

Demir Aluminat Metallerarası Bileşiminin Direnç Nokta Kaynağı ile Birleştirilmesi

Alptuğ Tanes

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Nisan 2019

Joining of Iron Aluminide Intermetallic Compound Using Resistance Spot Welding

Alptuğ Tanses

MASTER OF SCIENCE THESIS

Department of Metallurgy And Materials Engineering

Apr 2019

Demir Aluminat Metallerarası Bileşiminin Direnç Nokta Kaynağı ile Birleştirilmesi

Alptuğ Tanses

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi Bilim Dalında

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Doç. Dr. İbrahim Çelikyürek

İkinci Danışman: Prof. Dr. Osman Torun

Bu Tez Tübitak Tarafından “117M831” no’lu Proje Çerçevesinde Desteklenmiştir

Nisan 2019

ONAY

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans öğrencisi Alptuğ Tanses'in YÜKSEK LİSANS tezi olarak hazırladığı "Demir Aluminat Metallerarası Bileşiminin Direnç Nokta Kaynağı ile Birleştirelmesi" başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek oybirliği ile kabul edilmiştir.

Danışman : Doç. Dr. İbrahim Çelikyürek

İkinci Danışman: Prof. Dr. Osman Torun

Yüksek Lisans Tez Savunma Jürisi:

Üye: Doç. Dr. İbrahim Çelikyürek

Üye: Dr. Öğr. Üyesi Bedri Baksan

Üye: Dr. Öğr. Üyesi İrfan Kaya

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Hürriyet ERŐAHAN
Enstitü Müdürü

ETİK BEYAN

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre, Doç. Dr. İbrahim Çelikyürek danışmanlığında hazırlamış olduğum “Demir Aluminat Metallerarası Bileşiğinin Direnç Nokta Kaynağı ile Birleştirilmesi” başlıklı tezimin özgün bir çalışma olduğunu; tez çalışmamın tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; tezimde verdiğim bilgileri, verileri akademik ve bilimsel etik ilke ve kurallara uygun olarak elde ettiğimi; tez çalışmamda yararlandığım eserlerin tümüne atıf yaptığımı ve kaynak gösterdiğimi ve bilgi, belge ve sonuçları bilimsel etik ilke ve kurallara göre sunduğumu beyan ederim. 18/04/2019

Alptuğ Tanses

İmza

ÖZET

Yapılan bu çalışmada metallar arası bileşikler olarak bilinen intermetalik malzemelerden Fe_3Al bileşimindeki, herhangi alaşım elementi katılmamış intermetalik malzemesinin direnç nokta kaynağı ile birleştirilmesi incelenmiştir. Yapılan çalışmada kaynak prosesi sonrası kaynak bölgesinden elde edilen çekme dayanımına, parlatılmış kaynak kesitinden alınan mikro sertlik değerlerine, mikroyapı fotoğraflarına ve SEM görüntülerine bakılarak elde edilen sonuçlar değerlendirilmiştir.

Yüksek saflıktaki alüminyum ve demir peletleri ark ergitme yöntemi ile ergitilerek kum kalıba dökülmüştür. Kalıp hazırlamada temel alınan model 75mm uzunluk, 5mm kalınlık ve 30mm genişliğindedir. Döküm sonucu elde edilen numuneler $650-700^{\circ}C$ sıcaklıkta homojenleştirme ısı işlemine tabi tutulmuştur. Homojenizasyon işlemi sonrasında numunelerin soğumasına fırsat verilmeden haddeden geçirilerek kaynak prosesine uygun olarak belirlenen kalınlığına kadar inceltirilmiştir. Elde edilen numunelere yüzey temizleme işlemleri yapıldıktan sonra istenilen boyutlarda kesme işlemleri gerçekleştirilerek kaynak işlemleri yapılmıştır.

Yapılan kaynakların döngü sayıları ve akım parametreleri değiştirilerek, kaynak süresi, yük değerleri sabit iken soğuma süresi ve sıkma süresi sabit tutulmuştur. Kaynak akımları 3, 4, 5 ve 6kA olup kaynak periyotları ise 10, 20 ve 30 döngüden oluşmaktadır. Kaynak sırasında uygulanan elektrot kuvveti ise 500N ve 1kN dur. Nokta direnç kaynaklı numunelere çekme testi uygulanarak mukavemetleri belirlenmiştir. Kaynak bölgesi kesitleri optik ve taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Kaynak bölgesi mikrosertlik değerleri ölçülmüştür. Kaynak akımı, kaynak süresi ve elektrot yükünün mukavemet değerlerini etkilediği görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Metallerarası bileşikler, Fe_3Al , kaynak, nokta direnç kaynağı, mukavemet, sertlik

SUMMARY

In this study, resistance spot welded of Fe₃Al alloy has been made which consist of only Fe and Al elements has not been alloyed further, which also is an intermetallic compound. Study consists of hardness measurement and tensile tests of the welded nugget zone, examination of cross section of the welded zone by both SEM and optical microscopes.

High purity Fe and Al pellets were melted by using arc melting method and casted into a sand mold. The mold was in sizes of 75x30x5mm. After casting process materials were annealed in a furnace at 1100 °C for 50 hours. Once the annealing process is finished the annealed samples were heated up to 650-700°C for hot rolling process. The samples were rolled to the desired thickness at this temperature to prevent the cracking at room temperature. After the rolling process samples' surface were grinded lightly in order to clean the surface then the samples were welded using the resistance spot welding machine.

The pressing duration and cooling duration were held constant. The variables were the force that is applied by electrode, welding current and welding time. Welding durations of the process were 10,20 and 30 cycles, selected welding currents were 3, 4, 5 and 6k Ampers. The forces of the electrode were 500N and 1kN. The welded samples were tested for their tensile strength and their hardness at the appropriate testing systems. The cross section of the welded zones were examined using both electron microscopy and optical microscopy. Change in parameters and effect of them were presented in the study. The effects of welding parameters on the microstructural evaluation and mechanical properties were presented in this study.

Keywords: Intermetallics, Fe₃Al, welding, resistance spot welding, strength, hardness

TEŞEKKÜR

Yapmış olduğum tez çalışmasında bana her aşamada yardımcı olan danışman hocalarım İbrahim Çelikyürek ve Osman Torun'a katkılarından dolayı teşekkürlerimi sunarım. Yapmış olduğu yardımlardan dolayı Akın Özcan ve Akif Tutgun'a ve hocalarıma teşekkür ederim. Bana çalışmada yardımlarından dolayı simetri tasarıma teşekkür ederim. Yardımlarından dolayı amcama ve Ali Sert'e teşekkür ederim.

Öğrenim hayatım boyunca bana yardımcı olan ve her koşulda arkamda olan aileme ve arkadaşlarıma sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	vi
SUMMARY	vii
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKKİLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
1.GİRİŞ VE AMAÇ	1
2.LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	4
2.1.İntermetalik Malzemeler.....	4
2.1.1.Sitokiyometrik intermetalik bileşikler	6
2.1.2.Sitokiyometrik olmayan intermetalik bileşikler.....	6
2.2.Fe ₃ Al İntermetalik Malzemelerinin Üretimi Ve Şekillendirilmesi.....	7
2.2.1.İntermetalik malzemelerin üretim yöntemleri.....	7
2.2.1.1. <u>İndüksiyon ergitme yöntemi ile üretim</u>	8
2.2.1.2. <u>Yanma sentezi ile üretim yöntemi</u>	8
2.2.1.3. <u>Sprey biriktirme metodu ile üretim</u>	8
2.2.1.4. <u>Elektro cüruf ergitme yöntemi ile üretim</u>	9
2.2.1.5. <u>Mekanik alaşımlandırma yöntemi ile üretim</u>	9
2.2.1.6. <u>Ark ergitme yöntemi ile üretim</u>	9
2.2.2. Plastik şekil verme yöntemleri.....	12
2.2.2.1. <u>Dövme</u>	13
2.2.2.2. <u>Ekstrüzyon</u>	13
2.2.2.3. <u>Tel çekme</u>	13
2.2.2.4. <u>Haddeleme</u>	13
2.3.Demir Aluminatların Kristal Yapı Özellikleri	15
2.4.Demir Aluminatların Mekanik Özellikleri	19
2.5.Fe ₃ Al Alaşımlarının Kaynaklanabilirliği.....	25

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
2.5.1. Isı tesiri altındaki bölge	25
2.5.2. Kaynak ile birleştirme yöntemleri	26
2.5.2.1. <u>Oksi asetilen kaynağı</u>	27
2.5.2.2. <u>Örtülü metal ark kaynağı</u>	27
2.5.2.3. <u>Gaz tungsten ark kaynağı</u>	27
2.5.2.4. <u>Plazma ark kaynağı</u>	29
2.5.2.5. <u>Tozaltı ark kaynağı</u>	30
2.5.2.6. <u>Gaz metal ark kaynağı</u>	30
2.5.2.7. <u>Elektron ışın kaynağı</u>	30
2.5.2.8. <u>Lazer ışın kaynağı</u>	31
2.5.2.9. <u>Sürtünme kaynağı</u>	31
2.5.2.10. <u>Sürtünme karıştırma kaynağı</u>	34
2.5.2.11. <u>Difüzyon kaynağı</u>	35
2.5.2.12. <u>Direnç nokta kaynağı</u>	36
2.5.3. Direnç nokta kaynağının avantajları ve kullanım alanları	42
2.5.4. Kaynak hataları	43
2.5.4.1. <u>Direnç nokta kaynak hataları</u>	43
3. MATERYAL VE YÖNTEM	47
3.1. Deneyde Kullanılan Malzemeler ve Araçlar, Deneyin Yapılışı ve Numunelerin Test Edilmesi	47
3.1.1. Numunelerin Hazırlanışı	47
3.1.2. Numunelerin Direnç Nokta Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi	48
3.1.3. Numune Testlerinin Yapılması	50
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	52
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	68
KAYNAKLAR DİZİNİ	70

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Sitokiyometrik bir intermetalik alaşım olan Mg ₂ Pb	6
2.2. Sitokiyometrik olmayan intermetalik bileşiğin faz diyagramının şematik olarak gösterimi	7
2.3. Ark ergitme üretim yönteminin şematik gösterimi	10
2.4. Malzemelerin çalışma sıcaklıklarının gösterilmesi	12
2.5. Haddelenenin şematik olarak gösterimi	14
2.6. Fe-Al Faz Diyagramı	15
2.7. Fe ₃ Al Malzemenin DO ₃ Kristal yapısı	16
2.8. FeAl (B2) Kristal yapısı	17
2.9. DO ₃ yapısında kayma yönü ve düzlemi	19
2.10. Fe ₃ Al alaşımının akma anomalisi	24
2.11. Isı tesiri altında kalan bölge	26
2.12: Sürtünme kaynağı işleminin şematik olarak gösterimi	32
2.13 Difüzyon Kaynağının aşamaları a'dan d'ye doğru şematik olarak gösterimi	35
2.14. Direnç nokta kaynağında mevcut olan dirençler	37
2.15. Direnç nokta kaynak prosesi adımları şematik olarak gösterilmiştir	38
2.16. Direnç nokta kaynağı kesiti	39
2.17. Direnç Nokta kaynağında kaynak çekirdeğinin ve ısı tesiri altındaki alanın şematik gösterimi	40
2.18. Direnç nokta kaynağı düzeneğinin temsili gösterimi	40
2.19. Kaynak bölgesinden ergimiş metal uzaklaşmasının şematik olarak gösterimi	44
2.20. Direnç nokta kaynağı ile kaynaklanmış iş parçasında çekme boşluğu	45
2.21. Direnç nokta kaynak bölgesinde katılma çatlakları	45
3.1. Vakumlu ark ergitme ocağı	48
3.2. Döküm orijinal numunenin SEM fotoğrafı ve EDS analizi	49
3. 3. Hadde Tezgâhı	49
3. 4. Su soğutmalı pnömatik nokta direnç kaynak makinesi	51

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
4.1. 500 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin makro fotoğrafları.....	52
4.2. 1000 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin makro fotoğrafları.....	53
4.3. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 3kA ve 4kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları.....	55
4.4. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 5kA ve 6kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları.....	56
4. 5. 5000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin küçük büyütme SEM fotoğrafları.....	57
4.6. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin büyük büyütme SEM fotoğrafları.....	58
4.7. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 3kA ve 4kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları.....	59
4.8. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 5kA ve 6kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları.....	60
4.9. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin küçük büyütme SEM fotoğrafları.....	61
4.10. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin büyük büyütme SEM fotoğrafları.....	62
4.11. Sertlik ölçümlerinin şematik gösterimi	63
4.12. 500 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerde kaynak bölgesi sertlik değerleri	63
4.13. 1000 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerde kaynak bölgesi sertlik değerleri	64
4.14. 500N Basınç ile kaynaklanmış numunelerin çekme-makaslama kuvvet değerleri	65
4.15. 1000N Basınç ile kaynaklanmış numunelerin çekme-makaslama kuvvet değerleri ..	65
4.16. 1000 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin kırık yüzeylerinin makro fotoğrafları.....	67

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Cizelge</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Metaller, seramikler ve intermetalik malzemelerin özelliklerinin karşılaştırılması	5
2.2. Uzamış ve normal düzlemler yönünde yapılan çekme testi sonuçları.....	11
2.3. Fe ₃ Al alaşımlarında malzeme bileşimi ile faz değişim sıcaklıklarının ilişkisi.....	18
2.4. Farklı test ortamlarında ve farklı uzama miktarı ile farklı çekme hızlarında Fe ₃ Al alaşımının çekme dayanımı ilişkisi	22
2.5. Çizelge 2.5. Farklı sıcaklıklarda ve farklı bileşimlerdeki Fe ₃ Al alaşımlarının mukavemet değerleri	23
2.6. Kaynaklı ve kaynaklı malzemenin uzama miktarları, akma mukavemeti ve maksimum gerilimlerinin karşılaştırılması.....	29
2.7. Numunelerin ve ana malzemenin eğme dayanımı, kesme dayanımı ve kristalleşmiş bölgenin genişliği.....	34
3.1: Deneylerde kullanılan parametreler.....	50

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

°C:	Santigrat derece
ε :	Birim Şekil Değişirme
σ :	Gerilim
μm	Mikro metre
dn:	Çap
hn:	Yükseklik
I:	Akım
R :	Direnç
Q :	Isı

Kısaltmalar

<u>Acıklama</u>	
At:	Atomca
AISI:	American Iron and Steel institute
cyc:	Periyot
dk:	Dakika
DSC:	Diferansiyel taramalı kalorimetre
EBW:	Elektron ışın kaynağı
EDS:	Enerji dağılım spektrumu
G:	Kaynak bölgesinin kütlesi
GTAW:	Gaz tungsten ark kaynağı
h:	Saat
HAZ:	Isı tesisi altındaki bölge
Hz:	Hertz
ITAB:	Isı tesiri altındaki bölge
kA:	Kilo amper
kg:	Kilogram

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ (devam)

<u>Kısaltmalar</u>	<u>Açıklama</u>
kHz:	Kilohertz
MPa:	Mega Pascal
mm:	Milimetre
N:	Newton
nm:	Nanometre
ODS:	Oksit dağılımıyla mukavemeti arttırılmış
Pa :	Pascal
s:	Saniye
SEM:	Taramalı elektron mikroskobu
TMT:	Termomekanik işlem görmüş
t:	Zaman
T:	Sıcaklık
TİG:	Tungsten inert gaz kaynağı
T _m :	Ergime Sıcaklığı
Wt:	Kütlece

1.GİRİŞ VE AMAÇ

Yapılan bu tez çalışmasında Fe₃Al intermetalik malzemesinin çeşitli kullanım alanlarına entegre edilebilmesi için, hızla ve sık kullanılan bir yöntem olan direnç nokta kaynağı ile birleştirme yöntemi kullanılmıştır. Çalışmada kullanılan demir aluminat alaşımları dökülerek üretilip haddelenerek şekillendirilmiştir. Üretim ve şekillendirme proseslerinin sonrasında direnç nokta kaynağı ile birleştirmeye uygun iş parçaları elde edilmiştir.

Fe₃Al intermetalik malzemesi yüksek sıcaklıklarda gösterdiği yüksek oksidasyon ve sülfidasyon direnci sebebi ile çeşitli çelik alaşımlarına ikame olarak kullanılabilir. Bunun yanında üretimi ucuzdur ve kısmen metal özellik göstermesi de potansiyel kullanım alanlarını arttırmaktadır. Üretiminin nispeten kolay olması ve ucuza elde edilebilmesi de avantajları arasındadır. Fakat demir aluminat alaşımlarının intermetalik malzeme olmasından ileri gelen oda sıcaklığındaki düşük tokluğu mühendislik malzemesi olarak kullanımını son derece kısıtlamaktadır. Demir aluminatların oda sıcaklığındaki düşük tokluğunun sebebi olarak ise ortam kaynaklı gevrekleşmeler ve tane içinden kırılmayı tetikleyecek durumlar ve tane sınırı segregasyonu olarak özetlenebilir. Oda sıcaklığında DO₃ fazında olan demir aluminat alaşımlarının belirli sıcaklıklar üzerinde B2 fazına geçmesi daha da yüksek sıcaklıklarda ise düzensiz faza geçmesi söz konusudur. Bu fazlar DO₃ fazı gibi düşük süneklige sahip olmayıp plastik şekil vermeye daha elverişlidir.

Çalışmada kullanılan kaynak ile birleştirme yöntemlerinden direnç nokta kaynak metodu Fe₃Al malzemesinin kullanımını yaygınlaştırmak için özellikle seçilmiştir. Direnç nokta kaynağına bakacak olursak, öncelikle uygulanması kolay bir yöntemdir ve endüstriyel alanda sıklıkla tercih edilmektedir. Kaynak prosesi son derece hızlı gerçekleşmektedir (genellikle 1s'den daha kısa sürelerde). Özellikle kaynak işleminin hızlı gerçekleşmesi sebebi ile kaynak havuzuna gaz geçişini kısıtlamaktadır. Kaynak ile birleştirilen bölge kaynak havuzu oluşturulan kaynak proseslerine göre daha küçüktür, bunun bir avantajı olarak ise ısı tesiri altındaki bölge de birleştirilen bölge gibi küçük olacaktır. Direnç nokta kaynak prosesi kolay olması sebebi ile kaynağı yapan operatörün gaz tungsten ark kaynak metodu gibi daha zor kaynak proseslerinde olduğu kadar kalifiye olmasına gerek yoktur.

Direnç nokta kaynağı, konvansiyonel kaynak yöntemleriyle birleştirilemeyecek kadar ince olan iş parçalarının birleştirilmesine de olanak sağlamaktadır.

Direnç nokta kaynak metodu kolaylıkla otomasyon sistemlerine uygulanabilmektedir. Gerek ince iş parçalarının birleştirilebilmesi gerek kolaylıkla otomasyona uygulanabilirliği sebebi ile günümüzde özellikle otomotiv sanayinde oldukça sık karşımıza çıkmaktadır.

Direnç nokta kaynağının dezavantajlarına değinecek olursak, kaynaklama işlemini yapan elektrot iyi ısıtılma yapılamaması durumunda iş parçasına difüzyon yoluyla geçebilir ve iş parçasını kirletebilir. Elektrot ucu bozulabilir bunun sonucu olarak kaynak bölgesine asimetrik ve hesaplanandan fazla güç yoğunluğu verilebilir. Böyle durumlarda iş parçalarında birleşmeme veya kaynak bölgesinin fazla incilmesi gibi durumlar ile karşılaşılabilir.

Demir aluminatların direnç nokta kaynağı ile birleştirilmesi konusundaki tez çalışmasında dikkat edilmesi gereken hususlar şunlardır;

- Demir aluminatların dökümü sırasında hızlı soğuma sonucu elde edilen ingotta çekme boşlukları veya çatlaklarla karşılaşılabilir,
- Haddeleme işlemi ile şekillendirilecek olan iş parçalarının proses sırasında soğumanın gerçekleşerek B2 fazından DO₃ fazına geçişi sonucu elde edilecek olan numunelerde gevrek kırılma görülebilir,
- İş parçasının oda sıcaklığında sahip olduğu düşük süneklik sebebiyle kaynak sonrası ısı farkıyla gerçekleşen esneme sonucu çatlak oluşumu görülebilir.

Tezde kullanılan Fe₃Al alaşımında yüksek saflıkta Fe ve Al kullanılıp herhangi başka alaşım elementleri katılmamıştır. Üretim aşamalarında yapıya çevresel kaynaklı safsızlıkların geçmemesi için önlemler alınmıştır.

Kaynaklanarak birleştirilen numunelerin çekme, mikro sertlik testleri, EDS analizi, optik mikroskop ve SEM görüntüleri incelenmiştir.

Sonuç olarak tezimizin amacı özetlenecek olursa Fe₃Al alaşımlarının endüstriyel uygulamalara uygulanabilecek şekilde üretiminin yapılması ve üretilecek olan numunelerin

testleri yapılarak karşılaşılabilecek sorunların engellenmesi ve böylelikle demir aluminatların endüstriyel uygulamalarda daha sık kullanılması ile bazı süper alaşımların veya alaşımlı çeliklerin yerini alarak kullanılabilir hale gelmesidir.

2.LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1.İntermetalik Malzemeler

İntermetalik malzemelerin tarih öncesi çağlardan beri günümüze kadar çeşitli özellikleri nedeni ile kullanımı görülmektedir. Kullanımlarının başlıca sebepleri, yüksek mekanik dayanımları olmaktadır, bunun yanında dekoratif amaçlı olarak çeşitli sebeplerle de kullanımları görülmektedir (Özdemir, 2019).

İlk olarak 1939 yılında Almanya'da Karsten tarafından çalışılmaya başlanmıştır. Fakat mekanik özellikleri ve yapısal özellikleri açısından ilk olarak 1960 yılında incelenmeye başlanmıştır (Özdemir, 2019).

İntermetalik malzemeler metaller ve seramik malzemeler arasında geçiş durumunda olan iki malzeme çeşidinden özellikler taşıyan fakat iki malzeme kategorisine de dahil olmayan farklı bir malzeme grubudur. İntermetalik malzemeler iki veya daha fazla, farklı elektronegatifliğe (atomun en dış yörüngesinde farklı sayıda elektron bulundurması durumu) sahip saf metalin tek bir karışım oranı veya nispeten ufak bileşim aralıkları içerisinde katı eriyik veya tek fazlı düzenli kristal yapıya sahip olan bileşiklerdir.

İntermetalik malzemeler metal malzemelerden farklı olarak oda sıcaklığında metallere göre düşük mukavemet gösterirler. Bunlara ek olarak elastisite modülleri ise metallere göre daha yüksektir. Oda sıcaklığında elastisite modülünün yüksek olmasına karşın son derece düşük kırılma tokluğuna sahip olmaları intermetalik malzemelerin mühendislik malzemeleri olarak kullanılabilmesini belirli ölçüde kısıtlanmıştır. İntermetalik malzemelerin düşük süneklik davranışlarının sebeplerine değinilecek olursa;

- Tane sınırlarının metallere göre daha yüksek enerjili olması
- Malzeme içerisindeki kalıntılar
- Çevresel etkiler
- Kayma sistemlerinin süneklik sağlayacak düzeyde olmaması
- Çatlak başlangıcına karşı düşük dayanım (yüzey enerjisi)

- Hızlı yüklemelere karşı yüksek hassasiyet

Şeklinde açıklanabilir (Özdemir, 2019).

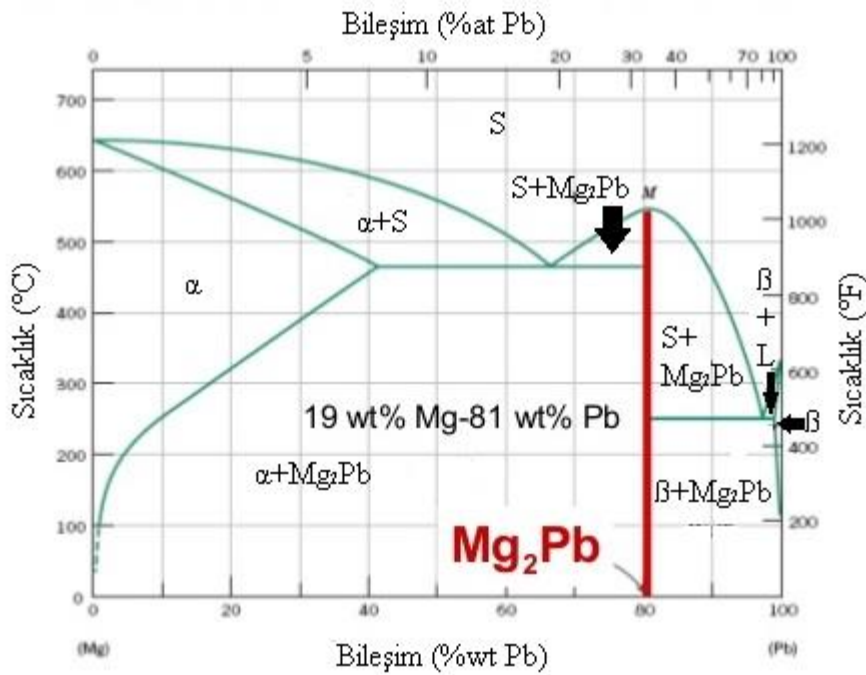
Fakat intermetalik malzemeler yüksek sıcaklıklarda metallere göre yüksek mukavemet, mükemmel oksidasyon ve sülfidasyon direnci gösterirler. Bu sebeple yüksek sıcaklık gerektiren işlemlerde kullanıma uygundur, Çizelge 2.1’de metaller, seramikler ve intermetaliklerin bazı özellikleri karşılaştırılmıştır.

Çizelge 2.1. Metaller, Seramikler ve İntermetalik Malzemelerin Özelliklerinin Karşılaştırılması (Özdemir, 2019).

