

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AISI 1030 ÇELİK YÜZEYİNE GTA KAYNAK
YÖNTEMİYLE Ni_3Al İNTERMETALİK BİLEŞİĞİNİN
KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Adil KÜÇÜKARSLAN

Yükseklisans Tezi
Metalürji Eğitimi Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ
HAZİRAN-2015

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AISI 1030 ÇELİK YÜZEYİNE GTA KAYNAK YÖNTEMİYLE NİBAI
İNTERMETALİK BİLEŞİĞİNİN KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Adil KÜÇÜKARSLAN

(091122112)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 14 Mayıs 2015

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ
Diğer Jüri Üyeleri: Prof. Dr. Sedat KOLUKISA
Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN

(F.Ü) 
(Tunceli Ü) 
(F.Ü) 

ÖNSÖZ

Bu tezi hazırlamamda bana yardımcı olan ve tez çalışmalarım süresince, bana vaktini ayırıp yol gösteren, çalışmaların sonuçlanması için benimle yakından ilgilenen değerli hocam Prof. Dr. Nuri ORHAN'a ve Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ'ne teşekkürü bir borç bilirim.

Adil KÜÇÜKARSLAN
ELAZIĞ-2015

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	II
İÇİNDEKİLER	III
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER LİSTESİ	IX
TABLolar LİSTESİ	XI
1. GİRİŞ	1
2. KARBONLU ÇELİKLER	4
2.1. Düşük Karbonlu Çelikler	4
2.2. Orta Karbonlu Çelikler	4
2.3. Yüksek Karbonlu Çelikler	5
2.4. Karbonlu Çeliklerin Kullanım Alanları ve Özellikleri	5
2.5. Çeliklerin Standartları	6
3. ALUMİNİDLER	7
3.1. Giriş	7
3.2. Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler	10
3.2.1. Nikel aluminidler	10
3.2.1.1. Ni ₃ Al	13
3.2.1.2. NiAl	14
3.2.2. Titanyum aluminidler	15
3.2.2.1. Ti ₃ Al	18
3.2.2.2. TiAl	20
3.2.3. Demir Aluminidler	20
3.2.3.1. Fe ₃ Al	21
3.2.3.2. FeAl	23
3.3. TiNi	24
3.4. Nikel Alüminatların Reaktif İşlenmesi	26
3.4.1. Basınçsız reaksiyon sentezlemesi	26
3.4.2. Tozların parçacık boyutu ve birbiriyle bağlantısı	27
3.4.3. Parçacıklar arası katı hal difüzyonu	28
3.4.4. Isıtma Oranı	29

3.4.5.	Atmosfer.....	29
3.4.6.	Ateşleme sıcaklığı ve yeşil (yaş) yoğunluk.....	29
3.4.7.	Alaşım elemanları ilavesinin etkisi.....	30
4.	YÜZEY SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ.....	31
4.1	Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri.....	33
4.1.1	Fırında Sertleştirme.....	33
4.1.2	Alevle Yüzey Sertleştirme	34
4.1.3	Endüksiyonla Yüzey Sertleştirme	35
4.1.4	Lazerle Yüzey Sertleştirme	35
4.2.	Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri.....	36
4.2.1.	Karbürleme.....	37
4.2.1.1.	Toz ile Karbürleme	38
4.2.1.2	Tuz Banyosunda Karbürleme.....	38
4.2.1.3	Gaz Atmosferinde Karbürleme.....	39
4.2.1.4.	Plazma Yöntemiyle Karbürleme	39
4.2.2.	Karbonitrürleme.....	40
4.2.2.1.	Plazmayla Karbonitrürleme.....	41
4.2.3.	Nitrürleme	41
4.2.3.1.	Gaz Nitrürleme Yöntemi.....	42
4.2.3.2.	Tuz Banyosunda Nitrürleme	44
4.2.3.3.	Plazma (iyon) Nitrürleme.....	45
4.2.4.	Borlama	46
4.2.5.	İyon İmplantasyonu	47
5.	YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ	48
5.1.	Buhar Fazı Yöntemleri.....	48
5.1.1.	Kimyasal Buhar Depolama Yöntemiyle (CVD) Kaplama Yöntemi	48
5.1.2.	Fiziksel Buhar Depolama Yöntemiyle (PVD) Kaplama Yöntemi	49
5.2.	Sol-Jel Yöntemi	51
5.3.	Elektrolitik Krom Kaplama	52
5.4.	Ergimi veya Yan Ergimi Fazdan Kaplama	52
5.4.1.	Isıl Püskürtme (Termal Sprey)	52

5.4.1.1.	Alevle Püskürtme	53
5.4.1.2.	Plazma Jeti ile Püskürtme	55
5.4.1.3.	Patlamalı Püskürtme	56
5.4.1.4.	Elektrik Arkı ile Püskürtme.....	56
5.4.1.5.	Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme	56
5.5.	Ergitme Yöntemleri	57
5.5.1.	Lazer Kaynağı (LA).....	58
5.5.2.	Elektron ışın Kaynağı (EIK)	60
5.5.3.	Tozaltı Kaynağı (TA).....	62
5.5.4.	Gaz Tungsten Ark (GTA veya GTA) Kaynağı	64
5.5.5.	Plazma Ark Kaynağı (PA)	66
6.	LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	69
6.1.	Literatür Araştırmasının Değerlendirilmesi	69
7.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	77
7.1.	Çalışmanın Amacı	77
7.2.	Malzeme ve Yöntem.....	77
7.3.	Mikroyapı İncelemeleri.....	81
7.3.1.	Kaplama Tabakasının Nüfuziyet Oranının Belirlenmesi.....	82
7.4.	Makrosertlik ve Mikrosertlik Ölçümleri	82
7.5.	Kaplamaların SEM-EDS ve X-Ray Analizleri.....	83
8.	SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	84
8.1.	Kaplamaların Mikrosertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	84
8.2.	Kaplamaların Ara Yüzeyinden Alınan SEM Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi.....	86
8.3.	Kaplama Tabakasından Alınan EDS ve XRD Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi.....	87
9.	GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	91
9.1.	Genel Sonuçlar	91
9.2.	Öneriler	92
	KAYNAKLAR.....	93
	ÖZGEÇMİŞ	103

ÖZET

Bu çalışmada, AISI 1030 Çelik malzemesine GTA kaynak yöntemiyle Ni_3Al tozu kaplanarak elde edilen malzemelerin mikro yapılarına ve mikro sertlik değerlerine üretim parametrelerinin etkileri araştırılmıştır.

Deneysel çalışmada; kaynak akım şiddeti değişken parametreler olarak seçilmiştir. Yüzeyi kaplanmış malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla numunelere mikrosertlik testleri uygulanmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda; GTA kaynak yöntemi ile yapılan kaplamada, kaynak akım şiddeti değişken parametrelerinden en uygun olanının belirlenmesi amaçlanmıştır.

Bu çalışmanın birinci bölümünde konuya giriş yapılmıştır. İkinci bölümde karbonlu çelikler tanıtılmıştır. Üçüncü bölümde metallerarası bileşikler hakkında bilgi verilmiştir. Dördüncü bölümde Alüminyum esaslı intermetalik bileşikler hakkında bilgi verilmiştir. Beşinci bölümde Nikel Alüminyum İntermetalik fazların oluşum mekanizması hakkında bilgi verilmiştir. Altıncı bölümde Nikel Alüminatların reaktif işlenmesi hakkında bilgi verilmiştir. Yedinci bölümde Nikel Alüminid kaplamaların termodinamiği hakkında bilgi verilmiştir. Sekizinci bölümde deneysel çalışmalar detaylı olarak incelenirken, deney sonuçları irdelenmiştir. Dokuzuncu son bölümde çalışma sonunda elde edilen genel sonuçlar değerlendirilmiştir.

Anahtar Kelimeler: AISI 1030, Ni_3Al , GTA, Kaplama, İntermetalikler.

SUMMARY

INVESTIGATION OF SURFACE COATING Ni_3Al INTERMETALIC COMPOUND ON THE AISI 1030 STEEL BY USING GTA WELDING METHOD

In this study, AISI 1030 steel GTA welding method were investigated Ni_3Al powder coating material from the micro-structures and micro-hardness values of the production parameters of the materials.

In experimental study; welding current were selected as variable parameters. Microhardness tests were applied to the coated samples in order to determine the mechanical properties of materials.

As a result of studies; the coating with GTA welding process, the variable parameters of welding current to be used as a coating material to determine the most appropriate one.

In the first part of this study is made of an introduction. In the second part of austenitic stainless steels is presented to stainless steels. The third section provides information on compounds to metals. The fourth chapter provides information on aluminum-based intermetallic compounds. In the fifth chapter provides information on the formation mechanism of nickel-aluminum intermetallic phases. The sixth chapter provides information on the processing of nickel-reactive aluminates. Nickel aluminide coatings are given information about the thermodynamics of the seventh chapter. Experimental studies are examined in detail in the eighth section, which were analyzed experimental results. Working at the end of the last section is obtained the ninth overall results.

Keywords: AISI 1030, Ni_3Al , GTA, Coating, Intermetallics.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 3.1. Ni-Al ikili faz diyagramı	11
Şekil 3.2. Nikel ve Alüminyum aluminidlerin kristal kafes yapıları.....	12
Şekil 3.3. Ni ₃ Al kristal yapısı (a) Ni, (b) Al	13
Şekil 3.4 NiAl B2 kristal yapısı (a) Ni, (b) Al.	15
Şekil 3.5. Ti-Al ikili denge diyagramı	16
Şekil 3. 6 Titanyum aluminidlerin kristal yapıları (a) L10 (x) Ti, (y) Al , (b) DO19 (x) Ti, (y) Al.....	17
Şekil 3.7. Ti-Al yapılarda kristal kafes yapıları ve atomların yerleşim düzenleri.....	18
Şekil 3.8 .Ti ₃ Al aluminidlerin kristal yapısı (a) Ti, (b) Al.	19
Şekil 3.9 Fe-Al ikili denge diyagramı.....	22
Şekil 3.10 Fe ₃ Al alarımının (DO ₃) yapısı (a) Fe, (b) Al)	22
Şekil 3.11 Ti-Ni faz denge diyagramı.....	24
Şekil 4.1 modern yüzey modifikasyon yöntemleri.....	32
Şekil 4. 2 Alevle yüzey sertleştirme işleminin prensip şeması.....	34
Şekil 4.3. Endüksiyonla yüzey sertleştirmesinin şematik resmi	35
Şekil 4.4. Lazer sisteminin şematik resmi.....	36
Şekil 4.5. Bazı kaplama ve yüzey sertleştirme yöntemlerinin tabaka kalınlığı ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki.....	37
Şekil 4.6 Fe-N faz diyagramı	42
Şekil 4.7 Gaz nitürleme yönteminin akış şeması.....	43
Şekil 4.8 Gaz nitürleme yönteminin şematik görünüşü.....	43
Şekil 4.9. Fe-N sisteminde atomik yoğunluklar	44
Şekil 4.10. Tuz banyosunda nitürleme yönteminin akış şeması	45
Şekil 5.1. CVD sistemi.....	49
Şekil 5.2 . Demir oksit hazırlamak için PVD üretim sisteminin prensip şeması	50
Şekil 5.3 Püskürtme mekanizmasının şematik gösterimi	50
Şekil 5. 4. Isıl püskürtme tabakası oluşumu.....	53
Şekil 5. 5. Toz ile alev püskürtme.....	54
Şekil 5. 6. Tel ile alev püskürtme	54
Şekil 5.7. Plazma ile püskürtme	55
Şekil 5.8. Patlamalı püskürtme yöntemi	56

Şekil 5.9. HVOF püskürtmenin prensip şeması	57
Şekil 5.10. Nd: YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi	59
Şekil 5.11. LA yöntemi kullanılarak yapılan kaplamanın şematik resmi	60
Şekil 5. 12. Elektron ışın kaynağının şematiği.....	62
Şekil 5.13. Tozaltı kaynak yönteminin prensip şeması	62
Şekil 5. 14.Tozaltı kaynağıyla oluşan kaynak banyosu	63
Şekil 5. 15 .İkili elektrotlu yandan metal toz ilaveli tozaltı kaynağı sistemi	64
Şekil 5. 16. Gaz tungsten ark kaynağının prensip mekanizma resmi	65
Şekil 5. 17. Gaz-tungsten ark kaynağı için akım tipleri karakteristikleri	66
Şekil 5.18. Plazma kaynak aparatı.....	67
Şekil 5. 19. GTA (GTA) arkı ile Plazma arklarının karşılaştırılması.....	68
Şekil 7.1 AISI 1030 çeliğin kaplama öncesi resmi.....	78
Şekil 7.2 GTA kaynak donanımı prensip şeması	79
Şekil 7.3 GTA kaynak donanım resmi.....	79
Şekil 7 4 GTA kaynak torcunun yapısı.....	80
Şekil 7.5 GTA kaplamanın şematik resmi	80
Şekil 7.6 GTA kaynak yöntemiyle kaplama yapılan Ni ₃ Al tozunun makro görüntüsü.....	81
Şekil 7.7 Mikroyapı inceleme numunesi	81
Şekil 7.8 Kaplama numunesinde nüfuziyet oranının tespiti	82
Şekil 7.9 Makrosertlik ölçüm numunesi	82
Şekil 7. 10 Mikrosertlik ölçüm numunesi.....	83
Şekil 8. 1 S1 nolu numunenin mikrosertlik grafiği	85
Şekil 8.2 S2 nolu numunenin mikrosertlik grafiği	85
Şekil 8.3 Ni ₃ Al kaplanan S1 no'lu numuneye ait SEM fotoğrafları	86
Şekil 8. 4 Ni ₃ Al kaplanan S2 no'lu numuneye ait SEM fotoğrafları	87
Şekil 8. 5 S1 No'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafları	88
Şekil 8. 6 S2 no'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafları	89
Şekil 8. 7 Ni ₃ Al Kaplama Tabakalarının X-Ray Analizi.....	90
Şekil 8. 8 Ni-Al ikili faz diyagramı	90

TABLÖLER LİSTESİ

Tablo 2.1	Karbonlu çeliklerin kullanım alanları ve özellikleri.....	5
Tablo 2.2.	Karbonlu Çeliklerin Standartları	6
Tablo 3.1.	İntermetalik malzemelerin mikro yapısal kontrolü ile tokluk değerleri	8
Tablo 3.2.	Nikel, Demir ve Titanyum aluminidlerin özellikleri	9
Tablo 3.3.	NiAl ve Ni ₃ Al bileşiklerinin bazı fiziksel özellikleri.....	12
Tablo 3.4	Ti aluminidlerin, Ti-esaslı geleneksel alaşımların ve Ni-esaslı süperalaşımların özellikleri.....	17
Tablo 3.5.	Ti-Ni kristalografik tablosu.....	25
Tablo 7. 1	AISI 1030 çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu	78
Tablo 7. 2	Çalışmada kullanılan numunelerin özellikleri	78
Tablo 7. 3	GTA kaynak parametreleri.....	81
Tablo 8. 1	S1 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları	88
Tablo 8. 2	S2 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları	89

1. GİRİŞ

20. yüz yılda tedarikçi firmalar demir ve çelik sektöründen üstün özelliklere sahip malzeme talep etmektedir. Korozyon ve aşınma direnci, sertlik, tokluk, yorulma ve yaşlanma direnci istenilen özellikler olmaktadır. Üstün özelliğe sahip bu malzemeler otomotiv, beyaz eşya, meşrubat ve uçak sanayinde yoğun bir şekilde kullanılmaktadır. Kaplama işlemi bu koşullar altında ön plana çıkmıştır. Günümüzde yaygın olarak bilinen kaplama çeşitleri; galvanizleme (daldırma yoluyla), akımsız ve akımlı (elektroliz) kaplama olmaktadır.

Teknolojinin hızlı bir şekilde ilerlemesinin sonucu olarak ağırlaşan çalışma koşullarında kullanılan makine yapı elemanları ve malzemeler; özellikle aşınma, korozyon, yorulma, oksidasyon ve yüksek sıcaklığa dayanım konularındaki talepleri tam olarak karşılayamamaktadır. Metal ve alaşımlarının üretiminde kullanılan hammadde rezervlerinin gün geçtikçe azalması ve artan maliyetler ile aşınma ve korozyonun neden olduğu büyük ekonomik kayıplar, alternatif malzeme arayışını hızlandırmış ve dikkatler süper alaşım, kompozit, sermet ve seramik gibi malzeme grupları üzerine yoğunlaşmıştır. Bu malzemelerin kullanım açısından çeşitli problemlerle karşı karşıya kalması nedeniyle, metal ve alaşımları ile birlikte kullanımı gündeme gelmiştir. Bu birliktelik, metal ve alaşımdan yapılmış bir altlık malzeme yüzeyine, ince ve koruyucu değeri yüksek bir tabaka üretilmesiyle yani kaplanmasıyla gerçekleştirilmiştir. Üretilen parçanın ömrünü ve kalitesini arttırmak, çalışma ortamının olumsuz koşullarının etkisini azaltmak ve bazı mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla çeşitli mekanik ve metalik olmayan kaplama yöntemleri geliştirilmiştir. Son yıllarda yapılan çalışmalar; mükemmel oksidasyon ve korozyon direnci, yüksek sürünme mukavemeti, düşük yoğunluk, yüksek ergime noktası gibi özelliklerinden dolayı yüksek sıcaklık uygulamaları için düşünülen intermetalik kaplamalar üzerine yoğunlaşmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamaları için oldukça elverişli olan nikel alüminidler intermetaliklerin bilinen özelliklerinin dışında yüksek mukavemet, düşük yoğunluk ve oksitleyici ortamda yüzeylerinde oluşan koruyucu alümina (Al_2O_3) tabakası ile ilgi çekmektedir [1-8]. Genel anlamda bu kaplamaları oluşturmak için kutu sementasyon, sıcak daldırma difüzyon kaplama, termal sprey kaplama, plazma iyon kaplama ve elektrik akımı destekli sinterleme gibi çeşitli kaplama teknikleri kullanılmaktadır. Toz metalurjisine alternatif bir yaklaşım olan elektrik akımı destekli

sinterleme ECAS (Electric Current Activated/Assisted Sintering) tekniği, ön şekillendirme işlemine tabii tutulmuş veya tutulmamış tozların kalıp içerisine yerleştirilerek mekanik basınç ile beraber elektrik akımının uygulanması ve neticesinde elektrik akımının meydana getirdiği ısı ile beraber tozların sentezlenmesi prensibine dayanmaktadır. Bu yöntem geleneksel sinterleme metotları ile karşılaştırıldığında; daha yüksek ısıtma hızı, daha düşük sinterleme sıcaklığı, daha kısa işlem süresi, zor sinterlenen tozların sentezlenmesi, yardımcı sinterleme ekipmanlarının azlığı, kontrollü bir atmosfere ve soğuk preslemeye ihtiyaın duyulmaması gibi stnlkler sağlamaktadır. Özellikle, düşük sıcaklık ve daha kısa işlem süresi sayesinde küçük tane boyutuna sahip, teorik yoğunluğa yakın malzemelerin üretimi ve nano boyuttaki yarı kararlı tozların sinterlenmesi gerçekleştirilmektedir. Nispeten kısa faz dönüşüm süresi, başlangıç malzemelerinde arzu edilmeyen reaksiyonların oluşmasını ve istenmeyen faz dönüşümlerinin gerçekleşmesini önlemekte ve malzemelerin üniform bir şekilde tamamen sinterlenmesini sağlamaktadır. Ayrıca yardımcı ekipman gereksiniminin azlığı nedeniyle ilk yatırım maliyeti düşük ve malzeme kaybını azaltması sebebiyle de ekonomik bir yöntemdir.

Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemelerin yüksek oksitlenme, sürünme direnci ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmaları arzu edilir. Bu zelliklerin mükemmel bir kombinasyonuna sahip Ni-Al intermetalikleri, yüksek sıcaklık uygulamaları ve kaplama işlemleri için umut vaat eden malzeme olmasına karşın, gevrekliklerinden dolayı şekillendirilmeleri oldukça zordur. Ni-Al ikili faz diyagramında Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , $NiAl$, Ni_3Al intermetalik bileşikleri mevcuttur. Bu intermetalik bileşiklerden nikelce zengin $NiAl$ ve Ni_3Al , sistemin en kararlı yapılarıdır. Ayrıca yüksek ergime noktasına, oldukça düşük yoğunluğa, iyi mukavemet özelliklerine ve yüksek sıcaklıklarda korozyon ve oksidasyon direncine sahiptirler [1]. İntermetalik bileşikler, kritik düzenlenme sıcaklığında ($T_c < 700^\circ C$) uzun mesafede düzenli kristal yapılardan oluşan metalik bağlı bir malzeme sınıfıdır [2].

İntermetalik bileşiklerin yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun özelliklere sahip olması, yeni nesil malzemelerin geliştirilip araştırılmasını zorunlu hale getirmiştir. Bu gelişmelerin sonucunda araştırmalar geleneksel uygulamalardan intermetalik uygulamalara kaymıştır [3]. İntermetalikler üzerinde yapılan araştırmalar, 1960'ların başlarından itibaren ağırlıklı olarak incelenip üzerinde çalışılmaya başlanmıştır. Fakat intermetaliklerin yüksek sürünme hızı ve ısıl kararlılık gibi negatif özellikleri kullanım alanlarına sınırlandırma getirmiştir. Aoki ve Izumi Ni_3Al 'e az miktarda Bor ilavesiyle sünekliğin

iyileştirilebileceğini ortaya koymuştur [4]. Alışıl gelmiş intermetaliklerin (Ti_3Al , $TiAl$, Ni_3Al ve $NiAl$ fazları) dışında, yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilen, çok fazla yaygın olmayan birtakım intermetalik malzemeler de ümit vaat etmektedir. Bu yaygın olmayan intermetaliklerin kırılma eğilimi olan meyilleri, kullanım alanlarının kısıtlanmasına sebep olmaktadır. Kırılma eğiliminin muhtemel nedenleri; yetersiz kayma sistemi, yüksek enerjili tane sınırları, düşük yüzey enerjisi, deformasyon sertleşmesi gibi faktörler olarak sıralanabilir[5,6].

İntermetalikler farklı metallerin bileşimi şeklinde oluşur ve kristal yapıları kendisini oluşturan metallerden farklıdır. En başarılı iki yapısal intermetalik içeren Ni ve Al en önemli intermetalik malzeme grubudur. Yapısal uygulamalar için yüksek performanslı malzeme gelişimi de göstermektedir. Bu aşamada, alüminidler için yapılan araştırmalar daha hafif, hızlı ve daha iyi olarak isimlendirilen taşımacılık endüstrisi özellikle uzay endüstrisi için gerekli olan özellikler, itici güç oluşturmaktadır. Bu durumda alüminidler süper alaşımlarla yarışmaktadır [7]. Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürtünme dirençleri ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Tüm bu özelliklerinin bir arada toplandığı alüminidler, kırılma eğilimleri giderildiği takdirde yüksek sıcaklık uygulamaları için önemli bir malzeme grubudur [5]. Ayrıca intermetalikler, yüksek korozyon direnci ve ısı şok direnci de gösterirler [8].

2. KARBONLU ÇELİKLER

Yapılarında az miktarda mangan, silisyum, kükürt ve fosfor gibi çelik üretim yöntemlerinden gelen elementler bulunduran demir karbon alaşımlarıdır. Kullanım alanları yapı ve imalat sektörü olduğundan ötürü imalat çelikleri olarak da bilinirler. Karbonlu çeliklerin tüm özellikleri, içerdikleri karbon miktarına bağlı olarak, sahip oldukları yapılarla doğrudan ilişkilidir. Artan karbon miktarı ile çeliklerde sertlik, akma ve çekme dayanımı artarken, süneklik (% uzama ve % kesit daralması) ve darbe dayanım özellikleri azalmaktadır. Karbon miktarının artışı (bu özelliklere bağlı olarak) çeliklerin plastik şekil alma kabiliyetlerinde düşürücü rol oynamaktadır. Buna karşın martenzitik dönüşümde çok önemli ve etkili bir element olarak, çeliklerin su verme adını verdiğimiz mekanizma ile sertleştirebilmelerini mümkün kılmaktadır. Karbon miktarındaki artış çeliğin su alma kabiliyeti ile kaynak kabiliyeti üzerine ters etkide bulunmaktadır. Düşük karbonlu çelikler, karbon içeriğine göre üç grup içerisinde ayrıma tabi tutulabilmektedirler[48].

2.1. Düşük Karbonlu Çelikler

Bu gruba %0,20'ye kadar karbon içeren çelikler dahil edilebilirler. Mekanik özellikleri göz önünde bulundurularak yumuşak çelikler olarak da tanınırlar. Düşük karbonlu çelikler dünya çelik üretiminin en büyük miktarını kapsarlar. Bilhassa yassı mamuller ile inşaat sektörü ve temel yapılarda kullanılan çelik çubuk ve profiller düşük karbonlu çelikler sınıfındadırlar. Düşük karbonlu çelikler, düşük karbon içeriklerinden dolayı, ısıl işlem ile kütleli olarak yeterince sertleştirilemezler. Ancak, sementasyon, nitrasyon v.b. yüzey sertleştirme işlemleri yüzeyleri sertleştirilebilir[48, 122].

2.2. Orta Karbonlu Çelikler

Bu gruptaki çelikler % 0,20-0,60 arasında karbon ihtiva eden çeliklerdir. Karbon miktarına bağlı olarak orta derecede mekanik özelliklere sahiptirler. Bu gruptaki çeliklerin en büyük özellikleri, ısıl işlemle yeteri derecede sertleştirilebilmeleridir. Bu bakımdan orta karbonlu çeliklerin kullanım sahaları özellik arz eder. Bilhassa makine imalat sanayinin tercih ettiği çeliklerdir. İşlenebilme ve şekil alabilme kabiliyetleri düşük karbonlu çeliklere

nazaran daha düşüktür. Bu gruptaki çeliklerin kaynak kabiliyetleri de az karbonlu çeliklere nazaran düşüktür. Zira kaynak esnasında meydana gelen kontrolsüz ısıl etkiler çeliğin yapısal değişiminin de kontrolsüz olmasına sebebiyet verir. Bunun neticesinde malzemelerde hatalara sebep olabilir. Bu sebepten dolayı orta karbonlu çeliklerin bilhassa alaşım elementi ihtiva edenlerinin kaynak işlemlerinde özel itina göstermek gerekir.

2.3. Yüksek Karbonlu Çelikler

% 0,60'dan daha fazla karbon ihtiva eden çeliklerdir. Normal halde yüksek mukavemetli ve sünekliliği az olan çeliklerdir. Isıl işlemlerle sertleştirilmeleri sayesinde yüksek sertlik kazanırlar. Bu bakımdan aşınmaya dayanıklı ve kesici özelliğe sahiptirler. İşlenme ve şekil alabilme kabiliyetleri, düşük ve orta karbonlu çeliklere göre daha düşüktür. Kaynak kabiliyetleri de düşük olup daha özel tekniklerle kaynakları yapılabilir. Bu gruptaki çelikler daha ziyade takım üretiminde kullanılırlar. Yüksek karbonlu çeliklerin bileşiminde bulunan karbon miktarının sınırı, demir-karbon denge diyagramı gereğince % 2'ye kadar çıkabilirse de, tatbikatta bu değer % 1,2-1,4 ile sınırlıdır. Özellikle yüksek karbonlu çelikler, düşük ve orta karbonlu çeliklere göre daha kolay su alabilirler ve elde edilen martenzitik yapının sertliği de daha fazladır[48, 122].

2.4. Karbonlu Çeliklerin Kullanım Alanları ve Özellikleri

Karbonlu çeliklerin kullanım alanları ve özellikleri Tablo 2.1 'de gösterilmiştir.

Tablo 2.1 Karbonlu çeliklerin kullanım alanları ve özellikleri[48]

Kalite	Kullanım Alanları ve Özellikleri
Düşük Karbonlu Çelikler	Cıvata, somun, ıslah edilebilir makine parçaları imalatı, yapı ve inşaat sektöründe görev alarak kullanılabilir. Yüzey sertleştirme işlemleriyle sertleştirilebilirler.
Orta Karbonlu Çelikler	Makine, cıvata, somun, dingil, gemi şaftı, uskur mili, dişli çark, transmisyon mili, frezeli mil, yük kancası, manivela kolu, ray, kazma, kürek gibi araç gereçlerin yapımında kullanılır. Isıl işlem ile sertleştirilmeye uygundur.
Yüksek Karbonlu Çelikler	Mil, şaft, cıvata, somun, spiral ve yaprak yaylar, makaslar, kesicibasit takımlar, zımba, kepçe dişlisi, greyder bıçağı, yüksek mukavemetli makine parçaları, eğe, keser, ağaç testeresi gibi araç gereçlerin yapımında kullanılır. Isıl işlem ile sertleştirilmeye uygundur.

2.5. Karbonlu Çeliklerin Standartları

Karbonlu Çeliklerin Standartları Tablo 2.2 'de gösterilmiştir.

Tablo 2.2. Karbonlu Çeliklerin Standartları[48]

MKE NO	DIN	C	Si	Mn	P	S
Ç 1020	C 15	0.15-0.24	0.10-0.30	0.30-0.60	0.040 en çok	0.050 en çok
Ç 1030	C 22	0.25-0.34	0.10-0.30	0.60-0.90	0.040 en çok	0.050 en çok
Ç 1040	C 35	0.35-0.44	0.10-0.30	0.60-0.90	0.040 en çok	0.050 en çok
Ç 1040	CK 35	0.32-0.38	0.15-0.35	0.50-0.70	0.035 en çok	0.035 en çok
Ç 1050	C 45	0.45-0.54	0.10-0.30	0.60-0.90	0.040 en çok	0.050 en çok
Ç 1060	C 60	0.55-0.64	0.10-0.30	0.60-0.90	0.040 en çok	0.050 en çok
Ç 1060	CK 60	0.57-0.63	0.15-0.35	0.60-0.90	0.035 en çok	0.035 en çok

3. ALUMİNİDLER

3.1. Giriş

İntermetalik bileşikler, metaller ile seramikler arasında yer alan genellikle kimyasal açıdan birbirine benzeyen iki veya daha fazla saf metalin dar kompozisyon aralıklarında ve basit oranlar çerçevesinde oluşturduğu kristal yapılu bileşik veya katı çözeltidir [1]. İntermetalik bileşikler kritik düzenlenme sıcaklığında ($T_c < 700^\circ\text{C}$) uzun mesafede düzenli kristal yapılardan oluşan metalik bağlı bir malzeme sınıfı olup, metalik karakterlidir [2]. Yüksek sıcaklık uygulamaları için üstün özelliklere sahip malzemelere olan ihtiyaç, yeni malzemeler geliştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Üstün mekanik ve mikroyapı özelliklerine ilaveten ağır çevre şartlarına karşı dayanım gereksinimi hızla artmaktadır. Bu nedenlerden dolayı araştırmalar alışlagelmiş metal ve alaşımlardan, intermetalik bileşik uygulamalarına kaymıştır[3, 123].

İntermetalik bileşikler uzay ve uçak uygulamaları için yeni nesil yüksek sıcaklıktaki, yüksek oksidasyon direncine sahip malzemeler olarak değerlendirilmektedir. İntermetalik malzemeler üzerindeki yapılan çalışmalar, U.S Hava Kuvvetleri tarafından 1960'lı yılların başlarında, düzenli hegzagonal Ti_3Al fazına sahip alaşımı üretmek amacıyla başlamıştır. Ancak yüksek sürünme hızı ve ısı kararlılık gibi özelliklerinden dolayı kullanılmamışlardır. 1970'lerin ortalarında Ti ve Ni esaslı malzemelerin mekanik davranışları üzerinde pek çok çalışmalar yapılmıştır. Ayrıca 1979'da gevrek polikristalin, kübik yapıya sahip Ni_3Al 'e az miktarda bor ilavesiyle sünekliliğin iyileştirileceği Aoki ve Izumi tarafından ortaya konulmuştur [4]. Yüksek sıcaklık uygulamaları için elverişli olmaları itibarıyla klasik Ti_3Al , TiAl , Ni_3Al ve NiAl fazları yoğun bir şekilde araştırılmıştır. Bunların dışında pek yaygın olmayan bazı İntermetalik bileşikler de yüksek sıcaklık uygulamaları için ümit vaat etmektedir. Fakat bu malzemelerin kullanımını sınırlayan en önemli faktör düşük sıcaklıklarda gevrek bir yapıya sahip olmalarıdır [5]. İntermetaliklerin gevrekliğinin muhtemel nedenleri; yetersiz kayma sistemi, yüksek enerjili tane sınırları, düşük yüzey enerjisi, deformasyon sertleşmesi gibi faktörler olarak sıralanabilir. Titanyum aluminid alaşımlarının gevrek karakterlerinden dolayı şekillendirilmeleri oldukça zordur. Ayrıca düşük sıcaklıklarda düşük kırılma tokluğu ve süneklilik, yüksek çentik hassasiyeti, aşırı yorulmadan kaynaklanan çatlak büyümesi, bu malzemelerin kullanım alanlarını oldukça sınırlandırmaktadır. İntermetalik bileşiklerin

mikroyapısal kontrolü sayesinde mukavemet özelliklerini kaybetmeden sünekliğini ve tokluğunu geliştirmek mümkündür. Mikroyapısal kontrol, tane boyutu kontrolü, çok fazlı yapı (ötektik gibi) oluşumu ve kristal yapı değişimi ile sağlanmaktadır. Tane boyut kontrolü mikron altı seviyeden tane sınırlarının tamamen yok edilmesine kadar geniş bir aralıkta değişmektedir. Örnek olarak yönlü katılaşma sonucu oluşan tane yapısı ve tek kristalli yapı verilebilir. İki veya çok fazlı mikroyapıların tokluğu tek fazlı yapılara kıyasla daha yüksektir. Örnek olarak ötektoid çelikler ve temperlenmiş martenzitik çelikler verilebilir. Tablo 3.1.'de intermetalik malzemelerin mikro yapısal kontrolü ile tokluk değerlerini geliştirme yöntemlerine örnekler verilmiştir [6].

Tablo 3.1. İntermetalik malzemelerin mikro yapısal kontrolü ile tokluk değerleri

Mikro alaşımlama	Ni ₃ Al, Ni ₃ Si, PdIn'a B Ni ₃ Al'a Be NiAl'a Fe, Mo, Ga Ni ₃ Al, 'a Ag
Makro alaşımlama	Co ₃ V'a Fe TiAl'a Mn, V, Cr Ti ₃ Al'a Nb Al ₃ Ti'a Mn, Cr Ni ₃ Al'a Pd
Tane boyutu kontrolü	NiAl
Hidrostatik basınç	Ni ₃ Al
Martenzit dönüşümü	NiAl'a Fe
Kompozit (fiber takviyesi)	NiAl/304SS Al ₃ Ta/Al ₂ O ₃ MoSi ₂ /Nb-IZr
Kompozit (sünek partikül takviyesi)	TiAl'a Nb Ni ₃ Al'a Fe, Mn MoSi ₂ ' a Nb

İntermetalikler; farklı metallerin bileşimi şeklinde oluşur ve kristal yapıları kendisini oluşturan metallerden farklıdır. İntermetalikler arasında en başarılı iki yapısal bileşik Ni ve Al içeren intermetalik malzeme grubudur. Yapısal uygulamalar için yüksek performanslı malzeme gelişimi de göstermektedir. Bu aşamada, aluminidler için yapılan araştırmalar daha hafif, hızlı ve daha iyi olarak isimlendirilen taşımacılık endüstrisi özellikle uzay endüstrisi için gerekli olan özellikler itici güç oluşturmaktadır. Bu durumda aluminidler süperalaşımlarla yarışmaktadır [7]. Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürünme dirençleri ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Tüm bu özelliklerinin mükemmel bir bileşime sahip olan aluminidler, kırılganlıkları

giderildiği takdir de yüksek sıcaklık uygulamaları için en uygun adaylardır [5]. Bununla birlikte intermetalikler yüksek korozyon direnci ve ısı sok direnci gösterirler [8]. Tablo 3.2.'de bazı aluminidlerin özellikleri gösterilmiştir.

Tablo 3.2. Nikel, Demir ve Titanyum aluminidlerin özellikleri [9]

Stokiyometri	Kristal Yapı	Grup ismi	Örnek	Ergime Sıcaklığı (°C)	Yoğunluk (gr/cm ³)
A ₃ B	L1 ₂	(Geometrik sıkı paket)	Ni ₃ Al	1397	7.41
			Pt ₃ Al	1556	17.47
	DO ₁₉		Ti ₃ Sn	1670	5.29
	DO ₂₂		Ni ₃ Al	1547	11.8
			Al ₃ Nb	1607	4.52
			Al ₃ Ta	1550	6.9
	A15		Nb ₃ Al	1960	7.29
			Mo ₃ Si	2025	8.97
			V ₃ Si	1925	6.47
			Cr ₃ Si	1770	6.46
	A12	α-Mn	Re ₃ Nb	2700	17.6
A ₂ B	C1	Silisidler	CoSi ₂	1326	4.98
	C11 _b		MoSi ₂	2030	6.31
	C14	Laves fazları	Cr ₂ Hf	1870	10.24
			Cr ₂ Nb	1720	7.68
	C15	(Topolojik sıkı paket)	W ₂ Hf	2512	-
			Co ₂ Nb	1520	9.0
			Co ₂ Zr	1560	8.23
			Fe ₂ Zr	1645	7.69
	C36		Mo ₂ Hf	2170	11.4
	D8 _b	Sigma fazları	Nb ₂ Al	1871	6.87
A ₅ B ₃	D8 _m		Mo ₅ Si ₃	2180	8.2
	D8 _g		Ti ₅ Si ₃	2130	4.38
A ₇ B ₆	D8 ₅	Mü fazları	Nb ₆ Fe ₇	1620	-
			W ₆ Co ₇	1689	-
AB	B2		NiAl	1640	5.88
			CoHf	1640	12.5

Aluminidlerin üretimi için döküm, hızlı katılaştırma, mekanik alaşımlama veya toz metalürjisi gibi pek çok yöntem kullanılmaktadır. Bu yöntemlerin üretim maliyeti oldukça yüksek olup aynı zamanda bu malzemelerin gevrek karakterlerinden dolayı işlenmeleri ve şekillendirilmeleri oldukça problemlidir. Toz metalürjisinde alternatif bir yaklaşım olan Yanma Sentezi (Combustion Synthesis), toz reaksiyonu ve ekzotermik reaksiyon ısısı kullanılarak inorganik bileşik malzemelerin üretiminde kullanılan yeni bir yöntemdir [10].

İntermetalik bileşiklerin gevreklik özelliğinden dolayı şekillendirilmeleri oldukça zordur. Ayrıca düşük kırılma tokluğu, yüksek çentik hassasiyeti, aşırı yorulmadan dolayı çatlak büyümesi ve düşük süneklik özellikleri bu malzemelerin kullanım alanlarını oldukça

kısıtlamaktadır. İntermetalik bileşiklerin mikroyapısal kontrolü sayesinde mukavemet özelliklerinde azalma olmadan sünekliği ve tokluğu iyileştirilebilir. Mikroyapısal kontrol; tane boyutu kontrolü, çok fazlı yapı ve kristal yapı değişimi ile yapılmaktadır. Tane boyut kontrolü mikron altı seviyeden tane sınırlarının tamamen yok edilmesine kadar geniş bir aralıkta değişmektedir (örneğin; yönlü katılastırma, tek kristal). İki veya çok fazlı mikroyapıların tokluğu tek fazlı yapılara oranla daha yüksektir (örneğin; ötektoid çelikler, temperlenmiş martenzitik çelikler).

