

**FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN KENDİ KENDİNE
İLERLEYEN YÜKSEK SICAKLIK SENTEZLENMESİ
YÖNTEMİYLE (SHS-KKİYSS) Ni_3Al METALLERARASI
BİLEŞİĞİN KAPLANMASI**

Mustafa BEKEN

Yükseklisans Tezi

Metalürji Eğitimi Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

ŞUBAT-2014

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİN KENDİ KENDİNE İLERLEYEN YÜKSEK
SICAKLIK SENTEZLENMESİ YÖNTEMİYLE (SHS-KKIYSS) Ni_3Al
METALLERARASI BİLEŞİĞİN KAPLANMASI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mustafa BEKEN

(101122108)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 25 Şubat 2014

Tezin Savunulduğu Tarih : 20 Şubat 2014

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Nuri ORHAN (F.Ü)

Prof. Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü)

ŞUBAT-2014

ÖNSÖZ

“Ferritik Paslanmaz Çeliğin Kendi Kendine İlerleyen Yüksek Sıcaklık Sentezlenmesi Yöntemiyle (SHS-KKİYSS) Ni₃Al Metallerarası Bileşiğin Kaplanması” adlı yüksek lisans tezimin hazırlanmasında deneyimlerinden yararlandığım danışman hocam Sayın Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR’e sonsuz teşekkür ve şükranlarımı sunarım. Çalışma boyunca sürekli bilgi, tecrübe ve manevi desteklerini benden esirgemeyen saygıdeğer hocam Prof. Dr. Nuri ORHAN’a çok teşekkür eder ve şükranlarımı sunarım. Atölye çalışmalarında gerekli yardımlarını esirgemeyen ve büyük yardımlarını gördüğüm sayın Dr. Musa KILIÇ ve Burhan YILMAZ’a ve Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü hocaları, Arş. Gör. ve personeline, Fen Bilimleri Enstitüsü çalışanlarına ayrı ayrı teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Ayrıca, tezimin hazırlık ve yazım aşamasında maddi ve manevi desteklerini benden esirgemeyen aileme ve tüm dostlarıma sonsuz şükranlarımı sunarım.

Bu tez çalışmasını, **TEF.12.02** numaralı proje kapsamında maddi olarak destekleyen FÜBAP ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Mustafa BEKEN

ELAZIĞ-2014

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER	II
ÖZET	IV
SUMMARY	VI
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VIII
TABLolar LİSTESİ.....	XI
ÇİZELGELER LİSTESİ.....	XII
1. GİRİŞ	1
2. TEMEL BİLGİLER	3
2.1 Paslanmaz Çelikler	3
2.1.1 Ferritik Paslanmaz Çelikler	6
2.1.1.1 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları.....	6
2.1.1.2 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri	9
2.1.1.3 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları	11
2.1.2 Östenitik Paslanmaz Çelikler	13
2.1.2.1 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları	16
2.1.2.2 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri	21
2.1.2.3 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları.....	23
2.2 Metallerarası Bileşikler	28
2.2.1 Nikel Alüminat Metallerarası Bileşikler	30
2.2.1.1 Kullanım Önündeki Engeller.....	30
2.2.1.2 Ni ₃ Al	30
2.3 Yüzey İşlemleri.....	32
2.3.1 Yüzey Kaplama	35
2.3.2 Yüzey Sertleştirme.....	36
2.4 SHS Yöntemi.....	37
2.4.1 Toz SHS Teknolojisi.....	41
2.5 Nikel Alüminatların Reaktif İşlenmesi	42
2.5.1 Basınçsız Reaksiyon Sentezlemesi	42

2.5.2	Tozların Parçacık Boyutu Ve Birbiriyle Bağlantısı.....	43
2.5.3	Parçacıklar Arası Katı Hal Difüzyonu	44
2.5.4	Isıtma Oranı	45
2.5.5	Atmosfer.....	45
2.5.6	Ateşleme Sıcaklığı Ve Yeşil (Yaş) Yoğunluk.....	45
2.5.7	Alaşım Elemanları İlavesinin Etkisi	46
3.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	47
3.1	Çalışmanın Amacı	47
3.2	Malzeme Ve Yöntem	47
4.	DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ	51
4.1	Numunelerin SEM Ve EDS Analizlerinin İrdelenmesi	53
4.2	Numunelerin XRD Analizlerinin İrdelenmesi	76
5.	GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	82
	KAYNAKLAR.....	83

ÖZET

Bu çalışmada, AISI 430 Ferritik Paslanmaz Çelik numuneler (SHS: Self Propagating High Temperature Synthesis) Kendi kendine İlerleyen Yüksek Sıcaklık Sentezlemesi (KİYSS) yöntemiyle Ni_3Al metallerarası bileşiği ile kaplanarak işlem parametrelerinin ara yüzey mikro yapısı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Ni ve Al tozları (ağırlıkça % 87 Ni ve % 13 Al) olacak şekilde tartılmış ve homojen bir karışım elde etmek için, içerisinde 12 mm çapında seramik bilye olan mekanik bir karıştırıcıda, 16 devir/dk ile 24 saat süreyle karıştırılmıştır.

Karıştırılan tozlar daha sonra 12 mm çapında 10 mm kalınlığında paslanmaz çelik numuneler üzerine 1 mm kalınlığında 150, 200, 250 ve 300 MPa'lık basınçlar altında soğuk kompaktlanmıştır.

Kompaktlanan numuneler, ön tavlama yapılmaksızın argon atmosferli bir odacıkta, üzerlerinde 40 N' luk bir kuvvet uygulanarak ısıtılmış ve ateşlenmişlerdir.

Daha önce yapılan çalışmalarda, ateşleme ve yanma ile eş zamanlı olarak oluşan Ni_3Al tabakasının paslanmaz çelik yüzeyine tutunamadığı görüldüğünden, ateşlenen numuneler, pozisyonları değiştirilmeksizin 1000 ve 1100 C sıcaklıklarda 45 dakika süreyle difüzyon işlemine tabi tutulmuşlardır.

Bu çalışmanın birinci bölümünde konuya giriş yapılmıştır. İkinci bölümde temel bilgiler sunuldu. Üçüncü bölümde deneysel çalışmanın yöntemine yer verildi, dördüncü bölümde ise deney sonuçları verildi. Beşinci ve son bölümde çalışma sonunda elde edilen genel sonuç ve öneriler verildi.

Anahtar Kelimeler: SHS, Ni_3Al , kaplama, intermetalik.

SUMMARY

COATING OF FERRITIC STAINLESS STEEL WITH Ni_3Al INTERMETALLIC BY SELF PROPAGATING HIGH TEMPERATURE SYNTHESIS (SHS)

In this thesis, specimens from AISI 430 ferritic stainless steel were coated with Ni_3Al intermetallic by Self Propagating High Temperature Synthesis (SHS) method and the effects of process parameters on the microstructures of the coated layer and interface were investigated. With this purpose, Al and Ni powders (1/3 atomic ratio) were mixed homogenously in a mechanical mixer with ceramic balls at 16 rpm for 24 hours.

Then the mixed powder, 1 mm in thickness was cold compacted on the stainless steel bars of 1 mm diameter and 10 mm height with the pressures of 150, 200, 250 and 300 MPa. The compacted specimens were ignited in a chamber under argon atmosphere by applying a force of 40 kN.

Since it was seen that in situ coating was not possible, the specimens were annealed at 1000 and 1100 C for 45 minutes immediately after ignition. It was concluded that the time and temperatures were enough for a sound interface and coating.

In the first chapter of the study, the subject is introduced. In the second chapter a literature research was given on the materials and the method (SHS) itself. In the third chapter, the experimental studies, materials and method were presented. In the fourth chapter the results and in the fifth and last chapter conclusion and recommendations are given.

Keywords: SHS; Ni_3Al , coating, intermetallic

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1	20-100 °C’de Çeşitli paslanmaz çelikler ile karbonlu çeliğin ısı iletim kabiliyetleri	4
Şekil 2.2	20-800°C’de çeşitli paslanmaz çelikler ile C’lu yapı çeliğinin genleşme katsayısı	5
Şekil 2.3	20 °C’de çeşitli paslanmaz çelikler ile C’lu yapı çeliğinin özgül elektrik iletmedirenci	5
Şekil 2.4	430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 788 °C’de tavllanmış pikral + HCl ile dağlanmış 100X mikroyapı resmi. Yapı eştaneli ferrit matriks ve dağlanmış karbür parçacıklarından meydana gelmiştir.	7
Şekil 2.5	1200 °C’den oda sıcaklığına suda soğutulması sonrası 430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin aquaregiatgly cerol ile dağlanmış 500X mikro yapısı. Yapı ferrit matraste martenzit adacıklarını göstermektedir	8
Şekil 2.6	446 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 802°C’de tavlandıktan sonra HCl+Metanol ile dağlanmış mikro yapısı. Yapı eştaneli ferrit matraste dağlanmış karbür parçacıklarından oluşmuştur	8
Şekil 2.7	a) 815 °C’ de 1 saat tavllanmış ve su verilmiş, b) 815 °C + 1150 °C’de 1 saat tavllanmış ve su verilmiş Fe - %17 Cr - %0,002-0,061 C ferritik paslanmaz çeliklerin ¼boyutlu Charpy V-çentikli numuneleri için geçiş eğrisi	10
Şekil 2.8	Ferritik paslanamaz çelikler için artan numune kalınlığına göre sünek-gevrek geçiş sıcaklığı. Eğriler 409 ve 439 tiplerinden elde edilen veriler içindir.	11
Şekil 2.9	%18 Cr, %8 Ni içeren çeliğin mikroyapı resmi: a) tavlama sonrası yapısının tamamen östenitik olduğu görülmekte, b) soğuk şekillendirme sonrası görüntüsü	17
Şekil 2.10	%18 Cr-%8 Ni paslanmaz çeliklerin yapısı üzerine karbonun etkisi	17
Şekil 2.11a	Fe-Cr diyagramı üzerinde C’un etkisi (% 0,05C)	18
Şekil 2.11b	Fe-Cr diyagramı üzerinde C’un etkisi (% 0,05C)	18
Şekil 2.12	304 tipi östenitik paslanmaz çelik şerit 1060 °C’ de 5 dakika tavlandıktan sonra havada soğutulmuş. Yapı eşeksenel östenit tanelerinden oluşmaktadır ve yapıda tavlama ikizleri görülmekte (250X)	20
Şekil 2.13	301 ve 304 tipi paslanmaz çeliklerin mühendislik gerilim-gerinim eğrileri	22

Şekil 2.14 Yarı kararlı 301 tipi ve kararlı 304 tipi paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri üzerine soğuk deformasyonun etkisi	23
Şekil 2.15 Sülfürik asit içerisinde değişik Cr-Ni çeliklerinde tahribat. (Taralı alanlar, yılda 0,1mm'den az tahribatın olduğu alanları göstermektedir)	24
Şekil 2.16 Paslanmaz çelikte tanelerarası korozyona duyarlaşma sırasında tane sınırında karbür çökelmesinin şematik olarak görünümü	25
Şekil 2.17 Östenitik Cr-Ni çeliklerinde, tavlama süresine bağlı olarak tane sınırları yakınında Cr miktarının değişmesinin şematik görünümü	26
Şekil 2.18 90°C'de 2N H ₂ SO ₄ içinde %8-9 Ni içeren Fe alaşımı anodik polarizasyonuna Cr içeriğinin etkisi	27
Şekil 2.19 SHS işleminin fotoğrafı ve şematik resmi .. Hata! Yer işareti tanımlanmamış.	
Şekil 3.1 Tozların kompaktlandığı kalıp [30].	48
Şekil 3.2 Difüzyon kaynak düzeneğinin şematik görüntüsü.	49
Şekil 3.3 Ortadan ikiye kesilmiş numune.	49
Şekil 4.1 Arakesit Bölgesinin Kısımları	51
Şekil 4.2 Ni tabakasının reaksiyon ile meydana gelen çekme tesiri ile paslanmaz çelik yüzeyinden ayrılabilirdiği görülmektedir.	52
Şekil 4.3 Ni-Al faz diyagramı	52
Şekil 4.4 Fe-Ni-Al üçlü denge diyagramı (400 C)	53
Şekil 4.5 N1 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	56
Şekil 4.6 N1 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	57
Şekil 4.7 N2 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	59
Şekil 4.8 N2 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	59
Şekil 4.9 N3 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	61
Şekil 4.10 N3 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	61
Şekil 4.11 N4 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	63
Şekil 4.12 N4 nolu numunenin SEM ve XRD görüntüsü.	64
Şekil 4.13 Fe-Ni-Cr üçlü denge diyagramı (400 °C).....	64
Şekil 4.14 N5 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	67
Şekil 4.15 N5 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	67
Şekil 4.16 N6 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	70
Şekil 4.17 N6 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	70

Şekil 4.18 N7 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	72
Şekil 4.19 N7 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	73
Şekil 4.20 N8 nolu numunenin SEM görüntüsü.....	75
Şekil 4.21 N8 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.	76
Şekil 4.22 N1 nolu numunenin XRD grafiği.....	77
Şekil 4.23 N2 nolu numunenin XRD grafiği.....	77
Şekil 4.24 N3 nolu numunenin XRD grafiği.....	78
Şekil 4.25 N4 nolu numunenin XRD grafiği.....	78
Şekil 4.26 N5 nolu numunenin XRD grafiği.....	79
Şekil 4.27 N6 nolu numunenin XRD grafiği.....	79
Şekil 4.28 N7 nolu numunenin XRD grafiği.....	80
Şekil 4.29 N8 nolu numunenin XRD grafiği.....	80
Şekil 4.30 Arakesit Bölgesinde Difüzyon ve Elementlerin Dağılımı.	81

TABLÖLAR LİSTESİ

Tablo 3.1 Kullanılan Ferritik paslanmaz Çeliğin Kimyasal Bileşimi	47
Tablo 3.2 Kullanılan Ni ve Al tozlarının özellikleri.	48
Tablo 3.3 Deneylere Ait Parametreler ve Deney Koşulları.	50
Tablo 4.1 Deneylere Ait Parametreler, Deney Koşulları, SEM-EDS ve XRD sonuçları. ..	54
Tablo 4.2 N1 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	55
Tablo 4.3 N2 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	58
Tablo 4.4 N3 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	60
Tablo 4.5 N4 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	62
Tablo 4.6 N5 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	65
Tablo 4.7 N6 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	68
Tablo 4.8 N7 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	71
Tablo 4.9 N8 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.	73

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2. 1 Paslanmaz çelik gruplarına ait fiziksel özellikleri	4
Çizelge 2.2 Endüstride yaygın olarak kullanılan bazı ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik	10
Çizelge 2. 3 Endüstride kullanılan bazı östenitik tip paslanmaz çeliklere ait fiziksel özellikler	14
Çizelge 2. 4 Kimyasal kompozisyonları ve endüstride yaygın olarak kullanılanlarının tipik uygulamaları	15
Çizelge 2. 5 Endüstride kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin nominal mekanik özellikleri	21
Çizelge 2. 6 Yüzey mühendisliğinde uygulanan metotlar	34
Çizelge 2. 7 SHS işlem şeması	40

1.GİRİŞ

Son zamanlarda, kaplama teknolojisinde yapılan çalışmaların büyük bir kısmı reaksiyon sentezi üzerine yoğunlaşmıştır. Çünkü, bu reaksiyonların egzotermikliği, seramiklere göre daha düşüktür. Yine Ni_3Al ve Ni_3Al kompozitler üzerinde kendi ilerleyen yüksek sıcaklık sentezi (KKİYSS veya SHS) de çalışılmıştır. Deney düzeneğinde, tipik olarak, karışmış tozlardan yapılmış bir peletin merkezine bir termokapıl (ısı çift) yerleştirilmiştir. Bu pelet daha sonra oda sıcaklığında, vakum altında ateşlenir.

Metallerarası bileşikler metaller ile seramikler arasında yeni bir malzeme grubu olarak düşünülmekte ve gelecekte bu iki malzeme grubu arasındaki boşluğu dolduracağına inanılmaktadır.

Basit stokiometrik oranlarda göreceli olarak dar bileşim aralıklarında oluşan intermetaliklerin mükemmel yüksek sıcaklık mukavemet özellikleri çok ilgi çekicidir. Düzenli metaller arası bileşikler kritik düzenlenme sıcaklığının altında büyük oranda düzenli kristal yapılarıyla metalik malzemelerin eşsiz bir sınıfını oluştururlar. Bu bileşikler kendilerini oluşturan farklı atomların aralarında oluşturdukları kuvvetli bağlar nedeniyle oldukça farklı mekanik ve fiziksel özellikler gösterirler. Mukavemet ve tokluğun güzel bir kombinasyonunu oluşturan süperalaşımlar ancak $1100^{\circ}C$ 'nin altında kullanılabilir. Modern mühendislik seramikleri ise daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir, fakat kovalent bağlanma nedeni ile kırılgan olmakta bu da kullanımını sınırlamaktadır. Metallerarası bileşikler, hem kullanım sıcaklığı hem de mekanik özellikler açısından metalik malzemeler ile seramik malzemeler arasındaki boşluğu doldurmaya aday malzemelerdir. Atomlar arası kuvvetli bağlar nedeni ile süperalaşımlardan daha yüksek mukavemet gösterirken, bağlanmanın hala metalik karakterde olmasından dolayı seramiklere göre daha az kırılgandırlar. Yüksek sıcaklıklarda kullanılabilecek ideal bir malzeme yüksek ergime noktası, düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda iyi mukavemet ve sertlik, yüksek sürünme özellikleri, oda sıcaklığında yüksek süneklik ve iyi bir oksidasyon ve korozyon direncine sahip olmalıdır. Ticari ve savaş jet motorlarının performansı çalışma sıcaklığı arttıkça artar. Bundan dolayı $1000-1600^{\circ}C$ sıcaklıklarda kullanılabilecek malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Daha ileride $2000^{\circ}C$ sıcaklıkta çalışabilecek malzemelere ihtiyaç duyulması muhtemeldir.

Nikel esaslı süper alaşımlarda en önemli mukavemetlendirici Ni_3Al 'dir. Konvansiyonel malzemelerin tersine Ni_3Al ve alaşımlarında akma mukavemeti artan sıcaklıkla düşme yerine artma gösterir. Ni_3Al 'ın tek kristali oldukça sünektir, fakat polikristaller düşük sıcaklıklarda kırılmandır. Polikristalin Ni_3Al 'ın kırılma eğilimi tane sınırlarındandır. Ni_3Al oda sıcaklığında çevresel – bir dış faktör- kırılma eğilimi meyllidir. NiAl 'ın dört kilit 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 bileşikle karşılaştırıldığında plastik deformasyon kabiliyetini kolaylaştıran basit düzenli hacim merkezli kübik (CsCl) kristal yapısıdır. NiAl 'ın potansiyel uygulamalarından birisi yüksek basınçlı türbin panelleridir [44].

Bu çalışmaya Ni_3Al ve ferritik paslanmaz çeliğin kaplanabilirliği incelenmiş olup SHS işlemiyle farklı parametreler kullanılarak işlemin parametreleri belirlenmiştir.

2.TEMEL BİLGİLER

2.1 Paslanmaz Çelikler

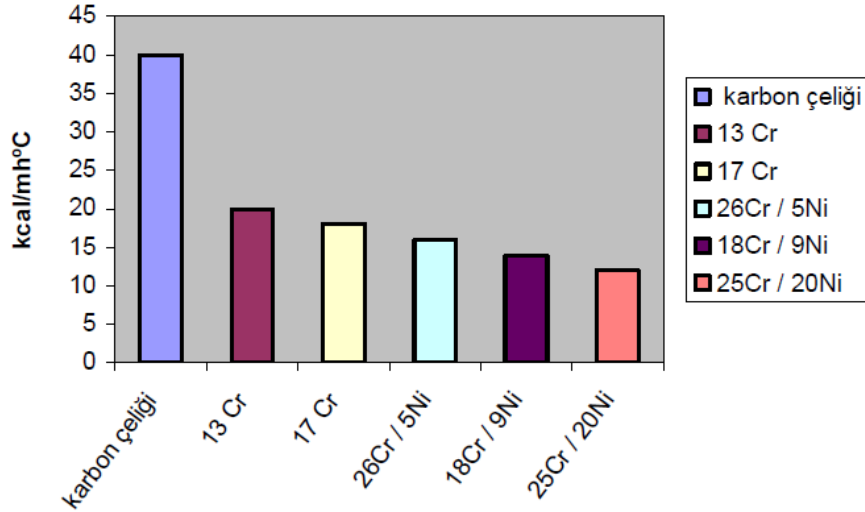
Alaşımlı ve düşük alaşımlı çelikler, atmosferin etkisiyle yada değişik ortamların etkisiyle korozyona uğrarlar. Bu tür malzemelerden yapılmış yapı elemanlarını tahribattan korumak için, koruma boyası yapılabileceği gibi, ilave önlemlerinde alınması gerekir. Ancak teknikte, pasif korozyondan korumanın yeterli olmadığı ve malzeme seçiminin diğer koşulları sağlayamadığı önemli alanlarda vardır. Bu gibi durumlarda, paslanmaz ve aside dayanıklı çeliklerle sorun çözümlenebilir. Korozyona dayanıklı olabilmesi için korozyonun sebep olduğu kütle kaybının günde 2,4 g/m² değerinden daha az olması gereklidir [1].

Paslanmaz çelikler, esas itibariyle Cr ve çoğu zaman Ni içeren alaşımlar olup, başlıca paslanmazlık özelliklerini kroma borçludurlar. Paslanmaz çelik üretmek için demire en az %12 Cr katılması gereklidir. Klasik teorilere göre Cr metal alt katmanlarını korozyondan koruyan bir oksit filmi oluşturmakla demir yüzeyini pasif hale getirir. Pasivite denen bu koruyucu tabaka çıplak metalin hava ile temasında ani olarak oluşur. Oluşumun hızlandırılması istendiğinde bir pasifleştirici işlem uygulanır; örneğin birkaç dakika süreyle % 10-50 yoğunlukta bir oksidan nitrik asit eriyiğine daldırılır. Paslanmaz çeliklere nikel katılması bu malzemelerin nötr veya zayıf oksitleyici maddeler içindeki korozyon dirençlerini artırır, ancak maliyetlerini yükseltir. Yeterli miktarda nikelde östenitik kübik yüzey merkezli kristal yapısının oda sıcaklığında dahi kararlı kalmasını sağlayarak şekillendirilebilirlik ve sünekliğini iyileştirir.

Günümüzde 170 den fazla türü bulunan paslanmaz çelikler, değişik amaçlar için endüstride yaygın kullanım alanı bulmuşlardır. Bugün endüstride kullanılan paslanmaz çelik türleri martenzitik, ferritik, östenitik, çökelme sertleştirmeli ve çift fazlı paslanmaz çelikler olmak üzere beş grup altında toplanmaktadır. Ancak biz araştırmamız gereği yalnızca ferritik(teorik), östenitik ve bunların türevi olan stabilize paslanmaz çeliklerden ayrıntılı olarak bahsedeceğiz.

Her bir paslanmaz çelik grubuna ait ortalama fiziksel özellikler Çizelge 2.1’de verilmiştir. Bu çizelgede elastiklik modülü, yoğunluk, ısı genleşme katsayısı, ısı iletkenlik, özgül sıcaklık, elektriksel direnç ve ergime aralığı gibi ortalama veriler yer almaktadır [2].

Paslanmaz çeliklerin ısı iletimi özelliği karbon çeliklerinkinden farklıdır. Örneğin; yüksek kromlu çeliklerin ısıyı iletme kabiliyetleri karbon çeliklerinkinin yaklaşık yarısı kadardır. Östenitik tip paslanmaz çeliklerde bu durum daha da belirgin olup, ısı iletim kabiliyeti karbon çeliklerinkinin üçte birine kadar düşmektedir (Şekil 2.1). Bu durum kaynak sırasında oluşan sıcaklığın kaynak bölgesinde daha uzun süre kalacağı ve dolayısıyla bazı zorluklarla karşılaşılabileceği anlamına gelmektedir [2,3].

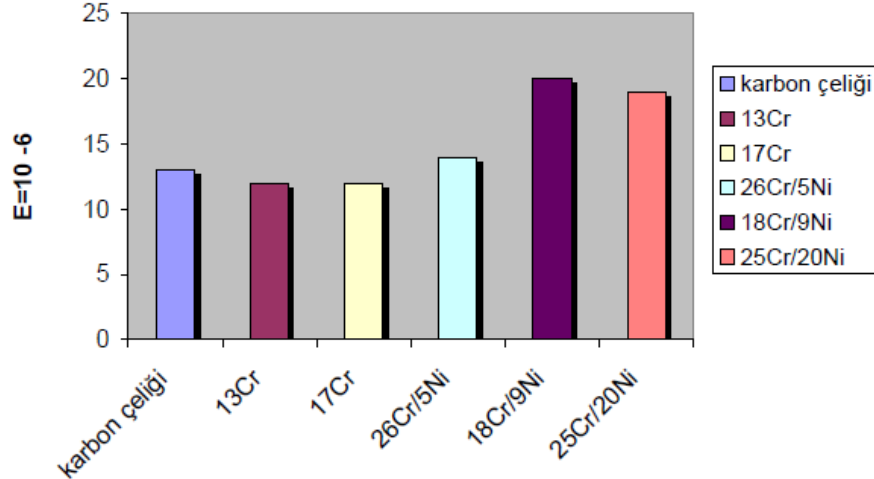


Şekil 2. 1 20-100 °C’de Çeşitli paslanmaz çelikler ile karbonlu çeliğin ısı iletim kabiliyetleri [2,3].

Çizelge 2. 1 Paslanmaz çelik gruplarına ait fiziksel özellikleri [2,3].

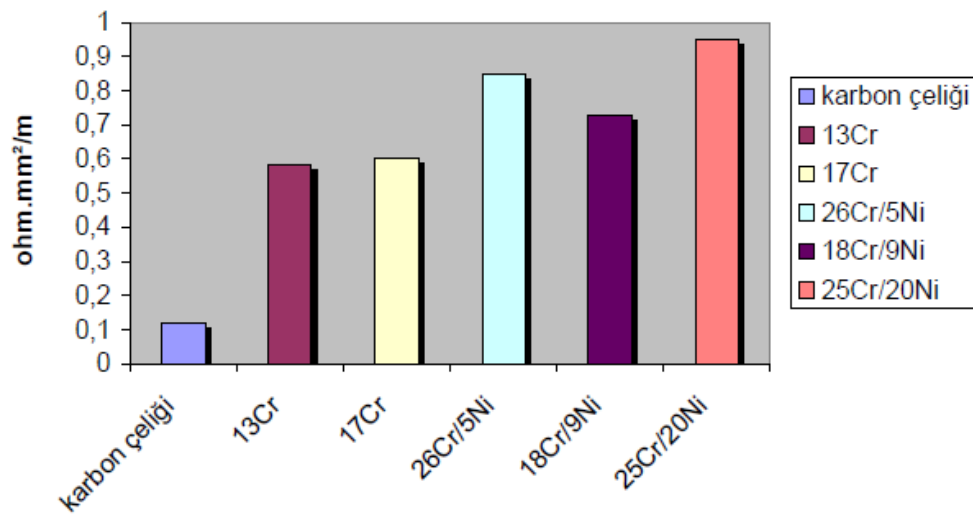
Fiziksel Özellikler	Östenitik Paslanmaz Çelikler	Ferritik Paslanmaz Çelikler	Martenzitik Paslanmaz Çelikler	Çökelme ile sertleşebilen Paslanmaz Çelikler
Elastisite Modülü (Gpa)	195	200	200	200
Yoğunluk (g/cm ³)	8.0	7.8	7.8	7.8
Isıl Genleşme Katsayısı (µm/m°C)	16.6	10.4	10.3	10.8
Isıl İletkenlik (W/mk)	15.7	25.1	24.2	22.3
Özgül Sıcaklık (J/k°K)	500	460	460	460
Elektriksel Direnç (µΩcm)	74	61	61	80
Ergime Aralığı(°C)	1375-1450	1425-1530	1425-1530	1400-1440

Yüksek kromlu paslanmaz çelikler genellikle karbon çelikleri ile aynı genleşme katsayısına sahiptir. Östenitik tip paslanmaz çeliklerde ise bu değer karbon çeliklerinininkinden %50 daha fazladır (Şekil 2.2). Bu konu sadece kaynakçıyı değil aynı zamanda konstrüksiyonu yapan mühendisi de yakından ilgilendirmektedir.



Şekil 2. 2 20-800°C’de çeşitli paslanmaz çelikler ile C’lu yapı çeliğinin genleşme katsayısı [2,3].

Alaşımsız karbon çeliklerinin elektrik iletme direnci paslanmaz çeliklere göre düşüktür. Paslanmaz çeliklerde ise bu değer karbon çeliklerinininkinden 4-7 kat daha yüksektir (Şekil 2.3). Bu nedenle paslanmaz çelik örtülü elektrotlar geleneksel elektrotlardan daha çabuk kızarırlar. Paslanmaz çelik elektrotların alaşımsız ve düşük alaşımlı demir elektrotlardan boy olarak daha kısa üretilmelerinin ve %25 kadar daha düşük akım şiddeti ile yüklenmelerinin temel nedeni de budur [2,3].



Şekil 2. 3 20 °C’de çeşitli paslanmaz çelikler ile C’lu yapı çeliğinin özgül elektrik iletmedirenci [2,3].

2.1.1 Ferritik Paslanmaz Çelikler

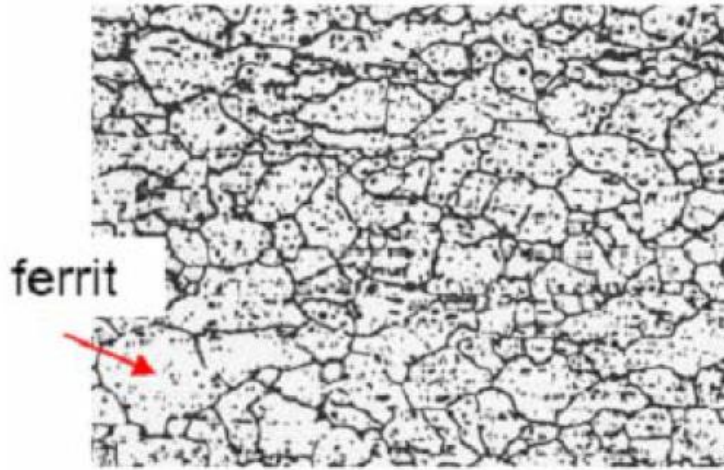
Bu tip çelikler sadece krom içeren paslanmaz çeliklerdir. %15-30 arasında krom içerirler ve kübik hacim merkezli (KHM) tane yapısındadırlar. Bu yapılarından dolayı bu çelikler faz dönüşümü gösteremediklerinden sertleştirilemezler. Krom içeriklerinin yüksek oluşu, korozyon ve oksidasyon dirençlerinin daha iyi olmasını sağlar. Bu tip çelikler atmosferik koşullardan etkilenmezler dolayısıyla oksitleyici kimyasallarda rahatlıkla kullanılabilirler. Bu çelikler özel korozyon ve ısı direncinin istendiği malzemelerdir. Ferritik paslanmaz çelikler manyetik olup, hem sıcak hem de soğuk şekillendirilebilirler. Ferritik paslanmaz çelikler tasarım mühendisliği açısından büyük öneme sahiptirler. Çünkü bunlar nikel içeren paslanmaz çelikler gibi aynı korozyon direncini sağlarlar fakat alaşım elementi olarak nikel ihtiyacı olmadığından maliyetleri daha düşüktür. Buna karşın ferritik paslanmaz çelikler sünekliklerinin azlığı, düşük çentik darbe dayancı ve düşük kaynaklanabilirliklerinden dolayı kullanım alanları östenitik paslanmaz çeliklere göre daha sınırlıdır. Standart ferritik paslanmaz çeliklerin süneklik problemlerini aşmak için düşük karbon ve azot içerikli yeni ferritik paslanmaz çelikler geliştirilmiştir. Bu alaşımlar iyi korozyon direnci ve kaynak kabiliyetine sahiptirler.

