

**DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİĞİN Ni_3Al İLE
KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

Tayfun ÇETİN

Yüksek Lisans Tezi

**Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Sermin OZAN**

NİSAN – 2014

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİĞİN Ni_3Al İLE
KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tayfun ÇETİN

(101122102)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 23.03.2014

Tezin Savunulduğu Tarih: 02.04.2014

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Sermin OZAN (F.Ü.)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü.)

: Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ (F.Ü.)

NİSAN - 2014

ÖNSÖZ

Bu tezi hazırlamamda bana yardımcı olan ve tez çalışmalarım süresince, bana vaktini ayırıp yol gösteren, çalışmaların sonuçlanması için benimle yakından ilgilenen değerli hocam Doç. Dr. Sermin OZAN'a öncelikle teşekkürü bir borç bilirim. Bu çalışmanın gerçekleşmesi süresince her konuda fikir ve tecrübelerinden faydalandığım sayın hocam Prof. Dr. Nuri ORHAN'a minnet ve şükranlarımı sunarım.

Ayrıca tezimin her aşamasında yardımcı olan çok sevdiğim hakkını hiç ödeyemeyeceğim değerli arkadaşım Öğr. Gör. Mehmet AKKAŞ'a sonsuz şükranlarımı sunarım.

Son olarak, her zaman yanımda olan, maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen aileme, Değerli Ağabeyim Ferhat ÇETİN'e ve Sayın Elif AŞAN'a minnettarım.

Bu tez çalışmasını, TEF.12.01 numaralı proje kapsamında maddi olarak destekleyen FÜBAP ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Tayfun ÇETİN
NİSAN - 2014

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	II
ÖZET	VII
SUMMARY	IX
1. GİRİŞ.....	1
2.GENEL BİLGİ.....	4
2.1. Paslanmaz Çelikler	4
2.1.1. Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması	7
2.1.2. Dupleks Paslanmaz Çelikler	11
2.1.3. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi	13
2.1.3.1. 475 °C Kırılganlığı.....	14
2.1.3.2. Yüksek Sıcaklık Kırılganlığı	15
2.1.3.3. Bileşimin Etkileri	16
2.1.3.4. Tane Büyümesinin Etkileri	17
2.2. Metaller Arası Bileşikler.....	19
2.2.1. Metallerarası Bileşiklerin Genel Özellikleri	19
2.2.2. Metallerarası (İntermetalik) Bileşikler.....	21
2.2.3. Metallerarası Bileşiklerin Mekanik Özellikleri	22
2.2.4. Düşük Difüzyon Oranları.....	24
2.2.5. Normal Değerlikli Bileşikler	24
2.2.6. Elektron Bileşikleri	24
2.2.7. Boyut Faktörüne Göre Oluşan Bileşikler.....	25
2.2.8. Süper Örgüler.....	27
2.2.9. Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler	28
2.2.9.1. Nikel Alüminidler	28
2.2.9.1.1. NiAl	29
2.2.9.1.2. Ni ₃ Al	29
2.2.9.2. Demir Alüminidler.....	31
2.2.9.3. Titanyum Alüminidler	32
2.2.9.3.1. Ti ₃ Al.....	33
2.2.9.3.2. TiAl.....	33
2.2.10. Nikel Alüminyum İntermetalik Fazların Oluşum Mekanizması	34
2.2.10.1. Taneler Arası Kırılma	34
2.2.10.2. Çevresel Kırılganlık.....	35
2.2.11. Nikel Alüminatların Kaplama Yöntemleri	36
2.2.11.1. Basıncısız Reaksiyon Sentezlemesi	36
2.2.11.2. Tozların Parçacık Boyutu ve Birbiriyle Bağlantısı.....	37
2.2.11.3. Parçacıklar Arası Katı Hal Difüzyonu	38
2.2.11.4. Isıtma Oranı	39
2.2.11.5. Atmosfer	39

2.2.11.6. Ateşleme Sıcaklığı ve Yeşil (yaş) Yoğunluk	39
2.2.11.7. Alaşım Elemanları İlavesinin Etkisi	40
2.3. Nikel Alüminid Kaplamaların Termodinamiği.....	41
2.3.1. Kendi İlerleyen Yüksek Sıcaklık Sentezlemesi (KİYSS veya SHS)	41
2.3.2. Basınç Destekli Reaksiyon Sentezlemesi	43
2.3.3. Reaksiyon Sıcak Presleme/Basma Altında Reaktif Sinterleme	43
2.3.4. Şok ve Dinamik (patlayıcı) Kompaktlama	43
2.3.5. Yüksek Basınçta Reaksiyon Sinterlemesi.....	44
2.3.6. Tozu Enjeksiyonla Kalıplama.....	44
2.3.7. Nikel Alüminatları Eritme ve Dökme için EXO-MELT Yöntemi	45
2.3.8. Reaksiyonlu İnfiltrasyon (Emdirme)	45
2.3.9. Sıcak Ekstrüzyon Reaksiyon Sentezi.....	46
2.3.10. Mikrodalga ile Yanma Sentezlemesi	46
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	47
3.1. Çalışmanın Amacı.....	47
3.2. Çalışmalarda İzlenen Yöntem.....	47
3.3. Deneyde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması	47
3.4. Kaplamaların Üretiminde Kullanılan Parametreler	49
3.5 Metalografik Çalışmalar	50
3.6. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri ve Noktasal Analiz (EDX) İncelemesi	50
3.7. X-Işını Difraksiyonu (X-Ray Diffraction) Ölçümleri.....	51
3.8. Sertlik Analizi	51
4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	52
4.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları.....	52
4.2. Noktasal Analiz (EDX) ve X-Ray Sonuçları	60
4.2.1 Noktasal Analiz (EDX) Sonuçları	60
4.2.2 X-Ray Sonuçları	66
4.3. Sertlik Analizi	69
5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	72
5.1 Genel Sonuçlar.....	72
5.2. Öneriler	73
KAYNAKLAR.....	74
ÖZGEÇMİŞ	80

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması [1].	7
Şekil 2.2. Paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri [1].	8
Şekil 2.3. Paslanmaz Çeliklerin Schaffler Diyagramı [57].	9
Şekil 2.4. Dupleks paslanmaz çelikler[75].	12
Şekil 2.5. Dupleks çelik mikro yapısı [75].	12
Şekil 2.6. a. Yer alan katı çözelti oluşumu b. Ara yer katı çözelti oluşumu.	19
Şekil 2.7. AmBn metallerarası bileşiğinin faz diyagramı.	20
Şekil 2.8. Mg-Sn ikili faz diyagramı	22
Şekil 2.9. Aynı malzemenin düzensiz yapı ve düzenli yapı halinin yüksek çalışma sertleşmesi üzerindeki etkisi (Cu ₃ Au) Kayma miktarı (%)	23
Şekil 2.10. Benzer malzemelerde düzensiz yapı ve düzenli yapı halinin difüzyon oranı üzerindeki etkisi (CuZn)	23
Şekil 2.11. Bağ yapıları ve bağ dönüşümler	26
Şekil 2.12. Ni-Al ikili faz diyagramı	30
Şekil 3.1. Dupleks paslanmaz çeliğin iç yapısı [76].	48
Şekil 3.2. Difüzyon kaynak düzeneğinin şematik görüntüsü [54].	49
Şekil 3.3. Numune üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları	51
Şekil 4.1. Ni ₃ Al ile kaplanan S1 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları	53
Şekil 4.2. Ni ₃ Al ile kaplanan S2 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları	54
Şekil 4.3. Ni ₃ Al ile kaplanan S3 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları	55
Şekil 4.4. Ni ₃ Al ile kaplanan S4 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları	56
Şekil 4.5. Ni ₃ Al ile kaplanan S5 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları	57
Şekil 4.6. Ni ₃ Al ile kaplanan S6 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları	58
Şekil 4.7. S1 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri	66
Şekil 4.8. S2 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri	67
Şekil 4.9. S3 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri	68
Şekil 4.10. S4 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri	68
Şekil 4.11. S5 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri	69
Şekil 4.12. S6 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri	69
Şekil 4.13. S1-S2-S3 numunelerinin mikrosertlik grafikleri	70
Şekil 4.14. S4-S5-S6 numunelerinin mikrosertlik grafikleri	71

TABLÖLAR LİSTESİ

Tablo 2.1. Yüksek sıcaklık kırılabilirliği üzerine bileşim ve mikroyapının etkisi [58].	17
Tablo 2.2. Test ortamı ve numunedeki yönelme etkisinde yeniden kristalleştirilen Ni_3Al 'un çekme özellikleri, havadan oksijen ile test ortamındaki süneklilikte gelişme gösterilmektedir [6].	35
Tablo 3.1. Kaplamada kullanılan tozların özellikleri [54].	48
Tablo 3.2 . Çalışmada kullanılan 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi [77].	48
Tablo 3.3. Kaplamaların üretiminde kullanılan parametreler	50
Tablo.4.1. S1 Nolu numuneye ait EDX değerleri	60
Tablo.4.2. S2 Nolu numuneye ait EDX değerleri	61
Tablo.4.3. S3 Nolu numuneye ait EDX değerleri	62
Tablo.4.4. S4 Nolu numuneye ait EDX değerleri	63
Tablo.4.5. S5 Nolu numuneye ait EDX değerleri	64
Tablo.4.6. S6 Nolu numuneye ait EDX değerleri	65

ÖZET

Dubleks paslanmaz çelikler mikro yapılarında genelde eşit oranlarda ferrit ve östenit içerir. Korozyona karşı performansı içerdikleri alaşımlara göre farklılık göstermektedir. Dublex paslanmaz çelikler östenitik paslanmaz çeliklere göre daha yüksek bir mukavemete sahip olmakla birlikte, bölgesel korozyonlara karşı özellikle çekirdeklenme, çatlak ve stres korozyonuna karşı östenitiklerden daha iyi bir dayanıma sahiptirler. Dublex paslanmaz çeliklerde %19 - %28 arasında olan yüksek orandaki krom, %5 'e kadar bulunan molibden ve östenitlere göre daha düşük oranlarda olan nikel içerikleri sayesinde daha dayanıklıdır.

Dublex paslanmaz çeliklerin en önemli kısıtlayıcı özelliği yüksek sıcaklıklarda ve çok düşük sıcaklıklarda kırılganlaşmalarıdır. Özellikle 300 °C 'nin üzerinde ve -50 °C 'nin altında kısa bir süre dahi çalışılırsa, dublex çelikler kırılganlaşır ve tekrar tavlama ihtiyacı doğar. En yaygın olarak bilinen dublex paslanmaz çelikler 2205 kalitedir.

Dubleks paslanmaz çelikler Türkiye'de ve dünyada son zamanlarda kullanımı büyük bir artış gösteren bir malzemedir. Dupleks paslanmaz çelik, 304 ve 316 kalite paslanmaz çeliklere benzer özellikler göstermesinin yanı sıra, dayanıklılık değerleri (akma, kopma ve burulma) oldukça yüksek seviyede olduğu için sağlamlığın ve hafifliğin gerek duyulduğu birçok alanda kullanılmaya başlanmıştır.

Bu paslanmaz çelikler diğer çeliklere oranla kilogram başı maliyet açısından daha yüksek olsa bile daha ince malzemelerde bile yüksek dayanıklılık seviyesine ulaşabildiği için fiyat/performans açısından öne çıkan bir üründür. Sağlamlık, esneklik ve dayanıklılık gerektiren alanlarda sıklıkla kullanılan bu çelikler, pompa millerinde, tekne şaftlarında, pervane yapımında, özel hidroelektrik santrallerinde, gıda sektöründe, kimya sektöründe ve makine üretiminde kullanılmaktadır. Dupleks paslanmaz çelikler, östenitik paslanmaz çelikler kadar esnek olmanın yanında oldukça yüksek derecede mekanik dayanıma ve korozyon direncine sahiptir. Bu sebepler dolayısıyla kalitenin, hafifliğin, sağlamlılığın arandığı her yerde bu paslanmaz çelik malzemelerin kullanılması tavsiye edilmektedir [7].

Reaksiyon hızı çok yüksektir. Dolayısıyla, oluşturulan reaksiyon ısısı kullanılarak hem bileşik oluşturmak hem de aynı anda kaplanacak yüzeyle birleşme sağlanması SHS ile kaplama yönteminin esasını oluşturmaktadır [8].

Bu çalışmada, dublex paslanmaz çelik malzemeye SHS yöntemiyle Ni_3Al tozu kaplanmıştır ve kaplamada kullanılan tozların üretiminde kullanılan basınç ve sıcaklık gibi parametrelerin kaynak üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Kaplanmış malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla numunelere mikrosertlik testleri uygulanmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda; seçilen malzeme SHS yöntemi ile kaplanmıştır. Kaplama malzemesi olarak kullanılacak metalik tozlar değişken parametrelerinden en uygun olanının belirlenmesi amaçlanmıştır.

Bu çalışmanın birinci bölümünde, konuya giriş yapılmıştır. İkinci bölümde, paslanmaz çelikler ve dubleks paslanmaz çelikler tanıtılmıştır. Üçüncü bölümde, metallerearası bileşikler hakkında, dördüncü bölümde ise alüminyum esaslı intermetalik bileşikler hakkında bilgi verilmiştir. Beşinci bölümde nikel alüminyum intermetalik fazların oluşum mekanizması anlatılmış ve altıncı bölümde nikel alüminatların reaktif işlenmesi anlatılmıştır. Yedinci bölümde nikel alüminid kaplamaların termodinamiği hakkında bilgi verilmiş, sekizinci bölümde deneysel çalışmalar detaylı olarak incelenerek deney sonuçları irdelenmiştir. Dokuzuncu ve son bölümde çalışma sonunda elde edilen genel sonuçlar değerlendirilmiştir.

Anahtar Kelimeler: SHS, Dubleks paslanmaz çelikler, Ni_3Al , Kaplama, İntermetalikler.

SUMMARY

Investigation with Ni₃Al Coating of Duplex Stainless Steel

Duplex microstructure of stainless steels generally contain equal proportions of ferrite and austenite. Performance of Againts to corrosion, they contain varies according to the alloy.

Than austenitic stainless steels, duplex stainless steels have high strength, but especially against local corrosion pitting, and stress corrosion cracking of austenitic a better resistance against possess. 19% in duplex stainless steel - the high rate of 28% chromium, 5% molybdenum and at lower rates compared to austenitic stainless steels, which are more durable thanks to the nickel content. The major limitation of duplex stainless steel at high temperatures and at very low temperatures is that fragile. Especially at 300 ° C and -50 °C under a short time even if you try, duplex steels are brittle and re-annealing the need arises. Most commonly known as duplex stainless steels, stainless steels 2205 class.

Duplex stainless steels in Turkey and in the world, recently showing a large increase in the use of material. Duplex stainless steel, 304 and 316 stainless steels has similarities as well as the strength values (flow, shear and torsion) is quite a high level because sturdiness and lightness needed in many areas began to be used.

This stainless steels in terms of cost per kilogram according to other stainless steels even if higher, even in the finer material, high durability to reach the level where price / performance is a material that stand out in terms. Strength, flexibility and endurance in areas that frequently used steels, pump shafts, shaft boat in prop making, in particular hydroelectric power plants, food industry, chemical industry and machinery used in the production. Duplex stainless steels, austenitic stainless steels, besides being flexible enough to fairly high degree of mechanical strength and corrosion resistance has. Hence this causes the quality, light weight, robustness searched wherever it is recommended to use a stainless steel material.

Thus, using the reaction heat to generate the compounds as well as combinations with the surface to be coated simultaneously with the coating method based on the provision constitutes SHS. In this study, the SHS method Duplex stainless steel, powder coated ni₃al microstructure of the resulting material and production parameters microhardness values were investigated. During the coating, stainless steel type and effect of metallic powders to be used as a coating material is selected as variable parameters. In order to determine the mechanical properties of the coated material was applied to the samples microhardness tests.

As a result of the work of the selected material with the SHS method the effect of the coating of stainless steel and metallic powders to be used as a coating material of variable parameters was conducted to determine the most appropriate one.

In the first part of this study has provided an introduction to the subject. In the second part Duplex stainless steels and stainless steels were introduced. In the third section is information about the intermetallic compounds. In the fourth section is information about aluminum-based intermetallic compounds. In the fifth chapter of nickel aluminum intermetallic phase formation about the mechanism information is given. In the sixth chapter of Nickel Aluminate about reactive processing information is given. In the seventh chapter is information about the thermodynamics of nickel aluminide coatings. The eighth chapter experimental studies examining in detail the experimental results were analyzed. At the end of the ninth and final part of the study evaluated the overall results are obtained.

Keywords: SHA, Duplex stainless steels, Ni₃Al, Coating, Intermetallic.

1. GİRİŞ

Hızla gelişen teknoloji ve ağırlaşan çalışma koşullarında kullanılan makine ve malzemeler yüksek sıcaklık oksidasyon, korozyon gibi etmenlere karşı koymakta güçlük çeker hale gelmiştir. Korozyon ve dış etmenlerin verdiği zararlar neticesinde insanoğlu yeni malzeme arayışı içerisine girmiş ve dikkatler süper alaşım, kompozit, sermet ve seramik gibi malzeme grupları üzerine yoğunlaşmıştır. Bu metal dışı malzemelerin tek başına kullanımı çeşitli etkiler yaratacağından metaller ile 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 ihtiyacın duyulmaması gibi üstünlükler 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 özelliklerin 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 bileşikler 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. Alışlagelmiş 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 kırılabilirliğe olan meyilleri, kullanım alanlarının kısıtlanmasına sebep olmaktadır. Kırılabilirliğin 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 intermetalliği 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 aluminidler süper alaşımlarla yarışmaktadır [7]. Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürünme dirençleri ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Tüm bu özelliklerinin bir arada toplandığı aluminidler, kırılganlıkları giderildiği takdirde yüksek sıcaklık uygulamaları için önemli bir malzeme grubudur [5]. Ayrıca intermetalikler, yüksek korozyon direnci ve ısı şok direnci de gösterirler [8].

2.GENEL BİLGİ

2.1. Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çelik esas olarak, paslanmayan çeliklerin genel adıdır. Paslanmaz çeliklere paslanmazlık özelliği veren ana alaşım elemanı kromdur. Bileşimlerinde en az % 12 krom içeren çeliklere paslanmaz çelikler denir. Paslanmaz çelikler, esas olarak Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni ikili veya üçlü bileşik sistemlerine sahiptirler. Fakat mikroyapı ve özelliklerini etkileyebilen birçok alaşım elementleri de içerebilirler. Bu çeliklere yüksek korozyon dayanımı sağlayan unsur, yüzeyde meydana gelen kararlı kromoksit tabakasıdır. Paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımı ve mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla kromun yanı sıra, nikel ve molibden de alaşım elemanı olarak katılır [5].

Çeliğe yapılan krom ilavesi, hava veya diğer bir oksitleyici ortama maruz kalan çelik yüzeyi üzerinde birincil krom oksitten ince, sıkı ve sünek bir tabakanın oluşmasına neden olur. Bu tabaka, çelikte pasifliği sağlar ve çeliğin aktif olarak korozyona uğramayacağı anlamına gelir. Oluşan oksit katına pasif tabaka denir ve bu tabaka, çeliğin korozyona karşı direnç göstermesinden sorumludur. Bu çok ince tabakanın kalınlığı 1-10 μ mertebesindedir. Fakat pasif filmin oluşması, alaşımların her ortamda korozyona karşı dirençli olabilmeleri için yeterli değildir. Paslanmaz çelikleri ortama daha dirençli kılmanın yollarından birisi krom ve nikel gibi ana alaşım elementlerinin oranını arttırmak karbon içeriğini azaltmaktır [5]. Paslanmaz çelik ailesi çok sayıda farklı alaşımdan oluşur. Onların her biri daha yüksek korozyon direnci, ileri mekanik özellikler, daha yüksek mukavemet, sertlik ve pürüzlülük, kaynak sıcaklığının etkisi altında metalurjik kararlılık ve işlenebilirlik gerektiren özel uygulamalar gibi özel ihtiyaçları karşılamak üzere geliştirilmiştir. Bütün bu çelikler, en az %12 Cr içerdiği için yüzeyde kendiliğinden oluşan pasif tabaka tarafından tamamen korunurlar. Çeliklerde paslanmaz terimi, katkıların pasın oluşumunu önleme kabiliyetlerinden kaynaklanmaktadır. Bu karakter, kromca zengin oksit yüzey filminin bir sonucudur ve bu film, oksijenin mevcut olduğu ortamlarda oluşmaktadır. Bazı paslanmaz çelikler % 30' dan daha fazla Cr veya % 50' den daha az Fe içerir. Paslanmaz çeliklerin keşif tarihi 20. yüzyılın başına dayanmaktadır. Fransa, Almanya, İngiltere ve daha çok USA' dan metalurjistlerin düşük karbon ve krom içeren demir alaşımları üzerinde yaptıkları çalışmaların sonucu üretilmişlerdir. 1904 ve 1909

yılları arasında Fransız metalurjistler Leon B. Guillet ve Albert M. Portevin % 13 Cr içeren martenzitik ve % 0.12-1.0 C içeren % 17 Cr' lu ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ve özellikleri üzerinde seri çalışmalar yapmışlardır. 1909' da Guillet ve metalurjist W. Giessen demir-krom-nikel östenitik çelikler üzerinde çalışmalar yapmıştır. Daha ileri çalışmalar, ilerleyen yıllarda paslanmaz çeliklerin endüstriyel uygulamalarda kullanımından doğan ihtiyaçlar ile tamamlanmıştır. Bazı arayışlar 1940' larda çökelmeyle sertleştirilen paslanmaz çeliklerin gelişimine yol açmıştır ve İkinci Dünya Savaşı sırasında nikelin kısıtlı olmasından dolayı, yüksek manganlı östenitik paslanmaz çelikler keşfedilmiştir [32].

Paslanmaz çeliğin çok değişik kalite ve özelliklerde temin edilebiliyor olması, bunların kullanımında sürekli olarak yaygınlaştırmaktadır. Günümüzde artık ziynet eşyalarından, büyük sanayi tesislerine kadar uzanan geniş bir yelpazede kullanılmaktadır. Günlük hayatımızda kullandığımız pek çok ürün bugün paslanmaz çelikten yapılmaktadır. Paslanmaz çelik, hemen her gün kullandığımız bir mutfak aleti olarak karşımıza çıktığı gibi gezinti yaptığımız bir meydanda beğenimizi kazanan bir sanat eseri şeklinde de kendini gösterebilir. Büyük bir kimya tesisinin hemen her yerinde gördüğümüz bu malzeme, güzel bir gökdelenin duvarlarını kaplayan dekoratif bir malzeme olarak da kullanılabilir [32]. Keyif duyduğumuz bir alış veriş merkezinde pek çok detayda dikkatimizi çeken paslanmaz çelik, gerçekte hiçbir zaman görmediğimiz yerlerde bizim konforumuzu ve güvenliğimizi sağlayan endüstriyel ürünlerde de yaygın olarak kullanılabilmektedir. Paslanmaz çeliğin nerelerde hangi oranda kullanıldığı, ülkelerin ekonomisi hakkında doğrudan bilgi veren bir gösterge niteliğini de taşımaktadır. Kullanım oranının bireysel tüketim ürünlerinde fazla olması, genellikle zayıf ekonomilere sahip ülkelerde görülür. Enerji, makina imalat ve ulaştırma sektörlerinde kullanımın artması ekonomik yapının kuvvetli olduğunu gösterir.

Paslanmaz çeliklerin içerisinde, paslanmazlık özelliğini sağlayan elementlerin yanı sıra, diğer bazı ihtiyaçları karşılamak üzere isteyerek ilave edilen alaşım elementleri veya istenilmediği halde bulunan karbon ve katışıklar bulunmaktadır [15].

Alüminyum: Güçlü bir ferrit yapıcıdır. %12 C içeren kaynak metaline eklenerek yapıyı ferritik, yani sertleşmez hale getirir. Yüksek sıcaklıklarda tufalleşme direncini arttırır. Kuvvetli bir nitrür yapıcıdır. Titanyum ile birlikte yüksek dayanımlı alaşımlara eklenerek yaşlanma sertleşmesi tesirini azaltır [35].

Karbon: Kuvvetli östenit yapıcıdır. Yüksek mukavemetli alaşımlara sertleştirme ve dayanım artırıcı etki için katılır [40].

Niyobyum: Güçlü bir karbür yapıcıdır. Östenitik paslanmaz çelikleri krom karbür çökmesine karşı dengelemede kullanılır. Orta düzeyde ferrit yapıcıdır. Yüksek dayanımlı bazı alaşımlara sertliği ve dayanımı artırmak için katılmaktadır [17].

Kobalt: Birçok paslanmaz alaşımın yüksek sıcaklıklardaki sürünme ve dayanım özelliklerini iyileştirmek amacı ile katılır [40].

Krom: Karbür ve ferrit yapıcıdır. Korozyon ve tufalleşme direncini sağlayan alaşım elementidir. Bu elementin paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıkta dayanım ve sürünme dayanımına belirgin bir etkisi yoktur [40].

Mangan: Östenit yapıcıdır. Tam östenitik alaşımlarda kaynak metalinin çatlama direncini artırır. Oda sıcaklığında ve oda sıcaklığına yakın sıcaklıklarda östenitin kararlı olmasını sağlar. Ancak yüksek sıcaklıklarda ferrit ve manganez sülfat oluşturur [35].

Azot: Güçlü bir östenit yapıcıdır. Yüksek kromlu ve az karbonlu çeliklerde yüksek sıcaklıklardaki tane büyümesini engellemek için eklenir. Dayanımı artırır [35].

Nikel: Güçlü bir östenit yapıcı ve dengeleyicidir. Yüksek sıcaklıktaki direnci, korozyona karşı dayanımı ve sünekliği artırır. Kaynak metali tokluğunu artırıcı bir etkisi vardır. Paslanmaz çeliklerde mekanik özellikleri iyileştirir [17].

Silisyum: Ferrit yapıcıdır. Östenitik çeliklerde korozyon direncini arttırmak için katılır. Yüksek sıcaklıkta tufalleşme direncini artırır. Yüksek sıcaklıkta kullanılacak çeliklerin karbürizasyon direncini yükseltmek için kullanılır [40].

Titanyum: Kuvvetli bir karbür ve nitrür yapıcıdır. Östenitik paslanmaz çeliklerde krom karbür çökmesini engellemek için dengeleme elementi olarak kullanılır. Kuvvetli ferrit oluşturur. Bazı yüksek sıcaklığa dayanımlı alaşımlara sertlik dayanım artırıcı etkilerinden dolayı katılır, bazı yüksek dayanımlı ve ısıya dayanıklı alaşımlara yaşlanma sertleşmesini etkilemek için alüminyum ile birlikte eklenir [35].