3.2. Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler

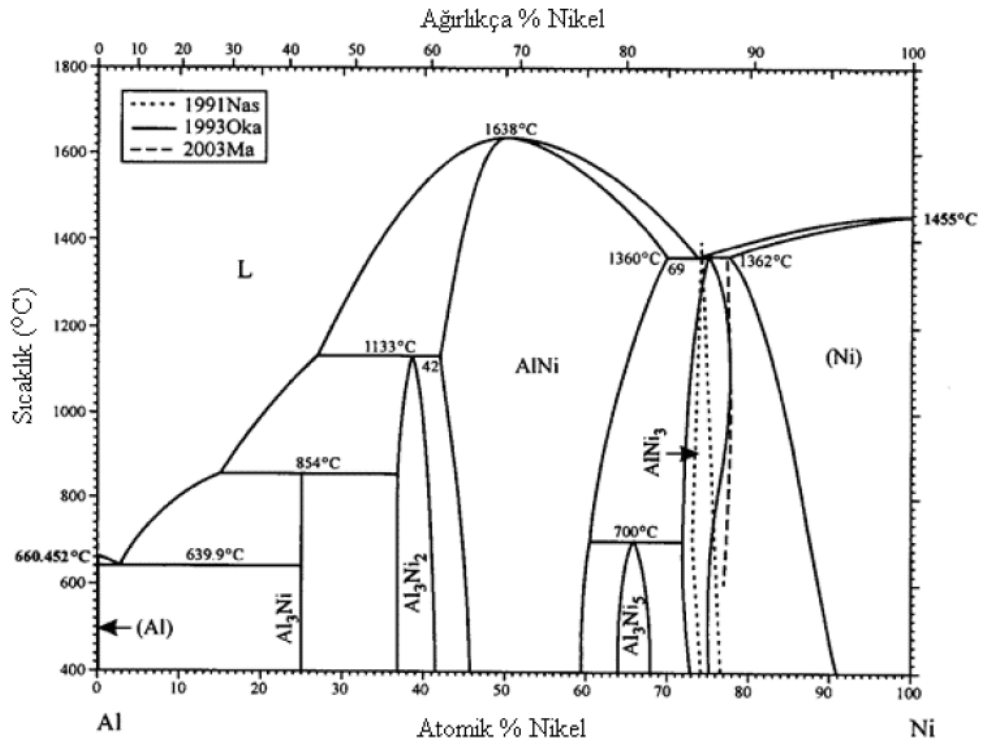
Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürünme direnci ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Aluminidler tüm bu özelliklerin mükemmel bir kombinasyonuna sahiptir. Fakat gevrekliklerinden dolayı uygulamalar için şekillendirilmeleri oldukça zordur. Yüksek sıcaklık uygulamaları için oldukça çekici olan Ti, Fe ve Ni aluminidler üzerinde son yıllarda yapılan araştırmalarda, alaşımlama ve üretim işlemleri kontrol altında tutularak kristal yapıları, mikroyapısal oluşumları, tane yapıları ve kompozisyonları incelenerek gevreklik problemleri giderilmeye çalışılmaktadır. Yeterli Al içeren bileşiklerde oksitleyici ortamda yüzeyde, kompakt ve koruyucu alumina (Al_2O_3) oluşmaktadır. Bu malzemeler düşük yoğunluk, oldukça yüksek ergime noktası, yüksek mukavemet ve iyi korozyon direncine sahiptir. Aluminidler çoğu belirtilen kompozisyon aralığının üzerinde oluşmakta ve stokiometriden sapma artarken düzen oranı da düşmektedir. İlave edilen elementler yapıda herhangi bir düzensizlik oluşturmada yerleşirler. Örneğin Ni_3Al 'de Si atomları alüminyum konumlarına, Co atomları nikel konumlarına ve Fe atomu her iki konuma da yerleşebilmektedir [11].

3.2.1. Nikel aluminidler

Nikel esaslı süper alaşımlarda en önemli mukavemetlendirici Ni_3Al 'dir. Geleneksel malzemelerin tersine Ni_3Al ve alaşımlarında akma mukavemeti artan sıcaklıkla düşme yerine artma gösterir. Ni_3Al 'ın tek kristali oldukça sünektir, fakat polikristaller düşük sıcaklıklarda kırılmandır. Polikristalin Ni_3Al 'ın kırılma mekanizması tane sınırlarından kaynaklanmadır. Ni_3Al oda sıcaklığında çevresel – bir dış faktör kırılma eğilimindedir. $NiAl$ 'ın dört avantajı vardır. Yoğunluğu nikel esaslı süper alaşımların yaklaşık üçte ikisi,

termal iletkenliği bileşime ve sıcaklığa bağlı olarak nikel esaslı süperalazımların 4 ile 8 katı, mükemmel oksidasyon direnci ve birçok intermetalik bileşiklerle karşılaştırıldığında plastik deformasyon kabiliyetini kolaylaştıran basit düzenli hacim merkezli kübik (CsCl) kristal yapısıdır. NiAl'ın potansiyel uygulamalarından birisi yüksek basınçlı türbin kanatlarıdır [12, 124].

Ni-Al ikili faz diyagramında (Şekil 3.1) Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , NiAl, Ni_3Al intermetalik bileşikleri gösterilmiştir. Bu intermetalik bileşiklerden nikel oranı yüksek NiAl ve Ni_3Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine adaymalzemeler olarak gösterilmektedir [13].



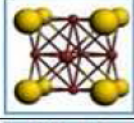
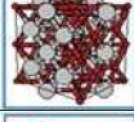
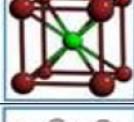
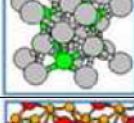
Şekil 3.1. Ni-Al ikili faz diyagramı [14]

Günümüzde kullanılan metaller ile islenebilirliği, maliyeti, üretilebilirliği gibi özellikler açısından etkili bir şekilde yarışabilmektedir. Tablo 3.3 'de NiAl ve Ni_3Al bileşiklerinin bazı fiziksel özellikleri verilmiştir [10,15].

Nikel ve Alüminyum aluminidlerin kristal kafes yapıları (Şekil 3.2).

Tablo 3.3. NiAl ve Ni₃Al bileşiklerinin bazı fiziksel özellikleri [15].

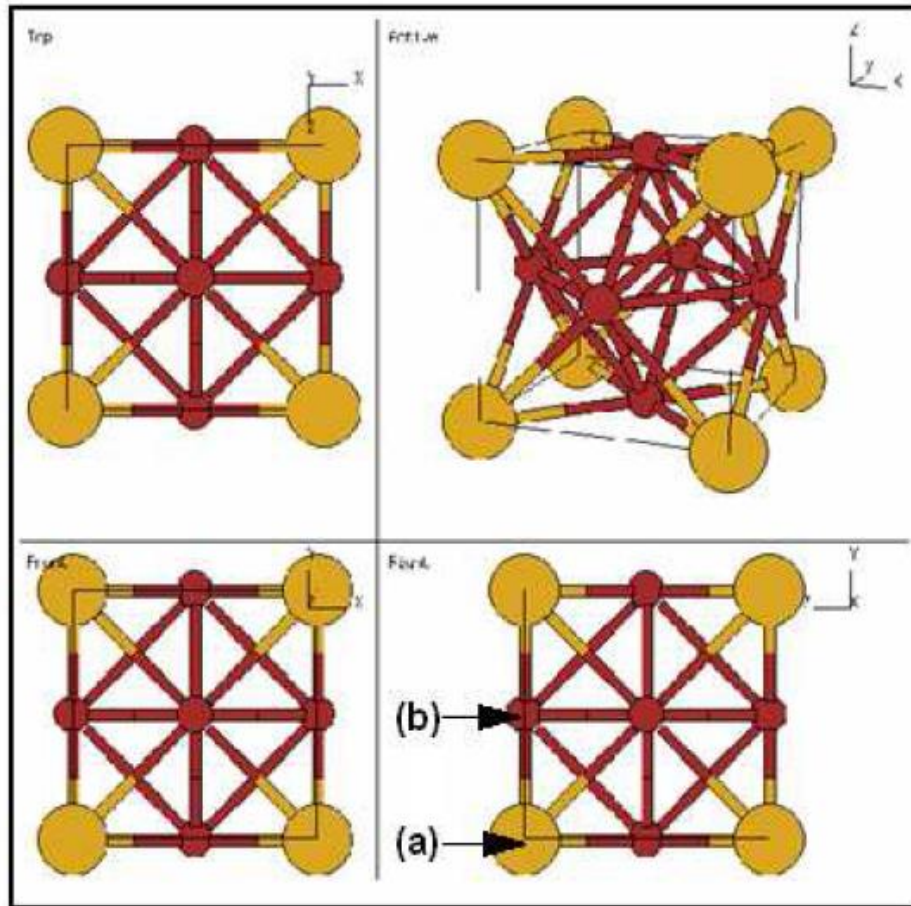
Özellikler	Ni ₃ Al	NiAl
Elektriksel direnç ($10^{-8}\Omega\text{m}$)	32.59	8-10
Isıl iletkenlik (W/m.K)	28.85	76
Isıl genleşme katsayısı ($10^{-6}/\text{K}^{-1}$)	12.5	13.2
Latis parametresi (nm)	0.357	0.2887
Young modülü (GPa)	169	188
Spesifik ısı (J/g.K)	0.54	0.64
Ergime sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	1395	1682

	Kompozisyon	Strukturbericht	Pearson Sembol	Prototype	Uzay Grubu	Latis Parametresi	İç Parametreler
	Ni	A1	cF4	Cu	<u>Fm3m</u> (#225)	a=0.352nm	-
	AlNi ₃	L1 ₂	cP4	Cu ₂ Au	<u>Pm3m</u> (#221)	a=0.357nm	-
	Al ₂ Ni ₃		oC16	Ga ₃ Pt ₅	<u>Cmmm</u> (#65)	a=0.744nm b=0.668nm c=0.744nm	x ₁ =0.250 x ₂ =0.250
	AlNi	B2	cP2	C ₅ Cl	<u>Pm3m</u> (#221)	a=0.288nm	-
	Al ₃ Ni ₂	D5 ₁₉	hP5	Al ₃ Ni ₂	<u>P3m1</u> (#164)	a=0.4036nm c=0.490nm	Bilinmiyor
	Al ₃ Ni	D0 ₁₁	oP16	Fe ₃ C	<u>Pnma</u> (#62)	a=0.65982nm b=0.73515 c=0.48021nm	-
	Al	A1	cF4	Cu	<u>Fm3m</u> (#225)	a=0.405nm	-

Şekil 3.2. Nikel ve Alüminyum aluminidlerin kristal kafes yapıları [16]

3.2.1.1. Ni3Al

Yaygın bir bileşik olan Ni₃Al'in (Şekil 3.3.'te) (γ fazı) ergime s $\sim 1395^{\circ}\text{C}$ ' dir. Ni₃Al, Ni esaslı süper alaşımlarda ikincil faz olarak bulunur. Tek fazdan ibaret Ni₃Al'in mukavemeti sıcaklık artışıyla düşmez. Bu faz tek kristalli durumda sünek, çok kristalli durumda ise kırılgandır [17]. Ni₃Al kayma bölgelerindeki mukavemet 600°C - 800°C arasında max. ulaşmaktadır. Düşük polikristalin özelliğine sahip olan Ni₃Al oda sıcaklığında gevrek yapıya sahiptir. Ni₃Al'in tane sınırları çökelme olmamakta ve empüriteler bulunmamaktadır. Aslında empüritelerin Polikristalin Ni₃Al'e Bor(B) ilave ettiğimizde özellikleri önemli derecede iyileşmektedir. Yapısal boşlukların büyük olmasına rağmen Ni₃Al ile alaşımlarının mekanik özellik davranışları son derece iyidir [18, 123, 124].



Şekil 3.3. Ni₃Al kristal yapısı (a) Ni, (b) Al [16].

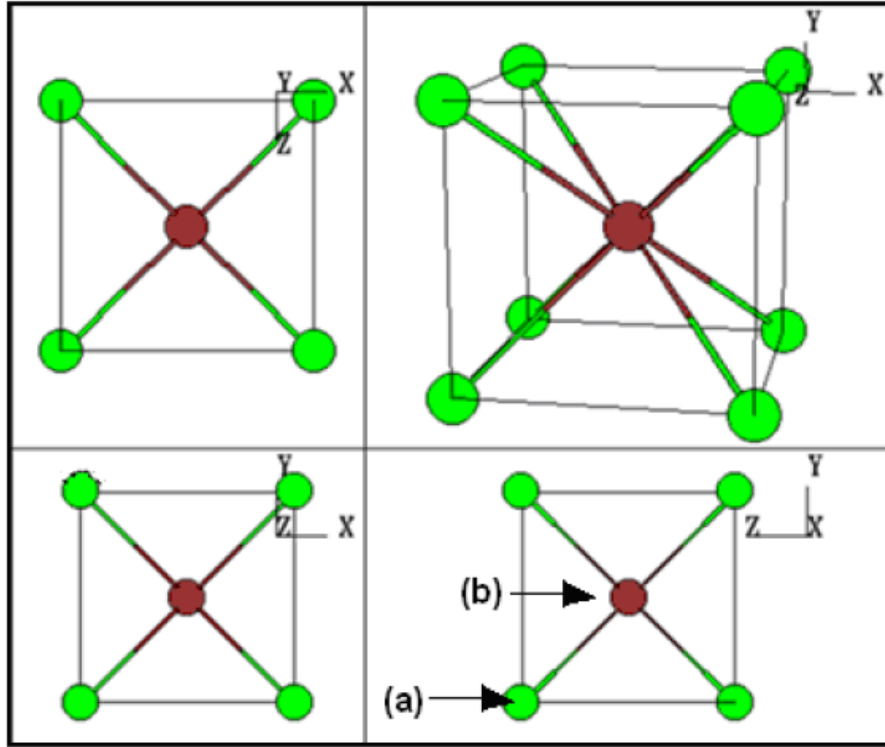
Ayrıca aluminidler katı-eriyik etkisi ile sertleştirilebilmektedir. Farklı alaşımların 1000°C’ de Ni₃Al fazında (L12) eriyebilirliği üç grup altında incelenmiştir : Birinci grup Si, Ge, Ti, V, Hf elementleri genelde alüminyum alt kafesine, ikinci grup Cu, Co ve Pt nikel alt kafes yapısına ve üçüncü grup Fe, Mn ve Cr elementleri ise her iki alt kafes yapısına yerleşmektedir. Alt yapıya yerleşmede, atom boyutundan çok elektronik yapı yani elementin periyodik tablodaki yeri yerleşme davranışı üzerinde daha etkili olmaktadır. Ni₃Al’de katı eriyik oluşumu, atomik boyut uyumsuzluğu ve Ni₃Al - Ni₃X arasındaki oluşum ısı farklılığı ile kontrol edilir. Ni₃Al’in oda sıcaklığında katı-eriyik sertleşmesi, alaşım elementinin yerleşme düzenine, atomik boyut uyumsuzluğuna ve alaşımın stokiometriden uzaklaşma derecesine bağlıdır. Mukavemet, Al-zengin alaşımlar ve stokiometrik alaşımlar için telaffuz edilmektedir [2]. Mekanik özellikler açısından da ilgi çekici hale gelen alaşımlar en çokkorozyona maruz uygulamalarda kullanılmaktadır. Ayrıca oksidasyon ve karbürizasyon direncinin yüksek olmasından dolayı kavitasyon – erozyon ve aşınma direnci yüksektir [19]. Ni₃Al’in potansiyel uygulama alanları [20];

- Fırın rulosu olarak,
- Döküm rulosu,
- Radyan yakma tüplerinde,
- Karbürleme fırınları için bağlantı elemanı,
- Isıl işlem fırınları için bağlantı elemanı,
- Fırın gözü,
- Dövme kalıpları,
- Kalıpların kaynaklı tamirlerinde,

3.2.1.2. NiAl

En yaygın intermetalik gruplardan biri olan NiAl, (Şekil 3.4.) kübik B2 yapısı ile en iyi bilinen intermetalik bileşiktir. % 50 Al içeriğine sahip NiAl bileşiklerinin ergime sıcaklığı 1640°C’dir. Stokiometrik bileşimde 5.9 g/cm³ yoğunluğu ile Ni esaslı geleneksel alaşımlarla karşılaştırıldığında oldukça düşük bir değere sahiptir ve bu değer azalan Al ile artar. Stokiometrik bileşimdeki polikristal NiAl’in oda sıcaklığındaki Young modülü 235 GPa civarındadır. Sürünme direnci düşük sıcaklıklarda nispeten yüksek olmasına rağmen yüksek sıcaklıklarda doğrusal olarak hızla düşmektedir [21].

NiAl gaz türbin donanımlarında kullanılmaktadır. NiAl tek kristalleri, Ni-esaslı süperalasımlarla mukayese edilebilir sürünme direncine sahip iken mekanik özellikleri yeterli değildir. Yapılan araştırmalar sonrasında tek kristallerin darbe mukavemetinin gaz türbin pervaneleri için yetersiz fakat sabit parçalarda örneğin, vanalarda ve yanma contalarında kullanım için yeterli olduğu gözlenmiştir. Ayrıca, termal bariyer kaplama olarak, yarı iletkenlerde otomotiv turbo sarjlarında, yüksek sıcaklık kalıplarında, fırın sabitleyicilerde, ısıtma fırınlarındaki merdanelerde, hidrotürbinlerinde, kesici takımlarda, pistonlarda ve gıda, plastik, kimya veya ilaç endüstrisi için ikiz vida sürücülerinde kullanılmaktadır [13].

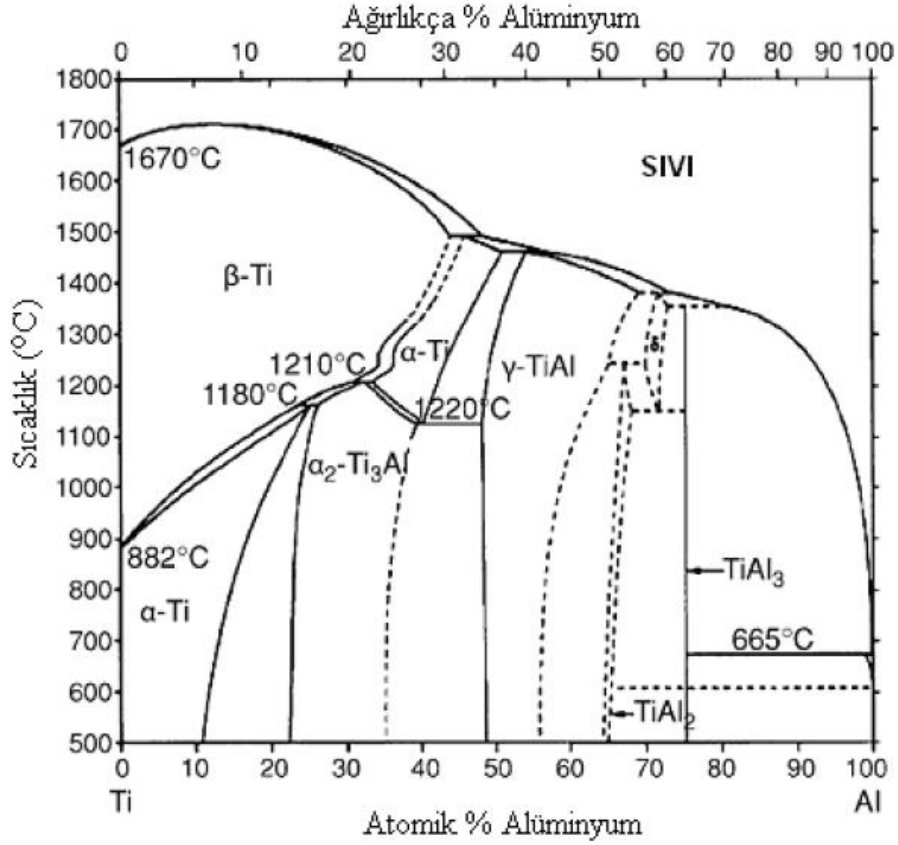


Şekil 3.4 NiAl B2 kristal yapısı (a) Ni, (b) Al. [16].

3.2.2. Titanyum aluminidler

Ti3Al ve TiAl esaslı titanyum aluminidler çok düşük yoğunluklarından dolayı geliştirilmiş uçak motoru uygulamaları için aday malzemelerdir. Kırılma direncinin düşük olmasına rağmen, titanyum aluminidler yüksek performans için büyük potansiyele sahiptirler. Bu alaşımlar geleneksel titanyum alaşımlarından daha yavaş difüzyon hızına sahip olduğundan mukavemetin korunması, sürünme ve gerilme kopması ve yorulma

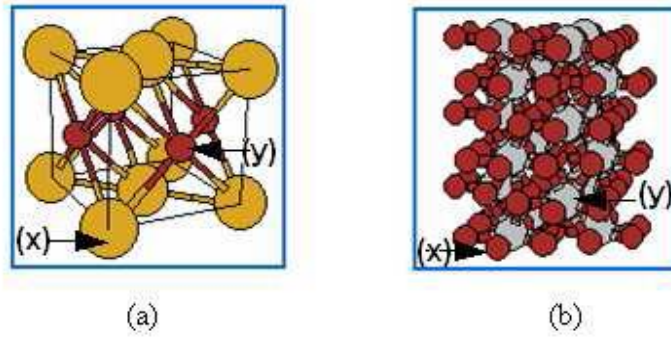
direnci gibi artan yüksek sıcaklık özellikleri gösterirler. En büyük dezavantajları ise düşük sıcaklıklarda düşük süneklığe ilaveten yüksek sıcaklıklarda istenilenden daha düşük oksidasyon direnci göstermesidir. Şekil 3.5.'te Ti-Al ikili denge diyagramı verilmiştir [12].



Şekil 3.5. Ti-Al ikili denge diyagramı [22]

Titanyum aluminidlerin, sıkı paket hegzagonal A3 yapısı ile α -Ti (Ti₃Al) ve HMK A2 yapısı ile γ -Ti (TiAl) bileşikleri (Sekil 3.6) sahip oldukları üstün özelliklerle dikkat çekmektedirler [23].

Sekil 3.6. Titanyum aluminidlerin kristal yapıları (a) L10 (x) Ti, (y) Al , (b) DO19 (x) Ti, (y) Al. [1]



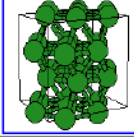
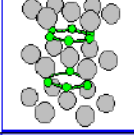
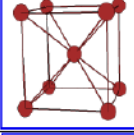
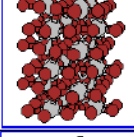
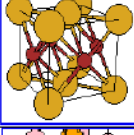
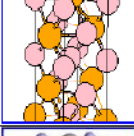
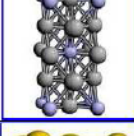
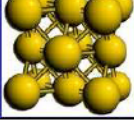
Şekil 3. 6 Titanyum aluminidlerin kristal yapıları (a) L10 (x) Ti, (y) Al , (b) DO19 (x) Ti, (y) Al

Titanyum aluminidler yüksek sıcaklıklarda koruyucu Al_2O_3 'ten çok TiO_2 oluşum eğilimi ile karakterize edilirler. Bu eğilim aluminidlerin maksimum kullanım sıcaklıklarında oksidasyon direncini artırır ve yüksek sıcaklıklarda yeterli seviyede sürünme mukavemeti sağlar. Bu aluminidlerin özellikleri Tablo 3.4.'te süperalaşımlar ve geleneksel titanyum alaşımları ile karşılaştırmalı olarak gösterilmiştir [2,15].

Ti-Al yapılarda kristal kafes yapıları ve atomların yerleşim düzenleri (Şekil 3.7) gösterilmektedir.

Tablo 3.4 Ti aluminidlerin, Ti-esaslı geleneksel alaşımların ve Ni-esaslı süperalaşımların özellikleri [2]

	Geleneksel Ti alaşımları	Ti_3Al	$TiAl$	Nikel-esaslı süperalaşımlar
Yoğunluk, g/cm^3	4,5	4,1-4,7	3,7-3,9	8,3
Young modülü, MPa	96-100	100-145	160-176	206
Akma mukavemeti, MPa	380-1150	700-990	400-650	...
Çekme mukavemeti, MPa	480-1200	800-1140	450-800	...
Sürünme limiti, $^{\circ}C$	600	760	1000	1090
Oksidasyon limiti, $^{\circ}C$	600	650	900	1090
Oda sıcaklığında süneklik, %	20	2-10	1-4	3-5
Yüksek sıcaklıkta süneklik, %	Yüksek	10-20	10-60	10-20
Kristal Yapı	HSP/HMK	DO_{19}	$L1_0$	YMK/L_2

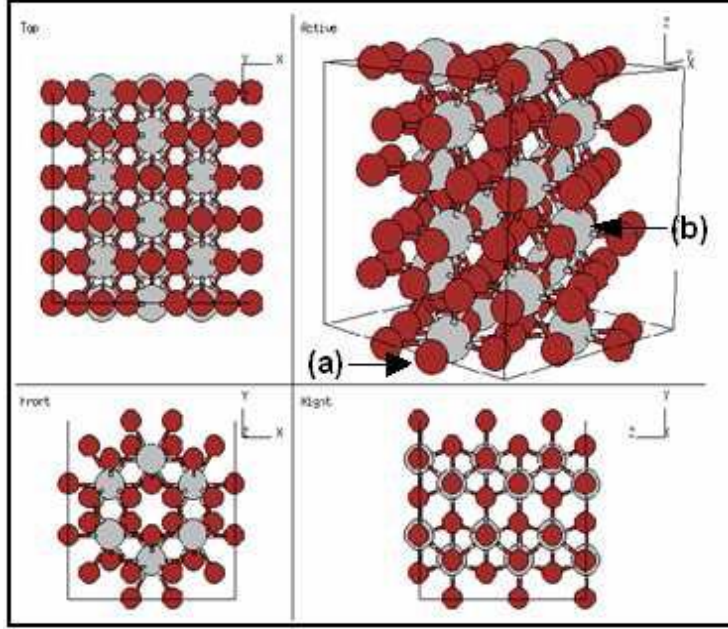
	Kompozisyon	Strukturbericht	Pearson Sembol	Prototype	Uzay Grubu	Latis Parametrisi	İç Parametreler
	Ti (alpha)	A3	hP2	Mg	P6 ₃ /mmc (#194)	a = 0.295 nm c = 0.468 nm	-
	Ti (ω)	C32	hP3	AlB ₂	P6/mmm (#191)	a = 0.4625 nm c = 0.2813 nm	-
	Ti (beta)	A2	cI2	W	Im3m (#229)	a = 0.331 nm	-
	Al Ti ₃	D0 ₁₉	hP8	Ni ₃ Sn	P6 ₃ /mmc (#194)	a = 0.5780 nm c = 0.4647 nm	x = 0.833
	Al Ti	L1 ₀	tP2	AuCu	P4/mmm (#123)	a = 0.400 nm c = 0.407 nm	Bilinmiyor
	Al ₂ Ti		tI24	Ga ₂ Hf	I4 ₁ /amd (#141)	a = 0.3976 nm c = 0.2436 nm	-
	Al ₃ Ti	D0 ₂₂	tI8	Al ₃ Ti	I4/mmm (#139)	a = 0.385 nm c = 0.429 nm	-
	Al	A1	cF4	Cu	Fm3m (#225)	a = 0.405 nm	-

Şekil 3.7. Ti-Al yapılarında kristal kafes yapıları ve atomların yerleşim düzenleri [16]

3.2.2.1. Ti3Al

Ti3Al, DO19 düzenli hegzagonal kristal yapısına sahip olup kafes parametreleri c ve oranı (c/a) 0.8'dir. Genellikle yoğunluk için kabul edilen değer 4.2 g/cm³'tür. Oda sıcaklığında, % 26 Al içeriği ile Ti3Al için, Poisson oranı 0.29, Young modülü 149 GPa, kayma modülü 58 GPa olarak bulunmuştur. Ti3Al esaslı alaşımlar için Young modülü 100-145 GPa arasındadır, Ti esaslı geleneksel alaşımlar da ise bu değer 96-110 GPa arasındadır. Ti3Al bileşikler düşük yoğunlukları ve yüksek sıcaklık özellikleriyle dikkat çekmektedir. Bununla birlikte, 600°C üzerindeki düşük sıcaklıklarda pratik olarak

deformasyon kabiliyeti olmayışı ile gevrek karakterdedir. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon kabiliyeti artmaktadır [21]. Ti3Al kristal yapısı Şekil 3.8’de görülmektedir.



Şekil 3.8 .Ti3Al aluminidlerin kristal yapısı (a) Ti, (b) Al. [16]

Ti3Al esaslı çeşitli malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla mikroyapı kontrolü ve alaşımlama ile hem dayanımını hem de sünekliğini iyileştirmek hedeflenmiştir. Nb elementi sünekliği iyileştiren en etkili elementtir. Mühendislik açıdan yapısal uygulamalarda α -Ti (Ti3Al) alaşımları %10-30 oranında Nb içermektedir. Daha düşük oranlarda Nb içerdiğinde malzemede daha fazla kayma sistemleri görülmesine karşın sünekliği düşük oranlarda iyileştiği tespit edilmiştir. Nb miktarı arttırıldığında A2 yapılı düzensiz β -Ti, düzenli B2 yapı veya ortorombik fazlara dönüşüm gerçekleşmektedir. Bu fazlar kayma mesafesini sınırlayan ve süneklik üzerine yararlı etkileri olan bir faz yapısıdır. Her durumda mekanik davranışları farklı fazların komsu taneler arasındaki ilişkisine, yüzeyler arası yapıya, kristal yapıya, kompozisyona, şekil, boyut ve dağılımına bağlı olarak değişmektedir. Diğer alaşım elementleri Cr, Ta ve Mo mukavemet özelliklerini ve sürünme dirençlerini iyileştiren elementlerdir. Fe, C, Si elementleri ile mikro alaşımlama şeklinde ilave edilmektedir. V ve Sn özelliklerin iyileştirilmesi için kullanılır. Zr hem sünekliğin hem de dayanımın arttırmaktadır [24].

3.2.2.2. TiAl

TiAl, geniş bileşim aralığına sahiptir ve ergime noktasına kadar kararlıdır. Çözünürlük sınırları arasındaki Al içeriğindeki değişim Ti veya Al bölgelerinde aşırı Ti veya Al atomlarıyla yapısal düzensizliklere sebep olmaktadır ve c/a oranı (tetragonal gibi) minimum Al içeriği için 1.01 ve maksimum Al içeriği için 1.03 arasında değişmektedir. Ti-Al sistemindeki çeşitli fazların kararlılığı First prensip hesaplamalarıyla teorik olarak çalışılmıştır. TiAl, korozyon davranışını ve mekanik özellikleri optimize etmek ve kontrol etmek amacıyla çeşitli atomsal yer değişimlerle ve ara yer elementlerle alaşımlandırılmıştır. Yapılan çalışmalarda V, Mn ve Cr, Al ile veya hem Al hem Ti ile yer değiştirirken Nb, Ta, Zr, Mo ve W ise Ti ile yer değiştirmektedir. Bu alaşımlandırma çalışmalarının TiAl kafesindeki tercih yeri ve tetragonallik üzerine etkileri son zamanlarda ve sonuçların deneysel bulgularla kısmi uyum içinde olduğu görülmüştür [25].

İkili Ti-Al sisteminde $TiAl_3$ intermetalikliğinin oluşumu pek çok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Bu çalışmalar genel olarak titanyum aluminidlerin tane inceltici etkisi üzerine olmuştur. İkili konumda alaşım Al ve Ti'den oluşmaktadır. Sistemin Al'ce zengin kösesinde yaklaşık olarak % 1,2 Ti bileşimi ve 665°C sıcaklıkta $L + TiAl_3 \leftrightarrow \alpha-Al$ peritektik reaksiyonu oluşmaktadır. $TiAl_3$ intermetalikleri ağırlıkça % 36,5-37,5 arası Ti içerirler ve 3370 kg/m³ yoğunluğa sahiptirler. Al ile olan büyük yoğunluk farkından dolayı $TiAl_3$ partikülleri sıvı Al içinde dibe doğru gitme eğilimindedirler. Yüksek sıcaklıktan yavaş soğutma yavaş partiküllere neden olur. Hızlı soğutma ve yüksek ısı farklığı iğnesel oluşumlara neden olmaktadır. Eğer alaşım göreceli olarak düşük sıcaklıkta üretilirse ve yüksek Ti içeriyorsa kübiktenuzun tabakalara değişkenlik gösteren bloklar oluştuğu tespit edilmiştir [26].

3.2.3. Demir Aluminidler

Demir aluminidlerin ilk çalışmaları, 1924 - 1960 yılları arasında kristal yapı, faz diyagramları ve manyetik özellikleri üzerine odaklanmıştır. Fe_3Al (DO₃) süper kafesin keşfi Albert Bradley tarafından yapılmıştır. Fe_3Al alaşımlarının sürünme davranışları incelenmiş ve yapıdaki boş atom tespiti önce NiAl'de yapılmıştır. Hansen ve Anderko'nun ifadelerine göre; FeAl'nin B2 kristal yapısı ilk olarak 1930'da İsveç Westgren tarafından kaydedilmiştir. Bradley ve A.H.Jay çalışmalarını Westgren'in belirlediği (B2) FeAl yapısı

üzerine inşa etmiş ve Heusler alaşımı olan Cu_2MnAl gibi diğer aluminidlerin kristal yapısı üzerine çalışmaya devam etmişlerdir.

Bu çalışmada üç teknik gelişme kaydedilmiştir;

— Toz metodu kullanılarak, kafes parametresinin kesin ölçümünün nasıl yapılacağını bulmuşlar,

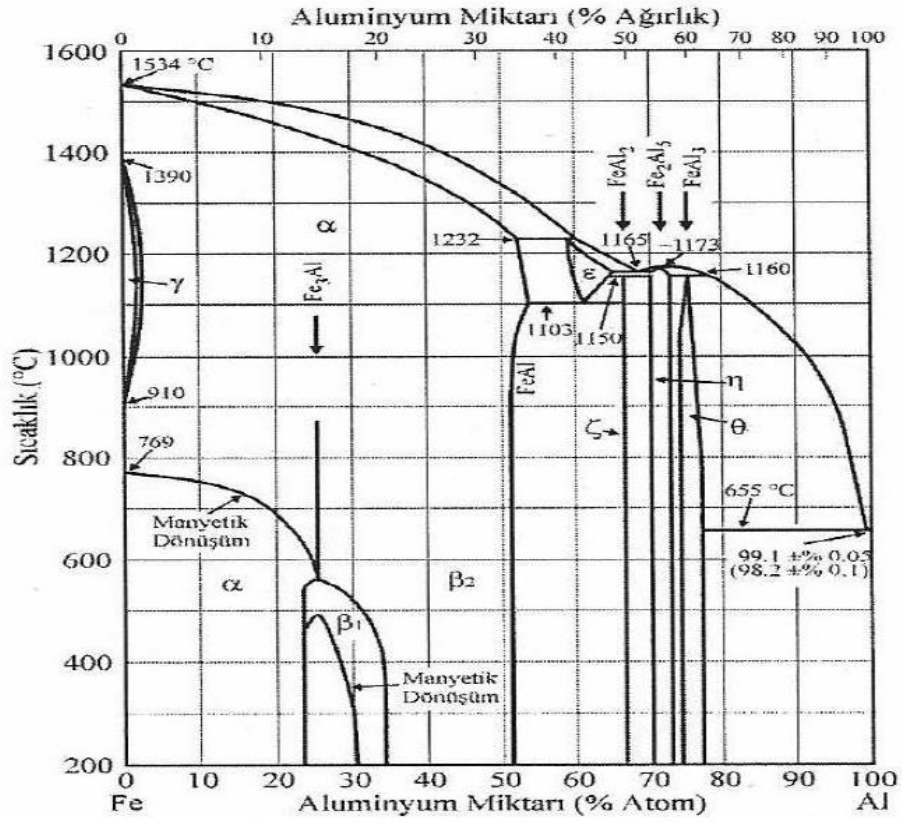
— Absorbsiyon arayüzeyinde oluşan veya yayılan tozları daha net ayırt etmeye izin veren dalga boyutlarının karakteristiklerinin yararlarını keşfetmişler,

— 1936'da Bradley'in arkadaşları Sykes ve Janes, ZnK yayını kullanarak CuZn süper kafesini saptamışlardır.

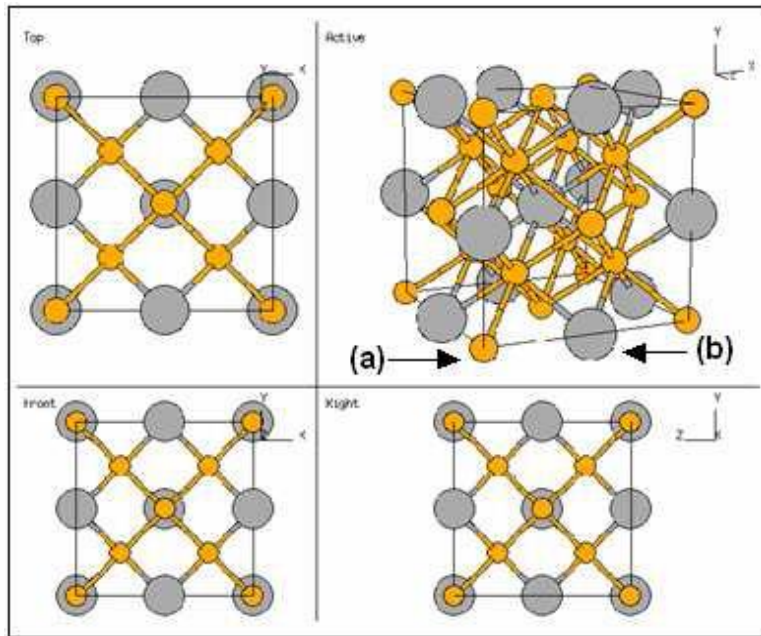
İlk olarak Bradley ve Jay'in demir aluminid alaşımlarının düzenlenme davranışları üzerindeki çalışmaları başarılı olmuştur ve hala önemini korumaktadır. Bradley'in enönemli bulgusu, alaşımın ısı işlemini kontrol eden parametrelerin nasıl değiştiği ve her durumda alaşımın XRD numunelerinin nasıl hazırlanması gerektiği olmuştur. Bradley ve Jay, Fe_3Al düzenli yapısının 8 tane hacim merkezli kübik birim hücreden oluşan, büyük bir kübik hücreye sahip olduğunu göstermiştir. Bradley ve Jay, alüminyum ve demir atomlarının dağılımını saptayan ilk bilim adamları olmuşlardır [27].