2.1.1.1 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları

Ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı normal ısıtma işlem şartlarında esas olarak ferritik(α -Fe KHM tip) kalırlar. Dolayısıyla iç yapılarını ve mekanik özelliklerini ısıtma işlemleriyle değiştirmek mümkün değildir. Kuvvetli östenit yapıcı olan karbon belirli bir miktara ulaşıncı kromun ferrit yapıcı etkisi ortadan kalkar, dolayısıyla östenitik veya martenzitik paslanmaz çelikler ortaya çıkar. Diğer yandan karbon yüzdesi arttırıldığı durumlarda ferritik içyapı isteniyorsa, krom yüzdesinin de arttırılması gerekmektedir. Ferritik çeliklerin kullanım yerleri tamamen krom miktarına bağlıdır. Bu bakımdan ferritik paslanmaz çelikler iki gruba ayrılırlar.

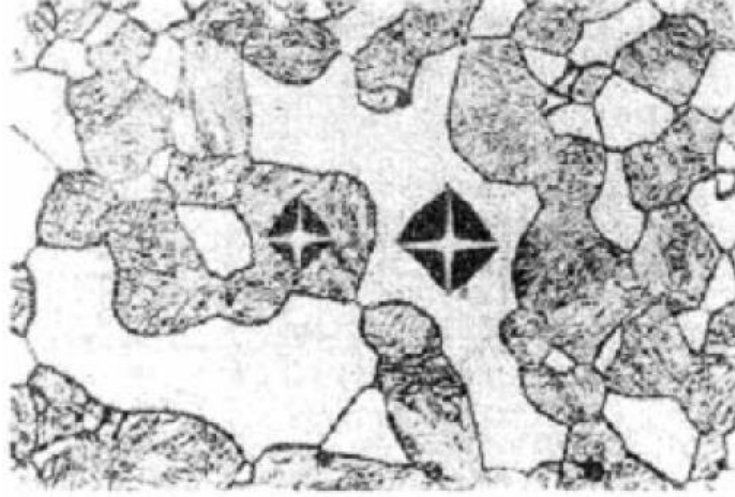
1.Grup : Düşük ve orta derecede Cr ve C içerikli Ferritik Paslanmaz Çelikler %13-18 Cr veya yaklaşık %0,06 C içerirler. (405, 409, 430 ve 434 kaliteleri).

2.Grup : Yüksek Cr ve C içerikli Ferritik Paslanmaz Çelikler %25-30 Cr ve yaklaşık %0,08C içerirler. (442 ve 446 kaliteleri).



Şekil 2. 4 430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 788 °C’de tavllanmış pikral + HCl ile dağlanmış 100X mikroyapı resmi. Yapı eştaneli ferrit matriks ve dağılmış karbür parçacıklarından meydana gelmiştir. (Lecture) [4].

1. Grup ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları 900 °C’nin altında hemen hemen tamamen ferritiktir. Şekil 2.4’de 430 tip alaşımın 788 °C’de tavllanmış yapısı görülmektedir. Yapı kromca zengin α -Fe katı eriyiği ile karbonun büyük kısmının (Fe, Cr) karbür çökeltileri halinde taneler arasında ve ferrit matris içinde iyi dağılımından meydana gelmektedir. Karbonun ferrit içinde çok az eriyebilirliğinden dolayı çok az karbon katı eriyik içindedir. Bu tip alaşım 900 °C’nin üzerinde ısıtılıp ısıtılma işlemi uygulandığında östenit oluşur ve bu sıcaklıktan suda soğutulması sonucunda martenzite dönüşür. Şekil 2.5’de 430 tipi paslanmaz çeliğin 1200°C’den suda soğutulması sonucu meydana gelen yapısı gösterilmiştir. Şekil 2.6’de 446 tipi ferritik paslanmaz çeliğin tavllanmış durumdaki mikroyapısı gösterilmektedir. Bu alaşım mikro yapısı 430 tipi alaşımı mikro yapısından daha kaba bir dağılıma sahiptir. Buna karşın 446 tipi alaşımın 950 °C’ye ısıtılıp suda soğutulma sonrası 430 tipi alaşıma oranla daha az miktarda martenzit oluşur [4].



Şekil 2.5 1200 °C'den oda sıcaklığına suda soğutulması sonrası 430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin aquaregiatgly cerol ile dağlanmış 500X mikro yapısı. Yapı ferrit matriste martenzit adacıklarını göstermektedir [4].



Şekil 2.6 446 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 802°C'de tavlandıktan sonra HCl+Metanol ile dağlanmış mikro yapısı. Yapı eştaneli ferrit matriste dağılmış karbür parçacıklarından oluşmuştur [4].

Ferritik çelikler kübik hacim merkezli bir kafes yapısına sahip olduklarından, düşük sıcaklıklarda göreceli olarak gevrek davranış gösterirler. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda tutma süresine bağlı olarak aşağıda açıklanan üç gevrekleşme olayı görülebilir;

- 400-550 °C arasında uzun süre kalmış veya yüksek sıcaklıktan yavaş soğutulmuş %15'denfazla krom içeren paslanmaz çeliklerde çökelmelerin yol açtığı 475 °C – gevrekleşmesi görülür. Bunu gidermek için gevrekleşmiş çelik 650-750 °C arasında bir sıcaklığa ısıtılıp hızla soğutulursa bu etki giderilmiş olur.

- Çelikler 600-800 °C arasında uzun süre tutulursa yüksek kromlu ferritik ve bazı östenitik çeliklerde sigma ara fazı oluşabilir. Soğuk şekillendirme bu dönüşümü

kolaylaştırır. Sigma fazı 950 °C üzerinde yapılacak bir tavlama ve bunu takip eden su verme ile yok edilebilir.

- 950 °C'nin üzerinde tane irileşmesi görülür ve tane sınırlarında krom karbür çökeltileri ortaya çıkar. Ti ve Ta/Nb gibi stabilizörlerin katılmasıyla tane irileşmesi ile karbür oluşumu engellenebilir. Öte yandan stabilize edilmemiş çeliklerin özellikle kaynak bağlantılarında 700-800 °C arasında yapılacak bir tavlama kromkarbürleri küreselleştirdiği gibi olası martenzit fazını da temperleyerek tokluğun daha fazla düşmesini engeller. Ayrıca tane sınırları yakınındaki krom dağılımı yayınma ile bir miktar düzenleştirilip, pasiflik sınırına yeniden ulaşılmış olur[5].

2.1.1.2 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

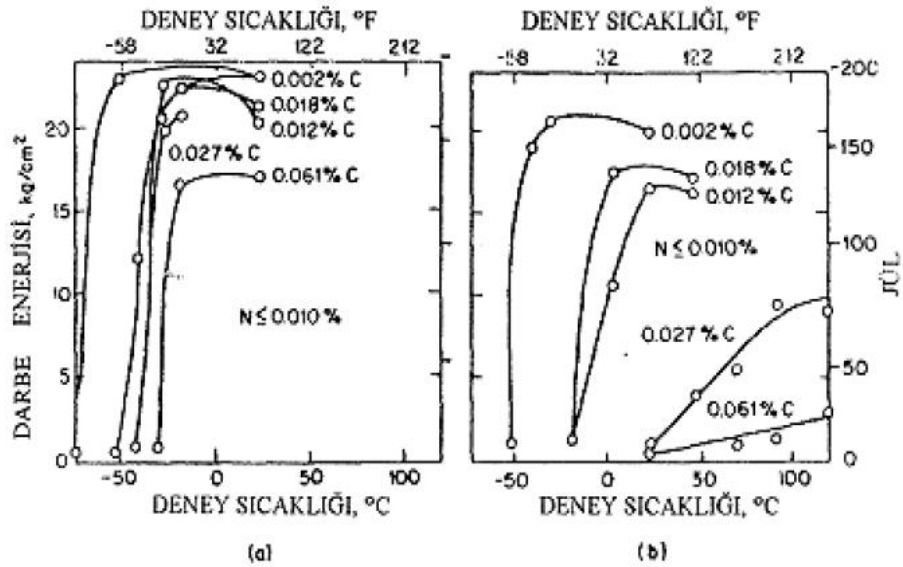
Ferritik tip paslanmaz çeliklerin tavllanmış durumdaki nominal mekanik özellikleri Çizelge 2.2'de her bir ürün için detaylı olarak verilmiştir. Bu alaşımlar ısıtılma işlemiyle tamamen sertleştirilemedikleri için tavllanmış şartlarda kullanılırlar. Bu şartlarda yapı eş eksenel taneli ferritik matriste dağılmış karbür parçacıklarından meydana gelmektedir. Standart ferritik paslanmaz çelikler, düşük karbonlu çeliklerden daha yüksek çekme ve akma dayanımına ve daha düşük uzamaya sahiptirler. [2,5,6].

Çizelge 2.2 Endüstride yaygın olarak kullanılan bazı ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik

Özellikler [2,5,6].

Çelik Türü	Isıl İşlem Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)	Sertlik (Rockwell)
405	Tavlı	480	275	30	60	B 80
430	Tavlı	515	310	30	60	B 88
434	Tavlı	530	365	23	59	B 83
442	Tavlı	550	310	25	50	B 85
446	Tavlı	550	345	23	50	B 86

Tavlanmış şartlardaki Fe - %17 Cr alaışımının karbon ve azot içerikleri azaltıldığında darbe enerjisinin nasıl arttığı şekil 2.7’de gösterilmiştir. Bu alaışımın sünek - gevrek geçişi 815°C’de 1 saat tavlandığında ve su verildiğinde 0,002’den %0,61’e kadar bütün karbon seviyeleri için nispeten düşüktür. Buna karşın 815 °C’de 1 saat + 1150 °C’de 1 saat ısıtılıp su verildiğinde darbe direnci olağanüstü düşer. Bu nedenle düşük (-) sıcaklıklara sünek – gevrek geçiş sıcaklığını düşürmek için çok düşük karbon seviyesi gereklidir [4].



Şekil 2.7 a) 815 °C’de 1 saat tavlanmış ve su verilmiş, b) 815 °C + 1150 °C’de 1 saat tavlanmış ve su verilmiş Fe - %17 Cr - %0,002-0,061 C ferritik paslanmaz çeliklerin ¼boyutlu Charpy V-çentikli numuneleri için geçiş eğrisi [4].

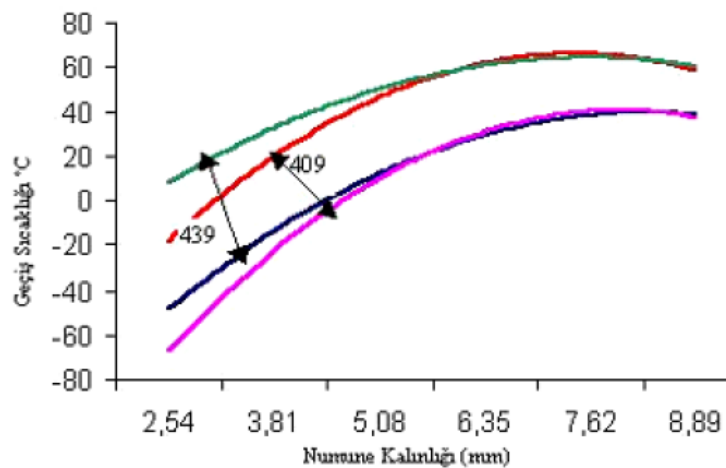
2.1.1.3 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları

Ferritik paslanmaz çelikler klasik koroziv ortamlar için iyi özelliklere sahiptirler, klorürlü ortamlara karşı, gerilmeli korozyon çatlamasına karşı, oksitleyici sıvı ortamlarda korozyona karşı, klorürlü ortamlarda oyuklanma ve çatlak korozyonuna karşı oldukça dirençlidirler.

Bu çelikler yaklaşık %13'ün üstünde krom içerirler ve 350-540 °C aralığında ilk faz çöker. Maksimum etki ise 475 °C'de görülür. Çünkü çökeltiler düşük sıcaklık sünekliğini kötü yönde etkilerler, buda ferritik paslanmaz çeliklerin özellikle yüksek krom içerikli olanlarının kullanım ve uygulamalarında dikkate alınmak zorundadır.

Bu çeliklerin yapısı oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda tamamen ferritik kalırlar.(Titanyum ve niyobyum eklenmesi sonucu veya çok düşük oranda karbon ve azot içermeleri sonucu). Böyle mikroyapılar kaynak bölgesinde süneklik ve korozyon direnci sağlarlar. Molibden oyuklanma korozyon direncini iyileştirir, silisyum ve alüminyum yüksek sıcaklık oksitlenmesine karşı direnci artırır. Ferritik paslanmaz çeliklerin genel korozyon dirençleri krom miktarları arttıkça artar ve çözündürme tavlama uygulanmış %23-28 Cr en iyi korozyon direncini sağlar.

Bu gruba örnek 409 ve 439 tipleridir. 409 tipi %12 Cr'lu, düşük maliyetli ve iyi şekillendirilebilirliğe ve kaynak kabiliyetine sahiptir. Oda sıcaklığında sünek -gevrek geçiş sıcaklığı gerekliyse tavsiye edilen kalınlık yaklaşık 3.8 mm olarak sınırlandırılmıştır (Şekil 2.8). Atmosferik korozyon dirençleri fonksiyonel kullanımlar için uygundur.



Şekil 2. 8 Ferritik paslanmaz çelikler için artan numune kalınlığına göre sünek-gevrek geçiş sıcaklığı. Eğriler 409 ve 439 tiplerinden elde edilen veriler içindir. [7].

439 tipi %18-20 Cr içerir ve klorürlü gerilmeli korozyon çatlamasına karşı dirençlidir. Genel ve oyuklanma korozyon dirençleri östenitik 304 ve 316 tipleri ile yaklaşık eşdeğerdir. Bu tür, sulu klorürlü ortamlar için, tatlı su güç makineleri için, ısı transfer uygulamaları için ve ev ve endüstriyel uygulamalar için uygundur. Eğer sünek - gevrek geçiş sıcaklığı gerekirse oda sıcaklığında veya daha düşük sıcaklıkta plaka kalınlığı yaklaşık 3,2 mm'yi geçmez [7].

Gerilmeli korozyon çatlamasına dirençleri ferritik paslanmaz çeliklerin en önemli avantajlarıdır. Ferritik çeliklerin klorürlü ve aşındırıcı gerilmeli korozyon çatlamasına dirençleri çok iyidir. Nikel ve bakır artıkları bu çeliklerin gerilmeli korozyon dirençlerini azaltır [8].

Krom azalmasıyla ferritik çeliklerin tanelerarası korozyona duyarlaşması tane sınırlarında kromkarbür ve nitrürlerin oluşması nedeniyledir. Karbon ve azotun ferrit içinde düşük çözünürlüğü ve daha yüksek difüzyon hızı sonucu ferritik çeliklerin kaynağında, kaynak bölgesinde ve komşu bölgede hassas alan oluşur. Tanelerarası korozyonu önlemek için karbon oranını azaltmak veya çelik bileşimine titanyum, niyobyum ekleyerek karbon ve azotu bağlamak gereklidir [8].

Oyuklanma korozyonuna direnç, klor konsantrasyonu ve maruz kaldığı zamana, sıcaklığa ve oksijen içeriğine bağlıdır. Genel olarak, krom içeriğini arttırarak oyuklanmaya direnç arttırılır. Bu çelikler güçlü oksitleyici ortamlardaki (nitrik asit) korozyona karşı çok iyi dirence sahiptir. Organik asitler içinde östenitlere göre tüm ferritikler çok üstündürler, fakat redükleyici ortamlarda ferritik çeliklerin genel korozyon dirençleri östenitiklerden daha kötüdür [7].

Yüksek Kromlu Ferritik Çelikler; 442 ve 446 tipleri gibi yüksek kromlu ferritik paslanmaz çelikler birçok endüstriyel ortamda oksidasyona ve korozyona karşı mükemmel direnç gösterirler.

Yüksek kromlu ferritik çelik %18-30 krom içerirler. Titanyum bu çeliklerde kaynak veya farklı uygulamalar sırasında oluşan tanelerarası kromkarbür ve nitrür çökeltilerini engeller. Ferritik yapının ve kontrollü kompozisyonun sonucu, bu alaşımlar genel, tanelerarası ve oyuklanma korozyonu ve gerilmeli korozyon çatlamasına karşı iyi direnç gösterirler [7].

2.1.2 Östenitik Paslanmaz Çelikler

Daha önceki bölümlerde de bahsedildiği gibi nikel ve mangan gibi bazı elementler Fe-C faz diyagramında γ alanını genişletme yönünde etki gösterirler. Yeterli oranda alaşım elementi eklendiği zaman oda sıcaklığında kararlı yada yarı kararlı kübik yüzey merkezli östenitin varlığını devam ettirmesi mümkün olur. Karbon çelikleri için, yalnızca krom ilavesi γ alanını daraltacak yönde etki gösterir ve ferrit oluşumunu teşvik eder. Fakat , Ni içeren çeliğe Cr eklendiği zaman, $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün kinetiği gecikecek ve böylece oda sıcaklığında dahi östenit varlığını sürdürecektir.

Çeliğin kompozisyonunda Cr bulunması, yüzeyde çok ince, kararlı bir oksit film tabakası oluşturarak çeliğin korozyon direncini artıracaktır. Dolayısıyla krom-nikelli paslanmaz çelikler oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda korozif ortamlarda geniş oranda kullanılan malzeme olmuştur. Buna ek olarak östenitik paslanmaz çelikler kolay işlenebilirler ve ferritik çeliklerde oluşan sünek - gevrek geçişinin neden olduğu problemleri oluşturmazlar. Buda bu çeliklerin konstrüksiyon çeliklerinin en önemli grubu olmalarını sağlar [9].

Gerek kullanım, gerekse alaşım kalitelerinin çokluğu açısından en zengin paslanmaz çelik grubu olmuşlardır. Manyetik olmayan bu çelikler hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip iç yapılarını koruduklarından, normalleştirme ve sertleştirme ısı işlemleri yapılamaz. Tavlanmış halde süneklikleri, toklukları ve şekillendirilebilme kabiliyetleri düşük sıcaklıklarda bile mükemmeldir. Mukavemetleri yalnızca soğuk şekillendirme ile arttırılabilir. Östenitik paslanmaz çelikler bileşimlerinde genellikle %16-25 krom ve %7-20 nikel bulundurlar. 2XX serisi östenitik paslanmaz çelikler bileşimlerinde nikel ile birlikte manganda içerirler. Bu seride, en çok %7nikel, %5 ile 20 oranında ise mangan bulunur ve azotun östenit içinde çözünürlüğü sayesinde dayanımları arttırılabilir. Katı çözültide bulunan kristal kusurların içine yerleşen azot, östenit iç yapının mukavemetini arttırır. 3XX serisi ise daha fazla nikel ve en çok %2 oranında mangan içerir. 301 ve 304 kaliteleri en az alaşımlı olan türleridir ve 3XX serisinin temel alaşımları olarak kabul edilirler. Yaygın olarak kullanılan bazı östenitik paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri Çizelge 2.3’de, kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulama alanları ise Çizelge 2.4’da verilmiştir [4,5].

Çizelge 2. 3 Endüstride kullanılan bazı östenitik tip paslanmaz çeliklere ait fiziksel özellikler [4,5].

Fiziksel özellikler	Elastiklik Modülü (GPa)	Özgül Ağırlık (gr/cm ³)	Isıl Genleşme Katsayısı (1/K)	Elektrik Direnci (μΩ/cm)	Özgül Isı (J/Kg.K)	Isıl İletkenlik (W/m.K)	Manyetiklik
201	197	7.75	15.7	69	500	16.2	Yok
202	197	7.75	17.5	69	500	16.2	Yok
301	200	7.9	17.0	72	500	16.2	Yok
303	200	7.9	17.2	72	500	16.2	Yok
303Se	200	7.9	17.2	73	500	15	Yok
304	200	7.9	16.2	73	500	15	Yok
304L	200	7.9	16	73	500	15	Yok
304LN	200	7.9	16	73	500	15	Yok
308	200	7.9	17.2	73	500	15.2	Yok
309	200	7.9	17	85	500	15	Yok
310	200	7.9	17	90	500	14	Yok
310S	200	7.9	17	85	500	14	Yok
316	200	7.95	16.5	75	500	15	Yok
316L	200	7.98	16.5	75	500	15	Yok
316N	200	7.98	15.9	75	500	15	Yok

Çizelge 2. 4 Kimyasal kompozisyonları ve endüstride yaygın olarak kullanılanlarının tipik uygulamaları [4,5].

% Kimyasal Kompozisyon								
AISI Tip	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğerleri
201	0.15	5.5-7.5	1.00	16-18	3.5-5.5	0.06	0.03	0.25 N
202	0.15	7.5-10	1.00	17-19	4-6	0.06	0.03	0.25 N
301	0.15	2.00	1.00	16-18	6-8	0.045	0.03	-
303	0.15	2.00	1.00	17-19	8-10	0.20	Min 0.15	0.06 Mo
303Se	0.15	2.00	1.00	17-19	8-10	0.20	0.06	Min 0.15 Se
304	0.08	2.00	1.00	18-20	8-10.5	0.045	0.03	-
304L	0.03	2.00	1.00	18-20	8-12	0.045	0.03	-
304LN	0.03	2.00	1.00	18-20	8-10.5	0.045	0.03	0.1-0.15 N
308	0.08	2.00	1.00	19-21	10-12	0.045	0.03	-
309	0.20	2.00	1.00	22-24	12-15	0.045	0.03	-
310	0.25	2.00	1.50	24-26	19-22	0.045	0.03	-
310S	0.08	2.00	1.50	24-26	19-22	0.045	0.03	-
316	0.08	2.00	1.00	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo
316L	0.03	2.00	1.00	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo
316N	0.08	2.00	1.00	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo; 0.1-0.16 N

(çizelge 2.4'nın devamı)

Tipik uygulama alanları

201 Çatal kaşık takımları, otomobil tekerlek kapakları, süslemeler

202 Genel amaçlı mutfak ekipmanları, başlık, süs taşıma malzemeleri

301 Yüksek pekleşme hızı, yüksek dayanım, yüksek sünekliğin gerekli olduğu yerlerde kullanılır. Tren yolu arabaları, treyler gövdeleri, uçak parçaları, sıkma bilezikleri, otomobil teker kapakları, süslemeler.

304 Kimyasal ve yiyecek işleme ekipmanları, mayalama ekipmanları, soğuk kaplar, ohuklar, yağmur olukları, sac kaplamalar

304L Kaynak sırasında karbür çökmesini sınırlamak amacıyla 304 tipinin daha fazla düşük karbon modifikasyonu. Kömür silo hatları, sıvı gübreleme ve lapa domates tankları.

309 Yüksek sıcaklık dayanımı ve oksitlenme direnci, uçak ısıtıcıları, ısıl işlem ekipmanları, tavlama kapakları, fırın parçaları, ısıl işlem tepsileri, fırın kaplamalar.

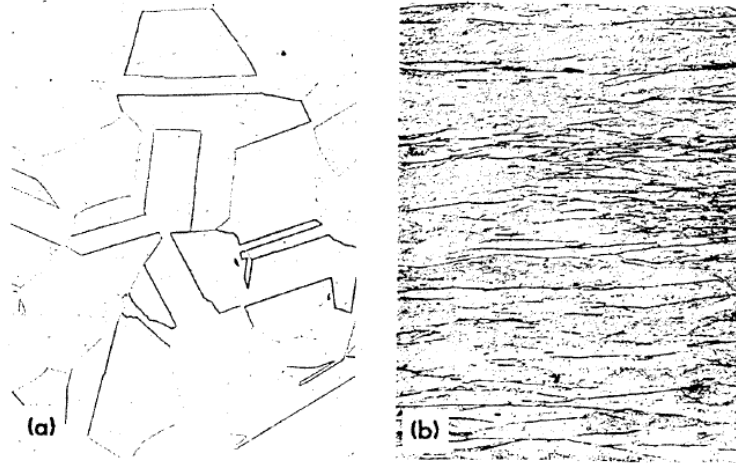
310 Tip 309'dan daha yüksek oksitlenme direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı, ısı değiştiriciler, fırın parçaları, yanma çemberleri, kaynak dolgu metalleri, gaz türbin bıçakları, yakma makinesi ısı toplayıcıları.

316 Tip 304'den daha yüksek korozyon direnci, yüksek sürünme dayanımı, kimyasal taşıma ekipmanları, kanyak fiçileri, gübreleme parçaları, ketçap pişirme tencereleri, maya tüpleri.

316L Tip 316'nın daha fazla karbon modifikasyonu, taneler arası karbür çökmesinin önlenmek zorunda olduğu kaynaklı yapılar, kimya-petro kimya ve gıda sanayilerinde kullanılır. Isı değiştiricilerinde, buhar kazanlarında, et işleme ünitelerinde, nakil ve stok depolarında ve mimaride dış cephe uygulamalarında da kullanım alanı bulur.

2.1.2.1 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları

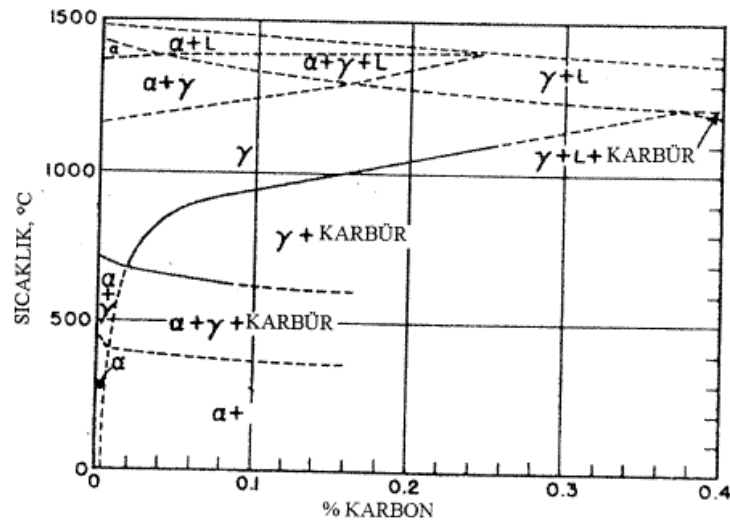
Östenitik paslanmaz çelikler östenit kararlaştırıcı olan nikeli yüksek oranda içermeleri nedeniyle yüksek sıcaklık tavlamalarından sonra oda sıcaklığında östenitik (KYM) yapılarını korurlar. Bununla birlikte C, Mn ve N de östenitik yapının korunması ve kararlaştırılmasında katkıda bulunurlar. 2. bölümde de bahsedildiği gibi Fe-Cr alaşımlarına Ni ilave edilmesi östenitin dengede olduğu bölgeyi genişletir (Şekil 2.9) ve martenzit başlama (Ms) sıcaklığını düşürür. Bir %18 Cr- % 8 Ni paslanmaz çeliği tavlama sıcaklığından (~1050 °C) soğutmadan sonra östenitik yapıda kalır.



Şekil 2. 9 %18 Cr, %8 Ni içeren çeliğin mikroyapı resmi: a) tavlama sonrası yapısının tamamen östenitik olduğu görülmekte, b) soğuk şekillendirme sonrası görüntüsü [4,9].

Buna karşın bazı Fe-Cr-Ni paslanmaz çeliklerde düşük krom ve nikel içeriklerinden dolayı östenit termodinamik olarak kararlı değildir. Bu tip alaşımlar oda sıcaklığında ve biraz aşağısında deforme edilirse östenitin bir kısmı martenzite dönüşebilir (ASM Handbook).

En yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelikler önemli oranda karbon içerirler. Örneğin; 302 tipi alaşım genellikle yaklaşık %0,1 C ve 304 tipi alaşım ise %0,06 C bulundurlar. Östenitik paslanmaz çeliklerde karbon eriyebilirliği sıcaklık düştükçe %18 Cr- %8 Ni alaşımlarında olduğu gibi hızla düştüğü için bu alaşımlar yavaş soğutulurlarsa krom karbür çökelmeleri oluşabilir (Şekil 2.10).

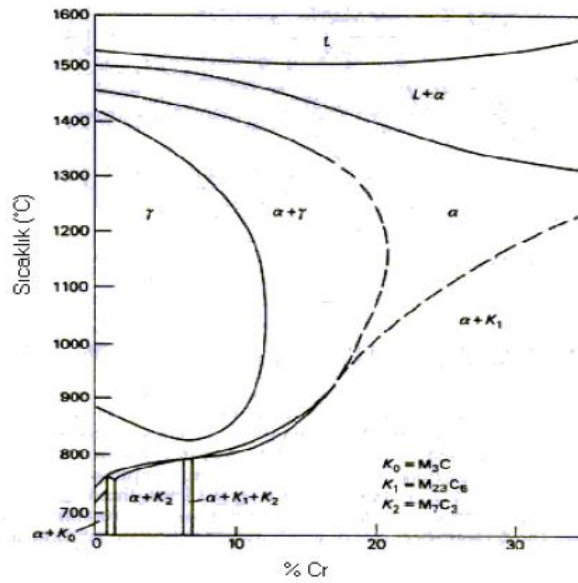


Şekil 2. 10 %18 Cr-%8 Ni paslanmaz çeliklerin yapısı üzerine karbonun etkisi [4,9].

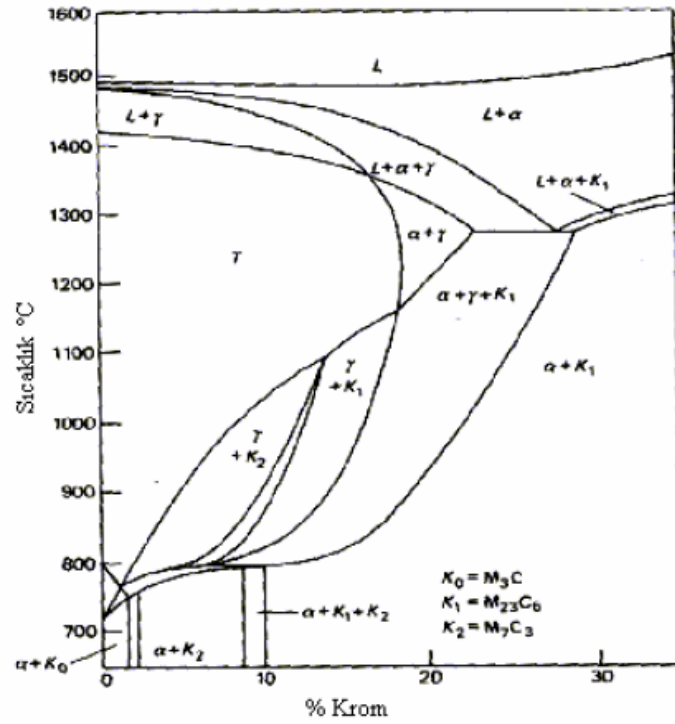
Şekil 2.11 (a,b) 'de Fe-Cr diyagramında karbonun etkisi görülmektedir. %18 Cr içeren çeliğe adımıdım karbon eklendiği zaman, çelik γ alanından yavaş yavaş soğutulursa, %0,04 C oranında yapı tamamen ferritiktir ve dönüşüm olmaz. %0,08 ile %0,22 C oranında ($\alpha+\gamma$) yapısında kısmi dönüşüm mümkün olur, %0,4 C oranında ve üstünde çeliğin yapısı tamamen östenittir. Karbonun bunun yanı sıra ikinci bir etkisi de yapıda kromkarbür oluşturmaktadır.

$$K_0 = M_3C \quad K_1 = M_{23}C_6 \quad K_2 = M_7C_3$$

Östenitik çeliklerde, $M_{23}C_6$ en önemli karbür şeklidir ve korozyon direnci üzerinde ciddi etki gösterir [4,9].



Şekil 2. 11a Fe-Cr diyagramı üzerinde C'un etkisi (% 0,05C) [4].



Şekil 2.11b Fe-Cr diyagramı üzerinde C' un etkisi (%0,4 C) [4].

