ÇANKIRI KARATEKİN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

HIZLI KATILAŞTIRMA YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN Ni-10Si-10Fe ALAŞIMLARININ MİKROYAPI VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Uğur KARAKAŞ

FİZİK ANABİLİM DALI

ÇANKIRI
2020

Her hakkı saklıdır

TEZ ONAYI

Uğur KARAKAŞ tarafından hazırlanan "Hızlı Katılaştırma Yöntemiyle Üretilen Ni-10Si-10Fe Alaşımlarının Mikro yapı ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından oy birliği / oy çokluğu ile Çankırı Karatekin Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman : *Prof. Doç. Dr. Ercan KARAKÖSE*

Jüri Üyeleri :

Prof. Dr. Hamit ALYAR
(Çankırı Karatekin Ünv. Fen. Fakültesi Fizik Bölümü)

Prof. Dr. Ercan KARAKÖSE
(Kayseri Üniversitesi/Mühendislik-Mimarlık ve Tasarım Fakültesi/ Mühendislik Temel Bilimleri Bölümü)

Doç. Dr. M. Fatih KILIÇASLAN
(Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi Mühendislik Temel Bilimleri Bölümü)

Yukarıdaki sonucu onaylarım

Fizik Anabilim Dalı Başkanı
Prof. Doç. Dr. Ali YİĞİT

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

HIZLI KATILAŞTIRMA YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN Ni-10Si-10Fe MELT-SPUN SÜPER ALAŞIMLARININ MİKROYAPISAL VE MEKANİKSEL KARAKTERİSTİKLERİ

Uğur KARAKAŞ

Çankırı Karatekin Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ercan KARAKÖSE

Hızlı katılaşma işlemi (RSP) sayesinde ergimiş alaşımlarda yüksek soğutma oranlarına (10^4-10^8 K/s) ulaşılmaktadır. RSP ile tane boyutunda küçülme, katı çözelti limitlerinde artış ve bazı durumlarda yarı-kararlı kristal ve amorf fazların oluşumu gerçekleşir. Oksidasyon ve korozyona karşı mükemmel dirençleri nedeniyle, nikel bazlı alaşımlar denizcilik uygulamaları, havacılık endüstrisi, ısı eşanjörleri, jet motorları, buhar jeneratörleri ve nükleer reaktörler gibi geniş bir uygulama yelpazesinde kullanılmaktadır. Bu çalışmada, hızlı katılaşmış Ni-10Si-10Fe alaşımları Melt-Spinning tekniği ile üretildi. Alaşımların faz özellikleri, X ışını difraktometrisi ile tanımlanmıştır. Hızla katılaşan örneğin mikroyapısı elektron mikroskobu taranarak belirlendi. Hızlı katılaşan örneğin mikro sertlik özellikleri Vickers mikro sertlik testi ile test edildi. Ni-10Si-10Fe numunesinde mevcut olan fazlar α-Ni, βNi3Si, γ-Ni31Si12 ve δ-Ni2Si fazları olarak belirlenmiştir. Hızla katılaşmış numunenin mikro sertlik değerleri yaklaşık 850 HV'dir

2020, 63 sayfa

Anahtar Kelimeler: Ni-esaslı süper alaşım, hızlı katılaştırma, Melt-spinning

ABSTRACT

Master Thesis

MİCROSTRUCTURAL AND MECHANİCAL CHARACTERISTICS OF MELT-SPUN Ni-10Si-10Fe SUPER ALLOYS

Uğur KARAKAŞ

Çankırı Karatekin University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Physics
Supervisor: Prof. Dr. Ercan KARAKÖSE

Rapid solidification processing (RSP) involves exceptionally high rates of cooling (10^4–10^8 K/s) during solidification from the molten state. RSP allows a reduction in grain size, extended solid solution ranges, reduced levels of segregation and, in some cases, the formation of metastable crystalline and amorphous phases. Due to their excellent resistance to oxidation and corrosion, nickel-based alloys are used in a wide spectrum of applications like seawater applications, the aerospace industry, heat exchangers, jet engines, steam generators and nuclear reactors. Rapidly solidified Ni-10Si-10Fe alloys were produced by melt-spinning technique. The phase characteristics were idendified by X-ray diffractometry. The microstructue of the rapidly solidified sample were determined by scanning electron microscopy. The microhardness features of the rapidly solidified sample were tested by Vickers microhardness test. The phases present in the Ni-10Si-10Fe sample was determined to be α-Ni, βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ and δ-Ni_2Si phases. The microhardness values of the rapidly solidified sample are about 850 HV.

2020, 63 pages

Key Words: Ni-based super alloy, Rapid solidification, Melt-spinning

TEŞEKKÜR

FBA-2019-8863 numaralı ve “Hızlı Katılaştırma Yöntemiyle Üretilen Ni-10Si-10Fe Alaşımlarının Mikro yapı ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı Yüksek Lisans Tezimin hazırlanmasında her zaman yardım ve desteğini esirgemeyen, farklı bakış açıları ve bilimsel katkılarıyla beni aydınlatan, çalışmalarıma teşvik eden saygı değer danışman hocam Prof. Dr. Ercan KARAKÖSE’ye en içten dileklerimle teşekkür ederim.

Çalışmalarım süresince yardım ve desteğiyle yanımda olan değerli hocam Prof. Dr. Ali YİĞİT’e teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca hayatım boyunca her zaman yanımda olan, maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Uğur KARAKAŞ
Çankırı, Kasım 2020

İÇİNDEKİLER

ÖZET ..... **i**
ABSTRACT ..... **ii**
TEŞEKKÜR ..... **iii**
İÇİNDEKİLER ..... **iv**
SİMGELER DİZİNİ ..... **vi**
ŞEKİLLER DİZİNİ ..... **vii**
ÇİZELGELER DİZİNİ ..... **ix**
1. GİRİŞ **1**
1.1 Nikel Esaslı Alaşımların Teknolojideki Kullanım Alanları **2**
1.2 Tez Çalışmasının Kapsamı **4**
1.3 Literatür Özeti **6**
2. TEMEL BİLGİLER **9**
2.1 Katılaştırma **9**
2.1.1 Normal katılaştırma **11**
2.1.2 Hızlı katılaştırma **13**
2.2 Hızlı Katılaştırmanın Etkileri **14**
2.3 Hızlı Katılaştırma Teknikleri **16**
2.3.1 Melt-spinning (MS) tekniği **16**
2.3.2 Tabanca tekniği **17**
2.3.3 Püskürtme (Spray) tekniği **18**
2.3.4 Kaynak (Weld) tekniği **19**
3. DENEYSEL SİSTEMLER VE DENEYLERİN YAPILIŞI **21**
3.1 Deneysel Sistemler **21**
3.1.1 Hızlı katılaştırma sistemi **21**
3.2 Hızlı Katılaştırılmış Şerit Üretimi İçin Bir Deneyin Yapılışı **26**
3.2.1 Numune kalıbının hazırlanması **26**
3.2.2 Alaşımın hazırlanması **27**
3.2.3 Hızlı katılaştırılmış şerit üretimi **28**
3.3 Metalografik İşlemler **29**
3.3.1 Numunenin kesilmesi **29**

3.3.2 Numunelerin kalıplanması 30
3.3.3 Numunelerin zımparalanması 31
3.3.4 Numunelerin parlatılması 32
3.3.5 Numunelerin dağlanması 33
3.4 Mikroyapıların Gözlenmesi 34
3.5 X-Işınları Toz Difraktometresi 35
3.6 Diferansiyel Termal Analiz 35
3.7 Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi 36
3.8 Kopma-Çekme Testi 37
4. ANALİZ VE TEST ÇALIŞMALARI 41
4.1. X-Işını Yapı Analizi 41
4.2 SEM ile Mikroyapı Analizi 45
4.3 EDX Analizi 48
4.4 DTA Analizleri 51
4.5 Mekanik Özellikler 54
5. SONUÇ VE TARTIŞMALAR 57
KAYNAKLAR 59
ÖZGEÇMİŞ 63

SİMGELER DİZİNİ

A°	Angström
g	Yerçekim İvmesi
gr	Gram
HV	Sertlik Ölçüm İşleminin Sembolüdür Ancak Ölçümün Birimi Değildir
Hz	Hertz
kg	Kilogram
lt	Litre
m	Metre
ml	Mililitre
mm	Milimetre
ºC	Santigrat Derece
ºK	Kelvin
SEM	Taramalı Elektron Mikroskop
vb	ve bunun gibi
vd	ve diğerleri
'	Dakika
"	Saniye
%	Yüzde
°	Derece
<	küçük
≤	küçük eşit
µm	Mikrometre

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1 Kum kalıba döküm tekniğiyle üretilen parçalar 12
Şekil 2.2 Parça üretiminde kullanılan kalıcı metal kalıp örneği 13
Şekil 2.3 (a) MS cihazı (b) Şerit üretilme esnasındaki görüntü 17
Şekil 2.4 Duwez tarafından geliştirilen tabanca tekniğinin şematik görünümü 18
Şekil 2.5 Püskürtme (spray) tekniğinin şematik görünümü 19
Şekil 3.1 Ereyik eğirme (Melt-spinning) sistemi 22
Şekil 3.2 İndüksiyonla ısıtma mekanizmasının şematik görünümü 23
Şekil 3.3 Kuartzdan yapılmış pota 26
Şekil 3.4 İngot numuneden metalografik çalışmalar için numune alınması 28
Şekil 3.5 Hızlı katılaştırılmış şeritler 29
Şekil 3.6 (a) İngot ve (b) Şerit numune kalıpları 30
Şekil 3.7 Numune kesme cihazı ile kesilmiş numunedeki yüzey durumu 31
Şekil 3.8 (a) Vickers sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi, (b) Batıcı ucun numune yüzeyinde bıraktığı izin fotoğrafı 36
Şekil 3.9 Emco-Test DuraScan 20 Vickers mikrosertlik cihazı 37
Şekil 3.10 Daire kesitli silindirik başlı çekme numunesi 38
Şekil 3.11 Yük - uzama diyagramı 39
Şekil 3.12 Shimadzu AG-XD50kN çekme basma test cihazı 40
Şekil 4.1 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait XRD pikleri; (a) 20 m/s, (b) 40 m/s, (c) 60 m/s ve (b) 80 m/s 43
Şekil 4.2 20 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı 45
Şekil 4.3 40 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı 46
Şekil 4.4 60 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı 46
Şekil 4.5 80 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı 47
Şekil 4.6 20 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi 49

Şekil 4.7 40 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi 50
Şekil 4.8 60 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi 50
Şekil 4.9 80 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi 51
Şekil 4.10 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait DTA analizi sonuçları; (a) 20 m/s, (b) 40 m/s, (c) 60 m/s ve (b) 80 m/s 52
Şekil 4.11 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait mikrosertliğin disk hızına ve yüke bağlı değişim grafiği 55
Şekil 4.12 Hızlı katılaştırılmış Ni–10Si–10Fe alaşım şeritlerinin pik yüküne bağlı elastik modülünün değişimi 56

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1 Bazı önemli nikel esaslı süper alaşımların kimyasal kompozisyonu.....3
Çizelge 3.1 Bazı zımpara kâğıtları ve tane büyüklükleri.....31
Çizelge 3.2 Parlatmada kullanılan çözelti ve kumaşlar.....33
Çizelge 3.3 Alaşım sistemlerine uygulanan dağlayıcılar.....34

1. GİRİŞ

Yüzyıllar boyu insanoğlu, hayatını kolaylaştıracak, hızlandıracak ve refah seviyesini artıracak araç ve gereçleri bulma, üretme ve geliştirme gayreti içinde bulunmuştur. İnsanlar ilk zamanlar bu araç ve gereçleri ağaçtan, taşlardan yaparken, ateş ve madenlerin keşfi ile metaller kullanılmaya başlanmış ve pek çok kolaylığın kapısı da bu sayede aralanmıştır. Günümüze, hayatımızdaki pek çok aracın metallerden yapıldığını gözlemlemekteyiz. Bilim insanları ise özellikle metal yapılarda dayanıklılığı artırma hususunda araştıralar yapmış bu araştırmalarla metallerin kendi aralarında karıştırılarak özellikleri farklı ve dayanıklı alaşımlar bulmuştur.

Alaşımlar saf metallere göre daha dayanaklıdırlar. İlk başlarda iki metalden üretilen alaşımlar daha sonra üç, dört metal karıştırılarak elde edilmeye başlanmıştır. Ancak günümüzde teknoloji çok hızlı ilerlediği için, toplumun ihtiyaçlarını karşılamada alaşımların bazı alanlarda özelliklerinin daha da geliştirilmesi gerekmektedir Özellikle alaşımların fiziksel, kimyasal, elektriksel ve manyetik özelliklerinin yanında mekanik özelliklerinin geliştirilmesi oldukça önem kazanmıştır. Bu sebeple çok farklı üretim teknikleri ve ısıl işlem yöntemleri kullanarak alaşım üretimi araştırmacıların üzerinde çalıştığı en önemli araştırma alanlardan birisidir.

Alaşımların üretilmesinde, yüzyıllar boyunca geleneksel olarak, metal veya alaşımın önce eritilip, eritilen sıvının daha sonra uygun bir metalik, kum veya seramik kalıp içinde, kendi soğuma ve ısı akışı karakteriyle katılaştırılması gerçekleştirilmiştir. Bu yöntem günümüzde geleneksel (normal) katılaştırma olarak genel bir isim olarak sınıflandırılmıştır.

Diğer taraftan yüksek performanslı alaşımların üretilmesinde gaz atomizasyon, doğrusal katılaştırma, elektromanyetik kaldırma (electromagnetic levitation) (Shi vd. 2009,Yamanoğlu vd. 2013), elektrostatik kaldırma (electrostatic levitation) (Qian vd. 2012), damla tüp tekniği (drop-tube technique) (Li et al. 2010), eriyik eğirme (melt-spinning) (Fan vd. 2015) gibi yöntemler kullanılmaktadır. Bu yöntemler çerisinde eriyik

eğirme (melt-spinning) yöntemi, katılaşma süresini kısaltması ve tanecik boyutunu azaltarak mekanik özellikleri artırmasıyla öne çıkmaktadır. Katılaştırma süresinin kısaltılması yani hızlı katılaştırma araştırmacıları bu alanda çalışmalara yönlendirmiş ve günümüzde bu çalışmalar halen yoğun bir şekilde devam etmektedir.

1.1 Nikel Esaslı Alaşımların Teknolojideki Kullanım Alanları

Teknolojinin gelişimiyle birlikte günümüzün temel araştırma konularından biri, daha iyi özelliklere sahip ve daha ekonomik malzemelerin üretilmesidir. Bu konuda birçok çalışma yapılmış ve özellikleri normal kristallerden oldukça farklı yeni alaşımlar elde edilmiştir. Amorf, nanokristal ve kuazikristal alaşımlar bu yeni alaşımlara örnektir. Bu alaşımlar sanayinin birçok alanında kullanılmaktadır.

Temel yapısı demir, kobalt (Co) veya nikelden (Ni) oluşan ve yüksek oranda krom (Cr), düşük miktarda da tungsten (W), molibden (Mo), alüminyum (Al) ve titanyum (Ti) içeren alaşımlar "süper alaşımlar" olarak adlandırılır. Süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik gerilimlere ve yüzey yapısındaki değişimlere dayanıklı olarak üretilmiş, ısıl direnci yüksek olan malzemeler olarak tanımlanmıştır. Süperalaşımlar genel olarak, jet motorlarında, endüstriyel gaz türbinlerinde, uzay araçlarında, roket motorlarında, nükleer reaktörlerde, deniz altılarda, buhar üretme tesislerinde, petrokimyasal cihazlarda, cam sanayinde, sıcak takımlar ve diğer ısıya dayanıklı uygulamalarda kullanılmaktadır.

Süper alaşımların ilk örnekleri östenitik paslanmaz çeliklerin modifiye edilmiş hali olup, günümüzde de kullandığımız birçok süper alaşım 1950 ile 1970 yılları arasında geliştirilmiştir. Teknolojideki ilerlemeler ve üretim yöntemlerinin geliştirilmesi süper alaşımlarla bazı elementlerin birleştirilmesine olanak sağlamıştır. Farklı elementler ile katkılanabilen bu alaşımlar yüksek sıcaklık direnci gibi günümüzde talep edilen birçok mekanik özellikler kazanmış ve tercih sebebi olmuştur (Gogebakan vd. 2003).

Nikel esaslı süper alaşımlar, diğer süperalaşım türlerine göre teknolojideki kullanım oranı bakımından en fazla kullanılan alaşım grubudur.

Nikel bazlı süper alaşımlar havacılık sektöründe jet motorların gaz türbin bölmesinde kullanılmakta olup jet motorunun ağırlıkça %50' si Ni esaslı süperalaşımlardan oluşmaktadır. Çeliklerle karşılaştırıldığında ağırlık ve dayanım oranı bakımından daha yüksek ağırlık/dayanım oranı sağlamaktadırlar. Nikel esaslı süperalaşımların daha zor ve güç ortamlarda kullanılması bu alaşımların yüksek sıcaklıklarda korozyona, mekaniksel ve ısıl yorgunluğa, mekaniksel ve termal şoklara, sürtünme ve korozyona karşı yüksek dayanımından kaynaklanmaktadır.

Nikel bazlı alaşımlar, katı-çözücü güçlendirme elemanları olarak krom (Cr), tungsten (W) ve renyum (Re) içeren bir nikel katı çözeltisi matrisinde metaller arası bileşik Ni3 (Al, Ta) içeren intermetalikler tercih edilmektedir. İntermetalik bileşiklerdeki Tantal (Ta), yüksek sıcaklık dayanımlarını ve oksidasyon dirençlerini arttırır. Bu atomik element, alaşımın sıcaklığını ve oksidasyon direncini azaltmak için titanyum (Ti) ile ikame edilebilir. Nikel bazlı türbin kanatları 520 °C' ye kadar sıcaklıklarda çalışabilir. Piyasada bulunan nikel bazlı alaşımlar arasında Inconel (587, 597, 600, 601, 617, 625, 706, 718), Nimonic (75, 80A, 90, 105, 115, 263, 942,PE.11, FE.16, PK.33 , Rene (41, 95), Udimet (409, 500, 520, 630, 700, 710, 720), Pyromet (860), Astroloy, M 252, Hastelloy, Cabit 214, Haynes 230 olarak isimlendirilen alaşım grupları kullanılmaktadır. Bu alaşımların Çizelge 1.1' de verilmiştir.

Çizelge 1.1 Bazı önemli nikel esaslı süper alaşımların kimyasal kompozisyonu

Alaşım	**%Ni**	**%Fe**	**%Cr**	**%Mo**	**%Al**	**%Ti**	**%Mn**	**%Si**	**%C**
Inconel 706	41,5	40,0	16,0	0,5	0,2	1,75	0,2	0,2	0,03
Inconel 718	53,0	18,5	18,6	3,1	0,4	0,9	0,2	0,3	0,04
Inconel 800	32,5	44,5	21	-	0,4	0,4	0,8	0,5	0,05
Inconel 801	32	46	20,5	-	-	1,1	0,8	0,5	0,05
Inconel 901	42,5	36,0	12,5	5,7	0,2	2,8	0,1	0,1	0,05
Pyromet 960	43,0	30,0	12,6	6,0	1,2	3,0	0,05	0,05	-

1.2 Tez Çalışmasının Kapsamı

Bu tez çalışması hızlı katılaştırma metodunun Ni-10Si-10Fe süperalaşımlarına uygulanması bakımından yapılacak kapsamlı bir çalışma olmakla birlikte çalışmanın 2 önemli amacını şu şekilde belirtebiliriz:

(1) Ni-10Si-10Fe süperalaşımlarını hızlı katılaştırma yöntemi kullanarak üretmek.

(2) Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilen alaşımların mikroyapı, erime ve mekanik özelliklerini incelemek.

Tez konusu hızlı katılaştırma yöntemi kullanılarak yapılacağından dolayı öncelikle bu yöntem hakkında biraz bilgi verilmesi uygun olacaktır. Hızlı katılaştırma yöntemi iyi termal iletkenliğe sahip soğutulmuş bir yüzeye, yüksek sıcaklık seviyelerinde eritilen sıvı metal eriyikten hızlıca ısı transfer edilmesi esasına dayanır. Bu ise katılaştırılacak sıvı metal hacim elemanının en az bir boyutunun küçük (<150 μm) seçilmesi gerektiğine işaret etmektedir. Pratikte bu şartlar, sıvı metalin dar bir nozülden, ya akış kararlılığı korunarak ince bir film halinde (şerit döküm teknikleri), ya da kararlılık bozularak damlacık veya yassı parçacıklar halinde (atomizasyon teknikleri), ısıl iletkenliği yüksek soğutulmuş bir yüzey üzerinde katılaştırılması ile sağlanır. Metalik eriyiklerin hızlı katılaştırılmaları sırasında ortaya çıkan yeni özellikler, sistemden sisteme değişmekle birlikte genel olarak beş ana başlık altında toplanabilir. Bu özellikler;

a) Tane boyutunun küçülmesi,
b) Kimyasal homojenliğin artışı,
c) Katı eriyik limitlerinin aşılması,
d) Yarıkararlı kristal fazların oluşumu,
e) Metalik camların oluşumu şeklinde sıralanabilir.

