



T.C.
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

DOĞRUSAL KATILAŞTIRILMIŞ ÜÇLÜ Al-La-Ni ALAŞIMININ MİKROYAPI VE
FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

ERKAN ÜSTÜN

Doktora Tezi

Danışman

Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

Ekim 2021

T.C.
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

DOĞRUSAL KATILAŞTIRILMIŞ ÜÇLÜ Al-La-Ni ALAŞIMININ MİKROYAPI VE
FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

ERKAN ÜSTÜN

Doktora Tezi

Danışman

Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

Ekim 2021

Erkan ÜSTÜN tarafından **Prof. Dr. Emin ÇADIRLI** danışmanlığında hazırlanan “**Doğrusal Katılaştırılmış Üçlü Al-La-Ni Alaşımının Mikroyapı ve Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi**” adlı bu çalışma jürimiz tarafından Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Fizik** Ana Bilim Dalı’nda Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Prof. Dr. Hasan KAYA (Erciyes Üniversitesi)

Üye : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

Üye : Prof. Dr. Uğur BÜYÜK (Erciyes Üniversitesi)

Üye :Prof. Dr. Adil CANIMOĞLU (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

Üye :Dr. Öğr. Üyesi Selva BÜYÜKAKKAŞ (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

ONAY:

Bu tez, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunca belirlenmiş olan yukarıdaki jüri üyeleri tarafından/...../20.... tarihinde uygun görülmüş ve Enstitü Yönetim Kurulu’nun/...../20.... tarih ve sayılı kararıyla kabul edilmiştir.

...../...../20...

Prof. Dr. Murat BARUT
MÜDÜR

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.



Erkan ÜSTÜN

ÖZET

DOĞRUSAL KATILAŞTIRILMIŞ ÜÇLÜ Al-La-Ni ALAŞIMININ MİKROYAPI VE FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

ÜSTÜN, Erkan

Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik AnaBilim Dalı

Danışman : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

Ekim 2021, 149 sayfa

Bu tez kapsamında, Bridgman tipi büyütme cihazı kullanılarak sabit bir sıcaklık gradyenti ($G=4.0$ K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.3-166.0$ $\mu\text{m/s}$) doğrusal olarak katılaştırılan Al-8.8La-1.2Ni (ağ.%) üçlü alaşımının dentritik mesafeleri (λ_1, λ_2), mikrosertliği (HV), maksimum çekme dayanımı (σ_{uts}), çekme akma dayanımı (σ_{tys}), basma akma dayanımı (σ_{cys}) ve bazı termal özellikleri incelendi. Çalışılan alaşımın kompozisyon analizi ve faz tayinleri XRF, EDX ve XRD yöntemleri ile gerçekleştirildi. Her bir V değeri için λ_1 ve λ_2 değerleri ölçüldü. Kabalaşan ikincil dendrit kol mesafeleri (λ_{2C}) dikkate alınarak bölgesel katılaşma süreleri (t_f) hesaplandı ve artan V değerleri ile t_f değerlerinin azaldığı gözlemlendi. Numunelerin λ_1, λ_2 ve V 'ye bağlı olarak mekanik özellikleri (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}) belirlendi ve deneysel bağıntılar elde edildi. Sonuçlar artan V değerleri için λ_1 ve λ_2 değerlerinin azaldığını, buna karşın HV, σ_{uts} , σ_{tys} ve σ_{cys} değerlerinin ise arttığı tespit edildi. Ayrıca, çalışılan alaşımın bazı termal özellikleri (K , ΔH , C_p , α) “karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemi” ve DSC analizi ile tayin edildi. Deneysel sonuçlar literatürdeki deneysel çalışmalarla karşılaştırıldı.

Anahtar Sözcükler: Al-La-Ni üçlü alaşımı, dendritik mesafeler, kabalaşma, mekanik özellikler, termal özellikler

SUMMARY

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE AND PHYSICAL PROPERTIES OF DIRECTIONALLY SOLIDIFIED TERNARY Al-La-Ni ALLOY

ÜSTÜN, Erkan

Niğde Ömer Halisdemir University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics

Supervisor : Prof. Dr. Emin ÇADIRLI

October 2021, 149 pages

In this thesis, the dendritic spacings (λ_1 , λ_2), microhardness (HV), ultimate tensile strength (σ_{uts}), tensile yield strength (σ_{tys}), compressive yield strength (σ_{cys}), and some thermal properties of directionally solidified Al-8.8La-1.2Ni (wt.%) ternary alloy at different solidification rates ($V=8.3-166.0 \mu\text{m/s}$) and a constant temperature gradient ($G=4.0 \text{ K/mm}$) using Bridgman-type growth apparatus were investigated. Composition analysis and phase determinations of the studied alloy were performed with XRF, EDX and XRD methods. The values of λ_1 and λ_2 were measured for each V value. Local solidification times (t_f) were calculated by considering the coarsening secondary dendrite arm spacings (λ_{2C}), and it was observed that it decreased with increasing V values. The mechanical properties (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}) of the samples were determined depending on λ_1 , λ_2 and V , and experimental relationships were obtained. Results showed that λ_1 and λ_2 values decreased for increasing V values, whereas HV, σ_{uts} , σ_{tys} and σ_{cys} values increased. Also, some thermal properties (K , ΔH , C_p , α) of studied alloy were determined by “comparison cut bar method” and DSC analysis. The experimental results were compared with experimental studies in the literature.

Keywords: Al-La-Ni ternary alloy, dendritic spacings, coarsening, mechanical properties, thermal properties

ÖN SÖZ

Bu tez çalışmamın gerçekleşmesinde bana her anlamda destek veren, beni yönlendiren, tüm bilgi birikimini benimle paylaşan, yakın ilgi ve yardımlarını benden esirgemeyen kendisi ile çalışmaktan onur duyduğum değerli hocam Prof. Dr. Emin ÇADIRLI'ya gösterdiği ilgi, hoşgörü ve yardımları için teşekkür ederim.

Her konuda olduğu gibi doktora yapmam için beni yüreklendiren ve çalışmalarımın her aşamasında benden desteğini ve emeğini esirgemeyen eşim Keziban ÜSTÜN'e, biricik oğlum Talha Efe'ye ve biricik kızım Buğlem Ece'ye sabırları, özverileri ve bana olan inançları için tekrar tekrar teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
SUMMARY	v
ÖN SÖZ	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
FOTOĞRAFLAR VB. MALZEMELER DİZİNİ	xv
SİMGE VE KISALTMALAR	xvi
BÖLÜM I TEMEL KAVRAMLAR.....	1
1.1 Giriş	1
1.2 Katı-Sıvı Faz dönüşümleri ve Gibbs Serbest Enerjisi	3
1.3 Aşırı Soğumalar	7
1.3.1 Çözünen yayınımdan ileri gelen aşırı soğuma	8
1.3.2 Eğrilik yarıçapından ileri gelen aşırı soğuma.....	8
1.3.3 Kinetik aşırı soğuma.....	9
1.3.4 Yapısal aşırı soğuma.....	10
1.4 Katılaşma Yapılarının Uzunluk Ölçeği.....	12
1.5 Çekirdeklenme	13
1.5.1 Homojen çekirdeklenme	13
1.5.2 Heterojen çekirdeklenme	14
1.6 Alaşımların Katılaştırılması	16
1.6.1 Alaşımların düzlemsel katılaştırılması.....	17
1.6.2 Alaşımların hücrel katılaştırılması	18
1.6.3 Alaşımların dendritik katılaştırılması.....	19
1.7 Dendritik Katılaşma ile İlgili Mikroyapılar	21
1.7.1 Birincil ve ikincil dendrit kol mesafesi	22
1.7.2 İkincil dendrit kol kabalaşması	23
1.7.2.1 İkincil dendrit kol kabalaşma modelleri	23
1.7.2.2 İkincil dendrit kol kabalaşması mekanizmaları	25

BÖLÜM II KATILAŞTIRMA ÜZERİNE YAPILAN ARAŞTIRMALAR	28
2.1 Mikroyapı ile İlgili Yapılan Çalışmalar.....	28
2.1.1 λ_1 ve λ_2 ile ilgili yapılan çalışmalar.....	28
2.1.2 İkincil kol kabalaşmasıyla (λ_{2C}) ilgili yapılan çalışmalar.....	33
2.2 Mekanik Özellikler ile İlgili Yapılan Çalışmalar (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}).....	37
2.3 Termal Özellikler ile İlgili Yapılan Çalışmalar (K, ΔH , C_p , α).....	44
BÖLÜM III DENEY DÜZENİĞİ VE BİR DENEYİN YAPILIŞI.....	47
3.1 Döküm ve Katılaştırma Sistemleri.....	47
3.1.1 Vakumlu eritme fırını	47
3.1.2 Döküm fırını	49
3.1.3 Kontrollü (Doğrusal) katılaştırma fırını	51
3.2 Numune Hazırlama	53
3.2.1 Alaşımın hazırlanması.....	53
3.2.2 Numune potasının ve numune kalıbının hazırlanması	53
3.2.3 Dökümün yapılması.....	57
3.3 Kontrollü Katılaştırma	58
3.4 Sıcaklık Gradyenti ve Katılaştırma Hızının Hesaplanması	61
3.5 Metalografik İşlemler	62
3.6 Mikroyapıların Gözlenmesi	66
3.7 Mikroyapı Parametrelerinin Ölçümü	67
3.7.1 Birincil dendrit kol mesafesi (λ_1) ve ikincil dendrit kol mesafesinin (λ_2) ölçülmesi.....	67
3.7.2 Kabalaşma sürecinde ikincil dendrit kol mesafesinin (λ_{2C}) ve bölgesel katılma süresinin (t_f) hesaplanması	68
3.8 Mikrosertlik (HV) Değerlerinin Ölçümü.....	70
3.9 Çekme ve Basma Dayanım Değerlerinin Ölçümü.....	73
3.10 Termal İletkenliklerin Ölçülmesi.....	77
3.11 Erime entalpisi (ΔH), Öz ısı (C_p) ve Isıl Difüzyonun (α) Tayini	81
BÖLÜM IV BULGULAR TARTIŞMA VE SONUÇ.....	84
4.1 Kompozisyonların ve Fazların Karakterizasyonu (XRF, EDS, SEM-EDX ve XRD analizi).....	84
4.2 Görüntü Analizi	89
4.3 Katılaştırma Hızının Mikroyapı Parametreleri Üzerindeki Etkisi	91

4.3.1 Birincil dendrit kol mesafesi (λ_{1B} , λ_{1E}) ve ikincil dendrit kol mesafesi (λ_2) üzerindeki etkisi.....	93
4.3.2 Dendritik kol kabalaşması (λ_{2C}) üzerindeki etkisi	96
4.4 Kabalaşma Sürecinde Çözünen ve Faz Dağılımı.....	99
4.5 Mikrosertliğin Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Parametreleri ile İlişkisi.....	102
4.6 σ_{uts} , σ_{tys} ve σ_{cys} 'nin Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Parametreleri ile İlişkisi	105
4.7 Termal İletkenliğin Sıcaklığa Bağlılığı.....	115
4.8 ΔH , C_p ve Isıl Difüzyon (α)	119
4.9 Sonuç	123
KAYNAKLAR	126
EKLER.....	143
Ek-1 Stokiyometrik Hesaplamalar	143
Ek-2 Al-La-Ni Alaşımına Ait Faz Diyagramı (Godecke vd., 2001).....	145
Ek-3 Saf Alüminyumun Değişik Sıcaklıklardaki Termal İletkenlik Değerleri.....	146
Ek-4 Al-8.8La-1.2Ni Alaşımının XRD Analizi Sonucunda Elde Edilen Örgü Parametreleri	147
ÖZ GEÇMİŞ	148
TEZ ÇALIŞMASINDAN ÜRETİLEN ESERLER	149

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 4.1. Al-8.8La-1.2Ni döküm alaşımının X-ışını floresansı (XRF) ile kimyasal bileşim analizi.....	84
Çizelge 4.2. Sabit sıcaklık gradyentinde farklı katılaştırma hızlarında ölçülmüş deneysel parametreler	92
Çizelge 4.3. Katılaştırma hızı, dendrit kol mesafeleri ve mekaniksel özellikler arasındaki bağıntılar	93
Çizelge 4.4. Sabit sıcaklık gradyentinde (4.0 K/mm) ölçülen SDAS (λ_{2C}) ve bölgesel katılma süresi (t_f) arasındaki deneysel bağıntılar	97
Çizelge 4.5. Rappaz – Boettinger (1999) modeli için hesaplamalarda kullanılan fiziksel sabitler.....	97
Çizelge 4.6. Önceki çalışmalardan derlenen belirli katılma koşulları (G, V ve soğutma hızı) altında λ_{2C} ve t_f arasındaki deneysel bağıntılar ve sabitler	98
Çizelge 4.7. Önceki çalışmalardan derlenen belirli katılma koşulları (G ve V) altında bazı deneysel veriler	114
Çizelge 4.8. Önceki çalışmalardan derlenen Al esaslı alaşımlara ait bazı termal veriler.....	117
Çizelge 4.9. Farklı sıcaklık aralıklarında saf Al, saf La, saf Ni ve çalışılan alaşımın α_{TTC} 'sinin hesaplanan değerleri	118
Çizelge 4.10. Saf Al, La ve Ni metallerinin özısı kapasiteleri.....	121

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Saf bir elementin sabit basınçta katı ve sıvı fazların Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi (Porter and Easterling, 1984).....	5
Şekil 1.2. Atomların dağılımına göre Gibbs serbest enerjisinin şematik bir gösterimi (Porter and Easterling, 1984)	6
Şekil 1.3. Aşırı soğuma ve zamana bağlı sıcaklık değişim grafiği	7
Şekil 1.4. Çözünen aşırı soğumasına neden olan faktörlerin şematik gösterimi	8
Şekil 1.5. Alaşım katılaştırılmasında yapısal aşırı soğuma, katı-sıvı arayüzeyinin önündeki çözünence zengin tabaka (a), faz diyagramı (b), kararlı arayüzey (c) ve kararsız arayüzey (d)	11
Şekil 1.6. Katılaşma uzunluk ölçeği	12
Şekil 1.7. Mevcut bir kalıp üzerinde embriyo oluşumu ve ilgili arayüzey enerjileri	15
Şekil 1.8. Islatma açısının bir fonksiyonu olarak şekil faktörü	16
Şekil 1.9. Arayüzeyin düzlemsel cephede katılaşmasının şematik gösterimi.....	18
Şekil 1.10. Arayüzeyin düzlemsel yapılardan dendritik yapılara dönüşümü (Jackson and Hunt, 1965).....	19
Şekil 1.11. Hücresel katılaştırma ile ilgili sıcaklık ve çözünen dağılımı (Porter and Easterling, 1984)	20
Şekil 1.12. Katılaşma biçimlerinin yapısal aşırı soğumaya bağlı olarak değişimi (Edwards and Endean, 1990)	21
Şekil 1.13. Birincil ve ikincil dendrit kol mesafesi gösterimi	22
Şekil 1.14. İzotermal dendrit kabalaşması için dört mekanizma; radyal yeniden erime (a) aksinel yeniden erime (b), kol parçalanması (c) ve iki dendrit kolunun birleşmesi (d) (Flemings vd., 1991)	26
Şekil 3.1. Vakumlu eritme fırınının fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b).....	48
Şekil 3.2. Döküm fırınının fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b).....	50
Şekil 3.3. Kontrollü katılaştırma fırınının fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b)	52
Şekil 3.4. Grafit numune kalıbı, üst enine kesiti (a), alt enine kesiti (b) ve yandan görünüş (c).....	54
Şekil 3.5. Grafit tutucu ve kafes içeren karıştırıcı (a), grafit potanın üstten görünüşü (b) ve döküm fırını içindeki kalıplanmış grafit potalar (c).....	56

Şekil 3.6. Koruyucu grafit fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b)	57
Şekil 3.7. Bridgman-tipi doğrusal katılaştırma deney sistemi	58
Şekil 3.8. Zımparalama işlemi sürecinde numunenin yüzey durumu (A, B, C tabakaları zımparalama işlemiyle oluşan şekil değişikliklerini D ise orijinal içyapıyı göstermektedir) (Geçkinli, 1989).....	64
Şekil 3.9. Dendritik kol mesafe ölçümlerinin şematik gösterimi: boyuna ve enine kesitlerin gösterimi (a), boyuna kesitte λ_1 ve λ_2 ölçümleri (b) ve enine kesitte λ_1 ölçümü (c).....	68
Şekil 3.10. Sabit G'de (4 K/mm) doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni alaşımının tipik optik mikro fotoğrafları; λ_2 ve t_f ölçümleri (a), $V=8.3 \mu\text{m/s}$ (en düşük hız) (b) ve $V=83.0 \mu\text{m/s}$ (en yüksek hız) (c)	69
Şekil 3.11. Numune üzerinde mikrosertlik ölçümünün şematik gösterimi (a) ve α -Al dendritler (kırmızı oklar) ve dendritler arası bölge (sarı ok) üzerinde oluşan mikrosertlik izleri (b)	72
Şekil 3.12. Alüminyum malzemesine ait gerilim-gerinim grafiği	73
Şekil 3.13. Basma kuvveti uygulanan sünek malzemelerdeki fiç oluşumu; basma kuvveti yok (a), basma kuvveti etkisiyle fiç oluşumunun ilk aşaması (b) ve fiç oluşumunun tamamlanması (c)	74
Şekil 3.14. Eksenel ısı akış fırını (a) ve karşılaştırmalı kesik çubuk deney düzeneği (Büyütülmüş görünüm) (b).....	79
Şekil 4.1. Al-8.8La-1.2Ni döküm numunesindeki kimyasal elementlerin dağılımını gösteren EDS/elemental mapping görüntüleri, döküm numunenin mikroyapısı (a), EDS spektrum analizi (b) ve sırasıyla Al, La ve Ni elementlerinin dağılımları (c, d, e)	85
Şekil 4.2. Al-8.8La-1.2Ni alaşıımının SEM-EDX kullanılarak kimyasal bileşim analizi, ötektik faz (interdendritik bölge, turuncu dikdörtgen çerçeve); büyütülmüş SEM görüntüsü (beyaz oklar IMC fazlarını gösterir) (a) ve α -Al dendritik faz (dendritik bölge, mavi dikdörtgen çerçeve) (b)	87
Şekil 4.3. Al-8.8La-1.2Ni alaşıımından elde edilen X ışını kırınım desenleri	88
Şekil 4.4. Sabit bir G (4 K/mm)'de doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni alaşıımının tipik mikroyapı görüntüleri; $V = 8.3 \mu\text{m/s}$ (a, b), $V = 16.6 \mu\text{m/s}$ (c, d) ve $V = 41.5 \mu\text{m/s}$ (e, f).....	90

Şekil 4.5. Sabit bir G (4 K/mm)'de doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni alaşımının tipik mikroyapı görüntüleri; V=83 µm/s (a, b) ve V=166 µm/s (c, d)	91
Şekil 4.6. Sabit sıcaklık gradyentinde katılaştırma hızına göre dendritik kol mesafelerinin değişimi, V'ye göre λ_1 (a) ve V'ye göre λ_2 (b).....	94
Şekil 4.7. Bölgesel katılaşma süresinin bir fonksiyonu olarak ikincil dendrit kol mesafesinin değişimi	96
Şekil 4.8. Al-8.8La-1.2Ni alaşım numunesinde oluşan fazlarda kimyasal elementlerin dağılımını gösteren EDS/elemental mapping görüntüleri, düşük büyüme hızında (8.3 µm/s) büyüyen dendrit ucu (a), düşük büyüme hızında (8.3 µm/s) büyüyen ikincil dendrit kollar (b), yüksek büyüme hızında (83.0 µm/s) büyüyen ikincil dendrit kollar (c)	101
Şekil 4.9. HV'nin V'ye göre değişimi (a), HV'nin λ_1 'e göre değişimi (b) ve HV'nin λ_2 'ye göre değişimi (c).....	103
Şekil 4.10. Sabit G'de farklı V'ler için Al-8.8La-1.2Ni alaşımına ait çekme dayanımı-uzama eğrileri.....	105
Şekil 4.11. Maksimum çekme dayanımının V ile değişimi (a), maksimum çekme dayanımının λ_1 ile değişimi (b) ve maksimum çekme dayanımının λ_2 ile değişimi (c)	106
Şekil 4.12. Çekme akma dayanımının V ile değişimi (a), çekme akma dayanımının λ_1 ile değişimi (b) ve çekme akma dayanımının λ_2 ile değişimi (c).....	108
Şekil 4.13. Çekme özelliklerinin (σ_{uts} , σ_{tys} , δ) katılaştırma hızı ile değişimi	110
Şekil 4.14. Sabit bir G' de farklı V' ler için Al-8.8La-1.2Ni alaşımının tipik basma dayanımı-uzama eğrileri.....	111
Şekil 4.15. Basma akma dayanımının V ile değişimi (a), basma akma dayanımının λ_1 ile değişimi (b) ve basma akma dayanımının λ_2 ile değişimi (c).....	112
Şekil 4.16. Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve saf Al için termal iletkenliklerin sıcaklığa bağlı değişimi	115
Şekil 4.17. Saf Al, saf La, saf Ni, Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımlar için termal iletkenliklerin sıcaklığa bağlı değişimleri	116
Şekil 4.18. Al-8.8La-1.2Ni alaşımının ısı akış-sıcaklık eğrisi.....	119
Şekil 4.19. Saf Al, Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımlar için sıcaklığa bağlı özısı kapasitesinin değişimleri	120

Şekil 4.20. Saf Al, Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımların ısıl difüzyonunun sıcaklığa bağlı değişimi.....	122
--	-----



FOTOĞRAFLAR VB. MALZEMELER DİZİNİ

Fotoğraf 3.1. Alaşım metallerinin tartılmasında kullanılan hassas terazi.....	53
Fotoğraf 3.2. Numune kalıplarının hazırlanmasında kullanılan optimum marka torna.....	54
Fotoğraf 3.3. Numune kalıplarının ve numune potalarının görünümü	55
Fotoğraf 3.4. Deney düzeneğinin fotoğrafı.....	59
Fotoğraf 3.5. Termal çiftler.....	59
Fotoğraf 3.6. Veri kaydedici	60
Fotoğraf 3.7. Senkronize motorlar	61
Fotoğraf 3.8. Epoksi-resin ile kalıplanan boyuna ve enine numuneler	62
Fotoğraf 3.9. Numunelerin zımparalanmasında kullanılan bazı zımpara kağıtları (a) ve Struers Labopol-5 otomatik zımparalama ve parlatma cihazı (b)	63
Fotoğraf 3.10. Numunelerin parlatılmasında kullanılan süspansiyonlar (a) ve kumaşlar (b)	65
Fotoğraf 3.11. Olympus BX-51 model optik mikroskop.....	66
Fotoğraf 3.12. Future Tech FM-700 model mikrosertlik test cihazı	71
Fotoğraf 3.13. Çekme-basma dayanım test cihazı.....	75
Fotoğraf 3.14. Çekme düzeneği (a) ve çekme testi sonrası numuneler (b)	76
Fotoğraf 3.15. Basma düzeneği (a) ve basma testi sonrası numuneler (b)	76
Fotoğraf 3.16. Netzsch STA 449 F3 Jüpiter DSC ve TGA cihazı.....	81

SİMGE VE KISALTMALAR

Simgeler	Açıklama
μ	Mikron
at.	Atomik olarak
ağ.	Ağırlık olarak
A	Alan
A_{sl}	Katı-sıvı arayüz alanı
C_{eut}	Ötektik konsantrasyonu
C_o	Alaşımın başlangıç bileşimi
C_s	Alaşımın katı faz bileşimi
C_l	Alaşımın sıvı faz bileşimi
C_L^*	Arayüzeydeki sıvı bileşimi
C_s^*	Katının maksimum bileşimi
C_p	Özısı
D_L	Sıvıdaki difüzyon katsayısı
E	Sistemin iç enerjisi
F	Çekme kuvveti
G	Sıcaklık gradyenti
H	Entalpi (sistemin ısı kapasitesinin ölçüsü)
HV	Mikrosertlik
k	Dağılım katsayısı
K	Termal iletkenlik
k_B	Boltzmann sabiti
L	Mesafe
L_o	Numunenin orijinal boyu
m	Kütle
m	Likudus (sıvılık) eğimi
P	Basınç

ΔS_{fus}	Erime entropisi
r_1, r_2	Eğrilik yarıçapları
r^*	Kritik çekirdeklenme yarıçapı
S	Entropi (sistemin düzensizliğinin ölçüsü)
t_f	Bölgesel katılaşma süresi
T	Sıcaklık
T^*	Gerçek arayüzey sıcaklığı
T_o	Denge sıcaklığı
T_l	Likudus (sıvılık) sıcaklığı
T_e	Erime sıcaklığı
$\dot{T}$	Soğutma hızı
V	Hacim
$\dot{V}$	Katılaştırma hızı
Q	Isı
ΔT_c	Arayüzeyin eğrilik aşırı soğuması
ΔT_k	Sıvıdan katıya geçen atomların kinetik aşırı soğuması
ΔG	Gibbs serbest enerji değişimi
ΔH	Erime entalpisi
ΔL	Uzama miktarı
ΔT	Aşırı soğuma (Alt soğuma)
ε	Deformasyon(uzama) miktarı
λ_1	Birincil dendritik kol mesafesi
λ_2	İkincil dendritik kol mesafesi
λ_{2C}	İkincil dendritik kol kabalaşma mesafesi
σ_{uts}	Maksimum çekme dayanımı
σ_{tys}	Çekme akma dayanımı
σ_{cys}	Basma akma dayanımı
α	Isıl difüzyonu
γ_{sl}	Katı-sıvı arayüzey enerjisi
α_{TTC}	Isıl sıcaklık katsayısı
Γ	Gibbs-Thomson katsayısı

Kısaltmalar	Açıklama
PDAS	Primary Dendritic Arm Spacing (Birincil Dendritik Kol Mesafesi)
SDAS	Secondary Dendritic Arm Spacing (İkincil Dendritik Kol Mesafesi)
SDCS	Secondary Dendritic Arm Coarsening Spacing (İkincil Dendritik Kol Kabalaşma Mesafesi)
DSC	Differential Scanning Calorimeter (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre)
XRF	X-Ray Fluorescence (X-Işını Floresansı Spektrometresi)
EDX	(Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) X-ışını Enerji Dağılım Spektrometresi
XRD	X-ray Diffraction (X-ışını Kırınım Analizi)
EDS/Mapping	Elemental Mapping Analysis/Haritalama Analizi (Enerji Dağılım Spektroskopisi)

BÖLÜM I

TEMEL KAVRAMLAR

1.1 Giriş

İnsanoğlu yaratılışından bu yana hayatını kolaylaştırmak, daha sağlıklı ve daha kaliteli bir yaşam sürebilmek için bilime ve bu bilimin ışığında yenilenen teknolojilere ihtiyaç duymuştur. Bilişim, otomotiv, uzay çalışmaları, haberleşme vb. endüstri dallarındaki gelişmelerden yapay zekâya varana kadar birçok teknoloji geliştirilmiştir. Bu teknolojinin her geçen gün daha da ilerleyebilmesi için ise malzeme bilimi önemli bir rol oynamaktadır. Malzeme biliminde önemli bir yere sahip olan alüminyum, bakır, gümüş, nikel, vb. birçok elementten farklı olarak daha üstün özelliklere sahip malzemelere ihtiyaç duyulmuştur. Bunun için, iki veya daha fazla metalin farklı bileşimlerde, farklı basınçlarda ve/veya farklı katılaştırma şartlarında işlemler uygulanarak daha üstün özellikte metalik alaşımlar üretilmiştir. Burada elde edilen alaşım kendini oluşturan elementlerin özelliklerini gösterebileceği gibi, bu elementlerin özelliklerinden başka yeni özellikler de gösterebilmektedirler.

Al esaslı alaşımlar, uygun yapıların geliştirilmesi için katılaştırma yöntemine dayanan güvenilir malzeme örnekleridir. Üstün mukavemete ve esnekliğe sahip Al esaslı alaşımlar, havacılık ve otomotiv endüstrisi için vazgeçilmez ana yapısal malzemelerdir. Katılama sırasındaki mikroyapı gelişimi, hem alaşım bileşimi (C_0) hem katılama hızı (V) hem de sıcaklık gradyenti (G) (Garcia vd., 2009) tarafından etkilenir. Araştırmacıların birçoğu, Al-La ikili alaşımlarının bazı yapısal özelliklerini araştırmışlardır. Sonuçlar; alüminyum alaşımlarının uygun La (ağ.% 20'den az La) eklenmesiyle çekme mukavemetinin ve uzanımın artırdığını göstermiştir (Yang vd., 2005; Wang vd., 2012; Bethencourt vd., 1998; Wang vd., 2003). Bu nedenle, Al-La numunelerinin üretim sürecinde hem Al hem de La'nın belirlenen oranları çok önemlidir (Zheng vd., 2013; Zheng and Wang, 2011). Doğrusal katılaştırma süreci ile Al bakımından zengin Al-Ni alaşımlarının üretimi birçok araştırmacı için çok ilgi çekici olmuştur (Tourret vd., 2011; Tourret and Gandin, 2009; Pandey vd., 2019; Siquieri vd., 2009). Bununla birlikte, deneysel sonuçların çoğu, farklı deneysel parametrelerin faz miktarları, faz bileşenleri ve nihai mikroyapı üzerindeki etkisini anlamak için farklı

yöntemler kullanılarak rapor edilmiştir (Bao vd., 2009; Ilbagi vd., 2010; Ilbagi vd., 2011a). Ni, Al'a eklenerek endüstride sıklıkla kullanılan malzemelerin üretiminde kullanılmaktadır. Al-La-Ni üçlü alaşımları, hem sıvı durumdayken (Inoue vd., 1989) hızlı bir şekilde soğutma (quench) işlemiyle çok iyi cam oluşturma yetenekleriyle hem de katı haldeyken hidrojen depolama yetenekleri (Dantzer, 1987) ile iyi bilinmektedir. Al-La-Ni üçlü alaşımları ticari açıdan bu kadar önemli bir alaşım olmalarına rağmen, katılaşma hızının mevcut alaşımların mikroyapısını, mikro sertliğini, basma-çekme mukavemetini ve termal iletkenliğini ne ölçüde etkilediği hakkındaki bilgiler literatürde çok sınırlıdır.

Bu doktora tez çalışmasının amacı, katılaşma hızına ve mikroyapıya bağlı olarak Al-8.8La-1.2Ni üçlü alaşımının mekanik özelliklerini ve termal özelliklerini deneysel olarak çalışmaktır. Bu amaçla, Al-8.8La-1.2Ni alaşımının doğrusal katılaştırma deneyleri Bridgman tipi büyütme cihazında, sabit bir sıcaklık gradyenti ve farklı katılaştırma hızlarında yapılmıştır. İlk olarak, katılaşma hızının, Al-8.8La-1.2Ni alaşımındaki dendritik kol mesafeleri (λ_1 , λ_2) üzerindeki etkisi deneysel olarak araştırılmıştır. İkincil kolların kabalaşma süreci incelenerek mevcut kabul gören modelle kıyaslanmıştır. Daha sonra dendritik kol mesafelerinin, mikrosertlik (HV), maksimum gerilme dayanımı (σ_{uts}), gerilme akma dayanımı (σ_{tys}) ve basma akma dayanımının (σ_{cys}) doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni üçlü alaşımının katılaşma hızına bağımlılıkları çekme ve basma testleri yapılarak analiz edilmiştir.

Katılaşma hızı ile dendritik kol mesafeleri ve mekaniksel özellikler arasındaki ilişkiler deneysel olarak doğrusal regresyon analizi kullanılarak elde edilmiştir. Yine bu doktora tez çalışmasında, Al-8.8La-1.2Ni döküm alaşımının termal iletkenliği (K), kesik çubuk metodu (Cut bar method) ile erime entalpisi (ΔH), özısı kapasitesi (C_p) ve ısı difüzyonu (α) diferansiyel tarama kalorimetresiyle (DSC) vasıtasıyla, fazların ve kompozisyonların karakterizasyonu ise enerji dağılımlı X-ışını analizi (EDX) ve X-ışınımı kırınımı (XRD) analizi yapılarak tespit edilmiştir. Araştırılan fiziksel özelliklerin okuyucular tarafından daha iyi anlaşılabilmesi için aşağıda verilen konuların faydalı olacağı düşünülmektedir.

1.2 Katı-Sıvı Faz dönüşümleri ve Gibbs Serbest Enerjisi

Bir alaşım sisteminin termodinamik modellemesi, alaşım sisteminin bileşenlerinin sıcaklık ve kompozisyonları açısından farklı fazlar için Gibbs serbest enerji denklemlerini bulma işlemidir. Sıvı, katı çözelti ve stokiometrik bileşik gibi farklı fazları temsil etmek için farklı termodinamik modellere ihtiyaç vardır. Farklı termodinamik modeller için bir sistemin Gibbs serbest enerji denklemi (1.1) verilmiştir.

$$G = H - TS \quad (1.1)$$

Burada G, Gibbs serbest enerjisi, H entalpi (sistemin ısı kapasitesinin ölçüsü), T mutlak sıcaklık ve S entropi (sistemin düzensizliğinin ölçüsü)'dir. Fazlar arasında geçişin olabilmesi için sistemin mevcut son faza göre kararsız olması gerekir. Bu durumda, denge durumu Gibbs serbest enerjisi ile ifade edilir. Bir alaşımın dengede olup olmadığı, o alaşımın termodinamiği ile ifade edilir. Faz dönüşümlerini değerlendirirken her zaman denge durumuna göre oluşan değişikliklerle ilgileniriz. Faz dönüşümünün meydana gelmesi için, alaşımın başlangıç durumunun son duruma göre kararsız olması gerekir. Kısacası, sıvı-katı faz dönüşümünün gerçekleşebilmesi için Gibbs serbest enerjisinin azalması gerekir. Bir sistemin sabit sıcaklık ve basınçtaki bağlı kararlılığı, denklem (1.1)'de verilen Gibbs serbest enerjisi (G) ile belirlenir. Buradaki entalpi (H) ise denklem (1.2) ile ifade edilmiştir.

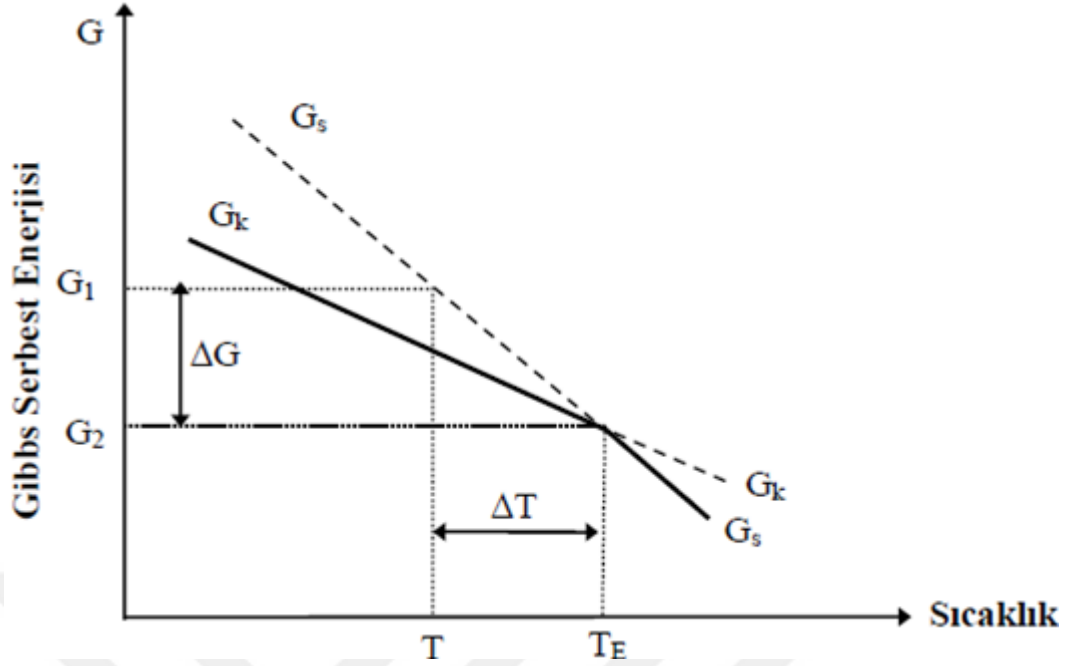
$$H = E + PV \quad (1.2)$$

Bu ifade de, E sistemin iç enerjisi, P basınç ve V hacimdir. Bir sistemin iç enerjisi o sistemi oluşturan atomların toplam kinetik ve potansiyel enerjilerinden oluşur. Kinetik enerji, katı fazları oluşturan atomların titreşim hareketinden, sıvı fazları oluşturan atomların ise hem titreşim hareketi, hem öteleme hareketi hem de dönme hareketinin toplamından meydana gelir. Bunun yanı sıra potansiyel enerji ise, sistemi oluşturan atomların birbirleri ile olan etkileşiminden ve atomların bağ enerjilerinden meydana gelmektedir. Eğer sistemde bir faz dönüşümü ya da kimyasal bir reaksiyon gerçekleşirse, soğurulan veya verilen ısı sistemin iç enerjisindeki değişime, bununla birlikte denklem (1.2)'de görüldüğü üzere PV terimine de bağlı olacaktır. Ancak

katılaştırma işlemi yoğun fazları (katı, sıvı) kapsadığından PV terimi çok küçük olacağından ihmal edilebilecek, başka bir deyişle $H \cong E$ olarak alınabilmektedir.

Bir sistemin en kararlı durumda olduğu, yani uzun bir süre değişim arzusu göstermediği zaman dengede olduğu söylenir. Klasik termodinamik kanunlarının bir sonucu olarak sabit sıcaklık ve basınçta kapalı bir sistem (yani sabit kütle ve bileşim) Gibbs serbest enerjisinin mümkün olan en küçük değerine sahip olduğunda kararlı dengede olacaktır ($\Delta G = 0$). Denklem (1.1)'de G'nin tanımında görüldüğü üzere bir durumun en kararlı hali, en düşük entalpi değerinin yüksek entropi değerleri ile uyuşmasında elde edilir. Düşük sıcaklıklarda, katı faz daha kararlıdır. Çünkü katı fazda kuvvetli bağlar mevcut olduğundan düşük iç enerjiye (entalpiye) sahip olur. Buna karşın yüksek sıcaklıklarda, fazlardaki atomların hareketinin daha serbest olması, $-TS$ terimini daha etkin kılacağından sıvı veya gaz fazlar daha kararlı olur.

Saf bir elementin ya da sabit bir bileşimdeki alaşımın, sabit bir basınç altında sıcaklığa bağlı olarak faz değiştirmesinin temel sebebi, bu fazların değişen sıcaklıklara bağlı olarak Gibbs serbest enerjilerindeki değişimlerdir. Şekil 1.1.'de saf bir elementin katı ve sıvı fazlar için Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi görülmektedir.



Şekil 1.1. Saf bir elementin sabit basınçta katı ve sıvı fazların Gibbs serbest enerjilerinin sıcaklıkla değişimi (Porter and Easterling, 1984)

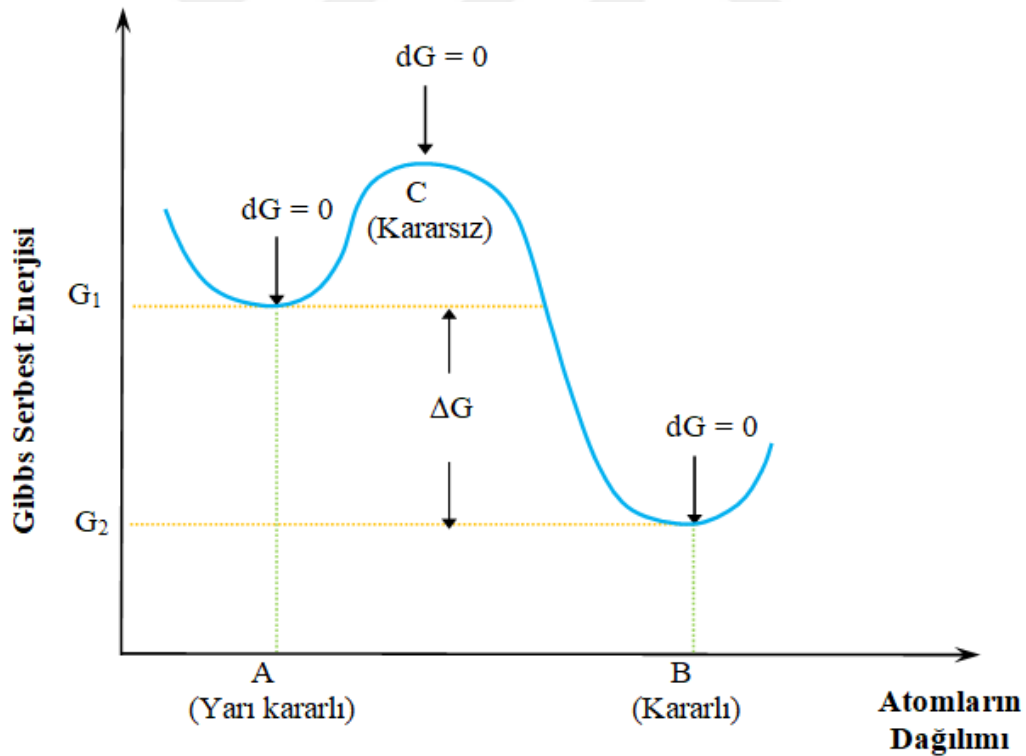
Şekil 1.1.'den de görülebileceği üzere, sıvı fazın Gibbs serbest enerjisindeki azalma, katı fazın Gibbs serbest enerjisindeki azalmaya göre daha hızlı olmaktadır. Bu durumun böyle olmasının ana nedeni sıvı fazın entropisinin katı faza göre çok daha fazla olmasından ileri gelmektedir. Katı fazın Gibbs serbest enerjisi, erime sıcaklığına (T_E) kadar sıvı fazın serbest enerjisinden daha küçük olması nedeniyle katı faz, sıvı faza göre daha kararlı olmuştur. Ancak; katı fazın Gibbs serbest enerjisi, erime sıcaklığının (T_E) üzerinde ise sıvı fazın Gibbs serbest enerjisine göre daha yüksek olması nedeniyle bu sefer sıvı faz, katı faza göre daha kararlı olmuştur. Tam erime sıcaklığında (T_E) ise Gibbs serbest enerjileri birbirlerine eşit olduğu için katı ve sıvı fazlar dengede olmuştur. Eğer bir sıvı T_E 'nin altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulursa sıvının aniden T_E sıcaklığında katıya dönüşeceği düşünülse de bu durum her zaman düşünüldüğü gibi olmamaktadır. Misal; saf metaller uygun şartlarda sıvı fazdan katı faza geçerken soğuma hızına bağlı olarak erime sıcaklığının birkaç derece altında katılaşabildikleri gibi erime sıcaklığının 300 °C altında dahi ancak katılaşabilmektedirler (Turnbull, 1950a; Turnbull, 1950b)

Böyle bir durumun oluşmasının nedeni, ilk katı oluşum aşamasında katı-sıvı arayüzeyinin oluşumu için büyük bir enerjiye gereksinim duyulmasıdır. Sıvı fazdaki

atomların katı faza geçmeleri için $\Delta T = T_E - T$ kadar bir sıcaklık değişimine gereksinim vardır. Bu sıcaklık değişimi sırasında sıvı fazdaki atom veya moleküller katıya benzer bir yapıya sahip olan atom gruplarını (embriyo) oluşturmak için bir araya gelmeye başlarlar. Sıcaklık değişimine bağlı olarak Gibbs serbest enerjisindeki bu azalma katılaşmada sürücü kuvvetin oluşmasını sağlar. Eğer ısıtma veya soğutma süreçleri çok yavaş olarak gerçekleşirse, denge sıcaklığına yakın sıcaklıkta faz dönüşümü gerçekleştirilir. Sıvı-katı faz dönüşümünün başlaması ve devam etmesi için mutlaka;

$$\Delta G = G_2 - G_1 < 0 \quad (1.3)$$

olması gerekir. Burada G_1 ve G_2 ilk ve son durumun serbest enerjileridir. Diğer bir ifadeyle denklem (1.3)'ün gerçekleşmesi için; sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısının, katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısından büyük olması gerekir. Bu durumda katı-sıvı arayüzeyi sıvı içine doğru ilerler.



Şekil 1.2. Atomların dağılımına göre Gibbs serbest enerjisinin şematik bir gösterimi (Porter and Easterling, 1984)

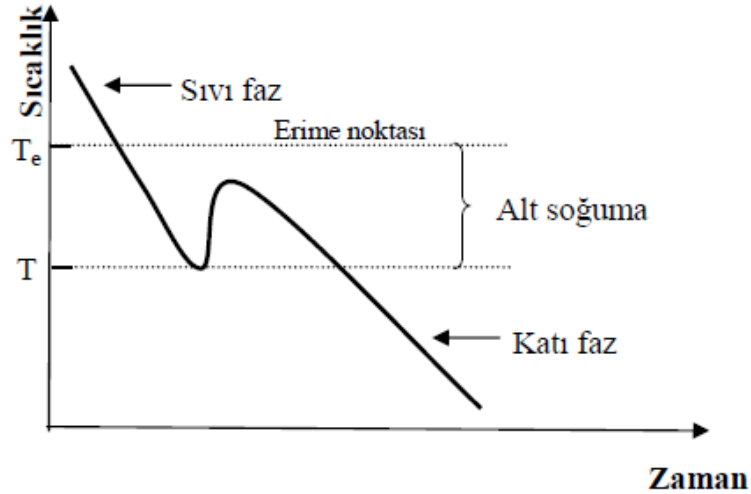
Şekil 1.2.'de atomların dağılımı (konfigürasyonu) A, B ve C olduğunda, Gibbs serbest enerjisi değişim miktarı sıfırdır ($dG = 0$). Bu konfigürasyonlar içinde, minimum Gibbs

serbest enerjisine sahip olunan A ve B noktalarından, B konfigürasyonu alınabilecek en düşük Gibbs serbest enerjisine sahip olduğu için bu nokta kararlı denge durumundadır, A konfigürasyonu ise B noktasına göre yukarıda yer aldığı için yarı kararlı denge durumu olarak ifade edilir (Porter and Easterling, 1984). Bunun yanı sıra C konfigürasyonu ise maksimum Gibbs serbest enerjisine sahip olduğu için bu nokta kararsız denge durumu olarak adlandırılır (Porter and Easterling, 1984).

1.3 Aşırı Soğumalar

Sıvıdan katıya faz dönüşümünün gerçekleşebilmesi için sistemin dışardan soğutulması gerekir. Bir alaşım sisteminin toplam aşırı soğuması (alt soğuma) (ΔT); çözünürlük aşırı soğumasına (ΔT_s), arayüzeyin eğrilik aşırı soğumasına (ΔT_c) ve sıvıdan katıya geçen atomların kinetik aşırı soğumasına (ΔT_k) bağlıdır (Gündüz, 1984). Bu durumda toplam aşırı soğumalar şu şekilde ifade edilir,

$$\Delta T = T_m - T = \Delta T_s + \Delta T_c + \Delta T_k \quad (1.4)$$



Şekil 1.3. Aşırı soğuma ve zamana bağlı sıcaklık değişim grafiği

Soğuma esnasında çekirdeklenme olayının gerçekleşmesi için çok fazla enerjiye ihtiyaç vardır. Bu ihtiyaçta, maddelerin erime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta katılaşmasına neden olmaktadır (Şekil 1.3.). Burada belirtilen aşırı soğumalarla ilgili kısaca bilgi verelim.

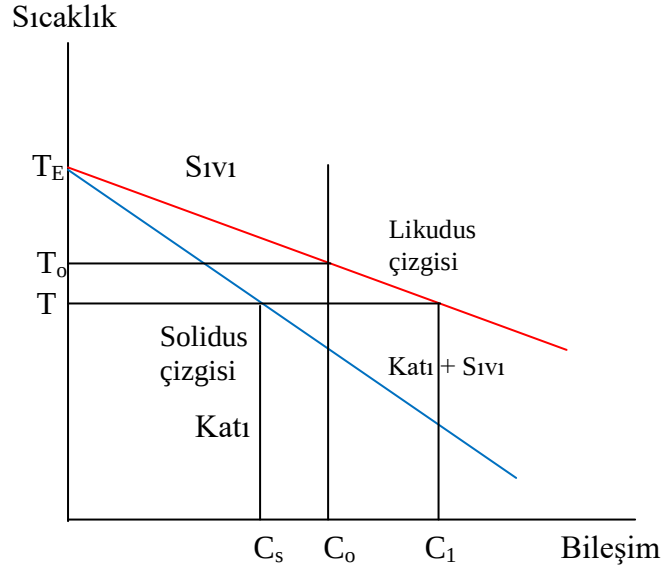
1.3.1 Çözünen yayınımdan ileri gelen aşırı soğuma

Katı-sıvı arayüzeyi kararlı ise, bu durumda katı-sıvı önünde bulunan sıvıdaki çözünen elementin artma veya azalmasına ve likudusun eğimine (m) bağlı olarak bir aşırı soğuma meydana gelir. Bu aşırı soğuma difüzyon (çözünen yayınımlı) aşırı soğuması olarak da adlandırılır (Flemings, 1974; Kaplan, 1987). Difüzyon aşırı soğuması kütle iletimine sebebiyet vermektedir. Bu olay faz arayüzeyinin büyümesine sebep olmaktadır. Kısaca bu soğuma malzemedeki mevcut çözünen sayesinde meydana gelen aşırı soğumadır (Fuchs, 1982).

Eğer, C_0 bileşimindeki alaşımın katılaştıran sıcaklığı T_0 ve likudus eğimi m ise Şekil 1.4.'de görüldüğü gibi çözünenin katı-sıvı arayüzeyinden geri dönüp sıvı içine yayılmasıyla C_0 bileşimi arayüzey bileşiminden (C_I) sapma gösterir.

$$\Delta T_s = m (C_0 - C_I) \quad (1.5)$$

Burada m , likudus eğimini C_0 , çözünenin bileşimini ve C_I ise arayüzey bileşimini belirtmektedir.



Şekil 1.4. Çözünen aşırı soğumasına neden olan faktörlerin şematik gösterimi

1.3.2 Eğrilik yarıçapından ileri gelen aşırı soğuma

Eğrilik yarıçapından ileri gelen aşırı soğuma Gibbs-Thomson etkisi olarak da bilinir. Katı ve sıvı fazlardaki basınç farkından dolayı arayüzey büküldüğü zaman katı-sıvı arayüzeyinde bir yüzey enerjisi oluşur. Bu da eşdeğer olarak katı içindeki atomların kimyasal potansiyellerinin artması olarak düşünülebilir (Kaplan, 1987). İzotropik yüzey etkileri için eğrilik aşırı soğuması aşağıdaki gibi verilmiştir.

$$\Delta T_c = \Gamma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (1.6)$$

Burada, Γ : Gibbs-Thomson katsayısı, r_1, r_2 : Arayüzeyin eğrilik yarıçaplarıdır.

1.3.3 Kinetik aşırı soğuma

Bütün maddelerde, katı fazdan sıvı faza doğru atomların iletimi için bir enerji engeli olduğu gibi sıvı fazdan katı faza doğru atomların iletimi için bir enerji engeli bulunur. Katı faza geçiş ancak, arayüzey sıcaklığının altına düşürülmesi ile mümkündür. Böylece sınırlı bir büyüme hızı, denge sıcaklığının altında bir aşırı soğumaya ihtiyaç gösterir (Fuchs, 1982). Eğer sıvı bir metal, katılaştırmadan önce denge erime sıcaklığı (T_E)'nin altında aşırı soğutulursa, katılaştırma serbest enerjideki azalmayla ilgili bir durum olmuş olacaktır. Serbest enerjideki bu azalma katılaştırmayı sağlayacaktır (Porter and Easterling, 1984).

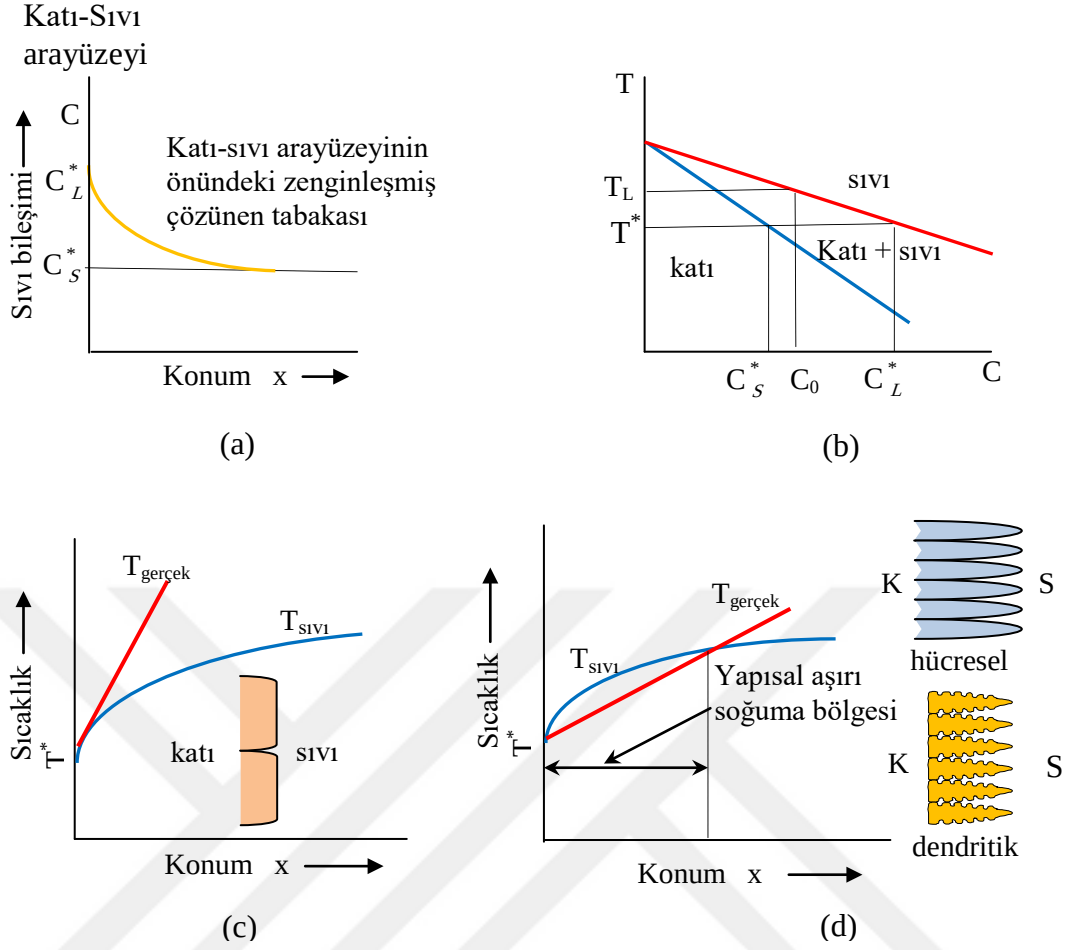
Herhangi bir katı-sıvı sistemi içerisinde, sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısı, katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısına eşit ise sistem dengededir ve katı-sıvı arayüzeyi sabittir. Ancak katı-sıvı sistemi içerisinde, eğer katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısı, sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısından fazla olursa erime olayı gerçekleşirken; aksi durumda ise sıvı fazdan katı faza geçen atomların sayısı, katı fazdan sıvı faza geçen atomların sayısından fazla olursa katılaşma olayı meydana gelir. Burada katılaşma olayının olabilmesi için, yani faz geçişinin gerçekleşebilmesi için arayüzey üzerindeki bulunan sıvının denge erime sıcaklığı T_E 'nin altında bir sıcaklıkta (T) olması gerekmektedir. Kinetik aşırı soğuma, erime noktası yüksek olan kristallerde fazladır. Kinetik aşırı soğumanın büyüklüğü, yüzey doğrultusunun değişimi ve kinetik

aşırı soğuma ile büyüme hızı arasındaki bağıntının formunu içine alan, katı-sıvı arayüzey dinamiğine bağlıdır (Kaplan, 1987).

1.3.4 Yapısal aşırı soğuma

Şekil (1.5.), düzlemsel cepheyi kararsız yapan serbest enerji değişiminin nasıl meydana geldiğini göstermektedir. İlerleyen arayüzey önünde, arayüzeydeki sıvı bileşimi C_L^* maksimumunda olan ve arayüzeyden uzaklaştıkça azalan çözünence zengin bir sıvı tabakası bulunmaktadır (Şekil 1.5.a). Çözünen miktarı azaldıkça sıvı sıcaklığı artacağından dengesel sıvı sıcaklığı arayüzeyden uzaklaştıkça artar. Katı-sıvı arayüzeyinde sıcaklık durumu dengede olduğu kabul edildiğinden, $x' = 0$ arayüzeyinde bu eğri T^* sıcaklığından geçmelidir. T^* , gerçek arayüzey sıcaklığıdır (Şekil 1.5.b). Faz diyagramı yardımıyla sıvının dengesel sıvı sıcaklığı, arayüzeyden uzaklığın fonksiyonu olarak Şekil (1.5.c) ve Şekil (1.5.d)'deki gibi çizilmiştir. Şekil (1.5.c)'deki eğriler öyle bir şartı gerçeklemektedir ki arayüzey tam dengesel sıvı sıcaklığının üzerindedir. Bu şekil, düzlemsel cephede kararlı bir katılaştırma için gerekli şartı göstermektedir. Şayet bir kararsızlık, düz arayüzeyde bir çıkıntı oluştursa, bu çıkıntı kendini aşırı soğumuş bir ortam içerisinde bulacak ve tekrar eriyecektir. Şekil (1.5.d)'de ise kararsız durumu göstermektedir.

Burada arayüzeyin hemen önünde, sıvının gerçek sıcaklığı kendi dengesel sıvı sıcaklığının altındadır. Bu nedenle, bu sıvı aşırı soğumuş durumdadır. Chalmers ve arkadaşları bu durumu “Yapısal Aşırı Soğuma” olarak ifade etmişlerdir (Rutter and Chalmers, 1953).