Metaller	İntermetalik Bileşikler	Seramikler
Yüksek yoğunluk	Orta yoğunluk	Düşük yoğunluk
Orta seviye elastiklik modülü	Yüksek elastiklik modülü	Yüksek elastiklik modülü
Oda sıcaklığında yüksek çekme ve basma mukavemeti	Oda sıcaklığında düşük süneklik	Oda sıcaklığında son derece düşük süneklik
Oda sıcaklığında yüksek çekme ve basma mukavemeti	Oda sıcaklığında değişken çekme ve yüksek basma mukavemeti	Oda sıcaklığında değişken çekme mukavemeti, yüksek basma mukavemeti
Yüksek sıcaklıklarda oldukça düşük mukavemet	Yüksek sıcaklıkta yüksek mukavemet	Yüksek sıcaklıkta son derece yüksek mukavemet
Yüksek sıcaklıklarda orta veya düşük oksidasyon direnci	Yüksek sıcaklıklarda oldukça yüksek oksidasyon direnci	Yüksek sıcaklıklarda yüksek oksidasyon direnci
Yüksek elektriksel iletkenlik	Genel olarak yüksek elektriksel iletkenlik	Çok düşük elektriksel iletkenlik
Oda sıcaklığında yüksek kırılma tokluğu	Oda sıcaklığında düşük kırılma tokluğu	Oda sıcaklığında düşük kırılma tokluğu

2.1.1. Sitokiyometrik intermetalik bileşikler

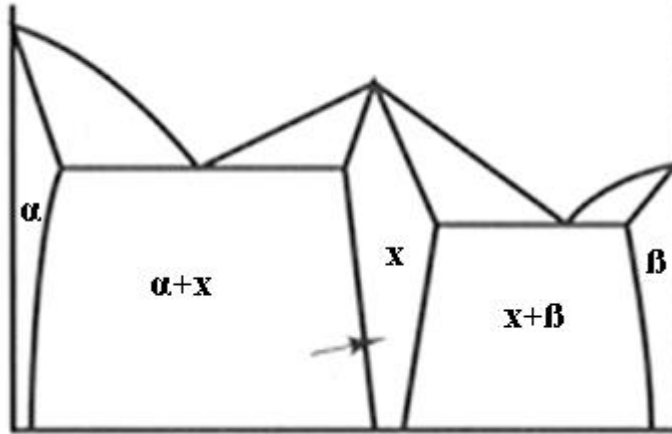
İntermetalik malzemeyi oluşturan metallerin yalnızca tek bir bileşim oranında birleşme sonucu oluşabileceği intermetalik bileşik türüdür. Arayer intermetalik bileşikleri tek bir bileşim oranında kararlı tek fazlı yapıyı oluşturmaktadırlar. Fakat bununla birlikte kararlı olduğu bileşim oranlarının üzerinde veya altındaki değerlerde diğer fazlar ile birlikte yapıda görülürler. Şekil 2.1’de sitokiyometrik bir intermetalik bileşiğe sahip Mg-Pb ikili faz diyagramı verilmiştir. Mg-Pb faz diyagramındaki Mg_2Pb bileşiği intermetalik bir bileşiktir.



Şekil 2.1. Sitokiyometrik bir intermetalik alaşım olan Mg_2Pb (Parakasan, 2013)

2.1.2. Sitokiyometrik olmayan intermetalik bileşikler

İntermetalik malzemeyi oluşturan metallerin belirli bir bileşim aralığında birleşerek intermetalik malzemeyi oluşturduğu bileşik türüdür. Katı eriyik intermetalik bileşikleri belirli bir bileşim aralığında kararlı tek fazlı yapıyı oluşturmaktadırlar. Fakat bununla birlikte kararlı olduğu faz bölgelerinin dışında da diğer fazlar ile birlikte yapıda görülürler. Şekil 2.2’de sitokiyometrik olmayan bileşim bölgesi x ile gösterilmiştir.



Şekil 2.2. Sitokiyometrik olmayan intermetalik bileşiğin faz diyagramının şematik olarak gösterimi

2.2.Fe₃Al İntermetalik Malzemelerinin Üretimi Ve Şekillendirilmesi

İntermetalik malzemeler gerek oda sıcaklığındaki düşük kırılma tokluğu ve çevresel faktörlere hassaslığı sebebi ile şekillendirilmesi ve üretimi nispeten zor malzemelerdir. İntermetalik malzemelerin bu özellikleri sebebi ile üretim prosesleri hassas şekilde yürütülmelidir ve üretim aşamasındaki herhangi bir hata elde edilecek olan ürünü tamamı ile kullanılamayacak hale getirebilir.

2.2.1.İntermetalik malzemelerin üretim yöntemleri

İntermetalik malzemelerin üretim yöntemlerine değinilecek olursa bunlar;

- İndüksiyon ergitme ile üretim
- Yanma sentezi ile üretim
- Sprey biriktirme metodu ile üretim
- Elektro cüruf ergitme yöntemi ile üretim
- Mekanik alaşımlandırma ile üretim
- Ark ergitme yöntemi ile üretim

olarak özetlenebilir.

2.2.1.1.İndüksiyon ergitme yöntemi ile üretim

Bu üretim yönteminde iletken bir telden akım geçirilerek manyetik alan oluşturulur, bu manyetik alan metal atomlarını titreştirerek ısıtır. Bu yöntemle intermetalik malzeme üretilirken genellikle ısınan haznede bulunan metaller vakum altında bulunur. Bunun sebebi ise üretilecek olan intermetalik malzemedeki muhtemel emprüteleri uzaklaştırmak ve oksidasyonu engellemektir. Ergitilip karıştırılan malzemeler kalıba dökülür ve soğumaya bırakılır. Böylelikle intermetalik malzeme üretilmiş olur.

Fe₃Al alaşımlarının hava ortamında indüksiyon ergitme yöntemiyle üretimi ile ilgili yapılan literatür çalışmasında, Fe₃Al cüruf altında indüksiyon ile ergitilerek ingotlar halinde dökümü yapılmıştır. Üretimde kullanılan Fe kaynağı düşük karbonlu çelik hurdası olup Al kaynağı ise ticari saflıktaki alüminyum dur. Elde edilen alaşımın bileşimi Fe-15,38Al(% wt)-1,1C(%wt) şeklindedir. Elde edilen ingotlarda vakum veya argon ortamında elde edilen Fe₃Al alaşımlarında olduğu gibi hidrojen gazı boşluklarına rastlanmamıştır, bunun muhtemel sebebi ise cürufun koruyuculuğudur. Elde edilen sonuçlara göre üretim sırasında ergimiş cüruf altında bulunan metal havuzunun korunduğu görülmüştür (Baligheid, 1998).

2.2.1.2.Yanma sentezi ile üretim yöntemi

Bu üretim yönteminde reaktan malzemelere reaksiyonu başlatmak için ilk ısı verilir ve başlatılan reaksiyon dışarıdan enerji gerektirmeden kendiliğinden devam ederek tamamlanır.

2.2.1.3.Sprey biriktirme metodu ile üretim

Bu üretim yönteminde üretilecek olan malzemenin tozları süspansiyon karışımı halinde sprej nozulundan üflenerek atomize olur ve önceden hazırlanıp ısıtılmış hareketli altlığın üzerinde biriktirilir.

2.2.1.4. Elektro cüruf ergitme yöntemi ile üretim

Bu üretim yönteminde ergitilip intermetalik olarak üretilecek malzemenin reaktanları elektrik iletkenliği yüksek olan cürufun altında ergitilir. Sistemde cüruftan elektrik akımı geçirilerek ısınma sağlanır ve ergimiş cüruf altında ısınan metal ergir ve üretim tamamlanmış olur. Bu üretim yönteminde dikkat edilecek hususlar ise şunlardır, cürufun düşük ergime sıcaklığına sahip olması böylelikle metallerden önce ergimesi ve üretilecek olan malzemede çözünerek yapıya karışmamasıdır.

2.2.1.5. Mekanik alaşımlandırma yöntemi ile üretim

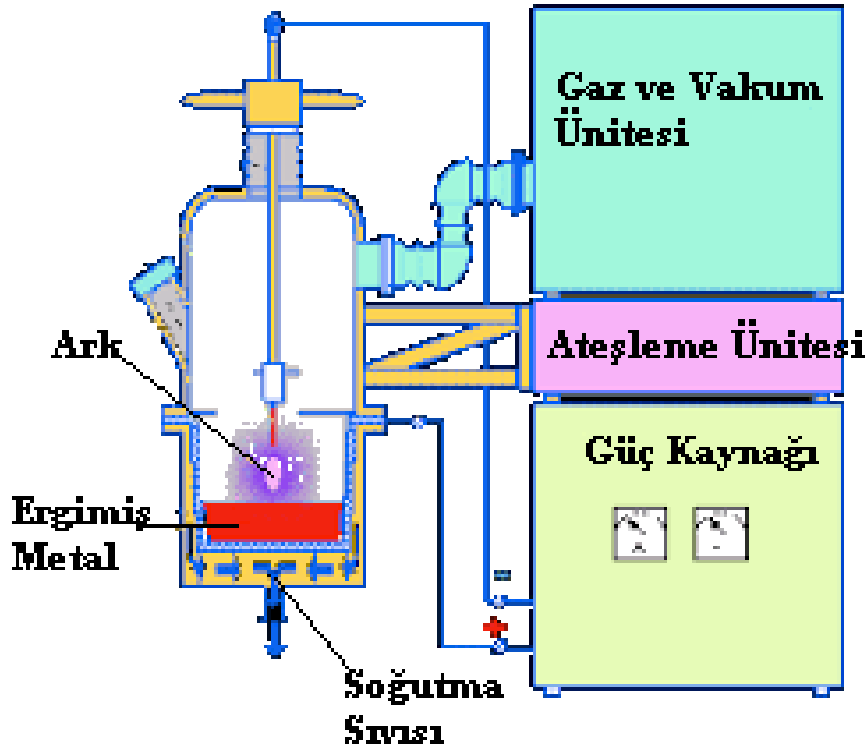
Bu üretim yönteminde reaktan malzemeler yüksek darbe enerjisi verecek bilyeler ile hazneye alınır ve içinde buldukları hazne hızla döndürülerek tozlar karıştırılır. Karıştırılan tozlar farklı bir hazneye alınıp basınç ile sıkıştırılır ve ardından sinterlenerek üretilir.

2.2.1.6. Ark ergitme yöntemi ile üretim

Bu üretim yöntemini basitçe açıklayacak olursak, elektrot ile malzeme arasında ark oluşturmak sureti ile malzeme ergitilir. Oluşan ergimiş ara ürün dökülerek katılaştırılır ve üretim işlemi tamamlanmış olur. Ark ergitme prosesinin önemli noktalarına değinecek olursak;

Bu proseste kullanılan elektrotun ergimemesi prosesin sorunsuz şekilde tamamlanması için önemlidir. Bunun için elektrot iletkenliği yüksek malzemelerden seçilir, bununla birlikte ergime sıcaklığı yüksek malzemelerin seçimi söz konusu olsa da elektrotun iletkenliği azaltılarak yüksek enerji kaybına yol açılmaması istenir. Belirtilen sebepler yüzünden proseste elektron kaynaklı olabilecek istenmeyen safsızlıklar da, göz önüne alınarak optimum elektrot seçimi yapılır. Bunun dışında da elektrotun ergimemesini sağlamak için elektrot içerisindeki kanallarda soğutma sıvısı dolaşımı sağlanır. Tıpkı elektrot gibi malzemelerin konulduğu hazneden de akım geçeceği için genellikle elektrot ile aynı malzemedan yapılır ve yine içerisinden soğutma sıvısı geçirilerek soğutulur. Ergitme işlemi tamamlandıktan sonra hazırlanmış kalıba dökümü yapılır. Döküm işlemi ara ürün katılaşmadan yapılmaz aksi takdirde potada katılaşma sonucu tekrar ısıtma işlemi

gerekebilir veya kalıbın tam dolmaması durumu ile karşılaşılabilir. Bunlara ek olarak ergimiş intermetalik malzemede safsızlık ile karşılaşmamak için proses asal gaz atmosferinde gerçekleştirilebilir. Şekil2.3'te ark ocağı şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Ark eritme üretim yönteminin şematik gösterimi.

Fe_3Al alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda optimum üretim koşullarına ulaşmak için yapılan çalışmada $Fe-28Al-5Cr-0.08Zr-0.04$ (%at) Fe_3Al alaşımını $600-1100^{\circ}C$ sıcaklık aralığında ve $0,001-100s^{-1}$ şekil değişim hızları arasında basma testi yapılarak malzeme incelenmiştir. Kullanılan intermetalik malzeme argon ortamında ark eritme yöntemi ile silindirik çelik kalıba dökülerek üretilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre $Fe-28Al-5Cr-0.08Zr-0.04$ (%at) intermetalik malzemesinin yapısı için en uygun termomekanik değerler $1100^{\circ}C$ ve $0,001s^{-1}$ olarak belirlenmiştir. Çünkü kristal yapı bu koşullar altında dinamik rekristalizasyona uğrayarak ince taneli yapıya tekrar kristalize olmaktadır (Bystrzycki, 2006).

Belirtilen üretim metodlarından farklı bir üretim metodu ile yapılan diğer bir çalışma incelenecek olursa;

TİG kaynak metodu ile ergitilen Fe ve Al kablolar farklı hızlarda sürülerek ergitilmiştir, ergimiş kaynak havuzunda karıştırılarak altlık olarak kullanılan DH36 çeliğinin üzerine Fe₃Al yapısı inşa edilmiştir. Bu çalışmada eklemeli üretim yöntemi kullanılmıştır, bu demek oluyor ki son ürün altlığın üzerine devamlı bir proses ile inşa edilmiştir. Yapılacak duvar inşasında 1080 grade Alüminyum ve %99,5 saflıkta tavlanmış demir kullanılmıştır. Fe₃Al yapısı eklemeli üretim ile 400°C’de üretilmiştir, bunun sebebi ise Fe₃Al yapısının oda sıcaklığındaki sünekliğini daha da arttırmak ve oluşacak duvarı soğuk çatlaktan korumaktır. Ayrıca bu proseste koruyucu gaz olarak saf argon kullanılmıştır (Pan, 2016).

Üretilen malzemede tanelerde üretim yönüne paralel olarak uzama görülmüştür. Aynı zamanda inşa edilen duvarın alt kısımlarında Yapının Fe₃Al’den saporak Fe₃AlC_{0,5}’e değiştiği görülmektedir. Bunun sebebi ise malzemeye altlıktan karbon difüzyonu olmasıdır. Malzemeden elde edilen çekme testi sonuçları Çizelge 2.2’de görülmektedir. Bu sonuçlara göre uzama doğrultusunda malzemenin çekme kuvveti daha yüksektir fakat buna karşın uzama miktarı daha düşüktür. Malzemede çekme deneyi sonucu oluşan kopmanın tane sınırlarında olduğu gözlenmiştir (Pan, 2016).

Çizelge 2.2. Uzamış ve normal düzlemler yönünde yapılan çekme testi sonuçları (Pan, 2016)

Çekme kuvveti yönü	Uzunlamasına (Y yönü)	Dik (Z yönü)
Maksimum çekme kuvveti (MPa)	897.8±58.3	851.7±39.9
%0.2 akma mukavemeti (MPa)	810.7±55.8	722.6±21.9
Uzama (%)	3.5±0.4	3.7±0.2

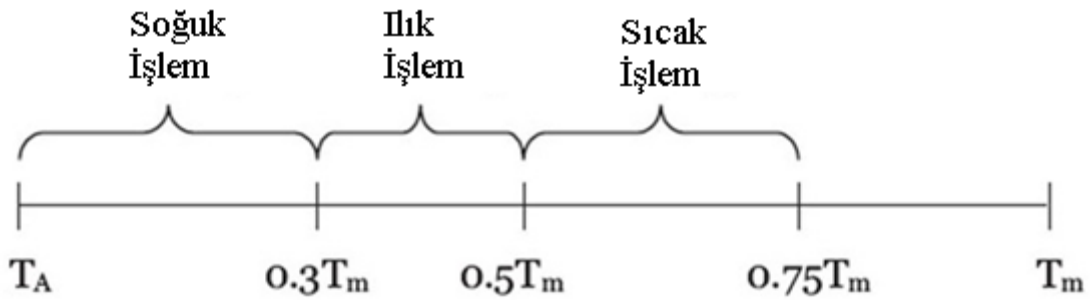
Sonuç olarak malzemede üç ana bölge bulunmaktadır. İlk olarak seyreltilmiş bölüm; bu bölümde taneler diğer bölümlere göre daha fazla yönlenmiş ve yapıda Fe₃AlC_{0,5} partikülleri çökelmiştir. Orta kısımda Al içeriği tasarlanılan düzeyde olmuştur fakat malzemede yatay yönde giderek artan sertleşme görülmüştür. Bunun sebebi ise tabakaların belirli bir hızda soğumuş olmasıdır. Malzemenin üst kısımlarına gelindiğinde ise tekrarlı ısıtmadan dolayı nispeten daha büyük taneler oluştuğu görülmektedir(Pan, 2016).

2.2.2. Plastik şekil verme yöntemleri

Plastik şekil değişimi elastik şekil değişiminden farklı olarak malzemenin kalıcı olarak şekil değiştirmesi durumudur. Elastik şekil değiştirmede ise malzemenin şekil değişimi sonucu ilk şekline tekrar dönmesi söz konusudur. Malzemelere uygulanan plastik şekil değiştirme yöntemleri malzemenin plastik şekil değiştirmesi işlemi sırasında bulunduğu sıcaklığa göre kategorize edilebilir bunlar;

- Soğuk plastik şekil verme ($<0,3T_m$)
- Ilık plastik şekil verme ($0,3-0,5 T_m$)
- Sıcak plastik şekil verme ($0,5-0,75 T_m$)

olarak sınıflandırılabilir. Şekil 2.4'te çalışma sıcaklık aralıkları gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Malzemelerin çalışma sıcaklıklarının gösterilmesi (Bozdana, 2015).

Sıcaklığın plastik şekil vermeye etkisine bakılacak olursa; malzemenin mevcut sıcaklığının ergime sıcaklığına oranı malzemenin atomlarının kinetik enerji miktarlarını belirtmektedir. Bu durum sıcaklığın malzemeye verilen ısısının ısı kapasitesi ile çarpımına eşit olmasından ileri gelir. Isı kapasitesi malzemenin atomlarının hareket enerjilerinin ergime sıcaklığına oranla 1 birim artırılması için gerekli olan birim enerji miktarıdır. Bundan yola çıkılarak malzemenin sıcaklığının yüksek olması atom hareketliliğini artırır kanısına varılabilir. Malzemede plastik şekil değiştirmek için malzemeye kuvvet uygulanıp kinetik enerji verilir, böylelikle atom bağ kuvvetleri yenilerek atomların hareketi sağlanır. Malzemeler ısıtıldığında mevcut kinetik enerjileri artırılır ve atomlar arası bağları kırmak

için gerekli olan enerji azaltılır. Kısaca genel olarak malzemelerin sıcaklıklarını arttırmak basitçe plastik şekil verme işlemini kolaylaştırabilir.

Fakat bu durumun geçerli olmadığı durumlarla nadir olsa da karşılaşmaktadır. Yukarıda anlatılan durumlar malzemenin kristal yapısında değişiklik olmadığı durumlar için geçerli olup malzemenin belirli sıcaklıklarda faz değişimi görülmesi sonucu, malzemenin daha mukavemetli bir yapıya geçmesi durumunda yüksek sıcaklıklarda malzemenin tokluğu veya akma mukavemetinde beklenenin dışında değişimler görülmektedir.

Bazı temel plastik şekil verme yöntemlerine göz atılacak olursa;

2.2.2.1.Dövme

Tekrarlı veya tekrarsız kontrollü tekrarlı basınç veya darbe ile malzemenin tane boyutunu değiştirmek, şekil vermek ve/veya mekanik özelliklerini değiştirmek için kullanılan plastik şekil verme yöntemidir (Ensari ve Kayalı, 1986).

2.2.2.2.Ekstrüzyon

Kovan adlı haznede bulunan takoz adlı malzemenin pistonlara uygulanan basınç ile kesiti bulunduğu hazneye göre dar olan kalıptan geçerek kesitinin daraltılmasıdır (Ensari ve Kayalı, 1986).

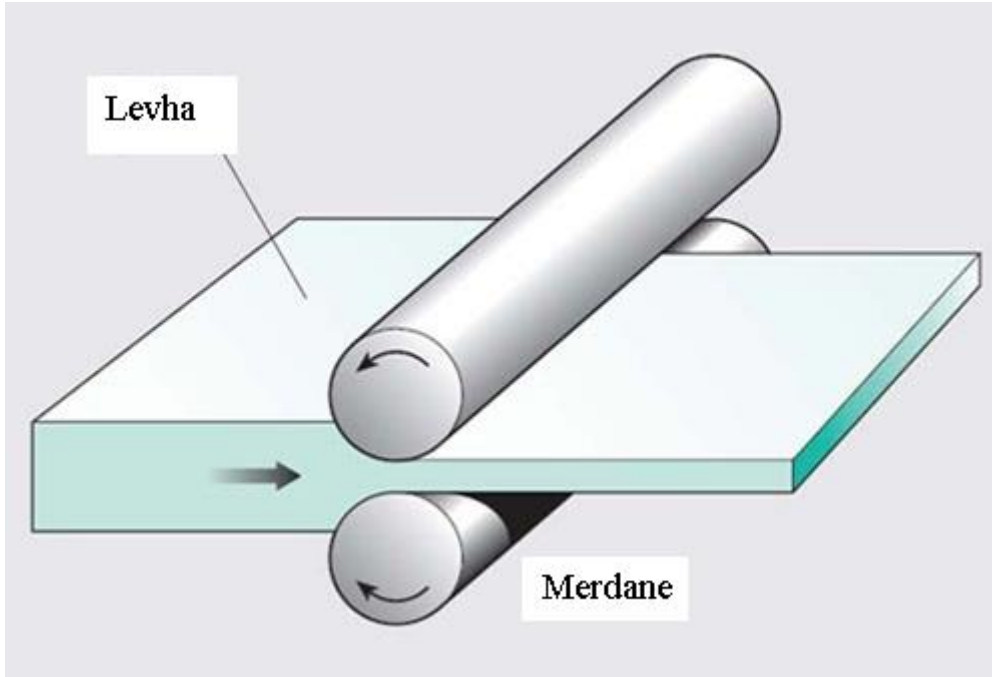
2.2.2.3.Tel çekme

Malzemenin matris adı verilen kalıptan geçirilerek, matrisin çıkış ucundan çekilmesi ve kalıptan geçen malzemenin kesitinin daralması işlemidir. Bu yöntemde kullanılan matris adlı kalıbın giriş ucu daha geniş olup çıkış ucu daha dardır (Ensari ve Kayalı, 1986).

2.2.2.4.Haddeleme

Bu yöntemde malzeme iki yüksek rijitlikte merdanenin arasından geçmektedir. Bu işlemde amaç malzemenin çıkış kalınlığının giriş kalınlığından düşük olmasıdır. Haddeleme

işleminde merdanelerin eşit olması, malzeme ve merdane yüzeylerinin temiz olması, sürtünmenin malzeme ve merdane boyunca eşit olması, malzeme beslemesinin düzgün yapılması, haddenin sabit hızda dönmesi çıkış malzemesinin üniform olarak şekil değiştirmesinde etkili parametrelerdir. Şekil 2.5'te haddeleme işlemi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.5. Haddelemenin şematik olarak gösterimi.

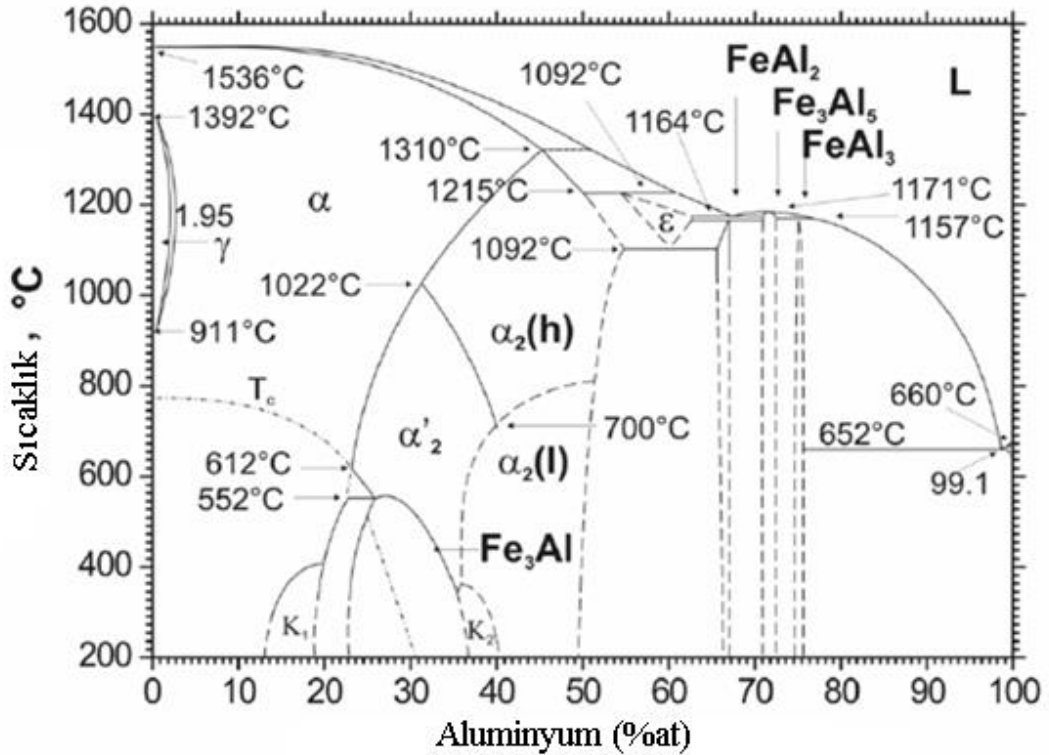
Yaptığımız bu çalışmada malzemenin üretimi yapıldıktan sonra malzemeyi kaynak proseslerine uygun ölçülere getirebilmek için dökülen ingotları hadde işlemine tabii tutulmuştur. Bu hadde işlemleri malzeme tavlandıktan hemen sonra yapılıp tavlama işleminden sonra soğumasına izin verilmeden (direk ısıtma işlemi fırınının ardından haddelenerek) gerçekleştirilmiştir.

