir. Birleştirilecek malzemeler makine, testere ve makas ile kesilse bile bu yüzeyler ek bir temizleme işlemi görmeksizin kaynatılabilir.
5. Birleşme yüzeyinde meydana gelen yığılmanın bir sonucu olarak % 100 kaynama olmaktadır.
6. Birleşme bölgesinde bir erime olmadığından, gaz boşlukları, segregasyon, curuf kalıntıları gibi olumsuzluklar meydana gelmez.
7. Toz metal malzemeler, dökme demirler, hadde mamulleri ve ağır metal çiftleri ile kaynatılabilir.
8. Kaynak için, yardımcı eleman, temizleme maddesi, koruyucu gaz, dolgu maddesi gibi elemanlara gerek yoktur.
9. Sürtünme kaynak makinelerinde işlem kontrolü, insan hatasını ortadan kaldırır ve kaynak kalitesi operatörün beceri ve tavrına bağlı değildir.
10. Sürtünme kaynağı, geleneksel kaynak yöntemlerine göre ekolojik açıdan çok temizdir.
11. Kaynak sıçraması ve kıvılcım yoktur.
12. Geleneksel kaynak yöntemlerinde gerek duyulan enerjinin % 20'si kadar daha düşük enerji harcanır.
13. Ek tesis ve güç kaynağına gerek yoktur.
14. Yüksek üretim miktarları için, ekipmanlar kolaylıkla otomatik hale getirilebilir.
15. Çoğu malzeme ve geometriler için önceden parametre hesabı yapılabilir.

3.8.2 Dezavantajları

1. İş parçalarından en az biri dairesel kesitli olmalıdır.
2. İş parçalarının boyutları sürtünme kaynak makinesinin boyutları ile sınırlıdır.
3. Az sayıda iş parçasının kaynaklanmasında ekonomik değildir ve ilk yatırım maliyeti yüksektir.

3.9 Küçük Taneli Ötektoid Üstü Çeliklerin Kaynağı

Bu çelikler, alaşım elementi içeriğine getirilmiş olan sınırlamalardan ötürü, düşük miktarlarda V, Nb, Ti, Cr, B, Mo ve Al alaşım elementlerinin ilavesi ile oluşturulan karbür, nitrür ve karbonitrürlerin mikro boyutta ayrışmasından dolayı ince taneli yapıya sahip olan çeliklerdir. Yapı içerisinde dağılmış olan bu karbonitrürler, alt ostenit bölgelerinde yapılan ısı işlemlerde dahi östenit tane büyümesini engelledikleri gibi, ferrit çekirdeklenmesini de etkileyerek yapının ince taneli olmasını sağlarlar; ayrıca küçük östenit tanelerinin kolayca perlitte dönüşmesi nedeni ile de soğuma esnasında martenzit oluşumu güçleşir (Tülbentçi, 1990).

Tane küçültülmüş düşük alaşımlı yüksek karbonlu çelikler içermiş oldukları yüksek karbon nedeniyle klasik ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirliği oldukça güç ve problemlidir. Ergitme kaynaklarında soğuma hızının yavaş olması, esas metalde erime çizgisine bitişik bölgede östenitleşmeye uğramış kısımların ferrit ve yüksek karbonlu martenzit veya kaba beyinit bölgelerinden oluşmuş bir iç yapıya dönüşmesine neden olur ve bu da tokluğun azalması ve mukavemet özelliklerinin kötüleşmesi sonucunu doğurur. Bu bölgeye bitişik olan kısım da aşırı temperlemeye uğramış olduğundan gene mekanik özelliklerde bir kötüleşme ortaya çıkar (Tülbentçi,1990).

Sürtünme kaynağı, bir katı hal kaynak yöntemi olduğu için, ergitme kaynağının getirdiği dezavantajları ortadan kaldırır. İç yapı dönüşümleri çıkılan maksimum sıcaklığa bağlıdır. Sürtünme kaynağında, soğuma nispeten hızlı olduğundan ITAB dardır. Dolayısıyla yüksek karbonlu çeliklerin kaynağına uygun bir yöntemdir.

Bu amaçla, ötektoid üstü çeliklerin sürtünme kaynağı davranışı incelenerek, kullanım alanının daha da geliştirilip geliştirilmeyeceği araştırılmıştır

BÖLÜM 4

4. SÜPERPLASTİKLİK

Bu bölümde, küçük taneli metallerin süperplastik davranış sergiledikleri ve çok yüksek C' lu çeliklerin ancak küçük taneli bir yapıya sahip olduklarında süperplastik olarak kullanılmalrı mümkün olduğundan süperplastiklik hakkında bilgi verilecek, böylece uyguladığımız tane küçültme işleminin çalışmadaki yeri ve önemi vurgulanmaya çalışılacaktır.

Süperplastiklik, bir malzemenin belli sıcaklık ve deformasyon hızlarında boyun vermeksizin aşırı şekil değiştirebilme özelliğidir. Bu özellik, 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,1976). Backofen yine aynı yılda yayınlanan başka bir makalesinde, malzeme mikro yapısının sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak, tek eksenli uzamalarda, yüksek uzama miktarı göstermesi ve bu özelliği en iyi tanımlayan deformasyon hızı hassasiyet üssü " m " nin yüksek değerlere varabileceğini açıklamış olduğu bu olay "Süperplastik Özellik" olarak tanımlamıştır (Backofen,1976).

Bir çok araştırmacı süperplastikliği, sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak, düşük gerilmelerde maksimum deformasyon sergileyen metal ve alaşımlardaki vizkoz bir davranış olarak tanımlamaktadırlar (Kashyap,1985).

Süperplastik özellik sergileyen malzemelere süperplastik malzemeler denir. Bu malzemeler, süperplastik olarak deforme edildikleri zaman sertleşmezler. Dolayısıyla maksimum yük, deney başlangıcında meydana gelir (Johnson,Mellor,1980). Süperplastik davranışa ulaşmak için süperplastik malzemelerin küçük tane boyutlu bir mikro yapıya sahip olmaları gerekir (Wert,1982).

Süperplastikliğin yüksek sıcaklık yanında çok küçük bir mikro dubleks tane yapısına ihtiyacı vardır. İnce bir şekilde dağılmış ikinci bir fazın varlığı yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini önler (Lutfullin,1995).

Avery ve Backofen (1976) bir malzemenin süperplastiklik özelliğinin belirleyicisi olarak, deformasyon hızı hassasiyeti üssü " m " nin kullanılmasını tavsiye etmişlerdir. Metal ve alaşımlarında, süperplastik özelliğinin belirlenebilmesi için

deformasyon hızı hassasiyeti üssünün $m \geq 0,30$ olması gerekmektedir (Smith,1974). Marder (1969), Fe-C alaşımlarında (% 0,2-0,4-0,6-0,8-1 C'lu çeliklerde) ötektoid sıcaklığın altında (704 °C) yeterince süperplastiklik gözleyemediğini, ancak süperplastik özellikler için küçük taneli bir iç yapının gerekli olduğunu açıklamıştır.

4.1. Süperplastikliğe Etki 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,
3. İç gerilme süperplastikliğidir.

Günümüzde sadece mikro tane süperplastikliğinin üretimde önemli olduğu görülmektedir. Mikro tane süperplastikliğinde yüksek süneklikler yalnızca belirli durumlar altında gözlenir. Mikro tane süperplastikliğine etki eden temel faktörler şunlardır: Tane boyutu, sıcaklık, deformasyon hızı (Metals Handbook, 1988).

4.1.1 Tane Boyutu

Süperplastikliğin birinci şartı tane boyutunun 10 μm 'dan daha küçük olmasıdır. Tane boyutunun küçük olması durumunda akma gerilmesi küçük, deformasyon hızı üssü olan m değeri ($\sigma = k.\dot{\epsilon}^m$) ve çekme uzaması daha yüksektir (Şekil 4.1). Bu yüzden tane boyutu metallerin süperplastikliğinde 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.

4.1.2 Deformasyon Hızı

Malzemeye uygulanan deformasyon hızı Şekil 4.2'de görüldüğü gibi, gerilme-birim şekil değiştirme eğrisine etki eden diğer önemli bir faktördür. Deformasyon hızı, mühendislik deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) ve gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) olmak üzere iki şekilde ifade edilebilir (Kayalı,1986).

Mühendislik deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$),

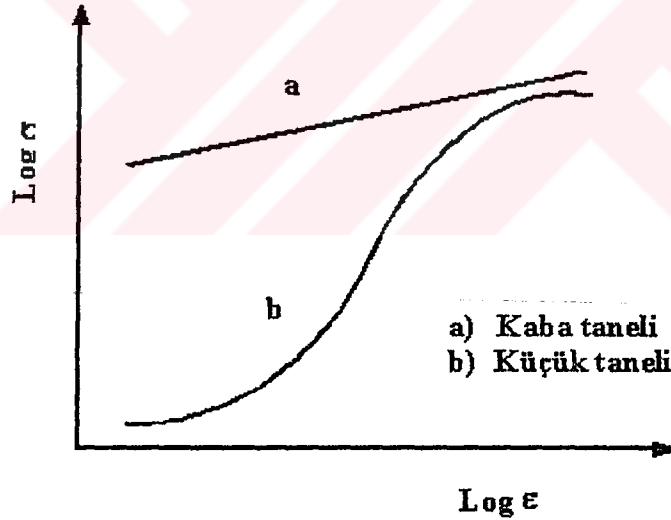
$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[(L_i - L_o)/L_o]}{dt} = \frac{1}{L_o} \cdot \frac{dL_i}{dt} = \frac{v}{L_o} \quad (4.1)$$

bağıntısı ile ifade edilebilir. Çekme deneyinde cihazın çene hızı $v = dL_i / dt$ ile orantılıdır.

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

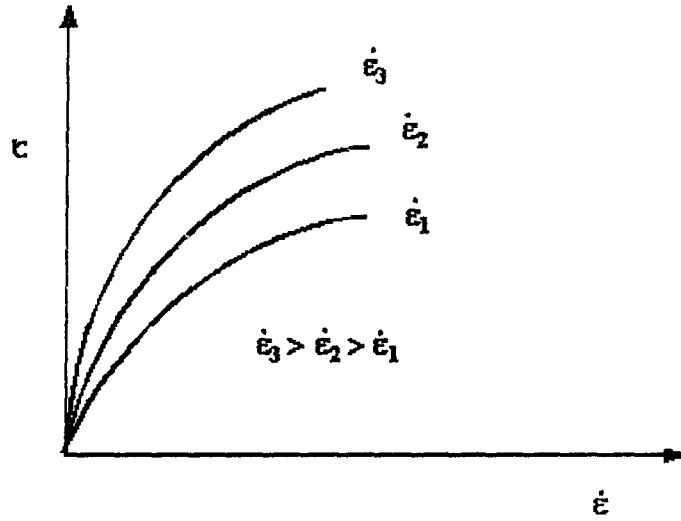
$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln L_i / L_o]}{dt} = \frac{1}{L_i} \cdot \frac{dL_i}{dt} = \frac{v}{L_i} \quad (4.2)$$

bağıntısı yardımıyla bulunabilir. Burada; L_i : Son boy(mm), L_o : İlk boy(mm), v : Çekme makinesinin çene hızı(s^{-1}) ve t : Zaman(s)' dir.



Şekil 4.1 $\sigma - \epsilon$ Eğrisinin Tane Boyutuna Bağlı Olarak Değişimi Gösteren Şema

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



Şekil 4.2. Malzemelerin Gerilme- Birim Şekil Değiştirme Eğrisine Deformasyon Hızının Etkisi

$$\sigma_g = c \epsilon^m \quad (4.3)$$

bağıntısının mevcut olduğu saptanmıştır. Burada c malzeme sabitidir, σ_g gerçek gerilme, 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 4.4 ile ifade edilmektedir (Kayalı,1986).

$$\sigma_g = F_i / A_i \quad (4.4)$$

Burada;

F_i : Plastik bölgedeki kuvvet (N),

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

Deformasyon sırasında hacim sabit kabul edilirse;

$$V_d = A_0 \cdot l_0 = A_i \cdot l_i$$

$$A_i = A_0 \frac{l_0}{l_i} \quad (4.5)$$

bulunur. Burada;

A_0 : Çekme çubuğunun ilk kesiti (mm^2),

l_0 : Çekme çubuğunun ilk ölçü uzunluğu (mm),

l_1 : Çekme çubuğunun deformasyon ölçü uzunluğudur (mm).

(4.5) no' lu bağıntı (4.4) no' lu bağıntıda yerine yazılırsa, gerçek plastik gerilme (σ_g);

$$\sigma_g = \frac{F_l}{A_0} \cdot \frac{l_1}{l_0} \quad (4.6)$$

olarak elde edilir.

Mühendislik birim şekil değiştirme bağıntısından da

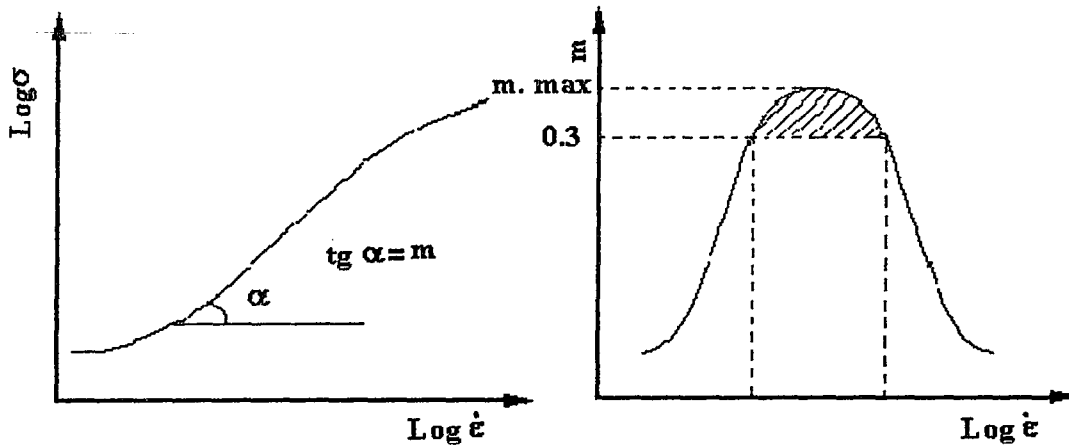
$$\dot{\epsilon}_g = \frac{\Delta l}{L_0} = \frac{l_1 - l_0}{l_0} = \frac{l_1}{l_0} - 1$$

$$\frac{l_1}{l_0} = 1 + \dot{\epsilon}_g \quad (4.7)$$

şeklinde bulunur. Bu bağıntı da (4.6) no' lu bağıntıda yerine yazılırsa,

$$\sigma_g = \frac{F_l}{A_0} (1 + \dot{\epsilon}_g) \quad (4.8)$$

bağıntısı ile gerçek plastik gerilme değeri elde edilir.



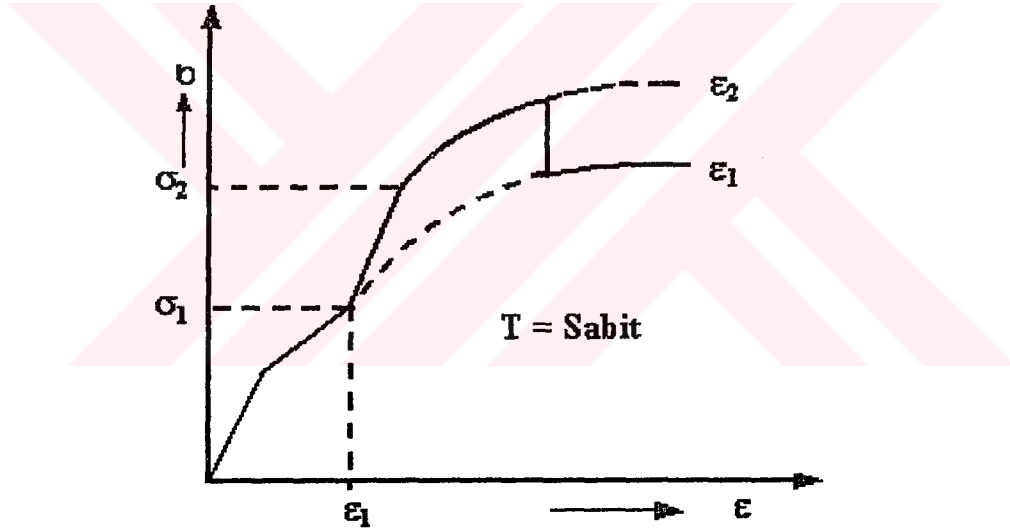
Şekil 4.3. $\text{Log } \sigma - \text{Log } \dot{\epsilon}$ Eğrisinden $m - \text{Log } \dot{\epsilon}$ Eğrisinin Elde Edilmesi

Deformasyon hızı hassasiyeti üssü, sabit T ve $\dot{\epsilon}$ için çizilen $\log \sigma_g - \log \dot{\epsilon}$ grafiğinin eğimine eşittir. Böyle bir grafik sabit sıcaklıkta farklı deformasyon hızlarında çekme deneyleri yapılarak çizilebilir (Şekil 4.3).

Deformasyon hızı hassasiyeti üssünü daha hassas olarak saptamak için kullanılan diğer bir metot ise, deformasyon hızını değiştirme deneyidir (Şekil 4.4). Bu durumda deformasyon hızı hassasiyeti üssü sabit sıcaklıkta yapılan bir deney sırasında herhangi bir birim şekil değiştirme miktarında (ϵ_1), deformasyon hızı değiştirilerek;

$$m = \left(\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right) \cong \left(\frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} \right) = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1} = \frac{\log(\sigma_2 / \sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)} = \frac{\lambda n(\sigma_2 / \sigma_1)}{\lambda n(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)} \quad (4.9)$$

bağıntısı yardımıyla hesaplanabilir.



Şekil 4.4. Deformasyon Hızını Değiştirme Deneyi

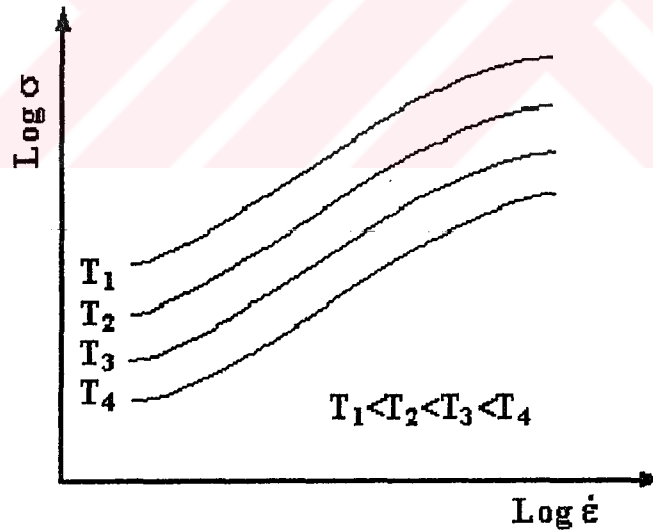
Metallerin deformasyon hızı hassasiyeti üssü (m) oda sıcaklığında oldukça düşüktür ($m < 0.1$). Özellikle ergime sıcaklığının yarısının üzerindeki sıcaklıklarda " m " değeri artar. " m " değeri artarken, çekme deneyi esnasında boyun vermeye başlayan bölge yayılarak kesit daralmasını önlemekte, dolayısı ile süneklikte 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 4.3.'de süperplastik bölge gösterilmektedir.

4.1.3 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 4.5) (Güven,1991).



Şekil 4.5 Deformasyon Sıcaklığının $\sigma - \epsilon$ Eğrisi Üzerine Etkisinin Şematik Diyagramı

4.2 Süperplastiklik Mekanizmaları

Süperplastik deformasyon mekanizması üzerine şu ana kadar birçok deneyler yapılmış ve teoriler ileri sürülmüş, ancak mekanizma 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. Bu durum ancak süperplastik alaşımlarda gözlenmektedir (Askeland,1989)

Şu ana kadar yapılan çalışmalarda tane sınırı kaymasını tanımlayacak farklı mekanizmalar öne sürülmüştür. Çoğu modeller tane sınırı kaymasının kaymayla gerçekleştiği yönündedir. Sherby ve Wadsworth (1995), 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 4.10). Hayden denkleminin $14 \mu\text{m}$ '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 değişimini uygun bir biçimde gösterdiği görülmüştür (Shin,1997). Bu denklem;

$$\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^6 \frac{Eb}{kT} \left(\frac{b}{d} \right)^2 \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2 D_L \left(1 + \frac{3.3 \delta D_{gb}}{d D_L} \right) \quad (4.10)$$

şeklindedir. Denklemde;

$\dot{\epsilon}$: Deformasyon hızı (s^{-1}),

b : Burgers vektörü,

σ : Gerilme (MPa),

k : Boltzman sabiti,

d : Tane boyutu (μm),

T : Sıcaklık (K),

δ : Tane sınırı genişliği (μm),

E : Elastiklik modülü (MPa),

D_L : Difüzyon katsayısı (m^2/s),

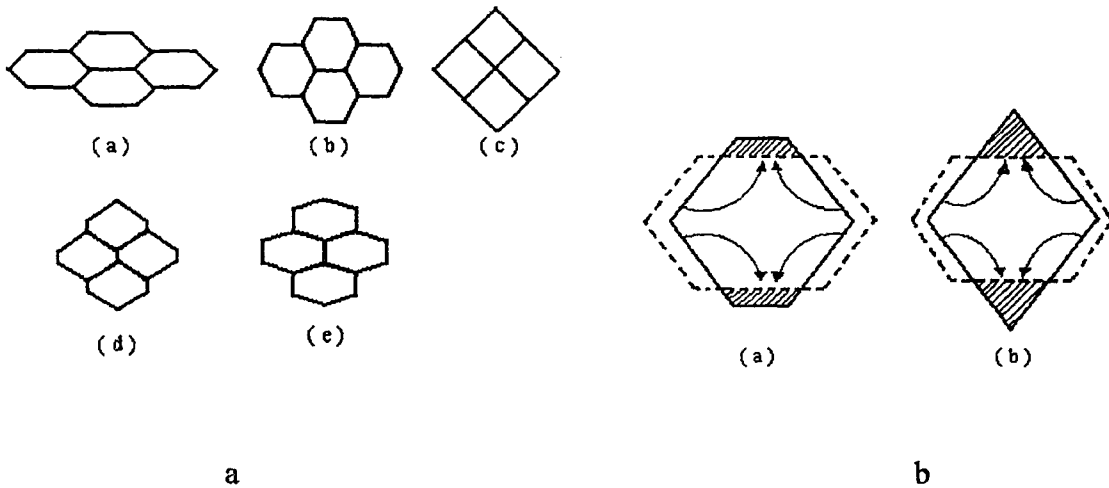
D_{gb} : Tane sınırı difüzyonudur (m^2/s).

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 sınırı difüzyonunu) dikkate almışlardır. (Denklem 2.11):

$$\dot{\epsilon} = \frac{100 \Omega}{kT d^2} \left(\sigma \frac{0.2\gamma}{d} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2 D_L \left(1 + \frac{3.3\delta D_{gb}}{d D_L} \right) \quad (4.11)$$

Denklemde $0.2 \gamma / d$ kalıntı gerilmeyi gösterir.

Ashby ve Verrall modelinin şematik gösterilişi Şekil 4.8'de verilmiştir. (Langdon,1991).



Şekil 4.8 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 (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).

$$\dot{\epsilon} = 14 \left(\frac{D_L}{d^2} \right) \left(\frac{Eb^3}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^1 \quad (4.12)$$

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.

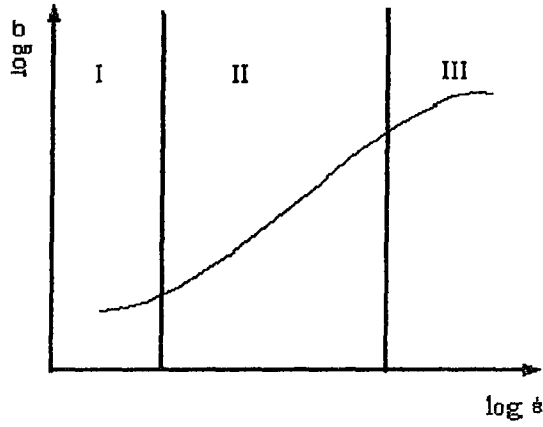
4.2.1 Deformasyon Mekanizmalarının Log σ - Log $\dot{\epsilon}$ Eğrisi Üzerinde İncelenmesi

Şekil 4.10' da verilen eğri üzerinde, üç farklı bölgedeki deformasyon mekanizmaları şöyle açıklanmaktadır:

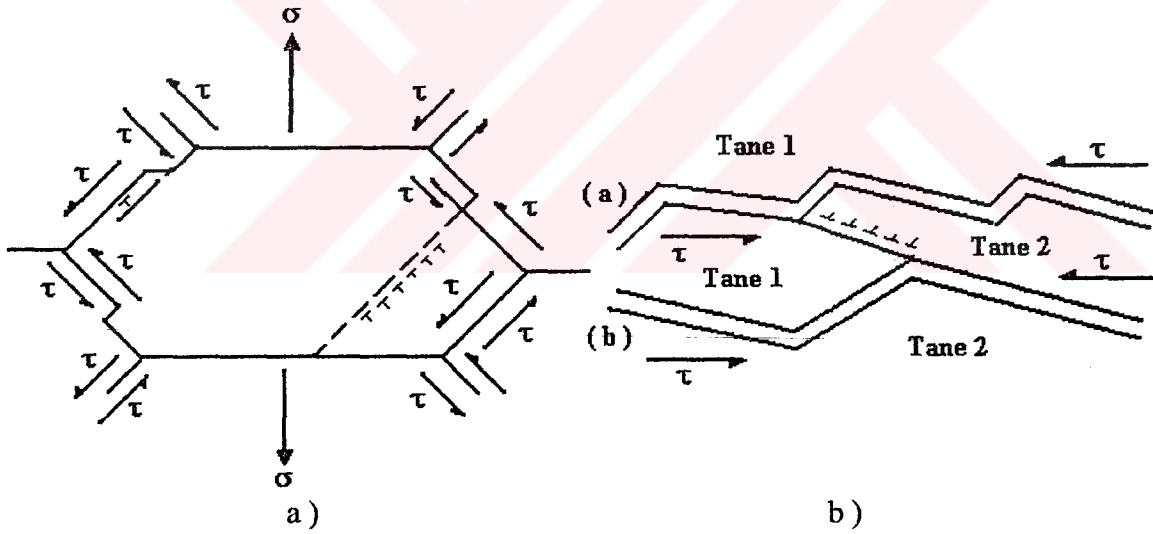
I. Bölge

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

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



Şekil 4.9 Gerçek Gerilme (σ) - Gerçek Deformasyon Hızı ($\dot{\epsilon}$) Eğrisinin Bölgeleri

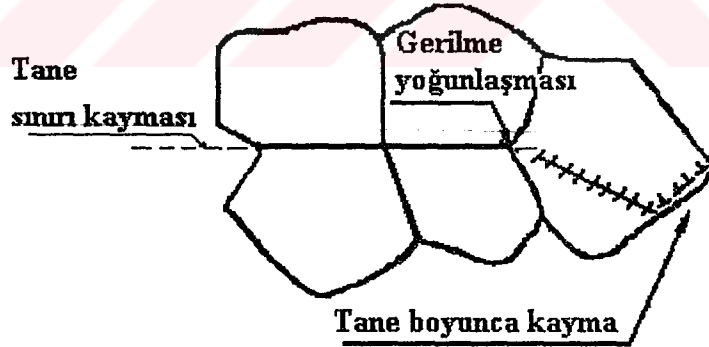


Şekil 4.10 a) I. Bölgede Tane İçi Dislokasyon Hareketi, b) Dislokasyon Hareketi İle Kayma Yüzeyinin Büyümesi.

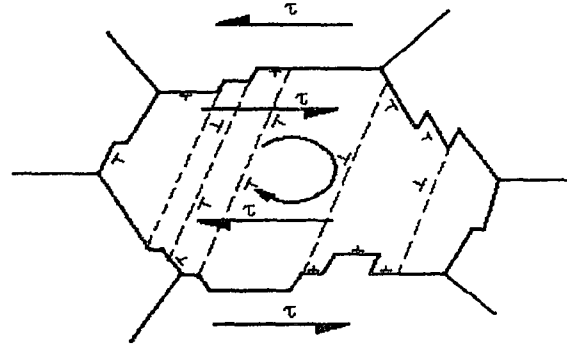
II. Bölge

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

Ball ve Hutchison tarafından verilen model Şekil 4.11'de görülmektedir (Langdon,1991). Verilen modelde hakim olan mekanizma, tane sınırı boyunca ve tane içerisinde tırmanma suretiyle dislokasyonların yer değiştirmesidir (Şekil 4.11). 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, çok küçük gerilmelerde bile numunenin ilave deformasyonuna sebep olur. 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 artar. Böylece, düz tane sınırı bozularak yuvarlak hale gelecek şekilde büyür. Çünkü tane sınırına hareket eden her dislokasyon orada yapısal tane sınırı basamağı oluşturur (Şekil 4.12).



Şekil 4.11. Ball ve Hutchison Tarafından Geliştirilen Tane Sınırı Kayması ve Dislokasyonların Tırmanışının Şematik Görünüşü (Langdon, 1991)

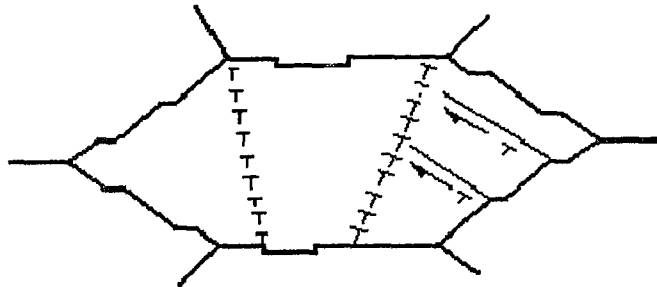


Şekil 4.12. Tane İçi ve Tane Sınırı Bölgelerinde Dislokasyon Hareketleri

Ashby ve Verral sayesinde geliştirilen difüzyonal akışa dayalı modele göre ise, tane sınırı kayması, sınırlar boyunca difüzyonal 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 4.13). Tane içerisindeki toparlanma olayları deformasyon hızının gerilime bağımlılığını belirler. Ayrıca hareketli dislokasyonların artan yoğunluğu yaygın bir pekleşmeye neden olur. Sonuçta malzeme bir miktar boyun vererek kopar.



Şekil 4.13. III. Bölgede Tane İçi Dislokasyonlarının Etkileşimi

4.3 Süperplastiklik Testi Uygulanan Malzemeler

4.3.1 Alüminyum Alaşımlarının Süperplastikliği

Otomotiv kaporta panellerinde, hafif olan alüminyum alaşımlarının ilgi görmesi Al - Mg alaşımlı levhaların biçimlendirilebilirliğinde 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. 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,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).