Şekil 1.5. Alaşım katılaştırılmasında yapısal aşırı soğuma, katı-sıvı arayüzeyinin önündeki çözünence zengin tabaka (a), faz diyagramı (b), kararlı arayüzey (c) ve kararsız arayüzey (d)

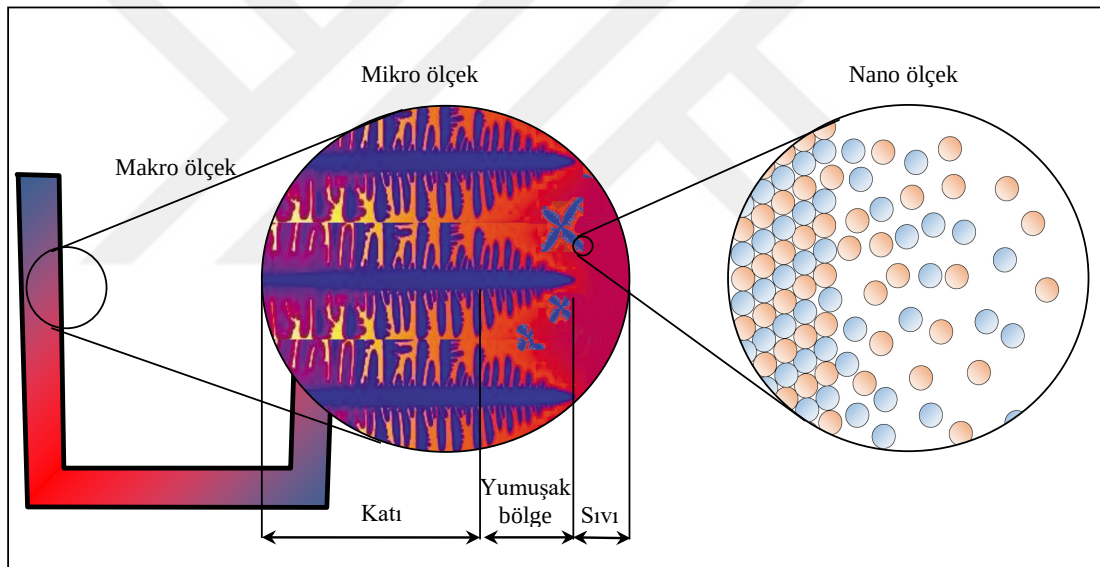
Alaşımın yapısal ifadesi, aşırı soğumanın bileşim değişiminden ileri geldiğini gösterir. Yapısal aşırı soğuma teorisine göre, arayüzeyde teşekkül eden bir çıkıntı, kendini aşırı soğumuş bir sıvı içinde bularak kaybolmayacak ve dolayısıyla bu aşırı soğuma, arayüzeyde kararsızlık meydana getirecektir. Mullins ve Sekerka (1963) ve diğer birçok araştırmacının daha sonra arayüzey kararlılığı üzerine yaptıkları teorik çalışmalarda belirtilen birçok faktörün yukarıda basit teoride ihmal edilmiş olmasına rağmen bu teoriyle deney arasında tam bir uygunluk mevcuttur (Mullins and Sekerka, 1963).

$$\frac{G_L}{V} \geq -\frac{m_L C_s^* (1-k)}{k D_L} \quad (1.7)$$

olduğu zaman düzlemsel cephe kararlıdır. Burada; G_L : Sıvının sıcaklık gradyenti, V : Büyütme hızı, m_L : Likidus eğimi, C_S^* : Katının maksimum bileşimi, D_L : Sıvıdaki difüzyon katsayısı ve k : Dengesel taksim oranı (dağılım katsayısı) dır. Burada düzlemsel arayüzeylerin G_L/V oranı azaldıkça, kıvrılarak “hücrel” hale geçtiği görülmüştür. Yapısal aşırı soğuma teorisi, başlangıçta düzlemsel cephede olan arayüzeyin önünde, termodinamik olarak sıvı ve katıdan hangisinin kararlı olduğu sorusu ile uğraşır.

1.4 Katılaşma Yapılarının Uzunluk Ölçeği

Malzemelerin katılaştırma morfolojisi makro, mikro ve nano boyutları olmak üzere üç farklı uzunluk ölçeği ile ayırt edilebilir (Şekil1.6.).



Şekil 1.6. Katılaşma uzunluk ölçeği

1. Makro ölçek (makroyapı) 10^{-3} ile 1 m mertebesindedir. Bu yapı, çatlaklardan, yüzey kaplamalarından ve büzülme boşluklarından oluşur. Hücrel tanelerin dökümde büyümesi bu ölçeğin bir parçası olarak düşünülebilir.
2. Mikro ölçek (mikroyapı) 10^{-6} ile 10^{-4} m mertebesindedir. Mikroyapı, mikroskop (hem optik hem de elektron) altında görülebilen özellikleri tanımlayan klasik bir terimdir. Bu seviyelerde, malzemenin mekaniksel özellikleri ile mikroyapısı

arasında önemli bir ilişki olduğu yaygın olarak kabul edilmektedir. Bu ölçekte dendrit kol mesafeleri ve fazlar arası boşluklar görülebilir.

3. Nano ölçek (nanoyapı) ise 10^{-9} ile 10^{-7} m mertebesindedir. Bu ölçekte atomların veya atom kümelerinin hareketleri incelenebilir ve kristal yapıların atomsal dizilişlerindeki çizgisel kusurlar (dislokasyonlar) gözlemlenebilir.

Biz bu tezde mikro ölçek içerisinde yer alan mikroyapı üzerinde yoğunlaştık.

1.5 Çekirdeklenme

Katılaşma süreci, çekirdeklenme ve büyüme olayları altında iki ana başlıkta incelenebilir. Bir sıvı soğurken, katı fazın serbest enerjisi sıvı fazın serbest enerjisine eşit olduğu bir sıcaklığa (katılaşma noktası) ulaşılır. Sistemin daha fazla soğutulması, katı fazın serbest enerjisinde sürekli bir düşüşe ve sonuç olarak katılaşma için itici bir gücün ortaya çıkmasına neden olur. Sistem içerisinde önce kararlı bir embriyo oluşur, oluşan bu embriyo büyümeye devam eder ve çok sayıda atomun birbirlerine bağlanmasıyla da kristal bir dizin meydana gelir. Böylece sistem eriyik halden çekirdeklenmeye dönüşür ve bunun sonucunda da katı bir fazın oluştuğu gözlenmiş olur. Çekirdeklenme olayı homojen ve heterojen olmak üzere iki gruba ayrılır.

1.5.1 Homojen çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenmede katı embriyo, herhangi bir çekirdeklenme katalizörü olmadan eriyik içinde oluşur. Yukarıda da açıklandığı gibi, katı fazın oluşumu sistemin serbest enerjisinde negatif bir etkiye neden olacaktır. Bununla birlikte, katılaşma sürecindeki katı-sıvı arayüzeyinin oluşumu sistemin serbest enerjisi üzerinde pozitif bir etki oluşturacaktır. Çekirdeklenme olayından kaynaklanan serbest enerjideki değişiklik aşağıdaki ifadeyle açıklanmaktadır:

$$\Delta G = -V_s \Delta G_v + A_{sl} \gamma_{sl} \quad (1.8)$$

Burada V_s yeni oluşan katının hacmi, ΔG_v sıvı ve katı fazlar arasındaki serbest enerji farkı, A_{sl} katı/sıvı arayüz alanı ve γ_{sl} katı-sıvı arayüzey enerjisidir. Denklem 1'deki ikinci terim genellikle çekirdeklenme meydana gelmeden önce önemli ölçüde yetersiz soğumaya (itici güç) neden olacak kadar büyüktür (Turnbull and Cech, 1950; Thompson and Spaepen, 1983; Perepezko, 1984). İlk çekirdeklenme gerçekleştikten hemen sonra, çekirdeklenme daha da hızlıdır (Turnbull and Fisher, 1949; Turnbull, 1950a).

$$I_{\text{hom}} = A \exp \left[\frac{-K\gamma^3}{(\Delta G_v)^2 kT} \right] \quad (\text{çekirdek/mol.s.cm}^3) \quad (1.9)$$

Bu denklemde, A bir sistem sabiti ve K çekirdeğin şekline göre belirlenen bir faktördür. Çözeltide dağılmış küçük damlacıklar için homojen çekirdeklenmenin meydana geldiği düşünülse de (Thompson and Spaepen, 1983; Perepezko, 1984; Chu vd., 1984), sistemde kaçınılmaz olarak bir miktar çekirdeklenme katalizörü veya alanı mevcut olduğundan çoğu sıvı için bu elde edilememektedir (Turnbull, 1950b; Hollomon and Turnbull, 1951; Sundquist and Mondolfo, 1961).

1.5.2 Heterojen çekirdeklenme

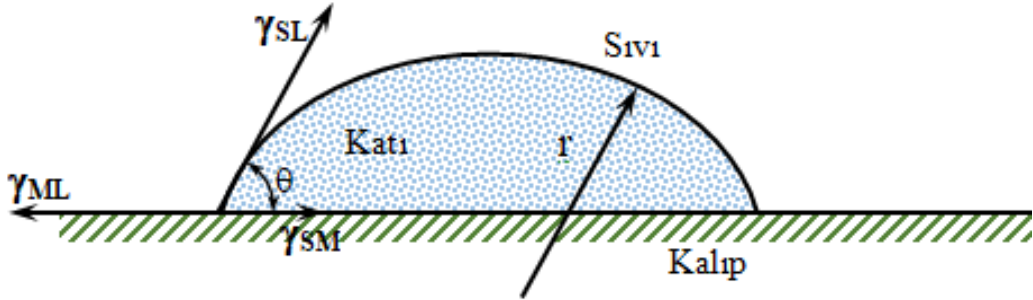
Heterojen çekirdeklenmede, çekirdeklenmenin oluşumu için enerji bariyeri, başlama alanlarını sağlayan sistemdeki herhangi bir alt tabakanın veya safsızlığın varlığı nedeniyle azalır. Zaten var olan katı bir yüzey üzerinde şapka şeklinde katılan küresel bir embriyo için (Şekil 1.7.), çekirdeklenme için gereken serbest enerji şu şekilde verilir (Turnbull, 1950b);

$$\Delta G = -V_s \Delta G_v + A_{sl} \gamma_{sl} + A_{sm} \gamma_{sm} - A_{sm} \gamma_{lm} \quad (1.10)$$

yada

$$\Delta G = \left[-V_s \Delta G_v + A_{sl} \gamma_{sl} \right] \left[\frac{1}{4} (2 + \cos \theta) (1 - \cos \theta)^2 \right] \quad (1.11)$$

Denklem 1.10'da " γ_{sm} " ve " γ_{lm} ", sırasıyla katı/kalıp ve sıvı/kalıp ara yüzlerine karşılık gelir. Denklem 1.11'deki ikinci terim genellikle $S(\theta)$ olarak yazılır ve Şekil 1.8'de gösterildiği gibi sayısal değeri ≤ 1 olan "şekil faktörü" olarak ifade edilir. Heterojen çekirdeklenme için gereken serbest enerji, $S(\theta)$ 'nin bir faktörü yüzünden homojen çekirdeklenmeden her zaman daha azdır.



Şekil 1.7. Mevcut bir kalıp üzerinde embriyo oluşumu ve ilgili arayüzey enerjileri

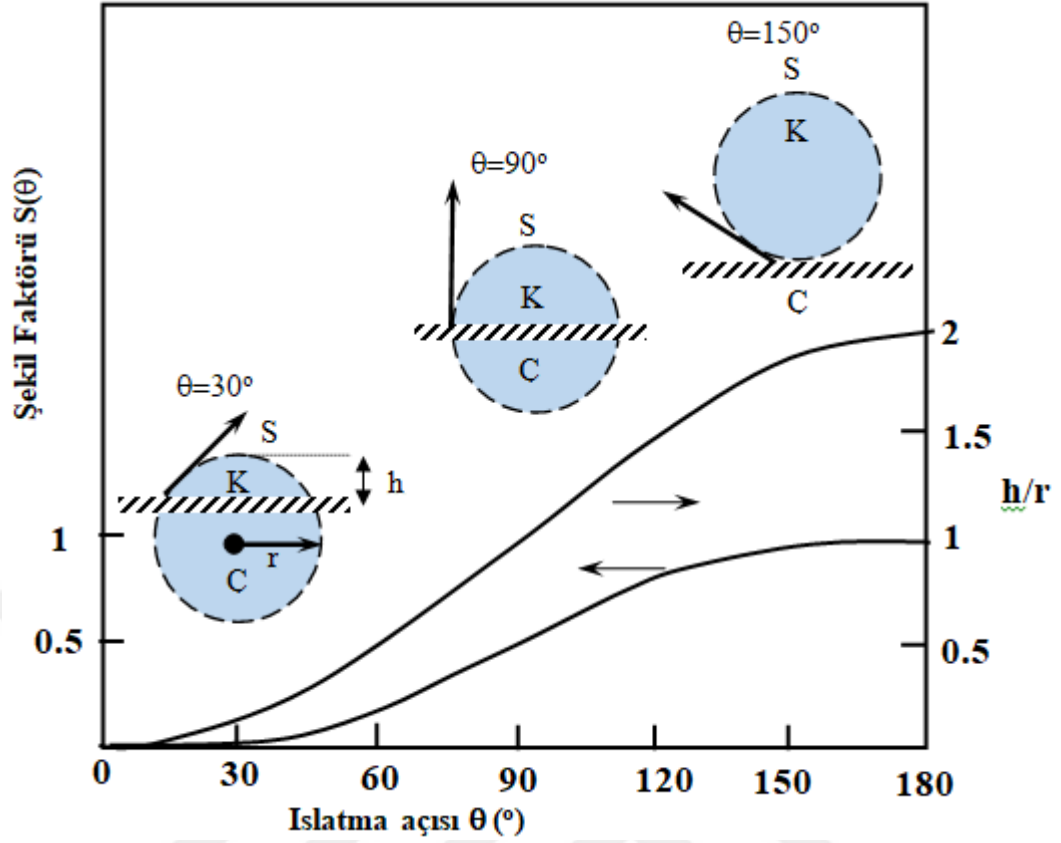
Benzer şekilde, heterojen çekirdeklenme için gerekli olan çekirdeklenme hızı, aşağıdaki gibi şekil faktörünün etkisine bağlı olarak homojen çekirdeklenmeden (denklem 1.9) farklıdır (Turnbull, 1950a):

$$I_{het} = A' \exp \left[\frac{-K\gamma^3[S(\theta)]}{(\Delta G_v)^2 kT} \right], \quad (1.12)$$

denklem 1.13'de gösterildiği gibi de yazılabilir (Turnbull, 1950b).

$$I = K \exp \left[\frac{-(\Delta G + q)}{kT} \right] \quad (1.13)$$

Burada q , katı-sıvı arayüzeyi boyunca atomik difüzyon için gerekli olan aktivasyon enerjisidir ve ΔG , sırasıyla homojen ve heterojen çekirdeklenme denklem (8 ve 11) ile verilir.



Şekil 1.8. Islatma açısının bir fonksiyonu olarak şekil faktörü

$\Delta G_{het} \ll \Delta G_{hom}$ için, heterojen çekirdeklenmedeki kararlı durum çekirdeklenme hızı, belirli bir sıcaklıkta homojen çekirdeklenme hızından çok daha büyük olacaktır.

1.6 Alaşımların Katılaştırılması

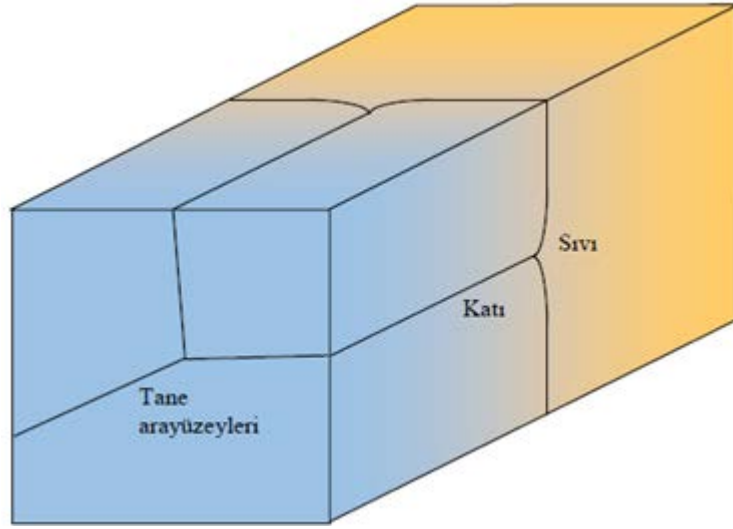
Belirli bir basınç da ve bileşimde iki veya daha fazla elementin belirlenen bir sıcaklığa kadar eritilip homojen bir karışım oluşturulduktan sonraki elde edilen yeni katı çözeltiye alaşım denir. Saf metallerde alt soğuma, termal yollarla gerçekleştirilebilirken alaşımlarda ise alt soğuma, hem sıcaklık hem de bileşim değiştirilerek gerçekleştirilebilmektedir. Sıcaklık ile birlikte farklı bileşimlerle üretilen alt soğuma yapısal alt soğuma olarak adlandırılır ve bu yapısal alt soğuma alaşımlardaki katılaşma yapısından sorumludur. Metal alaşımları katılaştıkça, çözünen sıvı içine doğru itilir. Genel sıvı sıcaklığı dış faktörlerle kontrol edilerek, çözünen difüzivite ve çözünen konsantrasyonuna bağlı olarak, katılaşma cephesinin önünde denge sıcaklığı değişmeye başlar. Bu durum da katılaşma cephesinin hemen önünde alaşım bileşimi tarafından

kontrol edilen bölgesel bir sıcaklık gradyenti oluşumuna neden olur. Dışarıdan uygulanan sıcaklık bölgesel denge sıcaklığından (kritik sıcaklık) daha düşük olduğunda, bir düzlemsel arayüz üzerinde çıkıntıların büyümesi için gerekli koşullar oluşmuş olur. Çözünen madde, interdendritik bölgelere doğru itilecek ancak tekdüze bir şekilde dağılım göstermeyecektir. Bir alaşım dökümünde çözünen maddenin dağılımını kontrol edebilmek için, çekirdeklenme olaylarını ve sonraki büyütme süreçlerini kontrol etmek gerekir.

Kısacası; pozitif bir sıcaklık gradyentinde (doğrusal katılaştırmada) eriyikten katılaştıran saf bir metalin düzlemsel arayüzeyi, çözünenin varlığında kararsızdır. Bu durum, alaşımlarda çok daha geniş bir katılaştırma morfoloji yelpazesinin oluşumuna yol açar. Alaşımları katılaştırma yapılarına göre; sıcaklık gradyentinin (G) değişimi, katılaştırma hızı (V) ve bunların olağanüstü yapısal aşırı soğuma üzerindeki etkilerini düzlemsel, hücrel ve dendritik cephelerin oluşumu ile açıklayabiliriz.

1.6.1 Alaşımların düzlemsel katılaştırılması

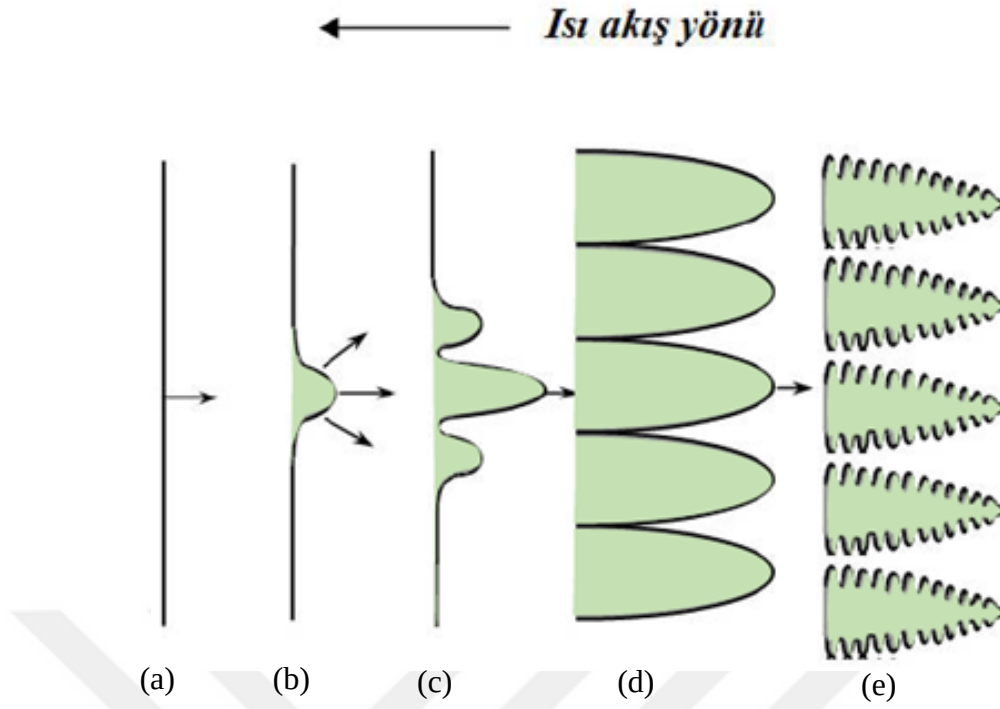
Düzlemsel arayüzeyde katılaştırmada, sıvıda konveksiyon olmaksızın, katının kompozisyonu (başlangıç ve bitiş kısa geçiş bölgeleri hariç) sabit olur. Numunenin büyük bir bölümünde katının kompozisyonu homojen olduğu için, düzlemsel cephede katılaştırma oldukça yararlıdır. Düzlemsel cephede büyümenin, sadece yüksek sıcaklık gradyentinde ve düşük hızlarda var olduğu görülmüştür. Düzlemsel cephede katılma yapısının şematik gösterimi Şekil 1.9.'da verilmiştir. Düzlemsel cephede katılaştırılmış olan metal-metal alaşımlarının kristallerini inceleme, araştırmalarda çok geniş yer bulmaktadır. Katılma esnasında katı ve sıvı arasında oluşan arayüzey sıvıdaki sıcaklık değişiminden çok fazla etkilenir. İdeal bir arayüzeyin düzlemsel olduğu düşünülse de, katı-sıvı arayüzeyinin nadiren düzlemsel kaldığı, termal gradyent değişimlerinin ve büyütme hızının katı-sıvı arayüzeyi üzerinde büyük rol oynadığı görülmüştür. Ayrıca katı-sıvı arayüzeyi bölgesel sıvı akışı ve çözünen dağılımı koşullarından da etkilenmiştir.



Şekil 1.9. Arayüzeyin düzlemsel cephede katılaşmasının şematik gösterimi

1.6.2 Alaşımların hücresel katılaşırılması

Yüksek sıcaklık gradyenti de ve düşük katılaştırma hızlarında arayüzeyin düzlemsel cephede katılaştığını yukarıda belirtmiştik. Şekil 1.10.'da gösterildiği gibi; eğer adım adım sıcaklık gradyentini azaltır ve katılaştırma hızını arttırsak düzlemsel olan arayüzey, ilk olarak hücresel yapılara daha sonrada dendritik yapılara dönüşecektir.

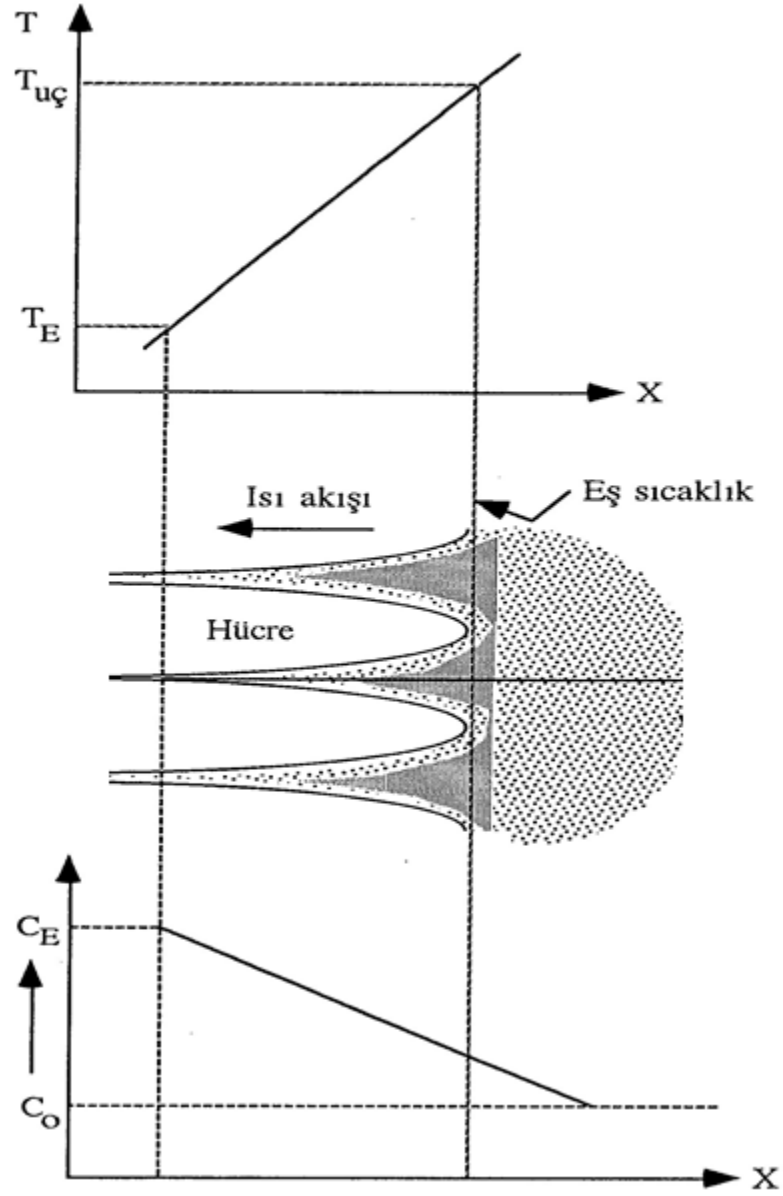


Şekil 1.10. Arayüzeyin düzlemsel yapılardan dendritik yapılara dönüşümü (Jackson and Hunt, 1965)

Bir alaşımın katılaştırılması sırasında, düzlemsel arayüzeyin önündeki sıcaklık gradyenti kademe kademe kritik sıcaklığın altına indirilirse, düzlemsel arayüzey üzerinde çözünen madde miktarı giderek artacak ve arayüzey önündeki denge sıcaklığı değişecektir. Denge sıcaklık değişimi de, düzlemsel arayüzeyi kararsız hale getirdiği içinde arayüzey üzerinde şekil (1.10.b)'deki gibi çıkıntılar (birincil kollar) oluşmaya başlayacaktır. Çözünen maddelerin giderek bu çıkıntıların arasında birikmesiyle de çıkıntılar sıvı içerisine doğru şekil 1.10.d'deki gibi hücreler şeklinde ilerleyecektir. Bu tür katılaştırma şekline hücreli katılaştırma denir.

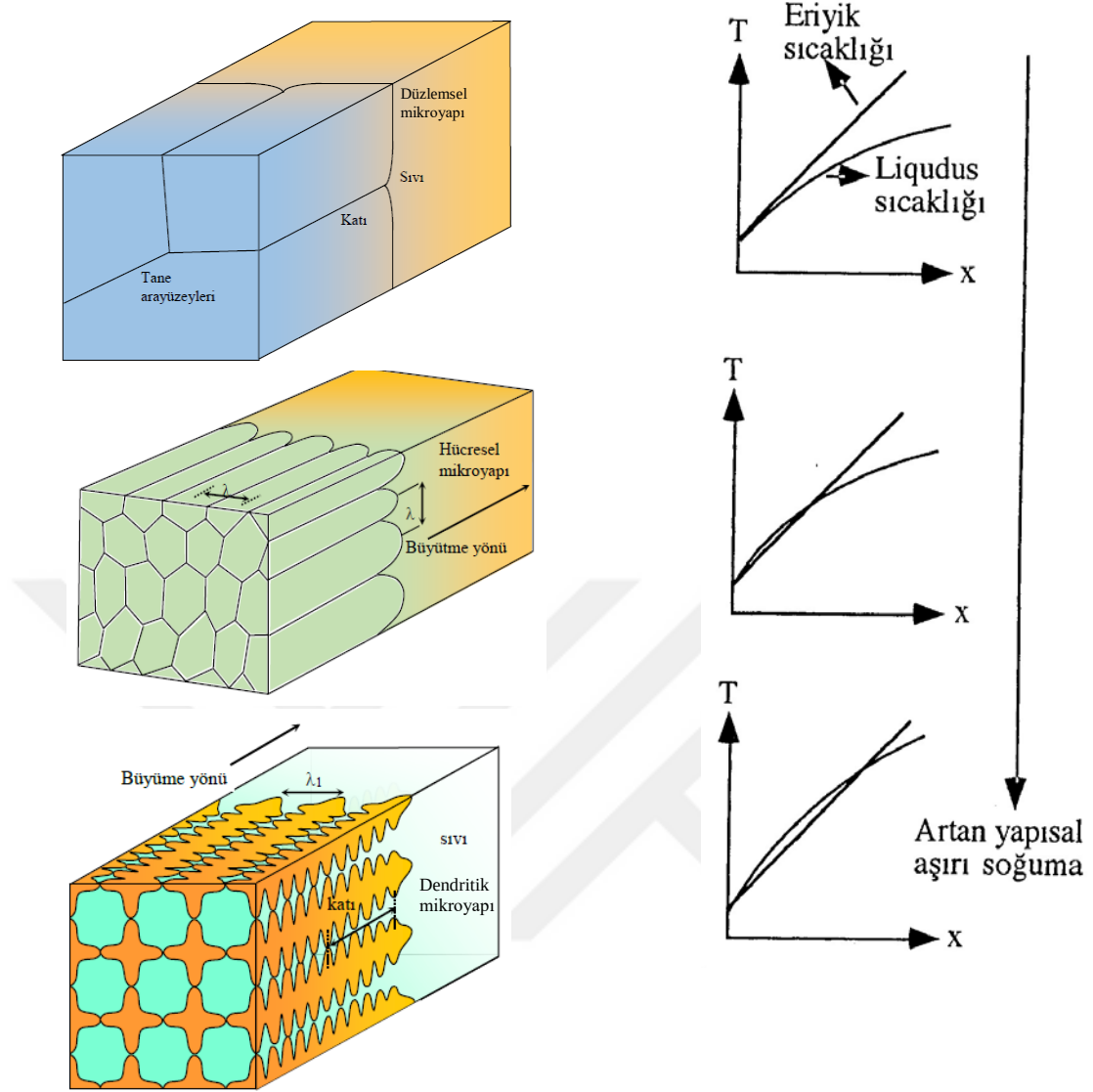
1.6.3 Alaşımların dendritik katılaştırılması

Şekil 1.10.(d-e)'da verildiği gibi hücreli katılaştırmanın bir sonraki aşaması dendritik katılaştırmadır. Alaşımların doğrusal katılaştırılması sırasında, yağın kar taneleri ve suyun buz haline dönüşmesi gibi doğa olaylarında dendritik yapının oluşumu çok sık olarak gözlenmektedir. Alaşımlarda doğrusal katılaştırma sayesinde ısı akışı tek yönde sağlandığında, ısı akışına ters yönde sıvı içine doğru yönlendirilen çözünen madde, hücreler arasında birikerek hücre aralarının çözünen maddece zenginleşmesine neden olur (Şekil 1.11.).



Şekil 1.11. Hücresel katılaşırma ile ilgili sıcaklık ve çözünen dağılımı (Porter and Easterling, 1984)

Çözünen konsantrasyonu bakımından oluşan bu farklılık daha öncede belirtildiği gibi yapısal aşırı soğumaya ve bunun sonucunda da kararsız ara yüzeylerin oluşmasına sebep olur (Şekil 1.12.). Hücrelerin yan yüzlerinde oluşan bu kararsızlık da, birincil (ana) kollara dik çıkıntılarının (İkincil kollar) oluşmasına, ortaya çıkan bu çam ağacına benzer yapıda dendritik katılaştırmaya neden olur.



Şekil 1.12. Katılaşma biçimlerinin yapısal aşırı soğumaya bağlı olarak değişimi (Edwards and Endean, 1990)

Alaşımların katılaştırılması sırasında oluşan bu ikincil kollardan da uygun bazı termal koşullar altında üçüncül kollar ve hatta daha yüksek mertebeden kollar bile oluşabilmektedir.

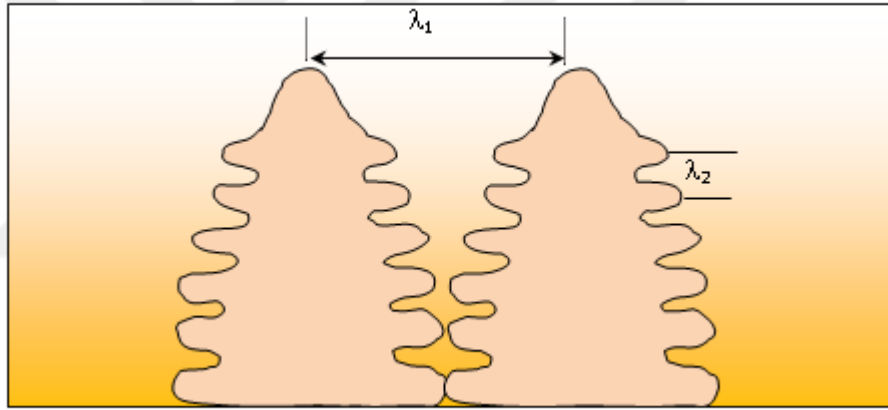
1.7 Dendritik Katılaşma ile İlgili Mikroyapılar

Alaşımların saf metallere göre performansının daha iyi olması sebebiyle endüstride kendine çok geniş bir kullanım alanı bulmaktadır. Bu alaşımları doğru bir şekilde birçok endüstri alanının da kullanabilmek için doğrusal bir şekilde katılaştırılarak üretilen malzemelere ait fiziksel ve mekanik özelliklerini iyi bilmemiz gerekir. Malzemelere

ait bu mekaniksel özellikler ise mikroyapı parametrelerine çok sıkı bir şekilde bağlıdır (Edwards and Edean, 1990). Örneğin; sabit sıcaklık gradyentinde katılaştırma hızını kademeli olarak arttırdığımızda, doğrusal katılaştırmada numunenin tane yapısı küçülür ve dendritik yapı inceler, buna bağlı olarak ta malzemenin sertliği ve mukavemeti artar (Edwards and Edean, 1990).

1.7.1 Birincil ve ikincil dendrit kol mesafesi

Doğrusal katılaştırmada dendritik yapı; birincil kollar arası mesafe (λ_1) ve ikincil kollar arası mesafe (λ_2), alaşımın bileşimine (C_0), büyütme hızına (V) ve sıcaklık gradyentine (G) bağlı olarak değişmektedir. Şekil 1.12.'de birincil ve ikincil dendrit kol mesafelerinin gösterimleri verilmiştir.



Şekil 1.13. Birincil ve ikincil dendrit kol mesafesi gösterimi

Bu bağımlılığı tespit etmek amacıyla bazı teorik modeller öne sürülmüştür. Birincil dendrit kol mesafesinin (λ_1), G , V ve C_0 'a bağımlılığını belirleyen Hunt (1979), Trivedi (1984), Kurz and Fisher (1981), Hunt and Lu 1996, Bouchard and Kirkaldy (1997) ve Okamoto and Kishitake (1975) gibi modellerdir. İkincil dendrit kol mesafesiyle (λ_2) ilgili olarak ise Trivedi and Somboonsuk (1984) ve Bouchard and Kirkaldy (1997) tarafından modeller ileri sürülmüştür. Bu modeller tez kapsamı dışında olduğundan ayrıntılı bilgi verilmemiştir.

1.7.2 İkincil dendrit kol kabalaşması

Malzemelerin mekaniksel özelliklerini belirleyen ana unsurun, malzemenin mikroyapısı olduğunu belirtmiştik. Mikroyapıyı doğrudan etkileyen en önemli faktörlerden biri ise katılaşma süresince soğutma hızına bağlı olan ikincil dendrit kol mesafesidir (SDAS). Alaşımlarda mikroyapı oluşumu, ilk olarak katılaştırma esnasında dendritik mikroyapıların çekirdeklenmesi ve büyümesi ile başlar ve katılaşma boyunca dendritlerin kabalaşmasıyla devam eder. Kabalaşma sırasında dendritler, katı-sıvı arayüzey serbest enerjisini en aza indirdiği, zamanla katı-sıvı arayüzey alanının azalmasına neden olan (Kammer and Voorhees, 2006) ve bölgesel arayüzey eğriligi (Sun vd., 2018) tarafından kontrol edilen difüzyon kütle transferine (Flemings, 2005) maruz kalır. Bu durum, küçük dalların yeniden erimesi (Marsh and Glicksman, 1996; Neumann-Heyme vd., 2018) çarpma (Cool and Voorhees, 2017) ve birleşme (Fife and Voorhees, 2009; Terzi vd., 2010) de dahil olmak üzere dendritik mikroyapıda önemli morfolojik değişikliklere yol açar. Kabalaşma, dendrit uyumunun ardından, serbest büyümenin durduğu ve beslenmenin kütleden dendritler arası bölgeye kaydığı durumlarda özellikle önemlidir (Veldman vd., 2001). Yumuşak bölge olarak adlandırılan bu bölge fiziksel olayların meydana geldiği ve dinamik süreçlerin kontrol edildiği bölgedir. Ötektik reaksiyon bu interdendritik bölgelerde (Collini vd., 2008) meydana gelir ve katılaşma tamamlanır.

1.7.2.1 İkincil dendrit kol kabalaşma modelleri

İlk olarak Bardes ve Flemings tarafından ikincil dendrit kol mesafesinin (SDAS) bölgesel katılaşma süresi ile ilişkili olduğu bildirilmiştir (Bardes and Flemings, 1966). İkili alaşımı temel alan çözünen konsantrasyon farkı yoluyla SDAS ve termodinamik verilere dayalı soğutma hızı arasındaki ilişki; hipo-ötektik kompozisyonlar için Kattamis ve Flemings tarafından aşağıdaki gibi matematiksel bir denklem ile ifade edilmiştir (Flemings, 2006; Grugel, 1993; Flemings, 1970; Kattamis, 1967).

$$\lambda_2 = 5.5 \left(- \frac{\Delta T \Gamma D_L \ln \left(\frac{c_{eut}}{c_o} \right)}{m(1-k)(c_{eut} - c_o)} \right)^{\frac{1}{3}} V^{\frac{1}{3}} \quad (1.14)$$

burada ΔT , sıvı sıcaklığı ve ötektik sıcaklık arasındaki farkı belirtir, $\Gamma = \sigma / \Delta S_{fus}$, Gibbs-Thomson katsayısı, σ , katı ve sıvı fazlar arasındaki arayüzey enerjisi, ΔS_{fus} erime entropisi, D_L , sıvıdaki çözünen atomların difüzyonu, C_{eut} , ötektik konsantrasyonu, C_o çözünen konsantrasyonu, m , likudus eğimi ve k , dengesel dağılım katsayısıdır.

Daha sonra; Feurer ve Wunderlin (1977), tüm katılaşılan metaller için geçerli olan ikincil dendrit kol mesafesiyle ilgili kabalaşma modelini geliştirmişlerdir. Bu model aşağıdaki şekilde ifade edilmiştir.

$$\lambda_2 = \left(- \frac{M_{dc} D_{liq} \sigma_{SL} T_m \ln(c_{eut} / c_o)}{\rho_{liq} L_f m_{liq} (1 - k_o)(c_{eut} - c_o)} \right)^{\frac{1}{3}} (t_f)^{\frac{1}{3}} \quad (1.15)$$

Burada M_{dc} , bir sabittir; D_{liq} , sıvı metalin difüzyonu (m^2/s); σ_{SL} , katı-sıvı arayüzey enerjisi (J/m^2); T_m , erime sıcaklığı (K); ρ_{liq} , sıvı yoğunluğu (kg/m^3); L_f , gizli erime ısısı (J/kg); m_{liq} , likudus çizgisinin eğimi (K/ağ.); k_o , dengesel dağılım katsayısıdır; c_{eut} , ötektik bileşim (ağ.%); C_o , nominal alaşım bileşimi (ağ.%); ve t_f , bölgesel katılma zamanıdır (s). Feurer ve Wunderlin (1977), M_{dc} 'nin sayısal değerini 166 olarak belirtmişlerdir.

Rappaz ve Boettinger (1999) ise, Kattamis ve Flemings (1967) tarafından ileri sürülen ve genellikle ikili alaşımların ikincil dendrit kol uzunluğunun hesaplanmasında kullanılan ifadeyi çok bileşenli sistemler için aşağıdaki gibi genişletmişlerdir.

$$\lambda_2 = 5.5 \left(\frac{-\Gamma}{\sum_{j=1}^n m_j (1 - k_j) (c_{f,j} - c_{o,j}) / D_j} \ln \left[\frac{\sum_{j=1}^n m_j (1 - k_j) c_{f,j} / D_j}{\sum_{j=1}^n m_j (1 - k_j) c_{o,j} / D_j} \right] \right)^{\frac{1}{3}} (t_f)^{\frac{1}{3}} \quad (1.16)$$

burada t_f , bölgesel katılaşma zamanı, Γ , Gibbs–Thomson katsayısı, m_j likidus eğimi, $c_{f,j}$, j bileşeninin dendrit kökündeki nihai sıvı bileşimidir (genellikle ötektik bir bileşim olduğu varsayılır), $c_{o,j}$, alaşımın nominal bileşimi, D_j sıvıdaki difüzyon katsayısı, n çözünen elementlerin maksimum sayısı ($j = 1, n$) ve k_j yeniden dağılım katsayısıdır. Alt simge j her bir alaşım elementini temsil eder ve toplam çok bileşenli alaşımın tüm çözünen elementlerini kapsar.

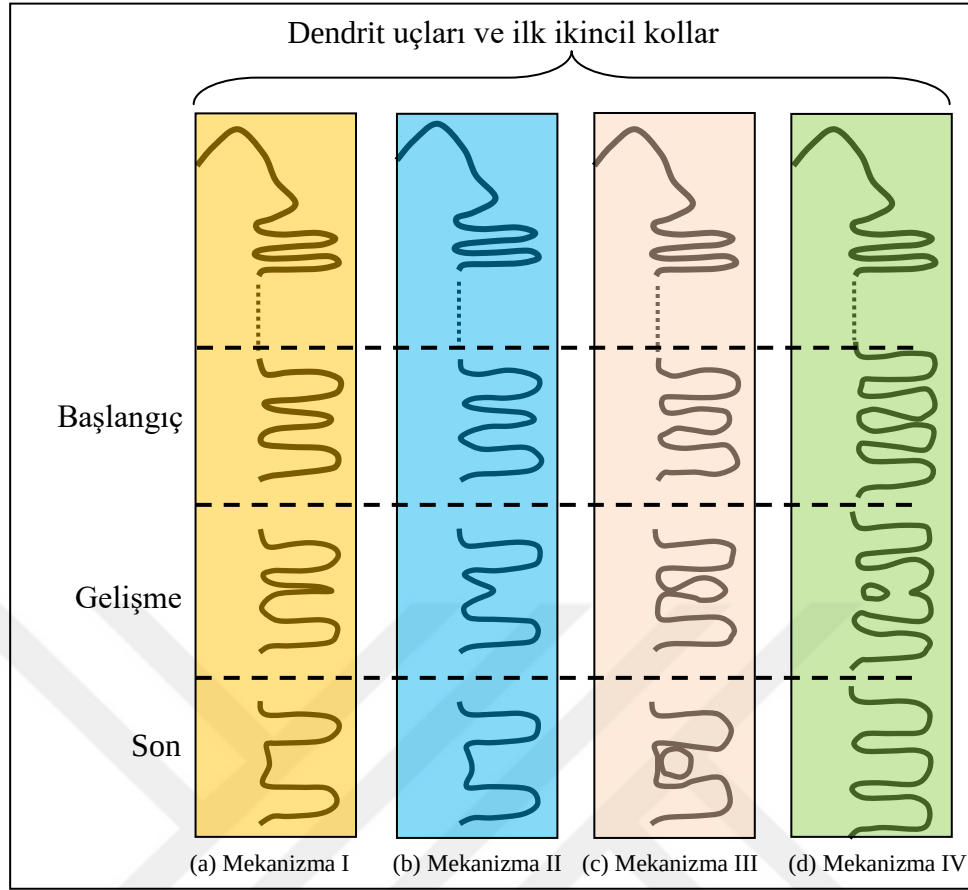
Ayrıca literatürde belirtilen deneysel testlerde, SDAS (λ_{2C}) ve bölgesel katılaşma süresi(t_f) arasındaki ilişki aşağıdaki basit deneysel denklemle tanımlanmıştır.

$$\lambda_{2C} = K(t_f)^n \quad (1.17)$$

burada t_f , katı ve sıvı arasındaki katılaşma zaman aralığıdır, n , 0.33-0.5 arasındadır ve K , bir uyum faktörüdür. K , alaşımın metal yoğunluğuna (Bamberger vd., 1987; Young and Kirkwood, 1975) ve bileşenlerine bağlıdır (Backerud vd., 1986).

1.7.2.2 İkincil dendrit kol kabalaşması mekanizmaları

Yapısal aşırı soğutma nedeniyle, katı fazlarda yanlardan çıkıntılar meydana gelerek dallı morfolojiler oluşur, yani alaşımın katılaşması sırasında dendritler oluşur. Görünen ikincil dendrit kolu mesafesi (SDAS) katılaşma süresi boyunca artar. Bu nedenle katılaşma sırasında ikincil dendrit dallarının sayısı azalır, bu da bazı kabalaşma mekanizmalarının dendrit büyümesi sırasında etkili olduğunu gösterir.



Şekil 1.14. İzotermal dendrit kabalaşması için dört mekanizma; radyal yeniden erime (a) aksenal yeniden erime (b), kol parçalanması (c) ve iki dendrit kolunun birleşmesi (d) (Flemings vd., 1991)

Şekil 1.14.'de gösterildiği gibi, ikincil dendrit kol mesafe kabalaşmasını açıklamak için dört kabalaşma mekanizması önerilmiştir (Young and Kirkwood, 1975; Kattamis vd., 1967; Kahlweit, 1968). Bunlar radyal erime (a), aksenal erime (b), parçalanma (c) ve birleşme (d) olarak isimlendirilmiştir. Bu mekanizmalar, Gibbs-Thomson etkisi (kılcallık kuvveti olarak da bilinir) tarafından yönetilen kütle transferini içerir. Yani, sıvı-katı arayüzündeki bölgesel eğriliklerdeki fark, yüksek eğrilikli yüzeylerin, likudus sıcaklığındaki çökmeye bağlı olarak erimesine neden olur ve düşük eğrilikli yüzeyler difüzyonla daha kaba büyüme eğiliminde olurlar. İkincil kolların büyüme kinetiğine bağlı olarak, katılma sırasında kolların rekabetçi büyümesine bağlı olduğu söylenebilir. Bu rekabetçi büyüme sırasında, daha önce bahsedilen bir veya daha fazla kabalaşma mekanizmasının bu süreç üzerinde baskın bir etkiye sahip olduğu düşünülmektedir.

Yukarıda belirtilen kabalaşma mekanizmaları, ya saydam malzemelerin katılaştırılması gözlemlerine (durum-I) ya da katılaştırma süreci quench ile sonlandırıldıktan sonra alaşımların mikro yapılarının gözlemlerine (durum-II) dayanarak önerilmiştir (Li, 2004; Kattamis, 1967). Bu çalışmada Al-La-Ni alaşımı doğrusal olarak katılaştırılarak quench edilmiş ve ikinci durum uygulanmıştır.



BÖLÜM II

KATILAŞTIRMA ÜZERİNE YAPILAN ARAŞTIRMALAR

Katılaşma olayını açıklayabilmek için, mikroyapı parametreleri (λ_1 , λ_2 ve λ_{2C}) ile büyüme hızı (V) arasındaki ilişkiler incelenmiş ve araştırmacılar tarafından hem teorik modeller geliştirilmiş hem de birçok deneysel çalışmalar yapılmıştır. Bu bölümde genellikle alüminyum esaslı ikili ve çoklu alaşımlar için yapılan çalışmalar, büyüme hızı ile mikroyapı parametreleri (λ_1 , λ_2 ve λ_{2C}) ve mekaniksel özellikler (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}) arasındaki ilişkiler ve bunun yanında Al esaslı yapılan bir çok alaşıma ait termal özellikler (K, ΔH , C_p , α) ile ilgili değerler verilmiştir.

2.1 Mikroyapı ile İlgili Yapılan Çalışmalar

Mikroyapıyla ilgili birçok araştırmacı tarafından yapılan deneysel çalışmalar, birincil ve ikincil dendrit kol mesafesi (λ_1 , λ_2) ve ikincil dendrit kol kabalaşma mesafesi (SDCS) olmak üzere iki bölümde özet olarak verilmiştir. Aksi belirtilmedikçe bu kısımdan sonra tüm bileşimler ağırlık olarak verilmiştir.

2.1.1 λ_1 ve λ_2 ile ilgili yapılan çalışmalar

McCartney ve Hunt (1981), Al-0.15Mg-0.33 Si alaşımını çok çeşitli büyüme koşullarında, kararlı durumda doğrusal olarak katılaştırmışlar ve alaşıma ait birincil dendrit kol mesafelerini ölçmüşler. Birincil dendrit kol mesafesi, sıcaklık gradyenti, büyüme hızı ve döküm alaşım bileşimi (C_0) arasındaki ilişkiyi incelemişler. Al-0.15Mg-0.33 Si sistemindeki dendritler için $\lambda=272G^{-0.55} V^{-0.28} C_{\infty Si}^{0.32}$ olduğu bulmuşlardır. Burada ki $C_{\infty Si}$ alaşımdaki Si'nin atomik fraksiyonudur.

Hawksworth vd. (1998), Al-(5-17) La ve Al-(5-8) Ni kompozisyon aralığındaki alaşımları 10-5000 $\mu m/s$ büyüme hızlarında ve 12 K/mm sıcaklık gradyentinde Bridgman tipi fırında katılaştırmışlardır. Artan V hızıyla $Al_{11}La_3$ ve Al_3Ni intermetalik fazlarının α -Al fazıyla kuşatılarak yüksek içerikli düzlemsiz-dendritik yapıların oluştuğunu ifade etmişlerdir. Ötektik çözelti hem daha düşük hem de daha yüksek

alaşım içeriklerinde tamamıyla çiftlenmiş tek yapıda olan Al/Al₁₁La₃/Al₃Ni üçlü ötektik fazlardan ziyade V=2000µm/s'ye kadar olan hızlarda ötektiğe yakın Al/Al₁₁La₃ ve Al/Al₃Ni ikili fazlarından oluştuğunu bildirmişlerdir. Al-5.2La-5.5Ni ve Al-10.8La-2.7Ni alaşımları ötektikaltı mikroyapılar gösterirken, Al-13.8La-5.6Ni ve Al-16.7La-7.6Ni alaşımları ötektiküstü mikroyapılar göstermiştir. Araştırmacılar, Al-11.3La-5.4Ni üçlü ötektik bileşimiyle, 10-5000 µm/s büyütme hız aralığında α-Al, Al₁₁La₃ ve Al₃Ni fazların tutarlılık gösterdiğini belirtmişlerdir.

Feng vd. (1999), Al-4.95Zn alaşımını sabit sıcaklık gradyentinde (14.5 K/mm), artan büyütme hızına (50-3000 µm/s) bağlı olarak, birincil kol mesafesini ve hücrel/dendritik mikroyapı bağımlılığını araştırmak için Bridgman cihazıyla doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Sonuçlar, artan büyütme hızına bağlı olarak, dendritten hücrele geçişin olduğunu ve birincil hücrel/dendritik mesafelerde geniş bir dağılım aralığı olduğunu göstermişlerdir. $\lambda_{\max}$, $\lambda_{\min}$ ve ortalama birincil kol mesafesini (λ_{ort}) hızın bir fonksiyonu olarak sırasıyla $\lambda_{\max} = 4578V^{-0.697}$, $\lambda_{\min} = 1315.7V^{-0.654}$ ve $\lambda_{\text{ort}} = 3084.5V^{-0.698}$ şeklinde ifade etmişlerdir. Bulmuş oldukları deneysel sonuçları Hunt-Lu modeliyle karşılaştırmışlar ve benzer bir uyum elde etmişlerdir. Büyütme hızının artmasıyla (50µm/s'den 3000µm/s'e), $\lambda_{\max}$ (247.82µm'den 17.51µm'e), $\lambda_{\min}$ (82.95µm'den 6.7µm'e) ve λ_{ort} (166.4 µm'den 11.38 µm'e) birincil dendrit kol mesafelerinin azaldığını tespit etmişlerdir.

Gündüz ve Çadırılı (2002), Al – (3, 6, 15 ve 24) Cu alaşımlarını, vakum atmosferi altında %99.99 saflıkta metaller kullanarak hazırlamış ve Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanılarak kararlı durum koşulları altında doğrusal olarak bu alaşımları katılaştırmıştır. Al-Cu alaşımlarının büyütme hızına bağlı olarak, mikroyapı parametrelerini (λ_1 ve λ_2) ölçmüşlerdir. Sabit bir G (5.48 K/mm)'de artan V'ye (8.96–487.57 µm/s) bağlı olarak, hem λ_1 'in hem de λ_2 'nin azaldığını ve doğrusal regresyon analizini kullanarak ta mikroyapı parametreleri ile katılaştırma hızı arasında;

$$\lambda_1 = 863V^{-0.32}, \lambda_2 = 112.2V^{-0.46} \quad (\text{Al-3Cu})$$

$$\lambda_1 = 672.9V^{-0.28}, \lambda_2 = 73.1V^{-0.32} \quad (\text{Al-6Cu})$$

$$\lambda_1 = 567.5V^{-0.23}, \lambda_2 = 82.2V^{-0.39} \quad (\text{Al-15Cu})$$

$$\lambda_1 = 639.7V^{-0.29}, \lambda_2 = 35.4V^{-0.27} \quad (\text{Al-24Cu})$$

bağıntılarını elde etmişlerdir.

Berkdemir ve Gündüz (2010), Al-5Cu-3Mg alaşımını sabit sıcaklık gradyentinde G (4.84 K/mm), 6 farklı büyüme hızında V (16.7–166.7 $\mu\text{m/s}$), doğrusal katılaştırma deneylerini yapmışlardır. Katı-sıvı arayüzeyini, quench edilmiş numuneler üzerinde incelemişlerdir. Numunelerin boyuna kesitlerinden birincil dendrit kol mesafeleri (λ_1) ölçülmüştür. λ_1 'in V'ye göre varyasyonları belirlenmiş ve sonuçlar ilgili teorik modeller ve yayınlanan verilerle karşılaştırmışlardır. Birincil dendrit kol mesafesi ile büyüme hızı arasında $\lambda_1 = 862.54V^{-0.26}$ bağıntısını elde etmişlerdir. Ayrıca bulmuş oldukları sonuçların, hem teorik modellerle hem de yayınlanan deneysel verilerle uyumlu olduğunu belirtmişlerdir.

Araujo vd. (2011), üç farklı bileşimde Al-(1, 3 ve 5) Ni alaşımlarını, kararsız durumdaki ısı akışı koşullarıyla karakterize edilmiş su soğutmalı bir katılaştırma cihazında katılaştırmışlardır. Bu üç Al-Ni alaşımına ait fazlar arası mesafenin artan uç büyüme hızına bağlı olarak azaldığını, intermetalikte çubuk benzeri bir morfolojinin yoğunluk kazandığını, katılaşma bölgesi ilerledikçe de uç büyüme hızı, soğutma hızı ve sıcaklık gradyenti gibi parametrelerin azaldığını gözlemlemişlerdir. Yaptıkları çalışmalarda hem pozisyona göre hem de büyüme hızına göre ötektik yapının değişimini incelemişlerdir. Hız olarak 400–2000 $\mu\text{m/s}$ aralığında, pozisyon olarak da kalıp tabanından itibaren 4, 8, 12, 17, 22, 37, 52 ve 88 mm konumlara yerleştirilen termal çiftler vasıtasıyla ötektik yapının pozisyona göre değişim gösterdiğini tespit etmişlerdir. Hıza bağlı olarak bütün alaşımlar için $\lambda = 1.2 V_L^{-0.5}$ bağıntısını elde ederken, çubuksal ötektik yapıların pozisyona göre değişimi için,

$$\lambda = 0.32 P^{0.47} \quad (\text{Al-1Ni için})$$

$$\lambda = 0.13 P^{0.66} \quad (\text{Al-3Ni için})$$

$$\lambda = 0.5 P^{0.35} \quad (\text{Al-5Ni için})$$

bağıntılarını elde etmişlerdir.

İlbagi vd. (2011b), iki farklı Al - (36 ve 50) Ni alaşımlarını düşen tüp (drop tube, 4 m boyunda) metodunu kullanarak katılaştırmışlar ve çalışma sonunda 0.083 K/s ve 0.33 K/s soğutma hızlarında Al_3Ni ve Al_3Ni_2 olmak üzere iki farklı ötektik yapı gözlemlenmiştir. Ayrıca artan soğutma hızıyla Al_3Ni/Al_3Ni_2 oranının azaldığını belirlemişlerdir.

Kaya vd. (2013), Al-7Ni alaşımlarını Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırını kullanarak sabit bir sıcaklık gradyentinde, G (4.2 K/mm) farklı büyütme hızlarında V (8.3 – 489.5 $\mu m/s$) yukarı yönde doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Birincil dendrit kol mesafesi (λ_1) ve ikincil dendrit kol mesafesi (λ_2) gibi dendritik mikroyapıların büyütme hızına bağımlılığını doğrusal regresyon analizi kullanılarak belirlemişlerdir. Artan V'ye bağlı olarak, hem λ_1 'in (248.3-72.5 μm) hem de λ_2 'nin (50.4-8.1 μm) azaldığını ve birincil ve ikincil kol mesafeleri ile büyütme hızı arasında $\lambda_1 = 851.1V^{-0.26}$ ve $\lambda_2 = 124.2V^{-0.48}$ bağıntılarını elde etmişlerdir.

Çadırılı vd. (2015), vakumlu eritme fırını ve döküm fırını kullanarak Al-23.9 Cu-1.2Co üçlü ötektik alaşım numunelerini hazırlamışlar. Numuneleri, sabit bir sıcaklık gradyentinde (5.66 K/mm) farklı büyütme hızlarında (8.3-166 $\mu m/s$) yukarı doğru doğrusal olarak Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınında katılaştırmışlardır. Büyütme hızının ötektik mesafeler (λ) üzerindeki bağımlılığını araştırmışlar ve artan V hızları için hem boyuna hem de enine numuneler için λ 'nın azaldığını bildirmişlerdir. Ayrıca doğrusal regresyon analizi yöntemini kullanarak $\lambda_B = 14.989V^{-0.46}$ ve $\lambda_E = 12.021V^{-0.44}$ bağıntılarını elde etmişlerdir.