Geçmiş yıllarda çok kristalli Fe_3Al alaşımının haddeleme ve haddeleme ardından yapılan tavlama işlemi boyunca olan kristal yapı değişimlerinin incelendiği literatür çalışmasında kullanılan Fe_3Al alaşımı dökülerek üretilmiştir ve bileşimi şöyledir; 15.7(%wt)Al, 0.088(%wt)Cr, <0.05(%wt)Zr, 0.02(%wt)Mo, 0.06(%wt)C ve Fe:denge şeklindedir. Yapı döküldükten sonra sıcak haddelenmiş ve 600°C'de tavlannmıştır. Bu işlemlerin ardından malzeme 530-560°C sıcaklıklarda haddelenip tekrar 750°C'de fırın

içerisindeki tuz banyosunda haddelenmiştir. Yapının optik mikroskop görüntüleri, taramalı elektron mikroskobu görüntüleri ve X-ray difraksiyonlarına bakılmıştır. 750°C’de tavlama sırasında hem tekrar kristalleşme hem de toparlanma davranışlarının gerçekleştiği görülmüştür (Raabe ve Keichel, 1995).

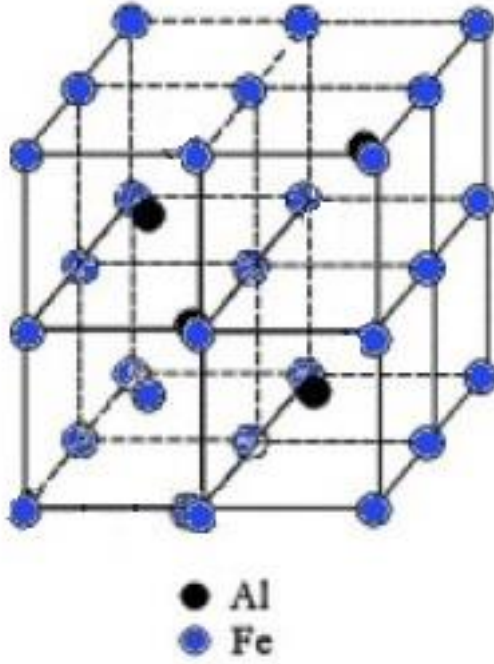
2.3. Demir Aluminatların Kristal Yapı Özellikleri

Demir aluminat intermetalik bir malzeme olup kısmen metal kısmen seramik özellikleri göstermesi sebebi ile metallere veya seramiklere alternatif olarak çeşitli alanlarda kullanılabilirler. Demir aluminat malzemelerin özellikleri genel olarak yüksek dayanım, düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon ve sülfidasyona karşı yüksek dayanım göstermesi, nispeten düşük maliyet, yüksek ergime noktası, yüksek elastisite modülü gibi faydalı özelliklerinin yanı sıra dezavantajları olarak, düşük sıcaklıklarda gevrek olması, üretiminin ve kaynaklanmasının zor olması, oda sıcaklığında hidrojen gevrekliğine açık olması ve oda sıcaklığında oluşan hidrojen gevrekliğine bağlı olan kısmi gevrekleşmelerdir.



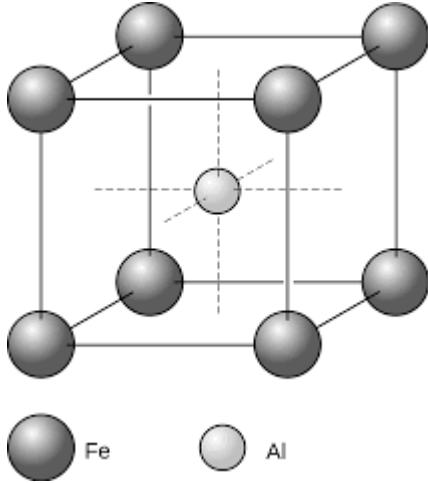
Şekil 2.6. Fe-Al Faz Diyagramı (Pinto, 2007)

Oda sıcaklığında demir aluminatlardan DO_3 fazı (Fe_3Al) yalnızca at %25-36 Al içeren aralıklarda kararlıdır. At %36 Alüminyum miktarı aşıldıktan sonra yapıda B2 ($FeAl$) fazı kararlı hale gelir ve at %50 alüminyum miktarı aşılanaya kadar oda sıcaklığında yapıda tek faz olarak görülür. (Stiegler, 1999)



Şekil 2.7. Fe_3Al Malzemenin DO_3 Kristal yapısı (Raabe).

Fe-Al ikili faz diyagramı dikkatle incelendiğinde Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ gibi intermetalik bileşiklerin mevcut olduğu görülür, bunun yanında Fe_3Al yapısı $540^\circ C$ sıcaklığına kadar DO_3 yapısına (Şekil 2.7), $540-760^\circ C$ sıcaklıkları arasında B2 yapısına (Şekil 2.8) ve $760^\circ C$ 'nin üzerinde ise dağınık bir yapıya sahip olduğu görülmüştür (Özdemir, 2019). Şekil 2.6'da Fe-Al ikili faz diyagramında faz sınırları ve intermetalik bileşikler görülmektedir.



Sekil 2.8. FeAl (B2) Kristal yapısı.

2008 yılında yapılan çalışmada Fe_3Al alaşımlarında Cr elementinin katılmasının DO_3 yapısından B2 yapısına dönüşüm sürecini nasıl etkilediği araştırılmıştır. $Fe_{28}Al_2Cr$ (%at) ve $Fe_{28}Al_{15}Cr$ malzemeleri vakum altında indüksiyon ile ergitilerek silindir şekle gelecek şekilde üretilmiştir. Üretilmiş olan malzemelere DSC, dilatometrik analiz ve mikrosertlik testleri uygulanmıştır. Yapılan çalışmadan alınan sonuçlara göre $Fe_{28}Al$ malzemeye Cr atomu katılması malzemede B2 fazının kararlılığını arttırarak DO_3 fazından B2 fazına geçişi yavaşlatmaktadır (Hamana, 2008).

Önceki yıllarda yapılan çalışmalarda farklı bileşimlerdeki demir alüminat alaşımlarının DO_3 ve B2 fazlarının sıcaklık ile olan ilişkileri ve Cr atomlarının kristal yapıdaki konumları, dizilim enerjileri ve atom boşluk hataları ile ilişkileri araştırılmıştır. Bu çalışmada $Fe_{28}Al$ (%at), $Fe_{32.5}Al$ (%at) ve $Fe_{28}Al_{15}Cr$ (%at) bileşimli Fe_3Al intermetalik alaşımları kullanılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre; DO_3 yapısından B2 yapısına transformasyon sıcaklığı Cr atomu eklenmesi ile artmaktadır, $Fe_{28}Al$ ve $Fe_{32.5}Al$ malzemelerde herhangi atom boşluk hatalarının oluştuğu sonucuna varılmamıştır, fakat $Fe_{23.7}Al$ malzeme yapısında $900^{\circ}C$ 'de atom boşluklarının oluşmaya başladığı görülmüştür. $Fe_{28}Al$ 'ye göre $Fe_{28}Al_{15}Cr$ malzemenin düzenlenme enerjisi sıcaklık ile azalmaktadır, bu durum oda sıcaklığındaki daha yüksek sünekliğin sebebi olabilir (Morris, 1998).

Literatürdeki çalışmalardan demir alüminat alaşımlarına V elementinin katılmasının yapıya etkisinin incelendiği bu çalışmada; yüksek saflıkta Fe, Al, V'dan Fe_3Al alaşımı üretilmiştir. Kullanılan üretim yöntemleri olarak bir kısmı vakum altında indüksiyon ile

ergitilmiş, kalan deney grubu ise argon atmosferinde indüksiyon altında ergitilmiştir. Alaşımlar soğutulmuş bakır kalıba dökülmüştür. Bu çalışmada yapıya katılan V Fe₃Al malzemelerde DO₃ fazından B2 fazına geçişin sıcaklığını belirgin düzeyde arttırmıştır (Palm, 2016). Çizelge 2.3'te yapıya katılan V elementinin miktarı ile faz değişim sıcaklıkları arasındaki bağlantı görülmektedir.

Çizelge 2.3. Fe₃Al alaşımlarında malzeme bileşimi ile faz değişim sıcaklıklarının ilişkisi (Palm, 2016).

Bileşim (%at)	Dönüşüm sıcaklıkları (°C)			
	DO ₃ ↔ B2	A2+DO ₃ ↔B2+DO ₃	B2+DO ₃ ↔ B2	B2 ↔ A2
Fe-27Al	543			868
Fe-27.2Al-2.3V	634			970
Fe-27.5Al-4.2V	700			1045
Fe-17.4Al-5.0V		<700	711	948
Fe-18.9Al-10.3V		~740	810	959

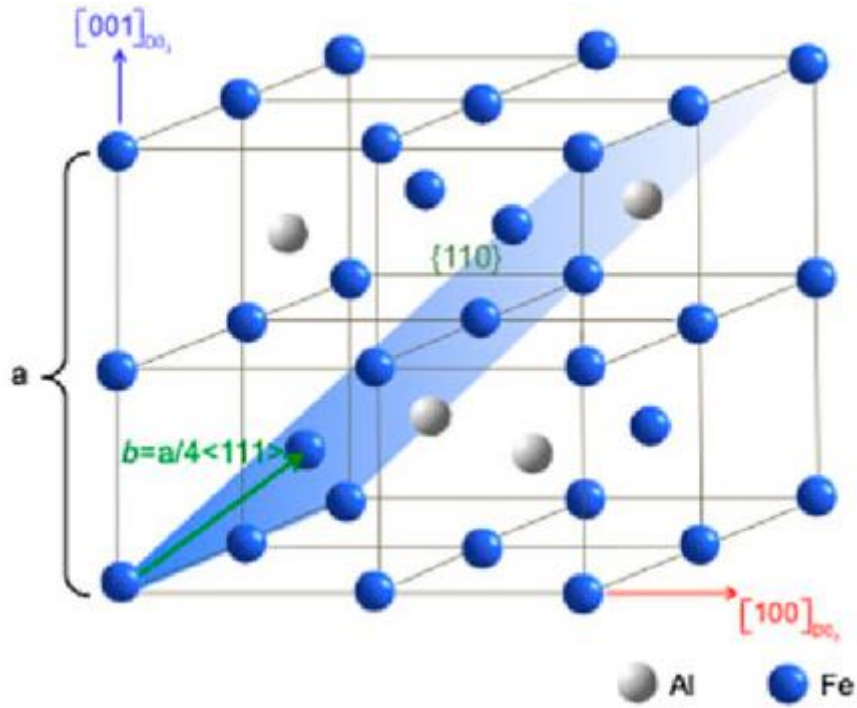
Bu çalışmada kullanılan demir aluminat alaşımları, oda sıcaklığında DO₃ yapısında olduğundan ve bu yapı son derece gevrek olduğundan malzemeyi oda sıcaklığında şekillendirmek son derece zordur. Bu yüzden demir aluminat alaşımları ısıtılarak şekil değiştirme kabiliyeti daha yüksek olan B2 fazına geçirilmiştir. Malzeme ısıtılarak Fe₃Al(DO₃)'ün FeAl(B₂) fazına geçmesi sağlanarak haddeleme işlemi gerçekleştirilmiştir..

2.4. Demir Aluminatların Mekanik Özellikleri

Fe₃Al malzemelerin oda sıcaklığında düşük süneklik göstermesi, bu alaşımlarının mühendislik malzemeleri olarak kullanımlarını kısıtlamaktadır. Şekil 2.9'da gösterildiği gibi malzemenin kayma düzlemi (110) olup kayma doğrultusu ise <111>'dir. Görülmektedir ki alaşımların düşük süneklik davranışı kayma sistemine bağlı olmayıp, oda sıcaklığında görülen gevrekliğin altında başka sebepler yatmaktadır (Çelikyürek, 2006).

Fe₃Al intermetalik alaşımlarının düşük sünekliğe sahip olmasının sebepleri genel olarak intermetalik malzemelerin düşük süneklik davranışlarına benzer olmakla birlikte değinilecek olursa;

- Tane sınırlarının yüksek mukavemetli olması sebebi ile tane içi kırılma gerçekleşmesi
- Tane sınırlarının malzeme sünekliğini olumsuz yönde etkileyecek şekilde segregasyon olması
- Ortam kaynaklı gevrekleşmeler (bu durum ağırlıklı olarak hidrojen kaynaklıdır) (Çelikyürek, 2006).



Şekil 2.9. DO₃ yapısında kayma yönü ve düzlemi (Ojha, 2015).

Fe₃Al bileşimleri üzerinde yapılan çalışmalar malzemenin sürünme dayanımının düşük olduğu gösteriyor, fakat alaşım elementleri ile malzemenin sürünme dayanımının geliştirilebileceği görülmektedir (Çelikyürek, 2006).

Fe₃Al malzemelerini şekillendirmek oda sıcaklığında gösterdiği düşük süneklik sebebi ile son derece zordur. Bu sebeple malzeme üzerinde plastik şekil verme işlemleri yapılabilmesi için malzemede faz değişimine ihtiyaç duyulmaktadır.

Önceki yıllarda yapılmış olan çalışmalarda mikro alaşımlandırılmış Fe₂₇Al intermetalik malzemenin çeşitli şekil değiştirme hızlarında gösterdiği davranışlar incelenmiştir. Bu çalışmada kullanılan Fe₂₇Al malzeme vakum ortamında santrifüj döküm yöntemi ile üretilip havada soğutulup, herhangi bir tavlama işlemi yapılmadan 0,4Nb(%at), %0,19 Zr(%at), eser miktarda B ve C şeklinde alaşımlandırılmıştır. Malzemelere uygulanan testler oda sıcaklığında yapılan düşüş darbe testi, basma testi ve Kolsky basınç çubuğu testleri yapılmıştır. Yapılan testler sonucunda DO₃ fazındaki Fe₃Al 10⁻²s⁻¹ deformasyon hızında en iyi akma gerilmesini göstermektedir. 10⁻³'ten büyük deformasyon hızlarında bölgesel uzamalar ve ikizlenmeler görülmektedir ve yayılan makaslama bölgesinde dinamik toparlanma ~100nm çapında tanelerin oluşmasını sağlamaktadır (Kumar, 2016).

Geçmiş yıllarda yapılan çalışmada Fe(25-26)Al(at%) intermetalik malzemesinin sıcaklık bağımlı elastiklik davranışları 0,1Hz ile 1kHz arasında farklı titreşim frekanslarında, çeşitli spektroskopi metotları ile incelenmiştir(Golovin, 2004). Fe₃Al intermetalik malzemesinin sürekli plastik fazının oluştuğu durum belirlenmiş, malzemedeki sıcaklık ile gerilme gevşemesinin gerçekleşmesinin net şekilde gözlenememiştir. Bunun yanı sıra malzemedeki mukavemet değişiminin diğer çalışmalarda da karşılaşılan atom boşlukları ile C atomlarının çökeltilerinin birlikte oluşturduğu yapı sonucu ortaya çıktığı sonucuna varılmıştır. (Golovin, 2004).

Drop casting yöntemi ile üretilen iri taneli Fe₂₈Al(%at), Fe-28Al-2Ti(%at) ve Fe-28Al-4Ti(%at) olarak alaşımlandırılan Fe₃Al alaşımlarının süperplastiklik davranışları incelenmiştir. Malzemelerin gerilme altındaki uzama miktarlarına 700-900°C sıcaklık ortamında bakılmıştır. Malzemenin yüksek sıcaklıklarda süperplastiklik kabiliyetinin malzemenin şekline ve boyutlarına göre farklılık gösterebileceği de belirtilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre Fe₃Al alaşımları konvansiyonel iri taneli alaşımların özelliklerini göstermektedir. Fe₃Al alaşımlarında gözlenen süperplastiklik davranışı yapıdaki toparlanma ve yeniden kristalleşme davranışı ile gerçekleşmektedir. Deformasyon sonrası tanelerin yeniden kristalize olarak daha ince taneli bir yapıya geçtiği görülmüştür (Lin vd., 1996).

McKamey ve Maziazs yaptıkları bu çalışmada ısıtılma tabii tutulmuş Fe₃Al alaşımlarının sürünme dayanımının incelemiştir. FA-180 kodlu, Fe₃Al alaşımı olan Fe-28Al-5Cr-0,5Nb-0,8Mo-0,025Zr-0,05C-0,005B(at%) malzemesi ele alınmıştır (McKamey ve

Maziyas, 1998). FA-180 kodlu malzemenin seçiminin sebebi ise diğer Fe₃Al intermetalik alaşımlarına göre daha yüksek sürünme dayanımı göstermesidir. Çalışmada kullanılan FA-180 malzemesi ark ergitme metodu ile ergitilerek soğutulmuş olan bakır kalıba dökülmüştür. 0,8mm kalınlığa kadar sıcak haddelenip gerilim giderme tavına tabi tutulmuştur. Ardından bu malzemeler 1 saat 1150°C'de tavlandıktan sonra havada soğutulmuş, suda ve yağda su verilmiştir. Bu işlemlerin ardından malzemeler sürünme testine tabi tutulmuştur. Çalışmada yapılan sürünme deneylerinde elde edilen sonuca göre, 1150°C'de tavlandıktan sonra havada soğumaya bırakılan FA-180 malzemesinde sürünme dayanımının belirgin bir şekilde arttığı gözlenmiştir. Sürünme gerilmelerindeki iyileşmenin sebebi yavaş soğuma ile malzemedeki Nb ve Zr'ca zengin çökeltilerin tane sınırları boyunca oluşmasıdır. Yağda ve suda soğutulan numunelerde ise Nb ve Zr'ca zengin ince taneli çökeltilerin oluşmadığı fakat yapının atom boşluğu düğümleri mekanizması ile mukavemetinin arttığı gözlenmiştir. Atom boşluğu düğümleri sürünme ağının ilerlemesini engelleyerek suda ve yağda soğumuş numunelerin sürünme dayanımının havada soğumuş numunelere göre daha yüksek olmasını sağlamaktadır.(McKamey ve Maziyas, 1998).

Sürünme üzerine yapılan bir diğer literatür çalışmasında ise Fe-40Al ve Fe-28Al-2Cr alaşımları kullanılmıştır yapılan çalışmada üretim yöntemleri farklı olan alaşımlar ve alaşımdaki Al oranının sürünme dayanımı ile koruyucu alümina tabakası oluşumuna etkileri gözlenmiştir. Çalışmada kullanılan Fe-40Al ve Fe-28Al-2Cr alaşımları vakum altında indüksiyon ocağında ergitilip su soğutmalı bakır kalıba dökülmüştür. Bir diğer Fe-28Al-2Cr alaşımı ise toz metalürjisi ile üretilmiştir. Fe-40Al malzemenin yüksek sıcaklıkta akma dayanımı Fe-28Al-2Cr döküm malzemedan %50 daha yüksek bulunmuştur. Döküm Fe-28Al-2Cr alaşımının sürünme mukavemeti ise toz metalürjisi ile üretilen malzemeye göre daha yüksek olduğu sonucuna varılmıştır (Pint, 2008).

Geçmiş yıllarda yapılan çalışmada Fe-28Al(%at) intermetalik alaşımının oda sıcaklığındaki ortam kaynaklı gevrekliği, çekme gerilmesi altında sünekliğinin şekil değiştirme hızı ve ortam koşulları ile ilişkisi incelenmiştir (Xia ve Liu, 1997). Fe-28Al intermetalik malzemesi yüksek saflıktaki butonlardan argon ortamında ark ergitme yolu ile ergitilip dökülerek üretilmiştir. Fe-28Al intermetalik malzemeler 800-1000°C sıcaklıklarda 1,2mm kalınlığa kadar haddelenerek üretilmiştir. Bu çalışmadan malzemenin çekme sırasında şekil değişimi hızına karşı hassas olduğu ve ortam kaynaklı gevrekleşmenin çekme

testinde düşük yükleme hızları ile aşılamayacağı belirtilmiştir (Xia ve Liu, 1997). Farklı ortamlarda çekme testleri yapılan numunelerden elde edilen sonuçlar Çizelge 2.4'te görülmektedir.

Çizelge 2.4. Farklı test ortamlarında ve farklı uzama miktarı ile farklı çekme hızlarında Fe₃Al alaşımının çekme dayanımı ilişkisi (Xia ve Liu, 1997).

Deformasyon Hızı (s ⁻¹)	Test ortamı	Kritik deformasyon (%)	Maksimum çekme mukavemeti (GPa)
90	Hava	1.289	0.7363
300	Hava	2.248	0.8726
300	Su	1.631	0.8126
700	Hava	2.412	0.9302
1300	Hava	2.774	1.0010

Fe₃Al bazlı alaşımlar için yüksek sıcaklıklarda deformasyon davranışlarının ve çalışma kabiliyetinin incelendiği çalışmada iki tip Fe₃Al alaşımı kullanılmıştır (Voyzelle, 1998). Bunlar; FA-129 ve Fe₃Al^{TMT}. İki malzeme de indüksiyon yöntemiyle ergitilerek üretilip sıcak haddeden geçirilerek plaka haline gelecek şekilde işlenmiştir. Malzemelerin sabit deformasyon hızları ve yüksek sıcaklık altında basma testleri yapılmıştır. Çalışmadan elde edilen sonuçlara göre Fe₃Al bazlı alaşımlar 900-1200°C ve 10s⁻³-10s⁻¹ deformasyon hızları arasında üç farklı deformasyon davranışı göstermektedir. Bunlar; bölgesel dinamik yumuşama, dinamik tekrar kristalleşme ile tane büyümesidir. Alaşım akmaya karşı dirençlidir fakat alaşımın çalışma koşulları gerilme sebebiyle kenar çatlakları tarafından kısıtlanmaktadır (Voyzelle, 1998).

Fe₃Al intermetalik malzemesinin oda sıcaklığındaki mukavemetinin malzemedeki noktasal hatalardan olan atom boşlukları ile artırılması üzerine yapılan çalışmada Fe-23.5Al(%at), Fe-26Al, Fe-28Al(%at), Fe-30Al(%at) ve Fe-32(%at) Fe₃Al numuneleri hazırlamak için ticari saflıkta Fe ve Al parçalarını argon ortamında ark ergitme metodu ile ergitilerek silindirik bakır kabın içine dökülmüştür. Dökülen ingotlar 800°C'de sıcak ekstrüze edilerek deney numuneleri elde edilmiştir. Atomca %28, 30 ve 32 Al'a sahip bileşimlerin 400, 500, 600, 700, 800 ve 900°C'de tavlama yapılmıştır ve oda sıcaklıklarında mukavemetlerine bakılmıştır. Elde edilen sonuçlar Çizelge 2.5'te

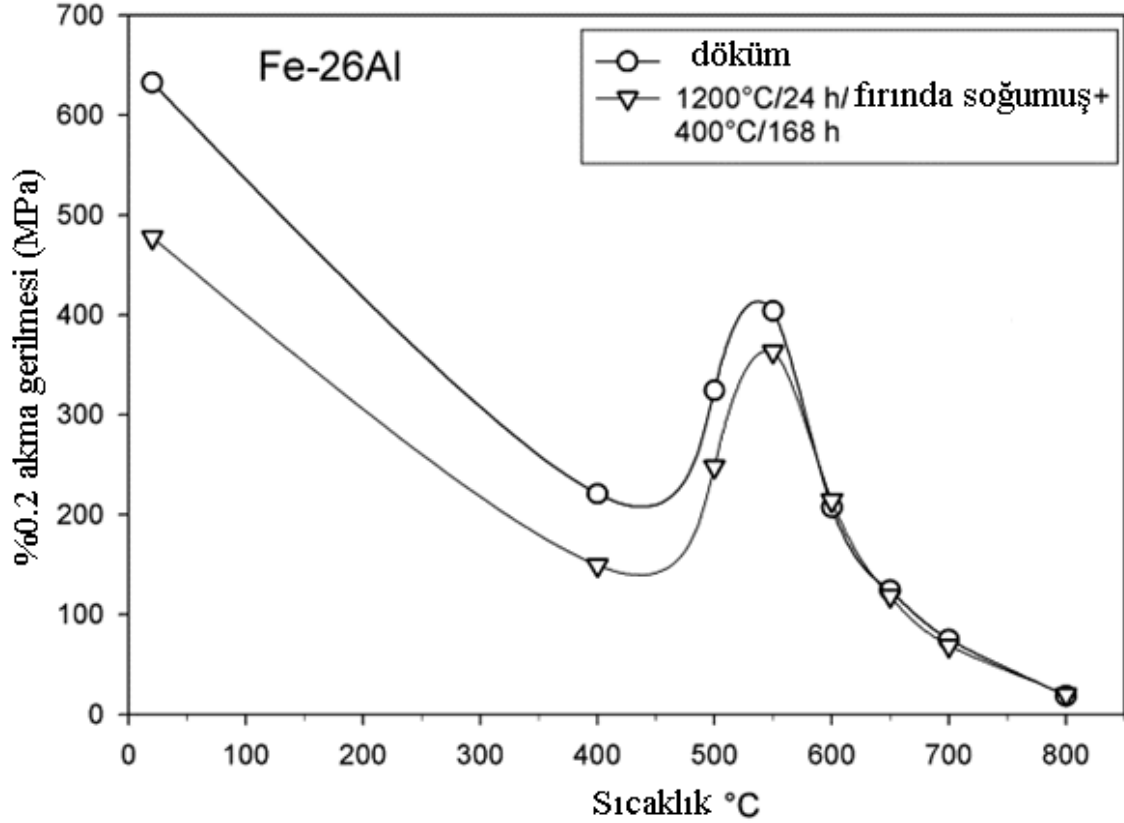
görülmektedir. Oda sıcaklığında mukavemet değişimleri gözlenmesine rağmen mukavemet değişimlerinin tamamen malzemedeki atom boşluklarının artışından olduğu söylenememektedir. Bu mukavemet artışının sebebinin başka mukavemet artış mekanizmaları olabileceği belirtilmiştir (Hasemann, 2014).