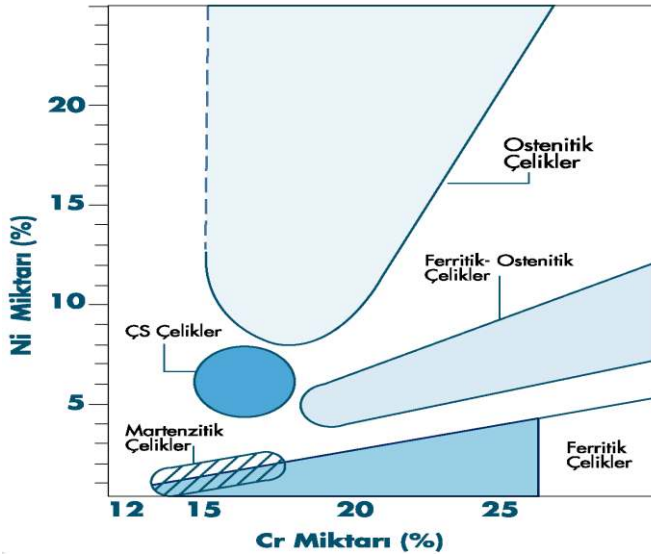
Tungsten (Wolfram): Güçlü bir ferrit yapıcıdır. Bazı yüksek sıcaklık alaşımlarının dayanım ve sürünme direncini arttırmak için eklenir [17].

2.1.1. Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Paslanmaz çeliklerde kimyasal bileşim değiştirilerek, farklı özelliklerde alaşımlar elde edilir. Krom miktarı yükseltilerek veya nikel ve molibden gibi alaşım elementleri katılarak korozyon dayanımı artırılabilir. Bunun dışında bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, tantal, azot, kükürt ve selenyum gibi bazı elementlerle alaşımlama olumlu etkiler sağlayabilir. Bu şekilde, makina tasarımcıları ve imalatçıları değişik kullanımlar için en uygun paslanmaz çeliği seçme şansına sahip olurlar.

Örneğin; niyobyum, tantal ve titanyum tanelerarası korozyonu önler. Azot γ -bölgesini genişleterek mukavemet ve korozyon dayanımını, artırır. Kükürt ve selenyum ise talaşlı işlenebilme özelliğini iyileştirir.

Genel olarak paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni alaşımlarıdır. İçerdikleri alaşım elementleri artırılarak veya azaltılarak farklı tür paslanmaz çelikler elde edilebilir. Paslanmaz çelikler, içerdikleri krom ve nikel miktarına bağlı olarak Şekil 2.1' de görüldüğü gibi 5 ana grupta sınıflandırılırlar [1].



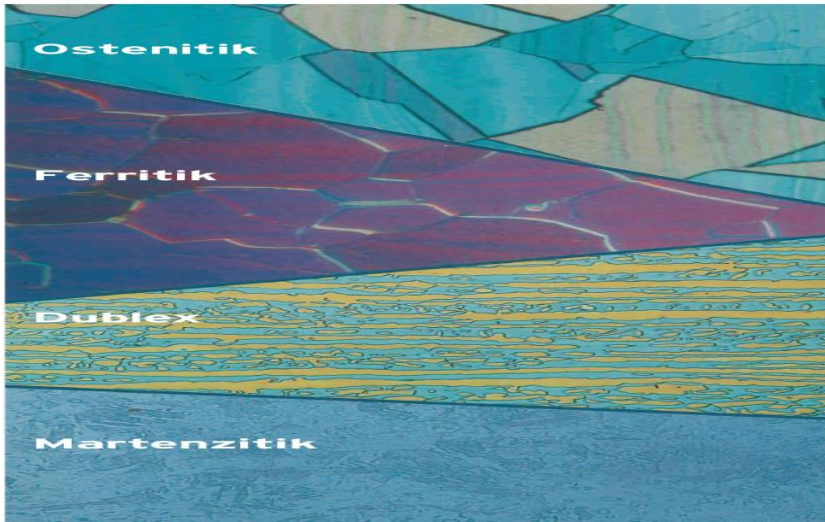
Şekil 2.1. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması [1].

Paslanmaz çelik türleri:

- Ostenitik paslanmaz çelikler,
- Ferritik paslanmaz çelikler,
- Martenzitik paslanmaz çelikler,

- Dupleks paslanmaz çelikler,
- Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerdir.

Paslanmaz çeliklerde iç yapıyı belirleyen en önemli alaşım elementleri, önem sırasına göre krom, nikel, molibden ve mangandır. Bunlardan öncelikle, krom ve nikel içyapının ferritik veya östenitik olmasını belirler. Beş ana grup çatısı altında toplanan paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 2.2.' de gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi östenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı östenit tanelerinden meydana gelirken, ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ince ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Martenzitik paslanmaz çeliklerin yapıları ise ferrit tane yapısı içerisindeki karbür dağılımları şeklinde görülmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerin yapısı ise östenit matriks içerisinde uzanmış ferrit levhalarından meydana gelmektedir.

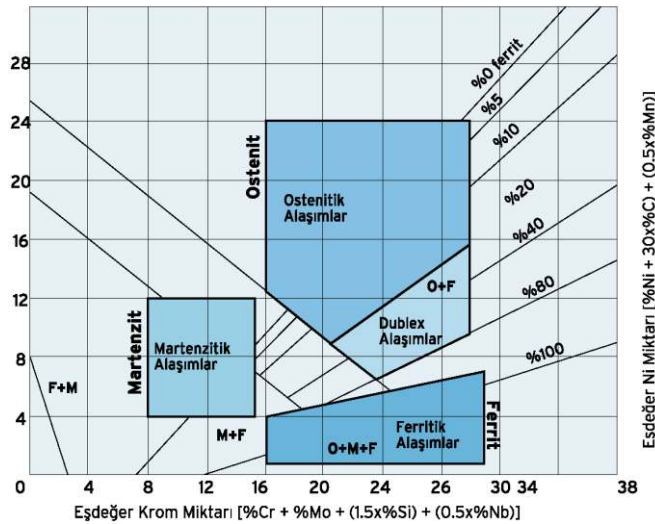


Şekil 2.2. Paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri [1].

Bileşimlerinde en az yaklaşık % 12 krom bulunan çeliklerde, yüzeye kuvvetle tutunmuş, yoğun, gevrek olmayan, çok ince ve görünmeyen bir oksit tabakası bulunur. Dolayısıyla bu malzemeler kimyasal reaksiyonlara karşı pasif olduklarından; indirgeyici olmayan ortamlarda korozyona karşı direnç kazanırlar. Söz konusu oksit tabakası, oksijen bulunan ortamlarda oluşur ve dış etkilerle bozulduğunda, kendi kendini onarır. Paslanmaz çeliklerde karbon % 0.02 ile 1 arasında olabilir, düşük karbon miktarları daha tipiktir, yüksek oranlar martenzitik çeliklerde söz konusudur. Çünkü bu paslanmaz çeliklerde karbonun varlığında, krom karbür oluşur ve genellikle tane sınırlarında krom karbür olarak

çökelir, bu nedenle; kafes içinde çözünmüş krom miktarı %12' lik sınırın altına düşebilir ve malzemenin korozyona dayanıklılık özelliği azalır ya da kaybolur. Dolayısıyla çelik bileşimindeki karbon yüzdesi yükseldikçe; krom miktarı artırılmalı veya karbür yapma eğilimi kromdan fazla olan elementler katılarak, krom karbürün meydana gelmesi ve kafeste çözünmüş kromun azalması engellenmelidir [1].

Paslanmaz çeliklerin istenilen mikroyapı ve diğer özelliklerinin elde edilebilmesi için Mn, Si, Mo, Ni, Ti ve N gibi alaşım elementleri kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerin mikroyapısı üzerine bileşimin etkisini ayrıntılı olarak tanımlamak amacıyla Cr ve Ni eşdeğerliği kavramı geliştirilmiştir. Ferrit stabilizatörleri; ferrit faz alanını genişleten krom, molibden, vanadyum, niyobyum, tantal ve titanyum gibi karbür oluşturan metallerdir. Ostenit stabilizatörleri ise ostenit faz alanını genişleten nikel, mangan, karbon ve azot gibi elementlerdir. Şekil 2.3'te Cr ve Ni eşdeğerliklerinin karşılıklı olarak verildiği Schaffler diyagramı, paslanmaz çeliklerin kaynağında mikroyapı ve bileşim arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır [56].



Şekil 2.3. Paslanmaz Çeliklerin Schaffler Diyagramı [57].

Korozyon dayanımı: Tüm paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımları yüksektir. Düşük alaşımlı türleri atmosferik korozyona, yüksek alaşımlı türleri ise asit ve klorür içeren ortamlara dahi dayanıklıdır [2].

Yüksek ve düşük sıcaklıklar: Bazı paslanmaz çelik türlerinde, yüksek sıcaklıklarda dahi tufallaşma ve malzemenin mekanik dayanımında önemli bir düşme görülmez iken,

bazı türlerinde ise çok düşük sıcaklıklarda dahi gevrekleşme görülmez ve tokluklarını korurlar.

İmalat kolaylığı: Yan kesme, kaynakla birleştirilebilme, sıcak ve soğuk şekillendirme ve talaşlı imalat işlemleri ile kolaylıkla biçimlendirilebilirler.

Mekanik dayanım: Paslanmaz çeliklerin büyük çoğunluğu soğuk şekillendirme ile pekleşirler. Dayanımın artması sonucunda, malzeme kalınlıkları azaltılarak parça ağırlığı ve fiyatta önemli düşüşler sağlanabilir. Bazı türlerine ise ısıl işlem yoluyla yüksek bir dayanım kazandırmak mümkündür.

Görünüm: Paslanmaz çelikler, farklı yüzey kalitelerinde temin edilebilirler. Yüzeylerin görünümü, kalitesi ve bakımı kolay olduğundan uzun süreler korunabilir.

Hijyenik özellik: Paslanmaz çeliklerin kolay temizlenebilir olması, bu malzemelerin hastahane, mutfak, gıda ve ilaç sanayinde yaygın olarak kullanılmasını sağlar.

Paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini, korozyon dirençlerini, talaşlı işlenebilme ve biçimlendirilebilme özelliklerini, kaynak edilebilirliklerini ve uygulama alanlarını iyileştirmek amacı ile katılan alaşım elementleri, bu tür çeliklerin fiziksel özelliklerini de önemli ölçüde etkiler.

En önemli özelliklerinden biri olan manyetik özelliğine bakıldığında, paslanmaz çeliklerin özellikle sade krom içeren türleri manyetikler. Buna karşın, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çelikler antimanyetik özellik gösterirler. 100-500 °C aralığında ostenitik paslanmaz çeliklerin ısıl genleşme katsayıları, ferritik paslanmaz çeliklere nazaran % 60 daha fazladır [2].

Uzun ömür: Paslanmaz çelikler, dayanıklı ve bakımı kolay malzemeler olduklarından, üretilen parçanın kullanım ömrü dikkate alındığında ekonomik malzemelerdir [1].

Ferritik paslanmaz çeliklerin ısıl iletkenlikleri, karbonlu çeliklerin yaklaşık % 50 altındadır. Isıl iletkenlikleri, ostenitik paslanmaz çeliklere göre % 40 daha yüksektir. Yine, elektrik iletme dirençleri % 20 ve özgül ısıları da onlardan % 10 daha düşüktür. Ancak tüm paslanmaz çeliklerin elektrik dirençleri, karbonlu çeliklerinkinden yaklaşık 4-7 kat daha fazladır. Ferritik kromlu çeliklerin $7.7 \times 10^4 \text{ N/m}^3$ olan yoğunlukları, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin $7.9 \times 10^4 \text{ N/m}^3$ olan yoğunluklarından daha düşüktür [37].

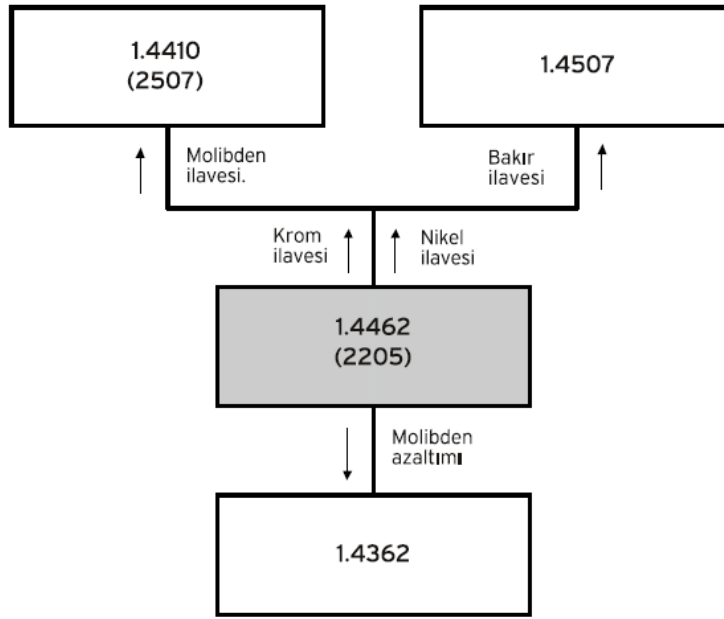
2.1.2. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Çift fazlı paslanmaz çelikler olarak da adlandırılan bu çeliklerin içyapısında her iki faz bir arada bulunur ve bu sayede ostenitik ve ferritik çeliklerin her birinin de ötesinde iyileştirilmiş özellikler gösterirler. Böylece ostenitik çeliklere kıyasla daha iyi gerilme korozyonu dayanımına ferritik çeliklerle kıyaslandığında ise daha iyi tokluk ve sünekliğe sahip olurlar. Ayrıca, iki fazın bir arada bulunması halinde tavlanmış durumda bile 550 ile 690 MPa akma dayanımı gösterirler ki, bu değer, fazların tek başına bulunduğu türdeki çeliklerin akma dayanımının yaklaşık iki katıdır[75].

Mevcut ticari çeşitleri % 22-% 26 krom, %4-%7 nikel, azami %4,5 molibden, yaklaşık %0,7 bakır ve volfram ile %0,08- % 0,35 azot içerirler. Başlıca dört ana çeşidi vardır:

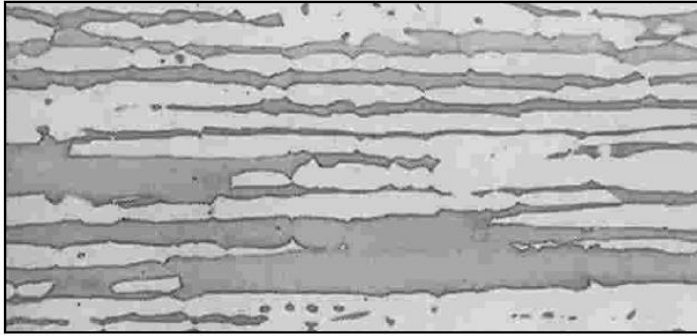
- Fe-23Cr-4Ni-0,1N,
- FE-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N,
- Fe-25Cr-5Ni-2,5Mo-0,17N-Cu ve
- Fe-25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-W-Cu.

Bunlardan dördüncüsü süper-dublex diye de adlandırılır. Bu türdeki çelikler üzerinde araştırma ve deneyler devam etmekte ve mekanik özellikler ile korozyon dayanımında sürekli iyileşmeler sağlanmaktadır. Östenitik-ferritik çelikler ferrit yapıcı elementlerin oranına bağlı olarak %10'a kadar delta-ferrit içerirler. İlk önce katılan bu faz, içyapının ince taneli olmasını sağlar. Sıcak çatlama duyarlılığını artıran fosfor, kükürt, silisyum gibi elementler de büyük ölçüde ferrit kafesi içinde çözünerek ostenit fazından uzaklaşır ve böylece bu çeliklerde sıcak çatlama tehlikesi azalır.



Şekil 2.4. Dupleks paslanmaz çelikler [75].

Dupleks çeliklerin, tavsiyelere göre uygulama yapıldığında, kaynak kabiliyetleri de iyidir. Genellikle petrol, petrokimya, kimyasal teçhizat imalatında, arıtma tesislerinde ve deniz veya “off-shore” teknolojisinde kullanılır. Kaynaksız halde 280°C, kaynaklı halde ise 250°C sıcaklıklara kadar güvenle kullanılabilirler [75].



Şekil 2.5. Dupleks çelik mikro yapısı [75].

Mikro yapılarında genelde eşit oranlarda ferrit ve östenit içeren bu çeliklerin korozyona karşı performansı içerdikleri alaşımlara göre farklılık göstermektedir. Dupleks paslanmaz çelikler östenitik paslanmaz çeliklere göre daha yüksek bir mukavemete sahip olmakla birlikte, bölgesel korozyonlara karşı özellikle çekirdeklenme, çatlak ve stres korozyonuna karşı östenitiklerden daha iyi bir dayanıma sahiptirler. Duplex kaliteler de

%19 - %28 arasında olan yüksek orandaki krom, %5 'e kadar bulunan molibden ve östenitlere göre daha düşük oranlarda olan nikel içerikleri için daha mukavimdirler [76]. Dupleks paslanmaz çeliklerin en önemli kısıtlayıcı özelliği yüksek sıcaklıklarda ve çok düşük sıcaklıklarda kırılma eğilimlidir. Özellikle 300 °C 'nin üzerinde ve -50 °C 'nin altında kısa bir süre dahi çalışılırsa, dupleks çelikler kırılma eğilimli ve tekrar tavlama ihtiyacı doğar. En yaygın olarak bilinen dupleks paslanmaz çelik kalitesi 2205 kalitedir. Yapıları ferritik kısımları için BCC, östenitik kısımları için FCC 'dir [4].

2.1.3. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi

Diğer elementlerin varlığı, yani ya tamamen isteyerek yapılan ilaveler ya da impuritelere ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısını etkiler ve ostenit sisteminin boyutunu ve şeklini kayda değer şekilde değiştirebilir. Azot, normalde kasıtlı olarak ilave edilmekten ziyade, saf olmayarak mevcuttur. İlerleyen ostenitte, karbon elementinin etkisine benzer bir etkiye sahiptir. Baerlecken vd., (1961), tarafından yapılan çalışmada, basit bir Fe-Cr alaşımında gama (γ) ostenitin genişlemesi üzerine karbon + azotun çeşitli seviyelerdeki etkisini incelemişlerdir. Örneğin; % 0.04 C ve % 0.03 N ilaveleri, % 20 Cr üzerinde ostenit + ferrit faz alanlarının sınırlarını kaydırmaya neden olur. Bu yüzden, ya aşırı şekilde düşük seviyelere karbon ve azotu azaltmak, ya da ferrit dönüşümünü ilerleten alaşım elementleri ilave etmek, düşük orta kromlu çeliklerde asıl ferritik mikroyapıyı devam ettirmek için gereklidir. Ferritik paslanmaz çeliklere yaygınca ilave edilen, ferriti ilerleten elementlerin kroma ilavesinde Si, Ti, Nb, Mo ve Al vardır. Titanyum ve niyobyum, alüminyum azot bileşiminde etkili olurken, hem karbon hem de azot için onların yüksek afinitesinden dolayı, özellikle küçük konsantrasyonlarda faydalıdır. Alüminyum aynı zamanda, özellikle de yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direnci geliştirmek için ilave edilir. Silisyum, normalde oksit direnci sağlar ve desoksidan olarak ilave edilir. Molibden, aynı alaşımlara ilave edilir ve özellikle ferritik paslanmaz çeliklerin üçüncü türünde, çukur bakımından korozyon direnci geliştirmek için ilave edilir. Osteniti ilerleten elementler, azot ve karbon ilavelerinde manganez, nikel ve bakır içerir. Nikel ve bakır normalde nikelin küçük miktarları çentik tokluğunu geliştirmede etkili olmasına rağmen, ferritik paslanmaz çeliğe ilave olmaz [64-65-58].

2.1.3.1. 475 °C Kırılgenliği

% 15' den % 70' e krom içeren Fe-Cr alaşımları 425-550 °C sıcaklık aralığında, şiddetle kırılgenleşmiş olabilir. Bu sıcaklık oranında kırılgenliğin esas metalurjisi, halen tartışma konusudur. Hakim teori, Fe-Cr denge faz diyagramında bir karışamama aralığının varlığından dolayı, 550 °C' nin altındaki sıcaklıklarda tutarlı bir çökeltinin oluşmasıyla, kırılgenlik başlangıcı ilişkilendirilmektedir. 550 °C' nin altında yaşlanmış alaşımlarda Fe-zengin ferrit ve Cr-zengin ferritin şekli bulunmaktadır. Cr-zengin ferrit çökeltisi % 61-83 krom içeren ve HMK kristal yapılı, manyetik değildir. Kırılgenliğin derece ve oranı; daha yüksek sıcaklıklarda, daha kısa zamanda kırılgen olan yüksek krom alaşımlarında, krom içeriğinin bir fonksiyonudur. 405 ve 409 tipleri gibi en düşük kromlu ferritik paslanmaz çeliklerin, 475 °C kırılgenliği göstermedikleri görülmektedir. Genelde 100 saatten daha az yaşlanma zamanlarında, düşük ve orta kromlu alaşımlarda kırılgenliğe sebep olmayı gerektirir [58]. Yüksek kromlu alaşımlar, daha kısa zamanlardan sonra, tokluk ve süneklikte kayıplar sergileyebilir. Mo, Nb ve Ti gibi alaşım elementi ilaveleri, 475 °C kırılgenliğinin başlangıcını hızlandırmaya neden olur. Soğuk çalışma, α -prime (Cr-zengin ferrit)' nin çökeltme ilerlemesini hareketlendirir. 475 °C kırılgenliği aynı zamanda, korozyon direncinin muhtemelen Fe-zengin ferritin atağından dolayı azalmasına neden olur. Kırılgenlik, kısa bir zamanda 550-600 °C arasına ısıtıldığında, yaşlanmama şartlarında onarılmış, korozyon ve mekaniksel özellikleri yok edebilir. Bu sıcaklık arasında aşırı zaman, kırılgen sigma fazı üretecektir.

Ayrıca % 12' den daha yüksek Cr içeriğine sahip ferritik paslanmaz çelikler 370- 550 °C' leri arasında bir sıcaklığa maruz kaldığında Fe-Cr ferrit fazının, Fe açısından zengin alfa ve Cr-zengin alfa üssü fazlarına ayrışmasıyla gevrekleşme meydana gelir. Bu gevrekleşme yaklaşık 475 °C' de çok hızlıdır. Bu sıcaklıktaki gevrekleşme hızı artan Cr ve Mo miktarına bağlı olarak artar. Bu gevreklik, ferritik paslanmaz çeliklerin bir çok mekanik özelliklerini (korozyon ve HNO₃' e karşı direnci azaltma) değiştirir. Bu gevrekliğin oluşmaması için, malzeme sigma fazını çözmek için uygulanan ısıtma işlemi (1100 °C' de homojenleştirme) hızlı soğutma yapılarak 400-500 °C sıcaklık aralığı hızlı geçilirse, bu gevrekliğin oluşması engellenmiş olur [66].

Sonuç olarak, ferritik paslanmaz çeliklerde dört değişik sıcaklık aralığından söz etmek mümkündür.

1. 400-550 °C sıcaklık aralığında temper gevrekliği,
2. 550-900 °C sıcaklık aralığında sigma fazı gevrekleşmesi ve karbürlerin çökmesi,
3. 900-1100 °C sıcaklık aralığında sigma fazının ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin çözülmesi,
4. 1150 °C sıcaklığın üstünde tanelerin aşırı büyümesi [1-58].

2.1.3.2. Yüksek Sıcaklık Kırılğanlığı

Yüksek sıcaklık kırılğanlığı, yaklaşık olarak $0.7 \times T_m$ (ergime sıcaklığının %70'inde) bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklara maruz kalma esnasında meydana gelen, metalurjik değişimlerden kaynaklanır. Bu yüksek sıcaklığa maruz kalma aynı zamanda, korozyon direncinde şiddetli bir kayba neden olur. Isıl işlem hassasiyeti bileşimler tarafından özellikle, krom ve ara element konsantrasyonu ve tane boyutundan etkilenir [65].

Yüksek sıcaklık kırılğanlığı, ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağıyla ilişkili olan en ciddi problemlerden biridir. Kırılğanlığın bu şekli, hem bileşim hem de mikroyapının bir fonksiyonudur ve yüksek kromlu alaşımlarda çok zarar vericidir. Ara elementlerin yüksek seviyeleri, özellikle karbon ve azot etkili bir etkiye sahiptir. Büyük tane boyutu özellikle ITAB' de kırılğanlığa katkıda bulunur. Kaynak metali ve ITAB' de ısıl işlemler, esas metale nispeten tokluk ve süneklikte çarpıcı bir kayba neden olur. Bu kırılma, ITAB' de tane irileşmesiyle meydana gelir. Kırılma morfolojisi, ferritik paslanmaz çeliklerde gevrek kırılmanın karakteri olan tane içi (transgranular) çatlaktır [58].

2.1.3.3. Bileşimin Etkileri

Ara elementlerin miktarı özellikle karbon, azot ve oksijenin ferritik paslanmaz çeliklerin ısıtıl işlemlerinin etkilerinin karakteristiği üzerine, kuvvetli bir etkiye sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda ara elementler, ferrit+ostenit matrisi veya ferritin bir katı çözeltisinde mevcuttur. Soğuma sonunda, bu ara oluşmuş çökeltiler normalde Cr-zengin karbürler, nitürler veya karbonnitürlerdir [58-65]. Çökeltilerin birincisi, ilerleyen tanelerarası korozyonu ve ikincisi, tokluk ve çekme sünekliğinde bir kayıpla, hem tane içinde hem de tane sınırlarında meydana gelir. % 0.02' nin üzerindeki azot seviyeleri, toklukta şiddetli bir azalmaya sebep olur. Sabit karbon seviyelerinde, artan azotunda benzer bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir ve bu yüzden, toplam (C+N) içeriği kritik bir öneme sahiptir [67].

Plumtree ve Gullberg (1980), tarafından yapılan çalışmada, C+N içeriği % 0.02' den %0.06' ya arttığında 18CrMo2 ve 25 Cr alaşımların da 200 °C' nin üstündeki dönüşüm sıcaklıklarında; çentik darbe dayanımında, sünek-gevrek kırılma dayanımında bir kayma olduğunu tespit etmişlerdir. Yüksek sıcaklıklardan ($> 0.7T_m$) soğutma ısıtıl işlemiyle, nitür ve kromca zengin karbürlerin çöktüğü bilinmektedir [65]. Sonuç olarak, ısıtıl işlemin etkileri azot, krom ve karbonun yüksek seviyelerinde kötüleşmektedir. Düşük kromlu alaşımlarda, nispi bir etki görülür. Aynı zamanda yüksek sıcaklıklardan soğutma oranı, ısıtıl işlemlerin etkisini etkiler. Fakat bu etki, bileşime bağlıdır [67].

Düşük (C+N) içerikli alaşımlarda 1000 °C' nin üzerinden yapılan hızlı soğutma, ya tane içi çökeltilerin oluşması ya da katı çözeltide azot ve karbonun tutulmasından dolayı gevrekleşmede azalmaya yol açar. Daha yavaş soğutma oranlarında, tane içi karbür ve nitür çökeltileri hakimdir ve tokluk ve süneklikte kayba neden olur [67]. C+N' u yüksek seviyeli, yüksek kromlu alaşımlarda hızlı soğutma oranlarında, gevrekleşmenin ilerlediği görülmektedir [58]. Bu C+N seviyelerinde, karbon + azot çözünürlüğü artan krom konsantrasyonu azaldığından dolayı, özellikle yüksek kromlu alaşımlarda, hızlı soğutma yoluyla çökeltileri yok etmek mümkün değildir [58]. Mo, Ti, Al ve Nb gibi alaşım elementi ilaveleri, bunlar kromda ikincil nispi bir öneme sahip olmasına rağmen, aynı zamanda ısıtıl işlemlerin etkilerini farklılaştırır. Titanyum, tantal ve niyobyum kararlı karbürler oluştur. Karbona kromdan daha yüksek bir afiniteye sahiptir ve bu yüzden, kromca zengin karbür ve karbon nitür çökeltilerinden kaynaklanan yok edici etkileri azaltabilir. Al-zengin nitürler ve oksitlerin oluşumu, aynı zamanda ısıtıl işlemlerin etkisini

azaltır. Mikroyapıda bu çökeltilerin varlığı, yüksek sıcaklığa maruz kalma esnasında tane büyümesini geciktirir.

