

**ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN
BOR KATKILI Ni_3Al İLE KAPLANABİLİRLİĞİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Mehmet AKKAŞ

Yüksek Lisans Tezi

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

AĞUSTOS – 2013

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN BOR KATKILI Ni_3Al İLE
KAPLANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mehmet AKKAŞ

(101122101)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 15 Temmuz 2013

Tezin Savunulduğu Tarih: 31 Temmuz 2013

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

Diğer Jüri Üyeleri: Yrd. Doç. Dr. Tülay YILDIZ (F.Ü.)

Yrd. Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ (F.Ü.)

AĞUSTOS - 2013

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 sayın hocam Yrd. Doç. Dr. İhsan KIRIK'a sonsuz şükranlarımı sunarım.

Son olarak, her zaman yanımda olan, maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen aileme minnettarım.

Bu tez çalışmasını, TEF.11.12 numaralı proje kapsamında maddi olarak destekleyen FÜBAP ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Mehmet AKKAŞ

AĞUSTOS - 2013

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	II
İÇİNDEKİLER	III
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLolar LİSTESİ.....	VII
ÖZET.....	VIII
SUMMARY	X
1. GİRİŞ.....	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER	4
2.1. Paslanmaz Çeliklerin Metalürjik Özellikleri	5
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Temel Türleri ve Özellikleri	7
2.3. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	10
2.3.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiiler	14
2.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler	15
2.3.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar	15
2.3.4. Sigma (σ) Fazı.....	16
2.3.5. Laves Fazı	18
2.3.6. Z-Fazı	19
2.3.7. Kapa (χ) Fazı.....	20
2.3.8. Chi (G) fazı	20
2.4. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	20
2.4.1. 475 °C Kırılmalığı	21
2.4.2. Yüksek Sıcaklık Kırılmalığı	22
2.4.3. Bileşimin Etkileri	23
2.4.4. Tane Büyümesinin Etkileri	24
3. METALLERARASI BİLEŞİKLER.....	26
3.1. Metallerarası Bileşiklerin Genel Özellikleri	26
3.2. Metallerarası (İntermetalik) Bileşikler	28
3.3. Metallerarası Bileşiklerin Mekanik Özellikleri	29
3.4. Düşük Difüzyon Oranları	31
3.5. Normal Değerlikli Bileşikler	31

3.6.	Elektron Bileşikleri	31
3.7.	Boyut Faktörüne Göre Oluşan Bileşikler	32
3.8.	Süper Örgüler	34
3.9.	Alüminyum Esaslı İntermetalik Bileşikler	35
3.9.1.	Nikel Alüminidler	35
3.9.1.1.	NiAl	36
3.9.1.2.	Ni ₃ Al	36
3.9.2.	Demir Alüminidler	38
3.9.3.	Titanyum Alüminidler	39
3.9.3.1.	Ti ₃ Al	40
3.9.3.2.	TiAl	40
3.10.	Nikel Alüminyum İntermetalik Fazların Oluşum Mekanizması	41
3.10.1.	Taneler Arası Kırılma	41
3.10.2.	Çevresel Kırılmalık	42
3.11.	Nikel Alüminatların Kaplama Yöntemleri	44
3.11.1.	Basıncısız Reaksiyon Sentezlemesi	44
3.11.2.	Tozların Parçacık Boyutu ve Birbiriyle Bağlantısı	45
3.11.3.	Parçacıklar Arası Katı Hal Difüzyonu	46
3.11.4.	Isıtma Oranı	46
3.11.5.	Atmosfer	47
3.11.6.	Ateşleme Sıcaklığı ve Yeşil (yaş) Yoğunluk	47
3.11.7.	Alaşımların İlavesinin Etkisi	48
4.	NİKEL ALÜMİNİD KAPLAMALARIN TERMODİNAMİĞİ	49
4.1.	Kendi İlerleyen Yüksek Sıcaklık Sentezlemesi (KİYSS veya SHS)	49
4.2.	Basınç Destekli Reaksiyon Sentezlemesi	51
4.3.	Reaksiyon Sıcak Presleme/Basma Altında Reaktif Sinterleme	51
4.4.	Şok ve Dinamik (patlayıcı) Kompaktlama	51
4.5.	Yüksek Basıncıta Reaksiyon Sinterlemesi	52
4.6.	Tozu Enjeksiyonla Kalıplama	52
4.7.	Nikel Alüminatları Eritme ve Dökme için EXO-MELT Yöntemi	53
4.8.	Reaksiyonlu İnfiltrasyon (Emdirme)	53
4.9.	Sıcak Ekstrüzyon Reaksiyon Sentezi	54
4.10.	Mikrodalga ile Yanma Sentezlemesi	54

5.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	55
5.1.	Numunelerin Hazırlanmasında İzlenen Yöntem.....	55
5.1.1.	Numunelerin Hazırlanması	55
5.1.2.	Kaplamaların Üretiminde Kullanılan Kaynak Parametreleri.....	56
5.1.3.	Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri Ve EDX İncelemesi	57
5.1.4.	X-Işını Difraksiyonu Ölçümleri	57
5.1.5.	Mikrosertlik Analizi	58
5.2.	Kaplamaların Mikrosertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	58
5.3.	Kaplamaların Arayüzeyinden Alınan SEM Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi	61
5.4.	Kaplamaların EDS ve X-Ray Analiz Sonuçlarının Değerlendirilmesi	70
6.	SONUÇLAR VE ÖNERİLER	73
	KAYNAKLAR	75
	ÖZGEÇMİŞ.....	80

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1. Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması.	7
Şekil 2.2. Paslanmaz Çeliklere Ait Mikroyapı Görüntüleri.	8
Şekil 2.3. Paslanmaz Çeliklerin Schaffler Diyagramı	9
Şekil 2.4. Ostenitik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapısı.	14
Şekil 3.1. a. Yer Alan Katı Çözelti Oluşumu b. Ara Yer Katı Çözelti Oluşumu	26
Şekil 3.2. AmBn Metallerarası Bileşiği için Faz Diyagramı	27
Şekil 3.3. Mg-Sn İkili Faz Diyagramı.....	29
Şekil 3.4. Aynı Malzemenin Düzensiz Yapı ve Düzenli Yapı Halinin Yüksek Çalışma Sertleşmesi Üzerindeki Etkisi (Cu ₃ Au) Kayma Miktarı (%).....	30
Şekil 3.5. Benzer Malzemelerde Düzensiz Yapı ve Düzenli Yapı Halinin Difüzyon Oranı Üzerindeki Etkisi (CuZn)	30
Şekil 3.6. Bağ Yapıları ve Bağ Dönüşümler	33
Şekil 3.7. Ni-Al İkili Faz Diyagramı	37
Şekil 5.1. Difüzyon Kaynak Düzenineğinin Şematik Görüntüsü.....	56
Şekil 5.2. Numune Üzerinde Alınan Mikrosertlik Ölçüm Noktaları.....	58
Şekil 5.3. S1-S4 Numunelerinin Mikrosertlik Grafikleri.....	59
Şekil 5.4. S5-S8 Numunelerinin Mikrosertlik Grafikleri.....	60
Şekil 5.5. Ni ₃ Al Kaplanan S1 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları.....	62
Şekil 5.6. Ni ₃ Al Kaplanan S2 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları.....	63
Şekil 5.7. Ni ₃ Al Kaplanan S3 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları.....	64
Şekil 5.8. Ni ₃ Al Kaplanan S4 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları.....	65
Şekil 5.9. Ni ₃ Al Kaplanan S5 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları.....	66
Şekil 5.10. Ni ₃ Al Kaplanan S6 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları	67
Şekil 5.11. Ni ₃ Al Kaplanan S7 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları	68
Şekil 5.12. Ni ₃ Al Kaplanan S8 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları	69
Şekil 5.13. 1gr Bor İlave Edilerek SHS Yöntemi ile Kaplanan S1 no'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafı	70
Şekil 5.14. 1,5gr Bor İlave Edilerek SHS Yöntemi ile Kaplanan S8 no'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafı	71
Şekil 5.15. Ni ₃ Al Kaplama Tabakalarının X-ışını Difraksiyon Paternleri.....	72

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1. Yüksek Sıcaklık Kırılabilirliği Üzerine Bileşim ve Mikroyapının Etkisi	24
Tablo 3.1. Test Ortamı ve Numunedeki Yönelme Etkisinde Yeniden Kristalleştirilen Ni ₃ Al'un Çekme Özellikleri, Havadan Oksijen Test Ortamına Süneklikteki Gelişme Gösterilmektedir.	43
Tablo 5.1. Çalışmada Kullanılan Numunelerin Özellikleri	56
Tablo 5.2. Kaplamaların Üretiminde Kullanılan Parametreler	57
Tablo 5.3. S1 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları	70
Tablo 5.4. S8 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları	71

ÖZET

Yüksek sıcaklık korozyon direncini çok ekonomik ve hızlı bir yöntemle geliştirmek mümkün olacaktır. Üstelik çok özel bir cihaz ve ekipman gerektirmemesi yöntemin her yerde uygulanabilmesini sağlayacaktır. Östenitik paslanmaz çelikler % 12 Cr % 8 Ni içeren çeliklerdir. Bu çeliklerin mikroyapıları ısıtma işlemi ile değiştirilemez. Yapı bütünüyle östenitten oluşur. Bu çeliklerde karşılaşılan başlıca sorun 900 ile 500 °C arasında görülen karbür çökelmeleri ve yüksek Cr'lu olanlarda karşılaşılabilecek sigma fazıdır[1]. Özellikle karbürler tane sınırlarına çökelerek lokal bileşimi bozmakta, (Cr miktarı azaltmakta) ve tane sınırı korozyonuna yol açmaktadırlar. Dolayısıyla soğutma esnasında bu sıcaklıkların çabuk geçilmesi gerekir[2].

Östenitik paslanmaz çelikler başlıca; medikal, mutfak malzemeleri, gıda, enerji ve gemi endüstrisi gibi alanlarda kullanılmaktadırlar. Bu malzemelerin ekonomik yollarla aşınma ve korozyon dirençlerinin artırılması kullanım alanlarını genişletecektir[3]. Bu amaçla bugüne kadar boyama, polimer kaplama ve seramik kaplama çalışmaları ve yüzey modifikasyon işlemleri kullanılmıştır. Östenitik paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklık, aşınma ve korozyon dayanımlarını geliştirebilecek potansiyel bir uygulama, bu malzemelerin yüzeyinin metaller arası bileşiklerle kaplanmasıdır. Günümüzde bu yönde bir çok çalışma yapılmaktadır. Kaplama yöntemi olarak buhar faz, toz püskürtme, plazma püskürtme, lazer püskürtme, TIG eritme gibi yöntemler uygulanmaktadır[4-5-6]. Son zamanlarda yeni bir yöntem olarak SHS (Self Propagating High Temperature Synthesis) yani kendi kendine ilerleyen yüksek sıcaklık sentezlemesi yöntemi de kullanılmaya başlamıştır. SHS, termit yöntemine benzer bir yöntem olup, ilk toz karışımının ateşlenmesi ile oluşan yanma dalgasının ilerlemesiyle meydana gelen egzotermik bir reaksiyonla kısa sürede uygulanabilen ekonomik ve kolay bir üretim yöntemidir. Reaksiyon esnasında meydana gelen sıcaklık oluşan bileşiğin ergime sıcaklığına ulaşmaktadır[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, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemesine SHS yöntemiyle Ni₃Al tozu kaplanarak elde edilen malzemelerin mikro yapılarına ve mikro sertlik değerlerine üretim parametrelerinin etkileri araştırılmıştır.

Kaplama esnasında paslanmaz çelik türünün etkisi ve kaplama malzemesi olarak kullanılacak metalik tozlar değişken parametreler olarak seçilmiştir. Kaplanmış malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla numunelere mikrosertlik testleri uygulanmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda; seçilen malzemeye SHS yöntemi ile yapılan kaplamada paslanmaz çelik türünün etkisi ve kaplama malzemesi olarak kullanılacak metalik tozlar değişken parametrelerinden en uygun olanı belirlenmesi amaçlanmıştır.

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

Anahtar Kelimeler: SHS, AISI 304L, Ni_3Al , Kaplama, İntermetalikler

SUMMARY

Investigation of Boron Doped Ni₃Al Coating of Austenitic Stainless Steel

With this method high-temperature corrosion resistance can be improved in the very economic and rapid way. Moreover, the method does not require a special apparatus and equipment and thus it can be applied even in an ordinary place. Austenitic stainless steels are the steels which contain % 12 Cr % 8 Ni. Microstructure of these steels can not be changed by heat treatment. Fully austenitic structure. The main problem encountered in steels is carbides forming between 900 and 500 °C and sigma phase, with high Cr contents. Carbides precipitates in the grain boundaries and lead to a grain boundary corrosion (reducing the amount of Cr). Therefore, during cooling, these temperature must be passed rapidly.

Austenitic stainless steels are used in the areas such as the major, medical, kitchen supplies, food, energy and shipping industry. Increasing the wear and corrosion resistance of these steels will expand the application fields. For this purpose, so far paint, polymer coating and ceramic coating and surface modification processes have been used in studies. A potential application to improve high temperature wear and corrosion resistance is to coat the surfaces of these materials with intermetallic compounds. Nowadays, a lot of work has been done in this field. Vapor phase deposition, powder spraying, laser spraying, TIG methods are applied, as coating methods. Recently, as a new method, SHS (Self Propagating High Temperature Synthesis) namely high-temperature synthesis method has been used for the self-advancing. SHS, for surface coating. It is an economic and easy method similar to thermite reaction in which an exothermic reaction provides forming intermetallic and wetting the substrate surface with a flame propagation after the first ignition. The reaction created during the reaction increases the temperature up to the melting temperature of the compound. The reaction rate is very high. Therefore, using the heat of reaction both to form the compound and joint the compound with the substrate is the principle of this method.

In this study, AISI 304 austenitic stainless steel material, the method of SHS powder coated Ni₃Al micro-structures and micro-hardness values of the materials investigated the effects of production parameters.

The effect of the type of stainless steel as a coating material during coating and metallic powders to be used is chosen as variable parameters. Microhardness tests were applied to the samples to determine the mechanical properties of coated materials.

After the study, the coating of stainless steel type of material chosen by the method of SHS effect and the variable parameters of metallic powders to be used as a coating material to determine the most appropriate one.

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

Keywords: SHS, AISI 304L, Ni₃Al, Coating, Intermetallic

1. GİRİŞ

Günümüzde teknolojinin hızlı bir şekilde ilerlemesinin sonucu olarak ağırlaşan çalışma koşullarında kullanılan makine yapı elemanları ve malzemeler; özellikle aşınma, korozyon, yorulma, oksidasyon ve yüksek sıcaklığa dayanım konularındaki talepleri tam olarak karşılayamamaktadır. Metal ve alaşımlarının üretiminde kullanılan hammadde rezervlerinin gün geçtikçe azalması ve artan maliyetler ile aşınma ve korozyonun neden olduğu büyük ekonomik kayıplar, alternatif malzeme arayışını hızlandırmış ve dikkatler süper alaşım, kompozit, sermet ve seramik gibi malzeme grupları üzerine yoğunlaşmıştır. Bu malzemelerin kullanım açısından çeşitli problemlerle karşı karşıya kalması nedeniyle, metal ve alaşımları ile birlikte kullanımı gündeme gelmiştir. Bu birliktelik, metal ve alaşımdan yapılmış bir altlık malzeme yüzeyine, ince ve koruyucu değeri yüksek bir tabaka üretilmesiyle yani kaplanmasıyla gerçekleştirilmiştir. Üretilen parçanın ömrünü ve kalitesini arttırmak, çalışma ortamının olumsuz koşullarının etkisini azaltmak ve bazı mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla çeşitli mekanik ve metalik olmayan kaplama yöntemleri geliştirilmiştir. Son yıllarda yapılan çalışmalar; mükemmel oksidasyon ve korozyon direnci, yüksek sürünme mukavemeti, düşük yoğunluk, yüksek ergime noktası gibi özelliklerinden dolayı yüksek sıcaklık uygulamaları için düşünülen intermetalik kaplamalar üzerine yoğunlaşmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamaları için oldukça elverişli olan nikel alüminidler intermetaliklerin bilinen özelliklerinin dışında yüksek mukavemet, düşük yoğunluk ve oksitleyici ortamda yüzeylerinde oluşan koruyucu alümina (Al_2O_3) tabakası ile ilgi çekmektedir [1-8]. Genel anlamda bu kaplamaları oluşturmak için kutu sementasyon, sıcak daldırma difüzyon kaplama, termal sprej 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. Aoki ve Izumi Ni_3Al 'e az miktarda Bor ilavesiyle sünekliğin iyileştirilebileceğini ortaya koymuştur [4]. 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 kırılmalığa olan meyilleri, kullanım alanlarının kısıtlanmasına sebep olmaktadır. Kırılmalığın 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 metallere farklıdır. En başarılı iki yapısal intermetalik içeren Ni ve Al en önemli intermetalik malzeme grubudur. Yapısal uygulamalar için yüksek performanslı malzeme gelişimi de göstermektedir. Bu aşamada, alüminidler için yapılan araştırmalar daha hafif, hızlı ve daha iyi olarak isimlendirilen taşımacılık endüstrisi özellikle uzay endüstrisi için gerekli olan özellikler, itici güç oluşturmaktadır. Bu durumda alüminidler süper alaşımlarla yarışmaktadır [7]. Yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzemeler yüksek oksitlenme, sürtünme dirençleri ve düşük yoğunluk gibi özelliklere sahip olmalıdır. Tüm bu özelliklerinin bir arada toplandığı alüminidler, kırılabilirlikleri giderildiği takdirde yüksek sıcaklık uygulamaları için önemli bir malzeme grubudur [5]. Ayrıca intermetalikler, yüksek korozyon direnci ve ısı şok direnci de gösterirler [8].

2. PASLANMAZ ÇELİKLER

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.

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 mertebesinde dir. 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 % 17Cr' lu ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ve

özellikleri üzerinde seri çalışmalar yapmışlardır. 1909’ da Guillet ve metalurjist W. Giessen demir-krom-nikel ostenitik 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 ikinci Dünya Savaşı sırasında nikelin kısıtlı olmasından dolayı, yüksek manganlı ostenitik paslanmaz çelikler keşfedilmiştir.

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.

2.1. Paslanmaz Çeliklerin Metalürjik Özellikleri

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 arttırıcı etki için katılır[40].

Niobyum: Güçlü bir karbür yapıcıdır. Östenitik paslanmaz çelikleri krom karbür çökmesine karşı dengelemede kullanılır. Orta düzeyde ferrit yapıcıdır. Yüksek dayanımlı bazı alaşımlara sertliği ve dayanımı arttırmak için katılmaktadır. Bazı martenzik paslanmaz çelik türlerine karbonu başlayarak çeliğin sertleşme eğilimini azaltmak amacı ile katılır[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 arttırıcı 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 arttırıcı etkilerinden dolayı katılır, bazı yüksek dayanımlı ve ısıya dayanıklı alaşımlara yaşlanma sertleşmesini etkilemek için alüminyum ile birlikte eklenir[35].

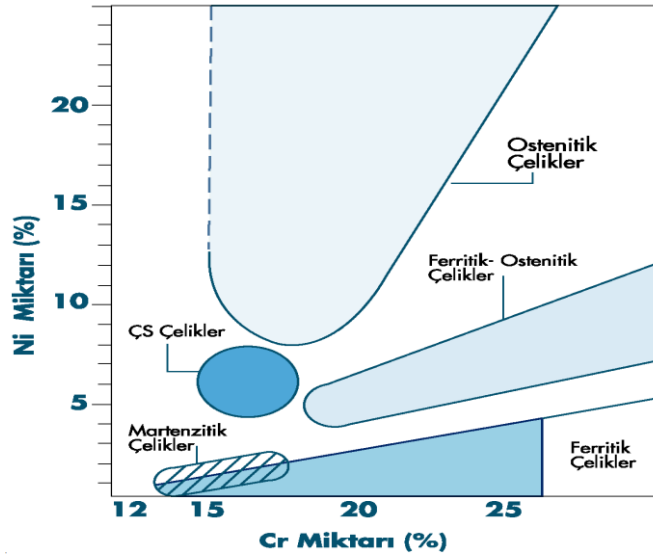
Tungsten (Wolfram): Güçlü bir ferrit yapıcıdır. Bazı yüksek sıcaklık alaşımlarının dayanım ve sürünme direncini arttırmak için eklenir[17].