4.3.2 Kompleks Malzemelerin Süperplastikliği

Metal matrisli kompozitlerin yüksek sıcaklığa dayanıklı olması istenen uygulamalarında kullanılmasındaki gayretler, seramiklerin geniş bir sıcaklık alanında sürünme davranışlarının araştırılmasına yol açmıştır. İşlem esnasında sıcaklık değişimleri meydana geldiğinden, bu malzemelerin muayenesinin ısı çevrim altında yapılması arzu edilmektedir. Bu malzemelerin süperplastikliği ile ilgili çalışmalarda, % 1000'in üzerinde süperplastik uzamalar elde edilmiştir. Metal matrisli kompozitlerdeki süperplastiklik türünün iç gerilme süperplastikliği olduğu

belirlenmiştir. Bunun nedeninin ise metal - matris ara yüzeyinde yığılan kuvvetli gerilme alanlarından kaynaklandığı bilinmektedir. SiC takviyeli Al matrisli kompozitlerde bu iç gerilme alanlarının oluşmasının nedeni alüminyum matris ve SiC Whiskerleri arasındaki ısı yayılma katsayısındaki büyük farktır (Sherby, 1996).

Şu ana kadar çok farklı metal matrisli kompozitler üzerinde çalışılmış ve birçok ilginç özellikler gözlenmiştir. Bu tür malzemelerde partikül şekli ve büyüklüğü çok önemlidir. Daha yüksek uzamalar daha küçük partikül boyutunda elde edilmiştir.

4.3.3 Seramik Malzemelerin Süperplastikliği

Seramiklerde süperplastik akış gözlemleri Wakai (1986) tarafından Y-TZP olarak adlandırılan zirkonyum (zirconia) alaşımları üzerinde yapılan çekme testlerinde elde edilmiştir. Wakai, 0.3 μm 'luk tane boyutuna sahip zirkonyum alaşımında 1450 $^{\circ}\text{C}$ 'de yaklaşık % 200 uzama elde etmişlerdir. Nieh ve meslektaşları aynı malzeme üzerinde yaptıkları deneylerden % 800 gibi çok yüksek bir uzama değeri elde etmişlerdir. Elde edilen bu sonuçlar, seramik ince yapı süperplastikliğinin görülmesinin mümkün olduğunu göstermiştir (Kim, 1989). Seramikler normal olarak düşük taneler arası bağ kuvvetlerinin bir sonucu olarak düşük uzama değerlerinde taneler arası kırılmaya uğrar. Metallerde yaklaşık 10 μm 'luk tane boyutuna karşılık, seramiklerde yaklaşık 1 μm 'luk tane boyutu süperplastik davranış için gerekli görülür (Shin, 1997).

4.3.4 Mikrodubleks Paslanmaz Çeliklerin Süperplastikliği

Mikrodubleks paslanmaz çelikler 2-3 μm 'luk küçük bir tane boyutunda, hem ferrit hem de ostenitten meydana gelen kararlı mikro yapılarından dolayı bu şekilde adlandırılırlar. Mikrodubleks paslanmaz çelikler, genellikle % 18-26 Cr ve % 5-8 Ni içerirler ve aynı zamanda Mo, Ti, Cu, Si, Mn, C ve N de içerebilirler. Bu alaşımlardaki kopma uzamaları 900 – 1000 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkları arasında ve çoğunlukla 10^{-3} ve 10^{-2} s^{-1} 'lik deformasyon hızlarında % 500'dür. Mikrodubleks paslanmaz çelikler, yüksek mukavemetleri ve korozyona dayanımlarından dolayı kimya endüstrisinde birçok ticari uygulama alanı bulduğu halde süperplastik şekillendirme potansiyellerinden yararlanılmamıştır. Bu, mikrodubleks paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıklarda ferrit

ve ostenit arası farklı iç mukavemetlerinden dolayı süperplastik akma esnasında kavitasyona olan hassasiyetinden dolayıdır.

Dubleks paslanmaz çeliklerin süperplastikliği üzerine ilk çalışmalar Hayden ve arkadaşları tarafından yapılmıştır. Hayden ve arkadaşları farklı Fe - Cr - Ni üçlü bileşimlerini yaklaşık 1000 °C'de deneye tabi tutmuşlar ve 25 Cr - 6.5 Ni - 0.6 Ti alaşımında % 500 uzama elde etmişler. Maehara 25 Cr - 7 Ni - 3 Mo - 0.14 N alaşımında termomekanik işlem sayesinde 800 – 1100 °C sıcaklıkları arasında % 1000'in üzerinde uzama elde etmiştir. Bununla birlikte dubleks paslanmaz çelikler küçük taneli bir mikro yapıya sahip olduklarında % 2000'e kadar uzama gösterirler (Kurt,1999).

4.3.5 Ötektoid Altı ve Ötektoidik Sade Karbonlu Çeliklerin 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 işlemten sonra ötektoidik dönüşüm sıcaklığı boyunca ısıtma 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 (1969), Fe-C alaşımında (% 0.2-0.4-0.6-0.8-1.0 karbonlu çeliklerde) ötektoid sıcaklığın altında yeterince süperplastik 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 4.4×10^{-3} dak⁻¹ deformasyon hızında % 133 oranında bir uzama elde etmiştir.

Kayalı (1995), 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 µm olan malzemede (% 0.42 C ve % 1.87 Mn) 727°C sıcaklığında 2.10^{-2} 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 katkılarının ilavesi ile ferrit - ostenit bölgesinde daha yüksek deney sıcaklıklarını kullanabileceğini, deneylerini 900°C sıcaklıkta ferrit-ostenit yapılu çelikte yaklaşık 2 µm'lik tane büyüklüğünde 2×10^{-2} dak⁻¹ deformasyon hızında gerçekleştirdiğini, "m" değerini 0.55 olarak saptadığını ve % 430 uzama elde ettiğini 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, yüksek Al içerikli deformasyon sıcaklığını 700°C'den yaklaşık 880°C'ye kadar, deformasyon hızını da 10^{-4} den 5×10^{-3} s⁻¹'e artırır. Sonuç olarak, süperplastik deformasyon için deformasyon hızı sınırı çok daha yüksek deformasyon hızlarına doğru genişler. Buna, östenit - ferrit dönüşüm sıcaklığını artıran alüminyumun daha yüksek (% 8'e kadar) içerikleriyle ulaşılır (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.

4.3.6 Ötektoid Üstü Sade Karbonlu 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 kadar çekme uzamaları elde edilmiştir (Metals Handbook, 1988).

UHC çeliklerinde arzu edilen ince küresel mikroyapıyı 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 austenit 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 olan, 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 mikroyapının 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 süperplastik sıcaklıkta hemen hemen aynı sertliğe sahiptir.

Öte yandan, UHC çelikleri üzerinde yapılan çalışmalarda, süperplastiklik orta seviyeli deformasyon hızı ($10^{-5} - 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 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 artırırılar.

- Meydana gelebilecek kavitasyona engel olurlar.

Yüksek karbon içeriklerinden dolayı UHC çeliklerinde, süperplastik şekillendirmeden sonra ısıt işlemlerle çok yüksek sertlik değerlerine (65-68 HRC) ulaşılabilir. Bu özelliğinden dolayı UHC çelikleri dişliler, takım parçaları, aşınmaya dirençli yüzeyler ve askeri araç zırhlarını da içine alan geniş bir kullanım alanına sahiptir.



BÖLÜM 5

5. KONUNUN LİTERATÜRDEKİ YERİ

Sürtünme kaynağı ile kaynak yapma fikri eskilere dayanmaktadır. Ancak konu ile ilgili ilk patent 1891 yılında Amerikalı makinist I.H.Bevington tarafından alınmıştır. Daha sonraları konu ile ilgili 1924 yılında İngiltere ve Rusya, 1929 yılında Almanya patent almıştır. Başlangıçta boru ve plastiklerin kaynağında kullanılan bu teknik 1956 yılında Rus bilimci A.J. Chdicov, iki metal çubuğu sürtünme kaynağı ile birleştirmeyi başarmıştır. Sürtünme kaynağı konusu ile ilgili gerçek bilimsel çalışmalar 1956 yılından sonra başlamıştır ve usulün uygulama alanlarının geliştirilmesi doğrultusunda çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle yeni ve özellikleri geliştirilmiş malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin mevcut kaynak yöntemleri ile kaynatılmasından doğan problemler, sürtünme kaynağı için geniş bir uygulama alanı bulmasını sağlamıştır.

Sürtünme kaynağı ile ilgili ilk çalışmalar malzeme ve diğer şartlara bağlı olarak parametrelerin belirlenmesi üzerinedir. Bu konuda ilk ciddi esaslar V.I. Vill (1962) tarafından toparlanmıştır. Vill, sürtünme basıncının büyük bir öneme sahip olduğunu ve değişiminin geniş bir aralıkta olduğunu ifade etmiştir. Vill'e göre basınç, kaynak bölgesindeki sıcaklık derecesi ve eksenel kısalma miktarı ile kontrol edilir. Nümerik olarak 25 -250 MPa arasında değişir. Dönme hızı, hassasiyeti en az olan parametredir. Pratik olarak kaynak bağlantısını etkilemeksizin geniş bir değişim aralığı kullanılabilir.

Daha sonraları R.Y.Tylecote (1968) V.I. Vill' in çalışmaları da dahil olmak üzere kendisinden önce konu ile ilgili çalışmaları derlemiştir. R.Y. Tylecote bu çalışmasında en önemli parametre olarak eksenel basıncı ele almıştır. R.Y. Toylecote' ya göre eksenel basınç ara yüzeydeki sıcaklığı etkilemekte ve gerekli momenti sağlamaktadır. Ayrıca eksenel basınç ile birlikte yığma basıncı ve çevresel hızı da önemli üç parametre olarak belirlemiştir. Çeşitli araştırmalara dayanarak eksenel basınç değerini, yumuşak çelikler için 56.2 MPa, Orta karbonlu çelikler için 70.3 MPa olarak önermiştir.

P. Jennings (1971), 19 mm çaplı Cr-Mo/Cr çelik çifti kullanarak, kaynak öncesi ve sonrası ısıtma işlemleri uygulayarak değişken tutulan parametrelerde sürtünme kaynak işlemini gerçekleştirmiştir. Elde etmiş olduğu bu kaynaklı bağlantılara eğme, çekme ve

yorulma testleri uygulayarak kaynak kalitesini belirlemede etkin olan parametreleri araştırmıştır. Numunelere uygulanan çekme testleri sonrasında bütün kopmalar kaynak bölgesi dışında olmuştur. Kaynak sonrası uygulanan ısıtma işlemlerin çekme özellikleri üzerinde önemli etkileri olduğunu tespit etmiştir.

W. Lucas (1971) EN 3B yumuşak çeliğinden elde etmiş olduğu sürtünme kaynaklı numunelere eğme testi uygulamıştır. Bu çalışmada 1 sn. süre ile bir yığılma basıncının uygulanmasının gerekli olduğunu, yüksek yığılma basınçlarının yanı sıra kısa kaynak sürelerinin en iyi kaynak bölgesi yapısı verdiğini tespit etmiştir.

F.D. Duffin ve B. Crossland (1971) yumuşak çelikleri kullanarak elde ettikleri sürtünme kaynaklı numunelerde kısa kaynak süresi ve yüksek yığılma basıncı değerlerinin daha ince taneli bir yapı verdiğini tespit etmişler.

V.P. Voinov, ve arkadaşları (1972) 16 mm çaplı St 20 ve 40 KH çelik çiftini $P_1 = 50$ MPa, $P_2 = 100$ MPa, $t_1 = 3$ sn ve $t_2 = 1.5$ sn değişkenlerini kullanarak yapmış olduğu sürtünme kaynaklı numunelere çentik darbe ve yorulma deneyleri uygulayarak $n = 1200/4200$ dev/dak. dönme hızının kaynak kalitesi üzerindeki etkisini belirlemek için parametre optimizasyonu yapmıştır. Yüksek dönme hızları çentik darbe dayanımında daha iyi sonuç verirken, yorulma deneyinde her iki dönme hızında da iyi sonuçlar alınmıştır.

A.N. Dobrovidov ve arkadaşları (1975) HSS-C 45 karbonlu çelik çifti kullanılarak yapılan sürtünme kaynaklı numunelerin mikroyapısı üzerinde çalışmışlardır. Bu çalışmada HSS tarafına doğru bir karbon difüzyonunun olduğu, dolayısıyla C 45 tarafında bir dekarbürize bölge oluştuğu ve kaynak sonrası ısıtma işlem şartlarının bu dekarbürize bölgenin genişliği üzerinde çok etkili olduğu ortaya konulmuştur.

S.A. Seregin ve S.B. Sabantsev (1977) 14.1 mm çapında, kaynak öncesi çeşitli derecelerde deformasyona uğratılmış St 20 çeliğini kullanarak, diğer kaynak parametreleri sabit kalmak şartıyla $n = 1200, 1400$ dev/dak. gibi iki ayrı dönme hızında birleştirilen sürtünme kaynaklı numunelere çentik darbe deneyi uygulamışlardır. Deney sonuçlarında yüksek dönme hızlarının daha iyi sonuçlar verdiğini belirlemişlerdir.

O.N. Tanicheva ve arkadaşları (1989), yapmış oldukları bir çalışmada, takım çeliklerinin kaynaklı kısımlarından kırılmaları sonrasında yüzeyde görülen hata "parlak

şerit” olarak nitelendirilmiştir. Bu hatanın oluşmaması için araştırmacılar kaynak sıcaklığı ve basıncının artırılmasını tavsiye etmişlerdir.

C.R.G. Ellis (1977), literatüre dayanarak yapmış olduğu sürtünme kaynaklı bağlantılarda kaynak kalitesini etkileyen parametrelerin; dönme hızı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi ve yığma basıncına bağlı olduğunu, ara yüzey sıcaklığı ve bağlantı kalitesi üzerine en etkin parametrenin dönme hızı olduğunu ileri sürmüştür.

C.R.G. Ellis (1977), G.H.C. Begg ve B.A. Humphreys (1981), sürtünme kaynağında malzeme çap büyüklüğü parametresinin önemine değinmişler. Isıtma süresinin sürtünme ile sürtünen yüzeyleri temizleyecek ve katı hal kaynağı için gerekli plastisiteye ulaşabilecek düzeyde olması gerektiğini ifade eden C.R.G. Ellis, yığma için gerekli sürtünme süresini amprik olarak 5.1 no’lu denklemdeki gibi ifade etmiştir. Bu formülün, karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler için iyi sonuç verirken, yüksek alaşımlı, paslanmaz çelikler, sertleştirilmiş çelikler ve yüzey işlemi görmüş çelikler için iyi sonuç vermediğini ifade etmiştir.

$$T = 82.55 \times D \text{ (sn)} \quad (5.1)$$

Burada:

T = Yığma için gerekli zaman (sn),

D = Numune Çapı (M)’dır.

Yapılan bu çalışmalarda elde edilen sonuçlara göre, yığma basıncı malzemelerin kaynaklanabilmesi için sıcak dövme mukavemetlerinin altında olmamalıdır. Buna karşın yığma basıncı çok yüksek alınırsa, aşırı metal deformasyonu oluşur ve bu aşırı yığılma sırasında metalik olmayan inklizyonlar kaynak bölgesinde arzu edilmeyen enine bir akış göstererek yeniden şekillenirler. Bu durum kaynağın kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını olumsuz etkiler.

S.A. Westgate ve S.B. Dunkerton (1985) tarafından yapılan bir çalışmada, sürtünme kaynaklı C/Mn çeliklerinde parametrelerin, kaynak sonrası ısıtma işlemlerin ve malzemenin kükürt içeriğinin bağlantının tokluğuna etkisi, çentik darbe dayanımı testi uygulanarak araştırılmıştır. Bu tür bağlantılarda düşük kaynak süresi ve yüksek yığma basıncı değerleri daha ince taneli bir yapı vermiş olduğunu tespit etmişlerdir.

K.G.K. Murti, S. Sundersan (1986) isimli araştırmacılar, sertleşme kabiliyeti çok iyi olan 22 mm çaplı sürtünme kaynağı yapılmış HSS- C 45 çelik çifti için çentik darbe ve yorulma dayanımı testleri yardımıyla parametre optimizasyonu yapmışlardır. Deney çalışmaları sonucunda yüzey pürüzlülüğü hassasiyetinin artırılmasıyla yorulma mukavemetinin arttığı ve sürtünme kaynaklı numunelerin bir matkap olarak kullanıldığında yeterli dayanıma sahip oldukları görülmüştür.

M. Yılmaz (1993), 13 mm çaplı S-6-5-2 ve C 45 çelik çifti kullanılarak yapılan yakma alın ve sürtünme kaynaklı birleştirmelerde kaynak kalitesi kıyaslaması yapılmıştır. Sürtünme kaynaklı birleştirmeler sabit dönme hızı altında ($n = 1400$ dev/dak.) $t=5-6-8$ sn, $P_1=45-50-55$ MPa, $P_2= 90-100-120$ MPa değişken parametreleri kullanılarak kaynak sonrası $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de 4 saat süre ile tavlama yapılmıştır. Deney çalışmaları sonucunda artan sürtünme süresi, kaynak bölgesinde daha yüksek bir sertlik değeri verdiği, yığılma basınçlarındaki değişim ise maksimum sertliği pek etkilemediği görülmüştür. Birleştirme yöntemleri arasında yapılan kaynak kalitesi kıyaslamasında, sürtünme kaynaklı birleştirmeleri daha iyi sonuçlar verdiği tespit edilmiştir.

Otmanbölük ve arkadaşları (1999), çapları 20 mm Al ve 18 mm Cu olan malzeme çifti kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı numunelere çekme testi uygulayarak ve birleşme bölgesinde mikroyapı incelemesi yaparak kaynak kalitesini belirlemeye çalışmışlardır. Deney çalışmaları sonucunda, birleşme bölgesinde meydana gelen yüksek sıcaklık ve deformasyon sonucu oluşan intermetalik fazlar sertlik değerini artırdığı görülmüştür. Yığılma basıncının bu fazları alüminyum tarafına itmesi sonucu yapılan çekme deneylerinde kopmanın alüminyum tarafında olduğu görülmüştür.

Yılbaş ve arkadaşları (1994), çelik- alüminyum ve alüminyum- bakır malzeme çiftleri kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı birleştirmelere yorulma, çekme ve çentik darbe deneyleri uygulayarak üç temel parametrenin (dönme hızı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi) kaynak kalitesi üzerine etkisi araştırılmışlardır. Deneysel çalışmalar sonucunda, çelik-alüminyum kaynaklı birleştirmelerde yüksek dönme hızı ve sürtünme basıncının bir sonucu olarak meydana gelen aşırı deformasyon ile birlikte birleşme bölgesinin alüminyum tarafında ince bir intermetalik tabakanın oluştuğu görülmüştür. Ancak, yüksek dönme hızı ve sürtünme basıncı, temas yüzeyi üzerindeki alüminyum oksit filminin kırılmasını sağlayarak ara yüzeyde yeterli deformasyonu sağladığı görülmüştür. Alüminyum - bakır çifti kaynaklı numunelere uygulanan kırılma

testi sonucunda kırılma yüzeyinde gri bir alüminyum tabakasının varlığından bahsedilmiştir.

J.H. Yan ve arkadaşları (2000), C 45 ve AISI 1045 malzemeleri kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı birleştirmelerde değişken sürtünme basıncı parametrelerinin kaynaklı numunelerin yorulma ömrüne etkisini sayısal ve istatistiki analizler yapılarak araştırmıştır.

G.J. Bendzsak, T.H. North ve Z. Li (1996) sürtünme kaynaklı birleştirmelerde birleşme bölgesinde meydana gelen plastik deformasyonun akışını, Non - Newtonian akış denklemi kullanarak sayısal modellemesini yapmışlardır.

Görüldüğü gibi, sürtünme kaynağı üzerine yapılan araştırmalar son derece geniş bir alana yayılmaktadır. Bu çalışmalarda, kaynak bölgesinin sıcaklığı ve ısı dağılımı en çok ilgi çeken konuların başında gelmektedir. G.Wichelhaus (1974) yaptığı çalışmada kaynak bölgesindeki sıcaklığı tespit etmek için pirometre ile sıcaklık ölçme, termoelement ile sıcaklık ölçme ve ölçülen termo gerilmelerden hareketle hesaplama yöntemleri kullanmış ve en iyi yöntemin termoelement ile ölçüm olduğuna karar vermiştir.

D. Schober, M. Trepe ve H. Granuer (1986) ayrı ayrı yaptıkları çalışmalarda sürtünme kaynaklı birleştirmelerde kaynak kalitesini artırmak için proses kontrolü üzerinde durmuşlar ve konu ile ilgili akış diyagramları vermişlerdir.

M.V. Bolshkov ve arkadaşları (1972), vakum ortamında yapmış oldukları sürtünme kaynaklı birleştirmelerde mekanik özelliklerde olumlu gelişmeler sağlandığı tespitinde bulunmuşlardır.

BÖLÜM 6

6.DENEY ÇALIŞMALARI

6.1 Çalışmanın Amacı

Son yıllarda metallerin birleştirilmesi konusu büyük önem kazanmıştır. Özellikle yeni ve özellikleri geliştirilmiş malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin mevcut kaynak yöntemleri ile kaynatılmasından doğan problemler, katı hal birleştirme teknikleri için geniş bir uygulama alanı sağlamıştır.

Bilim adamları gelişen teknolojik gelişmelere paralel olarak yeryüzündeki mevcut malzemelerin özelliklerini geliştirme arayışı ve gayreti içindedirler. Bu gayretler sonucunda geliştirilen ve halen gelişimi için üzerinde çalışılan malzemelerden biri de tane küçültülmüş düşük alaşımlı yüksek karbonlu çeliklerdir. Tane küçültülmüş yüksek karbonlu çeliklerin mevcut ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmeleri, içerdikleri yüksek karbon nedeniyle kaynak esnasında çatlamalara yol açmaktadır. Ergitme kaynak yöntemlerinin curuf kalıntısı, porozite gibi kaynak hatalarına açık bir yöntem olması ve soğuma nedenli makro düzeyde iç gerilmelerin oluşması bu yöntemin önemli dezavantajlarını oluşturmakta olup kaynağın mukavemetini düşürmektedir. Belirtilen bu nedenlerden dolayı, farklı bileşimdeki malzemelerin birleştirilmesinde eğer boyutları ve şekilleri uygun ise, ergitme olayının olmaması ya da sınırlı oluşu, çok daha az kaynak hatası içermesi ve kaynak sonrası minimum iç gerilmeler oluşturmaları nedeniyle katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme kaynağı büyük bir avantaj göstermektedir.

Bu amaçla, mikro alaşımlama yapılmış ve termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş düşük alaşımlı ötektoid üstü çeliklerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme kaynağı uygun yöntem olmaktadır. Yapılan literatür araştırmasında, farklı malzemelerin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi ile ilgili birçok araştırma yapılmıştır. Ancak, tane küçültülmüş ötektoid üstü çeliklerin birleştirilmesi konusunda hemen hemen hiçbir çalışmaya rastlanmamıştır. Bundan dolayıdır ki, termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş düşük alaşımlı ötektoid üstü çeliklerin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesinin araştırılması, literatürdeki bu açıklığı gidermesi açısından büyük öneme sahiptir.

Bu çalışmada, mikro alaşımlama yapılmış ve termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş düşük alaşımlı ötektoid üstü çelik malzemelerin sürtünme kaynağı ile birleştirilmeleri gerçekleştirilerek, bağlantıların iç yapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda, sürtünme kaynağının sağlamış olduğu avantajlardan yararlanarak, malzemelerin termo mekanik işlemler sonucu kazanmış olduğu küçük tane yapısını, birleşme arakesitindeki dar bir alan hariç, bozmadan birleştirmeleri sağlanmıştır.

6.2 Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Deney çalışmalarında, Tablo.6.1' de kimyasal bileşimleri verilen iki ötektoid üstü çelik kullanılmıştır. Malzemeler, karbür ve nitrür yapıcı alaşım elemanları (Al, Mo, Ti) ilave edilerek 60 mm çaplı numuneler halinde GÜNHAN ARK DÖKÜM A.Ş.' de indüksiyon ocağında eritilerek döküm yoluyla üretilmiştir.

Tablo 6.1. Deneylerde Kullanılan Malzemelerin Kimyasal Bileşimi(% Ağırlık)

DENEY MALZEMESİ	KİMYASAL BİLEŞİM (% Ağırlık)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Mo	Ti	Nb	V
A	1.19	0.166	0.72	0.024	0.04	0.031	0.029	3.98	0.21	-	-	-
B	1.2	0.151	0.70	0.025	0.039	0.029	0.029	3.85	0.20	0.10	0.008	0.001

6.3 Malzemelere Uygulanan Tane Küçültme İşlemi

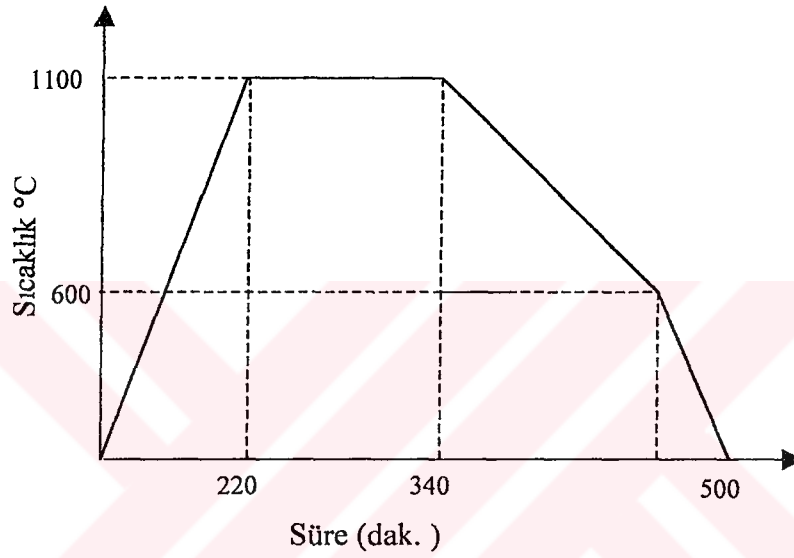
Mikro alaşımlama yapılarak elde edilen 60 mm çaplı numunelere, tane boyutunu küçültmek ve ince çökeltieler elde etmek amacıyla aşağıdaki termo mekanik işlemler uygulanmıştır.

Dökülmüş malzemeler, 1100 °C sıcaklıkta ve 2 saat bekleme süresi ile fırın ortamında soğutularak homojenleştirme tavlama uygulanmıştır. Uygulanan ısı işleme ait işlem grafiği Şekil 6.1' de verilmiştir.

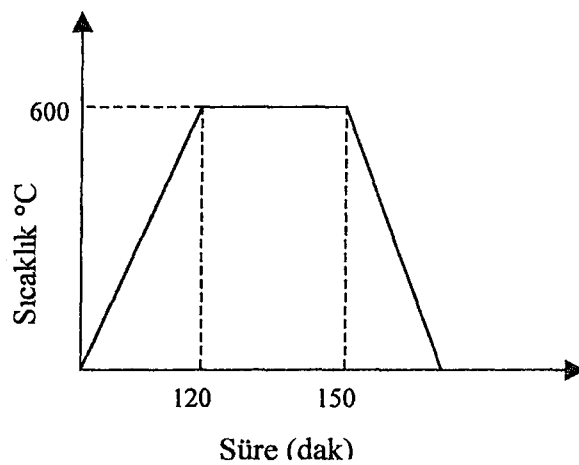
Numuneler daha sonra, A₃ sıcaklığı üzerinde 850 °C sıcaklıkta çapları 18 mm' ye düşünceye kadar sıcak dövülmüştür. Kesit daralması % 94' tür. Sıcak dövmedeki

amaç; şekil değiştirme oranına bağlı olarak tane boyutunu küçültmek ve malzemedeki mikro boşlukları gidermektir.

Dövülmüş numuneler, 600 °C sıcaklıkta ve 30 dakikalık bekleme süresi ile temperlenmiştir. Temperleme esnasında martenzit içerisinde hapis olmuş karbon atomları serbest hale geçerek daha kolay difüze olurlar. . Martenzit, karbon atomlarının itilmesi ile ferritik yapıya dönüşmek ister. Böylece tetragonal martenzit kafesi kısalırken, karbon atomlarının kafesi terk edip ince karbür parçacıkları halinde bir araya gelmesi sağlanır. Uygulanan ısıtılma işlemi ait işlem grafiği Şekil 6.2’ de verilmiştir.

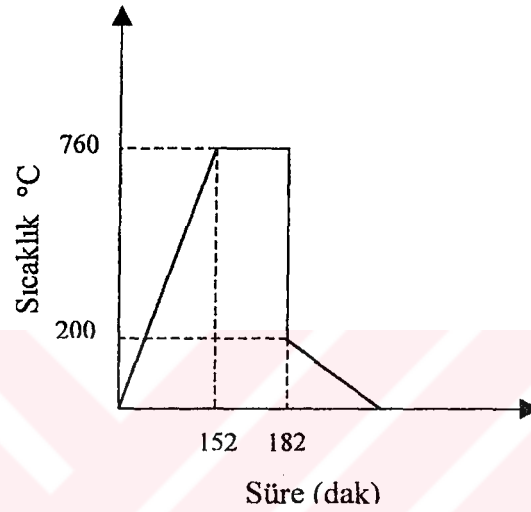


Şekil 6.1 Homojenleştirme Tavlama Sıcaklık- Zaman Eğrisi



Şekil 6.2 Temperleme Isıl İşlemi Sıcaklık- Zaman Eğrisi

Su verme ve temperleme işlemi sonrasında deney malzemeleri, A_1-A_3 sıcaklıkları arasında $760\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de 20 dakika tavlansak $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıktaki yağda soğutulmuştur. Bu ısı çevrim 10 defa tekrarlanmıştır. Bu ısı çevrimlerin amacı, faz dönüşümünden faydalanarak ferrit matrisi içerisindeki perlitleri parçalamak ve sementiti küreleştirmek suretiyle sünek bir iç yapı elde etmektir. Uygulan ısı işleme ait işlem grafiği Şekil 6.3' de verilmiştir.