Acer vd. (2016), Al-5.5Zn-2.5Mg üçlü alaşımlarını vakumlu eritme fırını ve döküm fırını kullanarak hazırlamışlar. Hazırlanan numuneleri Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınında farklı büyütme hızlarında (V=8.3-165 $\mu m/s$) sabit bir sıcaklık gradyentinde (G=5.5 K/mm) yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Numunelerin enine ve boyuna kesitlerinden birincil dendrit kol mesafesini (λ_1) ve ikincil dendrit kol mesafesini (λ_2) ölçmüşler. V'nin, Al-Zn-Mg alaşımına ait λ_1 ve λ_2 'ye olan etkilerini mikroyapı analizi ile incelemişlerdir. Deneysel sonuçlardan, sabit sıcaklık gradyentinde (G=5.5 K/mm) büyütme hızının 8.3 $\mu m/s$ 'den 165 $\mu m/s$ 'ye çıkarılmasıyla, λ_{1B} değerinin

80.6 μm 'den 42.5 μm 'ye, λ_{1E} değerinin 74.8'den 36.7 μm 'ye, λ_2 değerinin ise 14.3 μm 'den 7.1 μm 'ye azaldığını bulmuşlardır. Dendritik mesafenin büyütme hızına bağlılığı ise doğrusal regresyon analizini kullanarak $\lambda_{1B} = 123V^{-0.20}$, $\lambda_{1E} = 123V^{-0.24}$ ve $\lambda_2 = 23V^{-0.22}$ bağıntılarıyla belirlemişlerdir. Yapılan çalışmada elde ettikleri büyütme hızı ile mikroyapı ilişkilerinin sonuçlarını literatürde yer alan önceki çalışmaların sonuçları ile karşılaştırmışlar ve bu sonuçların uyumlu olduğunu belirtmişlerdir.

Acer vd. (2017), Al-(1, 3 ve 5)Zn alaşımlarını, sabit bir sıcaklık gradyentinde (10.3 K/mm) ve geniş bir büyütme hız aralığının da (8.3–165 $\mu\text{m/s}$) Bridgman tipi doğrusal katılaştırma cihazını kullanarak doğrusal olarak yukarı doğru katılaştırmışlardır. λ_1 ve λ_2 değerlerinin artan büyütme hızlarıyla azaldığını bulmuşlar. Ayrıca ikili regresyon analiz yöntemi kullanılarak büyütme hızı arasında;

$$\lambda_1 = 129V^{-0.28}, \lambda_2 = 78V^{-0.38} \text{ (Al-1Zn)}$$

$$\lambda_1 = 147V^{-0.26}, \lambda_2 = 54V^{-0.33} \text{ (Al-3Zn)}$$

$$\lambda_1 = 210V^{-0.27}, \lambda_2 = 50V^{-0.37} \text{ (Al-5Zn)}$$

bağıntılarını elde etmişlerdir. Ek olarak, ikili alaşımların bu çalışmada nispeten düşük büyütme hızında (16.5 $\mu\text{m/s}$) hücrel bir yapıdan dendritik bir yapıya geçiş gözlemlenmiştir.

Çadırılı vd. (2017), Al-Mn-Fe üçlü alaşımlarının, büyüme hızının ve bileşiminin (Fe içeriği) mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlar. Al-1.9 Mn-xFe (x=0.5, 1.5 ve 5) vakum atmosferinde % 99.99 yüksek saflıkta metaller kullanılarak hazırlamışlar. Bu alaşımlar Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanılarak sabit bir sıcaklık gradyentinde (6.7 K/mm) ve çeşitli büyütme hızları (8.3–978 $\mu\text{m/s}$) altında yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırılmışlardır. Sonuç olarak, Fe içeriği 0.5'den 5'e çıktığında alaşımların son mikro yapılarında Al bakımından zengin α -Al fazı ve Fe bakımından zengin intermetalik (Al_6FeMn) fazın mevcut olabileceğini göstermişlerdir. Al_6FeMn intermetalik çubuk mesafesini ölçmüşler ve doğrusal regresyon analizi yöntemi kullanılarak her bir kompozisyon için büyütme hızı ile çubuksal mesafe arasındaki ilişkileri,

$$\lambda = 77V^{-0.39} \quad (\text{Al-1.9 Mn-0.5Fe})$$

$$\lambda = 38V^{-0.33} \quad (\text{Al-1.9 Mn-1.5Fe})$$

$$\lambda = 30V^{-0.34} \quad (\text{Al-1.9 Mn-5.0Fe})$$

bağıntılarıyla ifade etmişlerdir.

Çadırılı vd. (2020), 7075 alaşımını vakum atmosferi altında % 99.99'luk yüksek saflıkta metalleri kullanarak hazırlamışlar. Bu alaşımları, Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanarak sabit sıcaklık gradyentinde ($G=8.1$ K/mm) çeşitli büyütme hızlarında (8.3 - 166.0 $\mu\text{m/s}$) yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Dendritik λ_1 mesafelerini, numunelerin hem boyuna (λ_{1B}) hem de enine (λ_{1E}) kesitlerinden; λ_2 mesafelerini ise, numunelerin boyuna kesitinden ölçmüşlerdir. Artan büyütme hızlarına bağlı olarak (8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166 $\mu\text{m/s}$ 'e), λ_{1B} (434.3 μm 'den $190.1\mu\text{m}$ 'e), λ_{1E} (380.2 μm 'den 169.7 μm 'e) ve λ_2 (41.1 μm 'den 12.2 μm 'e) değerlerine azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca, doğrusal regresyon analizini kullanarak mikroyapı parametreleri ile katılaştırma hızı arasında $\lambda_{1B} = 743V^{-0.26}$, $\lambda_{1E} = 690V^{-0.27}$ ve $\lambda_2 = 100V^{-0.41}$ bağıntılarını elde etmişlerdir.

2.1.2 İkincil kol kabalaşmasıyla (λ_{2C}) ilgili yapılan çalışmalar

Hamed ve Elliott (1993), kararlı durum koşullarında herhangi bir işleme tabi olmamış ticari saflıktaki Al-7 Si-0.5 Mg döküm alaşımını farklı soğutma hızlarında (0.01 - 0.48 K/s) doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Deneysel olarak elde edilen ikincil dendritik kol kabalaşma mesafesini, soğutma hızına bağlı olarak bölgesel katılma süresinin bir fonksiyonu olarak $\lambda_{2C} = 10.70t_f^{0.30}$ bağıntısıyla ifade etmişlerdir.

Chen ve Kattamis (1998), Al-3.75 Cu-1.5 Mn alaşımını kararlı durum koşulları altında sabit G (6.8 K/mm) ve farklı V (2 - 83 $\mu\text{m/s}$) değerlerinde doğrusal olarak katılaştırmışlardır. İkincil dendrit kol mesafesinin katılma sırasında zamanla ve azalan büyütme hızıyla arttığını ve bu deneysel ölçümlerin, model tahminleriyle oldukça iyi uyumlu olduğunu ifade etmişlerdir. Ayrıca; SDAS ile bölgesel katılma süresi arasında $\lambda_{2C} = 17.98t_f^{0.23}$ bağıntısını ($k=17.98$ değeri grafik üzerinden hesaplandı) elde etmişlerdir.

Ronto ve Roosz (2001a), Al-3.7Cu-0.47Si, Al-3.85Cu-0.95Si ve Al-2.41Cu-0.75Si kompozisyonlarına sahip alaşımları Diferansiyel Termal Analiz (DTA) yöntemi ile farklı soğutma hızlarında (0.08-0.29 K/s) katılaştırmışlardır. Ölçüm sonuçlarına dayanarak ikincil dendrit kol mesafesi (SDAS) ile bölgesel katılma süresi arasında lineer regresyon analizini kullanarak çalışılan alaşımlar için sırasıyla $\lambda_{2C} = 14.87t_f^{0.27}$, $\lambda_{2C} = 16.39t_f^{0.26}$ ve $\lambda_{2C} = 13.08t_f^{0.31}$ bağıntılarını elde etmişlerdir.

Ronto ve Roosz (2001b), Al-0.63Mg-1.377Si, Al-1.24Mg-0.45Si ve Al-1.55Mg-0.374Si kompozisyonlarına sahip alaşımları Diferansiyel Termal Analiz (DTA) yöntemi ile farklı soğutma hızlarında (0.08-0.29 K/s) katılaştırmışlardır. Ölçüm sonuçlarına dayanarak ikincil dendrit kol mesafesi (SDAS) ile bölgesel katılma süresi arasında lineer regresyon analizini kullanarak çalışılan alaşımlar için sırasıyla $\lambda_{2C} = 11.81t_f^{0.33}$, $\lambda_{2C} = 21.53t_f^{0.26}$ ve $\lambda_{2C} = 11.17t_f^{0.35}$ bağıntılarını elde etmişlerdir.

He vd. (2008), A357 alaşımı için kararlı durum koşulları altında soğutma hızına bağlı olarak ikincil dendrit kol mesafesi (SDAS) ile bölgesel katılma süresi arasındaki ilişkiyi incelemek için deneyler yapmışlardır. Soğutma hızının 12.8 K/s'den 0.3 K/s'e azalmasıyla, hem ikincil dendrit kol mesafesinin (34µm'den 98µm'e) hem de bölgesel katılma süresinin (4 s'den 178 s'e) arttığını bildirmişlerdir. Ayrıca; (SDAS) ile bölgesel katılma süresi arasında doğrusal regresyon analizi yöntemini kullanarak $\lambda_{2C} = 20.80t_f^{0.30}$ bağıntısını elde etmişlerdir.

Easton vd. (2010), Al-0.2Si-0.3Fe ve Al-0.5Si-0.3Mg alaşımlarını 0.3 K/s, 4 K/s ve 15 K/s soğutma hızlarında dökmüşlerdir. Bu soğutma hızlarını, sıvılaşmanın hemen üzerindeki sıcaklıklarda tamamen sıvı halde belirlemişlerdir. Bir dendrit kabalaşma modeli kullanılarak çok bileşenli alüminyum alaşımları için ikincil dendrit kol mesafesi (SDAS) tahminleri deneysel gözlemlerle karşılaştırmışlardır. SDAS'ın, katılan alaşımların hem katılma süresine hem de çözünme profiline bağlı olduğunu bulmuşlardır. Katılma süreleri ve katılma sırasında çözünme madde ayrışmasının alaşımların mesafeleri üzerinde önemli ölçüde değişmesine rağmen, bu iki faktörün, tahmin edilen SDAS'ın alaşımlar arasında çok fazla değişmemesi için büyük ölçüde birbirini yok etmesinin ilginç olduğunu belirtmişlerdir. Al-0.2Si-0.3Fe ve Al-0.5Si-

0.3Mg alaşımları için sırasıyla; SDAS ile bölgesel katılaşma zamanı arasındaki bağılılığı ise doğrusal regresyon analizini kullanarak $\lambda_{2C} = 91.30t_f^{0.40}$ ve $\lambda_{2C} = 101.30t_f^{0.50}$ bağıntılarıyla belirlemişlerdir.

Chen vd. (2014), Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alaşımını farklı soğutma hızlarında katılaştırmışlar ve soğutma hızına bağlı olarak ikincil dendrit kol mesafesi üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Farklı soğutma hızları elde etmek için beş farklı kalınlıkta kademeli döküm yapmışlar ve soğutma hızlarını bilgisayar destekli termal analiz yöntemi ile belirlemişlerdir. Soğutma hızının 0.19 K/s'den 6.25 K/s'e artmasıyla, ikincil dendrit kol mesafesinin 68 μm 'den 20 μm 'e azaldığını bulmuşlardır. Bunun yanında; SDAS ile bölgesel katılaşma süresi arasında doğrusal regresyon analizi yöntemini kullanarak $\lambda_{2C} = 13.30t_f^{0.33}$ bağıntısını elde etmişlerdir.

Matache vd. (2015), bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanarak üretmiş oldukları CMSX-4 süper alaşımının katılaşma mikroyapı gelişimini, deneysel ölçümlerle ve sayısal modelleme yoluyla incelemişlerdir. Modelleme tahminlerini ortaya koymak için, sabit sıcaklık gradyentinde ($G=3$ K/mm) ve sabit katılaştırma hızına ($V=0.05$ mm/s) bağlı olarak ikincil kol mesafesi (SDAS) gelişimini hesaplamak için ProCAST/CAFE yazılımı kullanmışlardır. Elde edilen sonuçları deneysel ölçümlerle karşılaştırmışlar ve SDAS ile bölgesel katılaşma süresi arasında $\lambda_{2C} = 4.58t_f^{0.54}$ bağıntısını elde etmişlerdir.

Ferreira vd. (2016), termal parametrelerin (soğutma hızları ve bölgesel katılaşma süresi) bir fonksiyonu olarak ikincil kol mesafesinin tahmini için sayısal bir model sunmuşlardır. Al-4.5Cu ikili alaşımı için ikincil kol mesafesini faz alan modeli kullanarak sayısal olarak tahmin etmişlerdir. Faz-alan modeli (Phase-field model) ile hesaplanan ikincil dendrit kol mesafelerinin, Al-Cu alaşımının katılaştırılması sonucu elde edilen deneysel verilerle ve daha önce yapılan deneysel çalışmalarla uyumlu olduğunu belirttiler. Katılaştırma işlemini, 5-45 K/s arasında değişen soğutma hızlarında gerçekleştirmişler ve SDAS ile bölgesel katılaşma zamanı arasında $\lambda_{2C} = 12.10t_f^{0.33}$ bağıntısını elde etmişlerdir. Soğutma hızının artmasıyla ikincil kolların

kabalaşmasının azaldığını ve bunun sebebinin soğutma hızındaki artışa bağlı olarak arayüzeydeki kararlılığının azalmasından ileri geldiğini ifade etmişlerdir.

Matache vd. (2016), doğrusal olarak katılaştırılmış CMSX-4 süper alaşımının dendritik segregasyonunu incelemek için; 3 K/ mm sıcaklık gradyentinde ve 3 mm/s katılaştırma hızında hem tek kristal hem de boyuna yapılı çubukları seramik kalıplarda üretmişlerdir. Hem enine hem de boyuna kesitlerdeki döküm numuneleri üzerinde EDS ölçümlerinden taksimat katsayılarını belirlemişler ve numunelerin dendrit çekirdeklerine (Re, W) veya interdendritik bölgelere (Al, Ti, Ta) güçlü ayrılma eğilimi gösterdiğini ifade etmişlerdir. Çeşitli ikincil dendrit kol mesafesinin (SDAS) bir fonksiyonu olarak dendritik ayrışma, Ti ayrışmasının SDAS'a diğer elementlerden daha duyarlı olduğunu vurgulamışlardır. PanNi çok bileşenli termodinamik veri tabanına sahip ticari Pandat TM (Computherm LLC'nin tescilli ticari markası) yazılımı kullanılarak hesaplanan katılma taksimat katsayıları deneysel verilerle iyi bir uyum göstermiştir. Dendritik segregasyonu etkileyen önemli parametrelerden olan ikincil (λ_2) kol mesafelerini, soğutma levhasından farklı mesafelerde tek kristal çubuklar için ölçmüşlerdir. Deneysel λ_{2C} için, soğutma hızı bölgesel katılma süresinin bir fonksiyonu olarak $\lambda_{2C} = 6.70t_f^{0.47}$ bağıntısını bulmuşlardır. Deneyler ve ProCAST hesaplaması ile karşılaştırıldığında dendrit kol mesafesinin analitik hesaplamalarının iyi bir uyum gösterdiğini belirtmişlerdir.

Ferreira vd. (2018), çok bileşenli alaşımların kararsız durumda katılmasıyla ilgili dendritik büyüme modellerine ilişkin büyük bir literatür eksikliği olduğunu ve mevcut modellerin çoğunun ise kararlı hal katılaştırması ve ikili alaşımlar için önerilmiş olduğunu belirtmişlerdir. Başlangıçta ikili alaşımlarla sınırlı olan bu modellerden birinin çok bileşenli alaşımlar için genişletildiğini, ancak, bu durumunda sadece düşük katılaştırma ve soğutma hızlarında eriyik halden denge soğumasına çok yakın bölgeler için geçerli olduğunu ifade etmişlerdir. Doğrusal katılaştırma cihazını kullanarak, Al-3Cu-0.5Mg alaşım numunelerini çok çeşitli soğutma (0.6-24 K/s) ve büyütme hızlarında katılaştırmışlar ve numunelerin boyuna kesitlerinden ikincil dendrit kol kabalaşma mesafelerini ölçerek çoklu alaşımlar için önerilen modelle elde edilen sonuçların, deneysel olarak elde edilen sonuçlarla da uyumlu olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca; SDAS ile bölgesel katılma süresi arasında $\lambda_{2C} = 10.09t_f^{0.37}$ bağıntısını elde etmişlerdir.

Tiryakioğlu (2019), Feurer ve Wunderlin (1977) tarafından geliştirilen ikincil dendrit kol kabalaşması modelini kullanmıştır. Modelin parametreleri, alaşım ilavelerine dayanan eşdeğer bir ötektik kompozisyon bulmak için basit bir yaklaşım izlenerek ayarlanmıştır. Bu çalışmada kabalaşmayla ilgili basit bir model önerilmiş ve çeşitli bileşimlere sahip Al-4.5Si-1Cu ve Al-4.5Si-4Cu alaşımlarıyla yapılan çalışmaların literatürdeki verilerle iyi uyum sağladığını göstermiştir. Sıvı yoğunlukları, likudus ve ötektik sıcaklıklar yardımıyla kabalaşmayı teorik olarak hesaplamış ve SDAS ile bölgesel katılaşma süresi arasında $\lambda_{2C} = 3.16t_f^{0.47}$ ve $\lambda_{2C} = 4.74t_f^{0.40}$ bağıntılarını belirtilen alaşımlar için sırasıyla belirlemiştir.

Donadoni vd. (2020), Al-9Si-3Cu alaşımını kullanarak çok bileşenli alaşımlar için Rappaz-Boettinger (1999) ve Tiryakioğlu (2019) tarafından önerilen kabalaşma modellerini, *Thermo-Calc* yazılımını kullanarak numerik (sayısal) simülasyon çalışmalarıyla test etmişlerdir. Çok bileşenli bu modellerle Al-9Si-3Cu alaşımının deneysel verilerinin birçok kez uyum sağladığını ifade etmişlerdir. Bunun yanında; SDAS ile bölgesel katılaşma süresi arasında $\lambda_{2C} = 9.53t_f^{0.34}$ bağıntısını (k=9.53 değeri grafik üzerinden hesaplandı) elde etmişlerdir.

2.2 Mekanik Özellikler ile İlgili Yapılan Çalışmalar (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys})

Hawksworth vd. (1998), Al-11.3La-5.4Ni alaşımını, 0.5 bar basınç altında indüksiyon eritme ve döküm fırınına kullanarak hazırlamışlardır. Elde edilen külçe örneklerini tekrar eritip 3 mm ve 150 mm boyutlarındaki alümina tüplere enjekte etmişlerdir. Bu elde edilen numuneler 12 K/mm' lik bir sıcaklık gradyentinde ve 10-5000 $\mu\text{m/s}$ aralığındaki çekme hızlarında, Bridgman tipi fırında yeniden eritmeye ve katılaşmaya tabi tutulmuşlardır. Bu araştırmacılar, 10-2000 $\mu\text{m/s}$ aralığındaki büyütme hızlarında Al-11.3La-5.4Ni üçlü bir ötektik alaşım için; $\lambda^2V=65.61\pm1.96 \mu\text{m}^3 \text{ s}^{-1}$ ve $HV= k\lambda^{1/2}$ bağıntılarını bulmuşlardır.

Kaya vd. (2008), Al esaslı alaşımları (Al-3Si, Al-3Cu ve Al-1Ti) %99.99 yüksek saflıkta metaller kullanarak vakum atmosferinde hazırlamışlar. Bu alaşımları, sabit bir sıcaklık gradyentinde (G) geniş bir büyütme hız aralığında Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanarak yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırmışlardır.

Mikroyapı parametrelerini (λ_1 ve λ_2) ve mikrosertlik (HV) değerlerini V'nin bir fonksiyonu olarak numunelerin hem enine hem de boyuna kesitlerinden ölçmüşlerdir. Deneysel sonuçlardan, Al-3Si alaşımı için; sabit sıcaklık gradyentinde ($G = 6.84$ K/mm) büyütme hızının $8.96 \mu\text{m/s}$ 'den $487.57 \mu\text{m/s}$ 'ye çıkarılmasıyla $\lambda_{1\text{ort}}$ değerinin $460.4 \mu\text{m}$ 'den $145.1 \mu\text{m}$ 'ye, λ_2 değerinin $42.2 \mu\text{m}$ 'den $6.4 \mu\text{m}$ 'ye azaldığını ve HV_B değerinin 36.8 kg/mm^2 'den 55.3 kg/mm^2 'e, HV_E değerinin ise 39.4 kg/mm^2 'den 60.8 kg/mm^2 'e arttığını bulmuşlardır. Al-3Cu alaşımı için; sabit sıcaklık gradyentinde ($G=5.48$ K/mm) büyütme hızının $8.96 \mu\text{m/s}$ 'den $487.57 \mu\text{m/s}$ 'ye çıkarılmasıyla $\lambda_{1\text{ort}}$ değerinin $388.4 \mu\text{m}$ 'den $111.0 \mu\text{m}$ 'ye, λ_2 değerinin $37.9 \mu\text{m}$ 'den $6.4 \mu\text{m}$ 'ye azaldığını ve HV_B değerinin 45.1 kg/mm^2 'den 72.9 kg/mm^2 'e, HV_E değerinin ise 47.0 kg/mm^2 'den 75.6 kg/mm^2 'e arttığını bulmuşlardır. Al-1Ti alaşımı için; sabit sıcaklık gradyentinde ($G=5.82$ K/mm) büyütme hızının $8.96 \mu\text{m/s}$ 'den $487.57 \mu\text{m/s}$ 'ye çıkarılmasıyla $\lambda_{1\text{ort}}$ değerinin $218.0 \mu\text{m}$ 'den $72.3 \mu\text{m}$ 'ye, λ_2 değerinin $39.5 \mu\text{m}$ 'den $5.3 \mu\text{m}$ 'ye azaldığını ve HV_B değerinin 51.6 kg/mm^2 'den 85.8 kg/mm^2 'e, HV_E değerinin ise 53.9 kg/mm^2 'den 93.7 kg/mm^2 'e arttığını bulmuşlardır. Al esaslı alaşımların mikrosertliğininin (HV), katılaştırma hızına ve mikroyapı parametrelerine bağlılığını lineer regresyon analizini kullanılarak sırasıyla;

$$HV_B = 58.45V^{0.11}, HV_E = 64.56V^{0.12}, HV_E = 28.64\lambda_{1\text{ort}}^{-0.28} \text{ ve } HV_E = 28.64\lambda_2^{-0.25} \text{ (Al-3Si)}$$

$$HV_B = 83.18V^{0.13}, HV_E = 88.32V^{0.12}, HV_E = 33.14\lambda_{1\text{ort}}^{-0.40} \text{ ve } HV_E = 17.82\lambda_2^{-0.30} \text{ (Al-3Cu)}$$

$$HV_B = 98.84V^{0.13}, HV_E = 107.64V^{0.14}, HV_E = 24.21\lambda_{1\text{ort}}^{-0.43} \text{ ve } HV_E = 19.72\lambda_2^{-0.32} \text{ (Al-1Ti)}$$

bağıntılarıyla belirlemişlerdir. Ayrıca; çalışmalarındaki elde etmiş oldukları sonuçları, ikili ve üçlü alaşımlar için elde edilen literatürde yer alan daha önceki benzer deneysel sonuçlarla karşılaştırmışlar ve iyi bir uyum gösterdiklerini belirtmişlerdir.

Fan vd. (2010), mikrosertliğin (HV), büyüme hızına (V), dendritik mesafeye (λ_1) ve lamelsel mesafeye (λ) bağlılığını araştırmak için, Ti-46Al-0.5W-0.5Si alaşımını sabit bir sıcaklık gradyentinde ($G=20$ K/mm), farklı büyütme hızlarında ($2-100 \mu\text{m/s}$) doğrusal katılaştırmışlardır. Katılaştıran numunelerin mikroyapısının, γ (TiAl), α_2 (Ti₃Al) ve Ti₅Si₃ intermetalik fazlarından meydana geldiğini belirtmişlerdir. Mikrosertliğin, büyüme hızının artmasıyla ve dendritik mesafenin ve α - γ lameller arası mesafenin

azalması ile azaldığını ifade etmişlerdir. En düşük büyüme hızında (2 $\mu\text{m/s}$) mikrosertlik değerini 326.2 kg/mm^2 , en yüksek büyüme hızında (100 $\mu\text{m/s}$) ise 614.6 kg/mm^2 olarak elde edilmişlerdir. HV'nin; V, λ_1 ve λ_2 'ye bağımlılığını doğrusal regresyon analizini kullanarak, $HV = 794.7V^{0.15}$, $HV = 398.1\lambda_1^{-0.31}$ ve $HV = 491.5 + 53.4\lambda_2^{-0.5}$ bağıntılarını bulmuşlardır.

Cante vd. (2010), Al-(1, 3, 5) Ni alaşımlarına ait çekme testlerini, numune tabanından 6.5, 21, 35.5, 50, 64.5, 79, 150 mm uzaklıklardaki bölgelerden enine kesitler olarak yapmışlardır. Maksimum çekme dayanımının ve akma dayanımının, alaşımdaki çözünen miktarının (Ni) artmasıyla, birincil ve ikincil dendrit kol mesafelerinin de azalmasıyla arttığını tespit etmişlerdir. Ayrıca bu alaşımlara ait ısı iletkenlik katsayılarını hesaplamışlar ve ısı iletkenlik katsayısının en yüksek olduğu alaşımın Al-3Ni alaşımı olduğunu bildirmişlerdir. Araştırmacılar maksimum gerilme akma dayanımı ile birincil ve ikincil dendrit kol mesafeleri arasında her bir kompozisyon için,

$$\begin{aligned} \sigma_U &= 71.3 + 200.2(\lambda_1)^{-0.5}, \sigma_U = 52.3 + 188.3(\lambda_2)^{-0.5}, \sigma_{y=0.2} = 50.7 + 81.6(\lambda_1)^{-0.5} \text{ ve} \\ \sigma_{y=0.2} &= 41.8 + 90.6(\lambda_2)^{-0.5} \text{ (Al-1Ni)} \\ \sigma_U &= 73.2 + 325.6(\lambda_1)^{-0.5}, \sigma_U = 57.5 + 221.7(\lambda_2)^{-0.5}, \sigma_{y=0.2} = 51.4 + 69.2(\lambda_1)^{-0.5} \text{ ve} \\ \sigma_{y=0.2} &= 43.8 + 60.2(\lambda_2)^{-0.5} \text{ (Al-3Ni)} \\ \sigma_U &= 74.1 + 468.5(\lambda_1)^{-0.5}, \sigma_U = 58.3 + 228.6(\lambda_2)^{-0.5}, \sigma_{y=0.2} = 53.6 + 185(\lambda_1)^{-0.5} \text{ ve} \\ \sigma_{y=0.2} &= 53.6 + 185(\lambda_1)^{-0.5} \text{ (Al-5Ni)} \text{ bağıntılarını elde etmişlerdir.} \end{aligned}$$

Kaya vd. (2013), Al-7Ni alaşımını Bridgman tipi katılaştırma aparatını kullanarak sabit sıcaklık gradyentinde ($G=4.2 \text{ K/mm}$) farklı büyütme hızlarında V (8.3-489.5 $\mu\text{m/s}$) yukarı yönde doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Doğrusal katılaştırılmış numunelerin mikroyapı (λ_1 ve λ_2) ve mikrosertlik (HV) ölçümlerini yapmışlar ve mikrosertliğin büyütme hızına bağımlılığını analiz etmişlerdir. Bulmuş oldukları sonuçlara göre, artan V değerleri (8.3-489.5 $\mu\text{m/s}$) için HV değerlerinin 38.4 kg/mm^2 'den 60.0 kg/mm^2 'e arttığını ve yine artan λ_1 (72.5 μm 'den 248.3 μm 'e) ve λ_2 (8.1 μm 'den 50.4 μm 'e) değerleri ile HV (60.0 kg/mm^2 'den 38.4 kg/mm^2 'e) değerinin azaldığını bulmuşlardır. HV'nin V'ye, λ_1 'e ve λ_2 'ye bağımlılıklarını, doğrusal regresyon analizi kullanılarak

$HV = 66.1V^{0.11}$, $HV = 309\lambda_1^{-0.35}$ ve $HV = 114.8\lambda_2^{-0.24}$ bağıntılarını bularak belirlemişlerdir.

Çadırılı (2013), Al(3, 6, 15 ve 24) Cu alaşımlarını Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanılarak sabit bir G (5.48 K/mm)'de artan V'ye (8.96-487.57 $\mu\text{m/s}$) bağlı olarak katılaştırmıştır. Al-Cu alaşımlarının artan katılaştırma hızına(V) bağlı olarak, mikrosertlik (HV) ve maksimum çekme dayanımını (σ_{uts}) ölçmüştür. Bu ölçümlere göre, Al-3Cu alaışımının HV değerinin 43 kg/mm^2 'den 76 kg/mm^2 'e ve σ_{uts} değerinin 107Mpa'dan 167Mpa'a, Al-6Cu alaışımının HV değerinin 72 kg/mm^2 'den 112 kg/mm^2 'e ve σ_{uts} değerinin 124Mpa'dan 196Mpa'a, Al-15Cu alaışımının HV değerinin 106 kg/mm^2 'den 157 kg/mm^2 'e ve σ_{uts} değerinin 143 Mpa'dan 225 Mpa'a ve Al-24Cu alaışımının ise HV değerinin 159 kg/mm^2 'den 235 kg/mm^2 'e ve σ_{uts} değerinin 169 Mpa'dan 284 Mpa'a arttığını tespit etmiştir. Ayrıca; doğrusal regresyon analiz yöntemiyle, HV'nin ve σ_{uts} 'nin mikroyapı parametrelerine bağımlılığını sırasıyla,

$$HV = 41.5\lambda_1^{-0.29}, HV = 28.4\lambda_2^{-0.21}, \sigma_{\text{uts}} = 101.6\lambda_1^{-0.24} \text{ ve } \sigma_{\text{uts}} = 70.4\lambda_2^{-0.18} \quad (\text{Al-3Cu})$$

$$HV = 70.3\lambda_1^{-0.23}, HV = 44.7\lambda_2^{-0.20}, \sigma_{\text{uts}} = 114.0\lambda_1^{-0.24} \text{ ve } \sigma_{\text{uts}} = 71.4\lambda_2^{-0.21} \quad (\text{Al-6Cu})$$

$$HV = 121.9\lambda_1^{-0.25}, HV = 67.9\lambda_2^{-0.17}, \sigma_{\text{uts}} = 128.8\lambda_1^{-0.30} \text{ ve } \sigma_{\text{uts}} = 86.7\lambda_2^{-0.20} \quad (\text{Al-15Cu})$$

$$HV = 144.2\lambda_1^{-0.25}, HV = 91.6\lambda_2^{-0.18}, \sigma_{\text{uts}} = 144.9\lambda_1^{-0.30} \text{ ve } \sigma_{\text{uts}} = 95.1\lambda_2^{-0.20} \quad (\text{Al-24Cu})$$

bağıntılarıyla belirtmiş ve katılaştıran numunelerin mikrosertliğinin ve maksimum çekme dayanımının artan mikroyapı parametreleri ile azaldığını bulmuştur.

Çadırılı vd. (2015), Al-23.9Cu-1.2Co üçlü ötektik alaışımını, sabit bir sıcaklık gradyentinde farklı büyütme hızlarında yukarı doğru doğrusal olarak Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınında katılaştırmışlardır. Sabit bir sıcaklık gradyentinde (5.66 K/mm) büyütme hızının 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166 $\mu\text{m/s}$ 'e arttırıldığında HV_B değerinin, 199.40 kg/mm^2 'den 228.09 kg/mm^2 'e ve HV_E değerinin ise, 201.78 kg/mm^2 'den 231.49 kg/mm^2 'e arttığını bulmuşlardır. Bunun yanında, ötektik mesafe değerlerinin azalmasıyla mikrosertliğin arttığını söylemişlerdir. Yani; λ_B değerinin 6.33 μm 'den 1.31 μm 'e azalmasıyla, HV_B değerinin 196.84 kg/mm^2 'den 228.09 kg/mm^2 'e ve λ_E değerinin ise 6.00 μm 'den 1.20 μm 'e azalmasıyla, HV_E değerinin 201.03 kg/mm^2 'den 231.49

kg/mm²'e arttığını bulmuşlardır. Ayrıca; artan V ile basma dayanımı (σ_c) değerleri artarken, yüzde uzama (strain) değerlerinin azaldığını ve incelenen alaşımın maksimum basma dayanımının 467.4 MPa'a ulaştığını bildirmişlerdir. Mikrosertlik (HV) ve basma dayanımının (σ_{cys}), büyütme hızına ve ötektik kol mesafelerine olan bağımlılığını doğrusal regresyon analizini kullanarak,

$$HV_B = 180.30V^{0.05}, \quad HV_E = 184.07V^{0.05}, \quad HV_B = 240.43\lambda_{1B}^{-0.12}, \quad HV_E = 238.23\lambda_{1E}^{-0.12} \text{ ve} \\ \sigma_{cys} = 6.75V^{0.22} \text{ bağıntılarıyla ifade etmişlerdir.}$$

Acer vd. (2016), Al-5.5Zn-2.5Mg üçlü alaşımını Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınında farklı büyütme hızlarında ($V=8.3-165 \mu\text{m/s}$) sabit bir sıcaklık gradyentinde ($G=5.5 \text{ K/mm}$) yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırmışlardır. V'nin Al-Zn-Mg alaşımının λ_1 , λ_2 ve HV özelliklerine etkilerini, mikroyapı analizini ve mekanik karakterizasyonunu taramalı elektron mikroskobu, dalga boyu dağıtıcı X-ışını floresans spektrometresi ve enerji dağıtıcı X ışını spektroskopisi kullanılarak incelemişlerdir. Deneysel sonuçlarda; V'deki artışla, λ_1 ve λ_2 değerlerinin sırasıyla 80.6 μm ve 14.3 μm 'den 42.5 μm ve 7.1 μm 'ye düştüğünü, ayrıca, HV_B ve HV_E değerlerinin ise sırasıyla 82.5 MPa ve 85.3 MPa'dan 101 MPa ve 106.2 MPa'ya yükseldiğini bulmuşlardır. Mikrosertliğin, dendritik kol mesafelerine ve büyütme hızına bağımlılığını doğrusal regresyon analizi kullanılarak,

$$HV_B = 301\lambda_{1B}^{-0.30}, \quad HV_E = 289\lambda_{1E}^{-0.28}, \quad HV_B = 170\lambda_2^{-0.27}, \quad HV_B = 70V^{0.06} \text{ ve } HV_E = 73V^{0.07}$$

bağıntılarıyla belirtmişlerdir. Yapmış oldukları çalışmada elde ettikleri büyütme hızı, mikroyapı ve Hall-Petch tipi ilişkileri literatürde yer alan önceki çalışmaların sonuçları ile karşılaştırmışlar ve çok iyi uyum içerisinde olduklarını bildirmişlerdir.

He vd. (2017), yaptıkları çalışmada Al-xLa ($x=10, 15, 20$) alaşımlarını 2 mPa 'lık vakum altında, 1000 °C'ye kadar ısıtılan indüksiyon fırınında grafit potalarının içine döktüler ve doğal olarak oda sıcaklığında serbest olarak katılaştırdılar (Free solidification). Bu alaşımların 200 °C ila 500 °C aralığındaki kopma yüzey analizlerine göre, Al-10La alaşımının yüksek oranda çukurlar (dimples) oluşturmaya meyilli olduğu ve bu çukurların artan sıcaklıkla daha da derinleştiği gözlemlenmiştir. Araştırmacılar,

Al-15La ve Al-20La alaşımlarının sıcaklık artışıyla parçalanmadan yer yer çukurlar içerdiği, ancak bu çukurların yeterli yoğunlukta olmamasından dolayı Al-10La alaşımından daha az sünek (ductulity) özellik gösterdiğini, başka bir deyişle gevrek (brittle) kopmaya geçiş yaptığını gözlemlemişlerdir. Al-10La, Al-15La ve Al-20La alaşımları α -Al fazı ve $Al_{11}La_3$ intermetalik fazından oluştuğunu, La miktarının artmasıyla, α -Al fazının sünek kırılma yoğunluğunun azaldığını, $Al_{11}La_3$ intermetalik fazının arttığını gözlemlemişlerdir. Ötektikaltı olan Al-10La alaşımının birincil α -Al fazı ve α -Al + $Al_{11}La_3$ ötektik fazını içerdiğini, bununla birlikte, ötektiküstü olan Al-15La ve Al-20La alaşımlarının ise birincil $Al_{11}La_3$ intermetalik fazı ve α -Al + $Al_{11}La_3$ ötektik fazını içerdiğini belirtmişlerdir. Sonuç olarak Al-La ikili alaşımları (Al-10La, Al-15La ve Al-20La) için çekme dayanımının, sıcaklığın ve La miktarının artmasına bağlı olarak azaldığı rapor edilmiştir.

Çadırılı vd. (2017), Al-1.9Mn-(0.5, 1.5 ve 5)Fe alaşımları için, büyütme hızının mekanik özellikler (mikrosertlik, maksimum çekme dayanımı) üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Belirtilen alaşımları, sabit bir sıcaklık gradyentinde (6.7 K/mm), Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına yardımıyla farklı büyütme hızlarında (8.3-978 $\mu\text{m/s}$) yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Büyütme hızının 8.3 $\mu\text{m/sn}$ 'den 978 $\mu\text{m/sn}$ 'ye çıkarılmasıyla oluşan mikrosertlik ve maksimum çekme dayanımı değerlerini ölçmüşler ve Al-1.9Mn-xFe (x=0.5, 1.5 ve 5) alaşımları için sırasıyla mikro sertlik değerlerinin yaklaşık %21, %23 ve %29 arttığını, maksimum gerilme mukavemeti değerlerinin ise 116 MPa, 146 MPa ve 154 MPa'dan 156 MPa, 180 MPa ve 192 MPa'a arttığını bulmuşlardır. Ayrıca; artan büyütme hızı ve artan Fe içeriği ile alaşımların uzamasının (elongation) kademeli olarak azaldığını ifade etmişlerdir. Mikrosertliğin ve maksimum çekme dayanımının büyütme hızına bağımlılığını doğrusal regresyon analizini kullanarak,

$$HV = 34V^{0.04} \quad HV = 20\lambda^{-0.11} \quad \sigma_{uts} = 151V^{0.06} \quad (\text{Al-1.9Mn-0.5Fe})$$

$$HV = 43V^{0.04} \quad HV = 22\lambda^{-0.12} \quad \sigma_{uts} = 181V^{0.04} \quad (\text{Al-1.9Mn-1.5Fe})$$

$$HV = 60V^{0.05} \quad HV = 24\lambda^{-0.15} \quad \sigma_{uts} = 194V^{0.05} \quad (\text{Al-1.9Mn-5Fe})$$

bağıntılarıyla ifade etmişlerdir.

Acer vd. (2017), Al-3Zn alaşımını doğrusal katılaştırma aparatında, 10.3 K/mm sabit bir sıcaklık gradyentinde (G) ve 8.25 ile 165 $\mu\text{m/s}$ arasındaki farklı büyütme hızlarında (V) yukarı yönde doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Numunelerin mikrosertlik (HV) ölçümlerini mikrosertlik test cihazı kullanılarak yapmışlardır. HV'nin V'ye olan bağımlılığını analiz etmişler ve V'nin artmasıyla HV'nin %32 oranında arttığını bulmuşlardır. HV_B -V ve HV_E -V arasındaki ilişkileri doğrusal regresyon analizini kullanarak $HV_B = 167V^{0.10}$ ve $HV_E = 190V^{0.09}$ olarak elde etmişler ve bulmuş oldukları deneysel sonuçlarını, önceki benzer çalışmaların sonuçlarıyla karşılaştırmışlar ve çok iyi uyum içerisinde olduklarını bildirmişlerdir.

adırılı vd. (2020), 7075 alaşımını Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınını kullanarak çeşitli büyütme hızlarında (8.3-166.0 $\mu\text{m/s}$) yukarı doğru doğrusal olarak katılaştırmışlardır. Dendritik mesafeleri (λ_1, λ_2) ve mikrosertlik değerlerini (HV) numunelerin hem boyuna hem de enine kesitlerinden ölçmüşlerdir ve oda sıcaklığında katılaşan numunelerin maksimum çekme dayanımını (σ_{uts}) ve akma dayanımını (σ_{tys}) incelemişlerdir. 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye artan büyütme hızlarıyla, HV_B değerinin 75.2 kg/mm^2 'den 85.6 kg/mm^2 'ye ve HV_E değerinin de 97.3 kg/mm^2 'den 112.9 kg/mm^2 'ye, σ_{uts} değerlerinin 155.8 MPa 'dan 210.1 MPa'a ve σ_{tys} değerlerinin ise 198.4 MPa 'dan 319.8 MPa'a arttığını tespit etmişlerdir. Mikrosertliğin, maksimum çekme dayanımının ve akma dayanımının, büyütme hızına ve dendritik kol mesafelerine bağımlılığını doğrusal regresyon analizini kullanarak,

$$HV_B = 92V^{0.04}, HV_E = 121V^{0.05}, HV_B = 64\lambda_{1B}^{-0.17}, HV_E = 84\lambda_{1E}^{-0.16} \text{ ve } HV_B = 111\lambda_2^{-0.11}$$

$$\sigma_{uts} = 124V^{0.11}, \sigma_{uts} = 1663\lambda_{1B}^{-0.40}, \sigma_{uts} = 1552\lambda_{1E}^{-0.39} \text{ ve } \sigma_{uts} = 404\lambda_2^{-0.26}$$

$$\sigma_{cys} = 150V^{0.15}, \sigma_{cys} = 6053\lambda_{1B}^{-0.56}, \sigma_{cys} = 5046\lambda_{1E}^{-0.53} \text{ ve } \sigma_{cys} = 778\lambda_2^{-0.36}$$

bağıntılılarıyla ifade etmişlerdir.

2.3 Termal Özellikler ile İlgili Yapılan Çalışmalar (K, ΔH , C_p , α)

Hamilton vd. (2009), 550-700 K sıcaklık aralığında direct chill casting metodunu kullanarak AA7050 (Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu) alaşımını üretmişlerdir. Akabinde 50.4 mm ve 6.35 mm çapında çubukları elde etmek için ekstrüzyona tabi tutmuşlardır. Bu artan sıcaklığa bağlı olarak AA7050 alaşımının öz ısı kapasitesinin arttığını (285K ve 750K aralığının da, 0.882 J/gK'den 1.078 J/gK'e) ve termal iletkenliğin azaldığını (550K ve 700K aralığının da, 179 W/mK'dan 171 W/mK'a) bulmuşlardır.

Pariona vd. (2010), farklı ısıtım koşullarında doğrusal olarak katılaştırılan Al-1Ni alaşımının ısıtım iletkenliğini araştırmışlardır. 910–937 K sıcaklık aralığında, bu sıcaklıklardaki artışa bağlı olarak ısıtım iletkenliğin 202 W/mK 'den 87 W/mK'e giderek azaldığını bulmuşlardır.

Muhsin vd. (2012), AA 7020-T53'ün sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) için üç boyutlu doğrusal olmayan termal sayısal simülasyonlarını yapmışlardır. 900rpm-40mm/dak, 1400rpm-16mm/dak ve 1400rpm-40mm/dak'lık dönme ve hareket hızlarına sahip üç kaynakla analiz yapmışlardır. 5 mm kalınlığındaki sürtünme karıştırmalı kaynaklı plakadaki geçici sıcaklık değişimini incelemişlerdir. AA 7020-T53 için sürtünme karıştırma kaynak işlemi sırasında birkaç belirli konumdaki geçici sıcaklığın deneysel verilerine dayanarak, termal sayısal simülasyon geliştirmişlerdir. Sayısal sonuçlar, FSW işlemindeki sıcaklık alanının kaynak hattına göre simetrik olarak dağıldığını, ilerleme hızı artarken geçici sıcaklık dağılımının azaltıldığını ve dönme hızı artarken ise sıcaklık dağılımının artırdığını göstermişlerdir. Deneysel verilere göre en yüksek sıcaklıkların ilerleyen uçta geri kalan uca göre daha yüksek olduğunu göstermişlerdir. Termal çiftlerle ölçülen sıcaklıklar, mevcut sayısal simülasyondan elde edilen test verileriyle karşılaştırmışlar ve bu sonuçların birbirleriyle iyi bir uyum gösterdiğini bildirmişlerdir.

Li ve Yu (2013), farklı ısıtım koşulları altında (çözelti 748 K'de işlem görmüş ve 445 K'da 4 saat yaşlandırılmış) Al-6.1Zn-2.3Mg-1.9Cu alaşımlarının ısıtım iletkenliğini araştırmışlardır. Bu çalışmaların sonucunda sıcaklık arttıkça (450 K'den 725 K'ye) ısıtım iletkenliğin kademeli olarak düştüğünü (195W/mK-160 W/mK) belirtmişlerdir.

Bykov vd. (2015), 300–880 K sıcaklık aralığında $Al_{86}Gd_6TM_8$ (TM = Cu, Ni, Co, Fe, Mn, Cr, Ti, Zr, Mo, Ta) cam oluşturan alaşımların ısı difüzyonunu (α), öz ısı kapasitesini (C_p) ve ısı iletkenliğini (K) lazer flaş yöntemiyle belirlemişlerdir. Alaşımları helyum atmosferi altında ark eritme tekniği ile hazırlamışlar ve bu alaşımların endotermik ve ekzotermik reaksiyon sıcaklıklarını ise argon akışı (50 mL/dak) altında 10 K/dak'lık bir hızda diferansiyel taramalı kalorimetre yöntemiyle tespit etmişlerdir. İncelenen alaşımın hem ısı difüzyonu hem de termal iletkenlik değerleri, saf alüminyumdan çok daha düşük olduğunu ifade etmişlerdir. Belirtilen sıcaklık aralığı için, Al-6Gd-8Zr'nin C_p değeri 26.13 J/mol K'den 35.0 J/mol K'e artarken α değeri ise 32.30 m²/s'den 27.90 m²/s'e azalmıştır.

Choi vd. (2016), Al-4.5Cu alaşımını çeşitli ısı işlemlerinden sonra ikincil fazlardaki çökeltmenin termal özellikler üzerindeki etkisini lazer flaş cihazı (LFA) kullanarak incelemişlerdir. Alaşım numunelerini 535 °C'deki bir çözeltide altı saat işleme tabi tutmuşlar, ardından ılık suyla söndürmüşler (quench) ve daha sonra farklı zamanlarda 200 °C'de havada yaşılandırmışlardır. 20-260 °C sıcaklık aralığında tavlanmış numunenin ısı difüzyonunun, döküm numunesine göre arttığını göstermişlerdir. α -Al matrisindeki çözünen madde konsantrasyonunun hızla azalmasıyla ısı difüzyonun arttığını ifade etmişlerdir. Çözeltiye maruz bırakılmış numune, yapay olarak yaşılandırılmış numuneye göre daha düşük ısı difüzyonu ve iletkenlik gösterdiğini belirtmişlerdir. Çözeltiye maruz bırakılan numunenin ısı iletkenliğinin, 25 °C'de 148 W/mK iken aynı sıcaklıkta yapay yaşılandırma da 166 W/mK'ya çıktığını tespit etmişlerdir. ısı difüzyon ve ısı iletkenlik değerlerinin 250-400 °C sıcaklık aralığında arttığını ve bu artışın ikincil fazların çökeltmesinden kaynaklandığını ifade edip, bu durumu DSC analizi ile doğrulamışlardır.

Murthy vd. (2017), farklı sıcaklıklarda ve farklı TiO_2 ağırlık fraksiyonlarında AA7075 (Al-3.25Zn-1.9Mg-1.8Cu) ve hibrid kompozitler için termal iletkenlik değerlerini tespit etmişlerdir. Artan sıcaklığa bağlı olarak sadece kompozit alaşımlar için değil, AA7075 alaşımında da ısı iletkenliğin azaldığını (323 K ve 523 K aralığında, 127 W/mK'dan 122.8 W/mK'a) gözlemlemişlerdir. Ek olarak, takviye edilmemiş AA7075 alaşımının hibrit kompozitlerin termal iletkenliğinden daha yüksek olduğunu bulmuşlardır.

Bayram ve Maraşlı (2018), oda sıcaklığında sabit bir sıcaklık gradyentinde (4.93 K/mm) ve farklı katılaştırma hızlarında (9.25-2056.68 $\mu\text{m/s}$) Bridgman tipi doğrusal katılaştırma fırınına kullanarak, doğrusal olarak katılaşmış Al-32.5Cu-1Ni alaşımının ısı iletkenliğinin büyütme hızına bağımlılığını bildirmişlerdir. Artan büyütme hızlarıyla birlikte ısı iletkenliğin 235.64 W/mK'den 195.92 W/mK'e düştüğünü bulmuşlardır. Ayrıca Al-32.5Cu-1Ni alaşımı için, katı ve sıvı fazlar arasındaki öz ısı farkını ($\Delta C_p=0.422 \text{ J/gK}$) ve füzyon entalpisini ($\Delta H=235.63 \text{ J/g}$) erime sıcaklığında (831.53 K) 10 K/dak'lık bir ısıtma hızı ile (300 K'dan 1000 K'ye ısıtılarak) diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) vasıtasıyla belirlemişlerdir.

Huang vd. (2018), Al-1Mg alaşımının ısı iletkenliğini (K) CALPHAD (Faz Diyagramının Hesaplanması) yöntemi ile hesaplamışlardır. 600-900 K sıcaklık aralığında ısı iletkenliğin 208 W/mK'den 195 W/mK'ye düştüğünü bildirmişlerdir.

Çadırılı vd. (2021), Al-5.5Zn-2.5Mg üçlü alaşımının ısı iletkenliğini (K), füzyon entalpisini (ΔH), öz ısı kapasitesini (C_p) ve ısı difüzyonunu (α) incelemişlerdir. Döküm halindeki Al-5.5Zn-2.5Mg alaşımının ısı iletkenliğini 323–723 K sıcaklık aralığında karşılaştırmalı kesme çubuk yöntemini kullanarak ölçmüşlerdir. Sıcaklığın 323–723 K'e artırılmasıyla K değerlerinin 141 W/mK'den 109 W/mK'e kademeli olarak %23 oranında azaldığını tespit etmişlerdir. Saflaştırılmış argon akışında DSC analizi ile 300-1100 K aralığında 5 K/dak'lık bir ısıtma hızı kullanılarak T_m (919.2 K), ΔH (295.2 J/g) ve C_p (1.16 J/gK) gibi alaşımın termal özelliklerinin değerlerini tespit etmişlerdir. Belirtilen sıcaklık aralığı için termal sıcaklık katsayısını (α_{TTC}) $5.65 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ olarak bulmuşlar ve ısı difüzyonunu ise T arttıkça (323'den 723 K'e) 46.8×10^{-6} 'dan $36.2 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 'e azaldığını hesaplamışlardır.

Yukarıda verilen literatür bilgilerinden de anlaşılacağı üzere Al-La-Ni alaşımlarına dair mikroyapısal, mekaniksel ve termal özellikler detaylı bir şekilde incelenmemiştir. Daha ziyade ikili Al-La, Al-Ni ve Al esaslı çoklu alaşımlar üzerine çalışmalar yapılmıştır. Bu tez kapsamında ise seçilen üçlü alaşım (Al-La-Ni) için tüm bu özellikler detaylı bir şekilde araştırılıp literatürdeki bu eksiklikler giderilmeye çalışılmıştır.

BÖLÜM III

DENEY DÜZENİĞİ VE BİR DENEYİN YAPILIŞI

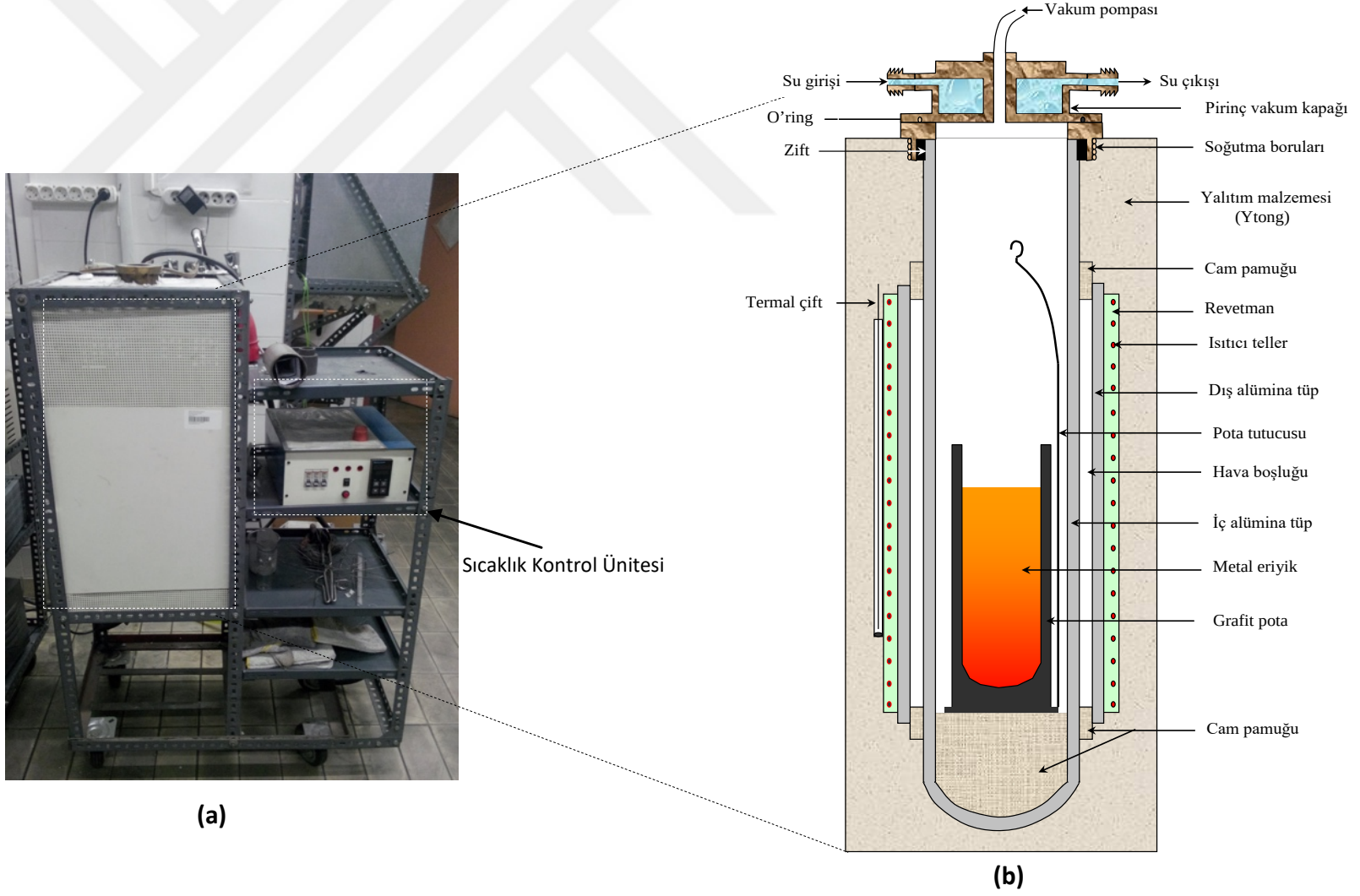
Bu tez çalışmasında, Al–8.8La–1.2Ni üçlü alaşımının, katılaşma hızına (V) ve mikroyapıya (λ_1 , λ_2 ve λ_{2C}) bağlı olarak, mekanik özelliklerini (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}) ve termal özelliklerini (K, ΔH , C_p , α) belirlemek için bir dizi deneysel çalışmalar ve testler yapılmıştır. Bu amaçla, Al–8.8La–1.2Ni alaşımına ait master alaşımların üretilmesinden başlayarak yapılan tüm deneylerin yapım aşamaları; kullanılan ekipmanlar, deney sistemleri, metotları ve bütün testler ayrıntılı olarak sırayla anlatılmıştır.

3.1 Döküm ve Katılaştırma Sistemleri

Bu çalışmada, alaşımların üretim aşamasından kontrollü katılaştırma aşamasına kadar sırasıyla vakumlu eritme fırını, döküm fırını ve kontrollü katılaştırma fırını kullanılmıştır.

3.1.1 Vakumlu eritme fırını

Homojen eriyik bir Al–8.8La–1.2Ni (ağ.%) alaşımını elde etmek için kullanılan metallerin oksitlenme olmadan eritilebilmesi için vakumlu eritme fırını kullanıldı. Şekil 3.1.'de bu fırına ait fotoğraf (a) ve bu fırına ait şematik gösterim (b) verilmiştir. Vakumlu eritme fırını, iç içe geçmiş iki alümina tüp, sıcaklık kontrolcüsü, vakum pompası, güç ayarı ve regülasyonunda kullanılan varyak ve soğutma sisteminden oluşmaktadır. Al, La ve Ni metallerinin miktarları ayarlandıktan sonra bu metallerin eritme işlemi, metallerin erime sıcaklıklarına bağlı olarak, vakum pompası yardımıyla 10^{-3} mbar basınç ve $\pm 2^\circ C$ hassasiyetteki sıcaklık (mak. $1100^\circ C$) altında yapılmıştır. Fırının sıcaklığı varyak yardımıyla artırılıp azaltılabilmekte ve istenilen sıcaklık sürekli sıcaklık kontrolcüsü ile kontrol edilmektedir.