3.2.3.1. Fe_3Al

Fe_3Al düzenli intermetalik bileşiklerin kristal yapısı, (DO3) (Şekil 3.10) olup, yüksek potansiyelleri nedeniyle son yıllarda oldukça ilgi çekmektedir. Fe_3Al alaşımlarının, yüksek oksidasyon ve korozyon direncine sahip olması ve nispeten diğer alaşımlara göre düşük maliyette ve düşük yoğunlukta olması, ona olan ilgiyi daha da arttırmıştır. Fe_3Al alaşımının uygulanabilir yapı malzemesi olmasını güçlendiren en önemli etkenler oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Şekil 3.9'daki faz diyagramından da görüldüğü gibi Fe_3Al alaşımları 550°C sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda B2 yapısına ve 250°C sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda (DO3) düzenli yapısına sahiptir.



Şekil 3.9 Fe-Al ikili denge diyagramı [28]



Şekil 3.10 Fe_3Al alaşımlarının (DO3) yapısı (a) Fe, (b) Al [16].

Yapıda Cr, Mo, Nb, C ve B gibi üçüncü elementin bulunması (DO3) yapısına fazdönüşümünü bastırabilmektedir. Fe₃Al alaşımlarında, bileşim ve mikroyapının kontrolü ile oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemet özelliği geliştirilebilmektedir [27].

3.2.3.2. FeAl

FeAl alaşımları düzenli hacim merkezli kübik yapıya sahip olup, yaklaşık at %36-50 Al bileşim aralığında oluşur. Yüksek sıcaklıklarda, daha geniş bileşim aralığına sahiptirler. FeAl alaşımları yüksek oksidasyon direncine, iyi korozyon direncine, 800°C'ye kadar yüksek mukavemete ve nispeten sünekliğe sahip olmaları en büyük avantajlarıdır.

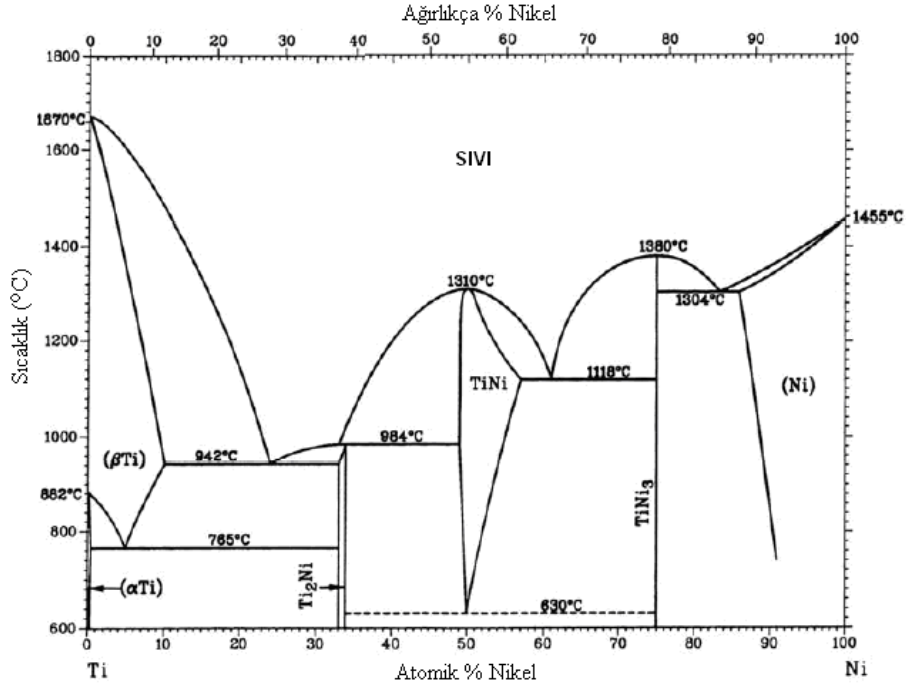
Son zamanlarda mekanik özellikleri etkileyen iki gözlem kaydedilmiştir. Birincisi, sünekliği büyük oranda düşürenin su buharının olduğu bulunmasıdır. İkincisi, yüksek sıcaklıkta oluşan ve soğuma esnasında kolayca kalabilen büyük boşluk konsantrasyonlarıdır. Bu boşluklar düşük sıcaklıkta mekanik özellikleri etkilemektedir.

Bilindiği gibi FeAl'in oda sıcaklığı süneklik özelliği, havadaki nemde hidrojenin gevrekliği teşvik etmesi nedeniyle, düşme eğilimindedir. Bu nedenle oda sıcaklığında sünekliğin gelişimi için, çeşitli ısı işlemler ve alaşım ilaveleri yapılmıştır. Liu tarafından yapılan çalışmalarda FeAl'in havada oda sıcaklığı sünekliğini, uygulanan işlem (haddelenmiş plakalarla karşılaştırılmış, ekstrüzyonlu çubuklar) ve alaşım element ilavesi etkilemektedir. Bor ile alaşımlama ve tane inceltme işlemi alaşımın sünekliğini geliştirmektedir.

FeAl alaşımları stokiometriye yakın olmaları nedeniyle Al'ce zengin taraf, çok kırılğandır ve bu yüzden sürünme çalışmalarının ve alaşımlama işlemlerinin çoğu demirce zengin tarafa odaklanmıştır. Sürünme direnci alaşım elementi bileşiminden ziyade, daha çok tane boyutu büyüklüğüne bağlıdır. Yüksek gerilme durumunda sürünme mukavemeti sürünme direncinin tane inceltme ile geliştirildiği yerde Hall-Petch tipi ilişki göstermektedir. Daha düşük gerilme durumunda sürünme direnci difüzyon sürünme mekanizması katkısının artması nedeniyle, tane boyutundaki küçülmeyle azalmaktadır [27].

3.3. TiNi

TiNi B2 fazlı olup hızlandırıcılarda, bağlayıcılarda, mekanik mühendisliğinde, sağlıkla ilgili uygulamalarda 30 yıldır şekil hafızalı alaşımlar olarak kullanılır. 1310°C civarında erir ve yüksek oranda homojen içyapıya sahiptir. (Şekil 3.11’de TiNi faz diyagramı) Martenzit yapılı TiNi B2 faz yapısından monoklinik martenzit yapısına döner ve bu dönüşüm şekil hafızalı alaşım etkisine neden olur. Şekil hafızalı alaşımların kristalo grafik (Tablo 3.5), mikroyapısal, mekanik, termodinamik, kinetik davranışları ve endüstrideki uygulamaları üzerine detaylı olarak araştırmalar yapılmaktadır.



Şekil 3.11 Ti-Ni faz denge diyagramı [29].

Tablo 3.5. Ti-Ni kristalografik tablosu [29].

Faz	Bileşim Ağırlıkça % Ni	Pearson Sembol
(β Ti)	0 to 12	<i>cI2</i>
(α Ti)	0 to 0.3	<i>hP2</i>
ω (a)	~10	<i>hP3</i>
Ti ₂ Ni	38.0	<i>cF96</i>
TiNi'(a)	~54 to 58	<i>mP4</i>
TiNi	54.6 to 62	<i>cP2</i>
γ'' TiNi ₃ (a)	~77	<i>hR21</i>
TiNi ₃	79	<i>hP16</i>
γ' TiNi ₃ (a)	~86 to 90	<i>cP4</i>
(Ni)	88.4 to 100	<i>cF4</i>

TiNi'nin şekil hafızalı davranışı yapısal olarak avantajlar sağlayan termomekanik işlemlerle geliştirilmektedir. Spikometrik TiNi'ye dönüşüm sıcaklığı yaklaşık 110°C civarındadır ve bu sıcaklık nikel içeriği arttıkça azalmaktadır. Buna ek olarak Fe, Cr ve Cu ile alaşımlandırılması neticesinde bu sıcaklık yine düşürülebilmektedir. Pd ilavesinin artırılmasıyla da bu sıcaklık değeri artırılarak 300°C'ye kadar çıkarılabilir. TiNi'nin elastik ve plastik şekil değişimi üzerine detaylı olarak araştırmalar yapılmaktadır. TiNi'ye ait mukavemet, sıcaklığa bağlı olarak değişmektedir. Bu sertlik anormalliği hemen hemen diğer B2 fazlarına benzerlik gösterir. Örneğin, CoTi, CoZr ve CoHf, fakat FeTi ve aluminid hariç NiAl, CoAl ve FeAl normal davranıştan anormal davranışa geçişi atom başına düşen valans elektronların kritik numaralarıyla ilişkilidir.

TiNi alaşımların işlenmesi zordur ve avantajları özelliklerini koruyarak tamamlanmış olur. Titanyum tekrar aktif olması için eritme vakumunda veya hareketsiz atmosferde olmalıdır. Ticari olarak vakum indüksiyon eritici ve elektron huzme eritici kullanılır. Sıcak çalışma problemsiz olabilir. Yüksek sertleştirmeden dolayı düşük sıcaklıklarda zordur ve ara sertleştirme davranışında makineye ihtiyaç duyulur. Ti alaşımlarının yüksek sıcaklık geçisiyle olan yumuşaklık problemi B fazı alaşımlandırılması ile giderilir. Kaynakla birleştirme, pirinçle lehimleme veya lehimleme zordur.

TiNi alaşımların kusursuz şekil hafıza davranışı yanında kusursuz korozyon dirençleri paslanmaz çeliklerle karşılaştırılabilir. Bu alaşımlardan sadece şekil hafızalı

alaşımlar insan vücudunda kullanılabilir. Son zamanlarda TiNi, Al matris kompozitlerde bir kuvvetlendirici faz olarak kullanıldı ki bu fazlar TiNi'deki şekil hafıza etkisinden dolayı ekstra kuvvetlendirici etkisi göstermiştir [29]. Şekil hafızalı alaşımlarda, yüksek sıcaklıktaki ostenitik fazın uzun süren dönüşümü sonucunda termo elastik martenzitin meydana gelmesi işlemi martenzitik dönüşüm olarak isimlendirilir. Atomların yer değiştirme miktarı çok büyük olmamasına rağmen, hepsinin birden hacimsel yönde aynı doğrultuda taşınmasından dolayı, dönüşüm sonucunda makroskopik bir şekil değişimi gerçekleşir. Sonuç olarak normal metal ve alaşımlardan farklı niteliklere sahip olan şekil hafıza etkisi ve süper elastisite gibi essiz ve üstün özellikler açığa çıkar [30]. NiTi alaşımlar, sahip oldukları üstün özellikler sayesinde özellikle biyomedikal uygulamalarda geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Bu alaşımlar korozyona karşı son derece dayanıklı olup mükemmel bir biyo uyumluluk gösterir [31].

3.4. Nikel Alüminatların Reaktif İşlenmesi

3.4.1. Basıncsız reaksiyon sentezlemesi

Isıl patlama durumunda, Nikel Alüminatların reaksiyonla sentezi, Nikel ve Alüminyum tozlarının bir turbula mikser ya da bilyalı bir karıştırıcıda gerekli sitokiyometrik oranlarda karıştırılmasını içerir. Çalışmaların çoğunda karbonil Nikel tozu ve Helyumla atomize edilmiş Alüminyum tozu (minimum miktarda yüzey oksiti içeren) kullanılmıştır. Karıştırılan toz daha sonra bir kalıp içerisinde, ya tek yönde ya da izostatik bir şekilde basılarak, yeşil (yaş) briket haline getirilir[31].

Gözenekli briketler, reaksiyon esnasında buharlaşabilip istenmeyen gözenekliliğe yol açan emilmiş maddeleri uzaklaştıracak orta bir sıcaklıktaki bir vakum fırınına yerleştirilerek gazları alınır. Daha sonra da bir fırına koyularak ateşleme sıcaklığına (GTA) kadar ısıtılır. Nikel Alüminatları üzerine son çalışmaları Misiolek v.d., Philpot v.d., ve Miura v.d., yapmışlardır[32].

Misiolekin çalışması Ni₃Al bileşiği üzerine odaklanmış iken, Philpot ve Miura sırasıyla $\leq$ atomik % 30 Al ve $\leq$ atomik % 50 Al üzerinde yoğunlaşmışlardır. Reaksiyon sentezinde kullanılan yüksek ısıtma ve soğutma oranlarından hareketle (nedeniyle), şekil hafızalı Ni-atomik % 36,8 Al da üretilmiştir. Ni₃Al bileşiği, genelde metallerarası bileşiklerin incelenmesinde kullanılan model bir malzemedir[33]. Toz boyutu, sıcaklık,

sıcaklıkta kalma süresi, ısıtma hızı, fırın atmosferi ve sitokiyometri gibi işlem parametrelerinin ürün üzerindeki etkileri incelenmiştir.

Bu çalışmalardan elde edilen ana bulgu, Ni₃Al bileşiğini oluşturacak tozlar arasındaki reaksiyon ara aşamalardan geçerek meydana gelir. Yine son zamanlarda NiAl'un KİYSS esnasında fazların tespiti için zaman-çözümlü (resolved) X-ışını difraksiyonu (TRXRD) uygulanmıştır. Reaksiyon önce, geçici bir sıvı faz, bir ötektik veya Alüminyum, oluşturur (ötektik 640 oC' de oluşur, alüminyum 660 oC' de ergir). Geçici sıvı faz daha sonra, briket boyunca hem Nikeli hem de Alüminyum tüketerek ve en sonunda da yanma dalgası içinde Ni₃Al' u çökeltirerek yayılır. Oluşan sıvı faz geçicidir ve bu durumdaki reaksiyon sentezi ya da reaktif sentezleme, geçici sıvı faz sinterlemeye benzemektedir[34]. Düşük ısıtma hızları, sıvı faz oluşmadan önce, Alüminyumca zengin metaller arası bileşiklerin oluşmasına yol açabilir.

Ergime noktası, ötektik sıcaklıktan sadece 20 C yüksek olduğu için, Ni-Al'un başarılı reaksiyon sentezlemesinde, Alüminyumun ergimesi kaçınılmazdır. Ni ile Al'un reaksiyonu esnasında bir sıvı fazın varlığının (ötektik/alüminyum) en son ürünün yoğunluğu üzerinde belirgin bir etkisi olduğu bulunmuştur. Sıvı fazın miktarı Al miktarının atomik yüzde olarak %25 ten %50 ye kadar artması halinde, arttığı belirlenmiştir. Alüminyumun miktarı atomik % olarak % 28' i aştığında, briketin çökmesi beklendiğinden, tamponlanma gereği duyulur[35].

3.4.2. Tozların parçacık boyutu ve birbiriyle bağlantısı

Tozların parçacıkların yeniden düzenlenmesi ve kapiler kuvvetlerle yoğunlaşmasına neden olan geçici bir sıvı fazdan bahsettiğimiz için, düşük ergime sıcaklığına sahip olan fazın (Al), briketin her yerinde birbiriyle bağlantılı olması önemlidir. Reaksiyon sıcaklığında sıvı fazın meydana gelmediği alanlarda gözenek oluşacaktır. Birbiriyle bağlantı, geçici sıvı fazın briketin her yerinde üniform bir kapilerite sağlar ve yoğunluğu artırır. Birbiriyle bağlantı, aynı zamanda parçacık boyut oranına da bağlıdır. Sitokiyometrik Ni₃Al bileşiminde, alüminyumun hacim oranı % 34' tür. Biggs böyle bir hacim oranı durumunda, düşük ergime sıcaklığına sahip olan alüminyumun parçacık boyutunun nikelinkinden en az 2,5 kat daha küçük olması gerektiğini gösterdi. Misiolek vd. 45 um luk Nikel tozlarını değişik boyutlarda Alüminyum tozları ile sentezlediler. 18 um dan daha büyük Alüminyum tozları kullanılması halinde, Alüminyum tozları

arasındaki bağlantı kayboldu ve gözenekli bir yapı elde edildi. Alüminyum tozun boyutu artırıldıkça, yoğunlaşmayı sağlayan kapiler kuvvetin de azalması beklenir[36]. Ayrıca, sıvı faz reaksiyonunun ve yayılmasının hızlı olması nedeniyle, özellikle Alüminyum boyutunun büyük olduğu durumlarda, gözenek oluşumunun kaçınılmaz olacağı kabul edilir.

Eğer toz boyutu doğru seçilmezse, eksik reaksiyon da meydana gelebilir. Genel kural şudur: parçacık boyutu arttıkça, reaksiyon tamamlanamayabilir, yanma sıcaklığı azaltılır ve mikro yapı metallerarası fazların bir karışımından oluşur. Son zamanlarda, Ni/Al oranının 1/3 olduğu, kalınlığı 25 μm ' dan daha büyük olan Ni ve Al folyolar için, maksimum sıcaklığın azaldığı ve reaksiyonun tamamlanmadığının gözlemlendiğine dair benzer bulgular bildirilmiştir[37].

3.4.3.Parçacıklar arası katı hal difüzyonu

Ötektik Al/Al₃Ni reaksiyondan önce gelse de reaksiyon esnasında yapılan DTA (Diferansiyel Isıl Analiz) ve elde edilen sıcaklık profilleri, reaksiyonun ötektiklerden (640 $^{\circ}\text{C}$) daha düşük sıcaklıklarda, mesela 550 $^{\circ}\text{C}$ ' de, oluşabildiğini kanıtlamıştır. Bu, ötektik sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda, Alüminyum ve Nikel parçacıkları arasında oluşan katı hal difüzyonuna bağlanabilir. Bu katı hal reaksiyonları, ağırlıklı olarak, Al₃Ni ve Al₃Ni₂ gibi Alüminyumca zengin bileşikler oluşturur. Bu reaksiyonlar egzotermiktir (ısıveren) ve dolayısıyla briketin sıcaklığını mesela 550 $^{\circ}\text{C}$ ' den ötektik sıcaklık olan 640 $^{\circ}\text{C}$ ' ye yükseltir. Bu şekilde de bir reaksiyon tetikler. Bu bileşiklerin oluşması difüzyon çiftleriyle yapılan çalışmalarda yoğun bir şekilde incelenmiştir. Bu bileşiklerin oluşması, briketin şişmesine ve Nikel ve Alüminyum arasında dengelenmemiş difüzyon nedeniyle de Kirkendall gözenekliliğine yol açabilir[38].

Son zamanlarda, briketin sıcaklığını ötektik sıcaklığına yükselten NiAl oluşumu nedeniyle, 600 $^{\circ}\text{C}$ civarında yüksek ısıtma hızları (20 $^{\circ}\text{C}/\text{dak}$) için bir ön yanma aşamasının var olduğu bildirilmiştir. Ni₃Al bileşimi için olduğu gibi, düşük Alüminyum miktarlarında, katı hal difüzyonu ile oluşan Alüminyumca zengin metaller arası fazların oluşumu, reaksiyon ateşleme sıcaklığına ulaşıldığı zaman mevcut Alüminyum miktarını azaltabilir ve bunun da zararlı bir etkisi olur. Bununla beraber, mesela NiAl gibi alüminyumun hacim oranının büyük olduğu bileşimler için, bu fazların oluşumu esasen mesela Ni+Al=NiAl gibi ürünün ergimesine neden olan egzotermik reaksiyonları azaltan bir tampon etkisi yapar. Bu bileşiklerin doğru miktarlarda oluşumunun Ni+Al=NiAl

reaksiyonunu seyrelttiği ve erimesini engellediği gösterilmiştir. Aynı tampon bileşikler reaksiyonda tüketilmektedir. Aslında, 400 oC’ den yüksek sıcaklıklar ve düşük ısıtma oranları ile çalışıldığında, Ni-Al sistemi için katı hal difüzyonu daima hesaba katılmalıdır[39].

3.4.4. Isıtma Oranı

Isıtma oranının etkisi iki ısıtma tipi ile ortaya konulur. Birincisi, ısıtma hızı azaldıkça, katı hal difüzyonu meydana gelme ihtimali artar. İkincisinde, eğer ısıtma oranı çok yüksek ise, işlem kontrolü kaybolur ve briketin yüzeyi iç kısımdan daha hızlı bir şekilde reaksiyon sıcaklığına yükselir[40]. Bu da ısı patlamanın aksine, yüzeyde başlayan reaksiyonun KİYSS tarzında daha soğuk olan iç kısma doğru hareket etmesine yol açabilir. Yine, Ni₃Al’un reaksiyon sentezlemesinde, argon ve hidrojen atmosferleri kullanıldığında ve ısıtma hızı 30 K / dak’ dan 3 K / dak’ ya düşürüldüğünde, muhtemelen Kirkendall gözenekliliği nedeniyle, şişme meydana geldiği bildirilmiştir. Dolayısıyla, orta hızda bir ısıtma işlemi tavsiye edilir[41].

3.4.5. Atmosfer

Nikel alüminatların reaksiyon sentezlemesinde yoğunluk açısından en iyi sonuçlar, reaksiyon vakum altında gerçekleştirildiği zaman elde edilir. Vakum, çevreye ısı kayıplarını azaltır ve yanma sıcaklığına ulaşma süresini bir parça da uzatır. Esas itibarıyla, dâhili gözeneklilik, yoğunluğu artıracak şekilde yok edilir. Argon ya da Hidrojen kullanıldığında, ısı, reaksiyona giren briketten atmosfer aracılığı ile uzaklaştırılır. Ayrıca, Argon ve Hidrojen gözeneklerin içinde hapis kalır ve yoğunluğun artmasını engeller. Ni₃Al’ da hidrojen argondan daha çok difüze olduğundan, hidrojen atmosferinde yapılan reaksiyon sentezlemesinde, yoğunluk daha yüksek olur. Bununla beraber, en yoğun ürünler vakumda elde edilir[42].

3.4.6. Ateşleme sıcaklığı ve yeşil (yaş) yoğunluk

Bu çalışmalarda kullanılan fırın sıcaklıkları ekseriya, 550-750 oC aralığında, süreler ise 10 ila 15 dakika arasında değişir. Vakumda çalışılmadığında, daha yüksek

sıcaklıklar kullanıldığı zaman, içeride kalan gazların şişmesi nedeniyle daha düşük yoğunluklar elde edildiği de görülmüştür. 550 oC' nin altındaki sıcaklıklarda, muhtemelen reaksiyon esnasında sıvı bir faz oluşmadığı için gözeneklilik daha yüksek olmaktadır[43].

Teorik yoğunluğun yaklaşık % 72'sine ulaşan yaş yoğunluğa yola açan yüksek izostatik briketleme basınçlarında ateşleme sıcaklığı GTA, Alüminyumun atomik olarak % 25 ila % 50 arasında olduğu Ni-Al sistemleri için az çok bileşimden bağımsızdır. Ne var ki, düşük yaş yoğunluklarda GTA, Al miktarındaki artışla azalır. Ateşleme sıcaklığı, ısıtma hızı arttıkça, muhtemelen düşük sıcaklıklarda, katı hal egzotermik reaksiyonları azaldığı için, artar[44].

3.4.7. Alaşım elemanları ilavesinin etkisi

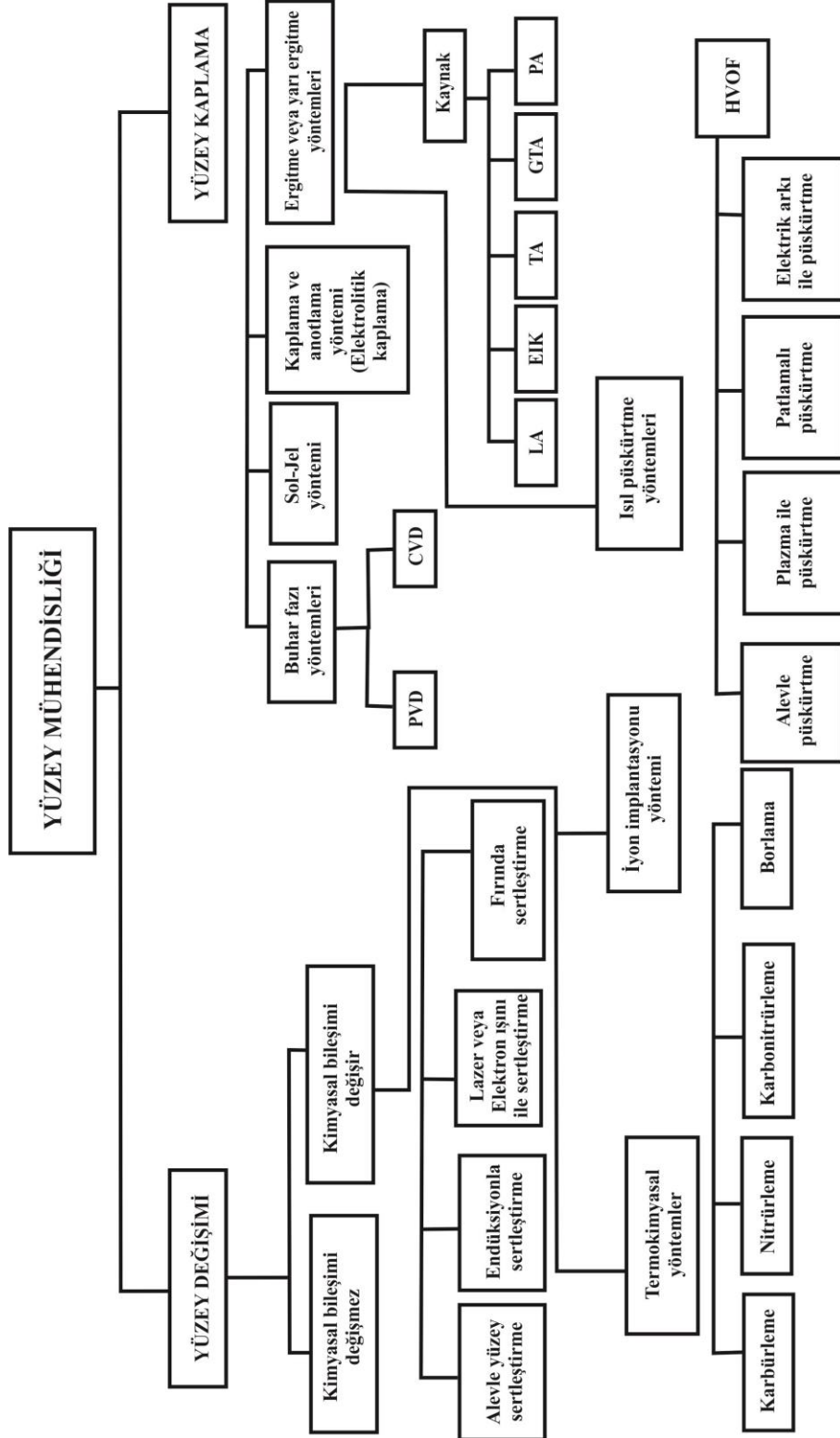
Ni-Al bileşiklerinin reaksiyon sentezlemesi üzerinde alaşımlamanın etkisini inceleyen çalışma sayısı çok değildir. Bor ilavesi EXOMELT işlemi dışında, son zamanlarda bazı çalışmalar yayımlanmıştır[45]. Pieczonka ve son zamanlarda Ni-Al-Mo in reaktif sinterlemesini incelediler. Isıtma hızının, reaksiyon esnasında şişme ya da büzülme miktarını büyük ölçüde etkilediği görüldü. Bunu sağlayan mekanizmada, başlangıçta yüksek derecede egzotermik olan katı hal reaksiyonları, Alüminat fazlarının oluşmasını sağlamakta, sonra da bu fazlar sinterlemeye yardımcı olan Alüminyumca zengin bir sıvının oluşumunu artırmaktadır. Düşük reaktif sinterleme sıcaklıklarında (700 oC), Kromun varlığı, oluşan sıvı miktarını azaltmakta ve şişme ve yoğunluğun azalmasına yol açan homojen yayılmayı artırmaktadır. Reaksiyon sinterlemesindeki problemleri azaltmak için, sıcak izostatik presleme kullanılmıştır. Aslında, reaksiyon sentezlemesinin mevcut üretim yöntemleri ile yarışabilir bir işlem olması için, reaksiyon sentezlemesi ile üretilmiş olan ürünler üzerinde alaşım elementlerinin etkisinin daha detaylı incelenmesi gerekmektedir[46].

4. YÜZEY SERTLEŞTİRME YÖNTEMLERİ

Yüzey işlemleriyle malzemenin sertlik, süneklik ve yorulma gibi mekanik özellikleriyle birlikte, sürtünme ve aşınma, oksidasyon ve korozyon özellikleri de iyileştirilmektedir[49,50]. Sürtünerek çalışan makina elemanlarında belirli bir süre sonra meydana gelen aşınma problemlerini azaltmak için birçok yüzey iyileştirme teknikleri uygulanmaktadır[51]. Bunlardan birincisi, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yapılan yüzey sertleştirme, ikincisi, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yapılan yüzey sertleştirme ve üçüncü grup olarak sınıflayabileceğimiz yine yüzeyin malzemelerle kaplanmasıdır. Teknikte pek çok konstrüksiyon elemanı sadece yüzeyde aşınma etkisi altında bulunur. Örneğin; yatak muylusu, kavrama tırnağı, dişliler v.b.'nin imal edildiği sünek çelikler düşük karbonlu (% 0.2-0.35 C) olduklarından yeterli derecede sertleştirilemezler. Gerçekte bu malzemelerin iç kısımlarının sünek, dış kısımlarının ise sert olması istenir. Buna da ulaşmanın en güvenilir yolu, malzemenin iç kısımlarının sünek kalması sağlanarak yüzeyin uygun bir yöntemle sertleştirilmesidir[52]. Böylece malzeme, yüzey sertleştirmeyle yüksek bir yorulma mukavemetine de ulaşır[47].

Yüzey kaplama yöntemleri; buhar biriktirme, elektrolitik kaplama ve yüzey ergitme yöntemleri olarak üç grupta ele alınabilir. Ergitme yöntemlerinden kaynak işlemleriyle yüzey alaşımlama; yüzey modifikasyonu yöntemlerinde yeni bir teknik olup, yüzey mühendisliğinde kendisine geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Yine ergitme yöntemlerinden ısıl püskürtme (thermal spray) etkili bir yöntem olup, özellikle yüksek yoğunluklu oksit fuel (HVOF/high-velocity-oksit-fuel) püskürtme yöntemi, püskürtme esaslı yöntemler içerisinde üstün avantajlarından dolayı dikkat çekmektedir. Kalın kaplamaların makine elemanlarının ölçülerinin korunması açısından yetersiz kalması, zamanla ince kaplamaların gelişmesine neden olmuştur[53,54]. İnce kaplamalar, fiziksel buhar depolama (PVD), kimyasal buhar depolama (CVD), sol-jel ve elektrolitik kaplamalarla kolaylıkla elde edilebilmektedir. Fiziksel ve kimyasal buhar yöntemlerinden özellikle PVD yöntemi, CVD yöntemine göre daha düşük sıcaklıklarda uygulandığından, malzemelerin deformasyon özellikleri bakımından tercih edilen bir yöntemdir. Elektrokimyasal yöntemle malzeme yüzeyinde oluşturulan kaplama tabakası, oldukça eski bir yöntem olup, korozyona karşı gösterdikleri direnç ve güzel görünüm özellikleri yönünden teknolojiye yerini almıştır. Özellikle sert krom kaplama hem mekanik özellikleri ve hem de görünümü

itibariyle[55,56] otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Şekil 4.1 'de modern yüzey modifikasyon yöntemleri görülmektedir[47].



Şekil 4.1 modern yüzey modifikasyon yöntemleri [47]

Yüzey sertleştirme yöntemlerini başlıca iki ana grupta toplamak mümkündür. Bunlar;

1. Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeden yapılan yüzey sertleştirme,
 - a. Fırında
 - b. Alevle,
 - c. Endüksiyonla,
 - d. Lazer veya plazma ışınlı,
2. Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yapılan yüzey sertleştirme,
 - a. Karbürleme (katı, sıvı, gaz),
 - b. Nitrürleme,
 - c. Karbonitrürleme
 - d. Borlama.

4.1 Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirmeden Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri

Bir malzeme yüzeyinin kimyasal bileşimini değiştirmeden sertleştirilebilmesi için, malzeme yüzeyindeki C oranının yeterli olması gerekir[52]. C oranı yaklaşık % 0.2-0.3'dür. C oranları, sertleşme sınırı üzerinde bulunan çelikler; fırında veya alevle ısıtılarak ya da endüksiyon akımıyla yüzeyleri sertleştirilir.

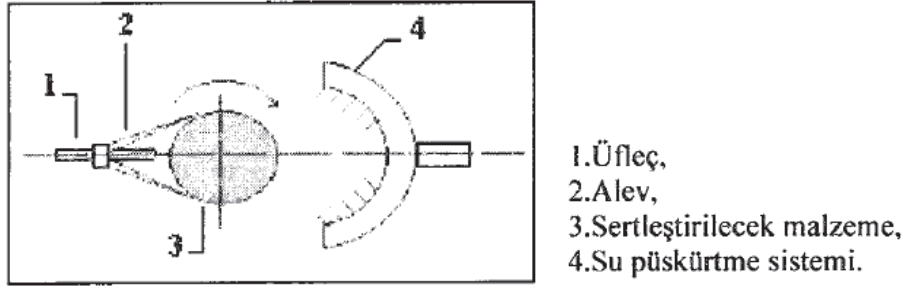
Bu yöntemlerin temel prensibi; öncelikle malzemeyi ısıtılma sıcaklığına kadar ısıtmak, sonra da belli bir soğutma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{sn}$) ve ortamda aniden soğutmaktır[47].

4.1.1 Fırında Sertleştirme

Bu yöntemde, parçanın dış kısmı, parça bileşimindeki karbon miktarına göre, Ac_3 ve Ac_1 sıcaklıklarının hemen üzerinde, iç kısmı ise ferrit-ostenit dönüşümü tamamlayacak şekilde ısıtılır. Belli bir bekleme süresinden sonra malzeme uygun ortamda soğutulur. Parça yüzeyine, çelikteki alaşım elementlerine ve miktarlarına bağlı olarak, sertlik ve aşınma mukavemeti kazandırılırken iç kısımda fazla bir değişim olmaz[52].

4.1.2 Alevle Yüzey Sertleştirme

Orta karbonlu çeliklere (% 0.30-0.70 C) uygulanan bu işlemde, çelik yüzeyi ostenit sıcaklığına kadar ısıtılır ve ince bir martenzitik yüzey tabakası oluşturmak için çeliğe hızla su verilir (Şekil 4.2). Alevle sertleştirmede malzemenin merkez bölgesinin yapısı ve özellikleri bu işlemde etkilenmediğinden, malzemenin iç kısmının özelliklerini, yüzey sertleştirme işleminden önce uygun bir işlemle iyileştirilmesi gerekir. Yüzeyde sert martenzitik bir yapı, iç kısmında ise ferrit + perlitten oluşan bir yapı elde edilir[57,58,52].

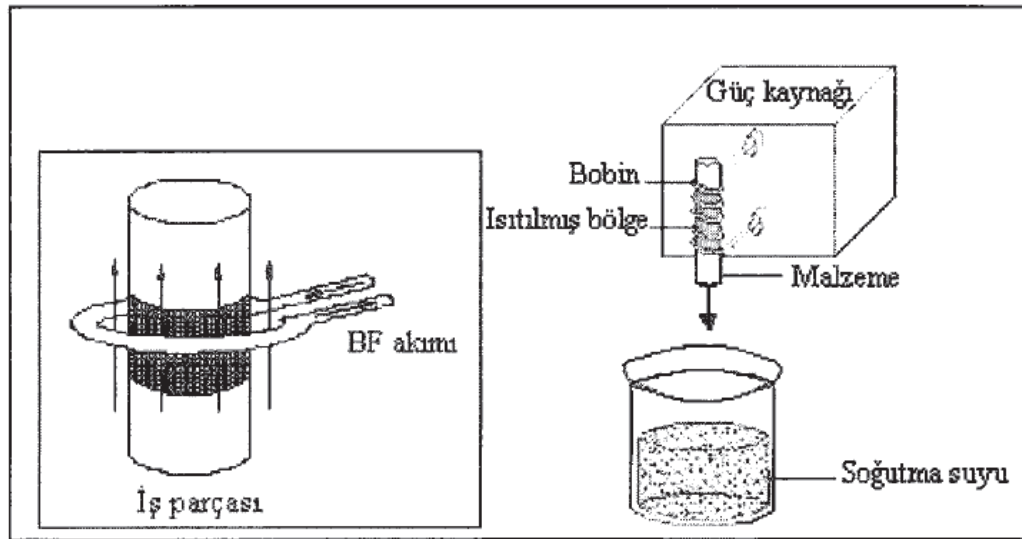


Şekil 4. 1 Alevle yüzey sertleştirme işleminin prensip şeması[58]

Alevle sertleştirme işleminde gerekli ısı, oksii-asetilen alevi ile sağlanabildiği gibi başka bir ısı kaynağı yardımıyla da elde edilebilir. Kullanılan cihaz yardımıyla parça yüzeyi otomatik olarak ısıtılıp soğutulur (su verilerek) sertleştirilebilir. Sertleşme derinliği; alev şiddeti, ısıtma süresi veya hareket hızının ayarlanmasıyla kontrol edilebilir. Aşırı ısıtma, hem sertleştirilen tabakanın altında kalan bölgelerde aşırı ölçülerde tane büyümesine hem de su verme işleminden sonra çatlamaya neden olabilir[58,52,59]. Yüzeyi yeterli sıcaklığa kadar ısıtılan parçaya aniden su verilerek, bazı durumlarda ise, parçaya yağda su verilerek sertleştirme sağlanır. Su verme işleminden sonra parça 180- 200°C arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, havada soğutulmak suretiyle gerilme giderme işlemine tabi tutulur. Gerilme giderme işlemi yüzey sertliğini önemli ölçüde değiştirmez[47]

4.1.3 Endüksiyonla Yüzey Sertleştirme

Endüksiyonla yüzey sertleştirme işlemi, parça yüzeyinde ince sert bir martenzitik tabaka elde etmek için, hızla ostenit sıcaklığına ısıtma ve ani soğutma yöntemidir (Şekil 4.3). Endüksiyonla sertleştirmede gerekli olan ısı, elektrik enerjisinin dönüşümü ile parça yüzeyinde oluşturulur. İç gerilimleri ve çatlamayı önlemek için 50-60 °C sıcaklığında su, tuz ya da yağ banyosu kullanılmaktadır. Sertleştirmeden sonra, iç gerilimleri gidermek için, 150-200 °C sıcaklıklarda menevişleme yapılır. Genellikle % 0.4-0.75 C' lu çeliklere uygulanır[52,55]. Bu yöntemle; krank milleri, eksantrik milleri, supaplar ve supaplara ait tahrik milleri ve hareket elemanları, tahrik zincirleri, dişli çarklar, şanzuman parçaları, hadde tamburları, zorlama ve aşınmaya maruz eklem parçaları, raylar, civatalar ve saplama gibi makine parçaları sertleştirilebilir[60].