2.1.3.4. Tane Büyümesinin Etkileri

Yaklaşık olarak 1100 °C’ nin üstünde tamamen ferritik olan alaşımlarda, özellikle soğuk çalışanlarda tane büyümesi çok anormaldir. Plumtree ve Gullberg (1980), 25Cr3 ve 18CrMo2 alaşımları üzerine yaptıkları çalışmalarında, ısıtma işlemlerin etkisi üzerine ara element içerikleri ve tane boyutunun birleşen etkilerini incelemişlerdir. Ara element içeriklerinin artmasıyla, yoğun çökelti hakimiyetinden dolayı, kırılabilirlik için tane boyutunun etkisinin daha az öneme sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Bu yüzden, yüksek saflıktaki alaşımlarda artan tane boyutunun bir fonksiyonu olarak, tokluk ve süneklikte daha büyük bir düşme görülmesi beklenecektir.

Tablo 2.1. Yüksek sıcaklık kırılabilirliği üzerine bileşim ve mikroyapının etkisi [58].

Değişken	Etkisi
Karbon+Azot	Aşırı kuvvetlidir.
Krom	Kuvvetlidir.
Tane Boyutu	Düşük C+N ve yüksek krom için büyük, yüksek C+N için küçüktür.
Oksijen	Hafif kuvvetlidir.
Titanyum, Tantal, Niyobyum	Azaltır.

Yüksek sıcaklığa maruz kalmadan dolayı kırılabilirlik; hem krom ve ara element konsantrasyonu içeren bileşim ve mikroyapı [64], hem de tane boyutundan [67] ve çökeltilerin dağılımı ve doğası [69] faktörlerinin bir grubu tarafından etkilenir. Isıtma işlemlerin etkileri üzerine bu çeşitli faktörlerin etkisi, Tablo 2.1.’ de özetlenmiştir. C, N ve O gibi ara elementlerin yüksek seviyeleri, çok zarar vericidir ve bu nedenle, çoğu ticari alaşımlar (özellikle yüksek kromlu alaşımlar) oldukça düşük seviyede ara elementler içerir. Bu düşük seviyelerdeki C, N ve O’ nun varlığıyla, bununla birlikte, tane boyutunun etkisi daha fazla önem kazanır.

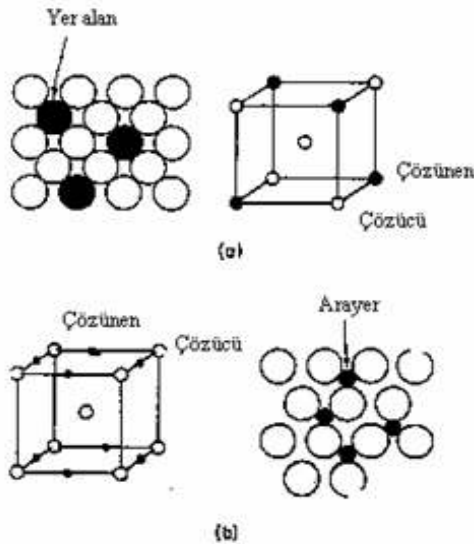
Isıl işlemlerin etkisinin gerçek mekanizması, çökeltilerin yerleşimi üzerine merkezleşen çok tartışmalı bir konu olarak bilinmektedir. Birinci teori [65], tane içi çökeltileri, dislokasyon hareketini kısıtladığından dolayı zarar veriyor tartışmasıdır. Bir diğer teori; tane sınırlarının gevrekliğinin, tane sınırlarına yerleşen çökeltilere bağlı olduğu düşünülmektedir. Plumtree ve Gullberg (1980)' e göre, tane sınırları çökeltileri çatlak başlangıcında önemli bir etkiye sahiptir. Bu yüzden, az enerji yarık çatlakların çekirdekleşmesine neden olmaktadır. Diğerleri, tane içi çökelti kırılgenliğinin başlangıcı ile ilişkilidir [67]. Gerçek mekanizma, soğutma oranının artmasıyla daha da hakim olan tane sınırı çökeltilerinin muhtemelen ikisinin bileşimidir. Her iki mekanizma yüksek sıcaklığa maruz kaldıktan sonra, ferritik paslanmaz çeliklerde meydana gelen şiddetli korozyon direnci kaybı ile açıklanabilir. Isıl işlemlerin etkisini yok etmek, 730-790 °C arasında ısıtarak yüksek ara elementli alaşımlarda mümkün olabilir [64]. Bu ısıl işlem, muhtemelen fazla çökeltileri hareketlendirir ve böylece, tokluk ve süneklik üzerine zararlı etkileri azaltır. Tane irileşmesini ve karbür çökmesini önlemek için kaynak işleminde ısı girdisi düşük tutulmalıdır [58].

2.2. Metaller Arası Bileşikler

2.2.1. Metallerarası Bileşiklerin Genel Özellikleri

Metallerarası bileşikler, yüksek sıcaklıklarda kullanılan çok farklı malzemelerdir. Saf metale diğer bir elementin ilavesi (katı eriyik), saf metalin kafes yapısını, boyutlarını ve görünüşlerini değiştirebilmektedir. Saf bir metale alaşımlama elementlerinin ilavesi değişik yöntemlerle gerçekleştirilebilmektedir. Çözünen atomlar, bir kafesteki çözen atomlar ile Hume Rothery Kuralları [30] çerçevesinde yer değiştirebilir. Bu tür alaşımlama “yer alan katı çözelti” olarak bilinir. (Bu durum Şekil 3.1. a.’da gösterilmektedir.) Çözünen atomlar, çözen atomlar ile yakın atomik boyuta sahip olduğundan atomlar yer değiştirirler ve sonuçta kafesi distorsiyona (çarpılmaya) uğratırlar. Eğer elementler kafes yapıları içinde çözünebilirse, aynı kafes türüne sahip olurlar. Eğer iki elementin atomları arasındaki boyut farkı büyükse, yer alan çözeltilerde katı çözünebilirlik o kadar küçük olur.

Çözünen atomlar, çözen atomlar arasındaki boşluklara sıkışabildikleri zaman (Şekil 3.1.b.) sistem bir “ara yer katı çözelti” oluşturur. Bu tür alaşımlama, çözünen atomların boyutunun çözen atomların boyutlarının yaklaşık yarısı kadar veya daha küçük olması halinde ve bir kafeste en büyük atomlar arasına yerleştiklerinde meydana gelir [31].

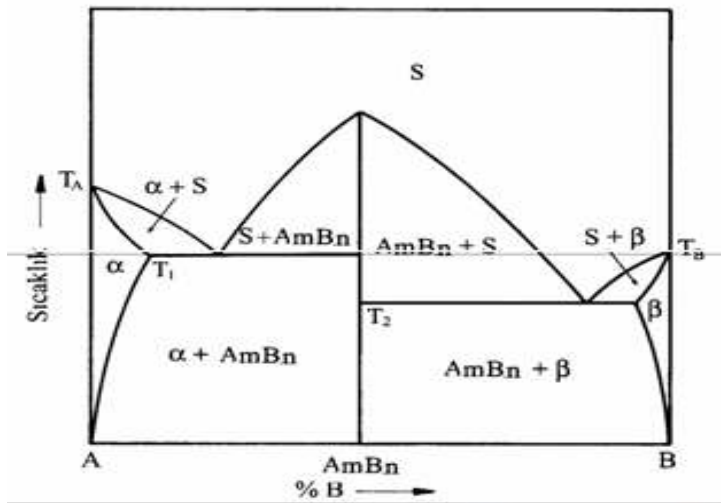


Şekil 2.6. a. Yer alan katı çözelti oluşumu b. Ara yer katı çözelti oluşumu

Çözünen atomların büyüklüğü kadar, çözücü atomlar arasındaki mesafenin büyüklüğü de bir ara yer katı çözelti oluşumu için önemlidir. Demir, nikel, krom, manganez, molibden, tungsten ve vanadyum, arayer katı çözelti oluşumu için uygun çözücü elementlerdir. Karbon, hidrojen, bor, nitrojen ve oksijen ise, arayer katı çözeltilerinde çözünen atomlar olarak yeterli çapa sahip elementler olup, arayer katı çözeltileri oluşturabilirler. Oda sıcaklığındaki demir, arayer olarak karbonun çok küçük bir miktarını eritir. 912 °C'nin üzerinde demirin kafes yapısı BCC yapıdan FCC yapıya dönüşür ve atomlar arası mesafe artar ve bu artış karbonun arayer katı çözelti olarak eriyebilirliğini daha da artırır.

Eğer atomlar kafes yapısı içinde çözünmezlerse mekanik bir karışım meydana gelir. Her iki çözen ve çözünen atom birbirleri ile birleştikleri zaman ise “Metallerarası Bileşikler” oluşur. Metallerarası bileşikler, sabit sıcaklık ve sabit kompozisyonda, tek sıvı fazdan tek katı faza dönüşürler. Metallerarası bileşikler, yüksek mukavemet ve sertlik, düşük süneklik ve iletim özelliklerine sahiptirler.

Daha önce de belirtildiği gibi, metallerarası bileşikler saf metallerle benzer şekilde bir sıcaklık aralığında değil, bir sıcaklık değerinde dönüşüm gösterirler. Şekil 3.2.'de % 55 A ve % 45 B kompozisyonuna sahip, A ve B alaşımı için T_1 sıcaklığında alaşım doğrudan sıvı faz yapısından metallerarası bileşik haline geldiği örnek olarak gösterilmiştir. Bu bileşiğin karakteristik bölgesi düz bir çizgidir ve bu çizgi diyagramı iki farklı bölgeye ayırır. Şekil 3.2. de, AmB_n şeklinde verilen bir metallerarası bileşik gösterilmektedir [32].



Şekil 2.7. AmB_n metallerarası bileşiğinin faz diyagramı

Bir metallerarası bileşikte esas metallerin her ikisinden tamamen farklı renkte olabileceği gibi, mikroyapı itibarıyla de kolaylıkla fark edilebilecek özelliklere sahiptir. Örneğin beyaz bir renge sahip olan Antimon, metalik-parlak mor renkteki Cu_2Sb metallerarası bileşimini oluşturmak için daha farklı bir renge sahip olan bakırla birleşerek elde edilir [30].

Metallerarası bileşikler sahip oldukları üstün özelliklerden dolayı yüksek sıcaklıklarda düzensiz alaşımlardan daha çok kullanılmaktadır. Bu özelliklerden ilk ve en önemlisi, metallerarası bileşikler gerçekte mukavemetlidirler (yüksek akma ve kırılma gerilmesi altında) olmaktadır ve mukavemetini yüksek sıcaklıklar üzerinde koruma eğilimindedirler. Yüksek sıcaklıklarda mukavemetini koruyan TiAl gibi birçok metallerarası alaşım mevcuttur ve sadece sıcaklığın büyük ölçüde artmasıyla bu özelliklerinde düşüş başlamaktadır [33]. Young's modülü malzemenin kuvvet altında elastik şekil değiştirmesinin ölçüsüdür. Tanımı gereği Birim kesit alanına sahip bir malzemede (genellikle 1 mm^2) birim boyu bir kat arttırmak için (örneğin 1m lik teli 2m yapmak için) uygulanması gerekli kuvveti gösterir [79].

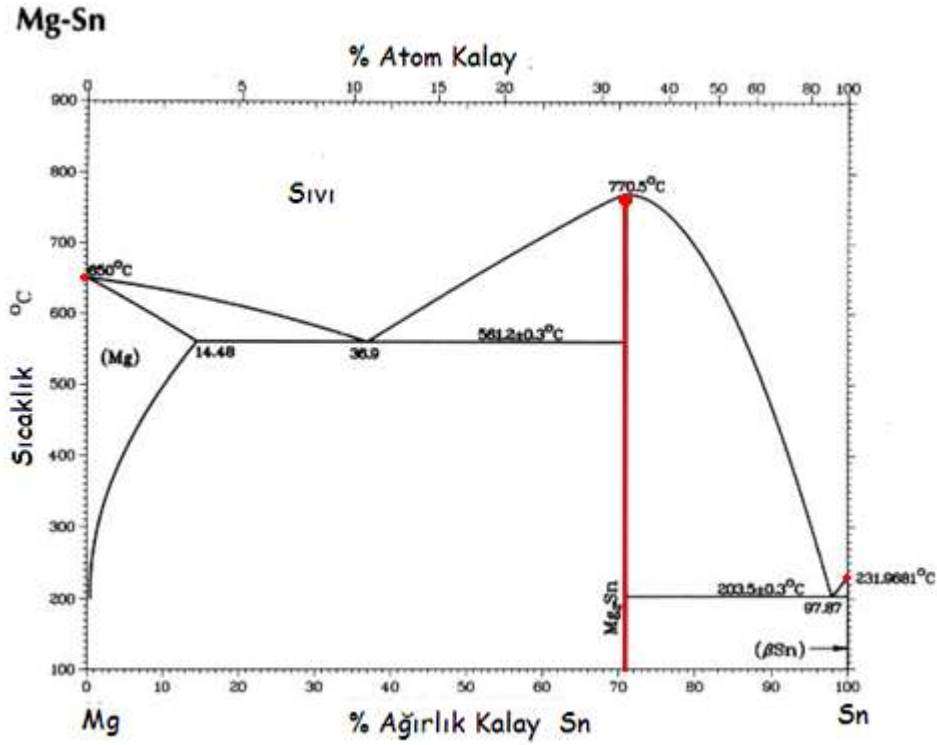
Metallerarası bileşiklerin sadece mukavemeti yüksek sıcaklıklarda korunmamaktadır, Young's modülleri de yüksek olma eğilimindedir ve düzensiz alaşımlara oranla, artan sıcaklığa bağlı olarak bu özellikleri daha yavaş azalma eğilimindedir. Rey ve meslektaşları [34] düzensiz bir Fe esaslı katı çözeltinin esas alındığı bir alaşım ile Fe_3Al 'un esas alındığı bir alaşımın Young's modülü sıcaklığa bağlı olarak karşılaştırmışlardır ve Fe_3Al esaslı alaşımın modülü oda sıcaklığı ve yaklaşık 800°C arasında büyük bir farkla büyüme göstermektedir.

Metallerarası bileşiklerin yüksek mukavemet ve yüksek sünekliğe sahip olmasına ek olarak, bu bileşiklerde Ti_3Al gibi hafif elementler esas alınmaktadır ve bu bileşikler oldukça düşük yoğunluğa sahip olabilmektedirler. Yüksek mukavemet ve modül ile kullanıldığı yapının çok iyi özelliklere sahip olmasına neden olmaktadır ki, bu özellikler döner makine ve uzay uygulamaları için özellikle önemlidir.

2.2.2. Metallerarası (İntermetalik) Bileşikler

Burada bileşikler kimyasal valans yasasına göre oluşur. Bu valans bileşikleri genellikle Mg gibi kimyasal özellikleri güçlü bir metal ile, kimyasal özellikleri zayıf olan aktinyum, kalay veya bizmut gibi bir diğer metal, yani güçlü bir metalle ametaller

sınırındaki bir metal arasında oluşur. Oluşan bileşiğin ergime sıcaklığı, çoğunlukla bileşiği oluşturan metallerinkinden daha yüksektir. Mesela Mg_2Sn metaller arası bileşiği $770,5\text{ }^{\circ}C$ de erir. Hâlbuki Mg $650\text{ }^{\circ}C$, Sn ise $232\text{ }^{\circ}C$ de erir. Bu durum Mg_2Sn deki kimyasal bağın dayanımının daha yüksek olduğunun bir göstergesidir.



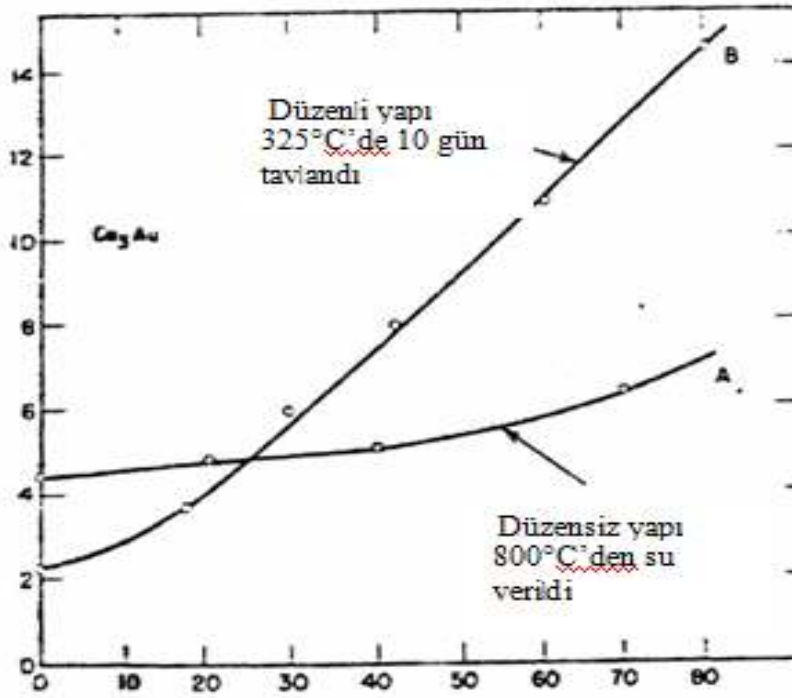
Şekil 2.8. Mg-Sn ikili faz diyagramı

2.2.3. Metallerarası Bileşiklerin Mekanik Özellikleri

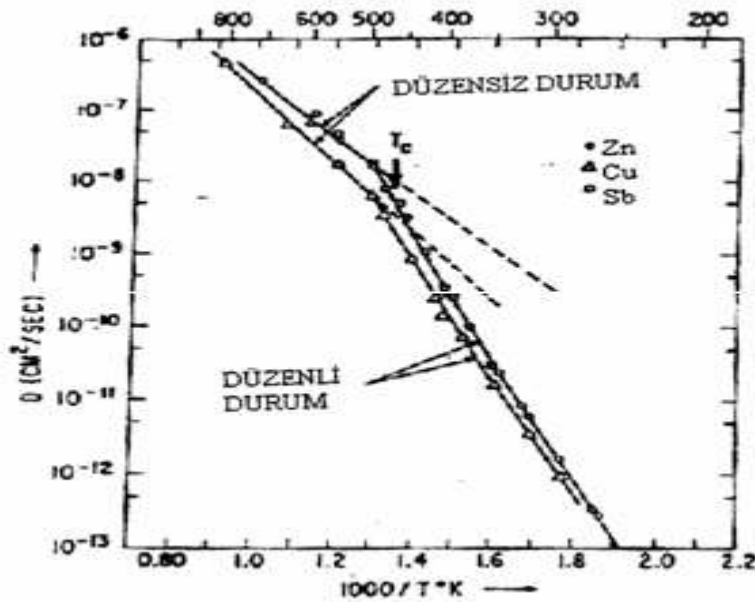
a) Ergime noktasının yüksek olması ve yüksek akma gerilmesi birçok metallerarası bileşiklerin genel karakteristiğidir.

b) Düşük sıcaklıklarında şekil değiştirebilme yeteneği hemen hemen yoktur. Bu istenilen özelliğe şu özelliklerden dolayı ulaşılabilir; Uygun dislokasyon özelliği: Örneğin Mg_3Cd gibi. Faz dönüşümü: Örneğin $AgMg$ gibi. Uygun bir çözünen (çözünmüş) madde ile katkılandırma: Örneğin $FeAl(Zr)$ gibi.

c) Yüksek çalışma (gerilme) sertleşmesi. Şekil 3.4'de gösterildiği gibi Sachs ve Weerts'in ilk çalışmasından beri görülen bir başka özelliktir.



Şekil 2.9. Aynı malzemenin düzensiz yapı ve düzenli yapı halinin yüksek çalışma sertleşmesi üzerindeki etkisi (Cu₃Au) Kayma miktarı (%)



Şekil 2.10. Benzer malzemelerde düzensiz yapı ve düzenli yapı halinin difüzyon oranı üzerindeki etkisi (CuZn)

2.2.4. Düşük Difüzyon Oranları

Düzenli metallerarası bileşiklerde difüzyon oranı, aynı karışımın düzensiz alaşımlarından daha düşük olma eğilimindedir. Bu etki Şekil 3.4’ de gösterilmektedir.

Düşük difüzyon oranının yüksek sıcaklık uygulamalarında metallerarası fazlara kazandırdığı avantajlar şunlardır:

a) Hem tane büyümesine, hem ergitmeye hem de dağınık fazların toplanmasında mikroyapı dengesine katkı sağlamaktadır.

b) Korozif ortamdan korunma olmadan, kinetiklerin azalmasıyla ve tabakalı kısımlarda alt yüzey ile “arayer difüzyonunun” oluşması sonucu tabakanın (kaplamanın) ayrışmasının yavaşlaması, tabakalı kısımlardaki oksidasyon ve korozyonla ilgili olarak, yapıya yardım eder [36].

c) Dislokasyon tırmanmasına bağlı olan difüzyonu yavaşlatan atomik deformasyon prosesleriyle, yüksek sıcaklıklarda mekanik davranışlar gelişir.

2.2.5. Normal Değerlikli Bileşikler

Bu grup bileşiklerde normal kimyasal değerlik kuralları geçerlidir. (Örneğin; Mg_3Sb_2 , Mg_2Sn ve Mg_3Bi_2). Bu bileşikler genellikle güçlü metalik özelliklere sahip bir metal (Magnezyum gibi) ile zayıf metalik kimyasal özelliklere sahip diğer bir metalin (Antimon, Kalay veya Bizmut gibi) bir araya gelmesiyle oluşmaktadır. Böyle bir bileşiğin ergime noktası genellikle her iki esas metalin ergime noktalarından daha yüksektir. Örneğin; Mg_2Sn metallerarası bileşiği $780^{\circ}C$ ’de ergimesine karşın esas metaller magnezyum ve kalay sırasıyla $650^{\circ}C$ ve $232^{\circ}C$ ’de ergimektedirler [40].

2.2.6. Elektron Bileşikleri

Valans elektronu, bir atomun en dış kabuğundaki elektron sayısı olup metalin kimyasal valansını belirler. Öte yandan metalik bağın doğası, bir saf metalin kristal kafesinde paylaşılan ya da serbest ya da bırakılan elektron sayısı ile alakalıdır. Elektron bileşiklerinde normal valans yasası geçerli değildir.

Elektron bileşiklerinin çoğunda, mevcut atomların valans bağ sayıları ile toplam atom sayısı arasında sabit bir oran söz konusudur. Bu tip bileşiklerde Hume Rothery

oranına uyan 3 oran vardır. Bu oranlar, Valans bağ sayısı/ toplam atom sayısı oranına göre şekillenmiştir:

1. 3/2 oranlı (21/14) β yapılar: Örnek.: CuZn, Cu₃Al, Cu₅Sn, Ag₃Al, gibi CuZn bileşiğinde Cu in valansı 1 Zn nin valansı 2, toplam 3 valans vardır. Atom sayısı da 2 dir. Buna göre Valans bağ sayısı/ toplam atom sayısı=3/2 olur.
2. 21/13 oranlı gama (γ) yapılar. Cu₅Zn₈, Cu₉Al₄, Cu₃₁Sn₈, Ag₅Zn₈, Na₃₁Pb₈. Cu₅Zn₈ bileşiğinde Cu'ın valansı 1, Zn'un ki 2 dir. Toplam valans Cu için 1x5=5, Zn için 8x2=16 toplam 21 olur. Toplam atom sayısı Cu=5, Zn=8 toplam 13 olur ve oran 21/13 olur.

Cu₃₁Sn₈ bileşiğinde Cu'ın valansı 1 Sn' in valansı 4 dür.

Toplam valans= 31 + (4x8) = 31 + 32 = 63

Toplam atom sayısı = 31+8 = 49

Oran = 63/49 her ikisini de 7' e bölersek, 21/13 olur.

3) 21/12 epsinon yapılar. CuZn₃, Cu₃Sn, AgCd₃, Ag₅Al₃. CuZn₃ bileşiğinde Cu'ın ki 1 Zn'ın ki 2 olduğuna göre: Cu için 1x1=1 Zn için 3x2=6 olur.

1 + (2x3) = 7 Toplam atom sayısı= 1 Cu + 3 Zn = 4 atom

Oran = 7/4 = 21/12 olur.

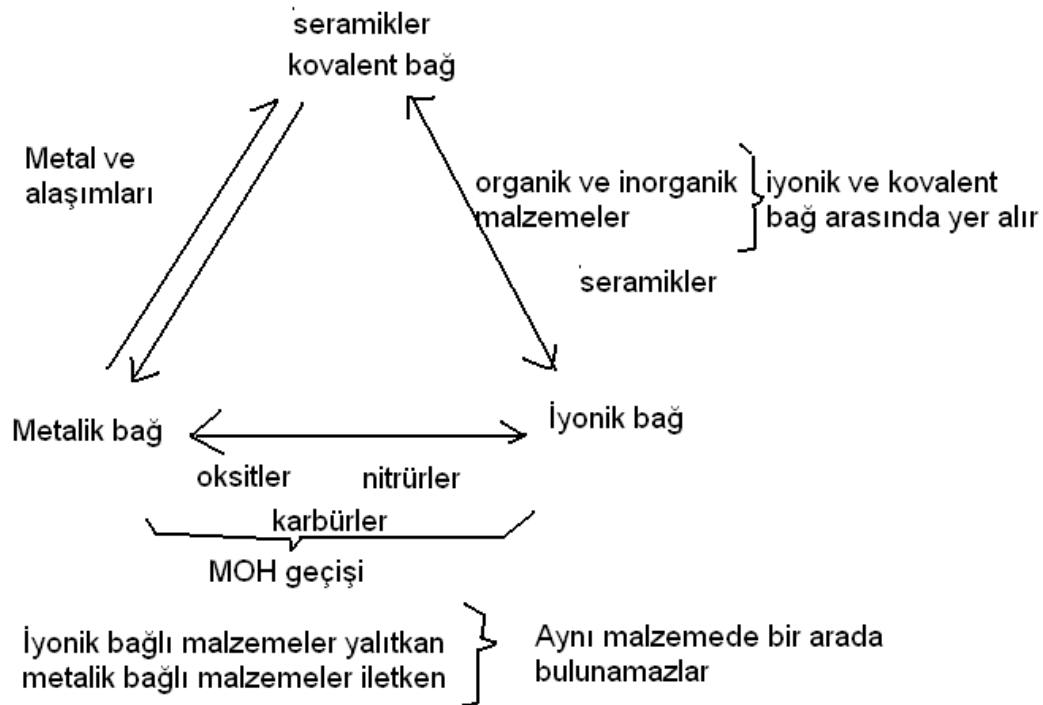
Home_Rothery oranları, görünüşte kuralsız gibi görünen yapıları ilişkilendirmede oldukça işe yarayan oranlardır. Aslında, bu üç gruba ve hatta valans bileşiklerindeki kurallara uymayan birçok elektron bileşiği de vardır. Elektron bileşikler metalik bağın doğasından kaynaklanır ve böyle bir maddenin kararlılığı elektron konsantrasyonu ile kafes yapısına bağlıdır.