Çizelge 2.5. Farklı sıcaklıklarda ve farklı bileşimlerdeki Fe₃Al alaşımlarının mukavemet değerleri (Hasemann, 2014).

$T_q, ^\circ\text{C}$	28 at% Al	30 at% Al	32 at% Al
	$\Delta\sigma, \text{MPa}$	$\Delta\sigma, \text{MPa}$	$\Delta\sigma, \text{MPa}$
400	6	8	10
500	15	18	24
600	29	34	44
700	50	58	72
800	78	89	108
900	112	127	153

Fe₃Al alaşımlarının çevresel kaynaklı gevrekleşmesini ve Fe₃Al malzemedeki C atomları varlığında karşılaşılabilecek malzeme davranışları araştırılmıştır. %28(at)Al ve %0.14, %0.27 ve %0.50(%wt)C içeren demir aluminat alaşımları üretilmiştir. C atomlarının varlığı, yapıda sert ve gevrek Fe₃AlC çökeltilerinin oluşumunu sağlamaktadır. Üretimin ardından, ingotlar 1000°C’de 1 saat bekletildikten sonra 1000kg’lik press ile kapalı kalıpta dövme yöntemi ile şekillendirilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre Fe₃Al ortam koşulları kaynaklı gevrekleşmeye üretim, işleme ve test süreçlerinin her birinde uğrayabilir. Aynı zamanda bu gevrekleşme eğilimi yapıdaki karbürler tarafından nispeten azaltılabilir (Baligheid vd., 1997).

Fe₃Al alaşımlarının akma anomalisine değinilecek olursa (Şekil 2.10), demir aluminat alaşımları oda sıcaklığında düşük kırılma tokluğu, dolayısıyla nispeten düşük akma mukavemeti göstermektedir. Demir aluminat alaşımlarının akma dayanımı belirli sıcaklıklara ısıtıldığında artmaktadır. Bu duruma akma anomalisi denmektedir. Örneğin; düşük karbon içerikli bir çelik alaşımı ısıtıldıkça akma noktası git gide azalmaktadır. Fakat bu durum Fe₃Al alaşımlarında diğer konvansiyonel malzemelerdeki gibi gerçekleşmemektedir.



Şekil 2.10. Fe_3Al alaşımının akma anomalisi (Stein, 2003).

Önceki yıllarda yapılan çalışmada, Fe_3Al intermetalik malzemesinin DO_3 faz bölgesinde oluşan gerilme anomalileri incelenmiştir. Çalışma yaşlanma sırasında oluşan DO_3 fazının dizilimlerini incelemeye yönelik yapılmıştır. $Fe-27.57Al-2.97Cr-0.15Mn-0.08Si(at\%)$ malzeme argon atmosferi altında vakum fırınında üretilmiştir. Alaşım $1100^\circ C$ 'de sıcak haddelenerek adım adım 8mm kalınlığa kadar indirilmiştir ve ardından yağda soğutulmuştur. Silindirik numuneler ise (2,3mm çap ve 20mm uzunluk) $700^\circ C$ sıcaklıkta 2 saat yaşlandırılmıştır. Ardından yağda soğutulmuştur. Elde edilen sonuçlara göre 2 saat $700^\circ C$ sıcaklıkta yaşlandırıldıktan sonra malzemede DO_3 fazının diziliminin, yüzeyden uzaklığına (derinliğe) bağlı olduğu görülmüştür. Malzemede akma gerilmesi ve yaşlanma ilişkisi malzeme derinliğine bağlı olarak açıklanabilir. Elde edilen sonuçlara göre akma dayanımının yaşlanma zamanı ile olan etkileşimi alaşımın atom dizilim parametrelerine bakarak açıklanabilir (Pesicka, 2002).

Fe_3Al alaşımlarının akma anomalisini incelemek için yapılan başka bir literatür çalışmasında ise $Fe-25Al$ ve $Fe-28Al$ intermetalik malzemeleri için orta düzey sıcaklıklarda

oluşan, alışılmışın dışında gerilim piki incelenmiştir. 300-700°C sıcaklıklar arasında malzemenin mekanik özellikleri ve yapısal özellikleri incelenmiştir. Drop casting yöntemi ile üretilen intermetalik malzemeler soğuk haddeleme işlemi ile şekillendirilmiştir. Yapılan bu çalışmada DO₃ yapısından B2 yapısına geçen Fe₂₈-Al malzemenin çalışmamızda kullanacağımız B2 transformasyonunda göstereceği özellikler ve bunların sıcaklık, soğutma hızı, deformasyon oranına göre göstereceği değişimleri konusunda bilgi verilmektedir. Elde edilen sonuçlara göre iki alaşım bileşiminde de farklı gerilme hızlarında ve soğutma koşullarında anomalite olarak nitelendirilen mukavemet artışı pikleri görülmüştür. Yapıda oluşan mukavemet artışı piklerinin deformasyon hızından etkilenme oranının düşük olması nedeni ile malzemedeki mukavemet artışının tek sebebinin nokta hataları sonucu oluşan mukavemet artışı olmadığı sonucuna varılmıştır. Mukavemet artış anomalisinin en belirgin görüldüğü bölge ise DO₃ yapısından B2 yapısına geçiş sırasında oluşan düzensiz yapıdır (Morris, 2001).

2.5.Fe₃Al Alaşımlarının Kaynaklanabilirliği

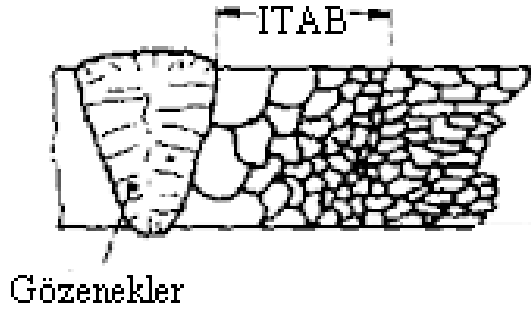
Fe₃Al alaşımlarının kullanımının artırılması ve mühendislik malzemeleri olarak etkili alanlarda kullanılabilmesi için bu alaşımların kaynaklanabilme özellikleri son derece önemlidir. Geçtiğimiz yıllarda Fe₃Al alaşımlarının kaynakları ile ilgili yapılan çalışmalar incelenmiştir. Bu çalışmalara göre kaynak esnasında faz değişimine, tane büyümesine, dolgu malzemesi vasıtası ile veya farklı alaşım elementleri ile kaynak sonucu kaynak ara yüzeyinde farklı fazlarla karşılaşma durumları sık görülmektedir.

2.5.1.İsı tesiri altındaki bölge

Kaynak işlemi gerçekleştirilirken ergimiş metal havuzu etrafında kalan bölge de kaynak havuzu kadar ısınmasa da iş parçasının iç yapısını değiştirecek kadar ısınabilir. Bu durumda ısı etkisi ile yapısı değişen bölgeye ısı tesiri altında kalan alan adı verilir (Şekil2.11). Isı tesiri altındaki bölgede kaynak süresince ısınma miktarı kaynak bölgesinden uzaklaştıkça azalmaktadır. Bu durum da bizlere kaynak bölgesinden uzaklaştıkça farklı yapılar ile karşılaşabileceğimizi göstermektedir.

Tek pasolu bir ergitme kaynak metodunda ısı tesiri altında kalan bölgeyi kendi içerisinde ayıracak olursak bu bölgeler kaynak arayüzeyinden uzaklaştıkça sırasıyla,

- Aşırı ısınmış iri taneli bölge
- Normalizasyon bölgesi
- Kısmen dönüşmüş bölge.



Şekil 2.11. Isı tesiri altında kalan bölge.

2.5.2.Kaynak ile birleştirme yöntemleri

Kaynak prosesi malzemelerin çeşitli yöntemler kullanılarak, atomsal bağlar oluşturulup birleştirilmesidir. Birleştirme işlemleri için çeşitli ısı veya basınç kaynakları kullanılabilir. Genellikle metaller ve termoplastikler için uygulanır (Baksan, 2014).

Farklı malzemeler için kaynak sonrası oluşan bağlar şöyledir; Metaller aralarında metalik bağlar, cam malzemeler iyonik bağlar, seramik malzemeler kovalent, iyonik veya kovalent ve iyonik bağları bir arada bulundurabilir, termoplastik malzemeler ise kovalent ve Van der Waals bağları oluştururlar (Baksan, 2014).

Kaynaklar üç şekilde sınıflandırılabilir;

- Kullanılan enerji çeşidine göre
- Kaynak bölgesinde katı-sıvı veya katı-katı reaksiyonlarına göre
- Uygulanan basınca göre

Sık kullanılan başlıca kaynak türleri tanıtılacak olursa,

2.5.2.1.Oksi asetilen kaynağı

Bu kaynak yönteminde yanıcı gaz ile oksijen kullanılmaktadır. Yanıcı gaz oksijen ile reaksiyona sokularak ısı elde edilir ve bu elde edilen ısı ile metal ısıtılarak ergitilir. Böylece kaynak bölgesinde ergimiş metaller katılaşmanın ardından atomsal bağlar yaparak kaynak tamamlanmış olur (Baksan, 2014).

2.5.2.2.Örtülü metal ark kaynağı

Bu kaynak yönteminde üzeri kaplanmış silindirik elektrot ile kaynak parçası arasında ark oluşturularak metal ısıtılır ve böylelikle metalin ergimesi sağlanır. Metaller katılaşırken birbirleri arasında atomik bağlar oluşturularak kaynak işlemi tamamlanmış olur. Bu yöntemde elektrot erгийerek dolgu malzemesi görevi görür ve elektrotun üzeri kaynak arayüzeyini korumak, özelliklerini iyileştirmek veya elektrotu korumak için kaplanır (Baksan, 2014).

2.5.2.3.Gaz tungsten ark kaynağı

Bu kaynak yönteminde harcanmayan tungsten kaynak elektrotu ile kaynaklanacak malzeme arasında ark oluşturularak kaynak metaline ısı geçişi sağlanır. Böylelikle metal ergitilir ve katılma esnasında atomik bağlar oluşarak kaynak işlemi tamamlanmış olur. Bu kaynak yönteminin önemli özelliklerinden biri de titanyum, alüminyum magnezyum gibi son derece reaktif metallerin kaynaklarında kullanılabilir olmasıdır (Baksan, 2014).

TİG kaynak metodu temiz bir kaynak olduğundan ve kaynak havuzu manuel olarak kontrol edilebildiğinden Fe₃Al malzemeler için popüler bir kaynak yöntemidir.

Fe₃Al malzemenin GTAW metodu ile birleştirilmesinin incelendiği çalışmada Cr₂₅-Ni₁₃ alaşımlı çelik dolgu malzemesi kullanılarak Fe₃Al/Q235 ana metaline GTAW metodu ile kaynak yapılarak kaynak bölgesinde Fe₃Al'nin kaynak özellikleri incelenmiştir. Sonuç olarak oda sıcaklığında Cr₂₅-Ni₁₃ alaşımında düzgün ve çatlaksız birleşme yüzeyi elde edilmiştir. Fe₃Al malzeme vakum altında indüksiyon ocağında dökülmüştür ve ardından sıcak haddeleme ile plakalar haline getirilmiştir. Ardından Fe₃Al ana metali Q235 çeliği ile Cr₂₅-Ni₁₃ dolgu malzemesi kullanılarak TIG metodu ile oda sıcaklığında kaynaklanmıştır. Bununla birlikte malzemeye çekme testi de uygulanmıştır (Ma, 2008 a).

Yapılan çalışma sonucunda malzemede kaynak bölgesi yakınlarda östenit ve ferrit fazlarına rastlanmıştır. Kaynağın Q235 çeliği tarafında ise kaba ötektik tanelere rastlanmaktadır. Çekme testi sonucunda ise kopma Fe_3Al tarafında ısı tesiri altında kalan alanda gerçekleşmiştir ve çekme mukavemeti 533,33 MPadır. Ayrıca kopma bölgesinde görülen çatlak tane içi çatlağıdır. Malzemede çatlak [1,1,1] düzleminde görülmektedir (Ma, 2008 a).

Geçmiş yıllarda yapılan çalışmada, kaynaklanma sırasında malzemede mevcut olan B2+DO₃ fazlarının birlikte bulunduğu bölgeler incelenmiştir. Çalışmada, Fe_3Al plakalar Cr25-Ni13 alaşımlı telleri dolgu malzemesi olarak kullanarak tungsten inert gaz kaynağı yapılmıştır. Isı tesiri altındaki bölgede B2 fazından DO₃ fazına geçiş iki şekilde gerçekleşebilmektedir. Bu geçiş mekanizmaları dislokasyon yoğunluğuna bağlı olup şu şekilde ayrılabilir; B2 fazından doğrudan kristal yapı değişimi ile DO₃ fazına geçiş ve çökeltme modelidir. Yapılan çalışmaya göre B2 fazından DO₃ fazına geçişin büyük kısmını doğrudan kristal yapı değişim modeli oluşturmaktadır. Bu durum ise ısı tesiri altında kalan alanın gevrekliğini arttırmaktadır. Çökeltme modelinde ise küçük taneli DO₃ yapılar ısı tesiri altında kalan bölgede çatlak oluşumunu engellemek için yeterli tokluğu sağlamaktadır (Ma, 2008 b).

Fe_3Al alaşımlarının ısı işlem sonucu yapıda karbür oluşumunun TİG kaynak metodu ile kaynaklanmış yapıya etkisi incelenmiştir (Kratochvíl, 2009). 16.3/28.4Al(%wt/%at), 2.9/2.6Cr(% wt/% at), 0.5/0.4Mn(% wt/% at), 0.06/0.02Ce(% wt/% at), 0.04/0.16C(% wt/% at), Fe:denge elementlerini içeren alaşım vakum altında ergitilip argon atmosferinde dökülmüştür. Üretilen malzeme kalınlığı 29mm den 4mm'ye kadar her adımda %10-15 arası 1200°C'de inceltmiştir. Orijinal malzeme ayrıca kaynakta dolgu malzemesi olarak kullanılacaktır (silindirik şekilde 2,5mmx2,5mm). Parçalar %25Ar+%75He ortamında kök kaynağı ile kaynaklanmıştır. Malzemeye şu ısı işlemler sırasıyla uygulanmıştır, ön ısıtma 400°C'de, kaynaklama 400°C'de, sıcak kum ekleme 460°C, sıcak fırında 2 saat bekletme 700°C'de, 100°C'de fırında kurutma ve havada soğutmadır. En önemli adım 700°C'de fırında bekletme adımıdır. Bu adımda iğnesel karbür yapıları oluşmuştur. Kaynak bölgesinin morfolojisi incelendiğinde kaynak çekirdek bölgesinde eş eksenler tanelerin olduğu

görülür. Kaynak çevresinde ise sıcak haddeden dolayı uzamış tanelerin varlığı görülmektedir (Kratochvíl, 2009).

Kaynak bölgesinin çekme mukavemeti ile ana malzemenin çekme mukavemetlerinin karşılaştırılması çizelgede görülmektedir(Çizelge 2.6) (Kratochvíl, 2009).

Çizelge 2.6. Kaynaklı ve kaynaklı malzemenin uzama miktarları, akma mukavemeti ve maksimum gerilimlerinin karşılaştırılması (Kratochvíl, 2009).

	Akma gerilmesi $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Maksimum gerilme σ_m (MPa)	Maksimum uzama ε_p (%)
Kaynaklı	210	300	17.0
Kaynaklı	260	340	21.0

Sonuç olarak malzeme matrisinde, ITAB'da ve kaynak bölgesindeki mikro sertlik değerleri yakınlık göstermektedir ve malzemede dağılmış karbür yapıları malzemenin mekanik özelliklerinin yükselmesine sebep olmaktadır (Kratochvíl, 2009).

Fe₃Al malzemelerin Elektron ışın kaynağı ve TIG kaynağı incelendiği çalışmada, kullanılan Fe₃Al numunelerin ergitme işlemi vakum altında ark ile yapılmıştır. Ardından 5 saat 1000°C'de normalizasyonu yapılmıştır. Normalize edilen numuneler 0,76mm kalınlığına kadar sıcak haddede inceltilerek plaka haline getirilmiştir. 1 saat süre ile 850°C'de tekrar kristallenme tavlmasına maruz kalmıştır. GTAW metoduna bakılacak olursa aynı şekilde EBW metodundaki gibi TiB₂'nin çatlak oluşumunda etkili olduğu ve çatlak oluşumunu tetiklediği görülmektedir. TiB₂ içermeyen malzemelerde kaynağın tamamen nüfuziyet ile başarılı olduğu görülmektedir. Bunun yanında Nb içeren numunelerde TiB₂ bulunması durumunda bile kaynak bölgesinde herhangi bir çatlığa rastlanmamıştır (David vd., 1998).

2.5.2.4. Plazma ark kaynağı

Bu kaynak yönteminde tungsten elektrot ve kaynak metali arasında oluşan ark sayesinde kaynak metali ısıtılmaktadır. Bunun yanında kaynak torçundan çıkan hızlandırılmış koruyucu gaz da ark sayesinde iyonlaşarak plazma oluşturur. Plazma ilk sahip

olduğu ivme ile diğer kaynak yöntemlerine göre enerjisini kaybetmeden daha fazla yol kat edebilmektedir. Bunun sonucu olarak da diğer kaynak yöntemlerine göre daha uzun ark elde edilebilmektedir (Baksan, 2014).

2.5.2.5.Tozaltı ark kaynağı

Bu kaynak yönteminde sürekli kaynak bölgesine doğru beslenen ve harcanan elektrot ile kaynak metali arasında ark oluşturulur. Oluşan ark sayesinde metal ısıtılır, böylece kaynak havuzu oluşturulur. Oluşan bu kaynak havuzu cüruf ve flaks tozları tarafından korunur (Baksan, 2014).

2.5.2.6.Gaz metal ark kaynağı

Bu kaynak yönteminde kaynak metaline doğru beslenen elektrot ile kaynak metali arasında ark oluşturulur ve açığa çıkan ısı ile kaynak havuzu oluşturulur. Kaynak havuzuna sürekli beslenen elektrot dolgu malzemesi görevi görürken kaynak havuzunu korumak için ise kaynak torçundan kaynak havuzunun üzerine koruyucu gaz verilir (Baksan, 2014).

2.5.2.7.Elektron ışın kaynağı

Bu kaynak yönteminde malzemelere elektron ışını gönderilerek malzeme ısıtılır ve ergime sağlanır. Ergiyen malzeme katılaştığında kaynak tamamlanmış olur. Bu kaynak metodu, gazı giderilmemiş metallere veya yüksek buhar basıncı olan metallere uygun değildir (Baksan, 2014).

Fe₃Al malzemelerin Elektron ışın kaynağı ve TIG kaynakları yapılarak incelendiği çalışmada kullanılan Fe₃Al numunelerin ergitme işlemi vakum altında ark ile yapılmıştır. Ardından 5 saat 1000°C'de normalizasyonu yapılmıştır. Normalize edilen numuneler 0,76mm kalınlığına kadar sıcak haddede inceltilerek plaka haline getirilmiştir. 1 saat süre ile 850°C'de tekrar kristallenme tavlama maruz kalmıştır. Kaynak metodlarının ikisinde de tamamen nüfuziyet elde edilmeye çalışılmıştır. Tane inceliği için katılan TiB₂'nin kaynaklanan numunelerde çatlağa yol açtığı görülmüştür. Artan kaynak hızıyla birlikte kaynak havuzunun su dalması şeklini alması ve tanelerin uzaması ile kaynak bölgesinde

çatlak oluşturma eğilimi artmıştır. Kaynak hızı ile artan çatlak oluşumunun sebebi ise kaynak bölgesinin yüksek sıcaklıktan soğumasıdır. Yüksek sıcaklıkta yapılan tüm elektron ışın kaynaklarında çatlak tane içinden ilerlemiştir ve bazı bölgelerde ana metale de sıçramıştır (David vd., 1998).

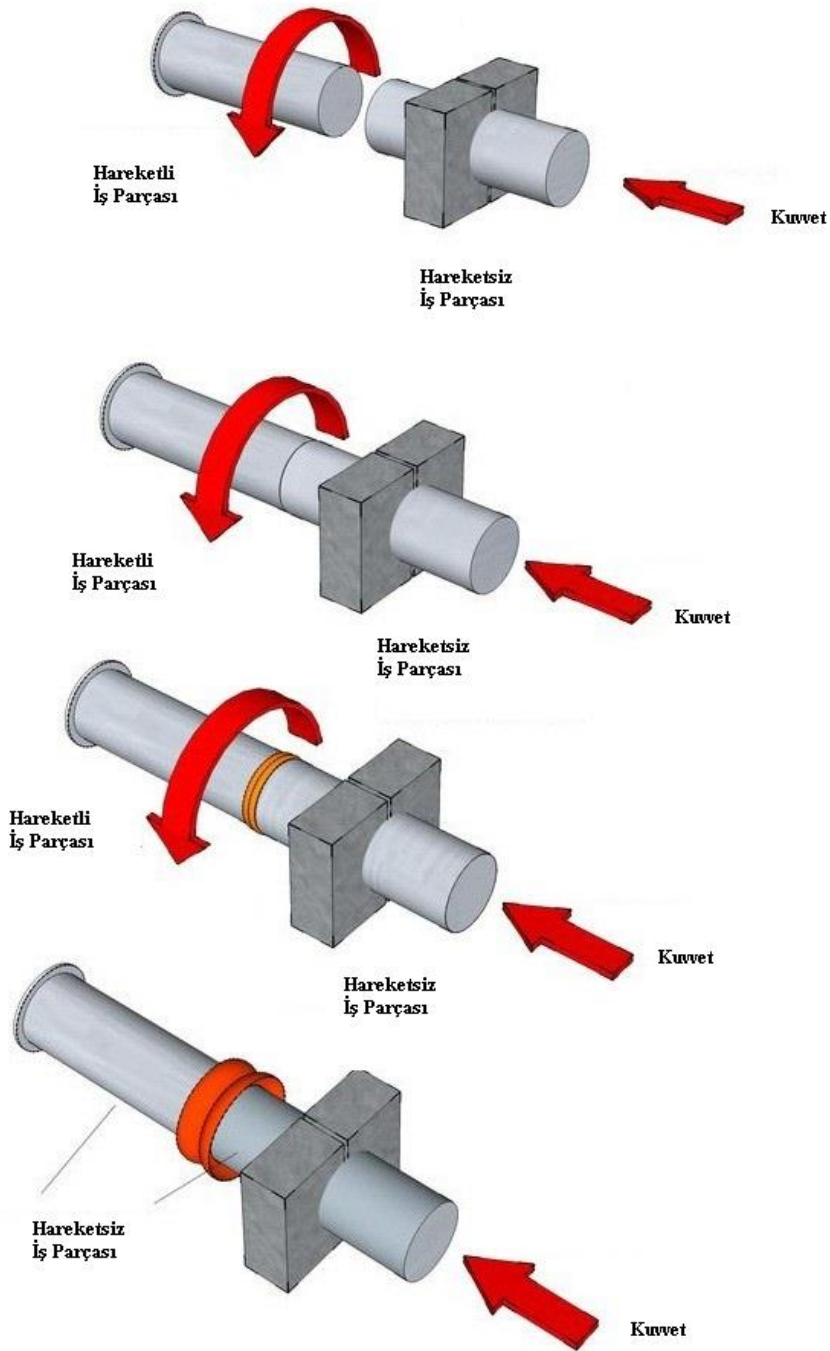
Kaynak bölgesinin morfolojisine bakıldığında ise TiB₂ içeren malzemelerde tane boyutu 50µm'nin üzerinde değildir. Buna karşılık TiB₂ içermeyen FA-61 alaşımında tane boyutu 300µm'ye kadar çıkmaktadır. Bunun dışında malzemeye Mn ve Nb katılarak yüksek sıcaklıkta dayanımı arttırılabilir. Cr oda sıcaklığındaki sünekliğini arttırarak çatlak oluşumunu zorlaştırmaktadır (David vd., 1998).

2.5.2.8.Lazer ışın kaynağı

Bu kaynak yönteminde malzemelere yüksek yoğunlukta foton demetleri gönderilerek malzemelerin ısıları arttırılır ve malzemedeki ergime sağlanır. Malzemedeki katılma sağlandıktan sonra kaynak tamamlanmış olur. Bu kaynak yönteminde karşılaşılan en büyük problem ışınların yansıma problemi'dir. Bu durum metallerin yüzeylerinin doğal olarak parlak olmasından dolayı ek yüzey işlemleri gerektirebilir (Baksan, 2014).

2.5.2.9.Sürtünme kaynağı

Bu kaynak yönteminde birleştirilecek malzemelerin yüzeyleri birbirine temas eder. Bu temas eden yüzeylere dışarıdan bir kuvvet ile basınç uygulanır. Kaynak ara yüzeyinde hareket olması sonucu yüzeylerde sürtünmeden kaynaklanan ısı açığa çıkar. Isı ve basıncın etkisi ile kaynak bölgesinde ergime olmaksızın kaynak tamamlanmış olur (Baksan, 2014). Şekil 2.12'de sürtünme kaynağı prosesinin adımları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.12: Sürtünme kaynağı işleminin şematik olarak gösterimi.