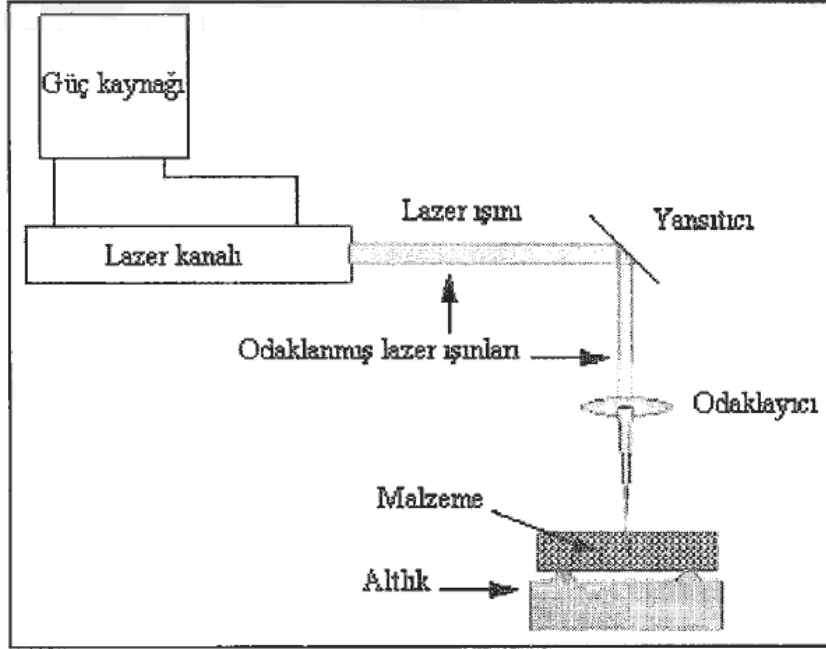
Şekil 4.3. Endüksiyonla yüzey sertleştirmesinin şematik resmi[47]

4.1.4 Lazerle Yüzey Sertleştirme

Son zamanlarda kaynak, kesme ve yüzey sertleştirme işlemlerinde lazer ve elektron ışını gibi yüksek yoğunluklu ısı kaynakları hızla geliştirilmekte ve uygulanmaktadır[61,62]. Lazerle yüzey sertleştirmede, iş parçasının kendisi soğutucu olarak davranır ve dışarıdan soğutma mekanizması gerekmez. Lazerle ısıtma, çelik iş parçası yüzeyinde ince bir martenzit tabakası üretmek için kullanılır[63]. Genellikle

kontrol edilebilen bir hızda hareket etme kabiliyetine sahip mekanizma vasıtasıyla lazer ışını odaklanarak malzeme yüzeyi sertleştirir[64,65].

Lazer sisteminin şematik resmi Şekil 4.4' de gösterilmiştir.



Şekil 4.4. Lazer sisteminin şematik resmi[47]

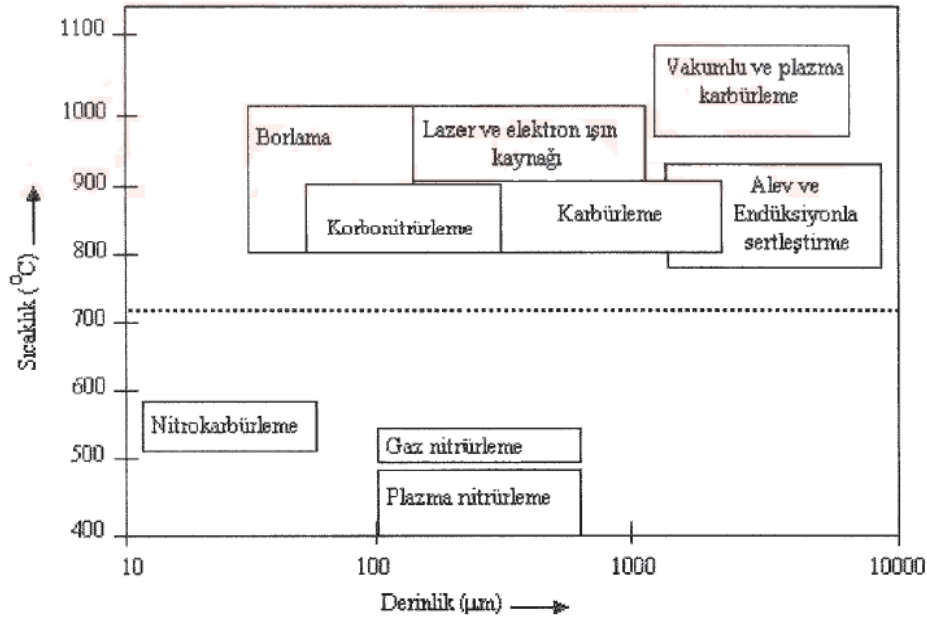
Lazerle sertleştirme yönteminde, lazer ışınları çelik iş parçası yüzeyinin bileşiminde bir değişiklik yapmadan ostenit bölgesine kadar ısıtır, ışının uzaklaştırılmasıyla ostenitleşen bölge kendiliğinden martenzite dönüşür[66]. Elde edilen sertleştirilmiş mikroyapı geleneksel ısıtma işleminden daha homojendir ve bunun sonucunda da malzemenin sertlik ve yorulma direnci artar[67]. Sertleştirilmiş yüzeyin katman derinliği, genellikle endüksiyon ve alevle sertleştirilenden daha azdır. İşlemin dezavantajı ise, lazer donanım maliyetinin oldukça yüksek olmasıdır[68].

4.2. Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri

Sertleştirme işlemi için yeterli karbon oranına sahip olmayan malzemelerin yüzeylerinde bir kimyasal değişim sağlanarak sertleştirilirler. Bunlar genellikle yüzeye karbon, azot ve bor gibi arayer atomlarının geçirilmesi ve metal iyonlarının yüzeye

bağlanması şeklinde olmaktadır[69,70]. Bekleme süresi, parça sıcaklığı, soğutma hızı, soğutmanın şekli ve yüzeye geçirilen malzeme miktarına göre ayarlanmaktadır[52].

Bazı kaplama ve yüzey sertleştirme yöntemlerinin tabaka kalınlığı ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki Şekil 4.5’ de gösterilmiştir.



Şekil 4.5. Bazı kaplama ve yüzey sertleştirme yöntemlerinin tabaka kalınlığı ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki [70]

4.2.1. Karbürleme

Karbürleme, metalin merkeziyle yüzeyi arasında karbon konsantrasyon farkı oluşturarak ostenitlenmiş metal yüzeyi ne difüzyonla karbon verme işlemidir[47]. Karbürlemeyi kontrol eden i ki önemli faktör vardı r. Yüzeyde kimyasal olarak birleşen karbon içeriği ile parçanın içine difüze olan karbonun miktarı, karbürleme oranını belirler. Karbürleme yöntem inde serbest karbon atomları düşük karbonl u çelik yüzeyine geçirilir. Aktif olan bu karbon; karbürleyici toz., tuz banyosu ve gaz atmosferinden elde edilebilmektedir. Yüzey tabakasına karbon unun yayınması, C konsantrasyon farkından kaynaklanmaktadır. Karbürleme, genellikle 850-950 °C sıcaklıkları arasında yapılabildiği gibi, gerektiğinde, 790-800 °C gibi düşük ve 1090- 1100 °C gibi yüksek sıcaklıklarda da yapılabilmektedir[47]. Karbonl u çelik için yüksek Sıcaklıklar da kullanılması (815 °C' nin üstü), işlem süresini azaltması, geçişenen madde miktarını ve

malzeme yüzeyinde reaksiyon oranını arttırır. Karbürlemede ilk önce bir miktar karbon yüzeyden merkeze, başka bir ifadeyle, karbon konsantrasyonu az olan yöne doğru ilerler. Bu nedenle, difüzyon için gerekli konsantrasyon farkı oldukça küçüktür. Yüzeydeki C konsantrasyonu zamanla arttığı için, yüzeyden içeriye (merkeze) doğru gidildikçe, parça yüzeyinde artma gösteren karbon oranı ile alaşımın kendi karbon değeri arasındaki fark, karbürlemenin etkinliğini kontrol eden en önemli faktör olarak ortaya çıkar. Bu yüzden çoğu karbürleme, denge durumunda olmayan şartlar altında gerçekleşir. Karbürleme yapılan malzemelere son özellikler, karbon difüzyonunu takiben uygun bir ısıl işleme kazandırılır[47].

4.2.1.1. Toz ile Karbürleme

Yüzeyi sertleştirilecek parçalar, karbürleyici toz ile karıştırılarak hava geçirmeyen kapalı ve kille sıvanmış sementasyon kutularında 900 °C' de 4-4,5 saat kadar tutulur. Karbürleyici toz odun kömürü, kok ve kemik tozu ile alkali bileşiklerden oluşur[58]. Yüksek sıcaklıklarda oksijence fakir CO ve CO₂ ' den oluşan bir gaz karışımı elde edilir. Kalsiyum karbonat, stronsiyum karbonat ve baryum karbonat gibi alkali bileşikler ve bazı tuzlar karbürizasyonu hızlandırıcı katalizör maddelerdir. Yüksek sıcaklıklarda Baudouard reaksiyon una göre;



yüzeyde açığa çıkan aktif karbon, difüzyonla metal yüzeyine geçişerek çeliğin yapısına girer[47].

4.2.1.2 Tuz Banyosunda Karbürleme

Tuz banyosu karbürizasyonunda, iş parçaları belli bir süre ön ısıtıldıktan sonra 850-930°C sıcaklıklar arasında siyanürlü alkali tuz eriyikleri içerisine daldırılır. Tuzların bileşiminde karbon taşıyıcı olarak sodyum siyanür (NaCN), ayrılmayı frenleyici olarak görev yapan klorürler (özellikle KCl), aktifleyici olarak da stronsiyum ve baryum bileşikleri bulunur.

Karbürizasyon sıcaklığında siyanür parçalanarak karbon ve az miktarda da azota ayrışır. Tuz banyosu nda parçaların bekletilme süresi kısadır. Karbürizasyon bittikten sonra parça doğrudan doğruya sertleştirilebilir[52].

4.2.1.3 Gaz Atmosferinde Karbürleme

Gaz atmosferinde karbürleme, iş parçası yüzeyine, gaz ortamından karbon elementinin transferiyle yüzeye karbonun difüzyonu işlemidir[71]. CO ve H₂ içeren gazlar kullanılarak yapılan yöntemde reaksiyon :

Karbürleme yönteminde, metan ve propan gibi saf hidrokarbon bileşimli gazların kullanımı da mümkündür. Bu durumda, karbon transferi metal yüzeyinde hidrokarbon moleküllerinin birikimiyle oluşur ve aşağıdaki denklemlere göre ayrışır[71]:

Gaz karbürizasyonunda işlem süresi oldukça kısadır. Parçalar doğrudan sertleştirme ortamına alınabilir. Karbürleme derinliği ve parça büyüklüğü arzu edilen şekilde seçilebilir. Bu avantajlarının yanı sıra gaz üretim ve ayarlama tesislerinin gerekmesi, CO gazının zehirliliği gaz atmosferiyle karbürlemenin dezavantajlarını oluşturur[47].

4.2.1.4. Plazma Yöntemiyle Karbürleme

Plazmayla karbürleme işlemi, plazmayla nitrürleme işlemine benzer özellikler taşır. Sadece kullanılan gaz ve gerilim değeri farklıdır. Bu işlemde doğru akım kullanılmaktadır. Gaz basıncı 1-20 mm Hg (torr) olup, anot ve katot arasına genellikle 1000 Volt' luk bir gerilim uygulanarak plazma oluşturulur. Karbtürleme gazı ise, genellikle bir hidrokarbondur.

Karbürleme işlemi 850-1050 °C arasındaki sıcaklıklarda yapılan östenitik bir termokimyasal işlem olarak sınıflandırılabilir[47]. Çünkü işlem tamamen ostenitik şartlarda meydana gelmektedir. İşlem sonrası malzemenin ısı etkisiyle çarpılma tehlikesi hemen hemen yoktur, çünkü soğuma vakum ortamında olmaktadır. Parçaların geometrisi homojen tabaka elde edilmesi için önemli değildir, her geometriye sahip malzemede homojen kalınlık elde edilebilir. Hatta işlem parametresinin iyi seçilmesiyle 0.5 mm çapındaki bir yatak karbürlenebilir[68]. Plazma karbürleme; işlem süresinin kısa olması, çarpılmanın (distorsiyon) az olması ve yapının iyi kontrol edilebilmesi gibi avantajlarından dolayı endüstride çok geniş uygulama alanı bulmaktadır[71].

4.2.2. Karbonitrürleme

Karbonitrürleme, karbürleme ve nitrürleme işleminin kombinasyonu şeklinde olup, karbürleme banyosuna benzeyen tuz eriyikler içerisinde azotun karbon ile birlikte sertleştirilecek çelik yüzeyine nüfuz ettirilmesi işlemidir[72,58]. Karbonitrürleme, genellikle karbürlemeden daha az bir sürede ve düşük sıcaklıkta yapılır, dolayısıyla yüzeyde karbürlemeden daha ince bir sertleştirilmiş tabaka oluşur. Seçilecek düşük sıcaklık, metal yüzeyine daha az karbonun, buna karşılık daha fazla azotun difüzyon olmasına neden olur[52]. İşlem süresi genellikle 1-1.5 saattir.

Karbonitrürleme, normal olarak 0.075-0.75 mm kalınlığında aşınmaya dirençli sert yüzey oluşturmak için uygulanır. Azot ilavesinin üç önemli etkisi vardır Azot; karbon difüzyonunu sağlar, sertleşebilirliğini artırır ve nitrürleri oluşturur. Böylece aşınma direncini sağlayan sert tanelerin oluşmasını gerçekleştirerek maksimum sertlik elde edilir[47]. Aynı zamanda azot, ostenit kararlaştırıcı olduğu için de yüksek azot miktarı, özellikle alaşımlı çeliklerde kalıntı ostenite neden olabilir[72]. Karbonitrürleme için karbürlemede kullanılandan daha az soğuma hızı sağlayan yağda soğutma uygulandığı için maksimum sertlik ve minimum çarpılma sağlanabilir.

% 0.35-0.5 C aralığındaki pek çok çelikte, derin olmayan (sertleşme derinliği maksimum 0.3 mm) sert yüzeyler oluşturmak için karbonitrürlenirler. Karbonitrürlenmiş yüzeylerin temperleme sırasındaki yumuşamaya dirençleri, karbürleme yüzeylerinden daha yüksektir. Karbonitrürlemenin dezavantajı sertleştirme yüzey derinliğinin 0.75 mm' den daha az olmasıdır[52].

Temelde karbonitrürleme, katı, sıvı ve gaz ya da elektrik boşaltma şartlarında gerçekleştirilir. Günümüzde bu işlem hem sıvı hem de gaz atmosferinde çok sık olarak yapılmaktadır. Burada amaç istenen şartlara uygun tek fazlı Fe_{2.4}N-nitrür tabakasının oluşturulmasıdır. Ancak bu işlem yapılırken istenen koşulların oluşmasında birçok zorluklar ortaya çıkmaktadır. Bu; işlem esnasında yüzeyden saçılan karbonun etkisiyle ilgilidir. Çünkü yayılan karbon, nitrürleme için seçilen gaz karışımına karışabilir. Çok fazla miktarda karbon, bu gaz karışımına katıldığında beyaz tabakanın (ϵ -nitrür) içerisinde sementiti (Fe₃C) oluşturabilir. Bu durum ise beyaz tabakanın işlevini tam olarak görmesini engelleyebilir[68].

4.2.2.1. Plazmayla Karbonitrürleme

Plazma karbonitrürleme işlemi, 450-580 °C sıcaklıklarında, demir esaslı malzemelerin yüzeyine azot ve karbonun yayınmasını sağlayan bir termokimyasal işlemdir[73]. Yüzeyde γ -demir nitrür ile beraber ϵ -nitrür tabakası ve altta ise difüzyon tabakası oluşur. Plazma ile nitrürleme işleminin tersine, bu işlemde kullanılan gazlar $\text{Ni-H}_2\text{-CH}_4$ veya $\text{N}_2\text{-H}_2\text{-CO}_2$ 'dir. Bu işlemin amacı, düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin yüzeyinde ϵ -nitrür tabakası oluşturarak korozyon ve aşınma dayanımını artırmaktır[71]. Üretim parametreleriyle ilk olarak, malzemenin yorulma dayanımını, akma mukavemeti ve belirli hallerde korozyon direnci artırılır. Aşınma ve korozyon direncindeki artış, yüzeyde oluşan tek fazlı beyaz tabaka (ϵ -nitrür) sayesinde meydana gelir[47].

4.2.3. Nitrürleme

Nitrürleme, 500-600 °C sıcaklıklar arasında demir esaslı alaşımlara ferritik (KHM) yapıda, malzeme yüzeyinde nitrür tabakası oluşturmak için, atomik azotun (N) difüzyon yoluyla geçirilmesi esasına dayanan bir termokimyasal yüzey işlemdir[74]. 0.71 Angstrom olan atom çapıyla azot, 0.77 Angstrom atom çapına sahip olan karbona nazaran demir kafesine daha kolay nüfuz ettirilebilir. Azotun alınması, yüksek sıcaklıklardaki ostenit bölgesinde çok hızlı olur. Oluşan nitrürlerin ($\epsilon\text{-Fe}_2\text{...4N}$, $\gamma\text{-Fe}_2\text{...4N}$, Fe_3N_4 , Fe_3C , Si_3N_4 , Fe_2O_3) dış cidarda yığılması [75-77], yüzeyde kırılğan bir tabakanın oluşmasına sebep olur[78,79]. Ayrıca ostenit-ferrit dönüşümünden dolayı hacim değişmesi nedeniyle, bu tabaka parçalanarak dökülür[58]. Dolayısıyla, ostenitik yapıda (KYM) değil, ferritik (KHM) yapıda azot geçirilir. İşlem sıcaklığı genellikle işlem gören çelik tipine ve arzu edilen derinliğe bağlı olarak 1-100 saat süreyle 500-600 °C' ler arasında yapılır[80].

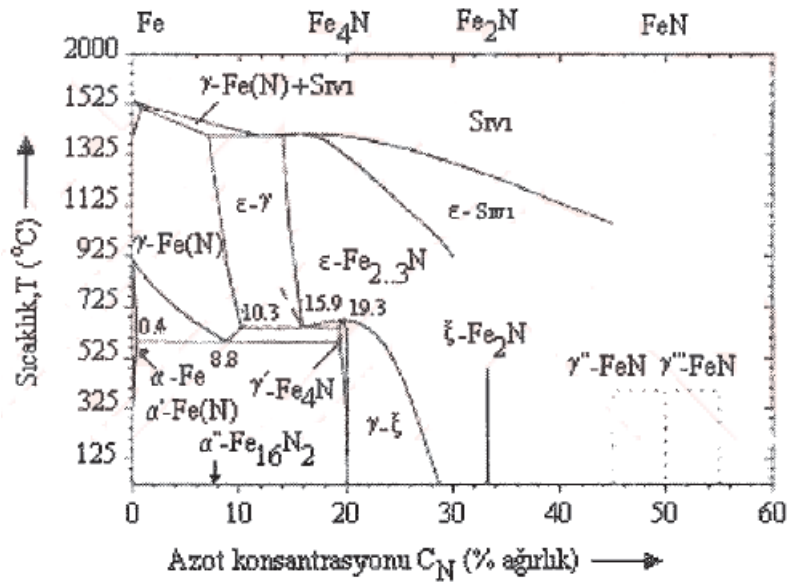
Nitrürasyon işlemi için doğrudan doğruya amonyak gazı (NH_3) kullanıldığı gibi, bu amaç için azot verici siyanürlü tuz banyolarından da (KCN , NaCN esaslı tuzlardan) yararlanılır. Nitrürlenmiş katmanlar karbürleme ile üretilen katmanlardan daha serttir. Nitrürlemenin prensip olarak amacı; yüksek yüzey sertliği elde etmek, amma direncini geliştirmek, yorulma ömrünü artırmak ve iyi bir korozyon direnci sağlamaktır. Nitrürlemeyle yüzeyi sertleştirilmiş makine elemanları; kam milleri, dişliler, delme pançları, iğneler, dişli çarklar ve buhar vanaları örnek olarak verilebilir[80,81]. Nitrürleme

sonrası malzemelere tavlama işlemine gerek duyulmaması, demir esaslı malzemelerde 550 °C gibi düşük sıcaklıklarda olmasından dolayı çarpılma riskinin olmaması ve parça ölçülerinin değişmemesi yöntemin avantajlarını teşkil eder. Bununla birlikte, işlem süresinin uzun olması ve dolayısıyla oksitlenme ihtimalinin bulunması gibi dezavantajları da vardır[47].

Fe-N faz diyagramı Şekil 4.6'da gösterilmiştir.

Teknikte kullanılan nitrürlenme yöntemleri ise;

1. Gaz nitrürlenme yöntemi,
2. Tuz banyosunda nitrürlenme yöntemi,
3. Plazma nitrürlenme yöntemi,
4. Azot implantasyon yöntemi,
5. Plazma daldırılmalı iyon implantasyon yöntemidir.

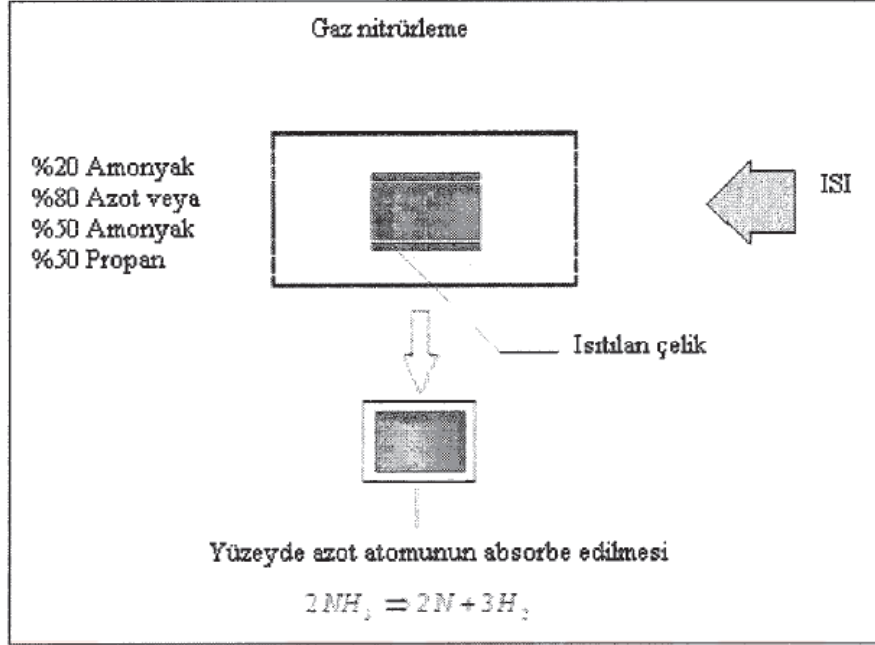


Şekil 4.6 Fe-N faz diyagramı [74,82]

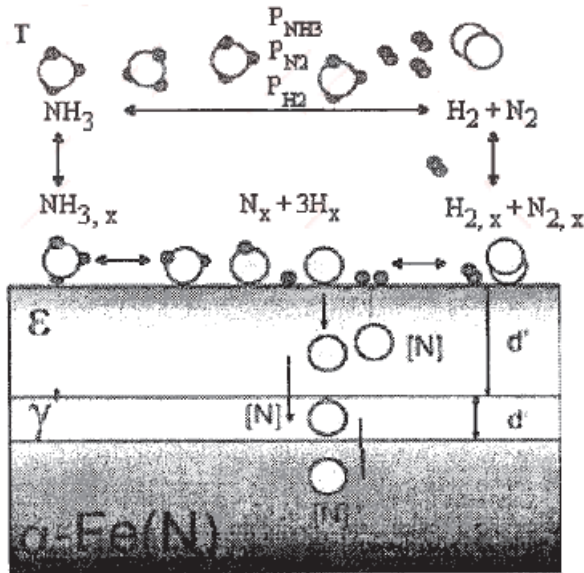
4.2.3.1. Gaz Nitrürlenme Yöntemi

Gaz nitrürlenme yöntemi, uygun bir sıcaklıkta amonyak gazıyla birlikte azotun malzeme yüzeyine teması sonucu malzemeye yayınması esasına dayanır. Nitrürlenme sıcaklığı (çelikler için) 510-540 °C arasında değişmektedir. Gaz nitrürlenmede kullanılan amonyak (NH₃), kendisini oluşturan N ve H elementlerine ayrıştıktan sonra, azot reaksiyon

yoluyla metal yüzeyine geçer. Şekil 4.7 ve Şekil 4.8' de gaz nitürleme yönteminin şematik görünüşü verilmiştir[47].



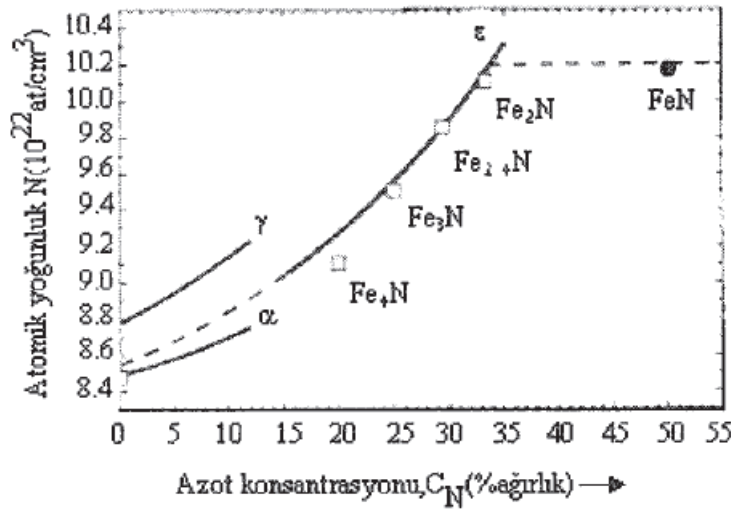
Şekil 4.2 Gaz nitürleme yönteminin akış şeması [47]



Şekil 4.3 Gaz nitürleme yönteminin şematik görünüşü[74]

Nitrürleme süresinin uzaması, demir nitrürlerin yarı kararlı olmalarından dolayı gözenek oluşabilir[74]. Malzeme daha yüksek sıcaklıklarda nitrürlendiğinde, N yeniden ayrışmaya eğilim gösterdiğinden, gözeneklerin oluşması kaçınılmazdır. Nitrürlenmiş tabakalarda gerilmelerden dolayı hacim değişimleri sonucu, istenmeyen çatlaklar meydana gelebilir[83].

Fe-N sisteminde atomik yoğunlukları Şekil 4.9’ da gösterilmiştir.

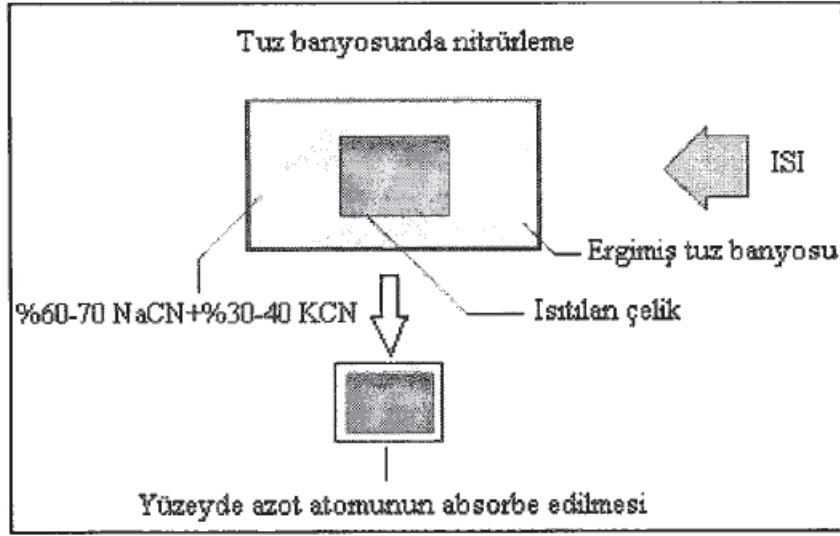


Şekil 4.9. Fe-N sisteminde atomik yoğunlukları[47]

4.2.3.2. Tuz Banyosunda Nitrürleme

Tuz banyosunda nitrürleme işlemi, gaz nitrürleme işlemine benzerlik gösterir. Yalnızca N aktivitesi, reaktif azot içeren siyanür veya siyanat tuz banyolarından elde edilir. Burada, yüksek sıcaklıklarda siyanürden (CN) karbonun ayrışmasıyla beraber, düşük sıcaklıkta azot ayrışarak çelik yapısına yayındırılır[47].

Tuz banyosunda nitrürlemenin gaz nitrürlemeye göre üstün tarafı, banyo nitrürlemede 500 °C gibi düşük sıcaklıklarda küçük nüfuziyet değerlerinde daha yüksek sertliğe ulaşılabilmesi ve bu derinliği daha kısa sürede gerçekleştirmesidir. Makine elemanlarının tuz banyolarına daldırılıp alınması da, gaz fırınlarındaki nitrürlemeye göre daha kolaydır. Tuz banyosunda nitrürleme yönteminin akış şeması Şekil 4.10 ‘da gösterilmiştir[47].



Şekil 4.10. Tuz banyosunda nitrürleme yönteminin akış şeması[47]

Banyo nitrürlemede, azot ile birlikte karbon difüzyonu da gerçekleşeceğinden karbonitrür bileşiği oluşur. Yapıya karbonun girmesi, aşınma dayanımını yükseltir. Aşınmaya dayanıklı fakat ince olan karbonitrür tabakası, yüksek sıcaklıklarda azotun difüzyon mesafesini sınırlar. Azot, 570°C gibi yüksek sıcaklıklarda nitrür olarak bulunmaz. Ferrit kafesine yerleşmiş şekilde bulunacağından, kafeste biraz genişleme olur. 570 °C sıcaklık ve 10 saatte 0.5-0.8 mm derinliğe ulaşılır. Bu durum, özellikle nitrür oluşturan alaşım elemanları fazla olmadığında meydana gelir. Bundan dolayı banyo nitrürlemesi, hem alaşımsız ve hem de düşük alaşımlı çelikler için uygundur[47].

4.2.3.3. Plazma (iyon) Nitrürleme

Plazma nitürleme yöntemi, bir elektrik boşaltma (glow discharge) teknolojisi kullanılarak azotun malzeme yüzeyine yayındırılma işlemi veya bir başka deyişle, malzeme yüzeyine iyonize edilmiş azotu yaymak için aktif ve reaktif plazma hali oluşturma işlemidir[79,80]. İşlem, teorik açıdan elektriksel olarak iletken malzeme yüzeyine N arayer atomu yayındırılır ve N₂, H₂, Ar ve NH₃ gaz ortamında, 400-750 °C arasında gerçekleştirilebilir[47]. Yüzeyi sertleştirilecek malzemenin Cr, Al, V, Mo ve Ti gibi alaşım elementlerini içermesi yüzey sertliğini daha da artıracaktır. Plazma ile nitrürasyon işlemi sırasında malzemenin yüzeyinde sert bir nitrür tabakası oluşur. Bu yapı genellikle difüzyon tabakası ile bileşik (beyaz tabaka) tabakayı içerir[79,81]. Yüzey sertliği

ve sertleşme derinliği; işlem zamanına, sıcaklığa, gaz karışımına ve demir esaslı malzemenin alaşım içeriğine bağlıdır.

Günümüzde askeri amaçlı olarak kullanılan plazma ile nitrüleme işlemi, özellikle motor pistonlarında, krank millerinde, valflerde, kam milinde, dişlilerde, matkap, zımba gibi kesici takımlarda, derin çekilebilen malzemelerde, dönme ve eğilmeye maruz kalan tüm makina parçalarında kullanılmaktadır[84]. Bu işlemin ekonomik ve kolay uygulanabilmesi endüstride kullanım alanını artırmıştır[47].

4.2.4. Borlama

Borlama, bor atomlarının metal yüzeyine difüzyonuyla malzeme yüzeyini güçlendiren bir termokimyasal yüzey sertleştirme işlemidir. Borlama işlemiyle oluşan borürler, alt tabaka çeliğinin aşınma ve tribolojik davranışlarını iyileştirir[85]. Yirminci yüzyılın başlarından itibaren çalışmaya başlanan borlama ile çok sert, sürtünme katsayısı düşük, yüksek sıcaklıkta mukavemetli ve korozyona karşı dirençli kompozit malzeme elde edilmesi mümkün olmaktadır. Termokimyasal yüzey sertleştirme yöntemi olan borlamada, bor atomları metal yüzeyine termokimyasal reaksiyonla geçerek sert borür tabakası oluştururlar.

Endüstriyel borlama; 2-10 saat için 900-1100 °C sıcaklıklarında, katı, sıvı, gaz veya plazma ortamlarından herhangi birini kullanarak çelikler, dökme demirler; nikel-, kobalt-, titanyum-, molibden esaslı alaşımlar ve sermet karbürleri gibi birçok demir esaslı ve demir dışı metallere başarılı bir şekilde uygulanır[86]. Çelik yüzeyinde oluşan bor tabakasının sertliği yüksek olup, tabaka aşınma ve korozyona karşı çok dirençlidir.

Bor tabakaları gevrek olduğundan darbeli yüklere maruz uygulamalarda tercih edilemez. Borlanan bir yüzeyin sertliği krom kaplanan veya sertleştirilen takım çeliklerinden çok daha serttir (1300-2300 HV)[87].

Bor tabakası oluşumu; borlama sıcaklığı, işlem zamanı ve borlanan malzemenin özelliklerine bağlıdır. Bor; katı, sıvı veya gaz durumunda olabilir. Katı durumunda borlama avantajlıdır. Bu metod, işlemin kolay olması ve pürüzsüz bir kaplama yüzeyinin elde edilmesi mümkün olduğundan geniş bir kullanım olanağı sağlar. Katı durumda borlama, kutu sementasyonuna benzer şekilde yapılabilir[88]. Borlama için malzeme ısıl dirençli kutu içindeki toz içine daldırılır. Malzeme yüzeyine bor atomlarının çok daha iyi difüze olması için bor tuzları ile malzeme arasında geniş bir yüzey teması arzu edilir. Toz tane

boyutu, borür tabakasının oluşumunda önemli bir faktördür. Diş biçimli yapı borür tabakasının karakteristik bir özelliğidir[47]. Borlama yönteminin diğer yüzey sertleştirme yöntemlerine göre avantajı, yüzey tabaka sertliğinin yüksek olması, borlama sonrası ayrıca bir ısıtılma işlemi gerek olmaması, borlanan malzemelerin bazı asit, metal çözeltilerine ve yüksek sıcaklıkta oksidasyona karşı dirençli olmasıdır. Borlanan çelikler 1000 °C ve üstündeki sıcaklıklarda tribolojik özelliklerini kaybetmeksizin oksidasyona ve aşınmaya karşı dirençlidirler[89].

4.2.5. İyon İmplantasyonu

İyon implantasyonu, bir iyon kaynağı, gaz kolu (akseleratör) ve ana malzemeden ibarettir. İmplantasyon işlemi, N₂ gazının iyonize edilmesi, bu iyonların tipik olarak 100 keV' luk voltaj düşümü ile hızlandırmaları ve yüksek hızlı bu iyonların vakum altındaki hedef malzemeye yönlendirilmesiyle gerçekleştirilir. İyonlar yüzey içine yayınırlar ve yüzeye yakın bölgenin yapı ve bileşimini değiştirirler[90].

İyon implantasyonu ile kaplama teknikleri (özellikle iyon kaplama) arasındaki farkı belirtmek önemlidir. İyon implantasyonu ile yüzey alaşımı oluşur, kaplamadaki gibi arayüzey yoktur. Difüzyon bölgesinin kalınlığı (100 keV enerjisinde) 100 Å' dan azdır. İyon kaplamada ise daha yüksek değerlerdeki kalınlıklar söz konusudur ve kaplama bileşimi kaplama yapılan yüzeyin bileşiminden bağımsızdır. Ayrıca, kaplama yüzeyinde oluşan partiküllerin ancak küçük bir kısmı (< % 10) iyonize olur[91].

5. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Yüzey kaplama yöntemleri ile malzemelerin mekanik ve mikroyapısal karakteristiklerinin geliştirilmesi üzerine birçok teknik mevcuttur. Bunlardan teknik ve bilimsel alanda en çok kullanılan yöntemler, fiziksel buhar depolama (PVD), kimyasal buhar depolama (CVD), sol-jel yöntemi, elektrolitik kaplama ve ergitme proseslerinden gaz tungsten ark (GTA veya GTA), lazer (LA), plazma (PA) veya toz altı kaynak yöntemleri kullanarak tribolojik olaylara karşı korunmak ve malzeme özelliklerini geliştirmek amacıyla yapılmaktadır. Bu yöntemler, diğer yüzey işlemlerinin, malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmekte yetersiz kalmalarından dolayı tercih edilmektedirler[47].

5.1. Buhar Fazı Yöntemleri

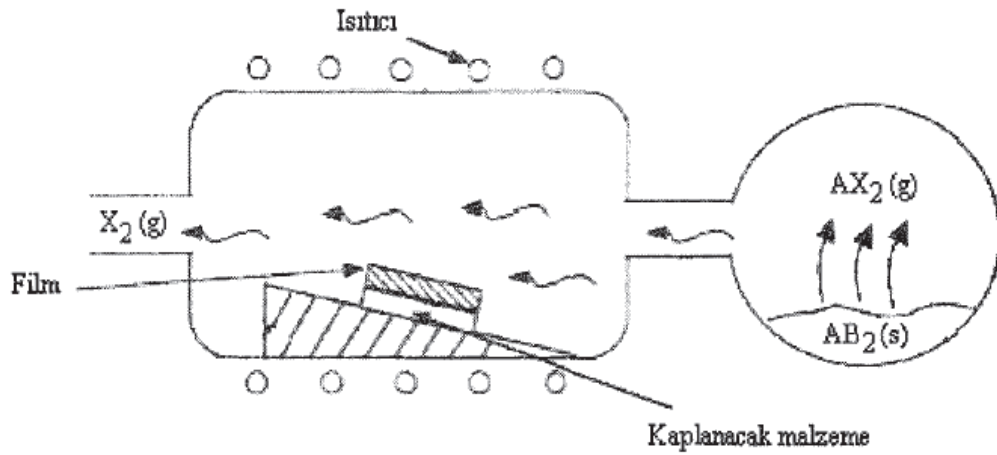
Buhar fazında ana malzemelerin yüzeyinde sert kaplama elde etmek için kimyasal buhar depolama yöntemiyle (CVD) kaplama ve fiziksel buhar depolama yöntemiyle (PVD) kaplama olmak üzere iki değişik ana yöntem kullanılmaktadır[65]. CVD ve PVD kaplamalar sadece vakum yöntemi kullanarak buhar ile çöktürülebilir. Malzeme özelliklerini belirleyen parametreler arasında, kimyasal bileşimle birlikte, üretim yönteminin malzeme mikroyapısına olan etkisi de önemini korumaktadır[47].