2.2.7. Boyut Faktörüne Göre Oluşan Bileşikler

Bunlar ara fazlardır. Bu fazlarda yapıdaki atomların birbirlerini sıkı paketlenmesine izin veren kristal yapıları vardır. Laves fazlı bileşimler AB₂ genel formülüne göre oluşurlar. Mesela MgNi₂, MgCu₂, TiCr₂ and MNb₂ fazları bu türden fazlardır. Bunların oluşumu bünyedeki atomların boyutça birbirinden yaklaşık % 22,5 oranında farklı olmalarına bağlıdır. Fakat yine de kristal yapı içerisinde sıkı bir şekilde paketlenabilirler.

Önemli bir diğer boyut faktörü bileşiği, arayer şeklinde çözünen bir elementin miktarı katı çözünürlük sınırını aştığında, bazı geçiş metalleri ile küçük çaplı ametal atomları arasında meydana gelen ve katı çözelti içerisinde çökelen arayer bileşikleridir.

Bu tip bileşikte küçük ametal atomları arayerlere yerleşirler, bileşimin kristal yapısı bütünüyle orijinal arayer katı çözeltisinininkinden, yani çözünürlük sınırını aştığı için çöktüğü orijinal yapıdan, farklıdır. Bu bileşikler metalik özelliklere sahiptirler ve hidrürler (hidrojen bileşikleri), nitrürler (azot bileşikleri), borürler (bor bileşikleri) ve Karbürler (Karbon bileşikleri) bu tip bileşiklerdir. Bu bileşiklere örnek olarak TiH_2 , TiN , Mn_2N , TiB_2 , TaC , W_2C , WC , Mo_2C ve Fe_3C verilebilir. Bu bileşiklerin hepsi de aşırı derecede sert olup, karbürler takım çeliklerinde ve sinterlenmiş karbür kesme takımlarının üretiminde kullanılırlar. Fe_3C çeliklerdeki sementit fazıdır. Bu karbürlerin çoğu çok refrakter (yüksek ısıya dayanıklı) olup ergime sıcaklıkları $3000\text{ }^{\circ}C$ 'yi aşar. Birçok ara faz oldukça sert ve gevrektiler. Kolayca ufalanıp toz haline getirilebilir. Bu durum metalik bağın yerine iyonik veya kovalent bağın oluştuğu valans bileşikler için de geçerlidir. Çünkü iyonik ve kovalent bağların metalik bağın yerini alması sonucu, bileşiğin özellikleri metalik olmaktan çıkar ve hem gevrek olur hem de elektrik iletkenliği azalır.



Şekil 2.11. Bağ yapıları ve bağ dönüşümler

Ara fazlar ve özellikle elektron bileşikleri yatak alایشmlarında az miktarda bulunur. Burada sert bileşik parçacıkları, tok katı çözelti matrisine gömülü durumdadır. Bileşik aşınmaya karşı dirençli olup düşük bir sürtünme katsayısına sahiptir. Tok matris ise darbelere ve basma gerilmelerine karşı koyar.

Ara fazların mikroskop altında tanınması genellikle kolaydır. Sıklıkla, farklı bir renge sahiptirler. Bunun nedeni, krsital yapıları ve kafes parametrelerinin ana fazınkinden farklı olmasıdır (kafes parametreleri, yüzeyden yansıyan ışığın dalga boyunu kontrol eder). Mesela, $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ açık mavi, Cu_2Sb ise parlak mor görünür. Çünkü ara fazlar düzenli bir yapıya sahiptirler, katılama esnasında çekirdeklenme (merkezde bileşim farkı) meydana gelmez ve yapı her yerde üniform (tek renkli) görünür.

Kararlı birçok metallerearası bileşiğin çoğunun yüksek sıcaklık özelliklerinin iyi olması, onların, özellikle havacılık ve uzay sanayisinde kullanılabilmelerine olanak sağlar. Düşük süneklik ve çok zayıf darbe tokluğu bir dezavantajdır. Mesela, Ni_3Al bileşiği 1390 °C lik bir ergime sıcaklığına ve düzenli bir KYM li bir kristal kafesine sahiptir. Bu bileşiğin tekil kristalleri oldukça sünektir, fakat normal çok kristalli halde tane sınırı gevrekliğine maruzdur.

2.2.8. Süper Örgüler

Katı çözeltilerin büyük bir kısmı, düşük sıcaklıkta düzenli yapıya sahiptirler. Düzenli yapı, atomlar yerleşebileceği kafes yapılarındaki yerlerine rast gele değil de belli bir düzende yerleştiği zaman meydana gelir. Düzenli yapılar aynı zamanda “süper örgüler” olarak da bilinir. Süper örgülerde genellikle düşük sıcaklıklarda uzun periyotlu düzenler oluşabilir. AB veya AB_3 tipindeki kompozisyonlar uzun periyotluluğa yakındır. Kritik bir değerin üzerindeki bütün sıcaklıklarda düzen bozulur. Sıcaklık kritik değerin altına inince düzen kurulur ve sıcaklık azaldıkça düzen artar. Yeterli düşük sıcaklıkta kusursuz düzenliliğe yaklaşılr [31].

2.2.9. Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler

Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürünme direnci ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Alüminidler 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, yüksek ergime noktası, yüksek mukavemet ve iyi korozyon direncine sahiptir. Aluminidlerin çoğu belirtilen kompozisyon aralığının üzerinde oluşmakta ve stokiometriden sapma artarken düzen oranı da düşmektedir. İlave edilen elementler yapıda herhangi bir düzensizlik oluşturmadan yerleşirler. Örneğin Ni_3Al 'de Si atomları Al konumlarına, Co atomları Ni konumlarına ve Fe atomu her iki konuma da yerleşebilmektedir [11].

2.2.9.1. Nikel Alüminidler

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 kırılmanlığı tane sınırlarından kaynaklanmadır. Ni_3Al oda sıcaklığında çevresel – bir dış faktör kırılmanlığa meyillidir. $NiAl$ 'ın dört avantajı vardır. Yoğunluğu Nikel esaslı süper alaşımların yaklaşık üçte ikisi, termal iletkenliği bileşime ve sıcaklığa bağlı olarak Nikel esaslı süperalaşımların 4 ile 8 katı, mükemmel oksidasyon direnci ve birçok intermetalik bileşiklerle karşılaştırıldığında plastik deformasyon kabiliyetini kolaylaştıran basit düzenli hacim merkezli kübik kristal yapısıdır. $NiAl$ 'ın potansiyel uygulamalarından birisi yüksek basınçlı türbin kanatlarıdır. Ni-Al ikili faz diyagramında Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , $NiAl$, Ni_3Al intermetalik bileşiklerini gösterilmiştir. Bu intermetalik bileşiklerden Nikel oranı yüksek $NiAl$ ve Ni_3Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine aday malzemeler olarak gösterilmektedir.

2.2.9.1.1. NiAl

En yaygın intermetalik gruplardan biri olan NiAl, 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 süper alaşımlarla 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 şarjlarında, 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].

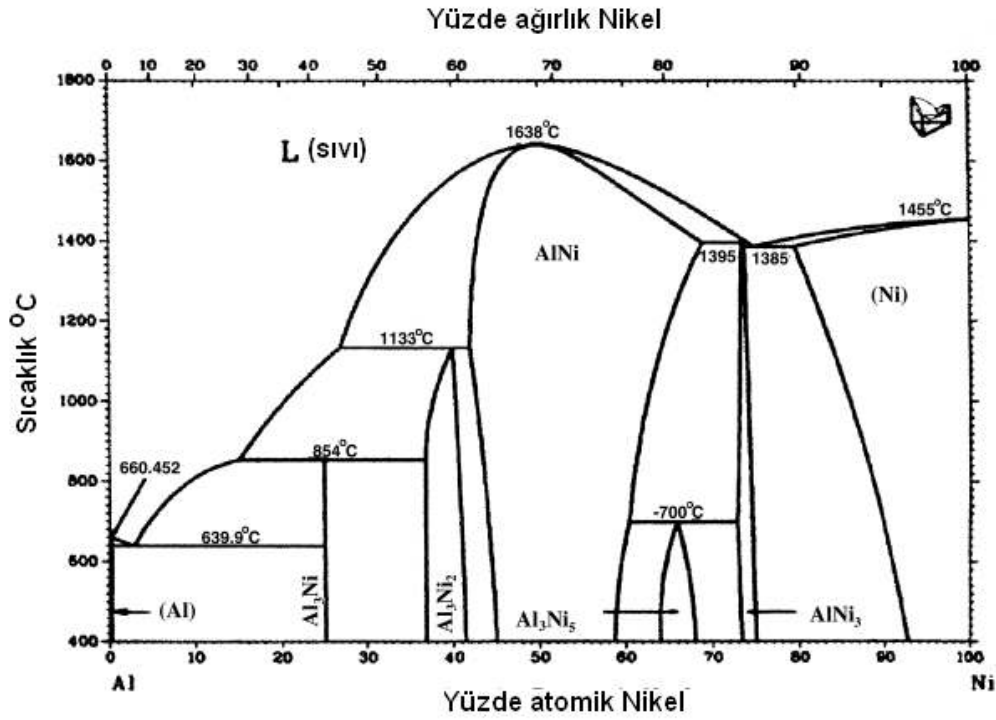
2.2.9.1.2. Ni₃Al

Düzenli metallerarası bileşikler korozyif ortamlarda, yüksek sıcaklıklarda kullanılan yapılar için yeni-kuşak malzemelerden geliştirilen potansiyele sahip malzemelerin tek bir sınıfıyla oluşturulmaktadır. Metallerarası bileşikler iyi sürtünme ve kırılma direnci gibi çok iyi özelliklere sahiptirler. Ni₃Al gibi metallerarası bileşikler artan sıcaklıkla mukavemette küçük miktarlarda düşüşe (veya hatta artmaya) ve yüksek modüllere sahiptir.

Metallerarası bileşik ailesinde (Fe, Ni,Al esaslı bileşikler gibi) en iyi bilinen metallerarası bileşiklerden bir tanesi olan Ni₃Al düşük yoğunluğa , yüksek ergime sıcaklığına ve iyi aşınma direncine sahip bir bileşiktir. Ni₃Al düzenli metallerarası alaşımı çok iyi yüksek sıcaklık mukavemetine ve iyi oksidasyon ve korozyon direncine de sahip olmaktadır. Ni₃Al bir akma anormalliği göstermektedir. Yani akma mukavemeti 1100 °K altında artan sıcaklıkla azalmaktan ziyade artmaktadır [21]. Ni₃Al sınırlı atomik harekete

sahip olduğundan, çok iyi korozyon ve sürtünme direnci yüksektir [22]. Ayrıca Nikel esaslı süper alaşımlardan daha düşük yoğunluğa ve daha iyi mukavemete sahiptir [23].

Metallerarası bileşikler genellikle sitokiyometrik oranların çevresinde oldukça yetersiz karışım oranlarında bulunmaktadır. Ni_3Al %23'den %27,5'a kadar Al oranına sahip bileşenlerin (yaklaşık %4,5) küçük bir bölgesi üzerinde şekillenmektedir [24]. Ni-Al sisteminin faz diyagramı Şekil 3.7' de verilmektedir. Al-atomu alt kafes yerleriyle oluşur. Nikel ve alüminyumdan küçük atomik çaplara sahip boron ve karbon gibi alaşım elementleri arayer bölgelerinde oluşur, oysa hafniyum, zirkonyum ve titanyum gibi elementler Ni ve/veya Al alt kafes bölgelerindeki yerini alarak oluşur [25].



Şekil 2.12. Ni-Al ikili faz diyagramı

Tüm bunlara bağlı olarak Ni_3Al otomotiv sanayinde, turbokompresörlerde, yüksek sıcaklıkta kullanılan kalıplarda, fırın sabitlerinde, çelik yansıtıcı fırınlardaki silindirlerde, hidrotürbinlerde, kesme takımlarında, pistonlarda ve borularda, gaz türbinlerinde, hipersonik uçaklarda, uzay araçlarında ve jet motorlarında kullanılmaktadır.

2.2.9.2. Demir Alüminidler

Demir alüminidlerin ilk çalışmaları, 1924-1960 yılları arasında kristal yapı, faz diyagramları ve manyetik özellikleri üzerine odaklanmıştır. Fe_3Al (DO_3) süper kafesin keşfi Albert Bradley tarafından yapılmıştır. Bradley ve A.H.Jay çalışmalarını Westgren'in belirlediği (B_2) FeAl yapısı üzerine inşa edilmiş ve Heusler alaşımı olan Cu_2MnAl gibi diğer alüminidlerin kristal yapısı üzerine çalışmaya devam etmişlerdir. Fe_3Al düzenli intermetalik bileşiklerin kristal yapısı, 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. Fe_3Al alaşımları $550\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda B_2 yapısına ve $250\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda (DO_3) düzenli yapısına sahiptir.

FeAl alaşımları düzenli hacim merkezli kübik yapıya sahip olup, yaklaşık %36-50 Al bileşim aralığında oluşur. Yüksek sıcaklıklarda, daha geniş bileşim aralığına sahiptirler. FeAl alaşımları yüksek oksidasyon direncine, iyi korozyon direncine, $800\text{ }^\circ\text{C}$ '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. 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 küçülmeye azalmaktadır [30].

2.2.9.3. Titanyum Alüminidler

Ti_3Al ve $TiAl$ esaslı Titanyum alüminidler çok düşük yoğunluklarından dolayı geliştirilmiş uçak motoru uygulamaları için aday malzemelerdir. Kırılma direncinin düşük olmasına rağmen, titanyum alüminidler 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 sünekliğe ilaveten yüksek sıcaklıklarda istenilenden daha düşük oksidasyon direnci göstermeleridir [12].

2.2.9.3.1. Ti₃Al

Ti₃Al, DO₁₉ düzenli hegzagonal kristal yapısına sahip olup kafes parametreleri c ve a 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 bileşikleri 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 esaslı çeşitli malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla mikroyapı kontrolü ve alaşımlama ile hem dayanımını hem de sünekliliğini iyileştirmek hedeflenmiştir. Nb elementi sünekliliği 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 sünekliliği düşük oranlarda iyileştiği tespit edilmiştir. Nb miktarı arttırıldığında A₂ yapılu düzensiz β -Ti, düzenli B₂ yapı veya ortorombik fazlara dönüşüm gerçekleşmektedir. Bu fazlar kayma mesafesini sınırlayan ve süneklilik 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 sünekliliği hem de dayanımı arttırmaktadır [24].

2.2.9.3.2. 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 tetragonallık üzerine etkileri son zamanlarda ve sonuçların deneysel bulgularla kısmi uyum içinde olduğu görülmüştür [25]. İkili Ti-Al sisteminde TiAl₃ intermetalikliğinin oluşumu pek çok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Bu çalışmalar genel olarak titanyum Alüminidlerin tane inceltici etkisi üzerine olmuştur. İkili konumda alaşım Al ve Ti'den oluşmaktadır. Sistemin Al'ce zengin köşesinde yaklaşık olarak % 1,2 Ti bileşimi ve 665°C sıcaklıkta $L + TiAl_3 \leftrightarrow \alpha-Al$ peritektik reaksiyonu oluşmaktadır [26].

TiAl₃ intermetalikleri ağırlıkça % 36,5-37,5 arası Ti içerirler ve 3370 kg/m³ yoğunluğa sahiptirler. Al ile olan büyük yoğunluk farkından dolayı TiAl₃ partikülleri sıvı Al içinde dibe doğru gitme eğilimindedirler. Yüksek sıcaklıktan yavaş soğutma yaprakası partiküllere neden olur. Hızlı soğutma ve yüksek ısı farklılık iğnesel oluşumlara neden olmaktadır. Eğer alaşım göreceli olarak düşük sıcaklıkta üretiliyse ve yüksek Ti içeriyorsa kübikten uzun tabakalara değişkenlik gösteren bloklar oluştuğu tespit edilmiştir [26].

2.2.10. Nikel Alüminyum İntermetalik Fazların Oluşum Mekanizması

2.2.10.1. Taneler Arası Kırılma

Ni₃Al'un oda sıcaklığında kırılabilirliği genellikle tanelerarası kırılma olarak görülmektedir ve bu tane sınırı bağının mukavemetinin yetersiz olduğunu göstermektedir. Çatlak ilerlemesi hareketi için dikkatlice yapılan gözlemler Ni₃Al'daki tane sınırı yapısının hem ince sınırdaki hem de küçük açılı eğim sınırında görülen çatlak ilerlemesine direnç gösterdiği sonucu çıkarılabilmektedir [29,30].

Auger elektron spektroskopisi analizleri taneler arası kırılmanın görüldüğü tane sınırlarında hiçbir zararlı elementin ayrılmadığını açıklamaktadır ve kolay çatlak ilerlemesi katkı malzemelerinin segragasyonu ile oluşmamakta, fakat atomik düzenin devamı olmaktadır [1,2].

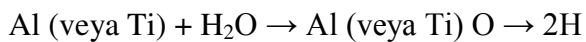
2.2.10.2. Çevresel Kırılgnlık

Metallerarası bileşiklerin çekme özellikleri test atmosferinden güçlü bir şekilde etkilendiği yazılmıştır [4]. “Çevresel kırılgnlık” olarak adlandırılan bu olayda hidrojen ve oksijen gibi atmosferdeki kalıntı elementleriyle bağlantılı olduğu anlatılmaktadır. Çekme özelliklerindeki belirgin değişikliklerden dolayı Ni_3Al için etkin araştırmalar yapılmıştır. George ve meslektaşları yeniden kristalleştirilen Ni_3Al ’un oda sıcaklığında çekme sünekliğini havada %3-5 ve oksijen atmosferinde %13-16 olduğunu göstermektedir ki bu malzemenin gerçekte sünek olduğu ve oda sıcaklığında gevrekliğinin kalıntılardan dolayı oluştuğu sonucuna varılmaktadır [5] Tablo 3.1. de çekme deneyinde test ortamının ve numunedeki yönelmenin etkisi ve havadan oksijen atmosferine süneklikteki belirgin gelişmeye dikkat çekilmesi gerektiğini göstermektedir. Kuruwilla ve Stoloff çalışmalarında Ni_3Al ’un sünekliliğinin hidrojenin şarj edilmesiyle azaldığını ispatlamışlardır [6].

Tablo 2.2. Test ortamı ve numunedeki yönelme etkisinde yeniden kristalleştirilen Ni_3Al ’un çekme özellikleri, havadan oksijen ile test ortamındaki süneklilikte gelişme gösterilmektedir [6].

Numunenin Yönelmesi	Test Ortamı	Uzama(%)	Akma Mukavemeti (Mpa)	Çekme Mukavemeti (Mpa)
00	Hava	3,1	308	392
	Oksijen	15,8	336	681
450	Hava	4,8	327	401
	Oksijen	12,6	345	642

Hidrojen girişi yüksek kırılgnlığa neden olmaktadır. Takasugi çevresel kırılgnlığın temel sebebinin Al’un (ve/veya Ti) reaktif öğeleriyle çevredeki nemin ve yüzey reaktif elementleri Ni ile çevredeki H_2 ’nin oldukça güçlü reaksiyonlarından dolayı oluştuğu sonucunu çıkarmıştır. Bu nedenle aşağıdaki formül ile bu reaksiyon önerilmektedir.



Bunlardan aşağıdaki şu sonuçlar çıkarılabilir:

-Nemde bulunan hidrojen ve numunedeki artık hidrojen çekme uzunluğunu etkilemektedir.

-Numuneler vakumdan hava atmosferine doğru gerçekleşen değişiklikle, çekme sünekliğinde belirgin bir düşüş göstermektedir.

-Çekme sünekliği, oksijen basıncındaki artmadan dolayı azalmaktadır [6].

2.2.11. Nikel Alüminatların Kaplama Yöntemleri

2.2.11.1. 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 (Tig) kadar ısıtılır. Nikel alüminatları üzerine son çalışmaları Misiolek v.d., Philpot v.d., ve Miura v.d., yapmışlardır [32].

Misiolekin çalışması Ni_3Al 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, şekil hafızalı Ni-atomik % 36,8 Al da üretilmiştir. Ni_3Al bileşiği, genelde metallerarası bileşiklerin incelenmesinde kullanılan model bir malzemedir. Toz boyutu, sıcaklık, sıcaklıkta kalma süresi, ısıtma hızı, fırın atmosferi ve sitokiyometri gibi işlem parametrelerinin ürün üzerindeki etkileri incelenmiştir [33].

Bu çalışmalardan elde edilen ana bulgu, Ni_3Al 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 °C' de oluşur, alüminyum 660 °C' de ergir). Geçici sıvı

faz daha sonra, briket boyunca hem nikeli hem de alüminyum tüketerek ve en sonunda da yanma dalgası içinde Ni_3Al ' 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 [35].

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].

2.2.11.2. 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 Ni_3Al 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. Ayrıca, sıvı faz reaksiyonunun ve yayılmasının hızlı olması nedeniyle, özellikle alüminyum boyutunun büyük olduğu durumlarda, gözenek oluşumunun kaçınılmaz olacağı kabul edilir [36].

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 um' dan daha büyük olan Ni ve Al folyolar için, maksimum sıcaklığın azaldığı ve reaksiyonun tamamlanmadığının gözlemlendiğine dair benzer bulgular bildirilmiştir [37].

2.2.11.3. 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 °C) daha düşük sıcaklıklarda, mesela 550 °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 °C' den ötektik sıcaklık olan 640 °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 °C civarında yüksek ısıtma hızları (20 °C/dk) 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 °C' den yüksek sıcaklıklar ve düşük ısıtma oranları ile çalışıldığında, Ni-Al sistemi için katı hal difüzyonu daima hesaba katılmalıdır [39].

2.2.11.4. 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 ısıl patlamanın aksine, yüzeyde başlayan reaksiyonun KİYSS tarzında daha soğuk olan iç kısma doğru hareket etmesine yol açabilir. Yine, Ni_3Al 'un reaksiyon sentezlemesinde, argon ve hidrojen atmosferleri kullanıldığında ve ısıtma hızı 30 K / dk' dan 3 K / dk' ya düşürüldüğünde, muhtemelen Kirkendall gözenekliliği nedeniyle, şişme meydana geldiği bildirilmiştir. Dolayısıyla, orta hızda bir ısıtma işlemi tavsiye edilir [41].

2.2.11.5. 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. Ni_3Al ' 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].

2.2.11.6. Ateşleme Sıcaklığı ve Yeşil (yaş) Yoğunluk

Bu çalışmalarda kullanılan fırın sıcaklıkları ekseriya, 550-750 °C 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 °C' 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 Tig, alüminyumun atomik olarak % 25 ila % 50 arasında olduğu Ni-Al sistemleri için az çok bileşimden bağımsızdır. Ne var ki, düşük yaş yoğunluklarda Tig, Al miktarındaki artışla azalır. Ateşleme sıcaklığı, ısıtma hızı arttıkça, muhtemelen düşük sıcaklıklarda, katı hal egzotermik reaksiyonları azaldığı için, artar [44].

2.2.11.7. Alaşım Elemanları İlavesinin Etkisi

Ni-Al bileşiklerinin reaksiyon sentezlemesi üzerinde alaşımlamanın etkisini inceleyen çalışma sayısı çok değildir. Son zamanlarda Ni-Al-Mo in reaktif sinterlemesini incelenmiştir. 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 °C), 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].

2.3. Nikel Alüminid Kaplamaların Termodinamiği

2.3.1. Kendi İlerleyen Yüksek Sıcaklık Sentezlemesi (KİYSS veya SHS)

Son zamanlarda, dikkat, çoğunlukla alüminatların reaksiyon sentezine verilmiştir. Çünkü, bu reaksiyonların egzotermikliği, seramiklere göre daha düşüktür. Yine Ni_3Al ve Ni_3Al kompozitler üzerinde kendi ilerleyen yüksek sıcaklık sentezi (KİYSS veya SHS) de çalışılmıştır. Deney düzeneğinde, tipik olarak, karışmış tozlardan yapılmış bir peletin merkezine bir termokapıl (ısıl çift) yerleştirilmiştir. Bu pelet daha sonra oda sıcaklığında, vakum altında ateşlenir. Briketin ya da peletin yaş yoğunluğu, son ürünün gözenekliliğini ve yine homojenliğini büyük ölçüde etkilemektedir. Gözeneklilik ve homojenlik açısından en kötü sonuçlar, teorik yoğunluğun % 52'si kadar yaş yoğunluğa sahip olan numunelerde elde edilmiştir [47].

Yaş yoğunluk % 80'e çıkarıldığında, tek fazlı Ni_3Al ve ürün gözenekliliği % 5'de daha az olarak elde edilir. Reaksiyon esnasında alüminyum eriyip yayılınca, gözeneklilik baskılanır ve bu nedenle alüminyum eriyiğin Nikel parçacıklar ile yakın temasını önler. Dolayısıyla, bunların reaksiyonunu da baskılar. Alümina (Al_2O_3) ve SiC whiskerleri şeklinde ikinci bir fazın katılması ergiyiğin akışını önlemekte ve gözenekliliğin artması ile aynı sonucu vermektedir. Ayrıca, yaş yoğunluktaki artışla yanma sıcaklığı da artar. Bu, gerçekten de düşükten yüksek yaş yoğunluklu numunelere artan ürün homojenliğinin doğrudan sebebidir. Yanma dalgasının hızı, yaş yoğunluk azaldıkça, azalır ve ikinci bir faz varsa, esas itibarıyla değeri 1-4 cm/sn aralığında olmak üzere, artar. Yanma dalgası ikinci fazın yüzdesi fazla, yaş yoğunluğu düşük olduğunda, kararsız, yani salınımlı ya da spin atar (dönerek ilerler) hale gelir. Bu etki, briquete ön ısıtma uygulanarak azaltılabilir. Adyabatik sıcaklığın dalga hızını doğrudan etkilediği bilinmektedir. Aslında, $NiAl$ 'ın KİYSS için 1640 °C 'de ($NiAl$ 'ın ergime noktası) adyabatik sıcaklıkla, hız aniden artar. $NiAl$ bileşiği, reaksiyon esnasında bir bariyer olarak davranır. Böyle bir bileşiğin ergimesinin, reaksiyon kinetiğini ve yanma dalgasının hızını önemli ölçüde etkilediği gösterilmiştir. Daha önce belirtildiği gibi, başlangıçtaki parçacık boyutu sadece dönüşüm derecesi ve yanma hızı (her ikisi de parçacık boyutu, arttıkça artar) üzerinde değil, en son ürünün tane boyutu üzerinde de önemli bir etkiye sahiptir [47].

SiC ($\text{Si}+\text{C}\rightarrow\text{SiC}$) ün yanma ile sentezlenmesinde, SiC tane boyutunun elementer tozların parçacık boyutu azaldıkça, azaldığı görülmüştür. Ni ve Al' un mikron altı boyuttaki parçacıkları ile nikel alüminat üretmek için reaksiyon sentezlemesinin kullanıldığı çalışmalar ancak son birkaç yıldır yapılmaktadır. NiAl' un oda sıcaklığındaki sünekliğinin tane boyutuna bağlı olması nedeniyle, mikron altı nano tozların reaksiyon sentezi, üretilecek bileşiğin yararına olabilir [48].