Şekil 6.3 Isıl Çevrim Sıcaklık - Zaman Eğrisi

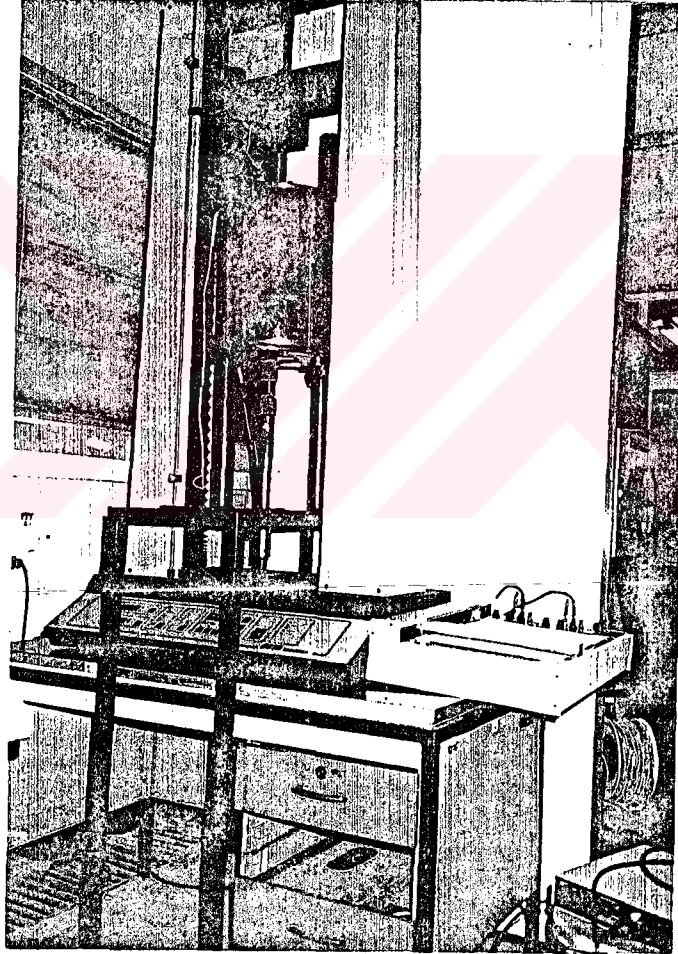
6.4 Süperplastiklik Çekme Deneyleri

Termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş numunelerin süperplastiklik özelliklerini belirlemek üzere yapılan çekme deneylerinde 50 kN' luk yük kapasitesine sahip "Hounsfield" marka çekme cihazı kullanılmıştır. Cihazda çekme hızı 0.1- 500 mm/dak. aralığında ayarlanabilmektedir. Uygulanan yük ve çekme hızına bağlı olarak meydana gelen uzama miktarı hem dijital hem de tezgah üzerindeki plotter' dan yük - uzama eğrisinden faydalanarak hesaplanabilmektedir.

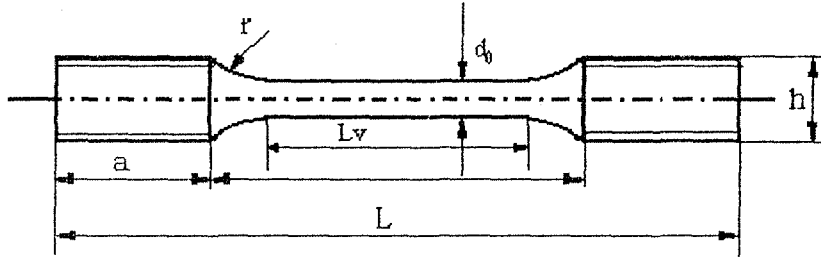
Sıcak çekme deneyleri, özellikleri verilen çekme cihazı bir yüksek sıcaklık fırını ile donatılarak yapılmıştır (Şekil 6.4). Yüksek sıcaklık fırının max. çalışma sıcaklığı $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ olup sıcaklık yükselmesi $5\text{ }^{\circ}\text{C/dak}$ ' dır.

Çekme deneylerinde kullanılan numunelerin ölçüleri, çekme cihazı katalogunda verilen ölçüler dikkate alınarak hazırlanmıştır. Şekil 6.5' de resmi verilen çekme numuneleri kopya torna tezgahında imal edildikten sonra çekme yüzeyleri profil taşlama tezgahında taşlanarak elde edilmiştir.

Numuneler çekme makinesine bağlandıktan sonra, fırın sıcaklığı deney sıcaklığına ayarlanmış ve fırın deney sıcaklığına geldikten sonra numuneler bu sıcaklıkta 5 dakika bekletilmiştir. 5 dakikalık bekleme süresi sonunda çekme makinesinde uygulanacak yük ve çekme hızı ayarlanmış, dijital göstergeli yük- uzama değerleri sıfırlanarak çekme deneyleri başlatılmıştır.



Şekil 6.4 Sıcak Çekme Cihazı Düzenegi



L (mm)	Lv (mm)	Lo (mm)	do (mm)	h (mm)	a (mm)	r (mm)
61	25	31	5	12	15	6

Şekil 6.4 Çekme Numunesi

Deney süresince her 0,5 mm' lik uzama değerine karşılık gelen yük değeri kaydedilmiş ve bu işlemi deney sona erinceye kadar devam etmiştir.

Deneylerde iki farklı numune kullanılmış olup, numuneler 750 °C sıcaklıkta ve 3,5,7,9,11,15,20 ve 25 mm/ dak.' lik çekme hızlarında yapılmıştır.

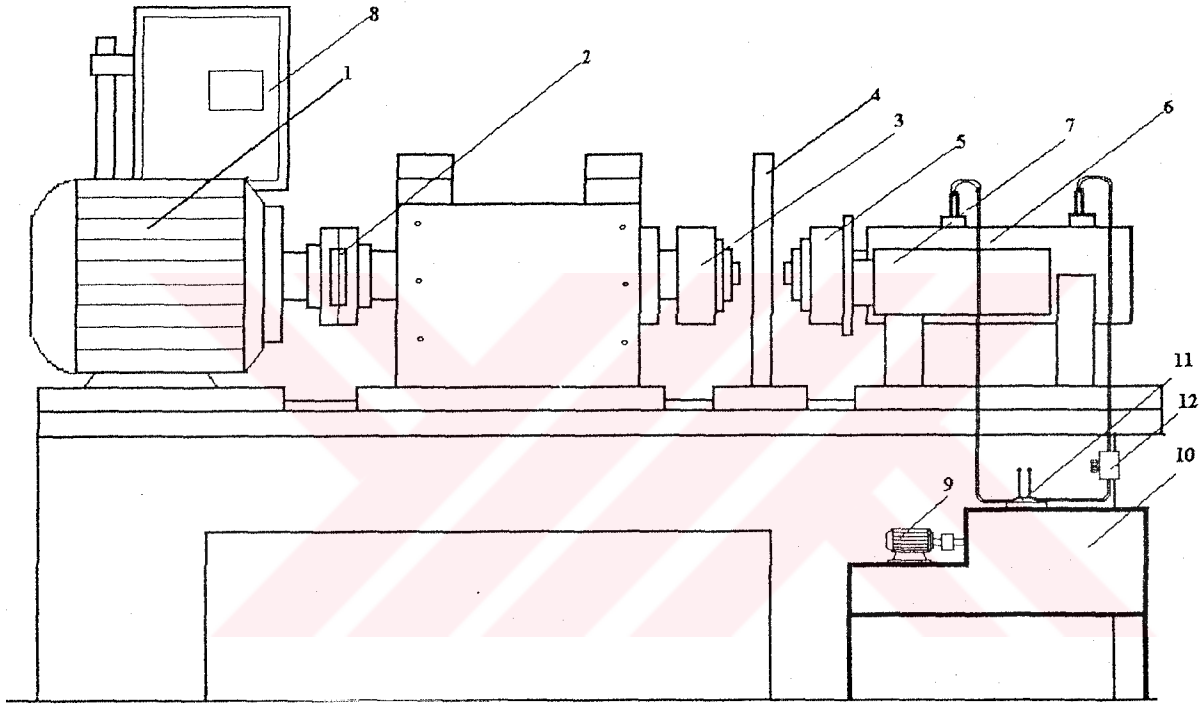
Seçilen farklı deformasyon sıcaklığı ve çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre gerçek gerilme – gerçek deformasyon hız diyagramları çizilmiştir.

6.5 Sürtünme Kaynağı Deneyleri

6.5.1 Deney Çalışmalarında Kullanılan Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynak Makinesi Mekanizması ve Özellikleri

Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı deney düzeneği olarak, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü atölyesinde tarafımızdan imal edilmiştir. Sistem, bir torna tezgahı gövdesi üzerine çeşitli mekanik, hidrolik ve elektronik aksamlar ilave edilerek, sürekli tahrikli kaynak makinesine dönüştürülmüştür (Şekil 6.5). Deney düzeneğinde 11.1 Kw'lık SIMENS marka DC Motor ve bu tahrik motoru kontrol eden 11.1 Kw'lık SIMENS marka MİDİ VEKTÖR invertör kullanılmıştır. Dönerli torna aynasını kumanda eden tahrik motoru, 0-5 V arası D.C. gerilime sahip hız kontrol cihazı potansiyometresi tarafından kontrol edilmiştir. Sistem

çalışır durumda iken, hız kontrol cihazı lineer potansiyometresi minimum 0 V değerinden 5 V değere kadar belirli aralıklar ile artırılarak, bu değerlere karşılık gelen motor devri bir dijital takometre yardımıyla tespit edilmiştir. Sürtünme ve yığma basıncı, eksenel basınç kuvvetinin uygulanmasında kullanılan hidrolik devre üzerindeki basınç kontrol göstergesi ve hız kontrol valf yardımıyla analog olarak kontrol edilmiştir. Sürtünme kaynağında önemli bir parametre olan frenleme ve frenleme süresi, invertör üzerinden tahrik motoruna D.C. gerilim uygulanarak kontrol edilmiştir.



1. Tahrik Motoru

2. Kavrama

3. Hareketli Ayna

4. Denge Plakası

5. Sabit Ayna

6. Çift Etkili Hidrolik Silindir

7. Pistonlu Yatak

8. Hız Kontrol Ünitesi

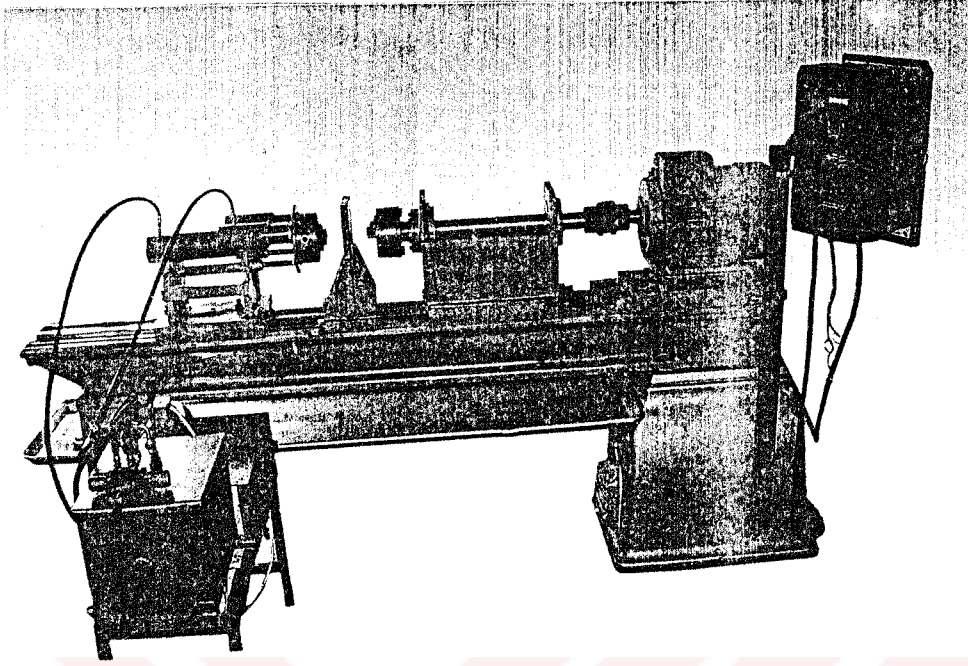
9. Motor ve Dişli Pompa

10. Yağ Tankı

11. Yön Kontrol Valfleri

12. Hız Kontrol Valfi

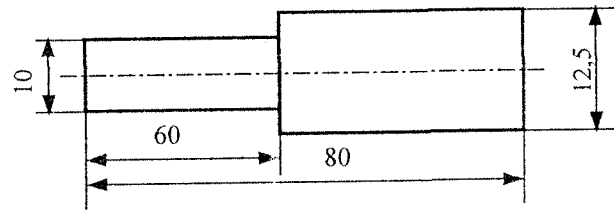
Şekil 6.5 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynak Makinası Şematik Resmi



Şekil 6.7 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynak Makinası Fotoğrafi

6.5.2 Sürtünme Kaynak Deneyleri

Sürtünme kaynağı deneylerinde, Tablo 6.1’ de bileşimi verilmiş ve termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş olan düşük alaşımlı ötektoid üstü malzeme kullanılmıştır. İki farklı analizde dökümü yapılan bu malzeme, tane küçültme işleminden sonra, Şekil 6.8’de ölçüleri verilen numuneler halinde torna tezgahında işlenerek imal edilmiştir.



Şekil 6.6 Sürtünme Kaynak Numunesi

Kaynaklı birleştirmeler, Tablo 6.2' de verilen sürtünme süresi (t_1), Sürtünme basıncı (P_1), yığılma süresi (t_2), yığılma basıncı (P_2) ve dönme hızı (n) parametreleri kullanılarak yapılmış ve bu parametrelerin birleşme kalitesine etkileri incelenmiştir.

Tablo 6. 2. Deney Çalışmalarında Kullanılan Parametreler

Numune No	Dönme Hız n Dev/dak	Sürtünme Basıncı P_1 (MPa)	Yığılma Basıncı P_2 (MPa)	Sürtünme Süresi t_1 (sn)	Yığılma Süresi t_2 (sn)	Toplam ΔL (mm)
A GURUBU						
SA 1	1500	25	50	6	2	2.5
SA 2	1500	30	60	6	2	3.4
SA 3	1500	25	50	8	4	4.1
SA 4	2000	25	50	6	2	3.2
SA 5	2000	30	60	6	2	4.5
SA 6	2000	25	50	8	4	4.2
B GURUBU						
SB 1	1500	25	50	6	2	2.8
SB 2	1500	30	60	6	2	3.7
SB 3	1500	25	50	8	4	3.1
SB 4	2000	25	50	6	2	3.5
SB 5	2000	30	60	6	2	4.2
SB 6	2000	25	50	8	4	3.8

6.6 Metalografik İncelemeler

Isıl çevrim sonrasındaki mikroyapıları belirlemek amacıyla metalografik muayene yapılmıştır. Bunun için numuneler sırasıyla 60, 120, 240, 600, 800, 1200 meşlik zımpara ile zımparalandıktan sonra 3 μm ' luk elmas pasta ile parlatılmış ve sonra % 2' lik nital ile dağlanmıştır.

Numuneler dağlandıktan sonra, JEOL JMS 6400 marka SEM ve optik mikroskop ile yüzey fotoğrafları çekilmiş, mikro yapıdaki farklı bölgelerin EDAX analizleri yapılmıştır.

Sürtünme kaynağı yapılmış numunelerin kaynak sonrası bağlantı kalitesini belirlemek için birleşme bölgesinde metalografik incelemeler yapılmıştır. Bu amaçla, birleşme yüzeyine dik doğrultuda kesilen kaynaklı numunelerin yüzeyleri 80 – 1200 zımpara ile zımparalandıktan sonra 3 μm ' lik elmas pasta ile parlatılmış ve % 2 nital ile

dağlanarak E.Ü. Teknoloji Merkezi laboratuvarlarında SEM mikroskobu ile yüzey fotoğrafları çekilmiş ve EDAX analizleri alınmıştır.

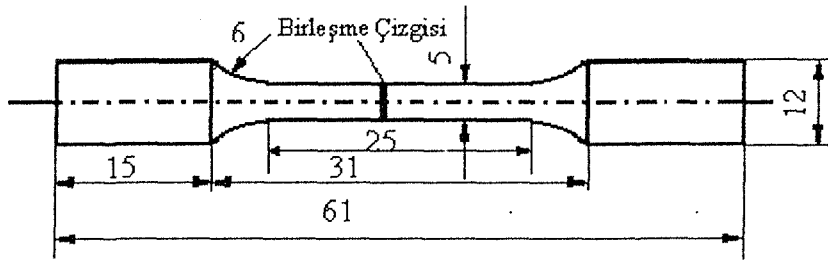
6.7 Sertlik Ölçümleri

Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde (numune eksenine boyunca) mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikro sertlik ölçümleri, ZWICK marka mikro sertlik ölçme cihazında 200 gr'lık yük uygulanarak HV (Vickers Sertliği) cinsinden yapılmıştır. Mikro sertlik ölçümleri TAKSAN A.Ş. laboratuvarlarında yapılmıştır.

6.8 Sürtünme Kaynaklı Numunelere Uygulanan Mekanik Testler

Sürtünme kaynağı yapılmış numunelere soğuk çekme testi uygulanmıştır. Çekme numuneleri, çekme cihazı katalogunda verilen ölçüler dikkate alınarak hazırlanmıştır. Şekil 6.9'de ölçüleri verilen çekme numuneleri kopya torna tezgahında tornalandıktan sonra çekme yüzeyleri profil taşlama tezgahında taşlanarak hazırlanmıştır.

Çekme deneyleri, 50 kN'lık yük kapasitesine sahip "Hounsfield" marka çekme cihazı kullanılarak yapılmıştır.. Kaynak öncesi ve kaynak sonrası olmak üzere iki grupta çekme testleri yapılmıştır. Kaynak öncesi A ve B numunelerden birer, kaynak sonrası SA₁, SA₄ ve SB₁, SB₄ no'lu numunelere çekme testi uygulanmıştır. Bu numunelerin soğuk çekme testi sonrasında taramalı elektron mikroskobu SEM ile kırık yüzey fotoğrafları çekilmiştir.



Şekil 6.9 Soğuk Çekme Numunesi

BÖLÜM 7

7. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

7.1 Tane Küçültme ve Süperplastiklik Test Sonuçları

7.1.1 Mikroyapı SEM Fotoğraflarının Değerlendirilmesi

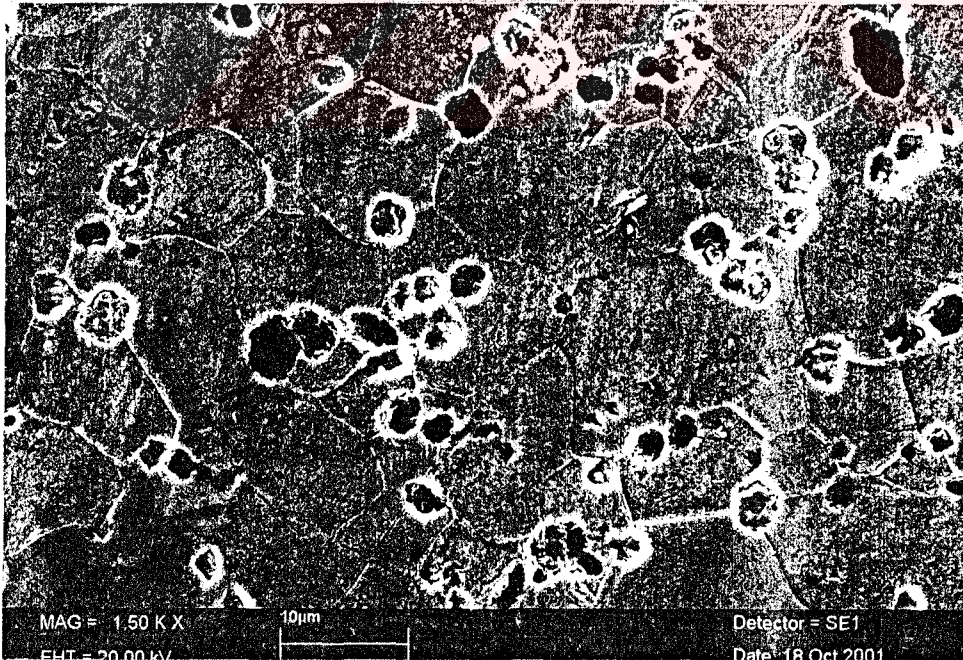
Deneylerde kullanmak üzere iki farklı analizde dökülmüş olan numunelere, homojenleştirme, dövme, temperleme işlemi sonrasında uygulanan ısı çevrim kademelerinde meydana gelen mikroyapı optik mikroskobu ve SEM ile incelenmiştir (Şekil 7.1,2,3,4,5,6). Ayrıca gerekli görülen yerlerin EDAX analizleri yapılmıştır. A ve B numunelerinin döküm sonrası mikroyapı fotoğrafları Şekil 7.1 ve 7.2’de gösterilmiştir. Numunelere ait SEM fotoğraflarında da görüleceği gibi döküm sonrası iç yapı ferit matrisi içerisinde dağılmış perlit ve tane sınırı sementitinden oluşmaktadır.

A₁-A₃ sıcaklıkları arasında 760 °C’ de 20 dakika tavlayıp 200 °C sıcaklıktaki yağda soğutarak uygulanan 1. ısı çevrimler sonrasında tane boyutunun küçüldüğü ve çevrim sayısı arttıkça, tane küçülmenin devam ettiği görülmektedir (Şekil.7.3,4). Yani A₁-A₃ sıcaklıkları arasında meydana gelen faz dönüşümü esnasında, ferrit matrisi içerisinde dağılmış olan perlitlerin küçüldüğü ve çevrim esnasındaki hacim değişikliğinden kaynaklanan iç gerilmeler nedeniyle sementit lamellerinin parçalanarak küreleştiği görülmektedir (Şekil.7.5,6).

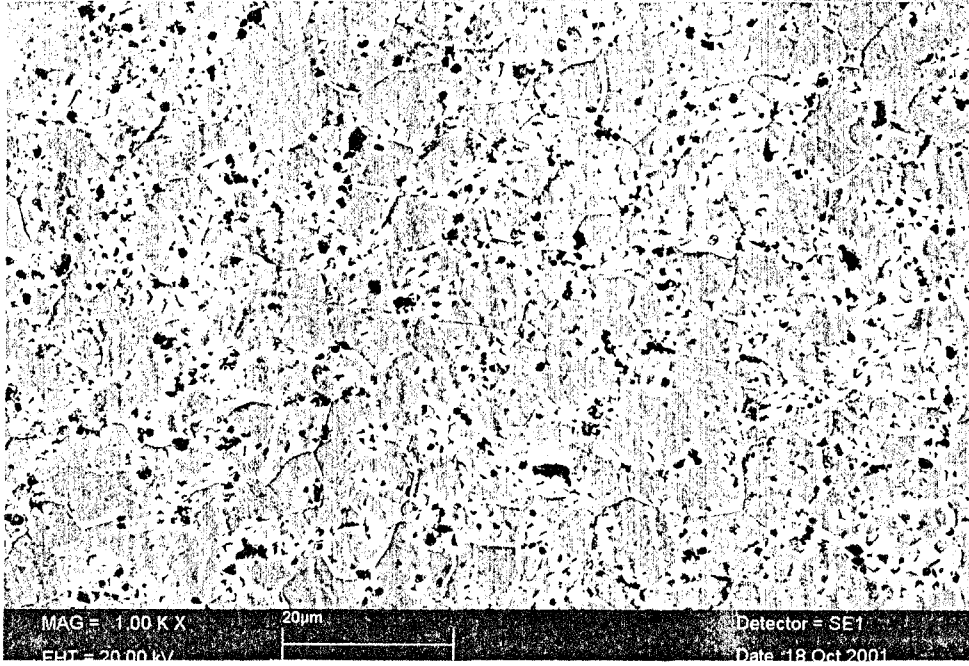
On defa tekrarlanarak uygulanan ısı çevrim sonrası B numunesinin daha küçük tane boyutuna sahip olduğu görülmektedir. Bu farkın, içermiş oldukları karbon ve alüminyum oranı aynı olmasının yanı sıra B numunesine mikro alaşım elementleri olarak katılan Mo ve Ti’ un östenit tanelerinde yeni çekirdekler oluşturarak ve yapı içerisinde tane sınırlarına çökelerek A₁-A₃ sıcaklıkları arasında tanenin irileşmesini engellemesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



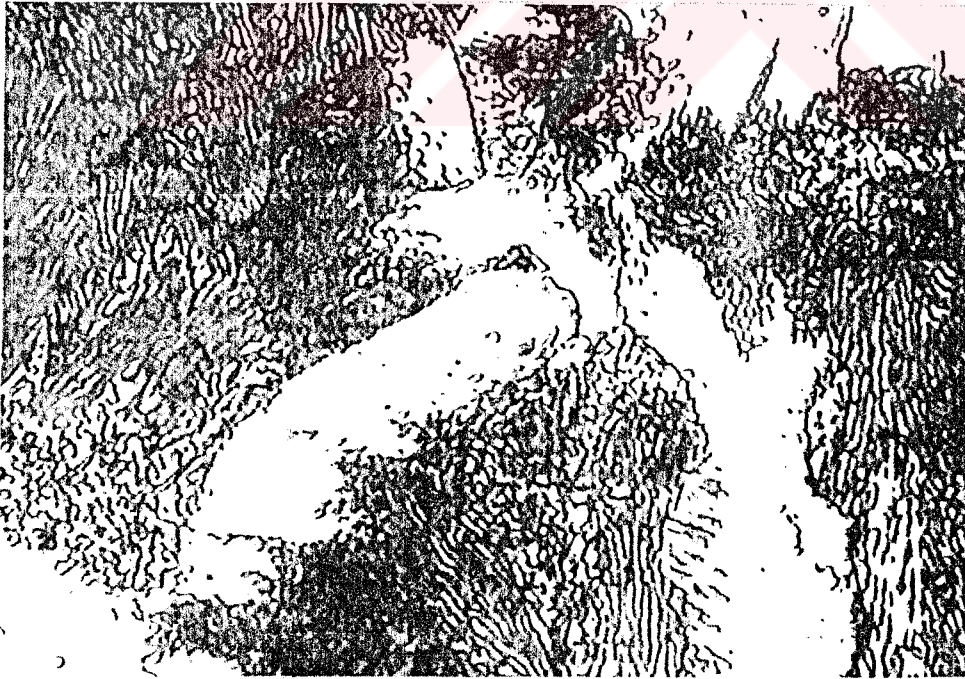
Şekil 7.1 A Numunesinin Döküm Sonrası Mikroyapı Fotoğrafi (x400)



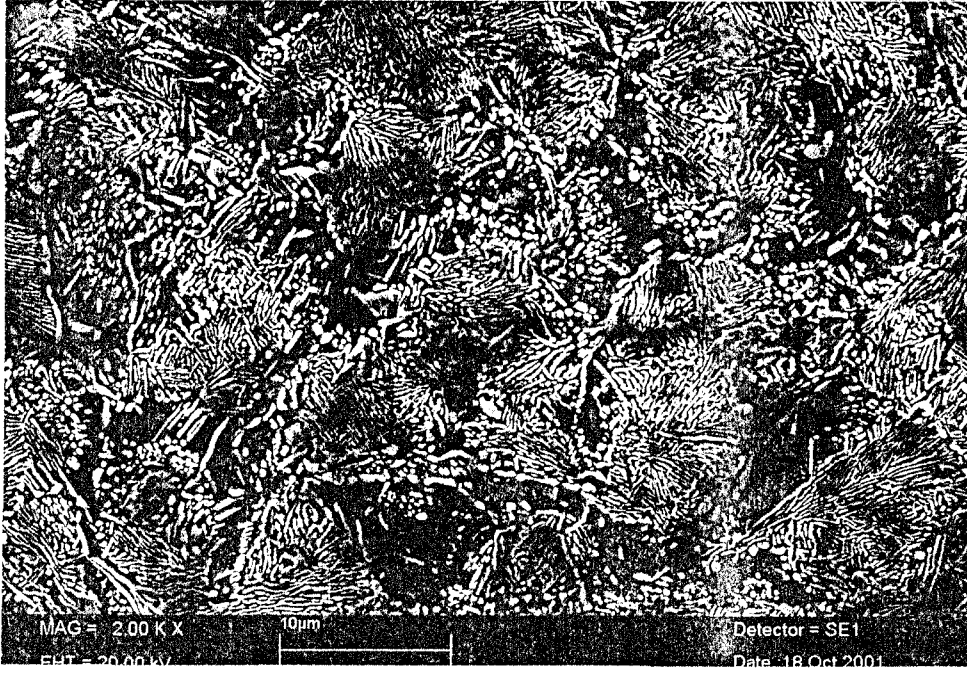
Şekil 7.2 A Numunesinin 1. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafi



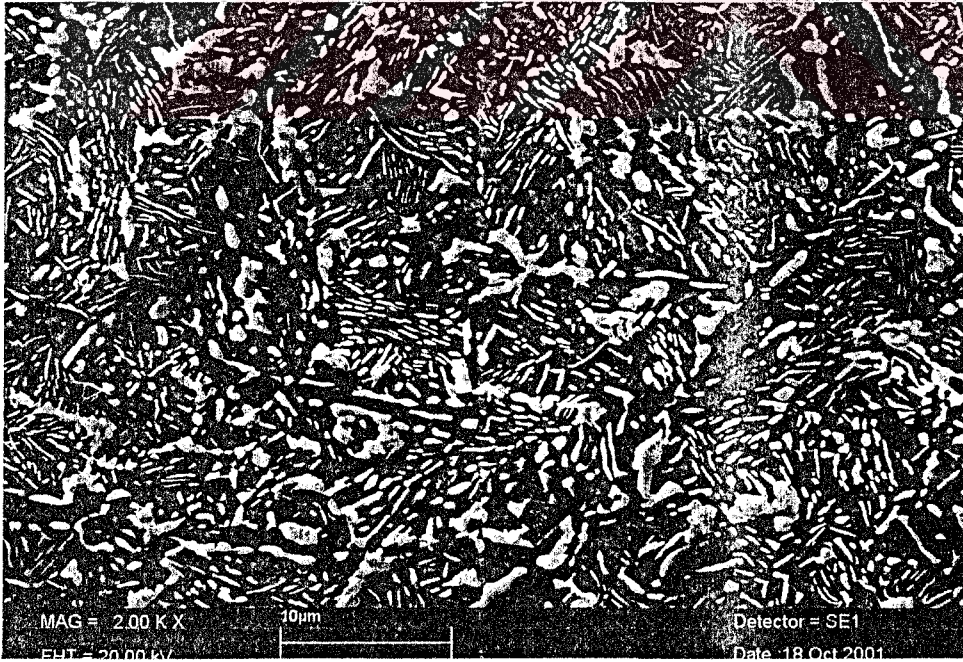
Şekil 7.3 A Numunesinin 10. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafi



Şekil 7.4 B Numunesinin Döküm Sonrası Mikroyapı Fotoğrafi(x400)



Şekil 7.5 B Numunesinin 1. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafi



Şekil 7.6 B Numunesinin 10. Isıl Çevrim Sonrası Mikroyapı SEM Fotoğrafi

7.1.2 Süperplastiklik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Isıl çevrim sonrası, numunelerin süperplastiklik özelliklerini tespit etmek amacıyla 750 °C sıcaklıkta ve 3,5,7,9,11,15,20 ve 25 mm/dak.'lık çekme hızlarında sıcak çekme testleri yapılmıştır. A ve B numunelerine uygulanan sıcak çekme test sonuçları Tablo 7.1,2 'de ve gerçek gerilme – gerçek deformasyon hızı diyagramları Şekil 7.26' de verilmiştir.