Önceki yıllarda yapılmış olan çalışmalarda, Fe_3Al malzemenin paslanmaz çelik alaşımı ile sürtünme kaynağı yapılmıştır ve elde edilen sonuçlar incelenmiştir. Yapılan çalışmada $Fe-28Al$ alaşımı ve AISI 316L paslanmaz çelik alaşımı kullanılmıştır. Yapılan çalışmada $Fe-28Al$ alaşımı vakum altında ark ocağında ergitilerek üretilmiştir.

Fe-28Al alaşımın üretimi için Fe (99.7 %wt) ve Al (99.99 %wt) peletler kullanılmıştır. Üretilen alaşım 1100°C sıcaklıkta fırında 96 saat tavlınıp soğutulmaya bırakılmıştır. Kullanılan AISI 316L paslanmaz elik malzeme ise %wt Cr:17.5–Ni:12–Mo:2.5–Mn:1.5–C:0.03–Fe:denge kompozisyonuna sahiptir. Test numuneleri ise 50mm uzunluk ve 8mm çapa sahiptir. Test numuneleri 50 ve 100 MPa yük altında ve 6,8 ve 10s süreler ile 6 adet numunenin kaynakları yapılıp incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre kaynak bölgelerinde apak oluşumu gözlenmiştir ve kaynak süresi ve/veya basıncı arttıca apaklanmanın da arttığı gözlenmiştir. Oluşan apağın özelliklerine bakılarak ise apaklanmanın genellikle Fe-28Al malzemededen geldiği ve 316L paslanmaz eliğin Fe-28Al kadar deforme olmadığı görülmektedir. Optik mikroskop verilerine göre kaynaklanmadan sonra kaynak arayüzeyinde 3 farklı bölge mevcuttur bunlar; deforme olmuş Fe-28Al bölgesi, tekrar kristallenmiş bölge ve paralel deformasyon bantlarının görüldüğü 316L paslanmaz elik. Taramalı elektron mikroskopisinden alınan sonuçlara göre kaynak arayüzeyinde oluşan deformasyon bölgesinin büyüklüğünün kaynak süresi ve uygulanan basıncı arttığıca arttığı grlmştir. Bu durum kaynak süresi ve basıncı parametrelerinin difüzyonu da arttırdığını göstermektedir. EDS sonuçlarına göre ise arayüzeydeki difüzyon bölgesinde Fe,Al,Cr ve Ni elementleri olduğu fakat Cr ve Ni elementlerinin az olması ile Fe ve Al'ca zengin kaynak arayüzeyi bu kaynak sırasında oluşan deformasyonun ağırlıklı olarak Fe-28Al malzemededen geldiğini desteklemektedir (Çelikyürek, 2011).

Mekanik testlere değinilecek olursa kesme testlerinden elde edilen sonuçlara göre 100MPa basıncı altında kaynak sürelerinin değişiminin kesme mukavemetleri üzerinde fazla bir etkisinin olmadığı sonucuna varılırken, 50MPa basıncı altında yapılan kaynaklarda malzemenin kesme mukavemetinin kaynak sresindeki artış ile belirgin bir artış gösterdiği sonucuna varılmıştır. Kaynak bölgelerinden elde edilen kesme mukavemetleri, Fe-28Al malzemesinin kesme mukavemetlerinden yüksek olup 316 L paslanmaz elik malzemesine yaklaşmaktadır. Kaynak bölgesine yakın olarak alınan mikro sertlik ölümlerinden elde edilen sonuçlara göre, Fe-28Al ve 316L paslanmaz elik malzemesinden alınan sertlik değerleri referans malzemelere yaklaşık sonuçlar verirken, kaynak bölgesinden alınan mikro sertlik değerleri bu iki bölgeden de fazla sertlik değerlerine sahiptir. Bu durumun muhtemel nedeni ise kaynak bölgesinde oluşan kk tane boyutuna sahip yapıdır (Çelikyürek, 2011). Fe-28Al malzemesinin sürtünme kaynağı yapılarak incelenmiştir (Torun, 2011). Yapılan nceki çalışmalarda da yapının kaynaklanabilirliğinin içeriğindeki safsızlıklarla ve katılan

element katkılarıyla doğrudan ilişkili olduğu belirtilmiştir. Dökümü yapılacak olan Fe-28Al malzemesi argon gazı altında ark ile ergitilmiştir. 1100°C’de 96 saat homojenize edilmiş ve fırında soğumaya bırakılmıştır. Numuneler 8mm çapında olup 50mm yükseklikte silindirik şekildedir. Ardından numuneler kaynak makinesine aktarılıp kaynak süreleri farklı olacak şekilde kaynaklanmıştır. Kaynaklanan malzemelerde herhangi bir porozite veya çatlak görülmemiştir. Kaynak bölgelerinde kaynak süresi ile doğru orantılı olarak artan çapak oluşumu gözlenmektedir. Bununla birlikte tüm kaynak tiplerinde iki temel bölge bulunmaktadır. Bunlar; deformasyon bölgesi ve dinamik olarak kristalleşmiş deformasyon bölgeleridir. Tekrar kristallenen bölgelerde ince taneli yapı oluşmuştur ve bu sebeple kaynaklanan bölgenin çekme kuvveti ana malzemenin çekme kuvvetinden daha yüksektir(Çizelge 2.7) (Torun, 2011).

Çizelge 2.7. Numunelerin ve ana malzemenin eğme dayanımı, kesme dayanımı ve kristalleşmiş bölgenin genişliği (Torun, 2011).

Sürtünme süresi(s)	Eğme mukavemeti (MPa)	Kesme mukavemeti (MPa)	Yeniden kristalleşme bölgesinin genişliği
Ana metal	518	322	-
2	513	425	550
4	520	418	850
6	516	420	950

2.5.2.10.Sürtünme karıştırma kaynağı

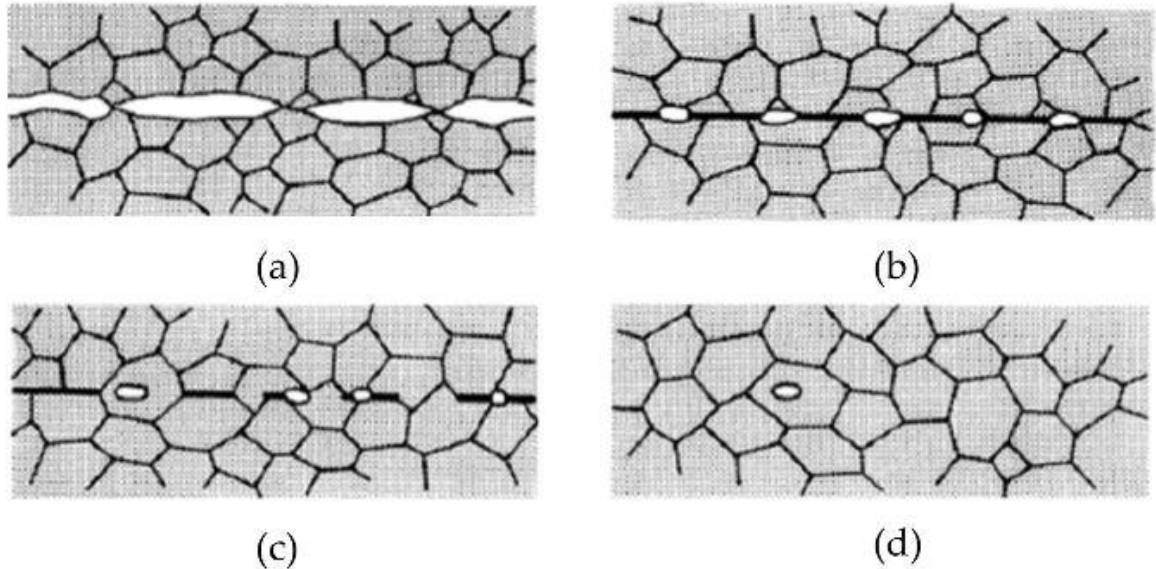
Bu kaynak yönteminde freze çakısına benzer bir karıştırıcı uç ve kaynak metaline sürtünen yüzey bulunmaktadır. Kaynak bölgesi sürekli olarak sürtünme sonucu açığa çıkan enerji ile ısıtılır ve karıştırma aparatı ile de karıştırılmaktadır. Bu kaynak yönteminde ergime gerçekleşmeksizin birleşme olmaktadır (Baksan, 2014).

Demir aluminatların sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesiyle ilgili yapılan çalışmada Fe₃Al bazlı oksit dispersiyonu(ODS) ile mukavemeti artırılmış alaşımların yüksek sıcaklıkta ısı aktarım borularında kullanılabilmesi için malzemenin önceki yapılan çalışmalarda başarı ile kaynaklanabildiği kaynak metodlarından sürtünme karıştırma kaynağı

ile kaynaklanıp oluşan sonuçları incelemiştir. Çalışmada kullanılan Fe_3Al ve Haynes 230 alaşımları 15mm çapında çubuk olarak üretilmiştir ve ardından tane boyutunu arttırmak için $1300^{\circ}C$ 'de tavlama yapılmıştır. Bu işlemler çalışmada belirtildiği üzere oksit dispersiyonu ile mukavemeti arttırılmış alaşımların sürünme dayanımının en yüksek olduğu duruma getirilmek için uygulanmıştır. Elde edilen sonuca göre malzemenin içinde bulunduğu metalürjik duruma rağmen Fe_3Al ODS alaşımları kendisi ile ve Haynes 230 alaşımıyla sürtünme kaynağı yöntemi kullanılarak başarılı şekilde kaynaklanma gerçekleştirilmiştir. Malzemelerde ortam sıcaklığında kaynak bölgesinde oluşan kopmaların sebebi ise kaynak bölgesinde kaynak sırasında malzemenin mikro yapısında gerçekleşen ve engellenemeyen değişimlerdir (Threadgill, 2002).

2.5.2.11. Difüzyon kaynağı

Bu kaynak yönteminde malzemelerin kaynaklanacak yüzeylerine dış kuvvetler yoluyla basınç uygulanır. Aynı zamanda kaynaklanacak yüzeyler ısıtılır ve atom geçişleri hızlandırılmış olur. Bu kaynak yönteminde malzemede herhangi bir ergime olmadan atomsal bağlar oluşturularak kaynaklanma sağlanmış olur (Baksan, 2014). Şekil 2.13'te difüzyon kaynağının aşamaları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.13 Difüzyon Kaynağının aşamaları a'dan d'ye doğru şematik olarak gösterimi.

$Fe_{72}Al_{28}$ malzemenin saf demir ara yüzey ile difüzyon kaynağının yapıldığı literatür çalışması ele alınacak olursa; çalışmada önceki yapılan araştırmalardan faydalanılarak

Fe_3Al 'nin HAZ çatlaklarına karşı dayanımlı olduğu fakat sıcak çatlığa karşı zayıf olduğu bilgisine ulaşılmıştır. Bunun da sebebi olarak TiB_2 kalıntıları gösterilmiştir. Bununla birlikte malzemedeki Cr, Mn ve Nb varlığının ise çatlak oluşumuna karşı direnci arttırdığı görülmüştür. Kaynak sonrası çatlakların ise malzemedeki H gevrekliğinden kaynaklanabileceği belirtilmiştir (Gürler, 2005).

$Fe_{72}Al_{28}$ alaşımı Ar atmosferi altında indüksiyon ile ergitilmiştir. Döküme %99,7 saflıkta Fe ve %99,9 saflıkta Al elementleri katılmıştır. 5mm çapında ve 5mm uzunlukta silindirik numuneler üretilmiştir. Üç farklı numune 1100°C'de 1, 2 ve 4 saat süreler ile 3,2MPa kaynak yükü ve $2 \cdot 10^{-3}$ Pa vakum altında kaynaklanmıştır. Çekme testi sonucunda numunelerden 4 saat süre ile kaynaklanan numuneden 397MPa çekme kuvveti elde edilmiştir ve bu değer ana metalin çekme kuvvetinin %86'sı kadardır. Sonuç olarak kaynak bölgesinde saf demir arayüzey kullanılarak Al_2O_3 kararlı yapısının oluşması engellenmiştir ve başarılı bir kaynak yapılmıştır. Bunun yanında kaynak bölgesinde B_2 fazı görülmektedir (Gürler, 2005).

Fe_3Al intermetalik malzemesi ile Cr18-Ni8 alaşımlı çelik malzeme vakum altında difüzyon kaynağı ile birleştirilerek birleşme arayüzeyi üzerine çalışılmıştır (Wang, 2005). Yapılmış olan bu çalışmada kullanılan Fe_3Al intermetalik malzeme vakum altında indüksiyon ile ergitilerek dökülmüştür ve işlenerek plaka haline getirilmiştir. Difüzyon birleşmesi yapılacak yüzeyler oksit tabakaları temizlenerek vakum altında 1000-1080°C sıcaklık aralıklarında birleştirmenin yapılacağı hazneye alınmıştır. Birleştirme işlemi 15-80 dk aralıklarında sürdürülmüştür. $Fe_3Al/Cr18-Ni8$ kaynak arayüzeyinde $FeAl$, Fe_3Al , Ni_3Al , ve $\alpha-Fe (Al)$ katı çözeltileri teknolojik parametreler kontrol edilerek oluşturulmuştur. Reaksiyon arayüzeyinden elde edilen verilere göre parabolik denklem oluşturulmuştur ve bu denklem ile reaksiyon arayüzeyinin kalınlığı, ısıtma sıcaklığı ve kaynaklama süreleri arasındaki ilişki belirlenmiştir (Wang, 2005).

2.5.2.12. Direnc nokta kaynağı

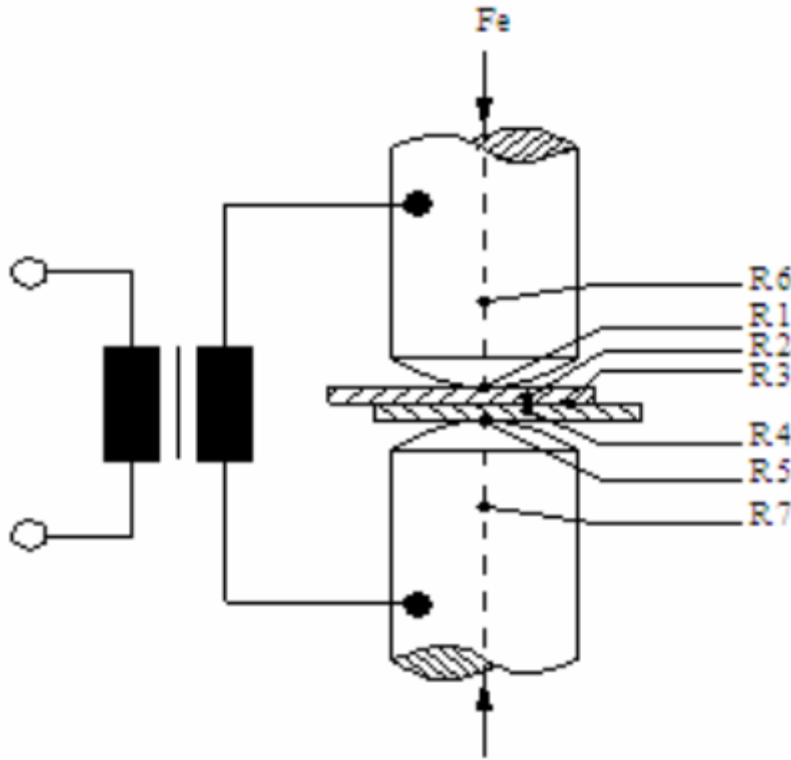
Bu kaynak yönteminde basınç ve elektrik akımı birleştirici güç olarak kullanılmaktadır. İşlem şu şekilde gerçekleşmektedir; Malzemelerin kaynaklanacak yüzeyleri üst üste gelir ve elektrotlar ile yüzeylere basınç uygulanır (Baksan, 2014).

Elektrotlar iletkenlik özellikleri yüksek, yüksek sıcaklıklarda basınca karşı nispeten dayanıklı, kaynaklanan malzeme ile kolaylıkla difüze olmayan alaşımlardan oluşmalıdır. Elektrotlardan malzemeye akım geçirilir ve malzemenin elektrik akımına olan direnci malzemenin ısınmasına yol açar. Bu ısınma miktarı Joule kanunu ile;

$$Q = I^2 \times R_{toplam} \times t \quad \text{şeklinde açıklanabilir. (Aslanlar, 2016)}$$

R_{toplam} kaynak sırasındaki dirençlerin toplamı olup Şekil 2.14'te gösterilmiştir. Şekil 2.14'te gösterilene göre

$$R_{toplam} = R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 + R_6 + R_7 \quad \text{'dir (Aslanlar, 2016).}$$



Şekil 2.14. Direnç nokta kaynağında mevcut olan dirençler (Aslanlar, 2016).

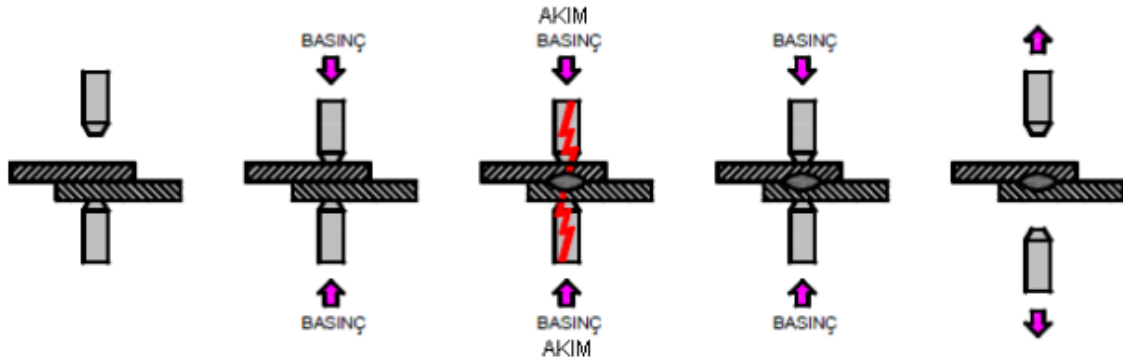
Kaynak çekirdeğinin kütlesi ise şu formül ile hesaplanabilir;

$$G = \gamma \cdot \frac{4}{3} \times \pi \times (d_n/2)^2 \times (h_n/2) \quad (\text{Aslanlar, 2016})$$

Kaynak işlemi şu aşamalardan oluşmaktadır;

- Yükün uygulandığı sıkma süresi
- Kaynak süresi
- Soğumanın gerçekleştiği tutma süresi.

Direnç nokta kaynağının adımları şematik olarak Şekil 2.15'te gösterilmiştir.



Şekil 2.15. Direnç nokta kaynak prosesi adımları şematik olarak gösterilmiştir (Aslanlar, 2016).

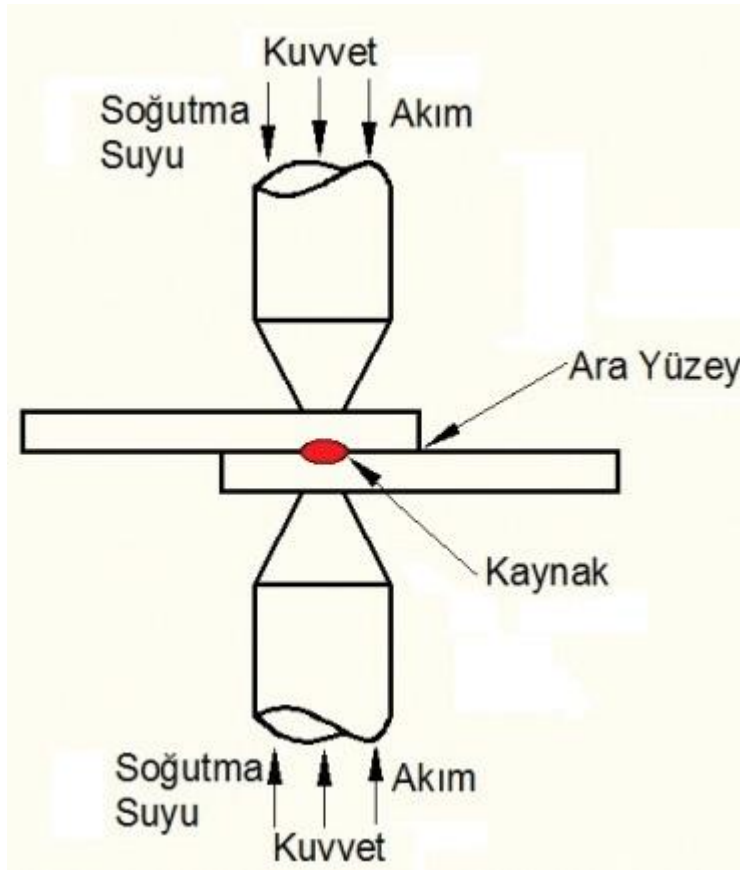
Sıkma Süresi; bu süre boyunca elektrotlar vasıtası ile iş parçasına yük uygulanır ve malzemeden akım geçmeden beklenir (Aslanlar, 2016).

Kaynak Süresi; bu süre boyunca elektrotlar vasıtası ile iş parçası üzerinden düşük şiddette gerilim ve yüksek şiddette elektrik akımı geçirilerek ergimiş kaynak çekirdeği oluşturulur (Aslanlar, 2016).

Tutma Süresi; bu süre kaynak süresi tamamlandıktan sonra malzemenin soğuması ve kaynak çekirdeğinin arzu edilen şekilde katılaşmasını sağlamak için geçen süredir. Bu süre boyunca iş parçası üzerinden akım geçmemek ile birlikte, iş parçasına elektrotlar vasıtası ile yük uygulanır, süre tamamlandıktan sonra ise elektrotlar malzemeden ayrılır (Aslanlar, 2016).

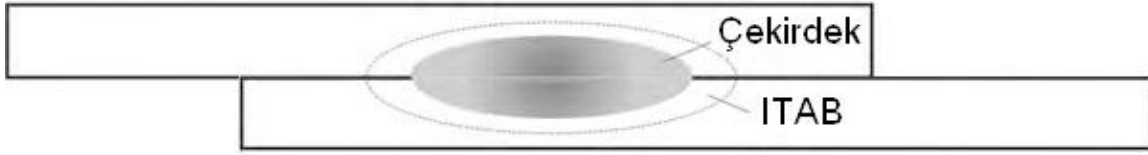
Kaynak sırasında uygulanan akım malzemeye kaynak süresince periyotlar şeklinde uygulanır, bu periyotlar 2 salise yani saniyenin 1/50 katı olarak açıklanabilir.

Elektrik direnci sonucu açığa çıkan ısı kaynak ara yüzeyinde kısmi ergime oluşturur, böylelikle katılma sonucu kaynak ara yüzeyinde atomlar arası bağlar oluşturularak birleşme tamamlanmış olur (Şekil 2.16).



Şekil 2.16. Direnç nokta kaynağı kesiti (Özcan, 2018).

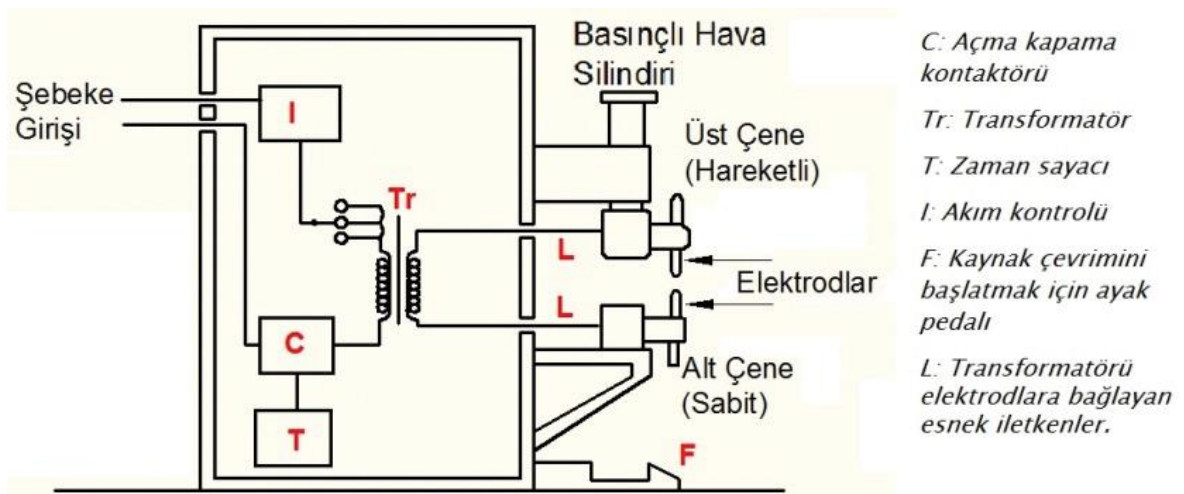
Şekil 2.17’de kaynak bölgesinin kesitinde görüldüğü üzere kaynak sırasında kaynak arayüzeyinde ergimiş kaynak çekirdeği oluşmaktadır. Bu kaynak çekirdeğinin şekli ve boyutları kaynak bölgesinden geçen güç yoğunluğuna bağlıdır. Güç yoğunluğu ise elektrotun malzemeye temas eden yüzeyine veya kabartmalı direnç nokta kaynak metodunda temas eden yüzeye bağlıdır (Şekil 2.17).



Şekil 2.17. Direnç Nokta kaynağında kaynak çekirdeğinin ve ısı tesiri altındaki alanın şematik gösterimi.