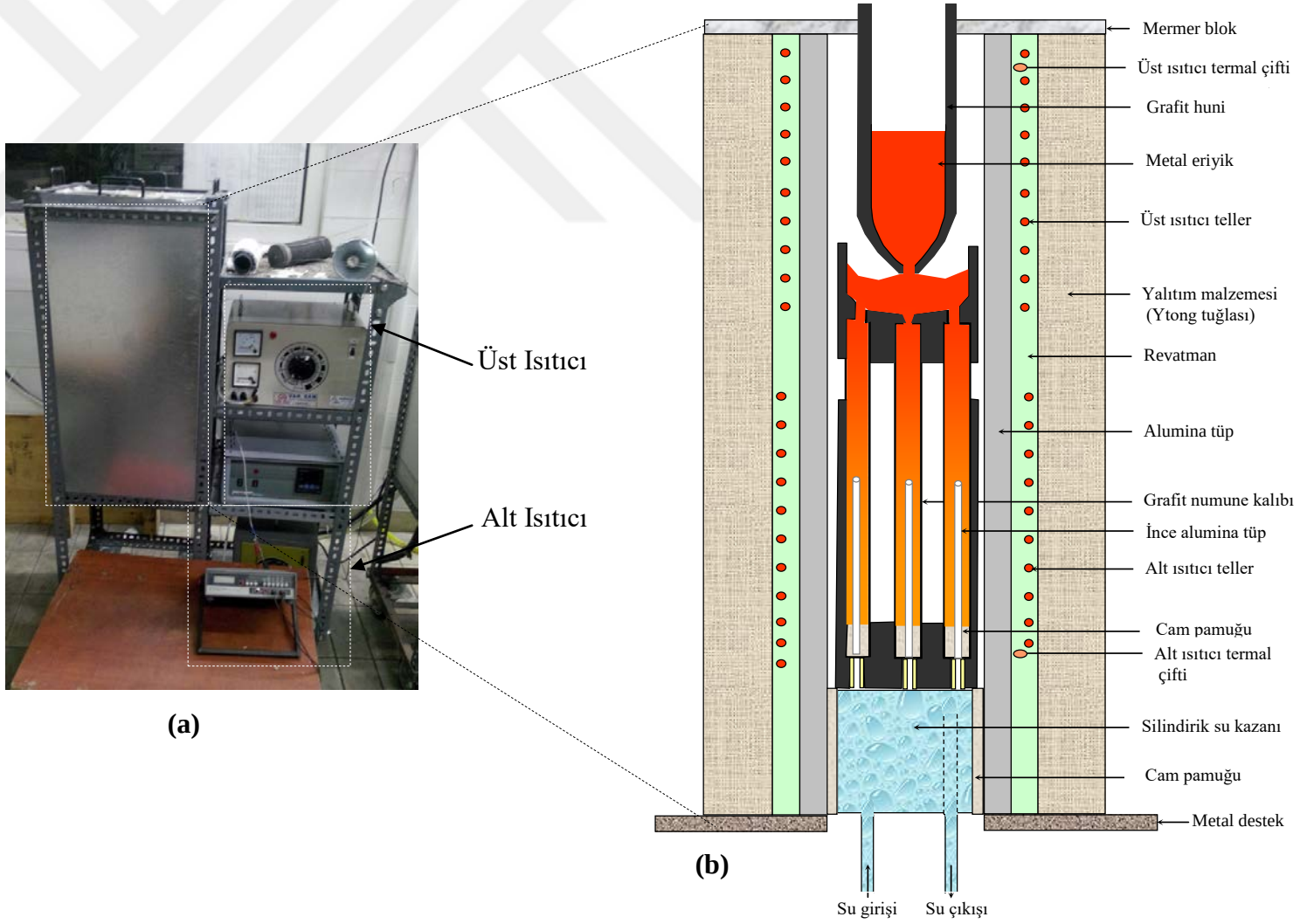


Şekil 3.1. Vakumlu eritme fırınının fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b)

3.1.2 Döküm fırını

Döküm fırını, özel olarak tasarlanmış silindirik grafit numune kalıplarının içerisinde hava boşluğu olmaksızın eriyik haldeki alaşımla tamamen doldurulması ve hazırlanan bu döküm alaşımının bu numune kalıpları içerisinde doğrusal olarak katılaştırılması amacıyla kullanılmaktadır. Şekil 3.2.'de fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b) verilen 1100 °C 'ye kadar (± 2 °C hassasiyette) çıkabilen döküm fırını; iki ucu açık alümina tüp, üst ısıtıcı, alt ısıtıcı ve soğutma kazanı sisteminden oluşmaktadır (Çadırlı vd., 2003).

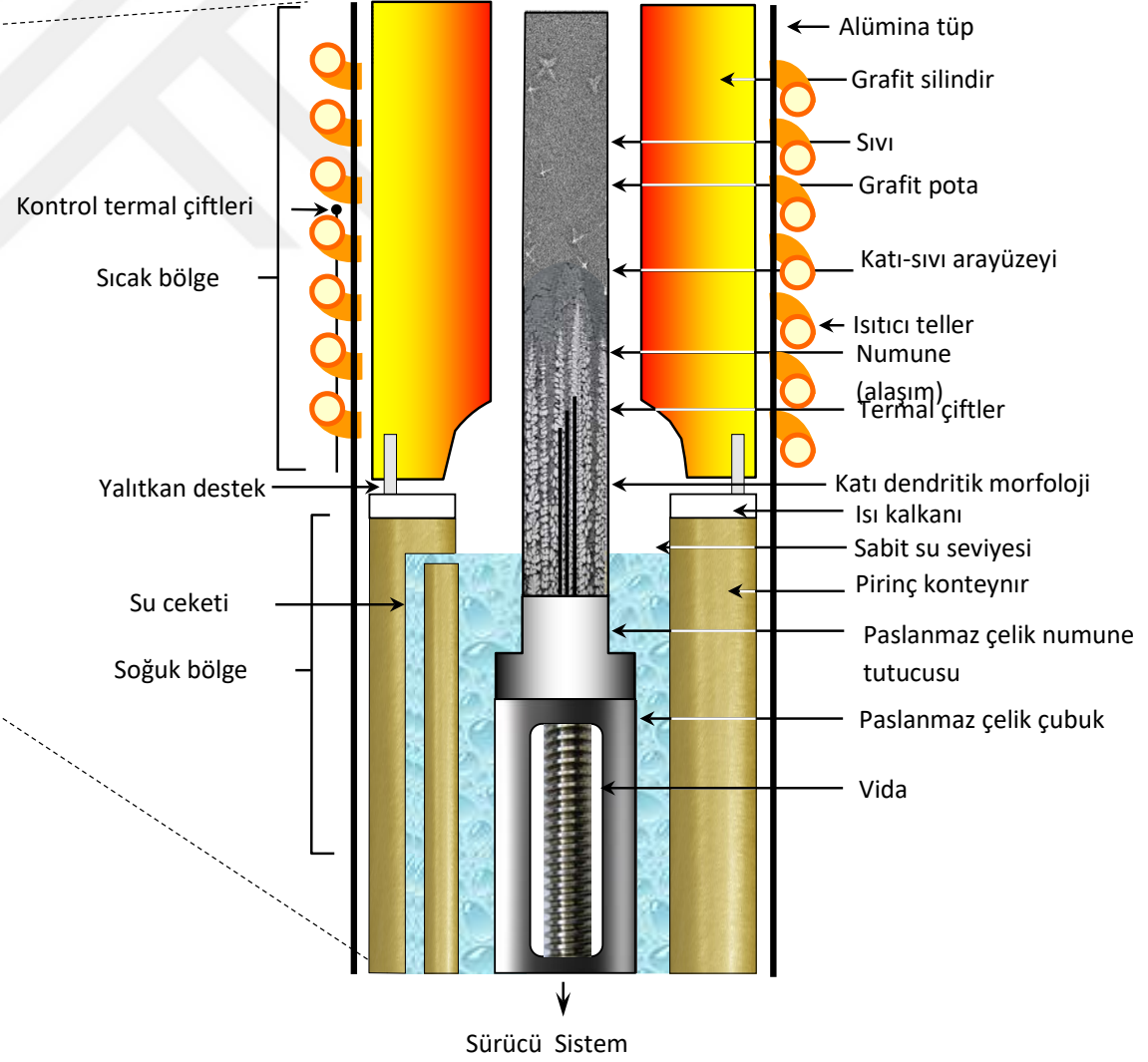
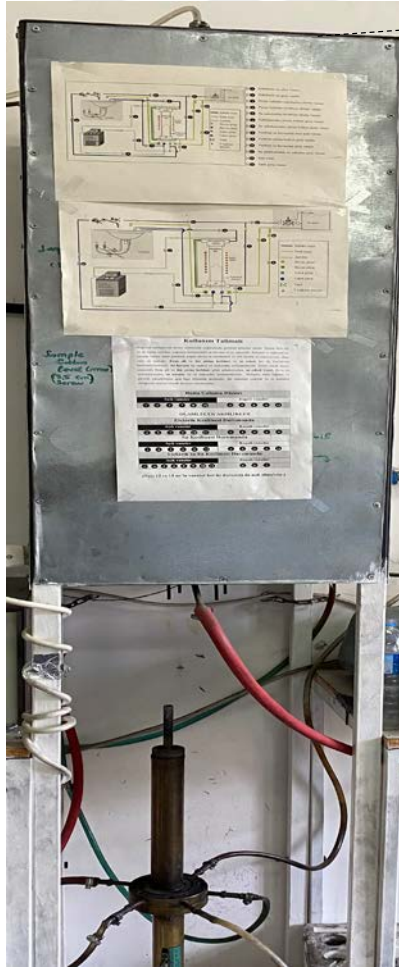
Birbirinden bağımsız varyaklar yardımıyla döküm fırının alt ısıtıcısı, alaşımın erime sıcaklığına, döküm fırının üst ısıtıcısı da yine alaşımın erime sıcaklığının yaklaşık 50 °C üzerindeki bir sıcaklığa set edilerek ısıtma işlemi gerçekleştirilir. Döküm fırınının sıcaklığı istenilen sıcaklık değerine ulaştıktan sonra vakumlu eritme fırınındaki eriyiğin homojen hale gelmesi için karıştırılır ve bir süre beklenilir. Daha sonra eriyik halindeki bu alaşım, ısıtma işlemine başlamadan daha önce döküm fırınının içine yerleştirilen silindirik grafit numune kalıplarının içerisine hava kabarcığı kalmayacak şekilde özel tasarlanmış grafit huni yardımıyla dikkatlice dökülür. Döküm işlemi tamamlandıktan sonra sırasıyla; alt ısıtıcı kapatılır, daha sonra soğutma kazanı açılarak etkin soğutma yapılır ve son olarak da üst ısıtıcıda kapatılarak tek yönlü (aşağıdan yukarıya) katılaştırma işlemi tamamlanır.



Şekil 3.2. Döküm fırınının fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b)

3.1.3 Kontrollü (Doğrusal) katılaştırma fırını

Sıcak döküm fırınında hazırlanan numunelerin her birini, tek yönlü kontrollü bir şekilde katılaştırmak ve sabit ya da farklı hem sıcaklık gradyenti hem de katılaştırma hızı elde edebilmek için Bridgman-tipi kontrollü (doğrusal) katılaştırma fırını kullanılmaktadır. Isıtıcı sistem, soğutucu sistem ve sürücü sistem olmak üzere başlıca üç kısımdan oluşan Bridgman-tipi kontrollü katılaştırma fırınının Şekil 3.3.'de fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b) verilmiştir. Kontrollü katılaştırma fırınında, farklı senkronize motorların bağlandığı sürücü sistem sayesinde farklı katılaştırma hızları, ısıtıcı ve soğutucu sistem sayesinde ise sabit ya da farklı sıcaklık gradyentleri ($\sim 1-10^{\circ}\text{C}/\text{mm}$) elde edilebilmekte ve 1100°C sıcaklığa kadar bu fırında çalışılabilmektedir. Kontrollü doğrusal katılaştırma için, Bridgman-tipi fırın içindeki silindire (10 mm iç çap, 40 mm dış çap ve 300 mm uzunluğunda) yerleştirilen her bir numune senkronize motorlarla sıcak bölgeden soğuk bölgeye doğru doğrusal olarak çekilir. Bu sayede, numune içerisinde yer alan katı-sıvı arayüzeyinin yukarı yönde ilerlemesi sağlanır ve daha sonrada numune sürücü sistemden bağımsız olarak çok hızlı bir şekilde soğuk bölgeye çekilerek (quench) doğrusal katılaştırma işlemi sonlandırılmış olur.



Şekil 3.3. Kontrollü katılaştırma fırınının fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b)

3.2 Numune Hazırlama

3.2.1 Alaşımın hazırlanması

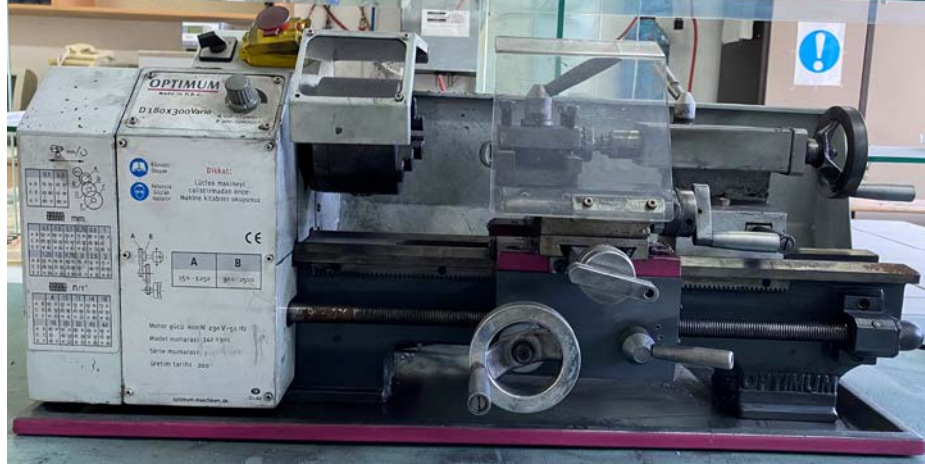
Al-8.8La-1.2Ni üçlü alaşımı için stokiyometrik hesaplamalar (Ek-1) yapılarak metallerin miktarları belirlenmiş ve bu üçlü alaşımın hazırlanmasında kullanılan metallerin özellikle % 99.90'dan daha büyük saflıkta olmasına dikkat edilmiştir. Çünkü alaşımlar hazırlanırken saflığı yetersiz olan metaller kullanıldığında, ara yüzeyde kirlilik birikir ve deneysel işlem sırasında ara yüzeyde oluşan yapıları olumsuz etkiler. Alaşım metallerinin uygun oranlarda tartılmasında, 0.1 mg'a duyarlı AND GX-600 tipi hassas terazi kullanılmıştır (Fotoğraf 3.1.).



Fotoğraf 3.1. Alaşım metallerinin tartılmasında kullanılan hassas terazi

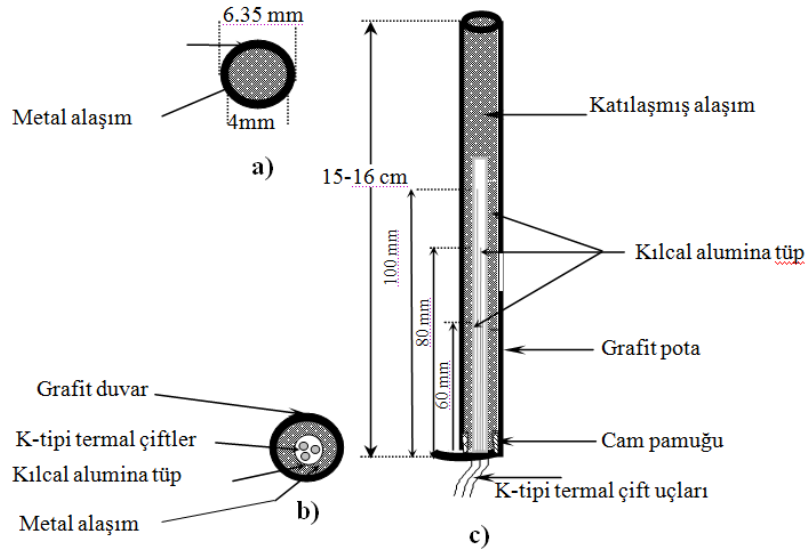
3.2.2 Numune potasının ve numune kalıbının hazırlanması

Numune potasının ve numune kalıplarının hazırlanmasında yüksek ısı iletkenliğine sahip, kolay işlenebilme özelliği gösteren, metalik alaşımlarla reaksiyona girmeyen ve korozyona karşı dayanımı yüksek (high grade) grafit tercih edilmiştir. Numune kalıpları, grafit çubukların dış çapı 6.35 mm, iç çapı 4 mm ve boyu yaklaşık 15–17 cm olacak şekilde Optimum marka tornada (Fotoğraf 3.2.) içi boş boru şeklinde özel matkap uçlarıyla yeterli sayıda delinerek hazırlanmıştır.



Fotoğraf 3.2. Numune kalıplarının hazırlanmasında kullanılan optimum marka torna

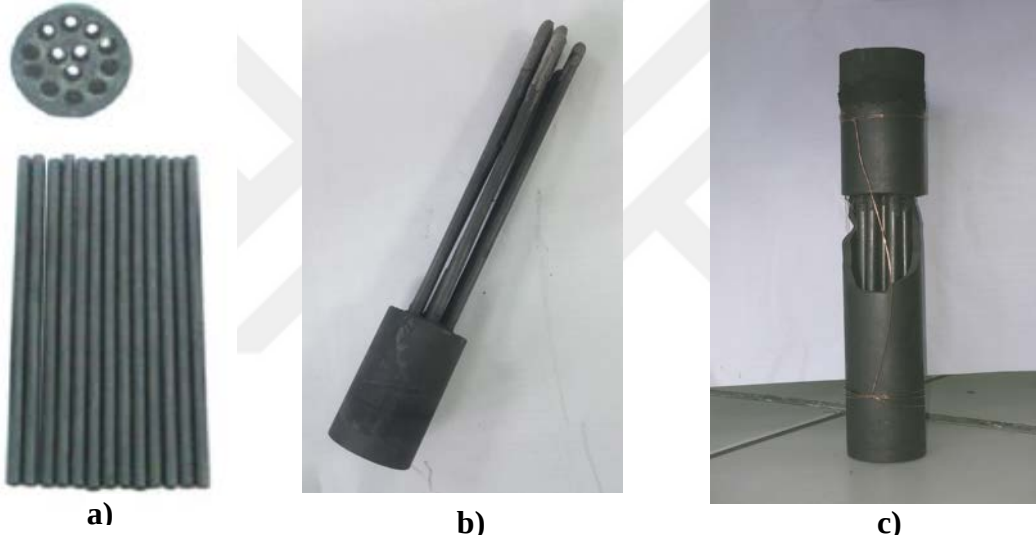
İki ucu açık grafit borunun içine ayrıca kontrollü katılaştırma sırasında, katılaştırma hızı ve sıcaklık gradyentini ölçmekte kullanacağımız K-tipi termal çiftleri (thermocouples) yerleştirdiğimiz bir ucu kapatılmış, 1.2 mm dış çapında 0.8 mm iç çapında alümina tüp yerleştirilmiştir. Ayrıca sızıntıya karşı önlem olarak grafit borunun uç kısmı sıkı bir şekilde cam pamuğu ve 1500 °C'ye dayanıklı karbon katkılı silikon yapıştırıcıyla kapatılmıştır. Şekil 3.4.'de, grafit numune kalıplarının şematik gösterimi verilmiştir.



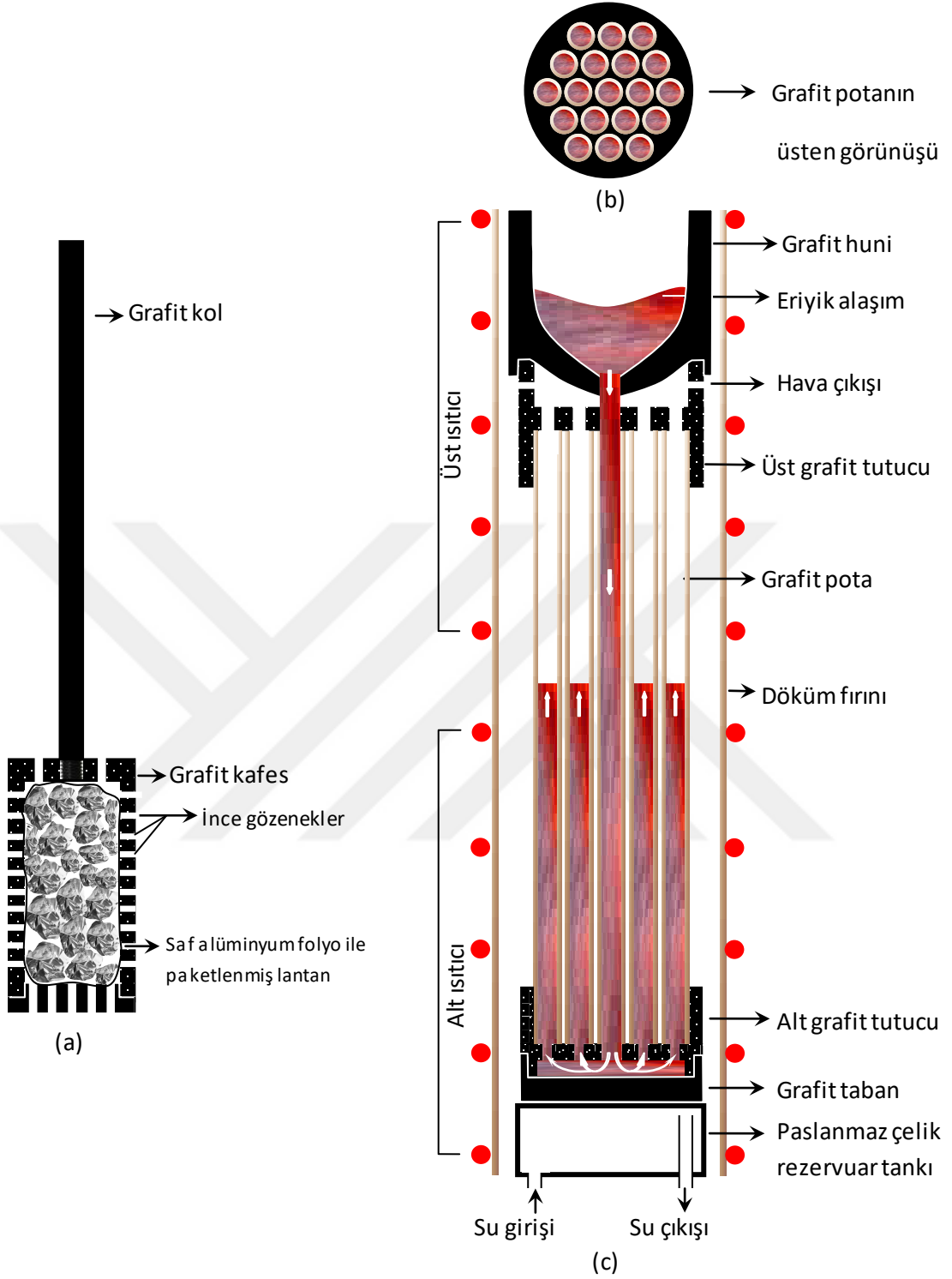
Şekil 3.4. Grafit numune kalıbı, üst enine kesiti (a), alt enine kesiti (b) ve yandan görünüş (c)

Aynı kompozisyona sahip birçok numuneyi tek dökümde elde edebilmek için Fotoğraf 3.3.'de ve Şekil 3.5.'de gösterilen numune potası ve numune kalıpları tasarlanarak

tornada bu grafit kalıplar hazırlandı. Numune potası, 40 mm çapında, 250 mm uzunluğunda silindir biçimindeki grafit parçadan yapılmış alt destekten ve 60 mm uzunluğunda 40 mm çapında hazırlanan üst grafit destekten oluşmaktadır. Ayrıca, önceden hazırlanan numune kalıplarının açık uçlarını numune potasına monte edebilmek için numune potasının alt destek ucunun içerisine matkap ucuyla yeterli sayıda 6.35 mm çaplı 20 mm uzunluklarında delikler açılmıştır. Deneyimizde kullandığımız lantanın tutuşucu ve yanıcı bir özellik göstermesinden dolayı Şekil 3.5.(a) da görülen grafit kafes karıştırıcı ve tutucu yardımıyla alüminyum folyolara sarılmış gerekli La miktarı eriyik haldeki alüminyumun içine gömülmüştür ve yanmadan erimesi sağlanmıştır.

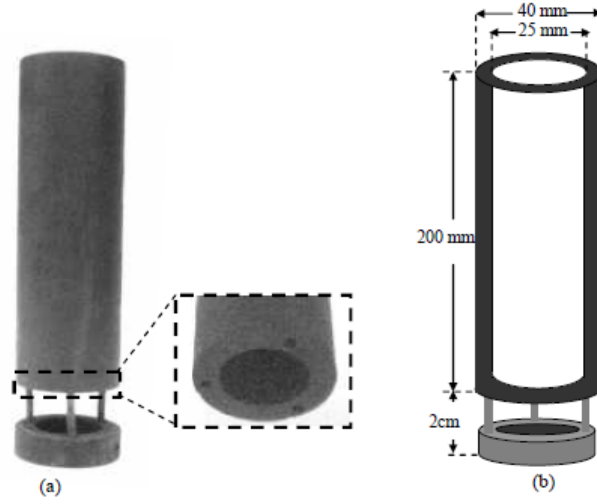


Fotoğraf 3.3. Numune kalıplarının ve numune potalarının görünümü



Şekil 3.5. (a) Grafit tutucu ve kafes içeren karıştırıcı (a), grafit potanın üstten görünüşü (b) ve döküm fırını içindeki kalıplanmış grafit potalar (c)

Bunun yanında, kontrollü katılaştırma sırasında numune üzerinde tek yönlü düzgün bir ısı akışı sağlayarak hassas bir sıcaklık gradyenti oluşturabilmek için 40 mm çapında ve 200 mm uzunluğunda yine silindir şeklinde grafit bir koruyucuda hazırlanmıştır (Şekil 3.6.).



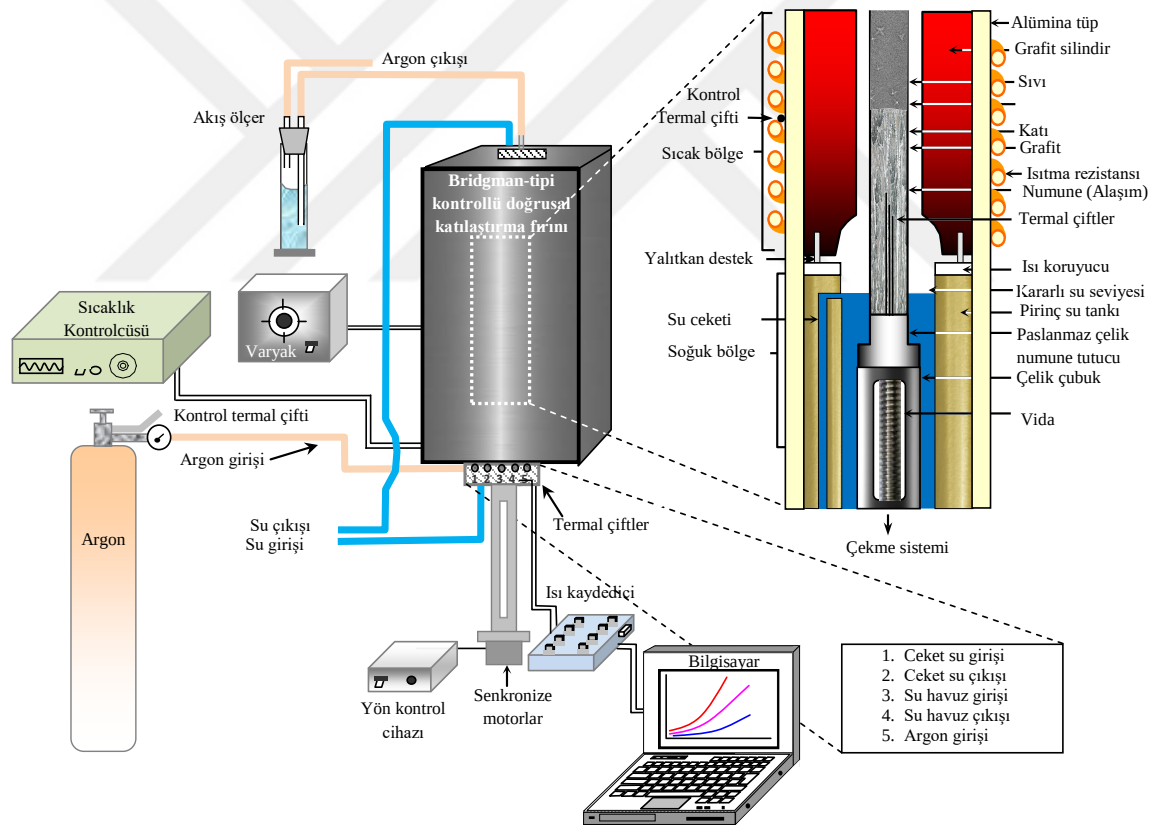
Şekil 3.6. Koruyucu grafit fotoğrafı (a) ve şematik gösterimi (b)

3.2.3 Dökümün yapılması

Hassas terazi ile istenilen oranlarda kütle ölçümü yapılan Al-La-Ni üçlü alaşımını vakumlu eritme fırınında eritmeden önce, vakum pompası çalıştırılarak fırının vakumlanması sağlandı. Daha sonra varyak en düşük güçte çalıştırılarak adım adım her 5 dakikada bir gücü eşit miktarlarda artırılarak ilk olarak alüminyum metalinin vakumlu eritme fırınında eritilmesi sağlandı. Lantan metali tutuşucu özellik gösterdiğinden Şekil 3.5.(a) da görülen grafit kafes yardımıyla alüminyum folyolara sarılmış gerekli La miktarı eriyik haldeki alüminyumun içine gömüldü ve yanmadan erimesi sağlanarak nispeten daha yüksek erime sıcaklığına sahip nikel eritme potası içine bırakıldı. Homojen bir karışım elde edebilmek için eriyik haldeki alaşım, sık sık karıştırıldı ve tam bir erime için yeterli süre fırında bekletildi. Böylece eriyik halde metalik alaşım hazırlandı ve Şekil 3.5. (b ve c)'de görüldüğü gibi vakit geçirilmeden huni yardımıyla döküm fırınına yerleştirilen numune kalıplarına herhangi bir hava kabarcığı kalmayacak şekilde döküldü. Bu döküm aşamasından sonra numuneler kontrollü katılaştırma işlemi için hazır hale getirilmiş oldu.

3.3 Kontrollü Katılaştırma

Döküm fırınında hazırlanan numunelerin her birinin, sabit bir sıcaklık gradyentinde ve farklı katılaştırma hızlarında kontrollü doğrusal katılaştırılması işlemine, Şekil 3.3.'de fotoğrafı ve şematik gösterimi verilen Bridgman-tipi fırın içindeki silindire (10 mm iç çap, 40 mm dış çap ve 300 mm uzunluğunda) yerleştirilmesiyle başlandı. Şematik gösterimi Şekil 3.7.'de ve Fotoğrafi 3.4.'de verilmiş olan kontrollü katılaştırma deney düzeneği; alaşımla doldurulmuş grafit numune kalıplarından, düşey doğrultuda kontrollü olarak katılaşmanın gerçekleştiği kontrollü katılaştırma fırınından, sıcaklık kontrol ünitesinden, varyakdan, senkronize motordan, yön kontrol ünitesinden, argon pozitif basınç ünitesinden, akış ölçerden (flowmeter), su dolaşım sisteminden (su sirkülatörü), sıcaklık kaydedicisinden (data logger) ve bilgisayardan oluşmaktadır.

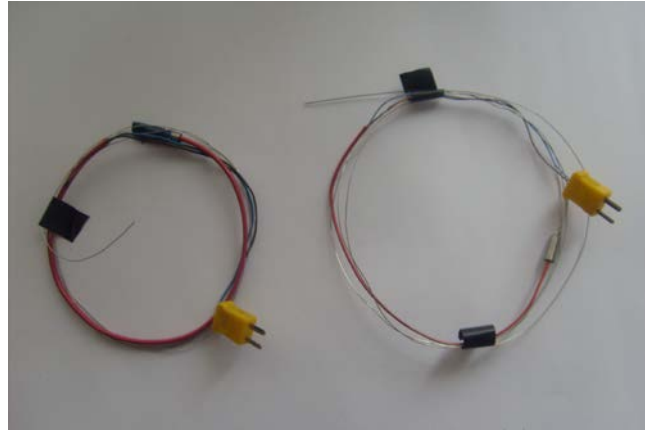


Şekil 3.7. Bridgman-tipi doğrusal katılaştırma deney sistemi



Fotoğraf 3.4. Deney düzeneğinin fotoğrafı

Fırın içerisinde numunelerin sıcaklığını, hassas bir şekilde ölçmek ve kontrol edebilmek için 0.5 mm çapında 100 cm uzunluğunda, -270°C ile 1370°C aralığında ölçüm yapabilen, K-tipi termal çiftler kullanıldı (Fotoğraf 3.5.).



Fotoğraf 3.5. Termal çiftler

K-tipi termal çiftlerin çıkışları da anlık sıcaklık değerlerinin bilgisayar ortamına aktarılmasını sağlayan Fotoğraf 3.6.'da verilen veri kaydediciye (Pico logger TC-08 model data logger) bağlandı.



Fotoğraf 3.6. Veri kaydedici

Deneyimizde, fırının referans sıcaklığını 0°C yapabilmek için fırının bağlantı uçları ise içerisinde etanol bulunan cam tüpler içerisine sokularak, içerisinde 0°C 'de antifrizli su bulunan su dolanım sisteminin tankının içerisine yerleştirildi. Soğutma havuzu giriş ve çıkış hortum bağlantıları yapılarak soğutma havuzundaki akışkanın sıcaklığının istenen seviyeye gelmesiyle, sıvı haldeki alaşımın katılaşma sürecinde minimum düzeyde bir oksidasyona maruz kalması için sisteme argon gazı verildi. Bu işlemlerden sonra, varyak kademeli olarak arttırılarak fırının istenen sıcaklığa ulaşması sağlandı ve sonrasında fırının termal dengeye gelmesi içinde yine bu sıcaklıkta yaklaşık iki saat tutuldu. Geçen bu süre sonrasında numune, fırının sıcak bölgesinden soğuk bölgesine doğru doğrusal olarak beş farklı büyütme hızlarında ($8.3\text{-}166.0\text{ }\mu\text{m/s}$) senkronize motorlar (Fotoğraf 3.7.) kullanılarak katılaştırma fırınına uygun sabit bir sıcaklık gradyentinde (4 K/mm) çekildi.

Her bir numune, kontrollü olarak yaklaşık 10 cm katılaştırıldıktan sonra senkronize motordan bağımsız olarak çok hızlı bir şekilde soğuk bölgeye çekilip ani soğutma (quench) yapılarak katılaştırma işlemi sonlandırıldı. Deney sırasında, katılaştırma fırını içindeki soğuk bölgedeki suyun sıcaklığı $\pm 0.1^{\circ}\text{C}$ hassasiyetle (PSD 9102 model soğutma/ısıtma sirkülatörü ile) yaklaşık 10°C ' de tutuldu ve numune içindeki sıcaklıklar Eurotherm 2604 model sıcaklık kontrolcüsü (Şekil 3.7.) ile $\pm 0.05^{\circ}\text{C}$ 'lik bir doğrulukla kontrol edildi.



Fotoğraf 3.7. Senkronize motorlar

3.4 Sıcaklık Gradyenti ve Katılaştırma Hızının Hesaplanması

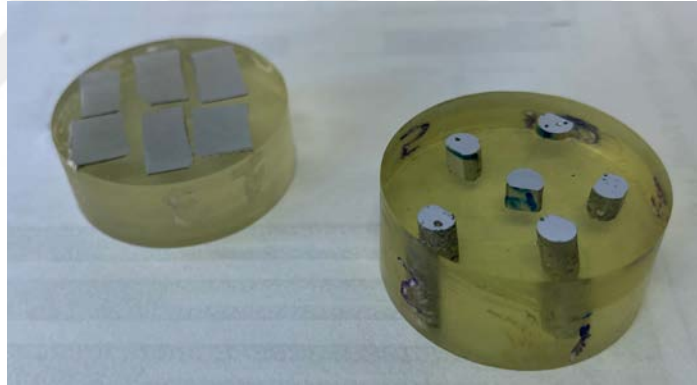
Sıcaklık gradyenti (G) ve katılaştırma hızı (V) kontrollü katılaştırma deneyimizin katılaştırma parametreleridir. Daha öncede ifade edildiği gibi deney sırasında numunenin sıcaklığını ölçmek için numunelerin üretim aşamasından önce numune kalıplarının içine yerleştirilen alümina tüplerinin içine yaklaşık 1 cm mesafe ile 2 adet K-tipi termal çift yerleştirilmiştir. Termal çiftlerin bağlantı uçları ise veri kaydediciye bağlanarak katılaştırma süreci boyunca numune sıcaklıkları ve soğutma hızları bilgisayar ortamına aktarılmıştır. Birinci termal çift sıvı içerisinde ve ikinci termal çift katı-sıvı arayüzeyinde iken birinci ve ikinci termal çift sıcaklıkları arasındaki sıcaklık farkı (ΔT) veri kaydedici kaydından okundu. Veri kaydedici'den okunan bu ΔT değeri, iki termal çift uçları arasındaki mesafeye (ΔX) bölünerek numunenin sıvı içerisindeki sıcaklık gradyenti ($G_L = \Delta T / \Delta X$) hesaplandı.

Katılaştırma hızı (V) iki farklı yöntemle hesaplandı. Birinci yöntem; senkronize motor çalıştırılır çalıştırılmaz kronometre başlatıldı ve katılaştırma sonlandırılmadan (quench) hemen önceki ana kadarki hem katılaşma mesafesi hem de katılaşma süresi kaydedildi. Katılaşma mesafesinin, katılaşma süresine ($V = \Delta X / \Delta t$) bölünmesiyle de katılaştırma hızı hesaplandı. İkinci yöntemde katılaştırma hızı; iki termal çift uçları arasındaki mesafenin, ilerleyen katı-sıvı arayüzeyinin termal çiftlerin uçları arasındaki bu mesafeyi kat etmesi için geçen süreye bölünmesiyle hesaplandı. Her iki yöntem için de hesaplanan katılaştırma hızlarının ortalaması kullanıldı. Fotoğraf 3.7.'de verilen farklı

dönme hızlarına (1 rpm, 2 rpm, 5 rpm, 10 rpm ve 20 rpm) sahip senkronize motorlar sayesinde alaşımın farklı büyütme hızlarında katılaşmasını sağlandı.

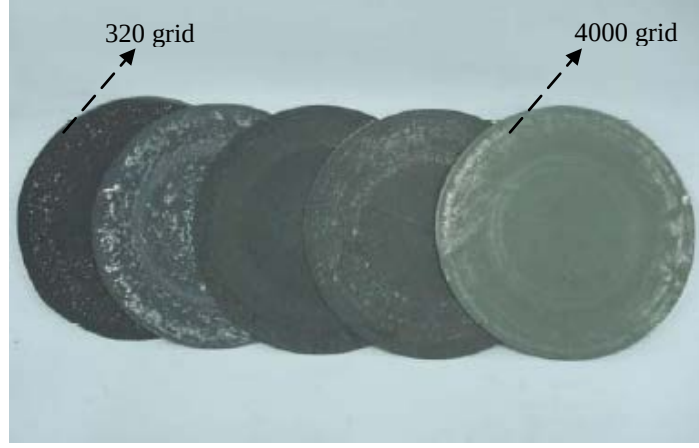
3.5 Metalografik İşlemler

Numunelerin görüntü analizini ve mikroyapısını elde edebilmek için numuneler metalografik işlemlere tabi tutuldu. İlk olarak doğrusal olarak katılaştırdığımız alaşım numuneleri, grafit numune kalıplarından numuneye zarar verilmeden çıkartıldı. Daha sonra arayüzeyin numune üzerindeki yerini kabaca tespit edebilmek için numunenin boyuna kesitinin üst yüzeyi çok az zımparalama ve parlatma işlemine tabi tutuldu ve devamında ara yüzeye en yakın katı ve sıvı bölgelerden yeterli büyüklükte parçalar kesildi. Bu işlemler her bir numune için tekrar edildi. Düzgün bir şekilde enine ve boyuna kesitleri alınan numunelerin zımparalanabilmesi ve ayna gibi parlatılabilmesi için numuneler Fotoğraf 3.8.'deki gibi epoksi-resin ile kalıplandı.



Fotoğraf 3.8. Epoksi-resin ile kalıplanan boyuna ve enine numuneler

Bu soğuk kalıplanmış numuneler, Fotoğraf 3.9.(a)'da verilen 320 gridlik silisyum karbür (SiC) taneleri ve magnetit tozu içeren zımpara kâğıdından başlanarak 500, 1200, 2400 ve 4000 gride kadar kabadan inceye doğru kademeli olarak hem zımparalamada hem de parlatmada kullanılan Struers Labopol-5 cihazıyla yaklaşık 5-20 dakika değişen aralıklarda yeterli sürelerde zımparalandı (Fotoğraf 3.9.(b)). Zımparalama esnasında numunenin hem ısınmasını engellemek hem de numune üzerinde homojen bir temas yüzeyi sağlamak amacıyla cihaz üzerinde sulu zımparalama işlemi yapılmıştır.



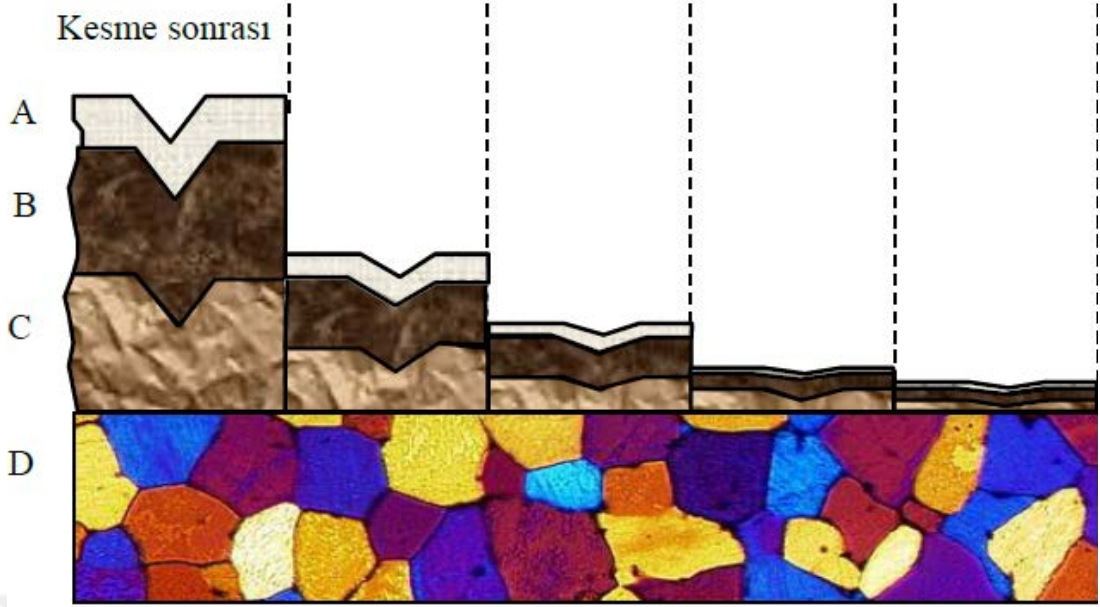
(a)



(b)

Fotoğraf 3.9. Numunelerin zımparalanmasında kullanılan bazı zımpara kağıtları (a) ve Struers Labopol-5 otomatik zımparalama ve parlatma cihazı (b)

Zımparalama işlemi sürecinde Struers Labopol-5 robot koluna sırasıyla (320-4000 grid) takılan zımpara kâğıtlarının numune yüzeyi üzerinde oluşturduğu şekil değişikliklerinin şematik gösterimi Şekil 3.8.’de verilmiştir.



Şekil 3.8. Zımparalama işlemi sürecinde numunenin yüzey durumu (A, B, C tabakaları zımparalama işlemiyle oluşan şekil değişikliklerini D ise orijinal içyapıyı göstermektedir) (Geçkinli, 1989)

Zımparalama sürecinden sonra, numuneler üzerinde daha pürüzsüz yüzeyler ve daha net mikroyapılar elde edebilmek için numunelerin parlatma sürecine geçildi. Kaba ve ince parlatma için, Fotoğraf 3.10.'da verilen farklı tane büyüklüğüne sahip 6-0.25 μm elmas süspansiyonlar ve her bir elmas süspansiyona uygun parlatma kumaşları seçildi. Seçilen bu kumaşlar sırayla Fotoğraf 3.9.(b)'de görülen Struers Labopol-5 cihazının manyetik diski üzerine yerleştirildikten sonra her bir numune uygun dönüş hızında ve basınç değerinde ortalama 5-10 dakika parlatıldı.



(a)



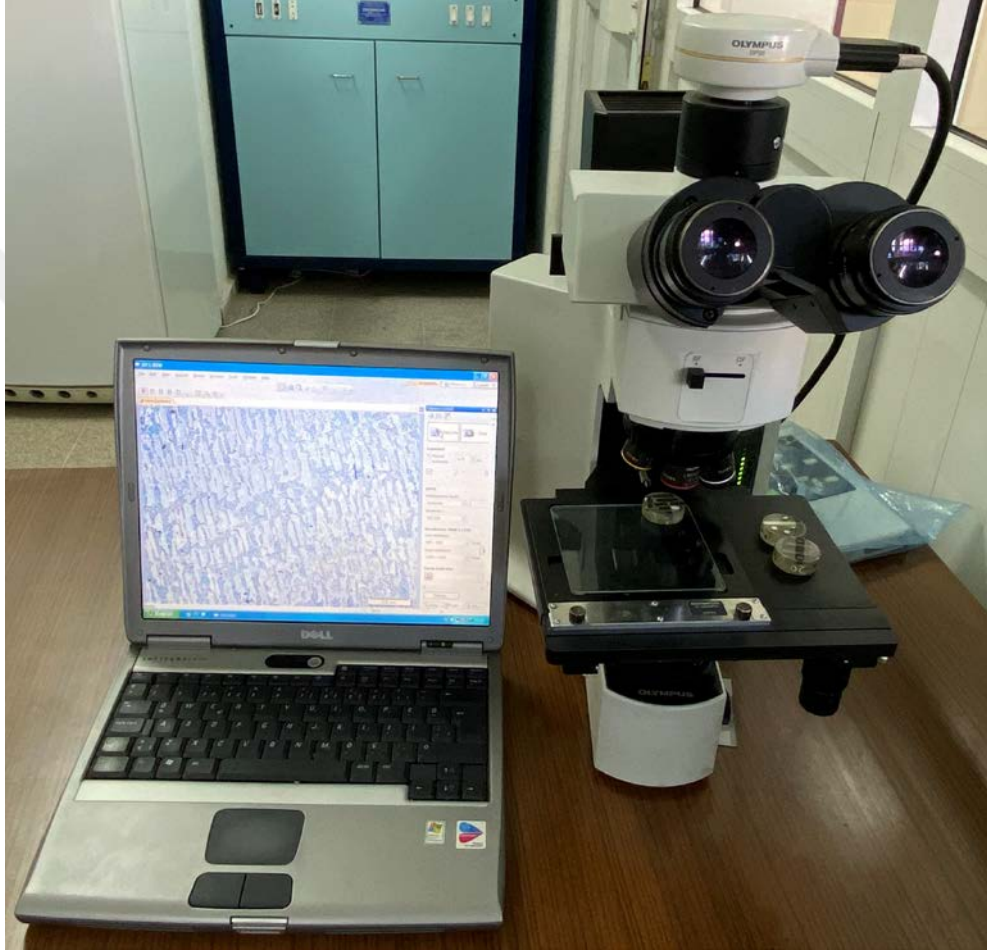
(b)

Fotoğraf 3.10. Numunelerin parlatılmasında kullanılan Süspansiyonlar (a) ve kumaşlar (b)

Parlatma esnasında disk dönerken parlatma kumaşının nem miktarının azalmasıyla, parlaticı çözeltiler numune yüzeyine yapışarak lekeler oluşturabilmektedir. Bu durumu ortadan kaldırmak için parlaticı süspansiyonlarla birlikte Struers Depif yağlayıcı (lubricant) kullanılmıştır. Kalıplanmış numunelerin yüzeyi temiz bir şekilde parlatıldıktan sonra, numune yüzeylerinin bizim alışıma uygun Keller çözeltisi ile dağlanması sürecine geçildi. Hazırlanan 0.075L H₂O, 0.01L HCl, 0.01L NH₃ ve 0.005L HF Keller çözeltisi içerisinde alıştırma numunelerimiz yaklaşık 8-10 saniye bekletildikten (dağlandıktan) sonra hemen su ile durulandı ve temiz bir peçete yardımıyla hafifçe kurulandı. Dağlama işlemi sonunda parlatılmış numune yüzeyi çözeltinin etkisiyle renk değiştirerek donuklaştı ve numunelerin dendritik mikroyapıları ortaya çıkarıldı.

3.6 Mikroyapıların Gözlenmesi

Dağlama sonrasında ortaya çıkartılan mikroyapılar, numunelerin hem enine hem de boyuna kesitlerinden Fotoğraf 3.11.'de verilen Olympus BX-51 model optik ışık mikroskop yardımıyla farklı büyütmelere sahip objektiflerle (x5, x10, x20, x50 ve x100) çok sayıda fotoğraflandı ve bilgisayar ortamına aktarıldı.



Fotoğraf 3.11. Olympus BX-51 model optik mikroskop

Ayrıca; mikroyapı mesafelerinin (λ_1 , λ_2 ve λ_{2C}) doğru bir şekilde Adobe Photoshop CS3 programı ile belirlenebilmesi için her bir objektif için düzeltme çarpanı 1 mm'lik bir mikrometre (gratikula) yardımıyla hesaplandı.

3.7 Mikroyapı Parametrelerinin Ölçümü

3.7.1 Birincil dendrit kol mesafesi (λ_1) ve ikincil dendrit kol mesafesinin (λ_2) ölçülmesi

Dendrit kol mesafelerini ölçmek için birçok yöntem vardır (McCartney and Hunt, 1981; Ganesan vd., 1992; Bhat vd., 1995). Şekil 3.9.'da gösterildiği gibi, boyuna kesitte, hem birincil dendrit kol mesafeleri (λ_1) hem de ikincil dendrit kol mesafeleri (λ_2), iki bitişik dendrit ucu arasındaki mesafe ölçülerek (Linear Intersection Method) (McCartney and Hunt, 1981) bulunmuştur. Linear intersection metoduna göre λ_1 ve λ_2 dendrit kol mesafeleri,

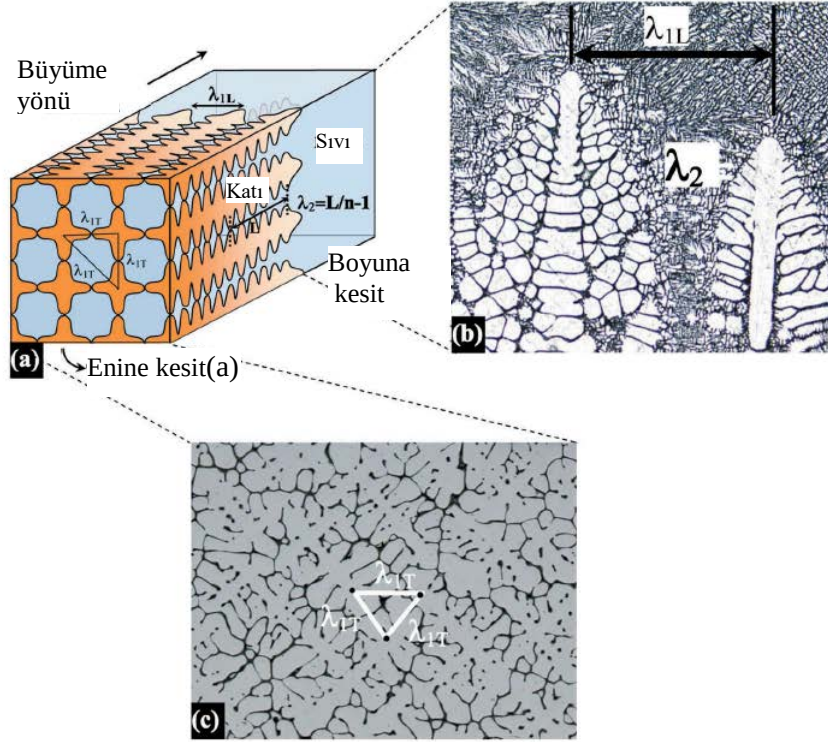
$$\lambda_{1,2} = \frac{L}{n_{1,2} - 1} \quad (3.1)$$

eşitliği ile hesaplanmıştır. Burada L, ayrı ayrı birincil ve ikincil dendrit kol mesafeleri arasındaki toplam uzunluk, $n_{1,2}$ ise L mesafesi içerisindeki bulunan toplam dendrit (n_1) veya kol sayısıdır (n_2).

Enine kesitte, birincil dendritik kol mesafelerini (λ_{1E}) ölçmek için hem üçgen yöntemi (The Triangle Method) (Ganesan vd., 1992) hem de alan sayma yöntemi (The Area Counting Method) (Bhat vd., 1995) kullanılmıştır. Üçgen metodunda, üç komşu dendrit gövde merkezleri birleştirilerek bir üçgen oluşturulur, oluşturulan üçgenin her bir kenarı birincil kol mesafesine karşılık gelir (Şekil 3.9. (a,c)). Alan sayma metodunda ise numunenin enine kesitinde uygun bir alan seçilir (Şekil 3.9. c). Belirlenen kesit alan (A) içerisindeki dendrit gövdelerinin sayısı (N) sayılır, büyütme faktörü (M) olmak üzere λ_1 dendrit kol mesafesi,

$$\lambda_{1(alan)} = \frac{1}{M} \left(\frac{A}{N} \right)^{0.5} \quad (3.2)$$

eşitliği ile hesaplanmıştır. Birincil dendrit kol mesafeleri (λ_1), hem üçgen hem de alan sayma metodu ile bulunan değerlerin ortalaması alınarak hesaplanmıştır.



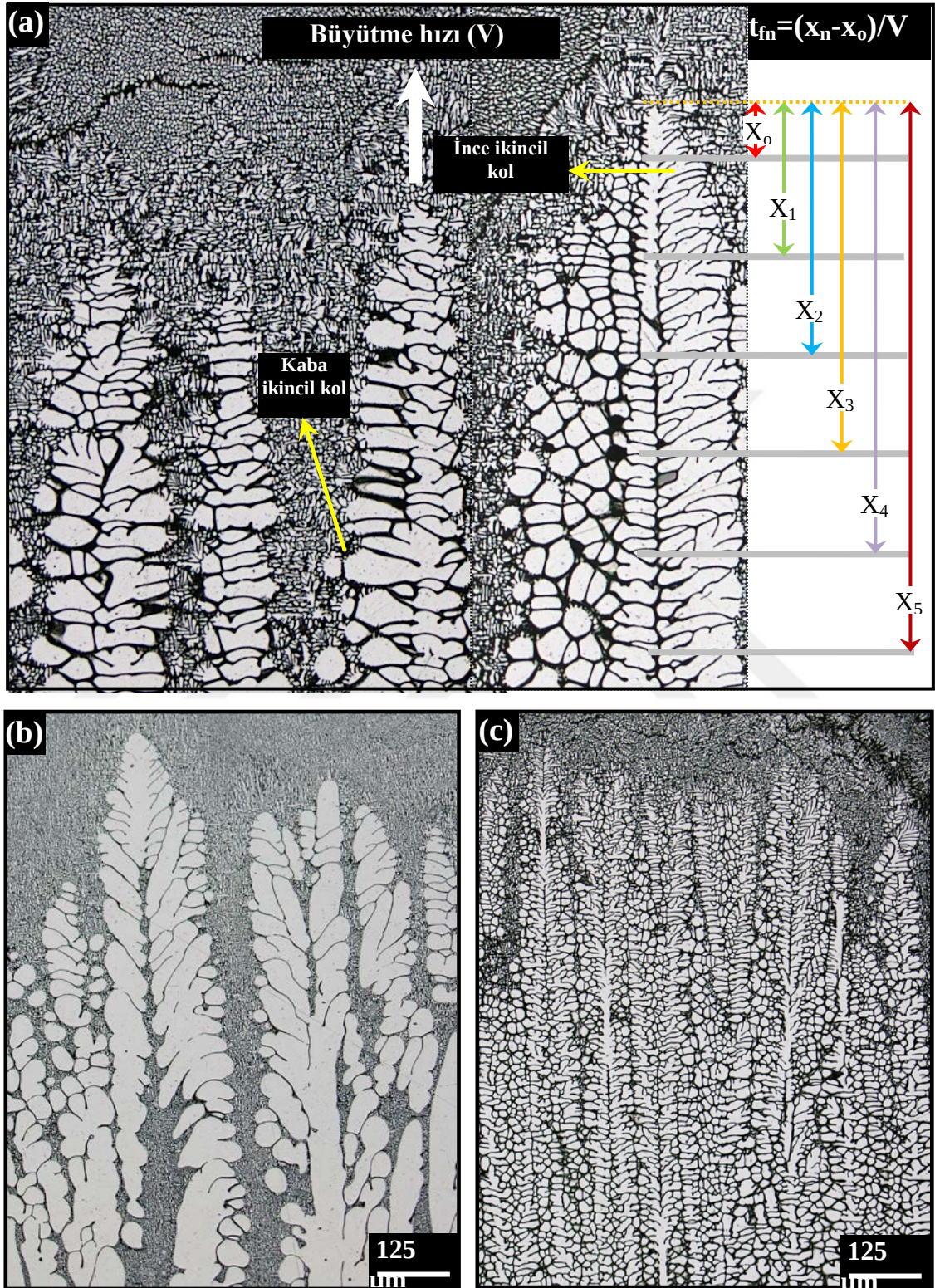
Şekil 3.9. Dendritik kol mesafe ölçümlerinin şematik gösterimi: boyuna ve enine kesitlerin gösterimi (a), boyuna kesitte λ_1 ve λ_2 ölçümleri (b) ve enine kesitte λ_1 ölçümü (c)

Şekil 3.9. (c)'de de görüldüğü gibi, enine kesitte kollar arasındaki birincil dendrit mesafeleri arasındaki sıvı miktarının çok az olduğu, bu nedenle dendrit gövdeleri ve kollarının tam olarak net olmadığı görülmüştür. Bu durumdan kaynaklanan belirsizlikleri ortadan kaldırmak ve istatistiksel güvenilirliği artırmak için çok sayıda kesit ölçümü yapılmıştır. Burada, her bir λ_1 ve λ_2 değeri için her büyütme hızında yaklaşık 30 ila 35 dendritik kol mesafesi Adobe Photoshop CS3 programıyla, büyütme faktörü de dikkate alınarak ölçülmüş ve verilerin ortalaması alınarak dendrit kol mesafelerinin hesaplamaları yapılmıştır.

3.7.2 Kabalaşma sürecinde ikincil dendrit kol mesafesinin (λ_{2C}) ve bölgesel katılma süresinin (t_f) hesaplanması

Adobe Photoshop CS3 programı ile numunenin boyuna kesit görüntüleri üzerindeki kabalaşan ikincil dendrit kol mesafeleri (λ_{2C}), dendrit ucuna yakın ilk birkaç kol dışarıda bırakılarak zamanın bir fonksiyonu olarak ölçülmüştür. Çünkü dendritin ucuna yakın bölgelerde herhangi bir kabalaşma tam olarak gözlenememektedir. Bu ölçümleri

büyütme hızına bölerek, her bir SDAS için bölgesel katılaşma süreleri (t_f) hesaplandı (Şekil 3.10. a).



Şekil 3.10. Sabit G'de (4 K/mm) doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni alaışımının tipik optik mikro fotoğrafları; λ_2 ve t_f ölçümleri (a), $V=8.3 \mu\text{m/s}$ (en düşük hız) (b) ve $V=83.0 \mu\text{m/s}$ (en yüksek hız) (c)

Doğrusal olarak katılaştırılmış Al–8.8La–1.2Ni alaşımının en düşük ve en yüksek büyüme hızlarındaki büyüme morfolojilerinin (dendritik form) tipik görüntüleri Şekil 3.10. (b, c)'de gösterilmektedir. Bu ölçüm süreçleri, her büyütme hızında yaklaşık 30-35 dendrit gövdesi için sonuçların istatistiksel güvenilirliği için tekrarlandı. Bu ölçümler, yukarıda belirtilen noktadan başlayarak yumuşak bölgenin dibine kadar uzanan alanda (komşu dendritlerin ikincil dendrit kollarının fermuar gibi kenetlendiği ve katılaşmanın tamamlandığı alan) yapılmıştır.