Ateşleme öncesi tek yönlü presleme yeşil briket içerisinde yoğunluğun yer yer farklılıklar göstermesine neden olur. Bu da reaksiyonun mikroskopik seviyede farklı özellikte ilerlemesine yol açar. Bu nedenle soğuk izostatik presleme ile briket üretimi reaksiyonun homojen bir şekilde gelişmesine yardım edeceği için, reaktif işlemin uygulanması ve incelenmesi açısından önemlidir.

Ni-Al sistemine ikinci bir faz katılırken, matris ve takviye arasındaki kimyasal ve mekanik uyumu hesaba katmak çok önemlidir. Ni-Al matris ile takviye arasında reaksiyonlar meydana gelebilir ve yine metrisle takviye arasındaki ısıl genleşme farkı mikro çatlakların oluşumuna yol açabilir. Mesela, Ni-Al bileşiklerinde takviye olarak SiC kullanılması önerilmez. Çünkü yanma sıcaklığında şiddetli reaksiyonlar olduğu için, SiC parçacıklarının boyutları küçük olduğunda, reaksiyon esnasında tamamen tüketilebilirler. Kimyasal olarak uyumlu takviyeler Al_2O_3 , TiB_2 , AlN ve Y_2O_3 ü içermektedir. Takviye ya tozlara katılıp karıştırılır ya da alümina (Al_2O_3) takviyenin olduğu gibi, reaksiyon esnasında oluşur.

Artık gözenekliliğin varlığı, yekpare Ni-Al malzemelerin basınçsız reaksiyon sentezlenmesinin bir özelliğidir. İyi mekanik özellikler elde etmek için, artık gözenekliliği yok etmek üzere, sentezlemeden sonra 1200 °C gibi yüksek sıcaklıklarda yapılacak sıcak presleme veya sıcak izostatik presleme gerekli olmaktadır. Araştırmalar, reaksiyon sentezlemesi ile üretilen NiAl bileşiğinin mekanik özelliklerinin, diğer tekniklerle üretilenlere eşdeğer mekanik özelliklere sahip olduğunu göstermiştir. Takviyeli NiAl bileşiklerde, takviyeler yanma sıcaklığını düşürdüğü için, artık gözenekliliğinin daha yüksek olacağı ve tamamlanmamış bir reaksiyon görüleceği açıktır. Mesela, hacimce % 20 TiB_2 parçacıkları ilave edildiğinde, NiAl'un teorik yoğunluğu % 98' den % 62' ye düşmektedir. Bu nedenle, gözeneksiz bir yapıya ulaşmak için kompozitlerin basınçsız reaksiyon sentezlenmesinden sonra sıcak izostatik presleme (SİP) yapılmalıdır [48].

2.3.2. Basınç Destekli Reaksiyon Sentezlemesi

Reaksiyon esnasında veya reaksiyondan hemen sonra basınç uygulanması gözenekliliği yok etmek için çok faydalı olmaktadır. Nikel alüminat malzemelerin üretiminde son zamanlarda farklı işlemler uygulanmıştır [49].

2.3.3. Reaksiyon Sıcak Presleme/Basma Altında Reaktif Sinterleme

Reaksiyon Sıcak Presleme veya reaktif sıcak presleme (RSP), tozların aynı anda hem tek eksenli preslendiği hem de reaksiyon uygulandığı yöntemdir [50].

Bu yöntemle NiAl bileşiğine Nb sünek fazı ilave edilerek, tozlar 800 °C de 250 °C de preslendiğinde, NiAl'un oda sıcaklığındaki sünekliği artırılmıştır. Bunun sebebi Nb ilavesi ile matrisin tane boyutunun 1 µm civarında kalmasıdır. Sıcaklık 900 °C' ye çıkarıldığında taneler irileşmektedir. Bu tip sinterlemede Nb, NiTi ile etkileşmemiş, yalnız, Nb/NiAl arayüzeyinde 900 °C' deki sinterlemede, Ni₂AlNb bileşiği oluşmuştur.

Ni₃Al un basınç altında reaktif sinterlenmesi üzerinde yapılan deneylerde, basmanın yüksek yoğunluk değerlerine ulaşmak için faydalı olduğu fakat aynı zamanda da ısı kaybını artırdığı ve böylece Ni₃Al dan başka fazların da ortaya çıkmasına yol açtığı bulunmuştur. Bu durum yanma sıcaklığının azalmasının doğrudan bir sonucudur. Basınç, reaksiyon oluştuktan sonra uygulandığında ise, bir miktar NiAl ve serbest Ni meydana gelmekte, fakat yapının büyük kısmı Ni₃Al fazından oluşmaktadır. Bu teknik TiB₂+Ni+Al tozlarına uygulanarak, hacimce % 10 - 30 NiAl +TiB₂' den oluşan bir kompozit elde edilmiş ve bu kompozit 20 MPa basınç altında 1650 °C' de sinterlenmiştir. Sıcaklığın NiAl'un ergime sıcaklığından daha yüksek olduğu bu şartlarda oluşan başlıca fazlar NiAl, Ni₃Al, Ni₂B, AlB₂ ve NiTi₂ olmuştur. Reaktif sıcak presleme son zamanlarda NiAl-Al₂O₃ fonksiyonel olarak derecelendirilmiş kompozitlerin üretiminde de kullanılmıştır [50].

2.3.4. Şok ve Dinamik (patlayıcı) Kompaktlama

Patlayıcı kompaktlama nikel alüminatların üretimine uyarlanmıştır. Kompaktlanan tozlar etrafına patlayıcılar konulmuş olan bir silindirin içine yerleştirilir. Daha sonra patlayıcılar patlatılır. Şokla meydana gelen kimyasal reaksiyon işlemi elementer tozlardan nikel alüminatların sentezlenmesinde kullanılmıştır.

Şok dalgası silindir içinde yayılırken, sonuçta plastik deformasyona neden olan çok hızlı bir basınç ve sıcaklık artışına, tozların türbülanslı akışına, farklı tozların karışmasına ve birbirine sürtmesine ve toz parçacıklarının kırılmasına yol açar. Bu yöntemde şok indüklenmiş reaksiyon sentezlemesi (ŞİRS) adı da verilir. Bu yöntemde reaksiyonlar, mikro saniyelik bir sürede meydana gelir. Ne var ki, bileşiklerin sentezlenmesine neden olan temel süreç, henüz tam olarak anlaşılamamıştır [51].

2.3.5. Yüksek Basınçta Reaksiyon Sinterlemesi

Alternatif olarak yüksek basınçta reaksiyon sinterlemesi (YBRS) ile nikel alüminatları düşük sıcaklıklarda ve yüksek basınçlarda üretilenmiştir. Bu yöntemde, 2 GPa'lık basınçlara kadar, 500 °C gibi düşük sıcaklıklarda sitokiyometrik ve nikelce zengin NiAl fazları oluşmuştur. Reaksiyonun katı hal reaksiyonu olduğu % 98,2' lik teorik yoğunluğa sahip tek NiAl fazı üretildiği de bildirilmiştir. Son zamanlarda yüksek basınçlı kendi ilerleyen yüksek sıcaklık sentezi (YBKİYSS) de ayrı bir yöntem olarak denenmiştir [52].

2.3.6. Tozu Enjeksiyonla Kalıplama

Bu yöntem, özellikle kesik fiberleri toz matriste aynı yönde ve doğrultuda dizmek için faydalı bir yöntemdir. Yöntemin NiAl kompozit uygulamalarında tozlar ve parça halindeki fiberler bir bağlayıcı ile karıştırılarak huni şeklinde bir kalıptan geçirilir. Ekstrüzyon sıcaklığı, bağlayıcının yumuşama sıcaklığı üzerinde olacak şekilde, dikkatlice, seçilir. Ekstrüzyondan sonra, yeşil (yaş) parça orta sıcaklıklarda (~ 450°C) tavlansak içindeki bağlayıcı yakılıp uzaklaştırılır. Ürün bundan sonra, Sıcak İzostatik Presleme (SIP=HIP) ile birleştirilir. Fiberlerin en iyi şekilde, küçük boyutlu nikel ve alüminyum tozları ve ince çaplı fiberler kullanıldığında hizalanabilmektedir. Bu yöntemle, Al₂O₃ takviyeli tam yoğun (gözeneksiz) NiAl kompoziti başarılı bir şekilde üretilmiştir. Yalnız, burada bağlayıcının tamamen uzaklaştırılması problem olabilmektedir [50].

2.3.7. Nikel Alüminatları Eritme ve Dökme için EXO-MELT Yöntemi

Sikka v.d. döküm amacıyla Ni_3Al esaslı metaller arası alaşımları eritip dökmek için yanma sentezlemesinde üretilen enerjiyi kullanmaya muvaffak oldular. Bu yöntemle Ni_3Al alaşımlarını oluşturmada, toplam nikel miktarı iki parçaya ayrılır. Bir parça NiAl akarşılık gelen Ni/Al oranı içerirken, diğer parça nikel stokun en altına yerleştirilir ve bunun üzerine alaşım elementleri ilave edilir. Burada $\text{Ni} + \text{Al} \rightarrow \text{NiAl}$ reaksiyonunun daha yüksek olan reaksiyon ısısı, Ni_3Al 'un sıcaklığını yaklaşık 1640°C 'ye yani Ni_3Al reaksiyon sentezi ile ulaşılan sıcaklığın 200°C üzerine çıkarmak için kullanılır. Bütün ergime işlemi yaklaşık olarak 12 dakikada tamamlanır. Ergime sonrası ergiyik bir potaya dökülür. Oksit curufun varlığı bu alaşımların oksitlenmesini önler ve ergiyik metalin potaya kontrollü atmosfere gerek duyulmadan dökülmesini ve geleneksel ergime yöntemine göre % 47 gibi büyük bir enerji tasarrufu yapılmasını sağlar [51].

2.3.8. Reaksiyonlu İnfiltrasyon (Emdirme)

Bu üretim yöntemi nikel tozundan yapılmış açık gözenekli bir kompakta (brikete) sıvı alüminyum emdirmekten ibarettir. Nikel alüminatların üretimi için iki temel tip reaksiyonlu emdirme sistemi uyarlanmıştır. Birincisi basınçlı döküm içerir. Burada sıvı alüminyuma izostatik bir basınç uygulanarak briketteki boşluklara yayılması sağlanır. İkincisinde ise, emdirme için tek yönlü bir basınç uygulanır ve buna da sıkıştırma döküm denir. Bu sürecin toz metalurjisi esaslı yöntemlere göre üstünlükleri şunlardır:

- Alüminyum tozu kullanıldığında meydana gelen oksit tabakaları, sıvı alüminyum kullanıldığı için, meydana gelmez.
- Gözenekler ya tamamen yok olur ya da çok azalır.
- Metallerarası bileşiklerin dökümüne göre düşük sıcaklıkta üretim yapılır.
- Katı halde briketleme esnasında hasara uğrayabilen whisker veya fiber takviyelerindeki bütünlüğün bu yöntemde korunması sağlanır.
- Neredeyse tam boyutlarda üretim elde edilir.
- Üretim düzeneğine bağlı olarak, kütleli üretime uygun hızlı işlem yapılır [52].

2.3.9. Sıcak Ekstrüzyon Reaksiyon Sentezi

Sıcak ekstrüzyon reaksiyon sentezi (SERS) nispeten yeni bir işlemdir ve metallere arası bileşik üretmek için, ekstrüzyon işleminden kaynaklanan deformasyon ve sürtünme ısını aynı anda hem reaksiyon oluşturmak ve hem de elementer toz karışımlarını ekstrüze etmek için kullanır. Ni-Al ve Ti-Al sistemleri içerisindeki metaller arası bileşikler, bu teknikle başarılı bir şekilde üretilmişlerdir. Ne var ki, gözeneklilik hala bir sorun olarak durmaktadır. Bu da kullanılan ekstrüzyon sıcaklıklarında, reaksiyonun malzeme kalıptan hemen çıktıktan sonra başlamasına bağlanabilir. Sistem hala geliştirilmektedir [53].

2.3.10. Mikrodalga ile Yanma Sentezlemesi

Mikrodalga ile reaksiyon sentezlemesi seramik ve kompozitlerin üretiminde son zamanlarda denenilen bir işlemdir. Mikro dalga işleminde ısı malzemenin dışından bir kaynaktan verilmez, malzeme ile mikro dalganın etkileşmesi ile malzemenin içinde üretilir. Geleneksel olarak, malzemelerin mikro dalga ile iyi bir şekilde birleşmedikleri kabul edilir. Bu durum, işlem oda sıcaklığında uygulandığında geçerlidir. Yalnız, malzemeye ön ısıtma uygulandığında, birleşme sağlanmaktadır. Malzeme kritik bir sıcaklığa kadar ön ısıtmaya tabi tutulduğunda, mikro dalga ile yanma sentezlemesi meydana getirmek mümkün olmuştur. Ne var ki, bu alandaki araştırmalar da halen devam etmektedir [53].

Özet olarak, Ni_3Al 'un düşük sıcaklıklarda nem ve/veya hidrojen kırılganlığından ve yüksek sıcaklıklarda oksijen kırılganlığından zarar gördüğü sonucu çıkarılabilir. Bu nedenle, araştırılan tüm reaksiyon kinetiklerine bu kalıntıların sebep olmasından dolayı bu mekanizmanın anlaşılması gereklidir ki: kalıntılar yüklemenin yüksek sıcaklıkta veya düşük sıcaklık altında kafes hatalarıyla tepki göstermesiyle oluşmaktadır. Bu çevresel kırılganlık mühendislik uygulamaları için önemli olabilir, çünkü Ni_3Al uygulamalarının bir çoğu kalıntılarla direnç kazanan yüksek reaktif atmosferiyle bağlantılı olarak yüksek sıcaklıkta kullanılan dirençli malzemeler olacaktır. Bu kırılganlığın baskın olmasının temel nedeni matriks içindeki kalıntıların içe girmesidir [19].

Mekanik özellikler açısından da ilgi çekici hale gelen alaşımlar, en çok korozyona maruz uygulamalarda kullanılmaktadır. Ayrıca oksidasyon ve karbürizasyon direncinin yüksek olmasından dolayı kavitasyon – erozyon ve aşınma direnci yüksektir [19].

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Çalışmanın Amacı

Yüksek sıcaklıklarda korozyona uğrayan ve mukavemeti azalan Dupleks paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklıklardaki çalışma koşullarına karşı daha büyük mukavemet gösterebilmesi amacıyla Ni_3Al intermetalik bileşiğinin, SHS tekniği kullanılarak paslanmaz çeliğin yüzeyine kaplanabilirliği araştırılmıştır.

3.2. Çalışmalarda İzlenen Yöntem

Gözenekli Ni_3Al alaşımlarının üretiminde SHS yöntemi geleneksel toz metalürji yöntemleri ile karşılaştırıldığında daha fazla avantajlar sağlar. SHS sistemini kurmak daha basittir ve fazla masraf gerektirmez. Hızlı ekzotermik reaksiyondan dolayı üretim yapılırken daha az zamana ihtiyaç vardır. SHS işleminde numune tutuşturularak yanma dalgası oluşturulur. Bu dalga numune boyunca ilerlerken uçucu kirlilikleri dışarı atar [52]. Bu işlem pratik olarak tozların karıştırılması ve bir kalıba preslenmesi, presten çıkartıldıktan sonra da bir tutuşturucu ile ateşlenmesinden ibarettir [53]. Literatürde, şimdiye kadar, tutuşturucu eleman olarak genelde tungsten bobin kullanıldığı görülmektedir. Bunun yanında kimyasal tutuşturucu ve lazer diyot da kullanılmıştır.

Yapılan literatür incelemeleri sonucunda, çalışmamızda indüksiyon bobini yardımı ile tutuşturulan SHS yönteminin kullanılmasına karar verilmiştir [53].

3.3. Deneyde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada kullanılan (% 99,9 saflıkta Ni ve % 99,9 saflıkta Al) tozlar Sav-Kim ve Gen-Lab şirketlerinden temin edildi. Tozların ortalama büyüklüğü -325 mesh'dir. % 25 Al ve % 75 Ni atomu, atomik oranda hazırlanan tozlar, homojen bir karışım sağlamak için özel olarak tasarlanan dönen bir kap içerisinde 16 dev/dk. ile 12 saat süreyle karıştırıldı. Karıştırılan tozlar 12 mm çapında silindir şeklinde çelik bir kalıp içerisinde 50 ve 100 MPa

basınçlar altında ayrı ayrı soğuk preslendi. Preslenen numuneler hazırlanan bir fırın içerisinde ve argon gazı ortamında ön ısıtma yapılmadan Şekil 3.2.'de resmi verilen difüzyon kaynak makinesinde ateşlendi. Bu çalışmada kullanılan numunelerin özellikleri Tablo 3.1. ve Tablo 3.2'de gösterilmektedir.

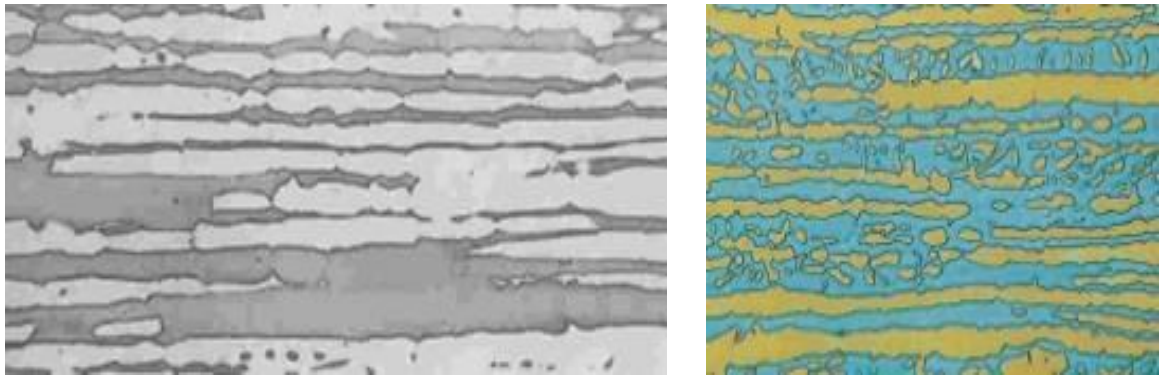
Tablo 3.1. Kaplamada kullanılan tozların özellikleri [54].

Malzeme özellikleri	Nikel(Ni) tozu	Alüminyum(Al) tozu
Ağırlıkça 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

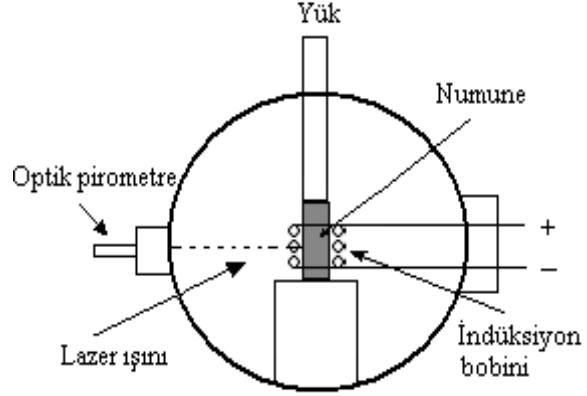
Tablo 3.2 . Çalışmada kullanılan 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi [77].

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
66	0.03	1	2	0.03	0.02	22	5.5	3	0.14

Deneyde kullanılan 2205 kalite dubleks paslanmaz çeliğin sertlik değeri 22 RC dir [78].



Şekil 3.1. Dubleks paslanmaz çeliğin iç yapısı [76].



Şekil 3.2. Difüzyon kaynak düzeneğinin şematik görüntüsü [54].

3.4. Kaplamaların Üretiminde Kullanılan Parametreler

Literatür incelemeleri sonucunda; toz presleme basıncına ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak mikroyapının ve mekanik özelliklerin değiştiği görülmüştür. Çalışmada değişken olarak toz presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığı seçilmiştir. Toz presleme basıncı (50 MPa ve 100 MPa) olarak sinterleme sıcaklığı ise (900 °C, 1000 °C ve 1100 °C) kullanılarak toplam 6 farklı deney numunesi üretilmiştir. Üretimde kullanılan değişken parametreler, Tablo 3.3.'de verilmiştir.

Tablo 3.3. Kaplamaların üretiminde kullanılan parametreler

Numune No	Tozların Presleme Basıncı (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)
S1	50	900
S2	50	1000
S3	50	1100
S4	100	900
S5	100	1000
S6	100	1100

3.5 Metalografik Çalışmalar

Daire kesitli 12 mm çapında dubleks paslanmaz çelik (2205) malzeme hassas kesme makinasında, su soğutmalı ortamda 10 mm uzunluğunda kesilmiştir. Daha sonra sırasıyla 60, 100, 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 meshlik SiC zımpara kağıtlarıyla yüzeylerindeki çiziklerden arındırılarak parlatma işlemine tabii tutulmuştur. Daha sonra numune yüzeylerinde gözle görülemeyecek kadar küçük olan çizikler de elmas pasta aracılığı ile giderilmiştir. % 50 H₂O ve % 50 (COOH)₂ (Oksalik asit) bileşiminden oluşan dağlayıcı ile numune yüzeyleri dağlanmıştır.

3.6. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri ve Noktasal Analiz (EDX) İncelemesi

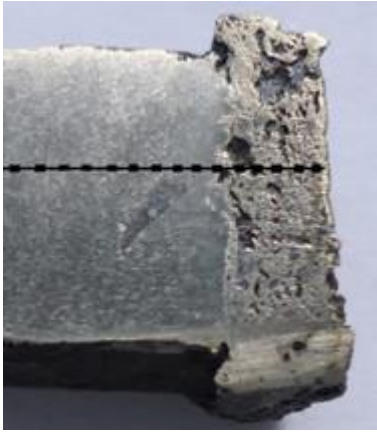
Bu çalışmada, SHS yöntemi ile kaplanan numunelerin mikro yapısını incelemek ve yapıda oluşan fazların elementer içeriklerini tespit edebilmek için Elazığ FÜEMLAB' da mevcut LEO marka Evo-40VP model SEM elektron mikroskobu ile EDX (enerji dispersive X-ışın spektroskopisi) kullanılmıştır.

3.7. X-Işını Difraksiyonu (X-Ray Diffraction) Ölçümleri

Farklı ateşleme sıcaklığı ve farklı kompaktlama basınçları kullanılarak üretilen numuneler ile farklı ısıtıl işlemlere tabi tutulan numunelerde oluşan fazları tespit edebilmek için X-Ray analizleri Fırat Üniversitesi Malzeme Bilimi Anabilim Dalı Laboratuvarlarında mevcut XRD cihazı kullanılarak yapılmıştır.

3.8. Mikro Sertlik Analizi

Kaplama sonrası, numunelerde meydana gelen sertlik değişimini belirlemek için mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri; Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Ana Bilim Dalı Laboratuvar' ında bulunan LEİCA MHF-10 marka mikrosertlik cihazında 100 gr yük altında 0.5 mm aralıklarla Vickers (HV) skalasında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu değerler, bilgisayar ortamına aktararak mikrosertlik grafikleri çizilmiştir.

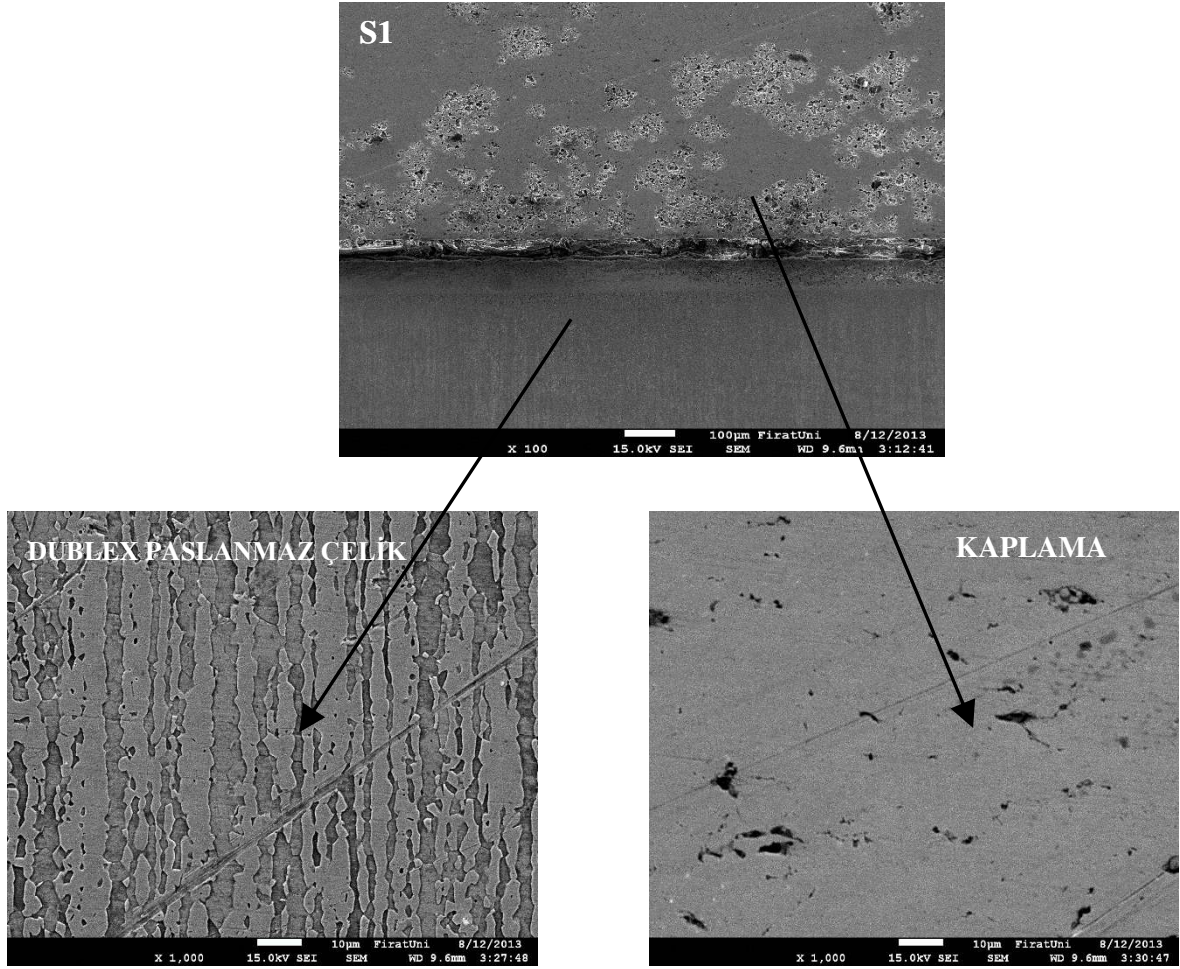


Şekil 3.3. Numune üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları

4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

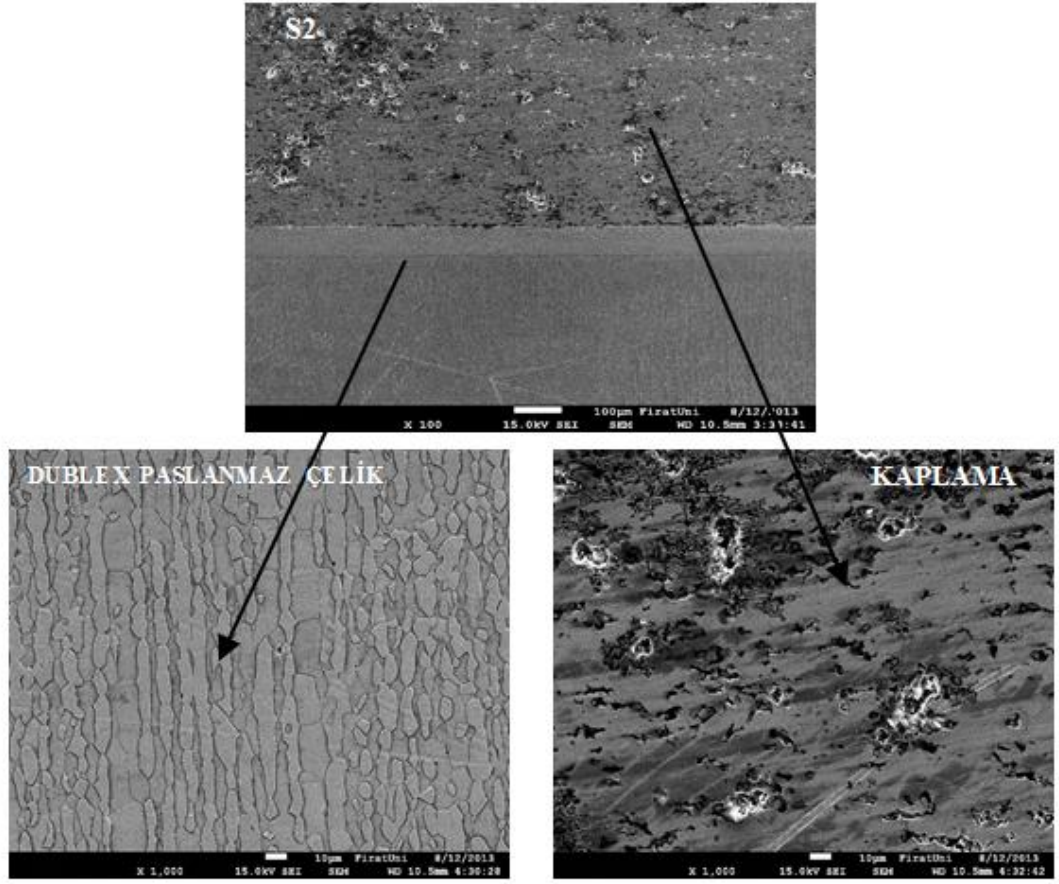
4.1. Mikroyapı İnceleme Sonuçları

Farklı işlem parametreleri kullanılarak kaplanan numunelere ait SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 4.1 ila 4.6'da 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 açıktır. Bu nedenle, mikroyapı değerlendirilmesi yapılırken işlem parametrelerine bağlı olarak ortaya çıkan bu yapıların boyutları ve şekil olarak değişimleri dikkate alınmıştır.