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Temel Türleri ve Özellikleri

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:** 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].



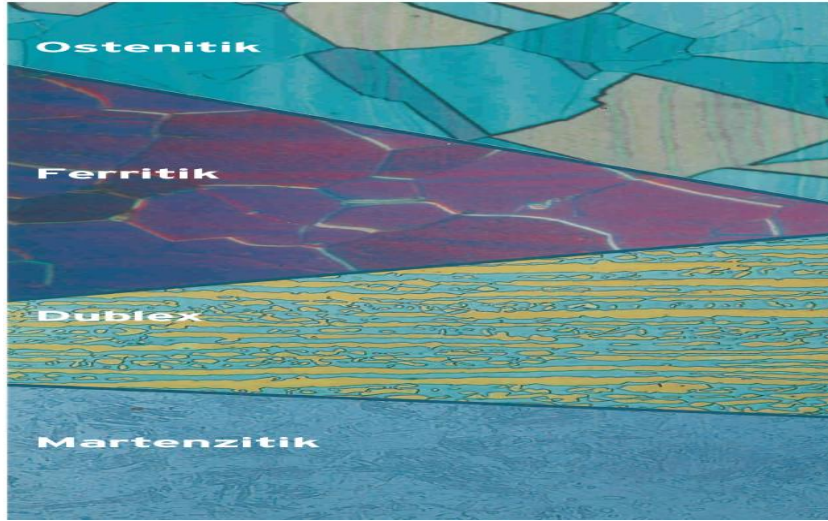
Şekil 2.1. Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması [1].

Paslanmaz çelik türleri:

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

- Duplex paslanmaz çelikler,
- Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerdir.

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

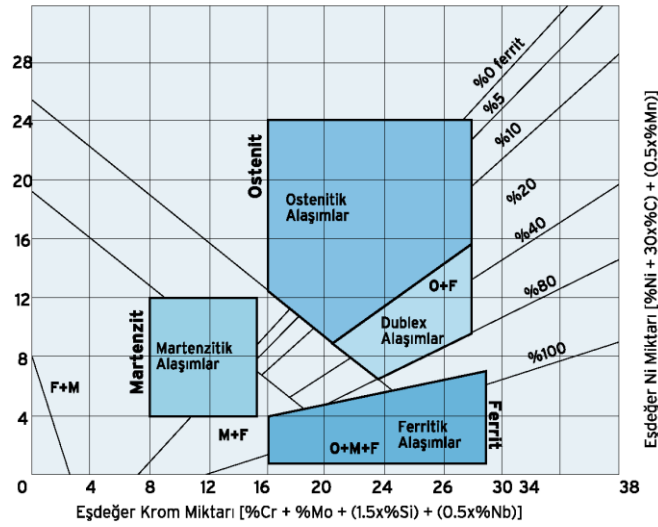


Şekil 2.2. Paslanmaz Çeliklere Ait Mikroyapı Görüntüleri [1].

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 çöker, 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.

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.

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 ısıtıl 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.

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

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 ısı genleşme katsayıları, ferritik paslanmaz çeliklere nazaran % 60 daha fazladır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin ısı 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 7.7×10^4 N/m³ olan yoğunlukları, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin 7.9×10^4 N/m³ olan yoğunluklarından daha düşüktür [37].

2.3. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Gerek kullanım, gerekse alaşım kalitelerinin çokluğu açısından en zengin grup ostenitik paslanmaz çeliklerdir. Manyetik olmayan bu çelikler; hem oda sıcaklığında, hem

de yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik kafes sistemine sahip ostenitik içyapılarını koruduklarından, normalleştirme ve sertleştirme ısı işlemi yapılamaz. Tavlanmış halde süneklikleri, toklukları ve şekillendirilebilme kabiliyetleri düşük sıcaklıklarda bile mükemmeldir. Mukavemetleri ancak, soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Ostenitik paslanmaz çelikler, genellikle % 16 ile % 26 Krom, % 35' e kadar nikel ve % 20' ye kadar mangan içerirler. Nikel ve Mangan temel ostenit oluşturunucularıdır.

2XX serisinde, en çok % 7 Nikel, % 5 ile % 20 arasında mangan bulunur. Azotun ostenit içinde çözünürlüğü sayesinde dayanım artırılabilir. Katı çözültide bulunan kristal kusurlarının içine yerleşen azot, ostenitik içyapının mukavemetini artırır. 3XX serisi ise daha fazla Nikel ve en çok % 2 Mangan içerir. 301 ve 304 kaliteleri en az alaşımlı olan türlerdir ve 3XX serisinin temel alaşımları olarak kabul edilirler.

Mükemmel şekillendirilebilirliği, sünekliği ve yeterli korozyon dayanımı ile 304 kalite ostenitik çelik en yaygın olarak kullanılan paslanmaz çeliktir. Tavlanmış 3XX serisi çeliklerin akma dayanımı 200-275 MPa arasında iken, yüksek azotlu 2XX serisinde akma dayanımı 500 MPa değerine kadar yükselir. Bu çeliklerde korozyonu önlemek için, gerekli olan kromun ferrit yapıcı etkisi ostenit yapıcı alaşım elementleri katılarak giderilir. 304 kalite çeliklerine molibden katılarak 316 ve 317 kaliteleri üretilir ve klorürlü ortamda çukurcuk korozyona dayanım sağlanır. 309 ve 310 kaliteleri gibi yüksek kromlu alaşımlar yüksek sıcaklıklarda ve oksitleyici ortamlarda kullanılır. Yüksek oranda nikelli alaşımlar ise indirgeyici asidik ortamlarda tercih edilirler. Ancak bu amaçla, kuvvetli bir ostenit yapıcı olmasına karşın karbon miktarı artırılmaz, çünkü bu element, karbür oluşturarak korozyon dayanımını zayıflatır. Bunun yerine aynı zamanda, oksitleyici ve indirgeyici asitlere de dayanıklı olan nikelden yararlanılır. Yüksek oranda nikel, yaklaşık % 0,06-0,2 azot içeren alaşımlara süperostenitikler de denir. 321 ve 347 kalitelerde karbonu stabilize etmek ve dolayısıyla yüksek sıcaklıkta tanelerarası korozyonu önlemek amacıyla, titanyum, tantal ve niyobyum eklenir. “L” ve “S” uzantılı alaşımlarda (304L, 309S gibi) tanelerarası korozyonu önlemek için karbon oranını düşük tutma yoluna gidilmiştir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde mukavemeti artırmak için, genellikle soğuk şekillendirmeden yararlanılır. Bu çeliklerde pekleşme, ferritiklerden daha fazladır. Bu arada şekil değiştirme martenziti de oluşabilir ve malzeme manyetiklik kazanır. Mukavemeti artırmak için bir diğer yol da, alaşımlama yapmaktır. Bu açıdan karbon ve azot en etkili elementlerdir. Kükürtsüz olan korozif ortamlarda ostenitik çelikler, ferritiklerden daha iyi sonuç verirler. Molibden katılması ile organik ve çeşitli mineral

asitlere karşı dayanımları artar. Tam ostenitik çelikler ısıya ve asitlere dayanıklı, yüksek sıcaklık özellikleri iyi olan malzemelerdir. Ancak, sıcak yırtılma eğilimi gösterirler. Ostenitik çelikler sünek ve toktur, ayrıca ısı etkisiyle sertleşmediklerinden kaynak bağlantıları için uygundur. Ancak; ısınan ve soğuyan bölgede karbür çökmesi oluşmaması için stabilize edilmiş türleri seçilmelidir. Öte yandan ısı iletimleri düşük, genleşmeleri yüksek olduğundan kaynakta çarpılmayı önlemek için, ısı girdisi düşük tutulmalıdır. Ostenit fazı içeren çeliklerde en büyük sorun, krom karbür çökmesidir. Kritik sıcaklıklar olarak nitelenen 400 ile 850 °C arasında yüksek enerjili tane sınırları boyunca ayrılarak yan yana dizilen kromca zengin karbürler, malzemenin korozyon ortamlarda bulunması halinde tanelerarası korozyona ve tane ayrılmasına yol açarlar. Bunun nedeni, karbür bünyesine geçen krom nedeniyle, katı çözültideki krom miktarının korozyona dayanıklılık sınırının (< % 12) altına düşmesidir. Bunu engellemek için;

- Çeliğe stabilizatörler katılarak, içyapı kararlı hale getirilir. Bunlar, karbona ilgileri kromunkinden fazla olan titanyum, tantal ve niyobyum gibi elementlerdir. Bu sayede karbon, yüksek sıcaklıklarda dahi kromkarbür oluşturmaz şekilde bağlanır.

- ELC (extra low carbon - çok düşük karbonlu) çelikler kullanılabilir. Ostenitik çeliklerde 650 °C sıcaklıkta çözünebilir karbon miktarı yaklaşık % 0.05' tir. Karbon miktarı bu değerden az olursa çözünen karbon, karbür oluşturmaz.

- Çözme tavı uygulanabilir. 1050-1150 °C arasında tavlayarak çökelmiş karbürler çözündürülür. Hızlı soğutularak yeniden çökme önlenir.

Ostenitik çeliklerin temel bileşimi % 18 Krom ve % 8 Nikeldir. Bu çeliklerin, biçimlendirilebilme, mekanik özellikleri ve korozyon dirençleri oldukça iyidir. Manyetik olmayan bu çelikler, dönüşüm göstermediği için sertleştirme ısı işlemleri uygulanamazlar. Mekanik dayanımları, ancak soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Ostenitik paslanmaz çelikler içerisinde kullanılan en yaygın tipler, AISI 200 ve 300 seri alaşımlardır. Ayrıca, alaşım katkıları ve özel alaşım bileşimi, kaynak edilebilirlik ve kaynak bölgesinin mikroyapısı üzerine büyük bir etkiye sahiptir. Bu alaşımlardan AISI 300 serisi, genellikle % 8-20 Ni ve % 16-25 Cr içerir. Düşük oranlardaki alaşım katkılarında % 1 Si dezoksidasyon için, % 0.02-0.08 C ostenitin kararlılığı için ve % 1.5 Mn ise, hem ostenitin kararlılığı hem de sülfür ve Si ile bileşik oluşturması açısından katılmaktadır [35].

Ostenitik paslanmaz çeliklerin en önemli alaşımı X12CrNi18.8' dir. Bu alaşımın yapısı, normal ısı işlemlerden sonra 1050 °C' den suya çekilir veya havada bırakılırsa, ince ostenit tanelerinden meydana gelir. Oda sıcaklığında kararlı olan bu yapı, yüksek

sıcaklıklarda kararlılığını yitirir. Oda sıcaklığında çeliğin mikroyapısı ostenit + (δ)-ferrit ve $(Cr,Fe)_4C$ karbürlerinden oluşur. Bunun dışında, σ-fazı da yapıda görülebilir [2].

Ostenitik paslanmaz çelikler, bileşiminde % 12-25 Cr ve % 8-25 Ni içeren ve paslanmaz çelik ailesinin en yaygın kullanım alanına sahip üçlü Fe-Cr-Ni alaşımlarıdır. Bu alaşımların yapıları, bütün ısıtılma işlemlerde ostenitik (YMK) yapıda kaldığı için ostenitik olarak adlandırılır. Ni kuvvetli bir ostenit yapıcı olduğundan, bu çeliklerde katılaşma sırasında ortaya çıkan ostenit oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda bile dönüşmeden kalır. Soğuma esnasında, ostenit-ferrit dönüşümü olmadığından bu tür paslanmaz çelikler su verme yolu ile sertleştirilemezler [37].

Ostenitik paslanmaz çelikler, özellikle oksitleyici veya redükleyici ortamlarda iyi korozyon direncine sahiptir. Ostenitik paslanmaz çelikler, karbonlu çeliklerden daha yüksek termal genleşme katsayısına ve daha düşük termal iletkenlik katsayısına, daha yüksek elektrik direncine ve daha düşük erime noktasına sahiptirler.

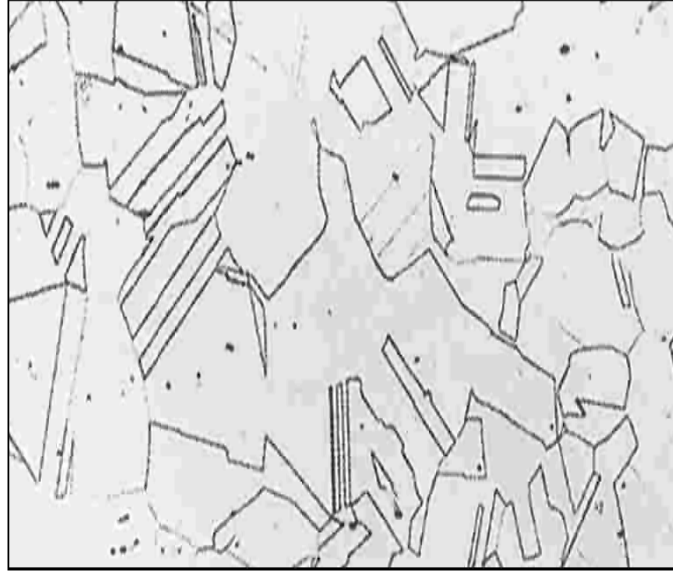
Ostenitik paslanmaz çelikler, orta dereceli ve şiddetli korozif ortamlar için geliştirilmiştir. Aynı zamanda dondurucu sıcaklıklardan 600 °C' ye kadar yüksek tokluğa sahiptir [35].

Başlıca özellikleri:

- Mükemmel korozyon dayanımına sahiptirler,
- Kaynak edilebilme kabiliyetleri mükemmeldir,
- Sünek olduklarından kolay şekillendirilebilirler,
- Hijyeniktirler, temizlikleri ve bakımları kolaydır,
- Yüksek ve düşük sıcaklıklarda iyi mekanik özelliklere sahiptirler,
- Manyetik değildirler,
- Dayanımları sadece soğuk şekillendirme ile artırılabilir [1-35].

Bazı kullanım alanları:

Ostenitik paslanmaz çelikler; yaygın olarak makina ve imalat sanayinde, asansörler, bina dış cephe kaplamaları, gıda işleme ekipmanları, mutfak gereçleri, kimya endüstrisinde, tren yolu arabaları, uçak parçaları, yaylar, antenler, ev aletleri, soğuk kaplar, yağmur olukları, sıvı gübreleme, lapa domates tankları, fırın parçaları, pompa parçaları, ısı değiştiriciler, türbin kanatları, basınçlı kaplar, kaynatma kazanları, uçak eksoz bacaları, jet motor parçaları, çatal, kaşık v.b. süt taşıma malzemelerinde kullanılırlar [1]. Şekil 2.4'te ostenitik çeliğin mikroyapısı görülmektedir. Paralel çizgilerin bulunduğu yerler ikizlenmenin olduğu yerlerdir.



Şekil 2.4. Ostenitik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapısı [1].

2.3.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiler

Yarı-ostenitik sertleşmeli ostenitik paslanmaz çeliklerin yapıları oldukça karışıktır. Çözeltiye alındığı veya normalize edildiğinde yapı ostenitiktir, ancak % 5-20 delta ferrit içerir. İzlenen uygun ısı işlemler sonucunda ferrit, dönüşmeden yapıda kalabilir. Martenzitik çökeltme sertleşmeli türler ile karşılaştırıldıklarında normalize edilmiş halde, rahatlıkla soğuk şekil değiştirebilecek derecede yumuşak sünektirler. Tavlama sıcaklığından itibaren oda sıcaklığına hızlı soğutulduklarında ostenitik içyapılarını koruduklarından, soğuk biçimlendirme işlemleri için uygun tokluk ve süneklığe sahiptirler. Bu tür çeliklerin martenzit dönüşüm başlama (M_s) sıcaklıkları, biçimlerine ve tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak, oda sıcaklığının altında bir bölgede değişir. Sertlik ve mukavemetin artması için, bu ostenitik yapının martenzitik yapıya dönüşmesi gerekir. Bu amaç için, üç yöntem uygulanabilir. Çelik, çökeltme sertleşmesi ısı işlemine tabi tutulmadan;

1. 650-880 °C sıcaklık aralığına ısıtılıp, karbürlerin ve diğer bileşiklerin çökeltmesi sağlanır. Osteniti kararlı hale getiren elementlerin çökelmeyle ayrışması sonucu, çelik oda sıcaklığına soğutulduğunda ostenit, martenzite dönüşür.

2. Çelik, 73 °C gibi martenzit dönüşüm başlama (M_s) sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutulularak dönüşüm sağlanır.

3. Çeliğe, ostenitten martenzite dönüşümü sağlayacak soğuk biçimlendirme uygulanır.

Ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, tavlandıktan ve herhangi bir yaşlandırma veya sertleştirme işleminden hatta, soğuk şekillendirmeden sonra bile ostenitik içyapıyı kararlı olarak tutacak şekilde alaşım içerirler. Çökelme sertleşmesini oluşturan faz, 1100-1130 °C sıcaklıklarında çözeltiye geçer ve bu sıcaklıklardan itibaren hızlı soğutma halinde bile, ostenitik yapı içinde çözelti halinde kalır. Çözeltiye alma işlemini takiben 650-770 °C sıcaklık aralığında uzun süreli bir yaşlandırma işleminde Al, Ti ve P gibi elementler, metallerarası bileşikler oluşturarak ostenitik yapının sertlik ve mukavemetini artırır. Erişilen sertlik, martenzitik veya yarı-ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerde elde edilen değerlerden düşük olmasına karşın, yapı manyetik olmayan özelliğini korur. Tüm ostenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler genel olarak; biçimlendirmede, kaynak edilmelerinde ve ısıl işlemlerde ostenitik içyapılarını korurlar.

2.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler

Ostenitik Paslanmaz çeliklerde oluşan karbür ve çökelti şunlardır [59];

MX çökelti,

M₂X çökelti,

M₃C karbürü,

M₇C₃ karbürü,

M₂₃C₆ karbürü,

M₆C karbürü.

2.3.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar

Ostenitik paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar şunlardır;

Sigma (σ) fazı,

Laves fazı,

Z fazı,

Kapa (χ) fazı,

Chi (G) fazlarıdır [59].

2.3.4. Sigma (σ) Fazı

Ostenitik paslanmaz çeliklerde genelde ostenit, ferrit ve karbürlerin yanı sıra, bazı hallerde “Sigma (σ) fazı” adı verilen bir metallerarası krom-demir bileşiğine rastlanır. Sigma fazı (σ) şeklinde gösterilir. Sigma fazı; Fe-Cr sisteminde, FeCr ile birlikte intermetalik faz olarak bilinir. Sigma fazı çok sert (700-800 Vickers), manyetik olmayan ve gevrek yapıya sahip metallerarası bir bileşiktir. Röntgen ışını ile yapılan analizde bileşiminin yaklaşık olarak %52 krom ve %48 demirden oluştuğu, ancak bunun yanında, molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içerebildiği görülmüştür [59]. Sigma fazı, kromlu veya krom-nikel esaslı paslanmaz ve ısıya dayanıklı çeliklerin kaynak bölgesinde oluşur. Saf ostenitik bir yapıdaki sigma fazı oluşum hızı, ostenitik kütle içerisinde ferrit içeren yapıdakine oranla daha düşüktür. Sigma fazı ile krom karbür çökmesi birbirinden tamamen farklı iki oluşumdur. Sigma fazı kırılgenliği 650-850 °C sıcaklıklar arasında görülür ve bu sıcaklık aralığında kalma süresi ile oluşan yapının yoğunluğu arasında yakın bir ilişki vardır. Faz dönüşüm yoğunluğunun en yoğun olduğu sıcaklık 720 °C civarındadır. Yapıda bulunan ferrit miktarının % 3-4 ile sınırlı tutulması durumunda, ostenit tanelerinin etrafı ferrit ile çevrilenmeyecek ve kırılgenlik riski önlenecektir. Buna karşın ferrit miktarının % 12’ yi geçmesi ile birlikte, süneklik kabiliyeti hızla azalacaktır.