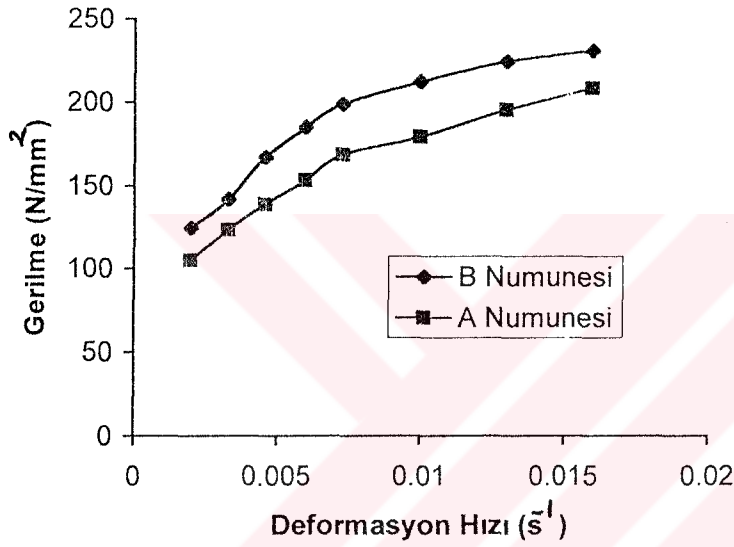
Tablo 7.1 A Numunesinin 750 °C' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	ϵ (s ⁻¹)	F _{max} (N)	σ_s (N/mm ²)	m
3	2.10 ⁻³	2067	105.24	0.31
5	3,3.10 ⁻³	2425	123.45	0.35
7	4,6.10 ⁻³	2728	138.85	0.37
9	6.10 ⁻³	3010	153.25	0.49
11	7,3.10 ⁻³	3315	168.75	0.19
15	1.10 ⁻²	3520	179.15	0.33
20	1,3.10 ⁻²	3838	195.35	0.32
25	1,6x10 ⁻²	4097	208.53	

Tablo 7.2 B Numunesinin 750 °C' deki Çekme Deney Sonuçları

V (mm/dak.)	ϵ (s ⁻¹)	F _{max} (N)	σ_s (N/mm ²)	m
3	2.10 ⁻³	2250	124.68	0.25
5	3,3.10 ⁻³	2783	141.77	0.51
7	4,6.10 ⁻³	3303	168.12	0.35
9	6.10 ⁻³	3632	184.86	0.36
11	7,3.10 ⁻³	3903	198.63	0.21
15	1.10 ⁻²	4170	212.3	0.21
20	1,3.10 ⁻²	4410	224.45	0.13
25	1,6x10 ⁻²	4536	230.85	

Seçilen deformasyon sıcaklığı ve farklı çekme hızlarında yapılan deney sonuçlarına göre A ve B numunelerinin gerçek gerilme (σ) – gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) diyagramı ekil 7.7' de verilmiştir. A numunesi için elde edilen eğrinin eğiminden "m" ($m = \Delta \ln \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}$) değeri hesaplanmış olup, 750 °C' lik deformasyon sıcaklığında en yüksek "m" değeri $7.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} - 6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığında 0,49 olarak elde edilmiştir. B numunesi için ise hesaplanan max. "m" değeri $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} - 4.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığında 0,51 olarak elde edilmiştir.



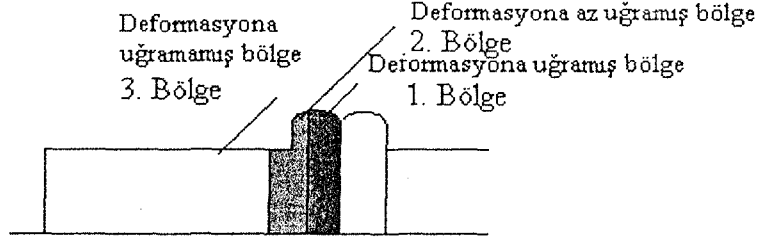
Şekil 7.7 A ve B Numunelerin 750 °C Sıcaklıktaki Gerçek Gerilme – Gerçek Deformasyon Hız Diyagramı

7.2 Sürtünme Kaynağı Deney Sonuçları

7.2.1 Mikroyapı SEM Fotoğrafların Değerlendirilmesi

Optik mikroskobu ve SEM analizleri, sürtünme kaynağı esnasında birleşme arakesitinde literatürdeki bilgilere uygun olarak üç farklı bölgenin oluştuğunu göstermektedir (ekil 7.8). Bu bölgelerden alınan SEM ve EDAX analizleri ile mikroyapı özellikleri ve bileşimleri ayrı ayrı belirlenmiştir. Birleşme bölgesinde alınan

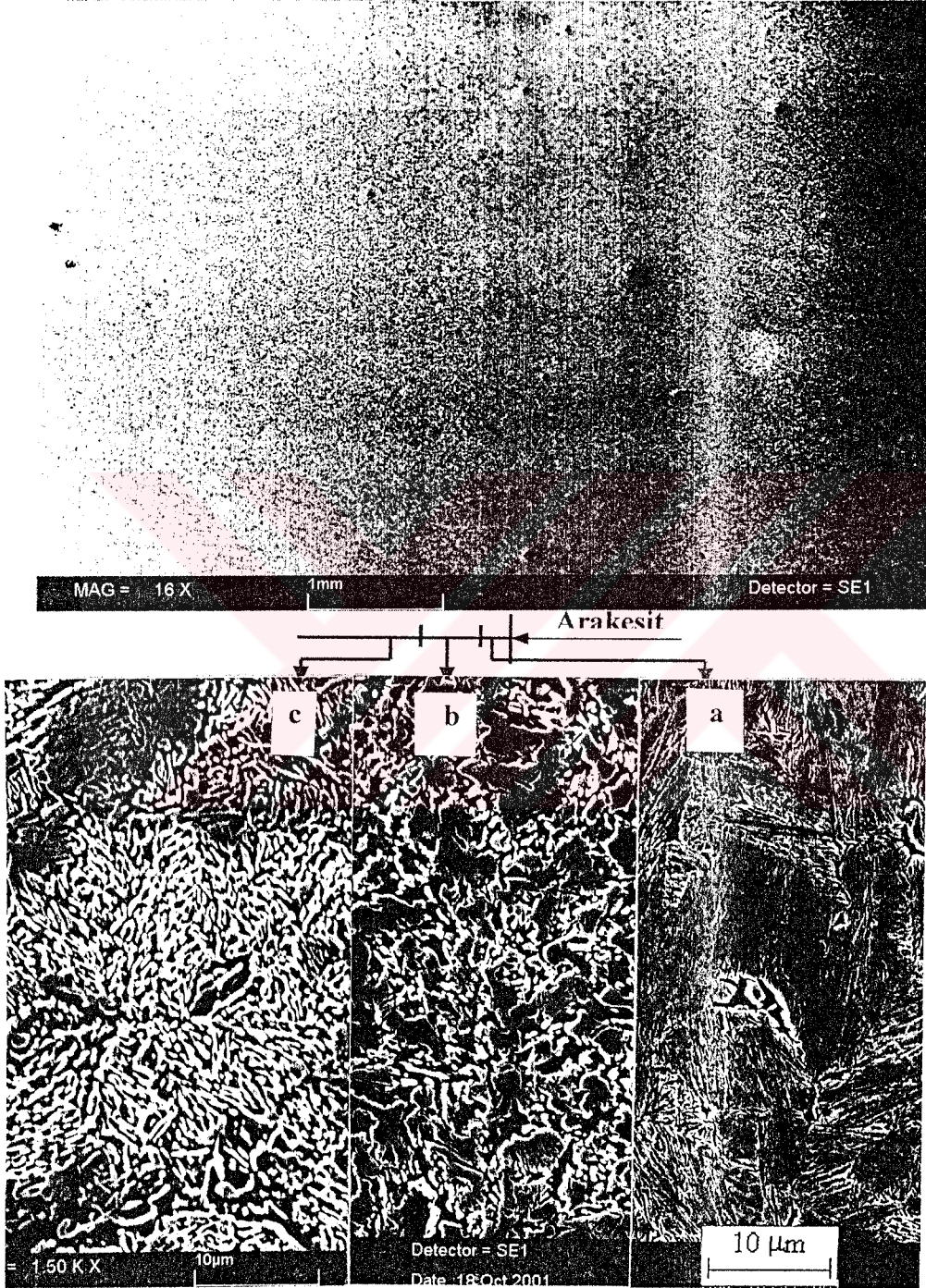
SEM fotoğrafları Şekil 7.8-14 (A numunesi için) ve Şekil 7.15-21' de (B numunesi için) verilmiştir. Ayrıca sürtünme kaynaklı numunelerin birleşme bölgesi hattı üzerinde farklı bölgelere ait EDAX analizleri de EK.1'de verilmiştir.



Şekil 7.8 Sürtünme Kaynaklı Numunelerde Birleşme Arakesitinin Şematik Resmi

SA ₁	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığma Süresi T ₂ (sn)
	1500	25	6	50	2

Boyca Kısılma: 2.5 mm

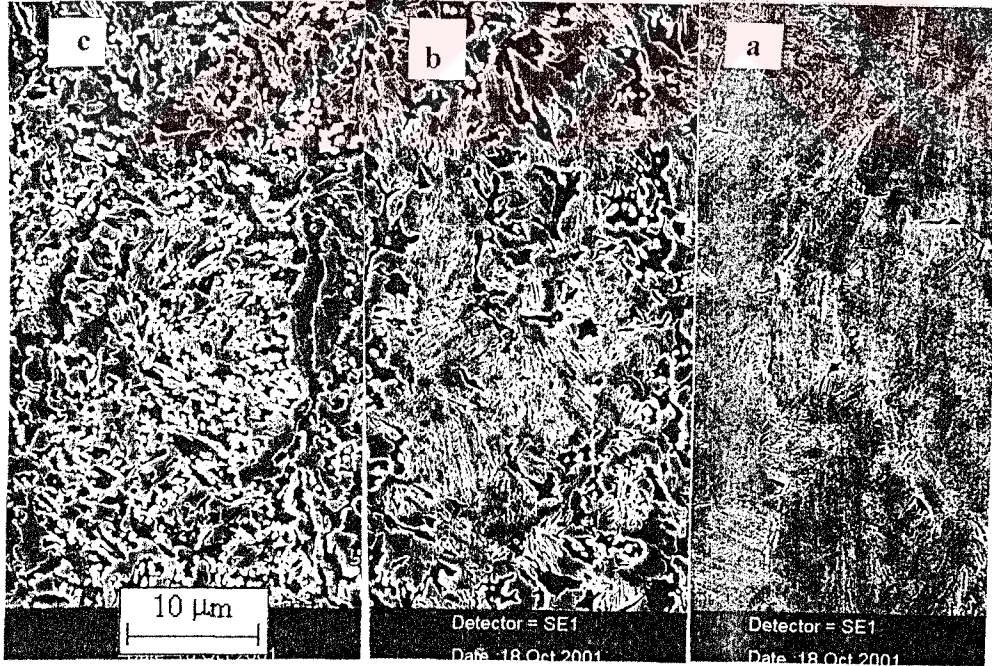
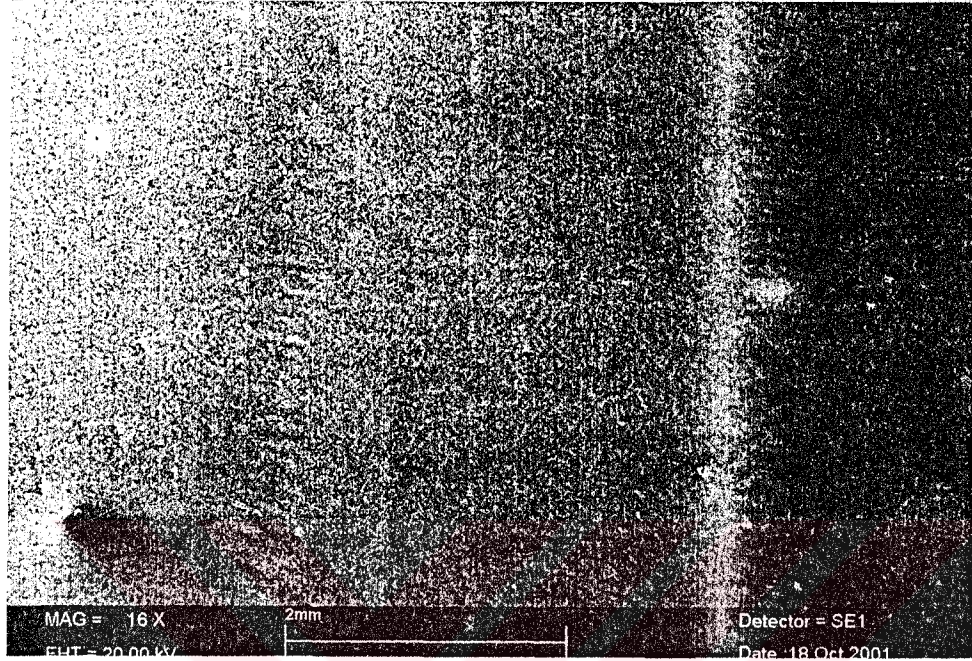


Şekil 7.8 SA₁ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafi

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SA ₂	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığma Süresi T ₂ (sn)
	1500	30	6	60	2

Boyca Kısılma: 3.4 mm

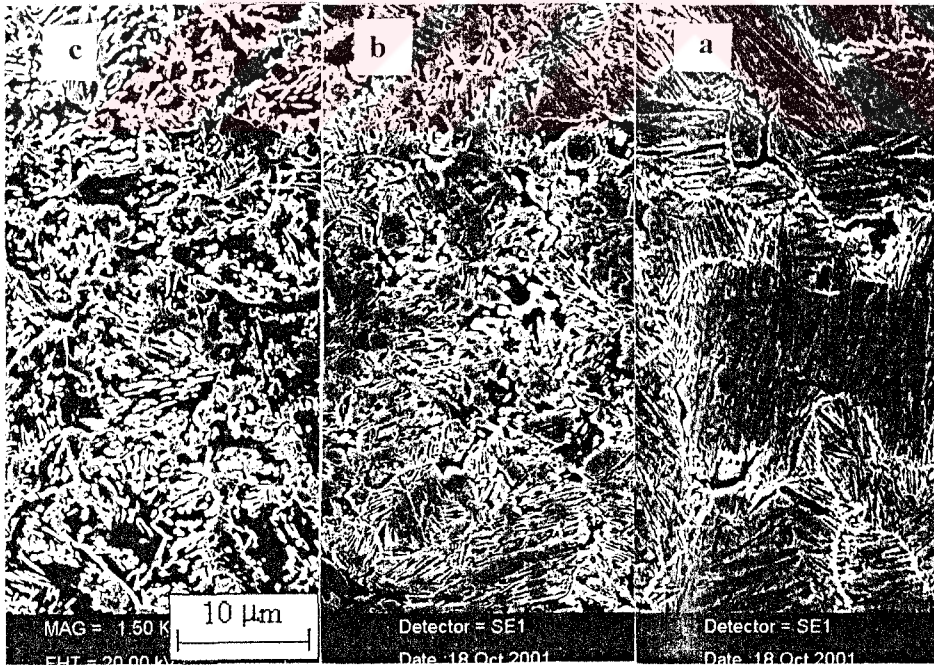
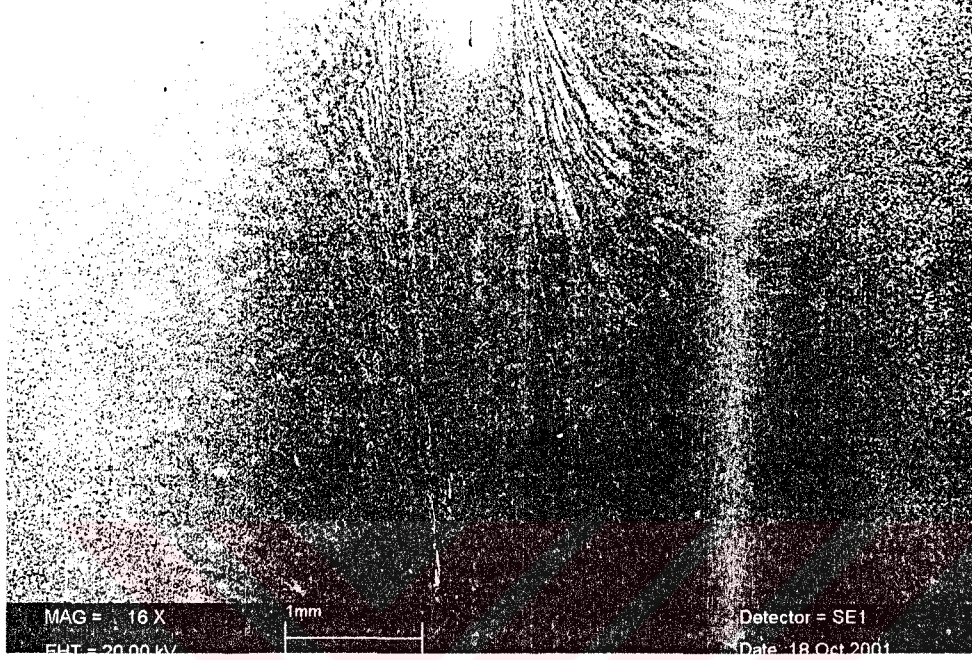


Şekil 7.9 SA₂ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafları

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SA ₃	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	1500	25	8	50	4

Boyca Kısılma: 4.1 mm



Şekil 7.10 SA₃ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

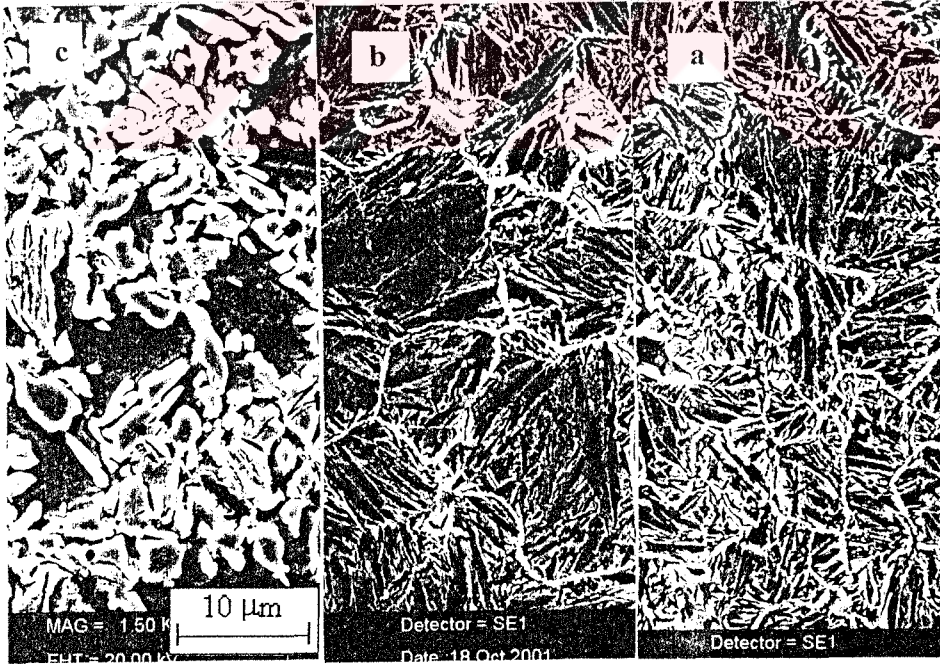
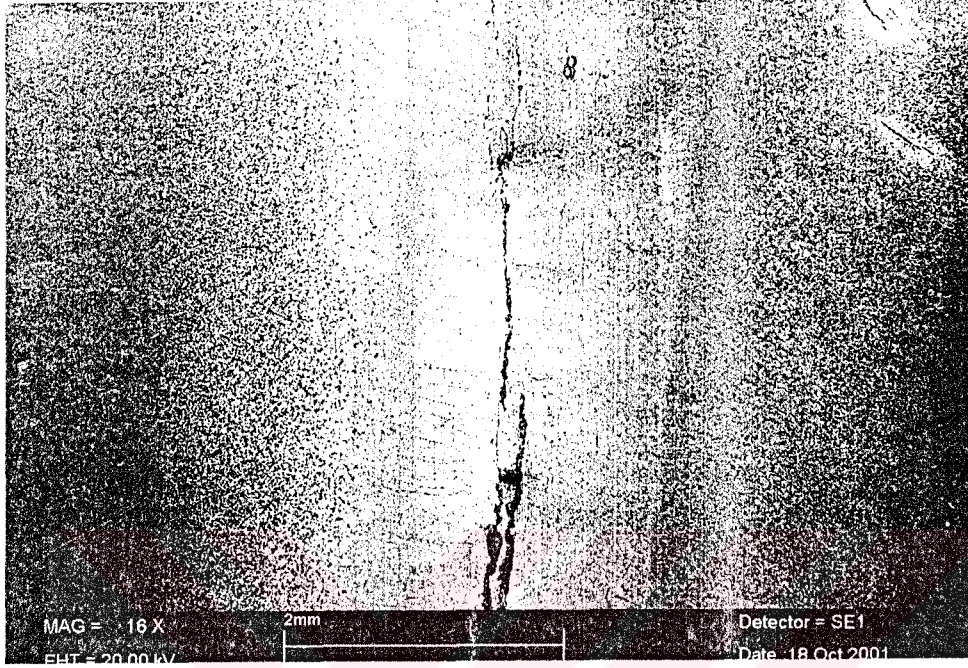
SA₁ nolu kaynaklı numunesinde, kaynak sonrası birleşme arakesitinde üç farklı bölgenin meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.8). Bu bölgeler; 1.Deformasyona uğramış bölge (plastik deformasyondan dolayı çok ince taneli bölge), 2.Deformasyona az uğramış bölge (kısmen tane küçülmüş bölge) ve 3.Deformasyona uğramamış bölge (ana metal) şeklinde sıralanabilir. 1. bölgede yapı lat ve iğnemsiz martenzitten ibaret olup taneler arasında plastik deformasyonun etkisi açıkça görülmektedir (Şekil 7.8.a). Kısmen tane küçülmüş bölgede plaka halinde yaygın sementit ve temperlenmiş martenzit bulunmaktadır (Şekil 7.8.b). Üçüncü bölgede yapı orijinal ince taneli yapıdan oluşmaktadır.

SA₂ no'lu kaynaklı numunede, sürtünme basıncı 5 MPa ve yığma basıncı 10 MPa kadar artırılarak birleşme gerçekleştirilmiştir. Bu parametrelerin değişimi ile 1. bölgede martenzit, muhtemelen artan dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak plaka martenzit oluşmuştur. İkinci bölgede yaygın sementit ağı içerisinde iğnemsiz martenzit meydana gelmiştir (Şekil 7.9).

SA₃ no'lu kaynaklı numunede kaynak, sürtünme ve yığma süresi artırılarak yapılmıştır. Sürtünme süresinin artması ile birleşme arakesitinin her iki tarafında ısının etki ettiği bölge genişlemiştir (Şekil 7.10). Yığma bölgesinin genişliği SA₁ no' lu numuneninkine yakın büyüklüktedir. Ancak, sürtünme süresinin artması ve buna paralel olarak ısıdan etkilenen bölgenin genişlemesi nedeniyle 1. bölgede görülen iğnemsiz martenzit, kısmen ikinci bölgede de görülmektedir. Aynı şekilde 1. bölgede oluşan plaka martenzit kısmen 2. bölgede de mevcuttur (Şekil 7.10).

SA ₄	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığma Süresi T ₂ (sn)
	2000	25	6	50	2

Boyca Kısılma: 3.2 mm

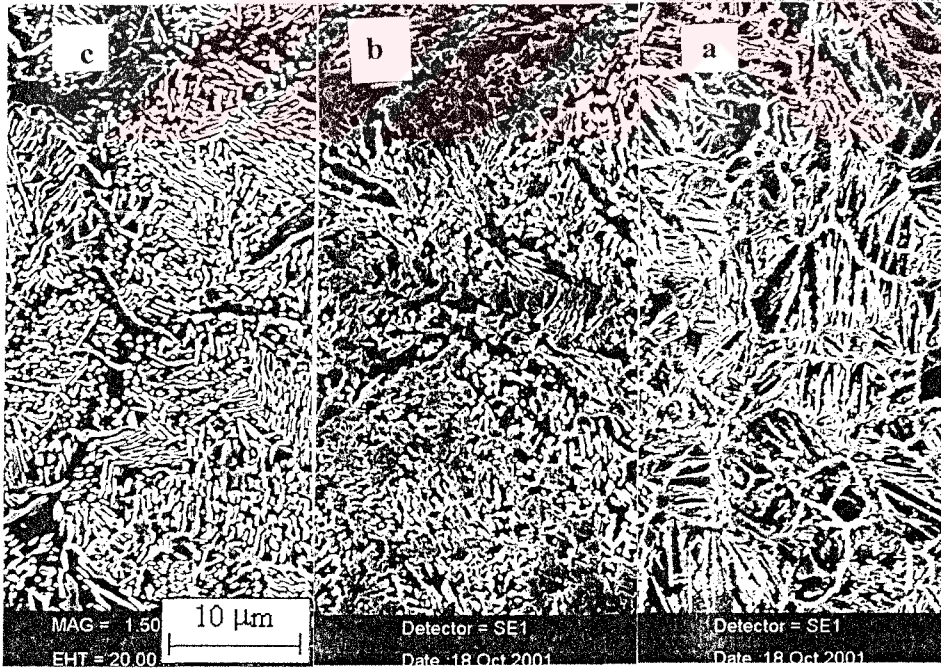
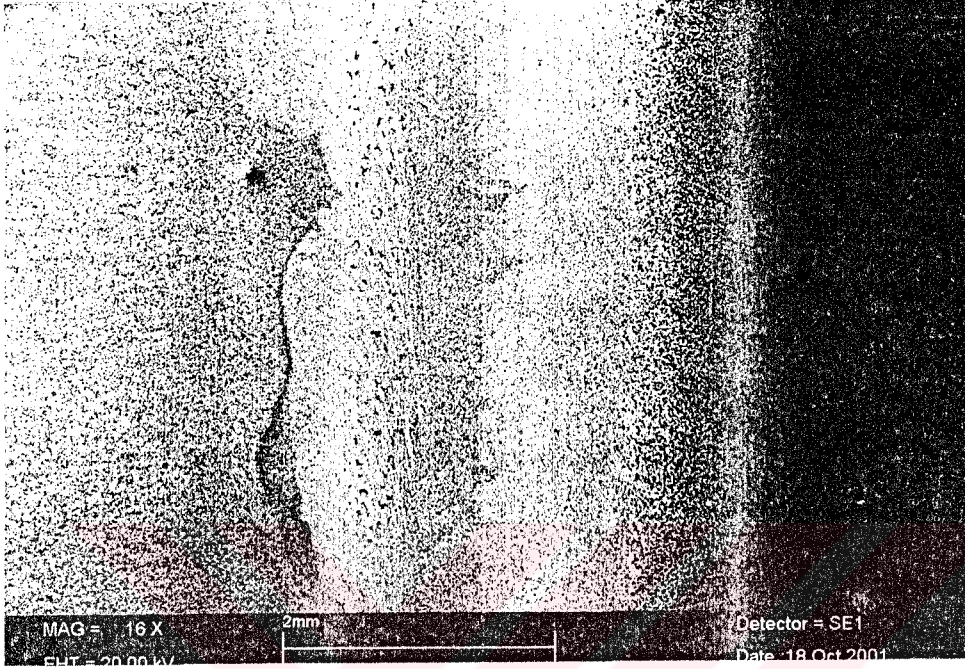


Şekil 7.11 SA₄ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafları

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SA ₅	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığma Süresi T ₂ (sn)
	2000	30	6	60	2

Boyca Kısılma: 4.5 mm

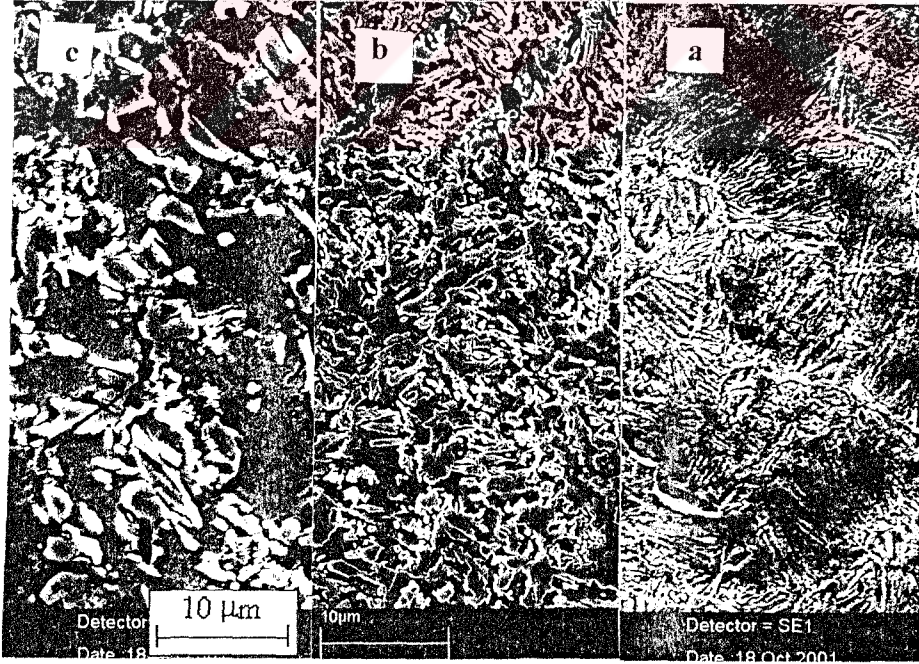
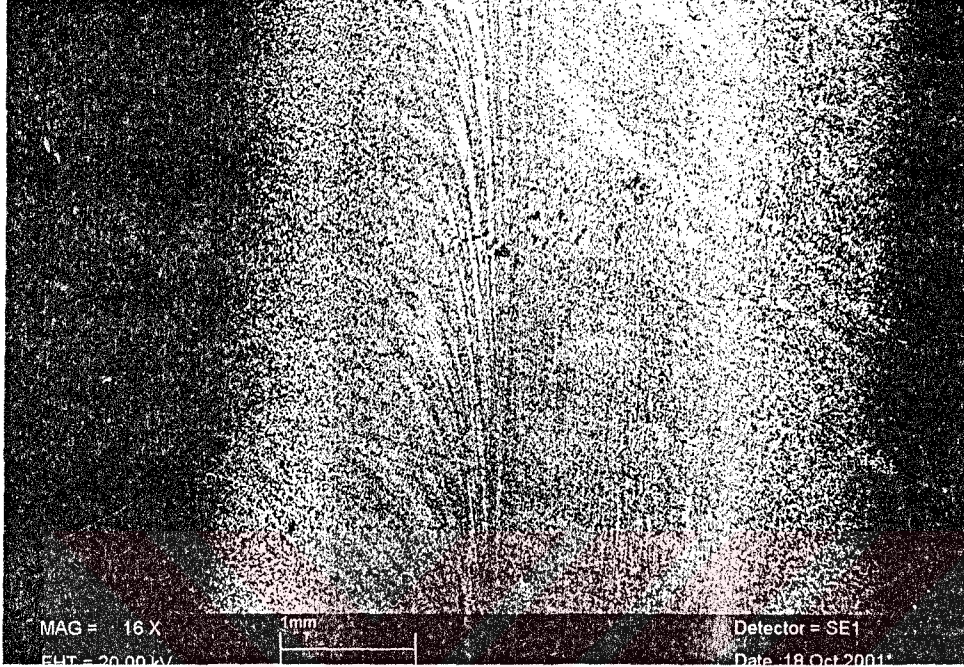


