

**ALÜMİNYUM KÖPÜK MALZEMELERİN  
TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİNDE  
ÜRETİM PARAMETRELERİNİN  
MALZEMENİN İŞLENEBİLİRLİĞİ ÜZERİNDEKİ  
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

**Cihat ENSARİOĞLU**



TC  
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ALÜMİNYUM KÖPÜK MALZEMELERİN  
TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİNDE  
ÜRETİM PARAMETRELERİNİN  
MALZEMENİN İŞLENEBİLİRLİĞİ ÜZERİNDEKİ  
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

**Cihat ENSARİOĞLU**

Prof. Dr. M. Cemal ÇAKIR  
(Danışman)

DOKTORA TEZİ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

BURSA – 2014

**Her Hakkı Saklıdır**

## TEZ ONAYI

Cihat ENSARİOĞLU tarafından hazırlanan “*Alüminyum köpük malzemelerin toz metalürjisi yöntemi ile üretiminde üretim parametrelerinin malzemenin işlenebilirliği üzerindeki etkilerinin incelenmesi*” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından oy birliği/oy çokluğu ile Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

**Danışman:** Prof. Dr. M. Cemal ÇAKIR

- |  |      |
|--|------|
| <b>Başkan:</b> Prof. Dr. M. Cemal ÇAKIR<br>UÜ Mühendislik Fakültesi,<br>Makine Mühendisliği Anabilim Dalı  | İmza |
| <b>Üye:</b> Prof. Dr. Agah UĞUZ<br>UÜ Mühendislik Fakültesi,<br>Makine Mühendisliği Anabilim Dalı          | İmza |
| <b>Üye:</b> Prof. Dr. Aslı HOCKENBERGER<br>UÜ Mühendislik Fakültesi,<br>Tekstil Mühendisliği Anabilim Dalı | İmza |
| <b>Üye:</b> Prof. Dr. Nurettin YAVUZ<br>UÜ Mühendislik Fakültesi,<br>Makine Mühendisliği Anabilim Dalı     | İmza |
| <b>Üye:</b> Doç. Dr. Ali ORAL<br>BAÜ Mühendislik-Mimarlık Fakültesi,<br>Makine Mühendisliği Anabilim Dalı  | İmza |

**Yukarıdaki sonucu onaylarım  
Prof. Dr. Ali Osman DEMİR**

**Enstitü Müdürü  
.. / 05 / 2014**

**UÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;**

- tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi,
- kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- ve bu tezin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı,

**beyan ederim.**

**27 / 02 / 2014**

**Cihat ENSARİOĞLU**



## ÖZET

Doktora Tezi

### ALÜMİNYUM KÖPÜK MALZEMELERİN TOZ METALÜRJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİNDE ÜRETİM PARAMETRELERİNİN MALZEMENİN İŞLENEBİLİRLİĞİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

**Cihat ENSARİOĞLU**

Uludağ Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

**Danışman:** Prof. Dr. M. Cemal ÇAKIR

Kapalı hücreli alüminyum köpük malzemeler; mukavemet/ağırlık oranlarının, bası yükleri karşısında mekanik enerji emme kabiliyetlerinin, ses ve ısı yalıtım kapasitelerinin, (polimerik köpük gibi malzemelere göre) ergime sıcaklıklarının, geri-dönüşüm oranlarının yüksek olması nedeniyle bilimsel ve teknolojik (ticari-askeri) alanda dikkat çeken yeni nesil malzemelerdir.