Kaynak çekirdek bölgesinin boyutunu ve kaynak mukavemetinin ilişkisinin incelendiği literatür çalışmasında, makine-öğrenme metodu ve teorik fiziksel bir modelin birleşimi olan ve bunların zayıf yönlerini bir diğerinden faydalanarak elimine etmeye yönelik kurulan hibrit bir tahmin metodu kullanarak incelemiştir. Deneyler 1,2mm kalınlığındaki çift fazlı çelik üzerinde gerçekleştirilmiştir. Bazı hata değerlendirme metodlarından nispeten zayıf sonuçlar alınmasına (bunların bir kısmı veri hatası olmasına rağmen) karşın hibrit model olarak adlandırılan model genel olarak kaynağın çekirdek büyüklüğünü tespit etmek konusunda kullanıcıya daha büyük kolaylık sağlamaktadır (Kyoung-Yun, 2018).

Kaynak prosesi sırasında oluşan ısı sonucu elektrotun malzemeye difüze olmasını engellemek ve elektrotta aşırı ısınma sonucu oluşabilecek sıkıntıları gidermek için kaynak elektrotu içerisinde soğutma işlemi için sürekli olarak su devir daimi gerçekleştirilmektedir (Şekil 2.18).



Şekil 2.18. Direnç nokta kaynağı düzeneğinin temsili gösterimi (Özer vd.).

Kaynak prosesindeki parametreler şu şekildedir;

- Kaynak akımı
- Elektrotun malzemeye uyguladığı yük
- Kaynak süresi
- Akım öncesi basım süresi
- Soğuma süresi

Al ve çelik malzemelerin direnç nokta kaynağı metodu ile kaynaklanıp incelendiği literatür çalışmasında, kaynak bölgesinde gerçekleşen birleşme sonucu kaynak arayüzeyinde oluşan intermetalik malzemelerin üzerine çalışmalar yapılmıştır. Yapılan karakterizasyon çalışmasında malzemede Al matrinden Fe matrise doğru gidildikçe yapıda Fe:Al oranı 3'ten yukarıda iken yapıda Fe_3Al ve Al atomları, yapıda bu oran 3'ten aşağı indikçe matris Fe_2Al_5 'e ve daha da ilerledikçe yapı Fe'ye doğru kayar. Çalışmada direnç nokta kaynağı ile birleştirilen yüzeyde intermetalik malzemelerin oluşum koşullarını, oluşan kaynak arayüzeyinin bileşimini ve karakteristiğini değişen kaynak parametrelerine göre elde edilen sonuçlar ile göstermektedir (Wang ve Wang, 2017).

Açıklananlardan farklı kaynak yöntemleri ile ilgili yapılan çalışmalar incelenecek olursa;

Fe_3Al alaşımlarının infrared sert lehim yöntemiyle birleştirilmesi sonucu ortaya çıkan yapının incelendiği literatür çalışmasında, Fe_3Al intermetalik alaşımı kaynak bölgesine Cu folyo koyularak sert lehimleme ile birleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan Fe_3Al bileşimi Fe-28Al-2Cr(at%)'dir. Malzemelerin lehimlendikleri sıcaklık $1100^{\circ}C$, lehimleme süreleri ise 60,300 ve 600s'dir. Lehim bölgesinde β_1 martenzit matriste Fe_3Al ve bakır çökeltilerine rastlanmıştır. Lehimlenmiş bölgenin kayma mukavemeti, yapıdaki β_1 martenzit ve bakır fazından doğrudan etkilenmektedir. Lehimlenmiş malzemelerin makaslanma testleri yapılmıştır. Yapılan testlere göre yapıdaki β_1 martenzit fazı arttıkça lehimlenmiş bölgenin makaslanma mukavemeti azalmaktadır (Wu, 2010).

Fe_3Al alaşımlarının kondansatör deşarjlı ark kaynağı ile birleştirilmesi üzerine yapılan literatür çalışmasında, $Fe_{26}Al$, $Fe_{30}Al$, $Fe_{33}Al$ ve $Fe_{50}Al$ intermetalik alaşımları bakır kaplamalı çelik, paslanmaz çelik ve alüminyum pimler kondansatör deşarjlı ark kaynağı yöntemi kullanılarak birleştirilmiştir. Bu kaynak tipinin seçim sebebi olarak düşük ısı girdisi olması ve yaygın kullanımının olması belirtilmiştir. Kullanılan kaynak methodunun çalışma prensibi şöyledir; saplama ucu kaynaklanacağı levhaya dokununca, ya da yay kuvveti ile basılı tutulurken tetiğe basıldığında, kondansatördeki enerjiyi boşaltan bir akım geçer; bu akım, ucun tümü ile buharlaşıp iyonlaşmasına neden olur. Birbirine hızla yaklaşmakta olan iki yüzey arasında oluşan bu iyonize ortam sonuçta iki yüzeyin eriyip kaynaklanmasını sağlayan arkı başlatır (Çakmakkaya ve Güleç, 2013).

İntermetalik malzemelerin üretiminde vakum ark ergitme yöntemi kullanılmıştır. Üretilen malzemeden 8mm çapında, 50mm boyunda silindirik numuneler elde edilmiştir. Numunelerin $850^{\circ}C$ 'de normalizasyonu yapıp mikro sertlikleri ölçülmüştür. Kaynak yapıldıktan sonra $Fe_{26}Al$ numunesinde B_2 fazı, $Fe_{30}Al$ 'de DO_3 fazı ve $Fe_{33}Al$ ile $Fe_{50}Al$ numunelerinde ise bu fazların herhangi birine rastlanmamıştır. En iyi bağlanma özelliği sağlayan alaşım $Fe_{26}Al$ olup bağlanmanın kalitesinin yapıdaki Al miktarı arttıkça artan Al_2O_3 yapısı ile olumsuz etkilendiği ilişkilendirilmiştir (Çakmakkaya ve Güleç, 2013).

2.5.3.Direnç nokta kaynağının avantajları ve kullanım alanları

Direnç nokta kaynağı genellikle diğer kaynak metotlarına göre daha ince iş parçalarını birleştirmek için tercih edilir. Yüksek enerjili ve uzun kaynaklı ergitme kaynaklarına göre daha az ısı girişi olacağından ince iş parçalarını kaynaklamak için idealdir. Aynı zamanda birçok kaynak metoduna göre çok daha hızlı gerçekleşebilmektedir. Temiz bir kaynak bölgesi olması kaynak havuzunun direk ortama açık olmaması ve ergimiş metalin son derece hızlı olması avantajlarındanır. Dolgu metali gerektirmemektedir. Kaynak işlemi sırasında ergimiş bölgenin kısa sürede katılaşması ve soğuması sebebi ile çevresel etkilere karşı hassas alaşımlar kaynaklanabilir. Düşük enerji girdisi olduğu için enerji tasarrufu konusunda etkilidir.

2.5.4.Kaynak hataları

Kaynak hataları kaynak sırasında veya kaynak gerçekleştikten sonra ortaya çıkan ve kaynak kalitesini düşüren durumlardır. Bu durumların başlıca sebepleri olarak;

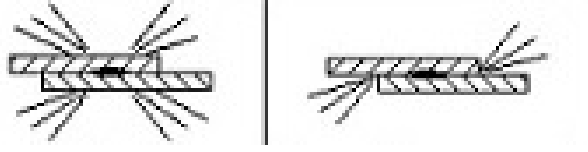
- Düşük veya yüksek ısı girdisi
- Kaynak bölgesinin temiz olmaması
- Kaynak sürelerinin çok uzun veya kısa olması
- Kaynak hızının yüksek veya düşük olması
- Kaynak metalinin kaynaklanabilirliğinin düşük olması

2.5.4.1.Direnc nokta kaynak hataları

Direnc nokta kaynağında proseslerin optimum düzeyde ilerlememesi sonucu kaynak bölgesinde istenmeyen durumlar ile karşılaşılabilir. Bu durumlar açıklanacak olursa;

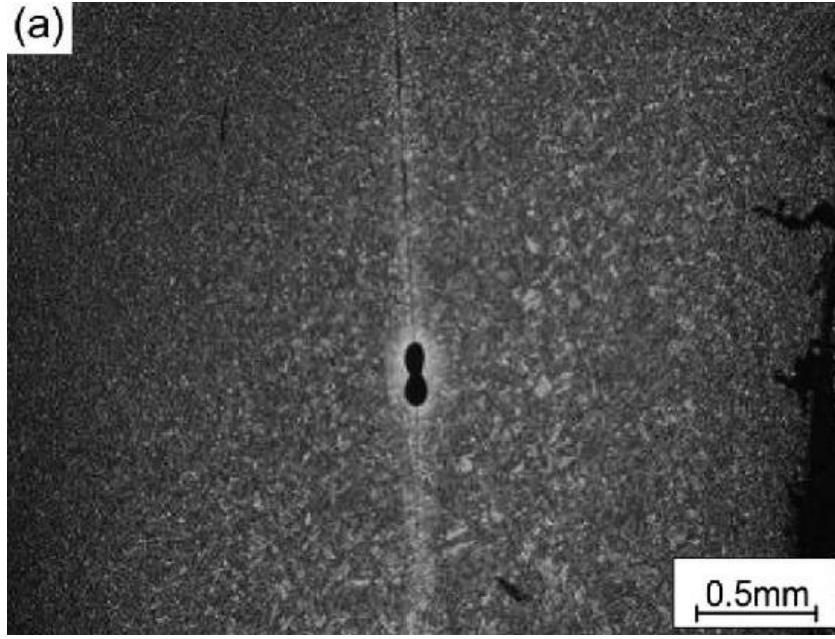
- Kaynak bölgesinden ergimiş metal uzaklaşması
- Çekme boşlukları
- Katılma çatlakları
- Dairesel olmayan kaynak izi
- Elektrotlarda aşırı bozulma

Kaynak bölgesinden ergimiş metal uzaklaşması (Şekil 2.19); elektrot ile iş parçasının ara yüzeyinde ya da iş parçalarının birbirleri ile olan birleşme ara yüzeyinde gerçekleşmektedir. Kaynak bölgesinden ergimiş metal uzaklaşması sonrası kaynak nugget bölgesinde karşılaşılabilecek diğer durumlar ise, elektrotun basılması ve iş parçasına geçmesi, çekme boşlukları ve katılma çatlaklarıdır. Kaynak bölgesinden ergimiş metal uzaklaşması durumunun sebepleri incelenecek olursa, iş parçasının üretimi aşamasındaki çevresel faktörler, iş parçasının düşük kaynaklanabilirliği, uzun kaynak süreleri, kaynak akım şiddetinin yüksek olması, iş parçalarının yüzey temizliğinin iyi yapılmaması gibi sebeplerden doğabilir. (Wan, 2014)



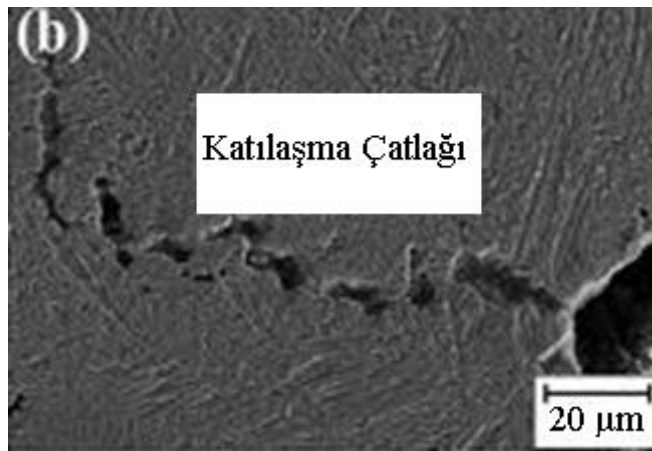
Şekil 2.19. Kaynak bölgesinden ergimiş Metal uzaklaşmasının şematik olarak gösterimi.

Çekme boşlukları (Şekil 2.20); kaynak sırasında iş parçasına verilen akım verildikten sonra iş parçasına ısı girişi kesildiğinden kısa sürede soğuma gösterir. Aynı zamanda soğuma, iş parçasının su soğutmalı elektrot ile temas halinde olması sebebi ile son derece hızlı gerçekleşmektedir. Kaynak çekirdeği ergime sıcaklığına düştüğünde katılaşmaya başlar ve iş parçasındaki farklı bölgelerde farklı soğuma hızları görüldüğünden çeşitli bölgelerde katılaşma farklı sürelerde gerçekleşmektedir. Bu durumun sonucu olarak katı ve sıvı fazların hacim farkları dolayısıyla çekme boşlukları gerçekleşir. Çekme boşlukları soğumanın en son gerçekleştiği bölgelerde oluşma eğilimindedir, böylelikle çekme boşlukları genellikle kaynak çekirdek bölgesinin orta kısımlarında oluşmaktadır. Bunlarla birlikte çekme boşluklarının oluşma sebeplerine ek olarak kaynak bölgesinden sıvı metal uzaklaşması ile kaynak çekirdeğinde metal eksikliği sonucu çekme boşlukları görülebilir. Kaynak parametrelerinden kaynak süresinin yüksek olması, kaynak akım şiddetinin yüksek olması ve elektrot kuvvetinin düşük tutulması da çekme boşluklarına sebep olmaktadır. Çekme boşluklarını engellemenin etkili yollarından biri ise kaynak prosesinde ısı girdisinin kontrol edilmesi ve elektrot kuvvetinin yükseltilmesidir (Wan, 2014).



Şekil 2.20. Direnç nokta kaynaknağı ile kaynaklanmış iş parçasında çekme boşluğu (Wan, 2014).

Katılma çatlakları (Şekil 2.21); katılma çatlakları oluşumu bölgesel gerilmeler ve düşük kaynak kalitesi ile tetiklenmektedir. Bu çatlaklar genellikle çekme boşlukları ile birlikte görülmektedir. Kaynak arayüzünde termal genişleme ve plastik deformasyon art arda gerçekleşmektedir. Uniform dağılmamış gerilme bölgeleri sebebi ile homojen olmayan deformasyon bölgeleri ortaya çıkmaktadır. İş parçası yüzeyine uygulanan fazla elektrot yükü ve hızlı soğuma bu durumu tetiklemek ile birlikte malzemenin gerilime olan hassaslığı da bu durumu tetiklemektedir.



Şekil 2.21. Direnç nokta kaynak bölgesinde katılma çatlakları (Kim, 2011).

Dairesel olmayan kaynak izi; genellikle elektrodun ucunun bozuk olmasından veya malzemede veya elektrottaki eksen kaçıklıklarından meydana gelmektedir. Bunun sonucu olarak iş parçasında istenilen bölgelerde gerekli güç yoğunluğu sağlanamamaktadır (Anonim, 2015).

Elektrot uçlarında aşırı bozulma; elektrotun genellikle aşırı ısıya maruz kalmasından ileri gelmektedir. Kaynak süresinin uzun olması, kaynak akımının yüksek olması ve su soğutmasının yetersiz olması bu duruma yol açabilir. Bozulan elektrot ise malzemeye geçip yapıda istenmeyen durumlar ortaya çıkarabilir (Anonim, 2015).

3.MATERYAL VE YÖNTEM

3.1.Deneyde Kullanılan Malzemeler ve Araçlar, Deneyin Yapılışı ve Numunelerin Test Edilmesi

Yaptığımız çalışmada numunelerin eldesi için yüksek saflıkta demir ve alüminyum peletleri kullanılmıştır. Numunelerin dökümü ark ocağında yapılmıştır ve kum kalıp kullanılmıştır. Elde edilen numuneler haddelenip arzu edilen numune boyutlarına kesilmiştir. Kesilen numunelerin yüzeyleri temizlenmiştir ve ardından direnç nokta kaynağı yapılarak birleştirilmiştir. Birleştirilen numunelerin çekme testi, mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. numuneler optik mikroskop ve SEM' de incelenmiştir ve EDS analizleri yapılmıştır.

3.1.1.Numunelerin Hazırlanışı

Fe₃Al alaşımı sırasıyla %99,97 ve %99,9 saflıkta demir ve alüminyum kullanılarak, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Metalürji Mühendisliği Laboratuvarında bulunan vakumlu ark ergitme ocağında (Şekil 3. 1) Ar gazı atmosferi altında üretilmiştir.



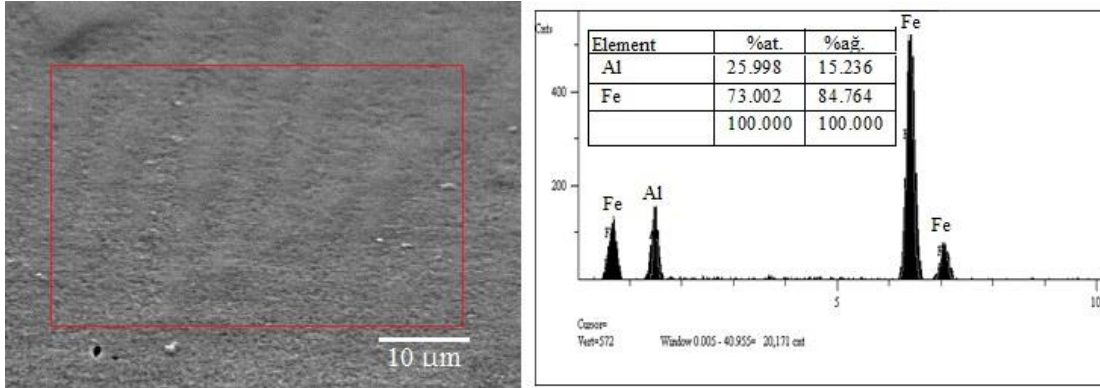
Şekil 3.1. Vakumlu ark ergitme ocağı.

Alaşım bileşimine uygun olarak hazırlanan malzemeler su soğutmalı bakır bir potada arkla ergitilmiş ve kum kalıba dökülmüştür. Elde edilen numunelerin bileşim kontrolü SEM-EDS analiz ile belirlenmiştir (Şekil3.2). Döküm yolu ile 4 mm kalınlıkta dikdörtgen şeklinde elde edilen numuneler 650-700 °C’de tavlanıp hiç beklemeden haddelenerek yaklaşık $1,1 \pm 0,1$ mm kalınlıkta levha haline gelinceye kadar kademeli olarak inceltilmiştir (Şekil 3.3). Kesme diski kullanılarak nihai kaynak numunesi boyutları 30X10X($1,1 \pm 0,1$) mm olacak şekilde hazırlanmıştır.

3.1.2. Numunelerin Direnç Nokta Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesi

Nokta direnç kaynağında, elektrot yükü, sıkıştırma süresi, tutma zamanı, kaynak akımı ve kaynak süresi kaynak kabiliyetini etkileyen parametrelerdir. Deneylerde bu parametrelerden sıkıştırma süresi ve tutma süresi sabit olarak seçilmiş, kaynak süresi, kaynak akımı ve elektrot yükü değişken parametreler olarak kullanılmıştır. Çizelge 3.1’de kaynak işlemlerinde kullanılan deneysel parametreler gösterilmektedir. Kaynak işlemi

sırasında, üst üste gelen plakaların eksenden kaymasını önlemek için bir kalıp hazırlanmıştır. Kaynak işlemleri su soğutmalı ve pnömatik olarak kontrol edilen nokta direnç kaynak makinesinde gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.4). Kaynak cihazındaki elektrotlardan üst elektrot 6mm çapında olup alt elektrot ise 8mm çapındadır.



Şekil 3.2. Döküm orijinal numunenin SEM fotoğrafı ve EDS analizi.



Şekil 3. 3. Hadde Tezgâhı.

Çizelge 3.1: Deneylerde kullanılan parametreler

Elektrot Kuvveti (N)	Kaynak Zamanı (Periyot)	Kaynak Akımı (kA)	Sıkıştırma Zamanı (Periyot)	Tutma Zamanı (Periyot)
500	10	3, 4, 5, 6	40	40
	20	3, 4, 5, 6	40	40
	30	3, 4, 5, 6	40	40
1000	10	3, 4, 5, 6	40	40
	20	3, 4, 5, 6	40	40
	30	3, 4, 5, 6	40	40

3.1.3. Numune Testlerinin Yapılması

Deney şartlarında, birleştirilen numunelerin kaynak bölgesinde birleşmenin ne derecede olduğunu incelemek için numunelerin mikroyapı çalışmaları ve mekanik testleri gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla her bir deney parametresi için dört adet kaynak işlemi yapılmıştır. Dört tane numunenin bir tanesi mikroyapı çalışmaları için çekirdek bölgesinden kesme diski ile kesilmiş, kalıplanmış, kalıplanan numuneler 600, 800 ve 1200 mesh' lik zımpara kâğıdı ile zımparalanmış ve 1 µm elmas pasta ile parlatılmıştır. Daha sonra numuneler H₂O (30 ml), HNO₃ (30 ml), HCl (20 ml) ve HF (20 ml) karışımı bir dağlayıcı ile dağlanmıştır. Kaynaklanmış numunelerin kaynak bölgesi optik ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile incelenmiştir. Geriye kalan kaynaklı üç numune Osmangazi Üniversitesi Metalürji laboratuvarında bulunan Shimadzu AG-IS 250kN marka çekme-basma cihazında çekme testine tabi tutulmuş ve elde edilen çekme değerlerinin aritmetik ortalaması alınarak kaynak ara yüzey mukavemeti belirlenmiştir. Testler oda sıcaklığında ve 10 mm/dk çene hızı ile gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı çalışmaları için hazırlanan numunelerin kaynak bölgesi merkezinden kaynak arayüzeyine paralel olarak ilerlenerek belirli aralıklarla sertlik değerleri ölçülerek kaynak bölgesi ve ısıdan etkilenen bölgelerdeki sertlik değişimleri tespit edilmiştir.



Şekil 3. 4. Su soğutmalı pnömatik nokta direnç kaynak makinesi.

4.BULGULAR VE TARTIŞMA

500 ve 1000 N elektrot kuvveti altında farklı akım ve sürelerde kaynaklanan numunelerin makro fotoğrafları Şekil 4.1-4.2’de gösterilmektedir.



Şekil 4.1. 500 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin makro fotoğrafları

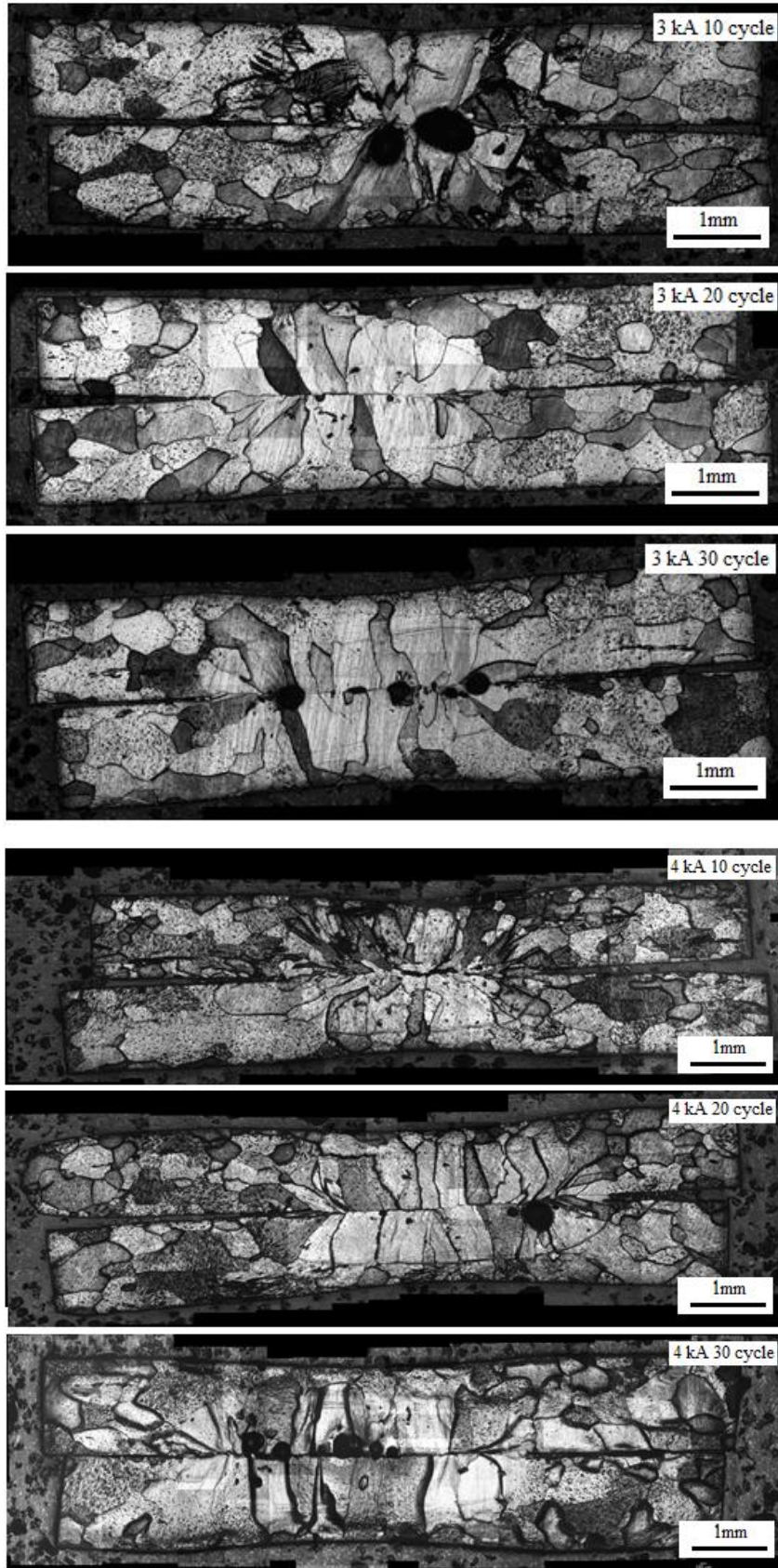


Şekil 4.2. 1000 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin makro fotoğrafları

Şekil 4.1 ve 4.2’de görülen numunelerin kaynaklarının başarılı bir şekilde gerçekleştiği ve kaynak çekirdeklerinin kaynak akımı ve kaynak süreleri arttıkça çekirdek boyutlarının da buna bağlı olarak artışı görülmektedir. Buna ek olarak şekil 4.2’de görülen numunelerden özellikle 6kA 30 periyot parametrelerle kaynaklanan parçaların çekirdek

bölgelerinde elektrot yükünün muhtemel olarak fazla gelmesinden dolayı basılma görülmektedir.