Eğer %18 Cr'lu düşük karbonlu çeliğe Ni eklenmesi, γ faz alanını genişletir, %8 civarında Ni ilavesi oda sıcaklığında bile γ fazının oluşmasını sağlar. Düşük ve yüksek Cr içeriklerinde Ni ihtiyacı çok fazladır. Örneğin yüksek Cr'lu (%25) çelik oda sıcaklığında östenitik kalması için %15 civarında Ni gerektirir. Östenitin tamamen oluşmaması martenzitin oluşmasıyla açıklanabilir. Ms oda sıcaklığından daha düşükse kararlı bir östenit oluşabilir. %18 Cr- %8 Ni çeliğinin gerçekte Ms sıcaklığı oda sıcaklığının hemen altındadır ve soğutma sırasında (bu çelikte sıvı bölgeden) çok ciddi martenzit dönüşümü olacaktır [4,9].

Şekil 2.10'de, 900 °C'nin hemen altında M₂₃C₆ karbür fazının var olduğu gösterilmiştir. Fakat, çelik 1100-1150 °C'ye ısıtıldığı zaman bu karbür çözelti içeri gider ve soğutma sırasında çökeltisiz östenit meydana gelir. Bununla birlikte, 550-750 °C'ye yeniden ısıtıldığında M₂₃C₆ yeniden tercihli olarak tane sınırlarında çöker. Bu nedenle tane sınırlarına yakın olan bölgeler korozyon direnci için gerekli olan %12'den daha aşağı düşürülmüş olan krom içeriğine sahip olurlar ve bu yüzden bu çelikler taneler arası korozyona karşı duyarlı hale gelirler. Bu konu daha sonra "östenitik paslanmaz çeliklerin korozyona karşı tutumları" başlığı altında ayrıntılı olarak incelenecektir [4,9,10].

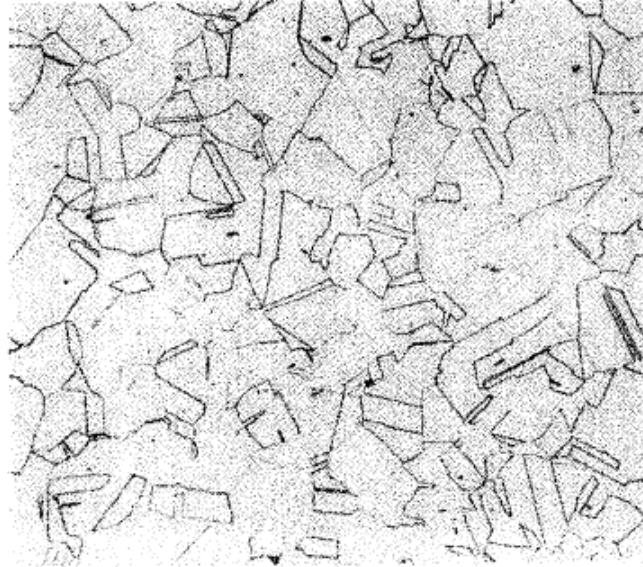
Bu eliklerin tanelerarası korozyona duyarlı hale gelmelerini önlemek için bazı yöntemler geliştirilmiştir;

- Çeliğe stabilizörler ilave edilerek, iç yapı (östenit) kararlı hale getirilir. Bunlar karbona olan ilgileri kromunkinden daha fazla olan Ti, Nb ve Ta gibi elementlerdir. Bu sayede C yüksek sıcaklıklarda dahi krom karbür (M₂₃C₆) oluşturmayacak şekilde bağlanır.

- Çok düşük karbonlu çelikler kullanılabilir. Östenitik eliklerde 650 °C'lik sıcaklıkta çözünebilen karbon miktarı %0,05'tir. C miktarı bu değerin altında olursa çözünen C, karbür oluşturmaz.

- Çeliğe çözme tavlı uygulanabilir. 1050-1150 °C arasında tavlayarak çökelmiş karbürler çözündürölür. Daha sonra elik hızlı soğutularak yeniden çökelme önlenir [5].

Şekil 2-12'de 304 tipi (östenitik) paslanmaz elik şerit 1060 °C'de 5 dakika tavllanmış ve havada soğutulmuş mikro yapısı gösterilmiştir. Yapı eşeksenelöstenit tanelerinden oluşmuştur [4].



Şekil 2. 12 304 tipi östenitik paslanmaz elik şerit 1060 °C' de 5 dakika tavlandıktan sonra havada soğutulmuş. Yapı eşeksenel östenit tanelerinden oluşmaktadır ve yapıda tavlama ikizleri görölmekte (250X) [4].

2.1.2.2 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Östenitik tip paslanmaz çeliklerin tavllanmış durumdaki nominal mekanik özellikleri çizelge 2.5’de her bir ürün için detaylı olarak verilmiştir. Östenitik paslanmaz çelikler, ferritik paslanmaz çeliklere oranla daha yüksek çekme dayanımına ve uzamaya, ancak buna karşın daha düşük akma dayanımına sahiptirler.

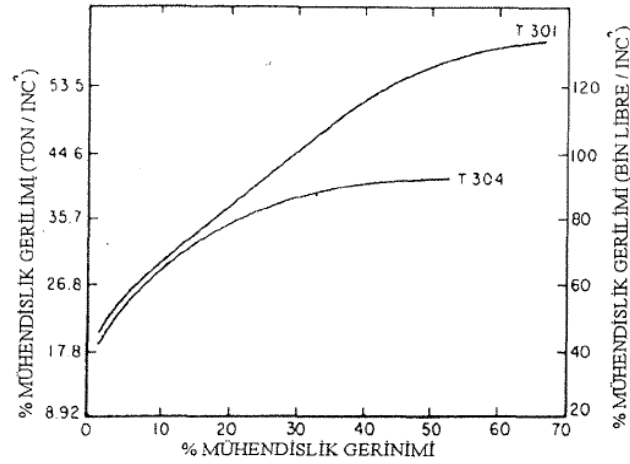
Çizelge 2. 5 Endüstride kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin nominal mekanik özellikleri [4,10].

Çelik Türü	Isıl İşlem Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı %0.2 (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)	Sertlik (HRB)
201	Tavlı	793	379	55	-	90
202	Tavlı	724	379	55	-	90
301	Tavlı	758	276	60	-	85
303	Tavlı	620	241	50	55	84
303Se	Tavlı	620	240	50	60	-
304	Tavlı	586	241	55	65	80
304L	Tavlı	552	207	55	65	76
304LN	Tavlı	552	207	40	-	-
308	Tavlı	586	241	55	65	80
309	Tavlı	620	276	45	65	85
310	Tavlı	655	276	45	65	87
310S	Tavlı	580	290	50	-	-
316	Tavlı	586	241	55	70	80
316L	Tavlı	538	207	55	65	76
316N	Tavlı	600	300	48	-	85

Östenitik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında östenitik (YMK) bir yapıya sahip olduklarından ısıtılma işlemle sertleştirilemezler buna karşın bu çeliklerin soğuk şekillendirme ile dayanımları daha fazla artabilir. Örneğin 301 tipi alaşımın akma dayanımı soğuk şekillendirme ile 40’ dan 200 ksi’ ye yükseltilebilir.

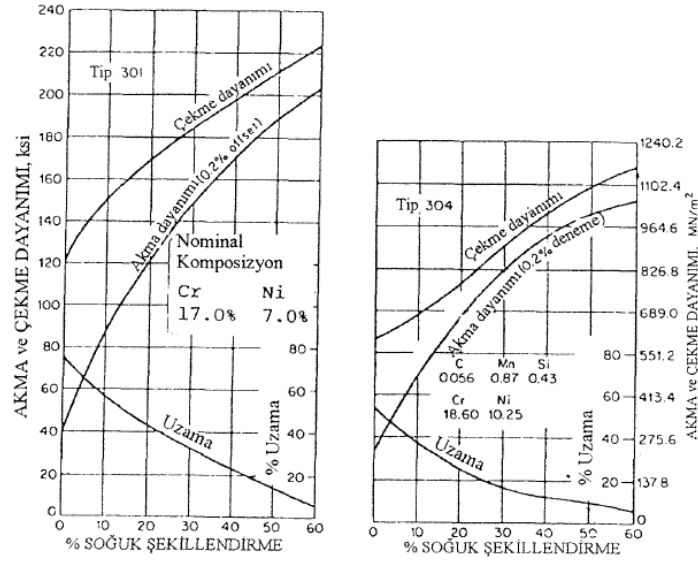
Östenitik paslanmaz çelikler, mikro yapıdaki östenitin kararlı hale gelebilirliğine göre kararlı ve yarı kararlı olmak üzere iki grupta toplanabilir.

Kararlı östenitik paslanmaz çeliklerin mikro yapıları soğuk şekillendirmeden sonra östenitik olarak kalır. Ancak yarı kararlı olan östenitik paslanmaz çeliklerin soğuk şekillendirme sonrası mikro yapıları belirli bir oranda martenzite dönüşür ve östenit - martenzit karışımı bir yapı ortaya çıkar. Oda sıcaklığında yarıkararlı (301 tipi) ve kararlı (304 tipi) östenitik paslanmaz çeliklerin pekleşme davranışları arasındaki fark mühendislik gerilim - gerinim eğrisiyle şekil 2.13’de gösterilmiştir. 304 tipi normal pekleşme davranışı gösterir ve gerilimin uygulandığı süreçte normal pekleşmeye işaret eden parabolik bir eğri sergiler. Buna karşın 301 tipi yaklaşık % 10-15 deformasyondan sonra hızlandırılmış bir pekleşme davranışı gösterir. Bu hızlandırılmış pekleşme davranışına martenzit oluşumu neden olmaktadır [4,10].



Şekil 2. 13 301 ve 304 tipi paslanmaz çeliklerin mühendislik gerilim-gerinim eğrileri [4]

Verilen bir soğuk deformasyon miktarı için şekil 2.14’da yarı kararlı (301 tipi) ve kararlı (304 tipi) östenitik paslanmaz çeliklerin çekme, akma dayanımları ve uzamaları (%) karşılaştırılmıştır. Yarı kararlı çeliklerin yüksek dayanımı yine bir miktar yarı kararlı östenitin martenzite dönüşmesinin sonucudur [4,12].

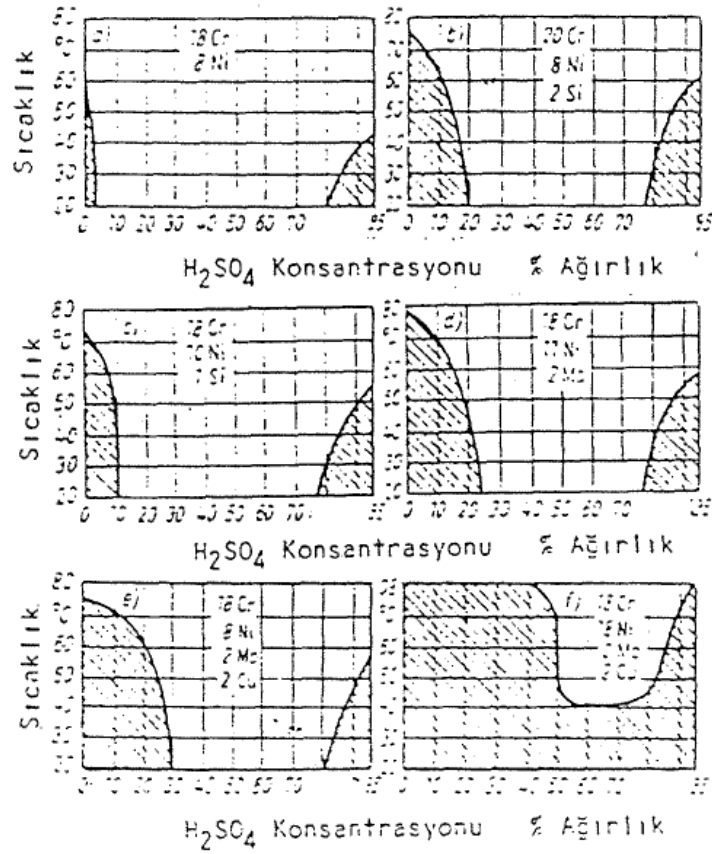


Şekil 2. 14 Yarı kararlı 301 tipi ve kararlı 304 tipi paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri üzerine soğuk deformasyonun etkisi [4,10].

2.1.2.3 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları

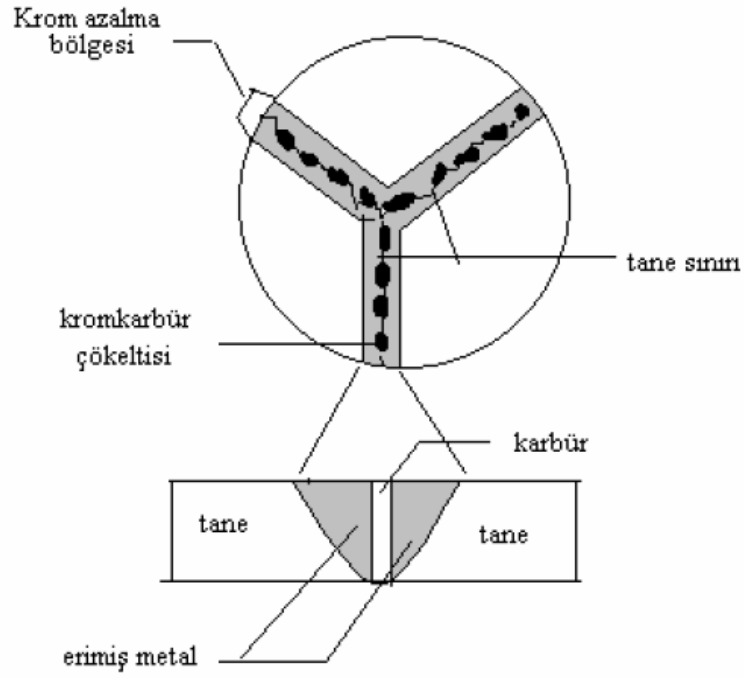
Genelde östenitik paslanmaz çelikler diğer paslanmaz çelik türlerinden daha iyi korozyon direncine sahiptirler. Örneğin endüstriyel atmosfer ve asit maddelerine karşı oldukça dirençlidirler. Korozyon şartları çok şiddetli olduğunda yüksek sıcaklık ve kuvvetli asitler içinde 304 tipi alaşımın geliştirilmiş tipleri kullanılmalıdır.

Östenitik paslanmaz çeliklerin aktif potansiyeli ve kısmi potansiyeli, ferritik paslanmaz çeliklerle yaklaşık aynıdır. Öyle ki HNO₃ karşısındaki dayanım her ikisi içinde benzer sınırlardadır. %65 konsantrasyona karşı östenitik paslanmaz çeliklerdeki aşınma yaklaşık 0,5mm/yıl, daha yüksek nitrik asit konsantrasyonlarında 5 mm/yıl değerine kadardır. H₂SO₄'e karşı dayanım, çeliğin kompozisyonunda nikel bulunması ve ayrıca Mo ve Cu ilave edilmesiyle oldukça önemli miktarda artar (Şekil 2.15) [1].



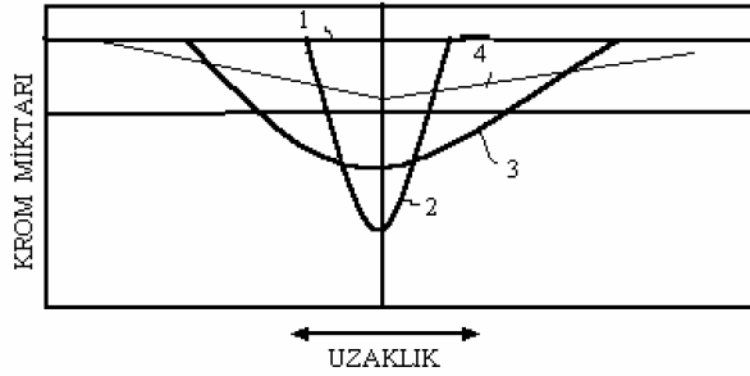
Şekil 2. 15 Sülfürik asit içerisinde değişik Cr-Ni çeliklerinde tahribat. (Taralı alanlar, yılda 0,1mm'den az tahribatın olduğu alanları göstermektedir) [1].

Östenitik paslanmaz çeliklerin kullanımını sınırlayan etmenlerin başında tane sınırları korozyonunu saymak gerekir. Bu tür korozyon çelikte içerilen serbest karbonun kromla birleşerek krom karbürüne dönüşmesi sonucu ortaya çıkar. Örneğin, kaynak işleminden hemen sonra havada soğumaya terk edilen parçalar belirli bir sıcaklık aralığında (450-850 °C) yer alan krom karbür çökelmeleri ile tane sınırları korozyonuna dirençsiz hale gelir. Bu tutum ilk kez kaynak işlemi ile bağıntılı olarak gözlemlendiğinden kaynak hatası olarak adlandırılmıştır. Ancak, aynı tür ısı etkileri kalıba içinde soğumaya terk edilen döküm parçaları içinde geçerlidir. Kaynak ve döküm gibi üretim yöntemlerinin uygulanmasını büyük ölçüde kısıtlayan bu tutum östenitik paslanmaz çeliklerin en önemli sakıncası olarak ortaya çıkmış ve tanelerarası korozyona dayanıklı çeliklerin geliştirilmesini zorunlu kılmıştır. Şekil 2.16'de östenitik paslanmaz çeliğin tanelerarası korozyona hassaslaşması, kromkarbür çökmesi şematik olarak verilmiştir [8,13].



Şekil 2. 16 Paslanmaz çelikte tanelerarası korozyona duyarlaşma sırasında tane sınırındakarbür çökeltisinin şematik olarak görünümü [13].

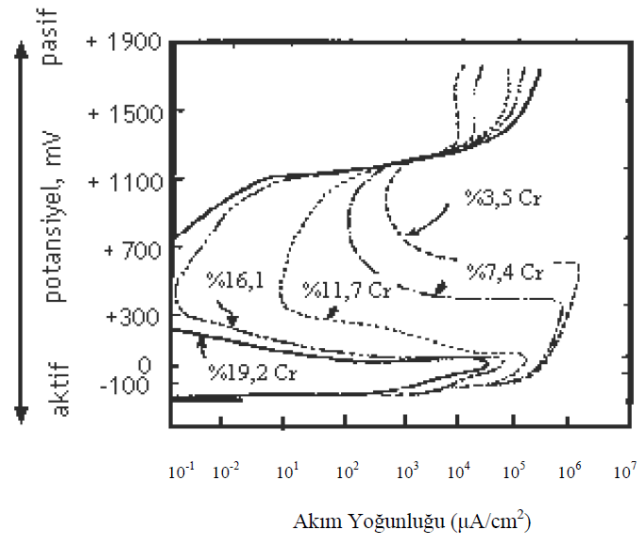
Östenitik paslanmaz çeliğin katı çözelti halinde kabullenebildiği karbon miktarı sıcaklıkla artar. 600 °C'nin altına inildiğinde karbon çözünürlük sınırının da %2'nin altına düştüğü görülür. Tane sınırlarına duyarlılık gösteren çelikler karbon miktarı bu değerin üstünde olan çeliklerdir. Bu sınırı aşan karbon miktarı tamamen katı çözelti durumuna geçemediğinden kromkarbürlerin ayrışmasına ve tane sınırları boyunca çökmesine yol açar. Bu oluşumlar kromun tane sınırları içlerinden tane sınırlarına yayılma yolu ile ulaşmasını gerektirir. 550 -600 °C'nin altındaki sıcaklıklarda yayınma olayı çok yavaşlamış olacağından, %0.02'dendaha az karbon içeren çeliklerde çökelen karbür miktarı duyarlık oluşturacak seviyeye ulaşmaz. Kromkarbürler genellikle 900 °C'nin üstünde kararlılıklarını yitirirler. Dolayısıyla 900 °C'nin üstündeki sıcaklıkların duyarlılığa yol açması beklenmez. Çeliğin içerdiği krom miktarının yer ve zamana göre nasıl değiştiği şekil 2.17'da verilen krom miktarı – uzaklık grafikleri üzerinde görülebilir.



Şekil 2. 17 Östenitik Cr-Ni çeliklerinde, tavlama süresine bağlı olarak tane sınırları yakınında Cr miktarının değişiminin şematik görünümü [8].

1 numaralı eğri çözeltiye alma ısı işleminden sonraki krom miktarı dağılımını gösterir. Bu durumda kromun miktarının tane sınırlarında ve tane içlerinde aynı olduğu varsayılan kromkarbür çökmesinin başlangıç dönemindeki krom dağılımı ise 2 numaralı eğri ile verilmiştir. Krom karbürün büyük bir kısmı ile çökeldiği tane sınırları yakınları krom yönünden oldukça fazla fakirleşmiş ve bu bölgelerde krom miktarı pasifleşme için gerekli olan kritik değerin (yaklaşık %12-13) altına düşmüştür. Çelik bu dokusu ile korozyona karşı hassaslaşmıştır. Yani aktif durumda olan tane sınırları ile pasif durumunu koruyan tane içleri arasında kurulan korozyon hücrelerinin hızlı faaliyeti tane sınırlarının hızla çözünmesine yol açacaktır [8].

Kromun uzun mesafelerden, yani tane içlerinden tane sınırlarına ulaşımı çökelmenin başlangıç döneminde zamanın yetersiz olması nedeniyle gerçekleşmez. Böylece karbürlerin oluşumu için gereken kromun hemen tamamı tane sınırları yakınında sağlanır. Şekil 2.17’de 2 numaralı eğri ile gösterilen krom fakirleşmesinin sebebi budur. Ancak zamanla tane içlerinden tane sınırlarına ulaşan krom atomları tane sınırları yakınındaki krom miktarını yeniden yükseltir. (3 ve 4 numaralı eğrilerle gösterilen krom dağılımları). Krom miktarı pasifleşme için gerekli seviyeye yeniden ulaştığında karbür çökeltisi ile kaybedilen korozyon dayanımı yeniden kazanılmış olur (Doruk, 1982). Şekil 2.18’de, 304 tipi paslanmaz çeliğin değişen karbon içeriğine göre hassaslaşma diyagramı gösterilmiştir [10].



Şekil 2. 18 90°C’de 2N H₂SO₄ içinde %8-9 Ni içeren Fe alaşımı anodik polarizasyonuna Cr içeriğinin etkisi [13].

Hassaslaşmaya neden olan birincil elementler bahsedildiği gibi Cr ve C’dir. Diğer elementler ikincil etkiye sahiptirler. Ni katı çözeltide C’nin aktivitesini yükseltir ve karbür çökmesini kolaylaştırır. Mo, Cr gibi etki gösterir; tane sınırlarında karbür oluşturur. Mo’nun alaşım içinde düşük konsantrasyona sahip olması nedeniyle çok az etki gösterir [13].

Östenitik paslanmaz çeliklere %2 Mo ilavesi çukurcuk korozyon direncini artırır. Atak, çukurcuk maddesi yüksek klorür içerikleri için 316 tipi alaşımın içeriklerinden başka yüksek Ni, Mo içerikleri gereklidir. Ayrıca iç ve dış çekme gerilmeleri olduğunda gerilmeli korozyon çatlamasına rastlanır. Çoğu zamanda her iki korozyon tarzı birlikte görülür. Budurumda da çeliğin dayanımı Mo ilavesi ile artırılabilir. Standart alaşımlar, bazlar içerisinde düşük konsantrasyonlarda dayanıklıdır. Örneğin; NaOH, ilk olarak %10’dan fazla konsantrasyonlarda etkili olur. Kuvvetli alkali çözeltilerde, aynı zaman da yüksek sıcaklık ve gerilim mevcutsa gerilmeli korozyon çatlaması görülür.

2.2 Metallerarası Bileşikler

Basit stokiometrik oranlarda göreceli olarak dar bileşim aralıklarında oluşan intermetaliklerin mükemmel yüksek sıcaklık mukavemet özellikleri çok ilgi çekicidir [16]. Düzenli metaller arası bileşikler kritik düzenlenme sıcaklığının altında büyük oranda düzenli kristal yapılarıyla metalik malzemelerin eşsiz bir sınıfını oluştururlar [17,18]. Bu bileşikler kendilerini oluşturan farklı atomların aralarında oluşturdukları kuvvetli bağlar nedeniyle oldukça farklı mekanik ve fiziksel özellikler gösterirler.

Mukavemet ve tokluğun güzel bir kombinasyonunu oluşturan süperalaşımlar ancak 100°C'nin altında kullanılabilmektedir. Modern mühendislik seramikleri ise daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilmekte, fakat kovalent bağlanma nedeni ile kırılgan olmakta bu da kullanımını sınırlamaktadır. Metallerarası bileşikler, hem kullanım sıcaklığı hem de mekanik özellikler açısından metalik malzemeler ile seramik malzemeler arasındaki boşluğu doldurmaya aday malzemelerdir. Atomlar arası kuvvetli bağlar nedeni ile süperalaşımlardan daha yüksek mukavemet gösterirken, bağlanmanın hala metalik karakterde olmasından dolayı seramiklere göre daha az kırılgandırlar [19,20].

Yüksek sıcaklıklarda kullanılabilecek ideal bir malzeme yüksek ergime noktası, düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda iyi mukavemet ve sertlik, yüksek sürünme özellikleri, oda sıcaklığında yüksek süneklik ve iyi bir oksidasyon ve korozyon direncine sahip olmalıdır. Ticari ve savaş jet motorlarının performansı çalışma sıcaklığı arttıkça artar. Bundan dolayı 1000-1600°C sıcaklıklarda kullanılabilecek malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Daha ileride 2000°C sıcaklıkta çalışabilecek malzemelere ihtiyaç duyulacaktır [21].

Metallerarası bileşikler üzerindeki ilk araştırmalar oksitleyici ortamlarda oldukça koruyucu olan ince alüminyum oksit filmi oluşturmak için oldukça yüksek miktarda alüminyum içeren aluminatlara odaklanmıştır.[19] Bunlar içinde nikel, demir ve titanyum aluminatlar en çok ilgi çekenlerdir. Nikel, demir ve titanyum aluminatlar ile diğer düzenli yapıdaki metallerarası bileşiklerin en büyük dezavantajları ise oda sıcaklığında gevrek kırılma ve düşük süneklik göstermeleridir. Oda sıcaklığındaki düşük kırılma mukavemeti ve şekillendirilebilme kabiliyeti aluminatların mühendislik malzemesi olarak kullanımını sınırlandırmaktadır.

Fe₃Al (DO₃ yapılı) ve FeAl (B₂ yapılı) demir aluminatlar mükemmel oksidasyon ve korozyon direncine sahiptirler [19]. Fe₃Al demir alüminatlar, yüksek sıcaklıklarda

oksidasyon ve sülfidasyonun olduğu endüstriyel uygulamalar için çok ilgi çekici olmuştur. Araştırma çalışmaları mekanik özelliklerin karakterizasyonu ile birlikte oda sıcaklığındaki sünekliğin artırılması, aşınma oksidasyon ve korozyon gibi fiziksel özelliklerin geliştirilmesi üzerinde odaklanmıştır [16]. Bu alaşımlar çok iyi oksidasyon ve korozyon direnci, düşük yoğunluk ve düşük maliyet açısından ferritik ve östenitik paslanmaz çeliklerden çok daha üstündür. Nikel esaslı süper alaşımlarda en önemli mukavemetlendirici Ni_3Al 'dir. Konvansiyonel malzemelerin tersine Ni_3Al ve alaşımlarında akma mukavemeti artan sıcaklıkla düşme yerine artma gösterir [17,19]. Ni_3Al 'ın tek kristali oldukça sünektir, fakat polikristaller düşük sıcaklıklarda kırılgandır. Polikristalin Ni_3Al 'ın kırılganlığı tane sınırlarındandır. Ni_3Al oda sıcaklığında çevresel – bir dış faktör- kırılganlığa meyillidir [19]. $NiAl$ 'ın dört kilit 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 bileşikle karşılaştırıldığında plastik deformasyon kabiliyetini kolaylaştıran basit düzenli hacim merkezli kübik (CsCl) kristal yapısıdır. $NiAl$ 'ın potansiyel uygulamalarından birisi yüksek basınçlı türbin paleleridir [22].

Ti_3Al ve $TiAl$ esaslı titanyum aluminatlar çok düşük yoğunluklarından dolayı geliştirilmiş uçak motoru uygulamaları için çekici adaylardır. Kırılma direncinin olmamasına rağmen titanyum aluminatlar yüksek performans için büyük potansiyele sahiptirler. Bu alaşımlar konvansiyonel 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 göstermesidir [17,18].

Mg_2Si metaller arası bileşiği havacılık ve taşımacılık sistemleri için kullanılabilecek cazip bir malzemedir. Bu uygulamalarda yüksek sıcaklıklarda mukavemet sertlik ve diğer mekanik özelliklerini koruyabilen düşük yoğunluklu malzemelere ihtiyaç duyulur. Mg alaşımları düşük uygunluğu ve yüksek mukavemet/ağırlık oranından dolayı bu endüstriye hakim olan Al alaşımlarına bir alternatif olarak gelişmektedir [22] .

2.2.1. Nikel Alüminat Metallerarası Bileşikler

Bir nikel alüminat metallerarası bileşiği olan Ni_3Al , benzersiz yüksek sıcaklık dayanımı ve yüksek oksitlenme direncine sahiptir. Çok yüksek bir düzenli yapıya sahip olması 800 ila 900 C' ler arasında oda sıcaklığında sahip olduğu akma ve sürünme dayanımlarından % 30 ila % 40 daha yüksek bir akma ve sürünme dayanımına sahip olmasını sağlamaktadır. Nikel alüminatlar % 12 kadar fazlalık alüminyum içerdikleri için, malzeme yüzeyinde koruyucu bir alüminyum oksit (Al_2O_3) tabakası oluşur. Bu da oksitlenmeyi oldukça yavaşlatır ve yüksek sıcaklıklarda karbürlenme ve koklaşmaya karşı sıra dışı bir direnç meydana getirir. Dolayısıyla, ısıtım işlem fırınları, çelik üretim ekipmanları ve diğer üretim işlemleri için de ideal bir malzeme grubunu oluştururlar.

2.2.1.1 Kullanım Önündeki Engeller

Bu faydalı özellikleri yanında gevrek olmaları bu malzemelerin endüstrideki yararlarını azaltıcı bir etki yapmaktadır. Endüstriyel uygulamalar ani yüklemelere, ani basınç değişikliklerine cevap verebilecek veya enerji emme özelliği yüksek olan malzemelere ihtiyaç duyar. Ayrıca, şekillendirilir veya kaynak edilirken, kendilerine üstülük sağlayan özelliklerini yitirebilirler. Dolayısıyla, uygulama alanlarını genişletmek için Ni_3Al alaşımlarının gevrekliğini azaltıp, döküm, şekillendirme ve kaynak yeteneklerini artırmak gerekir.

Nikel alüminat olarak 3 malzeme vardır:

- $NiAl$, CAS numarası 12003-78-0
- $NiAl_3$, CAS numarası 12004-76-1
- Ni_3Al , CAS numarası

2.2.1.2. Ni_3Al

Metaller arası bir bileşik iki metal arasında oluşan düzenli faz yapıları bir alaşım olarak tanımlanabilir. Burada atomik yapıyı tanımlamak için düzenli alaşım fazının iki ya da daha çok alt kafes sisteminden oluşması gerekir. Düzenli faz, uzun mesafeli düzenli süper kafes örgüsüne sahip olduğu için üstün yüksek sıcaklık özellikleri gösterir: Çünkü bu örgü yapısı yüksek sıcaklıklarda dislokasyon hareketlerini ve difüzyonu azaltır [23].

IC-221M olarak da bilinen Ni_3Al , alüminyum, krom, molibden, zirkonyum ve bor dâhil birkaç metal ile birleşmiş nikelden oluşmaktadır. Bor ilavesi alaşımın oda sıcaklığındaki sünekliğini artırır. Ayrıca sertliğini de yükseltir.

Bu alaşım (IC-221M), paslanmaz çelikten 5 kez daha dayanıklıdır. Ayrıca, oda sıcaklığından 800 C ye kadar yüksek sıcaklıklarda, parça ısındıkça, dayanımı artar.

Alaşım ısı ve korozyona karşı çok dirençlidir ve bu nedenle ısıtım işlem fırınları gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında uzun ömrü ve paslanmaz çeliğe göre daha yüksek korozyon dayanımı nedeniyle kullanım alanı bulur.