Bu çalışmada, toz metalürjisi yöntemiyle üretilen alaşımlı alüminyum köpüklerin (850 ve 7075) köpürme ve talaşlı imalat süreçleri araştırılmıştır. Köpürtme çalışmalarında, matris malzemenin benzetimli analizine dayanan kısımda, JMatPro ile, ergime-katılma aşamaları analiz edilmiştir. Köpürme ile ilgili deneysel kısımda, ilk olarak üretim faktörlerinin, malzemenin özelliklerini etkileyen ve bir kısmı görüntü analizi ile (ImageTool ile) bulunan şekilsel karakteristiklere (genleşme oranı, ortalama hücre alanı, dairesellik, kesit homojenliği) olan etkisi incelenmiş ve optimize edilmiştir. İkinci olarak ise, alaşım elementlerinin genleşme oranı ve kesit homojenliğine etkisi belirlenmiştir. Köpürtmede, Minitab ile yapılan deneysel tasarımlar (Taguchi, yanıt yüzey metodu -RSM-, karışım) kullanılmış ve sonuçlar bu programla analiz edilmiştir. Köpüklerin; XRD niteliksel faz analizi, SEM-EDX haritalama, SEM görüntüleme, mikro-sertlik ölçüm işlemleri yapılmıştır. Talaşlı imalat çalışmalarında; ilk olarak bazı kesme faktörlerinin (kesici takım tipi, kesme hızı, diş başına ilerleme) çeşitli değerleri denenmiş, ikinci olarak ise malzemenin alaşım oranları değiştirilerek denemeler yapılmış; işlenebilirliğin niteliksel değişimi (iş-parçasında sıvanma, takımda sıvanma, takım aşınması) araştırılmıştır.

Taguchi deneylerinde, 7075 ve 850 için; köpürtücü madde yüzdesi, ikinci sıkıştırma basıncı, genleştirme sıcaklık ve süresi en önemli faktörler olmuştur. 850 için, fırın ilk sıcaklığının düşük olması, makro-yapıyı iyileştirmiştir. 7075 için, kalite karakteristiklerinin istenen seviyelerine ait köpürtme faktörleri değerlerini tavsiye edecek ve köpürtücü madde yüzdesini düşürmek için de kullanılabilir bir model RSM ile elde edilmiştir. 850 için (benzetimli faz analiziyle de yorumlanabilecek şekilde); bakırın, genleşme oranı, nikelin ise kesit homojenliği anlamında belirleyici olduğu görülmüştür. XRD, SEM, SEM-EDX haritalama analizlerinde, suda soğutulmuş olsa da 850 referanslı alaşımlarda  $CuAl_2$  fazına rastlanmıştır. 850 referanslı alaşımlarda mikro-sertlik 40-60  $HV_{0,1}$  çıkmıştır. Talaşlı imalat deneylerinde; kesme hızının artmasının serbest yüzeydeki talaş yapışmalarını artırdığı, ilerlemedeki artışın ise azalttığı görülmüştür. Tüm alaşımlar için, iş-parçasında gözle görülür bir sıvanma gerçekleşmemiştir.

**Anahtar Kelimeler:** alaşımlı alüminyum köpükler, alaşım elementleri, deney tasarımı, benzetimli faz analizi, köpürtme, işlenebilirlik

2014, xv + 141 sayfa

## ABSTRACT

PhD Thesis

### INVESTIGATING THE INFLUENCE OF MANUFACTURING PARAMETERS ON MACHINABILITY OF ALUMINUM FOAMS PRODUCED THROUGH POWDER METALLURGY ROUTE

**Cihat ENSARİOĞLU**

Uludag University  
Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Department of Mechanical Engineering

**Supervisor:** Prof. Dr. M. Cemal ÇAKIR

Closed cell aluminum foams are new generation materials that are attractive to scientific community and technological applications (commercial-military) because of their high degrees of strength-to-weight ratio, ability to absorb mechanical energy, capacity of sound and heat insulation, melting temperature (with respect to materials like polymeric foams), recycling ratio.