Katılaşma hızının artması sonucu tane boyutları önemli ölçüde düşer. Belli alaşım sistemleri için tane boyutunun 1 nm' ye kadar düştüğü görülmüştür. Bu tane boyutları

10^4-10^6 K/s soğuma hız oranlarında elde edilir. Alaşımların yüksek sıcaklıklarda ısıl işleme maruz bırakılmaları halinde taneler büyümekle beraber, aynı bileşimli geleneksel yöntemlerle katılaştırılmış karşıtlarından daha küçük boyutludurlar. Kimyasal homojenliğin artışı aynı zamanda mikroyapıyla da ilişkilidir. Geleneksel dökümlerde tespit edilen süreksiz mikroyapı kimyasal homojenliği bozar. Hızlı katılaştırma sonucunda gelişen dendritik veya hücresel yapı daha sürekli ve homojen olduğundan, kimyasal homojenlik de artar. Tam bir kimyasal homojenlik ise amorf olma durumunda elde edilir. Birçok alaşım sistemi dengeli durumda sınırlı katı çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaştırma teknikleriyle bu katı çözünürlük limitleri aşılabilir. Katı çözünürlüğün artışı aynı zamanda kimyasal homojenliği de beraberinde getirir. Hızlı katılaştırma teknikleri arasında Melt-Spinning (MS) metodu üretimin kalitesinin sürekliliği ve düşük maliyeti sebebiyle en fazla tercih edilen yöntemdir. Bu yöntemde eritilmiş sıvı metal, bir potanın deliğinden asal gaz basıncı vasıtasıyla ısı iletim katsayısı yüksek olan bir malzemeden (genellikle Cu) yapılmış olan döner bir disk üzerine püskürtülür. Eriyik halindeki sıvı metal, dik olarak diskin dış yüzeyine çarpmasıyla ince, uzun metal şeritler üretilmektedir. MS tekniği kullanılarak genellikle ~10^4–10^7 K/s soğutma oranlarına erişilir. Bu metot kullanılarak, uygun oranlarda seçilen elementlerden kırılganlığı az, hafif ve taşınması kolay, enerji tasarrufu sağlayan ve ekonomik özelliklere sahip malzemelerin üretilmesi sağlanmaktadır.

Alaşımların mekanik özelliklerinin kapsamlı bir biçimde araştırılması alaşımların ihtiyaçlar doğrultusunda sanayi uygulamalarında kullanılması bakımından oldukça önemlidir. Ayrıca mikroyapı karakterizasyonu mekanik özelliklerin belirlenmesinde kritik öneme sahiptir ve mekanik özellikler mikroyapı karakteristiğiyle sıkı bir ilişki içerisindedir. Mikroyapı karakterizasyonu ve fazları belirlemede kullanılan analiz yöntemleri; alan etkili taramalı elektron mikroskobudur (FE-SEM), X ışınları difraksiyonu (XRD). Fazların erime karakteristiğini belirlemede kullanılan en yaygın yöntem ise diferansiyel termal analiz (DTA). Mekanik özellikler ise Vickers mikrosertlik testiyle belirlenmektedir. En iyi bilgilerimiz dâhilinde Ni-10Si-10Fe süperalaşımları ilk defa bu tez çalışması kapsamında hızlı katılaştırma yöntemi kullanarak 20, 40, 60 ve 80 m/s katılaştırma hızlarında üretilmiştir ve yine bu çalışmada ilk defa hızlı katılaştırılmış bu alaşımların mikroyapı ve mekanik özellikleri karakterize edilmiştir.

1.3 Literatür Özeti

Nikel esaslı süperalaşımlar üzerine yapılan çalışmalar 1940'larda dövme yöntemleri kullanılarak üretilen alaşımlar üzerine yapılmaktayken, 1950'lerin ortasında dövme yöntemleriyle üretilen süper alaşımların yerini eş eksenli döküm yöntemlerine bırakmıştır. Bu yıllarda kullanılan Ni esaslı süperalaşımlar tane yapılarından ötürü yüksek sıcaklık dayanımları sınırlı ve kullanım sıcaklıkları 1000°C' nin altında yer almaktaydı. Döküm teknolojisindeki gelişmeler ile yönlü katılaştırma ve tek kristal üretim yöntemleriyle süper alaşımların kullanım ömrü ve kullanım sıcaklıkları 1000 °C' nin üzerine çıkarılmıştır. Alaşımlardan beklenen oksidasyon direnci, sürtünme ömrü ve mikro yapısal kararlılık için kontrollü atmosferde döküm şartları oluşturulmuştur.

Nikel bazlı süperalaşımlar demir ve titanyum bazlı alaşımlara göre avantajları nedeniyle endüstride çok popülerdir. Nikel esaslı süperalaşımların ana güçleri ısıya dayanıklı olmasıdır. Nikel bazlı süperalaşımlar yüksek korozyon direncine sahip olmasının yanında termal yorgunluğa, termal şoka, sünme ve erozyona karşı direnci oldukça yüksektir (Wu 2007, Jawahir vd. 2009). Nikel bazlı alaşımlar arasında, endüstride en yaygın kullanılan ve özellikleri araştırılan alaşım grubu IN-718'dir ve bu IN-718 süperalaşımlarının yüzey yapısı, artık gerilme ve işlenebilirlik analizi üzerine pekçok çalışma yapılmıştır (Ezugwu **ve** Tang 1995, Jemielniak 2009). Bir başka Nikel bazlı süperalaşım grubu NiCr20TiAl olup bu alaşımların tornalama işlemleri sırasında alaşım üzerinde yüzey hasarları rapor edilmiştir (Ranganath vd. 2009). Diğer taraftan IN-100 ve In-738LC grubu Nikel esaslı süperalaşımlar diğer bir Ni esaslı alaşım grubu olup bu alaşımların üzerinde mekanik işlem esnasında beyaz tabaka oluşumu gözlemlenir. Bu beyaz tabaka da yüzey bütünlüğünü ve mekanik takım ömrünü olumsuz yönde etkilemektedir (Ranganath vd. 2009)Üzerinde en çok çalışılan diğer bir Ni esaslı alaşım grubu Nimonic 75 ve UDIMET 720LI olup bu iki alaşım grubu, sert dövme nikel bazlı bir sistemdir ve sünme, yorgunluk, oksidasyon , korozyon direnci bakımından türbin disk malzemesi olarak 600-750 ° C sıcaklık aralığında uzun süre 900 ° C'de ise kısa süre çalışabilir (Wright ve Chow 1982).

Ni esaslı süperalaşımların geliştirilmesinde mekanik özelliklerin en üst seviyeye çıkarılması oldukça önemlidir. Mekanik özellikler de malzemelerin yapısına bağlı olarak değişiklik göstermekte olup mekanik özelliklerde oksidasyon kritik bir öneme sahiptir. Ni-Si esaslı süper alaşımlar sahip olduğu intermetalik bileşikler ile çok iyi oksidasyon özeliklerine sahiptir (Gogebakan vd. 2003, Gonzalez vd. 2008). Ni3Si intermetalikler nispeten düşük yoğunluğa, yüksek sıcaklık mukavemetine ve oksidasyon direncine sahiptir (Huang ve Chang 1998, Kaufman vd. 2012). Ni3Si intermetalik fazı dinamik oksijen gevrekleşmesine duyarlı olduğundan, Ni-Si alaşımı ara sıcaklıklarda çok düşük süneklik gösterir ve Si miktarının artması alaşımın gevrekliğini arttırmaktadır (Huang ve Chang 1998).

Bu tez çalışmasında, en iyi bilgilerimiz dahilinde, ilk defa MS yöntemi kullanarak Ni-10Si-10Fe süperalaşımları şeritler halinde üretilecektir. Üretilen alaşımların fiziksel özellikleri; XRD (X ışını difraktometresi), FE-SEM (alan etkili elektron mikroskobu) ve EDX (Enerji Dağılımı Spektroskopisi), DTA (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ve Vickers mikrosertlik analizleriyle belirlenecektir. Yapılan literatür araştırmasında şimdiye kadar Ni-10Si-10Fe içeren hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilen ve bu alaşımların mekanik özelliklerini inceleyen herhangi bir çalışmaya rastlanmamıştır. Seçilen kompozisyonun bu tip alaşımları çalışacak diğer araştırmacılar ve bu alaşımları kullanacak sanayiciler bakımından oldukça yararlı olacağını düşünmekteyiz.

2. TEMEL BİLGİLER

Atomları ve molekülleri bir arada tutan aralarındaki bağ kuvvetleridir. Bağ kuvvetleri cismin mukavemetinin esasını oluşturur, elektriksel ve ısıl özellikleri belirler. Atomların katı madde içindeki düzenlenişi farklı olabilmektedir hatta aynı maddenin değişik durumlarında düzenlenişide farklı olabilmektedir. Eğer katı malzemelerdeki kusurlar ihmal edilirse, düzensiz durum, kısa mesafe düzeni ve uzun mesafe düzeni olmak üzere, atomlar üç farklı düzenlenme gösterirler (Turnbull 1950, Porter ve Easterling 1991).

Gazlarda olduğu gibi atomların hiçbir düzene sahip olmadan, uzayı tamamıyla rastgele bir şekilde doldurması, düzensiz duruma bir örnektir. Ayrıca amorf malzemelerdeki atomlar da rastgele bir dizilişe sahiptir. Eğer sadece en yakın komşu atomlar arasında özel bir düzenlenme varsa, bu durum kısa mesafe düzenine tekabül eder. Örneğin su buharındaki her bir su molekülü, hidrojen ve oksijen atomları arasındaki kovalent bağlardan dolayı, bir kısa mesafe düzenine sahiptir. Ancak bu su molekülleri aralarında herhangi bir özel düzenlenmeye sahip olmadan uzayı tümüyle rastgele bir şekilde doldururlar ve bu da düzensiz duruma örnektir. Uzun mesafe düzeni ise bir katı içerisinde çok uzak mesafeler boyunca, tekrarlanabilen bir tarzda atomların düzenlenmesidir. Metaller, yarı iletkenler, birçok seramikler ve hatta bazı polimerler, tüm malzeme boyunca üç boyutta özel bir atomik düzenlenmenin hakim olduğu, bir uzun mesafe düzeni gösterirler ve kristal yapılı malzemeler olarak adlandırılırlar (Volmer ve Weber 1926, Flemings 1976).

2.1 Katılaştırma

Katılaştırma, sıvıdan katıya bir faz dönüşümü olayıdır. Katılaştırma olayında katılaştırılan malzemenin bileşimi, sıcaklık gradyenti ve katılaştırma hızı kontrol edilebilmektedir. Katılaştırmanın bu temel parametreleri arasında çeşitli düzenlemeler

yapılarak malzemelerin sınır şartları değiştirilebilmektedir (Turnbull ve Fisher 1949, Miyazawa ve Pound 1974).

Metal döküm yöntemlerinin hemen hemen tümünde, eriyikten katılaştırma esas basamaktır. Daha kullanışlı formlara getirilmek üzere üretilen sürekli tel veya ingotlar, ayrıca direkt olarak da kullanılabilecek şekillendirilmiş dökümlerin imali, bu yöntemlerin başlıcaları sayılabilir. Bütün bu yöntemlerde katılaştırma, eriyiğin denge sıcaklığının hemen altında başlar ve sistemdeki erime gizli ısısı çevresi vasıtasıyla kaybedilerek, alaşımın en düşük serbest enerjili durumu olan kristal haline geçene kadar devam eder. Katılaşma sırasında atomik düzenlenme, kısa mesafe düzeninden uzun mesafe düzenine, yani kristal yapıya dönüşür. Katılaştırma, çekirdeklenme ve büyüme gibi iki basamak gerektirir. Sıvı durumundan katılaşmaya bırakılan metaller veya alaşımlarda, eriyiği oluşturan bileşenlere ve bileşenlerin oranlarına göre değişen donma sıcaklığının altına inildiğinde ilk katı çekirdekleri oluşmaya başlar. Büyüme ise bu katı çekirdeklerin etrafında belli bir düzene göre atomların yerleşmesi ile oluşur. Büyümenin doğası, katılaştırma sırasında ısının sıvı-katı sisteminden nasıl salındığına bağlıdır. Bunlar, eriyiğin donma sıcaklığına soğutulurken salınan özgül ısı ve düzensiz sıvı yapıdan daha kararlı kristal yapıya dönüşürken yayılan enerjiyi temsil eden erime gizli ısısıdır. Oluşan katı çekirdeğin büyümesi ve dolayısıyla sonuç mikroyapı, soğuma oranı veya ısının çevresi vasıtasıyla alınması oranına bağlıdır (Gündüz 1984, Maraşlı ve Hunt 1998).

Metaller özellikle saf olanları, katı halde daha çok kristal yapıda bulunduklarından kristalleşme hiç de güç ve zaman alıcı değildir. Sıvıda dağınık olarak bulunan atomlar, sıcaklığın düşmesi ile en düşük enerji seviyesine denk gelen konfigürasyonlardaki yerlerini süratle alırlar. Bu olayı etkileyen faktörlerin başında sıcaklık gelir. Sıcaklık erime noktasının altına düştükçe yani aşırı soğuma arttıkça, kristal kafesi örecek çekirdeklerin oluşumu hızlanır (Turnbull 1950, Flemings 1976). Sıcaklık düştükçe, aşırı soğumuş sıvının viskozitesi arttığından, atom hareketleri önemli ölçüde kısıtlanır. Özellikle hızlı katılaştırma teknikleriyle üretilen metal veya metal alaşımları normal katılaştırma sıcaklıklarında katılaşmaksızın, alaşımın dengeli durum faz diyagramındaki katılaşma sıcaklıklarının genellikle altındaki sıcaklıklarda (yüksek aşırı soğuma)

katılaşabilmektedir (Turnbull 1952, Flemings 1976). Katılaştırma olayını iki başlık altında inceleyebiliriz.

2.1.1 Normal katılaştırma

Gerçek kristaller, düşük sıcaklıktaki katıların en düşük serbest enerji durumundaki halidir. O halde alaşımlar da kristal yapıya sahipken, en düşük serbest enerji halindedirler. Alaşımların eritilerek normal katılaştırılması işleminde, eritilen alaşım bir pota içerisinde katılaşmaya bırakılır. Alaşımlarda katılaştırmanın tamamlanabilmesi için malzemenin büyüklüğüne bağlı olarak bir kaç dakikadan bir iki güne kadar süre gereklidir. Alaşım eritilirken, alaşıma verilmiş olan ısı, pota vasıtasıyla kaybedilecek ve alaşım kristal hale geçecektir. Diğer bir deyişle alaşımın atomları en düşük enerji seviyelerine geçecektir. Normal katılaştırmada alaşımlar belli bir T_e (erime sıcaklığı) yerine daha düşük bir sıcaklık aralığında katılaşacaktır. Katılaştırma sırasında sıvı-katı ara yüzey direnci ve yüksek sıcaklığın bulunmaması durumunda katı kabuk meydana gelir (Turnbull 1950b, Flemings 1976).

Normal katılaştırma ile hızlı katılaştırma terimleri arasındaki temel fark, eriyikten ısının alınma hızı veya soğuma hızları arasındaki farklılıktan kaynaklanmaktadır. Kuma veya bir kalıba döküm gibi geleneksel katılaştırma yöntemlerinde, eriyiğin kendi haline bırakılarak katılaşması beklenir. Bu tür yöntemlerde, soğuma hızı 10 K/s civarlarındadır. Geleneksel yöntemler ile katılaşmanın tamamlanması, alaşımın bileşimine ve malzemenin büyüklüğüne bağlı olarak birkaç dakikadan bir iki güne kadar devam edebilir (Yegneswaran vd.1987).

<u>Kuma döküm</u>

En basit ve popüler döküm tekniği olup yüzyıllardır kullanılmaktadır (Şekil 2.1). Ayrıca, alüminyum alaşımlarının döküm yöntemleri içinde de en yaygın olarak kullanılanıdır. Kum kalıba döküm genellikle az sayıdaki döküm parçalarının, karmaşık

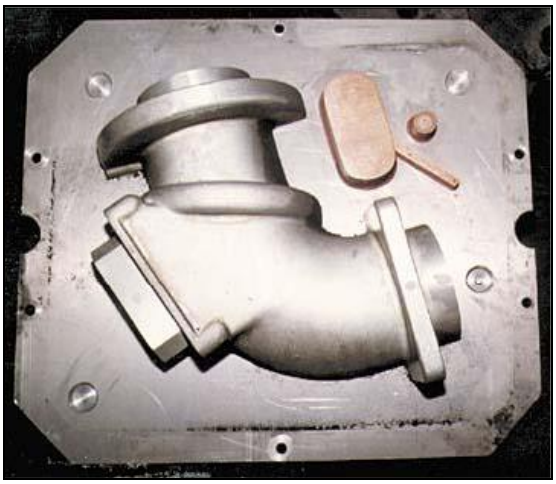
maçaları olan parçaların, büyük boyuttaki parçaların ve yapı elemanlarının dökümünde kullanılır (Kınıkoğlu 2001). Bu teknikle üretilen ürünlerin kalitesi metal-kalıp arasında meydana gelebilecek reaksiyonları önlemeye bağlıdır. Bunun için kum karışımına olası kimyasal reaksiyonları önleyen çeşitli elementler katılır.



Şekil 2.1 Kum kalıba döküm tekniğiyle üretilen parçalar (Kınıkoğlu 2001)

Metal kalıba döküm tekniği

Bu teknikte, erimiş alaşım, metal bir kalıba yerçekimi, düşük basınç veya merkezkaç kuvvet etkisiyle doldurulur (Şekil 2.2). Aynı alaşımın metal kalıba dökümünde, kum kalıba göre daha hızlı soğumanın etkisiyle daha ince bir tane yapısı ve daha yüksek mekanik mukavemet elde edilir. Metal kalıba dökülen parçalarda, kum kalıba dökülenlere göre büzülme ve gaz gözenekliği daha azdır (Kınıkoğlu 2001).Buna karşılık metal kalıplarda boyut sınırlaması vardır ve karmaşık parçaların bu yöntemle dökülmesi güç, hatta bazen imkânsızdır.



Şekil 2.2 Parça üretiminde kullanılan kalıcı metal kalıp örneği

2.1.2 Hızlı katılaştırma

Eriyiğin hızlı soğutulması ise iyi termal iletkenliğe sahip soğutulmuş bir yüzeye, eriyikten hızlıca ısı transfer edilmesi esasına dayanır. Bu ise katılaştırılacak sıvı metal hacim elemanının en az bir boyutunun küçük (<150 μm) seçilmesi gerektiğine işaret etmektedir. Pratikte bu şartlar, sıvı metalin dar bir nozülden, ya akış kararlılığı korunarak ince bir film halinde (şerit döküm teknikleri), ya da kararlılık bozularak damlacık veya yassı parçacıklar halinde (atomizasyon teknikleri), ısıl iletkenliği yüksek soğutulmuş bir yüzey üzerinde katılaştırılması ile sağlanır (Zhang ve Atrens 1981, Mehrabian 1982).

Alaşımların hızlı katılaştırılmasında pek çok metot olmasına rağmen bu metotların temel çalışma prensipleri, alaşımın eriyik halden çok kısa bir zaman aralığında soğutularak katılaştırılması işlemine dayanmaktadır. Bu işlemlerde eriyik 10^6 K/s'lik bir hızla aniden sıvı halden katı hale geçer. Duwez (Yamanoğlu vd. 2013) ve arkadaşları tarafından çalışılan modern anlamdaki ilk hızlı katılaştırma çalışmaları, sıcaklığın tam olarak tespit edilememesi ve sistemde gizli erime ısısının bulunamaması sebebiyle çok zor olmuştur. Hızlı katılaştırmada dentritik katılaşan alaşımların mikroyapısı, soğuma hızının bir fonksiyonudur. Hızlı katılaştırma çalışmalarında genellikle ısı akışının hesaplanması temel olarak incelenmiştir (Zhang ve Atrens 1981). Aşırı soğuma parametreleri kontrol

edilerek, yapı için yarı kararlı durumlar oluşturulabilir. Çünkü soğuma hızı (oranı) yapının yerleşim planını bozmaktadır. Yani, malzeme gerekli yerleşimi tamamlamadan katılaşma sağlandığı için kararlı yapıya ulaşamamaktadır. Örneğin gaz atomizasyonunda soğutma hızı 10^2-10^5 K/s iken, splat (çarpma) metodunda 10^5 -10^8 K/s civarındadır (Beck ve Güntherodt 1981, Bozbıyık ve Eruslu 1988). Alüminyum alaşımlarında ise 10^2-10^6 K/s'lik katılaşma hızları elde edilir (Yamanoğlu vd. 2013). Alüminyum alaşımlarının hızlı katılaşması ile mekanik özelliklerine iyi derecede etki eden tane boyutunda küçülme, genişlemiş eriyen element çözünürlüğü, intermetalik tanecik boyutunda küçülme ve kimyasal homojenlikte artış sağlar (Turnbull 1950a).

Bununla birlikte, hızlı katılaştırma sadece hızlı soğutma teknikleri ile sınırlandırılamaz. Eğer bir eriyik, dengeli durumdaki katılaşma sıcaklığının altına aşırı soğutulursa, onun aşırı soğuması ile orantılı olarak Gibbs serbest enerji farkından dolayı kristalizasyon için büyük bir sürücü kuvvet oluşur. Bu durumda, bir eriyik yavaş soğutulsa bile hızlı katılaştırılmış gibi düşünülür. Yüksek aşırı soğuma ile elde edilmiş katılaşma hızları, hızlı soğutma durumunda elde edilmiş katılaşma hızları civarında ya da ondan daha büyüktür (Herlach 1994).

2.2 Hızlı Katılaştırmanın Etkileri

Metalik eriyiklerin hızlı katılaştırılmaları sırasında ortaya çıkan yeni özellikler, sistemden sisteme değişmekle birlikte genel olarak beş ana başlık altında toplanabilir. Bu özellikler,

1) Tane boyutunun küçülmesi,
2) Kimyasal homojenliğin artışı,
3) Katı eriyik limitlerinin aşılması,
4) Yarıkararlı kristal fazların oluşumu,
5) Metalik camların oluşumu şeklinde sıralanabilir (Koch 1988).

Katılaşma hızının artması sonucu tane boyutları önemli ölçüde düşer. Belli alaşım sistemleri için tane boyutunun 0,01 μm'a kadar düştüğü görülmüştür (Koch 1988). Ancak hızlı katılaştırma çalışmalarında tane boyutu genel olarak 1-10μm arasındadır. Bu tane boyutları 10^4-10^6 K/s soğuma oranlarında elde edilir. Alaşımların yüksek sıcaklıklarda ısıl işleme maruz bırakılmaları halinde taneler büyümekle beraber, aynı bileşimli ingot karşıtlarından daha küçük boyutludurlar.

Kimyasal homojenliğin artışı aynı zamanda mikroyapıyla da ilişkilidir. Geleneksel dökümlerde tespit edilen süreksiz mikroyapı kimyasal homojenliği bozar. Hızlı katılaştırma sonucunda gelişen dendritik veya hücresel yapı daha sürekli ve homojen olduğundan, kimyasal homojenlik de artar. Tam bir kimyasal homojenlik ise amorf olma durumunda elde edilir.