Bu malzemenin bir diğer özelliği de yüksek sıcaklıkta sahip olduğu yüksek dayanımı ile birlikte çok yüksek bir ısı iletkenliğine sahip olmasıdır. Bu özellikler yüksek dayanım ve düşük yoğunluğu ile de birleşince, gaz türbinleri ve jet motorlarındaki türbin kanatlarının kaplanması için bu alaşım ideal bir malzeme haline gelmektedir.

Yaygın bir bileşik olan Ni_3Al 'in ergime sıcaklığı 1395°C ' dir. Ni_3Al , Ni esaslı süper alaşımlarda ikincil faz olarak bulunur. Tek fazdan ibaret Ni_3Al 'in mukavemeti sıcaklık artışıyla düşmez. Bu faz tek kristalli durumda sünek, çok kristalli durumda ise kırılgandır. Ni_3Al kayma bölgelerindeki mukavemet 600°C - 800°C arasında max. ulaşmaktadır. Düşük polikristalin özelliğine sahip olan Ni_3Al oda sıcaklığında gevrek yapıya sahiptir. Ni_3Al 'in tane sınırları çökme olmamakta ve empüriteler bulunmamaktadır. Aslında empüritelerin Polikristalin Ni_3Al 'e Bor(B) ilave ettiğimizde özellikleri önemli derecede iyileşmektedir. Yapısal boşlukların büyük olmasına rağmen Ni_3Al ile alaşımlarının mekanik özellik davranışları son derece iyidir. Ayrıca aluminidler katı-eriyik etkisi ile sertleştirilebilmektedir. Farklı alaşımların 1000°C 'de Ni_3Al fazında (L12) eriyebilirliği üç grup altında incelenmiştir: Birinci grup Si, Ge, Ti, V, Hf elementleri genelde alüminyum alt kafesine, ikinci grup Cu, Co ve Pt nikel alt kafes yapısına ve üçüncü grup Fe, Mn ve Cr elementleri ise her iki alt kafes yapısına yerleşmektedir. Alt yapıya yerleşmede, atom boyutundan çok elektronik yapı yani elementin periyodik tablodaki yeri yerleşme davranışı üzerinde daha etkili olmaktadır. Ni_3Al 'de katı eriyik oluşumu, atomik boyut uyumsuzluğu ve Ni_3Al - Ni_3X arasındaki oluşum ısı farklılığı ile kontrol edilir. Ni_3Al 'in oda sıcaklığında katı-eriyik sertleşmesi, alaşım elementinin yerleşme düzenine, atomik boyut uyumsuzluğuna ve alaşımın stokiometriden uzaklaşma derecesine bağlıdır.

Mukavemet, Al-zengin alaşımlar ve stokiometrik alaşımlar için telaffuz edilmektedir. 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[24,25].

2.3.Yüzey İşlemleri

Teknolojinin çok hızlı ilerlediği günümüzde, dünya nüfusunun hızlı bir şekilde artışı teknolojik ürün talebinin de hızla artmasına sebep olmuştur. Enerji ve işçilik maliyetlerinin yüksek oluşu, hammadde üretilen makine ve sistemlerin maliyetini artırmıştır. Dolayısıyla kullanıcılar, yüksek fiyatlara alınan bu ürünlerden en yüksek verimi almak istemektedir. Bu durum kaliteyi de beraberinde getirmiştir. Mühendislik ürünlerinde dikkat edilen en önemli üç faktör emniyet, ekonomi ve estetikdir. Bir makine elemanı üzerine gelen yükleri büyük oranda yapısal özellikleriyle, aşınma, yorulma, korozyon gibi hasarları yüzey özellikleri ile karşılarlar. Dolayısıyla yüzey özelliklerinin önemli olduğu yerlerde sadece yüzeye ait özellikleri iyileştirmek hem maliyet hem de zaman açısından büyük tasarruf sağlamaktadır. Bunun sonucu olarak yüzey mühendisliği ve yüzey işlemleri terimleri ortaya çıkmıştır.

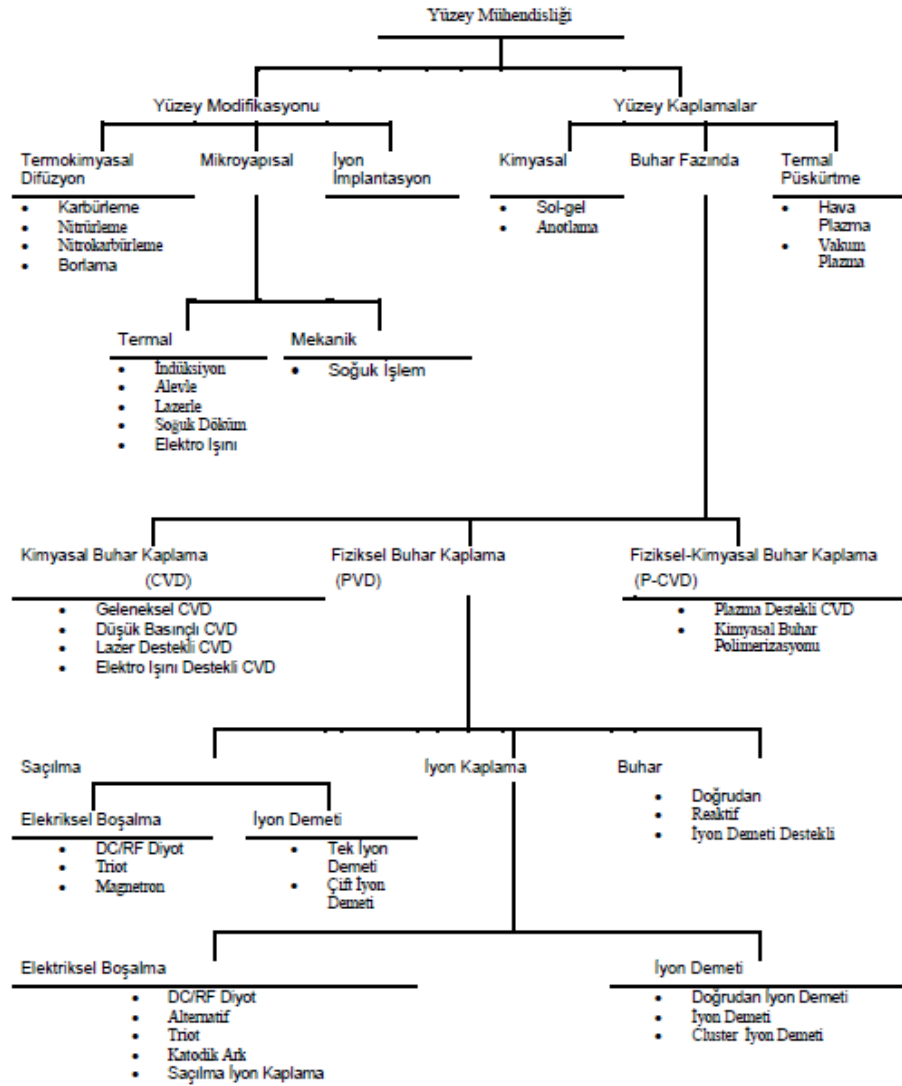
Son yıllarda triboloji ile uğraşan bilim insanları sürtünme ve aşınmaya karşı yüzey işlemleri ve kaplama uygulamalarının kullanımını büyük oranda artırmışlardır. Bu ise, değişik yüzey metotlarının ortaya çıkmasını sağlamıştır. Günümüzde kullanılan yüzey modifikasyon teknikleri, yüzey sertliği, aşınma direnci ve yorulma dayanımını artırmak amacıyla kullanılır. Yüzey sertleştirme işlemleri, ana malzemenin sertliğini değiştirmeksizin parçaların yüzeyden içeriye doğru sertleştirilerek aşınma dirençlerini artırmada kullanılırlar. Birçok makine parçasında aşınmaya karşı çok sert bir yüzey istenirken, aynı zamanda da çalışma esnasında çarpmaya karşı mukavemetli olması zorunludur. Malzemenin merkeze yakın kısmının yumuşak ve tok olması parçanın bütün olarak yüksek darbe mukavemeti göstermesini sağlar. Yüzey sertleştirme esnasında oluşan basma gerilmesi artışı ile malzemenin yorulma mukavemeti de artmaktadır. Bu işlemin bir avantajı da, daha ucuz olan düşük ve orta karbonlu çeliklerde kalın kısımların sertleştirilmesi esnasında ortaya çıkan çatlama ve distorsiyon problemi olmamasıdır. Yüzey sertleştirme işlemlerinde yeni bir tabaka ilavesi veya inşasını içeren metotlar ve parça boyutunda herhangi bir değişiklik veya tabaka ilavesi olmaksızın malzemelerin yüzey ve yüzey altı modifikasyonunu içeren metotlar olmak üzere iki farklı yaklaşım vardır [14].

Yüzey sertleştirme işlemlerinden tabaka ilavesinin olduğu ilk gruba, ince filmler, kaplamalar veya kaynaklı üst tabakalar girmektedir. Yüzey kaplamalar, taban malzemeden bağımsız olarak malzeme yüzeyine yeterli derecede bağlanan ve bileşim olarak tamamen taban malzemeden farklı ya da taban malzemeden çok az ihtiva eden kaplama malzemesiyle, yüzeyde istenen özellikleri karşılayabilecek yeni bir tabaka oluşturmak amacıyla yapılır. Bu yöntem iş parçasının tüm yüzeyinin sertleştirilmesine ihtiyaç duyulduğu durumlarda genellikle daha az maliyetle ürün kalitesini artırmayı amaçlamaktadır. Filmler, kaplamalar ve üst tabakaların yorulma performansı, ana malzeme ile ilave edilen tabaka arasında yapışma mukavemetine bağlı olabilir.

Yüzey sertleştirme işlemlerinde, yüzeyde tabaka oluşturmaksızın modifikasyonu içeren ikinci grubu difüzyon yöntemleri ve seçimli sertleştirme teknikleri oluşturmaktadır. Bir parçanın yüzeyinden içeriye doğru etkili bir şekilde sertliğini artırmak için çok sık olarak difüzyon teknikleri tercih edilmektedir. Buna karşılık seçimli sertleştirme metotları bir parçanın bölgesel olarak sadece istenilen kısımlarının sertleştirilmesine olanak sağlar. Seçimli sertleştirme, genellikle sadece ısıtma ve su vermeyi içeren transformasyon sertleştirilmesini içine alırken, bazı seçimli sertleştirme metotlarında (seçimli nitrürleme, iyon implantasyon, iyon ışın karışımı) ise bunun aksine yüzeyde bileşimsel bir modifikasyon söz konusudur.

Bazı yüzey işlemleri ve uygulanış nedenleri şöyle sıralanabilir: korozyonu önlemek için boyama ve kaplama, basma artık gerilmesi oluşturmak ve yüzey sertliğini artırmak için bilye püskürtme, martenzit tabakası oluşturmak için su verme, tribolojik ve korozif özellikleri iyileştirmek için ince film kaplama ve yüzeyin kimyasını değiştirme işlemleri şeklinde sıralanabilir. Çizelge 2.6'de yüzey işlemlerinin bir sınıflandırması yapılmıştır.

Çizelge 2. 6 Yüzey mühendisliğinde uygulanan metotlar [14].



Malzeme yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, alt tabakanın ise sünek ve yeterli mukavemette olması istenildiğinde karbürleme, nitritleme, alev veya indüksiyonla yüzey sertleştirme, lazerle yüzey sertleştirme, plazma nitritleme, plazma esaslı fiziksel buhar depolama (PVD) ve kimyasal buhar depolama (CVD) yöntemleri kullanılarak yüzey sertleştirme ve aşınmaya dayanıklı malzemelerin üretilmesi gerçekleştirilmektedir [14].

2.3.1 Yüzey Kaplama

Günümüzde teknolojinin hızlı bir şekilde ilerlemesinin sonucu olarak ağırlaşan çalışma koşullarında kullanılan makine yapı elemanları ve malzeme (metal ve alaşımları): 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.

Genellikle mühendislikte kullanılan malzemelerin istenen dayanıma sahip olması ve değişimler ortaya çıkmaktadır. Üretilen parçanın ömrünü ve kalitesini arttırmak, çalışma ortamının olumsuz koşulların etkisini azaltmak ve bazı mekanik özelliklerini iyileştirmek gayesiyle çeşitli mekanik ve metalik olmayan kaplama yöntemleri geliştirilmiştir.

Yüzey işlemleri, kaplama ve yüzey dönüşüm işlemleri olarak sınıflandırılabilir. Kaplama, metal yüzeyine bir element ya da bileşiğin biriktirilerek bir kabuk oluşturması işleminin tümünü kapsar. Yüzey dönüşüm işlemlerinde ise yüzeyin içyapısı ve kimyasının değiştirilmesi söz konusudur.

Yüzey işlemleri ile malzemelere;

- Optik amaçlı (yansıtıcı, yansıtıcı olmayan kaplamalar, optik diskler gibi),
- Manyetik amaçlı (manyetik diskler, hard diskler),
- Elektrik-elektronik amaçlı (yalıtıcılar, süper iletkenler, yarı iletkenler vs.),
- Termal amaçlı (ısı engelleri, elektronik devre elemanı, soğutucular),
- Kimyasal (yayınma engelleri, sıvı-gaz sensörleri vs.),
- Aşınma-sürtünme özelliklerini iyileştirme amaçlı (kesici takımlara uygulanan kaplamalar, yüksek sıcaklıklarda sürtünme özelliklerini geliştirmeye yönelik kaplamalar, yüksek sıcaklıklarda sürtünme özelliklerini geliştirmeye katkı sağlayan yağlayıcı kaplamalar)

gibi yeni mühendislik özellikleri kazandırılabilmesi gibi dekoratif kaplamalar ile yüzeye çekicilik de kazandırılabilir.

Al-Ti ve Ni-Al intermetalik faz kaplama tabakaları kutu sementasyon ve sıcak daldırma difüzyon kaplama, silisid/seramik kaplamalar, plazma sprej tekniği, elektron iyon PVD tekniğiyle intermetalik bileşikler ve yüzey oksidasyon çalışmaları yapılmıştır. Bununla birlikte bu kaplamaların pek çoğu halen yeterli gelmemektedir, özellikle yapışma konusunda. Dayanıklı kaplama tabakaların üretiminde ilk önce altlığa güçlü ve dayanıklı bağlanma elde edilmesi önemlidir. Çoğu durumda altlık ve kaplama tabakalarının birbiriyle iyi bağlanma oluşturmaları için ek arayüzey bir tabakanın varlığı gerekli olmaktadır. Bu bağlamda, toz metalürjisi işlemlerinde özellikle SHS işlemi Ti yüzeyinde koruyucu kaplama tabakası oluşturulmasında ilginç bir yol olduğunu göstermiştir.

Karbon çeliğin yüzeyi Ni₃Al kaplama yapılırsa altlığın yüksek sıcaklıklarda tribolojik özellikleri kadar oksidasyon ve korozyon direnci iyileşecektir. Bu sayede karbon çeliğinde uygulama alanları artacaktır [33].

2.3.2. Yüzey Sertleştirme

Yüzey özelliklerini iyileştirmek için birçok kaplama tekniği ve yüzey işlemi ortaya çıkmıştır. Tribolojik kaplamaların geçmiş yıllarda hızlı bir şekilde gelişimi, büyük oranda daha önce elde edilmemiş olan özellikleri sağlayabilen yeni kaplama yöntemlerinin geliştirilmesine bağlıdır. Bu özellikler morfoloji, bileşim, yapı ve adezyonu içerir. Kaplama tekniği ya da yüzey işleminin seçiminde, taban malzemenin şekli, boyutu ve metalürjisi, kaplama malzemesinin istenen yapıda oluşturulabilmesi, kaplama malzemesinin uygulanan tekniğe uyumu, arzu edilen adezyon seviyesi, kaplama cihazının kullanışlılığı ve maliyet gibi hususlar dikkate alınır.

Yüzey kaplamalar şu şekilde sıralandırılarak; kimyasal kaplamalar, buhar fazında yapılan kaplamalar ve termal püskürtme kaplamalar olarak üç ana gruba ayrılır. Kimyasal kaplama işleminde uygun bir solüsyon içerisinde kaplama işlemi ya anorganik polimer reaksiyonları ile ya da elektrik akımı vasıtasıyla gerçekleştirilir. Buhar fazında yapılan kaplama işlemi ise, kaplama malzemesinin çeşitli kaynaklar kullanılarak buhar fazına getirilmesi ve daha sonra taban malzemesi üzerine biriktirilmesini kapsar. Termal püskürtmede kaplama malzemesi taban malzemesinden uzak bir mesafede eritilir ve çok ince partiküller halinde püskürtülür. Taban malzemesi bir dereceye kadar soğutulur ve kaplama yüzeyine vuran tanelerin katılaşmasıyla kaplama gerçekleştirilir [14].

2.4. SHS Yöntemi

Buluş No 287 “Kendiliğinden duran katı faz reaksiyonlarının dalga lokalizasyonu olayı” veya “katı alev” denilen olay ilk defa Rus bilim adamları A.G. Merzhanov, I.P. Borovinskaya, V.M. Shkiro tarafından gerçekleştirildi ve yeni bir bilimsel ve teknolojik alanın doğmasına yol açtı: “ inorganik bileşikler, malzemeler ve parçaların Kendi kendine ilerleyen yüksek sıcaklık sentezlemesi (SHS) ”.

SHS, değişik uygulamalar ve çok yüksek verimli teknolojik işlemler için inorganik bileşikler, malzemeler ve parçalar elde etmek üzere, reaksiyona girebilen malzemelerin kimyasal enerjisini maksimum derecede kullanılması prensibine dayanır.

Yanma sentezlemesi (CS) veya Reaksiyon sentezlemesi (RS), seramikler, metallerarası bileşikler ve bunların kompozitlerinin, ergime sıcaklığının çok altındaki bir sıcaklıkta ve çok kısa sürelerde üretilmesi için kullanılan bir yöntemdir. Bu işlemle sağlanan enerji tasarrufu ve ekonomik yararlar, geniş bir şekilde yayımlanmıştır. Bu konuda Subrahmanyam ve Vijayakumar, Yi ve Moore , Munir, Dunand, Moore ve Feng , Bowen ve Derby gibi araştırmacılar tarafından hazırlanmış derlemeler ve deneysel sonuçları içeren birçok yayın bulunmaktadır.

Reaksiyonla sentezleme (yanma sentezlemesi), ham ürünlerin, ateşlenir ateşlenmez ekzotermik bir reaksiyonla, bir anda istenen ürünlere dönüştüğü işlemin adıdır. İşlem iki alt ateşleme yöntemine ayrılabilir. İlkine, kendi kendine ilerleyen yüksek sıcaklık sentezlemesi (SHS) denir. Bu sentezlemede, karıştırılan tozlardan üretilen bir briket (kompakt), bir ucundan bir tungsten bobin yardımı ile ateşlenir ve bu uçta başlayan reaksiyon bir dalga şeklinde ilerleyerek, tozların bir kısmını yakar ve nihai ürünü meydana getirir. Ateşleme sonucu oluşan reaksiyon bir kere başlayınca, kendi ürettiği ısıyı (reaksiyon egzotermiktir) kullanarak önündeki kısmın sıcaklığını ateşleme sıcaklığına yükseltir ve bu şekilde reaksiyon dalgası başka bir dış ısı kaynağı olmadan kendi kendine devam eder.

İkinci ateşleme yöntemi ısı patlama veya eş zamanlı yanmadır. Bu yöntemde, briketlenmiş (soğuk preslenmiş) tozun bütünü ateşleme sıcaklığına kadar ısıtılır (mesela bir fırın içerisinde). Bu sıcaklıkta toz briket aniden ürüne dönüşür. Her iki ateşleme yöntemi de geçmişte, nikel alüminatların üretiminde kullanılmış olan yöntemlerdir.

Reaksiyonla sentezleme yöntemindeki önemli bir parametre, adyabatik sıcaklık (T_{ad})’ tır. Tozu nihai ürüne dönüştüren reaksiyon egzotermik bir reaksiyon olup, reaksiyon

o kadar hızlı gerçekleşir ki, koşulları adyabatik olarak kabul edilebilir. Bu nedenle, bütün oluşum ısısının briketin sıcaklığını, sıfır kayıpla, adyabatik sıcaklığa yükselttiği farz edilir. Bu sıcaklık basit termodinamik denklemlerle hesaplanabilir ve o reaksiyon için çıkılan maksimum ya da en yüksek sıcaklığı gösterir [15].

SHS yönteminde, reaksiyon ateşleme sonrası oda sıcaklığında bile kendi kendini devam ettirerek parçanın diğer ucuna ulaşır. Başlangıçta, soğuk preslenmiş briketin bir ucuna harici bir ısı kaynağı uygulanır. Böylece briketin sıcaklığı ateşleme sıcaklığına (T_{ig}) yükseltir. Reaksiyon başladıktan sonra, artık harici ısı kaynağının bir işlevi kalmaz, dolayısıyla devre dışı bırakılabilir. Reaksiyon sonucu oluşan ısı, reaksiyon tabakasının önündeki tabakayı ısıtarak, sıcaklığını ateşleme sıcaklığına yükseltir ve bu tabakada da reaksiyonu başlatır. Böylece ardarda meydana gelen reaksiyonlar bir dalga şeklinde ilerleyerek, briketin sonuna ulaşır ve istenen ürün meydana gelmiş olur. Eğer reaksiyon kendi kendine ilerleyen bir reaksiyon ise, reaksiyona “kararlı” (sabit hızda dalga ilerlemesi) denilir. Ne var ki; eğer kinetik ve ısı parametreleri olması gerektiği gibi değilse, dalga, salınımlı (yüksek ve alçak ilerleme hızlarına sahip periyotlar halinde) veya döner (briket etrafında spiral) davranış göstererek kararsız hale gelebilir ve sönebilir. Bir reaksiyonun kendi kendine devam edip etmemesi bir dizi faktöre bağlıdır. Reaksiyon ısısının bir kısmı öndeki komşu tabakayı ısıtmada kullanıldığı için, ürünün ısısını artıracak ısı miktarı azalır ve bu yüzden SHS ‘deki T_{ad} değerinin ısı patlama reaksiyonlarındakinden daha az olduğu bilinir [15].

Aşağıdaki element karışımları reaksiyona giren sistemler olarak kullanılabilir:

-Metallerle ametaller

-Metallerle metaller

Ametallerle ametal ya da bunların bileşikler.

Bu karışımları farklı kılan özellik, etkileşime girdiklerinde çok büyük miktarda bir ısı ortaya çıkmasıdır. SHS sonucu meydana gelen ürünler, değerli inorganik bileşiklerdir. Bunlar:

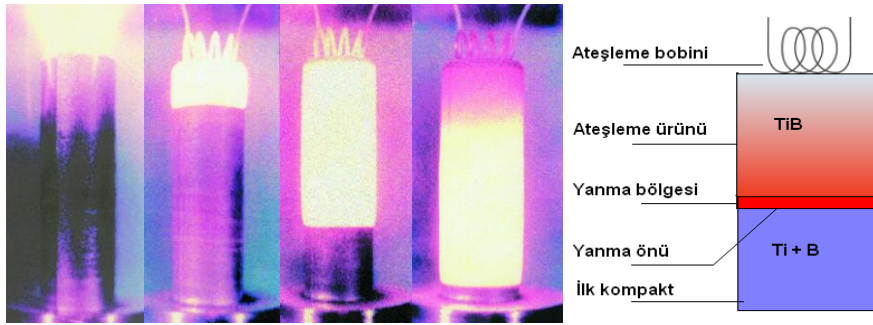
-Refrakter bileşikler: karbürler, borürler, nitrürler, silikatlar, metal oksitleri

-Metal hidrürleri: kalkojenitler, sülfürler, selenürler, tellüridler

-Metallerarası bileşikler: alüminatlar, nikelidler, germanidler vs... [15].

Yanma sentezlenmesinin prensibi, Şekil 2.19’te gösterilmiştir, aşağıdaki gibi tarif edilebilir: sıkıştırılmış tozlardan yapılmış bir silindirik numune üstüne yerleştirilmiş olan bir tungsten tel, numunenin üst tabakasının ısıtmasını sağlayan, bir DC akıma tabi tutulur.

En kısa sürede bu katmanın sıcaklığı belirli bir sıcaklığa ulaştığında, tutuşma sıcaklığı (T_{ig}) olarak adlandırılan, reaksiyon meydana gelir [30].



Şekil 2. 19 SHS işleminin fotoğrafı ve şematik resmi [30].

Metal ve ametal fosfürler ;

- Tek fazlı katı çözeltiler ve heterojen çok bileşenli sistemler.

SHS ürünlerinin üretilme sebepleri şunlardır:

- Sert alaşımlar ve abrasivler;

- Yüksek sıcaklık yapısal ve ısıya dirençli seramikler;

Elektronik elektrik mühendsiliği ve modern süperiletken malzemeler;

- Korozyon-dirençli koruyucu ve aşınma dirençli kaplamalar;

- Kimya sanayi için katalizörler;

- Tıbbi uygulamalar için şekil hatıralı malzemeler.

Yapısal makrokinetik SHS alanındaki temel araştırmaların esasıdır. Makrokinetik kimyasal dönüşümler esnasındaki ürün oluşumunun kinetik ve mekanizmasını inceler ve SHS ürün bileşimi, yapısı ve özelliklerini kontrol edilecek yöntemler geliştirir. SHS işlemlerinin geniş bilimsel ve teknolojik araştırmalarla çarpıcı özelliklerinin bileşimi Rusya Bilimler Akademisi, Kimyasal Fizik Enstitüsü araştırmacıları tarafından araştırılmış ve bu araştırmalarda diğer araştırma enstitülerindeki metalurjistler, malzemeciler, fizikçiler ve kimyacılar ile işbirliği yapılmış ve bu buluş radikal yeni üretim metod ve teknolojilerinin geliştirilmesini sağlamıştır.

SHS işlemleri, inorganik malzemelerin geleneksel üretim yöntemlerinden farklı birçok özellikle karakterize edilir:

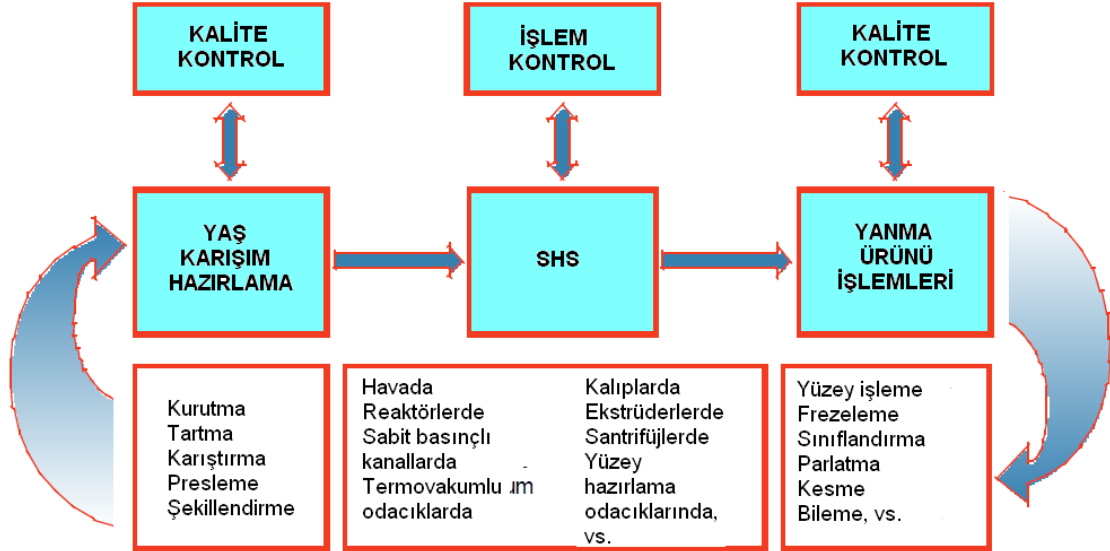
- Kimyasal reaksiyonların sonucu olarak, reaktif bir kütlenin kendi kendine çok yüksek derecede ısınması. Bu, harici ısıtma olmaksızın, sadece iç ısınma ile, malzemelerin 800 ile 4500 C arasında değişen sıcaklıklarda sentezlenmesi ve şekillendirilmesi imkanını verir.

- İşlemler çok hızlı meydana gelir (0.15 m/s' ye kadar);

- Reaksiyonlara giren malzemeler çok hızlı bir şekilde nihai ürüne dönüşür ve işlemde oluşan yüksek sıcaklık nedeniyle uçucu empüriler buharlaşır.

Son zamanlarda 30' dan fazla SHS teknolojisi geliştirilmiştir ve uygulamadadır.

Çizelge 2. 7 SHS işlem şeması [15].



Kendi Kendine İlerleyen Yüksek Sıcaklık Sentezleme Teknolojileri (TT)

SHS Teknoloji Tipleri

TT-1. SHS Toz Teknolojisi

TT-2. SHS Sinterleme

TT-3. SHS Basınçla Briketleme

TT-4. SHS Metallurjisi

SHS Yüksek Sıcaklıkta Ergitme Teknolojisi

TT-5. SHS Kaynağı

TT-6. SHS Gaz Taşınımli kaplama Teknolojisi

Bu teknolojiler aşağıdaki özelliklerle karakterize edilir:

- Düşük enerji tüketimi (çoğu durumda sadece SHS reaksiyonunu başlatmak için enerji gerekir);
- Basit teknolojik ekipman, Üretim kapasitesi yüksek ve parametreleri ekolojiktir;
- Geleneksel teknolojiler ile karşılaştırıldığında, daha az sayıda teknolojik aşama.
- Farklı malzeme ve parçaların üretimine adapte edilebilen üretim imkanı ve otomasyona uygunluk;

- Aynı ürünü üretmek için daha ucuz ham malzeme kullanma imkanı;
- Çok sayıda değerli malzeme için ekonomik ve etnik parametrenin varlığı. Bugüne kadar, SHS ile 700 çeşit inorganik bileşik edilmiştir. SHS üzerindeki deneyimlerimiz ergime sıcaklığı yüksek, ısı dirençli sert, aşınma direnci yüksek malzemeler ve parçalar ile çok sayıda kompozitin birçok farklı teknik ile üretilebileceğini göstermiştir [15].

2.4.1 Toz SHS Teknolojisi

SHS ile toz üretim teknolojisinde aşağıdaki işlem aşamaları vardır:

- Yeşil bir karışım hazırlanması - eleme, milling, kurutma, karıştırma;
- Bir reaktörü yeşil(yaş-briktlenmemiş) karışımla ve gazlarla doldurma;
- Kısa bir ısı ıyarımdan sonra sentezleme;
- Sentezlenmiş ürünleri işlemden geçirme: yayma, asitle zenginleştirme, elekten geçirme ve kurutma.

Teknolojinin hususi özelliklerinden dolayı SHS tozları, yapıları ve saflıkları açısından fırınlarda elde edilen benzerlerinden farklılık gösterir. Üç tip SHS tozu yaygındır: tek kristalli, aglomere, kompozit.

Tek kristalli bir SHS tekil, mükemmel bir kristaldır. Partikül boyutu 0.5 ile 3.0 µm arasında değişir. Bu tozlar, sinterleme için mükemmel bir ham malzemedir. Aglomere SHS tozlarının toz metalürjisinde benzerleri yoktur. Toz, iyi birleşmiş (eşleşmiş) tekil tozlardan oluşur ve boşluklar da içerebilir. Parçacıkların (aglomere toz gruplarının) boyutu 10 ila 200 µm aralığında değişir. Bunun bir örneği, SHS-titanyum karbür tozlarıdır. Bu tozlar oldukça etkili abrasiv pasta üretmek için kullanılırlar.

Parçayı taşlama esnasında meydana gelen aglomere tane kopmaları nedeniyle iki farklı işlemi yani taşlama ve parlatmayı birlikte yapmak mümkündür. Bu pastaların demirli ve demir dışı metallere yapılmış parçaların son işlemleri için kullanımı yüzey pürüzlülüğü sınıfını 1-2 sınıf iyileştir, iş verimini 1,5-2 kat artırır ve geleneksel pastalarla son işlem yapılan parçalara göre çalışma ömrünü de uzatır.