Bu faz, östenit fazı yerine geçerek ferritin kararlılığını düşürür. Kafes parametresi $a = 0.88-0.91 \mu\text{m}$, $c = 0.45-0.46 \mu\text{m}$ ve hacim merkezli tetragonal bir yapıya sahip olan bu faz, 540-870 °C sıcaklıklar arasında çok yavaş olarak şekillenir ve faz ilk olarak, tane sınırlarında oluştuğu gibi tane içinde de oluşması mümkündür. Sigma fazı genellikle, % 20’ nin üzerindeki Cr içeriklerinde teşekkül eder. Ancak içerisindeki diğer alaşım elementlerine bağlı olarak, % 17-20 Cr içeriklerinde de baskın bir faz olduğu için teşekkül etmesi mümkündür. Fakat bu çeliklerde görülebilen Chi ve Laves fazı, baskın faz olmadıkları için % 20’ nin altındaki krom içeriklerinde görülmez.

Sigma fazı, % 20-70 krom içeren demir-krom alaşımlarında 500-800 °C sıcaklığa maruz kalındığında oluşur. Yüksek krom konsantrasyonlu alaşımlar, 475 °C kırılgenliği gibi sigma fazı oluşumu içinde, daha kolay hedeftir ve oluşumun oranı daha hızlıdır. % 20’ den daha az krom içeren alaşımlarda, sigma fazı kolayca oluşmaz. Yüksek kromlu alaşımlarda, sigma fazının oluşumu daha hızlıdır ve sigma fazı oluşum sıcaklığına maruz kalma süresi, sadece birkaç saattir. Mo, Ni, Si ve Mn gibi alaşım elementi ilaveleri, daha

düşük krom konsantrasyonları ve kısa süreler; daha yüksek sıcaklık aralığı gerektirir. Diğer çökelti olguları gibi soğuk çalışma da, sigma fazı oluşumunu hızlandırır [59].

% 14-16 Cr içeriğinin altındaki değerlerde, bu fazın oluşması beklenmez. Eğer malzemenin bileşimine silisyum, molibden, titanyum ya da bu fazın oluşumunu hızlandıracak diğer bazı elementler ilave edilirse veya soğuk şekil değiştirme işlemi uygulanırsa o zaman, düşük krom içeriklerinde bile bu fazın teşekkülü mümkün olabilir. Sigma fazı, çeliğin uzama ve çentik darbe dayanımını düşürdüğünden istenmeyen bir fazdır [66].

Bu faz büyük bloklar halinde yüksek enerjili ara yüzeylerde, tane sınırlarında ve üçlü noktalarda oluşur ve genellikle, karbür partikülleri üzerinde meydana gelir. Eğer yapıda sigma fazı meydana gelmişse, krom karbür çökmesini yok etmek için uygulanan ısıtma işlemi, sigma fazının da yok olmasını sağlar. 1000 °C’ de bu faz tamamen çözülür ve yeniden oluşmasına fırsat vermemek için de hızlı soğutma yapılır.

Sigma fazı konusunda yapılan araştırmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda belirtilmiştir.

- Sigma fazı oluşumu 750 °C’ de, 650 °C’ dekinden daha çabuk meydana gelir. 750 °C’ de 30 saat gibi bir zamana gereksinim varken, bu süre 650 °C’ de 1 haftaya çıkar.
- Sigma fazı oluşumu, soğuk şekil değiştirme ile hızlanır.
- Sigma fazı oluşumuna kuvvetli olarak etki eden elementler; Molibden (Mo), Krom (Cr), Niyobyum (Nb) ve Silisyum (Si)’ dur.
- Sigma fazı oluşumunun kuvvetlendiren elementlerin miktarı yüksek ise; belirli şartlar altında, kaynağa bağlı olmadan ve ısıtma işlemi uygulamadan da sigma fazı meydana gelebilir.
- Sigma fazı, 950-1100 °C sıcaklıklar arasında belirli bir süre tavlandıktan sonra, suda hızlı olarak soğutularak giderilebilir.
- Sigma fazının giderilmesi için uygulanan ısıtma işleminden sonra oluşan yapıdaki ferrit miktarı, ısıtma işlemi uygulanmamış yapıdakine oranla daha azdır.
- Ferrit miktarı, parçaya 1150 °C’ de homojenleştirme tavlama uygulanarak daha da düşürülebilir. Bu durumda ferrit, mikro toplanmalar şeklinde oluşur.
- 300-400 °C üzerinde oldukça iyi çentik değerleri elde edildiği için, yüksek işletme sıcaklığında çalışan konstrüksiyonlarda, sigma fazının neden olduğu gevrekleşmeden korkulmamalıdır.

- Sigma fazının neden olduğu kırılganlık, kaynak bölgesinin tavlama yapılmadan önceki durumunda içerdiği ferrit miktarına bağlıdır. Eğer kaynak bölgesi başlangıçta % 6.5 ferrit içerirse, sigma dönüşmesi çentik darbe dayanımının azalmasına neden olmaz. Burada ferrit miktarı az olduğu için ferrit, ostenitik yapı içerisinde ağ şeklinde değil, izole edilmiş odacıklar halinde meydana gelir. Bu yolla elde edilen sigma, yapıya bir süneklik kazandırmaktadır [60].

2.3.5. Laves Fazı

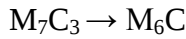
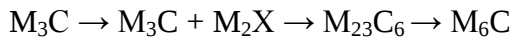
Bu fazlardan en baskını sigma fazı olmak şartıyla, % 20' den fazla krom içeren bu çeliklerde Chi ve Laves fazı da teşekkül edebilir [59]. Laves fazı, ostenitik paslanmaz çeliklerde oldukça küçük miktarlarda ve genellikle tane sınırlarında görülür. Laves fazı, Fe_2M' dir. Bu faz; tungsten, molibden veya her ikisinin bileşimleri vanadyum, titanyum, silisyum ve kobalt esaslı alaşımlarda görülür. Çözünmeyi güçlendirmek için absorbe edilen bu fazın, sürünmeye zararlı etkileri olabilir. Bu durum, mikroyapının sürünme zamanının uzun sürelerle kaymasına sebep olur. Laves fazının sürünme özelliklerine zararlı etkisinin olup olmadığı, hâlâ tartışma konusudur. Ancak; Ni içerikli çeliklerde Laves fazının M_6C' yi takip etmesi durumunda, zararlı etkileri ortaya çıkmaktadır. Laves fazının yapı ve bileşimi incelendiğinde bu faz, hegzagonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri $a = 4.73 \text{ \AA}$, $c = 7.72 \text{ \AA}$ dur.

Marimuthu (2002) tarafından yapılan çalışmada Fe_2Mo şeklinde Mo/C atomik oranının 5' ten Fe_2W ve W/C oranlarında 3.3' ten büyük olduğunu ve V, Ti ve Co elementleri Laves fazı için katalizör etkisi yaparak, atomik oranını düşürdüklerini tespit etmişlerdir. Silisyum, Laves fazını kontrol eden element olarak görülmektedir. Örneğin; Hosoi ve arkadaşları (1986), % 9 Cr' ile % 2 Mo içeren bir alaşımda % 67 Si içeriğinin Laves fazını oluşturduğunu tespit etmişlerdir. Silisyum oranı % 0.008' den az olduğu durumlarda, Laves fazının da azaldığı tespit edilmiştir. Senior (1989), alaşımların Si içeriğinin Laves fazının oluşumunu belirlediğini ifade etmiştir. Nikel, Laves faz oluşumunun kinetik yapısında rol oynamaktadır. Marimuthu (2002), Iseda vd., (1992), tarafından yapılan bir çalışmada % 0.3 Ni içeren numuneyi 3627 saat, % 1.2 Ni içeren numuneyi ise 2053 saat sürünme deneyine tabi tutmuşlardır. Her iki durumda da Ni ilavesinin, Laves fazı oluşumunu hızlandırdığını tespit etmişlerdir. Ancak bu durumun tam geçerliliği olmayıp, Laves fazı denge hacim sürünmesini azaltmaktadır. Mn ilavesinin

Laves fazının kinetik oluşumuna zıt bir etki yaptığı düşünülmektedir. Hosoi vd., (1986), tarafından yapılan bir çalışmada; farklı Mn oranlarına sahip çeliği % 9 Cr ve % 2 Mo yapısıyla karşılaştırmalarında % 0.58 Mn içeren numuneye göre, % 1.17 Mn içeren numunede Laves fazı oluşumunun geciktiğini tespit etmişlerdir. Laves fazı, yüksek ara yüzey enerjisine sahip bir faz olduğu için $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşumunu azaltıcı etki yapmaktadır [61].

Cr yapısında, $M_{23}C_6$ partiküllerinin tane sınırlarını çevrelediği bilinmektedir. Laves fazı, sürünme özelliklerine bağlı olarak oluşmaktadır. Partikül şeklinin büyüklüğü, tungsten ve molibden içerikli bir matrisle katı hal oluşumunu engellemekte ve malzeme sertliğinin de bir katkıda bulunmaktadır. Bu durumun, tokluğu da ters yönde etkilediği ve sıcaklık dönüşümünü azaltmak için sünekliliği yükselttiği görülmektedir [62].

Baker ve Nutting (1959) da karbür oluşumuyla ilgili olarak bunu takiben aşağıdaki reaksiyonu bulmuşlardır.



Silisyumu düşük çeliklerde de benzer durumlar gözlemlenmişler ve % 0.6 silisyum artışının, M_6C fazının kararlılığını artırdığını tespit etmişlerdir. Bu şartlar M_2X formasyonundan sonra, doğrudan M_6C' yi oluşturmak içindir. Mo/C oranının, bu durumu önceden tespit etmek için gerekli olduğunu söylemişlerdir. Örneğin; eğer Mo/C oranı M_6C' den yaklaşık olarak 1.2 kadar büyük olursa, M_2C doğrudan $M_{23}C_6$ olmaksızın oluşacaktır.

Laves fazı, düşük sıcaklıklarda $M_{23}C_6$ karakteristiği göstermektedir. Eğer molibden ve vanadyum oranları M_7C_3 karbüründen daha yüksek olursa, $M_{23}C_6$ doğrudan M_2X karbüründen sonra oluşmayacaktır. Bunun da çeliklerde, karbür oranının yüksek olmasının sebebi olduğu düşünülmektedir [63].

2.3.6. Z-Fazı

Z-fazı niyobyum içerikli ostenitik paslanmaz çeliklerde yüksek azot miktarına bağlı olarak oluşan, bir karbon nitrür bileşimidir. Marimuthu (2002'dan) Z-fazı, Jack tarafından 1972 yılında keşfedilmiştir. Bu yapı, diğer karbon nitrür bileşiklerle kıyaslandığında daha az bir kütleyle sahip olduğu bilinmektedir. Z-fazının yapı ve bileşimi incelenecek olursa; bu

faz, tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri $a = 3.037 \text{ \AA}$ ve $c = 7.391 \text{ \AA}$ olarak verilmektedir.

2.3.7. Kapa (χ) Fazı

Metallerarası bir faz olan χ fazı, esas olarak $750 \text{ }^\circ\text{C}$ ' nin üzerinde işlem gören 316 serili ostenitik paslanmaz çeliklerde görülür. Tane sınırlarında ve düzensiz dislokasyonlarda oluşan χ fazının bileşimi ise $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ' dur.

2.3.8. Chi (G) fazı

Chi fazı ostenitik paslanmaz çeliklerde titanyum veya niyobyum ile oluşan, silisyumlu fazdır. Chi (G) fazı, $\text{A}_{16}\text{D}_{16}\text{C}_7$ formülü ile gösterilir. Buradaki A ve D, dönüşüm elementlerini ifade ederken, C ise periyodik cetveldeki IV. Grup elementleri ifade eder. A genellikle nikel (Ni), D ise niyobyum (Nb) veya titanyum (Ti) şeklindedir. Chi (G) fazı, genellikle tane sınırlarında oluşur. Kiesheyer ve Brandis (1977), yaptıkları çalışmada, yüksek krom ve molibdenli alaşımlarda sigma fazı ile birlikte oluşmuş olan, Fe_3CrMo ve $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ gibi çeşitli şekillerde tanımlanmış olan Chi fazını ve bu kırılgan intermetalik fazların, $900 \text{ }^\circ\text{C}$ veya daha yüksek sıcaklıklarda kararlı olabileceklerini tespit etmişlerdir.

2.4. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi

Diğer elementlerin varlığı, yani ya tamamen isteyerek yapılan ilaveler ya da impuriterler 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].

2.4.1. 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 karışımama 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 (Williams, 1958; Marcincowski vd., 1964). 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 (Shortsleeve ve Nicholson, 1951). 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 (Zappfe ve Worden, 1951; Bandel ve Tofaute, 1941). 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 M₂₃C₆ karbürlerinin çözülmesi,
4. 1150 °C sıcaklığın üstünde tanelerin aşırı büyümesi [1-58].

2.4.2. Yüksek Sıcaklık Kırılgenlığı

Yüksek sıcaklık kırılgenlığı, yaklaşık olarak 0.7xT_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 kırılgenlığı, ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağıyla ilişkili olan en ciddi problemlerden biridir. Kırılgenlığın 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 kırılgenlığa katkıda bulunur. Kaynak metali ve ITAB' de ısıtma işlemleri, 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].

2.4.3. Bileşimin Etkileri

Ara elementlerin miktarı özellikle karbon, azot ve oksijenin ferritik paslanmaz çeliklerin ısıt 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.

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 kırılgenliğinde bir kayma olduğunu tespit etmişlerdir. Yüksek sıcaklıklardan ($> 0.7 \times T_m$) soğutma ısıt işlemiyle, nitür ve kromca zengin karbürlerin çökelediği bilinmektedir [65]. Sonuç olarak, ısıt işlemin etkileri azot, krom ve karbonun yüksek seviyelerinde kötüleşmektedir. Düşük kromlu alaşımlarda, nispi bir etki görülür. Aynı zamanda yüksek sıcaklıklardan soğutma oranı, ısıt 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 ısıt 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 ısıt işlemlerin etkisini

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

2.4.4. 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 beklenmektedir.

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.

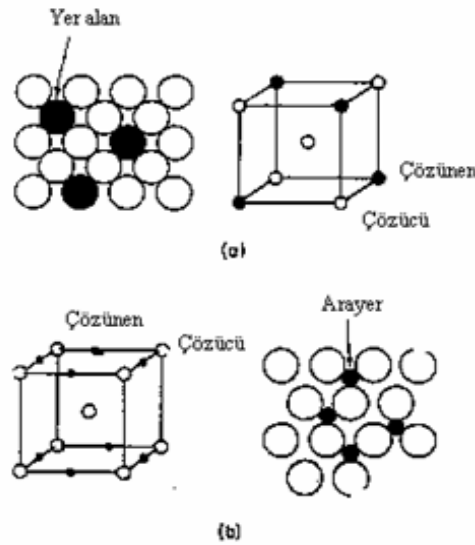
Isıl işlemlerin etkisinin gerçek mekanizması, çökeltilerin yerleşimi üzerine merkezleşen çok tartışmalı bir konu olarak bilinmektedir. Birinci teori [65], tane içi çökeltileri, dislokasyon hareketini kısıtladığından dolayı zarar veriyor tartışmasıdır. Bir diğer teori; tane sınırlarının gevrekliğinin, 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 çekirdeklenmesine 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].

3. METALLERARASI BİLEŞİKLER

3.1. 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].

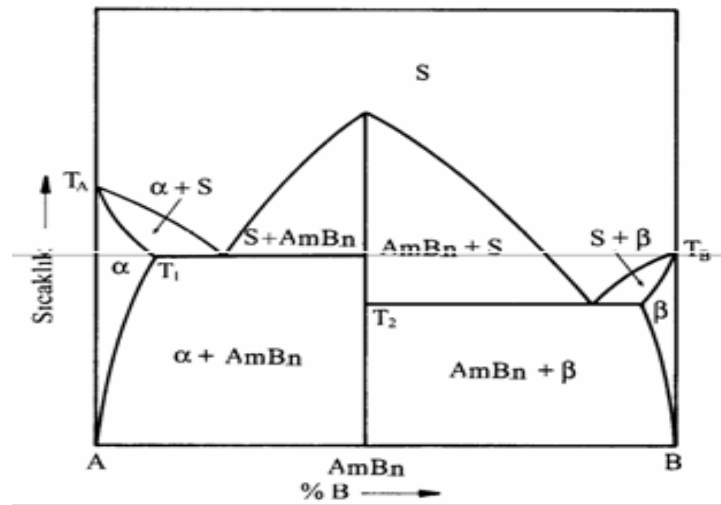


Şekil 3.1. a. Yer Alan Katı Çözelti Oluşumu b. Ara Yer Katı Çözelti Oluşumu

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 olabilirler. Oda sıcaklığındaki Demir, arayer olarak Karbonun çok küçük bir miktarını eritir. 912oC'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 T1 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, AmBn şeklinde verilen bir metallerarası bileşik gösterilmektedir [32].



Şekil 3.2. AmBn Metallerarası Bileşiği için Faz Diyagramı

Bir metallerarası bileşikte esas metallerin her ikisinden tamamen farklı renkte olabileceği gibi, mikroyapı itibariyle de kolaylıkla fark edilebilecek özelliklere sahiptir. Örneğin beyaz bir renge sahip olan Antimon, metalik-parlak mor renkteki Cu_2Sb metallerarası bileşiğini 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].

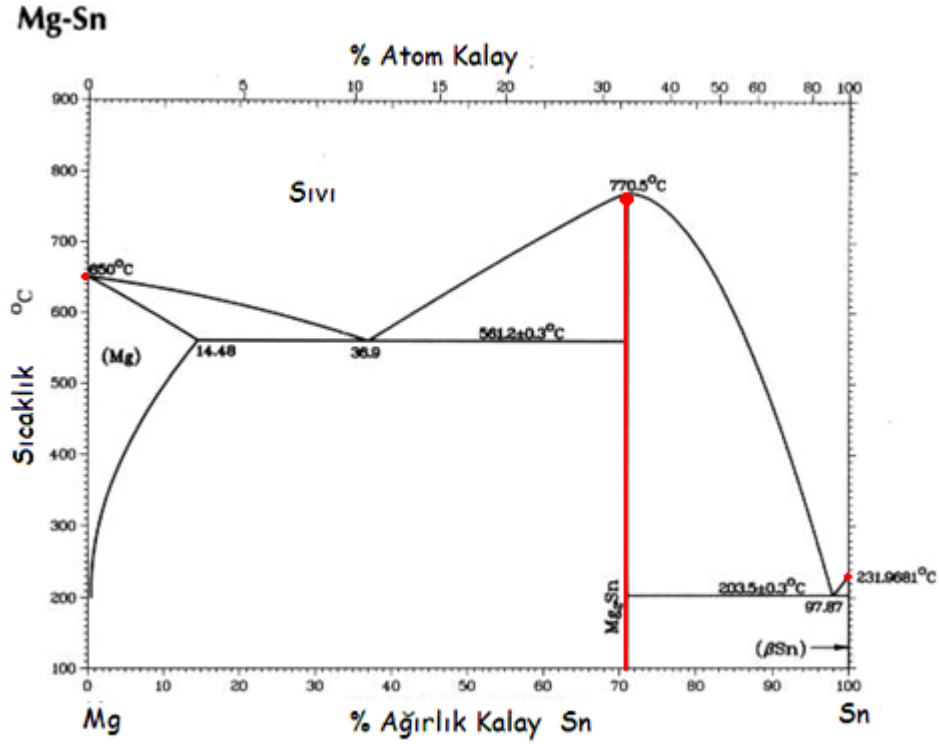
Metallerarası bileşiklerin sadece mukavemeti yüksek sıcaklıklarda korunmamaktadır, modülleri de yüksek olma eğilimindedir ve düzensiz alaşımlara oranla, artan sıcaklığa bağlı olarak bu özellikleri daha yavaş azalma eğilimindedir. Rey ve meslektaşları [34] düzensiz bir Fe esaslı katı çözeltinin esas alındığı bir alaşım ile Fe_3Al 'ın 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 süneklığe 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.

3.2. 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 0C

de erir. Hâlbuki Mg 6500C, Sn ise 2320C de erir. Bu durum Mg₂Sn deki kimyasal bağın dayanımının daha yüksek olduğunun bir göstergesidir.