Birçok alaşım sistemi dengeli durumda sınırlı katı çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaştırma teknikleriyle bu katı çözünürlük limitleri aşılabilir. Katı çözünürlüğün artışı aynı zamanda kimyasal homojenliği de beraberinde getirir. Katı çözünürlük artışının en çarpıcı örnekleri Al esaslı alaşımlarda görülür. Örneğin silisyumun alüminyum içindeki dengeli katı çözünürlüğü oda sıcaklığında atomik olarak % 0,05 civarında iken hızlı katılaştırma çalışmaları sonucunda bu oran % 10-16 arasında değişmektedir (Massalski vd. 1986, Bozbıyık ve Eruslu 1988).

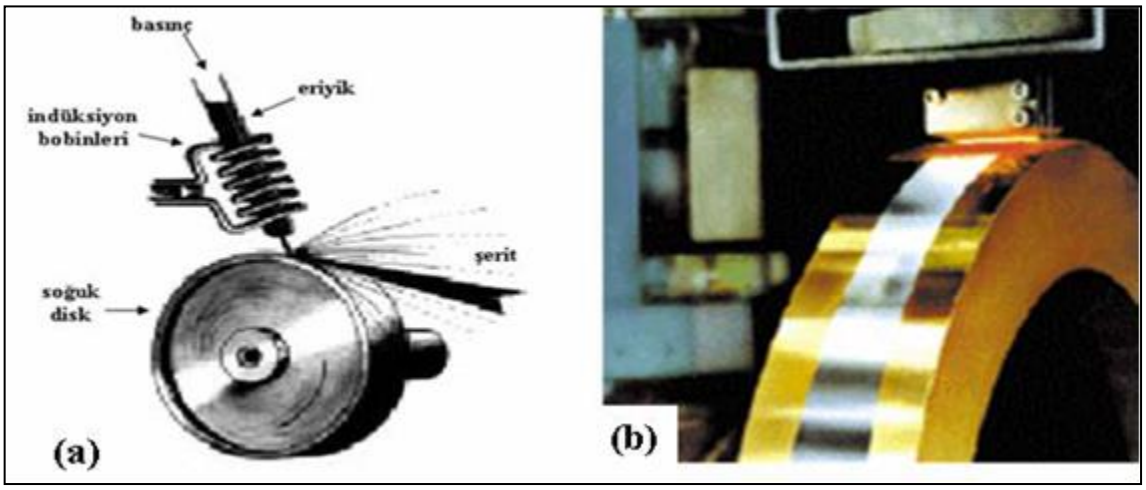
Sıvı metalin kristal ya da amorf yapılardan hangisini seçeceğini belirleyen aşama, sıvıdan katıya dönüşümün olduğu aşamadır. Kristallenmenin önlenebilmesi için ısının sıvıdan süratle alınması gerekir. Eğer eriyik çekirdekleşme olmaksızın amorf geçiş sıcaklığına kadar aşırı soğutulabilirse, amorf yapı elde edilir. Yarıkararlı kristal fazlar ise eriyiğin amorf geçiş sıcaklığına kadar aşırı soğutulamadığı durumlarda ortaya çıkar. Bu durumda oluşan yapı kristal olmasına rağmen yarıkararlıdır. Yarıkararlı kristal fazlar daha çok katı çözünürlüğün arttırılması ile eşleştirilir (Bozbıyık ve Eruslu 1988).

2.3 Hızlı Katılaştırma Teknikleri

Metalik alaşımların modern anlamda hızlı katılaştırılması ilk olarak Duwez tarafından geliştirilen tabanca tekniği kullanılarak yapılmıştır. Bu ilk çalışmadan günümüze kadar pek çok teknik geliştirilmiştir. Bu tekniklerin geliştirilmesindeki amaç elde edilen ürünün özelliğinden kaynaklanmaktadır. Hızlı katılaştırma tekniklerinin hepsinin temel mantığı aynıdır. Sıvı haldeki eriyiği aniden soğutma işlemidir. Hızlı katılaştırma teknikleri üç ana kısımdan oluşmaktadır. İlk kısmı maddeyi eriyik haline getirmektir. İkinci kısmında oluşan eriyiği soğutma işlemidir. Üçüncüsü ise elde edilen ürünlerin teknolojiye uygulanmasıdır. Elde edilen ürünlerin geometrik yapısı, üretim tekniği ve üretim şartlarına bağlı olarak; küresel, sürekli veya süreksiz silindirik tel şerit ya da tabaka olabilir (Massalski vd. 1986).

2.3.1 Melt-spinning (MS) tekniği

Şekil 2.3' de MS tekniği görülmektedir. Bu teknikte eritilmiş sıvı metal, bir potanın deliğinden asal gaz basıncı ile ısı iletim katsayısı yüksek olan bir malzemeden (genellikle Cu) yapılmış olan döner bir disk üzerine püskürtülür. Eriyik halindeki sıvı metal, dik olarak diskin dış yüzeyine çarpmasıyla ince, uzun metal şeritler üretilmektedir. MS tekniği kullanılarak genellikle ~10^4–10^7 K/s soğutma oranlarına erişilir. Tipik olarak üretilen şeritlerin kalınlığı, 20–60μm arasındadır. Bu teknikle üretilen şeritlerin yapısına ve geometrisine etki eden parametreler; uygulanan basınç, pota deliğinin genişliği, döner diskin hızıdır.

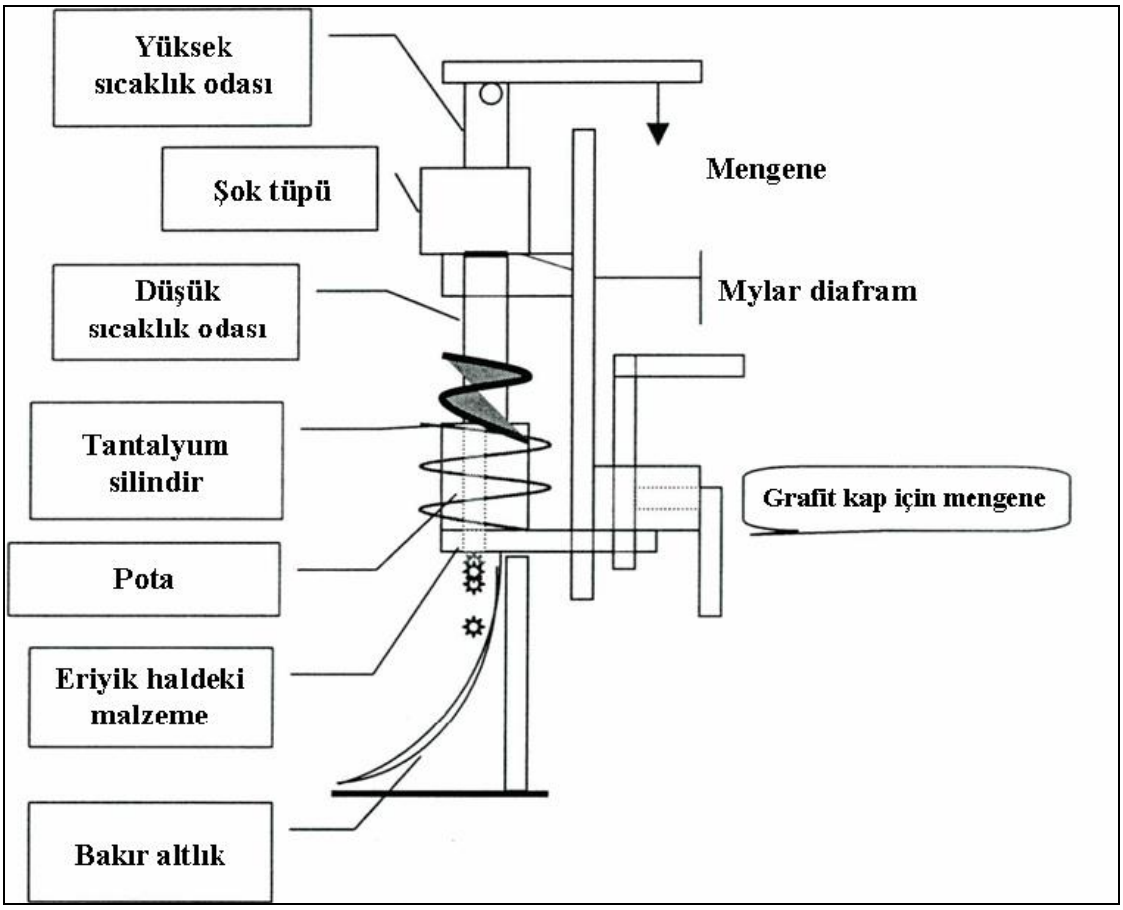


Şekil 2.3 (a) MS cihazı (b) Şerit üretilme esnasındaki görüntü

MS tekniğinde soğutma oranı; disk hızının arttırılmasıyla, atmosfer gazının değiştirilmesiyle, eriyik sıcaklığının düşürülmesiyle veya püskürme basıncının yükseltilmesiyle arttırılabilir. Daha yüksek bir soğutma oranı daha ince şeritler ve daha iyi mikroyapı üretebilmektedir (Tkach vd. 2002). MS tekniği daha çok laboratuar çalışmalarında kullanılmaktadır.

2.3.2 Tabanca tekniği

Bu teknik, ilk defa Duwez ve arkadaşları tarafından 1959 yılında, amorf alaşım üretimi için geliştirildi. Bu teknik Şekil 2.4'de görüldüğü gibi tabanca mekanizmasına benzediği için tabanca tekniği adı verilmiştir. Diğer tekniklerde soğutma yüzeyinde farklı materyaller kullanılırken, bu teknikte sabit olan ve daire şeklinde bir bakır disk kullanılmaktadır. Yine alaşımlar fırın içinde eritilir ve eriyik haldeki alaşıma şok basınç uygulanır. Uygulanan bu şok basınç eriyiği yaklaşık 1 μm çapında çok küçük damlacıklara ayırır. Bu şekilde hedefe çarptırılan damlacıklar, hedeften biraz öteye fırlatılır ve ani soğumayla katı hale geçerler.

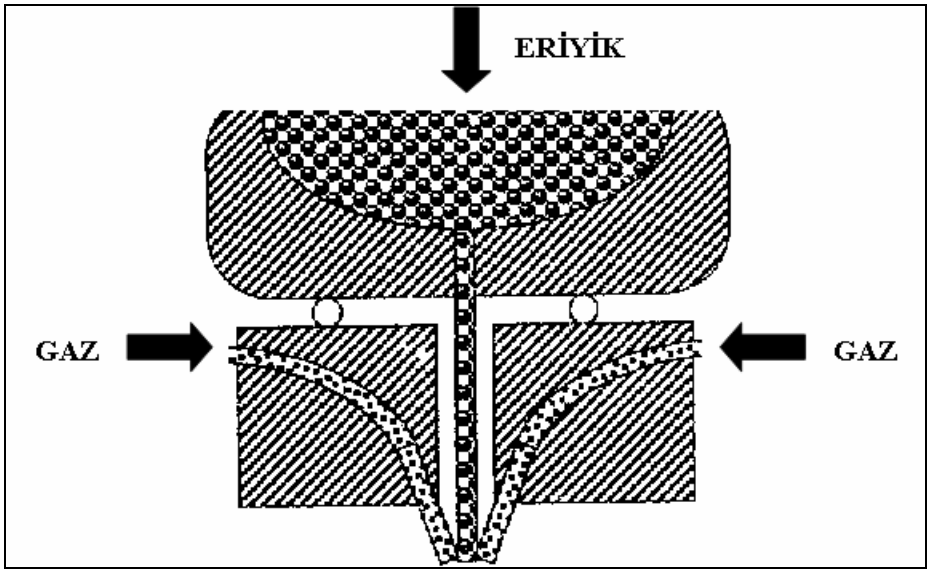


Şekil 2.4 Duwez tarafından geliştirilen tabanca tekniğinin şematik görünümü (Liu 2000)

2.3.3 Püskürtme (Spray) tekniği

Bu teknikte eriyik alaşımların katılaştırılması genellikle doğrudan döndürme veya basınçlı gaz, buhar, su ya da başka bir akışkanın yüksek hızla püskürtülmesi sonucu doğrudan çarpma ile yapılmıştır. Bunlar kendi aralarında yapılarına göre üç ana kısımda incelenebilir. Bunların ilki, vakum altındaki eriyik üzerine doymuş gazın yüksek basınç ile püskürtülmesidir. İkincisi, gazın çok hızlı bir şekilde eriyik üzerine püskürtülmesi ve eriyikte şok etkisi yaparak ince parçacıklar ortaya çıkarma işlemidir. Üçüncüsünde ise, çift pistonla düzenli eriyik akışı ince tabakalar haline dönüştürülür. Oluşan damlacıklar gaz soğutmasının bir sonucu olarak serbest düşme sırasında ani bir soğuma ile katılaşırlar (Herlach 1994).

Eriyik atomizasyon metotlarından en etkilisi ise püskürtme metodudur. Bu metotta, en düşük soğutma oranı 10^2 K/s'dir. Boşaltma ağızlığında veya daha öncesinde eriyik ve soğutma akışkanı çarpıştırılır, böylece eriyik katılaştırılır. Fakat bu metot, çabuk katılaşan ve bu nedenle de boşaltma ağızlığında tıkanmalara sebep olan metaller için pratik değildir. Su veya buhar püskürtmeleri sadece, meydana gelen oksidinin temizlenebildiği metaller için uygundur (Jones 1982). Ağızlıktaki katılaşmayı engellemek için şematik olarak Şekil 2.5' de gösterildiği gibi, çarpıştırma işlemi serbest düşme noktasından biraz uzakta gerçekleştirilir (Jones 1982).



Şekil 2.5 Püskürtme (spray) tekniğinin şematik görünümü

2.3.4 Kaynak (Weld) tekniği

Kaynak tekniği, hızlı katılaştırma ile alaşım üretmede kullanılan en yeni tekniklerden birisidir. Bu teknikte, alaşım yüzeyi eritilerek hızlı katılaşması sağlanır. Böylece, lazer veya elektron demetleri kullanılarak hızlı katılaştırılması istenen alaşımın yüzeyinden çok ince bir tabaka eritilir. Eritme işleminden hemen sonra, lazer veya elektron demeti ya da malzeme çok hızlı bir şekilde hareket ettirilerek alaşımın hızlı katılaştırılması sağlanır. Sistemin teknolojik bakımdan pahalı olması ve belli sayıdaki alaşım sistemleri için uygulanabilir olması yüzünden çok yaygın bir kullanım alanı yoktur (Jones 1982).

3. DENEYSEL SİSTEMLER VE DENEYLERİN YAPILIŞI

Bu çalışmada, Ni–10Si-10Fe alaşımlarının hazırlanmasında indiksiyon esaslı Melt-Spinnig sistemi kullanılmıştır. Alaşım öncelikle ingot olarak daha sonra Melt-Spinnig sistemi kullanılarak üretilmiştir. Çankırı Karatekin Üniversitesi Fizik bölümü araştırma laboratuarında kurduğumuz 1700 °C sıcaklığa çıkabilen Melt-Spinnig sisteminde dökümler gerçekleştirilmiştir. Bu bölümde deneylerde kullanılan sistem tanıtılacak ve temel özellikleri hakkında bilgiler verilerek deneylerin nasıl yapıldığı açıklanacaktır.

3.1 Deneysel Sistemler

Bu tez çalışmasında; eritme işlemi ingot ve şeritler için hızlı katılaştırma sistemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu kesimde, tez çalışmasının gerçekleşmesinde kullanılan deneysel sistem hakkında bilgi verilecektir.

3.1.1 Hızlı katılaştırma sistemi

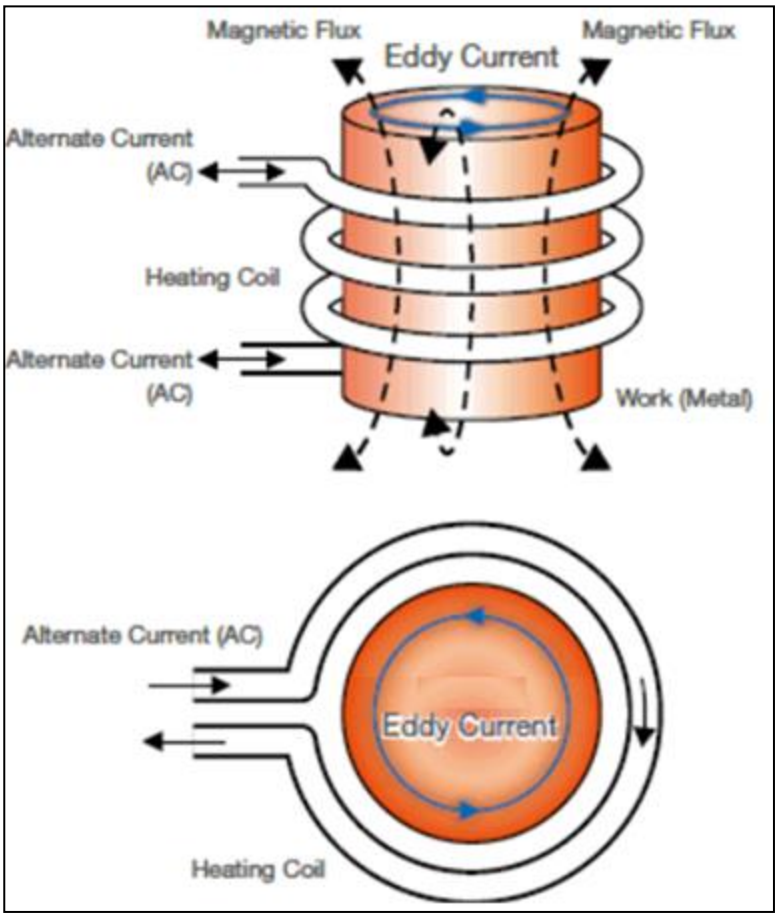


Şekil 3.1 Ereyik eğirme (Melt-spinning) sistemi



Şekil 3.1 Ereyik eğirme (Melt-spinning) sistemi (devam)

Hızlı katılaştırma sistemimiz indüksiyonla ısıtma prensibi yöntemini kullanarak eritme işlemi yapmakta olup indüksiyonla ısıtma, iletken malzemelerin elektriksel özdirenç özelliği yardımıyla ısıtılması için elektriksel manyetik alan kullanan bir yöntemdir. Elektriksel manyetik alanının kaynağı, bobin içinde akan ve iş parçası geometrisine göre boyutlandırılan ve yerleştirilen elektrik akımıdır. Bu manyetik alana karşı, girdap akımları kendi içindeki iletken malzeme tarafından oluşturulur. Bu girdap akımları ve malzemenin elektriksel direnci Joule yasasına göre malzemenin içinde ısı oluşturur (William vd. 2001). Yöntemin en ilginç yanı, ısıtmanın temassız gerçekleşmesi ve bu şekilde yerel ve hassas ısıtmanın uygulanabilmesidir. İndüksiyonla ısıtma ile oluşturulan ısı miktarı, sağlanan güç, indüksiyonla ısıtma süresi, iş parçası geometrisi, malzeme özellikleri, bobinde iş parçası konumu, bobin yapısı geometrisi, bobinde dönüş sayısı ve aynı zamanda indüksiyon gücü gibi çeşitli bağımsız parametrelere bağlıdır. Şekil 3.2 indüksiyonla ısıtmanın şematik görünüşünü göstermektedir.



Şekil 3.2 İndüksiyonla ısıtma mekanizmasının şematik görünümü

İndüksiyon ısıtma mekanizması manyetik alan teorisi ve elektrik enerjisinin ısıtma enerjisine dönüşümü ile büyük ölçüde ilişkilidir. İngiliz fizikçi Michael Faraday (1831) ilk önce manyetik alanı ve elektro-hareket kuvvetini (emf) keşfetti. Faraday Yasası, zaman içinde değişen bir manyetik alanın manyetik alanla orantılı bir elektro-itici kuvvet ürettiğini belirtmektedir (William vd. 2001). İndükleme ısıtması için indüksiyon bobinine uygulanan alternatif bir akımın bobin etrafında oluşan manyetik alanın azalmasına (solmasına) neden olacağı anlamına gelir. Lenz (1833), endüktif akımın indüksiyon mıknatıs hareketindeki değişiklik yönünün tersine aktığını belirtmiştir. Ayrıca 1851'de başka bir fizikçi Leon Foucault, bir iletkenle kesişen hareketli bir manyetik alanın neden olduğu girdap akımını (Foucault akımı olarak da bilinir) keşfetti, bağıl hareket iletken içinde dolaşan bir elektron akışına veya akıma neden olduğunu ifade etmiştir (William vd. 2001). Bu dolaşımdaki girdap akımları, dış manyetik alandaki değişikliğe karşı çıkan manyetik alanlı elektromıknatıslar oluşturur. Şekil 3.2,

bobin akımının ve indüklenen girdap akımının zıt yönünü göstermektedir. Manyetik alan ne kadar güçlü olursa veya iletkenin elektrik iletkenliği ne kadar fazlaysa, gelişen akımlar o kadar büyük olur ve karşıt kuvvet o kadar büyük olur. Başka bir deyişle, bobinlere karşı manyetik alan iş parçası kendi içine girdap akımı sokarak kendi manyetik alanını oluşturur. Bu girdap akımları, Joule yasasına göre malzemenin elektriksel direnci ile elektrik enerjisini ısıtma enerjisine dönüştürür. Joule'ün ısıtma yasası (1840) içinden geçen elektrik akımının bir sonucu olarak iletken sıcaklığının artması olarak ifade edilmekte olup aşağıdaki gibi yazılabilir (William vd. 2001).

$$Q=I^2.R.t \tag{3.1}$$

Q sabit bir akım tarafından üretilen ısıdır, I akım, R ise dirençtir.