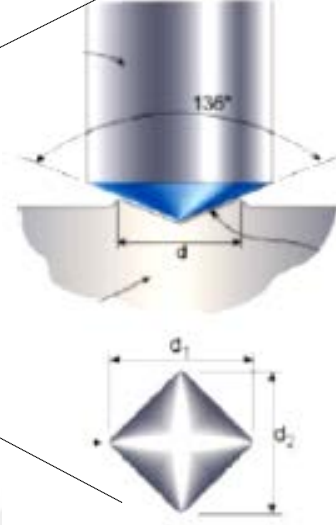
3.8 Mikrosertlik (HV) Değerlerinin Ölçümü

Bu çalışmanın amaçlarından biri de büyütme hızına bağlı olarak değişen mikroyapının mekanik özelliklere etkisini ortaya çıkarmaktır. Mikrosertlik ölçümüyle ilgili Kaya vd. (2008) birçok yöntemin olduğunu belirtmişler ve bu yöntemler için ölçümlerin nasıl yapıldığını ayrıntılarıyla açıklamışlardır. Tüm metal ve işlem görmüş yüzeyler için oldukça doğru sonuçlar vermesinden dolayı belirtilen bu ölçüm yöntemleri arasında Vickers sertlik ölçme yöntemi tercih edilmiştir.

Vickers sertlik ölçme yönteminde yüzeyleri arasında 136° tepe açısı (θ) bulunan tabanı kare elmas piramit şeklinde bir batıcı uç (indenter) kullanılmıştır. Bu batıcı ucun, malzemenin cinsine göre seçilen yük (P) altında belli bir süre malzemenin yüzeyine bastırılmasıyla oluşan izin köşegen uzunluklarının (d) ölçülmesiyle Vickers mikrosertlik değeri (HV),

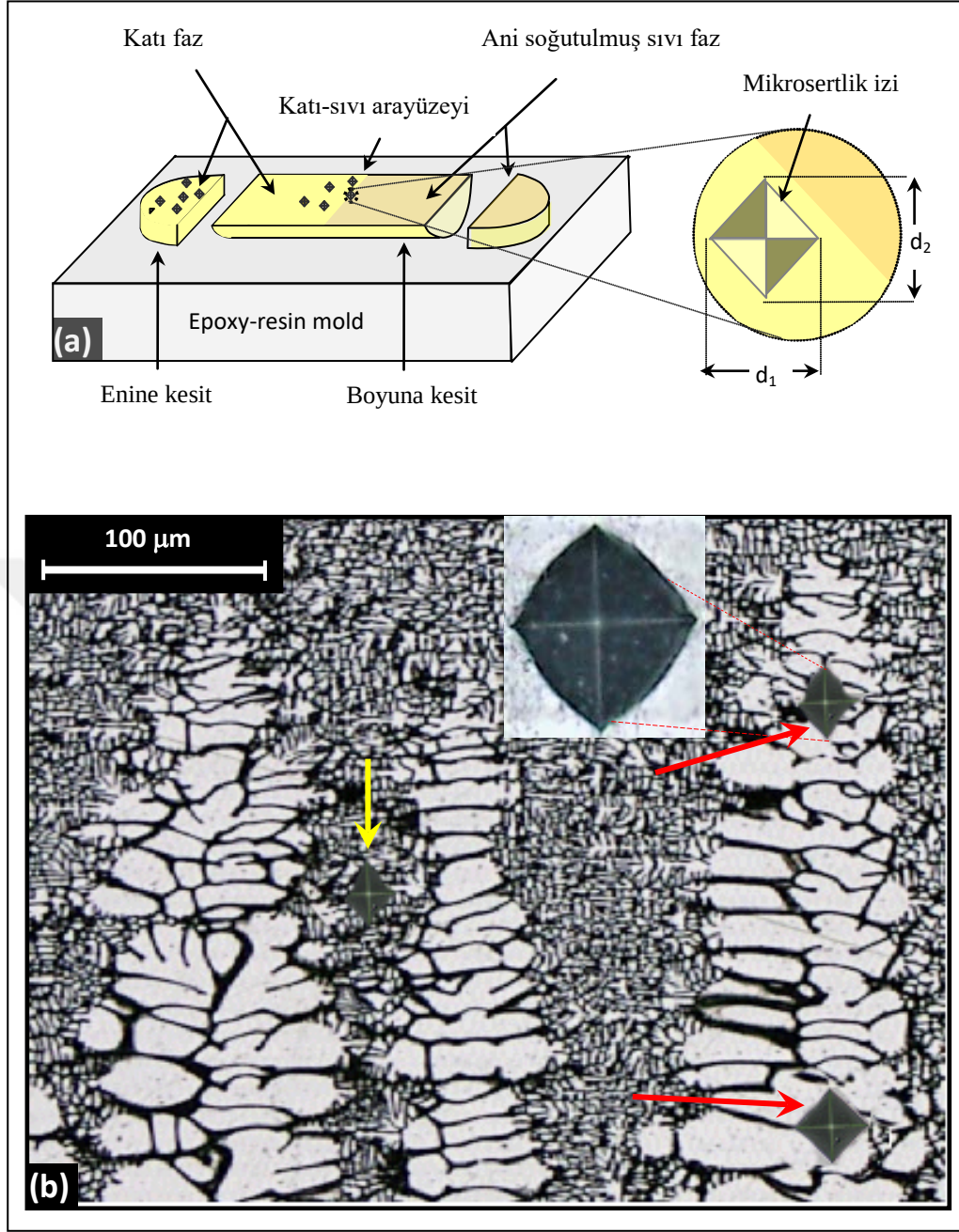
$$HV = \frac{2P \sin(\theta/2)}{d^2} \quad (3.3)$$

eşitliği ile hesaplanmıştır. Numunelerimizin mikrosertlik ölçümleri, 10 g, 25 g, 50 g, 100 g, 200 g, 300 g, 500 g ve 1000 g'lık yük uygulayabilen, %5 hassasiyette ölçüm alabilen ve elektronik olarak mikrosertlik değerini kendisi hesaplayabilen Future Tech FM-700 model dijital mikrosertlik test cihazıyla yapılmıştır (Fotoğraf 3.12.).



Fotoğraf 3.12. Future Tech FM-700 model mikrosertlik test cihazı

Sabit sıcaklık gradyentinde ve beş farklı büyütme hızında katılan her numune için ölçümler ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir. Ölçüm bölgeleri, şematik ve gerçek numune üzerinde Şekil 3.11.'de gösterilmiştir. Ölçümler hem dendritlerden hem de dendritler arası bölgelerden alınmıştır. Hem enine hem de boyuna yüzeylerde en az on beş farklı ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin güvenilirliği için en düşük ve en yüksek değerler ihmal edilmiştir. Dendritler arası bölgelerden alınan mikrosertlik değerlerinin nispeten daha yüksek çıktığı görülmüştür. En düşük ve en yüksek birkaç değer çıkarılmış ve kalan değerlerin ortalaması alınmıştır. Çünkü mikroyapının homojen olmaması, numunenin yüzeyindeki izler ve belirlenemeyen sebeplerden dolayı genellikle mikrosertlik ölçümlerinde farklı ölçüm hataları oluşabilmektedir.

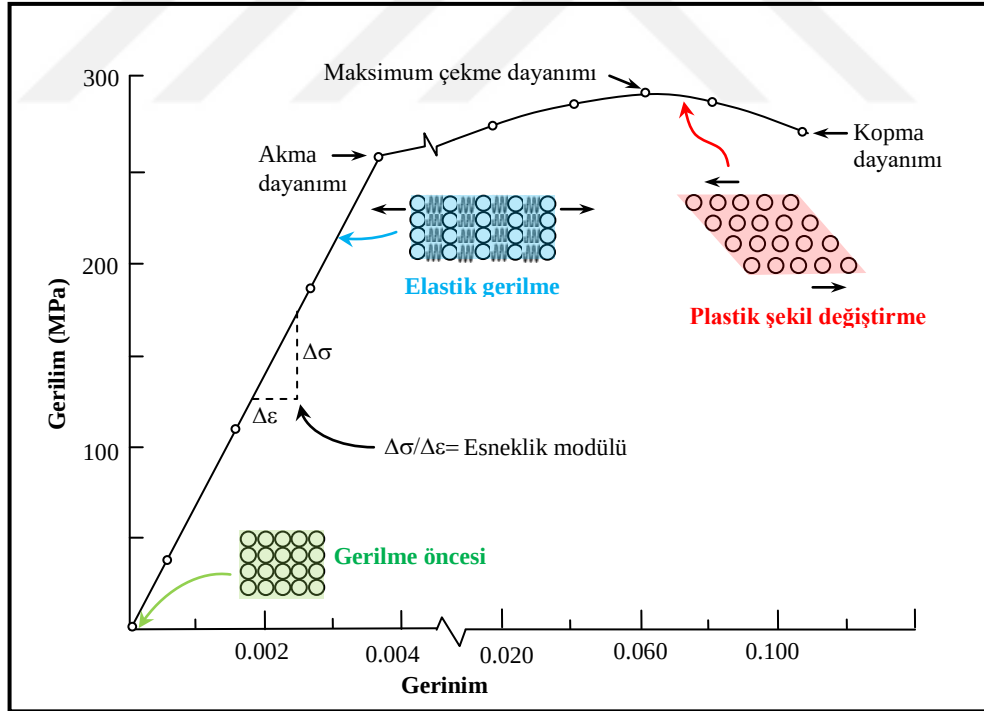


Şekil 3.11. Numune üzerinde mikrosertlik ölçümünün şematik gösterimi (a) ve α -Al dendritler (kırmızı oklar) ve dendritler arası bölge (sarı ok) üzerinde oluşan mikrosertlik izleri (b)

3.9 Çekme ve Basma Dayanım Değerlerinin Ölçümü

Çekme testi, hazırlanan deney numunelerinin tek eksenle, belirli bir hızla ve sabit sıcaklıkta koparıncaya kadar çekilmesi ve bu süreçle ilgili olarak numunelerin mukavemet değerlerinin ölçülmesi işlemidir. Çekme testi ile malzemelerin statik yük altındaki elastik ve plastik davranışları (mekanik özelliklerinin) belirlendiği gibi, mekanik davranışlarına göre malzemelerin sınıflandırılması da sağlanmış olur.

Şekil 3.12.'de verilen gerilim-gerinim grafiğinden yararlanılarak çekme işlemi sırasında malzemenin geçirdiği süreçler incelenir. Gerilim-gerinim grafiği incelendiğinde, malzeme lineer elastik bölge içerisinde çekildiği müddetçe tekrar eski haline dönebilirken, akma dayanım noktasına ulaştığı andan itibaren artık eski haline geri dönememekte ve plastik şekil değişimi başlamış olmaktadır. Gerilim değeri arttırılmaya devam edildiğinde, artık malzeme en yüksek uzama miktarına ulaşmakta ve bu noktadan sonra da kopma olayı gerçekleşmektedir.



Şekil 3.12. Alüminyum malzemesine ait gerilim-gerinim grafiği

Çekme dayanımı (σ), N/mm² veya MPa cinsinden,

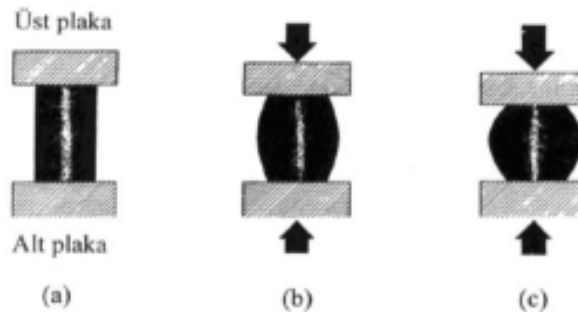
$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (3.4)$$

eşitliği ile hesaplanır. Burada, F çekme kuvveti, A ise malzemenin deformasyona uğramadan önceki kesit alanıdır. Deformasyon (uzama) miktarı (ε) ise,

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (3.5)$$

eşitliği ile hesaplanır. Burada, ΔL anlık alınan deformasyon miktarı, L_0 ise numunenin ilk uzunluğudur.

Basma testi aynı çekme testi gibi malzemenin mekaniksel özelliklerini belirlemede kullanılan bir veridir. Ancak çekme testinin tersine basma testinde, sabit sıcaklıkta ve tek eksende numunenin üzerine belirli bir hızla kuvvet uygulanmaktadır. Bu kuvvetin etkisinde akma noktasından sonra plastik bölge içinde fiçilaşma (barreling) olarak bilinen, numune uzunluğunda sürekli azalma ve kesit alanında sürekli artış durumu gözlenmektedir (Şekil 3.13.). Basma testleri, gevrek malzemelerin süneklik ölçümlerinde çok hassas ve doğru sonuçlar verdiği için özellikle tercih edilirken, çekme testleri ise bu malzemeler için tam olarak doğru sonuçlar vermediği için pek tercih edilmemektedir. Basma testi deneylerinde, homojen bir gerilme dağılımı elde edebilmek için genellikle silindirik numuneler kullanılmaktadır. Ayrıca bükülme problemi yaşamamak için bu numunelerin boy/çap oranının yaklaşık 1.5 olmasına özellikle dikkat edilmektedir.



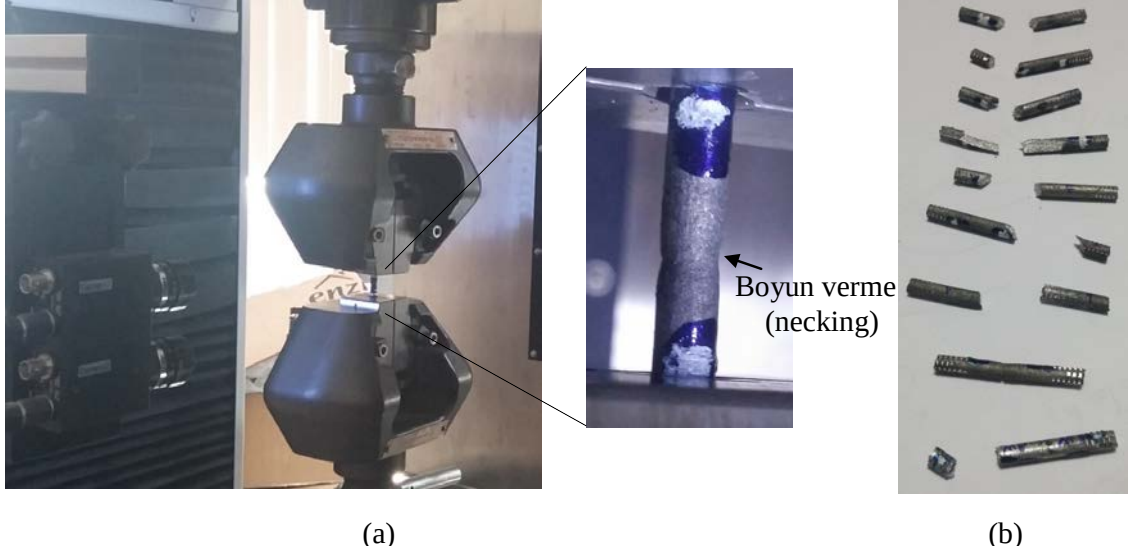
Şekil 3.13. Basma kuvveti uygulanan sünek malzemelerdeki fiçi oluşumu; basma kuvveti yok (a), basma kuvveti etkisiyle fiçi oluşumunun ilk aşaması (b) ve fiçi oluşumunun tamamlanması (c)

Çekme ve basma dayanımı testlerine başlamadan önce, sabit sıcaklık gradyentinde ($G=4$ K/mm) farklı büyütme hızlarında ($8.3-166.0 \mu\text{m/s}$) doğrusal katılaştırılmış alaşım numunelerimizden, silindirik çekme (4 mm çapında ve 50 mm uzunluğunda) ve basma (4 mm çapında ve 6 mm uzunluğunda) numuneleri hazırlandı. Hem çekme hem de basma testlerimiz oda sıcaklığında yaklaşık 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında Shimadzu AG-IS test cihazı ile gerçekleştirildi (Fotoğraf 3.13.).

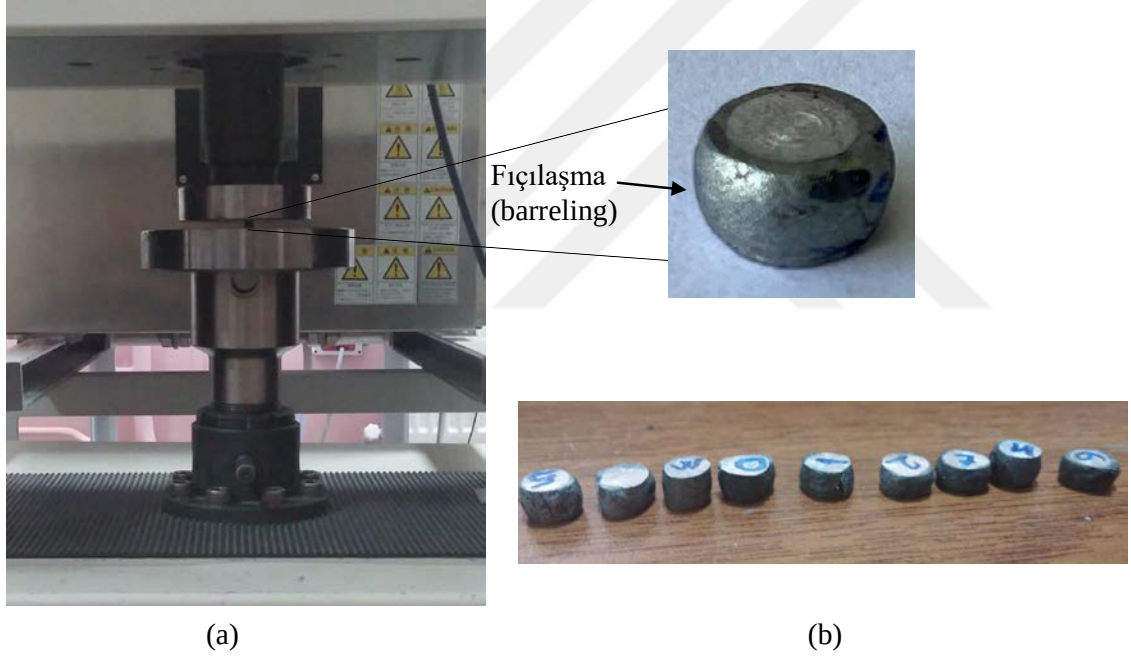


Fotoğraf 3.13. Çekme-basma dayanım test cihazı

Alaşım numunelerimiz için, yapmış olduğumuz çekme testi esnasında ve sonrasında çekilen fotoğraflardan (Fotoğraf 3.14.) anlaşılabacağı gibi numunelerimizde boyun verdikten sonra sünek kopma durumu gerçekleşmiştir. Fotoğraf 3.15.'de ise basma testi düzeneği ve basma testi sonrasında çekilen numunelerin fıçı haline dönüşmüş görüntüleri verilmiştir.



Fotoğraf 3.14. Çekme düzeneği (a) ve çekme testi sonrası numuneler (b)



Fotoğraf 3.15. Basma düzeneği (a) ve basma testi sonrası numuneler (b)

Bilgisayar ortamına kaydedilen çekme ve basma dayanımı test verileri kullanılarak sabit bir sıcaklık gradyentinde ve farklı büyütme hızlarında katılaştırılmış numunelerimize ait çekme dayanımı-uzama (tensile strength-strain) ve basma dayanımı-sıkışma (compressive strength-strain) eğrileri grafikleri oluşturuldu. Çizilen bu grafikler yardımıyla her bir büyütme hızı için maksimum gerilme dayanımı (σ_{uts}), çekme akma dayanımı (σ_{tys}) ve basma akma dayanımı (σ_{cys}) değerleri belirlenmiştir. Bu değerlerin de katılaştırma ve mikroyapı parametrelerine bağlılıkları da belirlenerek incelenmiştir.

Ayrıca yapılan çekme ve basma dayanım testlerinin güvenilirliğini artırmak için her katılaştırma hızında testler ikişer kez tekrarlanmıştır.

3.10 Termal İletkenliklerin Ölçülmesi

Termal iletkenlik, termodinamiğin ikinci yasası veya entropi yasasıyla ilişkili bir konudur. Bu yasaya göre, termal enerji her zaman kendiliğinden yüksek enerjiden düşük enerjiye veya sıcaktan soğuğa doğru akar. Böylece ısının iletim yoluyla transferi yani ısı akışı sağlanmış olur. Isıyı daha verimli ve daha etkili iletme yeteneğine sahip yeni malzemeler üretebilmek için malzemelerin ısı özelliklerini ve bu özellikleri etkileyen faktörleri bilmek çok önemlidir. Termal iletkenlik (thermal conductivity, K), ısı difüzyonu (thermal diffusivity, α) ve öz ısı (specific heat capacity, C_p) bir malzemenin termal özelliklerini (ısıyı depolama ve aktarma yeteneğini) tanımlamaya yardımcı olan üç özelliktir. Bu özelliklerin bilinmesi, ilgili malzemenin yalıtılması, taşınması veya sadece sıcaklık değişikliklerine dayanması gerekip gerekmediğine bakılmaksızın, ısıyı modellemek ve yönetmek için çok önemlidir.

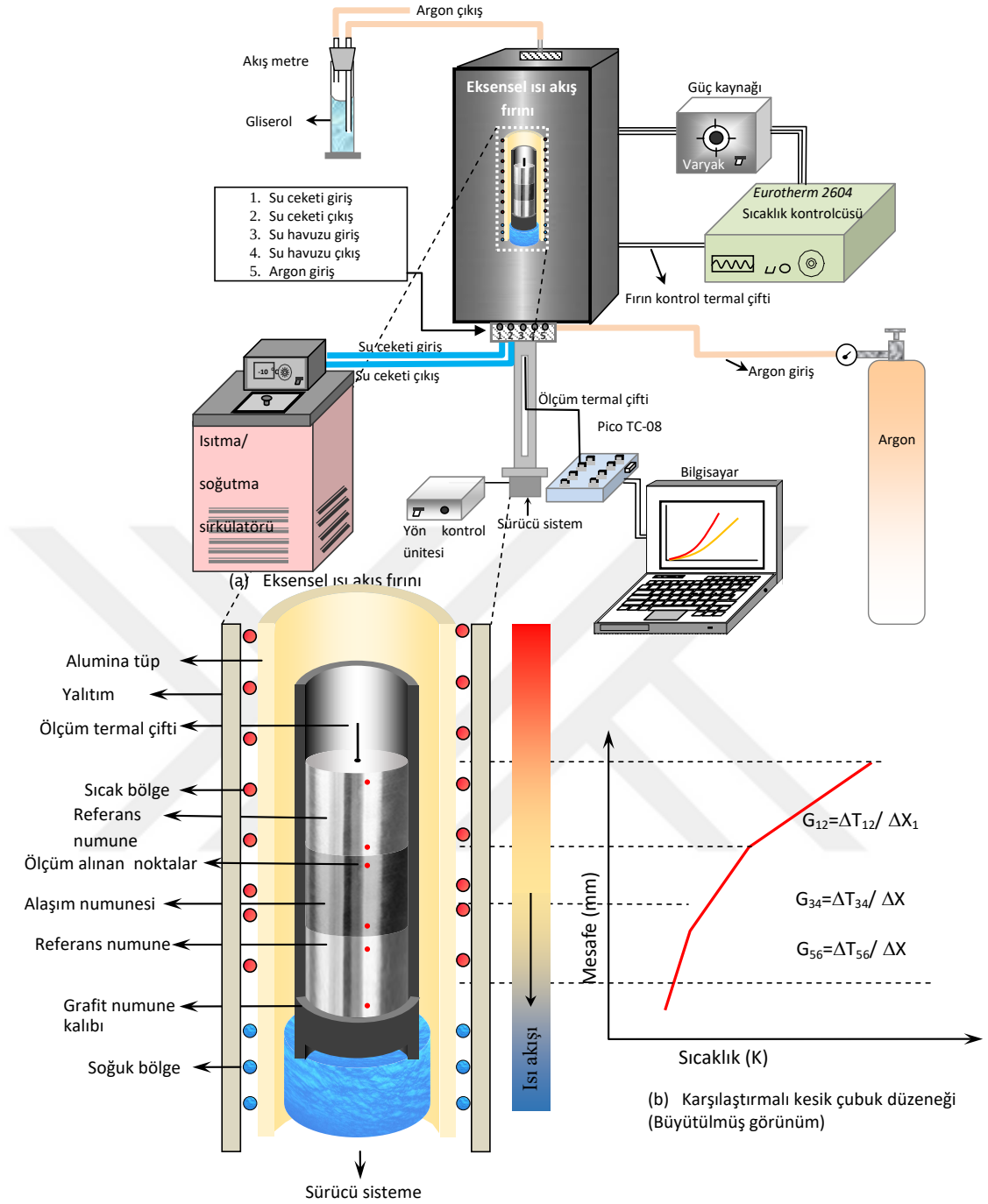
Malzemelerin termal iletkenliklerinin ölçülmesi, farklı sıcaklık ve farklı aralıklarda termal iletkenlik değerlerine sahip farklı malzemeler için, kararlı hal durumu (steady-state) ve kararlı olmayan durum (geçici-transient) olmak üzere iki kategoride yapılmaktadır. Kararlı durumda, numune sabit bir sıcaklığa maruz bırakılır. Bu ölçüm yönteminde en çok kullanılan; radyal ısı akış yöntemi (Gündüz ve Hunt, 1985), doğrudan ısıtma yöntemi (Baek vd., 2006), korumalı sıcak plaka yöntemi (Xaman vd., 2009) ve karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemleridir (Changhu vd. 2011). Geçici durum ölçümü, dinamik sıcaklık izlemeye dayalı ardışık bir atma (puls) şeklinde veya sürekli ısıtmalı bir etkiye dayanır. Geçici yöntemlerde, sinyal zamanın bir fonksiyonu olarak ele alınır ve sinyalin sabit bir değerde olması gerekmez. Bu kategoride en çok kullanılan; lazer puls yöntemi (Mehling vd., 1998), foto akustik yöntemi (Wang vd., 2000), sıcak tel yöntemi (Assael vd., 2002) ve sıcak plaka yöntemleridir (Wang vd., 2016).

Bu çalışmada Al-La-Ni alaşımımızın termal iletkenliğini ölçmek için, fırınımızın genel yapısına uygun olması, endüstriyel ve bilimsel çalışmalarda yaygın olarak kullanılması nedeniyle kararlı hal kategorisindeki eksensel ısı akışı (karşılaştırmalı kesik çubuk)

yöntemi kullanılmıştır. Karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemi, termal iletkenliği bilinen ve bilinmeyen iki numuneden ısı akışının geçmesi sağlanılarak, birbirleriyle ters orantılı olan termal iletkenlik ve sıcaklık gradyenti değerlerinin karşılaştırılması temeline dayanır.

İlk olarak karşılaştırmalı kesik çubuk testinde kullanmak için, 4 mm çapına sahip silindir şeklindeki hem alaşım numunemiz hem de referans numunelerimiz 13 mm uzunluklarda kesildi. Ayrıca bu numunelerin içerisinde K tipi termal çift (0.5 mm çap ve 1500 mm uzunluk) geçirebilmek için numunelerin tam merkezlerinden 0.6 mm çapında eş merkezli birer delik açıldı. Daha sonra arayüzeylerde oluşabilecek kontak dirençlerini minimize etmek ve her bir numunenin yüzeylerinin daha iyi temas halinde olması için yüzeyleri parlatıldı.

Şekil 3.14.'de karşılaştırmalı kesik çubuk yönteminin uygulandığı deneysel ölçüm sisteminden de görüldüğü gibi, termal iletkenliği bilinmeyen Al-8.8La-1.2 Ni alaşım numunemiz, termal gres ve esnek bir metal folyo yardımıyla, referans numunesi olarak kullanılan farklı sıcaklık aralıklarında termal iletkenlikleri çok iyi bilinen saf alüminyum numuneleri arasına sıkıştırıldı.



Şekil 3.14. Eksensel ısı akış fırını (a) ve karşılaştırmalı kesik çubuk deney düzeneği (Büyütölmüş görünüm) (b)

Isı akış hızı bilinmeyen alaşım numunesinin ısıl iletkenliğini tayin etmek için Fourier iletkenlik denklemi kullanılır.

$$Q = -KA \frac{dT}{dx} \quad (3.6)$$

Burada Q ısı akış hızı (güç), K ısı iletkenlik, A ısı ının akıp geçtiği enine kesit alanı ve dT/dx sıcaklık gradyentidir. Bu denklem eksensel ısı akış fırınına yerleştirilen karşılaştırmalı kesik çubuk deney düzeneğine uygun şekilde düzenlendiğinde, referans numunelerin (saf Al) termal iletkenliği K_r olarak alınır, alaşım numunesinin (Al-8.8La-1.2 Ni) termal iletkenliği K_s aşağıdaki denklem ile hesaplanabilir:

$$\frac{Q}{A} = -K_s \frac{\Delta T_{34}}{\Delta X_{34}} = \frac{K_r}{2} \left(\frac{\Delta T_{12}}{\Delta X_{12}} + \frac{\Delta T_{56}}{\Delta X_{56}} \right) \quad (3.7)$$

Eksensel ısı akış fırını Şekil 3.14.(a)'da görüldüğü gibi sıcak bölge, soğuk bölge ve senkronize motorlardan oluşmaktadır. Fırının içindeki soğuk ve sıcak bölgeler sayesinde tüm numunelerde dikey bir sıcaklık gradyenti ve eksensel bir ısı akışı oluşturulur. Fırının altına monte edilen senkronize motorlar sayesinde ise numuneler uygun bölgeye getirilir. Şekil 3.14.(b)'de gösterildiği gibi, eksensel ısı akış fırını, hem alaşımın hem de referans numunelerinin sıcaklık gradyentini ($\Delta T/\Delta X$) ölçmek için belirli bir sıcaklığa ayarlandı. Fırının sıcaklığı, ± 0.05 °C hassasiyetle Eurotherm 2604 tipi bir sıcaklık kontrolcüsü altında, oda sıcaklığından başlayarak 50 °C'lik sıcaklık artışlarıyla 800 °C'ye kadar ısıtıldı. Ölçümlerde kullanılmak üzere belirlenen her sıcaklıkta, numunelerin bulunduğu fırının kararlı bir hale gelmesi için yaklaşık iki saat beklendi.

Kararlı durum koşulları oluşturulduktan sonra, numunelerin eksenel konumları (kırmızı noktalar, bakınız Şekil 3.14.(b)), mineral yalıtımlı bir metal kılıf ile belirlendi. Bu pozisyonların sıcaklıkları, eşmerkezli silindir numuneler içerisindeki 0.5 mm çapında K-tipi termal çift hareket ettirilerek ölçüldü. K-tipi termal çift ile ölçülen tüm sıcaklık değerlerini bilgisayar ortamına kaydedebilmek ve alaşım numunemizle referans numunelerimiz arasındaki ısı akış hızı hakkında bilgiler toplayabilmek için Pico TC-08 veri kaydedici ünitesi kullanıldı. Isıl iletkenlik ölçümlerindeki hata yaklaşık % 5 olarak hesaplandı.

Katı fazın ısı iletkenliğinin sıcaklığa bağıllığı şu şekilde ifade edilebilir:

$$K = K_o [1 + \alpha_{TTC} (T - T_o)] \quad (3.8a)$$

ve termal sıcaklık katsayısı, α_{TTC} aşağıdaki denklemle ifade edilir (Mehling vd.,1998).

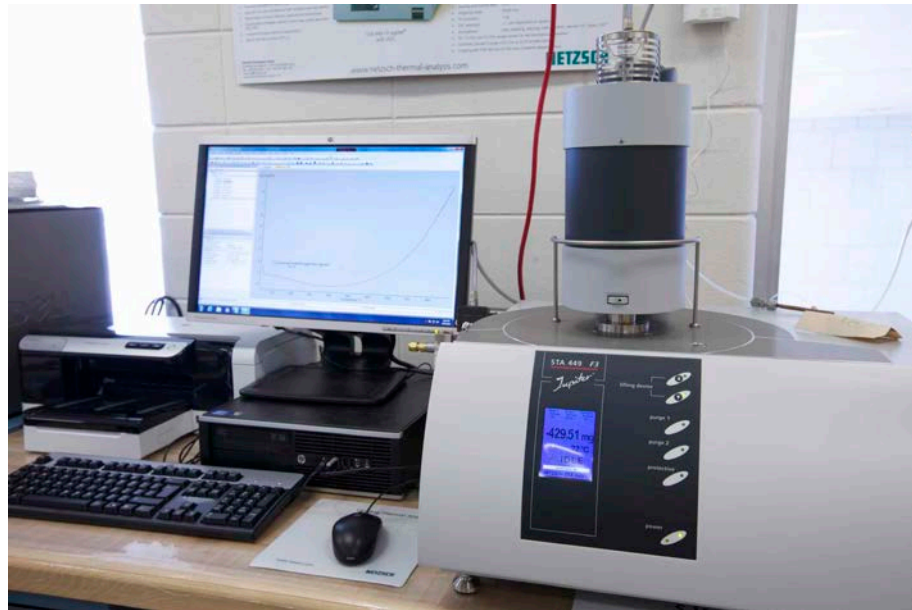
$$\alpha_{TTC} = \frac{K - K_0}{K_0(T - T_0)} = \frac{1}{K_0} \frac{\Delta K}{\Delta T} \quad (3.8b)$$

Burada K, T sıcaklığındaki ısı iletkenlik, K_0 , T_0 (oda sıcaklığı) sıcaklığındaki ısı iletkenlik ve α_{TTC} termal sıcaklık katsayısıdır.

3.11 Erime entalpisi (ΔH), Öz ısı (C_p) ve Isıl Difüzyonun (α) Tayini

Belirlenen bir atmosfer altında sıcaklık ve zamana bağlı olarak malzemelerin yapısı ile ısı akışı arasındaki değişimleri ölçmek için Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) cihazı kullanılır. Bu ölçümler, Fotoğraf 3.16.'da verilen Netzsch STA 449F3 Jüpiter marka test cihazı kullanılarak numunenin termogravimetrik (TGA) analizi ile birlikte gerçekleştirildi.

Öz ısı (specific heat capacity, C_p), erime entalpisi (enthalpy of fusion, ΔH) ve ısı iletkenliği (thermal diffusivity, α) değerlerini belirlemek için DSC eğrisi ve (3.9) - (3.12) denklemleri kullanıldı.



Fotoğraf 3.16. Netzsch STA 449 F3 Jüpiter DSC ve TGA cihazı

Entalpi, birim kütlenin erimesi için gerekli olan enerji değeridir ve bu entalpi değeri, ΔH ;

$$\Delta H = \text{Alan (mJ)} / \text{Kütle(mg)} \quad (3.9)$$

denklemleriyle hesaplanmaktadır. Burada alan (mJ), oluşan pikin sınırladığı alandır, kütle ise test cihazının içine yerleştirilen numunenin mg mertebesinde kütlesidir.

Öz ısı değeri, (C_p);

$$C_p = \frac{1}{m} \left(\frac{dQ}{dt} / \frac{dT}{dt} \right) \quad (3.10)$$

denklemleriyle belirlenir. Burada m numunenin kütlesi (kg), dT/dt ısıtma hızı (K/s) ve dQ/dt ısı akış hızıdır (W). Numunemizin öz ısını (C_p) belirlemek için, bu çalışmada referans numune olarak iyi tanımlanmış öz ısı kapasitesine sahip safir kullanılmıştır. Numunemiz ile bu referans numune arasındaki ısı akışı ve sıcaklık farkı, ısıtma ve/veya soğutma sırasında argon akışı (50 mL/dak) altında 20 K/dak hızında ölçüldü ve C_p değeri denklem (3.10) yardımıyla belirlendi. Kullandığımız cihaz ile reaksiyonların sıcaklığı ve entalpisi sırasıyla ± 0.2 K ve $\pm\%$ 5 doğrulukla ölçüldü. Termal iletkenlik (K), W/mK cinsinden hesaplandığında enerji transferini ifade ederken, C_p değeri, J/gK birimi cinsinden hesaplandığında ise ısı depolama kapasitesini ifade eder. Aynı zamanda sıcaklık artışına bağlı olarak C_p artarken K değeri azalır.

Isıl difüzyonu, bir malzemenin ısının değişen termal koşullar altında termal dengeye (sıcak bölgeden soğuk bölgeye) ulaşma hızının bir ölçüsüdür. Yani; sıcaklık değişimine bağlı olarak bir malzemenin sıcaklığa tepki hızını açıklar ve malzemeye özgü bir özelliktir. Isı yayılımı, ısı difüzyonu ne kadar yüksekse o kadar hızlıdır. Bu nedenle ısı difüzyonu, ısının hareketini ve davranışını etkilemede çok önemli bir rol oynar. Isı difüzyonu yüksek olan malzemelerin sıcaklık değişimlerine tepkisi oldukça hızlıdır. Bu durum, düşük termal dinginliği (inertia) gösterir. Bir malzemenin en önemli ısı özelliklerinden biri olan ısı difüzyonu, malzemenin termal iletkenliği, öz ısı ve yoğunluğu ile ilgili bir değişkendir.

Karşılaştırmalı kesik çubuk yöntemini kullanarak ölçtüğümüz termal iletkenlik değeri, ısı difüzyon (α) değerini hesaplamak için denklem (3.11)'de yerine yazıldı.

$$\alpha = \frac{K}{\rho C_p} \quad (3.11)$$

burada α , ısı difüzyon (m^2/s), K, termal iletkenlik (W/mK), ρ , yoğunluk (kg/m^3) ve C_p , öz ısıdır (J/gK). Yüksek sıcaklıklardaki yoğunluklar denklem (3.12) yardımıyla hesaplandı.

$$\rho(T) = \frac{\rho_{RT}}{(1 - \alpha_T(T - T_{RT}))^3} \quad (3.12)$$

burada α_T , termal genleşme katsayısı, T_{RT} ise oda sıcaklığıdır.

BÖLÜM IV

BULGULAR TARTIŞMA VE SONUÇ

Bu bölümde, farklı katılaştırma şartlarında kontrollü bir şekilde katılaştırılan Al-8.8La-1.2Ni alaşım sistemine ait numunelerin, katılaştırma hızına (V) bağlı olarak mikroyapı özellikleri, katılaştırma hızı ve mikroyapı parametrelerine (λ_1 , λ_2 ve λ_{2C}) bağlı olarak da mekanik özellikleri (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}) belirlenmiştir. Bunun yanı sıra, alaşım sisteminin termal özellikleri (K, ΔH , C_p , α), kompozisyon analizi ve faz tayini yapılan testlerle (DSC, EDX ve XRD) ve hesaplamalar yardımıyla belirlenerek ortaya çıkan sonuçlar değerlendirilmiştir. Son olarak da elde edilen sonuçlar literatürdeki benzer deneysel çalışmalarla karşılaştırılmıştır.

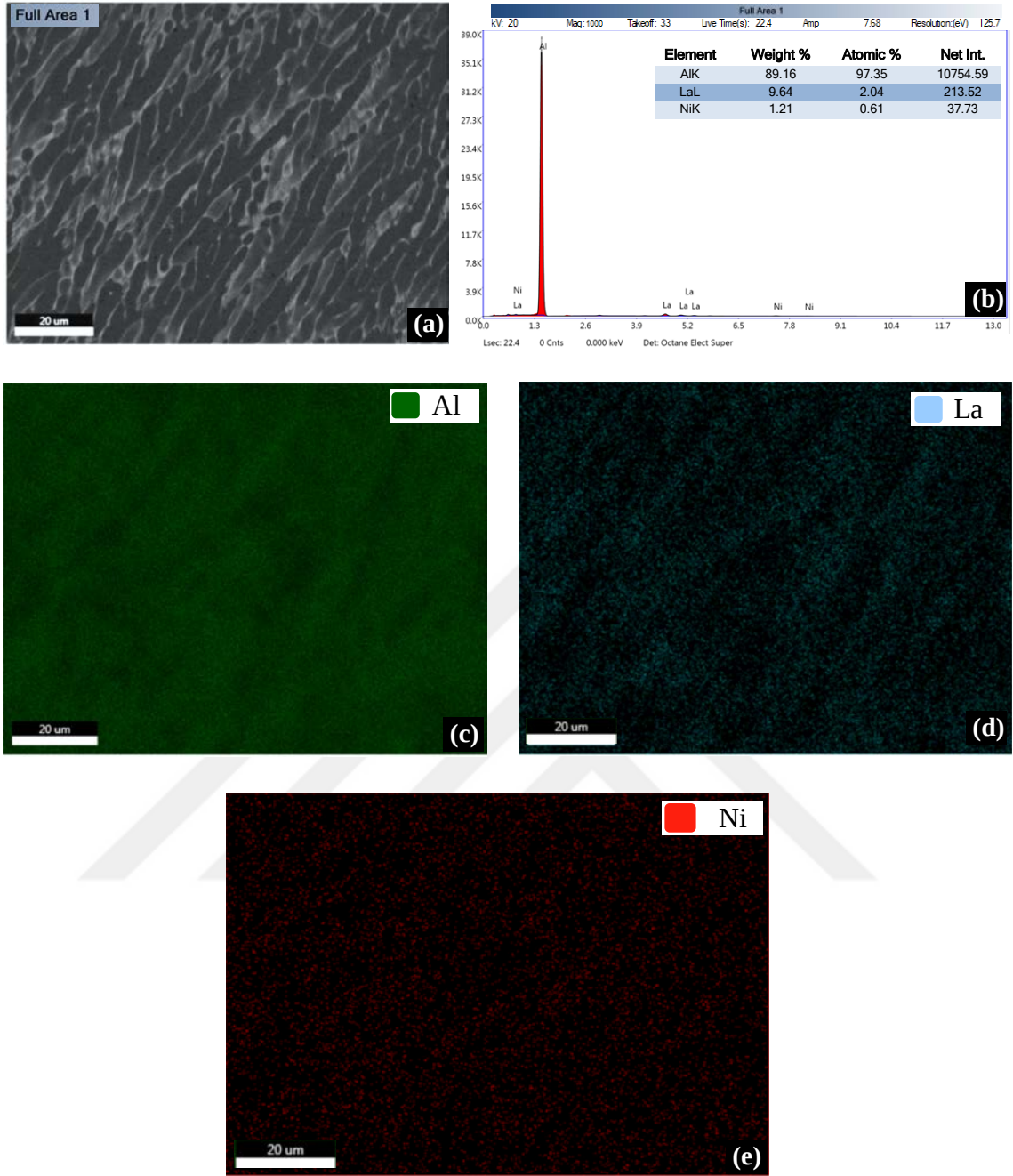
4.1 Kompozisyonların ve Fazların Karakterizasyonu (XRF, EDS, SEM-EDX ve XRD analizi)

Alaşımın döküm durumundaki (bulk) kimyasal analizi için X-Işını Floresans (XRF) tekniği kullanılmıştır. Bu teknik, alaşımın içerisinde bulunan elementlerin nicel olarak tanımlanmasını sağlar. Panalytical/Zetium model bir cihaz kullanılarak XRF ile incelenen Al-8.8La-1.2Ni alaşımı için elde edilen elementel kompozisyonlar Çizelge 4.1.'de, verilmiştir.

Çizelge 4.1. Al-8.8La-1.2Ni döküm alaşımının X-ışını floresansı (XRF) ile kimyasal bileşim analizi

Element	La	Ni	Si	Fe	Na	Diğer	Al
(ağ.%)	8.62	1.08	0.12	0.07	0.03	0.02	Kalan

Çizelge 4.1.'de görüldüğü gibi, Al, La, Ni ve diğer safsızlıkların (kirliliklerin) bileşim miktarları sırasıyla 90.06, 8.62, 1.08 ve 0.24 (ağ.%) olarak tespit edilmiştir. Ek olarak, döküm halindeki parlatılmış test numunesinin enerji dağılım spektroskopisi (EDS)/haritalama analizi (mapping analysis) yapılmıştır (Şekil 4.1.). EDS spektrumundan (Şekil 4.1.(b)) görülebileceği gibi Al, La ve Ni için kompozisyon değerleri sırasıyla 89.16, 9.64 ve 1.21 (ağ.%) olarak belirlenmiştir.

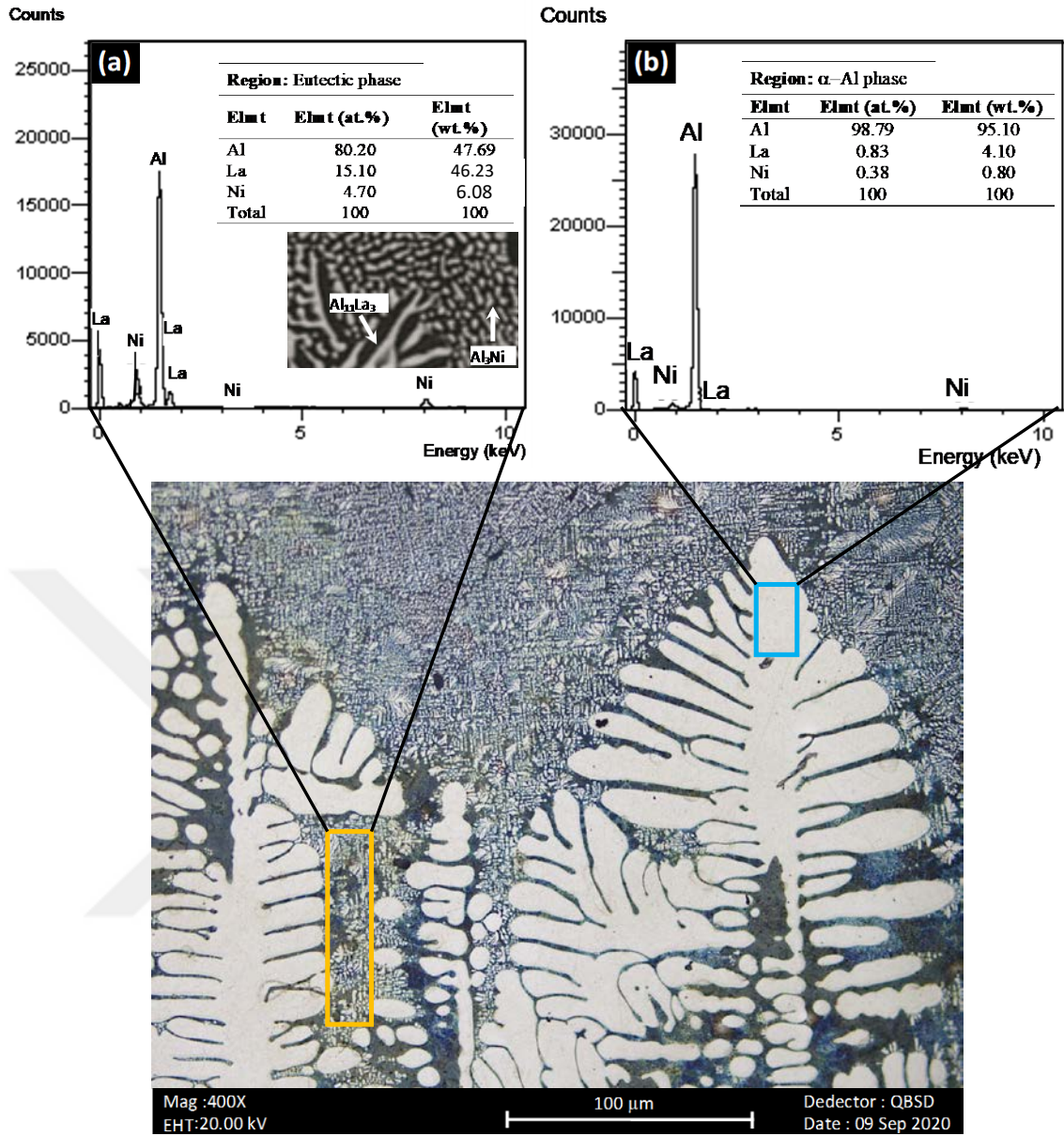


Şekil 4.1. Al-8.8La-1.2Ni döküm numunesindeki kimyasal elementlerin dağılımını gösteren EDS/elemental mapping görüntüleri, döküm numunenin mikroyapısı (a), EDS spektrum analizi (b) ve sırasıyla Al, La ve Ni elementlerinin dağılımları (c, d, e)

Bu değerler hem test numunesinin nominal kompozisyon değerleriyle hem de döküm numunesi üzerinde yapılan XRF analizinden elde edilen kompozisyon değerleri ile uyumluluk göstermektedir. Test numunesinde kompozisyonlar açısından neredeyse homojen bir dağılım vardır, çünkü önemli bir mikro-birikim (microsegregation) meydana gelmemiştir (Şekil 4.1.(c,d,e)). Test numunesinin homojenliği, ısı iletkenlik ölçümlerinin güvenilirliği açısından çok önemli bir kanıt oluşturmaktadır.

X-ışını ışınları kullanılarak 20 keV'de Al-8.8La-1.2Ni alaşımındaki fazların bileşimini belirlemek için ise enerji dağılımlı X-ışını (EDX) analizi yapıldı. Şekil 4.2.'de gösterilen EDX analizi sonuçlarına göre, üç farklı katı faz oluşmuştur. Bu fazlar α -Al dendritik faz ve $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni intermetaliklerini içeren ötektik fazdır. Dendritler arasındaki bölgede ve tane sınırlarında yer alan bu ötektik fazda çeşitli bölgelerde ölçümler yapılmıştır. Dendrit gövdesi üzerinde yapılan ölçümde, Al, La ve Ni 'in bileşim miktarları sırasıyla 98.79, 0.83 ve 0.38 (at.%) olarak bulunmuştur. Benzer şekilde, ötektik fazda daha fazla bölgede yapılan ölçümlerde Al, La ve Ni 'nin kompozisyon miktarları ise sırasıyla 80.20, 15.10 ve 4.70 (at.%) olarak bulunmuştur. Beklendiği gibi ötektik fazda Al miktarı azalırken, La ve Ni içerikleri artmış ve $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni intermetalik bileşik (IMC) fazları (beyaz oklar) oluşmuştur (Şekil 4.2.(a)).

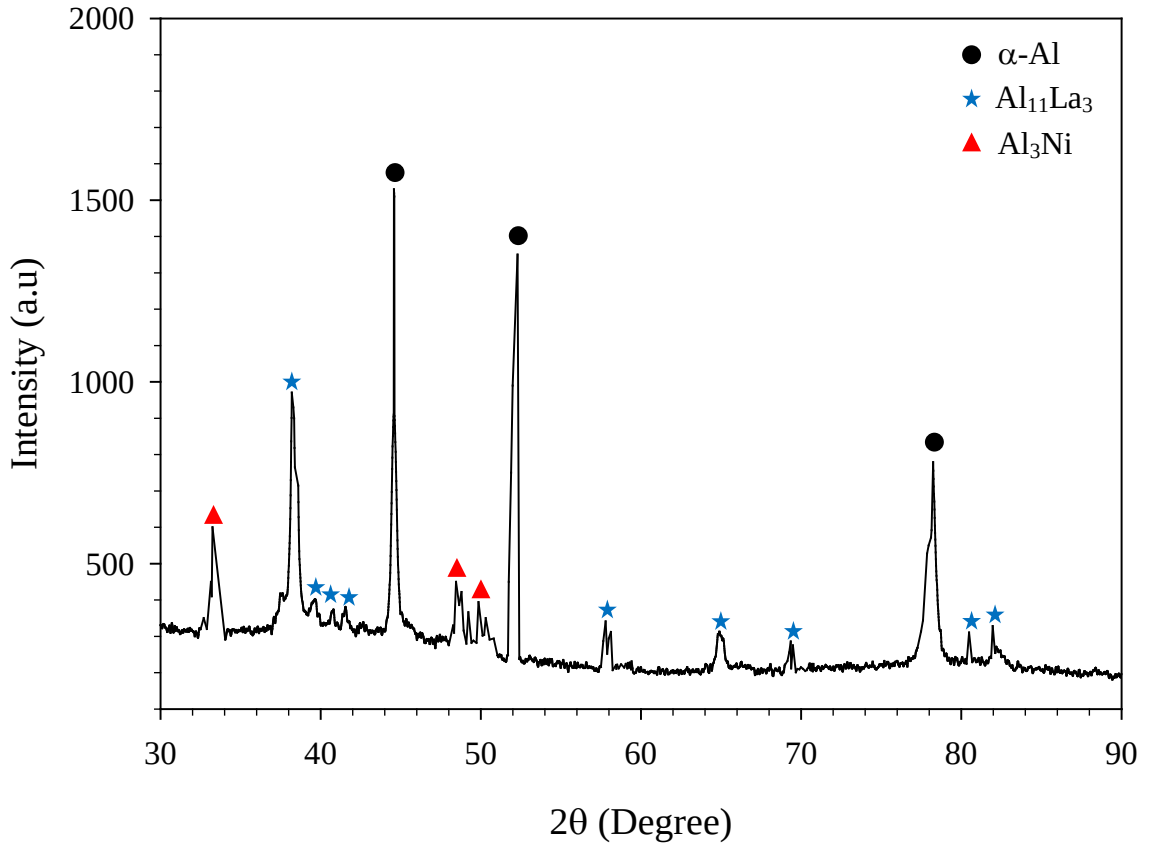




Şekil 4.2. Al-8.8La-1.2Ni alaşımasının SEM-EDX kullanılarak kimyasal bileşim analizi, ötektik faz (interdendritik bölge, turuncu dikdörtgen çerçeve); büyütülmüş SEM görüntüsü (beyaz oklar IMC fazlarını gösterir) (a) ve α -Al dendritik faz (dendritik bölge, mavi dikdörtgen çerçeve) (b)

Şekil 4.3.'de ise incelenen alaşımanın faz tanımlaması için XRD verileri gösterilmektedir. Döküm durumunda, alaşım α -Al (dendritik faz), ötektik faz ($\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni IMC fazları) için pikler gözlenmiştir. α -Al fazının kırınım yoğunluğunun diğer iki fazınkinden daha yüksek olduğu bulunmuştur, bu da birincil α -Al fazının Al-8.8La-1.2Ni alaşımasının matrisindeki ana faz olduğunu gösterir. 44° , 52° ve 78° 'de oluşan şiddetli pikler (siyah daire) α -Al fazına (FCC) karşılık gelir. 38° , 58° , 64° ve 82° 'de oluşan pikler (mavi yıldız) $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ (ortorombik) intermetalik faza karşılık gelir. 33° ,

48° ve 50° 'de oluşan pikler (kırmızı üçgen) Al_3Ni (ortorombik) intermetalik faza karşılık gelir. IMC fazlarına ait olduğu düşünülen bu pikler, $\alpha\text{-Al}$ fazına kıyasla daha zayıf piklerdir. Birçok faza uygun pikler, sadece XRD sonucu ile var olma olasılığını gösterir. Bu nedenle, fazın gerçekten var olup olmadığını belirlemek için EDX gibi diğer yöntemlerle birlikte analiz etmek gerekir. Şekil 4.2.'deki SEM mikrografdaki seçilen alanlar için EDX analizi sonuçları, Şekil 4.3.'deki XRD ile tespit edilen fazları doğrulamaktadır. Hem EDX analizi (Şekil 4.2.) hem de XRD spektrumu (Şekil 4.3.), döküm numunesinin mikro yapısında yalnızca üç fazın ($\alpha\text{-Al}$, $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni) mevcut olduğunu güçlü bir şekilde göstermektedir (Ek-2). Bu IMC fazları, interdendritik bölgede neredeyse homojen bir dağılım gösterir.