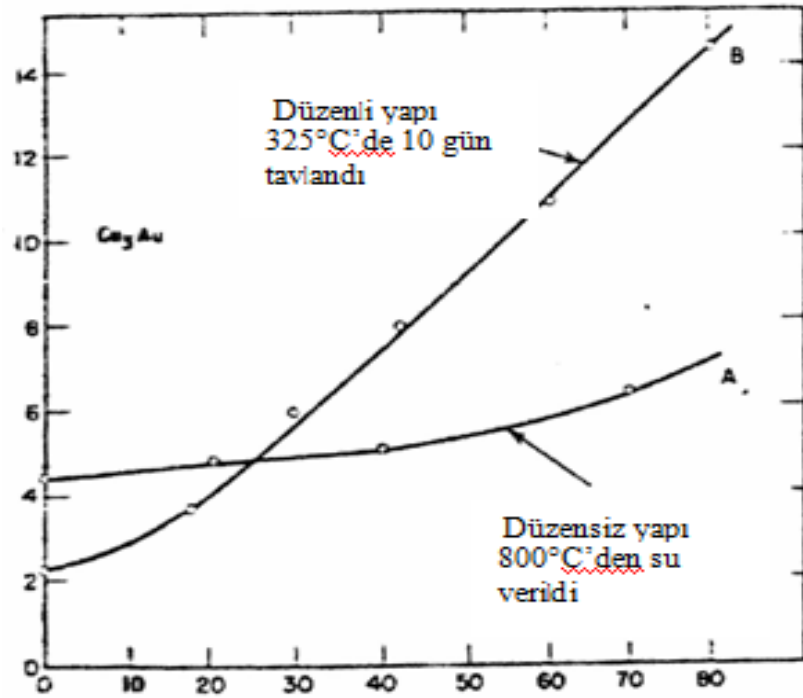
Şekil 3.3. Mg-Sn İkili Faz Diyagramı

3.3. Metallerarası Bileşiklerin Mekanik Özellikleri

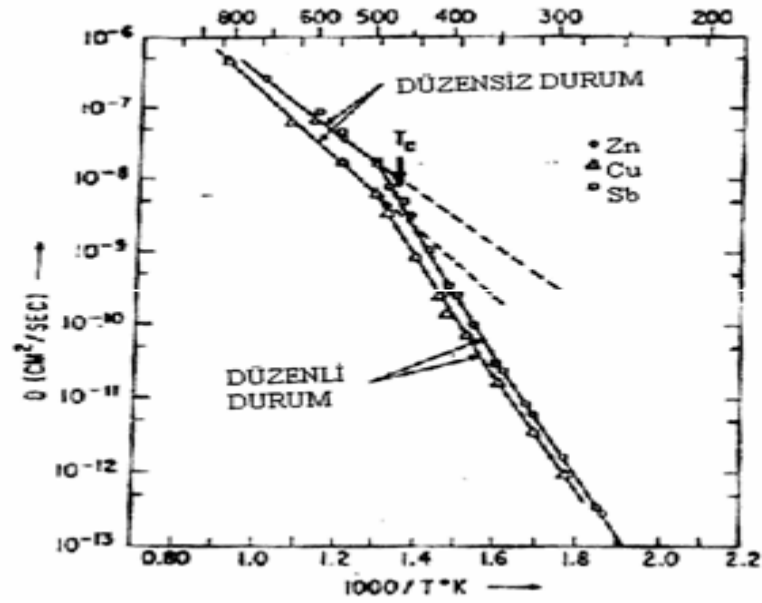
a) Ergime noktasının yüksek olması ve yüksek akma gerilmesi birçok metallerarası bileşiklerin genel karakteristiğidir.

b) Düşük sıcaklıklarında şekil değiştirebilme yeteneği hemen hemen yoktur. Bu istenilen özelliğe şu özelliklerden dolayı ulaşılabilir; Uygun dislokasyon özelliği: Örneğin Mg₃Cd 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 3.4. Aynı Malzemenin Düzensiz Yapı ve Düzenli Yapı Halinin Yüksek Çalışma Sertleşmesi Üzerindeki Etkisi (Cu_3Au) Kayma Miktarı (%)



Şekil 3.5. Benzer Malzemelerde Düzensiz Yapı ve Düzenli Yapı Halinin Difüzyon Oranı Üzerindeki Etkisi (CuZn)

3.4. 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) Korozi 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.

3.5. 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].

3.6. 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:

3/2 oranlı (21/14) β yapılar. Örnek.: CuZn, Cu₃Al, Cu₅Sn, Ag₃Al, gibi CuZn bileşiğinde Cu ın 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.

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.

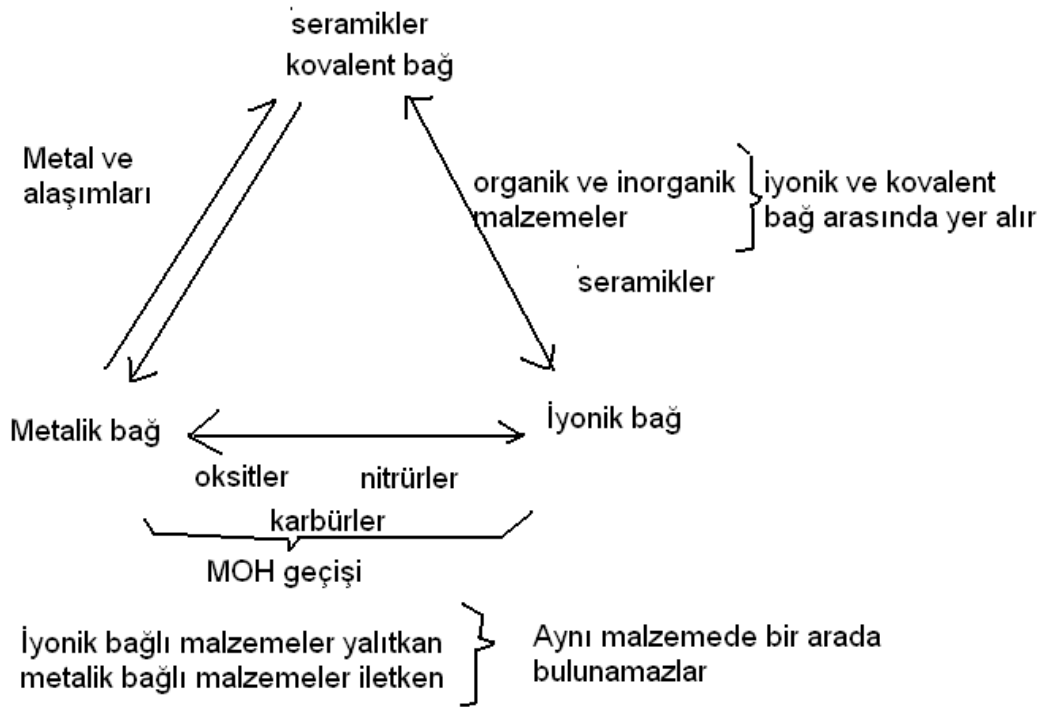
Home_Rothery oranları, görünüşte kuralsız gibi görünen yapıları ilişkilendirmede oldukça işe yarayan oranlardır. Aslında, bu üç gruba ve hatta valans bileşiklerindeki kurallara uymayan birçok elektron bileşiği de vardır. Elektron bileşikleri metalik bağın doğasından kaynaklanır ve böyle bir maddenin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

3.7.Boyut Faktörüne Göre Oluşan Bileşikler

Bunlar ara fazlardır. Bu fazlarda yapıdaki atomların birbirlerini sıkı paketlemesine 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 çökeldiği 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 oC'yi aşar. Birçok ara faz oldukça sert ve gevrektrir. 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 3.6. Bağ Yapıları ve Bağ Dönüşümler

Ara fazlar ve özellikle elektron bileşikleri yatak alaşımlarında 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, kristal yapıları ve kafes parametrelerinin ana fazından farklı olmasıdır (kafes parametreleri, yüzeyden yansıyan ışığın dalga boyunu kontrol eder). Mesela, Cu_3Sn açık mavi, Cu_2Sb ise parlak mor görünür. Çünkü ara fazlar düzenli bir yapıya sahiptirler, katılma esnasında çekirdeklenme (merkezde bileşim farkı) meydana gelmez ve yapı her yerde üniform (tek renkli) görünür.

Kararlı birçok metallerarası 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. Bu bileşiğe % 0,05 bor ilavesi, uzamayı sıfırdan % 50'ye çıkarır. Çünkü kırılma şekli tanelerarası kırılmadan kristallerarası kırılmaya dönüşür. Bu şekilde şekillendirilebilirliği de önemli ölçüde artar. Bunun nedeni, muhtemelen, borun tane sınırlarına yerleşip tane sınırı bölgesinde bir miktar düzensizliğe yol açmasıdır. Bu şekilde, buralarda dislokasyon yığılmaları nedeniyle oluşan gerilmeler daha düzenli ve eşit bir şekilde dağıtılır ve sadece tane sınırları boyunca meydana gelen kırılma yerine tane sınırlarına karşıdan karşıya meydana gelen kayma ile azaltılır.

3.8.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].

3.9. 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].

3.9.1. 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 kırılganlığı tane sınırlarından kaynaklanmadır. Ni_3Al oda sıcaklığında çevresel – bir dış faktör kırılganlığa 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 bileşikleri

gösterilmiştir. Bu intermetalik bileşiklerden Nikel oranı yüksek NiAl ve Ni₃Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine aday malzemeler olarak gösterilmektedir.

3.9.1.1.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'ın 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].

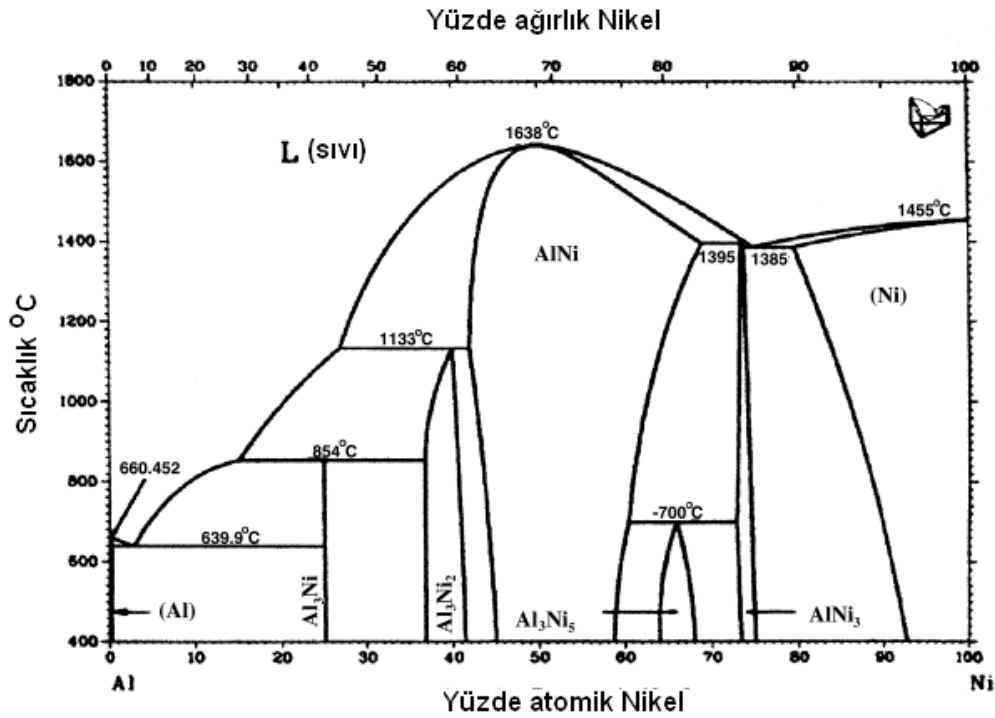
3.9.1.2.Ni₃Al

Düzenli metallerarası bileşikler korozyon 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 OK

altında artan sıcaklıkla azalmaktan ziyade artmaktadır [21]. Ni_3Al 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]. Ni_3Al 'a ilave edilen Boron, tane sınırı adhesyonunu artırarak tanelerarası kırılmayı engeller, tane içi kırılmaya neden olarak çekme uzamasını yaklaşık %50 artırır ve son olarak Boron ile mikroalaşımlama tane sırtı bağ mukavemetini ve ortam (çevre) sıcaklığında sünekliliği artırır [23].



Şekil 3.7. Ni-Al İkili Faz Diyagramı

Tüm bunlara bağılı olarak Ni3Al 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.

1980'den önce, Boron etkisinin keşfi ile faz dengesinde, kafes hatalarında ve kırılmada bu bileşik üzerine yapılan büyük bilimsel merak devam etti. Özellikle de Boron ilaveli malzemelerde tane sınırı çevresinde düzensiz fazın varlığından dolayı olumlu sonuçlar veren yorumlar bulundu [26,27].

Boronsuz alaşımlarda elde edilen taneler arası kırılma Boron ilavesiyle yok olabilir, tane sınırları çevresinde düzensiz faza katkı sağladığı sonucu da çıkarılabilir. Aynı zamanda çalışmalar mühendislik malzemesi olarak kullanılan bu bileşik için uygulanmaktadır.

3.9.2.Demir Alüminidler

Demir alüminidlerin ilk çalışmaları, 1924-1960 yılları arasında kristal yapı, faz diyagramları ve manyetik özellikleri üzerine odaklanmıştır. Fe3Al (DO3) süper kafesin keşfi Albert Bradley tarafından yapılmıştır. Fe3Al alaşımlarının sürünme davranışları incelenmiş ve yapıdaki Bor atom tespiti önce NiAl'de yapılmıştır. Hansen ve Anderko'nun ifadelerine göre; FeAl'nin B2 kristal yapısı ilk olarak 1930'da İsveç Westgren tarafından kaydedilmiştir. Bradley ve A.H.Jay çalışmalarını Westgren'in belirlediği (B2) FeAl yapısı üzerine inşa edilmiş ve Heusler alaşımı olan Cu2MnAl gibi diğer alüminidlerin kristal yapısı üzerine çalışmaya devam etmişlerdir. Fe3Al düzenli intermetalik bileşiklerin kristal yapısı, yüksek potansiyelleri nedeniyle son yıllarda oldukça ilgi çekmektedir. Fe3Al 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. Fe3Al alaşımının uygulanabilir yapı malzemesi olmasını güçlendiren en önemli etkenler oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Fe3Al alaşımları 550°C sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda B2 yapısına ve 250°C sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda (DO3) 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°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 ısıtma işlemleri ve alaşım ilaveleri yapılmıştır. Liu tarafından yapılan çalışmalarda FeAl'in havada oda sıcaklığı sünekliğini, uygulanan işlem (haddelenmiş plakalarla karşılaştırılmış, ekstrüzyonlu çubuklar) ve alaşım element ilavesi etkilemektedir. Bor ile alaşımlama ve tane inceltme işlemi alaşımın sünekliğini geliştirmektedir. FeAl alaşımları stokiometriye yakın olmaları nedeniyle Al'ce zengin taraf, çok kırılmalıdır 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].

3.9.3.Titanyum Alüminidler

Ti₃Al 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].

3.9.3.1.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 sünekliğini iyileştirmek hedeflenmiştir. Nb elementi sünekliği iyileştiren en etkili elementtir. Mühendislik açıdan yapısal uygulamalarda α -Ti (Ti₃Al) alaşımları %10-30 oranında Nb içermektedir. Daha düşük oranlarda Nb içerdiğinde malzemede daha fazla kayma sistemleri görülmesine karşın sünekliği düşük oranlarda iyileştiği tespit edilmiştir. Nb miktarı arttırıldığında A2 yapılu düzensiz β -Ti, düzenli B2 yapı veya ortorombik fazlara dönüşüm gerçekleşmektedir. Bu fazlar kayma mesafesini sınırlayan ve süneklik üzerine yararlı etkileri olan bir faz yapısıdır. Her durumda mekanik davranışları farklı fazların komsu taneler arasındaki ilişkisine, yüzeyler arası yapıya, kristal yapıya, kompozisyona, şekil, boyut ve dağılımına bağlı olarak değişmektedir.

Diğer alaşım elementleri Cr, Ta ve Mo mukavemet özelliklerini ve sürünme dirençlerini iyileştiren elementlerdir. Fe, C, Si elementleri ile mikro alaşımlama şeklinde ilave edilmektedir. V ve Sn özelliklerin iyileştirilmesi için kullanılır. Zr hem sünekliği hem de dayanımı arttırmaktadır [24].

3.9.3.2.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

alışılmıştır. TiAl, korozyon davranışını ve mekanik özellikleri optimize etmek ve kontrol etmek amacıyla çeşitli atomsal yer değişimlerle ve ara yer elementlerle alaşımlandırılmıştır.

Yapılan alışmalarda 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 intermetaliklerinin oluşumu pek çok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Bu alışmalar genel olarak Titanyum Alminidlerin tane inceltici etkisi üzerine olmuştur. İkili konumda alaşım Al ve Ti'den oluşmaktadır. Sistemin Al'ce zengin ksesinde yaklaşık olarak % 1,2 Ti bileşimi ve 665°C sıcaklıkta $L + TiAl_3 \leftrightarrow \alpha-Al$ peritektik reaksiyonu oluşmaktadır.

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 ısıl farklılık iğnesel oluşumlara neden olmaktadır. Eğer alaşım göreceli olarak düşük sıcaklıkta retil diyse ve yüksek Ti içeriyorsa kübikten uzun tabakalara değişkenlik gösteren bloklar oluştuğu tespit edilmiştir [26].

3.10. Nikel Alüminyum İntermetalik Fazların Oluşum Mekanizması

3.10.1.Taneler Arası Kırılma

Ni₃Al'un oda sıcaklığında kırılğanlığı 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 sınırda hem de küçük açılı eğim sınırında görünen çatlak ilerlemesine direnç gösterdiği sonucu çıkarılabilmektedir [29,30].

Boron ilavesiyle tanelerarası kırılma tane içi kırılma şekline dönüşür. Tane sınırındaki bağ artar. 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].

Boron ilavesiyle matrisin plastik şekil değiştirebilmesi dikkate alınması gereken bir konudur, çünkü hem matris hemde tane sınırı özelliklerinin dengeli olması kırılma davranışı için gereklidir. Schulson ve meslektaşlarına göre [3], tane sınırındaki Boron segregasyonu deformasyon sırasında tane sınırlarına karşı kayma dislokasyonlarının yer almasına olanak sağlamaktadır, Boron ilavesiyle tane sınırı mukavemetlendirmesi için yapılan alaşımlamanın etkisinin azaldığı sonucu çıkarılmaktadır.

Boron etkili mekanizma, yüksek mukavemete sahip malzemelerin genelde kırılmada yüksek hassaslığa sahip olmalarından metallerarası bileşiklerin tek bir fenomeni (olgusu) olarak görülmektedir. İki mekanizma Boron etkisi için önerilmektedir. Biri tane sınırına karşı kayma transmitansının kolaylığını esas almaktadır ve diğeri de tane sınırı bağıını esas almaktadır. Deneyi veya hesaplaması baskın olan mekanizmayı belirlemek zordur ve iyi kontrol edilebilir numunelerin kullanıldığı basit deneylerle hem matrikste hem de tane sınırı bölgesinde hem tane sınırı bağı hem de dislokasyon hareketi için güvenilir veriler gereklidir.

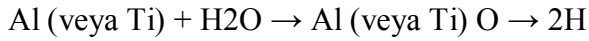
3.10.2.Çevresel Kırılabilirlik

Metallerarası bileşiklerin çekme özellikleri test atmosferinden güçlü bir şekilde etkilendiği yazılmıştır [4]. “Çevresel kırılabilirlik” olarak adlandırılan bu olayda hidrojen ve oksijen gibi atmosferdeki kalıntı elementleriyle bağlantılı olduğu anlatılmaktadır. Çekme özelliklerindeki belirgin değişikliklerden dolayı Ni₃Al için etkin araştırmalar yapılmıştır. George ve meslektaşları yeniden kristalleştirilen Ni₃Al’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 olduğu 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 Ni₃Al’un sünekliğinin hidrojenin şarj edilmesiyle azaldığını ispatlamışlardır [6].

Tablo 3.1. Test Ortamı ve Numunedeki Yönelme Etkisinde Yeniden Kristalleştirilen Ni₃Al'un Çekme Özellikleri, Havadan Oksijen Test Ortamına Süneklikteki Gelişme Gösterilmektedir.