5.1.1. Kimyasal Buhar Depolama Yöntemiyle (CVD) Kaplama Yöntemi

Kimyasal buhar depolama (CVD) yöntemi (chemical – vapour - deposition), gaz şeklindeki kimyasal bağlantının, katı şeklinde reaksiyon ürünü olarak çöktürülmesi ya da bir başka madde üzerinde ayrıştırılması işlemidir[47].

Geleneksel CVD metodu, kimyasal reaksiyonlarla ısı enerjisi oluşturulan ısı hareketli CVD (TACVD) yöntemidir. CVD reaksiyonları farklı enerji kaynakları kullanılarak başlatılabilir. Kimyasal reaksiyonları harekete geçirmek için kullanılan enerji kaynaklarına göre plazma ve ışın kullanılan foto-destekli CVD (PACVD) ve plazma ile kuvvetlendirilmiş CVD (PECVD) yöntemleri gibi çeşitli kimyasal buhar depolama metodları vardır[92-94]. Şekil 5.1 ' de CVD sistemi görülmektedir.

Kimyasal buhar depolama yöntemiyle tek kristalli, çok kristalli veya amorf yapılar elde edilebilir. Kimyasal reaksiyonlar sırasında fiziksel ve kimyasal şartlar, oluşturulacak kaplama yapısına tesir ettiğinden, işlem kontrolü gerekmektedir[95]. Reaksiyonlarda reaktif gazın yanı sıra koruyucu olarak hidrojen gazı da kullanılmaktadır. Hidrojen, gaz dengesini sağlayarak hem redükleyici hem de seyreltici olarak davranır. Aynı zamanda istenmeyen oksit tabakaların uzaklaştırılmasını sağlayarak kaplama tabakasıyla ana metal arasındaki bağlanmanın iyi ve sürekli olmasını sağlar[96].



Şekil 5.1. CVD sistemi [93]

Kimyasal buhar depolamanın (CVD) en büyük dezavantajı, işlem sıcaklığının yüksek olmasıyla (1000°C ana malzemede deformasyon gözlemlendiği için çelik takımların birçoğu bu metodun dışında bırakılmıştır. Fiziksel buhar depolama (PVD) işlemi $350-500^{\circ}\text{C}$ arasında aynı özellik ve kalınlıktaki kaplamalarda başarılı olduğundan CVD'nin dezavantajı PVD'nin (Physical-Vapour-Deposition) gelişmesine yardımcı olmuştur[47].

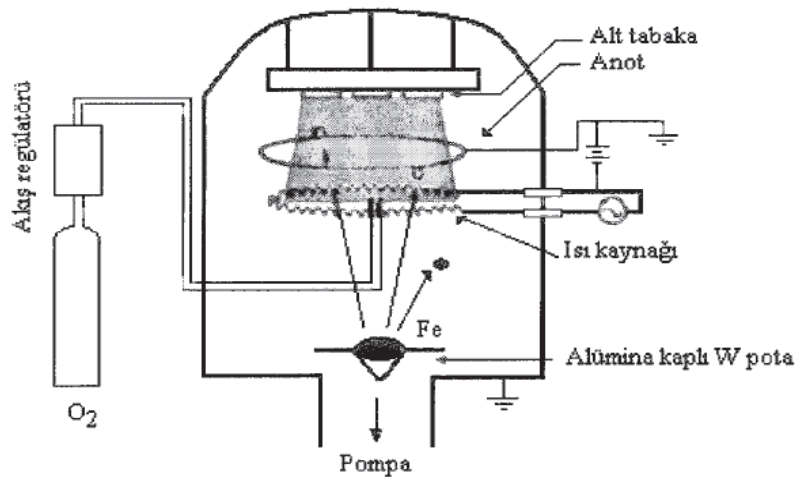
5.1.2. Fiziksel Buhar Depolama Yöntemiyle (PVD) Kaplama Yöntemi

PVD işlemi ısıtarak, lazerle buharlaştırma, saçılma ve benzeri yöntemlerden biriyle malzeme buharı elde edilip, daha sonra buharın ana malzeme üzerine yoğunlaştırılması suretiyle ince bir film tabakası elde edilmesi şeklinde gerçekleştirilir[49, 97, 98]. Şekil 5.2 'de PVD' nin çalışma ilkesi şematik olarak görülmektedir.

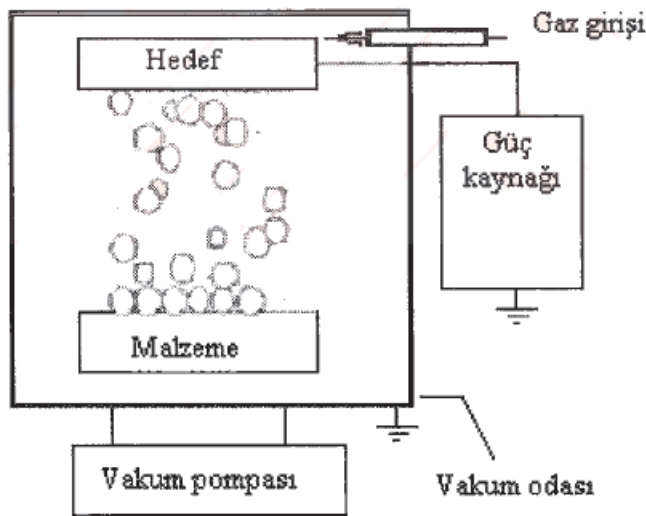
PVD sistemi genelde püskürtme esaslı, plazma (iyon) esaslı ve katodik esaslı kaplama olmak üzere üçe ayrılır.

Bir katodik püskürtme kaplama işlemi olan püskürtme esaslı PVD yönteminde, uygulanan 0.5-5 kV' ta yaklaşık 103- 101mm Hg (torr) vakum altında ve koruyucu gaz atmosferinde yapılır. Bu işlemde argon iyonları metal kaynağı üzerine çarptırılır ya da anot üzerinde hedef metal atomlarının birikim oluşturması için, Şekil 5.3' de de görüleceği gibi, hedef kaplama malzemesi yeterli enerjiye çıkartılır[99,100].

Püskürtme, atomların metal transferinde termal buharlaşma işlemleri ile yapılandır daha iyi kontrol edilebilir[68,100].



Şekil 5.1 . Demir oksit hazırlamak için PVD üretim sisteminin prensip şeması [101]



Şekil 5.2 Püskürtme mekanizmasının şematik gösterimi [100]

İyon esaslı PVD yönteminde kaplanacak malzeme, buhardan çöktürme yöntemine benzer şekilde buharlaştırılır. Yalnız buhar, kaplanacak malzemeye giderken bir plazma içinden geçer. Plazma gazı genellikle argondur ve vakum odasında 0.005-0.2 mm Hg (torr) basınçtır. Plazma, alt tabakaya yüksek bir negatif gerilimle beslenerek üretilir. Buharlaştırılan atomlardan bir kısmı alt tabakaya giderken plazmanın etkisiyle iyonlaşır ve aktifleşir[102]. İyon kaplama sürecinde, kaplanan atomların yükseltelen kinetik enerjileri nedeniyle alt tabakaya bağlanma yeteneği daha da gelişir[104].

5.2. Sol-Jel Yöntemi

Sol-jel teknolojisi yüksek kaliteli camları ve seramikleri üretmek için, 1980' l i yıllardan itibaren çalışmaya başlanan yeni bir tekniktir. Sol-jel yöntemi; farklı alt tabaka malzemelerinde ve karmaşık geometrili malzemelerin kaplanmasında kolaylık, düşük işlem maliyeti ve sıcaklığı gibi avantajlara sahiptir. Sol-jel teknolojisi basit olarak iki çeşittir. Birincisi, bir sıvı faz içerisinde kolloidal tanelerin dağılımıyla oluşan sol ve bir jet üretmek için yeniden kararlaştırıcıdan oluşur. İkincisi, sürekli bir ağ ile bir jel üretmek için kararlı organik bileşenlerin uzaklaştırmasıyla oluşturulan organometalik bileşenlerin polimerizasyonunu içerir. Filmler, bir alt tabaka üzerine sol-jel çözeltisinde ağ çöktürme veya spreyle oluşturulabilir. Organik bileşenlerden uzak bir jel tabakası için ince film katmam 70 °C' de kurutulur ve oluşan kristal tabaka, amorf tabaka ve kalıntı organik bileşenleri pirolize etmek için 400-700 °C sıcaklık aralığında ısıtılır[104].

Sol-jel kompozit kaplama yöntemleri; otomotiv ve kalıp elemanları üzerinde üretilen kaplamaları içine alacak şekilde, ısı önleyici kaplamalar, yüksek frekanslı tıbbi ve yüksek sıcaklıklı güç çeviriciler için piezoelektrik kaplamalar, düşük sıcaklıkta elektrik yalıtımı için dielektrik kaplamalar gibi uygulama alanı geniş olan bir yöntemdir[105].

Birçok avantajlara rağmen sol-jel yöntemi, endüstride yaygın olarak kullanılamamaktadır. Bunun nedeni, ısıtma işlemi sırasında organiklerin engellenmesi sonucu oluşan kaplamaların kırılmaları yol açması ve çatlağı önlemek için kaplama tabaka kalınlığının 0.5 mm' den daha az olması gerektiğindendir[106].

Sol-jel yöntemi 1970'li yıllarda yoğun bir şekilde ele alınmış ve 1980'li yıllarda ise tamamiyle yüze yakın araştırma yapılarak literatüre kazandırılmıştır. Buna göre bu yöntem, tamamiyle monolitik formda titanyum oksit (TiO₂), zirkonyum oksit (ZrO₂), alümina (Al₂O₃), silisyumdioksit (SiO₂) gibi ticari seramik oksitlerinin düşük sıcaklıkta üretildiği

yöntemlerdir. 1981 yılında Rice ve Becher ZrO₂:Al₂O₃ seramik kompozitleri sol-jel ile üretmişlerdir. Yaptıkları çalışmada, ZrO₂ takviyeli Al₂O₃ sistemi için hem kırılma mukavemeti hem de kırılma tokluğundaki artışı belirlemişlerdir. 1984' de Hoffmann ve arkadaşları AgCl ve CdS fazlarını kristal formda olan AgCl: SiO₂ ve CdS: SiO₂ gibi ince tabakalı kompozitlerden değişik di-fazlı jellerin farklı tiplerini üretilerek sol-jele farklı bir yaklaşımla onların dağıtılabildiğini ve kompozitte aşırı bir homojenlik sağlandığını göstermişlerdir. Sonuç olarak, sol-jel teknikleri, tek tabakalı kompozit üretmek için ideal bir yöntemdir[107].

5.3. Elektrolitik Krom Kaplama

Metal kaplama, yüzeylere elektrolitik birikim yoluyla uygulanan bir yöntemdir. Sistem, başlıca bir katot, bir anot, bir elektrolit ve uygun bir kaplama kabından oluşur. Uygun koşullar altında gerçekleştirilen elektrolitik krom kaplama parlaktır ve yeniden parlatmaya gerek yoktur. Krom iyonları genellikle kromik asit ya da krom oksit kullanılarak sağlanır. CrO₃ sulu çözeltisinde kromik asidi oluşturur[47].



Bu asit ise hidrojen ve kromat iyonlarına ayrışır.



Sert krom kaplama, takımların aşınma direncinin geliştirilmesinde ve ömürlerinin artırılmasında kullanılır. Kromaj ile düşük sürünme katsayısı gösteren merdane, makine valfleri, piston yüzükleri, çizim takımları, miller ve mil yatak yüzeyleri üretilir. Ayrıca yüksek ısıl dirençlerinden dolayı buhar türbinlerinde ve kalıplarında, korozyon direncinin gerektiği uygulama alanlarında, ilaç ve gıda gibi bir çok alanda kullanılmaktadır[47].

5.4. Ergimi veya Yan Ergimi Fazdan Kaplama

5.4.1. Isıl Püskürtme (Termal Sprey)

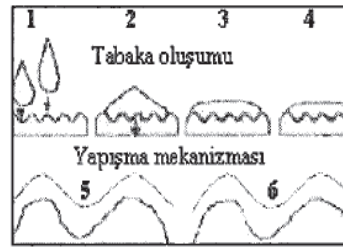
Isıl püskürtmeyle yapılan kaplama yönteminde, kaplama malzemesi toz, çubuk ya da tel biçiminde olabilir. Isıl püskürtmede kaplama malzemesini eritmek için gerekli olan sıcaklığı elektrik arkı veya plazma arkıyla elde edilir. Ergiyen kaplama malzemesi

kaplanacak olan parçanın soğuk olan yüzeyine püskürtülür. Yüzeye darbe etkisiyle çarpan tanecikler, düzlemede ve esas metale olan ısı transferiyle, soğuyarak katılaşmaktadır. Şekil 5.4' de ısı püskürtme yönteminin prensip mekanizma resmi görülmektedir.

Ergiyen kaplama malzemesinin esas metal ile birleşmesi ve birbiriyle tabaka oluşturması difüzyon veya kaynak kabiliyetine bağlıdır[108].

Isıl püskürtme yöntemleri;

1. Alevle püskürtme,
2. Elektrik arkı ile püskürtme,
3. Patlamalı püskürtme (D-Gun),
4. Plazma ile püskürtme,
5. Yüksek hızlı oksı-yakıt (HVOF) püskürtme olmak üzere beş grupta incelenir.



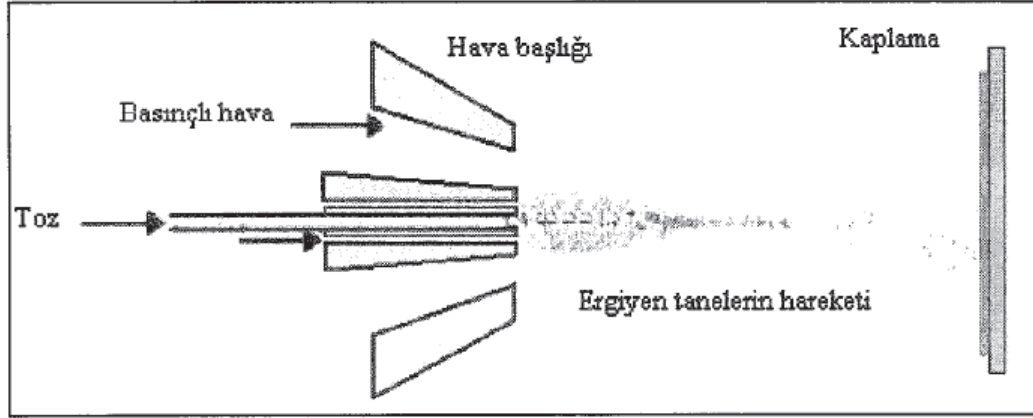
1. Yüzeye doğru giden kaplama malzemesi, 2. Yüzeye çarpma, 3. Esas metalle ısı transferi, 4. Katılaşma, 5. Mekanik bağlanma, 6. Bölgesel ergimeler.

Şekil 5. 4. Isıl püskürtme tabakası oluşumu [109]

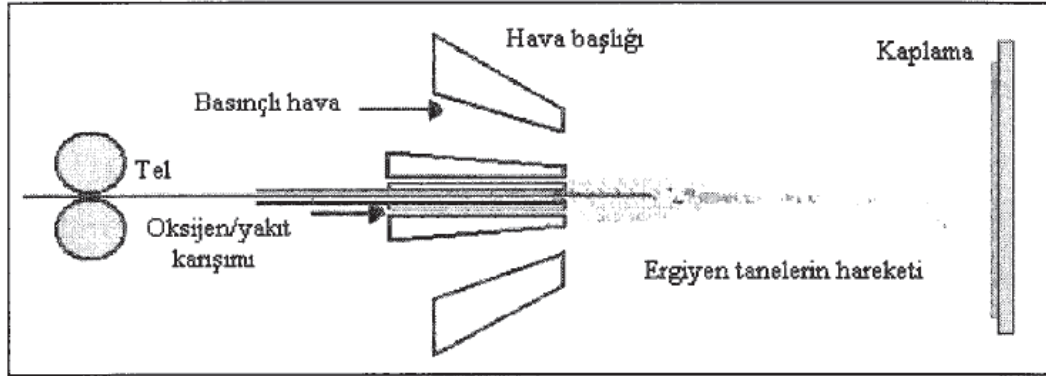
5.4.1.1. Alevle Püskürtme

Bu yöntemde, kaplama malzemesini ergitmek için gerekli olan ısı kaynağı, yanıcı gazlar ile elde edilmektedir. Alev püskürtme tabancaları çubuk, tel veya toz biçimindeki kaplama malzemelerini püskürtmektedir. Kullanılan gazlar asetilen, propan ve oksijen-hidrojen gazlarıdır. Şekil 5.5' de toz püskürten ve Şekil 5.6' da ise, tel veya çubuk püskürten alev püskürtme tabancası görülmektedir. Kaplama malzemesinin toz biçiminde olması durumunda toz malzeme aleve enjekte edilir, ısıtılır ve sıcak gaz akışı ile iş parçası yüzeyine gönderilir. Tel ya da çubuk biçimindeki kaplama malzemesi durumunda alev içinde bir ergime ucu oluşturulur ve basınçlı havanın püskürtülmesiyle alev, püskürtme

akışına dönüştürülür ve iş parçasına doğru tanecikler gönderilir[110,111]. Alev sıcaklığı 3000 °C dolayında ve ergimiş damlalar ise 2000 °C'nin üzerindeyken, damlalar yaklaşık 100 m/ sn hızla esas metale çarpmaktadır[112]. Bütün ısıl püskürtme yöntemlerinin hava içinde yapılması, kaplama tabakasında gözenekliliğe neden olmaktadır.



Şekil 5. 3. Toz ile alev püskürtme[111]



Şekil 5. 4. Tel ile alev püskürtme[111]

Alev ile püskürtmede elde edilen metalik kaplamalardaki boşluk, püskürtme işleminden sonra yüzeye uygulanan ısıtma ile (oksi-asetilen veya endüksiyon gibi) azaltılabilir. Bu işleme, püskürtme-ergitme yöntemi denilmektedir. Püskürtme-eritme yöntemi ile sıfır boşluk seviyeli kaplama ve esas malzeme ile kaplama arasında güçlü bir bağ elde edilir[112].

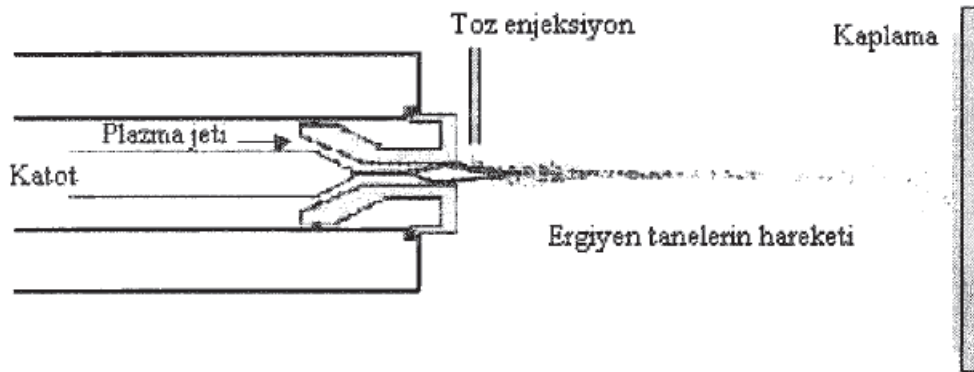
5.4.1.2. Plazma Jeti ile Püskürtme

Plazma jeti; genellikle argon, azot veya helyum olan soygazın, nozul içinde oluşturulan bir elektrik akımı ile 2000 °C gibi çok yüksek sıcaklıklara ısıtılmasıyla elde edilir. Kaplamayı oluşturan toz malzeme, yüksek enerjili plazma jetine taşıyıcı bir gaz (Ar) ile enjekte edilip ergiyen malzeme metal yüzeyine gönderilir[108].

Temel bir plazma jeti ile püskürtme sisteminin şematik resmi Şekil 5.7' de görülmektedir. Güç seviyesi, plazma gazının basınç ve akışı, tozun ve taşıyıcı gazın akış oranı, sistem konsoluyla kontrol edilmektedir. Nozul içine giren gaz, yüksek frekans ark başlatıcısından elektriksel boşaltımı ile iyonize olmaktadır[113].

Plazma püskürtme yönteminde tel biçimindeki kaplama malzemesi kullanımı da mümkün olup, geniş bir aralıktaki yüksek ergime noktalı malzemelerin ve oksit seramikler gibi ısıya dayanıklı malzemelerin üstünlüğünü elde etmek için toz biçimindeki kaplama malzemesi kullanılmaktadır. Bu yöntemle; % 2-5 gözenek miktarına sahip ve yine % 2-5 aralığında oksit bileşenli kaplamalar üretilmektedir[47].

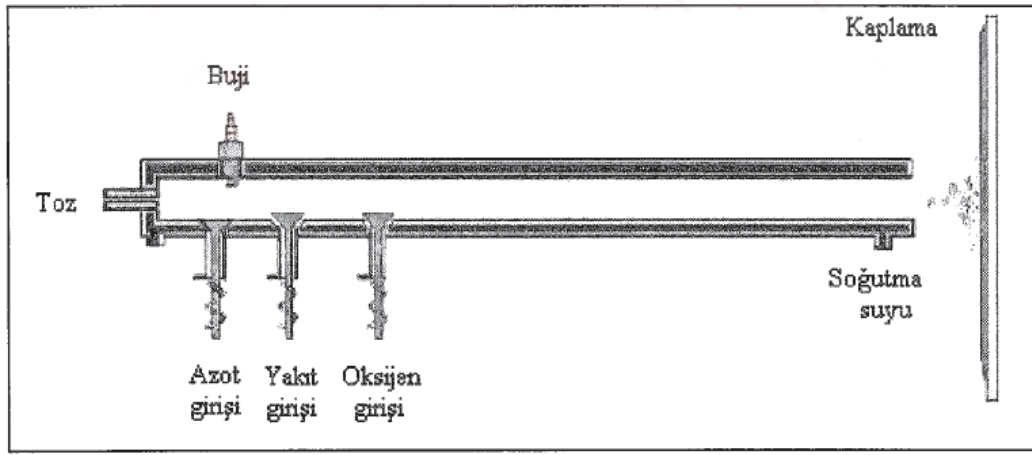
Plazma püskürtme yöntemi, püskürtme işleminin yapıldığı atmosfere göre "hava plazma püskürtme (APS)" ve "vakum plazma püskürtme (VPS)" şeklinde iki gruba ayrılır. APS yöntemi, normal çevre atmosferinde uygulanmaktadır. Hava ile püskürtülen tanecikler arasındaki reaksiyon, plazma jetinin yüksek hızı ile önemli ölçüde sınırlandırılırsa da püskürtülen tanecikler bir miktar oksitlenmeye uğrarlar. VPS yöntemi ise, atmosfer basıncından daha az basınçta argon gazı bulunan bir ortamda gerçekleştirilir. Dolayısıyla yoğun, saf ve oksitsiz kaplamaları üretme olanağı vardır[108].



Şekil 5.7. Plazma ile püskürtme[111]

5.4.1.3. Patlamalı Püskürtme

Bu yöntemde alev sıcaklığı yaklaşık 3000 °C, esas malzemenin sıcaklığı ise CO₂ soğutma sistemi ile 150 °C altında olup ergimiş damlaların hızı 800 m/s'dir. Bu şekildeki yüksek hızlı damlalar, esas metal üzerinde boşluk seviyesi düşük (% 0.5-1) ve iyi bağlanmış kaplamalar meydana getirir. Patlamalı püskürtme yöntemi Şekil 5.8 'de gösterilmiştir[47].



Şekil 5.8. Patlamalı püskürtme yöntemi[111]

5.4.1.4. Elektrik Arkı ile Püskürtme

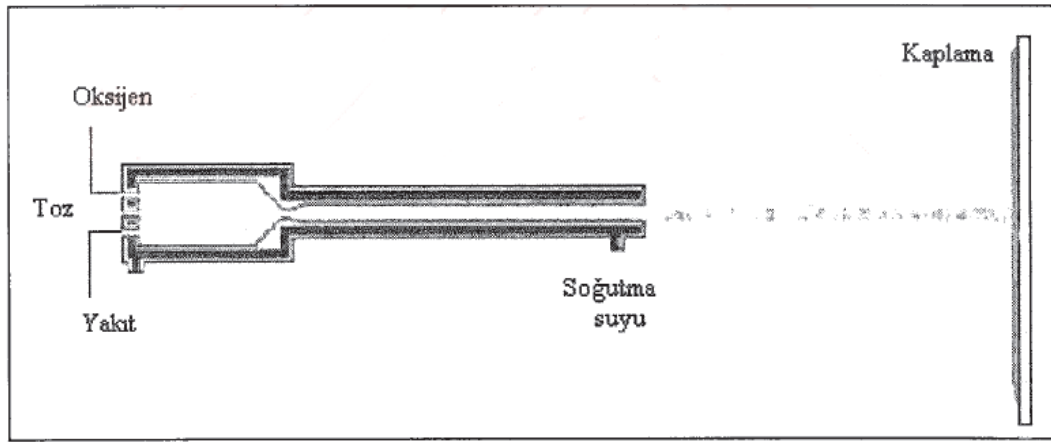
Elektrik arkı ile püskürtme, korozyon, erozyon ve aşınma direnci için 100-1500 µm kalınlık aralığında ince metalik kaplamalar elde etmek için yapılan geleneksel bir kaplama yöntemidir. Yöntem; motor tahrikli, iletken iki telin yüzeye çöktürülmesi esasına dayanır. Ark, tellerin ucunu ertirir ve uygun bir gaz atomizasyonu ile ergiyik haldeki metal tel uçları damlalar şeklinde metal yüzeyine doğru hızlanır, yüzeyde katılarak kaplama tabakası elde edilir[114].

5.4.1.5. Yüksek Hızlı Oksi-Yakıt (HVOF) Püskürtme

HVOF yönteminin esası, yüksek gaz hızı meydana getirmek için, 0.75 MPa gibi yüksek basınçlarda, propan veya hidrojen gibi yanıcı gazların infilak ettirilerek taneciklerin iş parçasına doğru yüksek hızda gönderilmesidir. Böylece, taneciklerin kinetik enerjileri ile plazmanın ısı enerjisi yer değiştirilerek çok iyi bağlanmış ve yoğunluğu iyi olan

kaplamalar üretilmektedir. Seramikler gibi yüksek ergime noktalı malzemeler ve molibden gibi ısıya dayanıklı metaller HVOF yöntemleri ile püskürtülebilirler[111,115].

Isıl püskürtme teknolojisindeki en yeni gelişme, yüksek hızlı oksijen yakıt püskürtme yöntemiyle, yüksek tanecik hızı nedeniyle % 80 MPa' dan fazla bağ mukavemeti ve %1' den az gözenek içeren kaplamalar elde edilmesi, kaplama yapılmış olan yüzeyin düşük pürüzlülük göstermesi ve plazma püskürtme yöntemi ile karşılaştırıldığında; kaplama malzemesinde ısıl destekli değişikliklerin daha düşük olması gibi üstünlüklere sahiptir. Şekil 5.9' da HVOF sisteminin prensip şeması görülmektedir[47].



Şekil 5.9. HVOF püskürtmenin prensip şeması[111]

5.5. Ergitme Yöntemleri

Aynı veya benzer cinsten iki malzemeyi ısı, basınç; veya her ikisini birden kullanmak suretiyle, ilave bir malzeme katarak veya katmadan yapılan birleştirmeye kaynak denir. Kaynak, bölgesel bir döküm işlemi olarak da tanımlanabilir.

Kaynak tekniğindeki gelişim süreci kısaca öyle özetlenebilir:

- 1802- Elektrik arkı üzerine araştırma,
- 1867- Elektrik direnç kaynağının bulunuşu,
- 1900- Gaz ergitme kaynağının endüstride uygulanması,
- 1919- Koruyucu gaz kaynağının ilk uygulaması,
- 1936- Helyum gazı ile koruyucu gaz kaynağının uygulaması
- 1953- CO₂ ile koruyucu gaz kaynağının endüstride uygulaması
- 1961- Plazma kaynağı uygulaması.

Bu gelişim süreci içinde, bir yandan yeni esaslara dayalı kaynak yöntemleri ortaya çıkarken bir yandan da bilinen yöntemlerin geliştirilmesi ve otomatikleştirilmesi gerçekleşmiştir. Günümüz kaynak tekniğinde, bu yöntemlerden elektrik direnç kaynağı, örtülü elektrod ile kaynak, tozaltı kaynağı, elektro-cüruf kaynağı ve koruyucu gaz kaynağı genel kaynak yöntemleri olarak kabul edilir. Soğuk pres kaynağı, elektron ışın kaynağı, plazma kaynağı ve lazer kaynağı gibi yöntemler ise özel uygulama alanlarına bağlı yöntemler olarak tanımlanmaktadır.

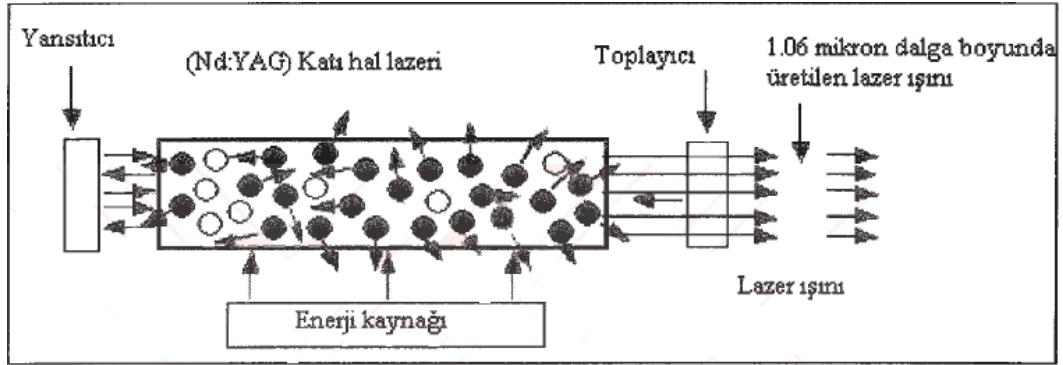
Kullanım alanına bağlı olarak, yüzey dayanımı; tel/toz püskürterek, ince sert kaplama, krom kaplama, PVD, CVD kaplama gibi yöntemlerle elde edilemeyebilir. Bu tür artırımlarını gerçekleştirmek için ilave metal (elektrot) kullanımını sağlamak gerekebilir. Yüzey artırımlarını sağlamak için elektrik ark, tozaltı, gazaltı, lazer ışını ve elektron ışını kaynak teknikleri kullanılmaktadır. İlave metalin elektrik arkıyla eritilerek önceden hazırlanan bölgeye transferi sırasında malzemede bir takım çarpılma ve çatlama gibi yüzey hataları oluşabilir. Ayrıca kaynakla doldurulan yüzeylerde hassasiyetlik sağlanmadığı için talaşlı imalat yöntemine gereksinim vardır. Diğer ergitme yöntemleri kullanılarak yüzeye esas malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerinden daha üstün (aşınma, korozyon ve erozyon direncine sahip kompozit tabakası) kaplama tabakası oluşturulmaktadır[116,117]. Bu alanlarda birçok çalışmalar yapılmış olup, bu yöntemlerin yüzey modifikasyonunda verimli olduğu gözlenmiştir[47].

5.5.1. Lazer Kaynağı (LA)

Lazer İngilizce; light amplification by stimulated emission of radiation (uyarılmış radyasyon salınımlarıyla ışığın kuvvetlendirilmesi) kelimelerin baş harflerinden türetilmiştir. Normal ışık, farklı dalga boyları ve frekanslara sahip dalgalardan meydana gelir. Lazer ışığı ise yüksek genlikli, aynı fazda birbirine paralel, tek renkli, hemen hemen aynı frekanslı dalgalardan ibarettir.

Lazer kaynağı, CO₂ (Karbondioksit) ve Nd:YAG katı hal lazeri olmak üzere yaygın olarak kullanılan iki farklı türü vardır. Lazer ışınının yüksek enerji yoğunluğuna sahip olmasından dolayı hızlı kaynak yapma kabiliyeti ve dolayısıyla birim alanda daha düşük ısı girdisine, yüksek nüfuziyete ve kaynak bölgesinde düşük çarpılma riskine ihtimal verir. Bu işlemde lazer ışını kaynak yapılacak malzemeye odaklanır ve herhangi

bir dolgu maddesi gerekmeden işlem kendi kendine tamamlanır. Kaynak sırasında işlem verimliliğini, kaynak kalitesini ve kaynak banyosunu (ergimiş metal oksitlenmeden) korumak için koruyucu gaz kullanılır. CO2-lazer kaynağında genellikle koruyucu gaz olarak helyum tercih edilir, çünkü helyumun yüksek bir iyonlaşma potansiyeli vardır ve bu ise plazma oluşumunu azaltarak nüfuziyeti artırıp yüksek kaliteli kaynak yapılmasını sağlar. Nd: YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi Şekil 5.10'da gösterilmiştir[47].

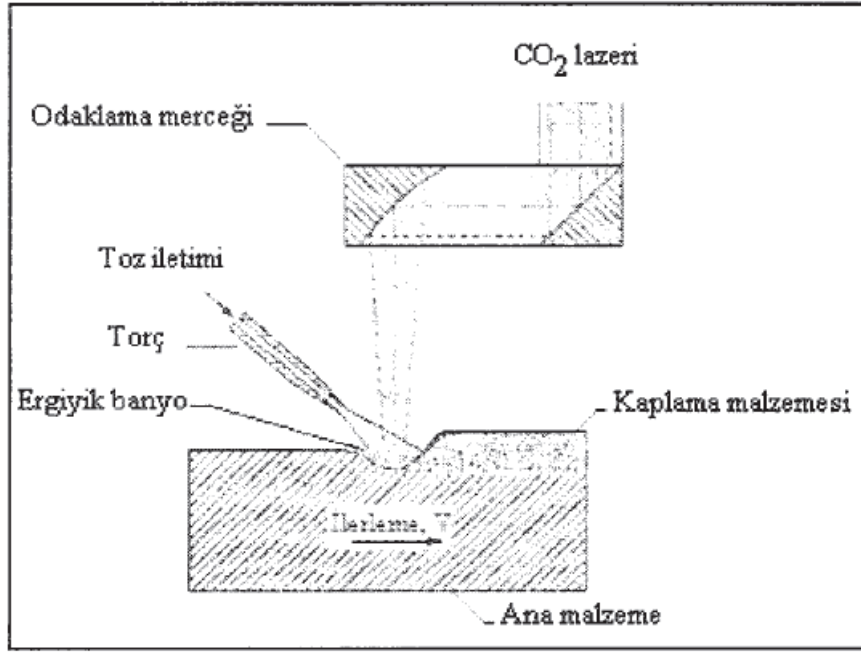


Şekil 5.10. Nd: YAG lazerinde foton hareketlerinin prensip resmi[47]

Lazer kaynağı ile elde edilen ışın gücü ana malzemede çok dar bir alana tesir ettiğinden, ısıнын tesiri altında kalan bölge (ITAB) alan çok küçüktür. Bu nedenle lazer kaynağı ile benzer olmayan metallerin kaynağı yapılabilinmektedir[118]. Lazer ışını metal yüzeylerin kaplanması sırasında daha düşük ışın yoğunluğu ve daha geniş yüzeylere enerji geçişinin sağlanması amacıyla farklı tipte mercek sistemi kullanılır. Metal yüzeylerinin lazer ışını ile kaplanmasının avantajı ise, malzeme içine nüfuz eden enerjinin lokal ve minimum seviyede kalıp hassas kaplama imkan sağlamasıdır. Şekil 5.11' de lazer ışın tekniği ile kaplama yönteminin şematik resmi görülmektedir.

Lazer kaynağı geleneksel kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında belli başlı avantajlara sahiptir. Bunlar;

- Minimum ısı girdisi iş parçasının minimum dilzeyde çarpılmasına yol açar,
- Isının tesiri altında kalan bölge (ITAB) çok dardır,
- Odaklanmış lazer ışını yüksek enerji yoğunluğuna sahiptir,
- Kaynaklı birleştirmeler yüksek dayanıma sahiptir[47].



Şekil 5.11. LA yöntemi kullanılarak yapılan kaplamanın şematik resmi[47]

5.5.2. Elektron ışın Kaynağı (EİK)

EİK, yoğunlaştırılmış ve yönlendirilmiş elektron ışının oluşturduğu ısı enerjisi sayesinde, metallerin birleştirilmesinde kullanılan bir yöntemdir. Elektronların açığa çıkması, hızlandırılması ve bir noktada odaklanıp yoğunlaştırıcı elektron ışın tabancasıyla elde edilir. Elektronların toplam kinetik enerjisi iş parçasının küçük bir yerinde yoğunlaştığı için, enerji yoğunlaşması 108 W/cm^2 'ye kadar ulaşabilir. Çok yüksek hızdaki elektronlar iş parçası tarafından engellendiği için parça yüzeyinde 0.25-0.75 mm derinlik mertebesinde kontrol edilen elektron ışının birleştirilecek bölgeye gönderildiğinde elektronların sahip oldukları kinetik enerjileri, ısı enerjisine dönüşerek malzemeye temas ettiği yerleri ertirir. Ergimi metallerin birbiri ile teması, birleşmeyi sağlar. Hava veya herhangi bir gaz, elektronların ışın formunu bozduğu için, kaynak işlemi çoğu kez yüksek vakum altında yapılır. Elektron ışın kaynağı ile kaynak yapılacak parçalar genellikle ilave metal kullanılmaksızın birleştirilirler ve birleştirilecek iki parçanın arasındaki boşluğun 2-10 mm' den daha fazla olmaması gerekmektedir. Elektron ışın kaynağında kaynak dikiş formu diğer yöntemlere göre farklıdır. Bu yöntemde, kaynak dikişinin (derinlik/genişlik) oranı yüksektir (25/1). Bu durum kalın parçaların tek pasoda kaynak yapılmasını sağladığı gibi kaynak banyosunun küçük olmasına da neden olmaktadır. Bunun sonucunda, kaynak yapılan parçanın birim uzunluk başına ısı girdisi diğer kaynak yöntemlerine göre düşüktür.

Dolayısıyla dar bir kaynak bölgesi, daha az çarpılma (distorsiyon) ve hatasız kaynak imkânı doğar. Şekil 5.12'de elektron ışın kaynağı şematik olarak gösterilmektedir.

Bu yöntemle, ince parçaların kalın parçalara kaynağı ve benzer olmayan malzemelerin kaynağı kolaylıkla başarılabilir. EİK yöntemi ile reaktif refraktif malzemelerin birleştirilmesi kolaylıkla yapılabilir. Avantajları;

1. Elektrik enerjisini doğrudan ışın şeklinde bir çıkış enerjisine dönüştürdüğü için son derece etkilidir.

2. Verilen bir nüfuziyet derinliği ışın birim uzunluk başına ısı girdisi ark kaynağından çok daha düşüktür. Dolayısıyla dar kaynak bölgesi, düşük oranda çarpılma meydana gelir.

3. Kaynak genelde vakum altında yapıldığından kaynak metali oksijen, azot, hidrojen gibi zararlı elementlerden çok az etkilenir.