In this study, foaming and machining of alloyed aluminum foams (850 and 7075) produced by powder metallurgy route were investigated. On foaming studies, in the section in which the simulation of matrix material was performed, JMatPro was employed to analyze the melting-solidification stages. In experimental section, first, the effect of manufacturing factors on morphological characteristics (expansion ratio, average cell area, circularity, section homogeneity), which affects material properties and some of which were found by image analysis (with ImageTool), were examined and optimized. Secondly, the effect of alloying elements on expansion ratio and section homogeneity was determined. In foaming, Minitab was utilized when designing the experiments (Taguchi, response surface methodology -RSM-, mixture) and analyzing the results. The foams were subjected to XRD qualitative phase analysis, SEM-EDX mapping, SEM imaging, micro-hardness measurement. On machining studies; first, some machining factors (cutting tool type, cutting speed, feed per tooth) were examined, secondly, trials were made with varying alloying elements ratios; and machinability was interpreted in a qualitative manner (smearing on workpiece and tool, tool wear).

In Taguchi experiments, for 7075 and 850; the most important factors were revealed as blowing agent percentage, secondary consolidation pressure, expansion temperature and time. For 850, the lower the initial furnace temperature the better the macro-structure was. For 7075, a linear model was obtained with RSM, with which foaming factor value recommendations for desired levels of quality characteristics can be drawn and also reductions on foaming agent percentage can be generated. For 850 (in a way that it can also be interpreted by phase simulation analyses); it was observed that Cu is the key element for expansion ratio and Ni was for section homogeneity. In 850-referenced alloys, phases of  $\text{CuAl}_2$  were encountered in XRD, SEM, SEM-EDX mapping analyses although the workpieces were water-cooled. The micro-hardness values for 850-referenced alloys were 40-60  $\text{HV}_{0.1}$ . In machining experiments; it was seen that increased cutting speed enhanced the chip smearing on tool flank face, while increased feed decreased it. For all the alloys studied, no smearing on workpiece was observed.

**Keywords:** alloyed aluminum foams, alloying elements, experimental design, phase analysis simulation, foamability, machinability

2014, xv + 141 pages

## ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

Bu tez çalışması, Uludağ Üniversitesi (UÜ) Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından desteklenen iki adet proje (UAP(M) 2001/30 ve KUAP(M) 2013/54) kapsamında ve UÜ Rektörlüğü'nce sağlanan laboratuvar alanında gerçekleştirilmiştir. Bursa ve çevre illerde bulunan sanayiden de malzeme ve donanım konusunda destek alınmıştır.

Öncelikle teknik ve moral desteğinden dolayı danışman hocam Prof. Dr. M. Cemal Çakır'a; ayrıca, izleme komitesindeki değerli hocalarım Prof. Dr. Agah Uğuz ve Prof. Dr. Aslı Hockenberger'e; ve sürekli yanımda olarak çalışma temposunda ilişkiler/sorumluluklar anlamında eksik bıraktığım yanları hoş gören aileme teşekkürü borç bilirim.

Ayrıca; önemli birikim ve yorumlarını esirgemeyen, devamlı bir abi-dost olan Mak. Müh. Hakan Çelik'e,

Maddi-manevi destekte bulunan Hüseyin Kölük şahsında Kölük ailesine; kesici takımları sağlayan Özgür İrfan şahsında InovaTools'a;

Kalıp malzemesi ve imalatı konusunda sağladıkları maddi desteğin yanında, gece geç saatlere kadar devam eden iş tempolarına rağmen ayırdıkları zaman ve gösterdikleri anlayış için Mak. Müh. Alper Bozkurt ve Mak. Müh. Mustafa Ayazlarlı şahsında Sedeso'ya; Vasfi Mutlu şahsında Dilek Makine'ya;

Kalıp ve donanım imalatı konusunda yardımcı olan KalıpTech'e, Expert Metal'e ve EMO Makina'ya;

Kalıp ısıl işlemi için Uddeholm-Assab'a; kalıp rezistansları için Isışah'a; magnezyum tozu için MME'ye; kalay tozu için Elit Madencilik'e; elektronik alanındaki çözümleri için Selami Balkan şahsında Rotek'e;

JMatPro'da yapılan benzetimli faz analizlerini üstlenen Onatus'a ve ilgisinden dolayı Onur Öztürk'e;