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 girişinin yüksek kırılabilirliğe neden olmasına rağmen, Boron çevresel kırılabilirlikte baskın bir etkiye sahiptir. Takasugi çevresel kırılabilirliğin temel sebebinin Al'un (ve/veya Ti) reaktif ögeleriyle çevredeki nemin ve yüzey reaktif elementleri Ni ile çevredeki H₂'nin oldukça güçlü reaksiyonlarından dolayı oluştuğu sonucunu çıkarmıştır. Bu nedenle aşağıdaki formül ile bu reaksiyon önerilmektedir.



Bunlardan aşağıdaki şu sonuçlar çıkarılabilir:

-Ni₃Al ve Ni₃(Si,Ti)'e ilave edilen Boron, Hidrojenin tane sınırına olan difüzyonunu azaltarak çevresel kırılabilirliği yok etmektedir, oysa tek bir kristaldeki Boron onu yok etmede etkili değildir.

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

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

-Çekme sünekliği, oksijen basıncındaki artmadan dolayı azalmaktadır.

3.11. Nikel Alüminatların Kaplama Yöntemleri

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

Bu çalışmalardan elde edilen ana bulgu, 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 oC' de oluşur, alüminyum 660 oC' de ergir). Geçici sıvı faz daha sonra, briket boyunca hem Nikeli hem de Alüminyum tüketerek ve en sonunda da yanma dalgası içinde 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.

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

3.11.2.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 Ni₃Al bileşiminde, alüminyumun hacim oranı % 34' tür. Biggs böyle bir hacim oranı durumunda, düşük ergime sıcaklığına sahip olan alüminyumun parçacık boyutunun nikelinkinden en az 2,5 kat daha küçük olması gerektiğini gösterdi. Misiolek vd. 45 um luk Nikel tozlarını değişik boyutlarda Alüminyum tozları ile sentezlediler. 18 um dan daha büyük Alüminyum tozları kullanılması halinde, Alüminyum tozları arasındaki bağlantı kayboldu ve gözenekli bir yapı elde edildi. Alüminyum tozun boyutu artırıldıkça, yoğunlaşmayı sağlayan kapiler kuvvetin de azalması beklenir[36]. Ayrıca, sıvı faz reaksiyonunun ve yayılmasının hızlı olması nedeniyle, özellikle Alüminyum boyutunun büyük olduğu durumlarda, gözenek oluşumunun kaçınılmaz olacağı kabul edilir.

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

3.11.3.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 oC) daha düşük sıcaklıklarda, mesela 550 oC' 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 oC' den ötektik sıcaklık olan 640 oC' 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 oC civarında yüksek ısıtma hızları (20 oC/dak) için bir ön yanma aşamasının var olduğu bildirilmiştir. Ni₃Al bileşimi için olduğu gibi, düşük Alüminyum miktarlarında, katı hal difüzyonu ile oluşan Alüminyumca zengin metaller arası fazların oluşumu, reaksiyon ateşleme sıcaklığına ulaşıldığı zaman mevcut Alüminyum miktarını azaltabilir ve bunun da zararlı bir etkisi olur. Bununla beraber, mesela NiAl gibi alüminyumun hacim oranının büyük olduğu bileşimler için, bu fazların oluşumu esasen mesela Ni+Al=NiAl gibi ürünün ergimesine neden olan egzotermik reaksiyonları azaltan bir tampon etkisi yapar. Bu bileşiklerin doğru miktarlarda oluşumunun Ni+Al=NiAl reaksiyonunu seyrelttiği ve erimesini engellediği gösterilmiştir. Aynı tampon bileşikler reaksiyonda tüketilmektedir. Aslında, 400 oC' den yüksek sıcaklıklar ve düşük ısıtma oranları ile çalışıldığında, Ni-Al sistemi için katı hal difüzyonu daima hesaba katılmalıdır[39].

3.11.4.İsıtma 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, Ni3Al'un reaksiyon sentezlemesinde, argon ve hidrojen atmosferleri kullanıldığında ve ısıtma hızı 30 K / dak' dan 3 K / dak' ya düşürüldüğünde, muhtemelen Kirkendall gözenekliliği nedeniyle, şişme meydana geldiği bildirilmiştir. Dolayısıyla, orta hızda bir ısıtma işlemi tavsiye edilir[41].

3.11.5.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 itibariyle, dâhili gözeneklilik, yoğunluğu artıracak şekilde yok edilir. Argon ya da Hidrojen kullanıldığında, ısı, reaksiyona giren briketten atmosfer aracılığı ile uzaklaştırılır. Ayrıca, Argon ve Hidrojen gözeneklerin içinde hapis kalır ve yoğunluğun artmasını engeller. Ni3Al' da hidrojen argondan daha çok difüze olduğundan, hidrojen atmosferinde yapılan reaksiyon sentezlemesinde, yoğunluk daha yüksek olur. Bununla beraber, en yoğun ürünler vakumda elde edilir[42].

3.11.6.Ateşleme Sıcaklığı ve Yeşil (yaş) Yoğunluk

Bu çalışmalarda kullanılan fırın sıcaklıkları ekseriya, 550-750 oC aralığında, süreler ise 10 ila 15 dakika arasında değişir. Vakumda çalışılmadığında, daha yüksek sıcaklıklar kullanıldığı zaman, içeride kalan gazların şişmesi nedeniyle daha düşük yoğunluklar elde edildiği de görülmüştür. 550 oC' nin altındaki sıcaklıklarda, muhtemelen reaksiyon esnasında sıvı bir faz oluşmadığı için gözeneklilik daha yüksek olmaktadır[43].

Teorik yoğunluğun yaklaşık % 72'sine ulaşan yaş yoğunluğa yola açan yüksek izo statik 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].

3.11.7. Alaşım Elemanları İlavelerinin Etkisi

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

4.NİKEL ALÜMİNİD KAPLAMALARIN TERMODİNAMİĞİ

4.1.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 (ısı çifti) 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.

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, briketin 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.

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[48].

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 oC 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.

4.2.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].

4.3.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 yöntemidir.

Bu yöntemle NiAl bileşiğine Nb sünek fazı ilave edilerek, tozlar 800 oC de 250 oC de preslendiğinde, NiAl'un oda sıcaklığındaki sünekliği artırılmıştır. Bunun sebebi Nb ilavesi ile matrisin tane boyutunun 1 µm civarında kalmasıdır. Sıcaklık 900 oC' ye çıkarıldığında taneler irileşmektedir. Bu tip sinterlemede Nb, NiTi ile etkileşmemiş, yalnız, Nb/NiAl arayüzeyinde 900oC' 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 20MPa basınç altında 1650 oC' 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].

4.4.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 önce Bor Nitrür

tozlarının konsolidasyonuna (birleştirilmesine) uygulanmıştır. Daha sonra da 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].

4.5.Yüksek Basınçta Reaksiyon Sinterlemesi

Alternatif olarak yüksek basınçta reaksiyon sinterlemesi (YBRS) ile Nikel Alüminatları düşük sıcaklıklarda ve yüksek basınçlarda üretilebilmiştir. Bu yöntemde, 2 GPa'lık basınçlara kadar, 500 oC gibi düşük sıcaklıklarda sitokiyometrik ve Nikelce zengin NiAl fazları oluşmuştur. Reaksiyonun katı hal reaksiyonu olduğu ve % 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].

4.6.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 (~ 450oC) 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].

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

Sikka v.d. döküm amacıyla Ni3Al esaslı metaller arası alaşımları eritip dökmek için yanma sentezlemesinde üretilen enerjiyi kullanmaya muvaffak oldular. Bu yöntemle Ni3Al alaşımlarını oluşturmada, toplam Nikel miktarı iki parçaya ayrılır. Bir parça NiAl' akarsılık gelen Ni/Al oranı içerirken, diğer parça Nikel stokun en altına yerleştirilir ve bunun üzerine alaşım elementleri ilave edilir. Burada $Ni + Al \rightarrow NiAl$ reaksiyonunun daha yüksek olan reaksiyon ısısı, Ni3Al'un sıcaklığını yaklaşık 1640 oC 'ye yani Ni3Al reaksiyon sentezi ile ulaşılan sıcaklığın 200 oC 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].

4.8.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 wisker 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].

4.9.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].

4.10. 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 kırılabilirliğinden ve yüksek sıcaklıklarda oksijen kırılabilirliğinden 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 sonuç, yüksek difüzyon oranına sahip olan difüzyon kalıntılarının göz önünde bulundurulması gerektiğinden zordur, polikristallerdeki bu kırılabilirliğe Boron etkisinin göz önünde bulundurulması dikkate değer olmalıdır, bu ifade mekanizmada belirtilen kalıntılar ve boron arasındaki kullanım oranının farklı olduğu yerle ilgilidir. Bu çevresel kırılabilirlik 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 kırılabilirliğin baskın olmasının temel nedeni matriks içindeki kalıntıların içe girmesidir.

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].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Numunelerin Hazırlanmasında İzlenen Yöntem

Gözenekli Ni3Al alaşımlarının üretiminde SHS yöntemi geleneksel toz metalürji yöntemleri ile karşılaştırıldığından 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 diyotda kullanılmıştır.

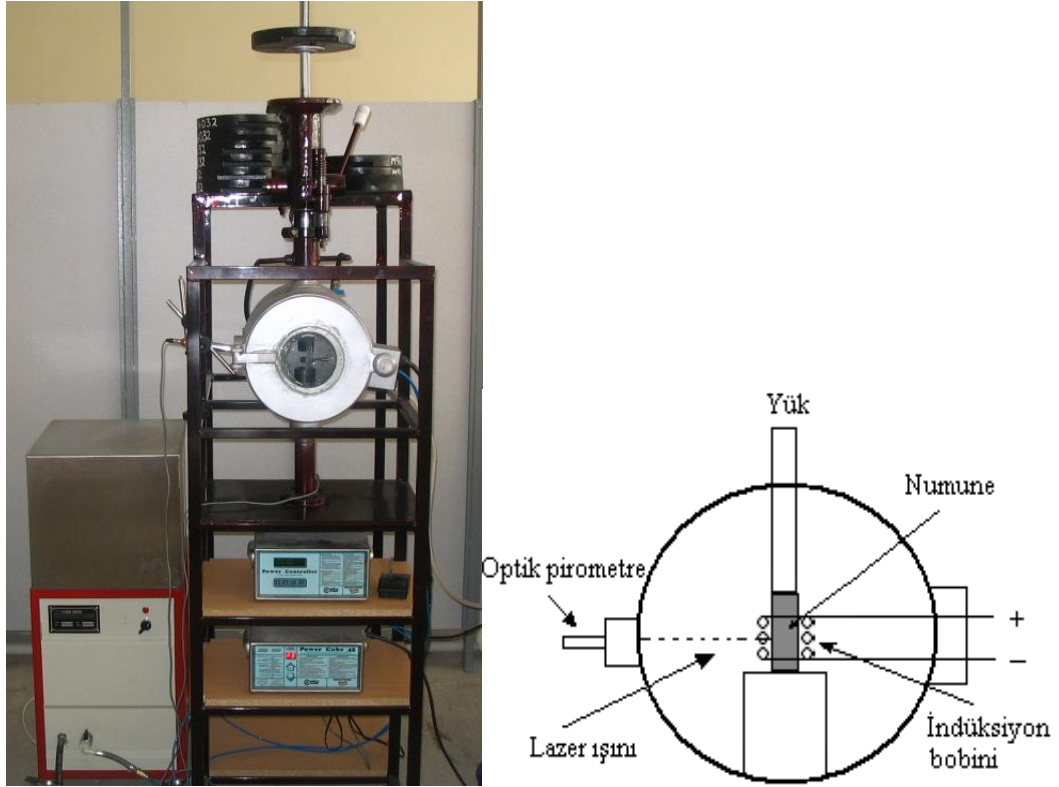
Yapılan literatür incelemeleri sonucunda, çalışmamızda indüksiyon bobini yardımı ile tutuşturulan SHS yönteminin kullanılmasına karar verilmiştir.

5.1.1. 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, 1-1,5 oranında Bor ilave edilerek atomik oranda hazırlanan tozlar, homojen bir karışım sağlamak için özel olarak tasarlanan dönen bir kap içerisinde 16 devir/dak. 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 5.1.'de resmi verilen difüzyon kaynak makinesinde ateşlendi. Bu çalışmada kullanılan numunelerin özellikleri Tablo 5.1.'de gösterilmektedir.

Tablo 5.1. Çalışmada Kullanılan Numunelerin Özellikleri

Malzeme özellikleri	Nikel(Ni) tozu	Alüminyum(Al) tozu	Bor (B) tozu
Ağırlıkça saflık derecesi (%)	99,9	99,9	98
Toz Boyutu (mesh)	-325	-325	-325
Erime sıcaklığı (oc)	1453	660.4	2076
Özgül Ağırlığı (gr/cm3)	8,908	2.7	2.32
Atom kütlesi (gr/mol)	58,71	26.9	10.81
Kaynama sıcaklığı (°C)	2832	2467	3927



Şekil 5.1. Difüzyon Kaynak Düzenekinin Şematik Görüntüsü [54]

5.1.2. Kaplamaların Üretiminde Kullanılan Kaynak Parametreleri

Literatür incelemeleri sonucunda; toz presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı ve farklı Bor takviyelerine bağlı olarak mikroyapı ve mekanik özelliklerin değiştiği görülmüştür. Çalışmada; iki farklı toz presleme basıncı, sinterleme sıcaklığı ve farklı Bor takviyeleri

değişken olarak seçilmiştir. Çalışmada; toz presleme basıncı şekilde (50 ve 100 MPa) iki farklı sinterleme sıcaklığı (700 ve 800 °C) ve iki farklı miktarda bor ilavesi (1 ve 1,5 gr) kullanılarak toplam 8 farklı deney numunesi üretilmiştir. Üretimde kullanılan değişken parametreler, Tablo 5.2.'de verilmiştir.

Tablo 5.2. Kaplamaların Üretiminde Kullanılan Parametreler

Numune No	Tozların Presleme Basıncı (MPa)	Bor ilavesi (gr)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)
S1	50	1	700
S2	50	1	800
S3	50	1.5	700
S4	50	1.5	800
S5	100	1	700
S6	100	1	800
S7	100	1.5	700
S8	100	1.5	800

5.1.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri Ve EDX İncelemesi

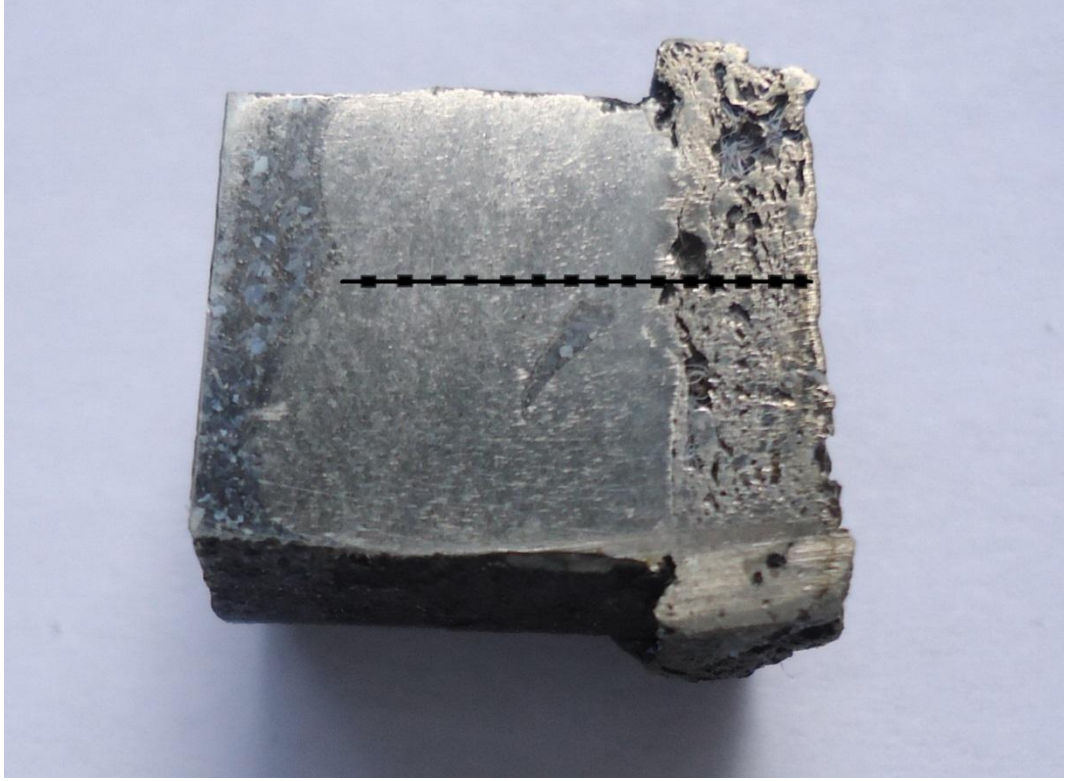
Bu çalışmada, SHS yöntemi ile kaplanan numunelerin mikro yapısını incelemek ve yapıda oluşan fazların elementer içeriklerini tespit edebilmek için Elazığ FÜEMLAB mevcut LEO marka Evo-40VP model SEM elektron mikroskobu ile EDX (enerji dispersive X-ışın spektroskopisi) kullanılmıştır.

5.1.4. X-Işını Difraksiyonu Ölçümleri

Farklı ateşleme sıcaklığı, Bor katkıları ve farklı kompaktlama basınçları kullanılarak üretilen numuneler ile farklı ısı işlemlere tabi tutulan numunelerde oluşan fazları tespit edebilmek için X-Ray analizleri Malatya İnönü Üniversitesi Merkezi Laboratuvarında mevcut Rigako Rad-B D-Max 2000 XRD cihazı kullanılarak yapılmıştır.

5.1.5. Mikrosertlik Analizi

Kaplama sonrası, numunelerin meydana gelen sertlik değişimini belirlemek için mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri; Fırat Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Malzeme ve Metalürji Ana Bilim Dalı Laboratuvar' ında bulunan LEİCA MHF-10 marka mikrosertlik cihazında 100 gr yük altında Şekil 5.3.' teki düzende 0.5 mm aralıklarla Vickers (HV) skalasında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu değerler, bilgisayar ortamına aktarılarak mikrosertlik grafikleri çizilmiştir.



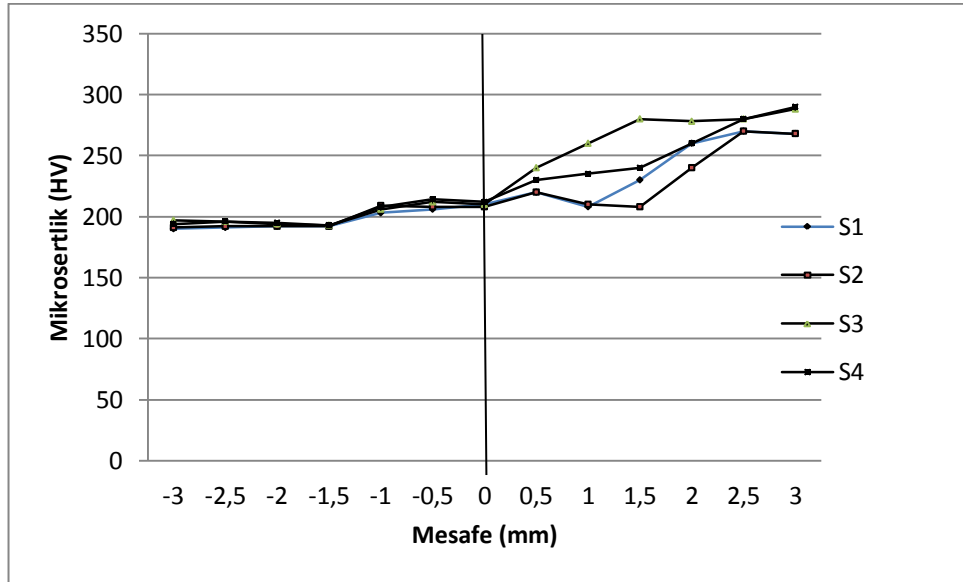
Şekil 5.2. Numune Üzerinde Alınan Mikrosertlik Ölçüm Noktaları

5.2. Kaplamaların Mikrosertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

İki farklı toz basınç, Bor ilavesi ve ateşleme sıcaklığı kullanılarak SHS yöntemi ile kaplanan numunelerin, kaplama malzemesinden AISI 304L paslanmaz çeliğe doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 5.3' te verilmiştir. Bütün numunelerden alınan sertlik dağılımları incelendiğinde sertlik dağılımlarının üç farklı bölgede (DUB, GB ve KM) değiştiği görülmektedir.