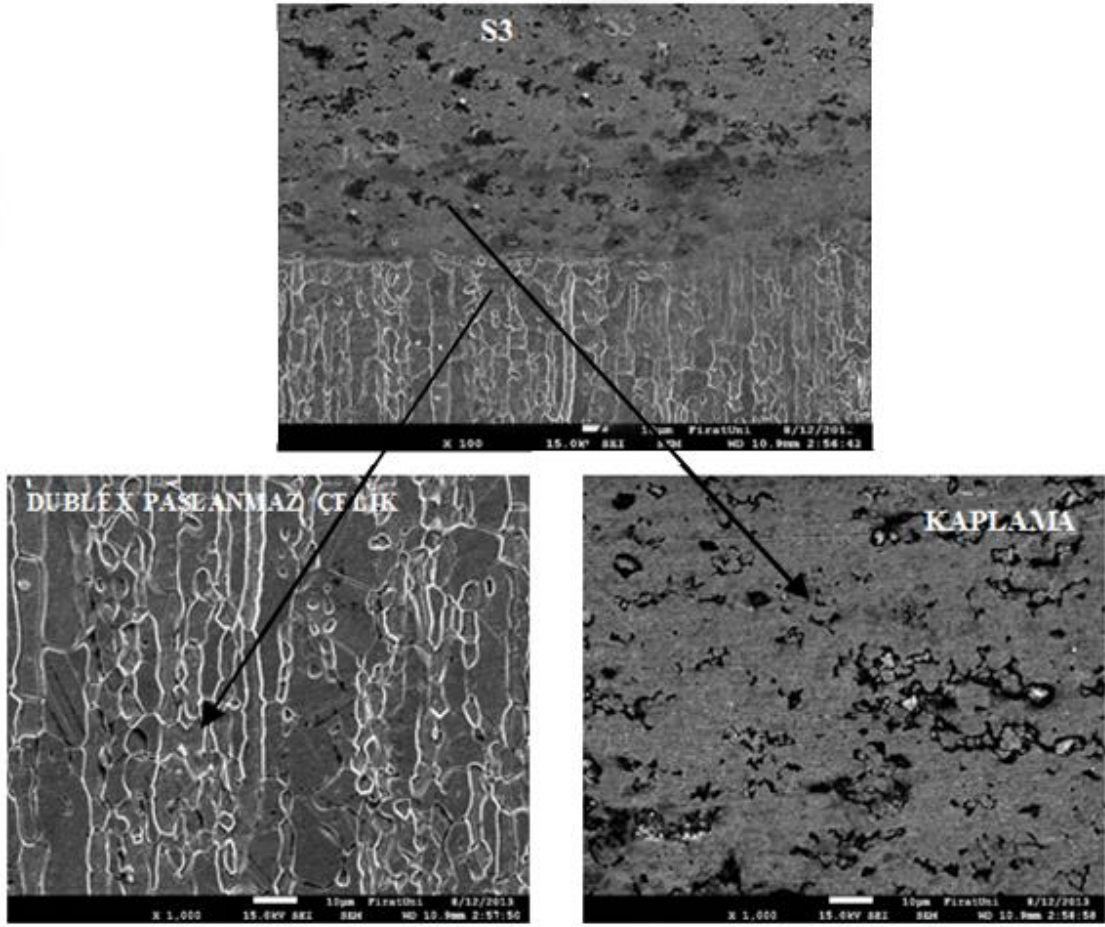
Şekil 4.1. Ni_3Al ile kaplanan S1 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları

50 MPa toz basıncı ve 900 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S1 numunesine ait SEM görüntüleri Şekil 4.1' de verilmiştir. Şekil 4.1' de görüldüğü gibi altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında birleşme sağlanmıştır. Ara yüzeyde herhangi bir çatlğa ve ayrılmaya rastlanmamıştır. Ara yüzey bir çizgi şeklinde gözükmemektedir. Kaplama malzemesinde bölgesel olarak poroziteler mevcuttur. Bu porozitelerin ve boşlukların reaksiyon boşlukları ve presleme esnasında toz karışımı içerisinde kalmış olan gaz moleküllerinin neden olduğu düşünülmektedir. Yapılan literatür taramalarında paralel bulgulara rastlanmıştır.



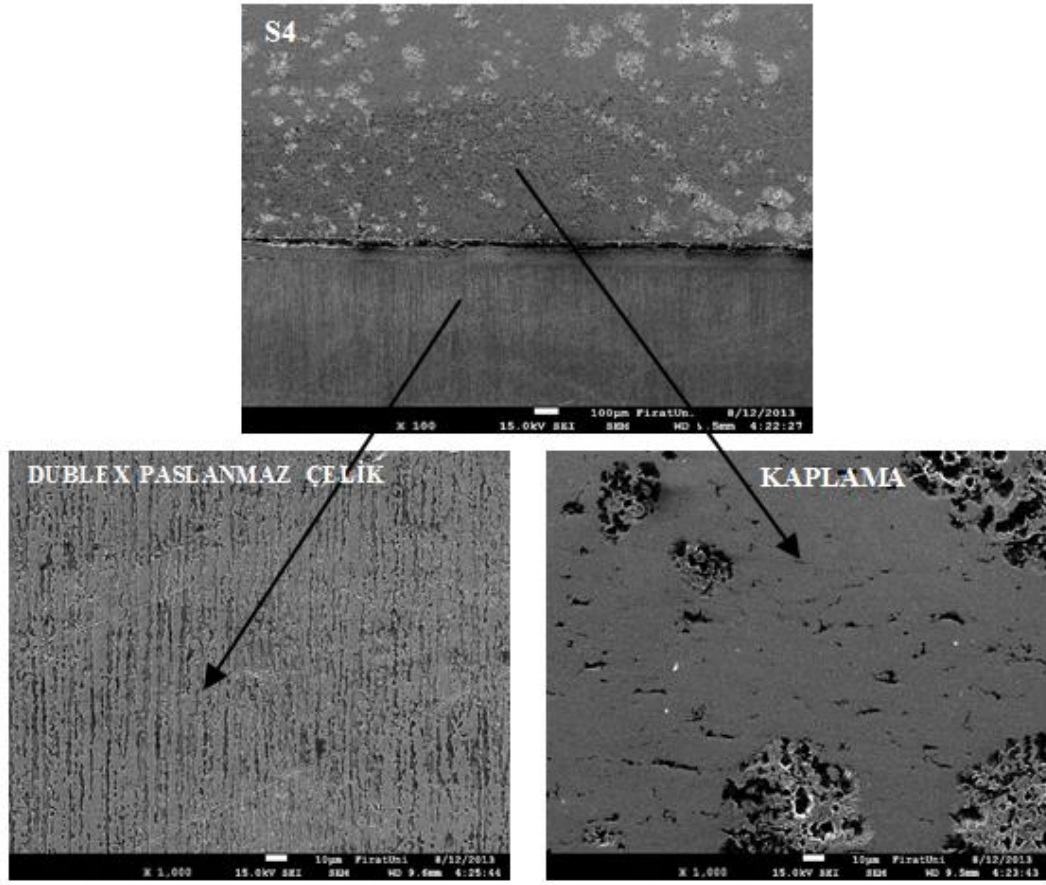
Şekil 4.2. Ni₃Al ile kaplanan S2 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları

50 MPa toz basıncı ve 1000 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S2 numunesine ait SEM görüntüleri Şekil 4.2' de verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında S1 numunesine göre daha iyi bir birleşme sağlanmıştır. Ayrıca artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak kaplama malzemesi altlık malzemeye daha fazla difüze olmuştur. Difüzyonun olduğu bölge Şekil 4.2 de çok net bir şekilde görülmektedir. Dupleks paslanmaz çelik tarafından alınan SEM görüntüsünden de görüldüğü gibi 1000 °C sıcaklıkta yarım saat bekletildikten sonra havada soğutulan malzemenin tane sınırlarında çok az da olsa krom karbür çökeltilerine rastlanmıştır. Bu durum dupleks paslanmaz çeliğin temel özelliklerinden dolayıdır. S2 numunesinin Kaplama malzemesi bölgesi incelendiğinde, S1 numunesine oranla daha az miktarda porozitenin olduğu görülmektedir. Bu durumun temel sebebi artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak difüzyonun artmasıdır.



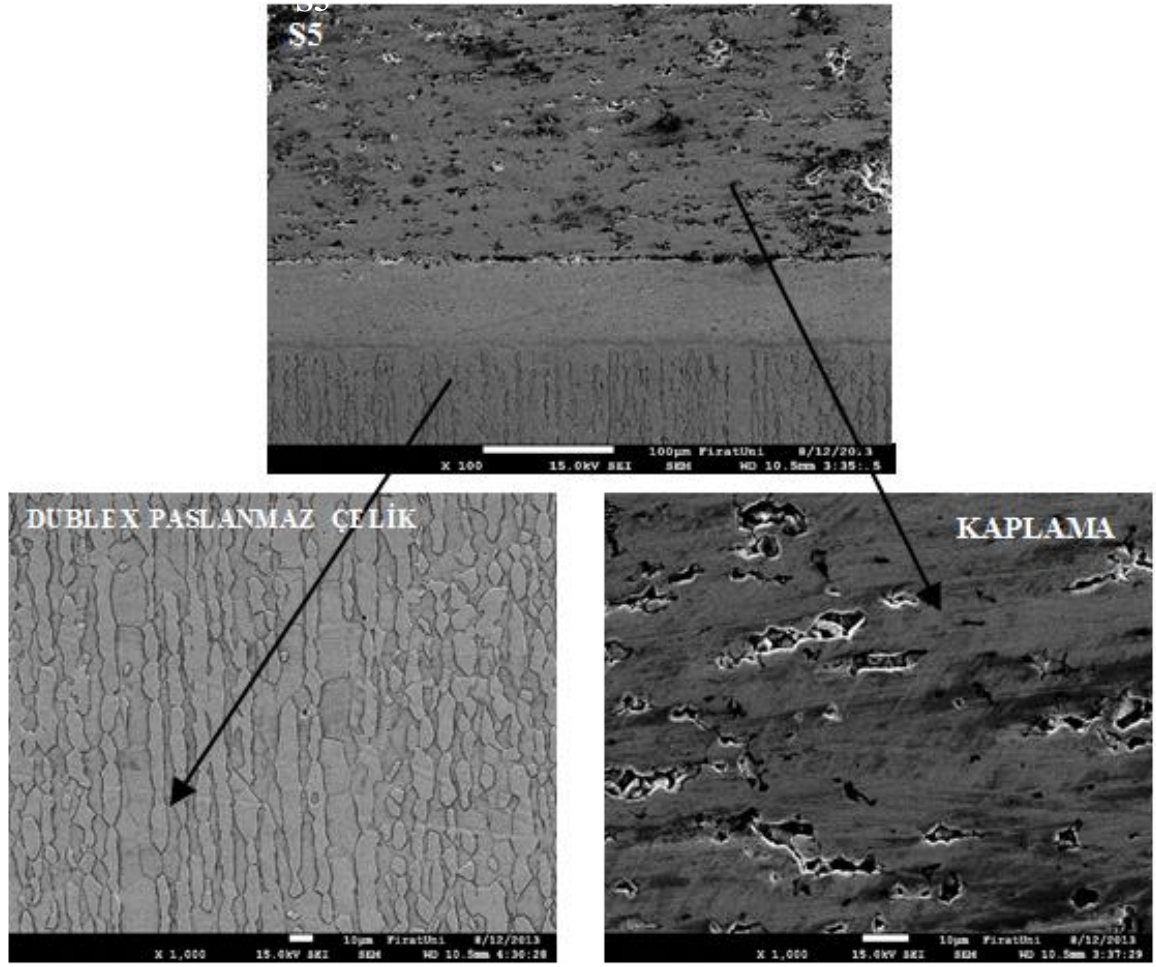
Şekil 4.3. Ni_3Al ile kaplanan S3 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları

50 MPa toz basıncı ve 1100 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 4.3' de verilmiştir. Bu resimler incelendiğinde altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında S1 ve S2 numunesine göre daha iyi bir birleşmenin olduğu görülmektedir. Kaplama malzemesi altlığa doğru daha fazla difüze olmuştur. 1100 °C de Ni_3Al ' un çözünürlük oranı artmıştır.



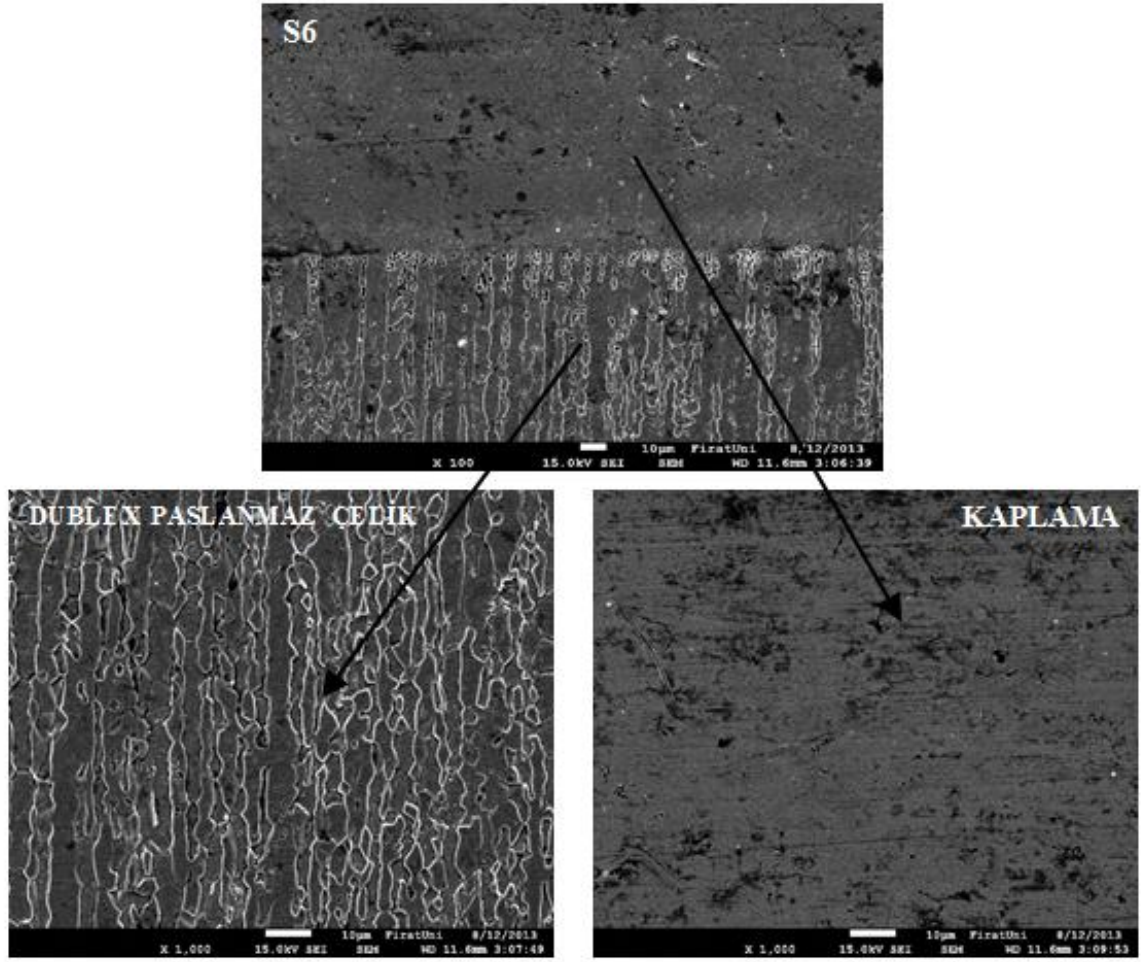
Şekil 4.4. Ni_3Al ile kaplanan S4 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları

100 MPa toz basıncı ve 900 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S4 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 4.4' de verilmiştir. Bu resimlerde altlık malzemesi ile kaplama malzemesi arasında tam bir birleşme görülmüştür. Dubleks paslanmaz çelik tarafından alınan SEM görüntüsü incelendiğinde oluşan karbürlerin taneler arasına gelişi güzel dağıldığı görülmektedir. S4 no'lu numunenin kaplama malzemesinden alınan SEM resimleri incelendiğinde yanma boşluklarının gelişi güzel dağıldığı ve bu boşluk miktarının 50 MPa basınçla preslenen kaplama malzemesi ile yapılan numunelerden daha fazla olduğu sonucuna varılmıştır.



Şekil 4.5. Ni₃Al ile kaplanan S5 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları

Toz basıncının 50 MPa artırılması ile 100 MPa toz basıncı ve 1000 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S5 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 4.5'da verilmiştir. Bu fotoğraflar incelendiğinde artan toz basıncına bağlı olarak difüzyonun daha fazla olduğu ve her iki bölgenin birleşmesinden oluşan bir tabakanın olduğu görülmektedir. Ayrıca S5 no'lu numunenin kaplama malzemesinden alınan SEM görüntülerinden tanelerin daha belirginleştiği ve yanma boşluklarının 50 MPa toz basıncı kullanılarak preslenen numunelere nazaran daha homojen bir dağılım sergilediği tespit edilmiştir.



Şekil 4.6. Ni_3Al ile kaplanan S6 no' lu numuneye ait SEM fotoğrafları

100 MPa toz basıncı ve 1100 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S6 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 4.6'da verilmiştir. S6 no'lu numuneye ait mikroyapı SEM resimleri incelendiğinde artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak birleşmenin daha iyi olduğu ve birleşme sıcaklığının yüksek olmasından dolayı kaplama malzemesi tarafında tanelerin büyüdüğü düşünülmektedir. S6 no'lu numunenin altlık malzemeden alınan SEM görüntülerinin içyapısı da diğer numuneler ile benzerlik göstermektedir.

Yapılan incelemede numunelerde özellikle yüzeye yakın bölgelerde porozitelerin sayısının ve boyutunun arttığı gözlenmiştir. Yanma reaksiyonu sonucu harici (dış) ve dahili (iç) olmak üzere iki tip porozite olduğu farz edilmektedir. Dış poroziteler ön şekillendirme sırasında tozlar arasında kalan boşluklardan, reaksiyon oluşumu ile birlikte yüksek sıcaklığa ulaşıldığında empüritelerin buharlaşması veya gaz çıkışından kaynaklıdır.

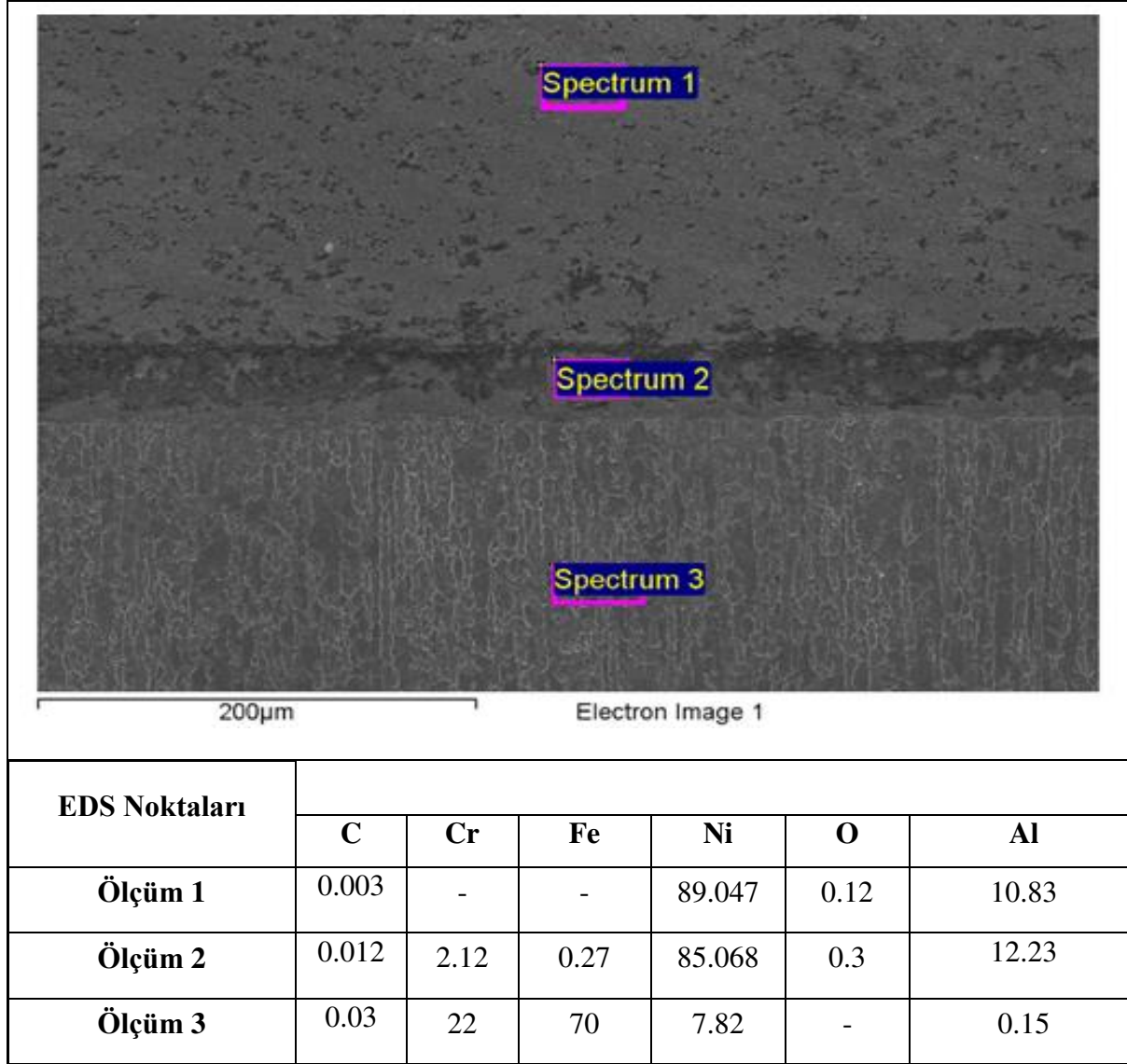
Çünkü başlangıç girdilerin (reaktan) yoğunluğundan ürünlerin yoğunluğu daha yüksektir ve ürün hacmi başlangıçtan daha küçüktür [70-71].

Ni_3Al bileşiği 1390 °C lik bir ergime sıcaklığına ve düzenli bir KYM li bir kristal kafesine sahiptir. Bu bileşiğin tekil kristalleri oldukça sünektir, fakat normal çok kristalli halde tane sınırı gevrekliğine maruzdur [70-71].

4.2. Noktasal Analiz (EDX) ve X-Ray Sonuçları

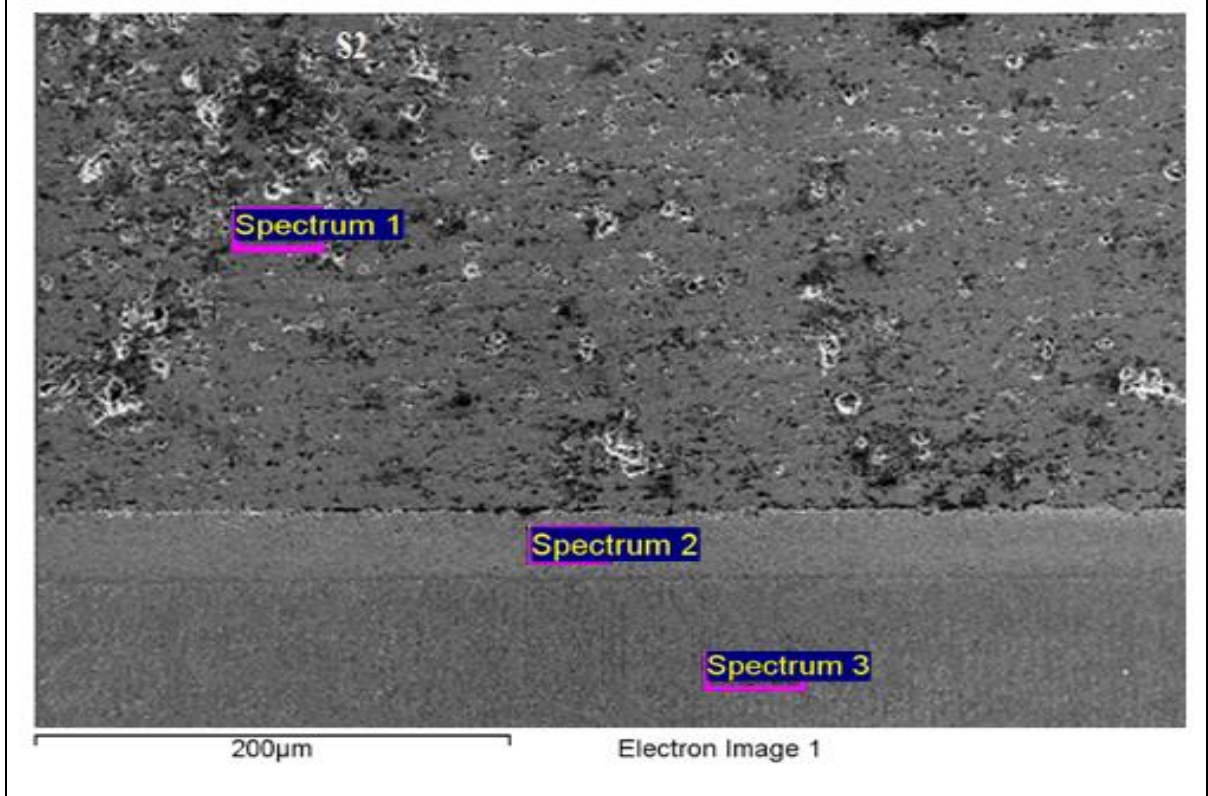
4.2.1 Noktasal Analiz (EDX) Sonuçları

Tablo.4.1. S1 Nolu numuneye ait EDX değerleri



S1 numunesinden alınan EDX görüntüleri incelendiğinde kaplama malzemesinde Fe ve Cr atomlarına rastlanmamıştır. Fakat kaplama yüzeyi incelendiğinde kaplama malzemesinden ve dubleks paslanmaz çelikten bu alana elementlerin difüze olduğu görülmektedir.