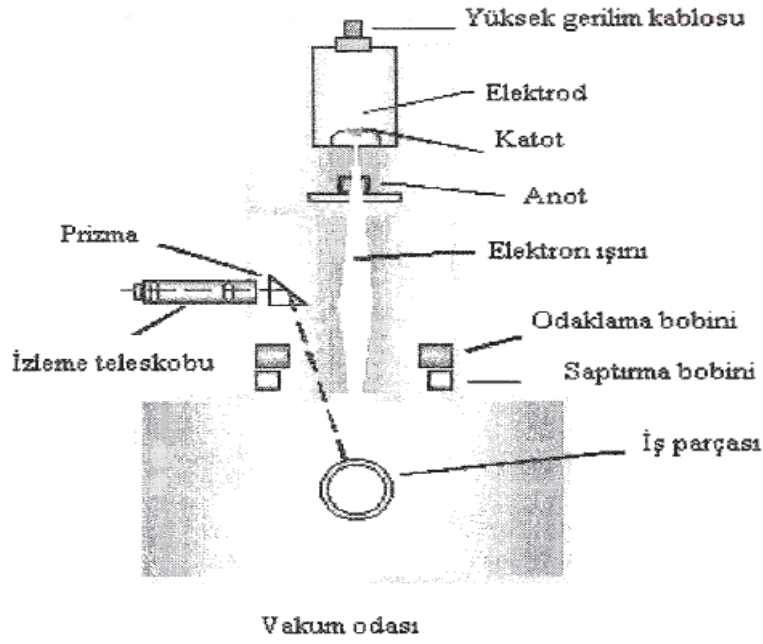
4. Isıyı bir noktada toplayarak yüksek ergitme oranına sahip olması nedeniyle kaynağın hızlandırılması mümkündür. Bu da birleşme zamanı düşürür ve verimliliği artırır.

Dezavantajları;

1. Ekipman maliyeti diğer kaynak sistemlerinden yüksektir. Fakat yüksek enerji yoğunluklu lazer kaynak tiplerine oranda daha az masraflıdır.

2. Elektron ışın kaynağının bütün modellerinde kaynak sırasında olun X ışınlarından çalışanların korunabilmesi için radyasyona kart koruma yapılmalıdır. Vakumsuz ortamda gerçekleştirilen kaynak esnasında oluşan zararlı gazların dağıtılabilmesi için uygun havalandırma gereklidir.

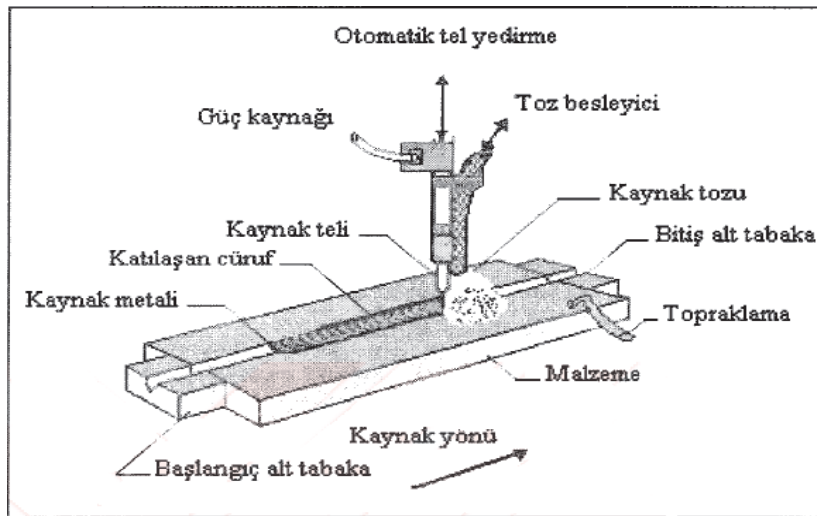
3. Dökme demir gibi gözenekli veya içerisinde gaz kalmış malzemelerin kaynağı zordur[47].



Şekil 5.12. Elektron ışın kaynağının şematiği [47]

5.5.3. Tozaltı Kaynağı (TA)

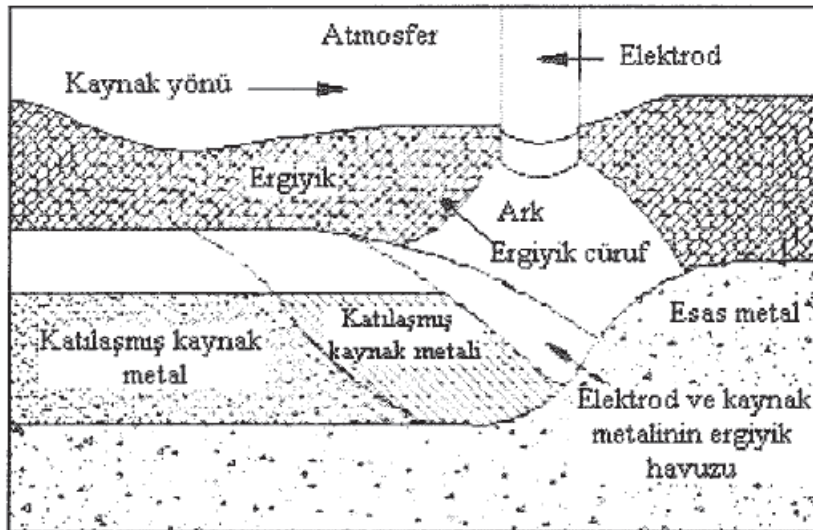
Tozaltı kaynağı, MIG kaynak yöntemine benzer olarak, çıplak bir elektrot ile iş parçasında ark oluşturarak ve kaynak bölgesindeki korumanın da bir toz kümesi ile sağlandığı kaynak yöntemidir. Şekil 5.13' de tozaltı kaynağının prensip şeması görülmektedir.



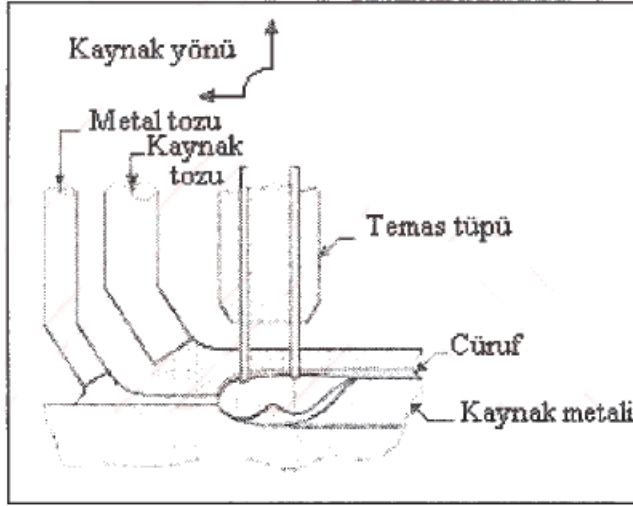
Şekil 5.13. Tozaltı kaynak yönteminin prensip şeması[47]

Elektrot ve toz kaynak bölgesine otomatik olarak gelir. Arkı oluşturan elektrik akımı temas bölgesi boyunca elektrotla sağlanır. Akım, elektrotun pozitif veya negatif kutup olduğu doğru akım (DC) olabileceği gibi, alternatif akım da (AC) olabilir. Şekil 5.14' de tozaltı kaynağıyla meydana gelen kaynak havuzundaki ergime ve katılaşma görülmektedir. Kaynak tamamlandıktan sonra, üretim parametrelerine bağlı olarak kaynak metali katılaşır[119].

Tozaltı kaynağında kaynak verimliliğini arttırmanın birkaç yolu vardır. Bunlar çoklu tel kaynağı sıcak tel kaynağı, soğuk tel kaynağı ve toz ilavesiyle yapılan kaynak olarak bilinir. Şekil 5.15' de ikili elektrotlu yandan metal toz ilaveli tozaltı kaynağı sistemi görülmektedir. Çoklu tel kaynağında tüm teller kaynak nozuluna doğru aynı hız ve zaman değerlerinde hareket ederler. Kaynak nozulundaki teller kaynak yönüne göre paralel, ikili veya üçlü formda düzenlenebilirler. Tel düzenleri kaynak alanına, metal tozunun sağlanışına ve kullanım amacına bağlıdır. Örneğin, yüzey modifiye edilecekse, kaynak yönünde birbirine paralel şekilde hareket etmesi bakımından yanyana düzenlenmesi gerekir. Teller arasındaki mesafe metal tozu sağlama yoluna, tel çapına, kaynak parametrelerine ve tel uzamasına bağlıdır. Yüzey sertleştirme için yaklaşık 50 Volt civarında bir voltaj önerilir. Bu yolla iyi, düzgün üniform kaynak kalınlıkları sağlanabilir[120].



Şekil 5. 5.Tozaltı kaynağıyla oluşan kaynak banyosu [119]



Şekil 5.6 . İkili elektrotlu yandan metal toz ilaveli tozaltı kaynağı sistemi [120]

5.5.4. Gaz Tungsten Ark (GTA veya GTA) Kaynağı

Gaz - tungsten ark kaynağı (GTA veya GTA), bir gaz altı kaynak tekniği olup, ergimeyen bir tungsten elektrot ile iş parçası arasında ark oluşturulması sonucu gerekli olan ısı ve enerjinin üretilmesi ile yapılan yöntemdir. Tungsten elektrot ile herhangi bir metal transferi olmadığından, ark sadece esas malzemeyi eritmek amacıyla kullanılır.

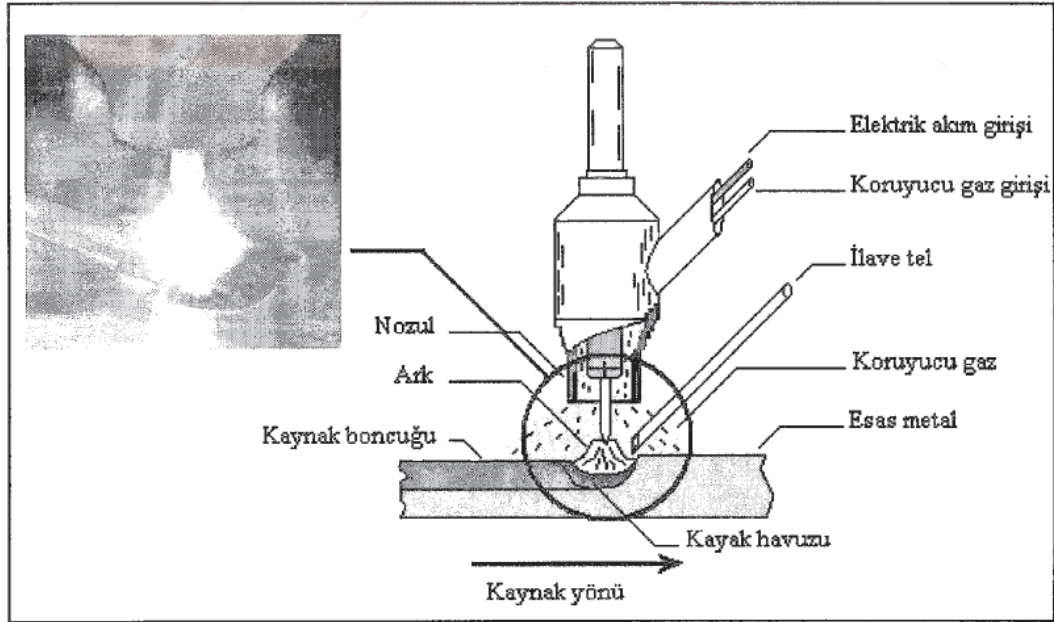
Tungsten elektrot, ark işlemi için gerekli elektronların emisyonunu sağlamak amacıyla yeterince yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Kaynak havuzunun sıcaklığı 2800 °C olabilmektedir. Ark bölgesinde meydana gelen elektro manyetik alan sayesinde elektrot ve parça arasındaki koruyucu gazın bir kısmı iyonlaşır. Bu yüzden ark bölgesinde gaz iletken ya da plazma haline gelir. Elektrik arkı, iletken hale gelen asal gazdan akımın geçmesiyle üretilir (Şekil 5.17).

Basit olarak, GTA kaynak kalitesi, kaynak havuzunun geometrisi ile karakterize edilir. Kaynak havuzunun geometrisi, kaynağın mekanik özelliklerini tespit etmede önemli rol oynar. Bu yüzden optimum kaynak havuzunun geometrisini elde etmek için kaynak yöntem parametrelerinin seçimi önemlidir.

Ark bölgesi koruyucu bir asal gaz (argon, helyum veya argon-helyum gibi) ile korunmaktadır. Kullanılan koruyucu gazın görevi; ark bölgesi ve kaynak banyosunun üzerindeki havayı kimyasal, metalurjik ve fiziksel bileşik oluşturmaktan dışarı atarak dişi O₂ ve N₂ gazlarının etkisinden korumak, kaynak metalinin soğuma hızının ayarlanmasına katkıda bulunmak, istenilen ark karakteristiğini ve damla geçişini sağlamaktır. Koruyucu gazlar, sadece katılan kaynak banyosunu korumakla

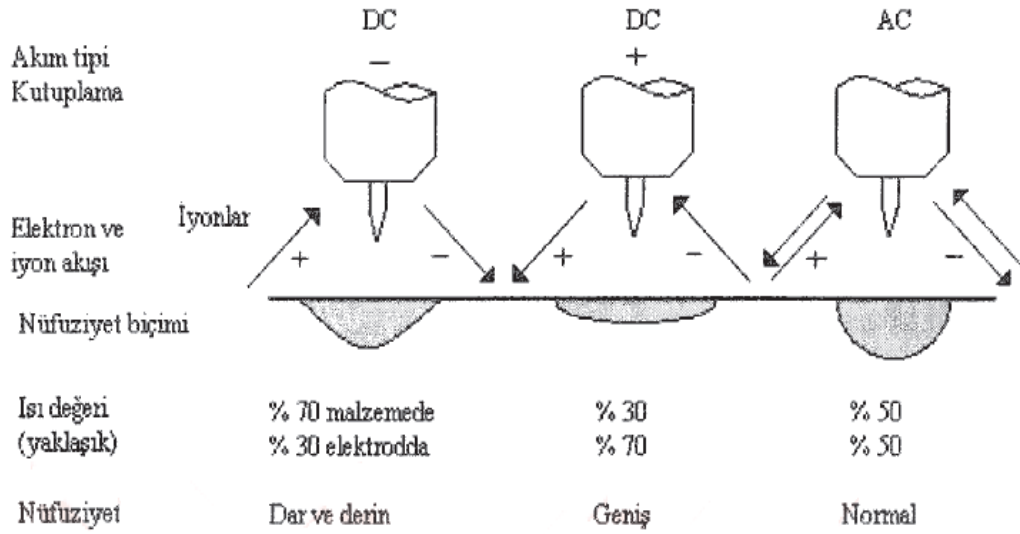
kalmamakta; ark kararlılığı, kaynak dolgu biçimi, dikişin mekanik özellikleri, kaynak nüfuziyeti, tane yapısı, işlem verimliliği, sıçrama ve duman oluşumu gibi önemli değişkenleri de etkilemektedir. Dikiş genişliği, dikiş yüksekliği, dikiş nüfuziyeti kullanılan malzeme ve seçilen koruyucu gaz türüne göre değişir. GTA kaynağında He, Ar ve bunların karışımları kullanılır.

Her iki gaz da tek atomlu ve asal gazdır. Bu yüzden diğer elementlerle birleşmezler. He gazı havadan hafifken Ar havadan daha ağırdır. Dolayısıyla He uçucudur ve koruma kabiliyeti düşüktür. Ancak Ar havadan daha ağır olması nedeniyle ergiyik metali daha iyi korur[47].



Şekil 5. 16. Gaz tungsten ark kaynağının prensip mekanizma resmi[47]

GTA yöntemi, kaynak işlemleri sorunlu olan Al, Mg, Cu, alaşımlı çelikler ve Zr, Mo, Ti vb. gibi metallerin birleştirilmelerinde uygulanmaktadır. Bu yöntemden; uçak yapımı, nükleer ve termik santrallerin montajı ve diğer birçok endüstri dallarında makine elemanlarının birleştirilmesinde yararlanılmaktadır[47].



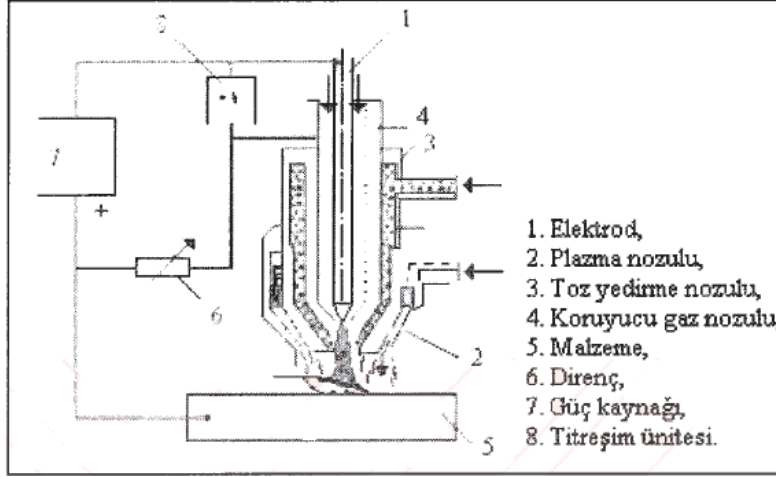
Şekil 5. 17. Gaz-tungsten ark kaynağı için akım tipleri karakteristikleri[47]

5.5.5. Plazma Ark Kaynağı (PA)

Plazma molekül, atom, iyon ve elektronlardan oluşumu yüksek ısı ile yüklü gaz demektir. Bu gaz elektriksel bakımdan nötr durumdadır. Diğer bir deyişle plazma; bir gazı elektrik arkından geçirerek elde edilen iyonlaşmış ışıklı gaz olarak da tanımlanabilir. Plazma ark kaynağı ise, GTA kaynak yöntemine benzer bir şekilde, ergimeyen tungsten elektrot ile malzeme arasında oluşturulan ark ile ısı transferi yoluyla metallerin birleştirilmesinde kullanılan koruyucu gaz ark kaynak yöntemi olarak tanımlanabilir[47]. Ark, yüksek yönelme şiddeti sağlamak amacıyla bakır alaşımlı bir nozul içinde daraltılır. (Şekil 5.18). Plazma, plazma gazının bir kısmının iyonizasyonu ile oluşturulur. Yöntem bir ilave kaynak metali kullanarak ya da kullanmayarak uygulanabilir[121]. Plazma ark kaynağında kullanılan elektrot, tükenmeme özelliğine sahip % 2 toryumlu tungsten elektrottur. Bu yöntemde kullanılan plazma, arkı üretmek amacıyla kullanılır. Koruyucu gaz ise kaynak havuzunu katılaşma ve soğuma sırasında atmosferin olumsuz etkilerinden korumak için gerekir. Kullanılan gazın özellikleri; kaynak şeklini, kaynak kalitesini, akım aralığı ve kaynak hızını etkiler[121].

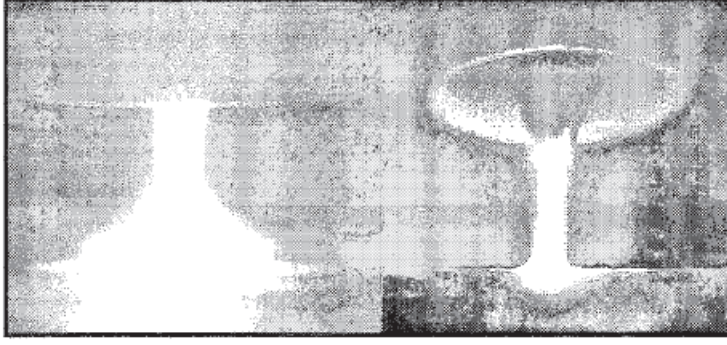
Plazma gaz akış oranı, akım değeri ve kullanılan nozul çapına göre üç tip plazma vardır. Bunlar 0.1-15 A değerleri arasında çok ince malzemelerin birleştirilmesi için kullanılan mikro plazma, GTA kaynak yöntemi ile benzer bir şekilde 15-100 A aralığında çalışan orta akımlı plazma ve 1 00 A değerinden yüksek akım değerlerinde çalışma olanağı

bulan ve lazer kaynağına benzer bir şekilde kullanılan anahtar deliği plazma yöntemidir. Anahtar deliği plazma yöntemi ile daha derin nüfuziyetli kaynaklar elde edilir[47].



Şekil 5.18. Plazma kaynak aparatı [47]

Plazma transferli ark kaynağı lazer yöntemiyle karşılaştırıldığında, yüksek kaliteli kaplama veya birleştirmeler elde edilebilmesi bakımından çok daha ucuz bir yöntemdir. Tipik uygulama alanları otomotiv sanayinde, valfler, motor parçaları, güç jeneratörleri, petrol ve gemi sanayinde makine parçaları imalinde, kağıt endüstrisinde, tarım aletleri ve kesme takımları imalatında kullanım olanağı geniş olan bir yöntemdir. Plazma ark kaynağı 0.02-6 mm kalınlıktaki bir çok metal için çok iyi bir ısı kaynağı sağlar. Bu yöntem, diğer ark yöntemlerine göre ark kararlılığının iyi olması, ısı girdisinin yüksek olabilmesi ve kaynak hızının yüksek olması yönlerinden avantajları vardır[47]. Plazma gazı olarak genellikle argon kullanılmakla beraber, kaynak havuzunu oksidasyondan korumak için argon/hidrojen veya argon/helyum gibi ikincil gazlar da kullanılır. 0.1A gibi çok düşük amper değerlerinde de olsa kaynak yapabilme kapasitesi, ark başlama sırasında kararlı bir ark oluşturma, GTA kaynak yöntemine göre çok düşük akımlarda bile yüksek ısı kapasitesi elde edebilme, daha yüksek kaynak hızlarında çalışabilme olanağı ve malzemeye ısı girdisinin az olmasından dolayı minimum çarpılma (distorsiyon) söz konusudur. GTA kaynak yöntemiyle birleştirilebilen metallerin çoğu, plazma ark kaynak yöntemiyle de birleştirilebilir. Bu metaller; karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler, bakır ve alaşımları, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar ve titanyum alaşımlarını kapsamaktadır. GTA (GTA) arkı ile Plazma arklarının karşılaştırılması Şekil 5.19'da gösterilmiştir[47].



Şekil 5. 19. GTA (GTA) arkı ile Plazma arklarının karşılaştırılması[47]

6. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

6.1. Literatür Araştırmasının Değerlendirilmesi

GTA yöntemiyle yapılan birçok kaplama çalışması mevcuttur. Xu ve arkadaşları (2006), martenzitik paslanmaz çeliğe, lazer ve tungsten asal gaz (GTA) kaplama yöntemini kullanarak Co esaslı alaşımlarını (stellite 6) kaplamışlardır. Kaplama tabakasının biçimi, ısılatılabilirliği, Vickers sertliği, dendrit kol uzunluğu, mikroyapıyı, alaşım element dağılımını ve aşınma direncini belirlemeye çalışmışlardır. Yaptıkları incelemede; lazer kaplama tabakasının özelliklerini GTA kaplama tabakası ile karşılaştırmışlardır. Sonuçta; ısıtma değerinin küçük, daha ince bir mikroyapı, ısıdan etkilenen bölgenin (HAZ) daha dar oluşu, alaşım elementlerinin segregasyonunun dar olması, yüksek Vickers sertlik değeri, daha mükemmel bir aşınma direnci ve alaşım elementlerin miktarının daha yüksek ve yine kaplama tabakalarında EDS analizleriyle Fe miktarlarının düşük olduğunu tespit etmişlerdir.

Tungsten asal gaz kaynak tekniği kullanılarak AISI 304 paslanmaz çelik alt tabakasına başarılı bir şekilde kaplama yapılmıştır (Frangini ve diğ., 2002). Bu yöntemler 10-30 mm kalınlığına sahip güçlü, yoğun ve üniform adherent kaplama tabakası elde etmek mümkün olmuştur.

AISI 1045 GTA yöntemi ile çelik yüzeyine yapılan grafit, ferrotitanyum ve Fe-Cr-B-Si tozlarının ergitilerek kaplanmasında; kaplamaların özelliklerine ve mikroyapıya önceden yerleştirilen kaplama tozlarının kalınlığının ve kaynak parametrelerinin etkileri incelenmiştir (Wang ve diğ., 2006). Elde edilen bulgularda GTA kaynak yöntemi sırasında ferrotitanyum ve grafit arasında direkt metalurjik reaksiyon ile TiC tanelerinin elde edilebileceğini göstermiştir. Kaplamanın mikro sertliği; kaynak parametrelerinin ve önceden yerleştirilen toz tabakasının kalınlığı ile etkilendiği görülmüştür. Ayrıca yüzey kompozit kaplaması, TiC tanelerinin oluşumundan dolayı; alt tabakadan daha düşük bir aşınma değeri ve daha yüksek bir sertlik değeri göstermiştir.

Yapılan başka bir incelemede, ısıl püskürtme yöntemi ile yapılan Fe-Cr-B alaşım tozunun kaplamasında, üst tabakanın mikroyapısında Cr bakımından zengin borit fazlar (Cr 1: 65FeO: 35BO: 96 ve Cr₂B) ve α - (Fe, Cr) fazları oluşmuştur (Jin ve diğ., 2001). Plazma transferli ark (PTA) kaplama yöntemi ile yapılan Fe-Cr-C tozlarının % 0,45 C'lu çelik yüzeyinde ergitilmesiyle üretilen kaplama tabakasının mikro yapısında birincil (Cr,

Fe) $7C_3$ ve matris olarak (Cr, Fe) $7C_3/\gamma$ -Fe ötektiklerinin oluştuğu belirlenmiştir (Liu ve diğ., 2005; Liu ve diğ., 2006). Bu tür kaplama tabakası yüksek sertlik ve kuru kayma aşınma testi altında mükemmel bir aşınma direnci göstermiştir. Fe-Cr-B spreyci kaplama tabakaları da Fe-Cr esaslı takım çelikleri ile karşılaştırıldığında; önemli ölçüde düşük sürtünme katsayısı ve çok daha yüksek aşınma direnci göstermiştir (Jin ve diğ., 2001).

Bir gaz tungsten ark kaynağı (GTAW) yöntemi kullanılarak, alt tabakaya ön yerleştirilen FeCrBSi alaşım tozu, grafit ve ferrotitanyum tozları ergitilerek TiC taneli Fe esaslı kompozit kaplaması üretilmiştir (Xinhong ve diğ., 2006). Kaplama toz kalınlığının kompozit kaplamaların sertliğine, mikro yapısına ve aşınma direncine etkileri incelenmiştir. GTAW yöntemi sırasında ferrotitanyum ve grafit arasında metalürjik reaksiyon ile TiC taneleri üretilmiştir. 3-5 μ m tane boyutlu TiC taneleri matris içinde homojen dağılmıştır. TiC tanelerinin hacim miktarına bağlı olarak sertlik değerleri de, kompozit kaplamalarının sertlikleri ortadan üst bölgeye doğru yavaşça artmıştır.

Fan ve arkadaşları (2006) tarafından, A36 çelik alt tabakalarına yaptıkları yüksek Cr'lu Fe-Cr-C yüzey sertleştirme alaşımlarını kullanarak ürettikleri kaplamalarda (Cr, Fe) $23C_6$ karbürlerini elde etmişlerdir. Alaşım dolgu teline grafit elde edilerek; ötektik altı ötektik ve ötektik üstü mikroyapıya sahip kaplanmış mikro yapılar üretilmiştir. Ötektik üstü kompozitler Cr-Fe katı çözeltili (α), (Cr, Fe) $23C_6$ ve şekilli (Cr, Fe) $7C_3$ içermektedir. Merkezde (Cr, Fe) $7C_3$ içeren ve yoğun olarak (Cr, Fe) $23C_6$ bulundurmakta ve sertlik değerini ise 70 HRC'den daha yüksek değere taşımaktadır. (Cr, Fe) $23C_6$ bir yoğun ötektik yapı tarafından çevrelenmiştir.

Lin ve Wang'ın (2003) yaptığı incelemede, orta karbonlu çelik yüzeyine gaz tungsten ark kaynak (GTAW) metodu ile yaptıkları kaplama tabakasının aşınma davranışını belirlemeye çalışmışlardır. Yaptıkları araştırma ve incelemeler sonunda, kaplama toz bileşimlerinin, kaynak akımının ve üretim hızının aşınma direnci üzerinde etkili olduğunu belirtmişlerdir.

Yılmaz (2006), AISI 1018 Çelik Yüzeyine FeCr, FeCrC ve WC tozlarını gaz tungsten ark kaynak yöntemiyle kaplama yapmış ve bu kaplama numunelerinin abrasiv aşınma davranışlarını incelemiştir. Bu çalışmasında; kaplamaların yapılabildiği, FeCr-FeCrC tozlarının yüksek hız gerektiren uygulamalarda ve WC partiküllerinin ise takviye elemanı olarak düşük karbonlu çeliklerde uygulama alanı bulabileceğini saptarken, WC tozlarının aşınma esnasında kütle kaybını azalttığını tespit etmiştir.

Bourithis ve Papadimitriou'nun (2003) yaptığı farklı yöntemli çalışmaların ilkinde, GTAW metoduyla, WC ve TiC tozlarıyla orta C'lu çeliğe yapılan kaplamalarda Fe-B ve Fe-Cr-B kaplamaları ötektik bölgeler ve boritler içerdiği ayrıca aşınma dirençlerinin mükemmel olduğu tespit edilmiştir. Diğer yöntemde ise; plazma transferli ark (PTA) yöntemi ile yapılan Fe-B ve Fe-Cr-B kaplamalarında; ötektik bölgeler ve bor içeren alaşımlı yüzey tabakası elde edilmiştir. Her iki kaplamada yüksek sertlik ve mükemmel bir aşınma direnci göstermiştir.

Kashani ve arkadaşlarınca (2006) sert yüzeyli malzeme elde etmek için, H11 takım çeliğinde nikel ve kobalt esaslı süper alaşımları kullanarak yaptıkları bir çalışmada; kaynak malzemesi, Inconel-625, Stellite-6 ve Stellite-21 ile H11 takım çeliği tabakaları üzerine tungsten inert gaz altında (GTA) kaplamalar yapılmıştır. Aşınma testleri, oda sıcaklığında ve 550 oC'de, pin-on-disk kaplama test cihazında yapılmıştır. Çalışmanın sonuçları olarak; kaplama yüzeyinin üstünde, pürüzsüz yoğun oksit tabakalarının oluştuğu bu nedenle, daha yüksek sıcaklığın gerektiği ve yüzey kaplamalarının çok ince olduğu görülmüştür. Inconel-625, yüksek sıcaklıkta kaynak kaplamalarının arasında en iyi kaplama özelliği göstermiştir. H11 alaşımının; oda sıcaklığında yapılan kaynak kaplamalarının, aşınma direnci ve sertlik ölçümleri yüksek çıkmıştır. Ancak oda sıcaklığında kaplanan numunelerin sertlikleri artarken, 550 oC'de aşınan numunelerin aşınma direncinin azaldığı görülmüştür. 550 oC'de yapılan aşınma işleminde, kaplama yüzeyi üzerinde düzgün bir şekilde biçimlenen pürüzsüz yoğun oksit tabaka formları, numunenin yük altında davranışını (aşınma ve temas gerilimini) düşürmesine neden olmuştur. En düşük sonuç, çok daha sert bir yoğunluğa sahip olan Inconel-625 numunesinin yüzeyinde oluştuğu belirlenmiştir. Bu çalışmada, yoğun oksit tabakaları sertliğin artmasına neden olduğu, aynı zamanda kaynak tabakalarının aşınma direncinin artmasına da yardım ettiği sonucuna varılmıştır.

Ding ve arkadaşları (2007) tarafından yapılan bir çalışmada; AZ 31 magnezyum alaşım üzerine SiCp ve Al tozlarının AC akımda, gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle 10 mm'lik kaplaması yapılmıştır. Kaplama tabakasının performansı esas metalin performansından daha iyi olduğu saptanmıştır. Kaplama sonunda mikroyapı incelemelerinde homojen dağılım gösteren SiCp'lerin tam olarak çözünmediği ve mikrosertlik değerlerinde, esas metal 55 HV iken kaplama tabakası 100-150 HV olarak tespit edilmiştir.

Korkut ve arkadaşları (2002) yapılan çalışmada; düşük karbonlu çelik yüzeyine gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle Fe-Cr-Si-Mo-C tozlarının kaplaması yapılmıştır. Ayrıca

yaşlandırmanın ara yüzey sıcaklığına ve mikroyapıya olan etkileri incelenmiştir. Bu çalışmada işlem parametreleri ya ötektik üstü veya ötektik altı mikroyapılara bağlı kalınarak yapılmıştır. Sonuçta martenzitik ve martenzitik-perlitik yapılar elde edilmiştir. Kaplama tabakasının tokluğu ana malzemenin tokluğundan daha fazla çıkmıştır. Ara yüzeyde yapılan yaşlandırma buna sebep gösterilmiştir. Yaşlandırma işlemi 480-550 oC arasında yapılmıştır. Ayrıca mikrosertlik değerlerindeki pik yükselmelerinin M2C karbürlerinden kaynaklandığı belirlenmiştir.

Xinhong ve arkadaşları (2006), GTA yöntemiyle TiC ve FeCrBSi partikül karışımlarının üzerine, grafit ve ferrotitanyum tozlarla kaplama tabakası oluşturuldu. Çalışma sonucunda TiC partikülleri, 3-5 µm aralığında matris içine yayıldığı ve bu numunelerin en alttan en üste doğru gittikçe mikrosertlik ve aşınma dirençlerinin arttığı gözlenmiştir. En yüksek aşınma direncinin ise 1,2 mm'lik kaplama tabakasında görüldüğü tespit edilmiştir

Buytoz (2006) yaptığı çalışmada, AISI 4340 çelik üzerine gaz tungsten ark (GTA) yöntemiyle Fe-Cr-C alaşımı kaplamıştır. Kaplama sonucu mikroyapıdaki ostenit matrisinde üretim parametrelerine bağlı olarak ötektik üstü ve ötektik altı yapı tespit edilmiştir. Mikrosertliklerinin ise sırasıyla, 1050-1500 HV ve 500-750 HV olduğu tespit etmiştir

Fe-B4C kompozit tozunun plazma transferli ark (PTA) yöntemiyle yapılan kaplamada; yüzeye verilen üretim akımının arttırılmasıyla daha çok B4C tanesinin ergiyeceği ve sıvı Fe esaslı alaşım ile daha çok reaksiyona gireceği belirlenmiştir (Xibao, 2005). Bununla birlikte PTA yüzey kaplama şartlarında Fe-B4C kompozit tozunun üretim sırasında karbürler olarak Fe ile reaksiyondan ziyade grafit olarak katılaşmaya eğilim gösterdiğini, ancak B4C tane miktarının artması; ergime ve sonrası katılaşmayla yüzeyde oluşan B4C karbürlerinden başka C (grafit) oluşma eğiliminin de arttığı belirlenmiştir.

Hejwowski (2006), plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemi ile Fe-Ni ve Co esaslı alaşımların kaplamasını yapmış ve bu kaplama tabakaları aşınma testine tabi tutmuştur. Sonuç olarak; oksit tabakalarının, metal-metal temasını engellediği görülmüştür.

Xibao ve arkadaşları (2005) Fe-Ti-B-C kompozitlerin plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemiyle yapılan kaplamasında; çatlak ve sertlik oluşumları incelenmiştir. TiB2 whiskerler in-situ işlemi ile üretilmişlerdir. Sürtünme hacmi, şekli ve oranının B/Ti oranına ve ark enerji yoğunluğuna bağlı olduğu görülmüştür.

Fe-Cr-C-Si alaşımına ağırlıkça % 0,3 ve % 0,6 B elementi katarak elde edilen alaşımın kavitasyon aşınmasında B ilavesinin aşınma direncini, matris tane sınırı gerilmesini ve tane boyutunu arttırdığı gözlenmiştir. Bunun nedeni de matristeki büyük hacimli karpitlerin neden olması olarak düşünölmektedir (Kim ve diğ., 2007).

Kustas ve arkadaşları (2002) ise; TiB₂ ve TiC karışımına farklı oranlarda W katarak çeşitli gaz basınçlarında püskürtme sistemi ile kaplamışlardır. Kaplamaların adhezif aşınması, sertlik ölçümleri ve sürünme deneyleri yapılmıştır. Adhezif aşınma deneylerinde 52100 çelik standartlı malzeme kullanılırken, kayma değerlerinin yüksek olduğu numunelerin W konsantrasyonu yüksek olan numuneler olduğu izlenmiştir. Sertlik ölçümlerinde ise % 16-22 W katkılı TiB₂/TiC'nin sertliklerinin en uygun sonucu verdiği tespit edilmiştir. Aynı numunelerin mikrosertlik değerleri ise makro değerlerin 20-30 katı yüksek olduğu ölçölmüştür. Sürünme deneylerindeki sonuç ise; W konsantrasyonunun 1,33 GPa basınçta TiB₂/TiC matrisinde aşınmayı artırıcı, 1,91 GPa'lık basınçta ise aşınmayı düşüren bir faktör olduğu tespit edilmiştir. Bu durumda aşınma direnci üzerine gerilmeyi azaltan bir etkiyi oluşturduğu düşünölmüştür. Genel olarak sonuçta; W ilavesinin TiB₂/TiC kaplamalarında tribolojik özellikleri geliştirdiği ve fazla orandaki W ilavesinin kaplama film tabakasının yoğunluğunu arttırdığı kanısına varılmıştır.

Lee ve arkadaşları (2006); karbon çeliğine elektron ışınıyla Fe-esaslı metal toz içeren 1,3-2,0 mm kalınlıkta kaplama tabakası üretmişlerdir. Bu yüzeyin en üstüne metal tozlar, koyup sonra tekrar elektron ışınıyla 1,8–3,1 mm kalınlıkta ikinci kaplama tabakası oluşturulmuştur. Bu kaplamaların mikroyapıları, sertlik ve aşınma dirençleri araştırılmıştır. Cr₂B ve Cr'den büyük bir miktar içeren kompozit tabakaları Yüzey bileşik tabakaları, borca zengin Cr_{1,65}Fe_{0,35}B_{0,96} katılaşma hücreleri geliştirilirken, Cr_{0,19}Fe_{0,7}Ni_{0,11} martenzitik matrisi oluşumu hızlı ve kusursuz olarak imal edilmiştir. Bor çökeltilerinin ilk kaplama tabakasında daha yoğun ve düzenli olması dikkat çekmiştir. Alt tabakada oluşan sert bor, tabakanın yüzey bileşiklerini etkilediğinden yüzey direnci, çeliğe göre 2 ile 4 kat daha büyük olduğu gözlenmiştir. Borun yüksek sıcaklıkta sertliğı arttırmada bir rolü olduğu düşünölmektedir. Çünkü bor yüksek sıcaklıklarda çözünmez ve ısıya karşı kararlı ve düzenlidirler. İkinci tabakada martenzitik matrisli hücrelerin çok olmasına bağılı olarak sertlik yüksek çıkmıştır. Bu durumunda en iyi yüzey direnci sağladığı görölmüştür. Sonuçta, üretilen yüzey kompozitlerinin yüksek sıcaklık ve aşınma direnci gerektiren çeşitli malzemelere uygulanabileceğı, sonucuna varılmıştır.