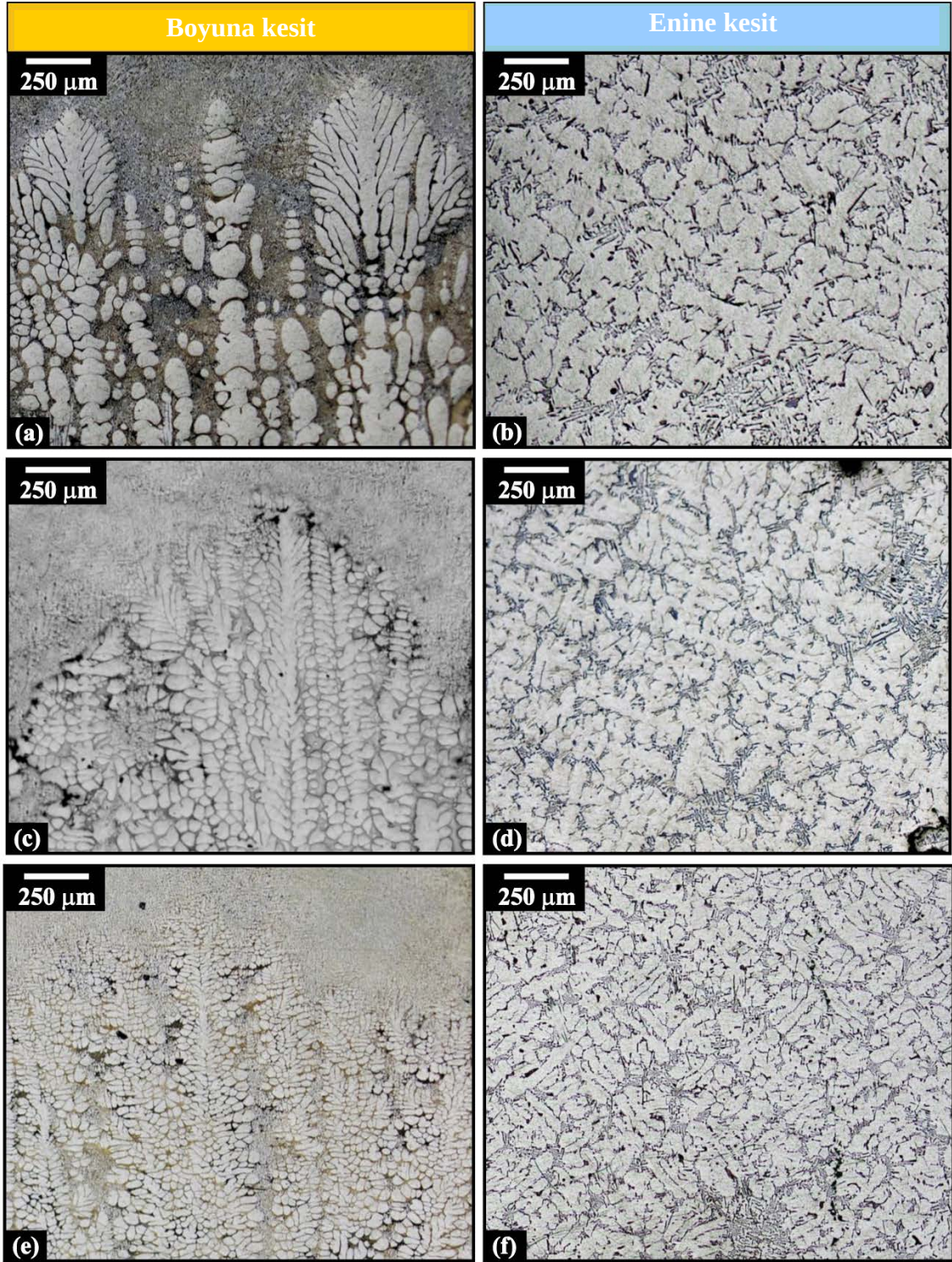


Şekil 4.3. Al–8.8La–1.2Ni alaşımından elde edilen X ışını kırınım desenleri

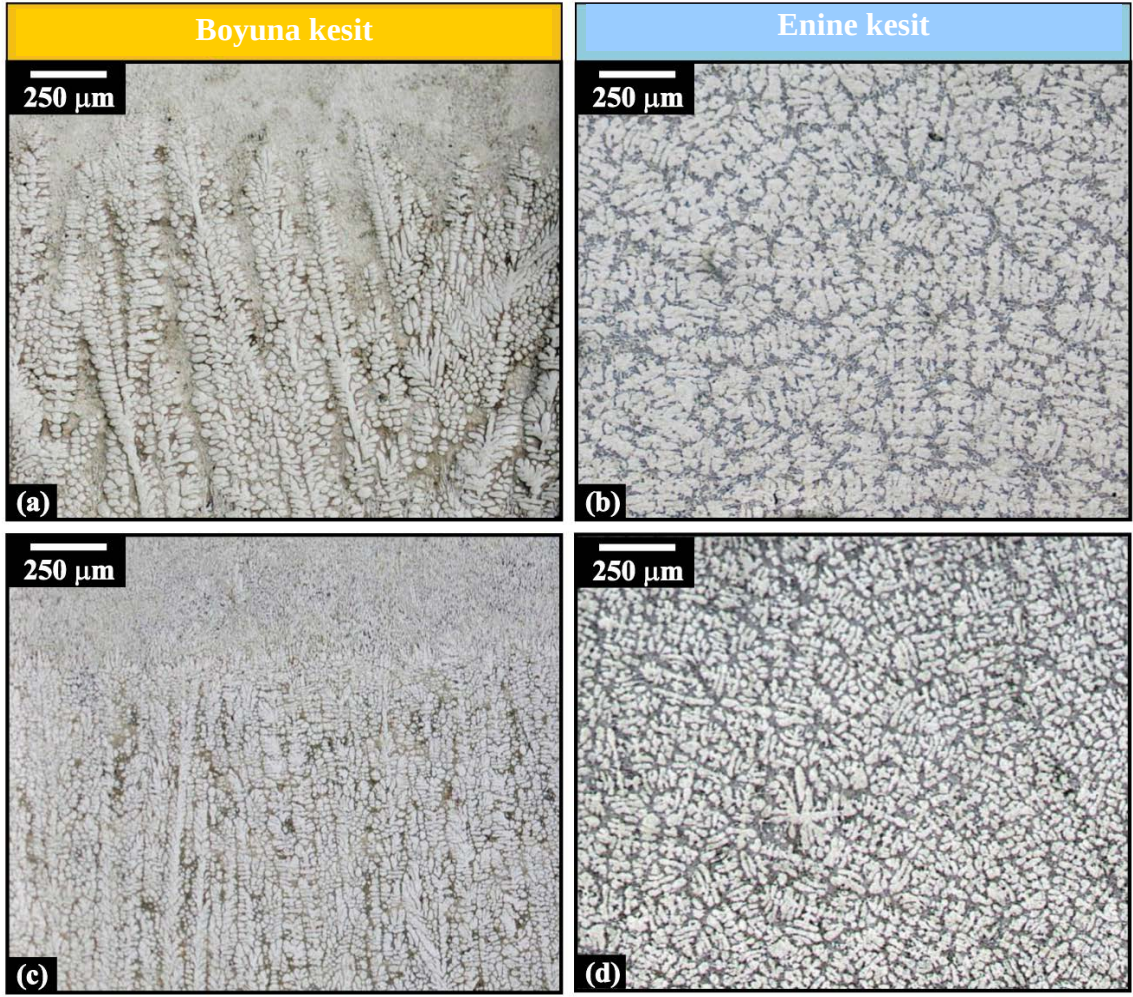
4.2 Görüntü Analizi

Üçlü Al–8.8La–1.2Ni alaşım numuneleri sırayla sabit sıcaklık gradyentinde ($G=4.0$ K/mm) farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.3–166.0$ $\mu\text{m/s}$) doğrusal olarak katılaştırıldı. Bu katılaştırma süreçlerinden sonra, alaşım numunelerimiz son olarak çeşitli metalografik süreçlere tabi tutuldu ve numunelerimizin mikroyapıları metal mikroskopuyla çekilen fotoğraflar yardımıyla ortaya çıkartıldı. Farklı katılaştırma hızlarında katılaştırılan bu alaşım numunelerimizin enine ve boyuna kesitlerinden çekilen optik görüntüler Şekil 4.4. ve Şekil 4.5.'de verilmiştir.

Bu fotoğraflardan açıkça görüldüğü gibi alaşım numunelerimize ait mikroyapılar hem birincil α -Al fazını (dendritler) hem de interdendritik bölgedeki ötektik fazını ihtiva etmektedir. Ayrıca Şekil 4.4. ve Şekil 4.5.'de, katılma hızındaki artışa bağlı olarak dendritik mikroyapıdaki küçülme bariz bir şekilde görülmektedir.



Şekil 4.4. Sabit bir G (4 K/mm) 'de doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni alaşımının tipik mikroyapı görüntüleri; $V = 8.3 \mu\text{m/s}$ (a, b), $V = 16.6 \mu\text{m/s}$ (c, d) ve $V = 41.5 \mu\text{m/s}$ (e, f)



Şekil 4.5. Sabit bir G (4 K/mm)'de doğrusal olarak katılaştırılmış Al-8.8La-1.2Ni alaşımının tipik mikroyapı görüntüleri; $V=83 \mu\text{m/s}$ (a, b) ve $V=166 \mu\text{m/s}$ (c, d)

4.3 Katılaştırma Hızının Mikroyapı Parametreleri Üzerindeki Etkisi

Üretilen numunelerin mikroyapı özellikleri ve katılaştırma hızının mikroyapı parametreleri üzerindeki etkisi araştırıldı. Katılaştırma hızına bağlı olarak numune yüzeyi boyunca yeterince farklı dendrit kol mesafesi ölçülerek ölçüm sonuçlarının güvenilirliğinin artması sağlandı. Çizelge 4.2.'de sabit sıcaklık gradyenti ve farklı katılaştırma hızlarına bağlı olarak ölçülmüş deneysel parametreler verilmiştir.

Çizelge 4.2. Sabit sıcaklık gradyentinde farklı katılaştırma hızlarında ölçülmüş deneysel parametreler

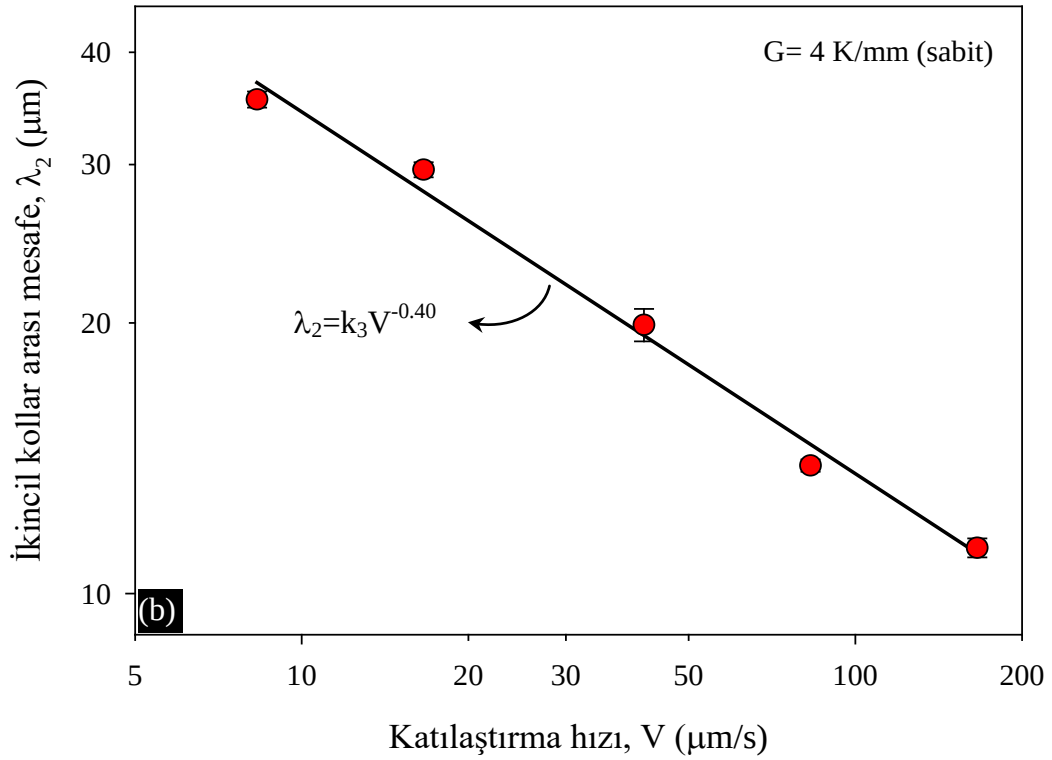
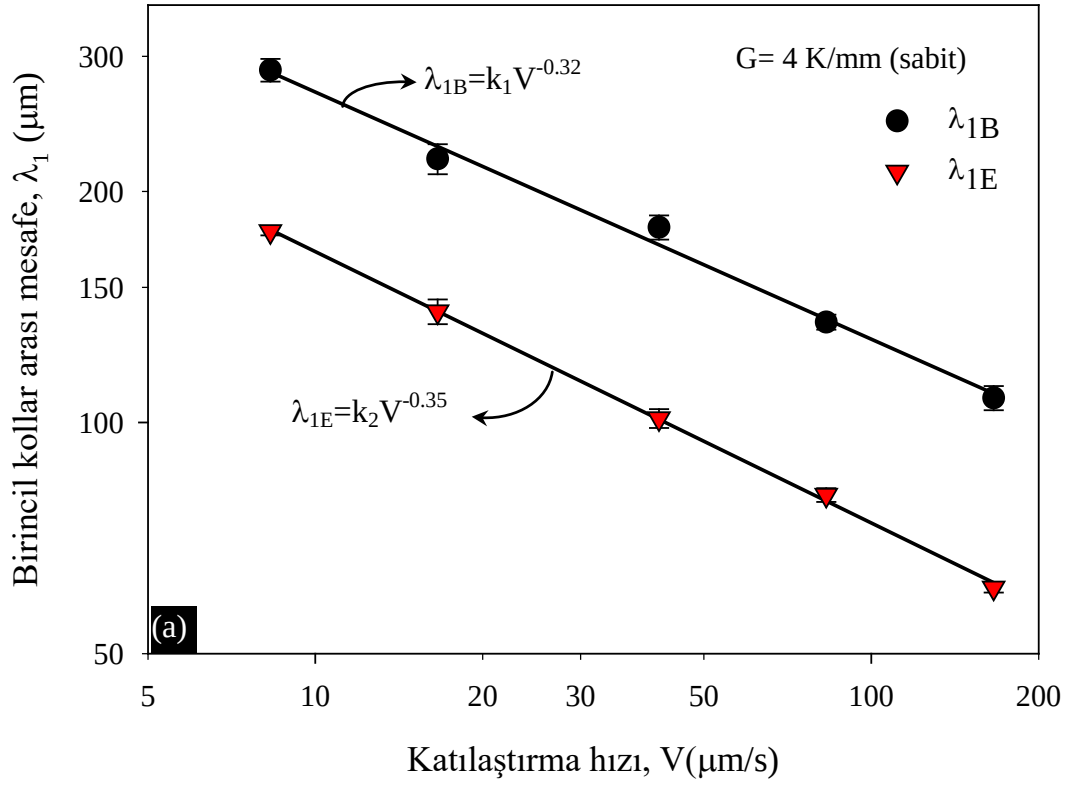
G K/mm	V ($\mu\text{m/s}$)	λ_{1B} (μm)	λ_{1E} (μm)	λ_2 (μm)	σ_{uts} (MPa)	δ (%)	σ_{tys} (MPa)	$\sigma_{\text{uts}}/\sigma_{\text{tys}}$	σ_{cys} (MPa)	HV_B (MPa)	HV_E (MPa)
4.0	8.3	287.89±9.8	177.46±2.2	35.44±0.7	43.87±2.6	1.35	32.82±2.2	1.34	95.01±3.9	247.60±2.8	287.43±3.5
	16.6	220.55±9.9	139.51±5.2	29.60±0.6	51.94±3.3	1.68	35.51±2.5	1.46	105.20±4.8	278.11±3.3	312.84±2.3
	41.5	179.64±6.5	101.26±2.9	19.90±0.8	56.83±4.1	2.02	37.96±2.8	1.50	118.43±5.9	318.82±5.0	347.66±2.1
	83.0	135.17±3.1	80.48±1.7	13.87±0.2	67.03±4.2	2.40	44.27±3.3	1.51	131.38±6.5	361.89±2.6	379.94±5.2
	166.0	107.67±3.9	60.92±0.9	11.24±0.3	83.63±4.6	3.26	55.94±3.5	1.50	153.09±7.3	404.85±2.5	419.18±6.9

4.3.1 Birincil dendrit kol mesafesi (λ_{1B} , λ_{1E}) ve ikincil dendrit kol mesafesi (λ_2) üzerindeki etkisi

Dendrit kol mesafeleri (λ_{1B} , λ_{1E} , ve λ_2), Şekil 4.4., Şekil 4.5. ve Çizelge 4.2.'de görüldüğü gibi sabit bir sıcaklık gradyentinde (4.0 K/mm) artan katılaştırma hızına (8.3-166.0 $\mu\text{m/s}$) bağlı olarak hem enine hem de boyuna kesitler de azalmıştır. λ_{1B} , λ_{1E} , ve λ_2 'nin V 'ye bağımlılığı lineer regresyon analizi kullanılarak belirlendi. Çizelge 4.3.'de görüldüğü gibi katılaştırma hızı ile dendritik mesafeler arasındaki ilişkiler $\lambda_{1B}=562.34 V^{-0.32}$, $\lambda_{1E}=376.70 V^{-0.35}$ ve $\lambda_2 =86.69 V^{-0.40}$ olarak elde edilmiştir.

Çizelge 4.3. Katılaştırma hızı, dendrit kol mesafeleri ve mekaniksel özellikler arasındaki bağıntılar

Bağıntılar	Sabitler (k)	Korelasyon katsayıları (r)
$\lambda_{1B}=k_1 V^{-0.32}$	$k_1=562.34 (\mu\text{m}^{1.32} \text{s}^{-0.32})$	$r_1= -0.995$
$\lambda_{1E}=k_2 V^{-0.35}$	$k_2=376.70 (\mu\text{m}^{1.35} \text{s}^{-0.35})$	$r_2= -0.999$
$\lambda_2=k_3 V^{-0.40}$	$k_3=86.69 (\mu\text{m}^{1.40} \text{s}^{-0.40})$	$r_3= -0.995$
$HV_B=k_4 V^{0.16}$	$k_4=174.90 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.16} \text{s}^{0.16})$	$r_4= 0.999$
$HV_E=k_5 V^{0.13}$	$k_5=220.09 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.13} \text{s}^{0.13})$	$r_5= 0.998$
$HV_B=k_6 \lambda_{1B}^{-0.50}$	$k_6=4343.10 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.50})$	$r_6= -0.996$
$HV_E=k_7 \lambda_{1E}^{-0.35}$	$k_7=1782.78 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.35})$	$r_7= -0.999$
$HV_B=k_8 \lambda_2^{-0.40}$	$k_8=1064.14 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.40})$	$r_8= -0.995$
$\sigma_{uts}=k_9 V^{0.2}$	$k_9=28.44 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.2} \text{s}^{0.2})$	$r_9= 0.983$
$\sigma_{uts}=k_{10} \lambda_{1L}^{-0.6}$	$k_{10}=1527.91 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.6})$	$r_{10}= -0.991$
$\sigma_{uts}=k_{11} \lambda_{1T}^{-0.5}$	$k_{11}=843.14 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.5})$	$r_{11}= -0.986$
$\sigma_{uts}=k_{12} \lambda_2^{-0.5}$	$k_{12}=259.83 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.5})$	$r_{12}= -0.973$
$\sigma_{tys}=k_{13} V^{0.2}$	$k_{13}=22.06 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.2} \text{s}^{0.2})$	$r_{13}= 0.954$
$\sigma_{tys}=k_{14} \lambda_{1L}^{-0.5}$	$k_{14}=607.15 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.5})$	$r_{14}= -0.965$
$\sigma_{tys}=k_{15} \lambda_{1T}^{-0.5}$	$k_{15}=370.34 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.5})$	$r_{15}= -0.960$
$\sigma_{tys}=k_{16} \lambda_2^{-0.4}$	$k_{16}=139.54 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.4})$	$r_{16}= -0.951$
$\sigma_{cys}=k_{17} V^{0.15}$	$k_{17}=67.88 (\text{MPa } \mu\text{m}^{-0.15} \text{s}^{0.15})$	$r_{17}= 0.994$
$\sigma_{cys}=k_{18} \lambda_{1L}^{-0.47}$	$k_{18}=1401.52 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.47})$	$r_{18}= -0.995$
$\sigma_{cys}=k_{19} \lambda_{1T}^{-0.44}$	$k_{19}=905.94 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.44})$	$r_{19}= -0.996$
$\sigma_{cys}=k_{20} \lambda_2^{-0.38}$	$k_{20}=370.25 (\text{MPa } \mu\text{m}^{0.38})$	$r_{20}= -0.988$



Şekil 4.6. Sabit sıcaklık gradyentinde katılaştırma hızına göre dendritik kol mesafelerinin değişimi, V 'ye göre λ_1 (a) ve V 'ye göre λ_2 (b)

Çizelge 4.2. ve Şekil 4.6.'da görüldüğü gibi λ_{1B} , λ_{1E} , ve λ_2 değerleri artan V değerleri ile azalmıştır. λ_{1B} ve λ_{1E} için bu çalışmada bulunan V'nin üstel değerleri (0.32 ve 0.35), Kaya vd. (2013) tarafından (Al-7Ni alaşımı için), Acer vd. (2017) tarafından (Al-1Zn alaşımı için), Çadırılı (2013) tarafından (Al-3Cu alaşımı için), Berkdemir ve Gündüz (2010) tarafından (Al-5Cu-3Mg alaşımı için), McCartney ve Hunt (1981) tarafından (Al-0.15Mg-0.33 Si alaşımı için) ve Çadırılı vd. (2017) tarafından (Al-1.9Mn-5Fe alaşımı için) elde edilen sırasıyla 0.26, 0.28, 0.32, 0.26, 0.28 ve 0.33 üstel değerleri ile iyi uyum sağlamaktadır.

Ayrıca; bu çalışmada λ_{1B} ve λ_{1E} için bulunan V'nin üstel değerleri ikili alaşımlar için geliştirilmiş teorik modeller tarafından tahmin edilen 0.25 üstel değerinden ise biraz daha yüksek çıkmıştır (Hunt, 1979; Trivedi, 1984; Kurz and Fisher, 1981). Literatürde, deneysel değerlerimizi karşılaştırabileceğimiz, üçlü alaşımlar için kabul edilmiş teorik bir model bulunmamaktadır. Ancak bu çalışmadaki üstel değerler, Çadırılı vd. (2015) tarafından (Al-23.9Cu-1.2Co alaşımı için) ve Feng vd. (1999) tarafından (Al-4.95Zn alaşımı için) bulunan 0.46 ve 0.69 üstel değerlerinden oldukça küçük, Acer vd. (2016) tarafından (Al-5.5Zn-2.5Mg alaşımı için) elde edilen 0.20 ve 0.24 üstel değerlerinden ise büyük çıkmıştır.

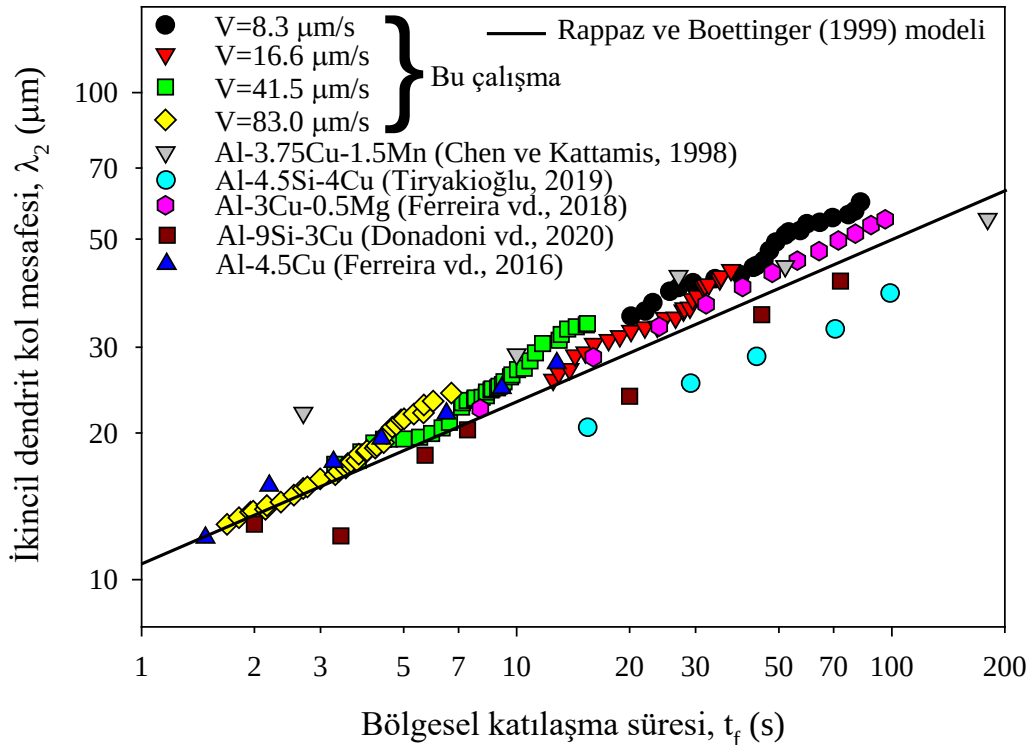
Yine bu çalışmada elde edilen λ_2 için V'nin üstel değeri (0.40), Kaya vd. (2013) tarafından (Al-7Ni alaşımı için), Acer vd. (2017) tarafından (Al-1Zn alaşımı için), Çadırılı (2013) tarafından (Al-15Cu alaşımı için), Berkdemir ve Gündüz (2010) tarafından (Al-5Cu-3Mg alaşımı için) ve Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) elde edilen sırasıyla 0.48, 0.38, 0.39, 0.32 ve 0.41 üstel değerleri ile çok iyi uyum göstermektedir. Fakat Acer vd. (2016) tarafından (Al-5.5Zn-2.5Mg alaşımı için) elde edilen 0.22 üstel değerlerinden ise oldukça büyük çıkmıştır. Numunelerin katılaşma koşulları, mikroyapılar, kompozisyonlar ve metallerin saflığı gibi olası farklılıklar nedeniyle üstel değerlerde farklılıklar gözlenmiştir.

Bununla birlikte bu çalışmadaki üstel değer (0.40), teorik modellerin (Trivedi and Somboonsuk, 1984; Bouchard and Kirkaldy, 1997) üstel değerlerinden (0.50 ve 0.66) daha küçük çıkmıştır. Sayısal ve teorik modeller genellikle ikili seyreltik alaşımlara, sıcaklık gradyentlerine ve sınırlı katılaşma hızlarına bağlıdır. Bu nedenle deneysel ve

teorik değerler arasındaki tutarsızlıklar bileşimler, numune boyutları ve sıcaklık gradyentlerinden kaynaklanıyor olabilir.

4.3.2 Dendritik kol kabalaşması (λ_{2C}) üzerindeki etkisi

Farklı katılaştırma hızlarının, kabalaşan ikincil kol mesafesi (λ_{2C}) üzerindeki olası etkileri araştırıldı. Şekil 4.7.'de, bu çalışmada elde edilen deneysel değerler, bazı araştırmacılar (Tiryakioğlu, 2019; Ferreira vd., 2016; Ferreira vd., 2018; Chen ve Kattamis, 1998; Donadoni vd., 2020) tarafından elde edilen deneysel değerlerle ve Rappaz-Boettinger (1999) modelinden tahmin edilen değerle karşılaştırılmıştır. Şekil 4.4.(a, c, e) ve Şekil 4.5.(a, c)'deki mikroyapılardan ve Şekil 4.7.'de bu çalışmada elde edilen deneysel değerlerden de görülebileceği gibi, artan katılaştırma hızı (V) ile kabalaşan SDAS'ın azaldığı görülmüştür. Bu nedenle, bölgesel katılaştırma süresi (t_f) değerleri artan V ile azalmıştır. Chen ve Kattamis (1998), Al-3.75Cu-1.5Mn alaşımı için yaptıkları bir çalışmada neredeyse aynı katılaştırma hızlarını kullanarak benzer sonuçları rapor etmişlerdir.



Şekil 4.7. Bölgesel katılaştırma süresinin bir fonksiyonu olarak ikincil dendrit kol mesafesinin değişimi

Bölgesel katılaştırma süresi (t_f) ile ikincil dendritik kol kabalaşma mesafesi (λ_{2C}) arasındaki ilişkiler doğrusal regresyon analizi kullanılarak bulundu. Her bir V değeri (8.3–83.0 $\mu\text{m/s}$) için λ_{2C} ve bölgesel katılaştırma süresi (t_f) arasındaki ilişki Çizelge 4.4.'de verilmiştir.

Çizelge 4.4. Sabit sıcaklık gradyentinde (4.0 K/mm) ölçülen SDAS (λ_{2C}) ve bölgesel katılaştırma süresi (t_f) arasındaki deneysel bağıntılar

V ($\mu\text{m/s}$)	t_f (s)	λ_{2C} (μm)	Bağıntılar	Sabitler (k)	Korelasyon katsayıları (r)
8.3	20.2–83	34.7–59.6	$\lambda_{2C}=k_1 t_f^{0.37}$	$k_1=11.38 (\mu\text{m s}^{-0.37})$	$r_1= 0.984$
16.6	12.5–37.3	25.7–43.2	$\lambda_{2C}=k_2 t_f^{0.43}$	$k_2=8.97 (\mu\text{m s}^{-0.43})$	$r_2= 0.984$
41.5	3.3–16.2	17.2–33.5	$\lambda_{2C}=k_3 t_f^{0.46}$	$k_3=9.41 (\mu\text{m s}^{-0.46})$	$r_3= 0.983$
83.0	1.7–6.7	12.9–24.1	$\lambda_{2C}=k_4 t_f^{0.47}$	$k_4=9.77 (\mu\text{m s}^{-0.47})$	$r_4= 0.990$

Rappaz-Boettinger modeli (R-B modeli) Şekil 4.7.'de düz çizgi ile gösterilmektedir. R–B modelinde (Denklem 1.16) kullanılmak üzere, çalışılan alaşım için gerekli bazı fiziksel sabitler Çizelge 4.5.'de verilmiştir.

Çizelge 4.5. Rappaz – Boettinger (1999) modeli için hesaplamalarda kullanılan fiziksel sabitler

	Al–Ni (Jacome vd., 2011)	Al–La (Hernandez and Jones, 2000)
Γ (K m)	7.4×10^{-7}	3.5×10^{-8}
m_α (K/wt %)	-3.12	-10
k	0.00789	0.00514
C_E (wt.%)	5.7	19.6
C_o (wt.%)	1.2	8.8
D_L (m^2/s)	1.34×10^{-9}	1.15×10^{-9}

Çalışılan Al–8.8La–1.2Ni alaşımı için Rappaz–Boettinger (1999) modeli tarafından tahmin edilen λ_{2C} değerleri, bu çalışmada elde edilen deneysel λ_{2C} değerleri ile neredeyse örtüşmektedir. Çizelge 4.4.'de görülebileceği gibi t_f üstel değerleri artan V (8.3–83.0 $\mu\text{m/s}$) değerlerine göre sırayla 0.37, 0.43, 0.46 ve 0.47 olarak elde edilmiştir.

Daha önce yapılan bazı çalışmalardan derlenen deneysel veriler Çizelge 4.6.'da verilmiştir.

Çizelge 4.6. Önceki çalışmalardan derlenen belirli katılaşma koşulları (G, V ve soğutma hızı) altında λ_{2C} ve t_f arasındaki deneysel bağıntılar ve sabitler

Alaşımlar	G (K/mm)	V (mm/s)	Soğutma hızı (K/s)	Bağıntılar	Sabitler (k)
Al-0.2Si-0.3Fe (Easton vd.,2010)	—	—	0.3–15	$\lambda_{2C}=k_1t_f^{0.40}$	$k_1=91.30 (\mu\text{m s}^{-0.40})$
Al-0.5Si-0.3Mg (Easton vd.,2010)	—	—	0.3–15	$\lambda_{2C}=k_2t_f^{0.50}$	$k_2=101.30 (\mu\text{m s}^{-0.50})$
Al-4.5Si-1Cu (Tiryakioğlu, 2019)***	—	—	—	$\lambda_{2C}=k_3t_f^{0.47}$	$k_3=3.16 (\mu\text{m s}^{-0.47})^*$
Al-4.5Si-4Cu (Tiryakioğlu, 2019)***	—	—	—	$\lambda_{2C}=k_4t_f^{0.40}$	$k_4=4.74 (\mu\text{m s}^{-0.40})^*$
Al-4.5Cu (Ferreira vd., 2016)	—	—	5–45	$\lambda_{2C}=k_5t_f^{0.33}$	$k_5=12.10 (\mu\text{m s}^{-0.33})$
Al-3Cu-0.5Mg (Ferreira vd., 2018)	1–16 (**)	0.6–1.5 (**)	0.6–24	$\lambda_{2C}=k_6t_f^{0.37}$	$k_6=10.09 (\mu\text{m s}^{-0.37})$
Al-3.75Cu-1.5Mn (Chen ve Kattamis, 1998)	6.8	0.002–0.083	0.14–0.56	$\lambda_{2C}=k_7t_f^{0.23}$	$k_7=17.98 (\mu\text{m s}^{-0.23})^*$
Al-9Si-3Cu (Donadoni vd., 2020)	Thermo-Calc yazılımından alınan veriler			$\lambda_{2C}=k_8t_f^{0.34}$	$k_8=9.53 (\mu\text{m s}^{-0.34})^*$
CMSX-4 super alloy (Matache vd., 2016)	3	3	9	$\lambda_{2C}=k_9t_f^{0.47}$	$k_9=6.70 (\mu\text{m s}^{-0.47})$
CMSX-4 super alloy (Matache vd., 2015)	3	0.05	0.15	$\lambda_{2C}=k_{10}t_f^{0.54}$	$k_{10}=4.58 (\mu\text{m s}^{-0.54})$
Al-7Si-0.5Mg (Hamed ve Elliott, 1993)	0.3–1.9	0.037–0.256	0.01–0.48	$\lambda_{2C}=k_{11}t_f^{0.30}$	$k_{11}=10.70 (\mu\text{m s}^{-0.30})$
Al-3.7Cu-0.47Si (Ronto ve Roos, 2001a)	—	—	0.08–0.29	$\lambda_{2C}=k_{12}t_f^{0.27}$	$k_{12}=14.87 (\mu\text{m s}^{-0.27})$
Al-3.85Cu-0.95Si (Ronto ve Roos, 2001a)	—	—	0.08–0.29	$\lambda_{2C}=k_{13}t_f^{0.26}$	$k_{13}=16.39 (\mu\text{m s}^{-0.26})$
Al-2.41Cu-0.75Si (Ronto ve Roos, 2001a)	—	—	0.08–0.29	$\lambda_{2C}=k_{14}t_f^{0.31}$	$k_{14}=13.08 (\mu\text{m s}^{-0.31})$
Al-0.63Mg-1.377Si (Ronto ve Roos, 2001b)	—	—	0.08–0.29	$\lambda_{2C}=k_{15}t_f^{0.33}$	$k_{15}=11.81 (\mu\text{m s}^{-0.33})$
Al-1.24Mg-0.45Si (Ronto ve Roos, 2001b)	—	—	0.08–0.29	$\lambda_{2C}=k_{16}t_f^{0.26}$	$k_{16}=21.53 (\mu\text{m s}^{-0.26})$
Al-1.55Mg-0.374Si (Ronto ve Roos, 2001b)	—	—	0.08–0.29	$\lambda_{2C}=k_{17}t_f^{0.35}$	$k_{17}=11.17 (\mu\text{m s}^{-0.35})$
A357 alloy (He vd., 2008)	—	—	0.3–12.8	$\lambda_{2C}=k_{18}t_f^{0.30}$	$k_{18}=20.80 (\mu\text{m s}^{-0.30})$
Al-4.5Si-1Cu-0.5Fe (Sivarupan vd., 2013)	—	—	0.4–6	$\lambda_{2C}=k_{19}t_f^{0.39}$	$k_{19}=7.94 (\mu\text{m s}^{-0.39})$
Al-4.5Si-4Cu-0.5Fe (Sivarupan vd., 2013)	—	—	0.4–10	$\lambda_{2C}=k_{20}t_f^{0.35}$	$k_{20}=7.63 (\mu\text{m s}^{-0.35})$
Al-9Si-4Cu-0.5Fe (Sivarupan vd., 2013)	—	—	0.2–1.8	$\lambda_{2C}=k_{21}t_f^{0.40}$	$k_{21}=4.98 (\mu\text{m s}^{-0.40})$
Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe (Chen vd., 2014)	—	—	0.19–6.25	$\lambda_{2C}=k_{22}t_f^{0.33}$	$k_{22}=13.30 (\mu\text{m s}^{-0.33})$

* k grafik üzerinden tahmin edilerek elde edilen değer

** grafik üzerinden tahmin edilerek elde edilen soğutma hızı, V and G değerleri

*** ham döküm (as-cast)

Bu çalışmada elde edilen üstel değerler (0.37, 0.43, 0.46 ve 0.47), Tiryakioğlu (2019) tarafından (Al-4.5Si-1Cu ve Al-4.5Si-4Cu alaşımları için), Ferreira vd. (2016) tarafından (Al-4.5Cu alaşımı için), Ferreira vd. (2018) tarafından (Al-3Cu-0.5Mg alaşımı için), Donadoni vd. (2020) tarafından (Al-9Si-3Cu alaşımı için) ve Matache vd. (2016) tarafından (CMSX-4 alaşımı için) rapor edilen sırasıyla 0.47, 0.40, 0.33, 0.37, 0.34 ve 0.47 üstel değerleriyle iyi uyum göstermektedir. Ayrıca, Chen ve Kattamis (1998) tarafından (Al-3.75Cu-1.5Mn alaşımı için), Ronto ve Roos (2001a) tarafından (Al-3.7Cu-0.47Si ve Al-3.85Cu-0.95Si alaşımları için) ve Ronto ve Roos (2001b) tarafından (Al-1.24Mg-0.45Si alaşımı için) rapor edilen sırasıyla 0.23, 0.27, 0.26 ve 0.26 üstel değerleri, hem bizim üstel değerlerden hem de Rappaz-Boettinger (1999) teorik modelinin önerdiği teorik üstel değerden daha küçük çıkmıştır.

Çizelge 4.6.'da görüldüğü gibi, t_f 'nin üstel değerleri 0.23–0.54 aralığında iken k sabitleri 3.16–101.3 aralığındadır. Bu çalışmada elde edilen, deneysel üstel değerler (0.36-0.47) ve k sabitlerinin (8.97-11.38) değerleri bu aralıklar içinde yer almaktadır. Üstel değerler, bölgesel katılaşma süresine (t_f) bağımlılık derecesini gösterirken, deneysel k değerleri alaşım bileşenlerine, bu bileşenlerin kompozisyonuna, çözünen difüzyona ve sıvı akışının neden olduğu termal difüzyona bağlı olarak değişir. Bu k değeri, SDAS 'ın daha büyük veya daha küçük olduğunu gösteren bir sabittir. Deneysel k değeri ne kadar büyükse, SDAS değerinin de o kadar büyük olması beklenir.

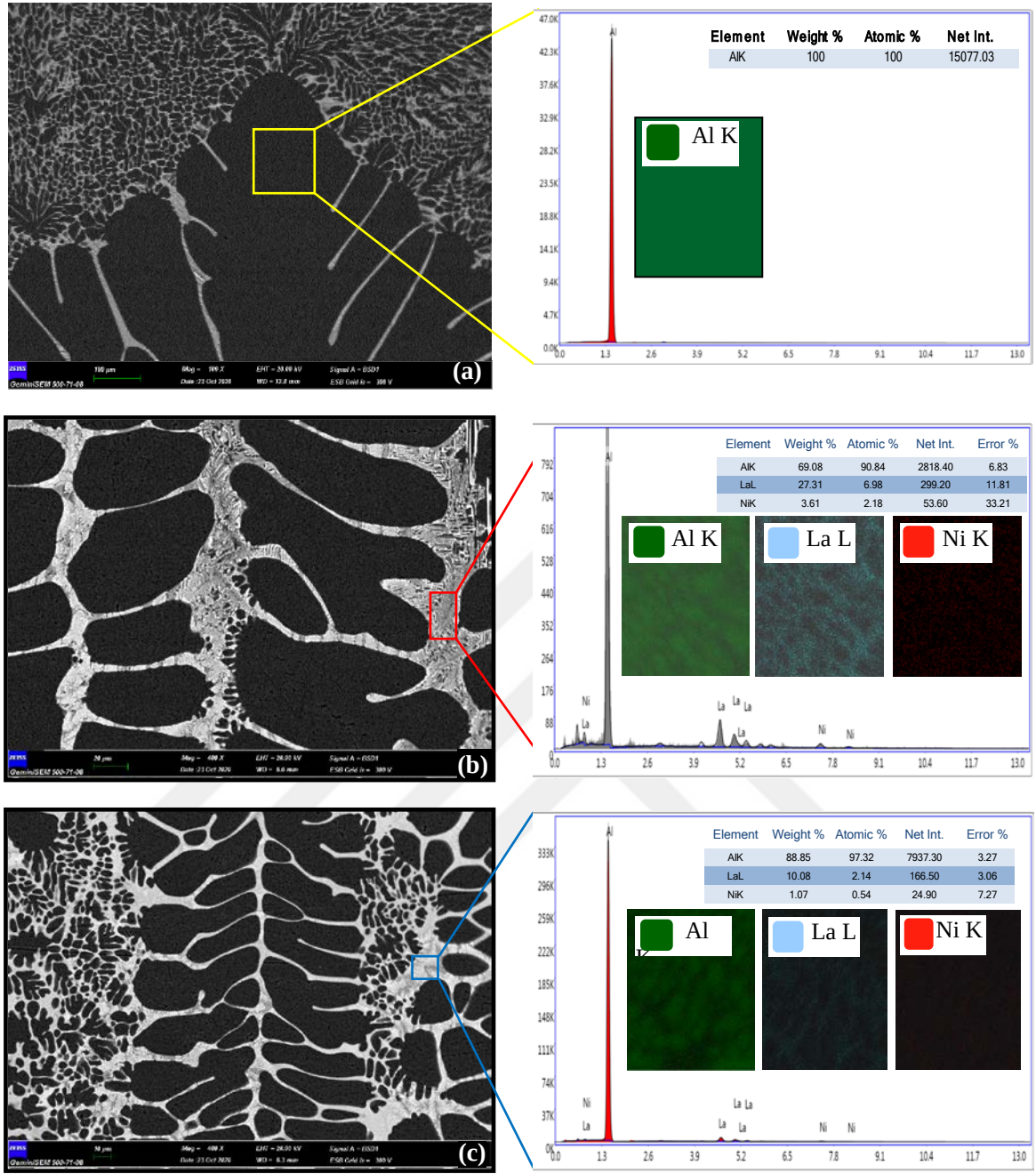
4.4 Kabalaşma Sürecinde Çözünen ve Faz Dağılımı

Büyüme süreci sırasında farklı ikincil dendrit kol mesafeleri nedeniyle, bulunduğu yere göre dendritik yüzeyin etrafındaki kompozisyon değerleri farklılık gösterir ve yüksek çözünürlük bölgesinden (kaba ikincil dendritik kollar bölgesi) düşük çözünürlük bölgesine (ince ikincil dendritik kollar bölgesi), ince dendritik kolların çözülmesine ve kaba dendritik kolların kabalaşmasına neden olur. Bu durum Liao vd. (2002) tarafından yapılan çalışmayla teyit edilmiştir. Dendrit kabalaşması, küçük dendritik kolların ortadan kaldırılmasını ve daha küçük olanların yakınında bulunan daha büyük dendritik kolların eş zamanlı büyümesini içerir. Bu gerçekleşen durum, artan zamanla mikroyapının boyutlarında bir artışa neden olur (Dantzig ve Rappaz, 2009; Fourlakidis ve Dioszegi, 2014). Katılaştırma hızı arttığında, bu süreç için yeterli zaman kalmaz, böylece SDAS fazla kabalaşamaz (Liao vd., 2002). Şekil 4.7.' de bu çalışmaya ait

deneysel verilerlerden görüldüğü gibi, düşük katılaştırma hızında (8.3 $\mu\text{m/s}$) en büyük SDAS yaklaşık 60 μm iken, yüksek katılaştırma hızında (83.0 $\mu\text{m/s}$) en büyük SDAS 25 μm 'dir. Katılaştırma hızının 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 83.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye çıkarılmasıyla SDAS' da %58' lik bir azalma gözlenmiştir. Tang vd. (2019), Al-5Mg-3Zn-1Cu alaşımı için yaklaşık 2.3-24.1 K/s aralığında bir soğutma hızını kullanarak SDAS'da yaklaşık %58 azalma gözlemlemişlerdir. Bu tespit bizim sonuçlarımızla örtüşmektedir.

Şekil 4.8.'de verilen EDS/mapping analizinden de belirgin bir şekilde görüldüğü gibi, düşük katılaştırma hızında daha fazla zaman geçtiğinden, dendritler arasındaki bölge çözünce (La ve Ni yönünden) daha da zenginleşmektedir.

Şekil 4.8.(a)'da görüldüğü gibi, dendrit ucundan seçilen koyu alan (sarı çerçeve) tamamen α -Al fazıdır. Düşük katılaştırma hızında (8.3 $\mu\text{m/s}$) katılaştıran numunede (Şekil 4.8.(b), kırmızı çerçeve) La ve Ni miktarları sırasıyla 27.31 ve 3.61 (ağ.%) iken, yüksek katılaştırma hızında (83 $\mu\text{m/s}$) katılaştıran numunede (Şekil 4.8.(c), mavi çerçeve) La ve Ni miktarları sırasıyla 10.08 ve 1.07 (ağ.%) olarak belirlendi. Yüksek katılaştırma hızında katılaştıran numune için elde edilen bu değerler, incelenen Al-8.8La-1.2Ni alaşımının nominal bileşimine çok yakındır.



Şekil 4.8. Al-8.8La-1.2Ni alaşım numunesinde oluşan fazlarda kimyasal elementlerin dağılımını gösteren EDS/elemental mapping görüntüleri, düşük büyüme hızında (8.3 $\mu\text{m/s}$) büyüyen dendrit ucu (a), düşük büyüme hızında (8.3 $\mu\text{m/s}$) büyüyen ikincil dendrit kollar (b), yüksek büyüme hızında (83.0 $\mu\text{m/s}$) büyüyen ikincil dendrit kollar (c)

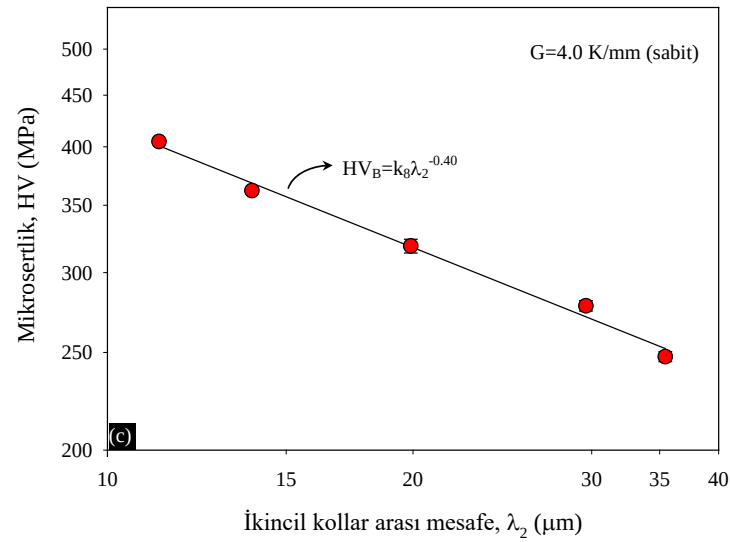
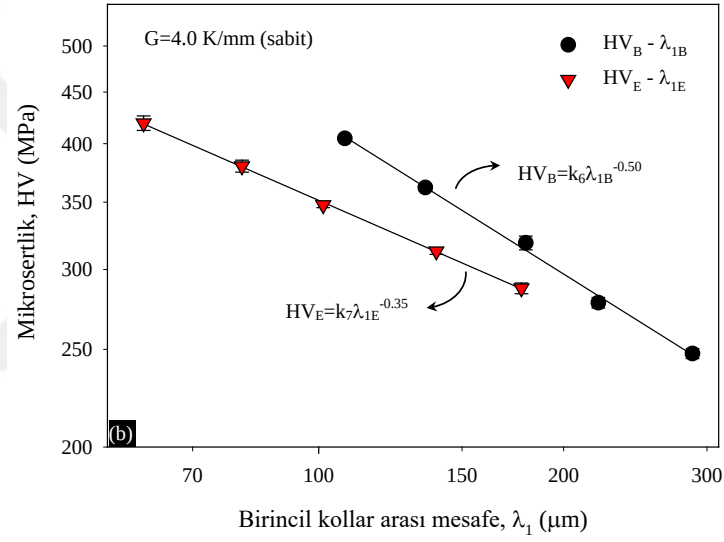
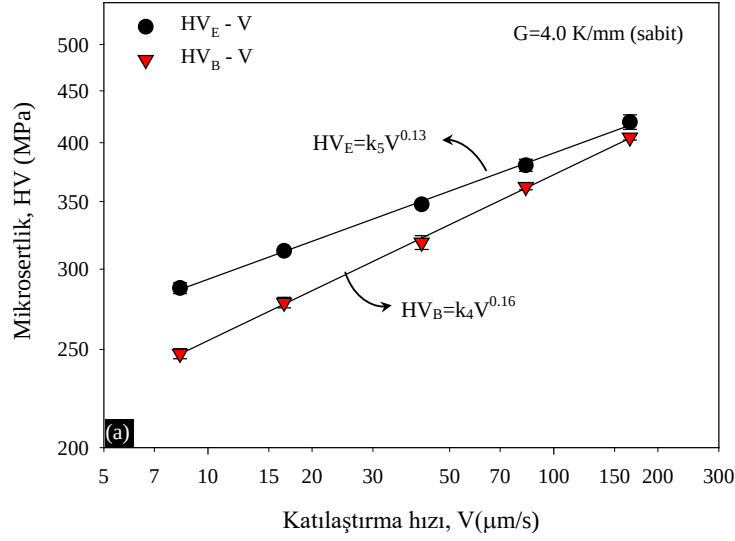
Daha önce Şekil 4.2.'de verilen enerji dağılımlı X-ışını (EDX) analizinde de belirtildiği gibi, düşük katılaştırma hızında katılaştıran numune içerisinde, α -Al dendritik fazın yanı sıra, dendritikler arası bölgede $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni intermetalik ötektik fazlar da gözlemlendi. Ancak, incelenen alaşımda ilginç bir şekilde en son katılacak olan karışık interdendritik Al/ $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al/ Al_3Ni ötektik faz bölgelerinin, tamamen ötektik

mikroyapılara hakim olan $Al_{11}La_3$ ve Al_3Ni faz bölgeleri arasında yakın bir benzerlik göstermiyor olmasıdır. Bu durumun nedeni, birincil fazın önceki oluşumunun, diğerinden önce ikili ötektiklerden birini çekirdeklenme olasılığı ile açıklanabilir. $Al-Al_3Ni$ fazı muhtemelen ilk olarak çekirdeklenir. Çünkü ötektik sıcaklık değeri ($640\text{ }^{\circ}C$), $Al-Al_{11}La_3$ fazının sıcaklık değerinden ($636\text{ }^{\circ}C$) daha yüksek görünmektedir (Hernandez ve Jones, 2000). Şekil 4.8.'in sağ tarafındaki spektrumda verilen mapping analizinde ölçüm bölgeleri içindeki her bir Al, La ve Ni elementinin dağılımı farklı renklerle elde edilmiştir. Düşük ve yüksek katılaştırma hızlarında katılan numunelerde dendritler arasındaki bölgedeki La ve Ni çözünen dağılımlarının değişimi de mapping analizi ile desteklenmiştir. Ferreira vd. (2018) tarafından $Al-3Cu-0.5Mg$ alaşımı için yapmış oldukları bir çalışmada da benzer durumları bildirmişler ve bu da bizim deneysel sonuçlarımızı destekler niteliktedir. Kabalaşma davranışı, malzemelerin uzunluk ölçekleri, mikrosegregasyon ve diğer mikroyapısal özelliklerinin dağılımını etkiler ve bunların tümü, malzemelerin mikrosertlik, gerilme mukavemeti, süneklik, termal iletkenlik, elektriksel iletkenlik ve korozyon direnci üzerinde önemli etkisi vardır (Wang ve Yang, 2008). Bu nedenle, kabalaşma sürecinin tam olarak anlaşılması, katılaştırma parametrelerinin (G , V ve C_0 (bileşim)) seçimini ve tüm mikroyapı parametrelerinin kontrolünü de arttıracaktır.

4.5 Mikrosertliğin Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Parametreleri ile İlişkisi

Şekil 4.9.(a) ve Çizelge 4.2.'de görüldüğü gibi, sabit G 'de, artan V değerlerine bağlı olarak, HV_E ve HV_B değerleri de artmaktadır. Katılaştırma hızını (V) $8.3\text{ }\mu m/s$ 'den $166.0\text{ }\mu m/s$ 'ye çıkardığımızda, HV_B değeri 247.60 MPa 'dan 404.85 MPa 'a ve HV_E değeri ise 287.43 MPa 'dan 419.18 MPa 'a yükselmiştir.

HV 'nin V 'ye bağlılığı doğrusal regresyon analizi ile belirlendi ve bu iki parametre arasındaki ilişkiler ($HV_B=k_4V^{0.16}$, $HV_E=k_5V^{0.13}$) Çizelge 4.3.'de verildiği gibi elde edildi. Bu çalışmada elde edilen HV_B ve HV_E için V 'nin üstel değerleri (0.16 ve 0.13), Kaya vd. (2013) tarafından ($Al-7Ni$ alaşımı için), Acer vd. (2017) tarafından ($Al-3Zn$ alaşımı için), Kaya vd. (2008) tarafından ($Al-3Si$, $Al-3Cu$ ve $Al-1Ti$ Al -bazlı alaşımlar için) ve Telli ve Kısakürek (1988) tarafından ($Al-Si$ alaşımı için) elde edilen sırasıyla 0.11, 0.10, (0.11, 0.12 ve 0.13) ve 0.14 üstel değerleriyle oldukça uyum içindedir.

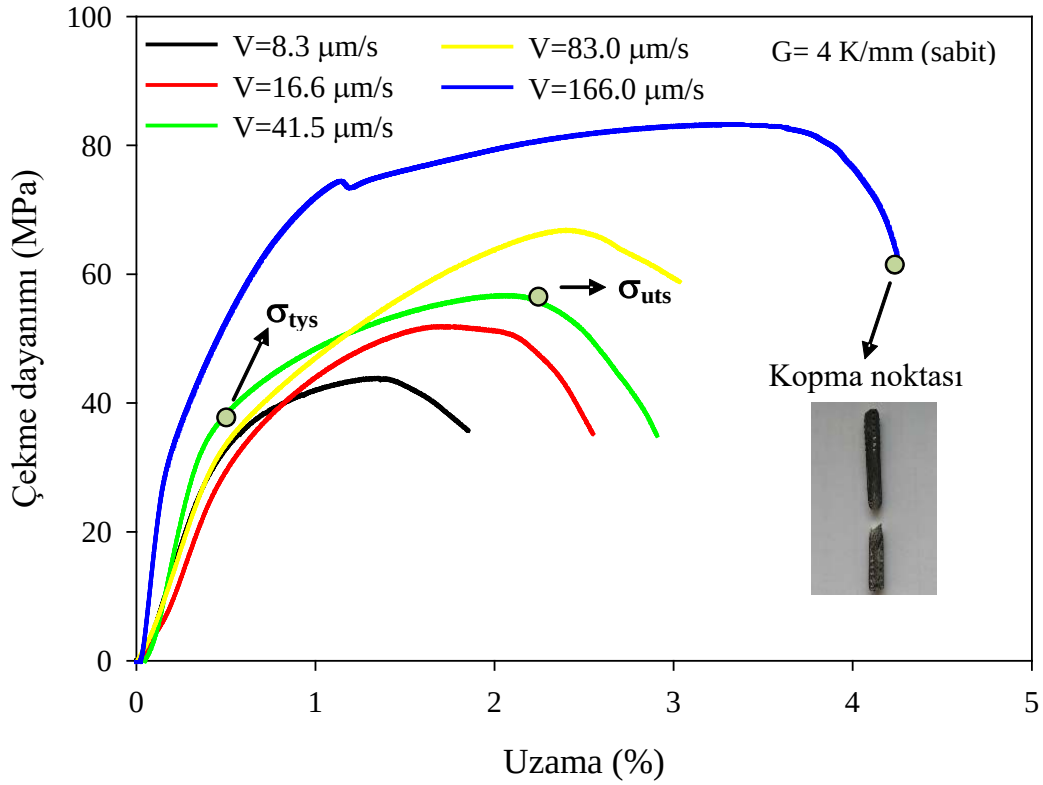


Şekil 4.9. HV'nin V'ye göre değişimi (a), HV'nin λ_1 'e göre değişimi (b) ve HV'nin λ_2 'ye göre değişimi (c)

Ancak, bu çalışmada elde edilen HV_B ve HV_E için V 'nin üstel değerleri (0.16 ve 0.13), Kaya vd. (2009) tarafından (Al–0.5Ti ve Al–2Li Al-bazlı alaşımlar için), Yılmaz ve Elliott (1989) tarafından (Al–12.6Si alaşımı için), Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için), Acer vd. (2016) tarafından (Al–5.5Zn–2.5Mg alaşımı için) ve Çadırılı vd. (2017) tarafından (Al–1.9Mn–(0.5, 1.5, 5) Fe alaşımları için) elde edilen sırasıyla (0.06, 0.07), 0.05, 0.04, (0.06, 0.07) ve (0.04, 0.04, 0.05) üstel değerlerinden büyük çıkmıştır. Numunelerin katılaştırma koşulları, mikroyapıları, kompozisyonları ve metallerin saflığı gibi olası farklılıklar nedeniyle üstel değerlerde değişiklikler gözlenmiştir. Şekil 4.9.(b, c) ve Çizelge 4.2.'den de görülebileceği gibi, sabit sıcaklık gradyentinde (4.0 K/mm), artan katılaştırma hızlarına (8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye) bağlı olarak, mikroyapı parametrelerinin (λ_{1B} , 287.89'dan 107.67 μm 'ye, λ_{1E} , 177.46'dan 60.92 μm 'ye ve λ_2 , 35.44'den 11.24 μm 'ye) azaldığı görülmüştür. Ancak, mikrosertlik değerlerinin ise artan katılaştırma hızlarıyla (HV_B , 247.60 MPa'dan 404.85 MPa'a ve HV_E 287.43 MPa'dan 419.18 MPa'a) arttığı görülmüştür. HV 'nin λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2 'ye olan bağıllığı doğrusal regresyon analizi ile belirlendi ve bu parametreler arasındaki ilişkiler ($HV_B = k_6 \lambda_{1B}^{-0.50}$, $HV_E = k_7 \lambda_{1E}^{-0.35}$, $HV_B = k_8 \lambda_2^{-0.40}$) yine Çizelge 4.3.'de ve Şekil 4.9. (b,c)'de verildiği gibi elde edilmiştir. HV için λ_{1B} , λ_{1E} and λ_2 'nin üstel değerleri sırasıyla 0.50, 0.35 ve 0.40 olarak bulunmuştur. Bu çalışmada HV 'nin bir fonksiyonu olarak elde edilen λ_1 (0.43)'in ortalama üstel değeri, Kaya vd. (2013) tarafından (Al–7Ni alaşımı için), Telli ve Kısakürek (1988) tarafından (Al–Si alaşımı için), Kaya vd. (2008) tarafından (Al–3Cu ve Al–1Ti alaşımları için) elde edilen sırasıyla 0.35, 0.50, 0.40 ve 0.43 üstel değerlerine oldukça yakın çıkmıştır. Bu çalışmada bulunan λ_1 ortalama üstel değeri, Kaya vd. (2008) tarafından (Al–3Si alaşımı için), Çadırılı (2013) tarafından (Al–(3, 6, 15, 24) Cu alaşımları için), Kaya vd. (2012) tarafından (Al–5.7Ni alaşımı için), Acer vd. (2016) tarafından (Al–5.5Zn–2.5Mg alaşımı için) ve Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) elde edilen sırasıyla 0.28, (0.29, 0.23, 0.25, 0.25), 0.22, 0.29 ve 0.16 üstel değerlerinden ise büyük çıkmıştır. Ayrıca bu çalışmada bulunan λ_2 üstel değeri (0.40), Kaya vd. (2013) tarafından (Al–7Ni alaşımı için), Çadırılı (2013) tarafından (Al–(3, 6, 15, 24) Cu alaşımları için), Kaya vd. (2008) tarafından (Al–3Si, Al–3Cu ve Al–1Ti Al-bazlı alaşımları için), Acer vd. (2016) tarafından (Al–5.5Zn–2.5Mg alaşımı için) ve Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) elde edilen sırayla 0.24, (0.21, 0.20, 0.17, 0.18), (0.25, 0.30, 0.32), 0.27 ve 0.11 üstel değerlerinden yüksek çıkmıştır.