Kaynak işleminden sonra çekirdek bölgesinden kesilen, kalıplanan ve standart metalografik yöntemler hazırlanan ve dağlanan numunelerin optik mikroyapı ve SEM fotoğrafları şekil 4.3- 4.10'da verilmiştir.

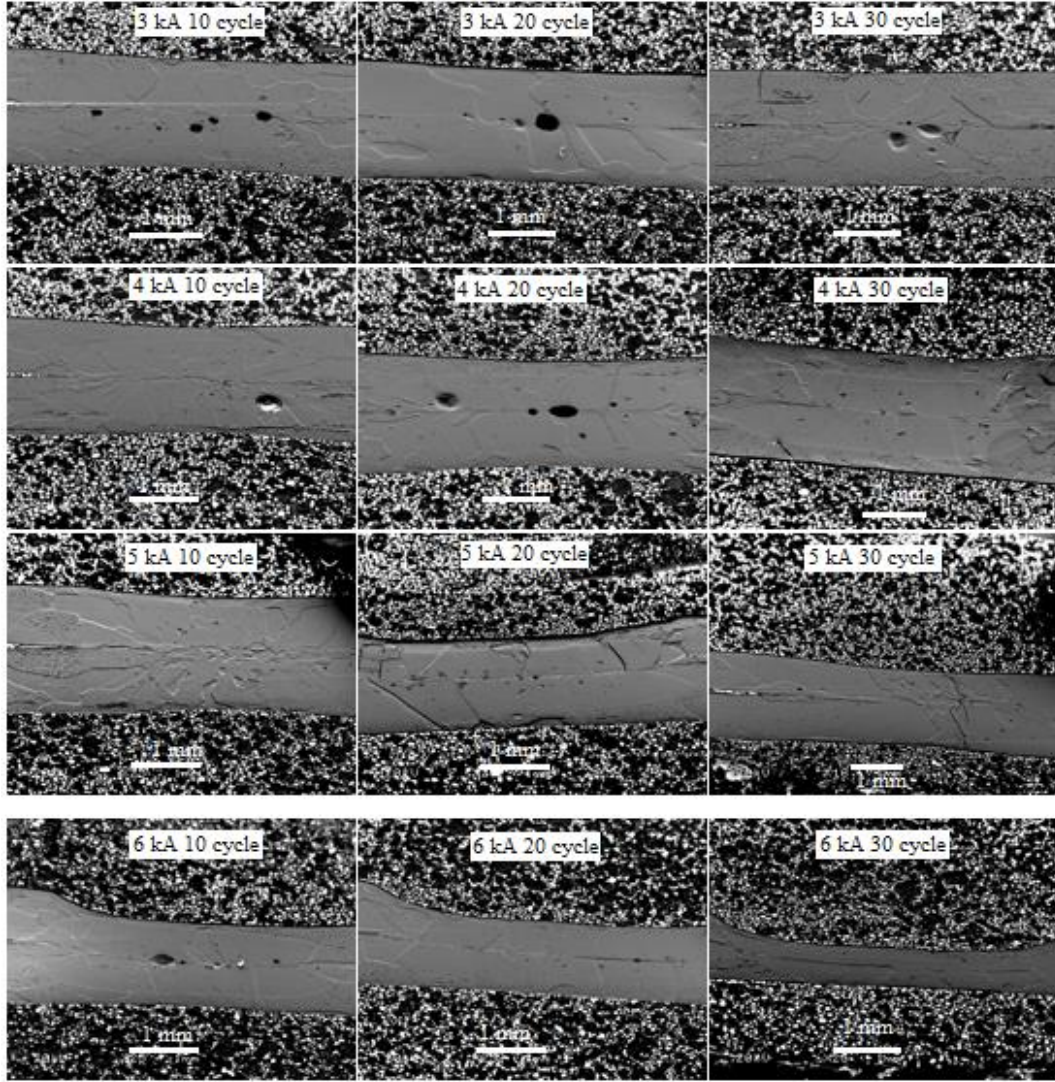


Şekil 4.3. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 3kA ve 4kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları



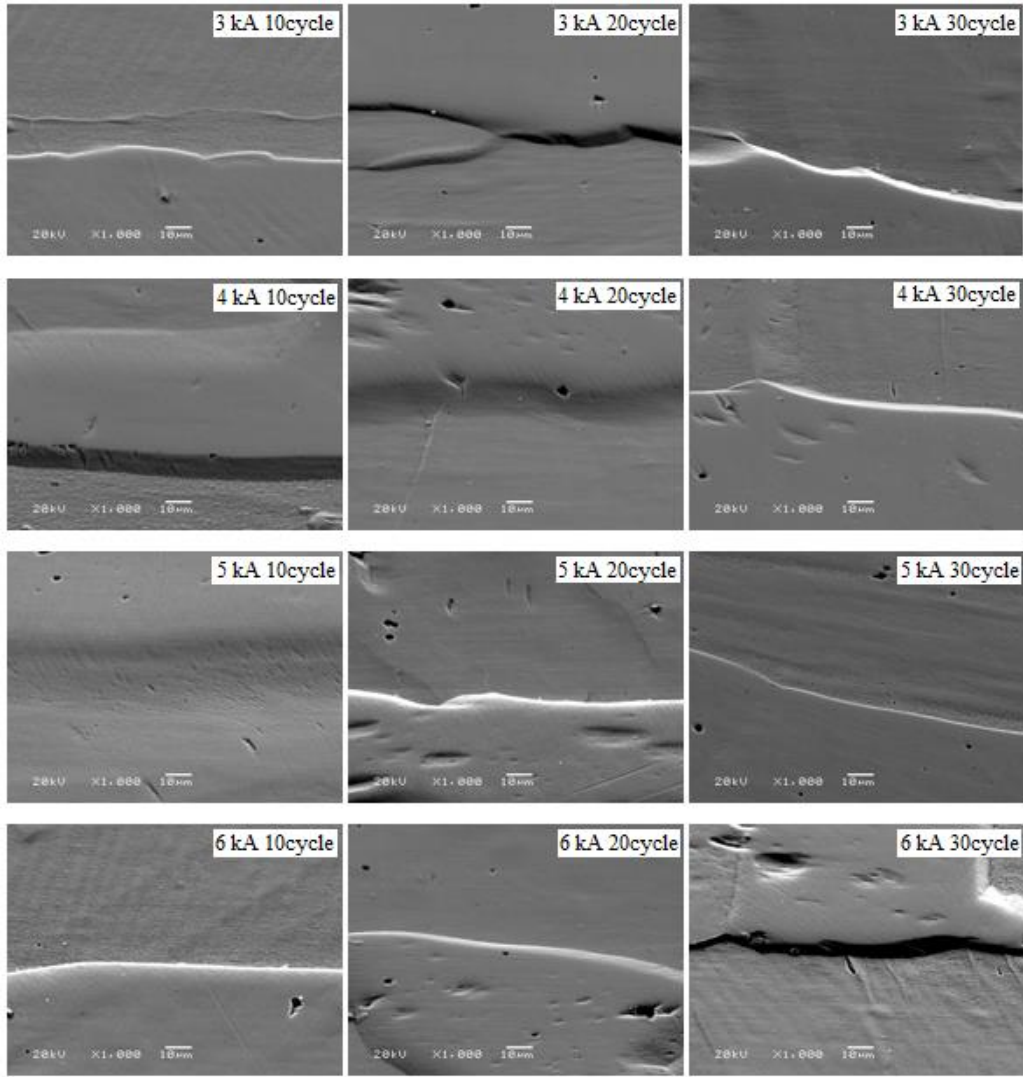
Şekil 4.4. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 5kA ve 6kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları

Şekil 4.3 ve 4.4'te görülen mikro yapı fotoğraflarına göre numunelerin kaynaklarının başarılı şekilde gerçekleştiği ve kaynak çekirdeklerinin fotoğraflarda net şekillerde gözlenebildiği görülmektedir. Şekil 4.3 ve 4.4'te görülen kaynak bölgelerinin kesitlerinde ergime bölgelerinde tanelerin sütunsal şekilde olduğu görülmektedir.



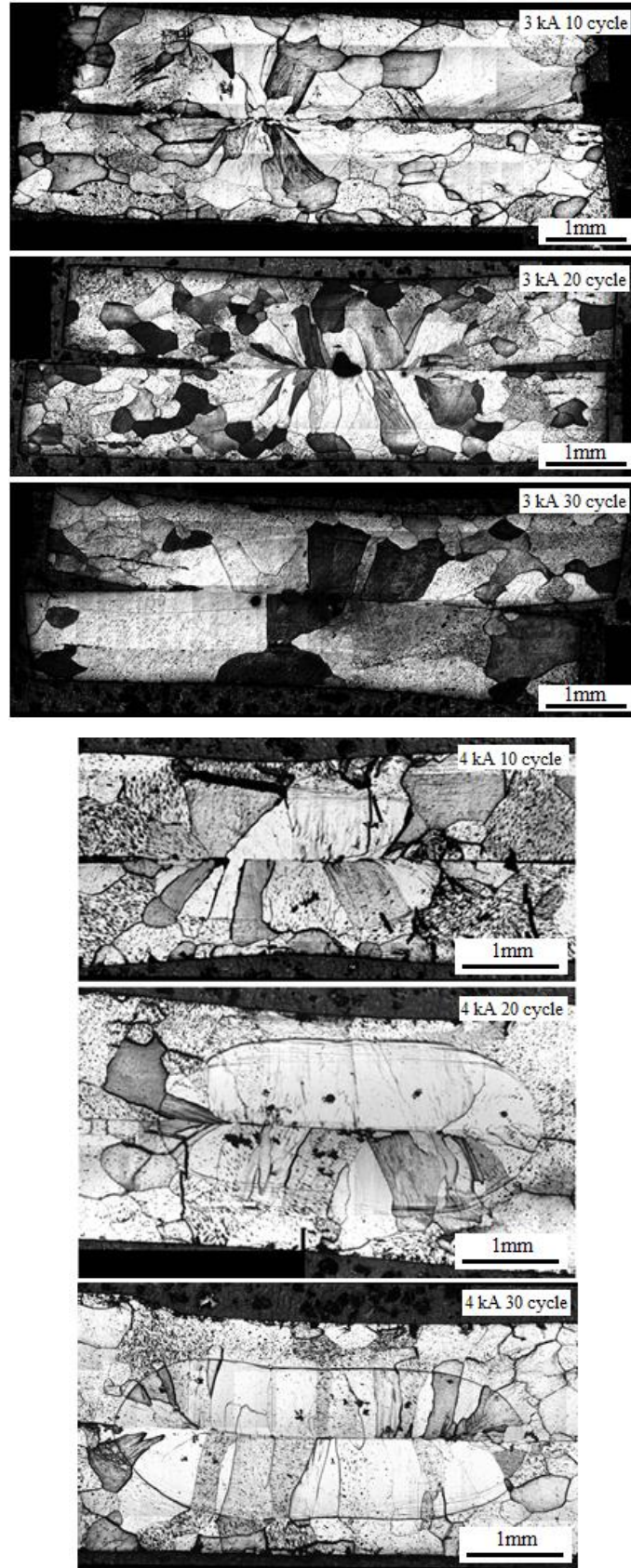
Şekil 4. 5. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin küçük büyütme SEM fotoğrafları

Şekil 4.5'te görülen taramalı elektron mikroskobu fotoğraflarından numunelerin kaynaklanarak başarılı şekilde birleştiği ve numunelerin kaynak arayüzlerinde çekme boşlukları görülmektedir, bu çekme boşlukları 1kN elektrot yükü ile kaynaklanan numunelere göre daha fazladır. Çekme boşlukları net olarak 3kA 10,20,30 periyot, 4kA 10,20 periyot, 6kA 10 periyotlarda görülebilmektedir. Çekme boşlukları sadece kaynak çekirdek bölgesinin içerisinde görülmektedir.

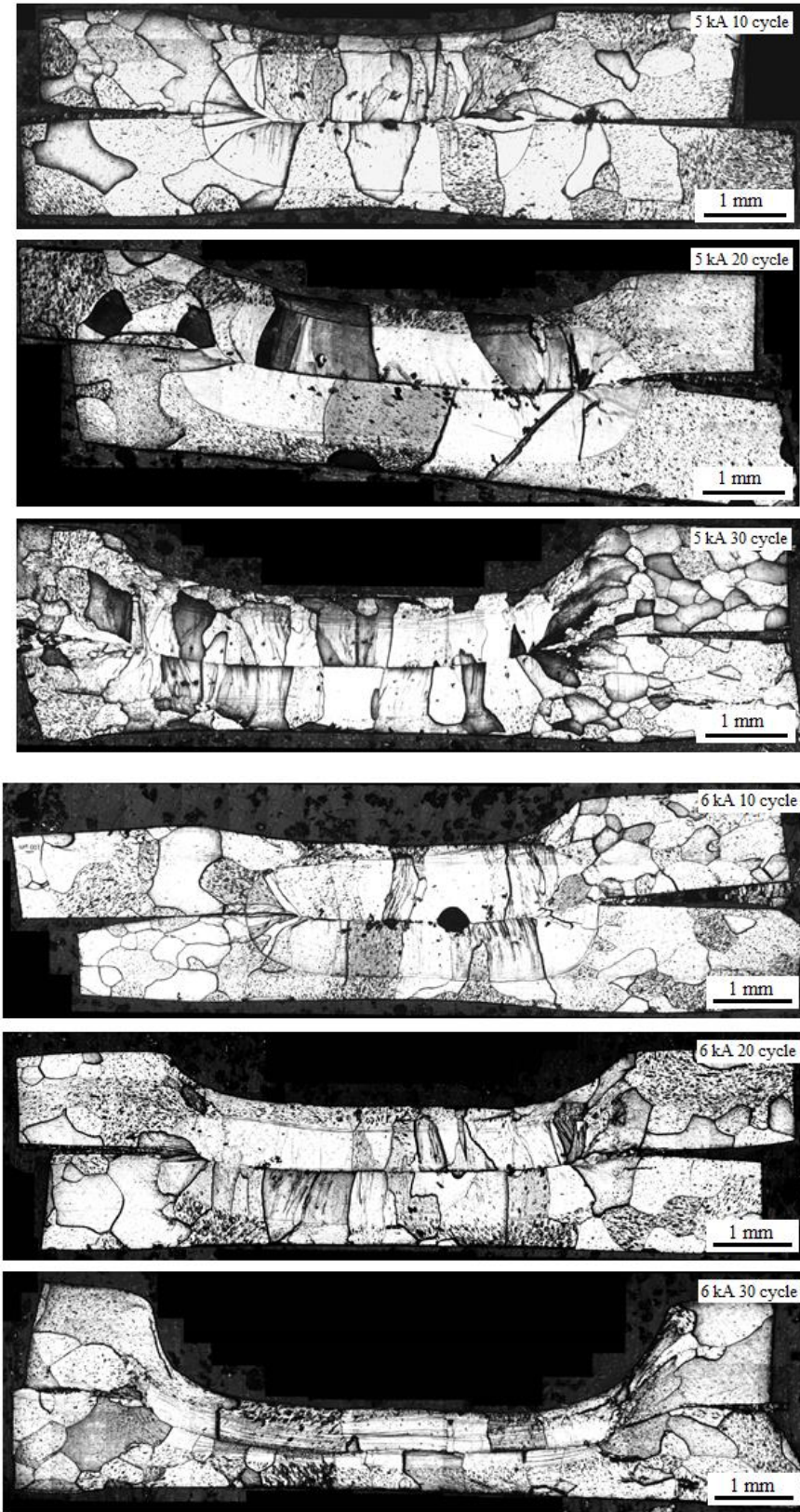


Şekil 4.6. 500N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin büyük büyütme SEM fotoğrafları

Şekil 4.6’da görülen taramalı elektron mikroskobu fotoğraflarında tane sınırları görülmektedir ve yapıda mikro çatlaklara rastlanmamıştır. Yapıda görülen porlar parlatma prosesinden kaynaklıdır.



Şekil 4.7. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 3kA ve 4kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları



Şekil 4.8. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan 5kA ve 6kA'lık numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları

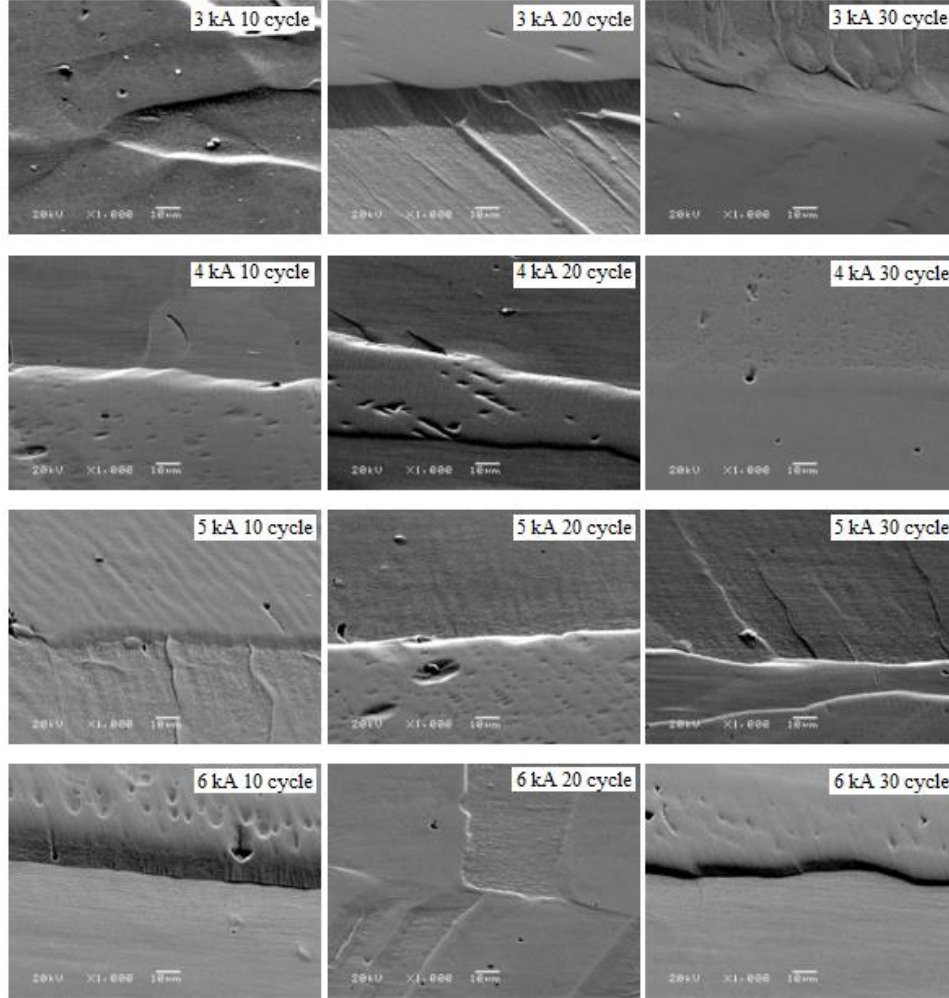
Şekil 4.7 ve 4.8 'de görülen mikro yapı fotoğraflarına göre 500N elektrot kuvveti ile kaynaklanan numunelerde olduğu gibi 1kN elektrot kuvveti ile kaynaklanan numunelerde de kaynak çekirdeği oluşumu görülmektedir ve kaynak çekirdeği de kaynak akımı ve kaynak süresi arttıkça büyümektedir. 500N elektrot yükü ile kaynaklanan numunelerden farklı olarak 6kA 30 periyot ile kaynaklanan numunede kaynak bölgesinin elektrot yükü altında basıldığı görülmektedir.



Şekil 4.9. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin küçük büyütme SEM fotoğrafları

Şekil 4.9'da görülen taramalı elektron mikroskobu fotoğraflarına göre numunelerin bütün kaynak parametrelerinde başarılı şekilde birleştiği görülmektedir. Buna ek olarak kaynak kesitinde çekme boşluklarının 500N elektrot yükü ile kaynaklanan numunelere göre

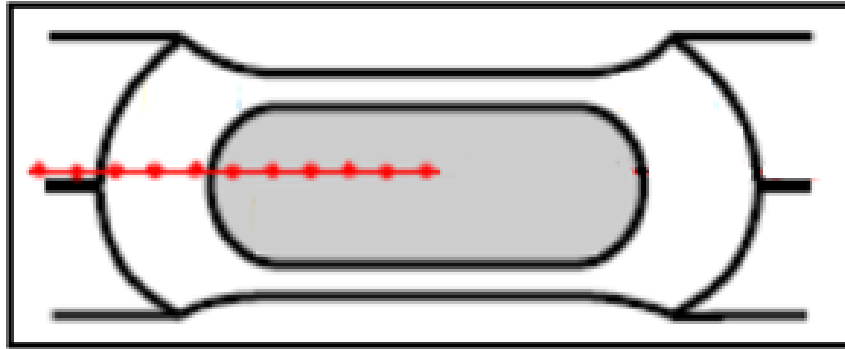
çok daha az olduğu görülmektedir. Buradan yola çıkarak kaynak prosesinde daha fazla elektrot yükü ile çekme boşluklarının giderilebileceği sonucuna varılmaktadır.



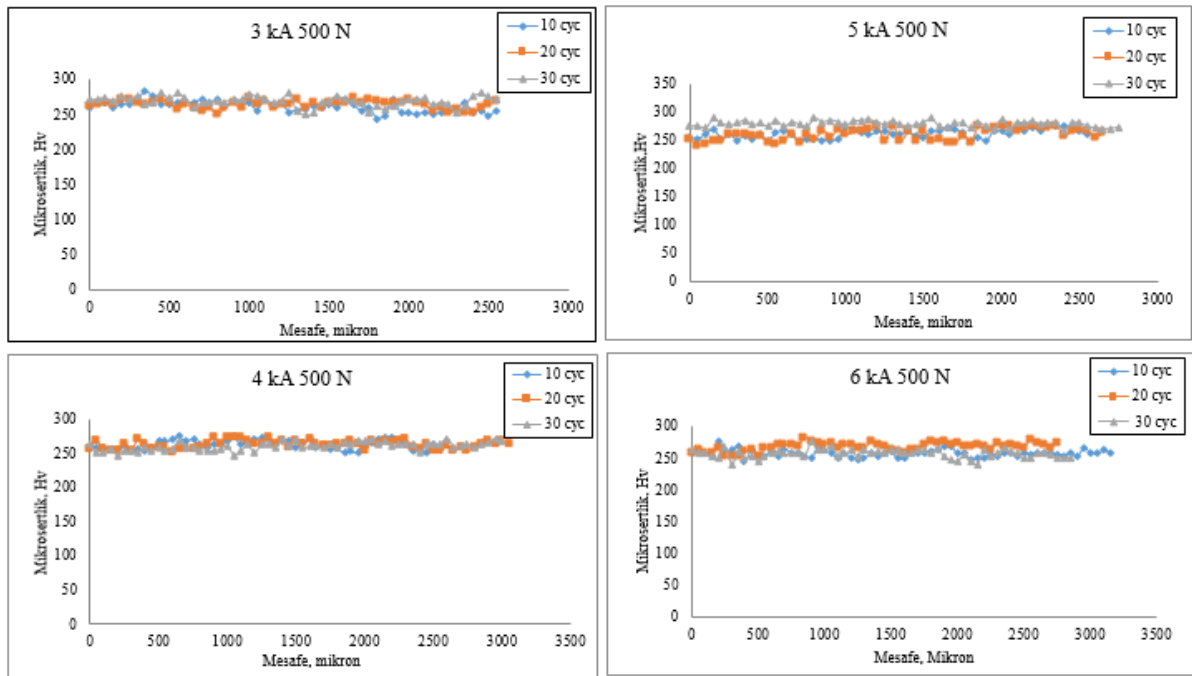
Şekil 4.10. 1000N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin büyük büyütme SEM fotoğrafları

Şekil 4.10'da numunelerin kaynak bölgesindeki taneleri görülmektedir ve kaynak bölgesinden alınan görüntülerde kaynak bölgelerinde mikro çatlakların olmadığı görülmektedir.

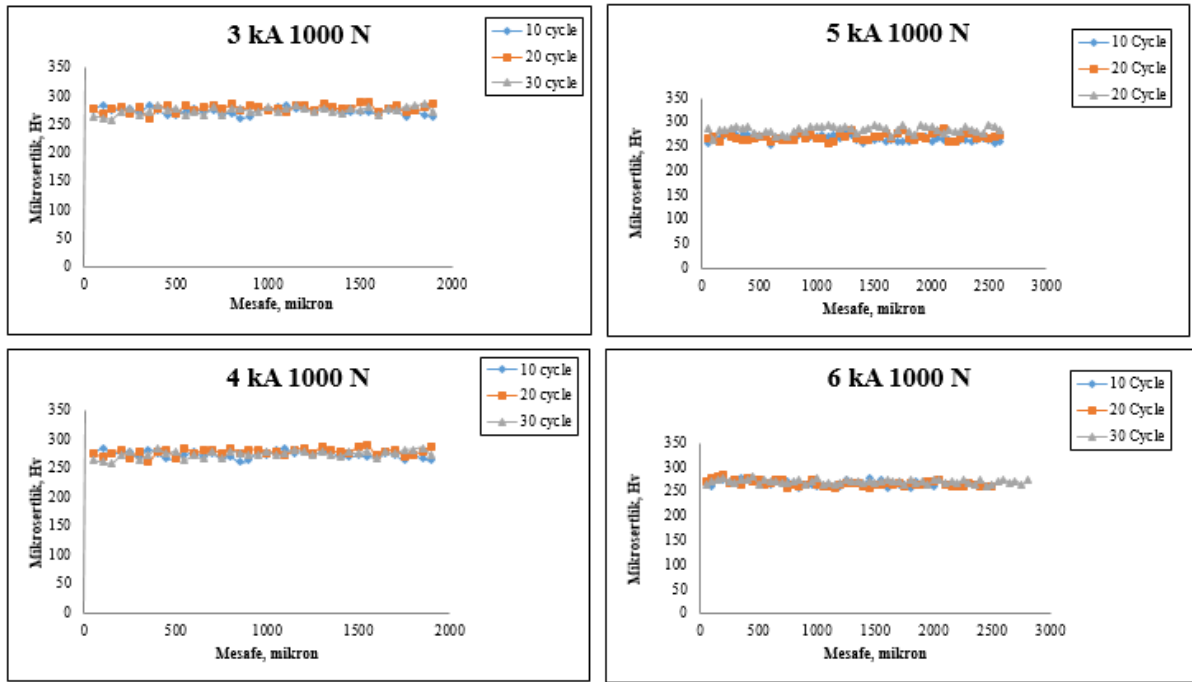
Mikroyapı çalışmaları için hazırlanan numunelerin Şekil 4.11'te şematik olarak gösterildiği gibi kaynak bölgesi merkezinden bir tarafa doğru sertlik değerleri ölçülerek kaynak bölgesi ve ısıdan etkilenen bölgelerdeki sertlik değişimleri gözlenmiş ve şekil 4.12-4.13'te verilmiştir.