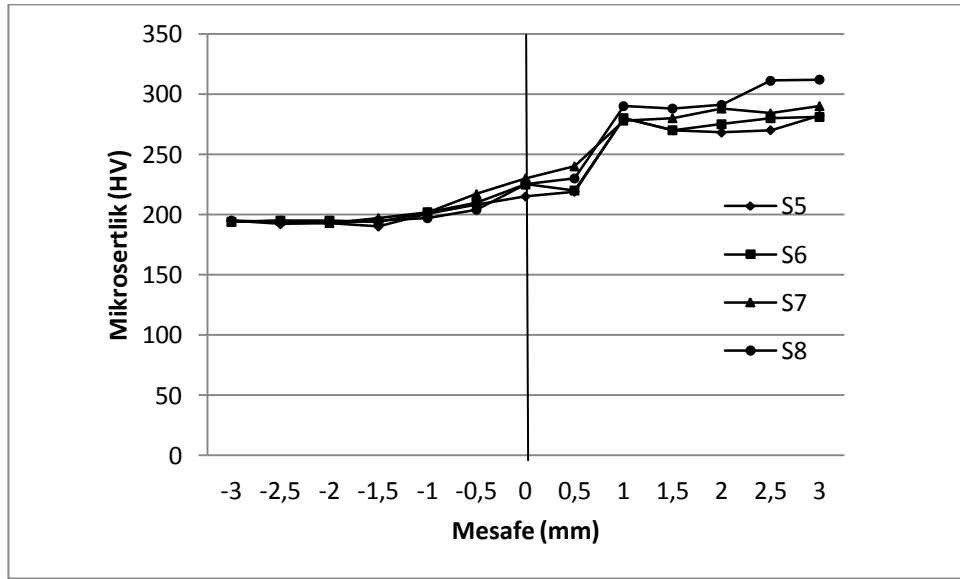
Kaplama malzemesinden ve geçiş bölgesinden değişim gösteren ölüm sonuçları esas malzemeye doğru, ana malzemenin esas sertlik değerlerine ulaşmıştır.

50 MPa toz basıncı, iki farklı ateşleme sıcaklığı ve iki farklı miktar da Bor ilave edilerek kaplanan numunelere ait sertlik eğrileri şekil 5.3' te verilmiştir. Bu numunelere ait sertlik profilleri incelendiğinde; her dört numunede de benzer bir sertlik dağılımlarının ortaya çıktığı görülmektedir. Bu dağılım kaplama malzemesinde maksimum olduğu AISI 304L paslanmaz elik malzemesine doğru gidildikçe esas malzemenin ana sertlik değerlerine yaklaşıldığı görülmektedir. DUB den başlayarak doğrusal olarak artan ve kaplama malzemesinde bir maksimum değere ulaşan sertlik yapılan X-Ray ve EDS analizleri doğrultusunda karbon elementinin AISI 304L paslanmaz tarafına geçtiği burada yapı değişikliğine sebep olarak sertliği arttığı görülmüştür. Aynı zamanda yapılan X-Ray analiz sonuçlarından da krom nitrür, demir nitrür ve krom karbürlerin varlığını tespit edilmiştir, hızlı soğuma ile oluşan martenzitik yapılar ve krom nitrür, demir nitrür ve krom karbürlerde sertliği arttırmıştır. Yapılan SEM analizleri ve mikrosertlik incelemeleri dikkate alındığında yapılan Bor ilavesinin kaplama malzemesinin genişliği ve kaplama malzemesi ile esas metalin sertlik artışı üzerine önemli bir etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir.



şekil 5.3. S1-S4 Numunelerinin Mikrosertlik Grafikleri

100 MPa toz basıncı, iki farklı bor ilavesi ve iki farklı ateşleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S4-S8 no' lu numunelerin merkezine dik doğrultuda çizgisel bir hat boyunca alınan mikrosertlik eğrileri Şekil 5.4' te verilmiştir. Bu kaplamalara ait sertlik profilleri incelendiğinde bütün numunelerde sertliğin kaplama malzemesinin merkezinde (KM) maksimum olduğu görülmektedir. Kaplama malzemesinden AISI 304L 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, 1,5 gr Bor ilavesi ve 800 °C ateşleme sıcaklığı kullanılarak gerçekleştirilen S8 no' lu numunede 312 HV olarak tespit edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise 50 MPa toz basıncı, 1gr Bor ilavesi ve 700 °C ateşleme sıcaklığı kullanılarak gerçekleştirilen S1 no' lu numunede 270 HV olarak kaydedilmiştir. Bu durum yapılan bor ilavesine ve ateşleme sıcaklığının artırılması ile çıkılan sıcaklık derecesinin artmasına, karbon gibi kolay difüze olan elementlerin difüzyonunu hızlandırmasına ve martenzitik faz dönüşümlerine, karbür ve nitrür çökelmelerini bağlanabilir.



Şekil 5.4. S5-S8 Numunelerinin Mikrosertlik Grafikleri

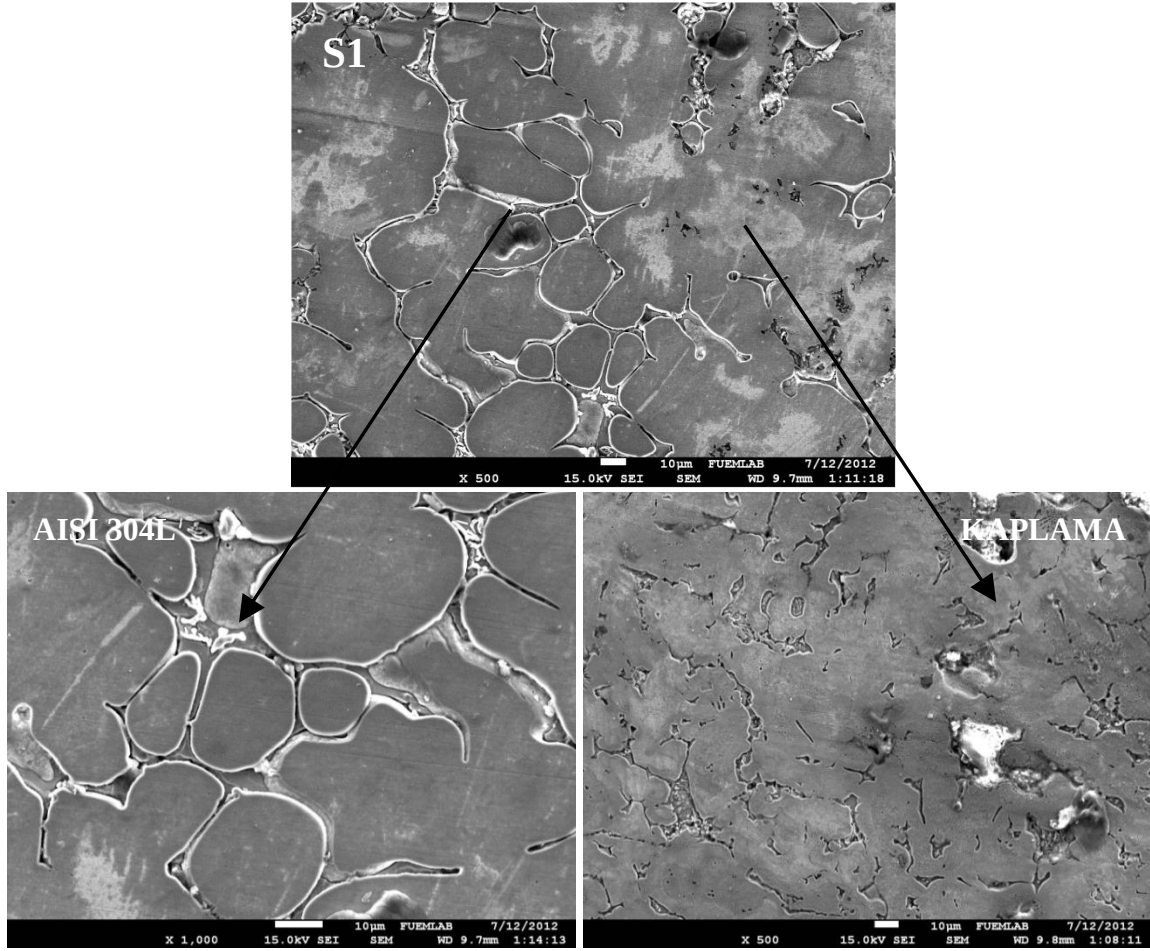
Sertlik ölçüm sonuçlarından 100 MPa toz basıncı ve 1,5 gr Bor ilavesi kullanılarak SHS yöntemi ile üretilen tabakaların sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ancak 50 MPa tozbasıncı, 700 °C ateşleme sıcaklığı ve 1gr Bor ilave edilerek üretilen numunelerde X-Ray sonuçlarına göre genel olarak faz dönüşümü tamamlanmadığı

için çok fazlı yapılar, bununla birlikte bu yöntemde koruyucu atmosfer kullanılmadığı için oksit oluşumları tespit edilmiştir. SEM-EDS ve X-Ray analizlerinde kaplama tabakası ve altlık arasında karşılıklı difüzyonun oluştuğu belirlenmiş ve arayüzeyde metalürjik bir bağlanmanın oluştuğu tespit edilmiştir ve kaplama tabakasının elik altlığa kuvvetle bağlandığı düşünölmektedir.

5.3. Kaplamaların Arayüzeyinden Alınan SEM Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi

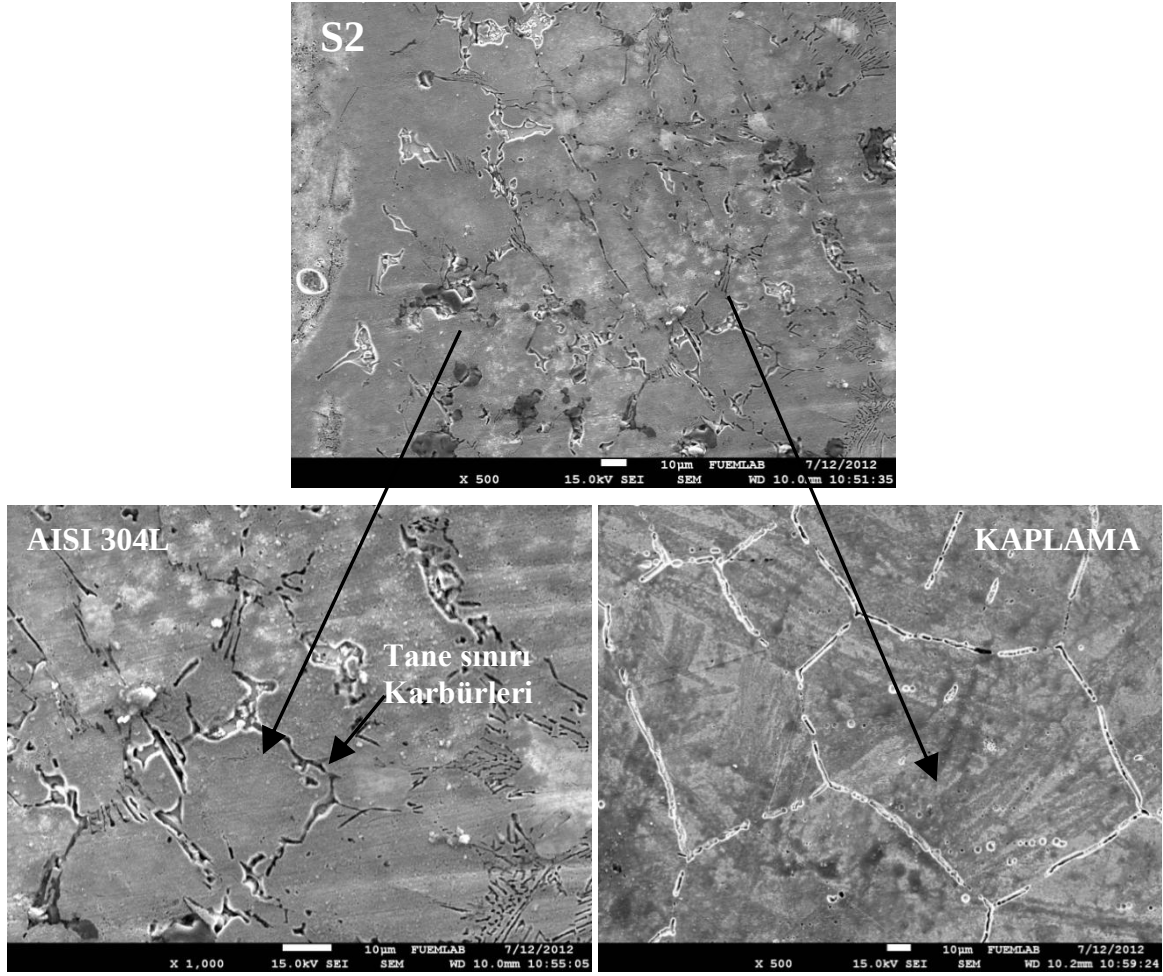
Farklı işlem parametreleri kullanılarak kaplanan numunelere ait SEM görüntöleri sırasıyla şekiller’de verilmiştir. Bu çalışmada kaplama malzemesi ile altlık farklı bileşimlere sahip olduğundan ara yüzeyin hem kaplama malzemesi tarafında hem de altlık tarafında farklı yapıların ortaya çıktığı açıktır. Bu nedenle, mikroyapı değerlendirilmesi yapılırken işlem parametrelerine bağlı olarak ortaya çıkan bu yapıların boyutları ve şekil olarak değişimleri dikkate alınmıştır.

50 MPa toz basıncı, 1 gr bor ilavesi ve 700 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan numuneye ait SEM görüntöleri şekil 5.5’ te verilmiştir. Kaplama tabakası ve altlık malzeme farkı ile net olarak ayırt edilememektedir. Aynı zamanda kaplama tabakaları ile altlık arayüzeyinde herhangi bir çatlak veya ayrılma görölmemiştir.



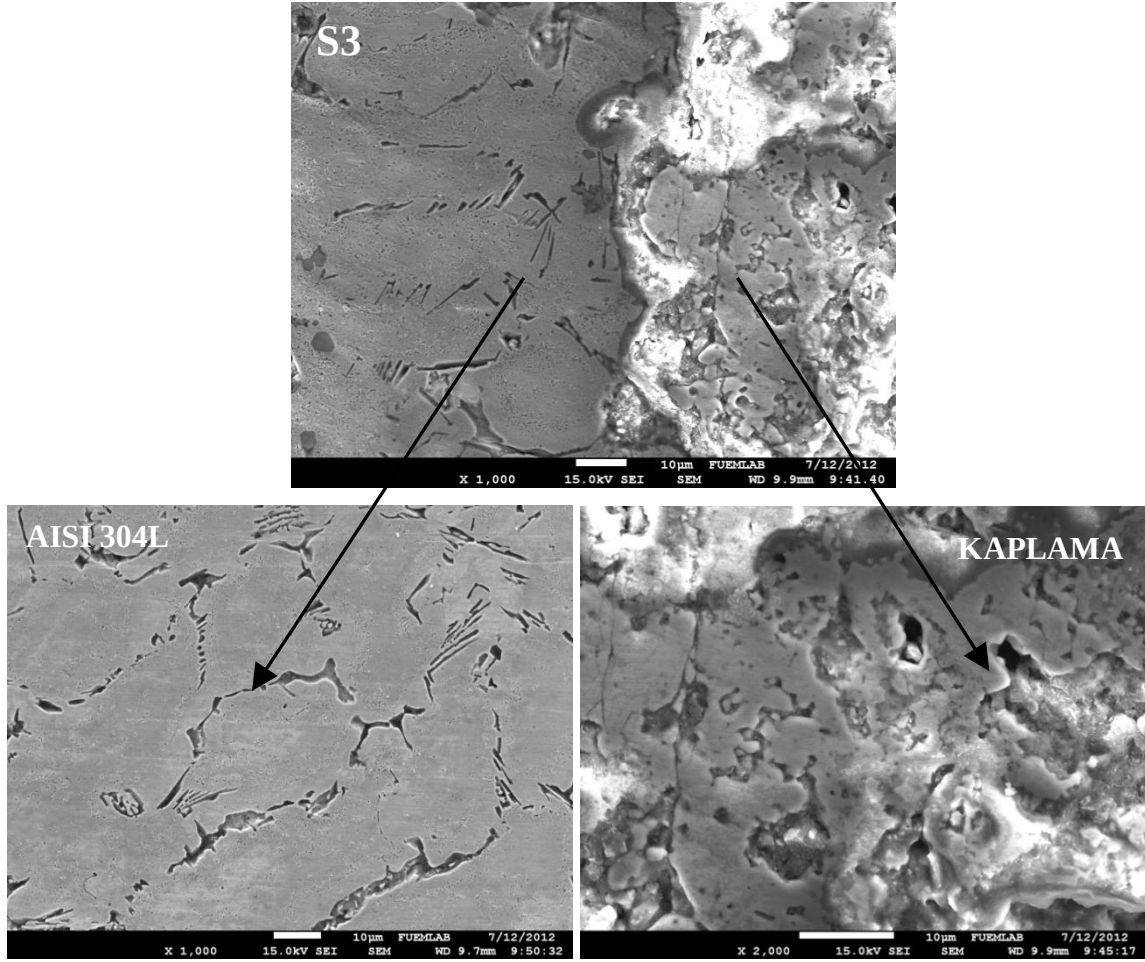
Şekil 5.5. Ni_3Al Kaplanan S1 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

50 MPa toz basıncı, 1 gr Bor ilavesi ve 800 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.6' de verilmiştir. Şekilden de açıkça görüldüğü gibi altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında tam bir birleşme görülmektedir. Ayrıca artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak kaplama malzemesi altlık malzemesine difüze olmuştur. AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik tarafından alınan SEM görüntüsünden de görüldüğü gibi 800 °C sıcaklıkta yarım saat bekletildikten sonra havada soğutulan malzemenin tane sınırlarında krom karbür çökeltilerine rastlanmıştır. Bu durum ostenitik paslanmaz çeliğin temel özelliklerinden dolayıdır. Diğer taraftan kaplama malzemesinin S2 no'lu numunesinden alınan SEM görüntüsü incelendiğinde çok az miktarda bir porozitenin var olduğu görülmektedir. Bunun temel sebebi artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak difüzyonun artması neticesinde porozluğun bir önceki numuneye nazaran azalmasına ne den olmaktadır.