Majumdar ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada, sert titanyum borid, Al matrisli kompozitin aşınma direncini geliştirmek için Ar atmosferi altında sürekli dalgalı CO₂laser kullanılarak, alüminyum tabakasının yüzeyinde lazer ile ergime sağlanarak kaplama elde etmişlerdir. Al matrisli kompozit tabakanın mikroyapısı partikül oranı % 7-18 arasında değişen homojen dağılmış TiB₂ ve TiB ihtiva ettiği, yüzeyin mikrosertliği, alüminyum tabakaya göre 3 kat arttığı gözlenmiştir. Lazer kompozit yüzeyin aşınma direnci, alüminyuma göre 5-8 kat arttığı tespit edilmiştir.

Navas ve arkadaşları (2006) tarafından % 0,15 karbonlu çelik üzerine NiCrBSi alaşımını lazer kaplama ve alevle püskürtme gibi iki farklı yöntemle ayrı ayrı yapılan kaplamaların mikroyapı ve abrasiv aşınma dirençleri değerlendirilmiştir. Sonuç olarak; mikroyapı özelliklerinde iki yöntemde de benzer fazların oluşmasına rağmen, morfolojik fazlarda dağılım oranının ve birleşme özelliklerinin değiştiği gözlenmiştir. Abrasiv aşınmalarda; aşındırıcı ile malzeme arasında belirli derecede aşınma oranı tespit edilirken bu durumun özellikle lazer kaplamalarda, kaplama bölgesindeki küçük sert partiküllerin olması nedeniyle aşınma direncinin düştüğü tespit edilmiştir. Sonuç olarak; mikroyapının aşınmalarda sonunda heterojenliğin arttığı görülmüştür.

Meng ve arkadaşları (2006), ağırlıkça % 5 B₄C (bor karbür) içeren NiCrBSi toz karışımını Ti-6Al-4V'den oluşan alt tabaka üzerine lazer kaynak yöntemi ile kaplamışlardır. Kaplama işleminden sonra, çatlaksız ve gözeneksiz iyi metalurjik bir yapının elde edildiği görülmüştür. B₄C ve Ti arasında bir reaksiyon oluştuğunu ve doğal olarak TiB₂ ve TiC kaplamasının bileşimini kuvvetlendirdiği saptanmıştır. Kaplama matrisinin fazı genellikle, γ -Ni 'den oluştuğunu ve bu karbürlerin TiB₂, CrB oluşturduğunu, bunun da kaplamayı kuvvetlendirdiği tespit edilmiştir. Kaplamanın mikrosertliği, 1100-1400 HV olarak bulunmuştur.

He ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada; saf Ti, TiB₂ ve TiB/TiC tozları yüksek sıcaklıkta kaplanmıştır. Kaplama tabakasının kalınlığı 400 Å, termodinamik sıcaklık 1000 oC, korozyon direnci % 2'lik HF solüsyonunda yapılırken, 180 HV olan esas metalin mikrosertliği, kaplama tabakasında ortalama 820 HV civarında olmuştur. Bununda C ve B atomlarının yoğunlaşmasından kaynaklandığı düşünülmüştür.

Yoo ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada; nükleer enerji dalgaları için Fe içerikli yüzeyi sertleştirilmiş alaşımların aşınmasında B elementinin etkisi incelenmiştir. Bu çalışmada Fe-Cr-C-Si alaşımlarında, ağırlıkça % 0,3-0,6-1,0 ve 2'lik bor katılıp yüksek sıcaklıkta aşınma direnci karakterize edilerek, nükleer güç endüstrisinde

Stellite-6'nın yerini almak amaçlanmıştır. Sonuçta martenzitik dönüşüme ve matris sertliğine bağlı olarak, düşük B alaşımlı malzemelerin aşınma direnci diğerlerinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Yüksek B içerikli kırılğan FeB partikülleriyle temas ettiğinden dolayı kolay çatlama riski ve azalan martenzit dönüşümü nedeniyle aşınma dirençlerinin az olduğu düşünülmektedir.

Kooi ve arkadaşlarının (2003) yaptığı çalışmada; TiB-Ti kompozitlerin Ti-6Al-4V ve Ti/TiB₂ ile lazer kaynak yöntemiyle kaplamaları yapılmıştır. Bütün TiB kompozitlerinde hem stabil-B₂₇ hem de metastabil-Bf kristal yapılar oluşmuştur.

Manna ve arkadaşları (2006) yaptıkları çalışmada; AISI 1010 çelik yüzeyine lazer kaynak yöntemi ile aşınma ve korozyon direncini geliştirmek için ağırlıkça, % 94 Fe - % 4 B - % 2 C, % 75 Fe - % 15 B - % 10 Si ve % 78 Fe - % 10 B C - % 9 Si - % 2 Al - % 1 C kompozisyonları kaplamışlardır. Sonuçta; en çok karbon oranına sahip % 94 Fe - % 4 B - % 2 C kompozisyonunun en iyi aşınma direnci ve mikroyapı sonucunu verdiği gözlenmiştir.

Chao ve arkadaşlarının (2006) yaptığı çalışmada; B₄C takviyeli Ni esaslı kompozitlerin lazer kaynak yöntemi ile kaplamaları yapılmış, mikroyapı ve aşınma dirençleri incelenmiştir. Sonuçta homojen bir dağılım ve matris merkezinde beyaz B₄C partikülleri gözlenmiştir. Beyaz partiküller asiküler dendritler ile birlikte kaplamanın takviye yapısını oluşturmaktadır. Bu partiküller sayesinde, aşınma direnci 1400 HV_{0,3} olup, saf Ni60 tabakasından iki kat daha fazla yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Darabara ve arkadaşlarına (2006) ait çalışmalarında; çelik yüzeyinde Fe-B-TiB₂ metal matrisli kompozit üretimi yapılmıştır. Bu kaplamada plazma transferli ark (PTA) kaynak yöntemi kullanılmıştır. Kaplama tabakalarının mikroyapı ve aşınma test sonuçları incelenilmiş sonuç olarak; mikroyapı B ve TiB₂'den oluşurken artan B içeriğine bağlı olarak ötektik üstü, ötektik veya ötektik altı Fe-B denge diyagramlarında değişen yapılar gözlenmiştir. Ayrıca B takviyeli tabaka matris ile kıyaslandığında mekanik gerilme aşınma karakteristiklerinde artış gözlenmiştir.

Xibao ve arkadaşları (2001) Fe-B lazer kaplamaların gevrekliğini azaltmak için, Fe-Ti-B tozlarıyla TiB₂ ve B₄C karıştırılarak whiskerlerin lazer yöntemiyle kaplamasını deneysel olarak çalışmışlardır. İncelemeler neticesinde; TiB₂ whiskerlerin şekli, oranı ve sürtünme hacmi kaplanacak kompozitin lazer enerji yoğunluğundan etkilendiği ve bu etkinin TiB₂ whiskerlerin oranının artışıyla lazer enerji yoğunluğu da arttığı görülmüştür.

Buytoz (2004), AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA ark kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışları incelemiştir. 4340 çeliğinin sertliğinin 224 HV olduğunu ve yapının ferrit + perlitten oluştuğunu ifade etmiştir. 850 oC’de yapılan östenitleme ve yağda su verme işlemi sonrasında yapıda çıta tipi martenzitik yapının meydana geldiğini tespit etmiştir. Martenzit yapılı numuneyle temperlenen numunelerin abrasive aşınma testlerinde minimum aşınma değerinin 650 oC’de 2 saat süreyle temperlenen malzemedan elde edildiğini tespit etmiştir. Kaplama tabakasının sertlik değerinin, yapıdaki mevcut faz ve karbürlerden dolayı önemli oranda yükseldiğini ifade etmiştir (Ör: WC toz ile yapılan kaplamanın sertliği 1200 HV). FeCrC tozlarıyla yapılan kaplamalarda aşınma uzun mesafelerde kayma ile sonuçlandığından kütle kaybının daha düşük değerlerde kaldığını tespit etmiştir.

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1. Çalışmanın Amacı

Bu çalışmada, AISI 1030 çelik yüzeyine Ni3Al tozu geleneksel ergitme kaynak tekniklerinden Gaz Tungsten Ark (GTA) yöntemi kullanılarak yüzey kaplama işlemi yapılmış ve elde edilen kaplama tabakasında oluşması muhtemel karbür veya fazların malzemenin yüzeyine olan etkileri incelenmiştir. Deneysel çalışmada, AISI 1030 çeliğinin kullanılmasının nedeni, bu çeliklerin yeteri derecede derinliğine sertleştirilebilme özelliğinin olmasıdır. Bu bakımdan orta karbonlu çeliklerin kullanım sahaları önemli olup, özellikle makine-imalat sanayide en çok tercih edilen çeliklerdir. Bu amaçla çalışma dört aşamada yapılmıştır. Bunlar;

1. AISI 1030 çeliğinin yüzeyine Ni3Al tozunun GTA yöntemiyle yüzey kaplaması,
2. Kaplama numunelerinin mikroyapılarının incelenmesi,
3. Yüzeyi kaplanmış malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla numunelere mikrosertlik testleri uygulanması,
4. Çalışma sonucunda; AISI 1030 çelik malzemeye GTA kaynak yöntemi ile yapılan kaplamada; AISI 1030 çelik türünün etkisi ve kullanılacak parametrelerinden en uygun olanının belirlenmesi amaçlanmıştır.

7.2. Malzeme ve Yöntem

Bu çalışmada kullanılan (% 99,9 saflıkta Ni ve % 99,9 saflıkta Al) tozlar Sav-Kim ve Gen-Lab şirketlerinden temin edildi. Tozların ortalama büyüklüğü 45 µm (-325 mesh)'dir. % 75 Al -% 25 Ni atomik oranda hazırlanan tozlar, homojen bir karışım sağlamak için özel olarak tasarlanan dönen bir kap içerisinde 16 devir/dak. ile 12 saat süreyle karıştırıldı. Çalışmada kullanılan AISI 1030 çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu Tablo 7.1'de, tozların özellikleri ise Tablo 7.2'de gösterilmiştir.

Tablo 7. 1 AISI 1030 elik malzemenin kimyasal kompozisyonu

AISI 1030	C	Mn	Si	P	S	Fe
	0.330	0.286	0.645	0.015	0.032	KALAN

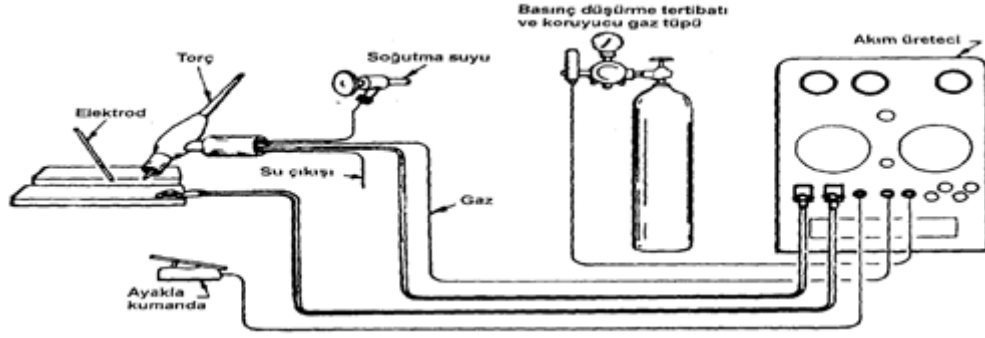
Tablo 7. 2 çalışmada kullanılan numunelerin zellikleri

Malzeme zellikleri	Nikel(Ni) tozu	Alüminyum(Al) tozu
Saflık derecesi (%)	99,9	99,9
Toz Boyutu (mesh)	-325	-325
Erime sıcaklığı (°C)	1453	660.4
Özgül Ağırlığı (gr/cm ³)	8,908	2.7
Atom kütlesi (gr/mol)	58,71	26.9
Kaynama sıcaklığı (°C)	2832	2467

GTA kaynak yöntemi ile yüzey kaplama işlemlerinde 100x16x16 mm boyutlarındaki AISI 1030 elik kullanılmıştır. Kaplama tozlarının yüzeyden uzaklaşmasını önlemek ve farklı tabaka kalınlıklarında bir yüzey edebilmek amacıyla şekil 7.1’de görüldüğü üzere 1,5 mm derinliğinde ve 10 mm genişliğinde kanal açıldı. Yüzey işlemi sonrası, yağ ve metal atıklarından arındırılması için aseton banyosunda temizlenerek kurutuldu.

**şekil 7.1** AISI 1030 eliğin kaplama öncesi resmi

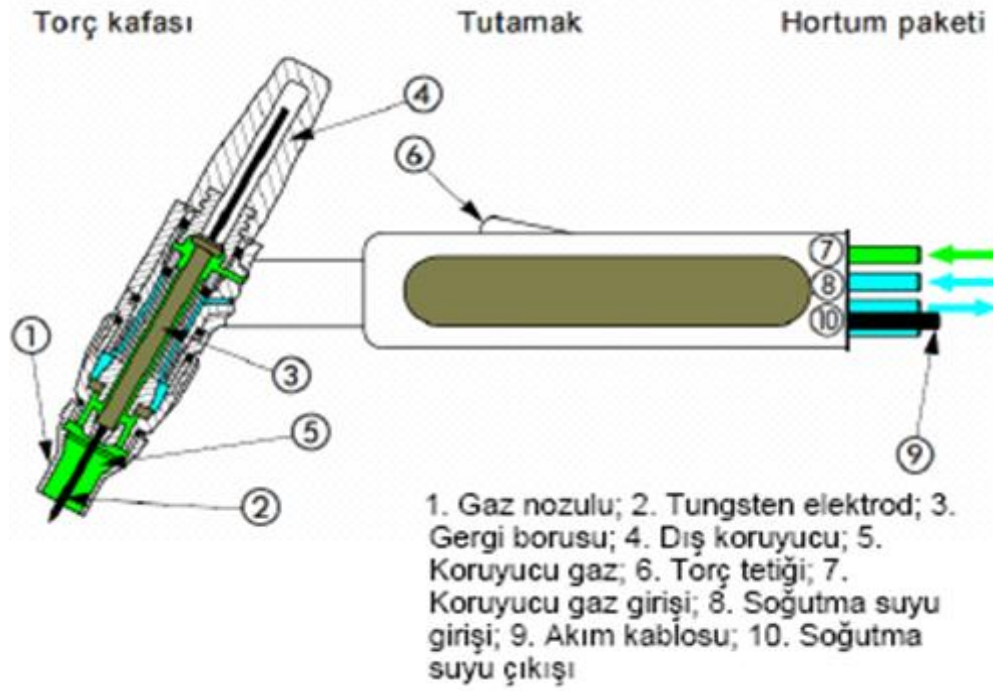
GTA kaynağı ile yapılan kaplamalar için gerekli kaynak parametreleri Tablo 7.3’de gösterilmiştir. Bu parametreler kullanılarak, tüm GTA kaplamaları şekil 7.2, 7.3, 7.4 ve 7.5’de şematik resimleri verilen GTA kaynak makinesinde yapılmıştır.



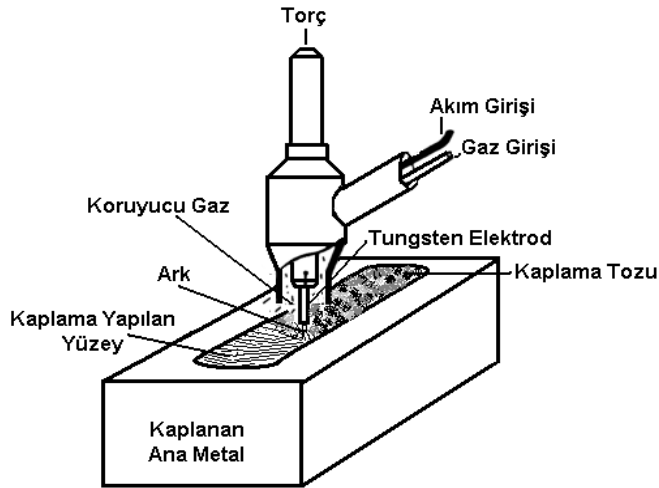
Şekil 7.1 GTA kaynak donanımı prensip şeması (Anık, 1991).



Şekil 7.2 GTA kaynak donanım resmi



Şekil 7.3 GTA kaynak torcunun yapısı (Buytoz, 2004).

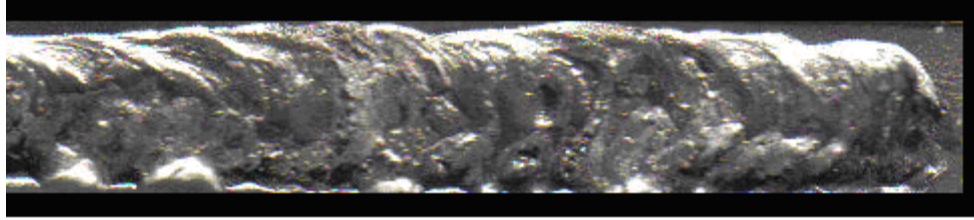


Şekil 7.4 GTA kaplamanın şematik resmi (Buytoz, 2004).

Tablo 7. 3 GTA kaynak parametreleri

Koruyucu Gaz Cinsi	Koruyucu Gaz Debisi (Atm)	Kaynak Gerilimi (Volt)	Kaynak Akımı (Amper)	Akım Türü	Kaynak Balansı	Tungsten Elektrod Cinsi	Tungsten Elektrot Çapı (mm)
Argon	12	20	120	DC	5	% 2 Toryumlu	2,4
			140				

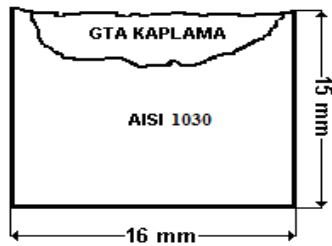
GTA kaynak yöntemi ile yapılan kaplamanın makro görüntüsü Şekil 7.6’da verilmiştir.



Şekil 7.6 GTA kaynak yöntemiyle kaplama yapılan Ni₃Al tozunun makro görüntüsü

7.3. Mikroyapı İncelemeleri

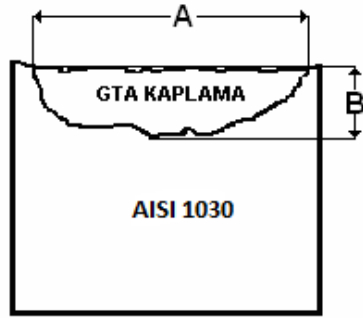
Metalografik incelemeler için numuneler Şekil 7,7’de gösterildiği gibi hazırlanmıştır. Parça yüzeyleri sırasıyla 220, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 meshlik zımparalandıktan sonra 3 µm’luk elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Mikroyapı incelemeleri için; NIKON MA/200 marka optik mikroskop kullanılmıştır.



Şekil 7.7 Mikroyapı inceleme numunesi

7.3.1. Kaplama Tabakasının Nüfuziyet Oranının Belirlenmesi

Kaplama tabakalarında nüfuziyet oranlarının tespiti aşağıdaki şekilde yapılmıştır. Şekil 7.8’de gösterildiği gibi; kaplama kısmının eni A, boyu da B olarak ifade edilmiştir. Bu ölçümler her bir numune için hassas olarak optik mikroskopla yapılmıştır. (7.1)’deki formül yardımı ile her numunenin ayrı ayrı nüfuziyet oranları tespit edilmiştir.

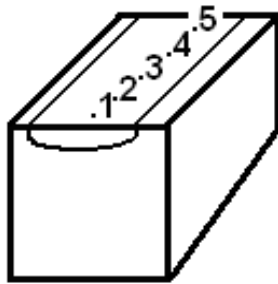


Şekil 7.8 Kaplama numunesinde nüfuziyet oranının tespiti

$$\text{Nüfuziyet oranı}(\%) = \frac{A}{A+B} \times 100 \dots\dots\dots(7.1)$$

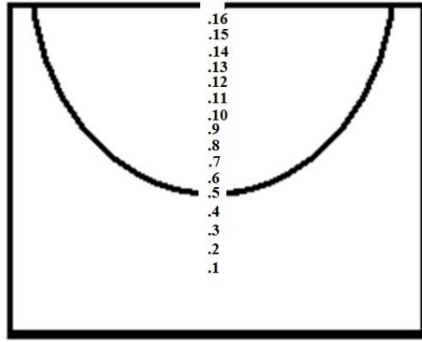
7.4. Makrosertlik ve Mikrosertlik Ölçümleri

Numunelerin makrosertlik ölçümleri INSTRON WOLPERT marka sertlik ölçme cihazında yapıldı. Numunelerin makrosertlik değerlerinin ölçüldüğü noktalar Şekil 7.9’da şematik olarak gösterilmiştir. Makro sertlik ölçümleri 40 gr yük uygulanarak 3 mm’lik mesafelerde her bir numune için 5 farklı bölgeden Vickers sertlik değeri cinsinden alınmıştır.



Şekil 7.9 Makrosertlik ölçüm numunesi

Numunelerin mikrosertlik ölçümleri ise; EMCOTEST DuraScan marka mikrosertlik ölçme cihazında yapılmıştır. Numunelerin mikrosertlik değerinin alındığı noktalar Şekil 7.10'da şematik olarak gösterilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri 25 gr yük uygulanarak 5 saniye bekleme süresinde 0.5 mm mesafelerle toplam 11 ölçüm alınarak belirlenmiştir. Bu ölçümlerin dördü AISI 1030 çelik tarafından, beşincisi tam kaplama kısmı ile AISI 1030 çeliğin kesiştiği bölgeden ve diğer ölçümler ise, kaplama bölgesinde aşağıdan yukarıya doğru alınmıştır.



Şekil 7. 10 Mikrosertlik ölçüm numunesi

7.5. Kaplamaların SEM-EDS ve X-Ray Analizleri

Numunelerin mikroyapı incelemelerinde; taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılım spektrometeresi (EDS) analizleri için JEOL marka JSM-7001F model mikroanaliz cihazı kullanılmıştır. Ayrıca numunelerin kaplama tabakasında meydana gelen fazların tespiti için İnönü Üniversitesi, Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi, X-Işını Kırınımı (XRD) Analiz Laboratuvarında bulunan Rigaku RadB-DMAX II Bilgisayar Kontrollü X-Işınları Difraktometresi cihazı kullanılmıştır.

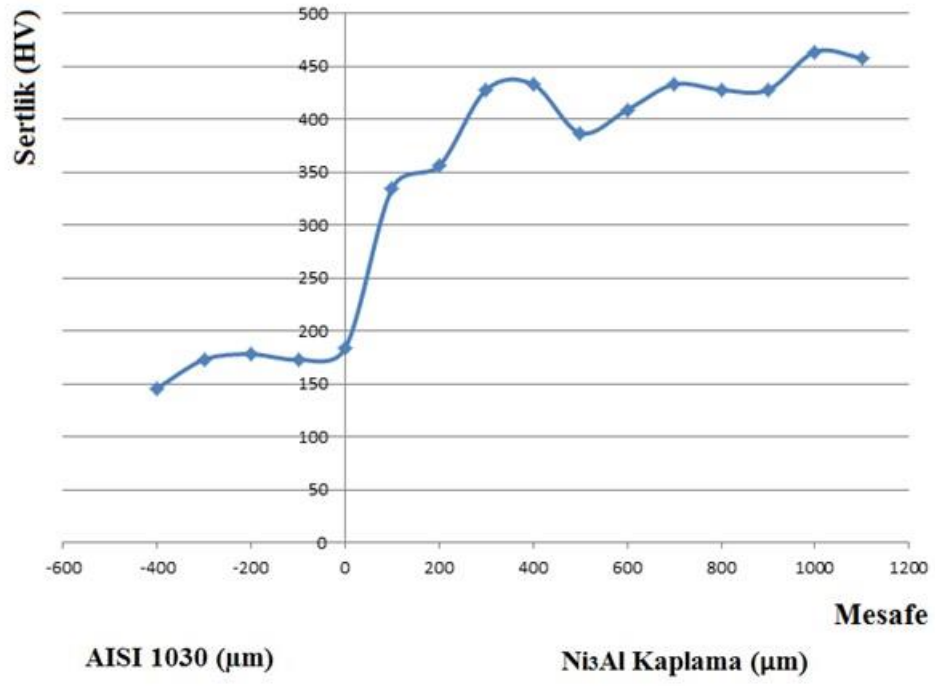
8. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

8.1.Kaplamaların Mikrosertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

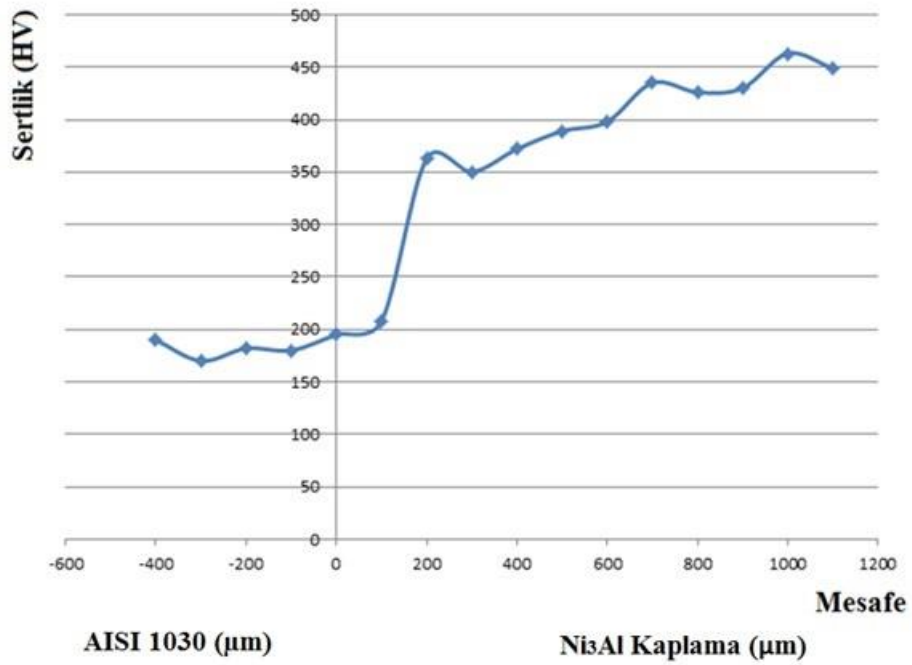
Kaplama malzemesinden AISI 1030 çeliğe doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 8.1 ve Şekil 8.2’de verilmiştir. Numunelerden alınan sertlik dağılımları incelendiğinde sertlik dağılımlarının dört farklı bölgede Ana Malzeme Bölgesi (AMB), Kısmen Dönüşüme Uğramış Bölge (KDUB), Geçiş Bölgesi (GB) ve Kaplama Bölgesi (KB) değiştiği görülmektedir. Kaplama malzemesinde ve geçiş bölgesinde değişim gösteren ölçüm sonuçları; kaplama malzemesinde maksimum olduğu, esas malzemeye doğru ana malzemenin sertlik değerlerine ulaştığı tespit edilmiştir.

Ni3Al bileşiği 1390 oC lik bir ergime sıcaklığına ve KYM kristal kafes yapısına sahip bir bileşik olup mikrosertlik değeri 450 HV’dir [125]. AISI 1030 orta karbonlu çelik malzemenin ise mikrosertlik değeri 153-170 HV’dir. Kaplama tabakasından elde edilen mikrosertlik değerleri incelendiğinde, AISI 1030 çelik yüzeyinde GTA kaynak yöntemi kullanılarak yapılan kaplama işlemi sonucunda yüzeyde Ni3Al bileşiğinin oluştuğu ve buna bağlı olarak da mikrosertlik değerine yakın değerler elde edildiği tespit edilmiştir. Dolayısıyla kaplama bölgesinin mikrosertlik değerinin ana malzemenin mikrosertlik değerinden yüksek olmasının temel nedeninin bundan kaynaklandığı düşünülmektedir.

DUB bölgesinden başlayarak doğrusal olarak artan ve kaplama malzemesinde bir maksimum değere ulaşan sertlik değerlerinin, yapılan X-Ray ve EDS analizleri doğrultusunda karbon elementinin AISI 1030 çelik tarafına geçişine bağlı olarak meydana gelen yapısal değişiklikten dolayı arttığı düşünülmektedir. Aynı zamanda yapılan X-Ray analiz sonuçları, Al-Ni denge diyagramı ile birlikte incelendiğinde kaplama tabakasında FeC, FeNi, Fe2Ni, Ni3Al ve Fe3Ni2 gibi fazların oluştuğu ve buna bağlı olarak da mikrosertlik değerlerinin arttığı tespit edilmiştir.



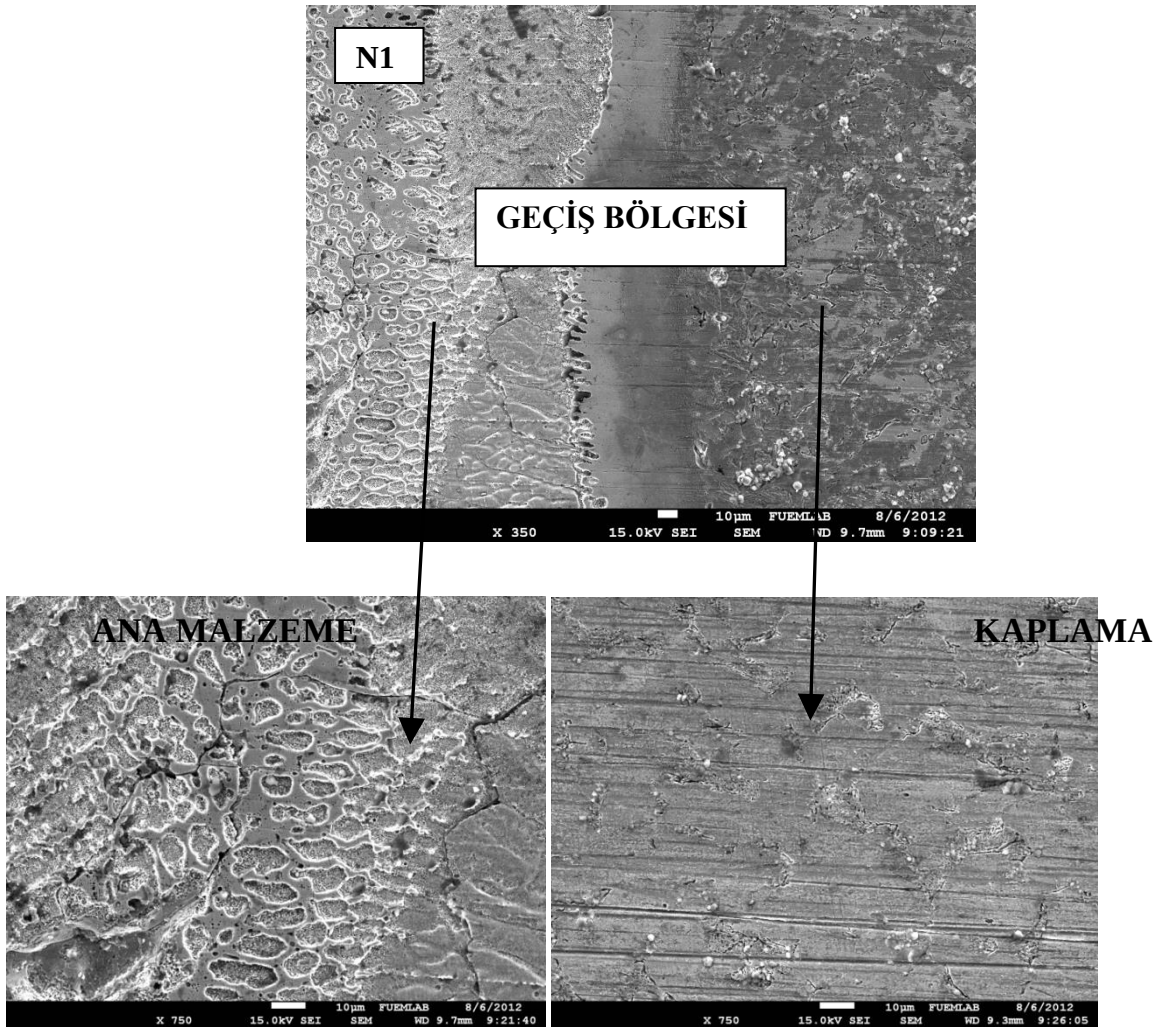
Şekil 8. 1 S1 nolu numunenin mikrosertlik grafiği



Şekil 8.2 S2 nolu numunenin mikrosertlik grafiği

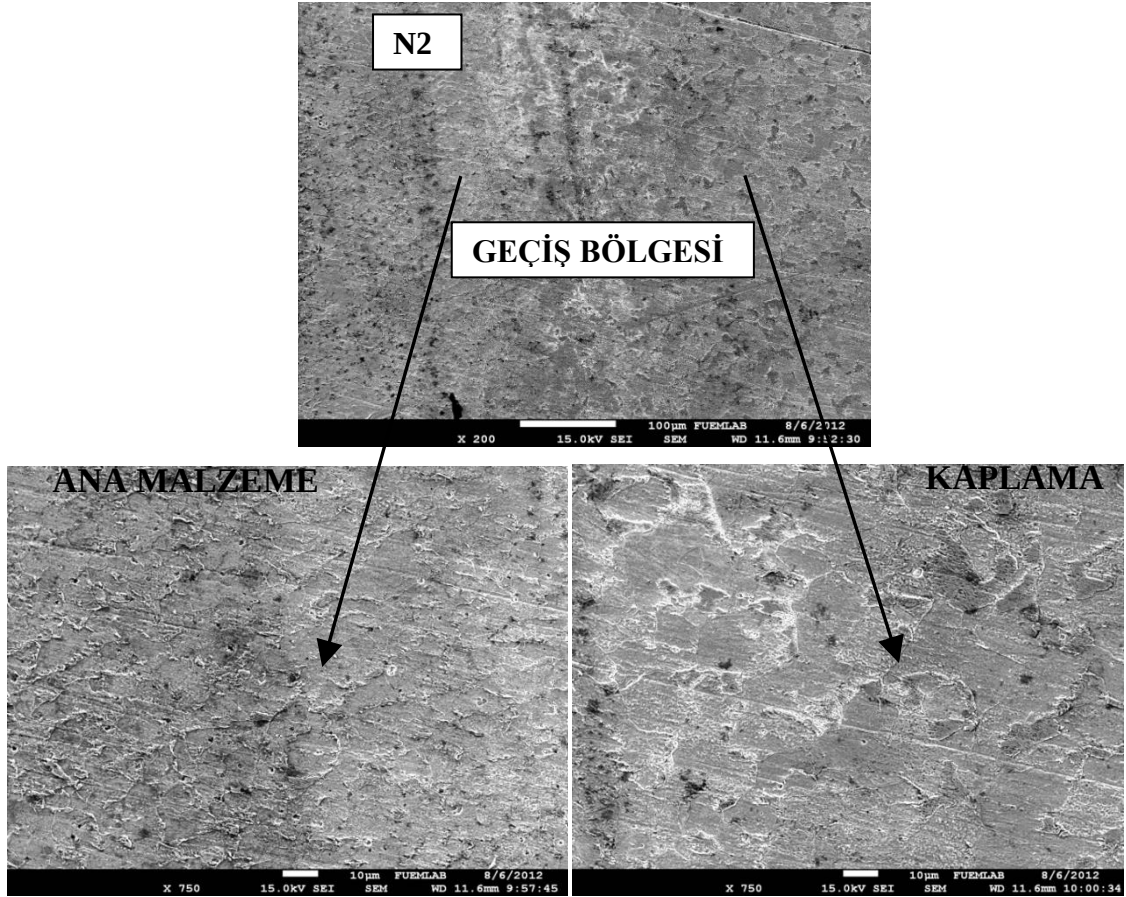
8.2. Kaplamaların Ara Yüzeyinden Alınan SEM Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi

Farklı işlem parametreleri kullanılarak kaplanan numunelere ait SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 8.3 ve 8.4’de verilmiştir. Bu çalışmada kaplama malzemesi ile altlık farklı bileşimlere sahip olduğundan ara yüzeyin hem kaplama malzemesi tarafında hem de altlık tarafında farklı yapıların ortaya çıktığı görülmektedir. Kaplama numunesinde; Ana Malzeme Bölgesi (AMB), Kısmen Dönüşüme Uğramış Bölge (KDUB), Geçiş Bölgesi (GB) ve Kaplama Bölgesi (KB) gibi farklı bölgelerin oluştuğu görülmektedir. Bu nedenle, mikroyapı değerlendirilmesi yapılırken işlem parametrelerine bağlı olarak ortaya çıkan bu yapıların boyutları ve şekil olarak değişimleri dikkate alınmıştır.



Şekil 8.3 Ni₃Al kaplanan S1 no’lu numuneye ait SEM fotoğrafları

Şekilden de açıkça görüldüğü gibi S1 nolu numunede altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında tamamen bir birleşmenin oldu görülmektedir. Ayrıca artan kaynak akım şiddetine bağlı olarak kaplama malzemesinin altlık malzemesine daha iyi difüze olduğu görülmektedir.