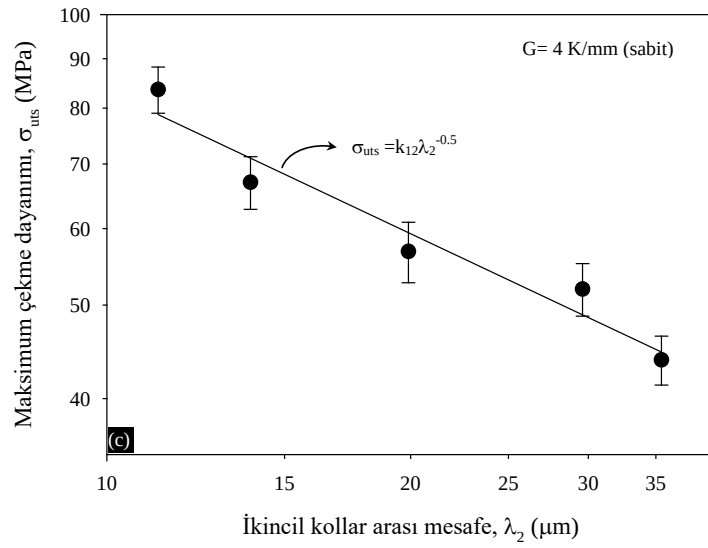
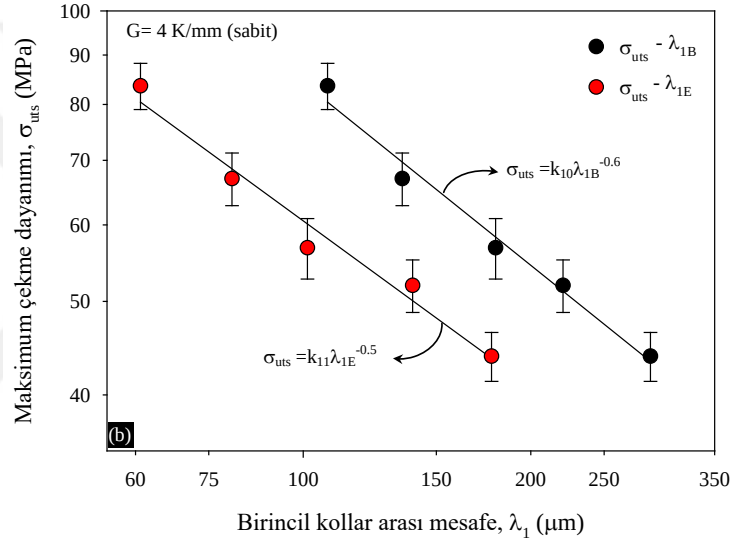
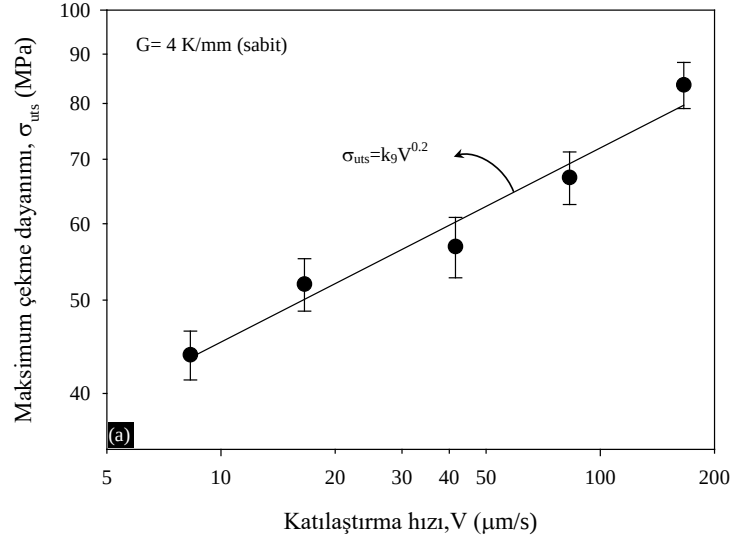
4.6 σ_{uts} , σ_{tys} ve σ_{cys} 'nin Katılaştırma Hızı ve Mikroyapı Parametreleri ile İlişkisi

Sabit bir sıcaklık gradyentinde ($G=4.0$ K/mm) farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.3$ - 166.0 $\mu\text{m/s}$) katılaştırılan Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ait çekme dayanımı (tensile strength)-uzama (elongation) eğrileri Şekil 4.10.'daki gibi verilmiştir. Bu eğrilerden de görülebileceği gibi, V değerleri arttıkça hem çekme dayanımı hem de uzama değerleri artmaktadır.



Şekil 4.10. Sabit G'de farklı V'ler için Al-8.8La-1.2Ni alaşımına ait çekme dayanımı-uzama eğrileri

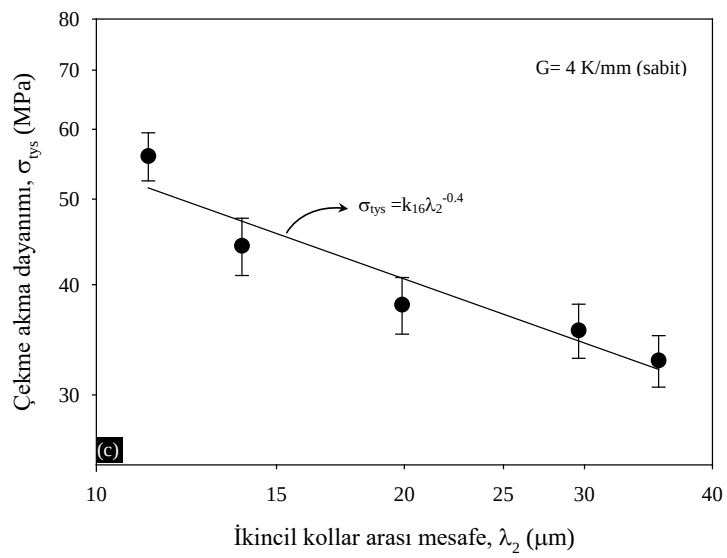
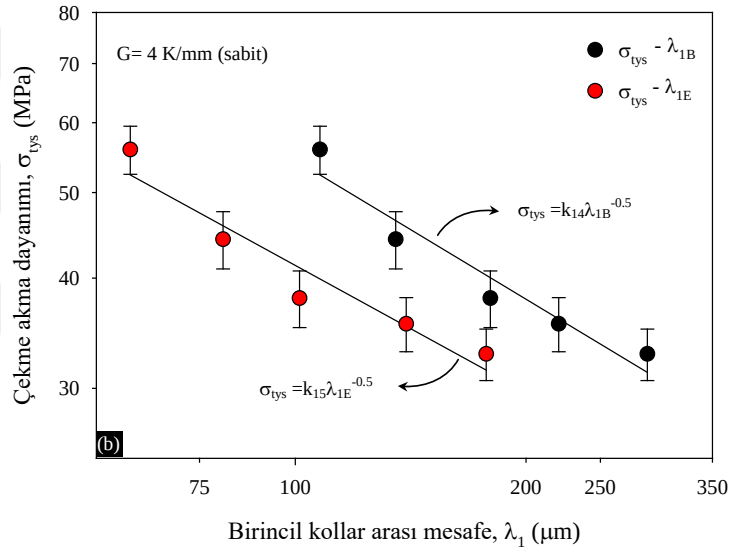
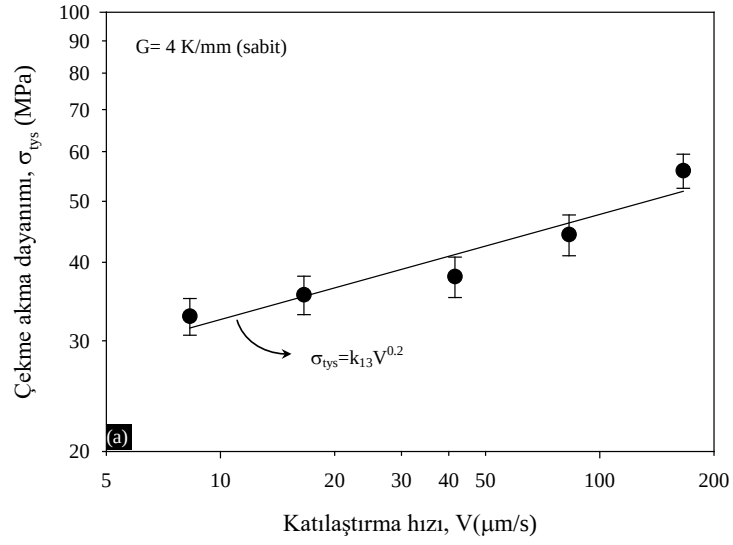
Şekil 4.11.(a)'da ve Çizelge 4.2.'de verildiği gibi, V değerleri 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'ten 166.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye arttırıldığında, maksimum çekme dayanımı (σ_{uts}) değerleri 43.87 MPa'dan 83.63 MPa'a yükselmiştir. Katılaştırma hızındaki artışa bağlı olarak Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ait maksimum çekme dayanımındaki artış oranı (% 91), Çizelge 4.7.'de verilen benzer katılaştırma parametreleri (G ve V) altında yapılan bazı çalışmalardan derlenen deneysel verilere göre daha yüksek bir artış oranına sahiptir.



Şekil 4.11. Maksimum çekme dayanımının V ile değişimi (a), maksimum çekme dayanımının λ_1 ile değişimi (b) ve maksimum çekme dayanımının λ_2 ile değişimi (c)

Maksimum çekme dayanımının (σ_{uts}), katılaştırma hızına ve mikroyapılara olan bağımlılığı doğrusal regresyon analizi ile belirlendi ve bu parametreler arasındaki ilişkiler ($\sigma_{uts}=k_9V^{0.2}$, $\sigma_{uts}=k_{10}\lambda_{1B}^{-0.6}$, $\sigma_{uts}=k_{11}\lambda_{1E}^{-0.5}$, $\sigma_{uts}=k_{12}\lambda_2^{-0.5}$) Çizelge 4.3’de verildiği gibi elde edildi. Bu çalışmada elde edilen σ_{uts} için V’nin üstel değeri (0.2), Engin vd. (2016) tarafından (Al–6.5Ni–1.5Fe alaşımı için), Kaya ve Aker (2009) tarafından (Al–12.6Si–2Ni alaşımı için), Kaygısız ve Maraşlı (2015) tarafından (Al–12.95Si–4.96Mn alaşımı için) rapor edilen sırasıyla 0.14, 0.16 ve 0.20 üstel değerlerine yakın çıkmıştır. Diğer bir yandan elde ettiğimiz bu üstel değer, Aker vd. (2013) tarafından (Al–1.1Sb alaşımı için) ve Çadırılı vd. (2017) tarafından (Al–1.9Mn (0.5, 1.5, 5) Fe alaşımları için) bildirilen sırasıyla 0.08 ve (0.06, 0.04, 0.05) üstel değerlerden ise büyük çıkmıştır.

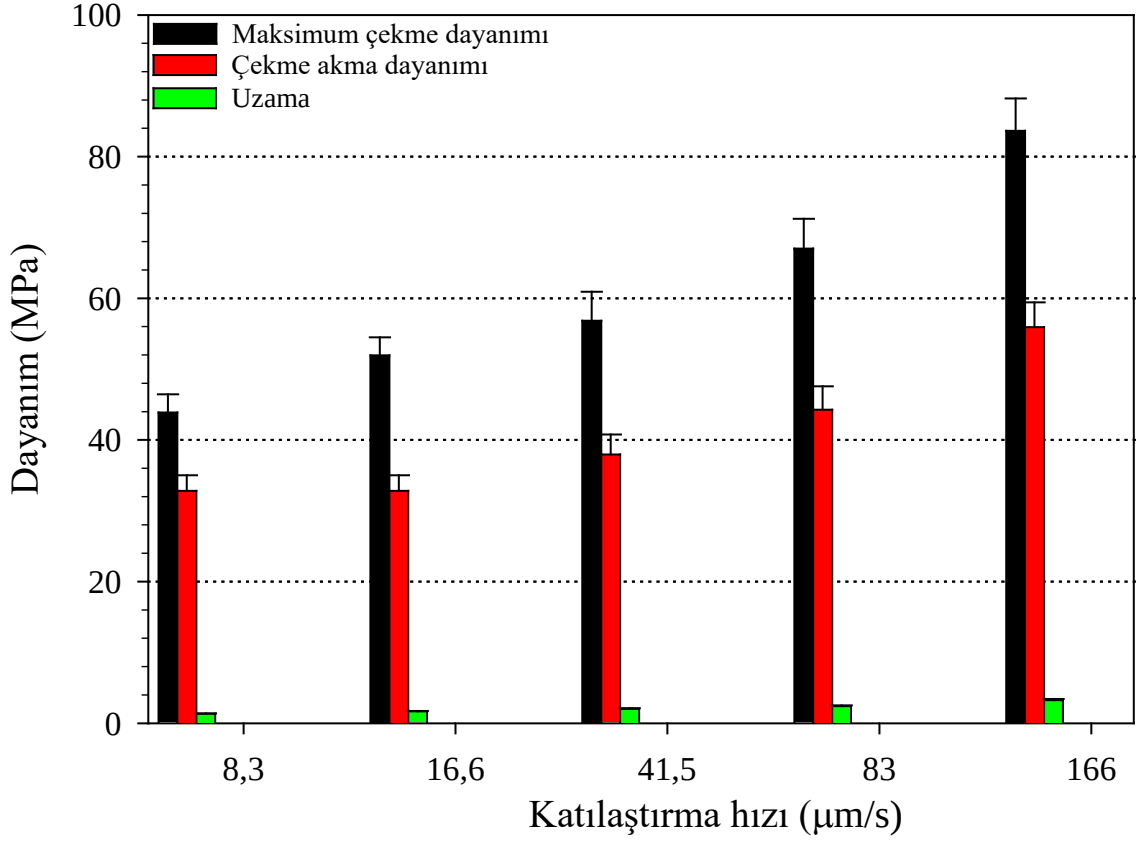
Şekil 4.11.(b, c)’de ve Çizelge 4.2.’de görüldüğü gibi, bu çalışma için artan σ_{uts} değerleri ile λ_{1E} , λ_{1B} ve λ_2 değerleri azalmıştır. Doğrusal regresyon analiziyle bulunan λ_{1E} , λ_{1B} ve λ_2 ’nin üstel değerleri ise Çizelge 4.3.’te verildiği gibi sırasıyla 0.5, 0.6 ve 0.5 olarak elde edilmiştir. λ_1 için elde edilen ortalama üstel değerimiz (0.6), Osorio vd. (2006) tarafından (Al–9Si alaşımı için), Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) ve Kaya ve Aker (2009) tarafından (Al–12.6Si–2Ni alaşımı için) elde edilen sırasıyla 0.50, (0.40, 0.39) ve 0.38 üstel değerlerinden çok az büyük çıkmıştır. Ancak, elde ettiğimiz bu λ_1 ’in ortalama üstel değeri, Engin vd. (2016) tarafından (Al–6.5Ni–1.5Fe alaşımı için) ve Çadırılı (2013) tarafından (Al–(3, 6, 15, 24) Cu alaşımları için) elde edilen sırasıyla 0.30 ve (0.24, 0.24, 0.30, 0.30) üstel değerlerinden ise oldukça büyüktür. Bunun yanında, λ_2 için elde etmiş olduğumuz üstel değer (0.5) ise, Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) ve Çadırılı (2013) tarafından (Al–(3, 6, 15, 24) Cu alaşımları için) elde edilen sırasıyla 0.26 ve (0.18, 0.21, 0.20, 0.20) üstel değerlerinden ise daha büyük çıkmıştır.



Şekil 4.12. Çekme akma dayanımının V ile değişimi (a), çekme akma dayanımının λ_1 ile değişimi (b) ve çekme akma dayanımının λ_2 ile değişimi (c)

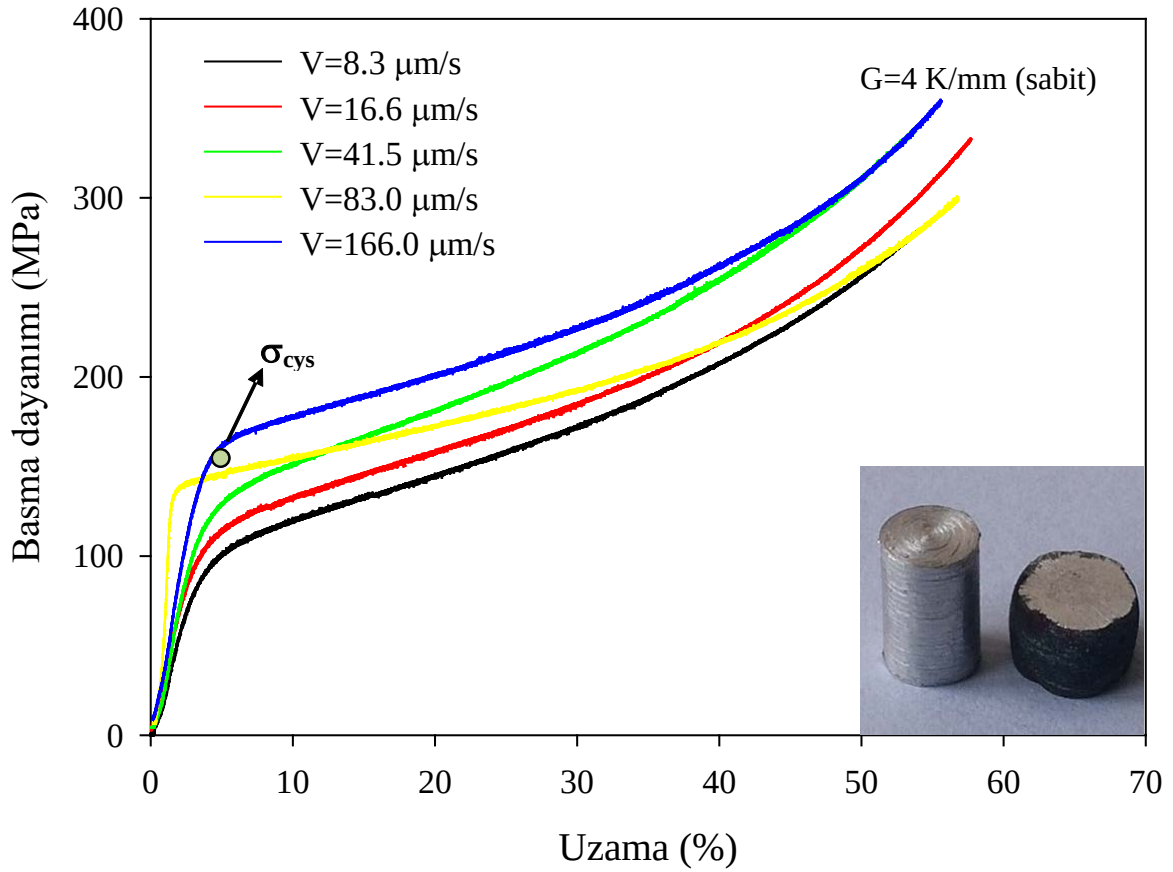
Aynı zamanda, Şekil 4.12. (a) 'da verilen sabit bir G (4.0 K/mm) ve farklı V (8.3-166.0 $\mu\text{m/s}$) için çekme dayanımı-uzama (Şekil 4.10.) eğrilerinden, çekme akma dayanımı (σ_{tys}) değerleri belirlenmiştir. Şekil 4.12.(a)'da gösterildiği gibi, V değerleri arttıkça (8.3 m/s'den 166.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye), σ_{tys} değerleri 32.82 MPa 'dan 55.94 MPa 'a yükselmiştir. Şekil 4.12.(b,c)'de ise λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2 'nin bir fonksiyonu olarak σ_{tys} 'lerin değişimleri verilmiştir. Bu grafiklere göre λ değerleri azaldıkça σ_{tys} değerleri ise artmıştır. Doğrusal regresyon analizi ile σ_{tys} 'lerin V'ye ve dendritik kol mesafelerine (λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2) bağımlılığı Çizelge 4.3.'de verildiği gibi ($\sigma_{\text{tys}}=k_{13}V^{0.2}$, $\sigma_{\text{tys}}=k_{14}\lambda_{1B}^{-0.5}$, $\sigma_{\text{tys}}=k_{15}\lambda_{1E}^{-0.5}$, $\sigma_{\text{tys}}=k_{16}\lambda_2^{-0.4}$) elde edilmiştir. Bu çalışmada σ_{tys} için elde edilen V'nin üstel değeri (0.20), Aker vd. (2013) tarafından (Al-1.1Sb alaşımı için), Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) ve Büyük (2012) tarafından (Al-11.1Si-4.2Ni alaşımı için) elde edilen sırasıyla 0.15, 0.15 ve 0.19 üstel değerleriyle uyumlu çıkmıştır.

σ_{tys} için λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2 'nin üstel değerleri ise yine bu çalışmada sırasıyla 0.5, 0.5 ve 0.4 olarak elde edilmiştir (Çizelge 4.3.). λ_1 için elde edilen bu ortalama üstel değer (0,5), Cante vd. (2010) tarafından (Al-(1, 3, 5) Ni alaşımları için) ve Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) elde edilen (0.50, 0.50, 0.50) ve (0.56, 0.53) üstel değerlerine çok yakın çıkmıştır. Ek olarak, yine bu çalışmada λ_2 için elde edilen üstel değer (0.4) ise Cante vd. (2010) tarafından (Al-(1, 3, 5)Ni alaşımları için), Kakitani vd. (2018) (Al-6.3Ni) tarafından ve Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için) elde edilen sırasıyla (0.50, 0.50, 0.50), 0.50 ve 0.36 üstel değerlerine yakın çıkmıştır.



Şekil 4.13. Çekme özelliklerinin (σ_{uts} , σ_{tys} , δ) katılaştırma hızı ile değişimi

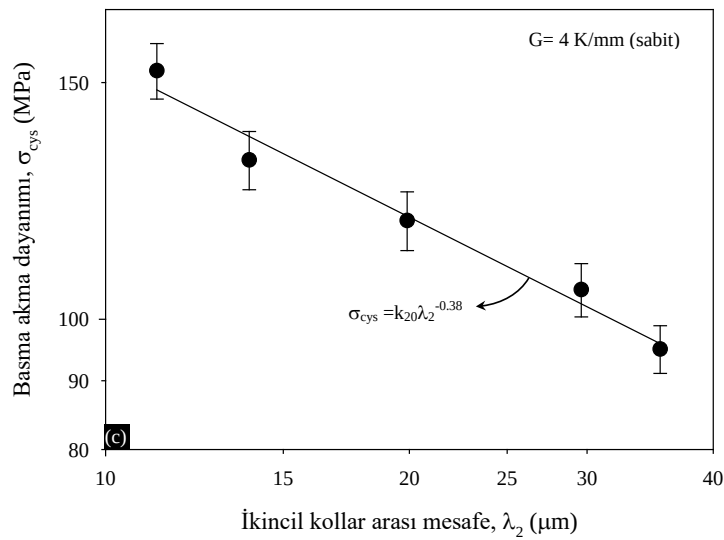
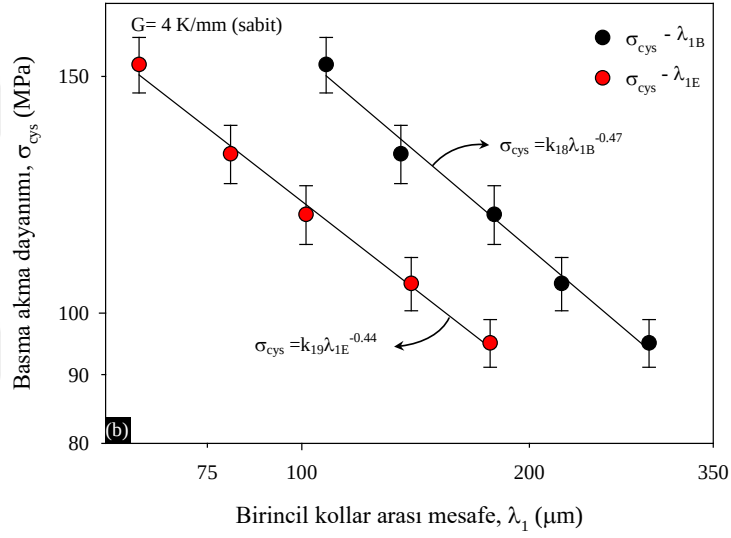
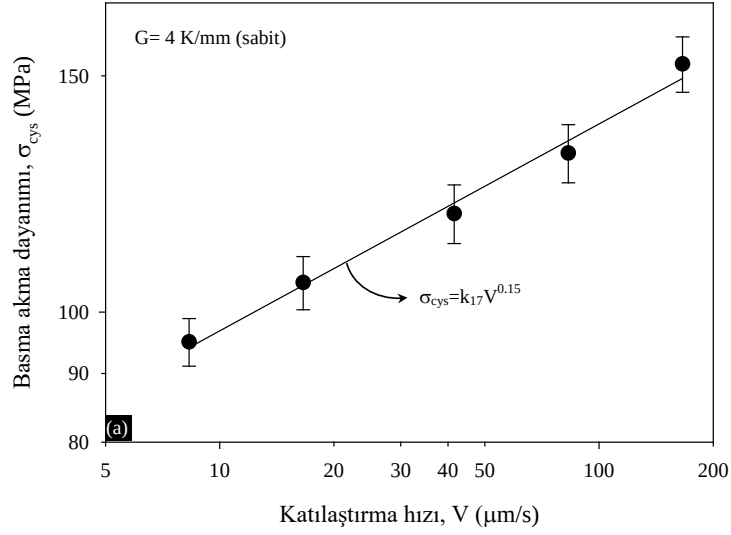
Uzama (δ), maksimum çekme dayanımı (σ_{uts}) ve çekme akma dayanımının (σ_{tys}) katılaştırma hızına bağımlılığı Şekil 4.13.'de verilmiştir. Şekil 4.13.'de görüldüğü gibi, V değerleri (8.3–166.0 $\mu\text{m/s}$) arttıkça, hem σ_{uts} değeri (yaklaşık % 90) hem de σ_{tys} değeri (yaklaşık % 70) artmıştır. Ayrıca yine artan V değerlerine bağlı olarak da uzama değerleri de (δ) yaklaşık 2.5 kat artmıştır. Bu çalışmada bulunan uzama değerlerindeki (δ) artış oranı Li vd. (2004) tarafından (Al–Si–Cu AA319 tipi alaşımlar için) bulunan uzama değerlerindeki artış oranı (yaklaşık 2.56 kat) ile benzerlik göstermektedir. Çizelge 4.7.'de verilen benzer katılaştırma parametreleri (G ve V) altında yapılan bazı çalışmalardan da görülebileceği gibi, artan V değerlerine bağlı olarak σ_{uts} değerlerinin σ_{tys} değerlerinin 1.3 ile 1.6 katı arasında olduğunu söylemek mümkündür.



Şekil 4.14. Sabit bir G' de farklı V' ler için Al-8.8La-1.2Ni alaşımının tipik basma dayanımı-uzama eğrileri

Sabit bir sıcaklık gradyentinde ($G=4$ K/mm) farklı katılaştırma hızlarında ($V=8.3$ - $166.0 \mu\text{m/s}$) katılaştırılan Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ait elde edilen basma dayanımı (compressive strength)-uzama (elongation) eğrileri Şekil 4.14.'de verilmiştir. Basma akma dayanımı değerleri (σ_{cys}) bu eğrilerden kolaylıkla belirlenirken, aynı şeyi maksimum basma dayanımı değerleri (σ_{ucs}) için söylemek zordur.

Şekil 4.14.'de verilen eğrilerden görülebileceği gibi, σ_{uts} değerleri $8.3 \mu\text{m/s}$ 'lik V değerinden $166.0 \mu\text{m/s}$ 'lik V değerine kadar artmıştır. Bu σ_{uts} değerleri Çizelge 4.2.'de verilmiştir. Düşük V 'de ($8.3 \mu\text{m/s}$) elde edilen σ_{uts} değeri, σ_{tys} değerinin yaklaşık 1.3 katı olmasına rağmen, yüksek V 'de ($166.0 \mu\text{m/s}$) elde edilen σ_{uts} değeri σ_{tys} değerinin yaklaşık 1.5 katı olmuştur.



Şekil 4.15. Basma akma dayanımının V ile değişimi (a), basma akma dayanımının λ_1 ile değişimi (b) ve basma akma dayanımının λ_2 ile değişimi (c)

Şekil 4.15.(a)'da ve Çizelge 4.2'de görüldüğü gibi, bu çalışmada V değerlerinin artırılmasıyla (8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166.0 $\mu\text{m/s}$ 'ye) σ_{cys} değerleri 95.01 MPa 'dan 153.09 MPa'a yükselmiştir. Doğrusal regresyon analizi ile σ_{cys} 'in V ve dendritik kol mesafelerine (λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2) bağımlılığı Çizelge 4.3.'de verildiği gibi ($\sigma_{\text{cys}}=k_{17}V^{0.15}$, $\sigma_{\text{cys}}=k_{18}\lambda_{1B}^{-0.47}$, $\sigma_{\text{cys}}=k_{19}\lambda_{1E}^{-0.44}$, $\sigma_{\text{cys}}=k_{20}\lambda_2^{-0.38}$) elde edilmiştir.

Çizelge 4.3.'de ve Şekil 4.15.'de verildiği gibi, bu çalışmada σ_{cys} için elde edilen V, λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2 'nin üstel değerleri sırasıyla 0.15, 0.47, 0.44 ve 0.38 olarak tespit edilmiştir. Bu üstel değerler, Çadırılı vd. (2020) tarafından (7075 alaşımı için), Aker vd. (2013) tarafından (Al-Sb) alaşımı için) ve Böyük (2012) tarafından (Al-Si-Ni alaşımı için) yapılan çalışmaların üstel değerleri ile yakınlık göstermektedir.

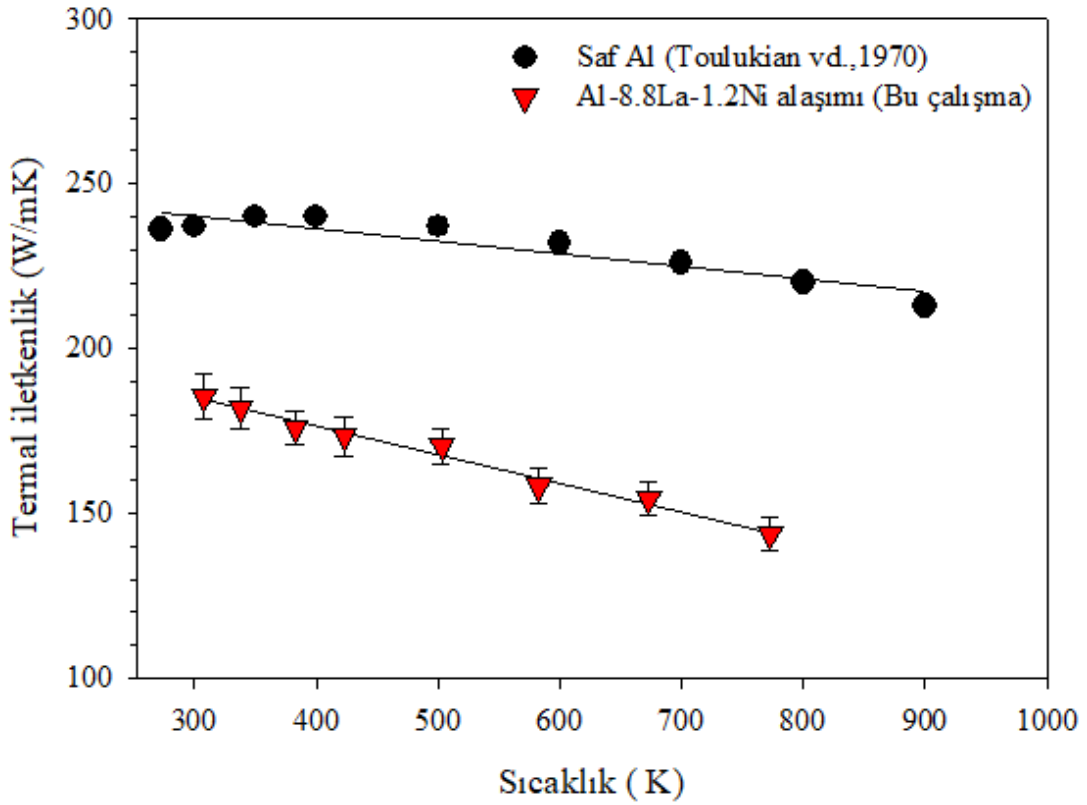
Benzer katılaştırma parametreleri (G ve V) altında daha önce yapılan bazı çalışmalardan derlenen deneysel veriler ayrıntılı bir şekilde Çizelge 4.7.'de verilmiştir. Bu çizelgede görüldüğü gibi katılaştırma hızına bağlı olarak Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ait hem HV değerlerindeki artış oranı (% 69) açısından hem de HV değerleri açısından benzer katılaştırma parametreleri arasında çok iyi sonuçlara sahiptir.

Çizelge 4.7. Önceki çalışmalardan derlenen belirli katılaşma koşulları (G ve V) altında bazı deneysel veriler

Alaşımlar	G (K/mm)	V ($\mu\text{m/s}$)	λ_1 (μm)	λ_2 (μm)	HV (kg/mm^2)	HV _B (kg/mm^2)	HV _E (kg/mm^2)	σ_{uts} (Mpa)	σ_{tys} (Mpa)	σ_{cys} (Mpa)
Al-8.8La-1.2Ni (Bu çalışma)	4	8.3-166	287.89'dan 60.92'ye	35.44'den 11.24'e	247.60'dan 419.18'e (%69)	247.60'dan 404.85'e	287.43'den 419.18'e	43.87'den 83.63'e (%91)	32.82'den 55.94'e	95.01'den 153.09'a
Al-7Ni (Kaya vd., 2013)	4.2	8.3-489.5	248.3'den 72.5'e	50.4'den 8.1'e	38.4'den 60.0'a (%56)	-----	-----	-----	-----	-----
Al-3Si (Kaya vd., 2008)	6.84	8.96-487.57	460.4'den 145.1'e	42.2'den 6.4'e	36.8'den 60.8'e (%65)	36.8'den 55.3'e	39.4'den 60.8'e	-----	-----	-----
Al-3Cu (Kaya vd., 2008)	5.48	8.96- 487.57	388.4'den 111.0'a	37.9'dan 6.4'e	45.1'den 75.6'ya (%67)	45.1'den 72.9'a	47.0'dan 75.6'a	-----	-----	-----
Al-1Ti (Kaya vd., 2008)	5.82	8.96- 487.57	218.0'den 72.3'e	39.5'den 5.3'e	51.6'dan 93.7'ye (%81)	51.6'dan 85.8'e	53.9'dan 93.7'e	-----	-----	-----
Al-3Cu (Çadırılı, 2013)	5.48	8.96-487.57	-----	-----	43'den 76'ya (%76)	-----	-----	107'den 167'ye (%56)	-----	-----
Al-6Cu (Çadırılı, 2013)	5.48	8.96-487.57	-----	-----	72'den 112'ye (%55)	-----	-----	124'den 196'ya (%58)	-----	-----
Al-15Cu (Çadırılı, 2013)	5.48	8.96-487.57	-----	-----	106 'dan 157' ye (%48)	-----	-----	143'den 225'e (%57)	-----	-----
Al-24Cu (Çadırılı, 2013)	5.48	8.96-487.57	-----	-----	159 'dan 235' e (%47)	-----	-----	169'dan 284'e (%68)	-----	-----
Al-5.5Zn-2.5Mg (Acer vd., 2016)	5.5	8.3-165	80.6'dan 42.5'e	14.3'den 7.1'e	82.5'den 106.2' ye (%28)	82.5'dan 101.0'a	85.3'den 106.2'ye	-----	-----	-----
7075 alaşımı (Çadırılı vd., 2020)	8.1	8.3-166	434.3'den 169.7'ye	41.1'den 12.2'ye	75.2'den 112.9'a (%50)	75.2'den 85.6'ya	97.3'den 112.9'a	155.8'den 210.1'e (%35)	198.4'den 319.8'e	-----
Ti-46Al-0.5W-0.5Si (Fan vd., 2010)	20	2-100	-----	-----	326.2'den 614.6'ya (%188)	-----	-----	-----	-----	-----
Al-23.9Cu-1.2Co (Çadırılı vd., 2015)	5.66	8.3-166	6.33'den 1.20'ye	-----	199.4'den 231.49'a (%16)	199.40'dan 228.09'a	201.78'den 231.49'a	-----	-----	-----
Al-1.9Mn-0.5Fe (Çadırılı vd., 2017)	6.7	8.3-978	-----	-----	-----	-----	-----	116'dan 156'ya (%35)	-----	-----
Al-1.9Mn-1.5Fe (Çadırılı vd., 2017)	6.7	8.3-978	-----	-----	-----	-----	-----	146'dan 180'e (%23)	-----	-----
Al-1.9Mn-5Fe (Çadırılı vd., 2017)	6.7	8.3-978	-----	-----	-----	-----	-----	154'den 192'ye (%25)	-----	-----

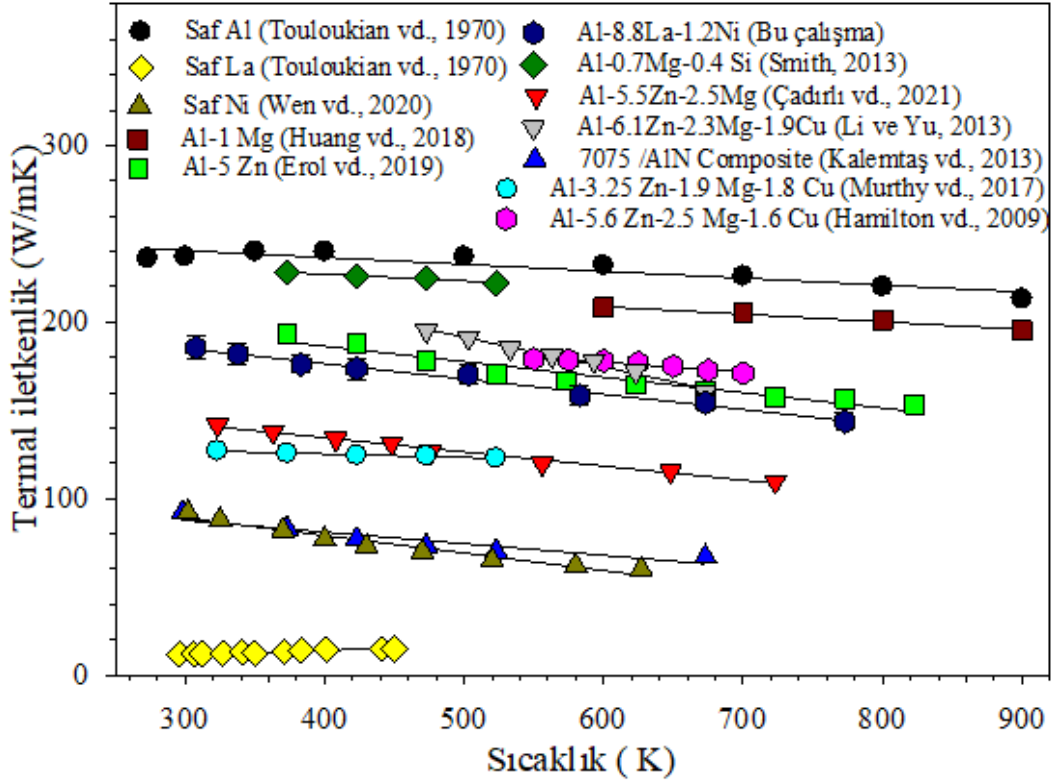
4.7 Termal İletkenliğin Sıcaklığa Bağlılığı

Çalışılan Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ve saf Al (Touloukian vd., 1970) ait termal iletkenlik (K) değerlerinin sıcaklıkla değişimi Şekil 4.16.'da gösterilmiştir. Bu grafikte görüldüğü gibi, artan sıcaklığa bağlı olarak K değerleri azalmıştır.



Şekil 4.16. Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve saf Al için termal iletkenliklerin sıcaklığa bağlı değişimi

Şekil 4.17.'de verildiği gibi, saf Al'un (Touloukian vd., 1970), saf Ni'in (Wen vd. 2020), incelenen Al-8.8La-1.2Ni alaşımımızın ve bazı Al esaslı alaşımların (Li ve Yu, 2013; Hamilton vd., 2009; Murthy vd., 2017; Pariona vd., 2010; Bayram ve Maraşlı, 2018; Huang vd., 2018; Erol vd., 2019; Smith, 2013; Kalemtaş vd., 2013) K değerleri artan sıcaklıkla azalırken, saf La'nın K değerleri (Touloukian vd., 1970) ise artan sıcaklıkla artma eğilimi göstermiştir.



Şekil 4.17. Saf Al, saf La, saf Ni, Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımlar için termal iletkenliklerin sıcaklığa bağlı değişimleri

Literatürde incelenen tüm alüminyum alaşımlarının termal iletkenliklerinin saf Al'dan çok daha düşük olduğu Şekil 4.17.'den görülmektedir. Sıcaklığa bağlı olarak Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ait deneysel olarak ölçülen termal iletkenlik değerleri, Touloukian vd. (1970) tarafından (saf Al için), Huang vd. (2018) tarafından (Al-1Mg alaşımı için), Erol vd. (2019) tarafından (Al-5Zn alaşımı için), Smith (2013) tarafından (Al-0.7Mg-0.4Si alaşımı için), Li ve Yu (2013) tarafından (Al-6.1Zn-2.3Mg-1.9Cu alaşımı için) ve Hamilton vd. (2009) tarafından (Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu alaşımı için) elde edilen K değerlerinin altında kalmıştır. Ayrıca bu çalışmada elde edilen K değerleri, Wen vd. (2020) tarafından (saf Ni için), Kalemtaş vd. (2013) tarafından (7075/AlN Kompozit için), Çadırılı vd. (2021) tarafından (Al-5.5Zn-2.5Mg alaşımı için) ve Murthy vd. (2017) tarafından (Al-3.25Zn-1.9Mg-1.8Cu alaşımı için) elde edilen K değerlerinin ise biraz üstünde çıkmıştır.

Şekil 4.17.'de gösterildiği gibi, saf Al (Touloukian vd., 1970), Al-8.8La-1.2Ni (bu çalışma) ve saf Ni (Wen vd., 2020) için artan sıcaklığa bağlı olarak K değerleri sırasıyla 240, 185 ve 92 W/mK'den 213, 143 ve 60 W/mK'ne düşmüştür. Ancak artan sıcaklıkla

saf La'nın (Touloukian vd., 1970) K değeri ise 11.7 W/mK'den 14.8 W/mK'ne yükselmiştir. Ayrıca Çizelge 4.8.'de benzer sıcaklık aralıklarında, artan sıcaklığa bağlı olarak alüminyum esaslı alaşımlara ait K değerlerinin de azaldığı görülmektedir.

Çizelge 4.8. Önceki çalışmalardan derlenen Al esaslı alaşımlara ait bazı termal veriler

Alaşımlar (ağ.%)	T (K)	K (W/mK)	ΔH (J/g)	C_p (J/gK)	α (m²/s) $\times 10^{-6}$	a_{TTC} (K⁻¹) $\times 10^{-4}$
Al-8.8La-1.2Ni (Bu çalışma)	308–773	185'den 143'e	280.9	0.422	142.78'den 110.51'e	-4.86
Al-5.5Zn-2.5Mg (Çadırılı vd., 2021)	323–723	141'den 109'a	295.2	1.05	46.8'den 36.2'ye	-5.65
Al-6.1Zn-2.3Mg-1.9Cu (Li and Yu, 2013)	450–725	195'den 160'a	---	---	---	---
Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu (Hamilton vd., 2009)	550–700	179'dan 171'e	---	0.882'den 1.078'e	---	---
Al-3.25Zn-1.9Mg-1.8Cu (Murthy vd., 2017)	323–523	127'den 122.8'e	---	---	---	---
Al-1Ni (Pariona vd., 2010)	910–937	202'den 87'ye	---	---	---	---
Al-32.5Cu-1Ni (Bayram ve Maraşlı, 2018)	300-1000	235.64'den 195.92'ye	235.63	0.422	---	---
Al-1Mg (Huang vd., 2018)	600–900	208' den 195'e	---	---	---	---
Al-6Gd-8Zr (Bykov vd., 2015)	300–880	---	---	---	32.30'dan 27.90'a	---

Al esaslı farklı alaşımlar için elde edilen Şekil 4.17.'deki K-T eğrileri ve Çizelge 4.8.'deki K değerlerini göz önüne alarak aşağıdaki yorumlar yapılmıştır.

Al-8.8La-1.2Ni alaşıma ait termal iletkenlikteki toplam azalma yaklaşık %23 olmuştur. Smith (2013), sinterlenmiş Al-0.7Mg-0.4Si alaşımının sıcaklığa bağlı termal iletkenlik değişimini araştırmış ve 373-523 K sıcaklık aralığında termal iletkenliğin 228'den 222 W/mK'ye düştüğünü bildirmiştir. Erol vd. (2019), radyal ısı akış yöntemini uygulayarak Al-5Zn alaşımının termal iletkenliğini incelemişler ve sıcaklığının 373

K'den 823 K'e yükseltilmesiyle termal iletkenlik değerinin 182 W/mK'den 144 W/mK'ye düştüğünü bulmuşlardır. Murthy vd. (2017), karıştırma döküm tekniği ve ardından sıcak dövme yöntemiyle üretmiş oldukları Al-3.25Zn-1.9Mg-1.8Cu alaşımının termal iletkenliğini 323-523 K sıcaklık aralığında incelemişler ve sıcaklık artışına bağlı olarak termal iletkenliğin 127 W/mK'den 122 W/mK'ne düştüğünü bildirmişlerdir. Başka bir çalışmada ise Huang vd. (2018), CALPHAD yöntemiyle Al-1Mg alaşımının termal iletkenliğini hesaplamışlar ve 600-900 K sıcaklık aralığında termal iletkenliğin 208 W/mK 'den 195 W/mK' ye düştüğünü ifade etmişlerdir.

Bu çalışmada geniş bir sıcaklık aralığında (308-773 K) elde edilen K değerleri, Smith (2013) tarafından ve Huang vd. (2018) tarafından elde edilen K değerlerinden daha düşük, Murthy vd. (2017) tarafından ve Çadırılı vd. (2021) tarafından elde edilen K değerlerinden ise daha yüksek çıkmıştır. Bu sonuçlardan da anlaşılacağı gibi, termal iletkenlik üzerinde sadece sıcaklık etkili değil, aynı zamanda mekanik işlem, ısı işlem ve az miktardaki element katkılarları da etkili olmaktadır. Saf metallerin ve çalışılan alaşımımıza ait termal sıcaklık katsayısı (α_{TTC}) değerleri, Şekil 4.17.'de verilen K-T eğrileri ve Denklem (3.8b) kullanılarak hesaplanmıştır.

Çizelge 4.9. Farklı sıcaklık aralıklarında saf Al, saf La, saf Ni ve çalışılan alaşımın α_{TTC} 'sinin hesaplanan değerleri

Malzeme	Sıcaklık aralığı (K)	$\alpha_{TTC} \times (10^{-4})$ (K ⁻¹)
Saf Al	273-900	-2.25 (Touloukian vd., 1970)
Saf La	296-450	17.2 (Touloukian vd., 1970)
Saf Ni	302-627	-10.7 (Wen vd., 2020)
Al-8.8La-1.2Ni	308-773	-4.86 (Bu çalışma)

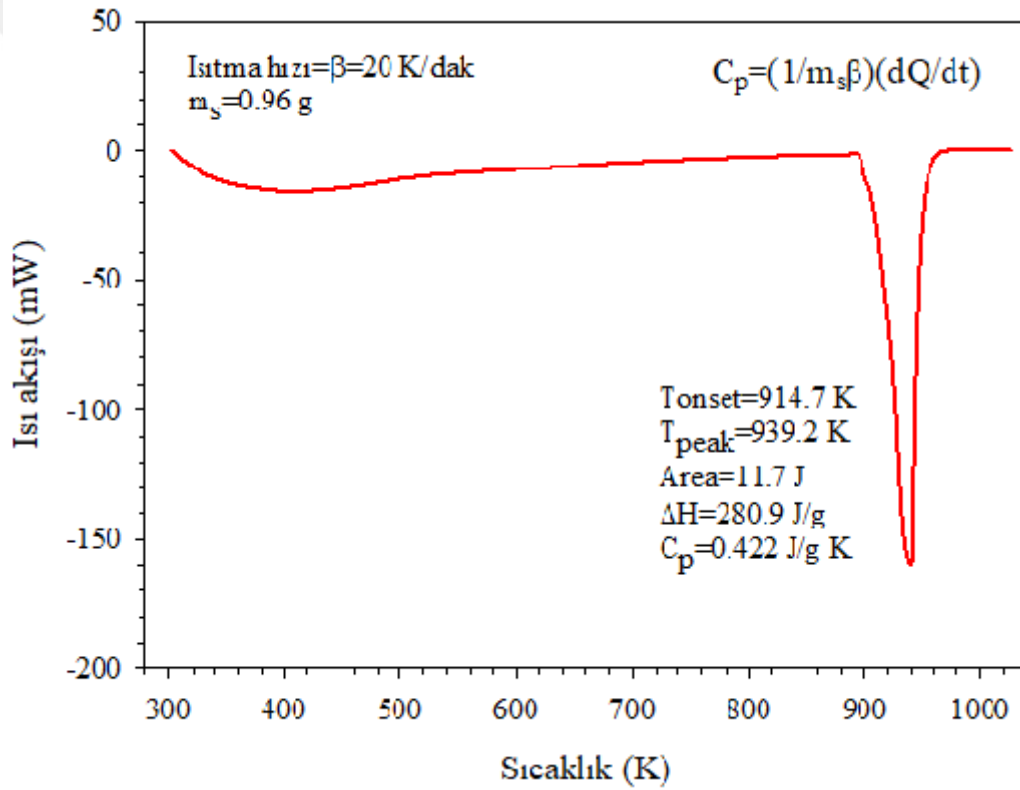
Çizelge 4.9.'da verildiği gibi değişik sıcaklık aralığında saf Al, saf La, saf Ni ve 308-773 K sıcaklık aralığında Al-8.8La-1.2Ni alaşımımıza ait α_{TTC} değerleri sırasıyla -2.25×10^{-4} , 17.2×10^{-4} , -10.7×10^{-4} ve 4.86×10^{-4} K⁻¹ olarak hesaplanmıştır.

Alaşımın termal iletkenliğini etkileyen ana faktörler, matristeki (döküm numunesi) intermetalik bileşiklerin (IMCs) tane boyutu ve çözünen atomların varlığıdır. Genel olarak, matristeki çözünen atomları alaşımların termal iletkenliklerini azaltabilmektedir. Daha önce de belirtildiği gibi, çalışılan alaşım için yapılan XRD analizinde α -Al,

$Al_{11}La_3$ ve Al_3Ni IMC fazları bulunmaktaydı. Yapılan deneysel işlem sırasında katıdaki difüzyon dikkate alınır, sıcaklığın artmasıyla hem çözünmüş atomlar hem de IMC faz sayısı artmış ve bu da çalışılan alaşımin termal iletkenliğinin azalmasında önemli rol oynamıştır.

4.8 ΔH , C_p ve Isıl Difüzyon (α)

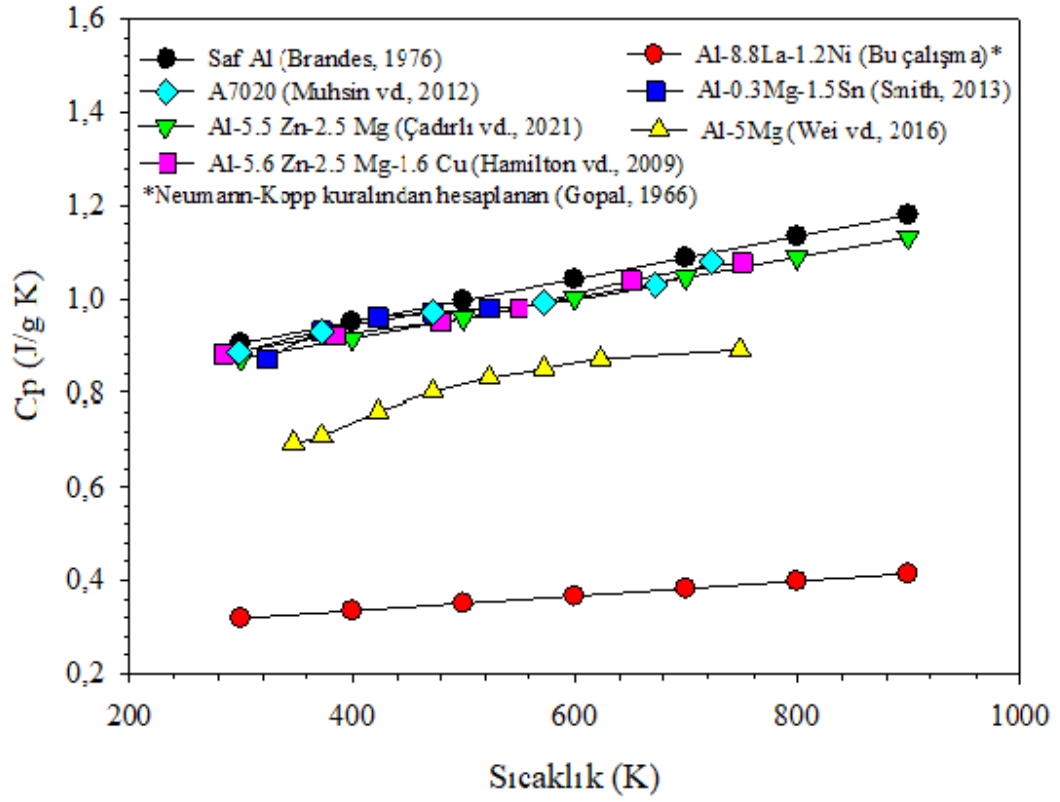
Al-8.8La-1.2 Ni üçlü alaşıminin T_m , ΔH ve C_p gibi termal özellikleri, 300-1100 K sıcaklık aralığında ve 20 K/dk'lık bir ısıtma hızında saflaştırılmış bir argon akışında DSC analizi yöntemiyle belirlendi.



Şekil 4.18. Al-8.8La-1.2Ni alaşıminin ısı akış-sıcaklık eğrisi

İncelenen alaşım numunesinin ısıtma ve hal dönüşümü sırasında oluşan ısı akışının sıcaklığa bağlı değişim eğrisi Şekil 4.18.'de verilmiştir. 939.2 K civarında (keskin bir pik) ana geçiş noktası oluşmuştur. Bu keskin pik tamamen erime işlemi sırasında meydana gelmiştir. İncelenen Al-8.8La-1.2Ni alaşımımız için, 914.7 K'de (T_{onset}) erime işleminin başladığı ve 939.2 K'de (T_{peak}) ise erime işleminin tamamen gerçekleştiği görüldü. Şekil 4.18.'de verilen bu DSC eğrisinin yardımıyla yapılan hesaplamalar

sonucunda katı-sıvı dönüşümü sırasında ΔH ve C_p sırasıyla 280.9 J/g ve 0.422 J/gK olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.19. Saf Al, Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımlar için sıcaklığa bağlı özısı kapasitesinin değişimleri

Saf Al (Brandes, 1976), Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımlar (Hamilton vd., 2009; Smith, 2013; Çadırlı vd., 2021; Muhsin vd., 2012; Wei vd., 2016; Gopal, 1966) için C_p 'nin sıcaklığa bağlı değişimi Şekil 4.19.'da gösterilmiştir. Bu şekilde verildiği gibi, artan sıcaklığa bağlı olarak malzemelerin C_p değerleri artmıştır.

Çizelge 4.10.'da, Al-8.8La-1.2Ni alaşımımızın C_p değerinin hesaplanmasında kullanılan saf Al, La ve Ni'in sıvı ve katı fazlarına ait C_p değerleri (Mills, 2002; Smithells, 1992) verilmiştir.

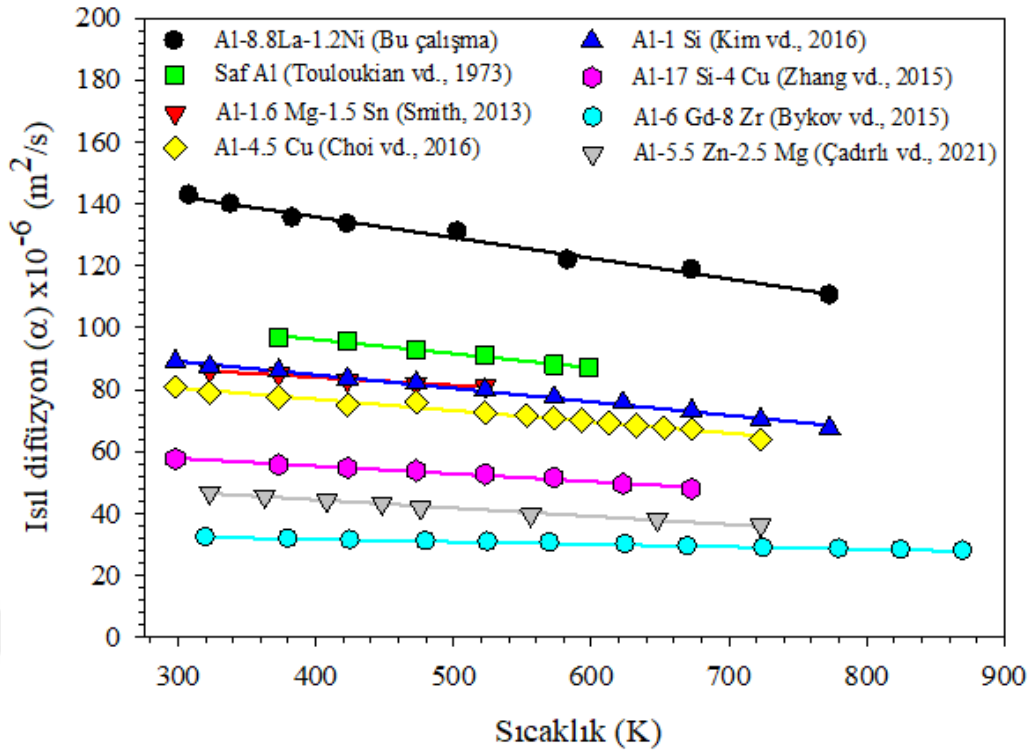
Çizelge 4.10. Saf Al, La ve Ni metallerinin özısı kapasiteleri

Malzeme	C _p (sıvı) (J/g K)	C _p (katı) (J/g K)
Saf Al	1.18 (Mills, 2002)	$4.94+2.96 \times 10^{-3} T$ (Mills, 2002)
Saf Ni	0.63 (Smithells, 1992)	$7.80-0.47 \times 10^{-3} T-1.33 \times 10^{-5} T^2$ (Smithells, 1992)
Saf La	0.19 (Mills, 2002)	$6.65-0.52 \times 10^{-3} T-0.45 \times 10^{-5} T^2$ (Mills, 2002)

Bu çizelgede gösterildiği gibi, saf Al, La ve Ni metallerinin sıvı fazları için C_p değerleri genellikle sabit kalırken, katı fazlarda ise C_p değerleri sıcaklığa bağlı olarak yükselmektedir. Neumann-Kopp Kuralı'na (NKR) (Gopal, 1966) göre, bir alaşımın C_p'si, alaşımı oluşturan elementlerin C_p değerlerinin ağırlıklı toplamına eşittir. İncelenen alaşım için C_p'nin sıcaklığa bağlı değişimi Neumann-Kopp Kuralına (Gopal, 1966) göre sayısal olarak hesaplanmıştır ve 300 K ve 900 K için C_p değerleri sırasıyla 0.32 J/gK ve 0.41 J/gK olarak bulunmuştur. Yani 300-900 K sıcaklık aralığında hesaplanan C_p değerinde yaklaşık % 30 artış olmuştur. Burada 900 K için NKR' dan hesaplanan C_p değeri (0.41), katı-sıvı dönüşümü sırasında deneysel olarak belirlenen 0.42 değeri ile örtüşmektedir.