Aglomere gözeneksiz SHS tozları yüksek dayanımları ile kendilerini gösterir ve yüzeylerin taşlanması için taşlama taşı malzemesi olarak kullanılır. SHS kompozit malzemenin parçacıkları farklı faz bileşikleri içerir. Toz seramik malzemeler oksijen içermeyen refrakter bileşiklerdir: karbürler, borürler, alüminyum oksitler ve magnezyum oksitlerdir. Bu tozların kendine mahsus özellikleri bunların mükemmel sinterlenme yetenekleridir.

Kompozit SHS tozları, aynı bileşime sahip mekanik karışımlarınkine oranla daha yüksek servis(çalışma ömrü) parametrelerine sahiptirler. SHS Sermet tozları da büyük ilgi çekmektedir. Mesela bir (TiC–Cr₃C₂)+Ni tozu, yüksek sıcaklıkta (900°C) çalışan parçalar üzerinde gaz-ısı koruyucu kaplama uygulaması için başarıyla kullanılmaktadır. Bu tozlar aynı bileşime sahip kaplama tozları ile rahatlıkla yarışabilecek niteliktedirler.

SHS tozlarının ana özelliklerinden birisi yanma, kirlenmeyi önlediği için çok saf olmalarıdır. Bu şekilde elde edilen tozlar genellikle ağırlıkça % 99 ila 99,5 oranında saftırlar [15].

2.5 Nikel Alüminatların Reaktif İşlenmesi

2.5.1 Basıncsız Reaksiyon Sentezlemesi

Isıl patlama durumunda, nikel alüminatların reaksiyonla sentezi, nikel ve alüminyum tozlarının bir turbulamikser 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 [26].

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 (T_{ig}) kadar ısıtılır. Nikel alüminatları üzerine son çalışmaları Misiolekv.d.,Philpotv.d., ve Miurav.d., yapmışlardır.

Misiolekin çalışması Ni₃Al bileşiği üzerine odaklanmış iken, Philpot ve Miura sırasıyla $\leq$ atomik % 30 Al ve $\leq$ atomik % 50 Al üzerinde yoğunlaşmışlardır. Reaksiyon sentezinde kullanılan yüksek ısıtma ve soğutma oranlarından hareketle (nedeniyle), şekil hafızalı Ni-atomik % 36,8 Al da üretilmiştir. Ni₃Al bileşiği, genelde metallerarası bileşiklerin incelenmesinde kullanılan model bir malzemedir. Toz boyutu, sıcaklık, sıcaklıkta kalma süresi, ısıtma hızı, fırın atmosferi ve sitokiyometri gibi işlem parametrelerinin ürün üzerindeki etkileri incelenmiştir.

Bu çalışmalardan elde edilen ana bulgu, Ni₃Al bileşiğini oluşturacak tozlar arasındaki reaksiyon ara aşamalardan geçerek meydana gelir. Yine son zamanlarda NiAl'un KKİYSS esnasında fazların tespiti için zaman-çözümlü (resolved) X-ışını

difraksiyonu (TRXRD) uygulanmıştır. Reaksiyon önce, geçici bir sıvı faz, bir ötektik veya alüminyum, oluşturur (ötektik 640 °C’ de oluşur, alüminyum 660 °C’ de ergir). Geçici sıvı faz daha sonra, briket boyunca hem nikeli hem de alüminyum tüketerek ve en sonunda da yanma dalgası içinde Ni_3Al ’ u çökelterek yayılır. Oluşan sıvı faz geçicidir ve bu durumdaki reaksiyon sentezi ya da reaktif sentezleme, geçici sıvı faz sinterlemeye benzemektedir. Düşük ısıtma hızları, sıvı faz oluşmadan önce, alüminyumca zengin metaller arası bileşiklerin oluşmasına yol açabilir [27].

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 [28].

2.5.2 Tozların Parçacık Boyutu ve Birbiriyle Bağlantısı

Tozların parçacıkların yeniden düzenlenmesi ve kapiler kuvvetlerle yoğunlaşmasına neden olan geçici bir sıvı fazdan bahsettiğimiz için, düşük ergime sıcaklığına sahip olan fazın (Al), briketin her yerinde birbiriyle bağlantılı olması önemlidir. Reaksiyon sıcaklığında sıvı fazın meydana gelmediği alanlarda gözenek oluşacaktır. Birbiriyle bağlantı, geçici sıvı fazın briketin her yerinde üniform bir kapilerite sağlar ve yoğunluğu artırır. Birbiriyle bağlantı, aynı zamanda parçacık boyut oranına da bağlıdır. Sitokiyometrik Ni_3Al bileşiminde, alüminyumun hacim oranı % 34’ tür. Biggs böyle bir hacim oranı durumunda, düşük ergime sıcaklığına sahip olan alüminyumun parçacık boyutunun nikelinkinden en az 2,5 kat daha küçük olması gerektiğini gösterdi. Misiolek vd. 45 um luk nikel tozlarını değişik boyutlarda alüminyum tozları ile sentezlediler. 18 um dan daha büyük alüminyum tozları kullanılması halinde, alüminyum tozları arasındaki bağlantı kayboldu ve gözenekli bir yapı elde edildi. Alüminyum tozun boyutu artırıldıkça, yoğunlaşmayı sağlayan kapiler kuvvetin de azalması beklenir. Ayrıca, sıvı faz reaksiyonunun ve yayılmasının hızlı olması nedeniyle, özellikle alüminyum boyutunun büyük olduğu durumlarda, gözenek oluşumunun kaçınılmaz olacağı kabul edilir.

Eğer toz boyutu doğru seçilmezse, eksik reaksiyon da meydana gelebilir. Genel kural şudur: parçacık boyutu arttıkça, reaksiyon tamamlanamayabilir, yanma sıcaklığı azaltılır ve

mikro yapı metallerarası fazların bir karışımından oluşur. Son zamanlarda, Ni/Al oranının 1/3 olduğu, kalınlığı 25 um' dan daha büyük olan Ni ve Al folyolar için, maksimum sıcaklığın azaldığı ve reaksiyonun tamamlanmadığının gözlemlendiğine dair benzer bulgular bildirilmiştir [26,28].

2.5.3 Parçacıklar Arası Katı Hal Difüzyonu

Ötektik Al/Al₃Ni reaksiyondan önce gelse de reaksiyon esnasında yapılan DTA (Diferansiyel Isıl Analiz) ve elde edilen sıcaklık profilleri, reaksiyonun ötektiklerden (640 °C) daha düşük sıcaklıklarda, mesela 550 °C' de, oluşabildiğini kanıtlamıştır. Bu, ötektik sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda, alüminyum ve nikel parçacıkları arasında oluşan katı hal difüzyonuna bağlanabilir. Bu katı hal reaksiyonları, ağırlıklı olarak, Al₃Ni ve Al₃Ni₂ gibi alüminyumca zengin bileşikler oluşturur. Bu reaksiyonlar egzotermiktir (ısıveren) ve dolayısıyla briketin sıcaklığını mesela 550 °C' den ötektik sıcaklık olan 640 °C' ye yükseltir. Bu şekilde de bir reaksiyon tetikler. Bu bileşiklerin oluşması difüzyon çiftleriyle yapılan çalışmalarda yoğun bir şekilde incelenmiştir. Bu bileşiklerin oluşması, briketin şişmesine ve nikel ve alüminyum arasında dengelenmemiş difüzyon nedeniyle de Kirkendall gözenekliliğine yol açabilir [27].

Son zamanlarda, briketin sıcaklığını ötektik sıcaklığına yükselten NiAl oluşumu nedeniyle, 600 °C civarında yüksek ısıtma hızları (20 °C/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 °C' den yüksek sıcaklıklar ve düşük ısıtma oranları ile çalışıldığında, Ni-Al sistemi için katı hal difüzyonu daima hesaba katılmalıdır [28].

2.5.4 Isıtma Oranı

Isıtma oranının etkisi iki ısıtma tipi ile ortaya konulur. Birincisi, ısıtma hızı azaldıkça, katı hal difüzyonu meydana gelme ihtimali artar. İkincisinde, eğer ısıtma oranı çok yüksek ise, işlem kontrolü kaybolur ve briketin yüzeyi iç kısımdan daha hızlı bir şekilde reaksiyon sıcaklığına yükselir. Bu da ısıl patlamanın aksine, yüzeyde başlayan reaksiyonun KKIYSS tarzında daha soğuk olan iç kısma doğru hareket etmesine yol açabilir.

Yine, Ni_3Al 'un reaksiyon sentezlemesinde, argon ve hidrojen atmosferleri kullanıldığında ve ısıtma hızı 30 K / dak' dan 3 K / dak' ya düşürüldüğünde, muhtemelen Kirkendallgözenekliliği nedeniyle, şişme meydana geldiği bildirilmiştir. Dolayısıyla, orta hızda bir ısıtma rejimi tavsiye edilir [28].

2.5.5 Atmosfer

Nikel alüminatların reaksiyon sentezlemesinde yoğunluk açısından en iyi sonuçlar, reaksiyon vakum altında gerçekleştirildiği zaman elde edilir. Vakum, çevreye ısı kayıplarını azaltır ve yanma sıcaklığına ulaşma süresini bir parça da uzatır. Esas itibarıyla, dâhili gözeneklilik, yoğunluğu artıracak şekilde yok edilir. Argon ya da hidrojen kullanıldığında, ısı, reaksiyona giren briketten atmosfer aracılığı ile uzaklaştırılır. Ayrıca, argon ve hidrojen gözeneklerin içinde hapis kalır ve yoğunluğun artmasını engeller. Ni_3Al ' da hidrojen argondan daha çok difüze olduğundan, hidrojen atmosferinde yapılan reaksiyon sentezlemesinde, yoğunluk daha yüksek olur. Bununla beraber, en yoğun ürünler vakumda elde edilir [27].

2.5.6 Ateşleme Sıcaklığı ve Yeşil (yaş) Yoğunluk

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

Teorik yoğunluğun yaklaşık % 72'sine ulaşan yaş yoğunluğa yola açan yüksek izo statik briketleme basınçlarında ateşleme sıcaklığı T_{ig} , Alüminyumun atomik olarak % 25 ila % 50 arasında olduğu Ni-Al sistemleri için az çok bileşimden bağımsızdır. Ne var ki, düşük yaş yoğunluklarda T_{ig} , Al miktarındaki artışla azalır. Ateşleme sıcaklığı, ısıtma hızı

arttıkça, muhtemelen düşük sıcaklıklarda, katı hal egzotermik reaksiyonları azaldığı için, artar [26,29].

2.5.7 Alaşım Elemanları İlavesinin Etkisi

Ni-Al bileşiklerinin reaksiyon sentezlemesi üzerinde alaşımlamanın etkisini inceleyen çalışma sayısı çok değildir. Bor ilavesi e EXOMELTTM işlemi dışında, son zamanlarda bazı çalışmalar yayımlanmıştır. Pieczonkavd son zamanlarda Ni-Al-Mo in reaktif sinterlemesini incelediler.

Isıtma hızının, reaksiyon esnasında şişme ya da büzülme miktarını büyük ölçüde etkilediği görüldü. Bunu sağlayan mekanizmada, başlangıçta yüksek derecede egzotermikolan katı hal reaksiyonları, alüminat fazlarının oluşmasını sağlamakta, sonra da bu fazlar sinterlemeye yardımcı olan alüminyumca zengin bir sıvının oluşumunu artırmaktadır. Düşük reaktif sinterleme sıcaklıklarında (700 °C), kromun varlığı, oluşan sıvı miktarını azaltmakta ve şişme ve yoğunluğun azalmasına yol açan homojen yayılmayı artırmaktadır. Reaksiyon sinterlemesindeki problemleri azaltmak için, sıcak izostatik presleme kullanılmıştır. Aslında, reaksiyon sentezlemesinin mevcut üretim yöntemleri ile yarışabilir bir işlem olması için, reaksiyon sentezlemesi ile üretilmiş olan ürünler üzerinde alaşım elementlerinin etkisinin daha detaylı incelenmesi gerekmektedir [27,29].

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Çalışmanın Amacı

Hem kompozit üretimi hem de yüzey kaplamada, çevre dostu, enerji açısından verimli ve hızlı, dolayısıyla ekonomik yöntemlerin geliştirilmesi için çalışmalar devam etmektedir. Bu yöntemler arasında özellikle kendi kendine ilerleyen yüksek sıcaklık sentezlemesi (Self Propagating High Temperature Synthesis= SHS) en çok gelecek vaat eden yöntem olarak belirginleşmiştir.

Bu faydalı özellikleri yanında gevrek olmaları bu malzemelerin endüstrideki yararlarını azaltıcı bir etki yapmaktadır. Endüstriyel uygulamalar ani yüklemelere, ani basınç değişikliklerine cevap verebilecek veya enerji emme özelliği yüksek olan malzemelere ihtiyaç duyar. Ayrıca, şekillendirilir veya kaynak edilirken, kendilerine üstünlük sağlayan özelliklerini yitirebilirler. Dolayısıyla, uygulama alanlarını genişletmek için Ni_3Al alaşımlarının gevrekliğini azaltıp, döküm, şekillendirme ve kaynak yeteneklerini artırmak gerekir.

Bu çalışmanın amacı ferritik paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklık korozyon ve aşınma direncini artırmak için, ekonomik ve hızlı bir yöntem olan SHS (kendi kendine ilerleyen yüksek sıcaklık sentezi) yöntemi ile Ni_3Al metallerarası bileşiği ile kaplanabilirliğini araştırmaktır [29].

3.2. Malzeme ve Yöntem

Bu çalışmada kimyasal bileşimi Tablo 3.1 de verilen ferritik paslanmaz çelik ve özellikleri Tablo 3.2’ de verilen EMA şirketinden temin edilen Ni ve Al tozları kullanılmıştır.

Tablo 3. 1 Kullanılan Ferritik paslanmaz Çeliğin Kimyasal Bileşimi [34].

Kalite	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	N
430	Min.	-	-	-	-	16	-	-
	Max.	0.12	1.00	1.00	0.040	0.030	18	

Tablo 3. 2 Kullanılan Ni ve Al tozlarının özellikleri.

Malzeme özellikleri	Nikel(Ni) tozu	Alüminyum(Al) tozu
Ağırlıkça saflık derecesi (%)	99.8	99.5
Toz Boyutu (mesh)	-325	-325
Erime sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	1453	660.4
Özgül Ağırlığı (gr/cm^3)	8,908	2.7
Atom kütlesi (gr/mol)	58,71	26.9
Kaynama sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	2832	2467

Çalışmada, Ni ve Al tozları ağırlıkça % 87 Ni ve % 13 Al olacak şekilde tartılmış ve homojen bir karışım elde etmek için, içerisinde 12 mm çapında seramik bilye olan mekanik bir karıştırıcıda, 16 devir/dk ile 24 saat süreyle karıştırılmıştır.

Karıştırılan tozlar daha sonra şekil 3.1’ de gösterilen 12 mm çapındaki kalıba yerleştirilerek 150, 200, 250 ve 300 MPa’ lık basınçlar altında soğuk kompaktlanmıştır. Yüzey ıslatma amacıyla, paslanmaz çeliğin yüzeyine ince bir tabaka halinde Ni tozu serilmiştir.



Şekil 3. 1 Tozların kompaktlandığı kalıp [30].

Kompaktlanan numuneler, ön tavlama yapılmaksızın argon atmosferli bir odacıkta, üzerlerinde 40 N' luk bir kuvvet uygulanarak ısıtılmış ve ateşlenmişlerdir. Ateşleme sonrası oluşan alev dalgası üstteki Ni-Al karışımını hızla kat ederek Ni_3Al tabakasını oluşturmuştur.

Daha önce yapılan çalışmalarda, ateşleme ve yanma ile eş zamanlı olarak oluşan Ni_3Al tabakasının paslanmaz çelik yüzeyine tutunamadığı görüldüğünden, ateşlenen numuneler, pozisyonları değiştirilmeksizin 1000 ve 1100 °C sıcaklıklarda 45 dakika süreyle sinterleme işlemine tabi tutulmuşlardır (Şekil 3.2).



Şekil 3. 2 Difüzyon kaynak düzeneğinin şematik görüntüsü.

Deneylere ait parametreler ve deney koşulları Tablo 3.3' de verilmiştir.

Tavlama sonrası fırından çıkarılan numuneler, ortadan ikiye kesilmiş (Şekil 3.3) ve optik mikroskoba ve Taramalı Elektron Mikroskobine hazırlanmıştır.



Şekil 3. 3 Ortadan ikiye kesilmiş numune.

Kesilen numunelerin ara yüzeyleri geleneksel parlatma yöntemleri ile parlatılmış ve akabinde, Ni_3Al tarafı, 50 ml HCl, 50 ml H_2O ve 10 gram $CuSO_4$ çözeltisinde 30 dakika süreyle [35], paslanmaz çelik tarafı ise 4 gram $CuSO_4$, 20 cm^3 HCl ve 20 cm^3 H_2O ile dağlanmıştır [36].

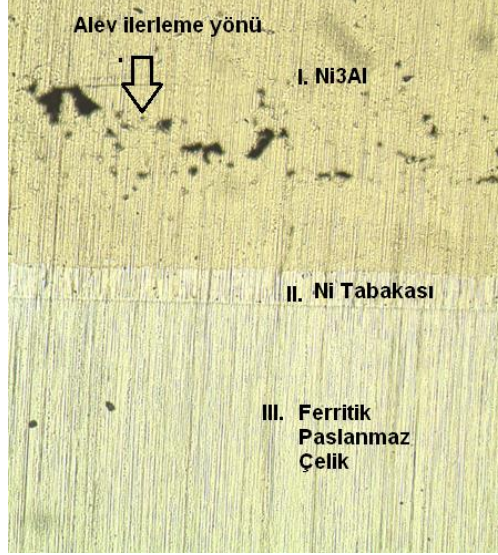
Dağlanan numuneler, Fırat Üniversitesi Metalürji Malzeme Mühendisliği laboratuvarında bulunan Nikon marka optik mikroskopta ve Fırat Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında bulunan Leo Marka EVO 40 VP marka SEM ile mikroskobik olarak incelenmiştir. Oluşan fazlar İnönü Üniversitesi Bilimsel Araştırma Laboratuvarında bulunan Rigako Rad-B D- max 2000 Marka XRD cihazı ile Cu-k alfa ısının dalga boyu 1,5446 Å⁰ ve tarama hızı 3 dk. olarak belirlenmiştir. Lokal analizler EDS ile yapılmıştır.

Tablo 3. 3 Deneylere Ait Parametreler ve Deney Koşulları.

Numune Nosu	Kompaktlama Basıncı(MPa)	Sinterleme Sıcaklığı(°C)	Sinterleme Yüğü(N)	Sinterleme Süresi (dak.)
N1	150	1000	40	45
N2	200	1000	40	45
N3	250	1000	40	45
N4	300	1000	40	45
N5	150	1100	40	45
N6	200	1100	40	45
N7	250	1100	40	45
N8	300	1100	40	45

4. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ

Optik mikroskopu incelemesinde, arakesitlerde boşluk olmadığı görülmektedir. Bütün numunelerde arakesit bölgesi, 3 farklı kısımdan oluşmaktadır (Şekil4.1).

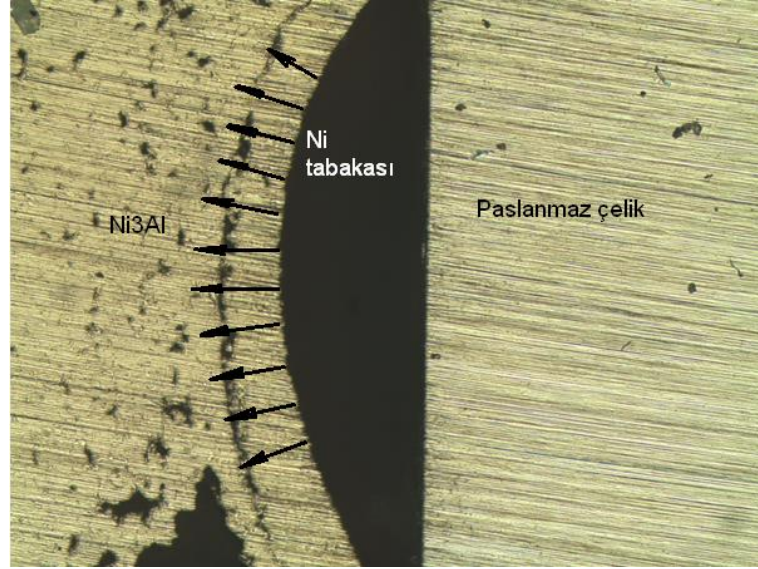


Şekil 4. 1 Arakesit Bölgesinin Kısımları

Bu kısımlar: I. Gözenekli Ni_3Al kısmı, II. ara kesitte Ni tabakası ve III. paslanmaz çeliktir (Şekil 4.1).

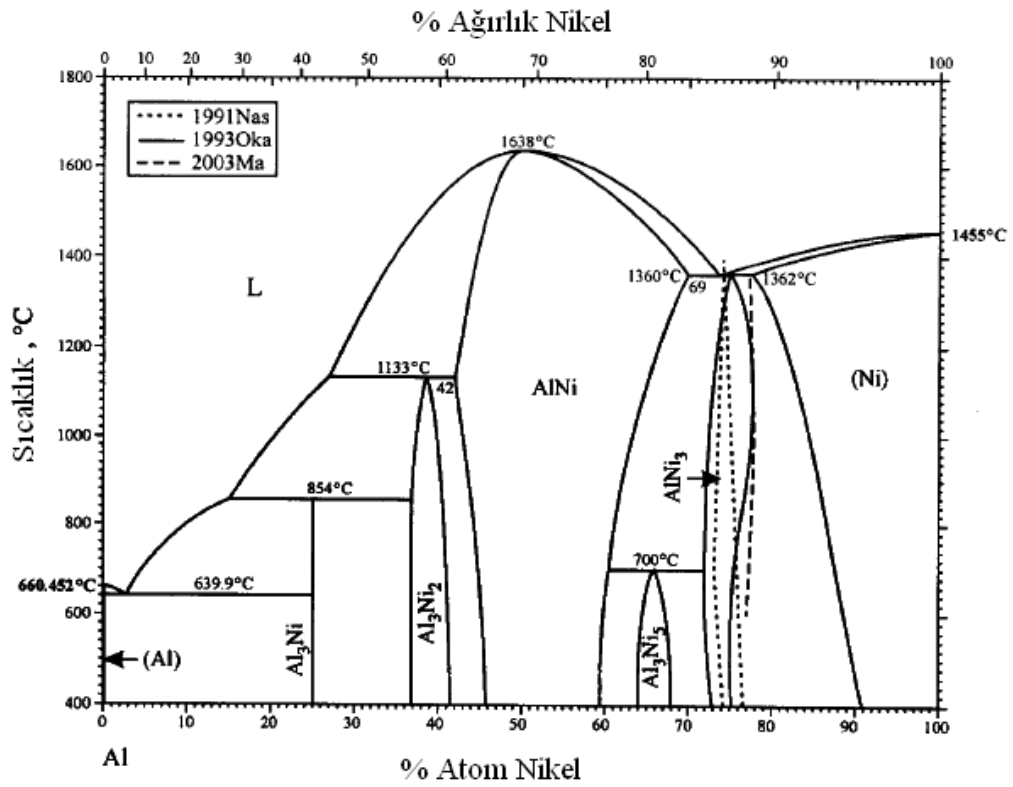
Reaksiyon sentezlemesi nedeniyle oluşan yanma olukları Ni_3Al kısmında gözenekli bir yapı oluşmuştur. Yanma olukları alev ilerleme yönüne dik doğrultudadır. Dolayısıyla, arakesitte paralel bir şekilde gelişmiştir [37].

İlk ateşleme esnasında, Ni tabakası ile paslanmaz çelik arasındaki adhezyonun, Ni_3Al ile Ni tozu arasındakinden daha düşük olması halinde Ni tabakasının reaksiyon ile meydana gelen çekme tesiri ile paslanmaz çelik yüzeyinden ayrılabilirdiği Şekil 4.2’de görülmektedir.

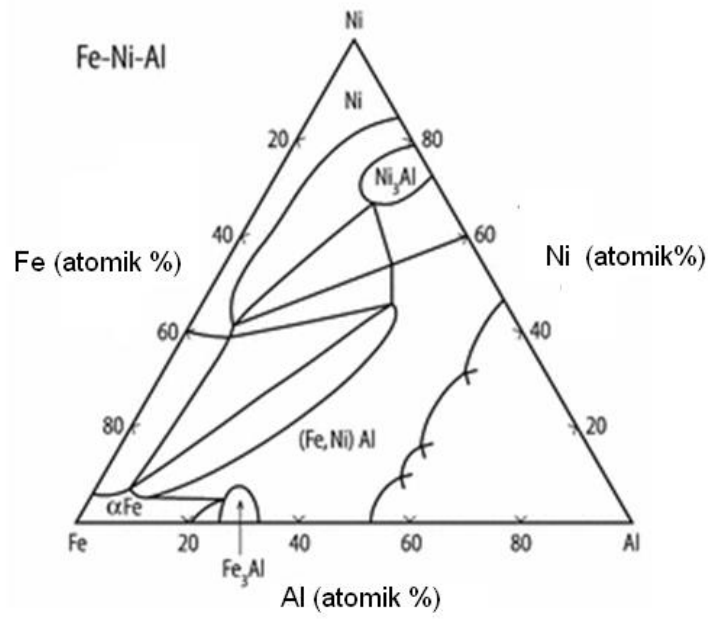


Şekil 4. 2 Ni tabakasının reaksiyon ile meydana gelen çekme tesiri ile paslanmaz çelik yüzeyinden ayrılabilirdiği görülmektedir.

Numunelerde, oluşan fazlar, EDS ve XRD sonuçları ikili (Şekil 4.3) ve üçlü faz diyagramı (Şekil 4.4) yardımıyla değerlendirilerek belirlenmiştir.



Şekil 4. 3 Ni-Al faz diyagramı [30].



Şekil 4. 4 Fe-Ni-Al üçlü denge diyagramı (400 C) [38].

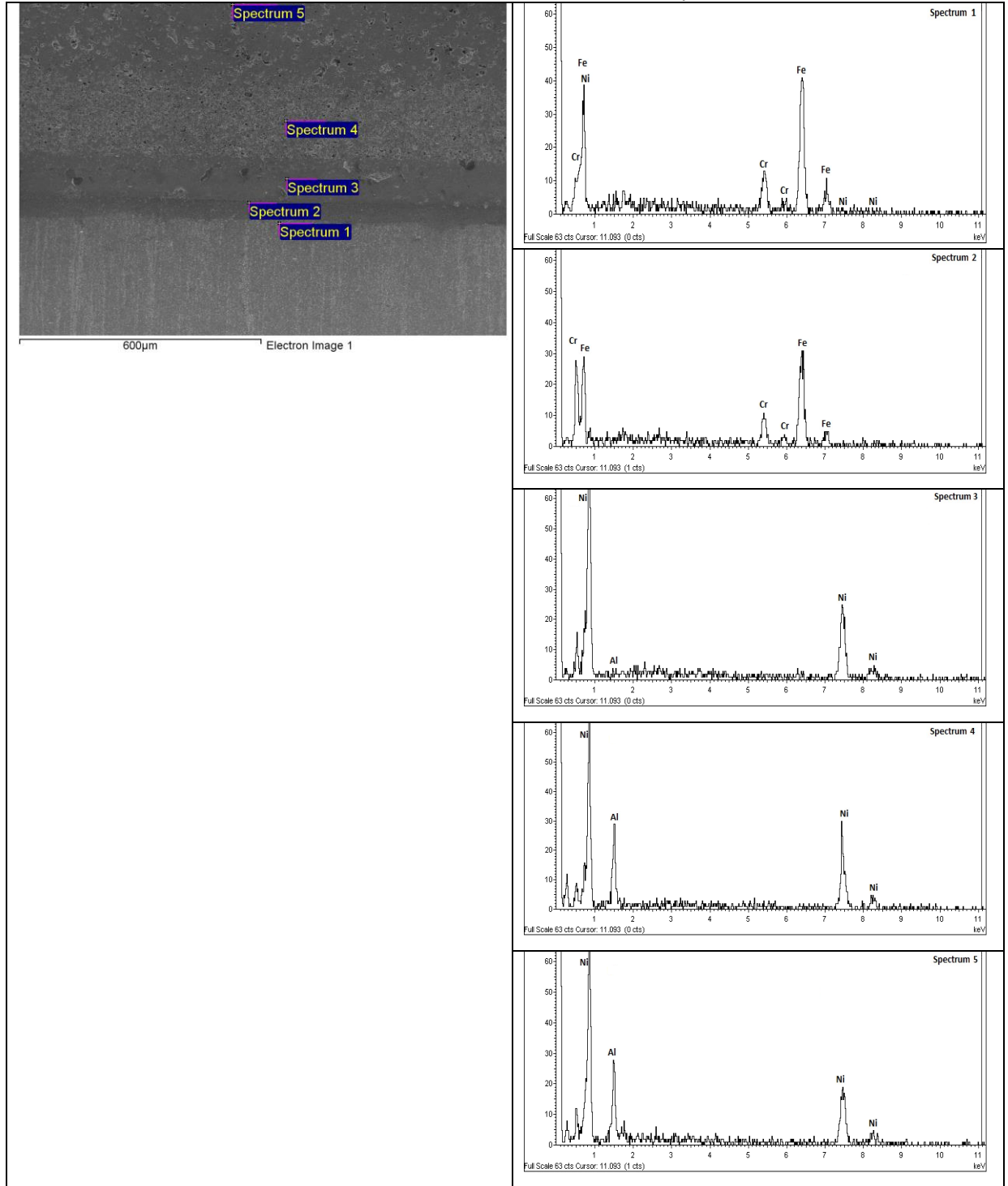
4.1 Numunelerin SEM ve EDS Analizlerinin İrdelenmesi

Arakesitte oluşan fazlar EDS (Tablo 4.2-4.9) , bütün fazlar ise SEM-EDS ve XRD analizleri ile belirlenmiştir (Tablo 4.1). Tablodan görüldüğü gibi ana yapı, kaplama tabakasında Ni_3Al ve NiAl fazlarından oluşmaktadır. Yalnız kompaktlama basıncı artışı ile, yapıda yarı kararlı Ni_3Cr_2 , Ni_3Al_4 , Ni_2Al_3 fazları ile Ni_3Al gibi fazların oluştuğu görülmektedir. Yine tablodan ara kesitte saf Ni tabakasının değişmeden kaldığı anlaşılmaktadır. İlk 4 numunede Ni_5Al_3 fazının oluştuğu da belirlenmiştir. Bu durum, söz konusu fazın 1100 °C sıcaklıkta tamamen çözündüğünü göstermektedir.

Tablo 4. 1 Deneylere Ait Parametreler, Deney Koşulları, SEM-EDS ve XRD sonuçları.