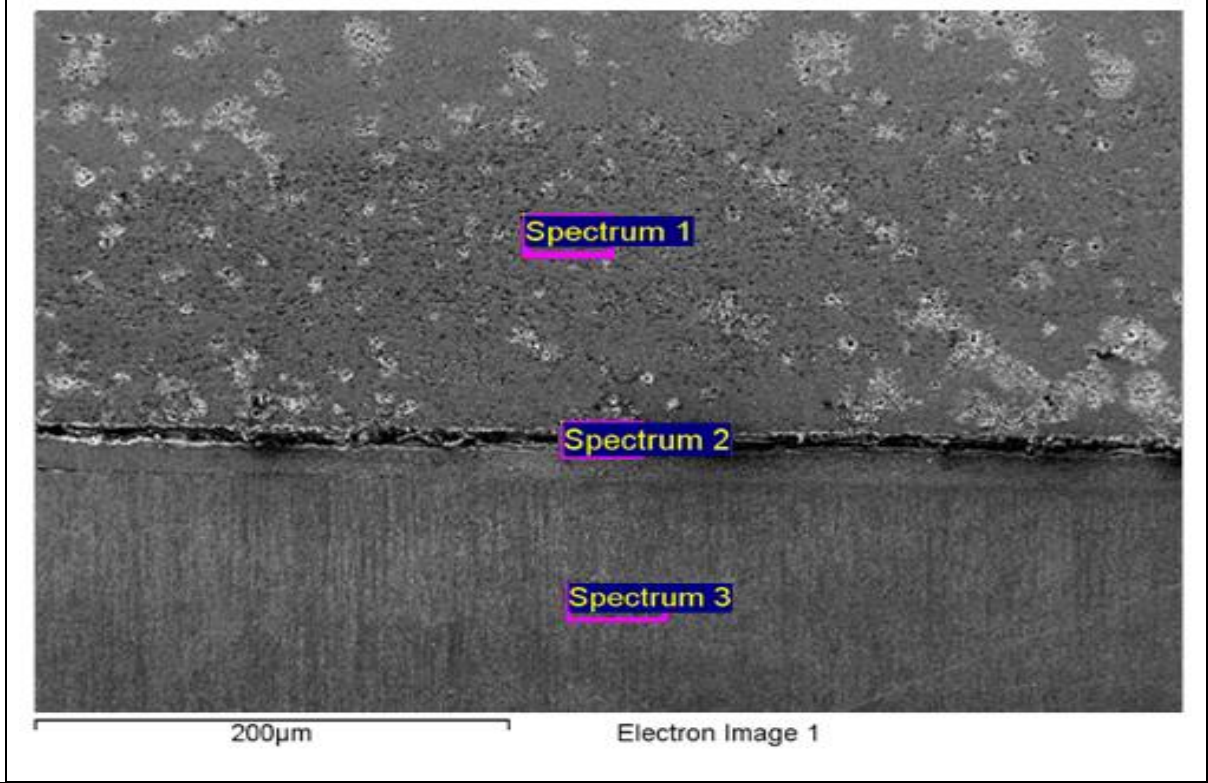
Tablo.4.2. S2 Nolu numuneye ait EDX değerleri



EDS Noktaları							
	C	Cr	Fe	Ni	O	Al	
Ölçüm 1	0.003	-	-	89.097	0.10	10.80	
Ölçüm 2	0.012	2.97	0.29	84.298	0.2	12.23	
Ölçüm 3	0.03	22	70	7.83	-	0.14	

S2 Numunesinden alınan EDX görüntülerinde yine aynı şekilde kaplama malzemesi kısmında Fe ve Cr atomları tespit edilememiştir. Alınan 2. Görüntü alanında ise Ni ve Al atomlarının bu bölgeye düfûze olduğunu görebiliriz.

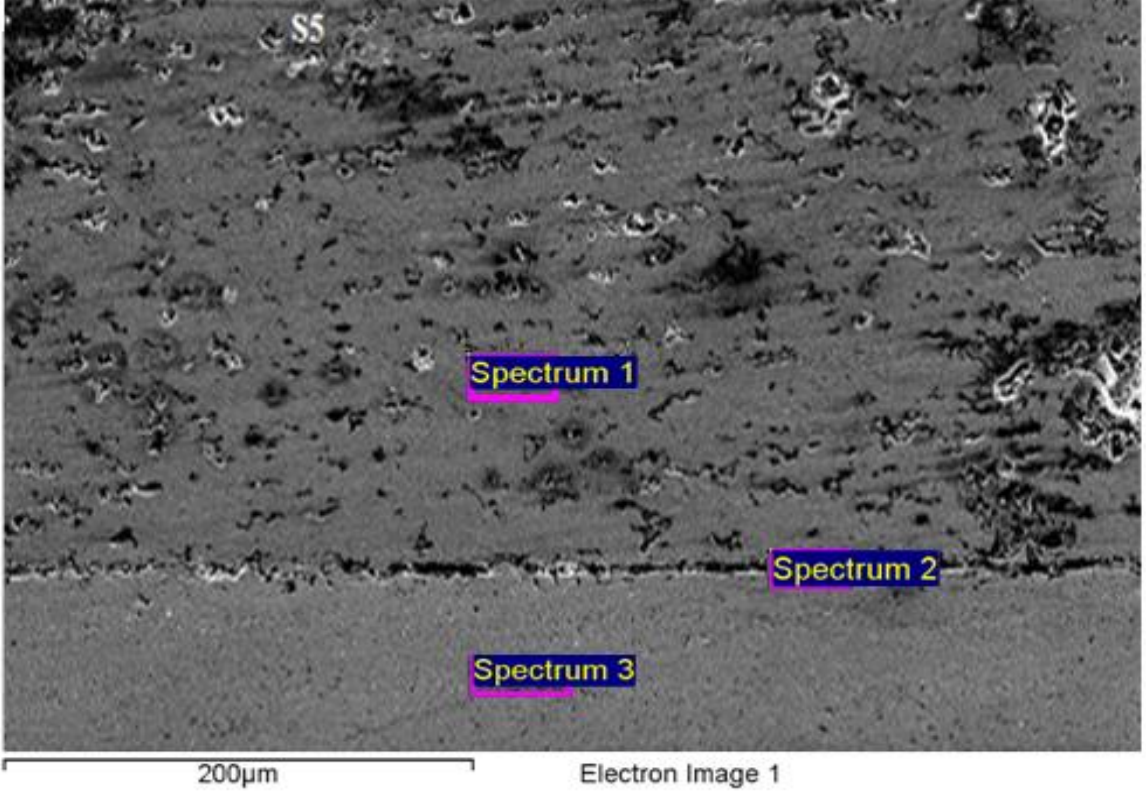
Tablo.4.3. S3 Nolu numuneye ait EDX değerleri



EDS Noktaları							
	C	Cr	Fe	Ni	O	Al	
Ölçüm 1	0.0298	-	-	89.109	0.09	10.798	
Ölçüm 2	0.010	3.0	0.30	84.298	0.197	12.23	
Ölçüm 3	0.03	22	71	6.83	-	0.1395	

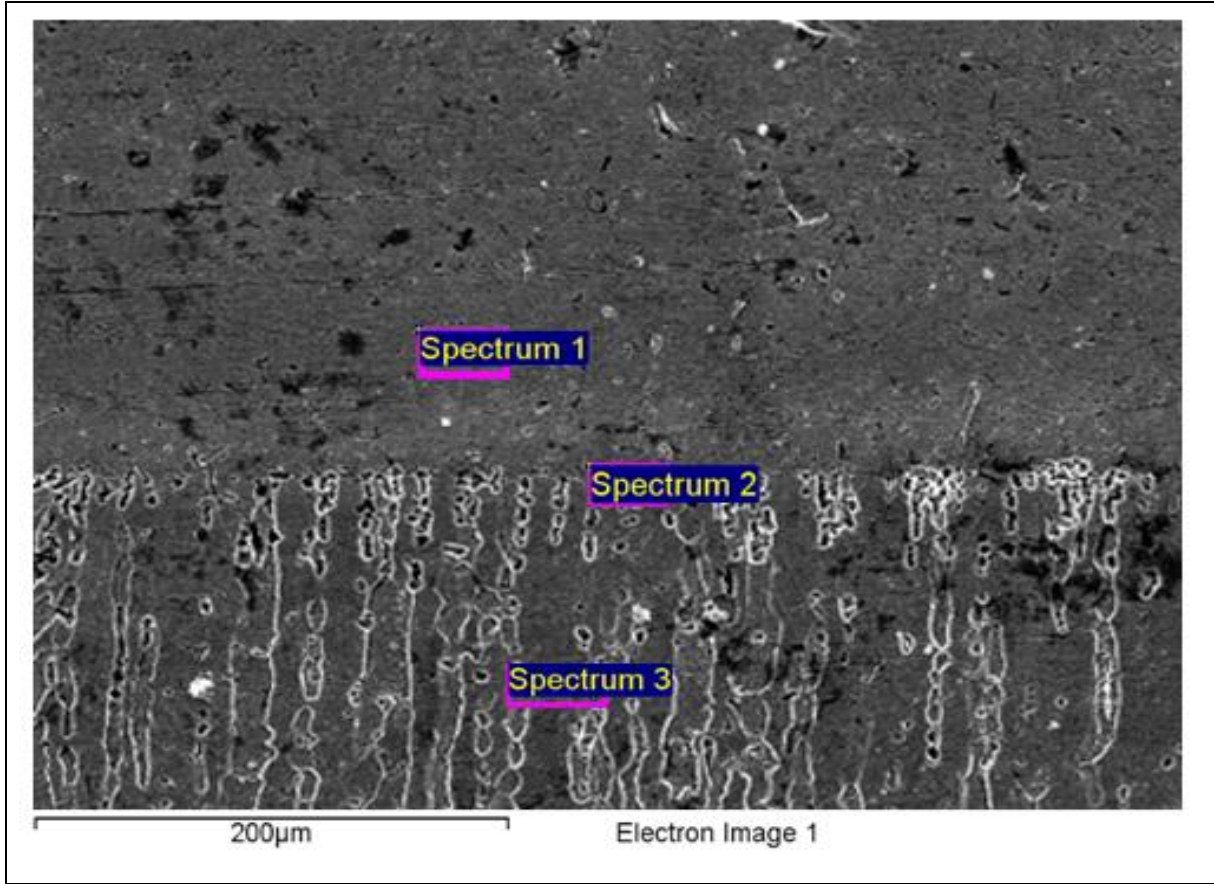
S3 numunesine ait EDX görüntülerinde ise kaplama bölgesine Ni ve Al atomlarının az miktarda difüze olduğunu görebilmekteyiz.

Tablo.4.4. S4 Nolu numuneye ait EDX değerleri

						
EDS Noktaları						
	C	Cr	Fe	Ni	O	Al
Ölçüm 1	0.0298	-	-	89.1202	0.08	10.770
Ölçüm 2	0.009	3.1	0.32	82.476	0.195	13.90
Ölçüm 3	0.03	22	71	6.83	-	0.14

S4 numunesinden alınan EDX görüntülerini irdelediğimizde kaplama bölgesine Ni atomlarının ve Al atomlarının difüze olmaya devam ettiğini görebiliriz.

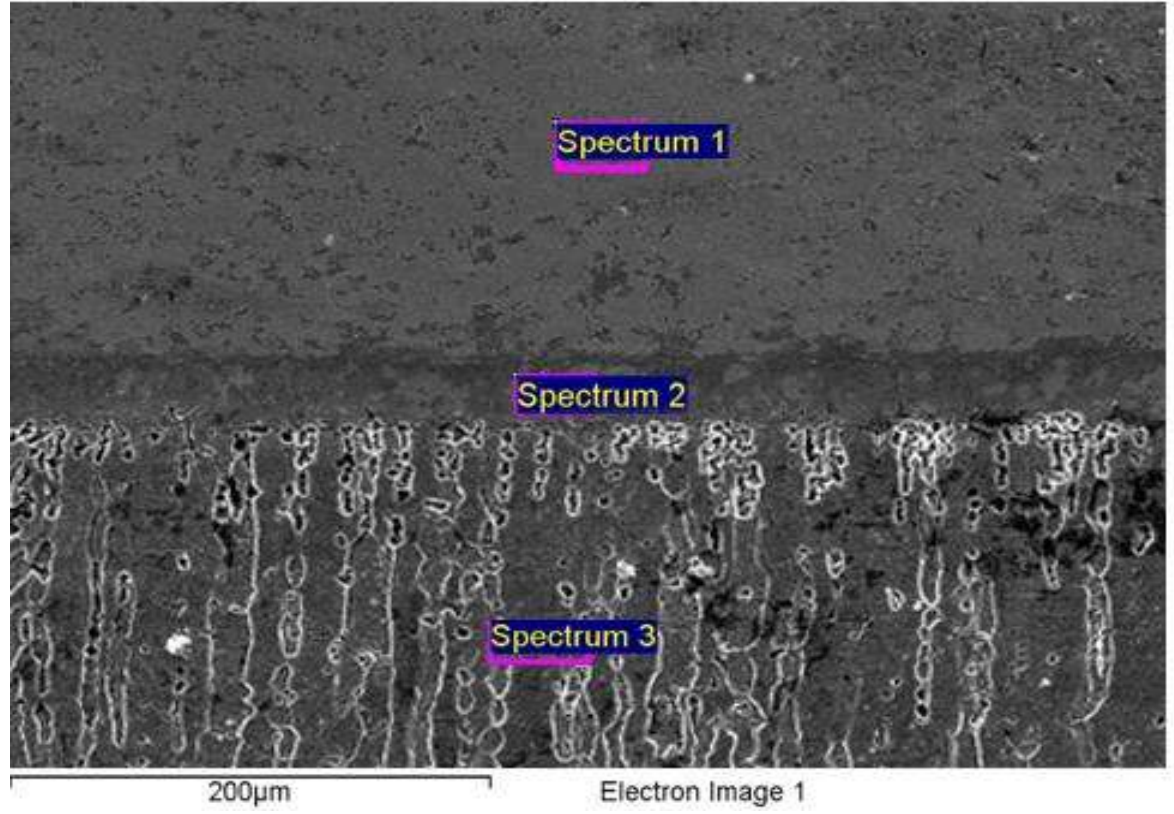
Tablo.4.5. S5 Nolu numuneye ait EDX değerleri



EDS Noktaları						
	C	Cr	Fe	Ni	O	Al
Ölçüm 1	0.0298	-	-	89.13	0.08	10.760
Ölçüm 2	0.009	3.1	0.32	82.295	0.195	14
Ölçüm 3	0.03	22	71	6.82	-	0.16

S5 numunesine ait EDX görüntüleri incelendiğinde artan sinterleme sıcaklığı ve Cr miktarıyla ara tabakada azalmalara rastlanmıştır. Bu azalmalara kaplama tabakasındaki Cr ile ara tabakadaki Ni atomlarının karşılıklı difüzyonu yol açmıştır. Cr atomlarının Ni-Al kafes sistemlerinde Al atomlarının yerini alabildikleri tespit edilmiştir. Artan sıcaklıkla daha iyi difüze olabilen Ni atomları kaplama tabasına nüfuz ederek bileşikler oluşturup ara tabakanın azalmasına neden olmuştur

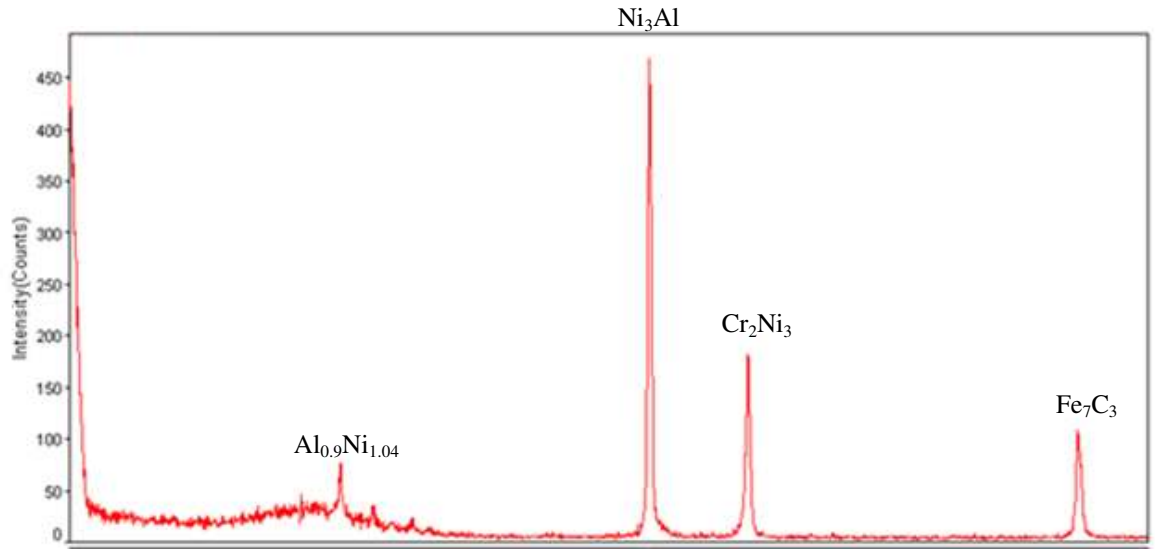
Tablo.4.6. S6 Nolu numuneye ait EDX değerleri



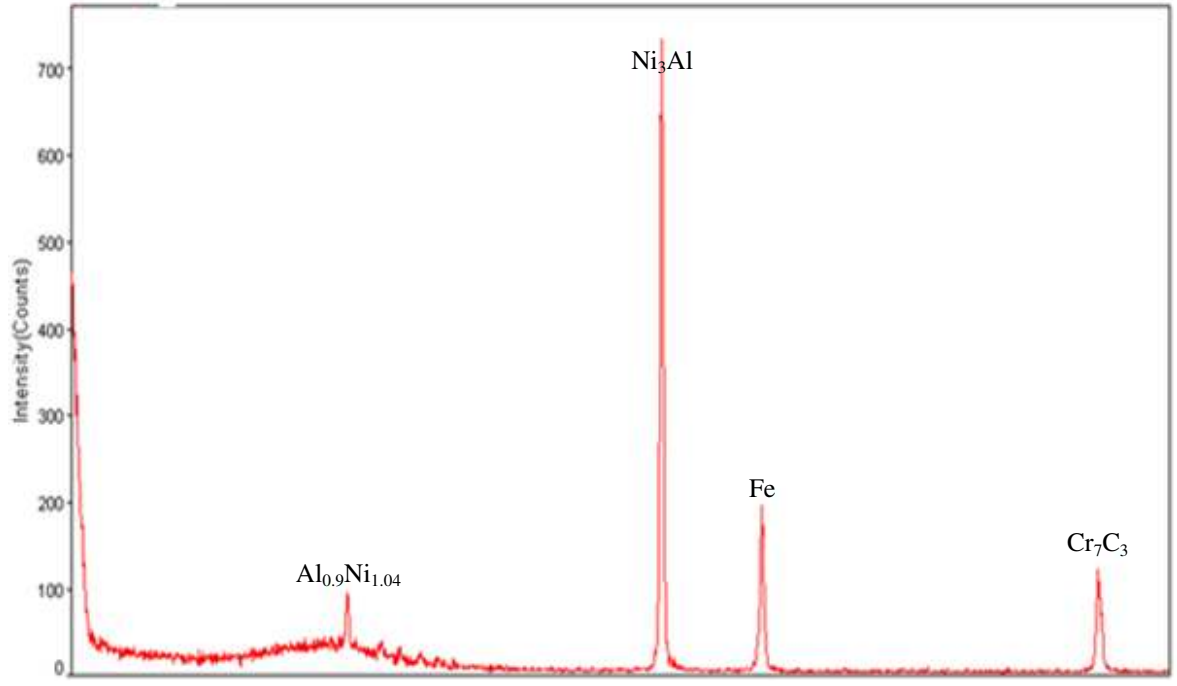
EDS Noktaları							
	C	Cr	Fe	Ni	O	Al	
Ölçüm 1	0.0296	-	-	89.2429	0.0775	10.65	
Ölçüm 2	0.009	3.1	0.33	81.9665	0.1945	14.40	
Ölçüm 3	0.03	22	71	6.80	-	0.16	

Numunelere ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.1 ve 4.6' da görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; beklendiği gibi C, Cr, Fe, Ni, O ve Al elementleri tespit edilmiştir. Dubleks paslanmaz çelik malzemedan kaplama malzemesine Cr ve Fe elementleri difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede kaplama malzemesinden Dubleks paslanmaz çelik malzemesine doğru Ni ve Al elementleri difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. Bunun nedeni arayer elementlerinin paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır.

4.2.2 X-Ray Sonuçları

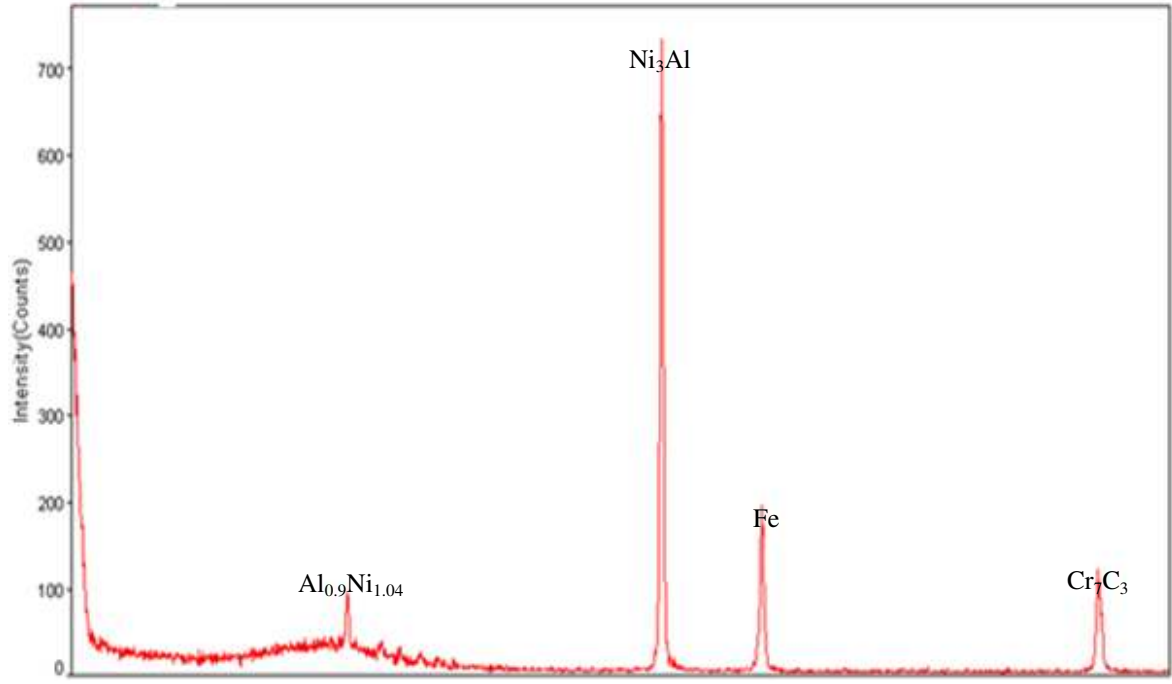


Şekil 4.7. S1 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri

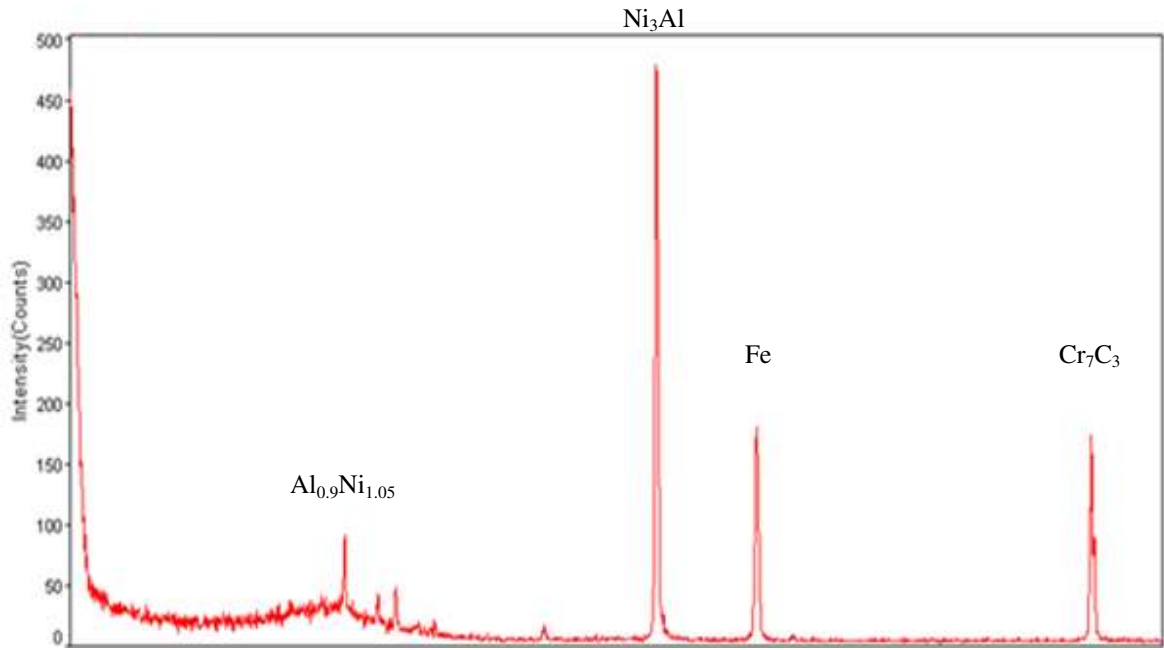


Şekil 4.8. S2 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri

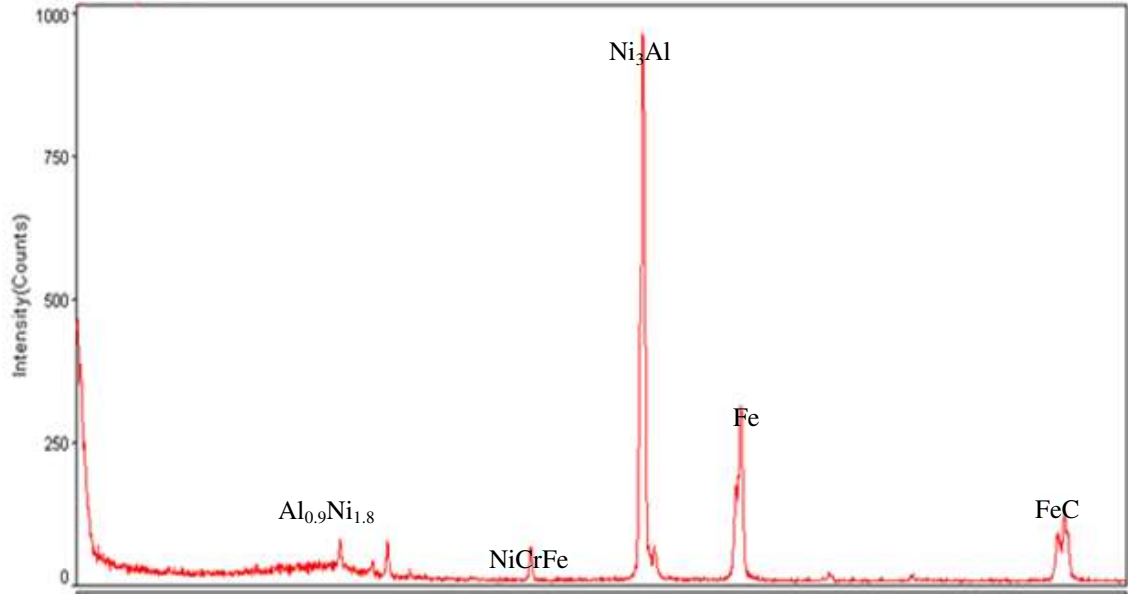
900 °C ta sinterleme hızı düşük olduğundan $\text{Al}_{0.9}\text{Ni}_{1.04}$ gibi artık fazlar ortaya çıkmıştır.