Şekil 7.12 SA₅ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafi

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SA ₆	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığma Süresi T ₂ (sn)
	2000	25	8	50	4

Boyca Kısılma: 4.8 mm



Şekil 7.13 SA₆ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafi

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

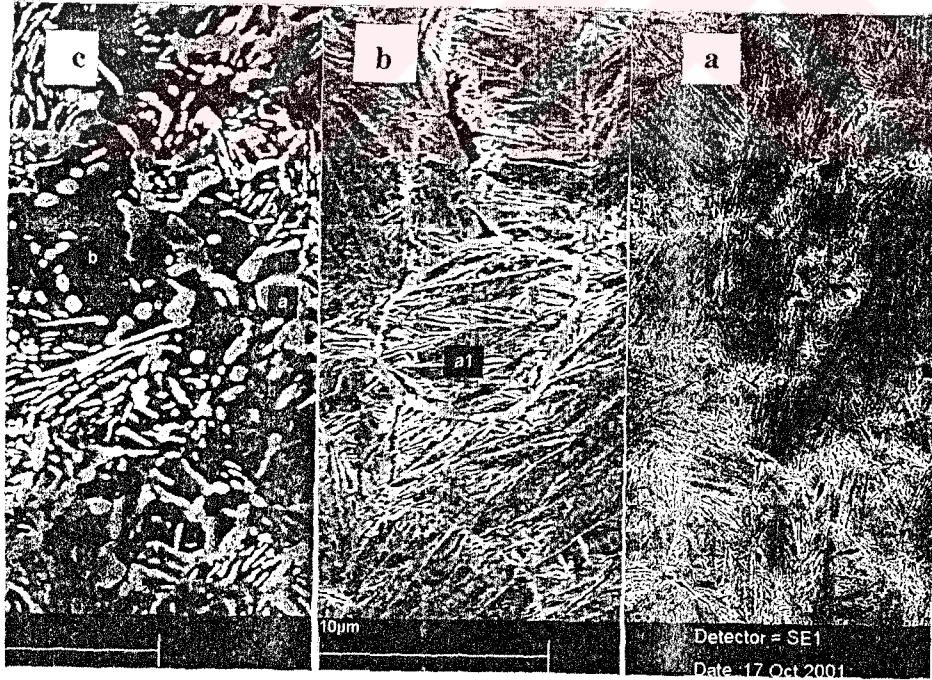
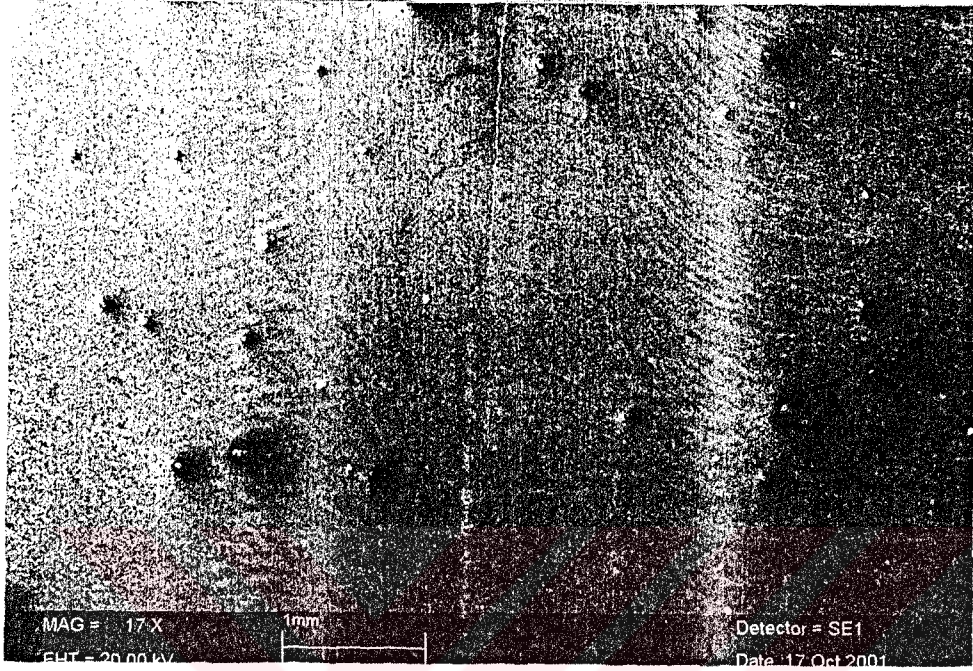
SA₄ numunesinin birleşme bölgesini gösteren fotoğraf, taşan kısmın birleşme bölgesinden ayrılan kısmında çekilmiştir (Şekil 7.11). Aslında birleşme bölgesinde problem yoktur. SA₄ no'lu kaynaklı numunede devir sayısı artırılarak birleşme gerçekleştirilmiştir. Dönme hızı arttıkça, maksimum sıcaklığa çıkma süresi kısalmakta, soğuma gradiyenti keskinleşmekte ve birleşme arakesitinde meydana gelen sıcaklık komşu bölge tarafından hızla emilmektedir. Dolayısıyla 1. bölgede yapı kısmen lat, kısmen plaka martenzitten oluşmaktadır (Şekil 7.11). Plaka martenzitler tane sınırı sementiti ile kuşatılmıştır. İkinci bölgede de aynı yapı hakimdir. Üçüncü bölgede yaygın sementit ağı vardır.

SA₅ no'lu kaynaklı numune, SA₄ numunesine göre sürtünme basıncı 5 MPa ve yığma basıncı 10 MPa artırılarak birleştirilmiştir. Sürtünme ve yığma basıncının artırılması, birleşme bölgesinde deformasyonu ya da dövme etkisini de beraberinde artırmıştır (Şekil 7.12). Buna göre, 1. bölgede çıkılan sıcaklığın tesiri ile lat martenzit ve yaygın sementit ağı, 2. bölgede dövme etkisi ile parçalanmış sementit ağı ve üçüncü bölgede ise orijinal yapıdan dönüşmüş yaygın sementit ağı mevcuttur. Bu sementit ağı, 2. bölgede çıkılan sıcaklığın A₃' ün hemen üstü olduğunu göstermektedir.

Boyca kısılmanın 4.5 mm' ye ulaştığı SA₆ numunesinde çok ince taneli yapıya sahip olan yığma bölgesi, vizkoz hale gelen malzemenin daha yüksek miktarlarda dışarı taşması sonucu daralmıştır. 1.bölgede yaygın sementit ağı içerisinde yer yer oluşmuş lat martenzit görülmektedir. Ancak dönüşüm tamamlanmamıştır. 2. bölgede dövme etkisi kendini ana yapıya göre çok daha ince bir sementit örgüsü ile ortaya koymaktadır (Şekil 7.13).

SB ₁	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	1500	25	6	50	2

Boyca Kısılma: 2.8 mm

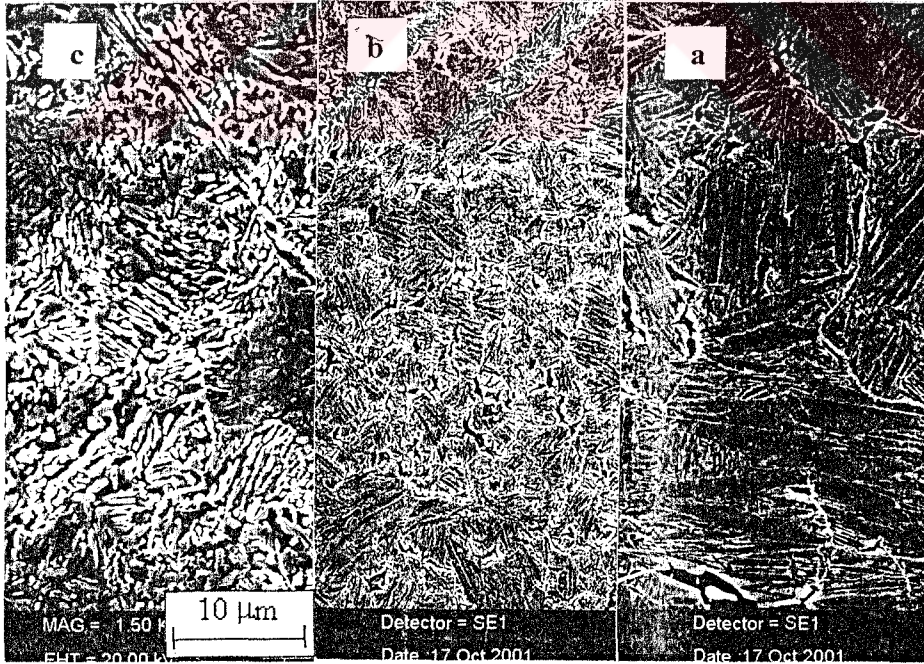


Şekil 7.14 SB₁ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SB ₂	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	1500	30	6	60	2

Boyca Kısılma: 3.7 mm.

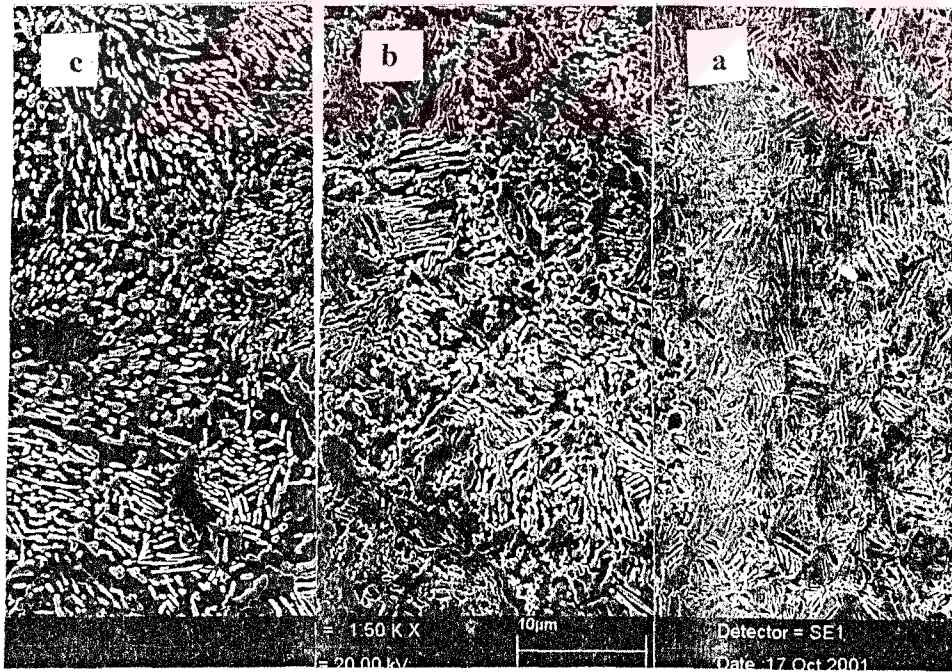
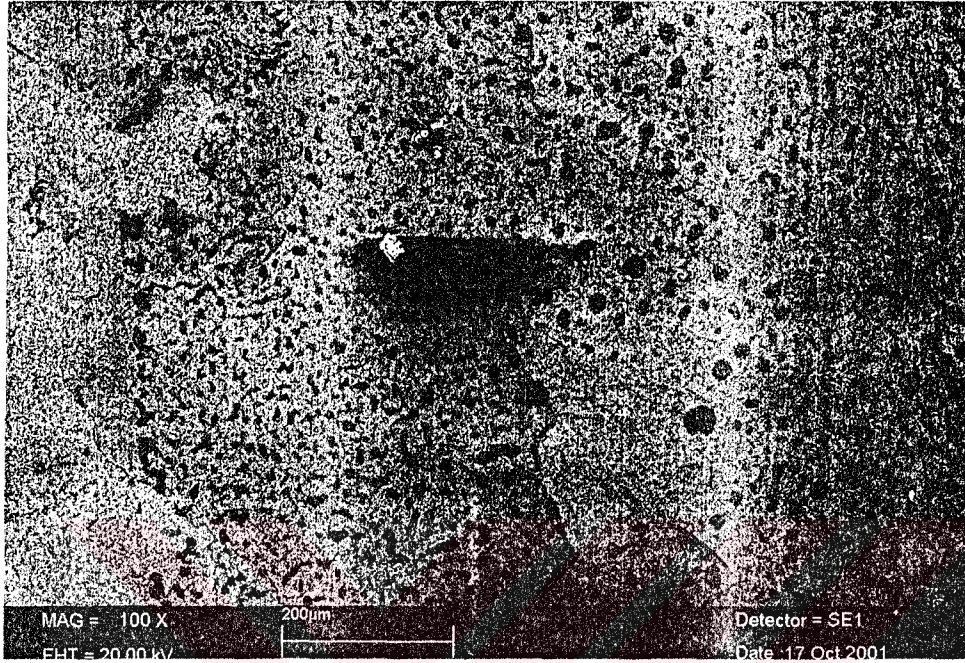


Şekil 7.15 SB₂ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafları

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SB₃	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	1500	25	8	50	4

Boyca Kısılma: 3.1 mm



Şekil 7.16 SB₃ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

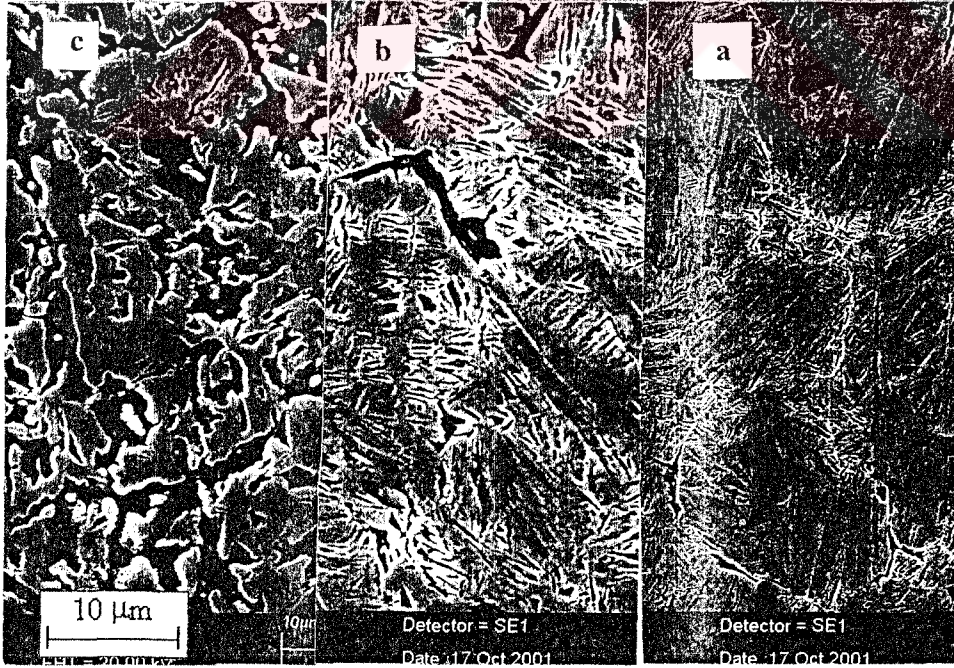
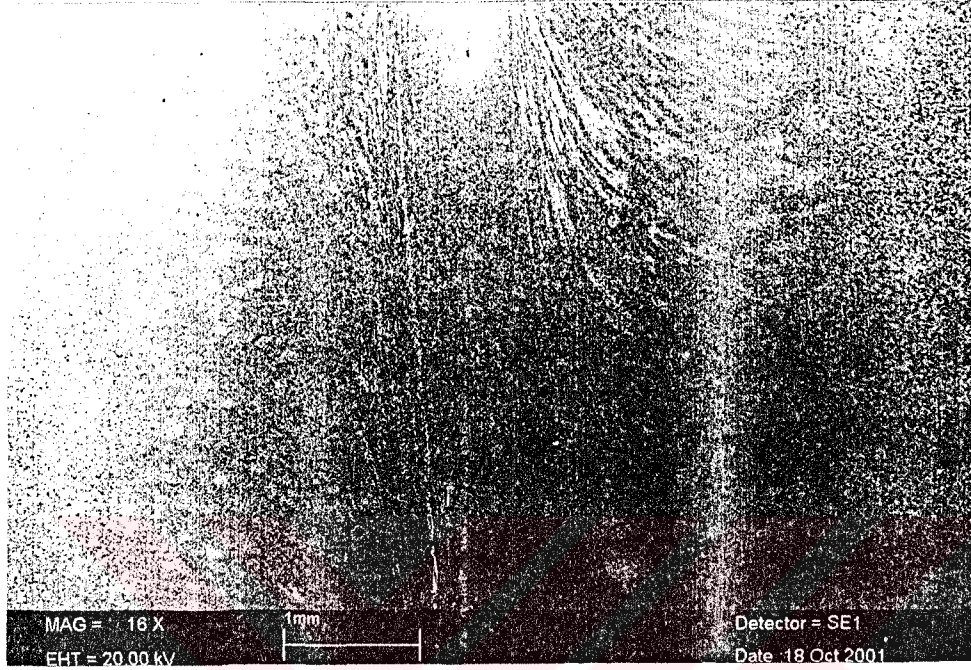
SB₁ no'lu kaynaklı numunenin birleşme arakesitinde, ana metal dışında üç farklı bölgenin oluştuğu görülmektedir (Şekil 7.14). Bu birleştirme sonucunda, toplam boyda 2.8 mm'lik kısalma meydana gelmiştir. Arakesitte, 1. bölgede yapının lat martenzite dönüştüğü görülmektedir (Şekil 7.14). 2. bölgede martenzit tabakaları irileşmiştir. 3. bölgede ana malzemeye göre (temperlenmiş martenzit matrisinde) daha çok parçalanmış bir sementit ağı mevcuttur. Bundan sonraki bölgeyi ana yapı oluşturmaktadır.

Sürtünme ve yığma basınçlarının değiştirildiği SB₂ no'lu numunede, artan sürtünme ve yığma basıncına bağlı olarak yığma bölgesinde deformasyonun indüklediği martenzit oluşumu da artmıştır (Şekil 7.15). Bu numunede, 1. bölgede ulaşılan çok yüksek sertlik değerleri plaka ve lat martenzitten oluşan çok sert yapıyı desteklemektedir. Martenzit plakalarının ortalama çapları 20 µm civarındadır. Tane sınırlarında yer yer kalıntı austenit (çok yüksek soğuma hızından dolayı) görülmektedir. 2. bölge daha ince taneli martenzitik yapı olup, esasen birinci bölgedeki yapıyı andırmaktadır. 3. bölgede sementitlerin yer yer lat martenzite dönüşerek duel bir yapı oluşturdukları görülmektedir (Şekil 7.15). Son bölge feritik ana matrisi içerisinde yaygın sementit ağlarının bulunduğu bölgedir.

SB₃ no'lu kaynaklı numunede boyca kısalma 3.4 mm olmuştur. Yığma bölgesi lat martenzitten oluşmuştur. Ana yapı tane boyutunun küçük olması ve özellikle $n=1500$ d/d, $P=25$ MPa, $P=50$ MPa'lık yığma basıncı değerlerine karşılık sürtünme ve yığma sürelerinin artması ısıdan etkilenen bölgeyi genişlettiği görülmektedir (Şekil 7.16). 2. bölgedeki yaygın martenzit ağı yer yer lat martenzite dönüşmüştür. Orijinal yapı; ferit matrisi içerisinde büyük oranda parçalanmış yaygın sementit ağlarından oluşmaktadır.

SB ₄	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	2000	25	6	50	2

Boyca Kısılma: 3.5 mm.

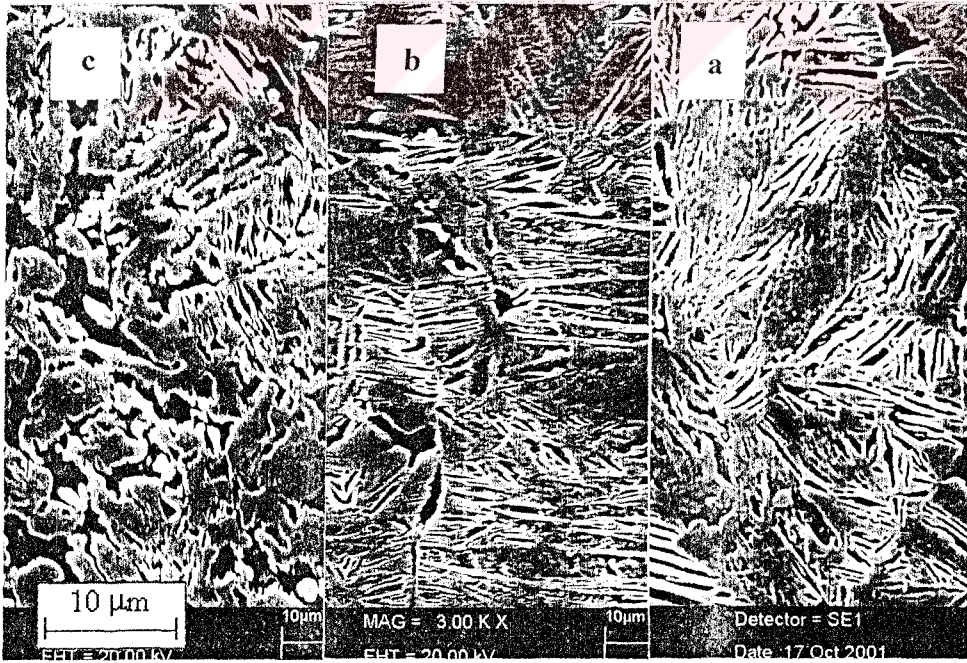
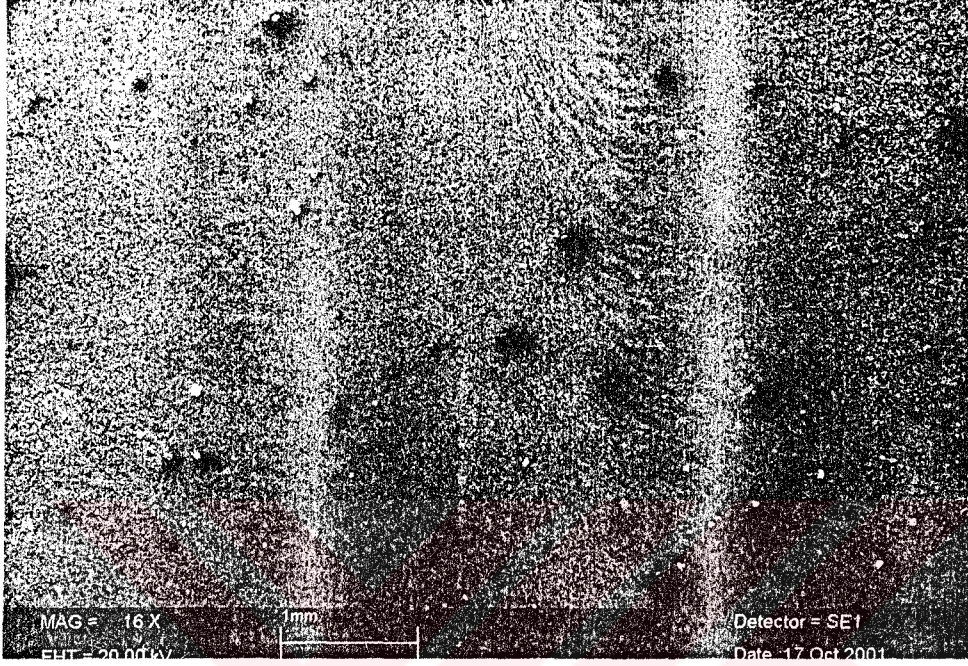


Şekil 7.17 SB₄ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SB ₅	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	2000	30	6	60	2

Boyca Kısılma: 3.8 mm

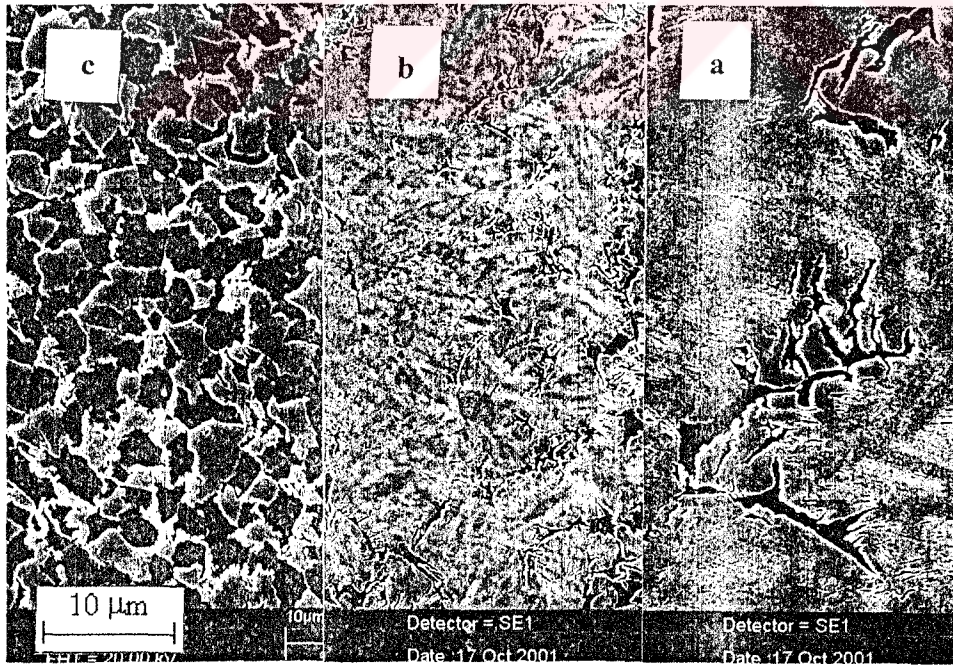
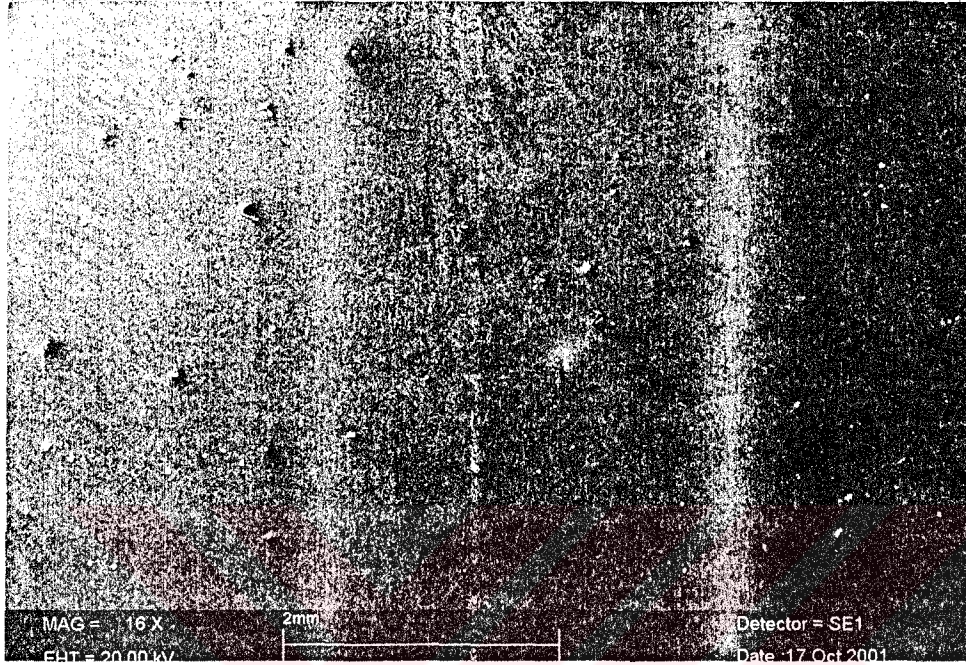


Şekil 7.18 SB₅ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafi

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

SB ₆	Devir Sayısı N(dev/dak.)	Sürtünme Basıncı P ₁ (MPa)	Sürtünme Süresi T ₁ (sn)	Yığılma Basıncı P ₂ (MPa)	Yığılma Süresi T ₂ (sn)
	2000	25	8	50	4

Boyca Kısılma: 4.2 mm.



Şekil 7.19 SB₆ No'lu Kaynaklı Numunenin Birleşme Bölgesi SEM Fotoğrafı

(a). 1. Bölge, (b). 2. Bölge, (c). 3. Bölge

Devir sayısının artırıldığı SB₄ no'lu kaynaklı numunede meydana gelen boyca kısalma 3.4 mm'dir. Bu numunede, devir sayısının yükselmesi ara yüzeyde ulaşılan sıcaklığın daha fazla artması ile yığma bölgesinde yoğun martenzit plakalarının oluşumunu teşvik etmiştir (Şekil 7.17). 2. bölgede soğuma hızı 1. bölgeden daha yavaş görülmektedir. Çünkü bu bölgedeki plakaların boyutları daha büyüktür. Bu bölgenin hemen yanında kısmen lat martenzite dönüşmüş bir bölge yer almaktadır. Oluşan duel faz, bu bölgede A₁ ile A₃ arası bir sıcaklığın etkili olduğunu düşündürmektedir. Bu bölgenin hemen yanında yer yer parçalanmış sementit ağından oluşan orijinal yapı yer almaktadır (Şekil 7.17).

Sürtünme ve yığma basıncı artırılarak birleştirilen SB₅ no'lu kaynaklı numunenin birleşme bölgesinden alınan SEM fotoğraflarında, yığma bölgesi ve sınırları net olarak görülmektedir. Yığma bölgesinde yapı plaka martenzitten oluşmaktadır. 2. bölgeye doğru lat martenzite dönüşen yapı, bu durumunu 3. bölge başında da sürdürmektedir. Martenzit latları arasında yer yer kalıntı austenitler vardır. Bu durum 1. ve 2. bölgede A₃ sıcaklığının üzerine çıkıldığının kanıtıdır (Şekil 7.18).