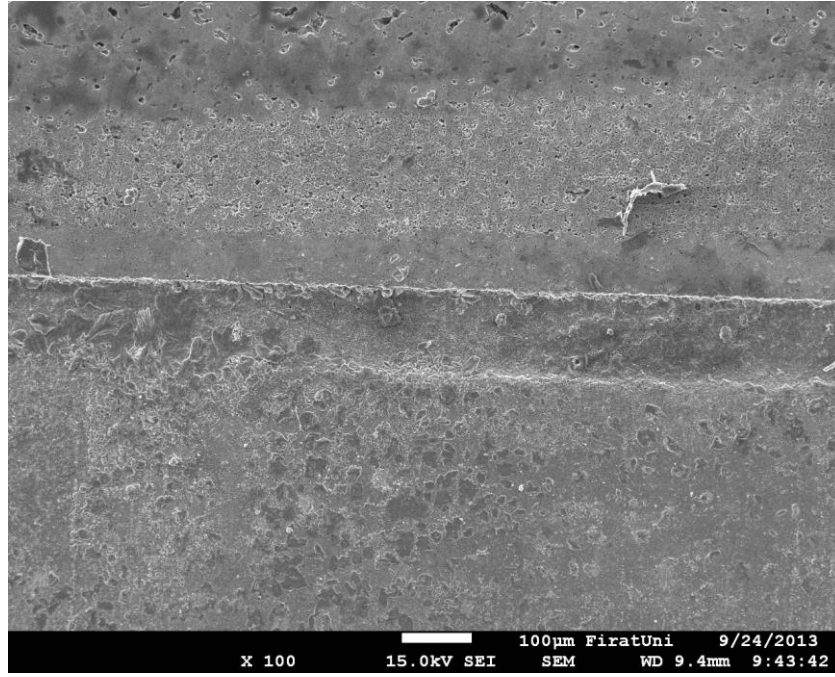
Numune No	Kompak Basıncı (MPa)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Fazlar	
			EDS	XRD
N1	150	1000	α Fe,Cr Ni NiAl ₃ Ni ₅ Al ₃	Ni ₃ Al NiAl
N2	200	1000	α Fe,Cr Ni Ni ₃ Al NiAl ₃ Ni ₅ Al ₃	Ni ₃ Al Ni ₃ Al ₄
N3	250	1000	α Fe,Cr Ni NiAl NiAl ₃ Ni ₅ Al ₃	Ni ₃ Al Ni ₃ Al ₄ NiAl
N4	300	1000	γ Fe,Ni NiAl NiAl ₃ Ni ₅ Al ₃	Ni ₃ Al NiAl Ni ₃ Cr ₂ Ni
N5	150	1100	α Fe,Cr Ni Ni ₃ Al	Ni ₃ Al Ni ₃ Al ₄ Ni NiAl Ni ₂ Al ₃ NiAl ₃
N6	200	1100	α Fe,Cr γ Fe,Ni Ni Ni ₃ Al	Ni ₃ Al Ni ₃ Al ₄ Ni NiAl Ni ₃ Cr ₂
N7	250	1100	α Fe,Cr γ Fe,Ni Ni Ni ₃ Al	Ni ₃ Al Ni ₃ Al ₄ Ni NiAl Ni ₃ Cr ₂ NiAl NiAl ₃
N8	300	1100	α Fe,Cr Ni Ni ₃ Al	Ni ₃ Cr ₂ Ni ₃ Al Ni ₃ Al ₄ Ni NiAl

Tablo 4. 2 N1 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.

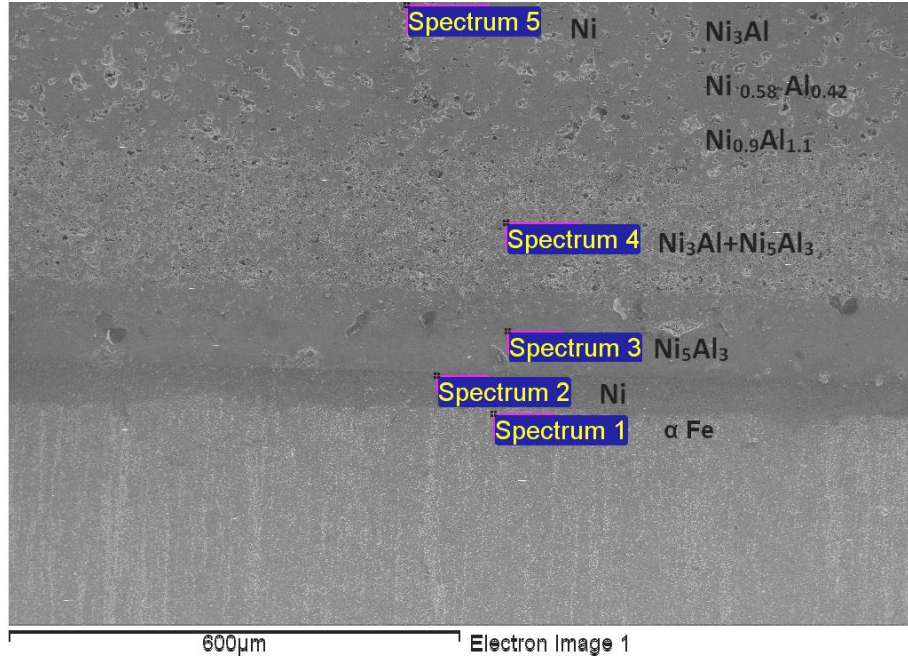


	Element	AppCo nc.	Intensity Corrn.	Weight %	Weight %Sigma	Atomic%	Fazlar
1	Al K	0.51	0.6740	1.84	1.51	3.75	α Fe,Cr
	Fe K	38.28	1.0019	92.17	6.20	90.65	
	Ni K	2.32	0.9345	5.99	6.13	5.60	
	Totals			100.00			

2	Al K	0.07	0.5745	0.80	4.52	1.73	Ni
	Ni K	15.82	0.9995	99.20	4.52	98.27	
	Totals			100.00			
3	Al K	6.46	0.6500	19.99	2.51	35.22	Ni₅Al₃
	Ni K	38.64	0.9721	80.01	2.51	64.78	
	Totals			100.00			
4	Al K	0.20	0.6404	17.75	27.94	31.95	Ni₃Al+Ni₅Al₃
	Ni K	1.44	0.9752	82.25	27.94	68.05	
	Totals			100.00			
5	Al K	0.66	0.5807	2.17	1.16	4.60	Ni
	Ni K	50.84	0.9969	97.83	1.16	95.40	
	Totals			100.00			



Şekil 4. 5 N1 nolu numunenin SEM görüntüsü.

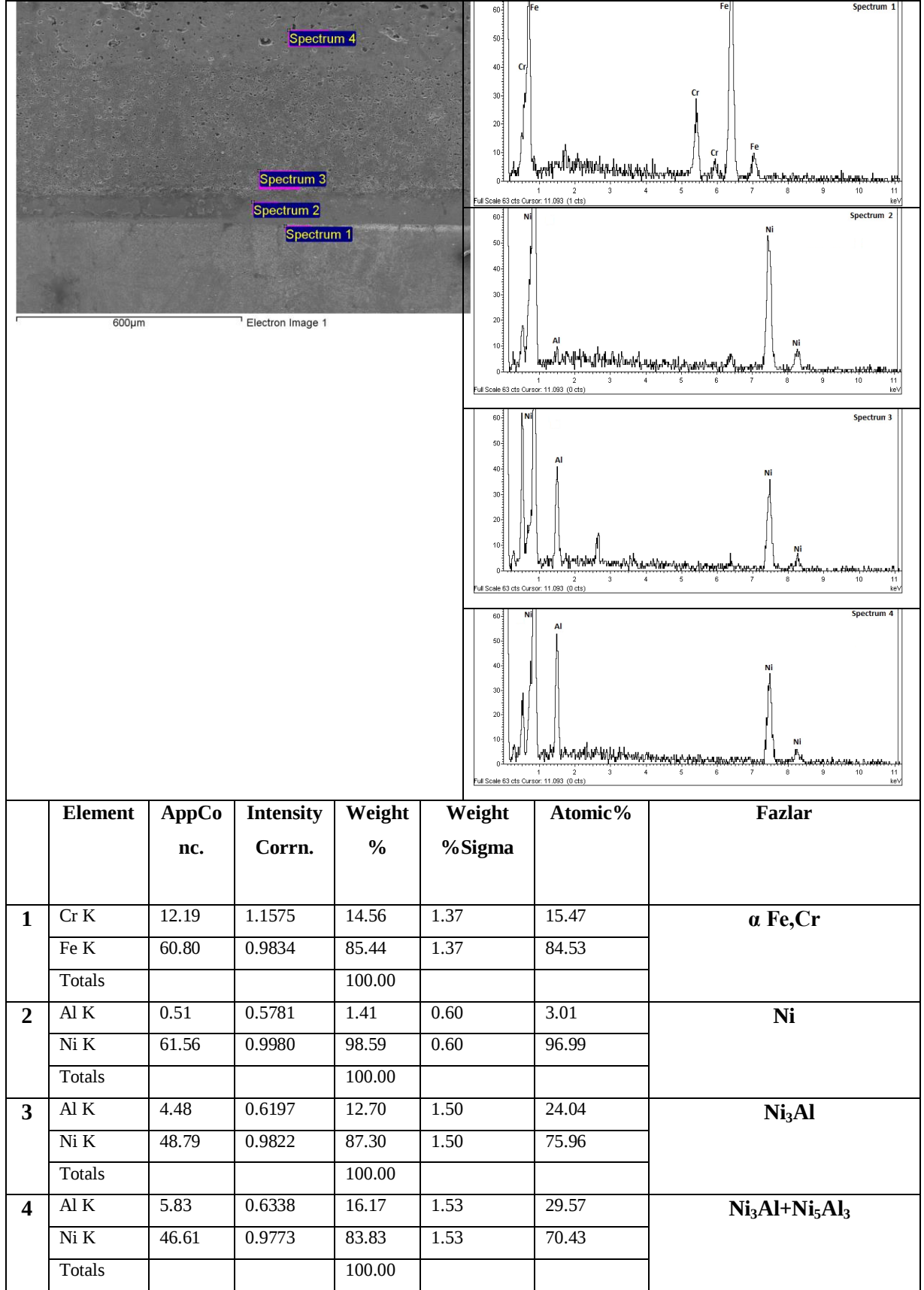


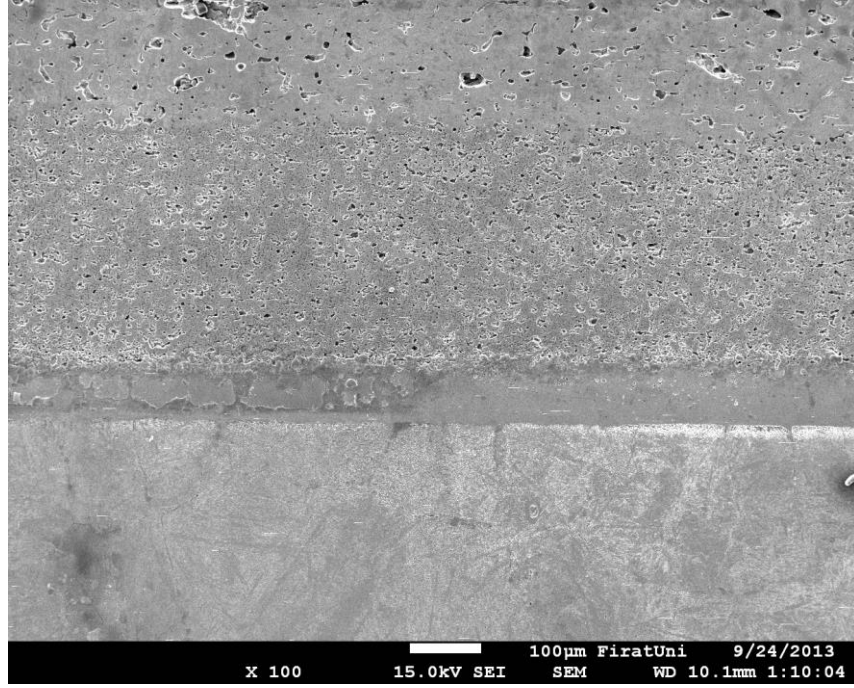
Şekil 4.6 N1 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

EDS ve XRD sonuçlarından görüldüğü gibi sinterleme esnasında ara kesitte bir miktar difüzyon meydana gelmiştir. EDS sonuçları yaklaşık 200 μm luk bir mesafede özellikle Ni'in paslanmaz çelik tarafına difüze olduğunu göstermektedir. Bu kısımda, nikel kadar olmasa da bir miktar alüminyumun da difüze olduğu EDS sonuçlarından anlaşılmaktadır. Oluşan fazlardan Ni_3Al , NiAl , Ni_3Al_4 , Ni_3Cr_2 , Ni , Ni_2Al_3 , NiAl_3 EDS ile belirlenmemiş olsa da XRD sonuçları bu fazların da meydana geldiğini göstermektedir. Ni-Al ikili faz diyagramında Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , NiAl , Ni_3Al intermetalik bileşikler mevcuttur. Bu intermetalik bileşiklerinden nikelce zengin NiAl ve Ni_3Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine aday malzemelerdir [32].

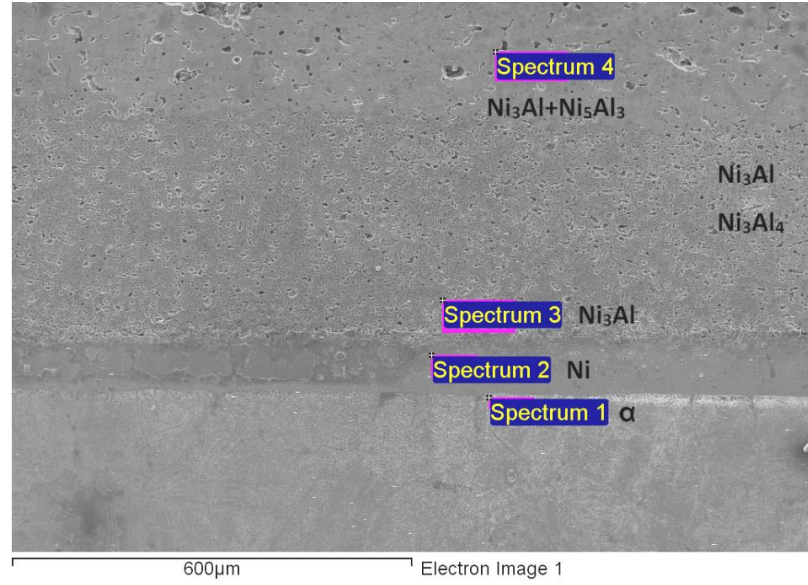
La ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada Ni_3Al kaplama tabakası üretiminde Ni ve Al tozları ön ısıtmaya tabi tutulması durumunda yapılan hesaplamalarda adyabatik sıcaklık 1827°C olarak bulunmuştur. Ni ve Ni_3Al ergime sıcaklıkları sırasıyla 1397 ve 1460°C yani tozların ve ürünlerin ergime noktalarından daha yüksek bir sıcaklık söz konusudur. Reaksiyon gerçekleştiğinde Ni_3Al bir süre sıvı halde kalacaktır ve sıvı Ni_3Al içinde Ni çözünmekte veya Ni difüze olmaktadır [31]. Kaplama işlemi yapılmış olan numunelerin SEM, EDS ve SEM görüntüsü üzerinde elde edilmiş olan XRD sonuçlarına Şekil 4.5-4.12, Şekil 4.14-4.21'de yer verilmiştir.

Tablo 4. 3 N2 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.



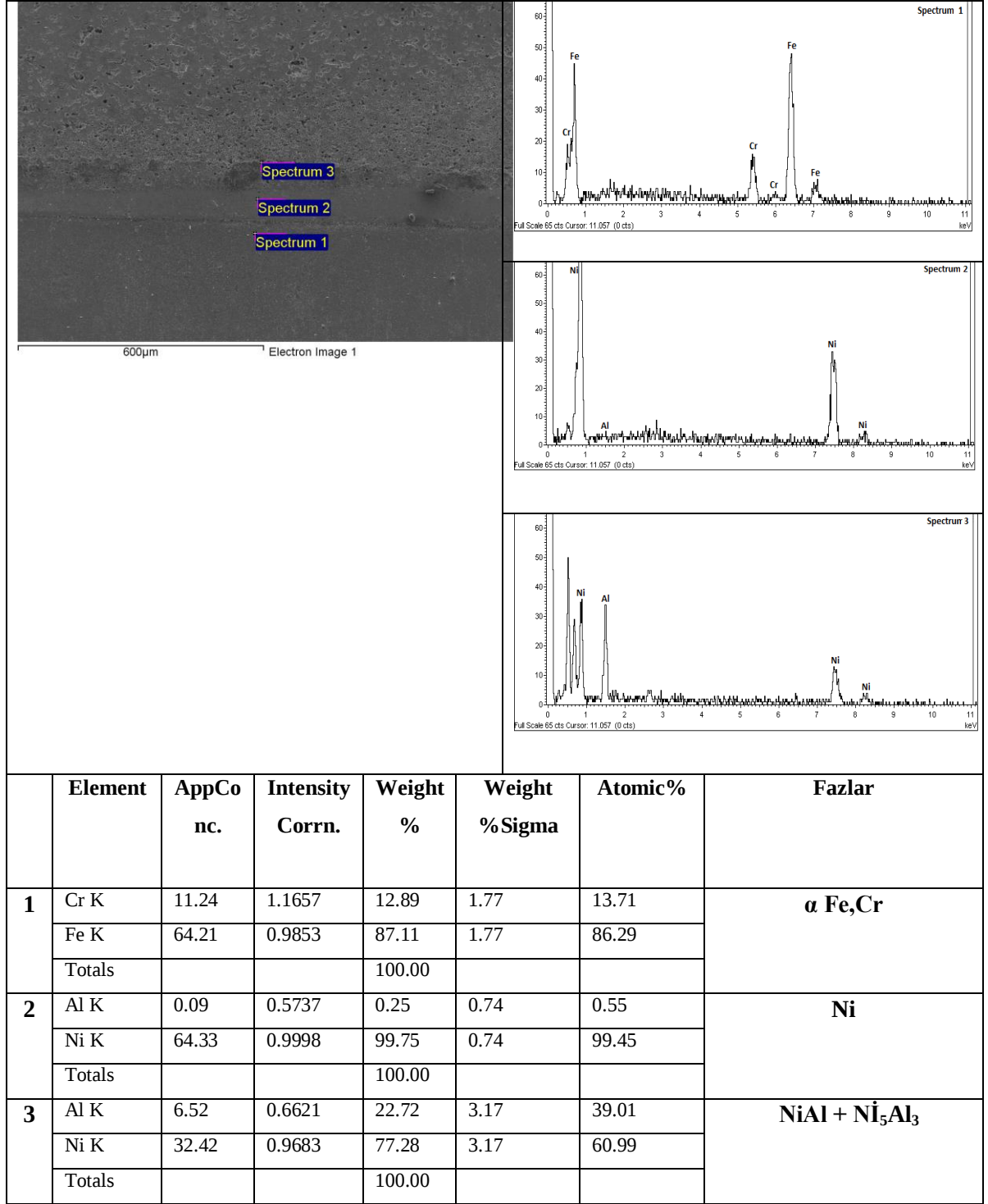


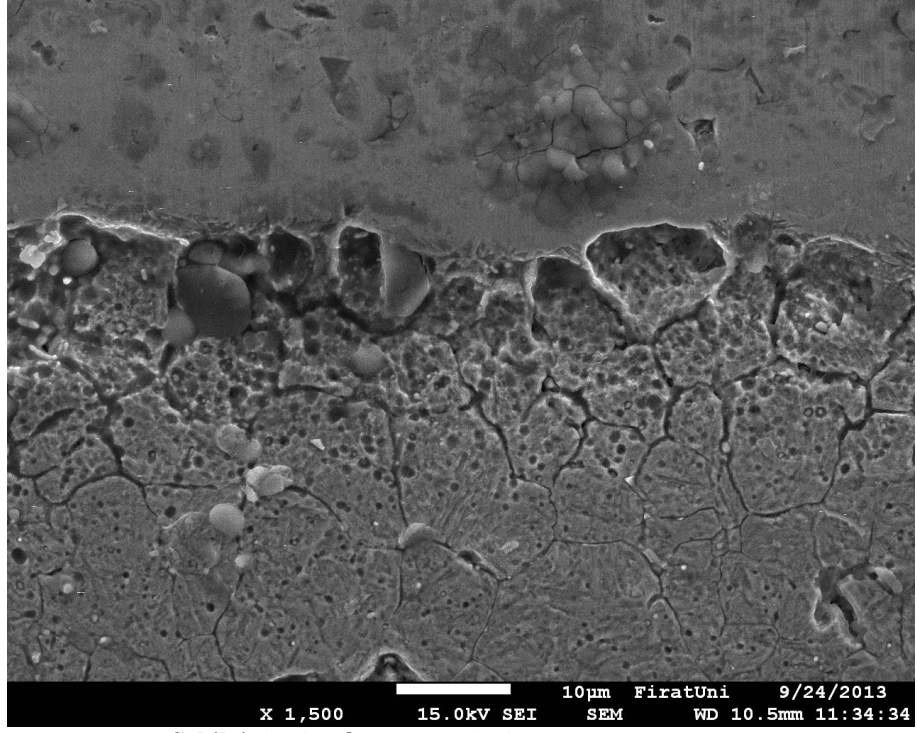
Şekil 4. 7 N2 nolu numunenin SEM görüntüsü.



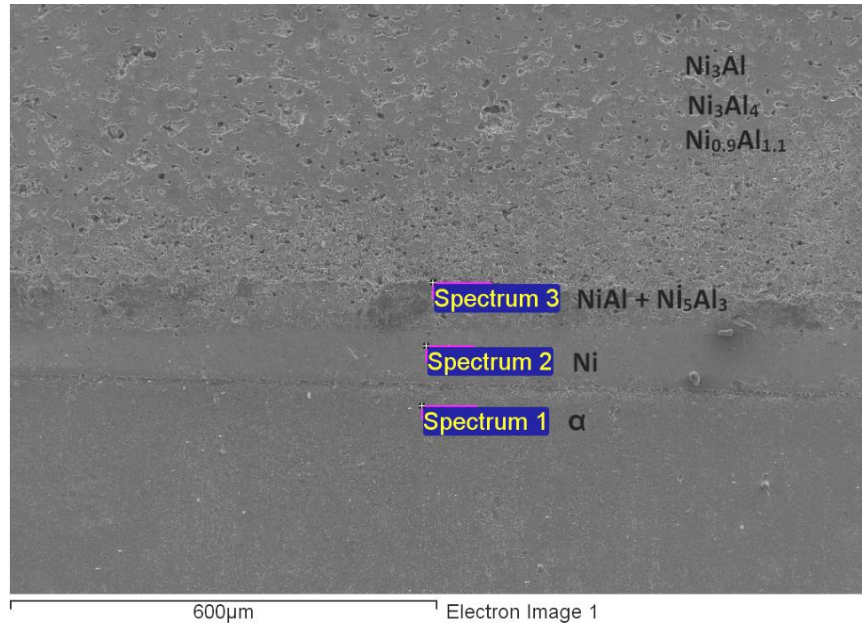
Şekil 4. 8 N2 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

Tablo 4. 4 N3 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.



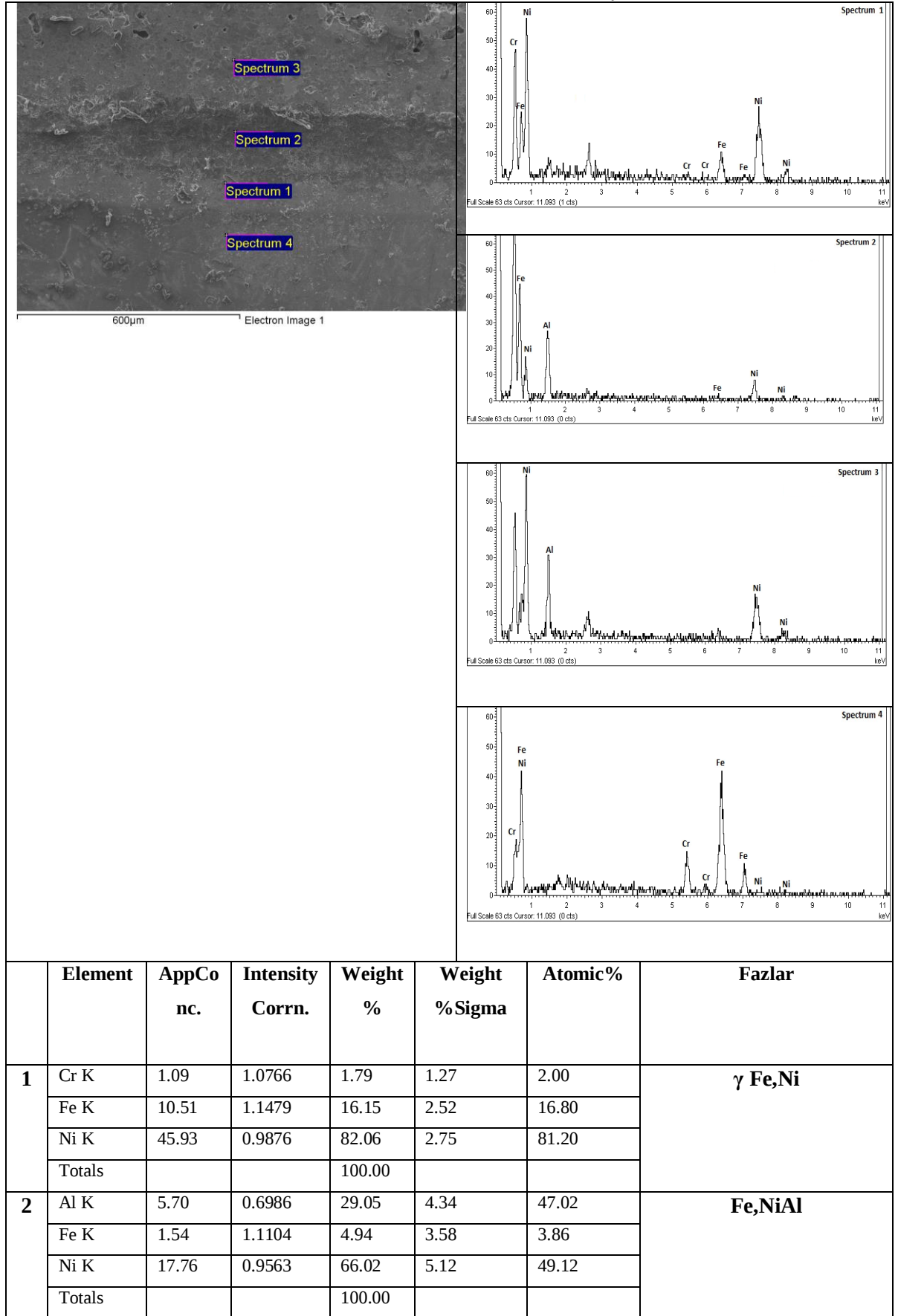


Şekil 4. 9 N3 nolu numunenin SEM görüntüsü.

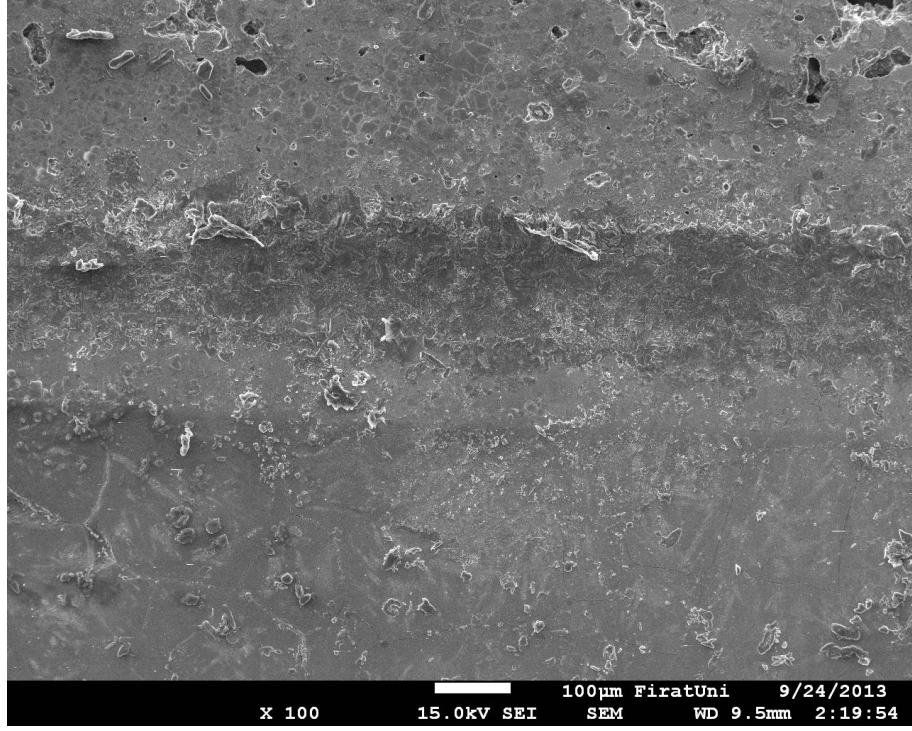


Şekil 4. 10 N3 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

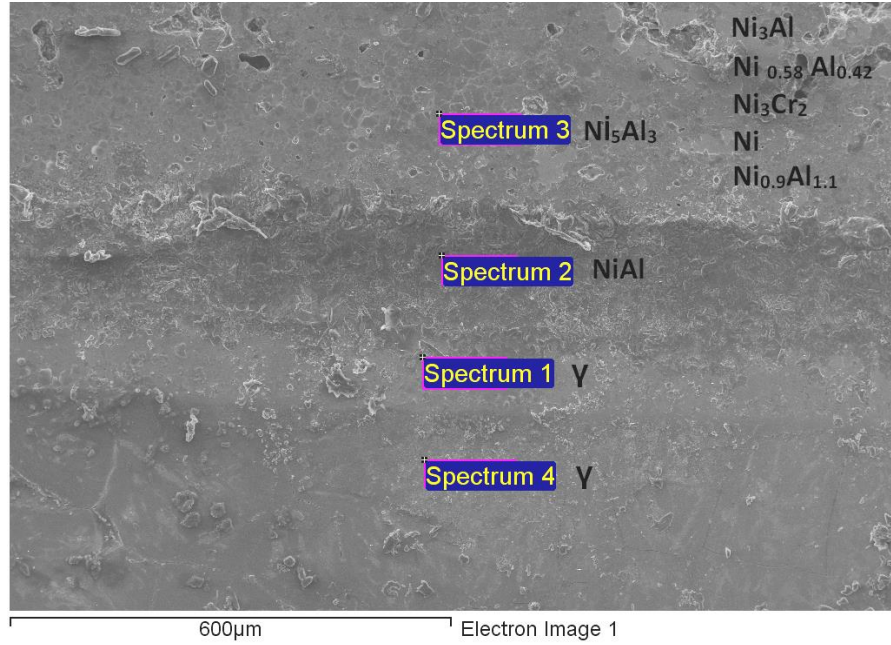
Tablo 4. 5 N4 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.



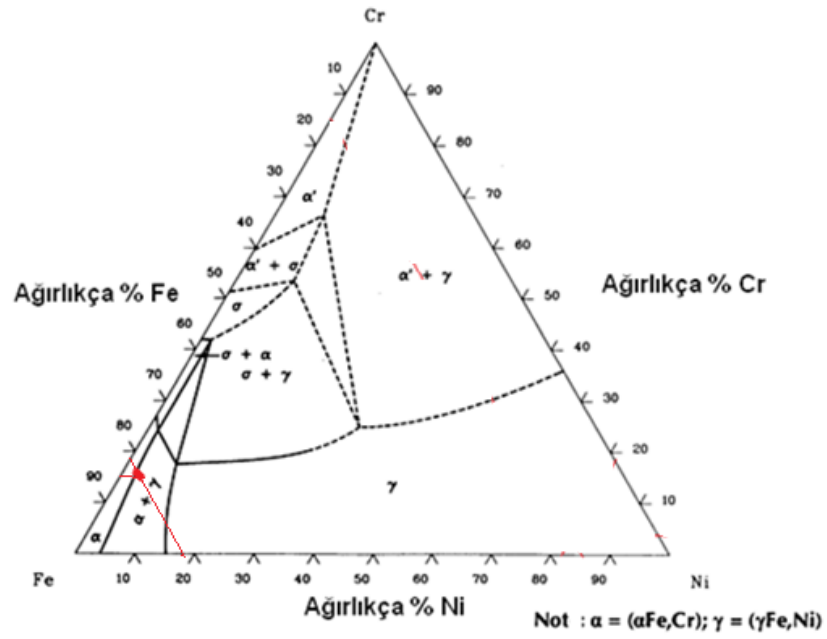
3	Al K	5.43	0.6459	19.04	2.65	33.85	Ni₅Al₃
	Ni K	34.83	0.9734	80.96	2.65	66.15	
	Totals			100.00			
4	Cr K	12.19	1.1443	16.04	2.08	17.05	γ Fe,Ni
	Fe K	52.65	0.9842	80.57	2.78	79.75	
	Ni K	2.11	0.9358	3.39	2.22	3.19	
	Totals			100.00			



Şekil 4. 11 N4 nolu numunenin SEM görüntüsü.