Isıtılan iş parçasının malzeme özellikleri, ısıtma modelini ve oluşturulan ısı miktarını belirler. Manyetik malzemelerin ısıtılması manyetik olmayanlardan daha kolaydır. Manyetik malzemelerde, indüksiyonla ısıtma iki ısı üretme moduna sahiptir: birincisi, ısının ana kaynağı manyetik olmayan malzemelerle aynı olan rezistif ısı üretimi ve diğeri ısıtmanın histerezis etkisidir (Kawaguchi ve Enokizono 2005). Histerizis etkisi, manyetik malzemelerin hızla değişen manyetik alana tepkisinden kaynaklanır. Bu malzemeler doğal olarak indüksiyon bobini içindeki hızla değişen manyetik alanlara direnir, bu nedenle sonuçtaki sürtünme, girdap akımı ısıtmasına ek olarak kendi ek ısısını üretir. Histerezis ısıtmanın katkısı, sıcak dövme işleminde kütük ısıtması gibi çoğu uygulamada girdap akım ısıtmasının % 7' sini aşmamaktadır (Rudnev vd. 2003). Ardından, gerekli ısıtma gücünün hesaplanması sırasında ihmal edilir. İndüksiyonla ısıtma, malzemenin özellikleriyle ve çalışma koşullarına bağlıdır. Ana malzeme özellikleri, metalin elektriksel direnci ve bağıl manyetik geçirgenliğidir. Elektrik özdirenç, elektrik akımının malzemeden ne kadar zor iletildiğini gösteren ve malzemeden malzemeye değişen bir paramatredir (Kawaguchi ve Enokizono 2005). Elektriksel direnç sıcaklığa bağlı bir özelliktir ve metallerde artan sıcaklıkla birlikte artar. Manyetik geçirgenlik, uygulanan manyetik akının malzemede ne kadar mıknatıslanma gerçekleştireceğinin bir ölçüsüdür (Rudnev vd. 2003). Manyetik akı yoğunluğu ve sıcaklık, bağıl manyetik geçirgenliği etkileyen ana faktörlerdir.

Malzemeler mıknatıslanma yeteneklerine göre üç gruba ayrılır: ferromanyetik, diyamanyetik ve paramanyetik (Kawaguchi ve Enokizono 2005). Ferromanyetik malzemeler, yüksek geçirgenlik değerlerine sahiptir ve indüklenen manyetik alana daha iyi yanıt verir, ancak ferromanyetik malzeme, curie sıcaklığı olarak adlandırılan sıcaklıkta manyetik olmayan malzeme haline gelir. İndüksiyon ısıtma sistemleri alternatif akımla çalışır, iş parçası içerisindeki indüklenen akım, dış yüzeyde penetrasyon kalınlığı (derinlik) adı verilen bir kalınlıkla ifade edilir. Bu etki, yüzey etkisi olarak da adlandırılır. Isı üretimi bu kalınlığa bağlı penetrasyon kısmında gerçekleşir, bu nedenle malzeme yüzeyden (deri) çekirdeğe doğru ısıtılır. Giriş (penetrasyon) derinliği elektriksel direnç, göreceli manyetik geçirgenlik ve işlem faktörü frekansı ile orantılıdır. Penetrasyon derinliğine bağlı olarak frekansın değiştirilmesi, ısı üretim derinliğinin belirli bir malzeme için değişmesine neden olur. İnce malzemeler için yüksek frekanslar (yani 10.000 Hz - 1000 Hz) kullanılırken, biraz daha kalın malzemeler için düşük frekanslar (yani 1000 Hz -50 Hz) kullanılmaktadır. Geleneksel döküm yöntemiyle Ni–10Si-10Fe alaşımları üretilmiş daha sonra hızlı katılaştırma sistemiyle farklı katılaştırma hızlarında alaşımlar üretilmiştir.

Geleneksel döküm yöntemiyle üretilen Ni–10Si-10Fe alaşımları üniversitemizde kurmuş olduğumuz ve 1700 °C sıcaklığa çıkabilen Melt-Spinning sisteminde hızlı katılaştırılmış olarak üretilecektir. Sistemde pota olarak bir ucu açık kuartz cam pota kullanılmaktadır. Fırın sıcaklığı yaklaşık 1700 °C ye ayarlanıp 10–15 g' lık parçalara ayrılmış geleneksel döküm alaşımlar, Melt-Spinning yöntemiyle, oksitlenmeyi engellemek amacıyla, tamamen inert gaz ortamında yeniden eritilecektir. Daha sonra fırın dikey doğrultuda hareket ettirilerek soğutucu yüzey olarak kullanılan bakır disk üzerine getirilecektir. Argon gazı açılarak, 80 kg/cm^2 ' lik bir basınçla eriyik haldeki alaşım 1 mm çaplı delikten hızla dönen diskin üzerine püskürtülecektir. Farklı katılaştırma hızlarında hızlı katılaştırılmış Melt-Spinn alaşım şeritleri üretilecektir. Üretilen Melt-Spinn şeritleri disk ve hava yüzeyi olacak şekilde incelenecektir.

Kendi imkânlarımızla hazırladığımız kalıp kutularına geleneksel katılaştırılmış numuneler enine ve boyuna kesitleri incelenecek şekilde, Melt-Spinn yöntemiyle hazırlanmış şeritler disk ve hava yüzeyi olmak üzere iki farklı şekilde yerleştirilecektir.

Kalıplara yerleştirilen numuneler 15/2 oranında Epox resin ve hardener kullanılarak kalıplanacaktır. Daha sonra parlatma cihazı kullanmak suretiyle zımparalama ve parlatma işlemleri gerçekleştirilecektir. Numuneler mikroyapı ve tane sınırlarını açığa çıkarmak için uygun kimyasallarla dağlanacaktır. Bu işlemler yoluyla ortaya çıkarılan mikroyapılar vasıtasıyla; geleneksel döküm ve hızlı katılaştırılmış alaşımların faz yapıları detaylı bir biçimde tespit edilebilecektir.

3.2 Hızlı Katılaştırılmış Şerit Üretimi İçin Bir Deneyin Yapılışı

3.2.1 Numune kalıbının hazırlanması

Şekil 3.3'de fotoğrafı görülen pota, döküm kalıbı ve kalıp ağzı gibi malzemelerin yapımı için incelenecek olan alaşımların dökümünün yapılabilmesi amacıyla yüksek sıcaklığa dayanıklı özel kuartz kalıplar kullanıldı. Numune kalıbı 40 mm çapındaki kuartz çubukların tornada işlenmesi ile yapıldı. Numune kalıbı olarak kuartz kullanmamızın sebebi ise elektrisel iletkenliğinin çok düşük olmasıdır.



Şekil 3.3 Kuartzdan yapılmış pota

Silindirik kuartz borunun iç çapı 38 mm, dış çapı 40 mm ve boyu 400 mm olacak şekilde yapılmıştır.

3.2.2 Alaşımın hazırlanması

Çalışmamızda ağırlıkça Ni–10Si-10Fe alaşımları 0.1 mg' a duyarlı AND GX-600 tipi hassas terazi ile tartıldı. Elektronik terazide toplam ağırlığı 50 gr olacak şekilde numuneler aşağıdaki oranlarda alındı.

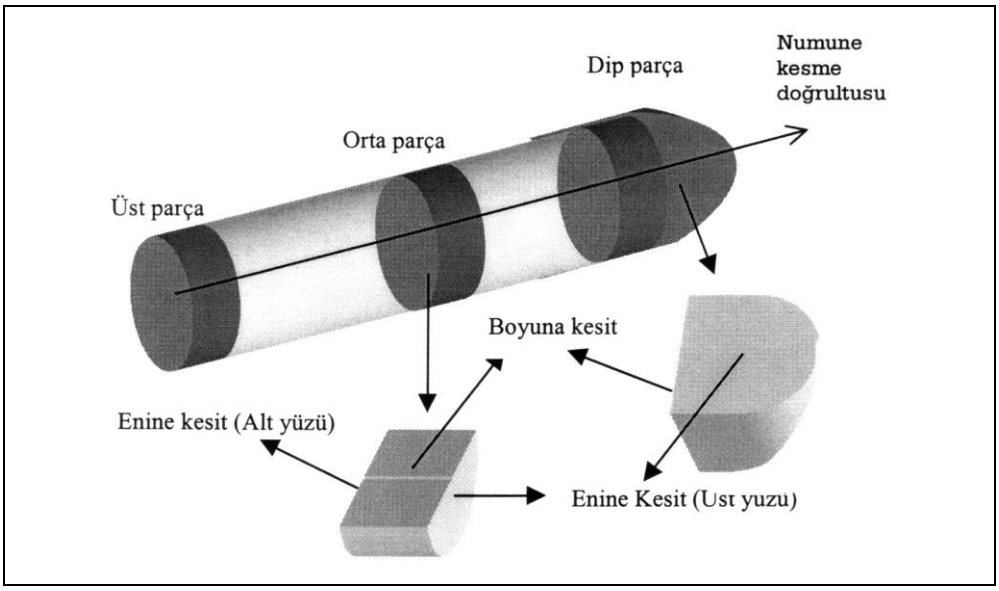
Ni (%99.99 saflıkta) : 44gr
Si (%99.99 saflıkta) : 3 gr
Fe (%99.99 saflıkta) : 3 gr.

Deney sisteminin hazırlanmasında ayrıntılı olarak anlatılan vakumlu eritme fırını, 1700°C'ye ayarlandıktan sonra ısıtılmaya bırakıldı. Alaşımda kullanılan malzemeler grafit pota içerisine en altta Ni onun üzerinde Si ve Fe olacak şekilde yerleştirildi. Sıcaklık istenilen değere geldiğinde vakum kapağı açılarak pota içerisindeki Ni eriyiği grafit karıştırma çubuğu ile karıştırıldı.

Bu işlemler sırasında 30 dakika ara ile fırın açılıp, eriyiğin homojen olarak dağılması için grafit karıştırma çubuğu ile karıştırıldı. Bu işlem en az dört kez tekrarlandı. Sonuçta alaşımı oluşturan numunelerin iyice karıştığına emin olduktan sonra, eriyik haldeki karışım fırından çıkarılıp pota içerisinde açık havada katılaşmaya bırakıldı.

Böylece Ni–10Si-10Fe içeren ingot alaşımlar hazırlanmış oldu.

Elde edilen ingot alaşımlardan Şekil 3.4'de gösterildiği gibi iki uç ve orta noktasından alınan numuneler metalografik çalışmalarda kullanılmak üzere saklandı. Geri kalan kısım ise 10-20 g' lık parçalar halinde kesilerek hızlı katılaştırılma çalışmalarında kullanıldı. Alaşımın iki uç ve ortasından numune alınmasının sebebi, karışımın homojen olup olmadığı ve dolayısıyla farklı bölgelerde farklı katılaştırma yapısının gözlenip gözlenmediğinin tespiti içindir.



Şekil 3.4 İngot numuneden metalografik çalışmalar için numune alınması

3.2.3 Hızlı katılaştırılmış şerit üretimi

Geleneksel dökümle elde edilen Ni–10Si-10Fe alaşım numuneleri yaklaşık 10-20 gr parçalara ayrıldı. Normal katılaştırılmış ingot alaşımların en üst ve en dip kısımları, kirlilik olabileceği düşüncesi ile hızlı katılaştırma çalışmalarında kullanılmadı. Hız ayarlayıcısı ile diskin hızı arttırılarak sensör yardımıyla tespit edilen hız 20, 40, 60 ve 80 m/s değerine ulaştığında, hız kontrol ünitesinden diskin hızı sabitleştirildi. Daha sonra fırın yatay doğrultuda hareket ettirilerek disk üzerine getirildi. Fırının sıcaklığı 1700°C' ye ulaştığında, Argon (Ar) gazı açılarak, 80 kg/cm^{2}' lik bir basınçla eriyik haldeki alaşım 0.5 mm çaplı delikten hızla dönen diskin üzerine püskürtüldü. Eriyik disk yüzeyinde ince bir şerit halinde çok hızlı bir şekilde katılaşarak eğik atış hareketi ile yere düştü ve Şekil 3.5' de görüldüğü gibi şeritler elde edildi. Bu işlemler numunenin farklı yerlerinden alınan her bir parça için diskin değişik hızları (20, 40, 60 ve 80 m/s) için tekrarlandı.



Şekil 3.5 Hızlı katılaştırılmış şeritler

3.3 Metalografik İşlemler

İngot ve hızlı katılaştırılmış şeritlerde oluşan mikroyapıyı gözlemleyebilmek için numune metalografik işlemlere tabi tutulur. Bunun için; numunelerin kesilmesi, zımparalanması, kalıplanması, parlatılması, ultrasonik temizlenmesi ve dağlanması gibi metalografik işlemler sonunda, açığa çıkan mikroyapıların fotoğrafları görüntü analiz sistemi ile çekilir. Bu süreçler aşağıda ayrıntılı olarak anlatılacaktır.

3.3.1 Numunenin kesilmesi

Üretilen ingot metal numuneleri istenilen boyutlarda kesmek için Metacut-M 250 kesme aleti ve 250 mm çaplı, 1,5 mm kalınlığında Dimos-M elmas kesici kullanıldı. Burada dikkat edilmesi gereken husus, kesme esnasında numunede herhangi bir yapı değişiminin oluşmasına engel olmaktır. Örneğin düşük erime sıcaklığına sahip bir malzeme kesim esnasında ısınabilir ve eriyebilir. Keski kullanarak yapılan kesme

işlemlerinde ise yapıda bozulmalar olabilir. Prensip olarak, numune yapısında minimum yapı değişimi yapan ve en az ısı oluşturan kesme tekniğinin kullanılması gerekir. Vakumlu eritme fırınında üretilen ingot alaşım numunesinin kumpas ile boyu ölçülür ve numune enine 2.5 cm'lik dilimler halinde, numunedeki tane yapısına zarar vermeden ve en az ısı oluşturacağı düşünülen Metacut-M 250 kesme aleti ile yavaş yavaş kesilir. Aynı yöntemle enine kesilen parçaların bazıları da boyuna kesilir. Enine ve boyuna kesitleri alınan numune, kalıplama ve zımparalamaya hazır hale gelmiş olur.

3.3.2 Numunelerin kalıplanması

Hazırladığımız ingotların uç ve orta kısımlarından kesilerek alınan parçalar daha önce hazırlanan plastikten yapılmış kalıp kutularına enine ve boyuna kesitler incelenecek şekilde yerleştirildi. Şeritler ise kesitlerin net incelenebilmesi için havaya temas eden yüzey, diske temas eden yüzey olmak üzere iki şekilde kalıp kutularına yerleştirildi (Şekil 3.6). Kalıplamada soğuk kalıp tekniği kullanıldı. Epox resin ve hardener 15:2 oranında kullanılarak hazırlanan karışım, kalıplanacak numunenin konulduğu kutulara doldurudu Kutular düz bir satıhta katılaşmaya bırakıldı (yaklaşık olarak 24 saat). Böylece istenilen kalıplar elde edilmiş oldu.



Şekil 3.6 (a) İngot ve (b) Şerit numune kalıpları

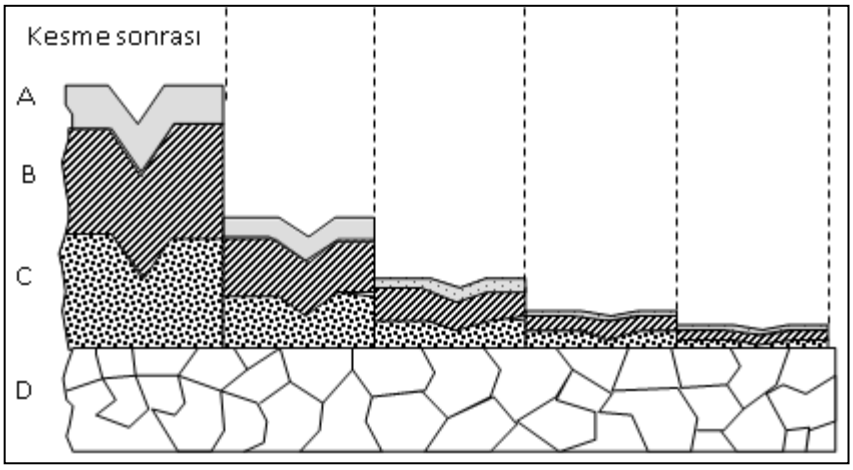
3.3.3 Numunelerin zımparalanması

Numunelerin zımparalanması silisyum karbür (SiC) taneleri ve magnetit tozu içeren zımpara kâğıtlarıyla yapıldı. Kullanılan zımpara kâğıtları ve tane büyüklükleri Çizelge 3. 1'de verildi.

Çizelge 3.1 Bazı zımpara kâğıtları ve tane büyüklükleri

Zımpara Tane No (Grid)	Tane Boyutu (μm)
80	210-177
150	105-88
180	88-74
240	53-45
320	37-31
400	31-27
600	22-18
800	15-11
1000	
2500	

Ayrıca numune yüzeyinde zımparalama işlemiyle oluşan şekil değişikliğinin şematik gösterimi Şekil 3.2'de verildi.



Şekil 3.7 Numune kesme cihazı ile kesilmiş numunedeki yüzey durumu (A, B, C tabakaları zımparalama işlemiyle oluşan şekil değişikliklerini D ise orijinal iç yapıyı göstermektedir)

Zımpara kâğıtlarında birim alana düşen tane sayısı (grid) arttıkça mikron cinsinden tane boyutu azalmaktadır. 80-600 gridler kaba, 800-2500 gridler ise ince zımpara olarak

sınıflandırılır. Numuneler, 100 gridlik zımpara kâğıdından başlayarak 2500 gride kadar, kabadan inceye doğru kademeli olarak zımparalanır. Her bir numune kaba zımparalarla 10-15 dakika, ince zımparalarla ise 20-25 dakika süreyle zımparalandı.

3.3.4 Numunelerin parlatılması

Parlatma işlemi mekanik, elektrolitik, kimyasal, otomatik parlatma yöntemlerinden biriyle yapılır. Zımparalama ve parlatma işlemleri Struers TegraPolf15 tipi otomatik parlatma robotu ile yapıldı. Öncelikle parlatma robotunun disklerine farklı tane büyüklüklerine sahip zımparalar takıldı. Cihazın su modu açılarak numunelere sulu zımparalama yapması sağlandı. Böylelikle numunenin hem ısınması engellendi hem de homojen bir temas sağlandı. Zımparalamanın düzgün ve itinalı yapılması fotoğraf çekmede odaklama kolaylığı sağlamaktadır. Her bir zımparalama kademesinden sonra numune yüzeyinin düz olmasına ve derin çiziklerin giderilmiş olmasına dikkat edildi. Daha sonra dönüş hızı ve basınç kuvveti ayarlanabilen otomatik parlatma robotunun disklerine, parlatılacak numuneye uygun parlatma kumaşları takıldı. Kaba ve ince parlatma için farklı tane büyüklüğüne sahip elmas süspansiyonlar kullanıldı.

Parlatma işleminde kullanılan elmas süspansiyonlar sırasıyla 6, 3, 1, 0.25 ve 0.05 μm tane büyüklüğüne sahip elmas çözeltilerdir. Parlatma sırasında her bir elmas süspansiyon için ayrı metal diskler üzerine yapıştırılmış parlatma kumaşları kullanıldı. Numune ile parlatma kumaşı arasında yumuşak bir temas sağlamak ve nem miktarını ayarlamak amacıyla elmas süspansiyon ile birlikte Struers Depif yağlayıcı (lübrikant) kullanıldı. Parlatma sırasında disk dönerken ıslaklık azaldıkça, numune yüzeyine parlatıcı çözeltiler yapışabilmekte ve yüzeyde leke oluşturabilmektedir. Disk üzerindeki kumaşın kurumaması için zaman zaman çözelti veya yağlayıcı ilavesi yapıldı. 6, 3 ve 1 μm'lik parlatma çözeltileri kullanılırken numune üzerine her numunede farklı olmak üzere 20-50 N kuvvet uygulandı. 0.25 μm ve 0.05 μm'lik parlatma çözeltileri kullanılırken uygulanan kuvvetin büyüklüğü azaltıldı. Numuneler her bir çözelti ile ortalama 5-10 dakika parlatıldı. Parlatma sırasında elmas çözeltinin disk üzerinde

homojen dağılmasına dikkat edildi. Her aşama sonunda numune bol damıtık su ile yıkandı ve ultrasonik temizleme işlemine tabi tutuldu. Her bir parlatma kademesi değişiminde 5-10 dakika süreyle ultrasonik temizleme yapılarak numunenin yüzeyinde biriken kirlilikler temizlendi. Numunelerin ultrasonik temizlenmesinde Strues Metason 120 tipi ultrasonik temizleme cihazı kullanıldı.

Ultrasonik temizleme cihazının haznesine su dolduruldu. Haznedeki su içine yerleştirilen behere saf su konuldu. Numune bu behere cımbız yardımıyla yerleştirildi. Numune yüzeyi 5-10 dakika süreyle ultrasonik sistemle temizlendi. 0.05 μm'lik çözelti ile yapılan parlatma kademesinin sonunda disk üzerine saf su sıkılarak numune iyice temizlendi. Artık numune yüzeyi dağlanmaya hazır duruma geldi. Çizelge 3.2' de bu tez çalışmasında kullanılan çözelti ve kumaşların özellikleri verildi.

Çizelge 3.2 Parlatmada kullanılan çözelti ve kumaşlar

Çözeltinin Tane Büyüklüğü	Çözeltinin Özelliği	Parlatma Kumaşı	Kullanılan Yağlayıcı
6 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samex	Struers Polifloc3 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
3 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samte	Struers Polifloc3 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
1 μm	Struers Elmas Çözelti Monokristal, Samno	Struers Polifloc3 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
0.25 μm	Struers Elmas Çözelti Polikristal, Sapuq	Struers Policel2 200 mm çapında	Struers Depif Mavi renkli
0.05 μm	Struers Elmas Çözelti	Struers Policel2 200 mm çapında	Damıtık Su

3.3.5 Numunelerin dağlanması

Her ne kadar parlatma sonucunda numunenin yüzeyi düzgün, pürüzsüz ve ayna gibi parlak olsa da numune yüzeyinde renk farklılığı (kontrast) oluşturmadan mikroskopta inceleme yapmak mümkün değildir. Mikroyapı analizi için numunenin dağlanması gerekmektedir. Dağlama sonucunda mikroyapı karakteristikleri ortaya çıkarılır. Metalografide elektrolitik dağlama ve kimyasal dağlama olmak üzere iki çeşit dağlama vardır. Elektrolitik dağlama ile yüzeyden atom tabakaları atılır. Bunun için belirli bir enerjiye ihtiyaç vardır. Bu enerji, ısı veya yüksek voltaj uygulanarak sağlanabilir.