Sürtünme ve yığma süreleri artırılarak yapılan SB₆ kaynaklı numunede meydana gelen boyca kısalma SB₅ numunesine göre artış göstererek ilginç bir durum sergilemiştir. Yapı arakesitin ortasında tamamen plaka martenzitten oluşmaktadır (Şekil 7.19). Bu bölge yaklaşık 1 mm'lik mesafede devam etmektedir. Bu bölgenin hemen yanında ince taneli sementit ve küçük plaka martenzitten oluşan 2. bölge yer almaktadır. Bu bölge yine ilginç bir şekilde birinci bölgeye göre küçük taneli sementitten oluşmaktadır. Bunun nedeninin, yapıda tane boyutu açısından homojen olmayan bir bölgenin olduğu düşünülmektedir. 3. bölgede ikinci bölgeye benzer bir yapı oluşmuştur (Şekil 7.19). Bu bölgeden alınan EDAX sonuçlarında 1 no'lu bölgede matrisin temperlenmiş martenzit ,2 no'lu bölgelerin ise sementitten oluştuğunu göstermektedir. EDAX analizinden elde edilen sonuçlara göre Al'un sementit içerisinde çözünmüş olduğu açıktır (Bkz. Ek 1).

Kaynaklı bağlantıların mikroyapı analizleri birleşme bölgesinin, deformasyona uğramış bölge, deformasyona az uğramış bölge ve deformasyona uğramamış bölge olmak üzere üç bölgeden oluştuğunu göstermektedir. Bütün kaynaklı numunelerde bu bölgeler değerlendirildiğinde hepsinde de belirgin bir fark olmadığı gözlenecektir. Yani, birleşme hattına bitişik bölgede martenzitik yapı ve bu bölgeye komşu olan bölgede ise

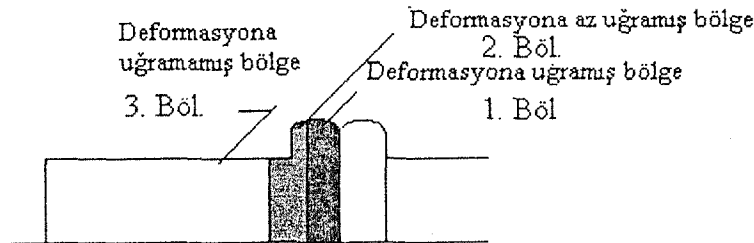
ferrit matrisi içerisinde küçülmüş perlit ve sementitten oluşan yapı oluşturmaktadır. Artan sürtünme süresine bağlı olarak deformasyona uğramış ve az uğramış bölgenin genişliğinde artma gözlenmiştir.

Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin birleşme bölgesi üzerinde alınan EDAX analizleri sonuçlarından, C, Al, Mn ve Cr' da hissedilir bir difüzyon gözlenirken, ana matrise karbür yapıcı alaşım elementi olarak ilave edilen Ti ve Mo' e rastlanmamıştır. Bu alaşım elementlerin ana matris içerisinde düşük miktarda bulunmaları nedeniyle termo mekanik işlemler sonucu matris içerisinde tamamen çözüldükleri düşünülmektedir.

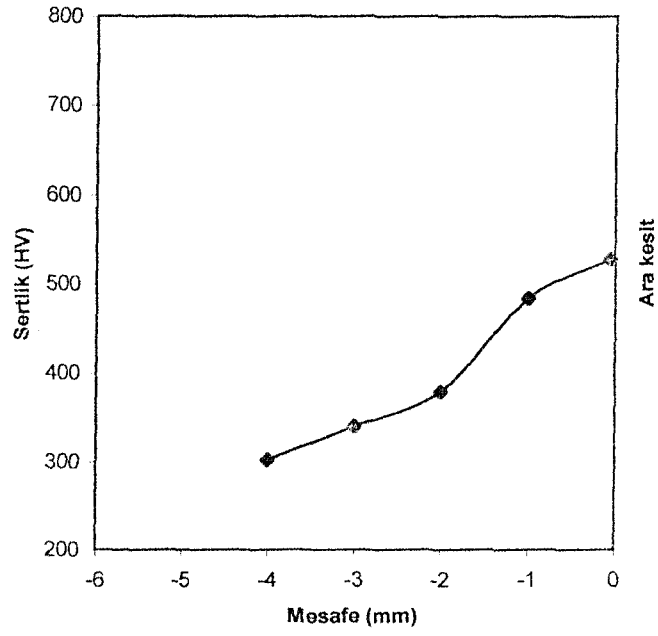
Sürtünme kaynaklı numunelerde, birleşme bölgesi boyunca 6-10 μm ' luk çok dar bir alanda yoğun karbür çökeltilerine rastlanmıştır. Bu bölgede karbon miktarında artış gözlenmesi ve matrisin yoğun bir şekilde Al içermesi bu çökeltilerin Fe-Al bileşiği olduklarını göstermektedir. EDAX sonuçları Al ve Cr' un sementit içerisinde çözüldüğünü de göstermektedir(Bkz. Ek.1).

7.2.2 Sertlik Dağılımlarının Değerlendirilmesi

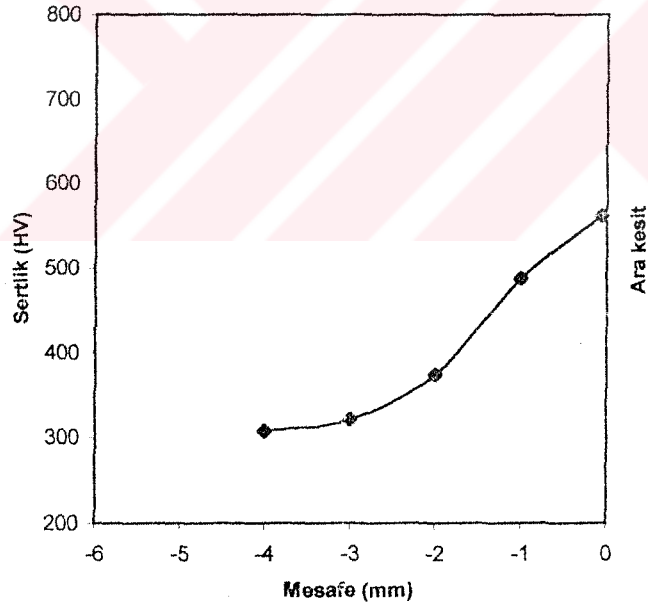
Kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesindeki sertlik dağılımları Şekil 7.21-32'de verilmiştir. Sertlik değerleri kaynak ara bölgesinde meydana gelen mikro yapı göz önünde bulundurularak değerlendirilmiştir. Parametrelerin sertlik profiline etkisini belirlemek amacıyla birleşme bölgesi Şekil 7.20'de görüldüğü gibi üç bölgeye ayırılarak incelenmiştir.



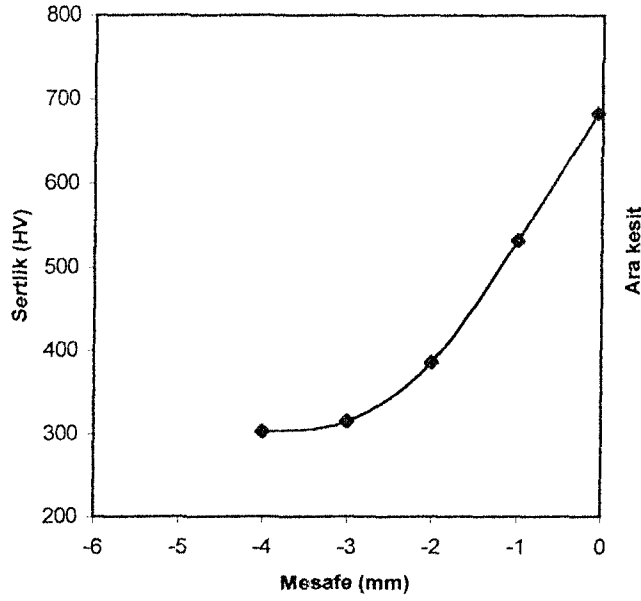
Şekil 7.20 Sürtünme Kaynaklı Numunelerde Birleşme Bölgesi Şematik Resmi



Şekil 7.21 SA₁ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



Şekil 7.22 SA₂ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili

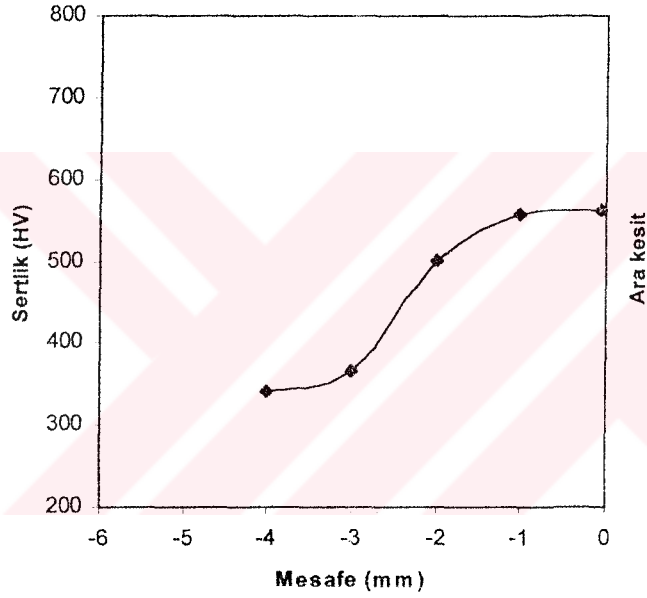


Şekil 7.23 SA₃ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili

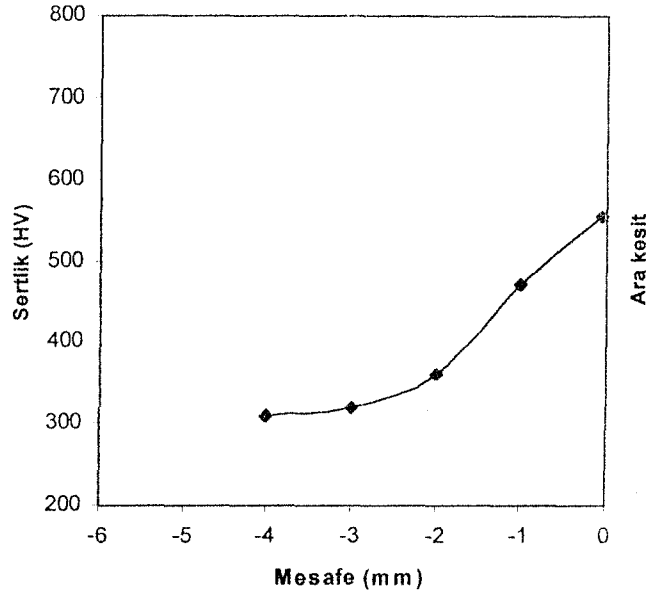
Sürtünme kaynağı sonrası SA₁ nolu numunenin birleşme bölgesi üzerinde yapılan sertlik taraması sonucunda elde edilen profile göre, 1. bölgede sertlik yaklaşık 1 mm' lik kısımda 450-500 HV civarındadır (Şekil 7.21). Bu sertlik değerleri 1. bölgedeki yapının martenzit ağından oluştuğunu göstermektedir (Dieter,1986). Bu bölgede martenzit oluşumunu, uygulanan basınçtan doğan gerilmenin de indüklediği söylenebilir. Uygulanan dış gerilmeler dislokasyon sayısını artırır. Ayrıca, ikinci faz çökeltilerinin (koherensi) uyum kaybı için gerekli çekirdeklenme enerjisi engelini azaltır(Porter,1993). 2. ve 3. bölgelerdeki sertlik dağılımının, birleşme bölgesinde bir maksimumdan başlayarak ana metale doğru bir eğim sergilediği görülmektedir.

SA₂ no'lu kaynaklı numunede belirlenen sertlik profilinde, 1. bölgede elde edilen sertlik değerlerinin SA₁ no'lu numune'ye göre daha yüksek olmasına rağmen, sertlik gradiyenti artmıştır (Şekil 7.22). Bu durum uygulanan sürtünme ve yığma basıncının artmasının taşan malzeme miktarını artırdığını ve buna bağlı olarak da yığma bölgesinin daraldığını göstermektedir. Bu numunede kaynak sonrası 3.4 mm'lik bir boyca kısalma meydana gelmesi bu fikri doğrulamaktadır.

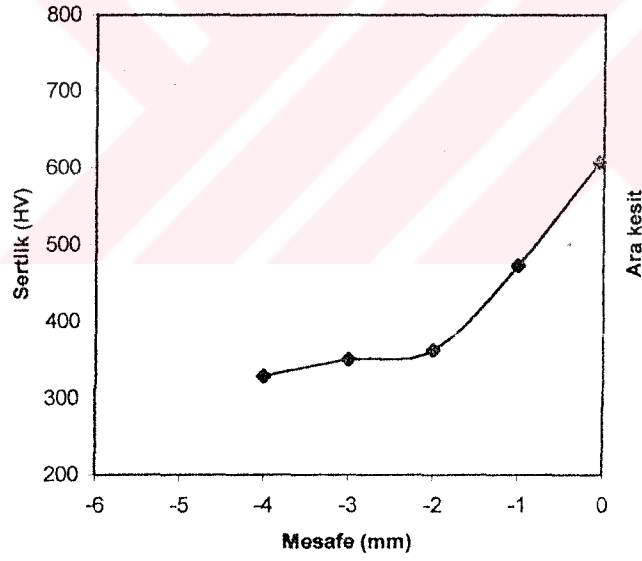
SA₃ no' lu kaynaklı numunede, sürtünme basıncı ve sürtünme ve yığma sürelerindeki artış, arakesit bölgesinin A₃ sıcaklığının üstünde, SA₁ ve SA₂ numunelere göre daha yüksek sıcaklıklara çıkmasına yol açmıştır. Martenzit oluşumunun daha geniş bir alanda görülmesi ve bunun sonucunda sertlik gradiyentinde meydana gelen değişim bunun kanıtıdır (Şekil 7.23). Bu numunede, yığma bölgesinde daha keskin bir sertlik gradiyenti mevcuttur. Arakesitten itibaren 2 mm' lik bir mesafede sertlik değerinin 700 HV' den 400 HV' e düştüğü görülmektedir. Yani sürtünme süresi arttıkça birleşme bölgesinde ulaşılan sıcaklık ve ısıdan etkilenen bölge genişlemiştir.



Şekil 7.24 SA₄ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



Şekil 7.25 SA₅ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



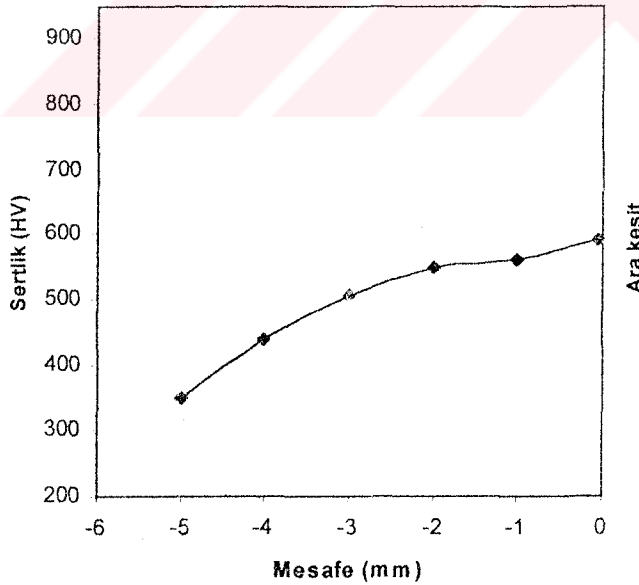
Şekil 7.26 SA₆ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili

SA₄ no'lu kaynaklı numune üzerinden alınan sertlik profilinden, 1. bölgede lat martenzit ve yer yer oluşan dual fazdan (martenzit + sementit) dolayı birleşme hattı üzerinden alınan sertlik değerinin 550 HV civarında kaldığı görülmektedir. Soğuma

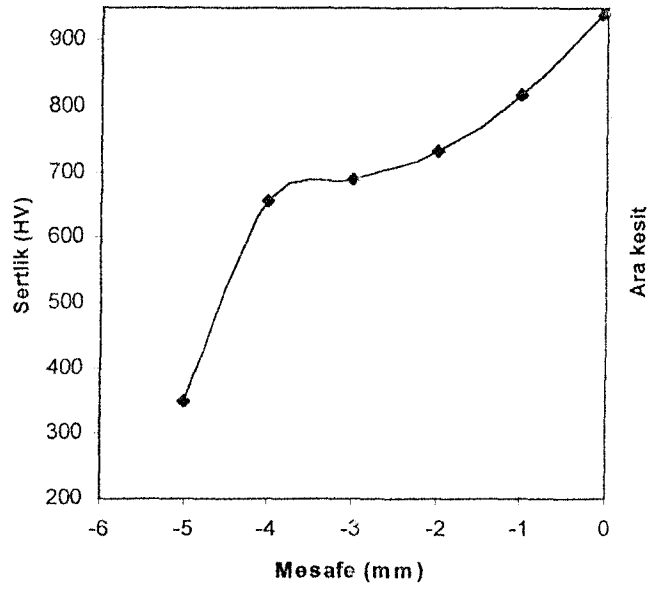
gradiyenti 1. ve 2. bölgede yataya yakın bir eğim sergilemiştir. Temperleme etkisi yaklaşık 2.5 mm' ye kadar devam etmektedir (Şekil 7.24).

SA₅ no'lu kaynaklı bağlantıdaki sertlik profili Şekil 7.25' verilmiştir. Bu kaynaklı numunede sürtünme ve yığma basıncında yapılan artış ile birlikte 1. bölgede daha yüksek bir sertlik olması gerekirdi. Ancak, artan sürtünme ve yığma basıncına karşılık sürtünme ve yığma basınçlarının uygulanma sürelerinin kısaltılmış olması basıncın dövme etkisini azaltmıştır. Bunun sonucu olarak sertlik gradiyenti çok yüksek olmamıştır. 1. bölgede ulaşılan maksimum sertlik martenzit oluşumunu desteklemektedir (Şekil 7.12). 2. bölgede nispeten beynit ve temperlenmiş martenzite ait olabilecek sertlik değerleri görülmektedir.

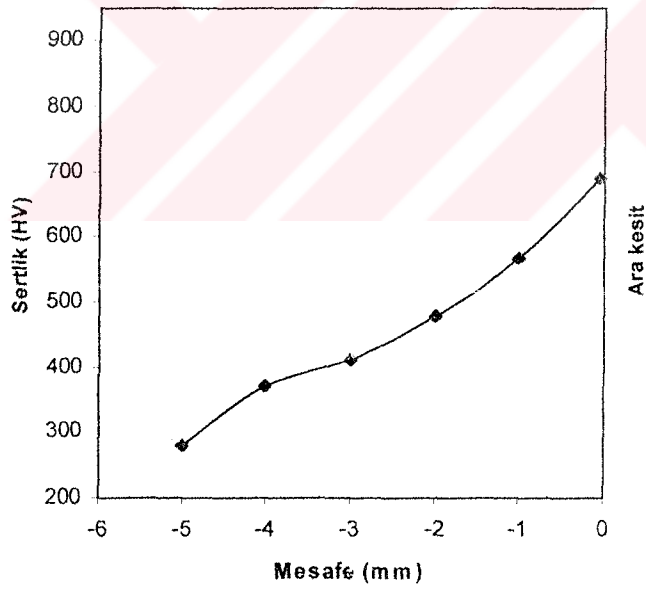
SA₆ no'lu kaynaklı numunenin kaynak ara bölgesine ait sertlik profili incelendiğinde (Şekil 7.26), sürtünme süresinin artması sertlik gradiyentinin keskinleşmesine, yığma süresinin artması da deformasyona uğramış bölgenin daralmasına yol açmıştır. Dolayısıyla, sürtünme süresinin artması ile birleşme bölgesinde ulaşılan sıcaklığın yükselmesi sonucu, arakesitin sertliği bu devir için yükselmiştir. Sürtünme ve yığma sürelerindeki artış malzeme transferini artırdığı için yüksek deformasyon bölgesinin sertliği daha dar bir alanda elde edilmiştir.



Şekil 7.27 SB₁ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



Şekil 7.28 SB₂ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



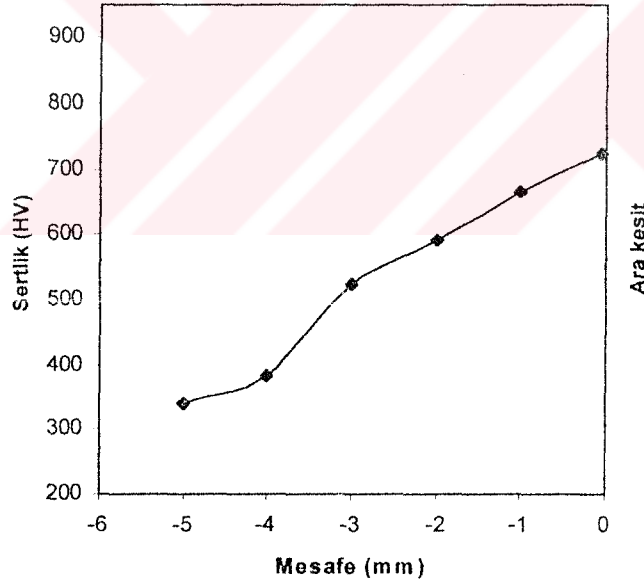
Şekil 7.29 SB₃ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili

SB₁ no'lu kaynaklı numunenin birleşme arakesiti üzerinde alınan sertlik profili bu bölgede oluşan mikro yapı ile paralellik arz etmektedir (Şekil 7.14). 1. bölgede 600

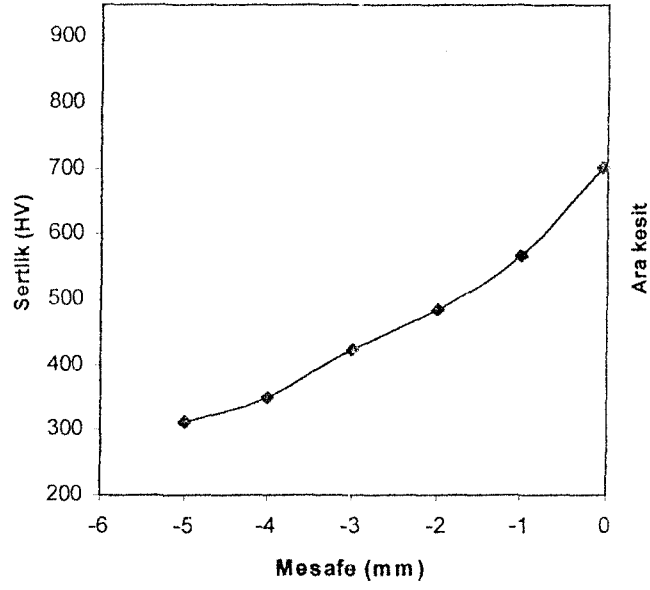
HV civarındaki sertlik değeri, ikinci bölgede de yaklaşık aynı değerlerdedir. 3. bölgede sertlik değeri 400 ila 500 HV civarında olup, temperlenmiş martenzit bulgusunu desteklemektedir (Dieter,1986). Sertlik profili keskin değildir ve ısıdan etkilenen bölge bu numunede yaklaşık 5 mm'ye ulaşmış görünmektedir (Şekil 7.27).

SB₁ kaynaklı numuneye göre sürtünme ve yığma basıncı parametreleri artırılmış olan SB₂ no'lu kaynaklı numune üzerinde alınan sertlik profilinden; basıncın artması martenzit oluşumunu artırmış ve martenzit morfolojisini de değiştirmiştir (Şekil 7.15). Bu nedenle 1. ve 2. bölgede çok yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır. 1. ve 2. bölgenin yaklaşık 4.5 mm'lik bir alana yayıldığı görülmektedir (Şekil 7.28). 5 mm'den sonra sertlik ana malzemenin sertlik değerine düşmektedir.

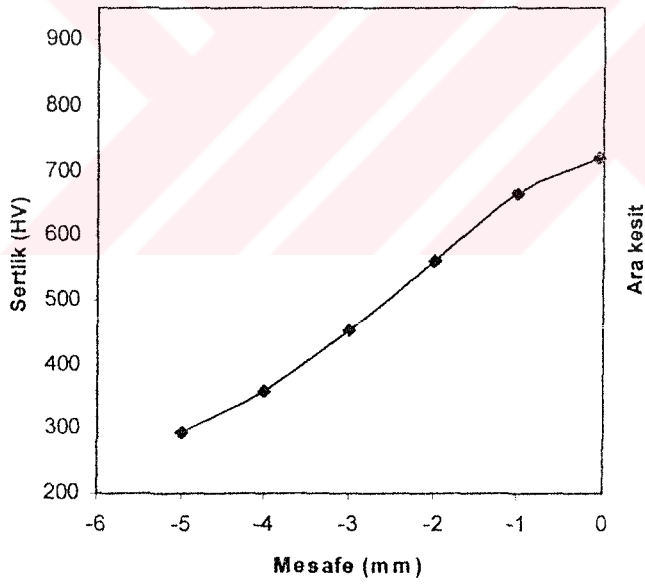
SB₃ no'lu kaynaklı numune üzerinde alınan sertlik profilinde, 1. bölgede sertlik değeri 700 HV civarındadır. 1. ve 2. bölgenin toplam genişliği takriben 4 mm'dir ve bu bölgede oluşan sertlik profili SB₁ ve SB₂ kaynaklı numunelere göre daha keskindir (Şekil 7.29).



Şekil 7.30 SB₄ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



Şekil 7.31 SB₅ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili



Şekil 7.32 SB₆ Kaynaklı Numuneden Alınan Sertlik Profili

Devir sayısı artırılarak birleştirilen SB₄ no'lu kaynaklı numuneye ait sertlik profilinin gradiyenti, arakesit bölgesinde çıkılan sıcaklık ve sıcaklık değişiminin sert

olmaması nedeniyle fazla dik değildir (Şekil 7.30). 1. ve 2. bölgede meydana gelen yoğun martenzitin genişliğinin yaklaşık 3.5 mm'ye ulaştığı görülmektedir (Şekil 7.17).

SB₅ kaynaklı numuneye ait sertlik profili, birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapıyı destekler mahiyettedir (Şekil 7.18). Sertlik tam arakesitte 700 HV iken 1. ve 2. bölge aralığında 4 mm'lik mesafede 350-400 HV civarına düşmüştür. 3. bölge başında temperlenmiş martenzit matrisinde topaklanmış sementitin varlığı bu sonucu desteklemektedir. Sertlik gradiyenti ılımlı bir yapıdadır (Şekil 7.31).

Sürtünme ve yığma süresi artırılarak birleştirilen SB₆ no'lu numunenin birleşme bölgesi üzerinde alınan sertlik ölçümleri (Şekil 7.32), arakesitte oluşan plaka martenzitin varlığını doğrulamaktadır (Şekil 7.19). Çünkü bu bölgede sertlik 700 Hv civarındadır. Sertlik dağılımından, bu bölgenin yaklaşık 1 mm civarında devam ettiği görülmektedir. Sertlik eğrisi 4 mm civarına kadar parabolik olarak azalmakta ve 5 mm'den sonra ana yapının sertlik değerine ulaşmaktadır.

Sürtünme kaynak parametrelerinin birleşme ara bölgesinde oluşturdıkları mikroyapı ve sertlik dağılımına etkileri aşağıda verilmiştir.

Bütün numuneler üzerinde alınan sertlik dağılım eğrilerinin aynı karakteristiği gösterdiği görülmektedir. Bütün numunelerde de sertliğin arakesitte maksimum olduğu, yaklaşık 5 mm'lik bir gradiyent izleyerek orijinal malzemenin sertliğine düştüğü görülmektedir.

Genelde sürtünme süresi, sürtünme basıncı ve yığma basıncının artması, teorik olarak sertlik eğrisinin eğimini de artmaya teşvik edeceği düşünülmektedir. Sürtünme süresinin artması difüzyonu kolaylaştırması nedeni ile, artan sürtünme süresi değerlerinde yapılan kaynaklı birleştirmelerde daha düşük sertlik eğimleri beklenir. Ancak bunun böyle olmadığı artan basınç ve sürtünme sürelerinde birleşme bölgesinde deformasyona uğramış kısmın dışarı çıkmasına imkan sağladığından kaynaklanmaktadır. Düşük sürtünme sürelerinde birleşme çizgisinin bitişiğinde meydana gelen deformasyona uğramış bölgede karbür çökelti ve intermetalik fazların dışarı çıkmasına imkan sağlamadığı için bu bölgede sertlik değerleri yüksek çıkmaktadır.

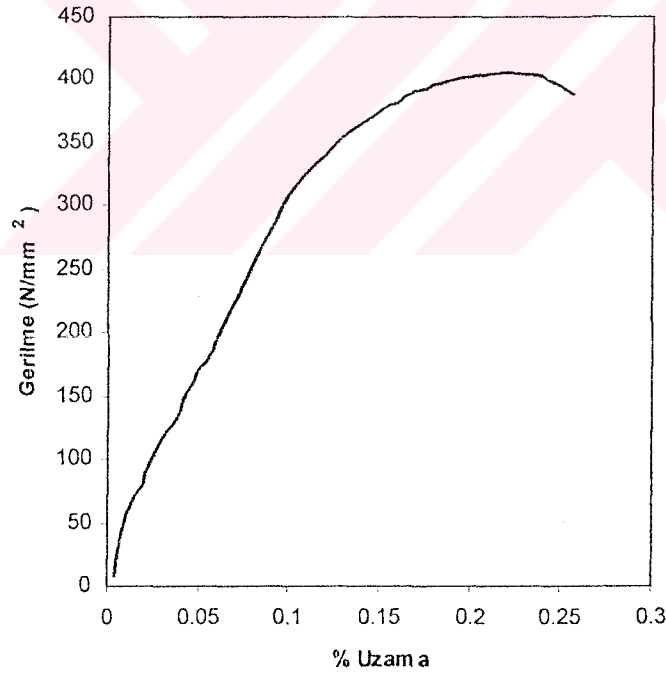
Kaynaklı numunelerden alınan sertlik profilleri, kendi aralarında kıyaslandığında önemli bir farklılık görülmemektedir. Ancak artan sürtünme süresi, sürtünme basıncı ve çevresel hızın deformasyona uğramış bölgenin genişliğini artırdığı gözlenmiştir.

7.3 Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

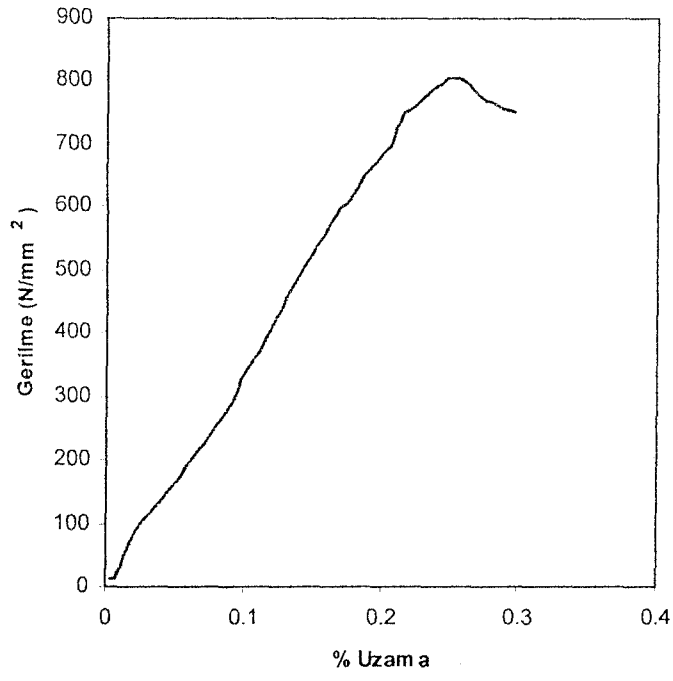
7.3.1 Soğuk Çekme Deney Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Deneylerde kullanılan numunelerin kaynak öncesi ve sonrası mekanik özelliklerini tespit etmek amacıyla soğuk çekme testleri yapılmıştır. Bu testlerden elde edilen gerilme – birim uzama çekme eğrileri Şekil 7.33,34,35,36,37 ve 38’de verilmiştir.