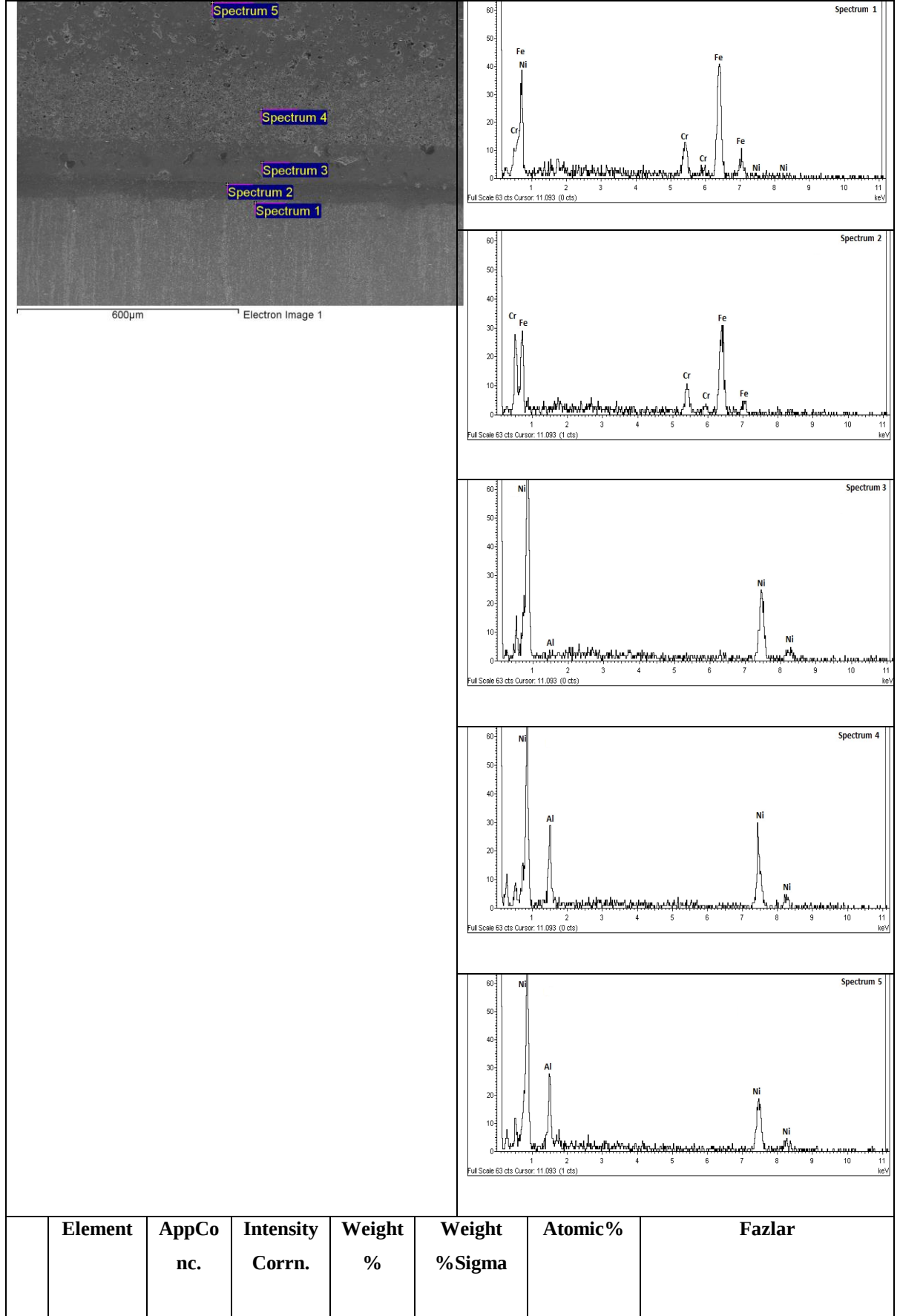


Şekil 4. 12 N4 nolu numunenin SEM ve XRD görüntüsü.

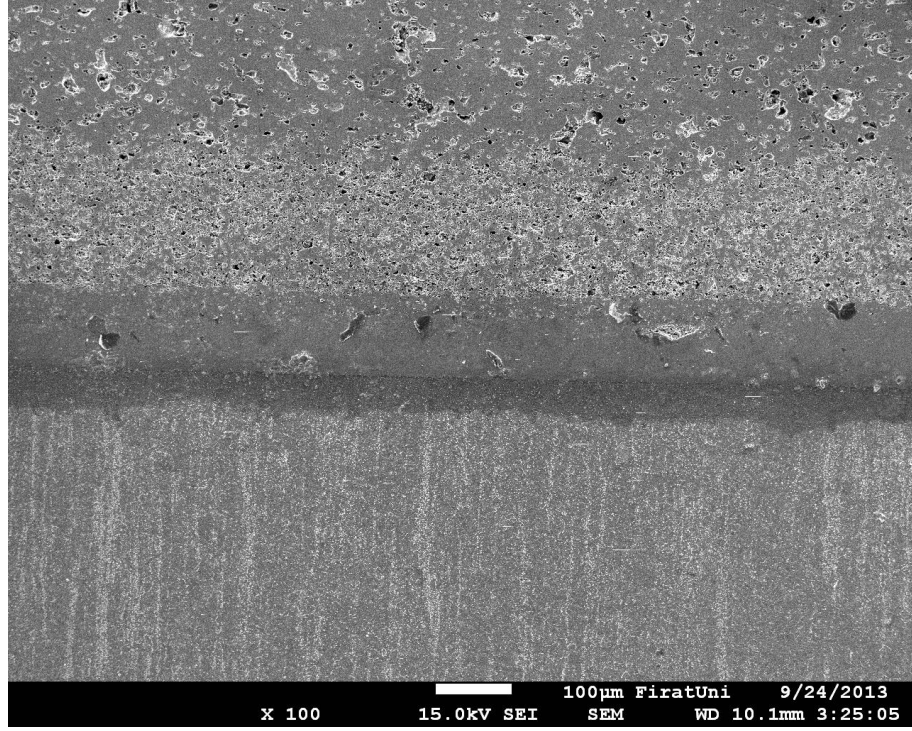


Şekil 4. 13 Fe-Ni-Cr üçlü denge diyagramı (400 °C).

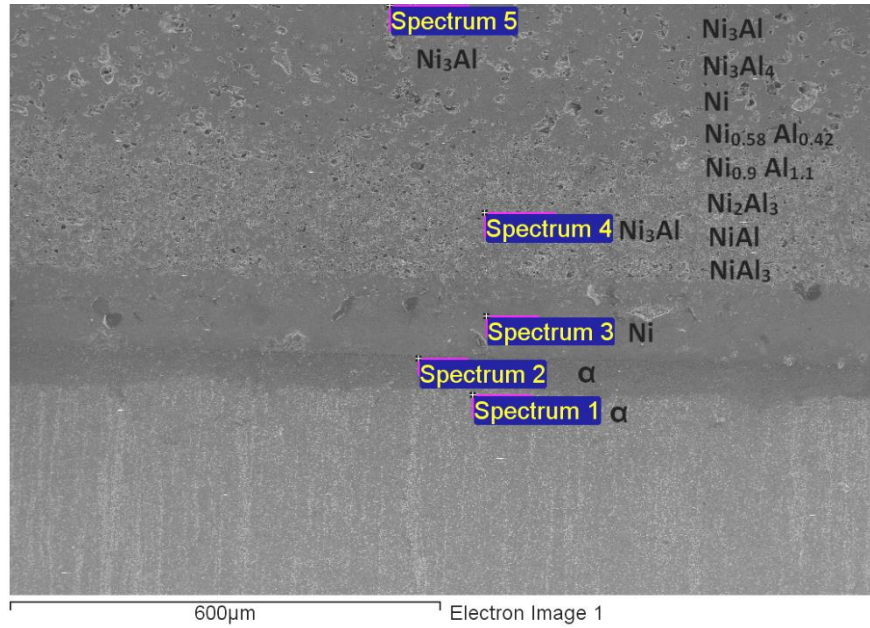
Tablo 4. 6 N5 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçlar.



1	Cr K	11.30	1.1619	12.70	1.86	13.53	α Fe,Cr
	Fe K	64.30	0.9871	85.07	2.48	84.36	
	Ni K	1.60	0.9347	2.23	1.90	2.11	
	Totals			100.00			
2	Cr K	11.16	1.1553	15.04	2.28	15.97	α Fe,Cr
	Fe K	53.66	0.9829	84.96	2.28	84.03	
	Totals			100.00			
3	Al K	0.28	0.5761	0.82	0.81	1.76	Ni
	Ni K	59.57	0.9988	99.18	0.81	98.24	
	Totals			100.00			
4	Al K	5.97	0.6235	13.65	1.96	25.60	Ni₃Al
	Ni K	59.41	0.9808	86.35	1.96	74.40	
	Totals			100.00			
5	Al K	5.40	0.6261	14.30	2.11	26.63	Ni₃Al
	Ni K	50.67	0.9799	85.70	2.11	73.37	
	Totals			100.00			

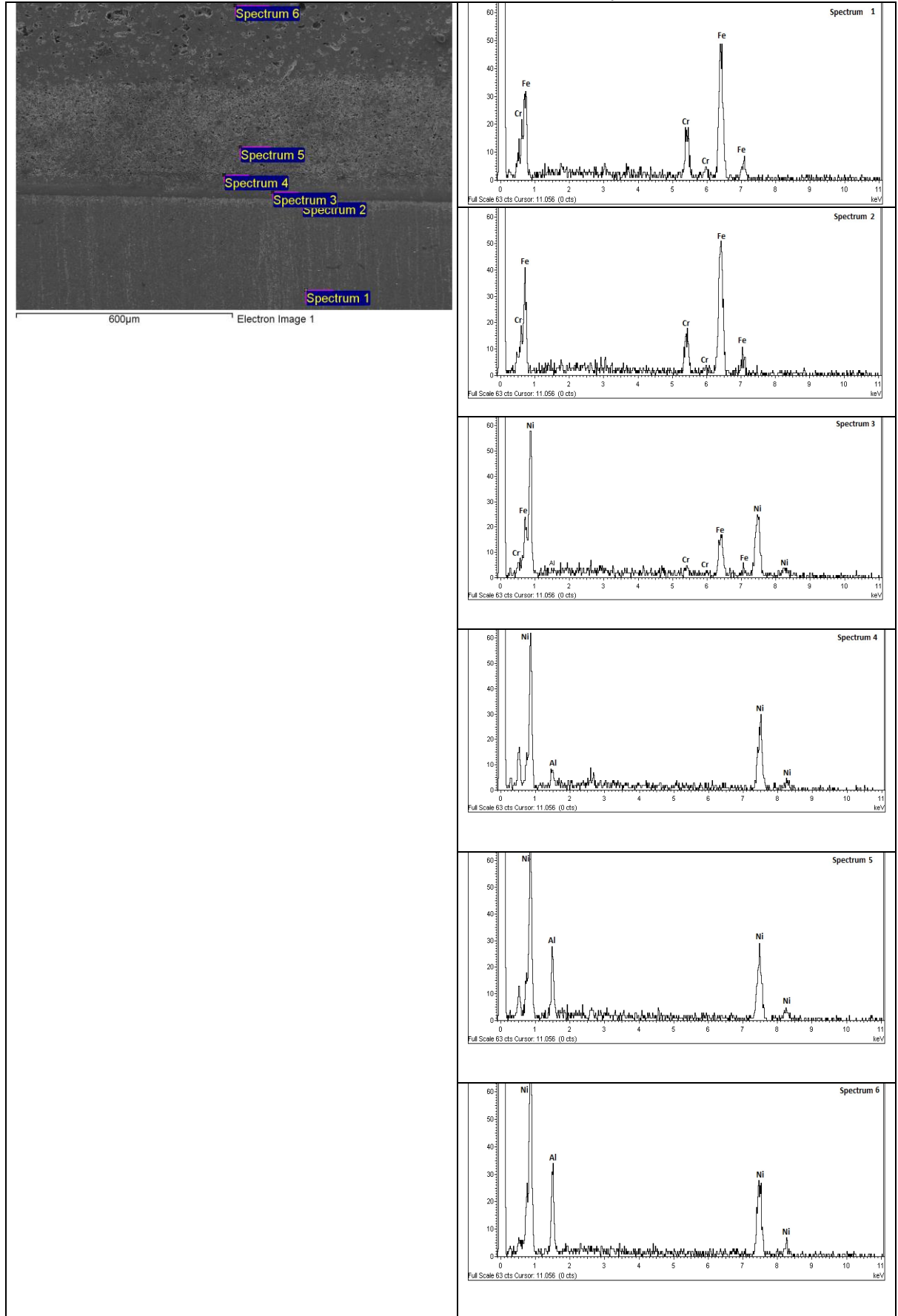


Şekil 4. 14 N5 nolu numunenin SEM görüntüsü.

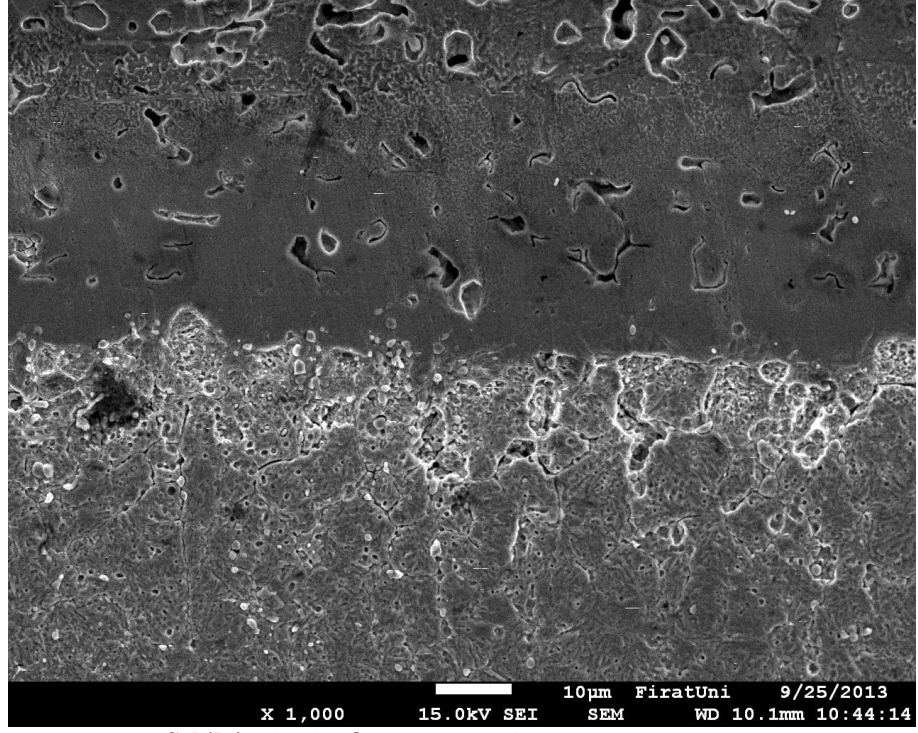


Şekil 4. 15 N5 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

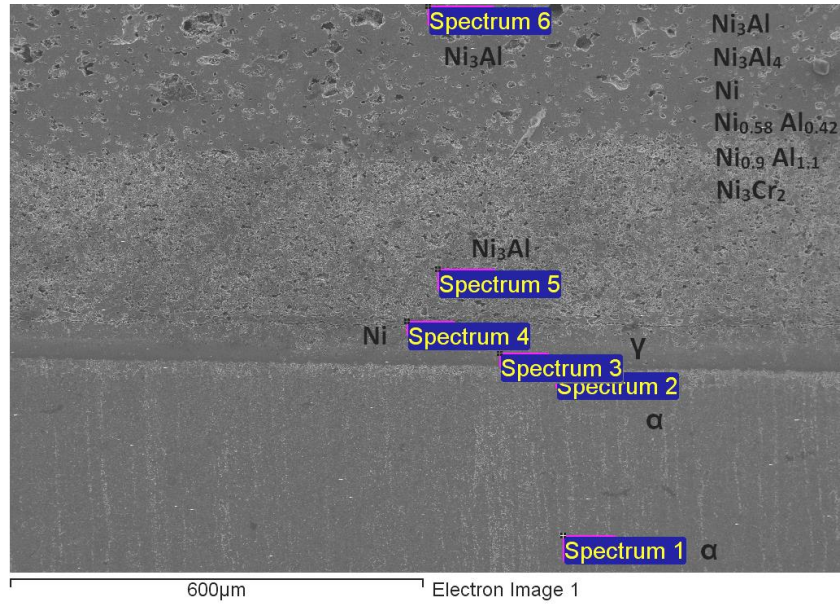
Tablo 4. 7 N6 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçlar.



	Element	AppCo nc.	Intensity Corrn.	Weight %	Weight %Sigma	Atomic%	Fazlar
1	Cr K	15.77	1.1473	16.83	1.81	17.86	α Fe,Cr
	Fe K	66.59	0.9808	83.17	1.81	82.14	
	Totals			100.00			
2	Cr K	13.35	1.1618	13.68	1.67	14.54	α Fe,Cr
	Fe K	71.40	0.9844	86.32	1.67	85.46	
	Totals			100.00			
3	Al K	0.17	0.6045	0.38	0.64	0.80	γ Fe,Ni
	Cr K	2.84	1.0816	3.45	1.29	3.81	
	Fe K	22.19	1.0991	26.54	2.87	27.29	
	Ni K	51.85	0.9789	69.63	3.09	68.10	
	Totals			100.00			
4	Al K	1.24	0.5833	2.92	1.10	6.14	Ni
	Ni K	70.69	0.9959	97.08	1.10	93.86	
	Totals			100.00			
5	Al K	5.06	0.6158	11.70	1.61	22.38	Ni₃Al
	Ni K	60.99	0.9835	88.30	1.61	77.62	
	Totals			100.00			
6	Al K	6.00	0.6213	13.11	1.53	24.72	Ni₃Al
	Ni K	62.80	0.9816	86.89	1.53	75.28	
	Totals			100.00			

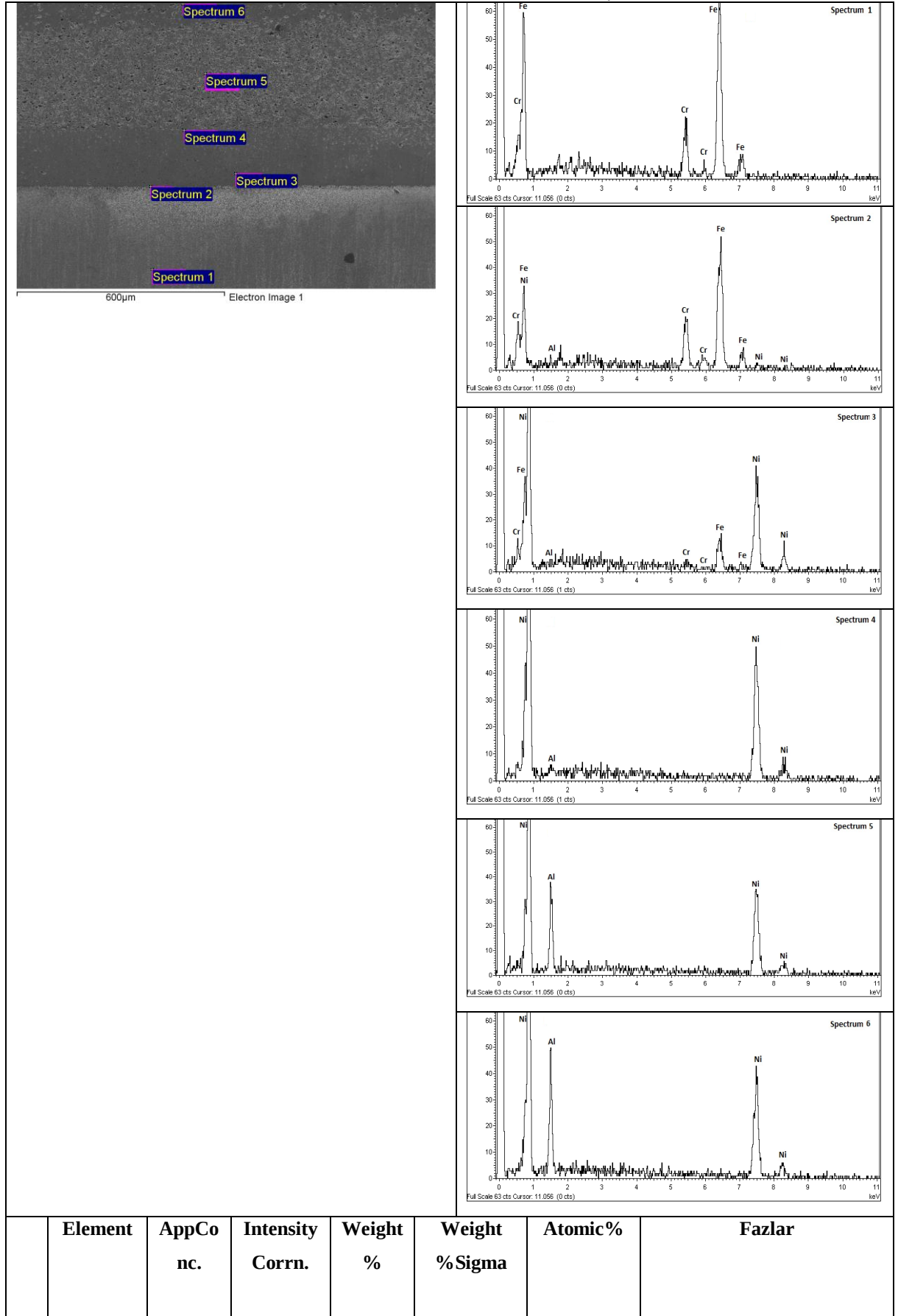


Şekil 4. 16 N6 nolu numunenin SEM görüntüsü.

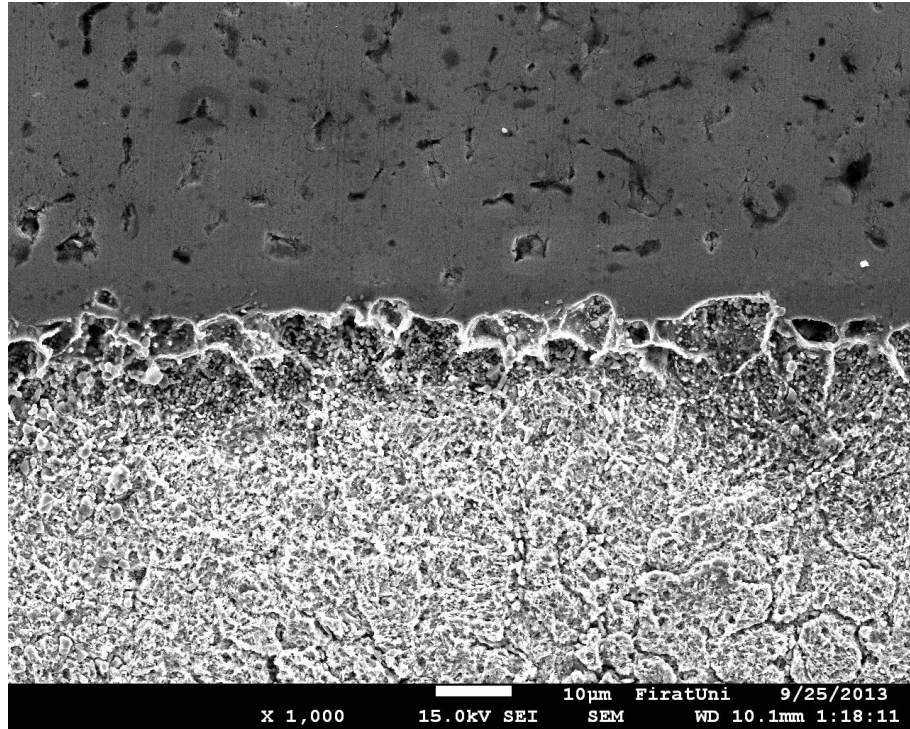


Şekil 4. 17 N6 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

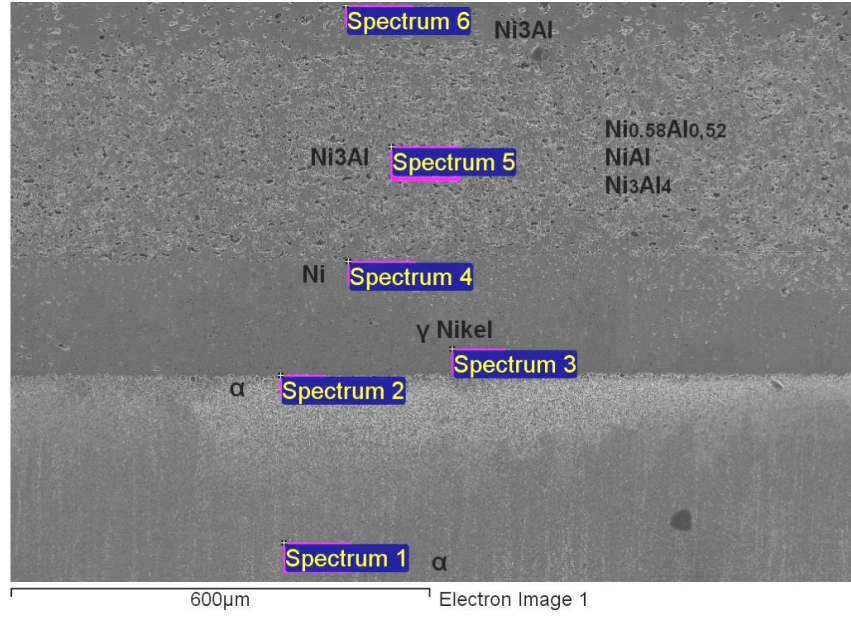
Tablo 4. 8 N7 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçlar.



1	Cr K	12.80	1.1615	13.72	1.45	14.59	α Fe,Cr
	Fe K	68.23	0.9843	86.28	1.45	85.41	
	Totals			100.00			
2	Al K	0.41	0.6906	0.75	0.49	1.51	α Fe,Cr
	Cr K	16.04	1.1337	17.92	1.92	18.88	
	Fe K	60.38	0.9809	77.97	2.54	76.47	
	Ni K	2.49	0.9355	3.37	2.02	3.14	
	Totals			100.00			
3	Al K	0.16	0.5889	0.38	0.58	0.82	γ Fe,Ni
	Cr K	1.11	1.0750	1.46	0.96	1.63	
	Fe K	10.96	1.1621	13.37	1.90	13.87	
	Ni K	59.15	0.9892	84.79	2.14	83.69	
	Totals			100.00			
4	Al K	0.15	0.5745	0.36	0.63	0.77	Ni
	Ni K	70.63	0.9995	99.64	0.63	99.23	
	Totals			100.00			
5	Al K	4.77	0.6127	10.90	1.35	21.02	Ni₃Al+Ni
	Ni K	62.67	0.9847	89.10	1.35	78.98	
	Totals			100.00			
6	Al K	5.20	0.6172	12.06	1.32	22.99	Ni₃Al+Ni
	Ni K	60.40	0.9830	87.94	1.32	77.01	
	Totals			100.00			

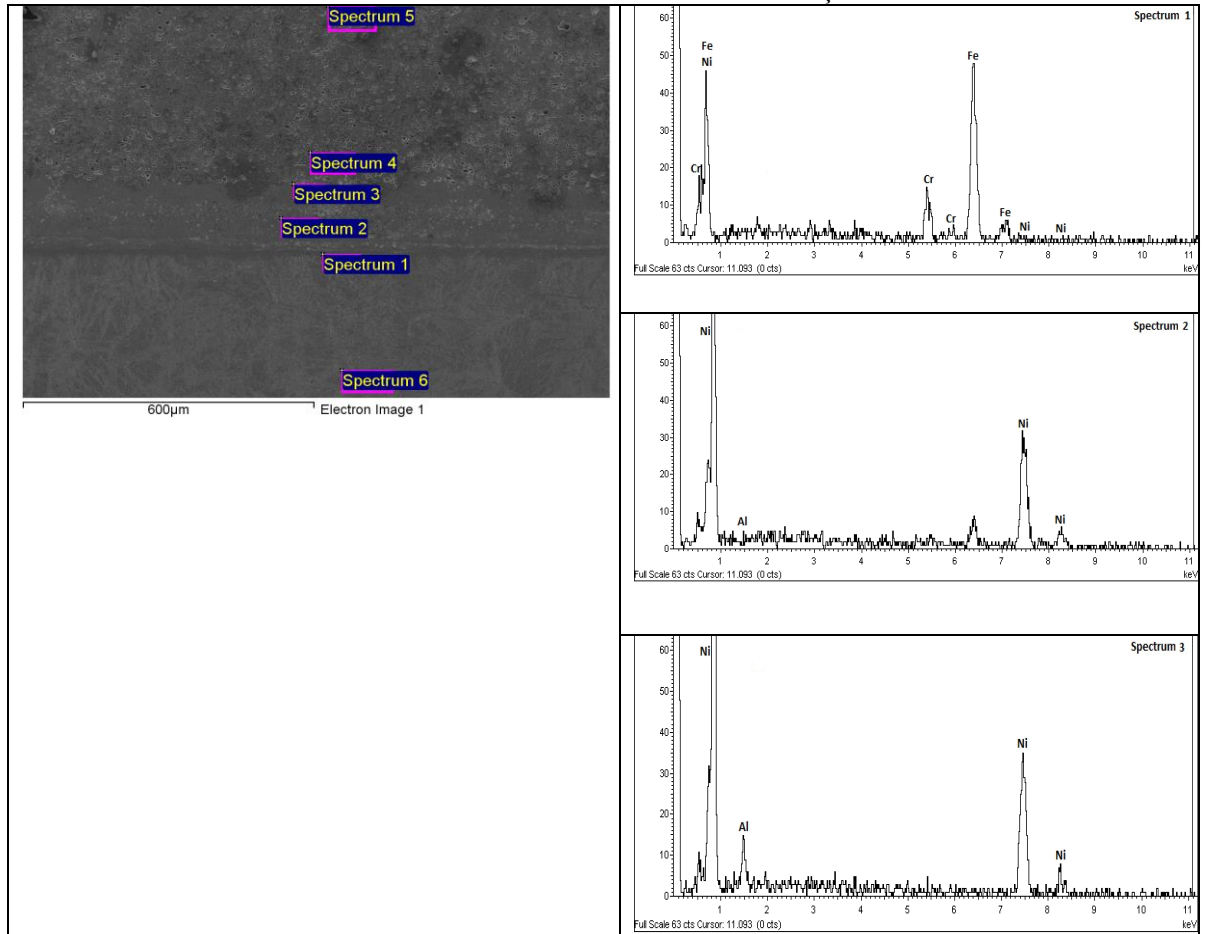


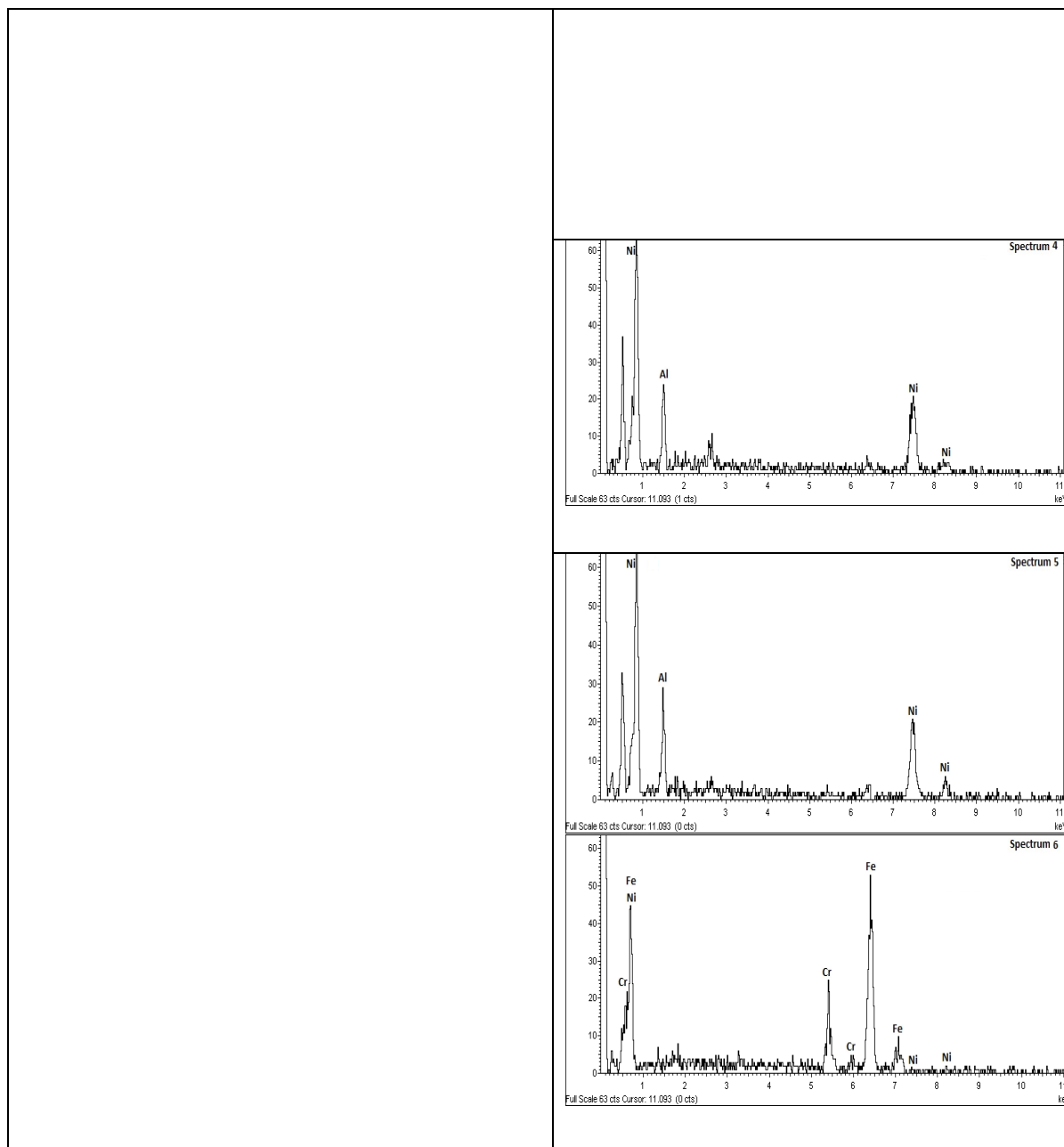
Şekil 4. 18 N7 nolu numunenin SEM görüntüsü.