Kimyasal dağlama işlemi, yüzeyi istenen kalitede temizlenmiş ve pürüzsüz hale getirilmiş numunenin, dağlama çözeltisine uygun sürelerde daldırılmasıyla yapılmaktadır. Dağlama işleminde en önemli nokta metalik malzeme için uygun dağlama çözeltisini seçmektir. Dağlama işlemi sonunda parlatılmış yüzey, çözeltinin etkisiyle renk değiştirir ve donuklaşır. Dağlamanın yeterli olup olmadığına mikroskopla numuneye bakılarak karar verilir. Dağlama, tane sınırlarının açığa çıkarılması, fazların tayin edilmesi ve dislokasyonların belirlenmesi gibi durumlarda yapılmaktadır (Wright ve Chow 1982). Bu tez çalışmasında, numunelerin tane sınırlarını ve mikroyapı özelliklerini ortaya çıkarmak için numune yüzeyine uygun bir reaktif tespit edilerek kimyasal dağlama tekniği uygulandı.

Ni-10Si-10Fe alaşım sistemleri için literatürlerden faydalanarak uygun dağlayıcı çözeltileri hazırlandı. Çözelti bileşenlerinin oranları değiştirilerek mikroyapıyı en iyi ortaya çıkaran dağlayıcılar tespit edildi. Çalışılan alaşım sistemleri ve bu alaşım sistemlerine uygun dağlama çözeltileri ve dağlama süreleri Çizelge 3.3' de verildi.

Çizelge 3.3 Alaşım sistemlerine uygulanan dağlayıcılar

Alaşım Sistemi	**Dağlama Çözeltisi**	**Dağlamanın Uygulanması**
Ni-10Si-10Fe	1.25 ml Nitrik asit 0.75 ml Hidroklorik asit 0.25 ml Hidroflorik asit 47.75 ml Su	Oda sıcaklığında ve çözeltiye daldırarak. Dağlama süresi: 10 s

3.4 Mikroyapıların Gözlenmesi

Numunelerin SEM fotoğraflarının çekimleri Erciyes Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezinde (TAUM) bulunan Zeiss Gemini 500 marka bilgisayar kontrollü dijital SEM ile yapıldı. Bu mikroskop, 40 kV hızlandırma voltajlı ve ikincil ve geri yansımalı elektron detektörüne sahip ×(5-1.000.000) kat büyütme kapasitelidir. Ayrıca farklı fazların tane yönelimini tespit edebilme özelliği bulunmaktadır. SEM ile fotoğraf çekimine geçmeden önce, parlatılmış ve dağlanmış olan numuneler, kaplama ünitesine yerleştirildi ve yüzeyleri yaklaşık 10-40 nm kalınlığında gümüş tabaka ile kaplanarak vakum altına alındı. Burada elektron demetinin yüzeyden daha iyi saçılması

ve görüntünün daha iyi kontrast(renk farkı) ve netliğe sahip olması amaçlanmıştır. Bu işlemden sonra gümüş tabaka ile kaplanmış numuneler, SEM'in vakum haznesi içindeki numune tablası kısmına yerleştirilerek numunelerin uygun bölümlerinden farklı büyütmelerde fotoğrafları çekildi.

3.5 X-Işınları Toz Difraktometresi

X-ışınları toz difraksiyon desenleri Erciyes Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezinde (TAUM) bulunan Bruker AXS D8 Advance tipi difraktometre ile yapıldı.

Bragg Brentano geometrisine göre çalışan bir sistem olup, ölçümlerde 40 kV ve 40 mA'de elde edilen Cu Kα ışınları kullanıldı. Sistemde monokromatize X-ışını elde etmek için grafit monokromatör veya filtreler kullanılmaktadır. Ölçümler $10^o \leq 2\theta \leq 90^o$ aralığında 0.002 ^{o} (2θ)'lık açı tarama miktarı ile yapıldı. X-ışını demetinin kalınlığını uygun hale getirmek için difraktometre girişine 1 mm'lik ve çıkışına da 0.1 mm'lik filtreler yerleştirildi. Numuneden difrakte olan X-ışınları NaI (Tl) tipi sintilasyon dedektörü ile toplanmakta ve sisteme bağlı bulunan bilgisayar ünitesi yardımıyla değerlendirilmektedir. Sinyal işleyici ünitesi, sayıcıdan gelen elektronik pulslardan istenmeyen pulsları ayırmak, difraksiyon piklerinin genliğini arttırmak, pulsların şiddetlerini sayısal değerlere çevirmek, bunları voltaj akım değerlerinde bilgisayara göndermek için kullanılmaktadır.

3.6 Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

Üretilen Ni-10Si-10Fe alaşımlarının erime sıcaklıklarını belirlemek için Erciyes Üniversitesi Fen Fakültesinde bulunan Perkin Elmer DTA-7 marka DTA kullanıldı. DTA, numune ısıtılırken, soğutulurken ya da sabit sıcaklıkta tutulurken değişen kütle miktarını ölçen bir cihazdır. Bu cihaz, referans ile numuneden gelen (ya da uzaklaşan) ısı farkını zamana veya sıcaklığa bağlı olarak gösterir. Numunenin sıcaklığa göre

verdiği tepkiler o numunenin yapısı, kalitesi, saflığı ve dayanıklılığı gibi birçok özelliği hakkında bilgi verir. DTA'de referans numunesi ile kütle farkı saptanırsa o zaman sıcaklığı aynı tutabilmek için numuneye verilen ısı (enerji) miktarı değişir. Bu değişim sayısal veri olarak bilgisayara aktarılır ve numunedeki faz değişimi sırasındaki ısı akışı belirlenir. DTA ölçümleri; yaklaşık 20-25 mg ağırlığında numuneler kullanılarak 100–1200 °C arasında 10 °C/dak artış hızında sürekli devam eden azot atmosferi altında yapıldı. Ayrıca, referans ve numune kabı olarak 6 mm çapında bakır kaplar kullanıldı.

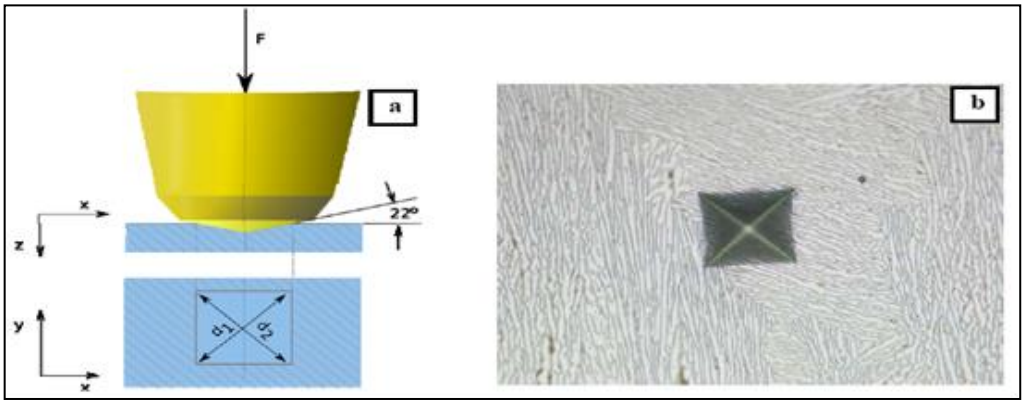
3.7 Mikrosertlik Değerlerinin Ölçülmesi

Mekanik özellikleri belirlemede kullanılan sertlik, genel olarak malzemelerin yerel deformasyona karşı direncinin bir ölçüsüdür ve mekanik özellikleri belirlemede kullanılan en yaygın yöntemdir.

Çentik testleri, sertlik ölçümlerinde kullanılan standart metotların başında gelir. Sertliğin genel ifadesi;

$$Hv = \frac{P}{A} \tag{3.2}$$

P; uygulanan yük, *A*; uç tarafından açılan yüzeyin alanıdır.



Şekil 3.8 (a) Vickers sertlik ölçüm metodunun şematik gösterimi, (b) Batıcı ucun numune yüzeyinde bıraktığı izin fotoğrafı

Temas alanı; yüzey temas alanı (Vickers çenticiler için) veya izdüşüm (projected) olarak ifade edilebilir. Vickers çentik testlerinde, sertlik, temas alanının optik mikroskop kullanılarak ölçülmesiyle hesaplanır. Şekil 3.8 (b)' de gösterildiği gibi çıkan izin köşegen uzunlukları optik olarak ölçülüp ortalaması alınır ve bulunan değer denklem (3.3)' de yerine yazılarak sertlik hesabı daha da ayrıntılı olarak yapılır.

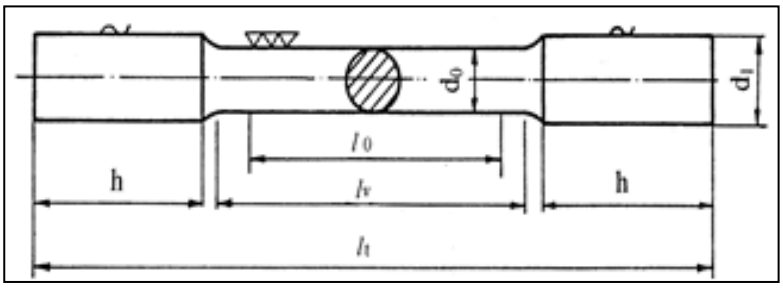
$$Hv = \frac{P}{\left(\frac{d_1 + d_2}{2}\right)^2} \qquad (3.3)$$



Şekil 3.9 Emco-Test DuraScan 20 Vickers mikrosertlik cihazı

3.8 Kopma-Çekme Testi

Çekme deneyi, endüstride metalik malzemelerin akma gerilmesi, çekme dayanımı, elastiste modülü, tokluk, % uzama ve % kesit daralması gibi mekanik özelliklerinin belirlenmesi için kullanılan başlıca bir deneydir. Çekme deneyi numuneleri ile mekanik özelliklerin sağlıklı bir şekilde tespit edilebilmesi için, numunelerin alındığı malzemeyi tam olarak temsil etmesi gerekmektedir. Türk standartlarında TS 138 A, B, C, D, E ve F olmak üzere altı numune tipi bulunur. Numune tipi büyük ölçüde malzemenin biçimine göre seçilir. Şekil 3.10.'da TS 138 A normuna göre hazırlanmış daire kesitli (yuvarlak) silindirik başlı bir çekme numunesi görülmektedir.



Şekil 3.10 Daire kesitli silindirik başlı çekme numunesi

d_0 :numune çapı

d_1 :kafa kısmının çapı =1.2 d_0

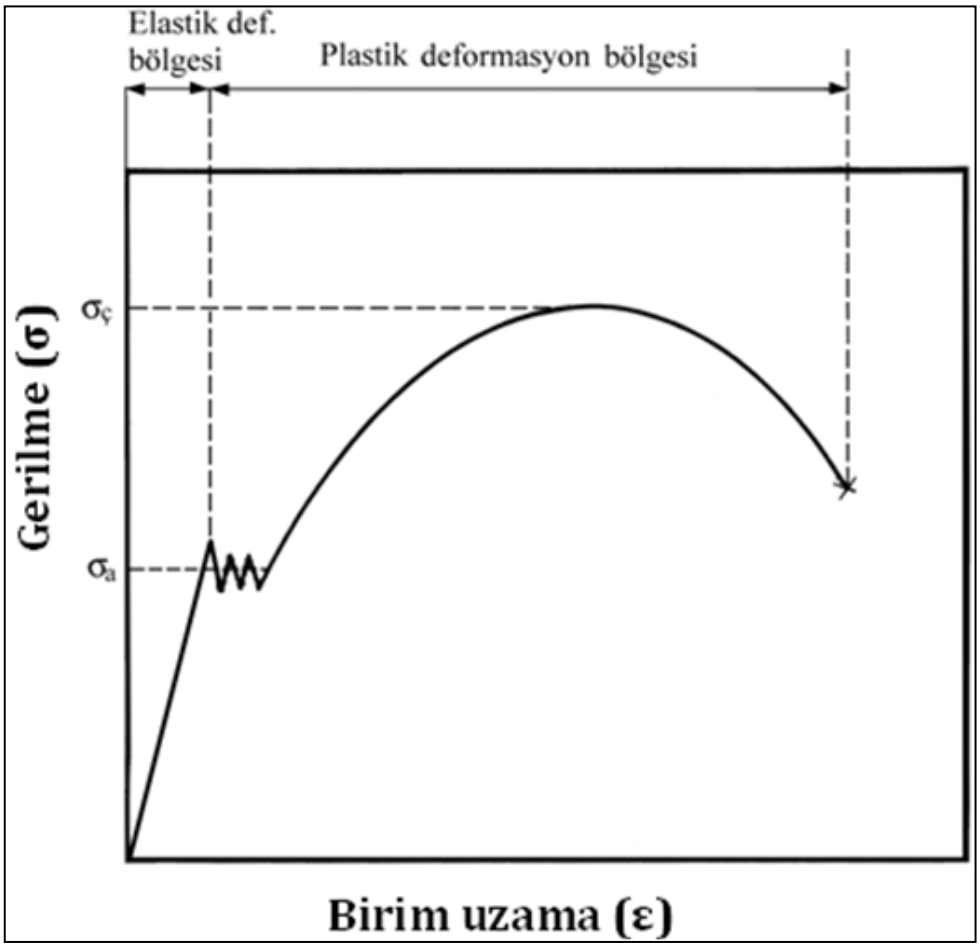
l_v :inceltilmiş kısmın uzunluğu = l_0 +d_0

l_0 :ölçü uzunluğu=5.d_0

l_t :toplam uzunluk

h :kafa kısmının uzunluğu

Çapı (d_0) 10 mm ve ölçü uzunluğu (l_0) 50 mm olan çekme numunesi 10 x 50 TS 138A şeklinde gösterilebilir. Deney cihazı biri sabit diğeri hareketli olan çenelere sıkıştırılmış numune üzerine belirli bir hızda yük uygulanması ve uygulanan yüke karşı numune boyundaki uzamayı ölçme esasına göre çalışan bir cihazdır. Cihaz, deney sırasında uygulanan yük ve uzama miktarını grafik olarak çizer. Uzama miktarı apsiste, yük miktarı ise ordinatta olacak şekilde ayarlanmıştır. Deney sonunda Şekil 3.11 'daki gibi bir yük uzama diyagramı elde edilir.



Şekil 3.11 Yük - uzama diyagramı

Deney sonucunda bulunan yük ve uzama miktarı, numunenin boyutlarına bağlı olarak değişir ve aynı malzemeden farklı sonuçların elde edilmesine sebep olur. Bu değerlerin gerilim uzama değerlerine çevrilerek kullanılması, malzemelerin sınıflandırılması ve kullanım yerlerinin seçimi hakkında tam bir fikir elde edilebilmesini sağlar. Mühendislik gerilim-uzama diyagramında ordinatta yer alan gerilme, uygulanan yükün numunenin ilk kesit alanına bölünmesiyle elde edilir. Bulunan bu gerilmeye, mühendislik gerilmesi denir ve σ_m ile gösterilir.

$$\sigma_m = \frac{P_i}{A_o} \tag{3.4}$$

P_i, herhangi bir anda uygulanan yük (kg),

A_0, numunenin başlangıçtaki kesit alanı (mm^2)

Apsiste yer alan uzama miktarı ise birim sekil değiştirme veya % uzama olarak da ifade edilir. Uzama miktarı deney sırasında herhangi bir andaki numune uzunluğunun, numunenin başlangıçtaki uzunluğuna bölünmesiyle elde edilir.

$$KU(\varepsilon)\ (\%) = \frac{\Delta\ell}{\ell_0} x100 \qquad (3.5)$$

KU, kopma uzaması yüzdesi,

ℓ_i, herhangi bir andaki numune uzunluğu (mm) ,

ℓ_0, başlangıçtaki numune uzunluğu (mm) ,

$\Delta\ell$, uzama miktarı (ℓ_i- ℓ_0) (mm).



Şekil 3.12 Shimadzu AG-XD50kN çekme basma test cihazı

4. ANALİZ VE TEST ÇALIŞMALARI

4.1 X-Işını Yapı Analizi

Ni-10Si-10Fe alaşımları üretildiği gibi X-ışını difraksiyon işlemine tabi tutularak numune içindeki farklı fazların, parlatma ve dağlama işleminde kullanılan farklı kimyasal maddelerden etkilenerek orijinal hallerinin bozulma ihtimali engellendi. Numuneler cam bir lam üzerine konularak difraktometrenin tablasına yerleştirildi. Aletin jeneratör kısmı çalıştırılarak 40 kV ve 40 mA değerine ayarlandı, Ni filtre ile dalga boyu 1.5406 Å olan tek renkli $Cu_{K\alpha}$ ışınımı kullanıldı. Detektör minimum 20°'den başlayarak 90°'ye kadar ($20 \leq 2\theta \leq 90$) dakikada 5° artırılarak ve 0.002° örnekleme aralığı kullanılarak ölçümler yapıldı. Yapılan X-ışını difraksiyonu sonucunda elde edilen veriler daha sonra bilgisayarda değerlendirildi. X-Işını kırınımı analizlerinde karşılaşılan en önemli güçlüklerden birisi, incelenen numunenin örgü parametrelerinin en hassas şekilde nasıl tespit edileceğidir. Bu durum bilhassa katı çözeltilerle ilgilidir. Vergard kanununa göre, alaşımlarda katı çözelti içindeki çözünen konsantrasyonundaki değişiklik, çözücü bileşenin örgü parametresinde değişiklik meydana getirir. Değişimin yönü (büyüme veya küçülme) ise çözücü ve çözünen atomların iyonik veya atomik hacim oranları ile ilişkilidir (Rizzi ve Battezzati 2007). Dolayısıyla çözücü bileşenin örgü parametresindeki değişiklikler hesaplanarak, katı çözeltideki çözünen miktarı tahmin edilebilir.

Bir cismin örgü parametresi a, herhangi özel bir örgü düzlemleri takımının d mesafesi ile,

$$a = d\,(h^2+k^2+l^2)^{1/2} \tag{4.1}$$

şeklinde doğru orantılıdır. Burada h, k ve l kırınımın olduğu düzlemleri tanımlayan miller indisleridir. Bir düzlem takımı için Bragg açısı ölçülürse d mesafesi,

$$2d\sin\theta = n\,\lambda \tag{4.2}$$

eşitliği ile hesaplanabilir. Örgü parametresi a, d' ye bağlı olarak Eşitlik 4.l' e göre hesaplanır. Eşitlik 4.2'ye göre d'deki (buna bağlı olarak a'daki) hassasiyet ölçülmüş bir miktar olan θ' ya değil Sinθ' ya bağlıdır. Dolayısıyla büyük θ değerlerinden hesaplanan d ve buna bağlı olarak da a daha hassas olacaktır. Bu çalışmada $20 \leq 2\theta \leq 90$ aralığında yapılan analizler β-Sn' a ait örgü parametresinin hesaplanmasında kullanılmıştır. Ayrıca hassasiyeti arttırmak için, tarama hızı faz analizi gözlemlerine göre çok daha düşük tutulmuştur. Sonuçlar Şekil 4.1'de verilmektedir.