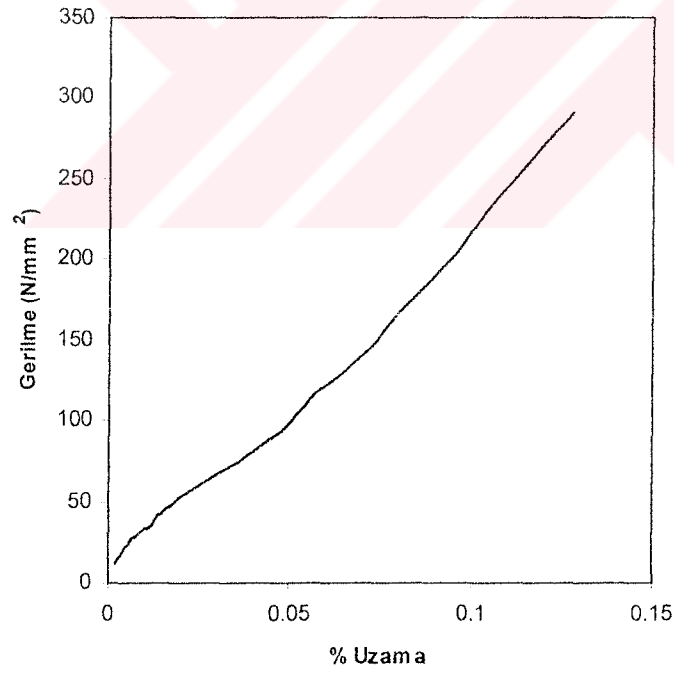
Termo mekanik ısıtma işlemi uygulanan A ve B numunelerine uygulanan soğuk çekme testi sonucunda, her iki numunenin de belirgin bir akma noktası göstermeksizin sünek koptukları görülmüştür (Şekil 7.33, Şekil 7.34). A numunesinin çekme gerilmesi $P = 405 \text{ N / mm}^2$, B numunesinin çekme gerilmesi $P = 802 \text{ N / mm}^2$ olarak elde edilmiştir. B numunesinin alaşım elementi bakımından A numunesine ek, karbür yapıcı Ti ve Mo içermesi yüksek bir çekme gerilmesi sağlamıştır.



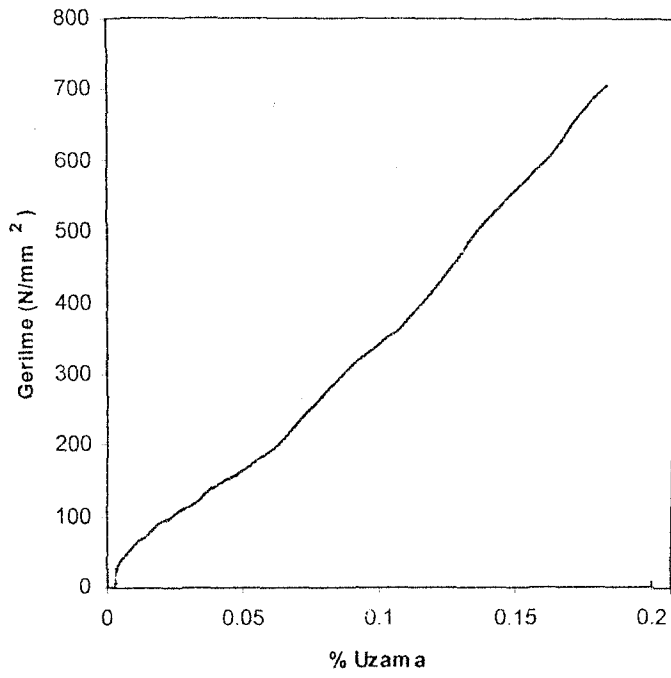
Şekil 7.33 A Numunesinin Kaynak Öncesi Soğuk Çekme Eğrisi



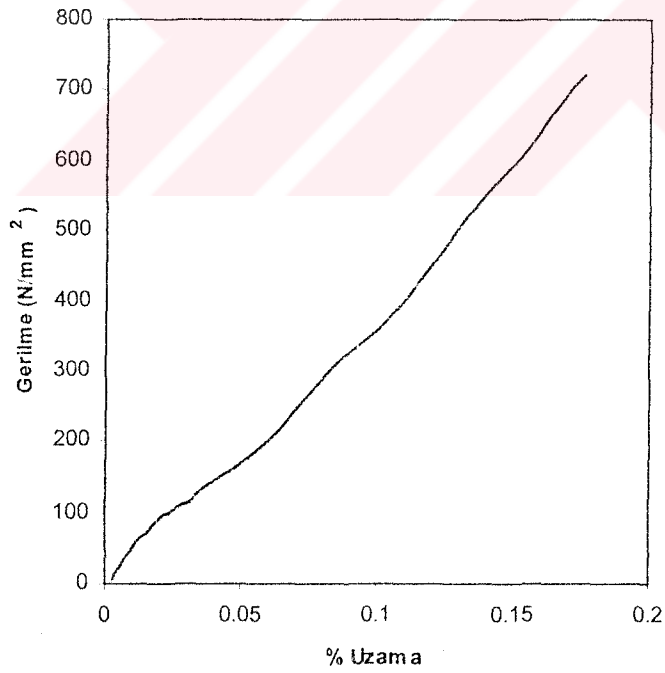
Şekil 7.34 B Numunesinin Kaynak Öncesi Soğuk Çekme Eğrisi



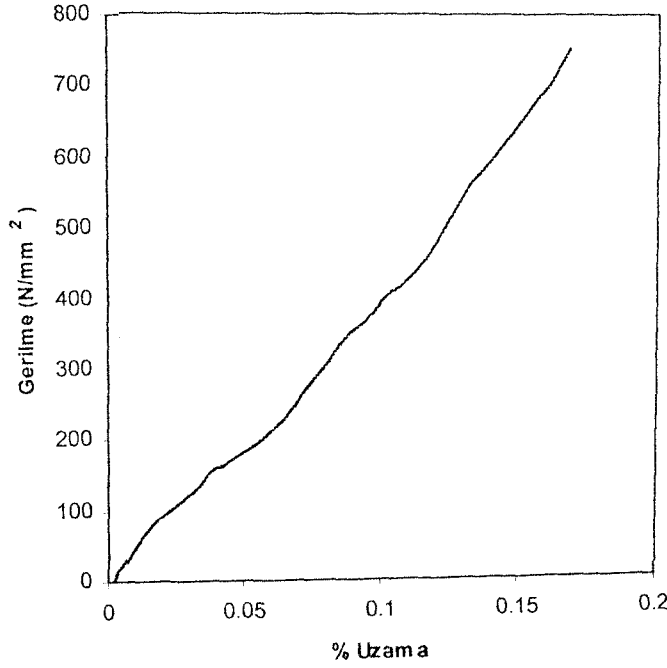
Şekil 7.35 SA₁ No'lu Numunenin Kaynak Sonrası Soğuk Çekme Eğrisi



Şekil 7.36 SA₄ No'lu Numunenin Kaynak Sonrası Soğuk Çekme Eğrisi



Şekil 7.37 SB₁ No'lu Numunenin Kaynak Sonrası Soğuk Çekme Eğrisi



Şekil 7.37 SB₄ No'lu Numunenin Kaynak Sonrası Soğuk Çekme Eğrisi

SA₁ ve SB₁ nolu sürtünme kaynaklı numunelere uygulanan soğuk çekme testleri sonucunda elde edilen gerilme- birim uzama eğrileri Şekil 7.35,36,37 ve 38' de verilmiştir. Çekme deneyleri sonucunda her dört numunede de kopmaların birleşme bölgesinin bitişiğindeki ince taneli sert ve gevrek bölgede meydana geldiği görülmüştür. Şekil 7.35,36,37 ve 38' de görüleceği gibi, her iki sürtünme kaynaklı numuneye uygulanan soğuk çekme testinde, numunelerin bir akma noktası göstermeksizin koptukları açıktır. SA₁ kaynaklı numunenin çekme gerilmesi 570 N / mm², birim uzama $\Delta L = 3.2$ mm, SB₁ numunesinin çekme gerilmesi 720 N / mm², birim uzama $\Delta L = 4.4$ mm olarak elde edilmiştir.

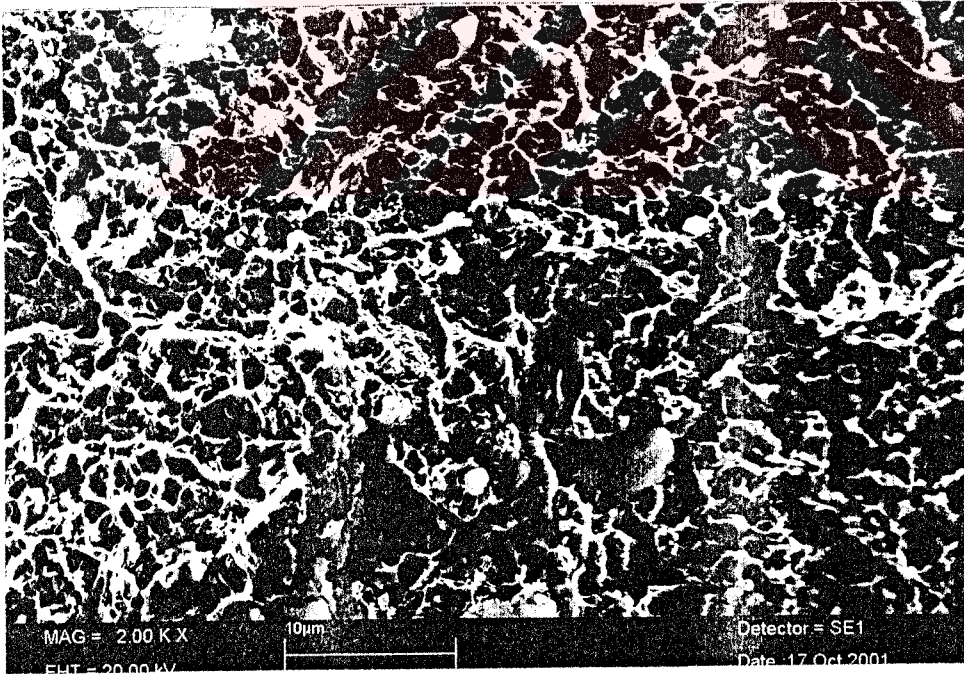
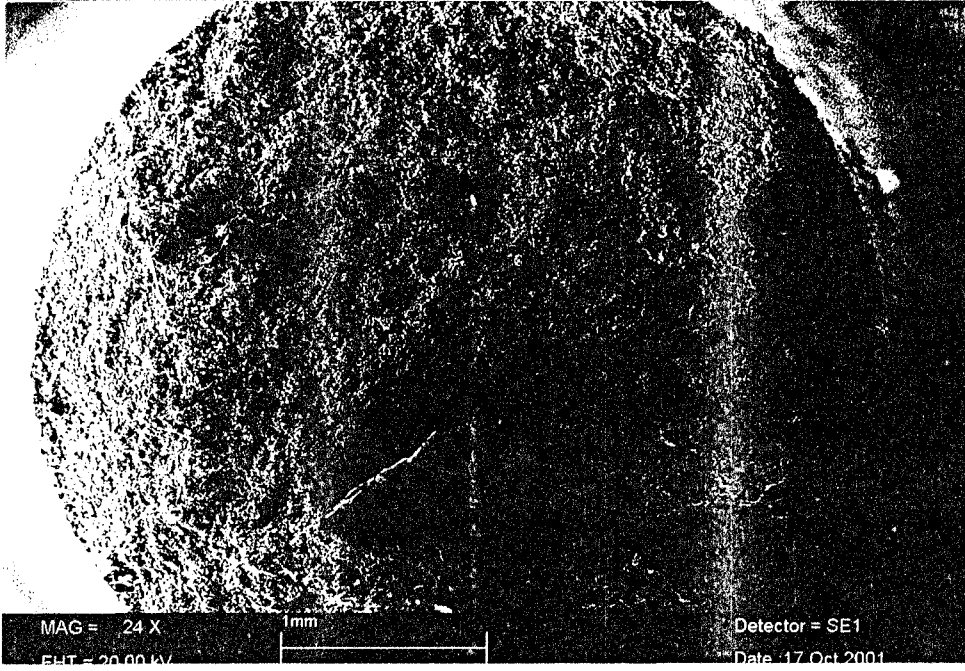
SA₁,SA₄ ve SB₁,SB₄ no'lu numunelere uygulanan çekme testleri sonuçlarından elde edilen çekme eğrilerinden de görülmektedir ki sürtünme basıncı ile devir sayısının artması, çekme ve kopma mukavemetinin de artışına sebep olmaktadır. Sürtünme kaynağı ile kaynatılmış her dört numunenin kopma gerilmesi değerleri ana metalin kopma gerilmesi değerinin üzerinde bir değer vermiştir. Kaynak parametrelerindeki artış ile her dört kopma gerilmesi değerleri akma gerilmesi değerlerinin üzerinde ve

çekme gerilmesine yakın değerler vermiştir.Yani, sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş tane küçültülmüş düşük alaşımlı ötektoid üstü çelik malzeme çifti birleşme bölgesinde, basıncın etkisiyle oluşan martenzitik yapı birleşme bölgesini gevrekleştirmiştir.

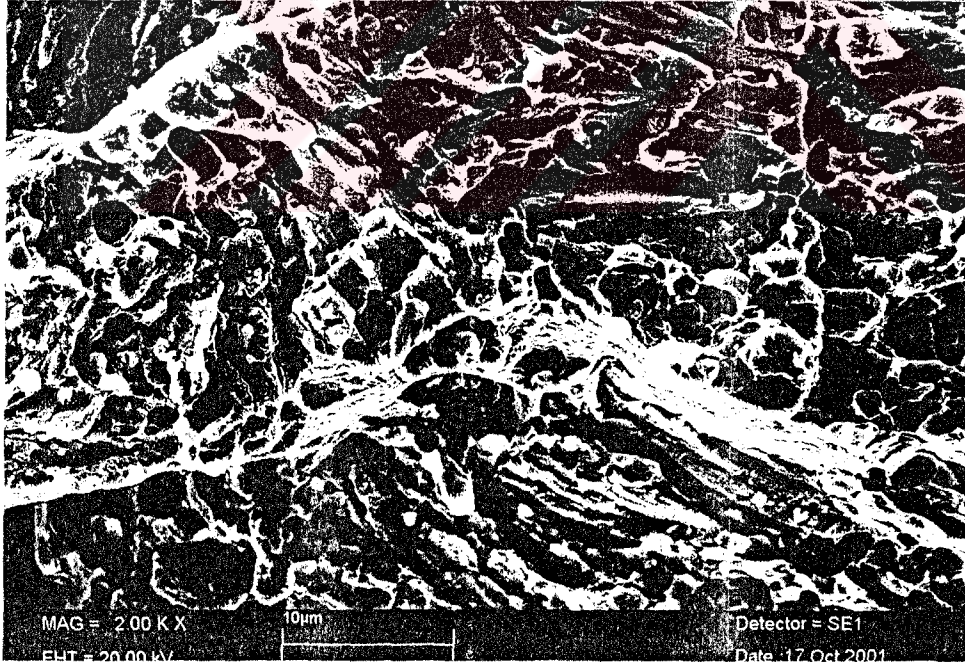
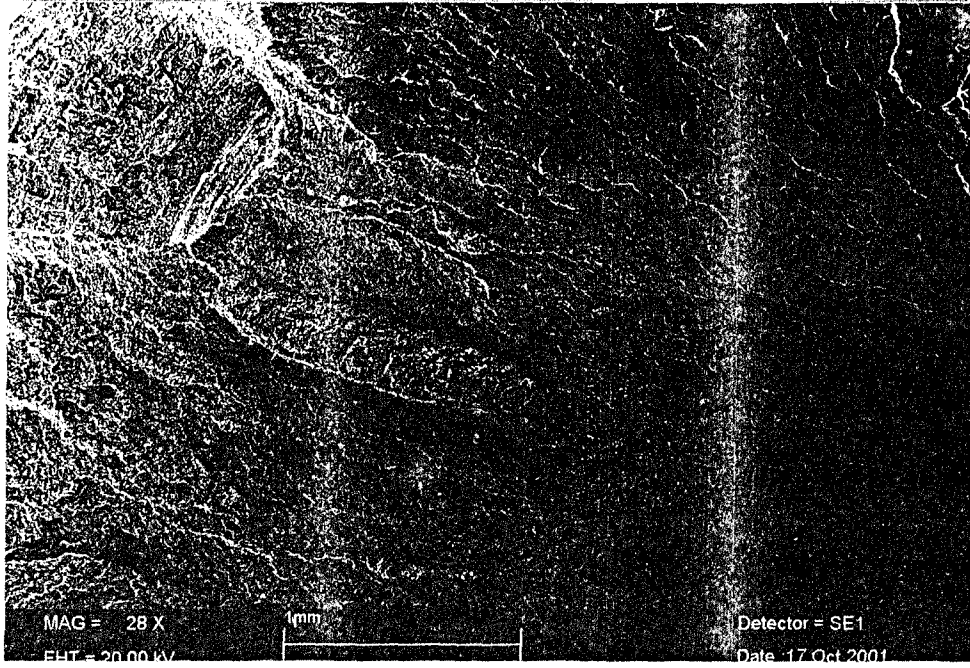
7.3.2 Kırık Yüzey Mikroyapı SEM Fotoğraflarının Değerlendirilmesi

Kaynak öncesi A ve B numunelerinin kırık yüzey SEM fotoğrafları Şekil 7.39 ve 7.40'da verilmiştir. A numunesinin kırık yüzeyi incelendiğinde, dimple(gamze) şeklinde bir kopma görülmektedir. Bu tip kopma sünek malzemelerde meydana gelmektedir(Dieter,1986). Dimple'ların küçüklüğü ince tane yapısından dolayıdır.

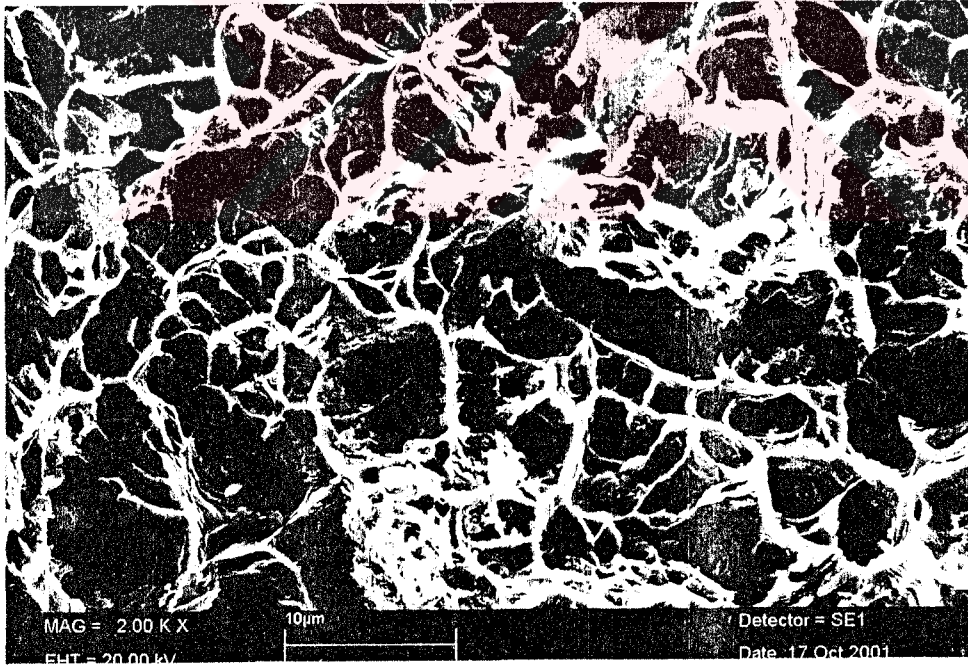
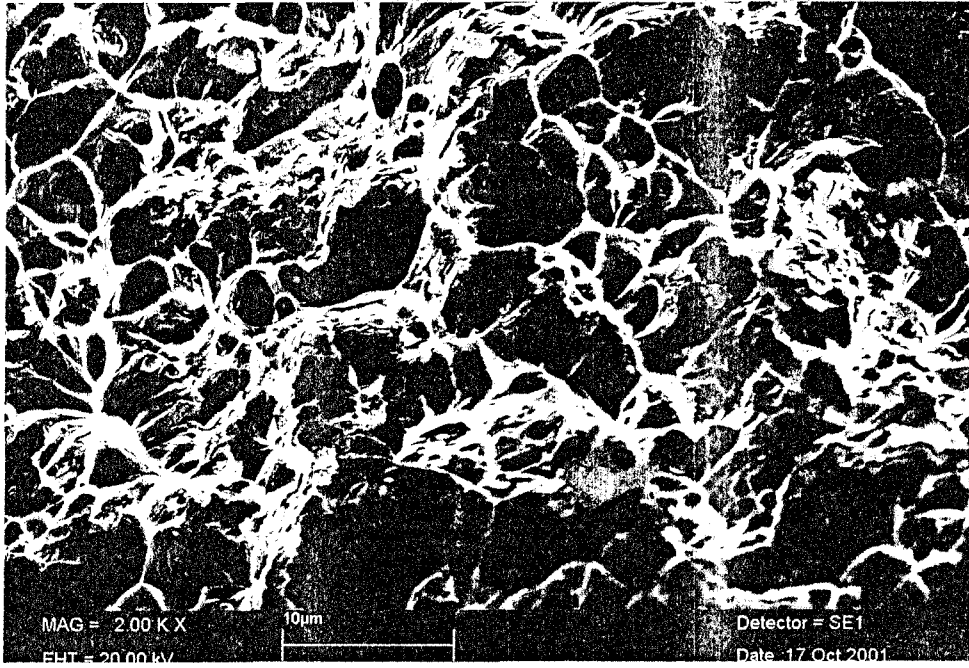
B numunesinin kopma yüzeyinde, kopma yarı klivaj kopmasını andırmaktadır. Yarı klivaj kopması daha çok su verilip temperlenmiş çeliklerin düşük sıcaklıklardaki kırılmalarında görülür(Dieter,1986). Bu durum kırık yüzeyin homojen olmadığının göstergesidir. SA₁, SA₄ ve SB₁, SB₄ kaynaklı numunelere uygulanan çekme testi sonrası, kırık yüzeylerinden alınan SEM fotoğrafları Şekil 7.41 ve 42'de verilmiştir. Kırık yüzey fotoğraflarından görüleceği gibi , SA₁ ve SA₄ numunelerden alınan kırık yüzey kaynak öncesi A numunesinden alınan kırık yüzeye göre daha iri taneli dimple tarzı kırılma göstermektedir. kaynak sonrası yapılan çekme testlerinde ince taneli gevrek bir kırılmanın meydana geldiği görülecektir. SB₁ ve SB₄ numunelerine ait her iki kırık yüzeyde de dimple tipi gevrek kırılma tipleri görünmektedir.



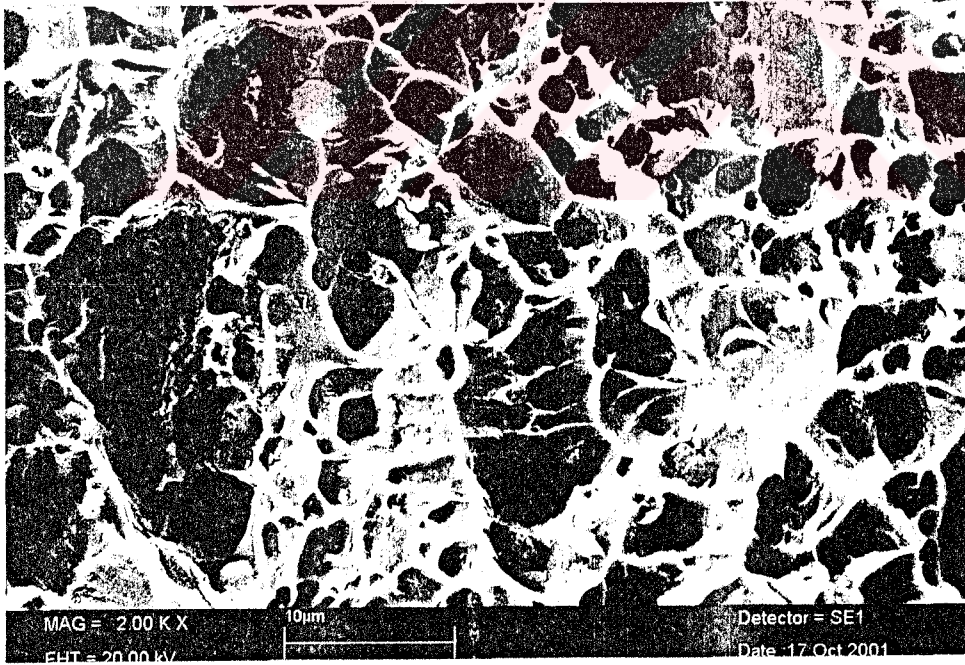
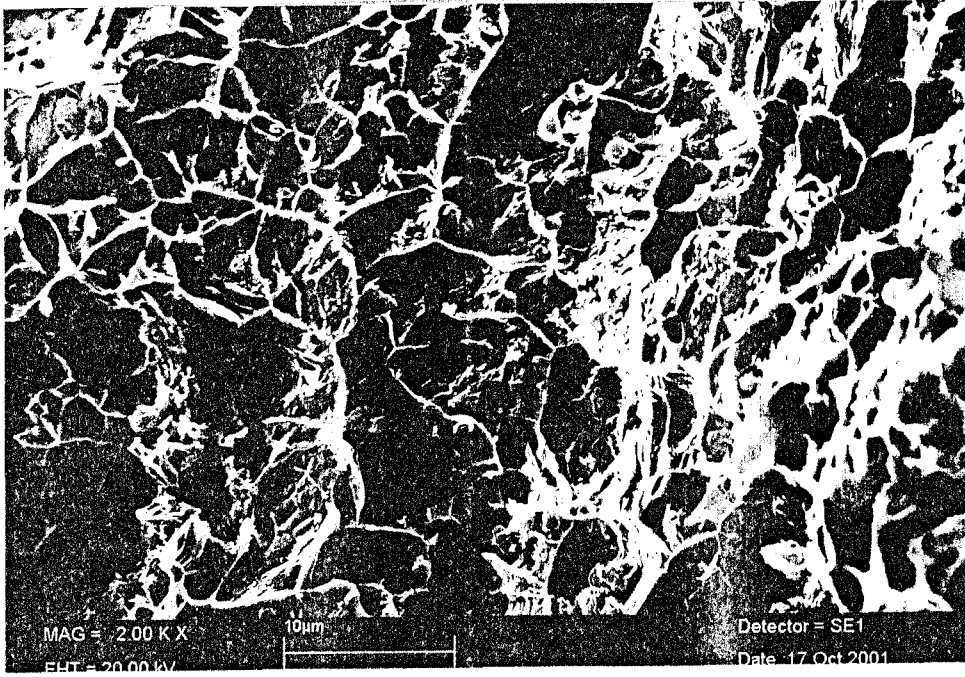
Şekil 7.39 A Numunesinin Isıl Çevrim Sonrası Soğuk Çekme Kırık Yüzey SEM Fotoğrafı



Şekil 7.40 B Numunesinin Isıl Çevrim Sonrası Soğuk Çekme Kırık Yüzey Sem Fotoğrafları



Şekil 7.41 SA₁ ve SA₄ no'lu kaynaklı numunelerin soğuk çekme kırık yüzey SEM fotoğrafı



Şekil 7.42 SB₁ ve SB₄ No'lu Kaynaklı Numunelerin Soğuk Çekme Kırık Yüzey SEM Fotoğrafları

BÖLÜM 8

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Döküm yoluyla üretilen ve başlangıçta tane boyutu 80 μm olan iki ötektoid üstü çeliğe , homojenleştirme, sıcak dövme, temperleme ve ısı çevrim işlemleri sonucunda tane boyutu 10 μm altına düşürülmüştür. Tane küçültülmüş bu ötektoid üstü çelikler, sürtünme basıncı(P_1), sürtünme süresi (t_1), yığma basıncı (P_2), Yığma süresi (t_2) ve çevresel hız (n) gibi sürtünme kaynağı parametreleri dikkate alınarak sürtünme kaynağı ile birleştirilmiştir. Çalışmada, hem tane küçültme işlemleri hem de kaynak sonrası, numunelerin mekanik özellikleri ve mikro yapıları ile ilgili elde edilen sonuçlara bağlı olarak aşağıdaki genellemeler yapılabilir:

1. Ötektoid üstü çeliğe tane küçültme işlemi sonrası uygulanan sıcak çekme (süperplastiklik) testleri, söz konusu çeliklerin süperplastiklik hassasiyet üssünün (m) 0.3 ve daha fazla olduğu deformasyon aralıkları bulunduğunu, yani süperplastik davranış sergilediklerini göstermektedir. Tane küçültme işlemi sonucu ulaşılan tane boyutu 10 μm 'un altındadır. 750 $^{\circ}\text{C}$ ' lik deformasyon sıcaklığında yapılan çekme testlerinde en yüksek " m " değeri A numunesi için $7.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} - 6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, lik deformasyon hızı aralığında 0,49, B numunesi için ise " m " değeri $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} - 4.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ lik deformasyon hızı aralığında 0,51 olarak elde edilmiş olup, bu değerler süperplastiklik için gerekli şartların sağlandığını ifade etmektedir.
2. Tane küçültülmüş bu iki ötektoid üstü çelik kullanılarak yapılan sürtünme kaynaklı birleştirmelerin birleşme bölgeleri taramalı elektron mikroskobu SEM ile ayrıntılı olarak incelendiğinde, bütün numunelerde birleşme çizgisi boyunca 2 mm' lik dar bir alanda aşırı dekarbürize olmuş bölge mevcuttur.
3. Her iki çelikte birleşme çizgisine bitişik, basıncın etkisiyle deformasyona uğramış bölgede plaka martenzit, ana metale doğru gidildikçe sıcaklığın etkisiyle bozunup küreleşen sementitler ve perlit adacıklarından oluşan bir yapı görülmektedir. Bu bölgenin genişliğinde, yığma basıncı ve sürtünme süresi önemli rol almıştır. Artan süre ve yığma basınç değerleri, birleşme bölgesinde deformasyona uğramış bölgenin dışarı taşmasına imkan sağladığı için bölgenin daraldığı düşünülmektedir. Ancak, artan sürtünme süreleri bu bölgeyi genişletmiştir.