Şekil 4. 19 N7 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

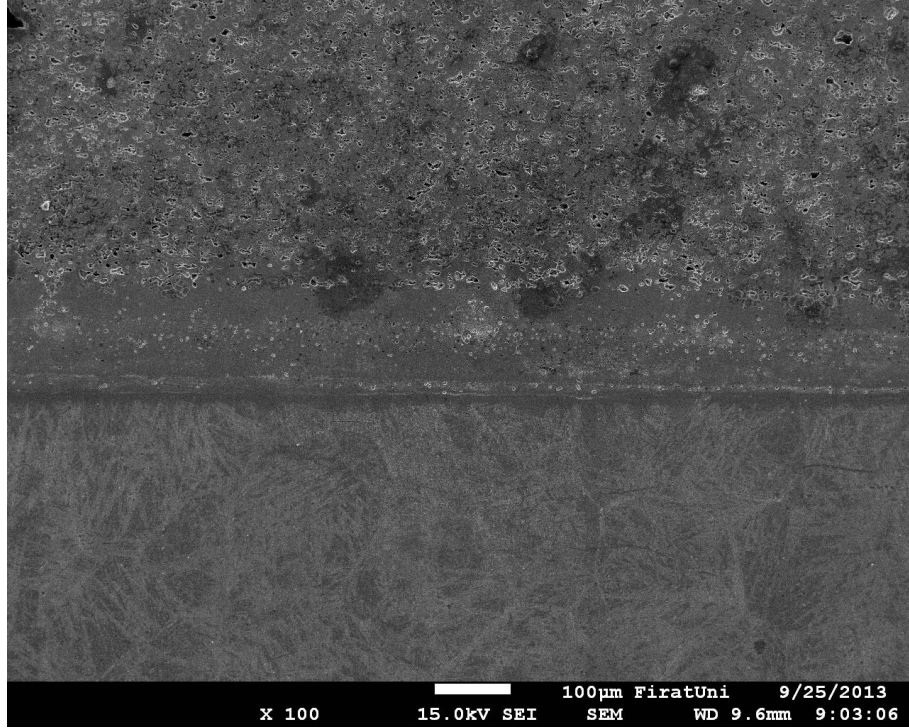
Tablo 4. 9 N8 nolu numunenin SEM ve EDS sonuçları.



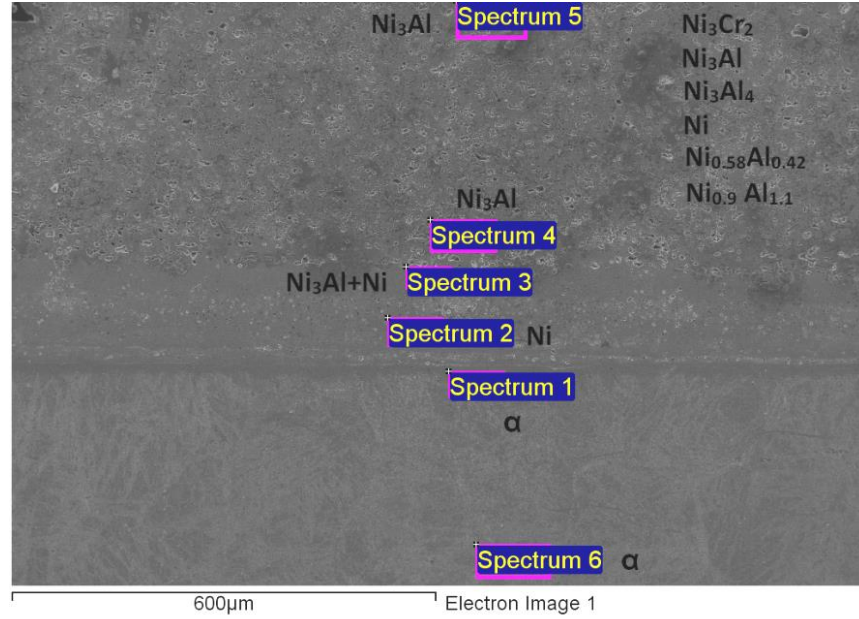


	Element	AppCon c.	Intensity Corrn.	Weight %	Weight %Sigma	Atomic%	Fazlar
1	Cr K	10.52	1.1677	12.18	1.78	12.97	α Fe,Cr
	Fe K	63.56	0.9866	87.10	2.45	86.35	
	Ni K	0.50	0.9336	0.72	1.92	0.68	
	Totals			100.00			
2	Al K	0.17	0.5749	0.47	0.70	1.01	Ni
	Ni K	62.07	0.9993	99.53	0.70	98.99	
	Totals			100.00			
3	Al K	1.75	0.5879	4.22	1.03	8.75	Ni₃Al+Ni
	Ni K	67.13	0.9940	95.78	1.03	91.25	

	Totals			100.00			
4	Al K	4.31	0.6207	12.94	1.90	24.44	Ni₃Al
	Ni K	45.88	0.9818	87.06	1.90	75.56	
	Totals			100.00			
5	Al K	4.34	0.6204	12.86	2.02	24.31	Ni₃Al
	Ni K	46.52	0.9819	87.14	2.02	75.69	
	Totals			100.00			
6	Cr K	13.99	1.1471	16.22	1.88	17.22	α Fe,Cr
	Fe K	60.80	0.9826	82.26	2.41	81.34	
	Ni K	1.07	0.9346	1.53	1.82	1.43	
	Totals			100.00			



Şekil 4. 20 N8 nolu numunenin SEM görüntüsü.



Şekil 4. 21 N8 nolu numunenin SEM ve XRD sonuçları.

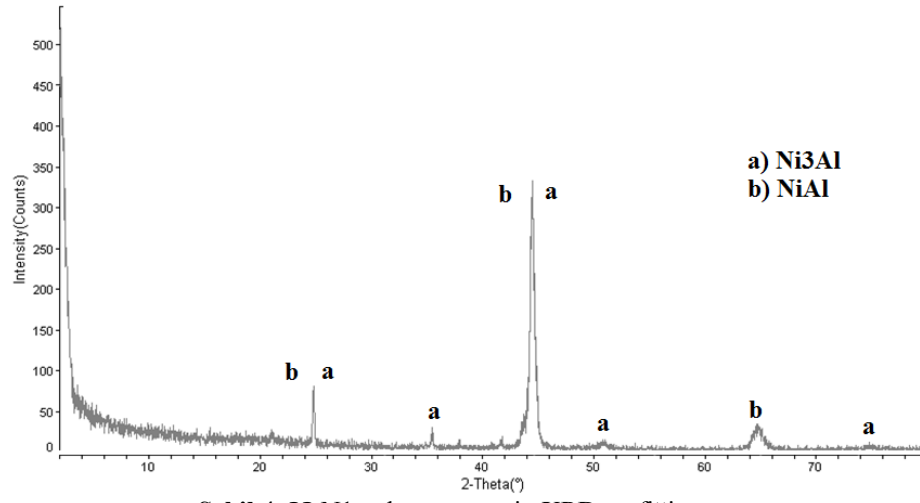
4.2 Numunelerin XRD Analizlerinin İrdelenmesi

XRD sonuçları, yapılan deneylerden sonra ortaya çıkan bütün fazları vermektedir (Şekil 4.22 -29). Ni_3Al fazı Ni_3Ga_4 tipi kübik yapının bir temsilcisidir. CsCl tipi yapının düzenli bir halidir [39].

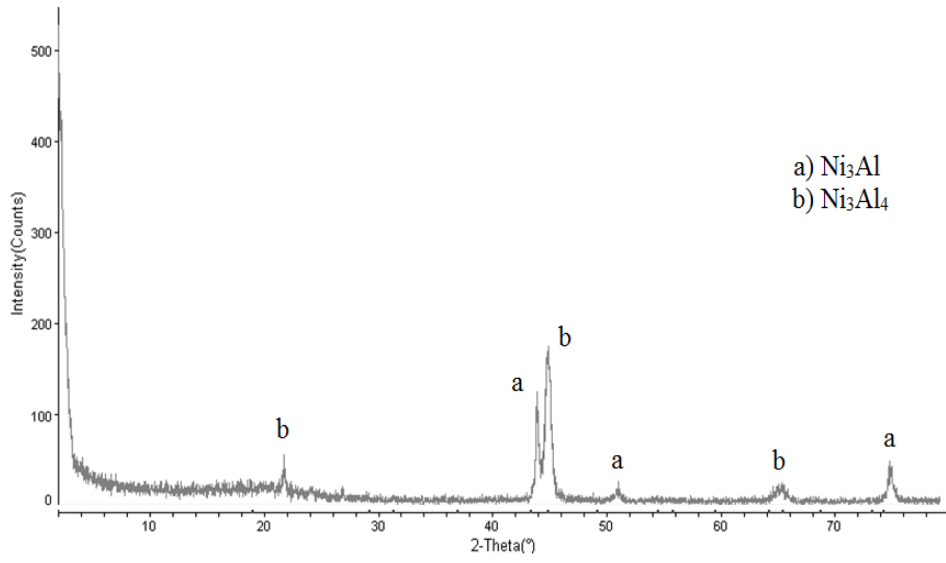
XRD sonuçlarından Ni_3Al_4 fazının bütün numunelerde olduğu görülmektedir. Bu faz Ni_3Ga_4 tipi bir yapıdır ve CsCl tipi yapının düzenli bir şeklidir. Ni_3Al_4 basit kübi kristal kafese sahiptir [40]. Bu faz bir yan ürün olup, Ni-Al denge diyagramında görülmemektedir. Ni_3Al_4 kararsız bir fazdır ve kolayca NiAl ve Al' a ayrışabilir [41].

Ni_3Al_4 'ün varlığı Ni-Al sisteminde dönüşümün bazı yerlerde tamamlanamadığı anlamına gelmektedir.

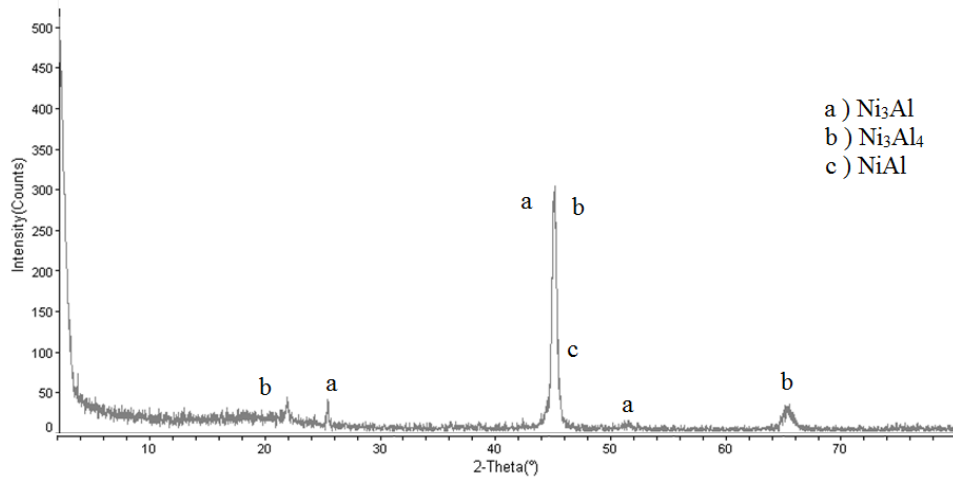
Kompaktlama basıncı 300 MPa olan numunelerde Ni_3Cr_2 fazı yani Ni esaslı süper alaşımlarda görülen ve sigma fazı olarak isimlendirilen faz olduğu görülmektedir. (Tablo 4,1) [42]. Sert nano kompozit kaplamalar üzerine yapılan çalışmalardan (Ni-Ti-Cr) sisteminde paslanmaz çelik tarafında Ni_3Cr_2 fazının olduğu görülmektedir [43]. Aynı fazın 7 numaralı numunede (XRD sonuçlarında) olduğu görülmektedir.



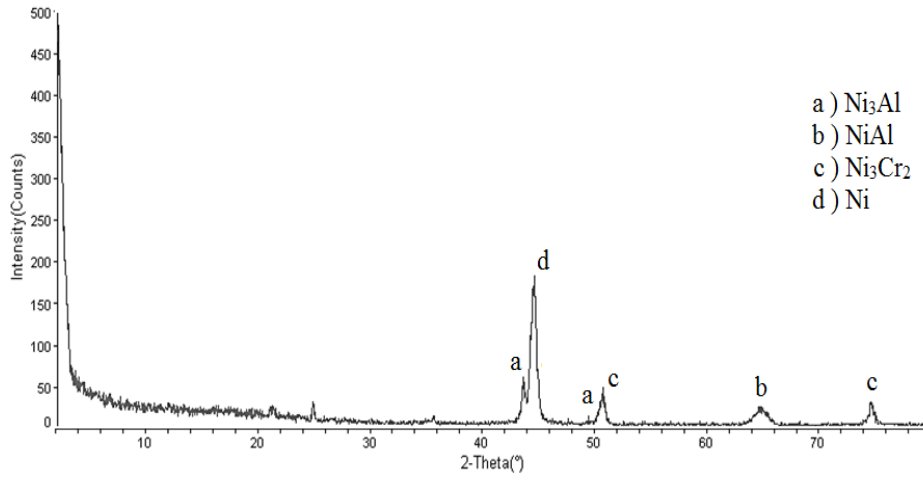
Şekil 4. 22 N1 nolu numunenin XRD grafiği.



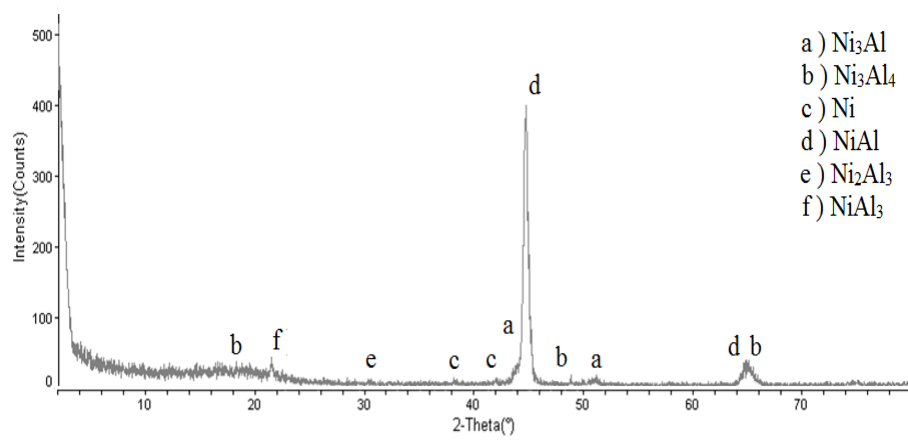
Şekil 4. 23 N2 nolu numunenin XRD grafiği.



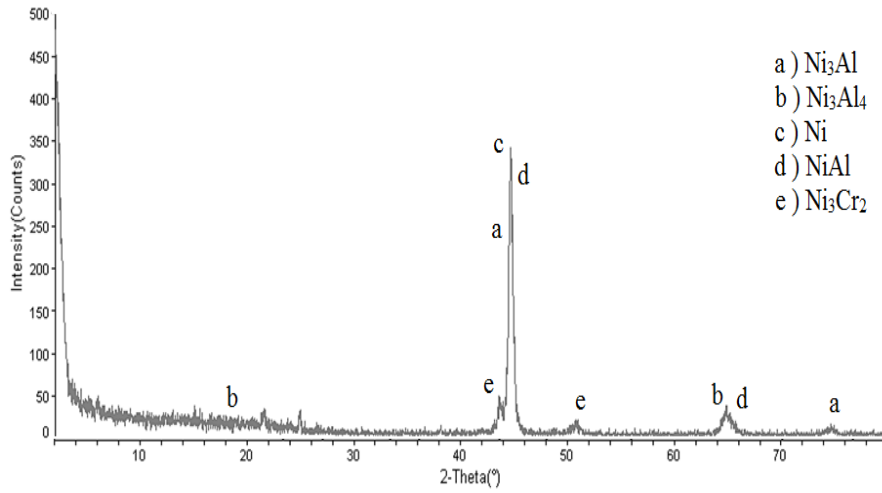
Şekil 4. 24 N3 nolu numunenin XRD grafiği.



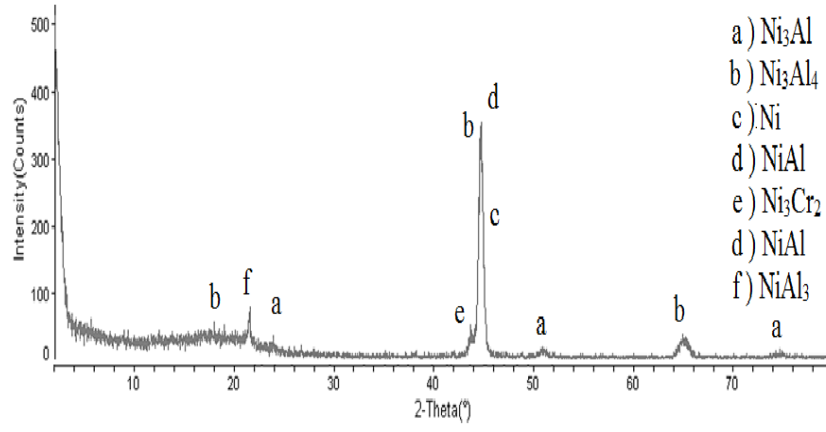
Şekil 4. 25 N4 nolu numunenin XRD grafiği.



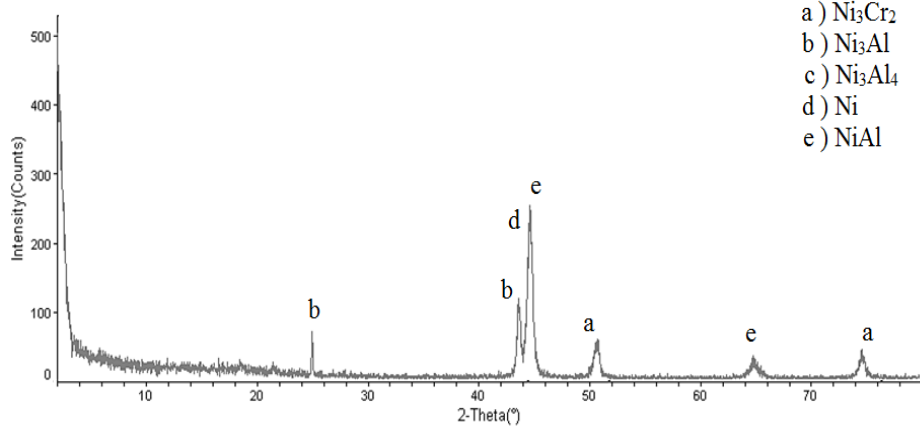
Şekil 4. 26 N5 nolu numunenin XRD grafiği.



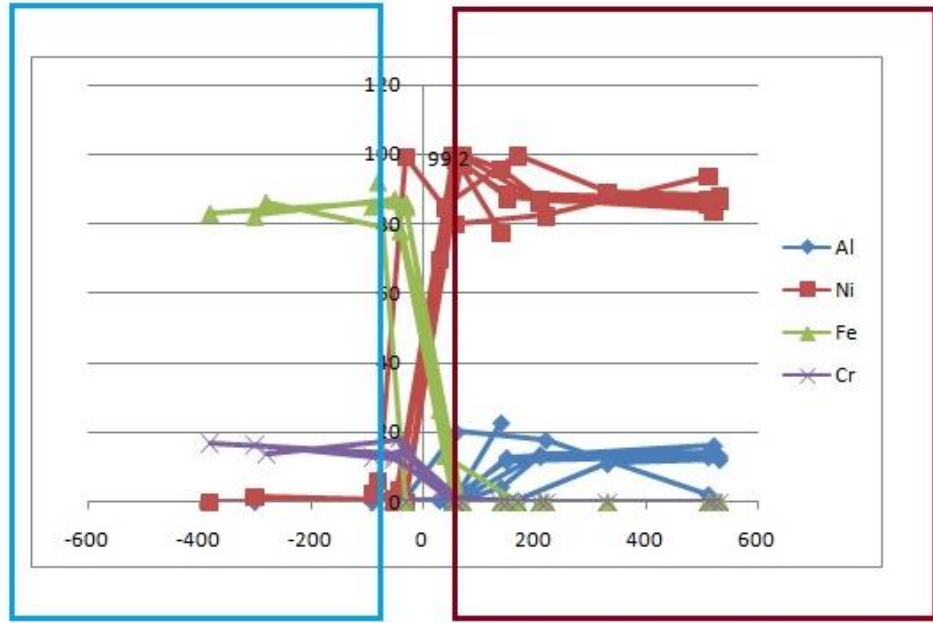
Şekil 4. 27 N6 nolu numunenin XRD grafiği.



Şekil 4. 28 N7 nolu numunenin XRD grafiği.



Şekil 4. 29 N8 nolu numunenin XRD grafiği.



Şekil 4. 30 Arakesit Bölgesinde Difüzyon ve Elementlerin Dağılımı.

Şekil 4.30 da görüldüğü gibi, 1000 ve 1100 ° C’lerde yapılan tavlamada, difüzyon mesafeleri açısından bir fark yaratmadığı anlaşılmaktadır. Öte yandan difüzyon sadece paslanmaz çelik ile nikel ara tabaka arasında meydana gelmiştir. Difüzyon mesafesi takriben 150 µm kadardır. Difüze olan elementler, Nikelde demir , Demirde nikel ve yine Ni içersinde Cr ‘ dır. Dolayısıyla, yapılan tavlamanın arakesit bölgesi dışında özellikle karbür oluşturma haricinde bir etkisi olduğu söylenemez.

5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada ferritik bir paslanmaz çelik SHS ve bunu izleyen sinterleme yöntemi ile N_3Al metallerarası bileşiği ile kaplanmıştır. Elde edilen sonuçları şu şekilde özetlemek mümkündür:

1. SHS + Sinterleme yöntemi, paslanmaz çeliklerin $NiAl$ metallerarası bileşikleriyle kaplanmasında efektif bir yöntem olarak kullanılabilir.
2. 1100 °C lik sinterleme sıcaklığı, yarı kararlı metallerarası fazların tam çözünmesi için daha iyi sonuç vermektedir.
3. Nikel ara tabaka kullanımı, yüzeyi ısıtarak, kaplama tabakasının paslanmaz çelik ile daha kolay birleşmesini sağlamaktadır.
4. Kompaktlama basıncının ara fazların meydana gelmesi üzerinde hızlandırıcı bir etkisi olmaktadır.
5. Sinterleme, reaksiyon sonucu oluşan gözeneklerin azalmasına yardım etmektedir.

Yapılan bu çalışmadan elde edilen sonuçlar dikkate alınarak, sinterleme süresi ve basınçlı sinterlemenin, kaplama kalınlığı, mikro yapısı ve bağ kalitesi üzerindeki etkileri incelenebilir.

Arakesitte, ergimeyi sağlayacak reaktifler kullanılarak, sinterlemeye gerek bırakmayacak doğrudan (in-situ) kaplamalar elde edilmesi hususu araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] **Topbaş, M.A.**,1993, Endüstri Malzemeleri, YTÜ, İstanbul
- [2] **Odabaş, C.**, 2002, Paslanmaz Çelikler, Kaynak Tekniği San. ve Tic. A.Ş., İstanbul
- [3] **Oğuz, B.**,1985, Karbonlu ve Alaşımlı Çeliklerin Kaynağı, Oerlikon, İstanbul
- [4] **Erdogan, M.**,2000,“Mühendislik Alasımlarının Yapı ve Özellikleri”, 2. baskı, Nobel Yayın Dağıtım Ltd. Sti., Ankara
- [5] **Aran, A. ve Temel, M.A.**,2004, Paslanmaz Çelikler Yassı Mamuller, Sarıtaş Teknik Yayın,İstanbul
- [6] **Ünal, A.**, 2001, Malzeme Ders Notları, YTÜ, Kimya Metalurji Fakültesi, İstanbul
- [7] www.key-to-steel.com
- [8] **Doruk, M.**, 1982, Korozyon ve Önlenmesi, ODTÜ, Ankara
- [9] **Honeycombe, R.w.K.**, 1992, Steels Microstructure and Properties, Edward Arnold, Great Britain
- [10] **ASM Metals Handbook**,1989, Arc Welding of Stainless Steels, Volume 6
- [11] **Wegst, C. W.**, 1995, Stahlschlüssel, Marbach
- [12] **Avner, S.H.**, 1974, Introduction to Physical Metallurgy, Mc Graw-Hill, USA
- [13] **Roberge, P.R.**, 1999, Handbook of Corrosion Engineering, Mc Graw-Hill, New York
- [14] **Yetim A. Fatih** 2009, Biyomalzeme olarak kullanılan AISI316L paslanmaz çelik ve Ti6Al4V alaşımlarının plazma ile nitrüleme davranışı, Ti-DLC ince film kaplama ile karşılaştırılması, Doktora Tezi
- [15] www.ism.ac.ru/handbook/shsf.htm
- [16] **Cahn, R.W.**,1997,Proceedings of Materials Week '96 on Nickel and Iron Aluminides: Processing, Properties, and Applications, Ohio, 7-9 October 1996, editedby S.C. Deevi, V.K.Sikka, P.J.MaziaszandR.W.Cahn, USA,ASM International p 3.
- [17] **Çelikyürek, İ**, 2000, Vakumda Ergitme Yolu İle Bazı Düzenli Metallerarası Bileşiklerin Üretimi, Yüksek LisansTezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- [18] **Liu, C.T.,Stiegler J.O.**, 1999, (Sam) Froes, F.H., Metals Handbook, 10th ed. Vol 2, 913-942
- [19] **Liu, C.T.,and Kumar, K. S.**,1993,OrderedIntermetallicAlloys. I. Nickeland Iron Aluminides, J.O.M., 38
- [20] **Froes, F.H.**,1992, Suryanarayana, C. AndEliezer, D., Synthesizing process and modeling advanced materials, J.Mat. Sci., 27, p.5113,
- [21] **Sen S.,andStefanescu D. M.**, 1991, Melting and casting processes for high-temperature intermetallics, J.O.M.,30-34
- [22] **Li, G.H.,Gill, H.S. andVarin R.A.**, 1993, Magnesium Silicide Intermetallic Alloys, Met. Trans.,Vol. 24A, 2383

- [23]**Vinod K. Sikka**, 1999, Intermetallic – based high – temperature materials, Metals and Ceramics Division, Oak Ridge National Laboratory, U.S. Department of Energy
- [24]**Crawford, Gerald**, 2003, "Exotic Alloy Finds Niche". Nickel magazine. http://www.nidi.org/index.cfm/ci_id/12317.htm. Retrieved 2006-12-19.
- [25] Scientists Develop Nickel Aluminide Composite Material that Can Cut Through Cast Iron and Granite
- [26] Metals Handbook, Metallography, v9, ASM
- [27] Advanced Materials Intermetallics for Manufacturing , 2005, Industrial Technologies Program, US Department of Energy Efficiency
- [28]**K. Morsi**, 2001, Materials Science and Engineering A299 1-15
- [29]**Orhan, N.**, 2011, İleri Malzemeler Ders Notları, F.Ü., Elazığ
- [30]**Kılıç, M.** , 2013, NiTi ve Ni₃Al fonksiyonel derecelendirilmiş malzemesinin reaksiyon sentezlemesi yöntemiyle üretilmesinin araştırılması, Doktra Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ
- [31] **Ergin, N., Yörük, G., Özdemir, Ö.**, 2011, Elektrik akımı destekli sinterleme yöntemi ile NiAl esaslı kaplama üretimi, 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), 16-18 May 2011, Elazığ, Turkey
- [32] **Işık, F.M.**, 2010, Titanyum alüminat intermetalik malzemelerin üretimi ve karakterizasyonu, Bilim Uzmanlığı Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük.
- [33] **Yörük, G.**, 2010, Yanma sentezi yöntemi kullanılarak intermetalik malzeme esaslı kaplama üretimi ve yüzey özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya
- [34] <http://www.teknikgroup.com/PaslanmazCelikTeknikBilgi.pdf>
- [35] **Y. Chen, D.D.L.Chung**, 1996, Journal of Materials Science 31, 2117-2122
- [36] www.asminternational.org
- [37] **Tosun, G., Özler, L., Kaya, M., Orhan, N.**, 2008, SHS yöntemi ile üretilen NiTi alaşımlarının gözenek oranının incelenmesi , 5th International Powder Metallurgy Conference, 1353-1367, Ankara
- [38] **ZIEBECK, K. R. A.- NEUMANN, U.** 2001, Alloys and Compounds of d-Elements with Main Group Elements. Part 2 Landolt-Börnstein - Group III Condensed Matter Volume 32C, pp 69-72
- [39] Journal of less Common metals V154 1. 207-215
- [40] **Ellner M, Keli S, Predel B**, 1989, Ni₃Al₄ – A phase with ordered vacancies isotypic to Ni₃Ga₄, Journal of the less Common metals V.154-1, 207-215
- [41] **Mishin Y.** , 2004, Atomistic modeling of γ and γ' -phases of the Ni-Al system , Acta materialia 52, 1465
- [42] **Al – Aql AA, Al- Salhi MS , Ansani M.I.** , 2002, Precipitation in Ni-35 at pct Cr Alloy, J. Material Science Technology V 18 No:1

[43]**Pogrebniak A. , and Beresnev V.M.**, Hard Nano compozite Coatngs , Theirstructire and Popenre Böl.6 p 149 – <http://dx.doi.org/10.5772/50567>

[44]**İbrahim ÇELİKYÜREK* & Remzi GÜRLER**, 2007 “Bazı Düzenli Metallararası Bileşiklerin Vakumda Ergitme Şartlarının Belirlenmesi ” Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Metalurji Enstitüsü, Batımeşelik, Eskişehir, Türkiye