XRD analizlerinde, alaşımların bileşimine uygun olarak Şekil 4.1' de görüldüğü gibi Ni, Si ve Fe' ye ait fazlar gözlenmektedir. Şekil 4.1 (a) 20 m/s katılaştırma hızında üretilen Ni-10Si-10Fe alaşımına ait olup 4 farklı faz tespit edilmiş olup bu fazlar;

►α-Ni (Bravais lattice; Cubic, Space group; *Fm-3m*, lattice parameter;
a=b=c (Å): 3,4500,

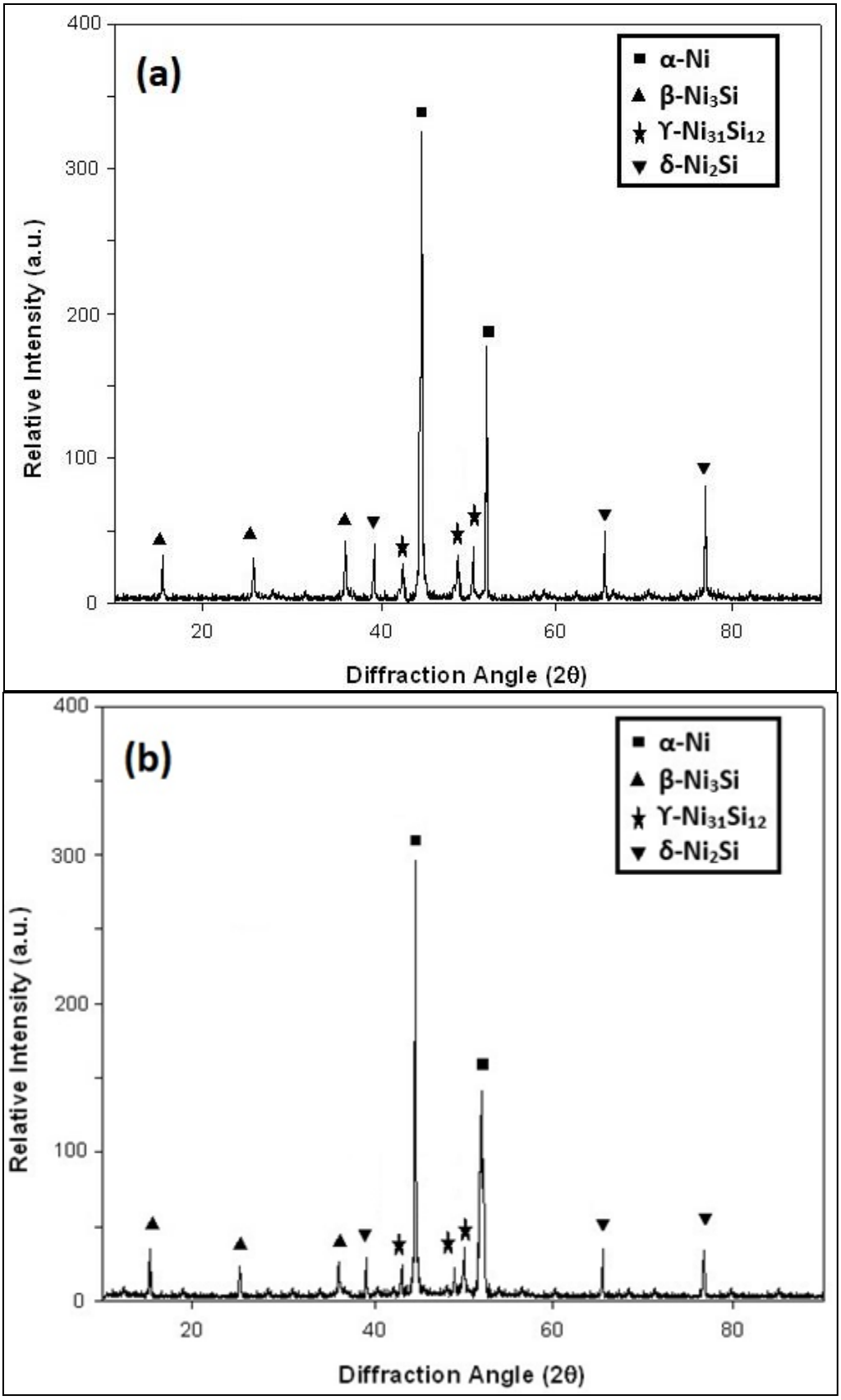
►β-Ni_3Si (Bravais lattice; Cubic, Space group; *Pm-3m* , lattice parameter;
a=b=c (Å): 3,5526,

►γ-$Ni_{31}Si_{12}$ (Bravais lattice; Hexagonal, Space group; *P321* , lattice parameter;
a=b (Å) : 6,6732
c (Å) : 12,2857

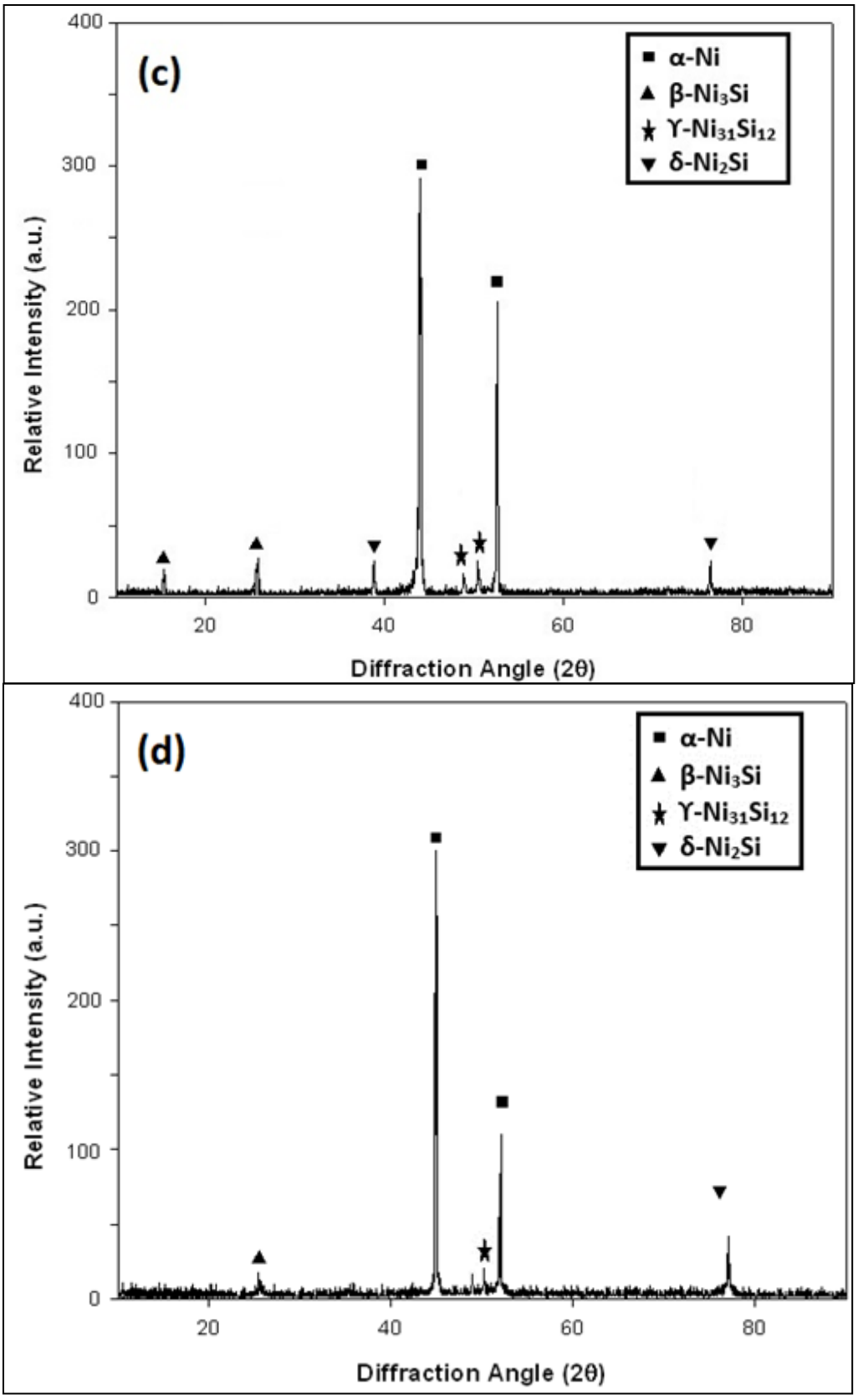
►δ-Ni_2Si (Bravais lattice; Hexagonal, Space group; *P63* , lattice parameter;
a=b (Å) : 3,8364
c (Å) : 4,9475

fazlarıdır. 40 m/s katılaştırma hızında üretilen Ni-10Si-10Fe alaşımlarında da yine aynı fazlar tespit edilmiştir.

Diğer taraftan 60 ve 80 m/s katılaşma hızlarında üretilen hızlı katılaştırılmış alaşımlarda βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ ve δ-Ni_2Si fazlarına ait piklerin şiddeti gözle görülür bir biçimde azalmıştır. Bu durum disk hızının artmasıyla çözünürlük artması olarak açıklanabilir ve belli miktarda βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ ve δ-Ni_2Si fazları yapı içerisinde çözünmüştür. Benzer şekilde yapılan hızlı katılaştırılmış alaşımlarla yapılan diğer çalışmalarda da bu durum gözlenmiştir (Karaköse vd. 2008, Karaköse ve Keskin 2009a).



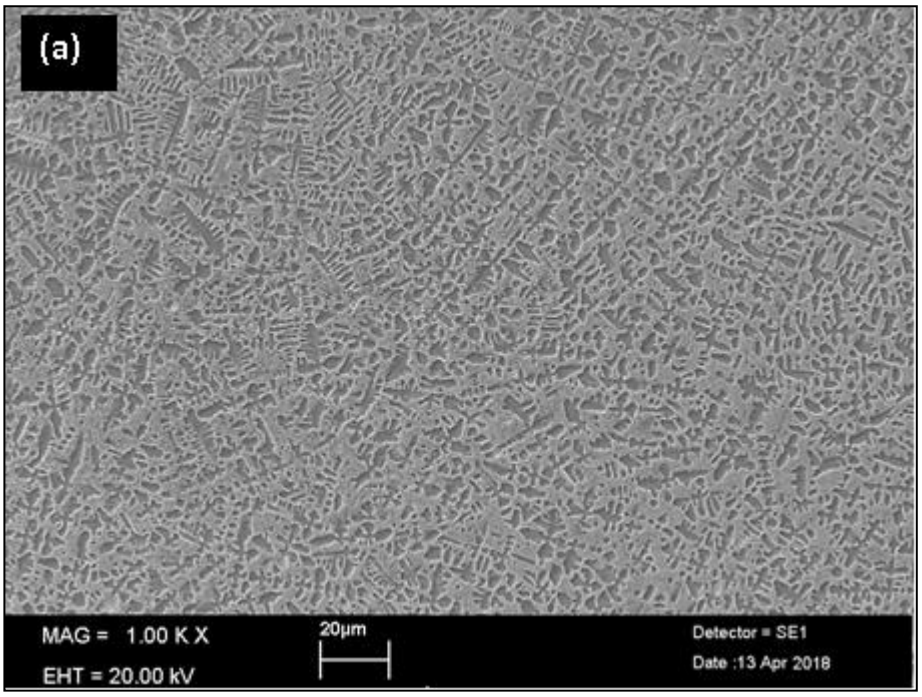
Şekil 4.1 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait XRD pikleri; (a) 20 m/s, (b) 40 m/s, (c) 60 m/s ve (b) 80 m/s



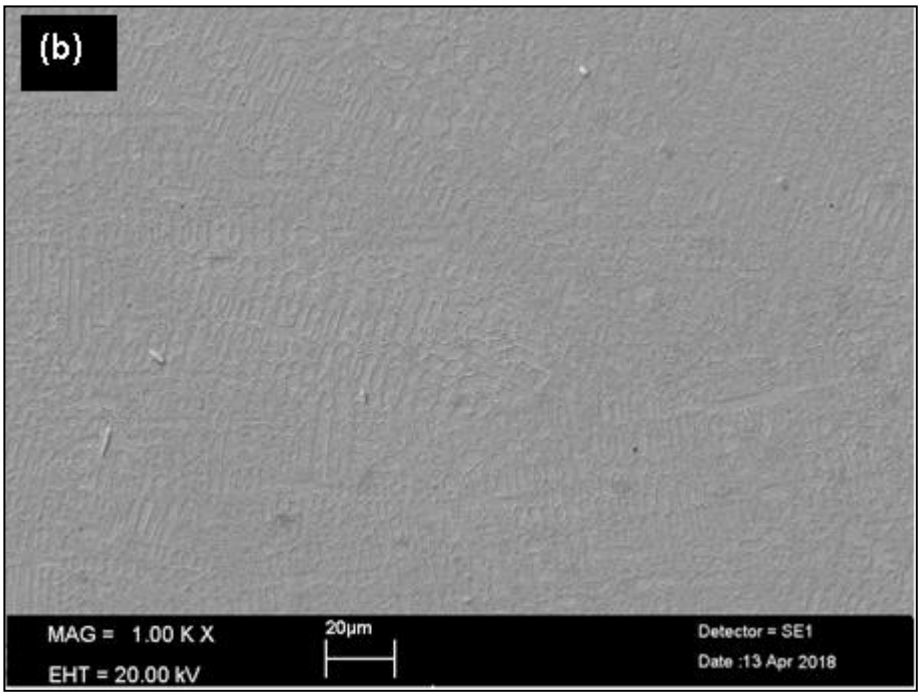
Şekil 4.1 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait XRD pikleri; (a) 20 m/s, (b) 40 m/s, (c) 60 m/s ve (b) 80 m/s (devam)

4.2 SEM ile Mikroyapı Analizi

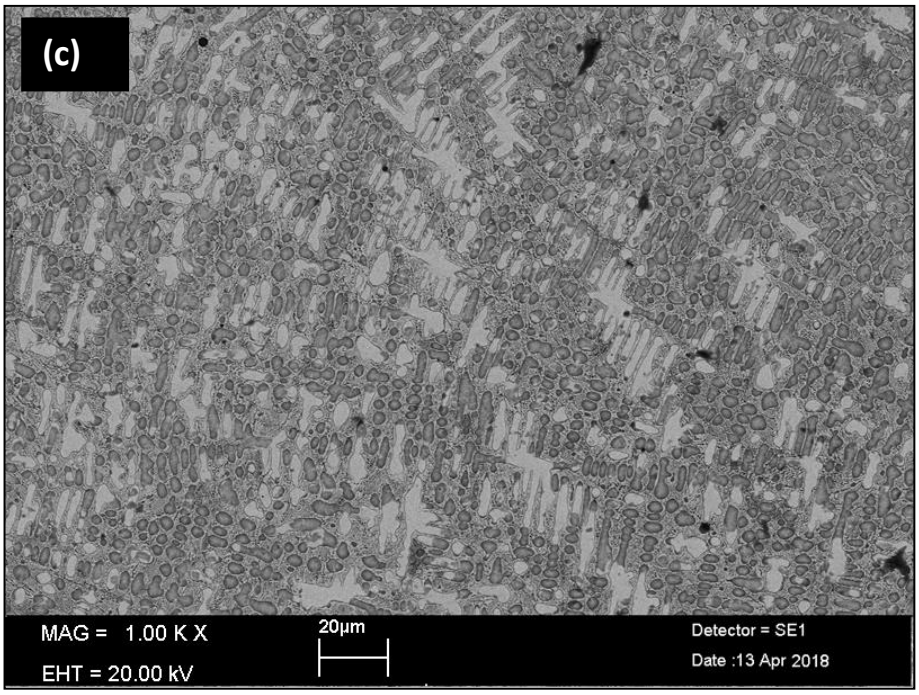
Hızlı katılaştırma yöntemiyle üretilen alaşımlara ait ayrıntılı mikroyapı analizi SEM ile farklı büyütme oranlarında çekilen fotoğraflarla gerçekleştirilmiştir. Analizler esnasında numuneler Elektron mikroskobunun tablasına yatay olarak yerleştirilmiştir, vakum çalıştırılarak detektör ve numune bölümündeki hava boşaltılmıştır. Yapılan bütün analizlerde, elektron demeti ile numune yüzeyi arasındaki açı 90° olacak şekilde sabit tutulmuştur. Elektron tabancası çalıştırılarak numune elektron bombardımanına tutulup, numuneden gelen elektronlar detektörde algılanarak görüntüler dijital olarak elde edilmiştir. SEM analizlerine ait fotoğraflar Şekil 4.2-4.5' de verilmiştir.



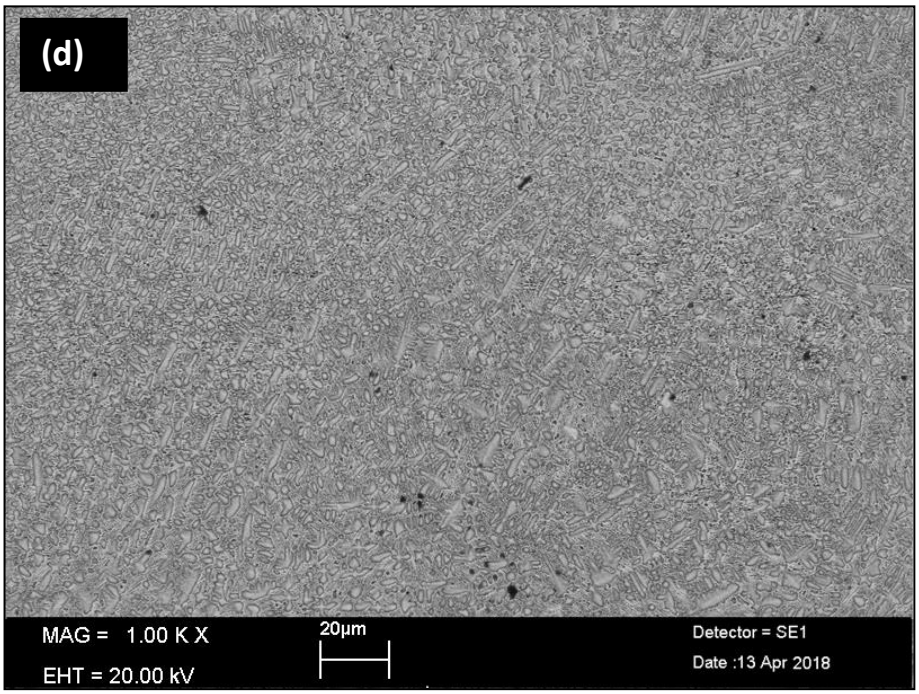
Şekil 4.2 20 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı



Şekil 4.3 40 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı



Şekil 4.4 60 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı



Şekil 4.5 80 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafı

Şekil 4.2-4.5 sırasıyla (a) 20, (b) 40, (c) 60 ve (d) 80 m/s hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait görüntüler olup Şekil 4.2 (a) da 20 m/s katılaştırma hızında üretilen numunelerde hücresel ötektik içerisinde lamelsel yapıda morfoloji gözlenmiştir. Lamelsel yapıda βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ ve δ-Ni_2Si fazları gömülü olarak yer almakta olup faz miktarları EDX analizinde detaylı olarak verilecektir. Şekil 4.3'de 40 m/s alaşımına ait SEM görüntüsü olup yapı lamelsel ve ufak küresel tanecikler formatına dönüşmüştür. Lamellerin boyu 3-5 µm civarındayken küresel taneciklerin çapı 1-3 µm civarındadır. Şekil 4.4'de 60 m/s katılaşma hızında üretilen alaşıma ait olup lamelsel yapılar daha da belirginleşerek bir araya kümelenmiş, lamelsel ve küresel yapıların boyutu çok fazla değişiklik göstermemiştir. Şekil 4.5'de ise 80 m/s olan en yüksek katılaşma hızında üretilen numuneye ait olup yapıda yine lamelsel ve küresel tanecikler dikkat çekmektedir. Lamellerin boyu 1-3 µm civarındayken küresel taneciklerin çapı 0.5-1 µm civarındadır. SEM fotoğrafları incelenirse, katılaşma hızının artmasıyla yapı daha homojen ve daha ince lamelsel ve küresel parçacıklardan oluşmuştur. Bu hızlı katılaştırmanın yapıyı değiştirdiğini ve daha homojen hale getirdiğini bizlere göstermektedir. Ayrıca hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarında lamelsel yapıların uzunluğu 3-5 µm ve küresel taneciklerin çapı 1-3 µm civarındayken, 80 m/s

katılaştırma hızında lamellerin boyu 1-3 μm' ye küresel taneciklerin çapı 0.5-1 μm' ye kadar düşmüştür. Bu durum mikroyapıya hızlı katılaştırmanın arındırıcı etkisinin bir göstergesidir (Takayama and Liu 1992). Benzer mikroyapılar Ni esaslı diğer çalışmalarda da gözleniş olup bizim çalışmamızda gözlenen mikroyapı diğer alaşımlara göre daha homojen bir görünüm arz etmektedir (Sangwal et al. 2003, Karaköse ve Keskin 2012). Hızlı katılaştırmanın alaşım mikroyapısına etkisi güçlü dispersiyon ve katı çözünürlük artışı olarak karşımıza çıkmakta olup pekçok hızlı katılaştırma çalışmasında ölçülen katılaştırma oranı 10^5 K/s ila 10^6 K/s arasında değişmektedir (Kölemen vd. 2008, Karaköse ve Keskin 2010).

4.3 EDX Analizi

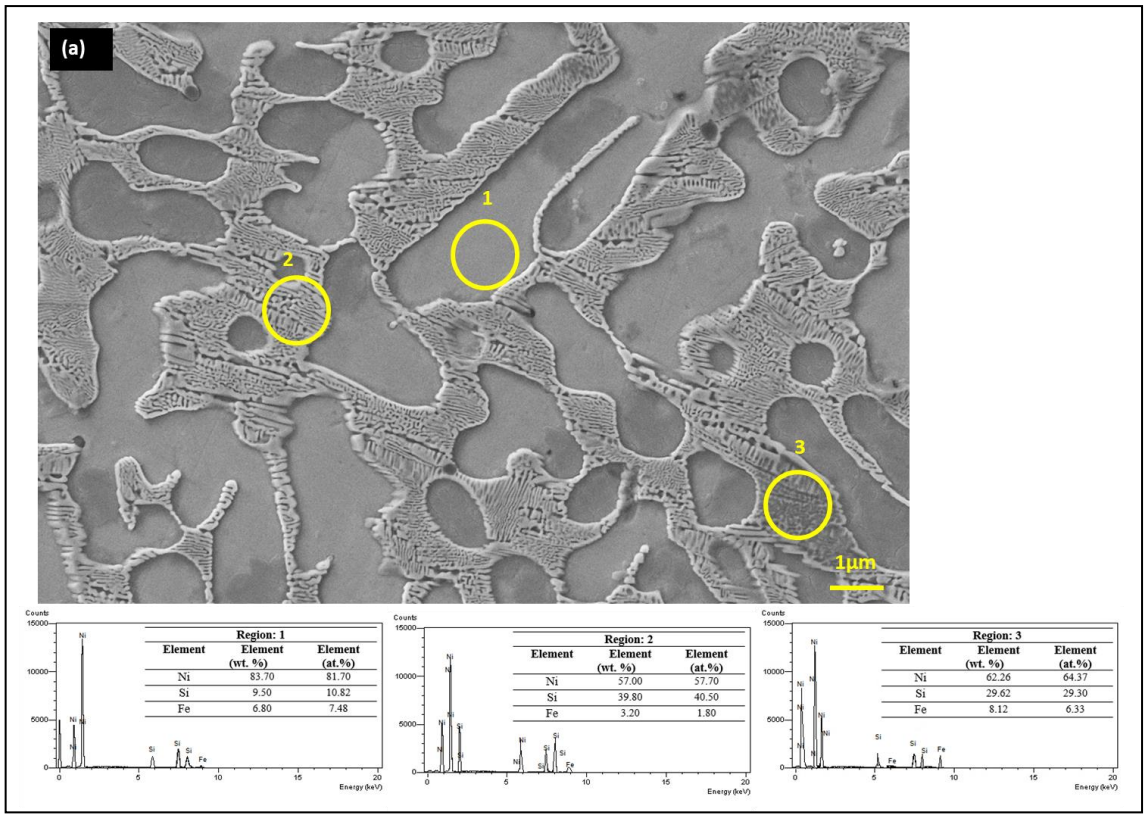
Şekil 4.6-4.9 sırasıyla (a) 20, (b) 40, (c) 60 ve (d) 80 m/s hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait yüksek büyüme oranındaki SEM görüntüsü ile EDX analizini göstermektedir. Şekil 4.6' da üç farklı faz bölgesi dikkat çekmektedir 1. bölge alaşımın tabanı olup Ni matris bu bölgeye yerleşmiştir. 1. bölgede Ni ağırlıkça %83.70, Si %9.50 ve Fe % 6.80 oranındadır. 2. bölge dantele benzer lamellerden oluşan intermetaliklerin yer aldığı bölgedir ve burada Ni ağırlıkça %57.00, Si %39.90 ve Fe % 3.20 oranındadır. Diğer taraftan 3. bölge noktasal küresel yapıların yer aldığı bölge olup burada Ni ağırlıkça %62.26, Si %29.62 ve Fe % 8.12 oranındadır ve muhtemelen βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ ve δ-Ni_2Si intermetalik fazları 2. ve 3. bölgede yer almaktadır.