Şekil 4.11. Sertlik ölçümlerinin şematik gösterimi



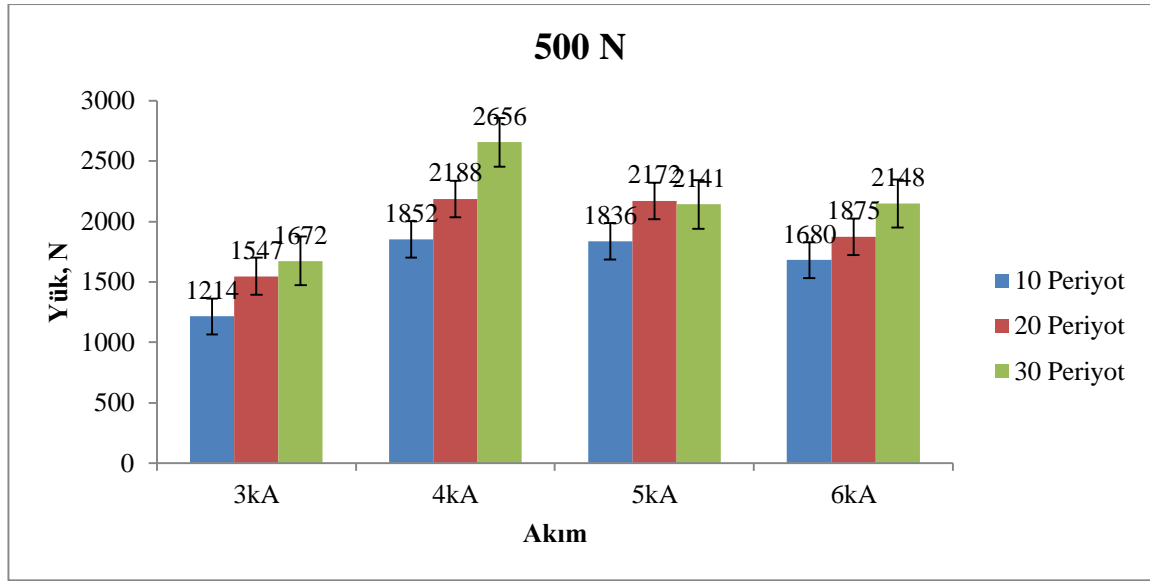
Şekil 4.12. 500 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerde kaynak bölgesi sertlik değerleri



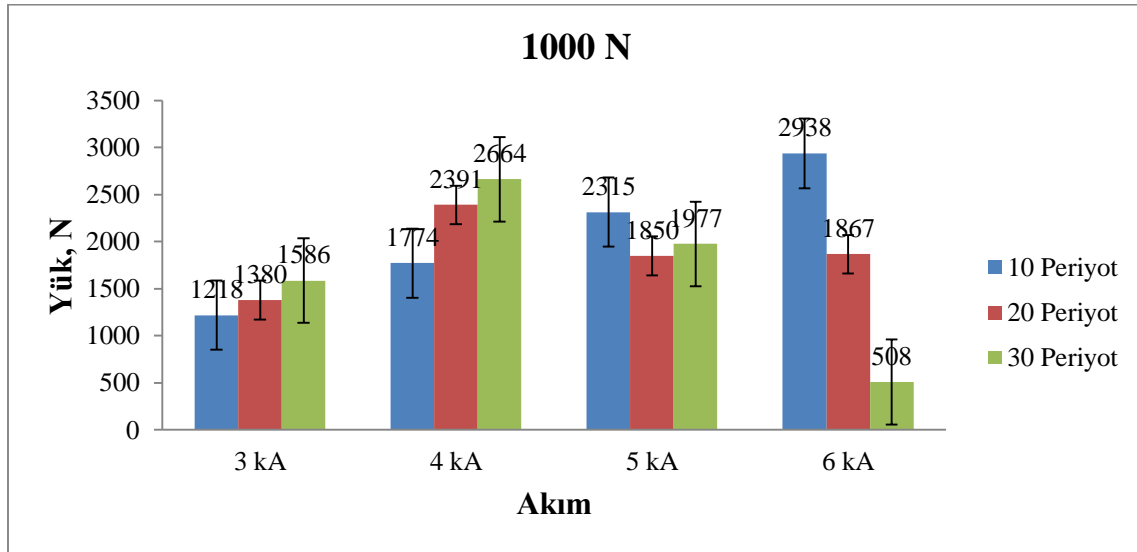
Şekil 4.13. 1000 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerde kaynak bölgesi sertlik değerleri.

Şekil 4.12 ve 4.13'te numunelerin mikro sertlik değerleri görülmektedir. Bu mikro sertlik değerlerinin genellikle 250-280 HV bandında olduğu ve kaynak akımı, kaynak süresi ve elektrot yüküne göre değişmediği gözlenmektedir. Bu durumun sebebi olarak ise kaynak parametrelerindeki değişimler ile malzemenin morfolojisi arasında bir bağlantı olmadığı gösterilebilir.

Kaynaklı numunelerin kaynak ara yüzey mukavemetini belirlemek için Shimadzu AGIS marka çekme-basma cihazı kullanılmıştır. Her bir parametre için üç adet deney tekrarlanmış ve elde edilen değerlerin aritmetik ortalaması alınmıştır. Şekil 4.14 ve Şekil 4.15'te belirlenen yük değerleri verilmiştir.



Şekil 4.14. 500N Basınç ile kaynaklanmış numunelerin makaslama-çekme kuvvet değerleri.

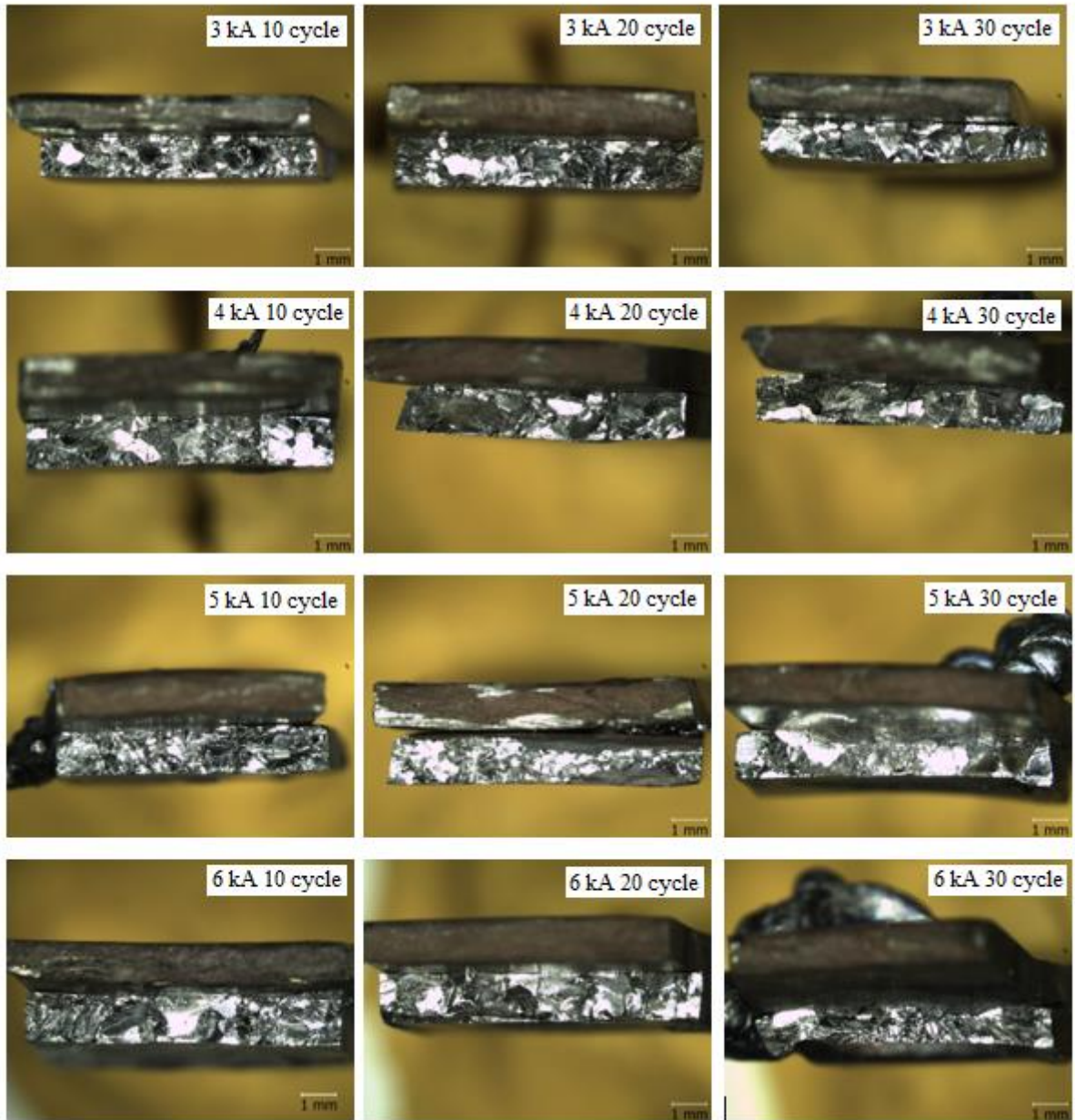


Şekil 4.15. 1000N Basınç ile kaynaklanmış numunelerin makaslama-çekme kuvvet değerleri.

Şekil 4.14 ve 4.15'te numunelerin çekme testi sonuçları görülmektedir. Bu sonuçlara göre 500N elektrot yükü ile kaynaklanan numunelerde kaynak periyotları arttıkça çekme mukavemetinin de arttığı görülmektedir. Bunun yanında kaynak akımlarındaki değişim ele alınacak olursa çekme mukavemeti 4kA kaynak akımında pik yaparak akım arttıkça azalan bir eğilim göstermektedir. 1000N elektrot yükü ile kaynaklanan numuneler incelenecek

olursa 3 ve 4 kA kaynak akımı ile kaynaklanan numuneler 500N elektrot yükü ile kaynaklanan numunelere benzer olarak artan eğilim göstermektedir. Kaynak sürelerine bakacak olursak 3 ve 4 kA alımlarda kaynaklanan numuneler 500N ve 1000N elektrot yükü ile kaynaklanan numunelerde benzer sonuçlar verirken 5 ve 6kA kaynak akımı ile kaynaklanan numunelerde farklı sonuçlar vermektedir. Giriyor 5 ve 6 kA alımlarda kaynaklanan numunelerde akım ve süre arttıkça çekme mukavemetinin azaldığı görülmektedir. Bu durum elektrot yükünün 1000N olduğu durumda yüksek ısı girdisi ile kaynak bölgesinin ergime süresince basılması ve kaynak prosesi tamamlandıktan sonra daha ince bir kesitin oluşmasının sonucudur. Her iki numune için de gerek enerji tasarrufu açısından gerek mukavemet değerleri açısından ideal kaynak parametreleri 4kA kaynak akımı ve gerekli mukavemete göre de periyot değerleri de 10-30 arasında seçilebilir.

Kaynak mukavemetini belirlemek için yapılan çekme-makaslama testi sonrası, kırılan numunelerin kırık yüzeyleri mikroskopla incelenmiş ve makro fotoğrafları şekil 4.16' da verilmiştir.



Şekil 4.16. 1000 N elektrot kuvveti altında kaynaklanan numunelerin kırık yüzeylerinin makro fotoğrafları.

Şekil 4.16'da görülen numune fotoğraflarında kırılma yüzeyleri görülmektedir, bu fotoğraflara göre kırılma tane içinden gerçekleşmiştir ve kırılmanın gevrek olduğu görülmektedir.

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Seçilen tüm kaynak parametreleri için bir birleşme sağlanabilmiştir. Çekme testi sonuçları kaynak parametrelerinin kaynak mukavemetinde etkili olduğunu göstermektedir. Kaynak mukavemetleri incelendiğinde (şekil 4.14, 4.15) kaynak parametrelerinden elektrot sıkıştırma kuvvetinin kaynak mukavemetinde çok fazla etkili olmadığı, ancak kaynak akımı ve süresinin daha fazla etkiye sahip olduğu anlaşılmaktadır. Elektrot sıkıştırma basıncı yüksekken kaynak akımı ve süresinin artması kaynak arayüzeyi sıcaklığının aşırı artmasına neden olduğundan kaynak arayüzey kesitinin azalmasına neden olmakta, bu kesit çok azaldığında ise mukavemetin düşmesiyle sonuçlanmaktadır. 500 N elektrot basıncında 4kA kaynak akımına kadar kaynak arayüzey mukavemeti artmakta kaynak akımının 5 ve 6 kA'ye çıkartılmasıyla mukavemette kayda değer bir değişim olmamaktadır. Kaynak akımı ile birlikte kaynak süresi de mukavemette etkilidir. 500 N elektrot basıncında tüm kaynak akımları için, kaynak süresinin artmasıyla mukavemetin arttığı görülmektedir. Kaynak akımı ile birlikte kaynak süresi de kaynak ara yüzeyinde ulaşılan maksimum sıcaklığı belirlemektedir. Sürenin artması ergimenin de artmasına yol açmakta ve kaynak ara yüzeyinin daha yüksek mukavemete sahip olmasına neden olmaktadır. 1000N elektrot basıncı için de benzer durum söz konusudur. Ancak, elektrot basıncının yüksek olduğu bu şartlarda kaynak süresinin artmasıyla özellikle kaynak ara yüzey sıcaklığının çok arttığı yüksek kaynak akımlarında mukavemet düşmektedir. Çünkü kaynak arayüzey kesiti aşırı derecede daralmaktadır. Bu durum özellikle en uç şartlar olan 1000N elektrot basıncı, 6kA akım ve 30 periyot süre şartları için çok bariz bir şekilde görülmektedir (Şekil 4.14, 4.15).

Kaynak arayüzey mikro sertlik dağılımları incelendiğinde her ne kadar bir termal çevrim olsa da kaynak arayüzey sertliklerinde önemli bir değişimin olmadığı, tüm kaynak şartlarında kaynak arayüzeyi sertliğinin malzemenin kendi sertliği ile aynı olduğu görülmektedir.

Kaynak arayüzey mikroyapıları incelendiğinde tüm kaynak şartlarında bir çekirdek bölgesinin olduğu, bu bölgedeki tane boyutunun da malzemenin kendi tane boyutundan daha büyük olduğu görülmektedir. Üstelik malzemenin kendisi eş eksenli tanelere sahipken, kaynak arayüzeyinde merkezden yüzeye doğru uzanan sütünsal taneler oluşmuştur.

Mikroyapı resimlerinden kaynak süresi arttıkça kaynak arayüzey kalınlığının azaldığı da görülmektedir. Optik mikroyapı fotoğraflarında bazı numunelerin kaynak arayüzeylerinde boşlukların oluştuğu görülmektedir. Bu boşluk oluşumunun kaynak parametreleri ile bir ilişkisi tespit edilememiştir. Boşluk oluşumunun kaynaktan önce numune hazırlama koşullarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tüm kaynaklanan numunelerde kırılma çekirdek bölgesinin sınırından gerçekleşmiştir. Kırılma yüzeylerinin görüntüsünden kırılmanın tane içinden gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Bu durum zaten Fe_3Al metaller arası bileşik için olağan bir durumdur.

Sonuç olarak, bu tez çalışmasında Fe_3Al alaşımı nokta direnç kaynağı ile başarılı bir şekilde birleştirilmiştir. Daha sonraki çalışmalarda, Fe_3Al alaşımı endüstriyel uygulamalar açısından önemi olan farklı malzemelerle nokta direnç kaynağı ile kaynaklanabilirliği araştırılabilir.

KAYNAKLAR DİZİNİ

- Anonim, 2015, <http://www.metaluzmani.com/direnc-kaynaginda-sik-rastlanan-hatalar-ve-nedenleri/> erişim tarihi: 14.03.2019
- Aslanlar S., 2016, Elektrik Direnç Nokta Kaynağı, <http://content.lms.sabis.sakarya.edu.tr/Uploads/71097/42987/1.ednkay.pdf> erişim tarihi: 12.03.2019
- Voyzelle B., 1998 High-temperature deformation behaviour of Fe₃Al Materials Science and Engineering A: 243-248.
- Baksan B., 2014, Kaynak Teknolojisi Ve Metalurjisi yayımlanmamış ders notları, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi.
- Baligheid R. G., 1998, Processing of high carbon Fe₃Al based intermetallic alloy, Intermetallics 6: 765-769
- Baligheid R.G., Prakash U., Radhakrishna A., Rao V. R. (1997). EFFECT OF CARBIDES ON EMBRITTLEMENT OF Fe₃Al BASED INTERMETALLIC ALLOYS, Scripta Materialia 36: 667-671.
- Bystrzycki J., 2006, Hot deformation and processing maps of an Fe₃Al intermetallic alloy, Intermetallics:1231-1237.
- Çelikyürek İ., 2006, Demir Aluminatların Borlanması ve Asınma Özelliklerinin Belirlenmesi, DOKTORA TEZİ: Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Metalurji Fen Bilimleri Enstitüsü Mühendisliği Anabilim Dalı s:13-21.
- Çelikyürek İ., 2011, Microstructure and strength of friction-welded Fe–28Al and 316 L stainless steel, Materials Science and Engineering A: 8530-8536.
- Çakmakkaya M., Güleç S. (2013). Demir Esaslı İntermetalik Malzemelere Paslanmaz Çelik, Çelik ve Alüminyum Saplamların Kondansatör Deşarjlı Saplama Kaynağı ile Birleştirilmesi. Fen Bilimleri Dergisi 13: 1-9.
- DAVID S. A., HORTON J. A., McKAMEY C. G., ZACHARIA T., REED R. W., 1988, Welding of Iron Aluminides, WRC Bulletin 339, 372-381.
- Ensari C., Kayalı S., 1986, Metallere Plastik Şekil Verme İlke Ve Uygulamaları, İTÜ Metalurji Mühendisliği Bölümü.
- Bozdana A.T., 2015, Metal Working Process, <https://slideplayer.com/slide/4828670/> erişim tarihi: 14.03.2019
- Golovin I., 2004, Anelasticity of Fe₃Al intermetallic compounds, Scripta Materialia: 1187-1192.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Gürler R., 2005, Diffusion bonding of iron aluminide Fe₇₂Al₂₈ using a pure iron interlayer, *Intermetallics*: 801-804.
- Hamana D., 2008, Effect of chromium ternary additions on the ordering behaviour in Fe-28 at.% Al alloy, *Materials Chemistry and Physics*: 816-822.
- Hasemann G., 2014, Vacancy strengthening in Fe₃Al iron aluminides, *Intermetallics*: 95-103.
- Lin D., Lin T. L., Shan A., Chen M., 1996, Superplasticity in large-grained Fe,Al alloys, *Intermetallics* 4: 489-496.
- Morris D.G., 1998, Long range order and vacancy properties in Al-rich Fe₃Al and Fe₃Al(Cr) alloys. *Acta Materialia*: 2587-2602.
- Kim B.-M., 2011, Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets. <http://www.j-mst.org>: http://www.j-mst.org/on_line/admin/files/20-j2010-589_1543-1550_.pdf erişim tarihi: 13.03.2019
- Kratochvíl P., 2009, Welds of Fe₃Al-type alloy with hardened structure, *Intermetallics*: 378-380.
- Kumar K.S., 2016, Effect of strain-rate on the deformation response of D03-ordered Fe₃Al, *Acta Materialia*: 909-918.
- Kyoung-Yun K., 2018, Hybrid Nugget Diameter Prediction for Resistance Spot Welding, *Procedia Manufacturing*: 395-402.
- Ma H., 2008, Microstructural characterization of welded zone for Fe₃Al/Q235 fusion-bonded joint, *Materials Chemistry and Physics*: 810-815.
- Ma, H., 2008, Investigation of transformation models of B2 → DO₃ ordered structures for Fe₃Al intermetallic under welding condition. *Materials Letters*, 1953-1956.
- McKamey C.G., Maziazs P.J., 1998 Heat treatment effects for improved creep-rupture resistance of a Fe₃Al-based alloy. *Intermetallics*: 303-314.
- Morris D., 2001, An examination of the influence of strain rate on the stress anomaly in Fe₃Al, *Materials Science and Engineering*: 256-265.
- O.Torun., 2011, Friction welding of cast Fe-28Al alloy, *Intermetallics*: 1076-1079.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Ojha, A., 2015, 08, Shape memory behavior in Fe₃Al-modeling and experiments, https://www.researchgate.net/figure/colour-online-D0-3-lattice-structure-of-Fe-3-Al-showing-a-1-1-01-1-1-slip-system_fig1_281145306 erişim tarihi: 13.03.2019
- Özer M., KAYA H., UÇAR M., (tarih yok), Çift Fazlı Çelikler ve Nokta Direnç Kaynağı Uygulamaları. <http://www.metaldunyasi.com.tr/tr/arsiv/2015/23/cift-fazli-celikler-ve-nokta-direnc-kaynagi-uygulamaları.html>, erişim tarihi:10 09, 2018
- Özcan A. G., Peşeli V., Yöntem O., 2018, Yüksek mukavemetli çelik sacların kaynaklanabilirliği ve direnç spot kaynağı parametrelerinin taguchi metoduyla optimizasyonu, <http://dergipark.gov.tr/download/article-file/555611>, erişim tarihi: 14.03.2019
- Özdemir Ö., 2017, İNTERMETALİK MALZEMELER(DERS NOTLARI), <https://docplayer.biz.tr/40531902-Intermetalik-malzemeler-doc-dr-ozkan-ozdemir-ders-notlari.html>, erişim tarihi: 11.03.2019.
- Palm M., 2016, Microstructures, mechanical properties and oxidation behaviour of single-phase Fe₃Al (DO₃) and two-phase α-Fe,Al (A2) + Fe₃Al (D03) Fe-Al-V alloys, Intermetallics: 58-66.
- Pan Z., 2016, In-depth study of the mechanical properties for Fe₃Al based iron aluminide fabricated using the wire-arc additive manufacturing process, Materials Science and Engineering A: 118-126.
- Parakasan N., 2013, INTERMETALLICS, <https://www.slideshare.net/N.Prakasan/intermetallics> adresinden alındı erişim tarihi: 13.03.2019
- Pesicka J., 2002, The relation between the shape of the stress anomaly and the structure of Fe₃Al alloys, Intermetallics: 717–722.
- Pint B., 2008, Effect of Fe–Al substrate mechanical properties on alumina scale morphology, Materials Science and Engineering A: 224–230.
- Pinto H., 2007, Fe-Al Phase Diagram, https://www.researchgate.net/figure/Fe-Al-Phase-Diagram-4_fig1_27424417, erişim tarihi: 16.04.2019
- Raabe D., Iron Aluminides <http://www.dierk-raabe.com/iron-aluminides/> erişim tarihi:15.04.2019
- Raabe D., Keichel J., 1995, Development of the microstructure and crystallographic texture during annealing of a rolled polycrystalline Fe₃Al alloy, Materials Science and Engineering A: 208-216.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Stein F., 2003, Flow stress anomaly and order–disorder transitions in Fe₃Al-based Fe–Al–Ti–X alloys with X=V, Cr, Nb, or Mo, <https://ars.els-cdn.com/content/image/1-s2.0-S0966979502001875-gr6.gif> erişim tarihi: 12.03.2019
- Stiegler J. O., Liu C.T., 1999, Aluminium and Aluminium alloys, Metals Handbook: 913-942.
- Threadgill P., 2002, Rotary friction welding of an Fe₃Al based ODS alloy, Materials Science and Engineering A: 756-762.
- Wang H.-P., Wang M., 2017, Characterization of intermetallic compound at the interfaces of Al- steel resistance spot welds, Journal of Materials Processing Technology: 12-23.
- Wu S.K., 2010, Infrared brazing Fe₃Al intermetallics using the Cu filler metal, Intermetallics: 422-428.
- Wan X. , 2014, Welding Defects Occurrence and Their Effects on Weld Quality in Resistance Spot Welding of AHSS Steel, ISIJ International Vol. 54: 1883-1889.
- Wang J., 2005, Interface characteristics in diffusion bonding of Fe₃Al with Cr18-Ni8 stainless steel, Journal of Colloid and Interface Science: 201–205.
- Xia Y., Liu C. T., 1997, STRAIN RATE SENSITIVITY OF DUCTILITY IN A Fe-28Al ALLOY UNDER TENSILE IMPACT, Scripta Materialia Vol 37: 1243-1248.