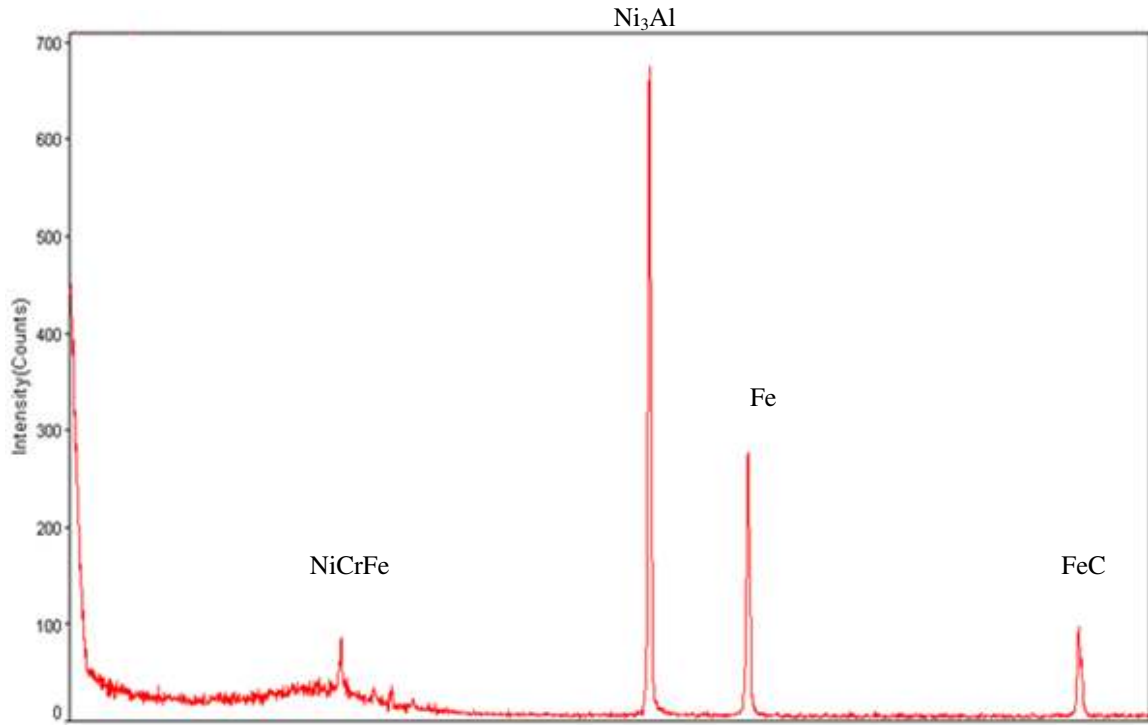
Şekil 4.9. S3 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri



Şekil 4.10. S4 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri



Şekil 4.11. S5 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri

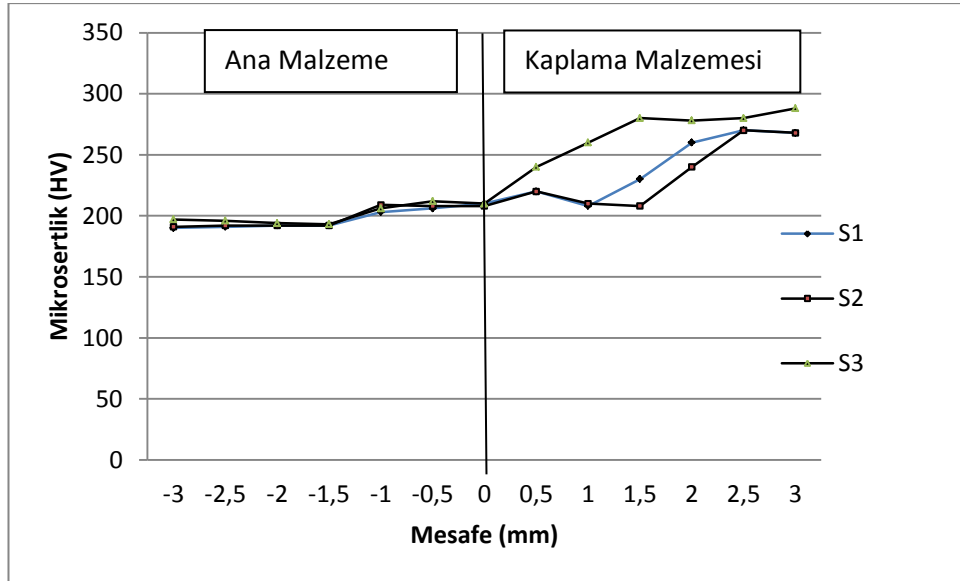


Şekil 4.12. S6 Numunesine ait X-ışını difraksiyon paternleri

4.3. Mikro Sertlik Analizi

İki farklı toz basıncı ve ateşleme sıcaklığı kullanılarak SHS yöntemi ile kaplanan numunelerin, kaplama malzemesinden Dubleks paslanmaz çeliğe doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 6.8 ve 6.9’ da verilmiştir. Bütün numunelerden alınan sertlik dağılımları incelendiğinde sertlik dağılımlarının üç farklı bölgede değiştiği görülmektedir. Kaplama malzemesinden ve geçiş bölgesinden değişim gösteren ölçüm sonuçları esas malzemeye doğru, ana malzemenin esas sertlik değerlerine ulaşmıştır.

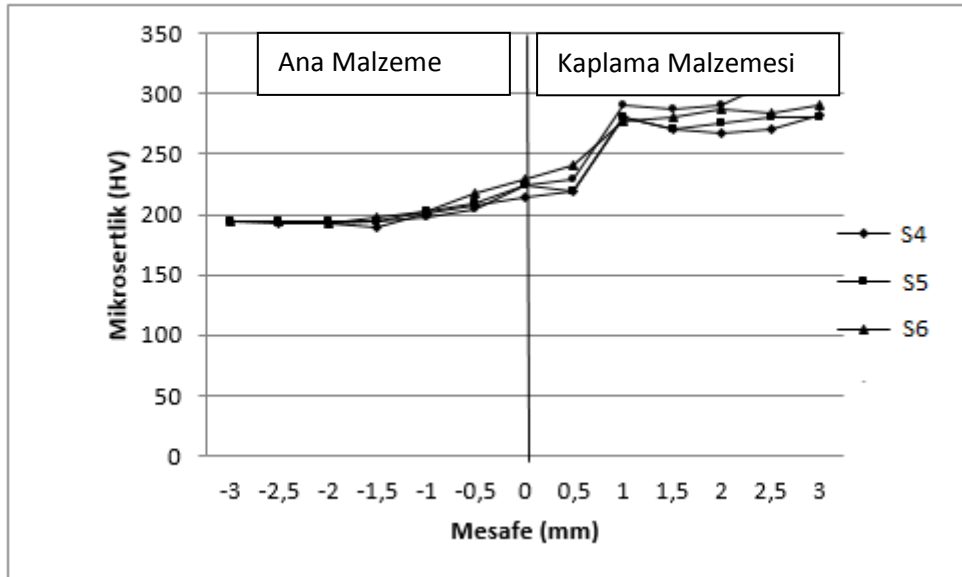
50 MPa ve 100 MPa toz basıncı ve üç farklı ateşleme sıcaklığı ile kaplanan numunelere ait sertlik eğrileri aşağıda verilmiştir. Bu numunelere ait sertlik profilleri incelendiğinde; her üç numunede de benzer bir sertlik dağılımının ortaya çıktığı görülmektedir. Bu dağılımın kaplama malzemesinde maksimum olduğu dubleks paslanmaz çelik malzemesine doğru gidildikçe esas malzemenin ana sertlik değerlerine yaklaştığı görülmektedir.



Şekil 4.13. S1-S2-S3 numunelerinin mikrosertlik grafikleri

50 MPa toz basıncı ve üç farklı ateşleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S1-S6 no' lu numunelerin merkezine dik doğrultuda çizgisel bir hat boyunca alınan mikrosertlik eğrileri Şekil 4.13 ve 4.14’ te verilmiştir. Bu kaplamalara ait sertlik profilleri incelendiğinde bütün

numunelerde sertliğin kaplama malzemesinin merkezinde maksimum olduğu görülmektedir. Kaplama malzemesinden dubleks paslanmaz çeliğe doğru gidildikçe sertliği düşmüş, ısıdan etkilenmeyen bölgede sertliğin esas malzemenin orijinal sertlik değerine ulaşmıştır. Elde edilen bütün sertlik değerleri kendi aralarında kıyaslandığında; en yüksek sertlik 100 MPa toz basıncı ve 1100 °C ateşleme sıcaklığı kullanılarak gerçekleştirilen S6 no' lu numunede 312 HV olarak tespit edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise 50 MPa toz basıncı ve 900 °C ateşleme sıcaklığı kullanılarak gerçekleştirilen S1 no' lu numunede 270 HV olarak kaydedilmiştir.



Şekil 4.14. S4-S5-S6 numunelerinin mikrosertlik grafikleri

Sertlik ölçüm sonuçlarından 100 MPa toz basıncı kullanılarak SHS yöntemi ile üretilen tabakaların sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ancak 50 MPa toz basıncı ve 900 °C ateşleme sıcaklığında üretilen numunelerde dönüşümün tam olarak tamamlanamaması sonucu sertlik değerleri düşük çıkmıştır. Al malzemesinin oksijene ilgisinden dolayı koruma ortamı olmasına rağmen lokal oksit tabakalarının sertlik üzerinde etkisinin olduğu görülmüştür. S4-S5-S6 nolu numunelerin de kompaktlama 100 MPa olduğundan dolayı reaksiyon sağlıklı ilerlemiş ve lokal boşlukların önüne geçilmiştir. Bunun sonucu olarakta az boşluklu yapının sertlik değerlerinin arttığı görülmüştür.

5. GENEL SONUÇLAR ve ÖNERİLER

5.1 Genel Sonuçlar

Bu çalışmada, Dupleks paslanmaz çelik malzemesine farklı işlem parametrelerinde (toz basma basıncı ve sinterleme sıcaklığı) Ni_3Al 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. Dupleks paslanmaz çelik üzerine Ni_3Al intermetalik bileşiği güvenilir bir şekilde kaplanmıştır.
2. Yüksek toz kompakt basıncının kullanımı kaplama tabakasının sürekliliğini artırıp homojen bir kaplama katı oluşumuna imkan sağlamıştır.
3. 50 Mpa toz basıncı ve 900°C sinterleme sıcaklıklarında kaplama bölgelerinde boşluk ve bağlantısız bölgeler tespit edilmiştir. Toz basma basıncının ve sinterleme sıcaklığının artırılması ile bağlantısız bölgelerin boyutları azalmış ve tamamen kaybolmuştur.
4. 100 Mpa toz basıncı ve 900°C sinterleme sıcaklığında gerçekleştirilen kaplama işlemlerinin tamamında; boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgelerin 50 Mpa toz basıncına nispeten daha az olduğu tespit edilmiştir.
5. Kaplamalar EDS analizleri açısından incelendiğinde; 20 μm ' lik mesafede dupleks paslanmaz çelik malzemedan kaplama malzemesine Cr ve Fe elementleri difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede kaplama malzemesinden Dupleks paslanmaz çelik malzemesine doğru Ni ve Al elementleri difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. Bunun nedeni; arayer elementlerinin paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasıdır.
6. Toz basma basıncı ve sinterleme sıcaklığı mukavemetini artırmakta, bu da kaplamaların mekanik özelliğini (sertlik) geliştirmektedir.
7. İki farklı toz basınç ve üç farklı ateşleme sıcaklığı kullanılarak SHS yöntemi ile kaplanan numunelerin, kaplama malzemesinden dupleks paslanmaz çeliğe doğru

Çizgisel bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçlarının kaplama malzemesine doğru gidildikçe sertliğin arttığı görülmüştür.

8. Elde edilen bütün sertlik değerleri kendi aralarında kıyaslandığında; en yüksek sertlik 100 MPa toz basıncı ve 1100  C sinterleme sıcaklığı kullanılarak gerçekleştiren S6 no' lu numunede 312 HV olarak tespit edilmiştir. En düştük sertlik değeri ise 50 MPa toz basıncı ve 900  C sinterleme sıcaklığı kullanılarak gerçekleştiren S1 no' lu numunede 270 HV olarak kaydedilmiştir.

5.2. neriler

1. Toz kompaktlama basıncı daha yüksek seçilerek az boştuklu kaplama tabakası elde edilebilir.
2. Sinterleme esnasında kuvvet uygulanarak difüzyon hareketliliği arttırılıp daha etkin bir bağlanma sağlanabilir.
3. Sinterleme süreleri arttırılarak dönüştümü gerçekleştirmeyen fazların dnştme imkan bulması sağlanabilir.
4. Anlık gerçekleştiren SHS reaksiyonun ısısının arttırılıp sresinin uzatılmasına yardımcı olacak elemanların bulunması araştıırılabilir.
5. Kaplama tabakası Ni₃Al farklı metallere kaplanarak araştıırılıp literatüre katkıda bulunulabilir.
6. Ni₃Al un oda sıcaklığındaki kırılranlığının giderilmesi için farklı alaştım elemanları ilave edilebilir.
7. Kovalent bağ ağırlıklı seramik ve intermetaliklerin kaplama uygulamalarında uygun yüzey ıslatıcı ara tabaka kullanımı bağlanmayı kolaylaştıırabilir.

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. Stephenson, 1998**, The Sliding wear behaviour of reactive hot pressed nickel aluminides, wear, 217, sayfa 200-207.
- [4] <http://www.saritas.com.tr/ktlg/pdf/Paslanmaz%20Celik%20Saritas%2004.pdf>.
- [5] **B.J. Johnson, F.E. Kennedy ve I. Baker, 1996**, Dry sliding wear of NiAl, Wear, 192, 1-2, Sayfa 241-247.
- [6] **Peter J. Blau ve Charles E. DeVore, 1990**, Sliding friction and wear behaviour of several nickel aluminide alloys under dry and lubricated conditions, Tribology International, 23, 4, Sayfa 226-234.
- [7] **C.E. da Costa, W.C. Zapata, F. Velasco, J.M. Ruiz-Prieto, J.M. Torralba, 1999**, wear behaviour of aluminum reinforced with nickel aluminide MMCs, Journal of Materials Processing Technology, 92-93, Syf.66-70.
- [8] **J.M. Yong, W. H. Kao, C.T. Liu, 1989**, Development of nickel aluminide matrix Composites Materials Science and Engineering A, A107, 1989, Syf. 81-91.
- [9] **A. Rasmond Higgins, 1968**, "The Intermetallic Compound", Engineering Metallurgy, London, p. 154-155.
- [10] **C.S. Barrett, Massalsky, 1980**, T. Bg "Superlattices", Structure of Metals, New York, p. 270-278.
- [11] **D. Hanson and M.L.V. Gayler, J.Inst. Met., 26, (1921), 321**
- [12] **P. Villars, K. Mathis, F. Hulliger, 1989**, Cohesion and Structure, 2, 1-103.
- [13] **A.R. Miedama, A.K. Niessen, 1988**, Cohesion in Metals Transitions metal Alloys, Cohesion and Structure, 1.
- [14] **K. Enami, V.V. Martynoy, T.Tomie, L.G. Khandros and S. Nenno, 1981**, Trans. Jap. Inst. Metals 22, 357
- [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 *Phil.Mag.A* ,67, (1993), p.275
- [19] M.F Kneipmeier and G.J. Frerker, *Phil.Mag .A*, 62, (1990), p.77
- [20] P.Beauuchamp,J.Douin and P.Veyssiere, *Phil.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.Lin and D.P.Pope in L.A. Johnson et.a1., *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), 1996, “Intermetallics”, *Materials Science and Technology*, Vol-8, pp.684-693.
- [25] STOLOFF, N.S., LIU, C.T., DEVI, S.C., 2000, “Emerging Applications of Intermetallics”, *Intermetallics*, Elsevier Science B.V., 1313-1320.
- [26] ERGİN, N., “Fe-Al İntermetalik Malzemelerin Basınç Destekli Hacim Yanma Sentezi İle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi”, Y.Lisans Tezi, SAÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [27] ZEYTİN, S., ÜSTEL, F., İPEK, M., ZEYTİN, H., 2007, “Ti-Al₃Ti Metalik İntermetalik (MİL) Kompozitlerin Üretimi Projesi”, Sakarya Üniversitesi, BAPK, Nisan 2008.
- [28] *Metals Handbook ASM, Metals Park*, 1990, Ohio 10th Ed. Vol. 2, 647-780.
- [29] WESTBROOK, J.H. and FLEİSCHER R.L., 1996, “Intermetallic Compounds” *Materials Science and Technology*, Vol-8, pp.661-665).
- [30] GODA, D.J., RICHARDS, N.L., CALEY, W.F., CHATURVEDI, M.C., 2002, “The Effect of Processing Variables on The Structure and Chemistry of Ti-Aluminide Based LMCS”, *Materials Science and Emergineering A*, Vol. 334,pp. 280-290.
- [31] KÖRPE, E.N., “Fe₃Al (Fe₇₇Al₂₃ ve Fe₇₂Al₂₈) Alaşımlar”, Y.Lisans Tezi, 2003, OGÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
- [32] *ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams*, 1992, Vol 3. 2, pp 44.
- [33] Erdoğan, M., 2001. Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri , *Demir Dışı Alaşımlar*, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.

- [34] **Gökhan, T., 2002**, Şekil hatırlamalı CuAlNi alaşımları üzerinde ısıtıl işlem etkilerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 80.
- [35] **Aran, A. ve Temel, M. A., 2004**, Paslanmaz Çeliklerin Üretimi, Kullanımı, Standartları, Sarıtaş Teknik Yayın No:1, 2. Baskı, İstanbul, 54-65.
- [36] **Brooks, J. A. and Lippold, J. C., 1993**, Selection of Wrought Austenitic Stainless Steels, ASM Metals Handbook, 6.
- [37] **El-Batahgy A.M., 1997**, Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels, Material Letters, 32.
- [38] **Kaluç, E. ve Tülbentçi K., 1995**, Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği, Kocaeli Üniversitesi, Kaynak Teknolojisi Araştırma Eğitim ve Uygulama Merkezi.
- [39] **Kızılkaya, E, 1998**, Paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti, Bitirme Tezi, Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal İşleri Öğretmenliği.
- [40] **Kurt, U., 1988**, Paslanmaz çelik kaynak özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimi Enstitüsü, Ankara.
- [41] **Muthupandi, V., 2005**, Srinivasan, P. B., Shankar, V., Seshadri, S. K. and Sundaresan, S., Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals, Material Letters, 59.
- [42] **Orhan, N., 1996**, Difüzyon Kaynağı için Yeni Bir Model ve Dublex Alaşımlara Uygulanması, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ
- [43] **Ozan, S., 2000**, Metallerarası Faz Çökelme Sıcaklıklarının Difüzyon Kaynağı Üzerindeki Etkilerinin Araştırılması, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.
- [44] **Vitek, J. M. and David, S. A., 1985**, Metastable equilibrium of ferrite in type 308 stainless steel, Scripta Metallurgica, 19.
- [45] **Yıldırım, M. M., 1984**, Malzeme Bilgisi III, F.Ü. Müh. Fak. Mak. Müh. Böl., Yayın No: 61.
- [46] **Yıldırım, M. M., Pakdil, M., Doğan, Z. S. ve Çakan, A., 2001**, Metalik Malzemelerde Mekanik ve Tahribatsız Muayene Yöntemleri, Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları, Yayın No: 6, 1-122

- [47] **Wu, W., Hwu, L. Y., Lin, D. Y. and Lee, J. L., 2000**, The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, Scripta Material, 42.
- [48] **Metals Handbook, 10th ed., 1992**, Vol.13, Corrosion, ASM, 509.
- [49] **TS ISO 4527** “Metalik Kaplamalar – Akımsız Nikel– Özellik ve Deney Metotları”, TSE.
- [50] **Erbil, T., 1993**, “İki Yeni Mühendislik Yüzey İşlemi: Electroless Nickel ve Hard Anodizing”, Metalurji Dergisi, Sayı 86, 42-46.
- [51] **D.W. Baudrand, 1994**, Electroless nicel plating, ASM Handbook 5, ASM, p.290
- [52] **Goh, C.W., Gu, Y.W., Lim, C.S., Tay, B.Y., 2007**, Influence of nanocrystalline Ni-Ti reaction agent on self-propagating high-temperature synthesized porous NiTi, Intermetallics, 15, 461-467.
- [53] **Tay, B.Y., Goh, C.W., Yong, M.S., Soutar, A.M., Li, Q., Ho, M.K., Myint, M.H., Gu, Y.W., Lim, C.S., 2006**, Self-propagating high-temperature synthesis of porous NiTi, SIMTech technical reports, 7-1, 21-25.
- [54] **Kaya M., 2008**, Toz metalurjisi ile üretilen NiTi şekil hatırlamalı alaşımların metalurjik ve mekanik karakteristiklerinin incelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
- [55] **Kırık İ., 2003**, Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 1040/AISI 304L çelik çiftinin elektrokimyasal korozyon davranışının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
- [56] **Smith, J.J., Farrar, R.A., 1993**, Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI series weld metals, International Materials Reviews, 38, 1.
- [57] **Odabaş, C., 2007**. Paslanmaz çeliklerin kaynağı, Kaynak Teknolojisi, 2. Baskı, 151-230, İstanbul.
- [58] **Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005**. Welding metallurgy and weldability of stainless steels, A John Wiley Sons. Inc. Publication, 88-135.
- [59] **Marimuthu, M., 2002**, Desing of welding alloys creep and toughness, Doctor Dissertation, University of Cambridge Department of Materials Science And Metallurgy, Cambridge.
- [60] **ASM, 1973**. ASM Metals Handbook, 8 thed., V: 8, ASM International Materials Park, OH. P. 424.

- [61] **Bhadeshia, H.K.D.H., 1999.** The bainite transformation: unresolved issues, Materials Science and Engineering A, 273-275, 58-66.
- [62] **Hosoi, Y., Wade, N., Kunimitsu, S., Urita, T., 1986.** Precipitation behavior of laves phase and its effect on toughness of 9Cr-2Mo ferritic-martensitic steel, Journal of Nuclear Materials, V: 141-143 (1), 461-467.
- [63] **Du, X., Whiteman, J.A., Thomson, R.C., Bhadeshia, H.K.D.H., 1992.** Modelling the carbide composition changes in Cr₂Mo₄V steel during long-term tempering, Materials Science and Engineering A, 154 (2), 197-205.
- [64] **Thielsch, H., 1951.** Physical and welding metallurgy of chromium stainless steels, Welding Journal, 30 (5), 209-250.
- [65] **Demo, J.J., 1977.** Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, In Handbook of Stainless Steels, New York.
- [66] **Korkut, M.H., 1997,** Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- [67] **Grubb, J.F., Wright, R.N., 1979.** The role of C and N in the brittle fracture of Fe-26Cr, Metallurgical Transactions, 10A, 1247-1255.
- [68] **Baerlecken, E., Fischer, W., Loenz, K., 1961.** Investigations concerning the transformation behavior, the notched impact toughness and the susceptibility to intergranular corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30%, Stahl und Eisen, 81 (12), 768.
- [69] **Lacombe, P., Baroux, B., Beranger, G., 1993.** Stainless steels, Les Editions De Physique, Les Ulis, France.
- [70] **SIERRA, C., VAZQUEZ, A.J.,** “NiAl coating on carbon steel with an intermediate Ni gradient layer”, Surface & Coatings Technology 200. pp. 4383-4388, 2006.
- [71] **JIN, J.H., STEPHENSON, D.J.,** “The Sliding Wear Behavior of Respectively Hot Pressed Nickel Aluminides”, Wear, 217, pp. 200-207, 1998.
- [72] www.metalmakina.com, 2009
- [73] <http://www.stainless-steel-world.net>
- [74] <http://www.alfa-chemcat.com>, 2007.
- [75] <http://www.serkon.com.tr/>
- [76] <http://www.gozdempaslanmaz.com>

[77] **R. Kaçar, H. Ertek Emre ve Ö. Sinoplu**, Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Statik Yaşlanma Davranışları, 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), 16-18 May 2011, Elazığ, Turkey

[78] http://www.aksteel.com/pdf/markets_products/stainless/duplex/2205Duplex012604.pdf

[79] http://tr.wikipedia.org/wiki/Elastisite_mod%C3%BCI%C3%BC

ÖZGEÇMİŞ

Tayfun ÇETİN, 1988 doğumlu olup ilk ve orta eğitimini Tekirdağ'ın Hayrabolu ilçesinde Hisar ilköğretim okulunda lise eğitimini ise Tekirdağ merkezde bulunan Namık Kemal Lisesinde tamamladı. Lisans eğitimini Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi bölümünü 2010 da tamamladı.

Tayfun ÇETİN Fırat Üniversitesi Metalurji Eğitimi Anabilim dalında yüksek lisansına devam etmektedir.