Şekil 4.7'de 40 m/s de hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM ve EDX analizini içermekte olup 20 m/s deki yapılara benzer mikroyapılar gözlenmektedir. 1. bölgede Ni ağırlıkça %82.40, Si %10.70 ve Fe % 6.90, 2. bölgede Ni ağırlıkça %56.20, Si %39.50 ve Fe % 4.30, 3. bölgede Ni ağırlıkça %63.10, Si %28.57 ve Fe % 8.33 oranındadır.

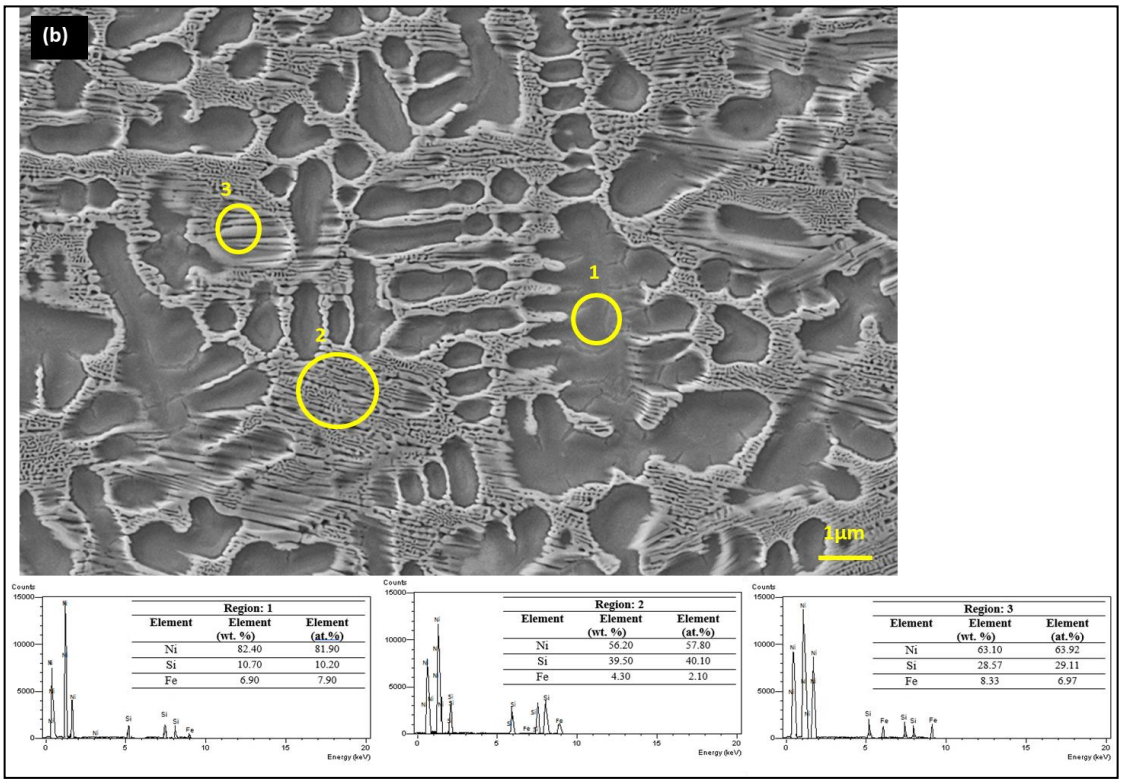
Şekil 4.8'de 60 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM ve EDX analizi olup yapı 60 m/s' de farklılaşmıştır; lameller ve küresel yapılar daha da

belirginleşmiştir. Özellikle lamellerin kenarları daha yuvarlak bir görünüm sergilemektedir. 1. bölgede Ni ağırlıkça %82.60, Si %9.53 ve Fe % 9.87, 2. bölgede Ni ağırlıkça %57.30, Si %39.10 ve Fe % 3.60, 3. bölgede Ni ağırlıkça %62.60, Si %28.42 ve Fe % 8.98 oranındadır.

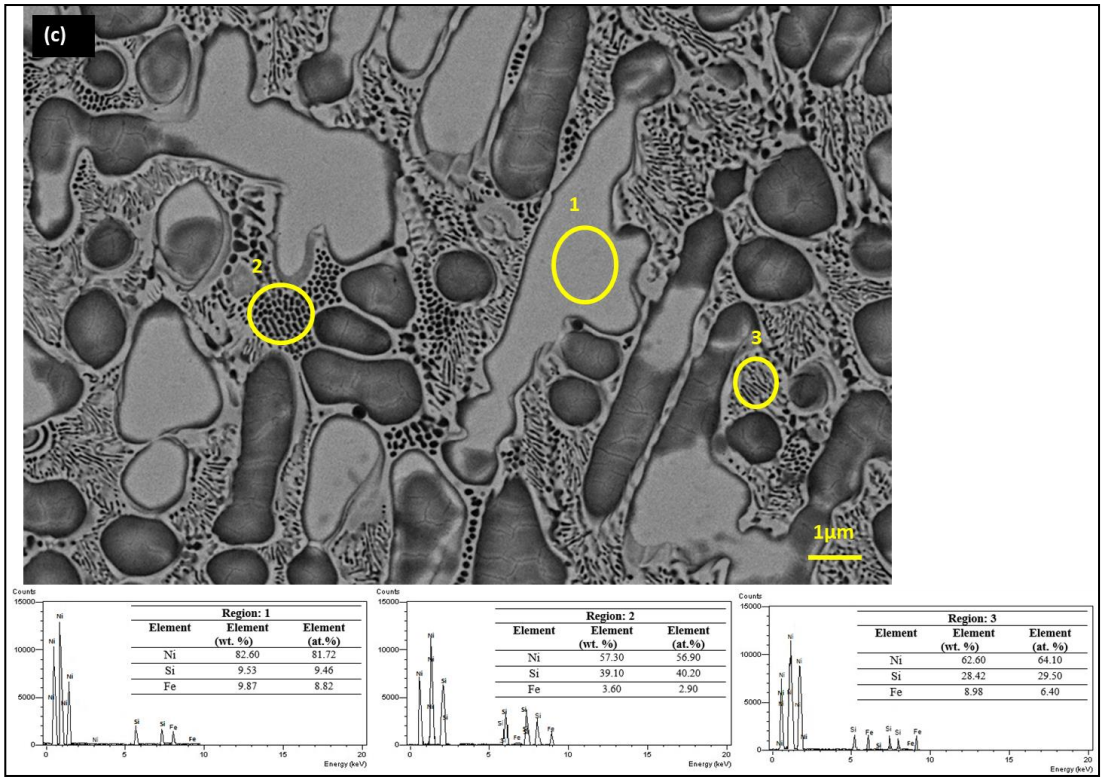
Şekil 4.9'da 80 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM ve EDX analizi olup 80 m/s' de lameller ve küresel taneciklerin boyutları azalmıştır. Yapıda gözlemlenen bu boyut azalması hızlı katılaştırmanın bir etkisidir. 1. bölgede Ni ağırlıkça %83.60, Si %9.40 ve Fe % 7.00, 2. bölgede Ni ağırlıkça %57.30, Si %39.10 ve Fe % 3.60, 3. bölgede Ni ağırlıkça %62.60, Si %29.70 ve Fe % 7.70 oranındadır. EDX analizi kantitatif bir analiz olduğu için hızlı katılaştırılmış alaşımlarda Ni, Si ve Fe elementlerinin bulunması bu elementleri içeren alaşımın üretildiğini göstermektedir.



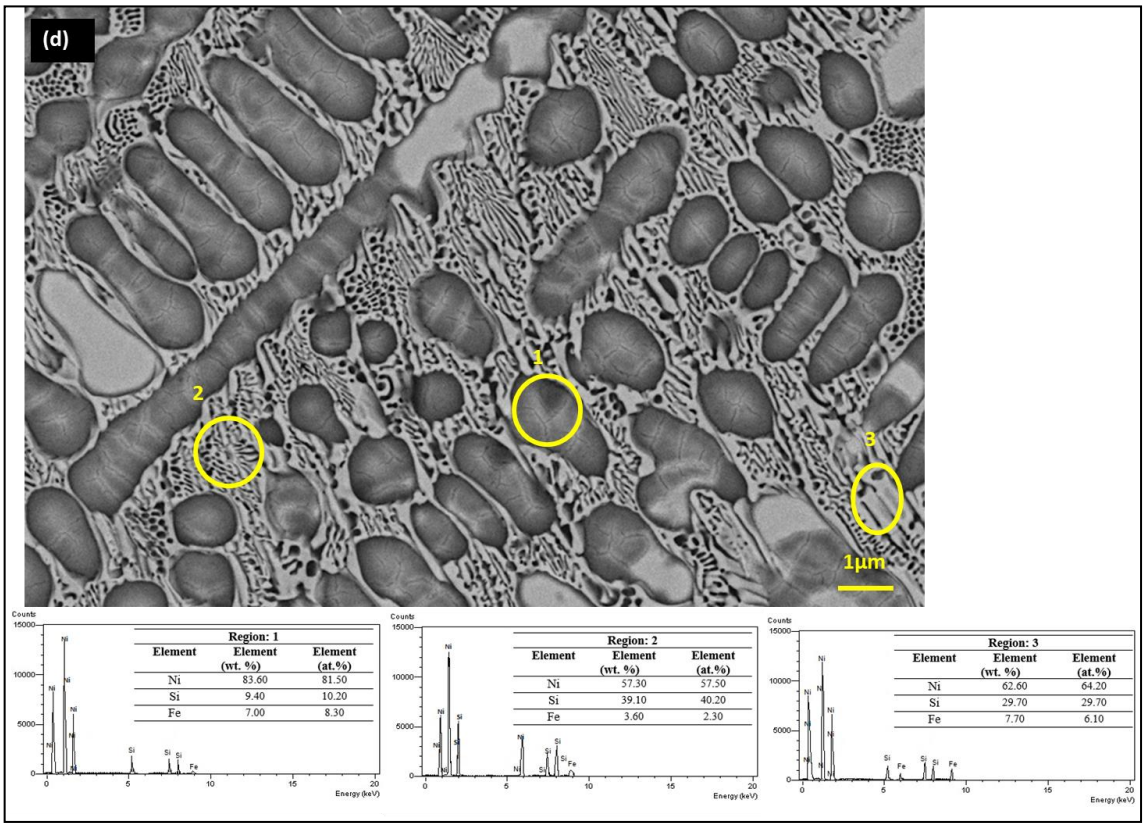
Şekil 4.6 20 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi



Şekil 4.7 40 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi



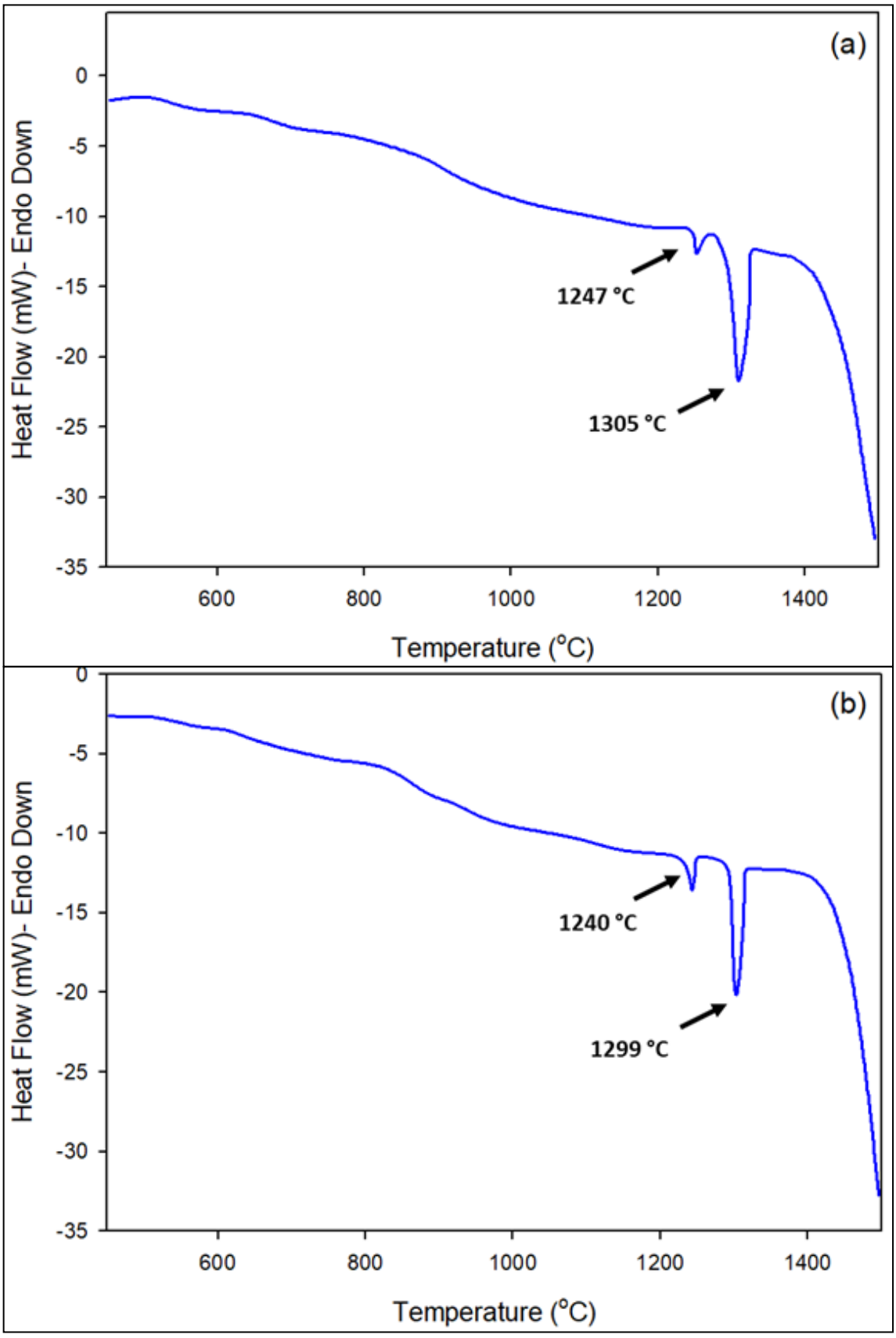
Şekil 4.8 60 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi



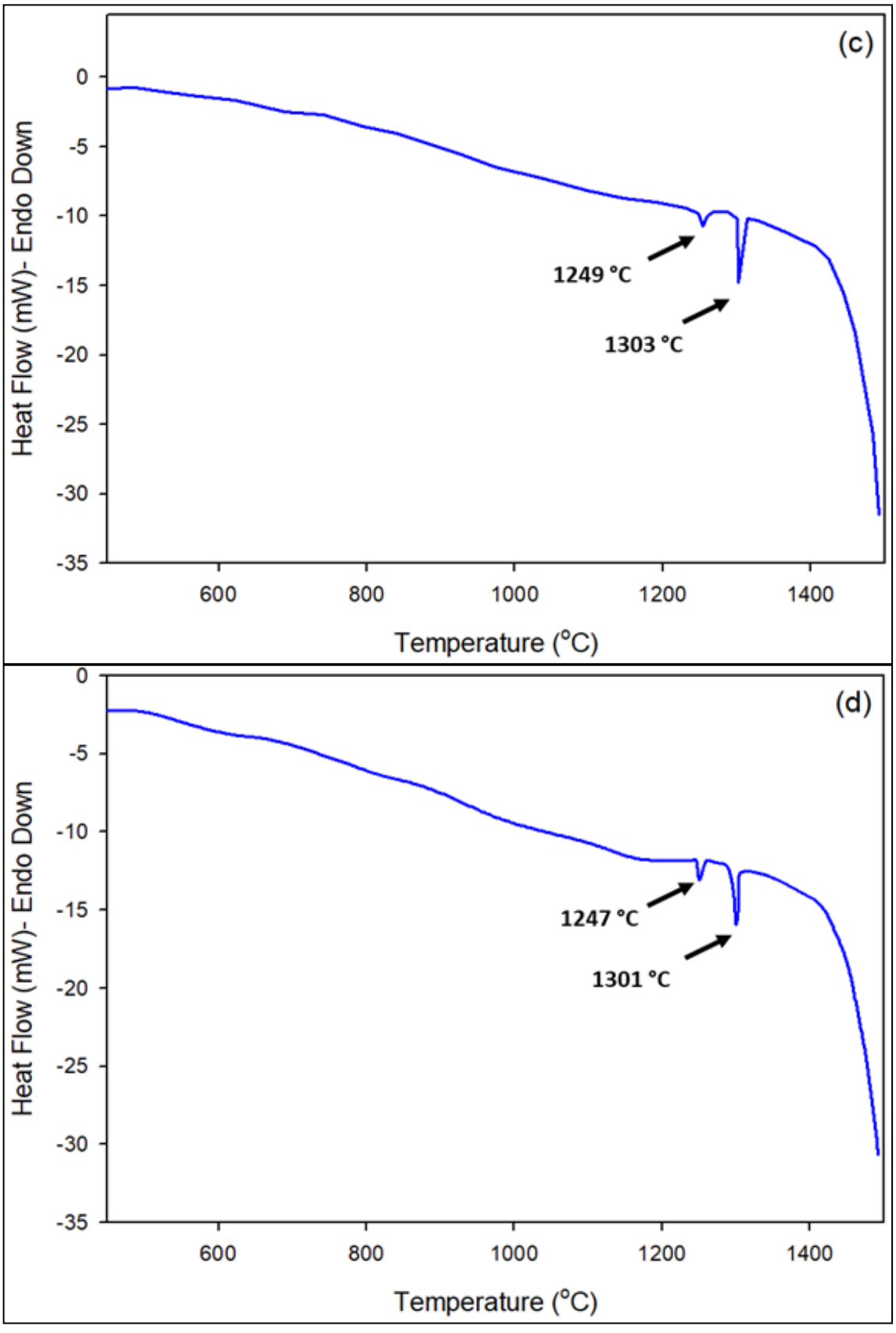
Şekil 4.9 80 m/s katılaştırma hızında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımına ait SEM fotoğrafıyla birlikte EDX analizi

4.4 DTA Analizleri

Ni-10Si-10Fe numunesine ait 20, 40, 60 ve 80 m/s hızda katılaştırılmış alaşımların şeritleri kullanılarak DTA analizleri yapılmıştır. Bu amaçla, şeritler öncelikle makasla kesilebilecek en küçük parçalara ayrılarak, her bir şeritten 20-25 mg hazırlanmıştır. Ayrıca sıcaklıkla artacak olan oksitlenme etkisini azaltmak için, kefenin bulunduğu hazneye 10 lt/dak' lık sıvı azot akışı sağlanarak kontrollü atmosfer oluşturulmuştur. Hazırlanan numuneler Al kefeye konularak cihazın haznesine yerleştirilmiştir. Sıcaklık kontrol ünitesi 10°C/dak' ya ayarlanarak numuneler ısıtılmaya başlanmıştır. Şekil 4.10'da hızlı katılaştırılmış numunelerin DTA analiz sonuçlarını içermektedir.



Şekil 4.10 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait DTA analizi sonuçları; (a) 20 m/s, (b) 40 m/s, (c) 60 m/s ve (b) 80 m/s



Şekil 4.10 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait DTA analizi sonuçları; (a) 20 m/s, (b) 40 m/s, (c) 60 m/s ve (b) 80 m/s (devam)

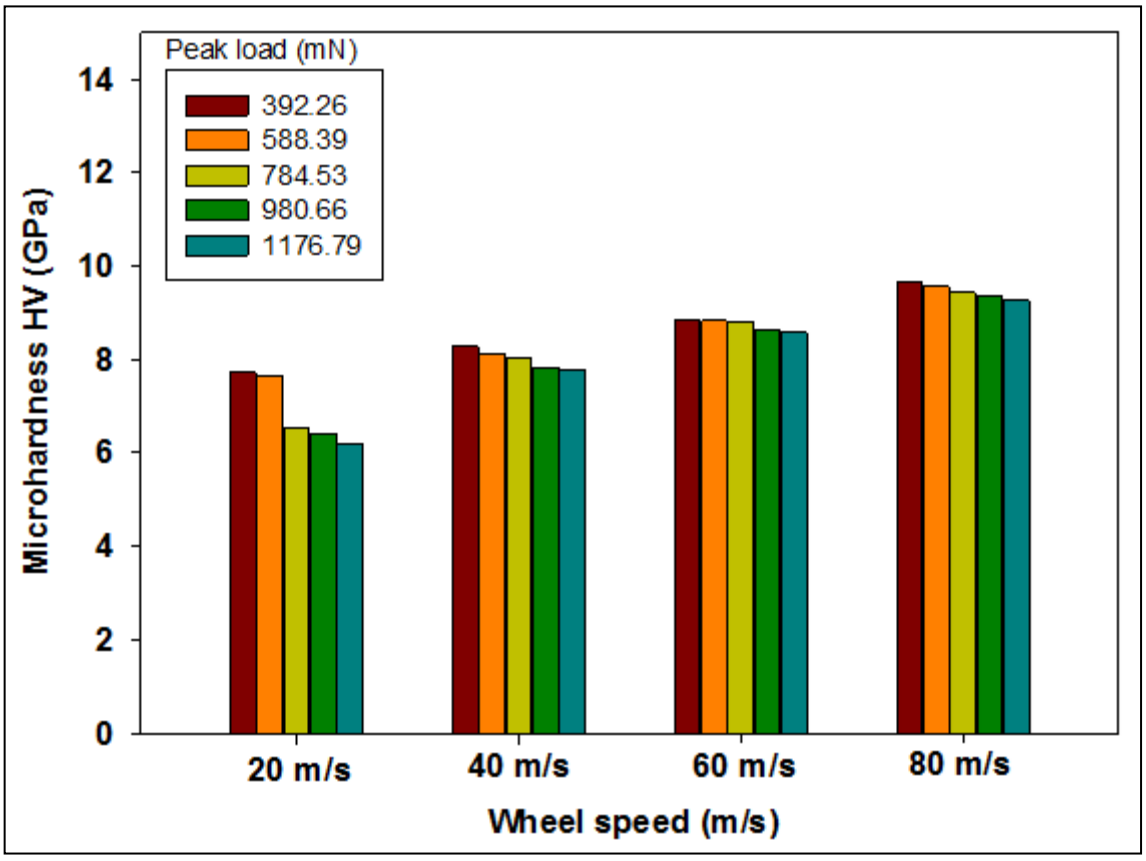
Şekil 4.10 da yapılan DTA analizlerinde Ni-10Si-10Fe alaşımlarının erime karakteristiği belirlenmiştir. Şekil 4.10 (a), (b), (c) ve (d) de iki endotermik erime eğrisi gözlenmiştir. Bu eğriler 1240-1249 °C ve 1299-1305 °C aralıklarında ölçülmüştür, bu eğriler βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$, δ-Ni_2Si ve α-Ni' e aittir ve bu değerler literatürle uyumludur (Wang vd. 2006, Karaköse ve Keskin 2011). Şekil 4.10' da gözlemlenen erime eğrileri XRD analizinde gözlenen eğrilerle uyumludur (bkz Şekil 4.1).