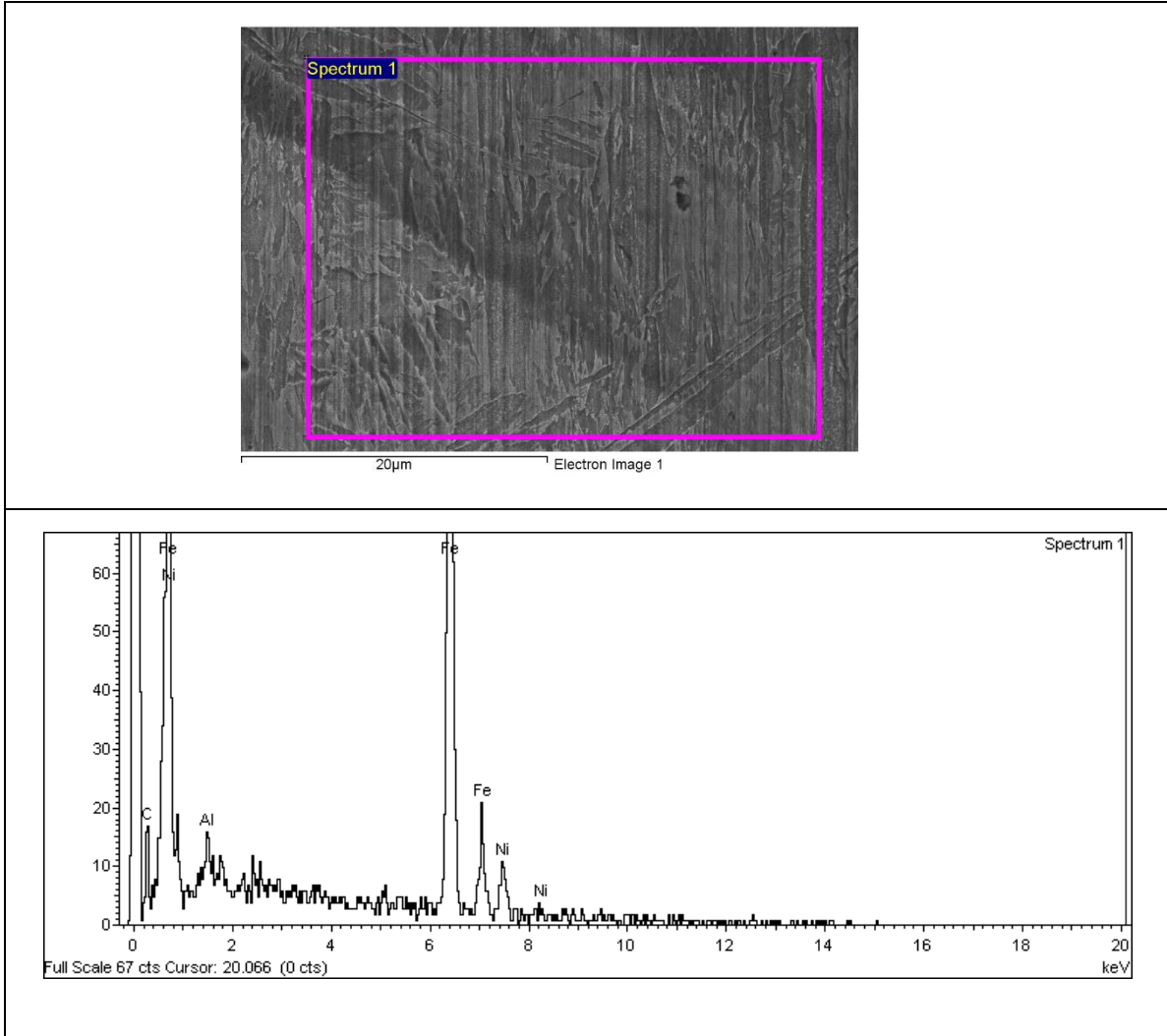


Şekil 8. 4 Ni₃Al kaplanan S2 no'lu numuneye ait SEM fotoğrafları

8.3. Kaplama Tabakasından Alınan EDS ve XRD Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi

S1 ve S2 no'lu numunelere ait EDS analiz sonuçları aşağıda görülmektedir. Ni₃Al kaplanmış AISI 1030 numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde, kaplama tabakasında C, Al, Fe ve Ni gibi elementler tespit edilmiştir. C'nin bir arayer elementi olması sebebiyle kaplama tabakasına doğru daha kolay difüze olduğu görülmektedir. Fe ve C elementlerinin AISI 1030 çelik tarafından, Ni ve Al elementlerinin ise kaplama toz

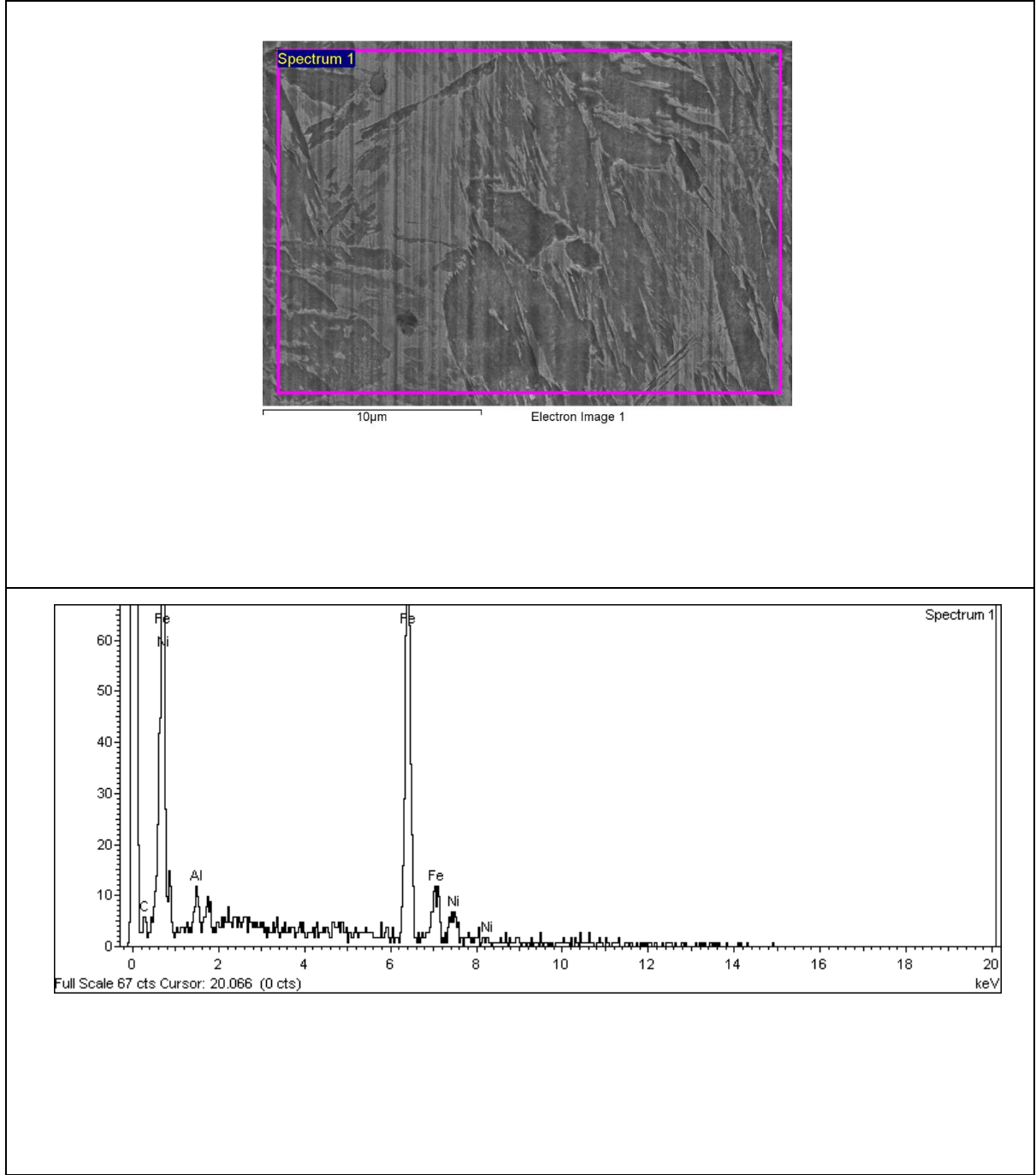
malzemesinden geldiği görülmektedir (Şekil 8.5 ve 8.6, Tablo 8.1 ve 8.2).



Şekil 8. 5 S1 No'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafları

Tablo 8. 1 S1 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları

EDS Noktası	Alaşım Elementleri (% Miktar)			
	Ni	C	Fe	Al
	16.70	0.71	74.07	8.52

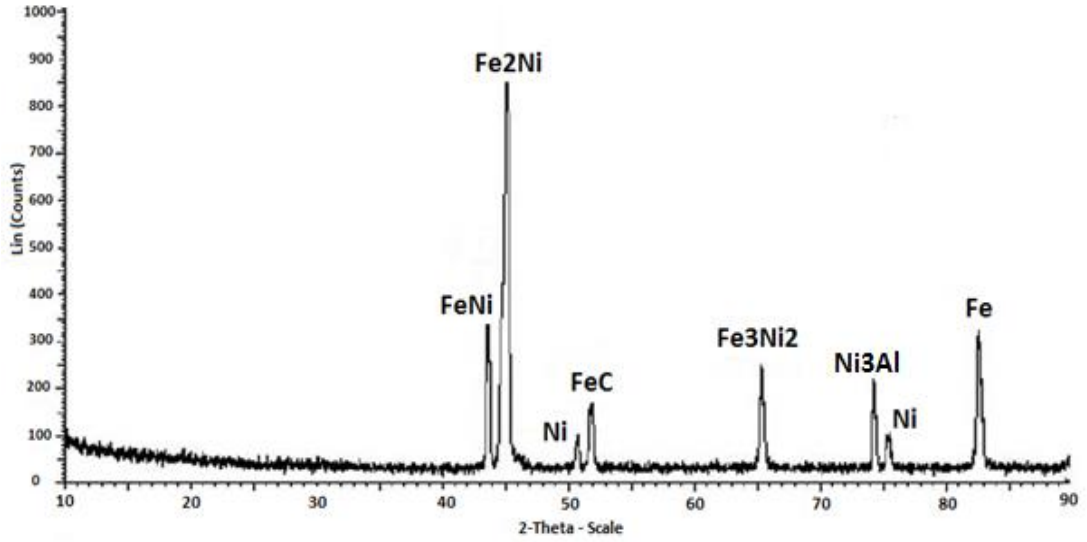


Şekil 8. 6 S2 no'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafları

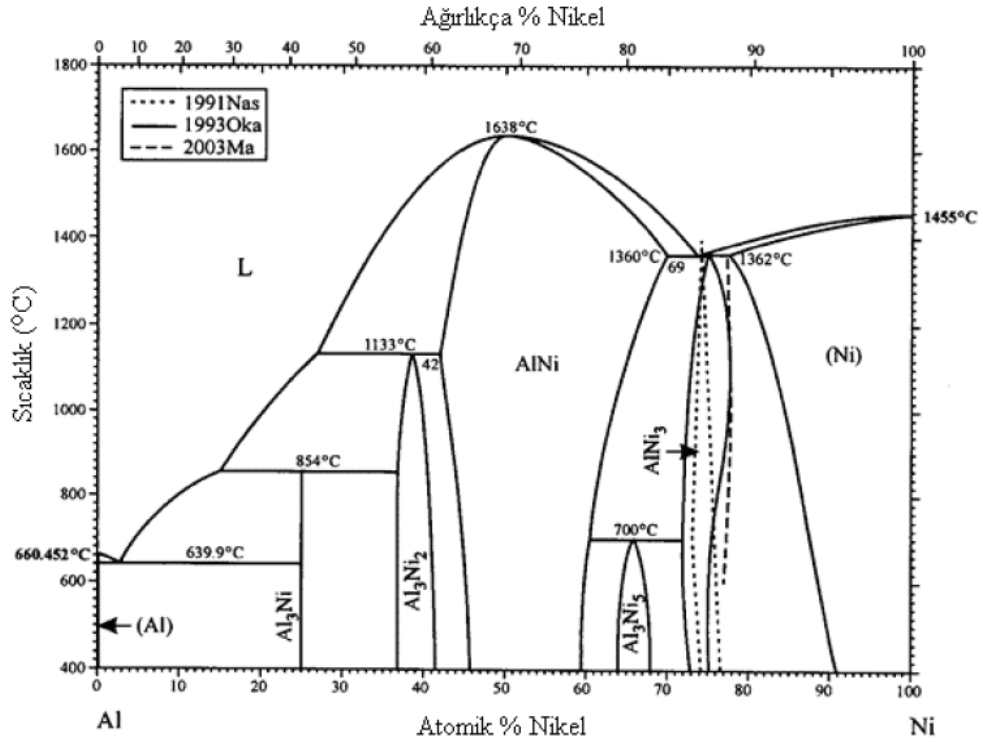
Tablo 8. 2 S2 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları

EDS Noktası	Alaşım Elementleri (% Miktar)			
	Ni	C	Fe	Al
	13.05	1.33	77.53	8.09

S1 ve S2 no'lu numunelere ait X-Ray analiz sonuçları Şekil. 8.7'de görülmektedir. X-Ray analiz sonuçları, Al-Ni denge diyagramı ile birlikte incelendiğinde; % 75 Ni ve % 25 Al toz içeriğinde kaplama tabakasında oluşması muhtemel FeC, FeNi, Fe₂Ni, Ni₃Al ve Fe₃Ni₂ gibi fazların oluştuğu tespit edilmiştir.



Şekil 8. 7 Ni₃Al Kaplama Tabakalarının X-Ray Analizi



Şekil 8. 8 Ni-Al ikili faz diyagramı [14].

9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

9.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada, AISI 1030 çelik malzemesine farklı işlem parametrelerinde Ni3Al intermetalik bileşiği kaplanmıştır. İşlem parametrelerinin kaplamaların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişim ve mekanik davranışları üzerine olan etkileri incelenmiş olup, elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır:

1. AISI 1030 çelik üzerine Ni3Al intermetalik bileşiği GTA kaynak yöntemiyle 120 ve 140 Amper akım şiddeti kullanılarak kaplanmıştır.

2. Kaplamaların birleşme ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarının tamamına bakıldığında literatürde belirtilen dört temel bölgeden meydana görülmektedir. Bunlar; A: Ana malzeme, B: Kısmen dönüşüme uğramış bölge, C: Geçiş bölgesi, D: Kaplama malzemesi olarak birbirlerinden ayrılmaktadırlar.

3. Numunelerde altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında tam bir birleşmenin olduğu görülmektedir. Artan kaynak akım şiddetine bağlı olarak kaplama malzemesinin altlık malzemesine tamamen kaplandığı görülmektedir. Ayrıca modifiye edilen bölgelerde herhangi bir çatlak veya kalıntılara rastlanılmamıştır.

4. 120 Amperin altındaki birleştirmelerde yeterli düzeyde yüzey kaplamanın oluşmadığı, 140 Amperin üzerindeki birleştirmelerde ise kaplama tabakasında deformasyonun meydana geldiği gözlemlenmiştir. Dolayısıyla bu iki parametre optimum parametreler olarak seçilmiştir.

5. İki farklı kaynak akım şiddeti kullanılarak, GTA kaynak yöntemi ile kaplanan numunelerin, mikrosertlik analizleri incelendiğinde; kaplama malzemesinden AISI 1030 çeliğe doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçlarına göre kaplama malzemesine doğru gidildikçe sertliğin arttığı görülmüştür. X-Ray analiz sonuçları, Al-Ni denge diyagramı ile birlikte incelendiğinde kaplama tabakasında FeC, FeNi, Fe2Ni, Ni3Al ve Fe3Ni2 gibi fazların oluştuğu ve buna bağlı olarak da mikrosertlik değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. En yüksek mikrosertlik değeri kaplama tabakasında 470 HV olarak, en düşük mikrosertlik değeri de ana malzemede 150 HV olarak ölçülmüştür.

6. Ni3Al kaplanmış AISI 1030 numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde, kaplama tabakasında C, Al, Fe ve Ni gibi elementler tespit edilmiştir. C'nin bir arayer elementi olması sebebiyle kaplama tabakasına doğru daha kolay difüze olduğu görülmektedir. Fe ve C elementlerinin AISI 1030 çelik tarafından, Ni ve Al elementlerinin ise kaplama toz malzemesinden geldiği görülmektedir.

7. X-Ray analizleri açısından incelendiğinde, kaplama tabakasında FeC, FeNi, Fe2Ni, Ni3Al ve Fe3Ni2 gibi fazların oluştuğu tespit edilmiştir.

9.2. Öneriler

- AISI 1030 altlık malzemesi üzerine Ni3Al tozu kullanılarak yapılan bu kaplama tabakasının aşınma ve korozyon davranışları incelenebilir.
- Ni3Al tozu kaplanmış AISI 1030 çelik malzemenin, derinliğine sertleştirme ısı işlemi uygulandıktan sonra mikrosertlik değerlerindeki değişimler incelenebilir.
- GTA yöntemi ile yapılan yüzey modifikasyonu işleminde altlık malzemesi ve kullanılan toz malzemeler değiştirilerek diğer yöntemlerle kıyaslanabilir.
- Modifikasyon için kullanılan tozların tane büyüklüğünün katılaşmaya ve mekanik özelliklere olan etkileri araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Aran, A., 2003. Paslanmaz çelik üretimi kullanımı standartları, 3. Baskı, Sarıtaş Teknik Yayınları, No: 1, İstanbul.
- [2] Yıldırım, M. M., 1981, Malzeme bilgisi, F.Ü. Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü, Yayın No: 61.
- [3] J.H. Jin. D.J. Stephen son, The Sliding wear behaviour of reactive1y hot pressed nicke1 aluminides, wear, 217, 1998, sayfa200-207.
- [4] J.A. Jimenez, S.Klaus, M. Carsı, O.A. Ruanoye G. Frammeyer, Microstructure and high –temperature mechanical behayiouir of the NiAl-27 At %Cr Intermetallic Composite, Acta Mater, 1999, 174, 13, Sayfa3655-3662.
- [5] B.J. Johnson, F.E. Kennedyye I. Baker, Dry sliding wear of NiAl, Wear,192,1-2, 1996, Sayfa 241-247.
- [6] Peter J.Blaue Charles E.DeVore, Sliding friction and wear behaviour of severa1 nickel aluminide alloys under dry and lubricated conditions, Tribology International, 1990 23, 4, Sayfa 226-234.
- [7] C.E. da Costa, W.C. Zapata, F. Velasco, J.M. Ruiz Prieto, J.M. Torralba, wear behayiouir of aluminun rein forced with nicke1 aluminide MMCs, Journal of Materials Processing Technology, 92-93, 1999, Syf.66-70.
- [8] J.M. Yong, W.H. Kao, C.T. Liu, Deve1op ment of nicke1 aluminide matrix Composites Materials Science and Engineering A, A107, 1989, Syf. 81-91.
- [9] A. Rasmond Higgıms, “The Intermetallic Compound”, Engineering Metallurgy, London 1968, p. 154-155.
- [10] C.S. Barrett, Massalsky,T.Bg “Superlattices”, Structure of Metals, NewYork, 1980,p. 270-278.
- [11] D. Hanson and M.L.V. Gayler,J.1nst. Met. ,26, (1921),321
- [12] P. Villars,K. Mathis, F. Hulliger, 1989,Cohession and Structure, 2,1-103.
- [13] A.R. Miedama, A.K. Niessen, 1988, Cohessionin Metals Transistions meta1 Alloys, Cohession and Structure, 1.
- [14] K. Enami, V.V. Martynoy, T. Tomie, L.G. Khandros and S. Nenno, Trans. Jap. Inst. Metals 22, 357(1981)

- [15] J.L.Gonzalez-Carrasco, F. Garcia –Cano, G.Caruana, M.Lieblich, Mater. Sci Eng. A 183A (1984) L5
- [16] O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki Met. Trans. A,12A,(1981), p.1647
- [17] G.R. Stoeckiner and J.P.Neumann, J.App1.Cryst,3,(1970), p.32
- [18] F.Gao and D.J. Bacon Phi1. Mag. A,67, (1993),p.275
- [19] M.F Kneipmeier and G.J. Frerker, Phi1.Mag. A, 62,(1990),p.77
- [20] P.Beauuchamp, J. Douin and P. Veyssiere, Phi1.Mag. A,55,(1987),p.565
- [21] S.Harada,T. Ogura,S. Watanaze,O. Izumi and T.Masumoto, ActaMeta11.,34, (1986),p.13
- [22] H.Linand D.P. PopeinL.A.Johnsonet.al.,High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV., p.391
- [23] T.Ogura, S.Hanada, T. Masumoto and O. Izumi, Meta1,Trans.,A.16A,(1985),p.441
- [24] CAHN, P.W., HAASEN, P., KRAMER, E.J.(Edited), “Intermetallics”, Materials Science and Technology, Vol-8, pp.684-693, 1996.
- [25] STOLOFF, N.S., LIU, C.T., DEVI, S.C., “Emerging Applications of Intermetallics”, Intermetallics, Elsevier Science B.V., 1313-1320, 2000.
- [26] ERGİN, N., “Fe-Al İntermetalik Malzemelerin Basınç Destekli Hacımla Yanma Sentezi İle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi”, Y.Lisans Tezi, SAÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü, 2007.
- [27] ZEYTİN, S., ÜSTEL, F., İPEK, M., ZEYTİN, H., “Ti-Al₃Ti Metalik İntermetalik (MİL) Kompozitlerin Üretimi Projesi”, Sakarya Üniversitesi, BAPK, Nisan 2008.
- [28] Metals Handbook ASM, Metals Park, Ohio 10th Ed. Vol. 2, 647-780,1990.
- [29] WESTBROOK, J.H. and FLEİSCHER R.L., “Intermetallic Compounds” Materials Science and Technology, Vol-8, pp.661-665), 1996.
- [30] GODA, D.J., RICHARDS, N.L., CALEY, W.F., CHATURVEDI, M.C., “The Effect of Processing Variables on The Structure and Chemistry of Ti- Aluminide Based LMCS”, Materials Science and Engineering A, Vol. 334,pp. 280-290, 2002.
- [31] Buytoz, S., 2006, Microstructural properties of M₇C₃ eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy, Materials Letters, volume:60 (5), 605-608.

- [32] Darabara, M., Papadimitriou, G.D. and Bourithis, L., 2006, Production of Fe-B-TiB₂ Metal matrix composites on steel surface, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (6), 3518-3523.
- [33] Ding, W., Jiang, H., Zeng, X., Li, D. and Yao, S., 2007, The properties of gas tungsten arc deposited SiCp and Al surface coating on magnesium alloy AZ31, *Materials Letters*, volume:61 (2), pp: 496-501.
- [34] Fan, C., Chen, M.C., Chang, C.M. and Wu, W., 2006, Microstructure change caused by (Cr,Fe)₂₃C₆ carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys, *Surface and Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 908-912.
- [35] Frangini, S., Masci, A. and Bartolomeo, A.D., 2002, Cr₇C₃-based cermet coating deposited on stainless steel by electrospark process: structural characteristics and corrosion behavior, *Surface and Coatings Technology*, volume:149 (2-3), 279-286.
- [36] He, L., Zhang, X. and Tong, C., 2006, Surface modification of pure titanium treated with B₄C at high temperature, *Surface & Coatings Technology*, volume:200 (9), 3016- 3020.
- [37] Jin, H.W., Park, C.G. and Kim, M.C., 2001, Microstructure and surface wear resistance in rapidly quenched Fe-Cr-B alloy spray coatings, *Current Applied Physics*, volume:1 (6), 473-477.
- [38] Kashani, H., Amadeh, A. and Ghasemi, H.M., 2006, Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies, *Wear*, volume:262 (7-8), pp:800-806.
- [39] Kooi, B.J., Pei, Y.T. and Hosson, J.T.M.D., 2003, The evolution of microstructure in a laser clad TiB-Ti composite coating, *Acta Materialia*, volume:51 (3), 831-845.
- [40] Korkut, M.H., Yilmaz, O. and Buytoz, S., 2002, Effect of aging on the microstructure and toughness of the interface zone of a gas tungsten arc (GTA) synthesized Fe-Cr-Si-Mo-C coated low carbon steel, *Surface and Coatings Technology*, 157 (1), 5-13.
- [41] Kustas, F., Mishrab, B. and Zhou, J., 2002, Fabrication and characterization of TiB₂/TiC and tungsten Co-sputtered wear coatings, *Surface and Coatings Technology*, volume:153 (1), 25-30.
- [42] Lee, K., Nam, D.H., Lee, S. and Kim, P.C., 2006, Hardness and wear resistance of steel-based surface composites fabricated with Fe-based metamorphic alloy

- powders by high-energy electron beam irradiation, *Materials Science and Engineering A*, volume:428 (1-2), 124-134.
- [43] Lin, Y.C. and Wang, S.W., 2003, Wear behavior of ceramic powder cladding on an S50C steel surface, *Tribology International*, volume:36 (1), 1-9.
- [44] Liu, Y.F., Han, J.M., Li, R.H., Li, W.J., Xu, X.Y., Wang, J.H. and Yang, S.Z., 2006, Microstructure and dry-sliding wear resistance of PTA clad (Cr, Fe)₇C₃/γ-Fe ceramal composite coating, *Applied Surface Science*, volume:252 (20), 7539-7544.
- [45] Manna, I., Majumdar, J.D., Chandra, B.R., Nayak, S. and Dahotre, N.B., 2006, Laser surface cladding of Fe-B-C, Fe-B-Si and Fe-BC-Si-Al-C on plain carbon steel, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (1-2), 434-440.
- [46] Majumdar, J.D., Chandra, B.R., Nath, A.K. and Manna, I., 2006, In situ dispersion of titanium boride on aluminium by laser composite surfacing for improved wear resistance, *Surface & Coatings Technology*, volume:201 (3-4), 1236-1242.
- [47] Buytoz, S., 2004, AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA ark kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.
- [48] 61.<http://www.comertcelik.com/urunler.asp?code=120000000000>
- [49] Sun, Y., Bell, T., 1991, Plasma surface engineering of low alloy Steel, *Materials Science and Engineering, A* 140, pp. 419-434.
- [50] Sakamoto, Y., Takaya, M., İslin, Y., Igarashi, S., 2001, Surface modified tool fabricated by radical nitriding, *Surface and Coatings Technology*, 132-144, pp. 152-155.
- [51] Podgornik, B., 2001, Coated machine elements- fiction or reality”, *Surface and Coatings Technology*, 146-147, pp. 318-323.
- [52] Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, “Mühendislik Malzemesi, Cilt 1”, MKÜ Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, İskenderun, 114-135.
- [53] Holmberg, K., Matthevst, A., Ronkainen, H., 1998, Coating tribology-contact mechanisms and surface design”, *Tribology International*, Vol. 31, Nos 1-3, pp. 107-120.
- [54] Holmberg, K., Ronkainen, H., Matthevst, A., 2000, Tribology of thin coating, *Ceramics International*, 26, pp. 787-795.

- [55] Yıldırım, M.M., 1989, Galvanizleme Tekniği, F.Ü. Tek. Eğt Fak. Yayınları, No:133, Elazığ, 25- 31
- [56] Chiu, L.F1., Yang, C.F., Hsieh, W.C., Cheng, A.S., 2002, Effect of contact pressure on wear resistance of AISI H13 tool steels with chromium nitride and hard chromium coatings, Surface and Coatings Technology, 282-288.
- [57] Samuels, L.E., 1980, Optical microscopy of carbon steels, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, pp. 7-12.
- [58] Topbaş, M.A., 1998, “Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı”, Prestij Basım, İstanbul, 88-95.
- [59] Savaşkan, T., 1999, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, sayfa 213-217.
- [60] Gordon, J. R., 1985, The welding institute procedure for the determination of the fracture resistance of fully ductile metals, The Welding institute Research Report, 275.
- [61] Ku, J.S., Ho, N.J., Tjong, S.C., 1997, Properties of electron beam welded SAF 2205 duplex stainless Steel, Journal of Materials processing Technology, 63, 770-775.
- [62] Songa, R.G., Zhanga K., Chena, G.N., 2003, Electron beam surface treatment. part i: surface hardening of AISI D3 tool Steel”, Vacuum 69, 513-516.
- [63] Selvan, J.S., Subramanian, K., Nath, A.K., 1999, Effect of laser surface hardening on EN 18 (AISI 5135) Steel, Journal of Materials Processing Technology, 91, pp. 29-36.
- [64] Yıldırım, M.M., 1993, Lazerle yapılan yüzeysel işlemlerde son uygulama teknikleri, 5.Malzeme Sempozyumu, Denizli Bildiri Kitabı, cilt 2, 561-570.
- [65] Stringer, J., 1998, Coatings in the electricity supply industry: past, present, and opportunities for the future, Surface and Coatings Technology, 108-109, pp. 164-172.
- [66] Bachmann, F., 2003, Industrial applications of high power diode lasers in materials processing, Applied Surface Science, 208-209, 125-136.
- [67] Lawrence, J., Li, L., 2000, The influence of shield gases on the surface condition of laser treated concrete, Applied Surface Science, 168, 25-28.
- [68] Smith, W.F., 1993, Structure and properties of engineering alloys, Vol.1, University of Central Florida, Toronto, 321-330.

- [69] Zapponi, M., Çuiroga, A., Perez, T., 1999, Segregation of alloying elements during the hot-dip coating solidification process, *Surface and Coatings Technology*, 122, pp. 18-20.
- [70] Hogmarg, S., Jacobson, S., Larsson, M., 2000, Design and evaluation of tribological coatings, *Wear*, 246,20-33.
- [71] Edenhofer B., Grafen W., Muller-Ziller J., 2001, Plasma-carburising-a surface heat treatment process for the new century, *Surface and Coatings Technology* 142-144, 225-234.
- [72] Avner, H., *Introduction of Physical Metallurgy*, second edition, 1984, 351-357.
- [73] Pereloma, E.V., Conn, A.W., Reynoldson, R.W., 2001, Comparison of ferritic nitrocarburising technologies, *Surface and Coatings Technology*, 145, pp. 44-50.
- [74] Schaaf, P., 2002, Laser nitriding of metals, *Progress in Materials Science*, 47, 1-161
- [75] Granito, N., Kuwahara, H., Aizavva, T., 2001, A new perspective for rapid nitriding in high Cr austenitic steels ", *Journal of Materials Science*, 36, pp. 5231-5235.
- [76] Molinari, A., Tesi, B., Bacci, T., Marcu, T., 2001, Plasma nitriding and nitrocarburising of sintered Fe-Cr-Mo and Fe-Cr-Mo-C alloys", *Surface and Coatings Technology*, 140, pp. 251-255.
- [77] Gemma, K., Ohtsuka, T., Fujiwara, T., Kavvakami, M., 2002, Normal and anormal microstructure of plasma nitrided Fe-Cr alloys", *Journal of Materials Science*, 37, pp. 835-844.
- [78] Dimitrov, V.I., Haen, D.J., Knuyt, G., Quaeysaegengs, C., Stals, L.M., 1999, Modelling of nitride layer formation during plasma nitriding of iron, *Computational Materials Science*, 15, pp. 22-34.
- [79] Artem, V.P., 2001, Effect of ion nitriding on the wear resistance of alloys, *Materials Science and Heat Treatment*, Vol.43, No. 4, pp. 10-11.
- [80] Alsaran, A., Çelik, A., 2001, Structural characterization of ion-nitrided AISI 5140 low- alloy Steel, *Materials Characterization* 47,207-213.
- [81] Gavgalı, M., Çelik, A., Alsaran, A., Totik, Y., 2002, İyon nitrürleme işleminin AISI 5140 çeliğinin burulma özelliklerine etkisi üzerine bir çalışma", *Mühendis ve Makina*, Cilt 43, Sayı 517, 45-49.

- [82] Schaaf, P., Lieb, K. P., Carpena, E., Han, M., Landry, F., 2001, Laser-produced iron nitrides seen by mössbauer spectroscopy, Czechoslovak Journal of Physics, Vol. 51, No. 7, 625- 649.
- [83] Buijnsters, J.G., Shankar, P., J. Sietsma , Meulen, 2003, Gas nitriding of chromium in NH₃/H₂ atmosphere, Materials Science and Engineering A341,289-295.
- [84] Pinasco M.R., Ienco, M.G., Guarnone, P., Bocchini, G.F., 2000, Ion nitriding of a sintered iron molybdenum alloy, Journal of Materials Science, 35, pp. 4079-4086.
- [85] Maragoudakis, N.E., Stergioudis G., Omar, H., Pavlidou E., Tsipas, D.N., 2002, Boronitriding of steel US 37-1, Materials Letters 57,949-952.
- [86] Özbek. I., Bindal, C., 2002, Mechanical properties of boronized AISI W4 steels, Surface and Coating Technology, 14-20.
- [87] Atik, E., Yunker, U., Meriç, C., 2003, The Effects of conventional heat treatment and boronizing on abrasive wear and corrosion of SAE 1010, SAE 1040, D2 and 304 steels, Tribology International, 155-161.
- [88] Fichtl, W., Trausner, N, Matuschka, A.G., 1980, Boronizing with EKbor", Matuschka, A.G.; Boronizing, Heyden & Son Inc. Philadelphia, 58-71.
- [89] Meriç, C., Şahin, S., Yılmaz. S.S., 2000, Investigation of the effect on boride layer of powder grain size used in boronizing with boron-yielding substances, Materials Research Bulletin, Vol.35,No. 13,38-49.
- [90] Pessin, M.A., Tier, M.D., Strohaeeker, T.R., Bloyee, A., Sun, Y., Bell, T., 2000, The effect of plasma nitriding process parameters on the wear characteristics of AISI M2 tool Steel", Tribology Letters, 8, pp. 223-228.
- [91] Tur, K.,1993, İyon implantasyonu teknolojisinin metallerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesinde kullanımı, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu, 532-539.
- [92] Mori, H., Tachikawa, H., 2002, Increased adhesion of diamond-like carbon-Si coatings and its tribological properties, Surface and Coatings Technology, 149, pp. 225-230.
- [93] Choy K.L., 2003, Chemical vapour deposition of coatings, Progress in Materials Science 48. 57-170.
- [94] Badisch, E., Fontalvo, G. A., Stoiber, M., Mitterer, C., 2003, Tribological behavior of PACVD TiN coatings in the temperature range up to 500 °C, Surface and Coatings Technology 163-164, 585-590.

- [95] Perez, F.J., Hierro, M.P., Pedraza, F., Gomez, C., Carpintero, M.C., 1999, Aluminizing and chromizing bed treatment by CVD in a fluidized bed reactor on austenitic stainless steels, *Surface and Coatings Technology*, 120-131, pp. 151-157.
- [96] Moore, R.L., Salvati, J., 1985, Surface analysis of diffusion zones in multiple Chemical vapour deposition coatings, *J. Vacuum Science Technology*, 2426-2431.
- [97] Björk, T., Berger, M., Westergard, R., Hogmarg, S., Bergström, J., 2001, New physical vapour deposition coatings applied to extrusion dies, *Surface Coatings Technology*, 146-147, 33-41.
- [98] Tuck, J.R., Korsunsky, A.M., Bhat, D.G., Bull, S.J., 2001, Indentation hardness evaluation of cathodic arc deposited thin hard coatings, *Surface and Coatings Technology*, 139, pp. 63-74.
- [99] Feng, H. P., Hsu, C. H., Lu, J. K., Shy, Y. H., 2002, Effects of PVD sputtered coatings on the corrosion resistance of AISI 304 stainless Steel”, *Materials Science and Engineering A* 300 1-7.
- [100] Gold, P.W., Loos, J., 2002, Wear resistance of PVD-coatings in roller bearings, *Wear* 253, 465- 472.
- [101] Nagahama, J., Yumoto, H., 2003, Application of Fe oxide films prepared by PVD methods to protect Fe metal from corrosion, *Surface and Coatings Technology*, 169-170, 658-661.
- [102] Pal Dey, S., Devi, S. C., 2003, Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review”, *Materials Science and Engineering A* 342, 58-79.
- [103] Holmberg, K., Matheevs, A., Ronkainen, H., 1998, Coatings tribology-contact mechanisms and surface design, *Tribology International* Vol. 31, Nos 1-3, pp. 107-120.
- [104] Liu, D.M., Yang, O., Troczynski, T., 2002, Sol-gel hydroxyapatite coatings on stainless Steel substrates, *Biomaterials* 23, 691-698.
- [105] Olding, T., Sayer, M., Barrow, D., 2001, Ceramic sol-gel composite coatings for electrical insulation”, *Thin Solid Films* 398 -399, 581-586.
- [106] Bell, J.M., Jamting, A.K., Olofinjana, A.O., 2000, Evaluation of the mechanical properties of sol-gel-deposited titania films using ultra-micro-indentation method, *Wear* 241, 174-179.

- [107] Rodeghiero, E.D., Moore, B.C., Wolkenberg, B.S., Wuthenow, M., Tse, O.K., Giannelis, E.P., 1998, Sol-gel synthesis of ceramic matrix composites, Materials Science and Engineering A244, 11-21.
- [108] Villat, M., 1986, Functionally effective coatings using plasma spraying, Sulzer Technical Review, Vol.3, 41-45.
- [109] Kahraman, N., Gülenç, B., 2002, Abrasive wear behaviour of powder flame sprayed coatings on Steel substrates, Materials and Design, 721-725.
- [110] Akay, S., Sarı, N.Y., Kaluç, E., 1997, Aşınmayı önlemede etkili yöntemler: Isıl püskürtme, Mühendis ve Makine Dergisi, Sayı: 448, 19-25.
- [111] Bach, F.W., Duda, T., 2000, Moderne Beschichtungsverfahren, Wiley-VCH, Weinheim, 46- 61.
- [112] Hutchings, I.M., 1992, Tribology: Friction and Wear Engineering Materials, p.273, Edward Arnold, London.
- [113] Clare, H.J., Cravmer, D.E., 1992, Thermal spray coatings, Metals Handbook, Vol.5, 361-375.
- [114] Matthew, K., Hedges, A.P., Nevbry, P.S., 2002, Characterisation of electric arc spray formed Ni superalloy 1N718, Materials Science and Engineering, 79-91
- [115] Charles, P.H.JR., 1994, Thermal spraying: Process, preparation, coatings and applications.
- [116] Wu, X., Chen, G., 1999, Microstructural features of an iron-based laser coating, Journal of Materials Science, 34, pp. 3355-3361.
- [117] Korkut, M.H., Yılmaz, O., Buytoz, S., 2002, Effect of aging on the microstructure and toughness of the interface zone of a gas tungsten arc (GTA) synthesized Fe-Cr-Si-Mo- C coated low carbon Steel, Surface and Coatings Technology 157, 5-13.
- [118] Varol, R., Tunay, R.F., Tüfekçi, K., 2002, Toz metal (T/M) parçaların elektron ışın kaynağı ile birleştirilmesi, Mühendis ve Makine, sayı 513.
- [119] Ogborn, J.S., 1993, Submerged arc welding, Welding, Brazing and Soldering, Vol.6, ASM Handbook, 202-209.
- [120] Tusek, J., Suban, M., 2003, High-productivity multiple submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition, Journal of Materials Processing Technology, 207-213.

- [121] Harris, I.D., 1993, Plasma arc welding, Welding, Brazing and Soldering, Vol.6, ASM Handbook, 195-199.
- [122] alıgölü, U., 2009, AISI 304–430 Paslanmaz–AISI 1010 elik çiftlerinin Lazer Yöntemi İle Kaynağında Birleşme Özelliklerinin İncelenmesi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.
- [123] Akkaş, M., 2013, Östenitik Paslanmaz eliğın Bor Katkılı Ni3Al İle Kaplanabilirliğinin Araştırılması, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ.
- [124] Beken, M., 2014, Ferritik Paslanmaz eliklerin kendi kendine ilerleyen yüksek sıcaklık sentezlenmesi yöntemiyle (SHS –KKİYS) Ni3Al metallarası bileşiğı ile kaplanması, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ.
- [125] K. Ganesh Kumar, Sivarao, T. Joseph Sahaya Anand, 2011, A Novel Intermetallic Nickel Aluminide (Ni3Al) as an Alternative Automotive Body Material, International Journal of Engineering & Technology IJET-IJENS Vol: 11 No: 01, 208-215.

ÖZGEÇMİŞ

Adil KÜÇÜKARSLAN, 1980 doğumlu olup ilk, orta ve lise eğitimini Elazığ'da tamamladı. 2002 yılında Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Metal Öğretmenliği Programından mezun oldu.

Adil KÜÇÜKARSLAN, Fırat Üniversitesi Metalurji Eğitimi Anabilim dalında yüksek lisans eğitimine devam etmektedir. Adil KÜÇÜKARSLAN, evli ve iki çocuk babasıdır. Yabancı dili İngilizce'dir.