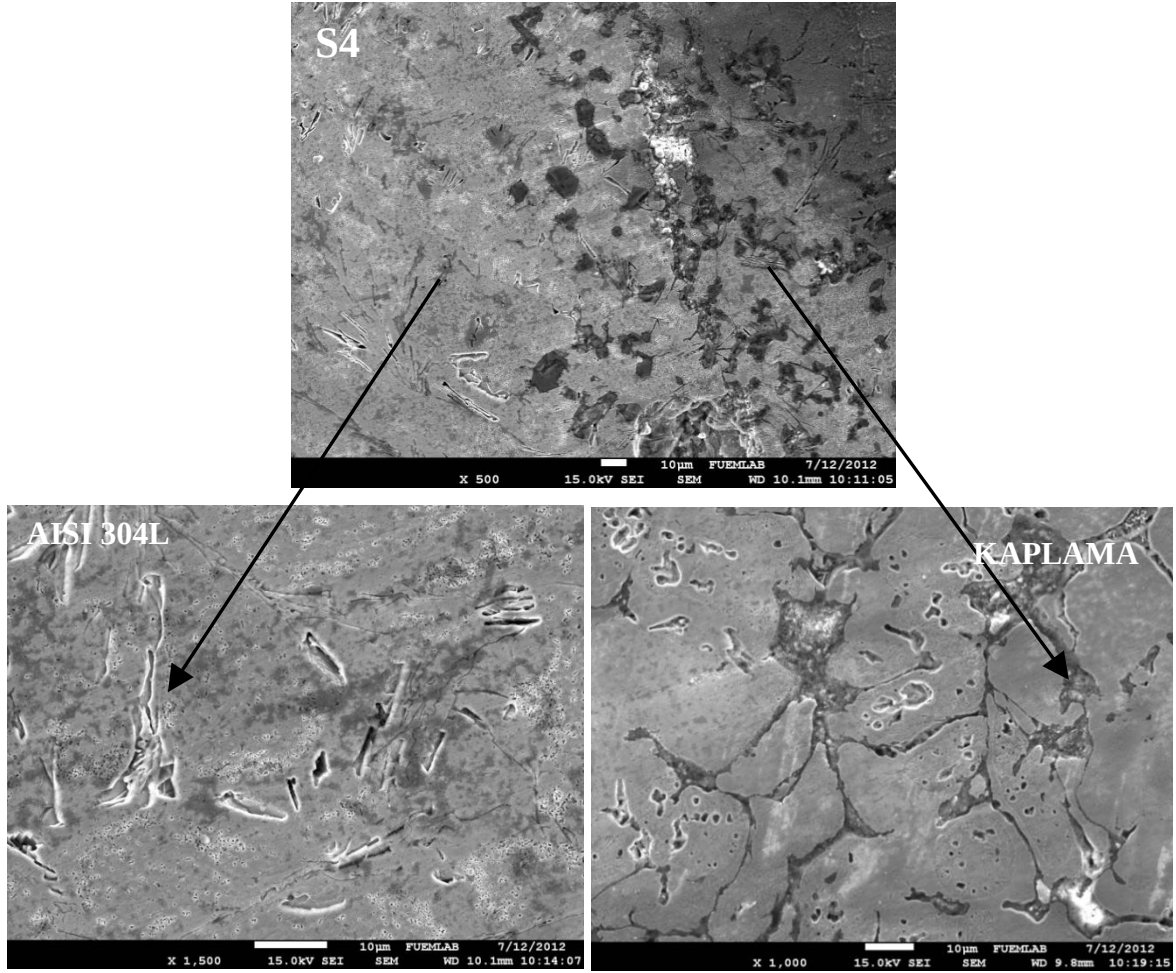
Şekil 5.6. Ni_3Al Kaplanan S2 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

50 MPa toz basıncı, 1,5 gr Bor ilavesi ve 700 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.7' de verilmiştir. Bu resimler incelendiğinde altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında tamamen bir birleşmenin olmadığı ara yüzeyde birleşmenin az olduğu görülmektedir. Ayrıca artan bor katkısına bağlı olarak altlık malzeme ile kaplama malzemesi arayüzeyinde belirgin sınırlara ve farklı yapılara rastlanmıştır. S3 no'lu numunenin AISI 304L paslanmaz çelik tarafından alınan SEM görüntüsü incelendiğinde tane sınırların çok belirgin olmadığı görülmektedir.



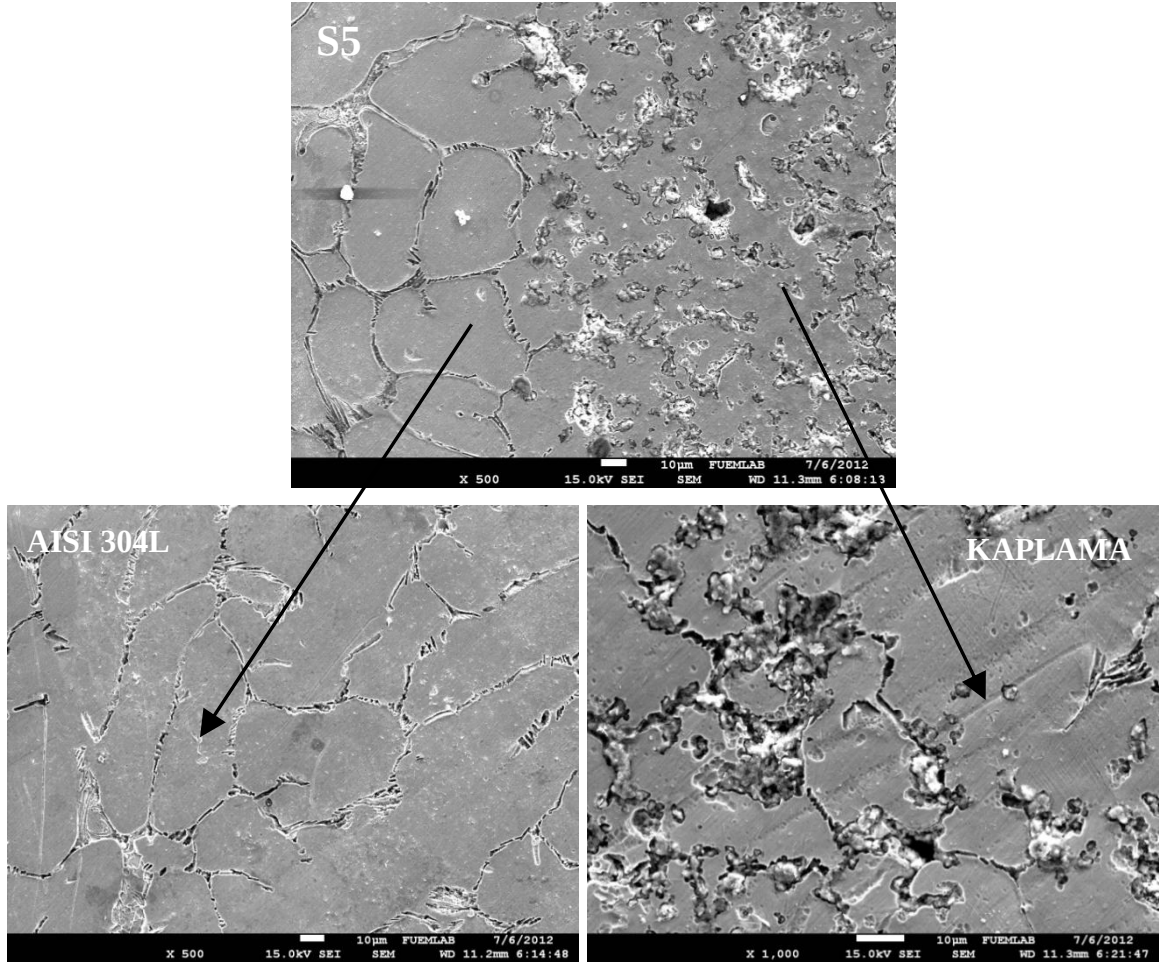
Şekil 5.7. Ni₃Al Kaplanan S3 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

50 MPa toz basıncı, 1,5 gr Bor ilavesi ve 800 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S4 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.8' de verilmiştir. Bu resimlerden de açıkça görüldüğü gibi artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak altlık malzeme ile kaplama malzemesi arasında tamamen bir birleşmenin varlığı ve ara yüzey çizgisinin fark edilemeyecek derecede bir difüzyonun varlığı görülmüştür. Ayrıca AISI 304L 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 yanma boşluk sayısının bir önceki yapılan numunelerden daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Bu durum artan bor katkısına ve sinterleme sıcaklığına bağlanabilir.



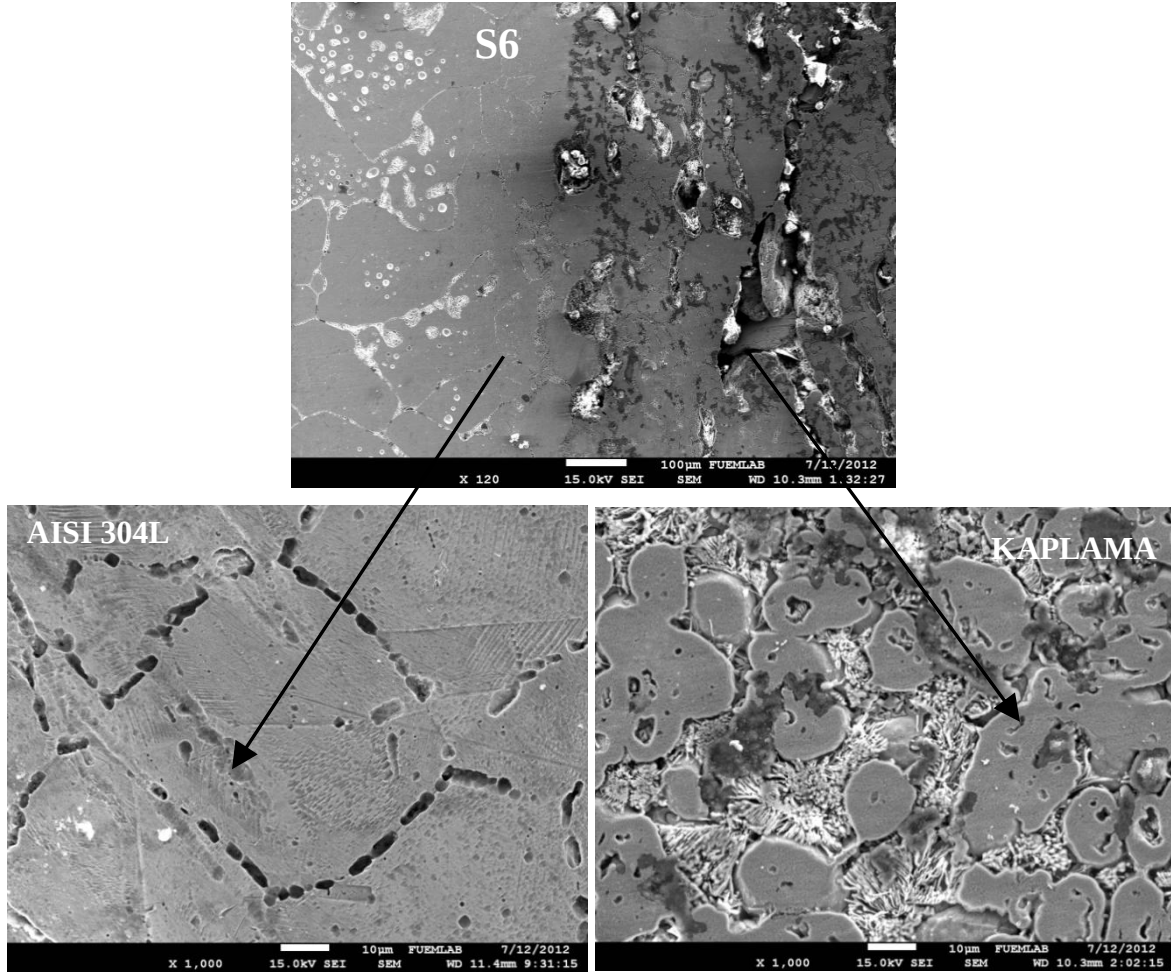
Şekil 5.8. Ni_3Al Kaplanan S4 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

Toz basıncının 50 MPa artırılması ile 100 MPa toz basıncı, 1 gr Bor ilavesi ve 700 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S5 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.9.'da verilmiştir. Bu fotoğrafları incelendiğinde artan toz basıncına bağlı olarak arayüzey çizgisinin tamamen ortadan kalktığı ve tanelerin belirginleştiği görülmektedir. AISI 304L paslanmaz çelik malzeme tarafından alınan SEM görüntülerinden de açıkça görüldüğü gibi tane sınırlarında krom karbürlerin düzgün dağılım sergilemiştir. Ayrıca S5 no'lu numunenin kaplama malzemesinden alınan SEM görüntülerinden tanelerin daha belirginleştiği ve yanma boşlukların 50 MPa toz basıncı kullanılarak kaplanan numunelere nazaran daha fazla düzenli bir dağılım sergilediği tespit edilmiştir.



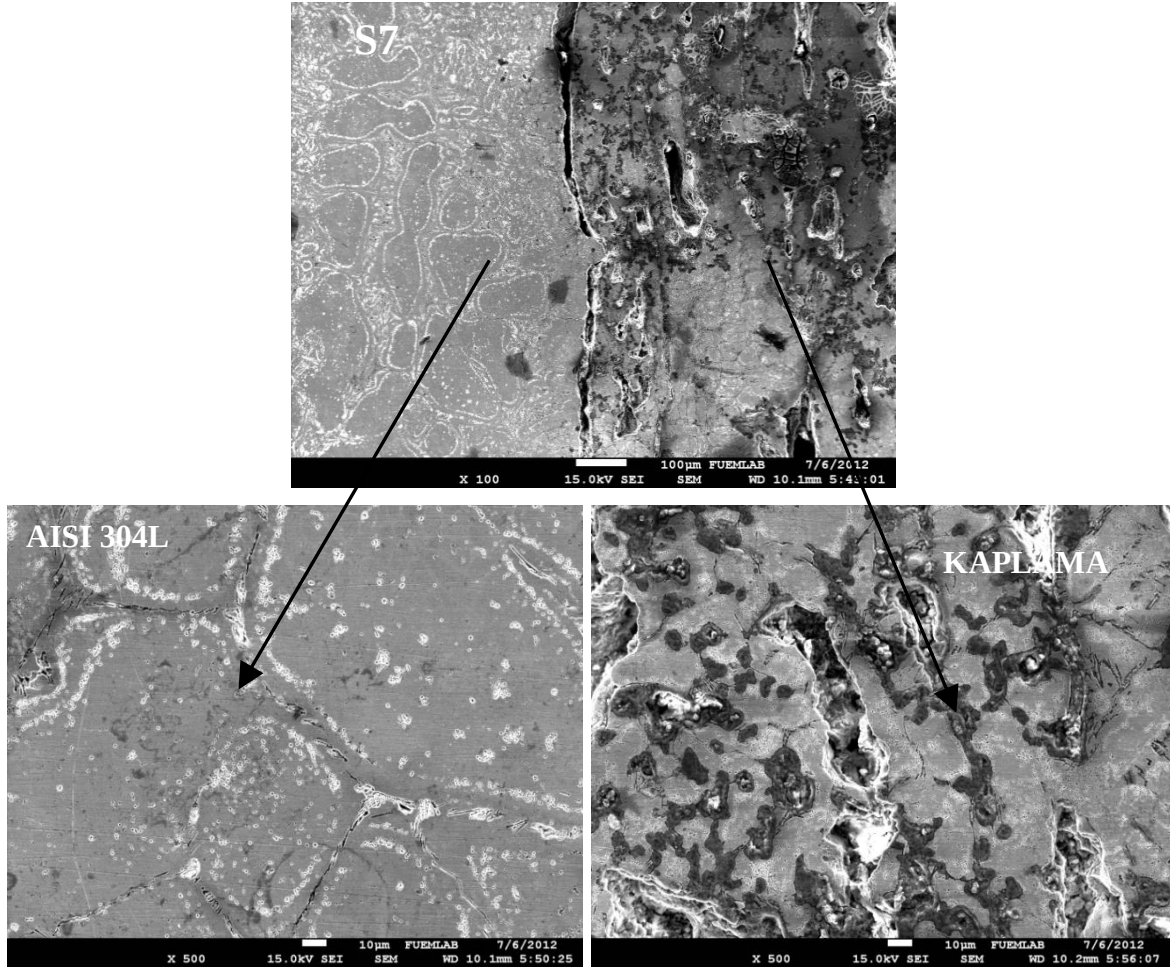
Şekil 5.9. Ni_3Al Kaplanan S5 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

100 MPa toz basıncı, 1 gr Bor ilavesi ve 800 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S6 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.10.'da verilmiştir. S6 no'lu numuneye ait mikroyapı SEM resimleri incelendiğinde artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak birleşme başarıyla yapılmıştır ve birleşme sıcaklığının yüksek olmasından dolayı kaplama malzemesi tarafında tane büyümesi olduğu düşünülmektedir. S6 no'lu numunenin altlık malzemedan alınan SEM görüntüleri bir öncekiler ile benzerlik gösterdiği görülmektedir. Kaplama malzemesinden alınan SEM görüntülerinden de açıkça görüldüğü gibi tane sınırlarında yapılan SEM, EDS ve X-Ray analizleri doğrultusunda Bor elementinin varlığı tespit edilmiştir ve yine tane sınırlarında $\text{B}_2\text{Fe}_3\text{Ni}_3$, Ni_3Al , Cr_2Ni_3 ve Fe_3Ni_2 bileşiklerinin olduğu düşünülmektedir.



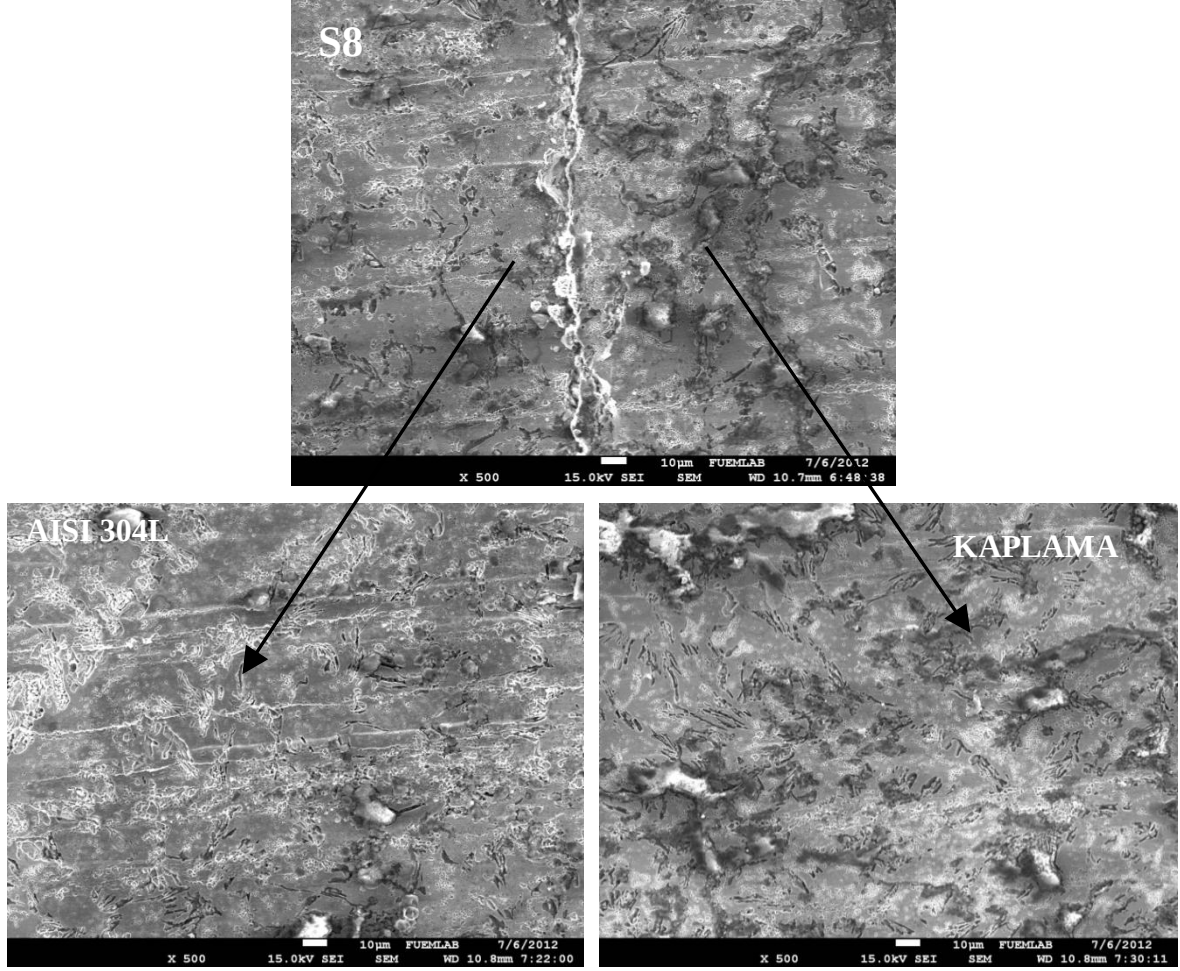
Şekil 5.10. Ni_3Al Kaplanan S6 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

100 MPa toz basıncı, 1,5 gr Bor ilavesi ve 700 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S7 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.11'de verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde artan bor ilavesine bağlı olarak birleşme ara yüzeyinde boşluk ve çatlakların varlığı görülmektedir. Ayrıca S7 no'lu numunenin kaplama bölgesinden alınan SEM görüntülerinden fazların çok düzensiz bir şekilde dağılım sergilediği ve yanma boşluklarının bir önceki seride yapılan numunelerden daha fazla ve büyük olduğu görülmektedir. Bunun temel nedeni artan bor katkısı ile şekillenen fazların düzensiz olarak dağılımına neden olmasıdır. AISI 304L paslanmaz çelik tarafından alınan SEM görüntüleri bir önceki seride alınanlarla benzerlik göstermektedir.