Al-8.8La-1.2Ni alaşımımız için termal iletkenlik (K), yoğunluk (ρ) ve özısı (C_p) değerlerinin Denklem 3.11'de yerine yerleştirilmesiyle her bir sıcaklığa karşılık gelen ısı difüzyon (α) değerleri hesaplanmıştır. Denklem 3.12'de gösterildiği gibi, yoğunluk sıcaklığın bir fonksiyonu olarak değişmektedir ve bu durum Al-8.8La-1.2Ni alaşımımız için de dikkate alınmıştır.

Saf Al (Touloukian vd., 1973), Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve bazı Al-esaslı alaşımlar (Smith, 2013; Çadırılı vd., 2021; Choi vd. 2016; Kim vd., 2016; Zhang vd., 2015; Bykov vd., 2015) için ısı difüzyonunun sıcaklığa bağlı olarak değişimleri Şekil 4.20'de verilmiştir.



Şekil 4.20. Saf Al, Al-8.8La-1.2Ni alaşımı ve diğer Al esaslı alaşımların ısı difüzyonunun sıcaklığa bağlı değişimi

Literatürdeki benzer araştırma sonuçlarının verildiği Şekil 4.20.'den de görüldüğü gibi hem saf Al'un hem de Al-esaslı alaşımların ısı difüzyon değerleri artan sıcaklığa bağlı olarak azalmaktadır (Smith, 2013; Touloukian vd., 1973; Choi vd. 2016; Kim vd., 2016; Zhang vd., 2015; Bykov vd., 2015). Sıcaklık değerlerinin 308 K'den 773 K'e çıkarılmasıyla, incelenen Al-8.8La-1.2Ni alaşımımızın ısı difüzyon değeri $142.78 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 'den $110.51 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 'ye düşmektedir. Verilen sıcaklık (308-773 K) aralığındaki α değerindeki bu azalma oranı yaklaşık % 22.6 olmuştur. Ayrıca, çalışmamız sonucunda elde edilen α değerleri hem Touloukian vd. (1973) tarafından (saf Al için) hem de Smith (2013) tarafından (Al-1.6Mg-1.5Sn alaşımı için), Çadırılı vd. (2021) tarafından (Al-5.5Zn-2.5Mg alaşımı için), Choi vd. (2016) tarafından (Al-4.5Cu alaşımı için), Kim vd. (2016) tarafından (Al-1Si alaşımı için), Zhang vd. (2015) tarafından (Al-17Si-4Cu alaşımı için) ve Bykov vd. (2015) tarafından (Al-6Gd-8Zr alaşımı için) elde edilen diğer Al esaslı alaşımlardan daha yüksek çıkmıştır. Alaşımları seyreltme element ve içerik bakımından birbirine yakın olan alaşımların ısı difüzyon değerinde baskın rol oynayabilir. Alaşımımıza ait ısı difüzyon (α) değerlerin saf Al'dan (Touloukian vd., 1973) yüksek olması bu ifademizi desteklemektedir.

4.9 Sonuç

Bu çalışmada katılaştırma hızının, doğrusal olarak katılaştırılan Al-8.8La-1.2Ni alaşımının dendritik kol mesafeleri (λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2), ikincil dendrit kol mesafesinin kabalaşması (λ_{2C}) ve mekanik özellikleri (HV, σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{cys}) üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Ayrıca bu çalışmada, sıcaklığa bağlı olarak Al-8.8La-1.2Ni alaşımının termal iletkenliği (K), erime entalpisi (ΔH), özısı (Cp) ve ısı difüzyonu (α) gibi termal özellikleri incelenmiştir. Elde edilen bazı sonuçlar şu şekilde özetlenmiştir:

1. 8.3–166 $\mu\text{m/s}$ katılaştırma hızı aralığında katılaştıran numunelerde başlıca üç faz gözlenmiştir. Bunlar dendritik α -Al fazı ve ötektik $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni IMC fazlardır. Dendritler arası bölgede bulunan $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ ve Al_3Ni IMC fazları, alaşım numunelerinin mekaniksel özelliklerinin iyileştirilmesine büyük katkı sağlamıştır.
2. Katılaştırma hızının 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 166 $\mu\text{m/s}$ 'ye artmasıyla mikroyapıda bir küçülme yani dendritik morfolojide incelme gözlenirken, mikrosertlik, çekme ve basma gibi mekanik özelliklerde ise bir artış gözlenmiştir.
3. Dendritik kol mesafeleri (λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2) katılaştırma hızı (V) arttıkça azalmıştır. Bu parametreler arasındaki ilişkiler sırasıyla $\lambda_{1B}=562.34V^{-0.32}$, $\lambda_{1E}=376.70V^{-0.35}$ ve $\lambda_2=86.69V^{-0.40}$ olarak elde edilmiştir.
4. Mevcut kabalaşma mekanizmalarından mekanizma III (kol parçalanması) bu çalışmada kabalaştırma işleminde önemli rol oynamıştır. Bu kabalaşma mekanizmasında, bazı ikinci kolların kökünde bir boyun oluşmuş ve bu kol dendrit gövdesinden ayrılarak zamanla küresel hale gelene kadar (1-2 dak.) devam etmiştir.
5. İkincil dendritik kol mesafesi (SDAS), katılaştırma hızına büyük bir oranda bağlıdır ve katılaştırma hızının 8.3 $\mu\text{m/s}$ 'den 83 $\mu\text{m/s}$ 'ye arttırılmasıyla, SDAS 60 μm 'den 25 μm 'ye azalmıştır.

6. Ayrıca artan V değerleri için t_f değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir. Katılaştırma hızı $8.3 \mu\text{m/s}$ 'den $83 \mu\text{m/s}$ 'ye yükselirken, en kaba λ_2 değerleri için bölgesel katılaşma süresi değerleri 82 s 'den 7 s 'ye düşmüştür.
7. λ_{2C} ve t_f arasındaki deneysel ilişkiler, her bir katılaştırma hızı ($8.3, 16.6, 41.5$ ve $83.0 \mu\text{m/s}$) için sırasıyla $\lambda_{2C}=11.38 t_f^{0.37}$, $\lambda_{2C}=8.97 t_f^{0.43}$, $\lambda_{2C}=9.41 t_f^{0.46}$ ve $\lambda_{2C}=9.77 t_f^{0.47}$ olarak elde edilmiştir. Elde edilen bu deneysel bağıntılar endüstriyel ölçekte kullanılabilir.
8. Yapılan çalışma için elde edilen üstel değerler ($0.37, 0.43, 0.46$ ve 0.47), Rappaz ve Boettinger modeli tarafından önerilen 0.33 üstel değeri ve diğer araştırmacılar tarafından elde edilen üstel değerler aralığı ($0.33-0.47$) ile iyi bir uyum içindedir.
9. Katılaştırma hızının artan değerlerine göre HV , σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{ucs} ve σ_{cys} değerleri sırasıyla $287, 43, 33, 180$ ve 95 MPa 'dan $419, 84, 56, 240$ ve 153 MPa 'a artmıştır. Bu parametreler arasındaki ilişkiler sırasıyla $HV_B=174.90V^{0.16}$, $HV_E=220.09V^{0.13}$, $\sigma_{uts}=28.44V^{0.2}$, $\sigma_{tys}=22.06V^{0.2}$ ve $\sigma_{cys}=67.88V^{0.15}$ olarak elde edilmiştir.
10. Benzer şekilde mikroyapı parametrelerinin (λ_{1B} , λ_{1E} ve λ_2) değerleri sırasıyla $287.89, 177.46$ ve $35.44 \mu\text{m}$ 'den $107.67, 60.92$ ve $11.24 \mu\text{m}$ 'ye azalırken ise HV , σ_{uts} , σ_{tys} , σ_{ucs} ve σ_{cys} değerleri de artmıştır. Bu parametreler arasındaki bağıntılar sırasıyla $HV_B=4343.10\lambda_{1B}^{-0.50}$, $HV_E=1782.78\lambda_{1E}^{-0.35}$, $HV_B=1064.14\lambda_2^{-0.40}$, $\sigma_{uts}=1527.91\lambda_{1B}^{-0.6}$, $\sigma_{uts}=843.14\lambda_{1E}^{-0.5}$, $\sigma_{uts}=259.83\lambda_2^{-0.5}$, $\sigma_{tys}=607.15\lambda_{1B}^{-0.5}$, $\sigma_{tys}=370.34\lambda_{1E}^{-0.5}$, $\sigma_{tys}=139.54\lambda_2^{-0.4}$, $\sigma_{cys}=1401.52\lambda_{1B}^{-0.47}$, $\sigma_{cys}=905.94\lambda_{1E}^{-0.44}$, $\sigma_{cys}=370.25\lambda_2^{-0.38}$ olarak elde edilmiştir.
11. Çalışılan alaşımın sıcaklığa bağlı termal iletkenliği (K) karşılaştırmalı kesme çubuk yöntemi kullanılarak belirlenmiştir. Al-8.8La-1.2Ni alaşımının termal iletkenlik değeri artan sıcaklıkla (308 K 'den 773 K 'e) doğrusal olarak 185 W/mK 'den 143 W/mK 'ne azalmıştır. Bu sıcaklık aralığı için iletkenlik değerinde yaklaşık % 23' lük bir azalma görülmüştür. Çalışılan alaşım için K - T değişim eğrisinden sıcaklık katsayısı (α_{TTC}) değeri ($-4.86 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$), belirlenmiştir.

12. İncelenen alaşım için 914.7 K sıcaklığında erime başladı ve 939.2 K sıcaklığında ise erime tamamen tamamlanmıştır. Erime entalpisi ve öz ısı değerleri sırasıyla 280.9 J/g ve 0.422 J/gK olarak hesaplanmıştır.

13. Çalışılan alaşım için Neumann-Kopp Kuralı'na (NKR) göre artan sıcaklıkla (308 K'den 773 K'ne) hesaplanan C_p değerleri (0.32 J/gK'den 0.41 J/gK'e) yükselirken, yine artan sıcaklıkla ısı difüzyon değerleri ($142.78 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 'den $110.51 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 'ye) azalmıştır.



KAYNAKLAR

Acer, E., Çadırılı, E., Erol, H. and Gündüz, M., “Effect of growth rate on the microstructure and microhardness in a directionally solidified Al-Zn-Mg alloy”, **Metall. Mater. Trans. A** 47, 3040–3051, 2016.

Acer, E., Çadırılı, E., Erol, H., Kaya, H. and Gündüz, M., “Effects of growth rates and compositions on dendrite arm spacings in directionally solidified Al-Zn alloys”, **Met. Mater. Trans. A** 48, 5911-5923, 2017.

Aker, A., Engin, S., Yilmazer, İ. and Kaya, H., “Influence of the growth rate on physical properties in the aluminum-antimony eutectic alloy”, **Int. J. Mater. Eng. Tech.** 9, 59-76, 2013.

Araujo, I.J.C., Silva, B. L., Spinelli, J.E. and Garcia, A., “Evolution of eutectic spacing during unidirectional solidification of Al-Ni alloys”, **Mat. Res.** 14(2), 268-273, 2011.

Backerud, L., Krol, E. and Tamminen, J., Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Vol. 1: Wrought Alloys, **AFS/Skanaluminium**, Oslo, 1986.

Baek, Y., Yonghwan, R. and Yong, K., “Structural characterization of β -SiC nanowires synthesized by direct heating method”, **Mat. Sci. Eng. C** 26, 805–808, 2006.

Bamberger, M., Weiss, B.Z. and Stupel, M.M., “Heat flow and dendritic arm spacing in chill-cast Al-Si alloys”, **Mater. Sci. Technol.** 3, 49–56, 1987.

Bao, C.M., Dahlborg, U., Adkins, N. and Calvo-Dahlborg, M., “Structural characterisation of Al-Ni powders produced by gas atomisation”, **J. Alloys Compd.** 481, 199–206, 2009.

Bardes, B.P. and Flemings, M.C., “Dendrite arm spacing and solidification time in a cast aluminum-copper alloy”, *AFS Trans.* 74, 406–412, 1966.

Bayram, Ü. and Maraşlı, N., “Thermal conductivity and electrical resistivity dependences on growth rate in the directionally solidified Al-Cu-Ni eutectic alloy”, *J. of Alloys and Compounds* 753, 695-702, 2018.

Berkdemir, A. and Gündüz, M., “Microstructural response to growth rate and Mg additions during directional growth of Al-Cu-Mg alloys”, *Mater. Sci. Forum* 649, 425-30, 2010.

Bethencourt, M., Botana, F.J., Calvino, J.J., Marcos, M. and Rodriguez-Chacon, M.A., “Lanthanide compounds as environmentally-friendly corrosion inhibitors of aluminium alloys: a review”, *Corros. Sci.* 40, 1803–1819, 1998.

Bhat, M.S., Poirier, D.R. and Heinrich, J.C., “Permeability for cross flow through columnar dendritic alloys.”, *Metall. Mater. Trans. B* 26, 1049-1056, 1995.

Binkele, L. and Brunen, M., Thermal Conductivity, Electrical Resistivity and Lorenz Function Data for Metallic Elements in the Range 273 to 1500 K, Report No. JU” L-3006, *Forschungszentrum Julich*, 1994.

Bouchard, D. and Kirkaldy, J.S., “Prediction of dendrite arm spacings in unsteady- and steady-state of unidirectionally solidified binary alloys”, *Metall. Mater. Trans. B* 28, 651–63, 1997.

Böyük, U., “Physical and mechanical properties of Al–Si–Ni eutectic alloy”, *Met. Mater. Int.* 18, 933–938, 2012.

Bradley, A.J. and Taylor, A., “XCIX. The crystal structures of Ni_2Al_3 and NiAl_3 ”, *Philos. Mag. J. Sci.* 23, 1049–67, 1937.

Brandes, E.A., Smithells Metals Reference Book, 5th Edition, *Butterworth&Co.Ltd.*, London&Boston, 1976.

Bykov, V., Uporov, S., Kulikova, T., “Thermal conductivity of Al-Gd-TM glass-forming alloys”, *Trans. Nonferr. Metal. Soc. China* 25, 1911-1916, 2015.

Cante, M.V., Spinelli, J.E., Cheung, N. and Garcia, A., “The correlation between dendritic microstructure and mechanical properties of directionally solidified hypoeutectic Al-Ni alloys”, *Met. Mater. Int.* 16, 39-49, 2010.

Changhu, X., Colby, J., Heng, B. and Jeffrey, P., “Uncertainty analysis on the design of thermal conductivity measurement by a guarded cut-bar technique”, *Meas. Sci. Technol.* 22, 075702, 2011.

Chen, M. and Kattamis, T.Z., “Dendrite coarsening during directional solidification of Al-Cu-Mn alloys”, *Mater. Sci. Eng. A.* 247 (1-2), 239–247, 1998.

Chen, R., Shi, Y.F., Xu, Q.Y. and Liu, B.C., “Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 24(6), 1645–1652, 2014.

Choi, S.W., Cho, H.S. and Kumai, S., “Effect of the precipitation of secondary phases on the thermal diffusivity and thermal conductivity of Al-4.5Cu alloy”, *J. Alloys Compd.* 688, 897-902, 2016.

Chu, M. G., Shiohara, Y. and Flemings, M .C., “Solidification of highly undercooled Sn- Pb alloy droplets”, *Met. Trans. A* 15A, 1303–1310, 1984.

Collini, L., Nicoletto, G. and Konecna, R., “Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron”, *Mater. Sci. Eng. A.* 488 (1-2), 529–539, 2008.

Cool, T. and Voorhees, P.W., “The evolution of dendrites during coarsening: Fragmentation and morphology”, *Acta Mater.* 127, 359–367, 2017.

Cruz, K.S., Spinelli, J.E., Ferreira, I.L., Cheung, N. and Garcia, A., “Microstructural development in Al-Sn alloys directionally solidified under transient heat flow conditions”, *Mat. Chem. Phys.* 109, 87-98, 2008.

Çadırılı, E., Ülgen, A. and Gündüz, M., “Directional solidification of the aluminium-copper eutectic alloy”, **Mater. Trans. JIM** 40, 989–996, 1999.

Çadırılı, E., Kaya, H. and Gündüz, M., “Effect of growth rates and temperature gradients on the lamellar spacing and the undercooling in the directionally solidified Pb-Cd eutectic alloy”, **Mat. Res. Bull.** 38, 1457-1476, 2003.

Çadırılı, E. “Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-rich Al-Cu alloys”, **Met. Mater. Int.** 19, 411–422, 2013.

Çadırılı, E., Yilmazer, İ., Şahin, M. and Kaya, H., “Investigation of the some physical properties of the directionally solidified Al–Cu–Co ternary eutectic alloy”, **Trans. Indian Inst. Metals** 68, 817-827, 2015.

Çadırılı, E., Aker, A., Kaygısız, Y. and Şahin, M., “Influences of growth velocity and Fe content on microstructure, microhardness and tensile properties of directionally solidified Al-1.9Mn-xFe ternary alloys”, **Mat. Res.** 20, 801-813, 2017.

Çadırılı, E., Nergiz, E., Kaya, H., Büyük, U., Şahin, M. and Gündüz, M., “Effect of growth velocity on microstructure and mechanical properties of directionally solidified 7075 alloy”, **Int. J. Cast Metals Res.** 33, 11-23, 2020.

Çadırılı, E., Üstün, E., Büyük, U., Kaya, H., “Determination of the thermal properties of Al-Zn-Mg alloy”, **Kovove Materialy-Metallic Materials** 59, 59-68, 2021.

Dantzer, P., “Static, dynamic and cycling studies on hydrogen in the intermetallics LaNi_5 and $\text{LaNi}_{4.77}\text{Al}_{0.22}$ ”, **J. Less-Common Met.** 131, 349-363, 1987.

Dantzig, J.A. and Rappaz, M., Solidification, **EPFL Press**, Lausan.- Switzerland, 2009.

Diepers, H. J., Beckermann, C. and Steinbach, I., “Simulation of convection and ripening in a binary alloy mush using the phase-field method”, **Acta Mater.** 47 (13), 3663–3678, 1999.

Donadoni, B., Gouveia, G.L., Garcia, A. and Spinelli, J.E., “A comparison of experimental time-secondary dendritic spacing and coarsening models for Al-Si-Cu alloys”, *J. Manuf. Process.* 54, 14–18, 2020.

Easton, M., Davidson, C. and John, D. St, “Effect of alloy composition on the dendrite arm spacing of multicomponent aluminum alloys”, *Metall. Trans. A*, 41 (6), 1528–1538, 2010.

Edwards, L. and Endean, M., “Manufacturing with Materials”, *The Open University Press*, Hong Kong., p.86-87, 1990.

Engin, S., Büyük, U. and Maraşlı, N., “The effects of microstructure and growth rate on microhardness, tensile strength, and electrical resistivity for directionally solidified Al-Ni-Fe alloys”, *J Alloys Compd.* 660, 23–31, 2016.

Erol, H., Çadırlı, E., Erol, E.A. and Gündüz, M., “Dependency of the thermal and electrical conductivity on temperatures and compositions of Zn in the Al-Zn alloys”, *Int. J. Cast Met. Res.* 32, 95-105, 2019.

Fan, J., Li, X., Su, Y., Guo, J. and Fu, H., “Dependency of microhardness on solidification processing parameters and microstructure characteristics in the directionally solidified Ti-46Al-0.5W-0.5Si alloy”, *J. Alloy. Comp.* 504, 60-64, (2010).

Feng, J., Huang, W.D., Lin, X., Pan, Q.Y., Li, T. and Zhou, Y.H., “Primary cellular/dendritic spacing selection of Al–Zn alloy during unidirectional solidification”, *J. Cryst. Growth* 197, 393–395, 1999.

Ferreira, A. F., Castroa, J.A. and Ferreira, L.O., “Predicting secondary-dendrite arm spacing of the Al-4.5wt%Cu alloy during unidirectional solidification”, *Materials Research* 20 (1), 68–75, 2016.

Ferreira, I.L., Moreira, A.L.S., Aviz, J.A.S., Costa, T.A., Rocha, O.L., Barros, A.S. and Garcia, A., “On an expression for the growth of secondary dendrite arm spacing during

non-equilibrium solidification of multicomponent alloys: Validation against ternary aluminum-based alloys”, *Journal of Manufacturing Processes* 35, 634–650, 2018.

Feurer, U. and Wunderlin, R., “Fachbericht der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde”, *Oberursel*, FRG, 1977.

Fife, J.L. and Voorhees, P.W., “The morphological evolution of equiaxed dendritic microstructures during coarsening”, *Acta Mater.* 57 (8), 2418–2428, 2009.

Flemings, M.C., “Microsegregation in iron-base alloys”, *J. Iron Steel Inst (London)* 208, 371–381, 1970.

Flemings, M.C., “Solidification processing”, *Metall. Trans. B.* 5, 2121–2134, 1974.

Flemings, M.C., Kattamis, T.Z. and Bardes, B.P., “Dendrite arm spacing in aluminum alloys”, *AFS Trans.* 176, 501–506, 1991.

Flemings, M.C., “Coarsening in solidification processing”, *Mater. Trans. A.* 46 (5), 895–900, 2005.

Flemings, M.C., Solidification processing, Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, *Cambridge*, MA, U.S.A., 2006.

Fourlakidis, V. and Dioszegi, “A generic model to predict the ultimate tensile strength in pearlitic lamellar graphite iron”, *Mater. Sci. Eng. A.* 618, 161–167, 2014.

Fu, J. W., Yang, Y. S., Guo, J. J. and Tong, W. H., “Effect of cooling rate on solidification microstructures in AlSi 304 stainless steel”, *Mat. Sci. Tech.* 24, 941–945, 2008.

Fuchs. A. H., Dendriten Morphologie, *Hamburg*, p.3–13, 1982.

Ganesan, S., Chan, C.L. and Poirier, D.R., “Permeability for flow parallel to primary dendrite arms”, *Mater. Sci. Eng. A* 151, 97–105, 1992.

Garcia, L.R., Peixoto, L.C., Osorio, W.R. and Garcia, A., “Globular-to-needle Zn-rich phase transition during transient solidification of a eutectic Sn-9%Zn solder alloy”, **Mater. Lett.** 63, 1314-1316, 2009.

Geçkinli, A., Metalografi (I. Kısım), **İstanbul: İTÜ Kütüphanesi**, 1989.

Godecke, T., Sun, W., Luck, R. and Lu, K., “Metastable Al-Nd-Ni and stable Al-La-Ni phase equilibria”, **Z. Metallkunde** 92(7), 717-722, 2001.

Gomes de Mesquita, A.H. and Buschow, K.H.J., “The crystal structure of so-called α -LaAl₄ (La₃Al₁₁)”, **Acta Crystall.** 22, 497–501, 1967.

Gopal, E.S.R., Specific Heats at Low Temperatures, **Plenum Press**, New York, 1966.

Grugel, R., “Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys”, **J. Mater. Sci.** 28, 677-683, 1993.

Gündüz, M., “The measurement of the solid-liquid, surface energy”, **Ph.D. Thesis Oxford University**, p. 1-3, 1984.

Gündüz, M. and Hunt, J.D., “The measurement of solid–liquid surface energies in the Al-Cu, Al-Si and Pb-Sn systems”, **Acta Metall.** 33, 1651-1672, 1985.

Gündüz, M. and Çadırılı, E., “Directional solidification of aluminium–copper alloys”, **Mat. Sci. Eng.A**, 327 (2), 167-185, 2002.

Gündüz, M., Kaya, H., Çadırılı, E. and Ozmen, A., “Interflake spacings and undercoolings in Al-Si irregular eutectic alloy”, **Mat. Sci. Eng. A** 369, 215–229, 2004.

Hamed, Q. S. and Elliott, R., “The Dependence of secondary dendrite arm spacing on solidification conditions-I. Untreated Al-7Si-0.5Mg alloys”, **Cast Metals** 6(1), 36-41, 1993.

Hamilton, C., Sommers, A. and Dymek, S., “A thermal model of friction stir welding applied to Sc-modified Al–Zn–Mg–Cu alloy extrusions”, *Inter. J. M. Tol. & Man.* 49, 230-238, 2009.

Hawthornthwaite, A., Rainforth, W.M. and Jones, H., “A novel microstructure in the Al-La-Ni ternary eutectic alloy”, *Scripta Mater.* 39 (10), 1371–1376, 1998.

He, J., Zeng, J.M. and Yan, A., “Effects of solidification parameters on SDAS of A357 alloy”, *Adv. Mater. Res.* 51, 85–92, 2008.

He, Y., Liu, J., Qiu, S., Deng, Z., Zhang, J. and Shen, “Microstructure evolution and mechanical properties of Al-La alloys with varying La contents”, *Mat. Sci. Eng.A* 701, 134–142, 2017.

Hernandez, A. J. and Jones, H., “Growth temperatures and microstructure selection during bridgman solidification of hypereutectic Al–La and Al–Ce alloys”, *J. Cryst. Growth* 208 (1-4), 442–448, 2000.

Hollomon, J .H. and Turnbull, D., *Trans. AIME* 803, September 1951.

Huang, L., Liu, S., Du, Y. and Zhang, C., “Thermal conductivity of the Mg-Al-Zn alloys: experimental measurement and CALPHAD modeling”, *Calphad* 62, 99-108, 2018.

Hull, A., “A new method of X-ray crystal analysis”, *Phys. Rev.* 10, 661–96, 1917.

Hunt, J.D., Solidification and casting of metals, *The Metal Society*, London, 3-9, 1979.

Hunt, J.D. and Lu, S.Z., “Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions”, *Metall. Trans. A* 27, 611-623, 1996.

Ilbagi, A., Henein, H. and Phillion, A.B., “Phase quantification of impulse atomized Al_{68.5}Ni_{31.5} alloy”, *J. Mater. Sci.* 46, 6235-6242, 2010.

Ilbagi, A., P. D., Swainson, I.P., Reinhart, G. and Henein, H., “Microstructural analysis of rapidly solidified aluminium–nickel alloys”, *Can. Metall. Quar.* 50, 295-302, 2011a.

Ilbagi, A., Khatibi, D.P., Henein, H., Lengsdorf, R. and Herlach, D. M., “Effect of cooling rate on solidification of Al-Ni alloys”, *J. Phys.: Confer. Series* 327, 012010, 2011b.

Inoue, A., Kohinata, M., Tsai, A. and Masumoto, T., “Mg–Ni–La amorphous alloys with a wide supercooled liquid region”, *Mat. Trans. JIM* 30, 378-381, 1989.

Jackson, K.A. and Hunt, J.D., “Transparend compounds that freeze like metals”, *Acta Metall.* 13, 1212-1215, 1965.

Jacome, P.A.D., Landim, M.C., Garcia, A., Furtado, A.F. and Ferreira, I.L., “The application of computational thermodynamics and a numerical model for the determination of surface tension and Gibbs-Thomson coefficient of aluminum based alloys”, *Thermochim. Acta* 523 (1-2), 142–149, 2011.

Kahlweit, M., “On the ageing of dendrites”, *Scripta Metall.*, 2 (5), 251–254 (1968).

Kakitani, R., Reyes, R.V., Garcia, A., Spinelli, J.E. and Cheung, N., “Relationship between spacing of eutectic colonies and tensile properties of transient directionally solidified Al-Ni eutectic alloy”, *J. Alloys Compd.* 733, 59–68, 2018.

Kalemtaş, A., Topateş, G., Bahadır, O., İşçi, P.K. Mandal, H., “Thermal properties of pressureless melt infiltrated AlN-Si-Al composites”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 23, 1304-1313, 2013.

Kammer, D. and Voorhees, P.W., “The morphological evolution of dendritic microstructures during coarsening”, *Acta Mater.* 54 (6), 1549-1558, 2006.

Kaplan, B., Hücresel ve Dendritik Katılaşma, Yüksek Lisans Tezi, *Erciyes Üniversitesi Fenbilimleri Enstitüsü*, p.1-11, Kayseri, Şubat 1987.

Kattamis, T.Z., “Influence of coarsening on dendrite arm spacing of aluminum-copper alloys”, *Trans. Metall. Soc. AIME* 239, 1504-1511, 1967.

Kattamis, T.Z., Coughlin, J.C. and Flemings, M.C., “Influence of coarsening on dendrite arm spacing of aluminum-copper alloys”, *T. Metall. Soc. AIME* 239, 1504–1511, 1967.

Kaya, H., Çadırlı, E., Büyük, U. and Maraşlı, N., “Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys”, *App. Surf. Sci.* 255, 3071-3078, 2008.

Kaya, H. and Aker, A., “Effect of alloying elements and growth rates on microstructure and mechanical properties in the directionally solidified Al–Si–X alloys”, *J. Alloys Compd.* 481, 199–206, 2009.

Kaya, H., Gündüz, M., Çadırlı, E. and Maraşlı, N., “Dependency of microindentation hardness on solidification processing parameters and cellular spacing in the directionally solidified Al based alloys”, *J. Alloys Compd.* 478, 281-286, 2009.

Kaya, H., Büyük, U., Çadırlı, E. and Maraşlı, N., “Measurements of the microhardness, electrical and thermal properties of the Al-Ni eutectic alloy”, *Mat. Design.* 34, 707-712, 2012.

Kaya, H., Büyük, U., Çadırlı, E. and Maraşlı, N., “Influence of growth rate on microstructure, microhardness and electrical resistivity of directionally solidified Al-wt %Ni hypo-eutectic alloy”, *Met. Mater. Int.* 19, 39-44, 2013.

Kaygısız, Y. and Maraşlı, N., “Microstructural, mechanical and electrical characterization of directionally solidified Al-Si-Mg eutectic alloy”, *J. Alloys Compd.* 618, 197-203, 2015.

Kim, Y.M., Choi, S.W. and Hong, S.K., “The behavior of thermal diffusivity change according to the heat treatment in Al-Si binary system”, *J. Alloys Compd.* 687, 54-58, 2016.

Kurz, W. and Fisher, D.J., “Dendrite growth at the limit of stability tip radius and spacing”, *Acta Metall.* 29, 11-20, 1981.

Li, B., Ph.D. Thesis, University of Connecticut, *Connecticut*, 2004.

Li, X. and Yu, J.J., “Modeling the effects of cu variations on the precipitated phases and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys”, *J. Mat. Eng.Perf.* 22(10), 2970–2981, 2013.

Li, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., Ravindran, C., Valtierra, S. and Doty H.W., “Parameters controlling the performance of AA319-type alloys: Part I. tensile properties”, *Mat. Sci. Eng. A* 367(1-2), 96–110, 2004.

Liang, D. and Jones, H., “The effect of growth velocity on growth temperature of the Al-Al₃Fe and Al–Al₆Fe eutectics”, *Z. Metallkunde* 83, 224–226, 1992.

Liao, H., Sun, Y. and Sun, G., “Correlation between mechanical properties and amount of dendritic α -Al phase in as-cast near-eutectic Al–11.6% Si alloys modified with strontium”, *Mat. Sci. Eng. A* 335 (1-2), 62–66, 2002.

Matache, G., Stefanescu, D. M., Puscasu, C., Alexandrescu, E. and Bührig-Polaczek, A., “Investigation of solidification microstructure of single crystal CMSX-4 superalloy- experimental measurements and modelling predictions”, *Int. J.Cast Metal. Res.* 28(6), 323-336, 2015.

Marsh, S.P. and Glicksman, M.E., “Overview of geometric effects on coarsening of mushy zones”, *Metall. Trans. A* 27 (3), 557–567, 1996.

Matache, G., Stefanescu, D. M., Puscasu, C. and Alexandrescu, E., “Dendritic segregation and arm spacing in directionally solidified CMSX-4 superalloy”, *Int. J. Cast Metal. Res.* 29(5), 303–316, 2016.

McCartney, D.G. and Hunt, J.D., “Measurements of cell and primary dendrite arm spacings in directionally solidified aluminium alloys”, *Acta Metall.* 29, 1851-1863, 1981.

Mehling, H., Hautzinger, G., Nilsson, O., Fricke, J., Hofmann, R. and Hahn, O., “Thermal diffusivity of semitransparent materials determined by the laser-flash method applying a new analytical model”, **Int. J. Thermophys.** 19, 941-949, 1998.

Mills, K.C., “Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys, national physical laboratory and ASM international”, **Woodhead Publishing Limited**, Cambridge, England, 2002.

Muhsin, J. J., Moneer, H.T. and Muhammed, A.M., “Effect of friction stir welding parameters (rotation and transverse) speed on the transient temperature distribution in friction stir welding of AA 7020-T53”, **J. Eng. App. Sci.** 7, 436-446, 2012.

Mullins, W.W. and Sekerka, R.F., “Morphological stability of a particle growing by diffusion or heat flow”, **J.App. Phys.** 34, 323, 1963.

Murthy, K.V.S., Girish, D.P., Keshavamurthy, R., Varol, T. and Koppad, P.G., “Mechanical and thermal properties of AA7075/TiO₂/Fly ash hybrid composites obtained by hot forging”, **Prog. in Natural Sci.: M. Inter.** 27, 474-481, 2017.

Neumann-Heyme, H., Shevchenko, N., Lei, Z., Eckert, K., Keplinger, O., Grenzer, J., Beckermann, C., and Eckert, S., “Coarsening evolution of dendritic sidearms: From synchrotron experiments to quantitative modeling”, **Acta Mater.** 146, 176–186, 2018.

Norlund, C.A. and Trivedi, R., “Eutectic interface configurations during melting”, **Metall. Trans. A** 31, 1261–1269, 2000.

Okamoto, T. and Kishitake, K., “Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys”, **J. Cryst. Growth** 29, 137–146, 1975.

Osorio, W.R., Gaulart, P.R., Santos, G.A., Neto, C.M. and Garcia, A., “Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al-9wt pct Si and Zn-237wt pct Al alloys”, **Metall. Mater. Trans. A** 37, 2525–2538, 2006.

Osorio, W. R., Rosa, D. M. and Garcia, A., “The roles of cellular and dendritic microstructural morphologies on the corrosion resistance of Pb-Sb alloys for lead acid battery grids”, **J.Power Sources** 175, 595-603, 2008.

Pandey, P., Makineni, S.K., Gault, B. and Chattopadhyay, K., “On the origin of a remarkable increase in the strength and stability of an Al rich Al-Ni eutectic alloy by Zr addition”, **Acta Mater.** 170, 205–217, 2019.

Pariona, M.M., Rugenski, J.K., Cante, M.V., Spinelli, J. E. and Garcia, A., “Thermal stress analysis of a directionally solidified Al-1wt%Ni alloy casting”, **Finite Elements in Analysis and Design** 46, 889-895, 2010.

Perepezko, J. H., “Nucleation in undercooled liquids”, **Mat. Sci. Eng.** 65, 125-135, 1984.

Porter, D.A. and Easterling, K.E., “Phase transformation in metals and alloys”, **Van Nostrand and Reinhold**, 1-17, 217-223, New York, 1984.

Rappaz, M. and Boettinger, W.J., “On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients”, **Acta Mater.** 47 (11), 3205–3219, 1999.

Ratke, L. and Thieringer, W.K., “The influence of particle motion on ostwald ripening in liquids”, **Acta Mater.** 33 (10), 1793–1802, 1985.

Ronto, V. and Roosz, A., “The effect of cooling rate and composition on the secondary dendrite arm spacing during solidification. Part I: Al-Cu-Si alloys”, **Int. J. Cast Metal. Res.** 13(6), 337-342, 2001a.

Ronto, V. and Roosz, A., “The effect of the cooling rate or the local solidification time and composition on the secondary dendrite arm spacing during solidification PART II: Al-Mg-Si alloys”, **Int. J. Cast Metal. Res.** 14(2), 131-135, 2001b.

Rosa, D. M., Spinelli, J. E., Ferreira, I. L. and A. Garcia, “Cellular/denritic transition and microstructure evolution during transient directional solidification of Pb-Sb alloys”, ***Metall. Mater. Trans. A*** 39, 2161-2174, 2008.

Rutter, J.W. and Chalmers, B.A., “Prismatic substructure formed during solidification of metals”, ***Can. J. Phys.*** p.31, 15, 1953.

Seetharaman, V. and Trivedi, R., “Eutectic growth: selection of interlamellar spacings”, ***Metall Trans. A*** 19, 2955–2964, 1988.

Silva, A.P., Spinelli, J.E. and Garcia, A., “Thermal parameters and microstructure during transient directional solidification of a monotectic Al-Bi alloy”, ***J. Alloys and Comp.*** 475, 347-351, 2009.

Siquieri, R., Doernberg, E., Emmerich, H. and Schmid-Fetzer, R., “Phase-field simulation of peritectic solidification closely coupled with directional solidification experiments in an Al–36 wt% Ni alloy”, ***J. Phys. Cond. Matter*** 21, 464112, 2009.

Sivarupan, T., Caceres, C.H. and Taylor, J.A., “Alloy composition and dendrite arm spacing in Al-Si-Cu-Mg-Fe alloys”, ***Metall. Trans. A*** 44 (9), 4071–4080, 2013.

Smith, L., The development and processing of novel aluminum powder metallurgy alloys for heat sink applications, ***Master’s thesis Dalhousie Univ.***, Halifax, Nova Scotia, 2013.

Smithells, C.J., General physical properties, Metals Reference Book, 7th ed., E.A. Brandes and G.B. Brook, Ed., ***Butterworth-Heinemann***, 1992.

Sun, Y., Andrews, W. B., Thornton, K. and Voorhees, P.W., “Self-similarity and the dynamics of coarsening in materials”, ***Sci. Reports*** 8 (1), 17940, 2018.

Sundquist, B. E. and Mondolfo, L. F., “Heterogeneous nucleation in the liquid-to-solid transformation in alloys”, ***Trans. AIME*** 221, 157, 1961.

Tang, H.P. , Wang, Q.D., Lei, C., Ye, B., Wang, K., Jiang, H.Y., Ding, W.J., Zhang, X.F., Lin, Z. and Zhang, J.B., “Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of an Al-5Mg-3Zn-1Cu cast alloy”, *J. Alloy and Compd.* 801,596-608, 2019.

Telli, A.I. and Kısakürek, S.E., “Effect of antimony additions on hardness and tensile properties of directionally solidified Al-Si eutectic alloy”, *J. Mat. Sci. Tech.* 4, 153-156, 1988.

Terzi, S., Salvo, L., Suery, M., Dahle, A. K. and Boller, E., “Coarsening mechanisms in a dendritic Al–10% Cu alloy”, *Acta Mater.* 58 (1), 20–30, 2010.

Thompson, C. V. and Spaepen, F., “Homogeneous crystal nucleation in binary metallic melts”, *Acta metall.* 31(12), 2021-2027, 1983.

Tiryakioğlu, M., “A simple model to estimate solidification time-dendrite arm spacing relationships in cast aluminum alloys with two major alloying additions: Application to the Al-Si-Cu system”, *Metall. Trans. A.* 50, 3030–3032, 2019.

Touloukian, Y.S., Powell, R.W., Ho, C.Y. and Klemens, P.G., Thermal conductivity metallic elements and alloys, vol. 1, *Plenum*, New York, 1970.

Touloukian, Y.S., Powell, R.W., Ho, C.Y. and Nicolaou, M.C., Thermophysical properties of matter, vol. 10, thermal diffusivity: Eds. Y.S. Touloukian, C.Y. Ho, *IFI/Plenum*, New York, 1973.

Tourret, D. and Gandin, C.A., “A generalized segregation model for concurrent dendritic, peritectic and eutectic solidification”, *Acta Mater.* 57, 2066–2079, 2009.

Tourret, D., Gandin, C.A., Volkman, T. and Herlach, D.M., “Multiple non-equilibrium phase transformations: Modeling versus electro-magnetic levitation experiment”, *Acta Mater.* 59, 4665–4677, 2011.

Trivedi, R., “Interdendritic spacing: part II. A comparison of theory and experiment”, *Metal Mater. Trans. A* 15, 977–982, 1984.

Trivedi, R. and Somboonsuk, K., “Constrained dendritic growth and spacing”, ***Mater. Sci. Eng.*** 65, 65–74, 1984.

Turnbull, D. and Fisher, J. C., “Rate of nucleation in condensed systems”, ***J. Chem. Phys.***, 17(1), 71-73, 1949.

Turnbull, D. and Cech, R. E., “Microscopic observation of the solidification of small metal droplets”, ***J. App. Phys.*** 21, 804, 1950.

Turnbull, D. J., “Formation of crystal nuclei in liquid metals”, ***J. Appl. Phys.*** 21, 1022-1029, 1950a.

Turnbull, D. J., “Isothermal rate of solidification of small droplets of mercury and tin”, ***J. Chem. Phys.*** 18, 768-775, 1950b.

Veldman, N.L.M., Dahle A.K., Stjohn D.H. and Arnberg L., “Dendrite coherency of Al-Si-Cu alloys”, ***Metall. Trans. A.***, 32, 147-155, 2001.

Wang, X., Hu, H. and Xu X., “Photo-acoustic measurement of thermal conductivity of thin films and bulk materials”, ***J. Heat Trans.*** 123, 138-144, 2000.

Wang, L.P., Kang, F.W., Guo, E.J. and Zhang, X.Y., “Role of single rare earths Ce, La and mischmetal in commercial pure aluminum”, ***J. Chin. Rare Earth. Soc.*** 21, 218-221, 2003.

Wang, J. and Yang, G., “Phase-field modeling of isothermal dendritic coarsening in ternary alloys”, ***Acta Mater.*** 56 (17), 4585-4592, 2008.

Wang, H.Y., An, Y.Q., Li, C.Y. and Chao, B., “The research progress of rare earth application in aluminum and aluminum alloys”, ***Chin. Rare Earth*** 33,74–80, 2012.

Wang, H., Dinwiddie, R.B., Gustavsson, M. and Gustafsson, S.E., “Infrared imaging during hot disk thermal conductivity measurements”, ***Therm. Cond.*** 28, 199-207, 2016.

Wei, G., Huang, P., Xu, C., Liu, D., Ju, X., Du, X. Xing, L. and Yang, Y., “Thermophysical property measurements and thermal energy storage capacity analysis of aluminum alloys”, ***Solar Energy*** 137, 66-72, 2016.

Wen, S., Liu, Y., Kaptay, G. and Du, Y., “A new model to describe composition and temperature dependence of thermal conductivity for solution phases in binary alloys”, ***J. Mat. Sci. Tech.*** 59, 72–82, 2020.

Xaman, J., Lira, L. and Arce, J., “Analysis of the temperature distribution in a guarded hot plate apparatus for measuring thermal conductivity”, ***Appl. Therm. Eng.*** 29, 617-623, 2009.

Yang, Q., Bu, F.Q., Meng, F.Z., Qiu, X., Zhang, D.P., Zheng, T., Liu, X.J. and Meng, J., “The improved effects by the combinative addition of lanthanum and samarium on the microstructures and the tensile properties of high-pressure die-cast Mg–4Al-based alloy”, ***Mat. Sci. Eng. A*** 628, 319–326, 2015.

Yılmaz, F. and Elliott, R., “The microstructure and mechanical properties of unidirectionally solidified Al-Si alloys”, ***J. Mat. Sci.*** 24, 2065-2070, 1989.

Young, K.P. and Kirkwood, D.H., “The dendrite arm spacings of aluminum-copper alloys solidified under steady-state conditions”, ***Metall. Trans. A*** 6, 197–205, 1975.

Zhang, C., Du, Y., Liu, S., Liu, S., Jie, W. and Sundman, B., “Microstructure and thermal conductivity of the as-cast and annealed Al-Cu-Mg-Si alloys in the temperature range from 25 °C to 400 °C”, ***Int. J. Thermophys.*** 36, 2869-2880, 2015.

Zheng, Y. and Wang, Z., “A novel periodic dendrite microstructure in Al–La binary alloy”, ***J. Crystal Growth*** 318, 1013–1015, 2011.

Zheng, Y.H., Wang, Z.D. and Zhang, S.M., “Microstructure of diphasic dendrite in Al–35% La alloy during solidification”, ***J. Cryst. Growth*** 362, 33–37, 2013.

EKLER

Ek-1 Stokiyometrik Hesaplamalar

Al-ağ.%8.8La-ağ.%1.2Ni alaşımını oluşturan elementlerin kütlece oranları katılaştırma işlemine başlamadan önce sitokiyometrik hesaplamalarla belirlenmiştir. (100gr üzerinden)

$$d_{Al} = 2.7 \text{ gr} / \text{cm}^3$$

$$d_{La} = 6.162 \text{ gr} / \text{cm}^3$$

$$d_{Ni} = 8.908 \text{ gr} / \text{cm}^3$$

$$V_{Al} = \frac{m_{Al}}{d_{Al}} = \frac{90 \text{ gr}}{2.7 \text{ gr} / \text{cm}^3} = 33.333 \text{ cm}^3$$

$$V_{La} = \frac{m_{La}}{d_{La}} = \frac{8.8 \text{ gr}}{6.162 \text{ gr} / \text{cm}^3} = 1.428 \text{ cm}^3$$

$$V_{Ni} = \frac{m_{Ni}}{d_{Ni}} = \frac{1.2 \text{ gr}}{8.908 \text{ gr} / \text{cm}^3} = 0.135 \text{ cm}^3$$

$$\frac{V_{Al}}{V_{La}} = \frac{33.333}{1.428} = 23.342$$

$$\frac{V_{Al}}{V_{Ni}} = \frac{33.333}{0.135} = 246.911$$

$$\frac{V_{La}}{V_{Ni}} = \frac{1.428}{0.135} = 10.578$$

$$\frac{V_{Ni}}{V_{La}} = \frac{0.135}{1.428} = 0.0945$$

$$V_{\text{grafit}} = \pi r^2 h = (3.14)(0.2 \text{ cm})^2 (16 \text{ cm}) = 2.0096 \text{ cm}^3$$

25 cm³'lük hacim için hesaplırsak,

$$25 \text{ cm}^3 = 23.342 V_{La} + V_{La} + 0.0945 V_{La}$$

$$V_{La} = 1.0231 \text{ cm}^3$$

$$25 \text{ cm}^3 = 246.911 V_{Ni} + V_{Ni} + 10.578 V_{Ni}$$

$$V_{Ni} = 0.0967 \text{ cm}^3$$

Ek-1 (Devam) Stokiyometrik Hesaplamalar

$$25\text{cm}^3 = V_{Al} + V_{La} + V_{Ni}$$

$$25\text{cm}^3 = V_{Al} + 1.0231\text{cm}^3 + 0.0967\text{cm}^3$$

$$V_{Al} = 23.8802\text{cm}^3$$

$$m_{Al} = d_{Al} \cdot V_{Al} = (2.7 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3}) \cdot (23.8802\text{cm}^3) = 64.477\text{gr}$$

$$m_{La} = d_{La} \cdot V_{La} = (6.162 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3}) \cdot (1.0231\text{cm}^3) = 6.304\text{gr}$$

$$m_{Ni} = d_{Ni} \cdot V_{Ni} = (8.908 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3}) \cdot (0.0967\text{cm}^3) = 0.861\text{gr}$$

$$m_{Toplam} = m_{Al} + m_{La} + m_{Ni}$$

$$m_{Toplam} = 64.477\text{gr} + 6.304\text{gr} + 0.861\text{gr}$$

$$m_{Toplam} = 71.642\text{gr}$$

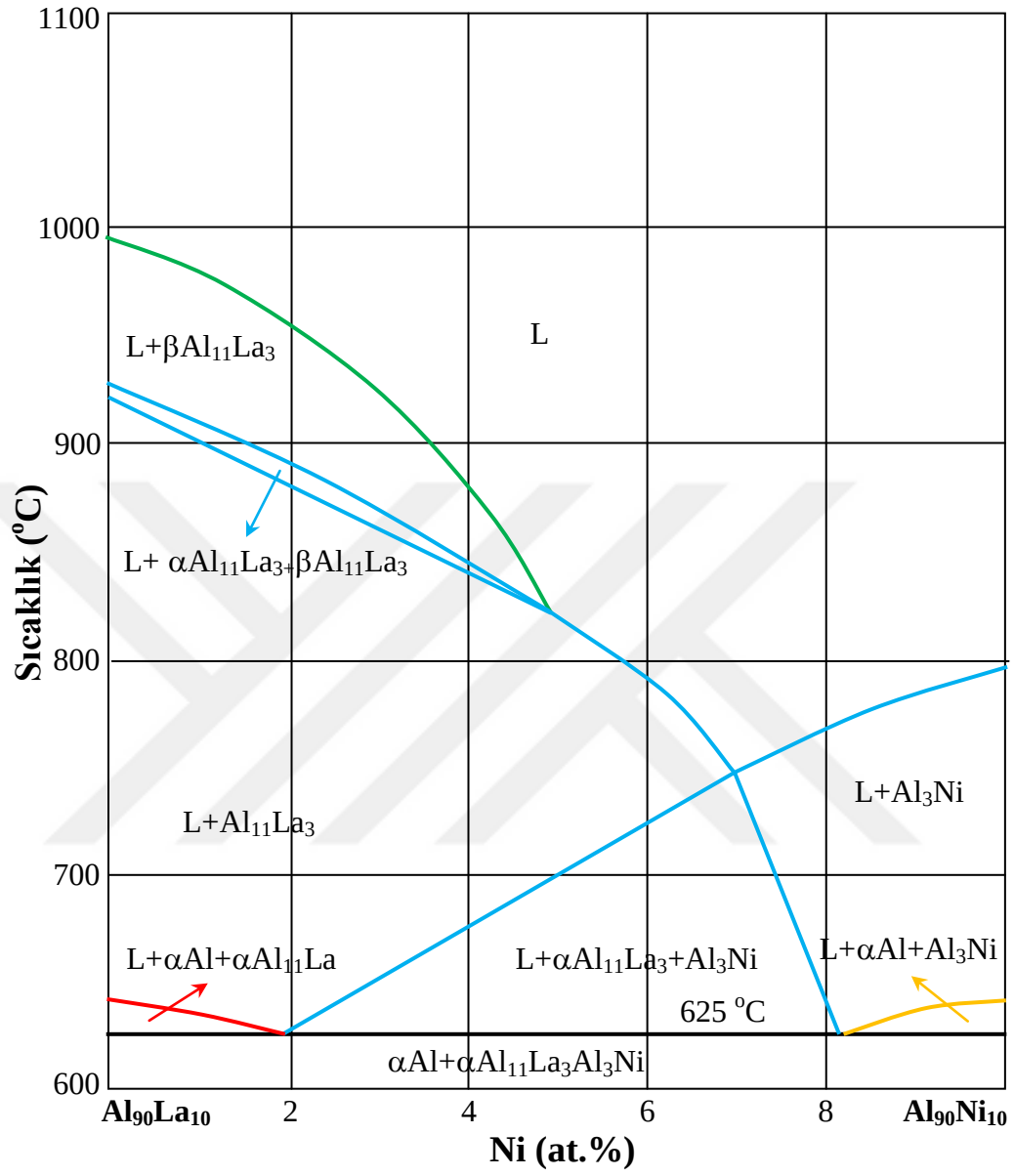
$$a\check{s}. \%Al = \frac{64.477}{71.642} = 0.8999 = \%90$$

$$a\check{s}. \%La = \frac{6.304}{71.642} = 0.0879 = \%8.8$$

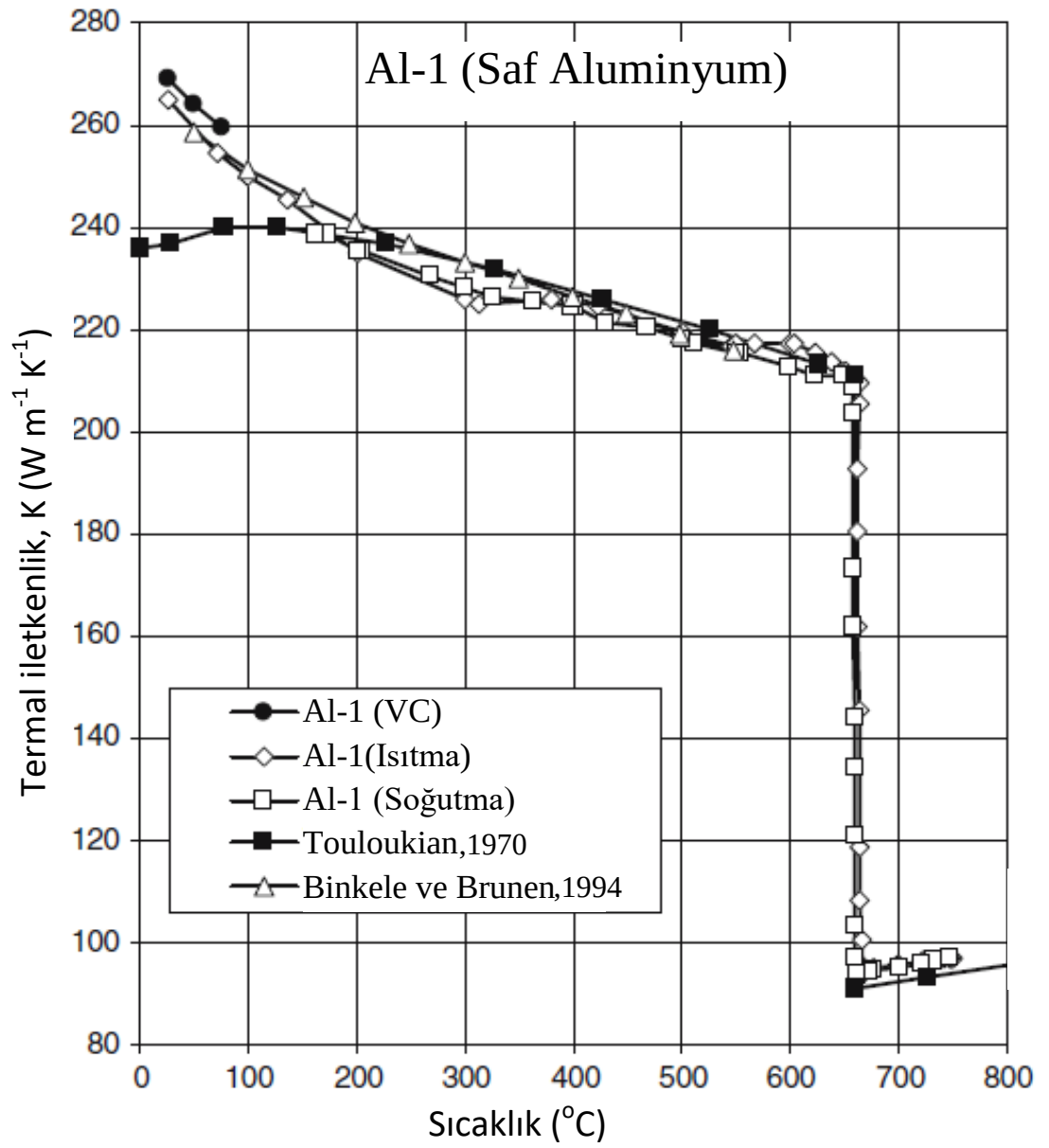
$$a\check{s}. \%Ni = \frac{0.861}{71.642} = 0.0120 = \%1.2$$

olarak hesaplanmıştır.

Ek-2 Al-La-Ni Alaşımına Ait Faz Diyagramı (Godecke vd., 2001)



Ek-3 Saf Alüminyumun Değişik Sıcaklıklardaki Termal İletkenlik Değerleri



Ek-4 Al-8.8La-1.2Ni Alaşımının XRD Analizi Sonucunda Elde Edilen Örgü Parametreleri

Faz	a (nm)	b (nm)	c (nm)	α (°)	β (°)	γ (°)	Kaynak
α -Al fazı (Kübik) (FCC)	0.405	0.405	0.405	90	90	90	(Hull, 1917)
Al ₁₁ La ₃ fazı (Ortorombik)	0.4431	1.3142	1.0132	90	90	90	(Gomes de Mesquita and Buschow, 1967)
Al ₃ Ni fazı (Ortorombik)	0.661	0.736	0.481	90	90	90	(Bradley and Taylor, 1937)

ÖZ GEÇMİŞ

Erkan ÜSTÜN tarihinde doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini tamamladı. yılında Selçuk Üniversitesi Eğitim Fakültesi Fizik Öğretmenliği Bölümü'nden mezun oldu. Aynı yıl Milli Eğitim Bakanlığı'nda Fizik Öğretmeni olarak çalışmaya başladı. yılında “Saydam Organik Alaşımaların Doğrusal Katılaştırılması ve Organik Mikroyapı Parametrelerinin Katılaştırma Parametrelerine Bağlı Olarak İncelenmesi” başlıklı tez çalışması ile Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim dalında yüksek lisansını tamamladı. Halen Milli Eğitim Bakanlığı'nda Uzman Fizik Öğretmeni olarak çalışmaktadır.

TEZ ÇALIŞMASINDAN ÜRETİLEN ESERLER

Bu tez çalışmasından, 3 (üç) adet uluslararası makale ile 1 (bir) adet uluslararası bildiri üretilmiştir. Bu üretilen çalışmalar aşağıda sunulmuştur.

Üstün, E. and Çadırılı, E., “Investigation of the microstructure and physical properties of directionally solidified ternary Al–8.8La–1.2Ni alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 855, 157331, 2021.

Üstün, E. and Çadırılı, E., “Effect of growth rate on coarsening of secondary dendrite arm spacing in directionally solidified of Al-8.8La-1.2Ni ternary alloy” *Archives of Metallurgy and Materials*, (Kabul Tarihi: 08 Şubat 2021, **Baskıda**).

Çadırılı, E. and Üstün, E., “Determination of the thermal properties of ternary Al-La-Ni cast alloy”, *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences (IJEMS)*, (Kabul Tarihi: 01 Eylül 2021, **Baskıda**).

Üstün, E. ve Çadırılı, E., “Kontrollü Doğrusal Katılaştırılan Al-La-Ni Üçlü Alaşımının Mikroyapısının Katılaştırma Hızına Bağlı Olarak Değişimi”, *4. Uluslararası Erciyes Bilimsel Araştırmalar Kongresi*, Kayseri-Turkey, 41-53, 16 - 17 Ekim 2020.