4. Kaynaklı numunelerin birleşme bölgesindeki sertlik dağılım eğrileri benzer bir karakteristik göstermektedir. Birleşme çizgisinden başlayarak sertlik maksimum olmakta ve ana metale doğru azalmaktadır. Arakesitteki sertlik artışı, bu arakesitte yığılma etkisiyle oluşan plastik deformasyon ve martenzit oluşumundan kaynaklanmaktadır.

5. Kaynak sonrası yapılan çekme testi sonuçlarında, kopmanın aşırı deformasyona uğramış bölgeye bitişik tane küçülmüş ve kısmen martenzit ve kısmen de küreleşmiş perlit ve sementitten oluşan 2. bölgede meydana geldiği gözlenmiştir. Kaynaklı numunelerin çekme eğrilerinde bir akma noktası gözlenmemiştir. Bu numunelerin kırık yüzey SEM fotoğrafları incelendiğinde, kaynak öncesi A ve B numunelerinde dimple bir kırılma gözlenirken, kaynaklı (SA₁, SA₄, SB₁, SB₄) numunelerde ise yer yer dimple, yer yer yarı klivaj kırılma mevcuttur. Yani kırılma, süreksizliğin fazla olduğu 2. bölgede oluşmaktadır.

8. Kaynaklı numunelerin birleşme bölgesinde gerekli görülen noktalardan alınan EDAX analizlerinde , C, Al, Mn ve Cr' da hissedilir bir difüzyon gözlenirken, ana matrise karbür yapıcı alaşım elementi olarak ilave edilen Ti ve Mo' e rastlanmamıştır. Bu alaşım elementlerin ana matris içerisinde düşük miktarda bulunmaları nedeniyle termo mekanik işlemler sonucu matris ve özellikle sementit içerisinde tamamen çözündükleri düşünülmektedir.

9. Elde edilen bu sonuçlar, termo mekanik işlemlerle tane küçültülmüş (süperplastik halde) düşük alaşımlı ötektoid üstü çeliklerin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesinin mümkün olduğunu göstermektedir. Ancak, sürtünme kaynağında kaynak parametrelerinin birleşme kalitesi üzerinde, yalnız başlarına etkili oldukları tam olarak gözlenmezken, müştereken etkili oldukları gözlenmiştir. Bilhassa yığılma basıncı ve sürtünme süresinin uyumlu seçimi iyi sonuçlar verecektir.

10. Buna göre yığılma basıncı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi hassas bir şekilde ayarlanabilirse, arakesitte martenzit oluşumunun önüne geçilebilir ve ince taneli yapı bozulmadan bu malzemelerin birleştirilebileceği söylenebilir.

Bundan sonra bu konuda yapılacak çalışmalar, arakesitte oluşacak sıcaklığın kontrolü üzerinde yoğunlaştırılmalıdır.

KAYNAKLAR

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

BENDZSAK G.J., NORTH T. H. and LI. Z., (1997), Numerical Model for Steady-State Flow In Friction Welding, Acta Mater., 45. No.4 : pp 1735-1745.

BACKOFEN W.A., (1976), Deformation Processing, Massachusetts Inst. of Tech. Addison Wesley Publishing Comp., pp 217-220.

BOLSHOKOV, M.V., et. al., (1972), The Vacuum Friction Welding of High-Melting And High-Temperature Alloys, Automatic Weld., pp. 60-60.

BAHRANI, A.S., CROSSLAND, B., (1976) Friction Welding, CME, pp 61-66.

BEGG, G.H.C., HUMPHREYS, B.A., (1981), Rotational-Friction Welding, Engineering Tech. V:91, pp 1-4.

CHOKSHI, A.H., (1997), International Conference on Superplasticity in Advanced Materials, Materials Sc. Forum v 243-245, pp 669-673.

DOBROVIDOV, A.N., et al, (1975), Selection of Optimum Conditions for The Friction Welding of High-Speed Steel R6m5 to Carbon Steel 45, Welding Prod., pp 22-26.

DUFFIN, F.D., BAHRANI, A.S., (1973), Frictional Behaviour of Mild Steel of Friction Welding, Wear, pp 53-73.

DIETER, G.E., (1986), Mechanical Metallurgy, Third Edition., Mc. Graw- Hill Yayınları.

DARBY, L.G., (1982), Developments in Friction Welding Monitoring, CME Welding Supplement, pp. 37-39.

ELLIS, C.R.G., (1976), Recent Industrial Developments in Friction Welding, Welding J., pp 582-589.

ELLIS, C.R.G., (1977), Friction Welding, Some Recent Applications of Friction Welding, Weld. And Metal Fab., pp. 207-213.

FROMMAYER, G., (1991), Structural Superplasticity of a Fine Grained and Rapidly Solidified Ultra High Carbon Alloy Tool Steel x 245 V Cr 10 5. Steel R. 62. pp.261-265.

GHASSAN T.K., et al, (1998), Development of Process Maps for Superplastic Forming of Weldabilite, Materials Sc. And Eng. A 244, pp 224-232.

GÜVEN,Ş.Y., (1991), Az Karbonlu Çeliklerde Sıcak Deformasyonda Süperplastik Özellikten Faydalanarak Yuvarlak Çubuk İmali. Doktora Tezi. S.D.Ü. Isparta.

HORİTA Z., FRUKAWA M. et al, (2000), Superplastic Forming at High Strain Rates After Severe Plastic Deformation, Acta Mater. 48, pp 3633-3640.

HOFMAN, H., FROMMAYER, G., (1995), Dislocation Creep Controlled Superplasticity in The High Carbon Steel 140 NiCr 16-6. Steel Research 66. No: 5, pp.213-216.

HUANG, J.C., CHUANG T.H., (1999), Progress on Superplasticity and Superplastic Forming in Taiwan During 1987-1997., Materials Chemistry and Phy. 57, p 195-206.

JENNİNG, P., (1971), Some Properties of Dissimilar Metal Joints Made By Friction Welding, The Welding Institute, Abington Hall, Cambridge, pp 147-153.

KASYAP, B.P., et al., (1985), Rewiew Microstructural Aspects of Superplasticity. J. Of Mater. Sci.20, pp. 2661-2686.

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

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

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

KİM, W. J.,(1989), Superplastic Behavoir of Iron Carbide. Scripta Metallurgica. V:23, pp.1515-1520.

KURT, B., (1999), Ötektoid Altı Çeliklerde Al ve Si'un Süperplastikliğe Etkisi. Yüksek Lisans Tezi. F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü., Elazığ.

LANGDON, T.G., (1991), The Physics of Superplastic Deformation. Materials Science and Engineering, A.137, pp 1-11.

LUTFULLIN, R.Y.A., KAIBYSHEV O.A., (1997), Superplasticity and Solid State Bonding of Materials. Materials Sc. Forum. v 243-245 . pp 681-686.

LEE, J.H., SONG D.H., et al, (1998), Microstructural Evolution During Superplastic Bulge Forming of Ti-6Al-4V Alloy, Materials Sc. And Eng. A 243, pp 119-125.

LUCAS, W., (1971), Process Parameters and Friction Welds, Met. Const. and British, Welding J., pp 293-297.

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 Metal. Soc. Of AIME, vol 245, pp 1337-1345.

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

MIDLING, O.T., GRONG, O., (1994), Acta Metall.42, pp 1595.

MOHANDAS, T., et al, (2000), Microstructure and Mechanical Properties of Friction Welds of an $\alpha+\beta$ Titanium Alloy, Materials Sc. And Eng. A289, pp 70-82.

MURTI, K.G.K., SUNDERSAN, S., (1983), Parameter Optimisation in Friction Welding Dissimilar Materials, Met. Const., pp 331-335.

TAŞKIN, M., (2000), Yüksek Karbonlu Çeliklerin Süperplastik Halde Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması, Doktora Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enst., Elazığ

NICHOLAS, E.D., (1970), Friction Welding, Engineering, pp. 275-278.

ORHAN, N., AKSOY, M., EROĞLU, M. (1999), A New Model for Diffusion Bonding and Its Application to Duplex Alloys, Materials Science and Engineering A 271, pp. 458-468.

OTMANBÖLÜK, A.N., (1993), Süperplastik Özellik Gösteren Çelikler ve Bir Uygulama. Denizli Malzeme Sempozyumu. Pp. 28-41.

PARTER, D.A., (1993), Phase Transformations in Metal and Alloys., 2. Basım, Chapman and Hill. Londra.

RİDLEY, (1987), Modeling of Diffusion Bonding of Metals, Materials Sc. and Tech. Vol:3, pp.945-953.

RUSLAN, Z., DMİTRİ, A., et al, (1997), Obsevation of High Strain Rate Superplasticity in Commercial Aluminum Alloys With Ultrafine Grain Sizes, Scripta Mat.,v 37,no.12, pp 1945-1950.

SAHİN, A.Z., YİLBAŞ B.S., et al, (1998), Analysis of The Friction Welding Process in Relation to The Welding of Copper and Steel Bars, Journal of Mat. Proc.Tc.82: pp127-136.

SEREGİN, S.A., SABANTSEV, V.P.,(1977), The Friction Welding of Quenched Steel, Weld. Prod., pp. 20-23.

SEREGİN, S.A., SABATSEV. V.P., (1975), The Friction Welding Joining of Plastically Deformed Steel, Welding Prod., pp 34-35.

SHİN, D.H., (1997), Superplasticity of Fine Grained 7475 Al Alloy and a Propased New Deformation Mechanisim. Acta Metallurgica, Vol.45,No:12, pp. 5195-5202.

SPİNDLER, D.E., (1994), What Industry Needs to Know About Friction Welding, Welding J., pp 37-42.

SMITH, C.I., (1974), Design of a Superplastic Alloy Steel., Metals Tecnology, April, pp. 191-198.

TANİCHEVA, O.N., et al, (1989), Nature of The Defect (Bright Ring) Forming in Friction Welding of Tool Steel, Met. Sci. And Heat Treat., pp 200- 202.

TÜLBENTÇİ, K., (1990), İnce Taneli Yapı Çeliklerin Kaynağı, Kaynak Dünyası,Gedik Holding Yayınları, pp 23-28.

TREPTE, M., (1989), Burnoff Lenght in Friction Welding, Weld. Int., pp 980-983.

TYLECOTE, R.Y., (1968), The Solid Phase Welding of Metals, Edward Arnold Ltd.,London, pp 1-150.

VERMA, R., (1996), Charecterization of Superplastic Deformation Behavior of a Fine Grain 5083 Al Alloys Sheet. Metallurgical and Materials Transaction, 27 A: pp.1899-1908.

VILL, V.I., et. al., (1962), Friction Welding of Metals, AWS, Newyork.

VOİNOV, V.P., et. al., (1972), Fatigue Strength of Friction- Welded Joints Between Steels 20 and 40 Kh, Weld. Prod., pp. 51-54.

WESTGATE, S.A., DUNKERTON, S.B., (1985), Friction and Flash Welding-Mechanical Properties Reviewed, The Welding Int. Research Bulletin, pp 49-53.

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

YILBAŞ, B.S., ŞAHİN A.Z., et al, (1994), Friction Welding of St-Al and Al-Cu Materials, Journal of Mat. Proc. Tech., 49: pp 431-443.

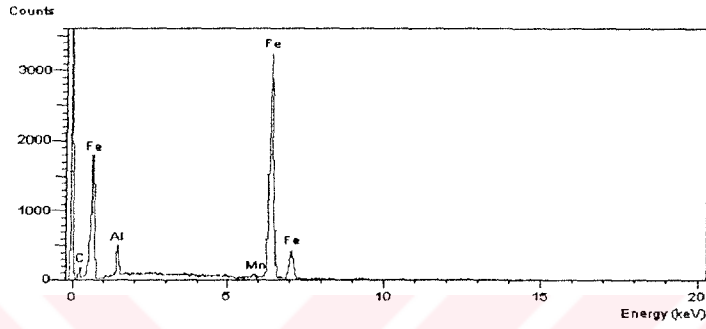
YILMAZ, M., (1993) Farklı Takım Çeliklerinin Sürtünme Kaynağında Kaynak Bölgesinin İncelenmesi. Doktora Tezi. Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.

YEH, M.S., Et. al., (1995), Low-Pressure Diffusion Bonding of SAE 316 Stanliess Steel by Inserting a Supperplastic Interlayer, Scripta Metalurgica at Materialia, Vol:33,No:8, pp.1277-1281.

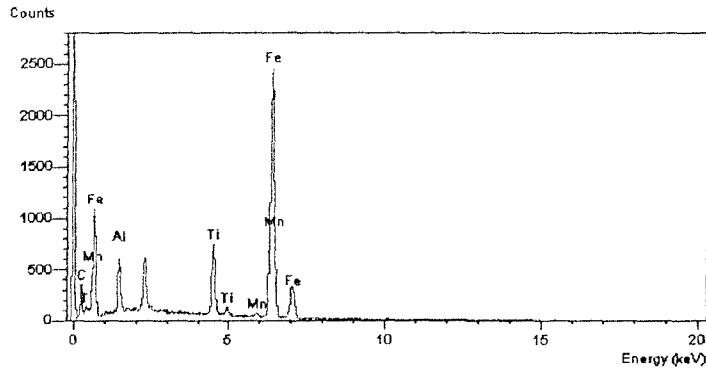
ZHANG, Y., (1984), Superplastic Properties of Two Rapidly Solidified Powder Metallurgy Aluminium Alloys. Materials Science and Engineering. V:68, pp.19-124.

EKLER:**SB₂ Kaynaklı Numune Üzerinde Alınan a No'lu Nokta Analizi**

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	
C K	ED	0.519	1.46	9.34	0.39	31.35
Al K	ED	0.640	0.97	4.11	0.14	6.14
Mn K	ED	0.958	1.00	0.50	0.18	0.37
Fe K	ED	0.978	1.00	86.05	0.43	62.14
Total			100.00		100.00	

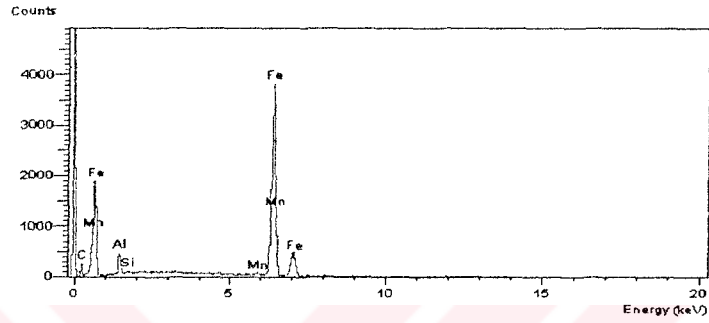
**SB₁ Kaynaklı Numune Üzerinde Alınan a No'lu Nokta Analizi**

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	
C K	ED	0.569	1.46	22.11	0.59	55.11
Al K	ED	0.685	0.97	4.10	0.13	4.54
Ti K	ED	1.032	1.00	8.85	0.21	5.53
Mn K	ED	0.927	1.00	0.84	0.16	0.46
Fe K	ED	0.948	1.00	64.10	0.57	34.36
Total			100.00		100.00	



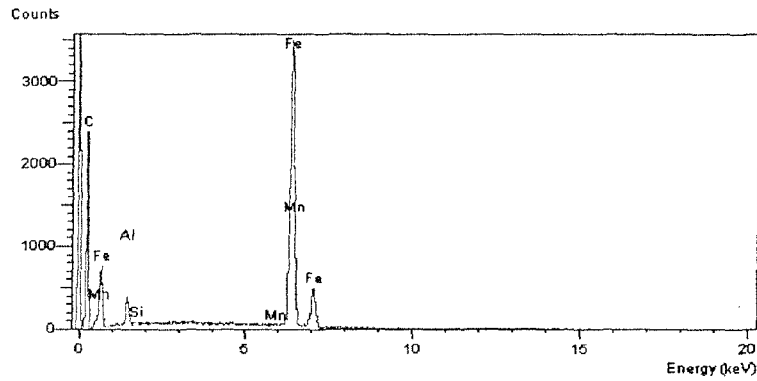
SA₁ Kaynaklı Numune Üzerinde Alınan b No'lu Nokta Analizi

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%
C K	ED	0.522	1.46	10.06	0.36	33.26
Al K	ED	0.640	0.97	3.43	0.12	5.06
Si K	ED	0.738	1.04	0.24	0.07	0.34
Mn K	ED	0.957	1.00	0.68	0.16	0.49
Fe K	ED	0.977	1.00	85.59	0.40	60.86
Total			100.00		100.00	



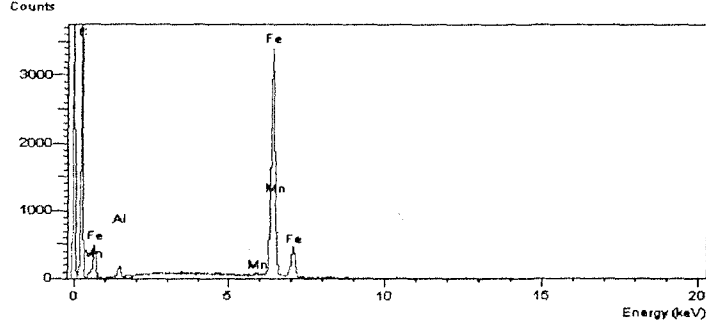
A Numunesinin 2. Basamak Isıl Çevrim Sonrası a No'lu Nokta Analizi

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%
C K	ED	0.675	1.46	44.61	0.34	78.44
Al K	ED	0.724	0.97	1.41	0.06	1.10
Si K	ED	0.826	1.04	0.12	0.04	0.09
Mn K	ED	0.918	1.00	0.27	0.10	0.10
Fe K	ED	0.934	1.00	53.60	0.34	20.27
Total			100.00		100.00	

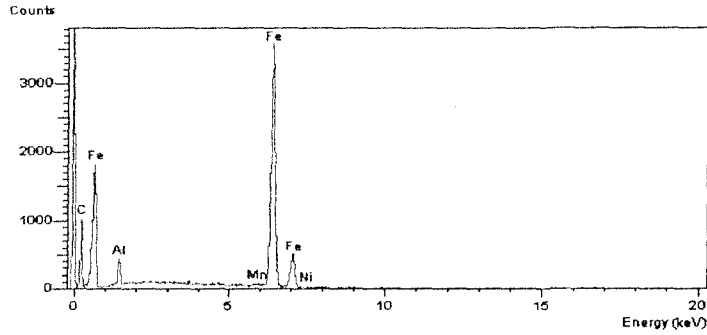


A Numunesinin 2. Basamak Isıl Çevrim Sonrası b No'lu Nokta Analizi

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%
C K	ED	0.767	1.46	53.22	0.32	83.94
Al K	ED	0.756	0.97	0.53	0.04	0.37
Mn K	ED	0.910	1.00	0.29	0.10	0.10
Fe K	ED	0.925	1.00	45.96	0.32	15.59
Total			100.00			100.00

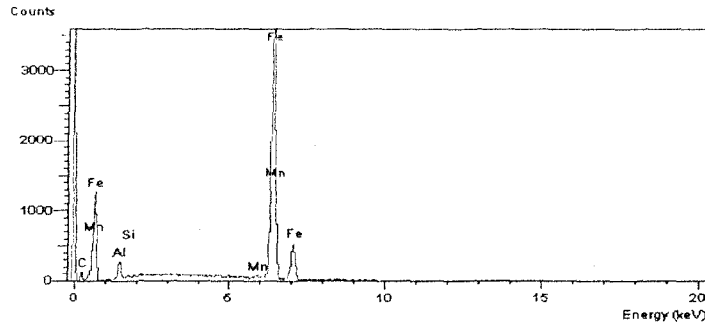
**B Numunesinin 6. Basamak Isıl Çevrim Sonrası a No'lu Nokta Analizi**

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%
C K	ED	0.579	1.46	28.88	0.39	64.61
Al K	ED	0.674	0.97	2.30	0.08	2.29
Mn K	ED	0.935	1.00	0.31	0.13	0.15
Fe K	ED	0.953	1.00	68.05	0.41	32.74
Ni K	ED	0.888	1.00	0.46	0.17	0.21
Total			100.00			100.00

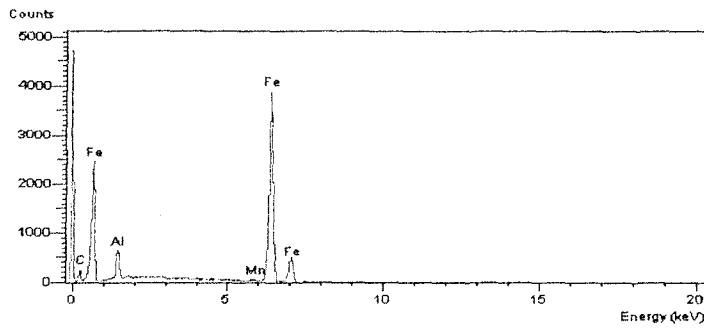


B Numunesinin 6. Basamak Isıl Çevrim Sonrası b No'lu Nokta Analizi

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%
C K	ED	0.532	1.46	5.54	0.29	21.03
Al K	ED	0.629	0.97	2.02	0.09	3.41
Si K	ED	0.738	1.04	0.17	0.06	0.28
Mn K	ED	0.966	1.00	0.61	0.16	0.50
Fe K	ED	0.987	1.00	91.66	0.34	74.77
Total			100.00		100.00	

**SB₁ Kaynaklı Numune Üzerinde Alınan a No'lu Nokta Analizi:**

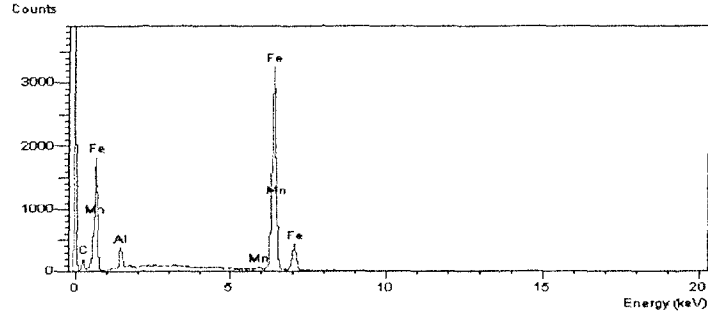
Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%
C K	ED	0.518	1.46	11.16	0.38	35.67
Al K	ED	0.643	0.97	4.41	0.13	6.28
Mn K	ED	0.954	1.00	0.34	0.15	0.24
Fe K	ED	0.974	1.00	84.09	0.40	57.82
Total			100.00		100.00	



SB₁ Kaynaklı Numune Üzerinde Alınan b No' lu Nokta Analizi

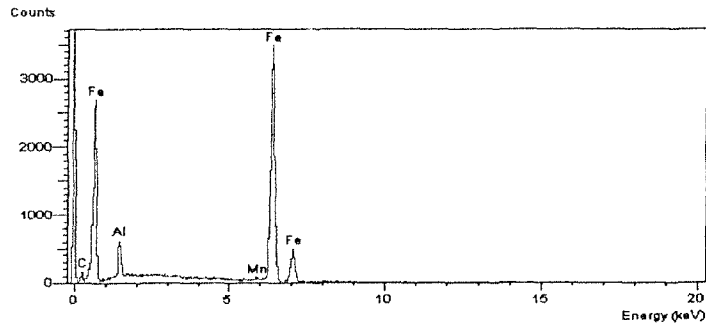
Elmt Spect. Inten. Std Element Sigma Atomic
Type Corr. Corr. % % %

C K	ED	0.527	1.46	9.51	0.40	32.02
Al K	ED	0.637	0.97	3.20	0.12	4.79
Mn K	ED	0.959	1.00	0.48	0.17	0.36
Fe K	ED	0.979	1.00	86.81	0.43	62.84
Total			100.00		100.00	


A Numunesinin 1. Basamak Isıl Çevrim Sonrası a No' lu Nokta Analizi

Elmt Spect. Inten. Std Element Sigma Atomic
Type Corr. Corr. % % %

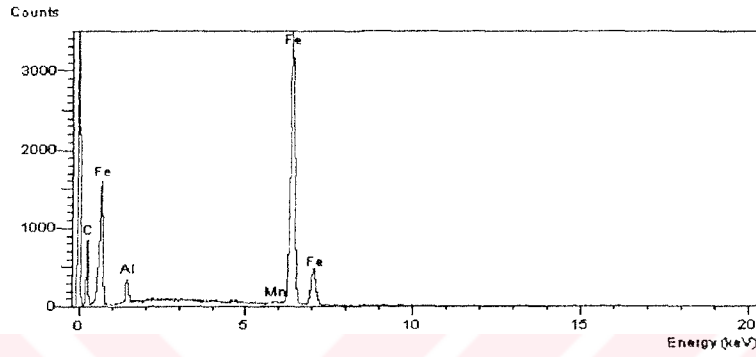
C K	ED	0.523	1.46	11.56	0.53	36.70
Al K	ED	0.643	0.97	3.95	0.12	5.59
Ti K	ED	1.073	1.00	0.21	0.09	0.17
Mn K	ED	0.954	1.00	0.49	0.16	0.34
Fe K	ED	0.974	1.00	83.79	0.55	57.21
Total			100.00		100.00	



SA₄ Kaynaklı Numune Üzerinde Ahnan b No'lu Nokta Analizi

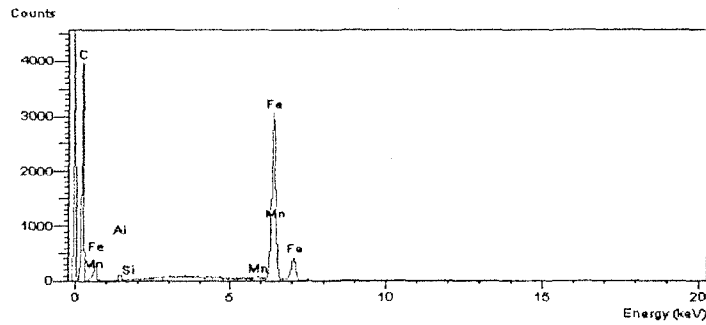
Elmt Spect. Inten. Std Element Sigma Atomic
Type Corr. Corr. % % %

C K	ED	0.572	1.46	25.60	0.39	60.88
Al K	ED	0.664	0.97	1.95	0.08	2.07
Mn K	ED	0.940	1.00	0.33	0.13	0.17
Fe K	ED	0.958	1.00	72.12	0.41	36.88
Total			100.00		100.00	


A Numunesinin 4. Basamak Isıl Çevrim Sonrası a No'lu Nokta Analizi

Elmt Spect. Inten. Std Element Sigma Atomic
Type Corr. Corr. % % %

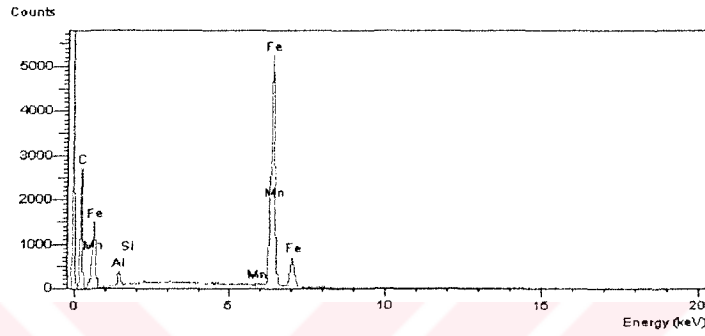
C K	ED	0.790	1.46	55.32	0.32	85.08
Al K	ED	0.766	0.97	0.36	0.03	0.25
Si K	ED	0.871	1.04	0.06	0.02	0.04
Mn K	ED	0.908	1.00	0.25	0.10	0.09
Fe K	ED	0.923	1.00	44.00	0.32	14.55
Total			100.00		100.00	



A Numunesinin 4. Isıl Çevrim Sonrası Alınan b No'lu Nokta Analizi

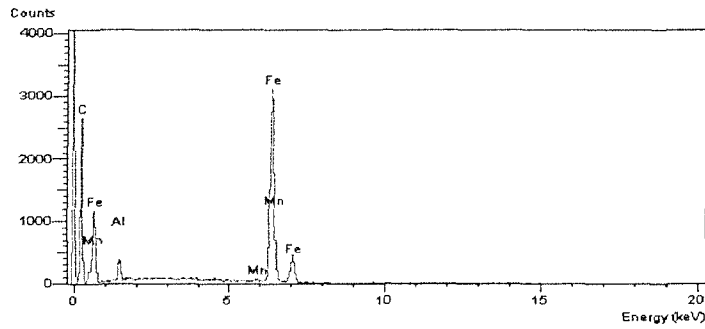
Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%

C K	ED	0.645	1.46	39.28	0.30	74.67
Al K	ED	0.702	0.97	1.05	0.04	0.89
Si K	ED	0.810	1.04	0.09	0.03	0.08
Mn K	ED	0.924	1.00	0.37	0.09	0.15
Fe K	ED	0.941	1.00	59.21	0.30	24.21
Total			100.00			100.00

**B Numunesinin 1. Isıl Çevrim Sonrası Alınan a No'lu Nokta Analizi**

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%

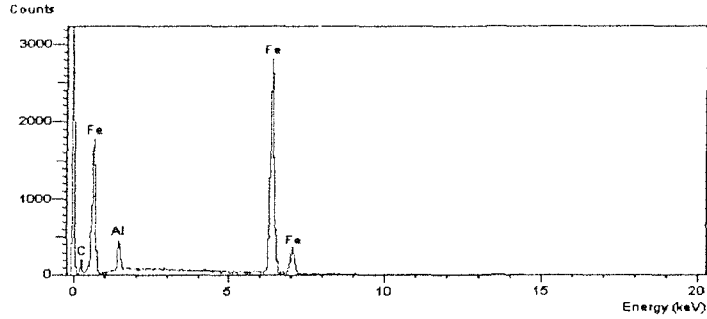
C K	ED	0.701	1.46	47.83	0.35	80.52
Al K	ED	0.737	0.97	1.51	0.06	1.13
Mn K	ED	0.914	1.00	0.28	0.11	0.10
Fe K	ED	0.930	1.00	50.38	0.35	18.24
Total			100.00			100.00



SB₅ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan 1 No' lu Nokta Analizi

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%

C K	ED	0.520	1.46	10.73	0.43	34.76
Al K	ED	0.641	0.97	4.08	0.15	5.89
Fe K	ED	0.975	1.00	85.18	0.44	59.35
Total			100.00		100.00	

SB₅ No'lu Kaynaklı Numuneden Alınan 2 No' lu Nokta Analizi

Elmt	Spect.	Inten.	Std	Element	Sigma	Atomic
Type	Corrn.	Corrn.	%	%	%	%

C K	ED	0.522	1.46	6.77	0.30	24.52
Al K	ED	0.634	0.97	3.30	0.11	5.32
Si K	ED	0.735	1.04	0.18	0.07	0.28
Mn K	ED	0.962	1.00	0.48	0.15	0.38
Fe K	ED	0.983	1.00	89.27	0.34	69.50
Total			100.00		100.00	