4.5 Mekanik Özellikler

Mekanik özellikler bir malzemenin endüstriyel uygulamalarını belirlemede kullanılan en önemli yöntemlerden birisidir. Bu çalışmada mekanik özellikler Vickers mikrosertlik ve kopma çekme testleriyle belirlenmiştir. Bir malzemenin yüzeyine batırılan cisme karşı gösterdiği direnç sertlik olarak isimlendirilir. Bu çalışmada, genellikle ince malzemelerin sertlik ölçümlerinde kullanılan ve mikrosertlik olarak adlandırılan Vickers mikrosertlik testi kullanılmıştır.

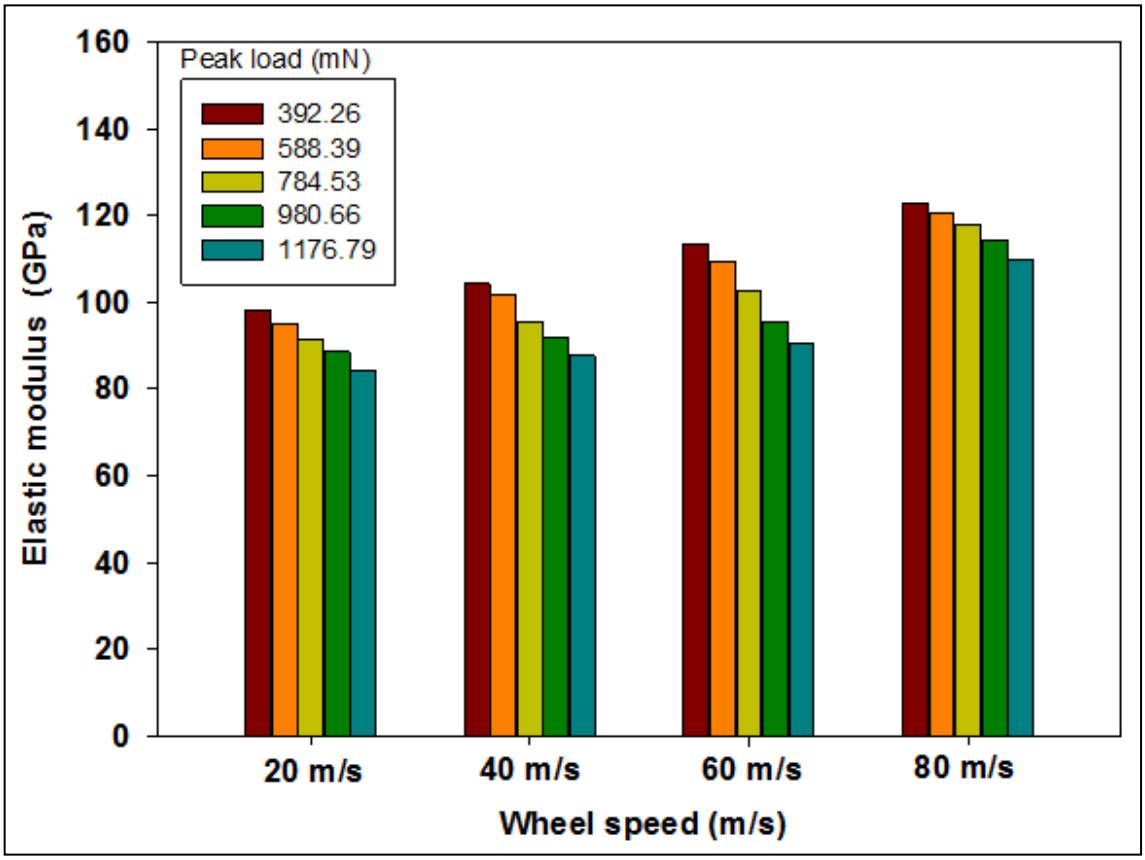
İngot numuneler 10 s süre ile 392.26, 588.39, 784.53, 980.66 ve 1176.79 mN' luk yük tatbik edilmek suretiyle mikrosertlik testleri yapılmıştır. Her numune için en az beş ölçüm gerçekleştirilmiştir. Bu ölçümlerde bulunan sonuçların ortalaması alınarak mikrosertlik sonuçları hesaplanmıştır. Şekil 4.11 mikrosertliğin disk hızına ve yüke bağlı değişimini göstermektedir.

Şekil 4.11 incelendiğinde, alaşımların sertlik değerleri katılaştırma hızına bağlı olarak artmaktadır. Hızlı katılaştırılmış alaşımlarda yüke bağlı olarak da mikrosertlik değeri azalmaktadır. Yükün artarken mikrosertlik değerinin azalması iz boyutu etkisi olarak adlandırılmaktadır ve yapmış olduğumuz çalışma da literatürle uyumlu olarak bu durum gözlenmiştir (Karaköse ve Keskin 2009b, Karaköse ve Keskin 2012).



Şekil 4.11 Hızlı katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşımlarına ait mikrosertliğin disk hızına ve yüke bağlı değişim grafiği

Hızlı katılaştırılmış alaşımların 20 m/s devir ölçülen mikrosertlik değerleri sırasıyla 7.72, 7.64, 6.54, 6.41 ve 6.20 GPa olarak bulunmuştur. Diğer taraftan aynı numunelerin en yüksek katılaştırma hızı olan 80 m/s de mikrosertlik değerleri sırasıyla 9.68, 9.57, 9.43, 9.35 ve 9.26 olarak ölçülmüştür. 20 m/s de katılaşan alaşımlara göre 80 m/s hızda hızlı katılaştırılmış numunelerde mikrosertlik değeri 1/2 oranından fazla artmıştır. Numunelerin sertlik değerindeki bu artışın sebebi mikroyapıdaki tanecik küçülmesi ve katılaşma hızıyla artan morfolojideki homojenlik artışıdır (Bozbıyık ve Eruslu 1988, Karaköse ve Keskin 2010).



Şekil 4.12 Hızlı katılaştırılmış Ni–10Si–10Fe alaşım şeritlerinin pik yüküne bağlı elastik modülünün değişimi

Şekil 4.12 disk hızına bağlı olarak hızlı katılaştırılmış Ni–10Si–10Fe alaşımlarının elastik modülündeki (E) değişiklikleri göstermektedir, grafiğe göre katılaştırma hızının artmasıyla elastik modülünde önemli bir artışa neden olduğu görülmektedir. Her bir numune kendi içerisinde incelenirse artan yüke bağlı olarak elastik modülünün azaldığı anlaşılmaktadır. 20 m/s disk hızında 392.26, 588.39, 784.53, 980.66 ve 1176.79 mN yüklerde sırasıyla 98, 94, 91, 89 ve 84 GPa değerini almaktadır. Diğer taraftan en yüksek disk hızı olan 80 m/s de ise 392.26, 588.39, 784.53, 980.66 ve 1176.79 mN yüklerde sırasıyla 123, 121, 117, 113 ve 109 GPa değerini almaktadır. Elastik modül değerlerinden açıkça görüldüğü gibi 20 m/s disk hızından 80 m/s disk hızına çıkılmasıyla elastik modül değeri yaklaşık %28 artmaktadır. Elastik modülü malzemelerin içsel özelliklerinden biri olup atomlar arasındaki bağlanma kuvvetlerinin bir göstergesidir. Atomlar arasındaki bağlanma kuvveti sadece kristal yapı tarafından değil, aynı zamanda atomlar arası boşlukla da belirlenir ve alaşım ilavelerinden de etkilenebilir (Turnbull 1950).

5. SONUÇ VE TARTIŞMALAR

Ni esaslı alaşımların otomotiv, uçak, uzay teknolojisi, bilgisayar vb. gibi pek çok alanda yaygın bir şekilde kullanılması Ni esaslı alaşımlar üzerinde son yıllarda birçok çalışma yapılmasına neden olmuştur. Giriş bölümünde de belirtildiği gibi bu tezin amacı, teknolojik bakımdan önemli bir yere sahip olan ve birçok endüstri kollarında kullanım alanı bulan hızlı katılaştırılmış Ni esaslı alaşımların yapı ve fiziksel özelliklerini incelemektir. Bu çalışmada Ni-10Si-10Fe alaşımları 20, 40, 60 ve 80 m/s katılaştırma hızlarında üretilmiş ve hızlı katılaştırmanın alaşımların yapı, fiziksel ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelemiştir.

Tez çalışması sonucunda elde edilen veriler aşağıdaki maddeler halinde özetlenebilir.

1. 20, 40, 60 ve 80 m/s disk hızlarında katılaştırılmış Ni-10Si-10Fe alaşım şeritlerin XRD faz analizleri yapılmış; 20 m/s ve 40 m/s hızları ile üretilen alaşımlarında dört farklı faz tespit edilmiştir bu fazlar; α-Ni, βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ ve δ-Ni_2Si. Katılaştırma hızları 60 m/s ve 80 m/s olduğunda ise aynı fazlar görülmüş, fakat bu fazlara ait pikler gözle görülür biçimde azalmıştır. Bu durum ise disk hızındaki artmayla birlikte alaşım çözünürlüğünün artmasının bir sonucudur.
2. Dört farklı katılaştırma hızında üretilen Ni-10Si-10Fe çubuğu SEM ile fotoğrafı analizinde; 20 m/s katılaştırma hızında üretilen numunelerde hücresel ötektik içerisinde lamelsel yapıda morfoloji gözlenmiş lamelsel yapıda βNi3Si, γ-Ni31Si12 ve δ-Ni2Si fazları alaşım ana matrisine gömülü olarak yer almakta olup faz miktarları EDX analiziyle tayin edilmiştir. Katılaştırma hızı 20 m/s ‘den 80 m/s ye artırılmasıyla üretilen numunelerin SEM ile incelemesinde lamellerin boyu 3-5 µm ile aynı kalırken, küresel taneciklerin yapısı ise 1-3 µm’den 0,5-1 µm’ye kadar düştüğü görülmüştür. Katılaştırma hızı arttıkça numunelerin mikroyapısının daha homojen ve daha sade olduğu gözlenmektedir.
3. SEM-EDX analizinde ise; alaşımın üç farklı faz bölgesinden oluştuğu tespit edilmiştir. 1. bölge alaşımın tabanı olup Ni matris bu bölgeye yerleşmiştir. 1. bölgede Ni ağırlıkça %83.70, Si %9.50 ve Fe % 6.80 oranındadır. 2. bölge dantele benzer lamellerden oluşan intermetaliklerin yer aldığı bölgedir ve burada Ni ağırlıkça

%57.00, Si %39.90 ve Fe % 3.20 oranındadır. Diğer taraftan 3. bölge noktasal küresel yapıların yer aldığı bölge olup burada Ni ağırlıkça %62.26, Si %29.62 ve Fe % 8.12 oranındadır ve muhtemelen βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$ ve δ-Ni_2Si intermetalik fazları 2. ve 3. bölgede yer almaktadır.

4. Dört farklı hızda katılaştırlarak üretilen numunelerin DTA analizinde dört endotermik eğri görülmüştür. Bu eğriler 1240-1249 °C ve 1299-1305 °C aralığında ölçülmüştür. Bu eğriler βNi_3Si, γ-$Ni_{31}Si_{12}$, δ-Ni_2Si ve α-Ni' fazlarına aittir. Hızlı katılaştırılmış alaşımların 20 m/s devir ölçülen mikrosertlik değerleri sırasıyla 7.72, 7.64, 6.54, 6.41 ve 6.20 GPa olarak bulunmuştur. Diğer taraftan aynı numunelerin en yüksek katılaştırma hızı olan 80 m/s de mikrosertlik değerleri sırasıyla 9.68, 9.57, 9.43, 9.35 ve 9.26 olarak ölçülmüştür. 20 m/s de katılaşan alaşımlara göre 80 m/s hızda hızlı katılaştırılmış numunelerde mikrosertlik değeri 1/2 oranından fazla artmıştır.

KAYNAKLAR

Beck, H. and Güntherodt, H.J. 1981. Topics in applied physics glassy metal 1, Vol 46, Springer-Verlah, 1-4 p., NewYork

Bozbıyık, A. and Eruslu, M.N. 1988. MS yöntemiyle katilaşmiş A1-Mn şeritlerin üretimi, 337-351 s., Metalurji Kongresi ve Sergisi.

Ezugwu, E.O. and Tang, S.H. 1995. Surface abuse when machining cast iron (G-17) andnickel-base superalloy (Inconel 718) with ceramic tools. Journal of Materials Processing Technology, 55, 63-69.

Fan, Y., Huang, K. and Makhlouf, M. 2015. Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys. Metall. Mater. Trans. A., 46, 5830-5841.

Flemings, M.C. 1976. Döküm ve katilaştirma tekniği (Çeviri: M. Başaran), İTÜ Matbaası, 322-331 s., İstanbul.

Gogebakan, M., Uzun, O., Karaaslan, T. ve Keskin, M. 2003. Rapidly solidified Al–6.5 wt% Ni alloys. J. Mater. Process Technol., 142, 87-92.

Gonzalez, G., Lara-Rodriguez, G.A., Sandoval-Jiménez, A., Saikaly, W. and Charai, A. 2008. The influence of coolingrateon the microstructure of an Al-Ni Hypereutectic alloy. Mater. Charact., 59, 1607-1612.

Gündüz, M. 1984. Measurement of solid-liquid surface energies. Ph.D. thesis, Oxford University, UK.

Hayt Jr., W.H. and Buck, J.A. 2001. Engineering electro magnetics. Mc Graw Hill, New York.

Herlach, D.M. 1994. Non-equilibrium solidification of under cooled metallic melts. Mat. Sci., 12, 177-255.

Huang, W. and Chang, Y.A. 1998. A thermodynamic analysis of the Ni-Al system. Intermetallics, 6, 487-498.

Jawahir, I.S., Guo, Y.B. and Li, W. 2009. Surface integrity characterization and predictionin machining of hardened and difficult-to-machine alloys; a state-of-the-artresearch review and analysis. Machining Science and Technology, 13, 437-470.

Jemielniak, K. 2009. Finish turning of Inconel 718. Advances in Manufacturing Science and Technology, 33(1), 59-69.

Jones, H. 1982. Rapid solidification of metal and alloys, 1st Edition, The Institution of Metallurgist, 1-7 p., London.

Karaköse, E. ve Keskin, M. 2009a. Morphological characteristic of the conventional and melt-spun Al-10Ni-5.6 Cu (in wt.%) alloy. Mater. Charact., 60(12), 1569-1577.

Karaköse, E. ve Keskin, M. 2009b. Effect of solidification rate on the microstructure and microhardness of a melt-spun Al–8Si–1Sb alloy. J. Alloys Compd., 466, 117.

Karaköse, E. ve Keskin, M. 2010. Microhardness and morphologic characteristics of rapidly solidified Al-12Si-8Ni-5Nd alloy. Metals and Materials International, 16(3), 383-391.

Karaköse, E. ve Keskin, M. 2011. Structural investigations of mechanical properties of Al based rapidly solidified alloys. Materials & Design, 32(10), 4970-4979.

Karaköse, E. ve Keskin, M.. 2012. Investigation of microstructural, mechanical and thermal properties of rapidly solidified Ni-7 wt% Si alloy. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 553, 181-191.

Karaköse, E., Karaaslan, T., Keskin, M. ve Uzun, O. 2008. Microstructural evolution and microhardness of a melt-spun Al–6Ni–2Cu–1Si (in wt.%) alloy. J. Mater. Process. Technol., 195(1-3), 58-62.

Kaufman, H. Stadler, F., Antrekowitsch, H., Fragner, W. and Uggowitzer, P.J. 2012. Effect of main alloying elements on strength of Al–Si foundry alloys at elevated temperatures. Int. J. Cast Met. Res., 25(4), 215-224.

Kawaguchi, H. and Enokizono, M. 2005. Thermal and magnetic field analysis of induction heating problems. Journal of Materials Processing Technology, 161(1-2), 193-198.

Kınıkoğlu, N.G. 2001. Malzeme bilimi ve mühendisliği. Literatür Yayıncılık, 900 s., İstanbul.

Koch, C.C. 1988. Rapid solidification of Intermetallic compounds. Int. Mat. Rev., 33(4), 201-218.

Kölemen, U., Uzun, O., Güclü, N. ve Şahin, O. 2008. Analysis of data on indentation load against penetration depth for bulk MgB2 crystal using indentation work and Oliver–Pharr approaches. Mater. Chem. Phys. 112(1), 5-10.

Li, X., Fautrelle, Y., Ren, Z., Zhang, Y. and Esling, C. 2010. Effect of a high magnetic field on the Al-Al3Ni fiber eutectic during directional solidification. Acta Mater., 58, 2430-2441.

Liu, Y. 2000. Amorphisation and characterisation of multicomponent Fe-Co-Ni-Zr-B alloys during mechanical alloying. Ph.D. thesis, Birmingham University, UK.

Maraşlı, N. and Hunt, J. D. 1998. The use of measured values of surface energies to test heterogeneous nucleation theory. Journal of Crystal Growth, 191, 558-562.

Massalski, T.B., Murray, J.L., Bennet, L.H. and Baker, H. 1986. Binary alloy phase diagrams. American Soc. for Met., 164-172 p., Ohio.

Mehrabian, R. 1982. Rapid solidification. lnt. Metals Reviews, 27(4), 185-251.

Miyazawa, Y. and Pound, G.M. 1974. Homogeneous nucleation of crystalline gallium from liquid gallium. Journal of Crystal Growth., 23, 45.

Porter, D.A. and Easterling, K.E. 1991. Phase transformations in metals and alloys. Van Nostrnad Reinhold Co. Ltd., 1-16 p., UK.

Qian, J., Li, J., Xiong, J., Zhang, F. and Lin, X. 2012. In situ synthesizing Al3Ni for fabrication of intermetallic reinforced aluminium alloy composites by friction stir processing. Mat. Sci. Eng. A., 550, 279-285.

Ranganath, S. Guo, C. and Hegde, P. 2009. A finite element modeling approach topredicting white layer formation in nickel superalloys. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 58, 77-80.

Rizzi, P. and Battezzati, L. 2007. Microhardness and devitrification studies Al-TM-RE alloys. J. Alloy. Compd., 434-435, 36–39.

Rudnev, V., Loveless D, Cook R. and Black M. 2003. Handbook of induction heating. Marcel Dekker, New York.

Sangwal, K. Surowska, B. and Blaziak, P. 2003. Relationship between indentation size effect and materials properties in the microhardness measurement of some cobalt-based alloys. Mater. Chem. Phys. 80, 428-437.

Shi, D., Wen, B., Melnik, R., Yao, S. and Li, T. 2009. First-principles studies of Al-Ni intermetallic compounds. J. Solid State Chem., 182, 2664-2669.
Takayama, M. and Liu, C.T. 1992. Mater. Sci. Eng. A153, 538-547.
Tkach, V.I., Limanovskii, A.I., Denisenko, S.N. and Rassolov, S.G. 2002. Mater. Sci. Eng. A323, 91-96.
Turnbull, D. and Fisher, J. C.1949. Rate of nucleation in condensed system. J. Chem. Phys., 17, 71.
Turnbull, D.J. 1950a. Formation of crystal nuclei in liquid metals. J. Appl. Physics, 21, 1022-1029.
Turnbull, D.J. 1950b. Isothermal rate of solidification of small droplets of mercury and Tin. Journal of Chemical Physics, 18, 768-775.
Turnbull, D.J. 1952. Kinetics of solidification of supercooled liquid mercury droplets. J. Chem. Phys., 20, 411-424.
Volmer, M. and Weber, A. 1926. Keimbildung in übersättigten gebilden. Z. Phys. Chem., 119, 227.
Wang, Y., Zhang, Z., Geng, H., Wang, W. and Bian, X. 2006. Microstructural characterization of a rapidly solidified Al–10 Sb alloy. Mat.Sci. Eng., A427, 203-209.
Wright, P.K. and Chow, J.G. 1982. Deformation characteristics of nickel alloys during machining. Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, 104, 85-93.
Wu, Q. 2007. Serrated chip formation and tool-edge wear in high-speed machining of advanced aerospace materials. Ph.D. Thesis, Utah State University, Utah.
Yamanoğlu, R., Karakulak, E., Zeren, M. and Koç, F.G. 2013. Effect of nickel on microstructure and wear behaviour of pure aluminium against steel and alumina counterfaces. Int. J. Cast Metal Res., 26, 289-295.
Yegneswaran, A.H. Das, S. and Rohatgi, P.K. 1987. Characterization of rapidly solidified Al-Si alloy. J. Mat. Sci., 22, 3173-3177.
Zhang, X. and Atrens, A. 1981. Rapid solidification characteristic in melt spinning. Mat.Sci. Eng., A159, 243-251.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Uğur KARAKAŞ

Doğum Yeri : Meram- KONYA

Doğum Tarihi : 14.07.1980

Medeni Hali : Evli

Yabancı Dili : İngilizce

Adres : Gülpınar Mh. 149. Sk. Kılıç Apt. No:3/15 Altındağ- ANKARA

Tel : (0 549) 330 21 39

E-posta : ugurkarakas06@gmail.com

Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

Lise : Konya Meram Gazi Lisesi/ 1995/1998

Lisans : Gazi Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü/ 1998/2002

Yüksek Lisans : Çankırı Karatekin Üniversitesi/Fen Bilimleri Enstitüsü/ Fizik Anabilim Dalı

Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl

Ankara Büyükşehir Belediyesi EGO Genel Müdürlüğü - 2014