Şekil 5.11. Ni_3Al Kaplanan S7 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

100 MPa toz basıncı, 1,5 gr Bor ilavesi ve 800 °C sinterleme sıcaklığı kullanılarak kaplanan S8 no'lu numuneye ait SEM görüntüleri Şekil 5.12'de verilmiştir. Fotoğraflarda arayüzeyde tam bir birleşmenin olmadığı, kaplama malzemesi ile altlık ara yüzeyinde boşlukların var olduğu görülmektedir. Artan sinterleme sıcaklığı ve bor katkısı ile kaplama malzemesi ile altlık arasındaki birleşmeyi olumsuz etkilemektedir. Bor ilavesinin artırılması kaplama malzemesi ile altlık arasındaki difüzyonu engellemekte ve birleşme kalitesini düşürmektedir.



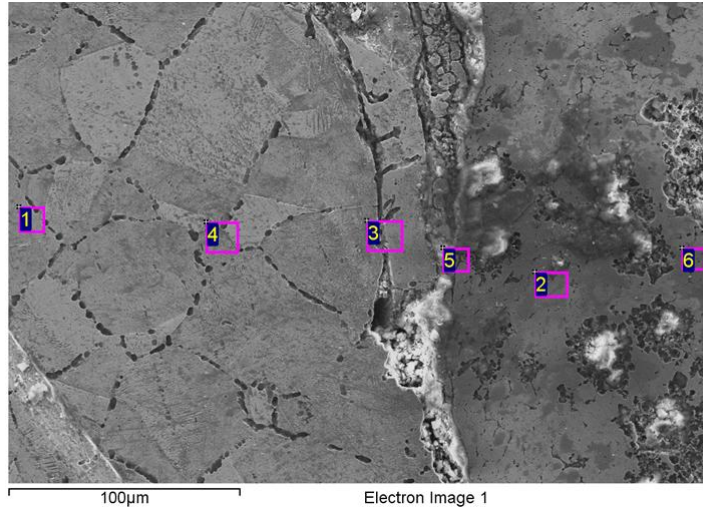
Şekil 5.12. Ni_3Al Kaplanan S8 no' lu Numuneye Ait SEM Fotoğrafları

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 oluştuğu farz edilmektedir. Dış poroziteler ön şekillendirme sırasında tozlar arasında kalan boşluklardan, reaksiyon oluşumu ile birlikte yüksek sıcaklığa ulaşıldığında empüritelerin buharlaşması veya gaz çıkışı kaynaklı olabilir. 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. Bu bileşiğe % 0,5 Bor ilavesi, uzamayı sıfırdan % 50 ye çıkarır. Çünkü kırılma şekli tanelerarası kırılmadan kristallerarası kırılmaya dönüşür. Bu şekilde şekillendirilebilirliği de önemli ölçüde artar. Bunun nedeni, muhtemelen, borun tane sınırlarına yerleşip tane sıırı bölgesinde bir miktar düzensizliğe yol açmasıdır. Bu

şekilde, buralarda dislokasyon yığılmaları nedeniyle oluşan gerilmeler daha düzenli ve eşit bir şekilde dağıtılır ve sadece tane sınırları boyunca meydana gelen kırılma yerine tane sınırlarına karşidan karşıya meydana gelen kayma ile azaltılır.

5.4. Kaplamaların EDS ve X-Ray Analiz Sonuçlarının Değerlendirilmesi



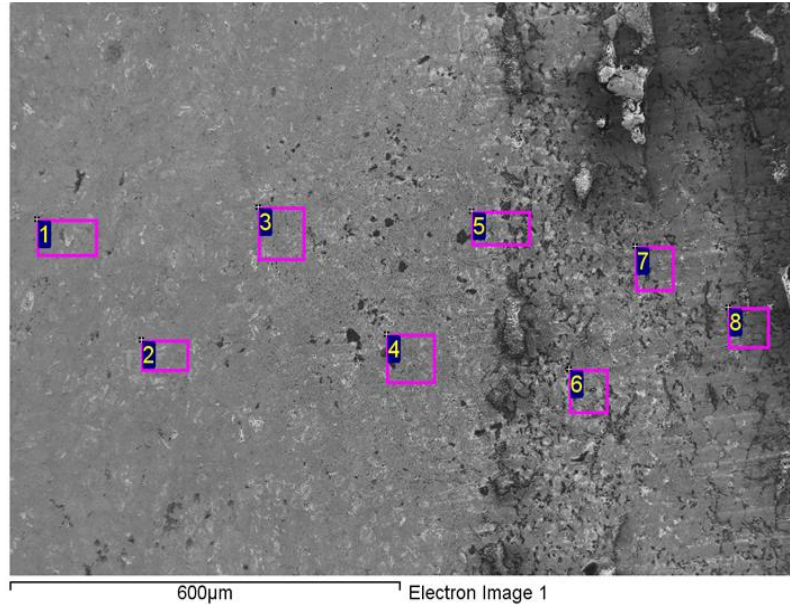
Şekil 5.13. 1gr Bor İlave Edilerek SHS Yöntemi ile Kaplanan S1 no’lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafi

Tablo 5.3. S1 no’lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları

EDS Noktası	Alaşım Elementleri(% Miktar)								
	C	Si	Cr	Fe	Ni	O	Al	Mn	B
1	4	0.61	18	66.3	8.6	-	-	1.6	-
2	4	-	0.43	1.27	64	12	16.5	-	-
3	4	0.59	17.3	63.9	9.34	2.9	0.48	-	-
4	3	0.57	17.4	65.5	8.21	-	-	1.61	-
5	4	-	0.71	2.91	50	28	14	-	-
6	3	-	0.35	0.9	76.5	3.4	14.5	-	-

S1 no’ lu numuneye ait EDS analiz sonuçları Tablo 5.3’de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; beklendiği gibi C, Si, Cr, Fe, Ni, O, Al ve Mn elementleri tespit edilmiştir.1 gr Bor ilave edilerek üretilen numunelerin hiçbirinin EDS analiz sonuçlarında, çok küçük alanda analiz yapıldığı için Bor elementi

görülememektedir. Fakat tüm bölge seçildiği zaman Bor elementinin varlığı açıkça görülmektedir. Ayrıca 20 µm' lik mesafede AISI 304L paslanmaz çelik malzemeden kaplama malzemesine Cr ve Fe elementleri difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede kaplama malzemesinden AISI 304L paslanmaz çelik malzemesine doğru Ni ve Al elementleri difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. Bunun nedeni, arayer elementlerinin paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasıdır.

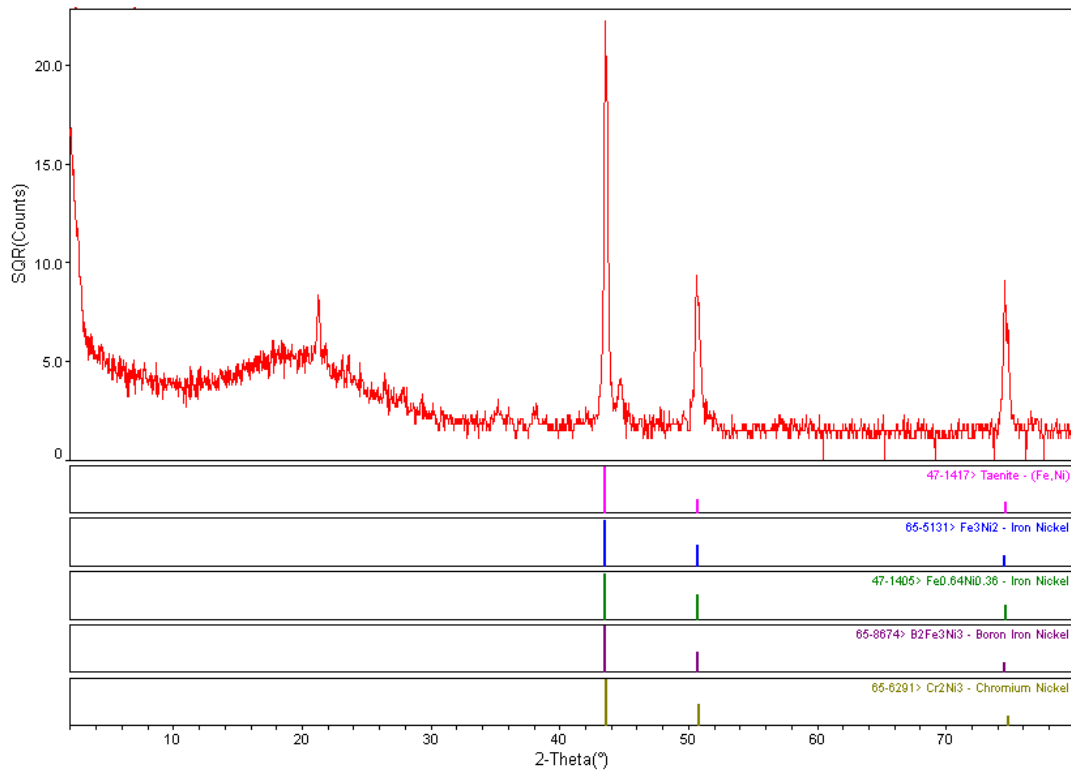


Şekil 5.14. 1,5gr Bor İlave Edilerek SHS Yöntemi ile Kaplanan S8 no'lu Numuneye Ait EDS Noktalarını Gösteren SEM Fotoğrafi

Tablo 5.4. S8 no'lu Numuneye Ait EDS Analiz Sonuçları

EDS Noktası	Alaşım Elementleri(% Miktar)								
	C	Si	Cr	Fe	Ni	O	Al	Mn	B
1	4,7	0.61	18.4	66.5	8.06	-	-	1.5	-
2	5	0.63	18.5	66.02	7.49	-	-	1.6	-
3	6	0.59	17.3	61.9	9.34	-	-	1.5	-
4	7	0.57	17.4	62.5	8.21	-	-	1.6	-
5	18	-	0.71	2.91	45	2.4	-	1.1	-
6	13.8	-	2.1	-	58.4	13.1	5.06	-	1.07
7	5.45	-	0.50	1.2	78.8	2.3	11.6	-	2,01
8	9.1	-	0.48	2.03	71.3	11	6	-	1,03

S8 no' lu numuneye ait EDS analiz sonuçları Tablo 5.4' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; beklendiği gibi C, Si, Cr, Fe, Ni, O, Al ve Mn elementleri tespit edilmiş ve 1,5 gr Bor ilave edilerek üretilen numunelerin EDS analiz sonuçlarında Bor elementi de tespit edilmiştir. Ayrıca 40 µm' lik mesafede AISI 304L paslanmaz çelik malzemeden kaplama malzemesine Cr ve Fe elementleri difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede kaplama malzemesinden AISI 304L paslanmaz çelik malzemesine doğru Ni ve Al elementleri difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. Bunun nedeni arayer elementlerinin paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır.



Şekil 5.15. Ni₃Al Kaplama Tabakalarının X-ışını Difraksiyon Paternleri

S8 numunesinin birleşme ara bölgesinde oluşan fazları ve bileşikleri tespit etmek amacıyla yapılan X- Işını analiz grafikleri Şekil 5.15'de görülmektedir. X-ışını analizinde; Fe₃Ni₂; B₂Fe₃Ni₃, Cr₂Ni₃ ve Fe-Ni faz ve bileşikleri ve 1,5 gr Bor ilave edilerek üretilen numunelerin EDS ve X-Ray analiz sonuçlarında da Bor elementi tespit edilmiştir.

6. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu çalışmada, AISI 304L çelik malzemesine farklı işlem parametrelerinde (toz basma basıncı ve sinterleme sıcaklığı) % 1 ve % 1.5 Bor elementi ilave edilerek 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. AISI 304L ostenitik paslanmaz çelik üzerine Bor katkılı Ni_3Al intermetalik bileşiği güvenilir bir şekilde kaplanmıştır.
2. Kaplamaların yüzeyinden alınan yüzey sıcaklık ölçümleri sonucu, toz basma basıncının kaplama işlem sıcaklıkları üzerinde önemli etkilerinin olduğu belirlenmiştir.
3. 50 Mpa toz basıncı ve 700°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 800°C sinterleme sıcaklığında gerçekleştirilen kaplama işlemlerinin tamamında; boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgelerin olmadığı tespit edilmiştir.
5. Bağlantılar EDS analizleri açısından incelendiğinde; 20 μm ’ lik mesafede AISI 304L paslanmaz çelik malzemedan kaplama malzemesine Cr ve Fe elementleri difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede kaplama malzemesinden AISI 304L 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, Bor ilavesi ve sinterleme sıcaklığı mukavemetini artırmakta, bu da kaplamaların mekanik özelliğini (sertlik) geliştirmektedir.
7. İki farklı toz basınç, bor ilavesi ve ateşleme sıcaklığı kullanılarak SHS yöntemi ile kaplanan numunelerin, kaplama malzemesinden AISI 304L paslanmaz çeliğe doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5mm 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, 1,5 gr Bor ilavesi ve 800 °C ateşleme sıcaklığı

kullanılarak gerçekleřtirilen S8 no' lu numunede 312 HV olarak tespit edilmiřtir. En dūřuk sertlik deęeri ise 50 MPa toz basıncı, 1gr bor ilavesi ve 700 °C ateřleme sıcaklıęı kullanılarak gerçekleřtirilen S1 no' lu numunede 270 HV olarak kaydedilmiřtir. Bu deęiřim yapılan Bor ilavesi ve ateřleme sıcaklıęının arttırılması ile çıkılan sıcaklık derecesinin artmasına, karbon gibi kolay difūze olan elementlerin difūzyonunu hızlanmasına ve martenzit gibi faz dōnūřumlerinin, karbūr ve nitrūr çökelmelerin tetiklenmesine baęlanabilir.

9. X-ışını analizinde; Fe_3Ni_2 ; $B_2Fe_3Ni_3$, Cr_2Ni_3 ve Fe-Ni faz ve bileşikleri saptanmıştır. 1,5 gr Bor ilave edilerek ūretilen numunelerin EDS ve X-Ray analiz sonuçlarında Bor elementi tespit edilmiştir.

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, The Sliding wear behaviour of reactive1y hot pressed nicke1 a1uminides, wear, 217, 1998, sayfa 200-207.
- [4] J.A. Jimenez, S. Klaus, M. Carsı, O.A. Ruano ye G. Frammeyer, Microstructure and high –temperature mechanical behaiour of the NiA1-27 At % Cr Intermetallic Composite, Acta Mater, 1999, 174, 13, Sayfa 3655-3662.
- [5] B.J. Johnson, F.E. Kennedy ye I. Baker, Dry sliding wear of NiA1, Wear, 192, 1-2, 1996, Sayfa 241-247.
- [6] Peter J. Blau ye Charles E. DeVore, Sliding friction and wear behaviour of seyerai nicke1 a1uminide a1loys under dry and lubricated conditions, Tribology International, 1990 23, 4, Sayfa 226-234.
- [7] C.E. da Costa, W.C. Zapata, F. Velasco, J.M. Ruiz-Prieto, J.M. Torralba, wear behaviour of a1uminum reinforced with nicke1 a1uminide MMCs, Journal of Materials Processing Technology, 92-93, 1999, Syf.66-70.
- [8] J.M. Yong, W. H. Kao, C.T. Liu, Deyelopment of nicke1 a1uminide matrix Composites Materials Science and Engineering A, A107, 1989, Syf. 81-91.
- [9] A. Rasmond Higgims, “The Intermetallic Compound”, Engineering Metallurgy, London 1968, p. 154-155.
- [10] C.S. Barrett, Massalsky, T. Bg “Superlattices”, Structure of Metals, New York, 1980, 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, Cohession and Structure, 2,1-103.
- [13] A.R. Miedama, A.K. Niessen, 1988, Cohession in Metals Transistions metal A1loys, Cohession and Structure, 1.
- [14] K. Enami, V.V. Martynoy, T.Tomie, L.G. Khandros and S. Nenno, Trans. Jap. Inst. Metals 22, 357(1981)
- [15] J.L.Gonzalez- Carrasco, F. Garcia-Cano , G. Caruana , M. Lieblich, Mater.Sci Eng. A 183A (1984) L5

- [16] O.Noguchi, Y.Oya and T.Suzuki Met.Trans.A ,12A,(1981),p.1647
- [17] G.R.Stoeckinerand J.P.Neumann, J.App1.Cryst,3,(1970), p.32
- [18] F.Gao and D.J.Bacon Phi1.Mag.A ,67, (1993) ,p.275
- [19] M.F Kneipmeier and G.J. Frerker, Phi1.Mag .A, 62, (1990),p.77
- [20] P.Beauuchamp,J.Douin and P.Veysseiere, Phi1.Mag.A,55,(1987),p.565
- [21] S.Harada,T.Ogura,S.Watanaze,O.Izumi and T.Masumoto, ActaMeta11.,34, (1986),p.13
- [22] H.Lin and D.P.Pope in L.A. Johnson et.a1.,High Temperature Ordered İntermeta11ic A11oys IV.,p.391
- [23] T.Ogura,S.Hanada,T.Masumoto and O.Izumi, Meta1, Trans.,A. 16A,(1985),p.441
- [24] CAHN, P.W., HAASEN, P., KRAMER, E.J.(Edited), “Intermetallics”, Materials Science and Technology, Vol-8, pp.684-693, 1996.
- [25] STOLOFF, N.S., LIU, C.T., DEVI, S.C., “Emerging Applications of Intermetallics”, Intermetallics, Elsevier Science B.V., 1313-1320, 2000.
- [26] ERGİN, N., “Fe-Al İntermetalik Malzemelerin Basınç Destekli Hacim Yanma Sentezi İle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi”, Y.Lisans Tezi, SAÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü, 2007.
- [27] ZEYTİN, S., ÜSTEL, F., İPEK, M., ZEYTİN, H., “Ti-Al3Ti Metalik İntermetalik (MİL) Kompozitlerin Üretimi Projesi”, Sakarya Üniversitesi, BAPK, Nisan 2008.
- [28] Metals Handbook ASM, Metals Park, Ohio 10th Ed. Vol. 2, 647-780,1990.
- [29] WESTBROOK, J.H. and FLEİSCHER R.L., “Intermetallic Compounds” Materials Science and Technology, Vol-8, pp.661-665), 1996.
- [30] GODA, D.J., RICHARDS, N.L., CALEY, W.F., CHATURVEDI, M.C.,“The Effect of Processing Variables on The Structure and Chemistry of Ti- Aluminide Based LMCS”, Materials Science and Emergineering A, Vol. 334,pp. 280-290, 2002.
- [31] KÖRPE, E.N., “Fe3Al (Fe77Al23 ve Fe72Al28) Alaşımlarının Borlanması”, Y.Lisans Tezi, OGÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, 2003.
- [32] ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams, Vol 3. 2, pp 44, 1992.
- [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., Srinivasan, P. B., Shankar, V., Seshadri, S. K. and Sundaresan, S., 2005, 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 Çökeltme 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 Tahratsız 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., Vol.13, Corrosion, ASM, 509, (1992).
- [49] TS ISO 4527 “Metalik Kaplamalar – Akımsız Nikel – Bor Kaplamalar – Özellik ve Deney Metotları”, TSE.
- [50] Erbil, T., “İki Yeni Mühendislik Yüzey İşlemi: Electroless Nickel ve Hard Anodizing”, Metalurji Dergisi, Sayı 86, 42-46, 1993.
- [51] D.W. Baudrand, Electroless nickel plating, ASM Handbook 5, ASM, 1994, 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., 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, Design of welding alloys creep and toughness, Doctor Dissertation, University of Cambridge Department of Materials Science And Metallurgy, Cambridge.
- [60] ASM, 1973. ASM Metals Handbook, 8th ed., 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.

ÖZGEÇMİŞ

Mehmet Akkaş, 1987 doğumlu olup ilk ve orta eğitimini Manisa'nın Kırkağaç ilçesinde Gazi ilköğretim okulunda lise eğitimini ise yine aynı ilçede bulunan Eczacı Engin Ümmettoğlu Lisesinde tamamladı. Lisans eğitimini Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi bölümünü 2010 da tamamladı.

Mehmet Akkaş Fırat Üniversitesi Metalurji Eğitimi Anabilim dalında yüksek lisansına devam etmektedir.