Laboratuvarında komşuluk yapan Makine Mühendisliği Atölyesi'ndeki abilerime;

Mikro-sertlik ölçümlerindeki sabırlı yardımlarından dolayı Arş. Gör. Mümin Tutar'a; mikro-yapı incelemeleri için numune hazırlamada yardımcı olan Kimya Müh. Haluk Yüce'ye;

İlgili projelerde beraber görev aldığımız ve özellikle mikro-yapı incelemelerinde olmak üzere pek çok konuda teknik destek ve yardımlarda bulunan Yrd. Doç. Dr. Rukiye Ertan'a;

Deney tasarımı konusunda güvensizliğimi aşmamı sağlayan Arş. Gör. Dr. Dilek Murat'a;

Talaşlı imalat deneyleri için, yoğun programlarına rağmen 2 gün ayıran Prof. Dr. İsmail Lazoğlu şahsında Koç Üniversitesi'ne ve işlemlerde bilgi, tecrübe, emek ve dostluğunu esirgemeyen Muzaffer Bütün'e;

Laboratuvar alanının yapılması çıkmaza girdiğinde çözüm sunan Prof. Dr. Adem Doğançın'e;

Kalıpcılık atölyesini paylaşan Öğr. Gör. İlyas Kaya şahsında UÜ TBMYO'ya ve bu konuda destek olmanın yanında çeşitli tecrübelerini de paylaşan Doç. Dr. Murat Yazıcı'ya;

Tez sürecindeki hoş görüşünden dolayı Arş. Gör. Özge Sivrioğlu'ya;

Proje yazım aşamasında bilgi ve tecrübesini paylaşan Yrd. Doç. Dr. Mustafa Kemal İşman, Doç. Dr. Gökhan Ekrem Üstün ve Arş. Gör. Dr. Gizem Karaca'ya;

Sonuç olarak, bu çalışmanın ortaya çıkmasına vesile olan, burada ismi geçen veya sehven geçmeyen; maddi desteğin dışında, insani alakalarını hediye eden, daha ötesini öğreneceklerine dair özgüvene ve ayrıca paylaşma arzusuna sahip olarak bilgi-tecrübelerini saklamayan tüm değerli dostlarıma ve yakınlarıma teşekkür etmek benim için bir vazifedir.

Deney tesisatının Temmuz.2013'te tamamlandığı düşünülünce, zaman-bütçe darlığından kaynaklanan ve Bölüm 5'in sonunda kısmen değinilen eksikliklerin sonraki çalışmalarda telafi edilmesine çalışılacaktır.

## İÇİNDEKİLER

	<b>Sayfa</b>
ÖZET .....	i
ABSTRACT .....	ii
ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR .....	iii
SİMGE ve KISALTMALAR DİZİNİ .....	v
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xiv
1. GİRİŞ .....	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI .....	3
3. MATERYAL ve YÖNTEM .....	33
3.1. Benzetimli Katılma Analizi .....	38
3.2. Köpürtme Deneyleri .....	38
3.2.1. Sürece ait eleme deneyleri .....	40
3.2.2. Süreç optimizasyonu .....	42
3.2.3. Karışım deneyleri ve optimizasyon .....	43
3.3. Talahlı İmalat Deneyleri .....	44
3.3.1. Sürece ait incelemeler .....	45
3.3.2. Alışım elementlerinin etkisine ait incelemeler .....	45
4. BULGULAR ve TARTIŞMA .....	46
4.1 Benzetimli Katılma Analizi .....	46
4.2 Köpürtme Deneyleri .....	55
4.2.1 Sürece ait eleme deneyleri .....	55
4.2.2 Süreç optimizasyonu .....	73
4.2.3 Karışım deneyleri ve optimizasyon .....	81
4.3 Talahlı İmalat Deneyleri .....	119
4.3.1 Sürece ait incelemeler .....	119
4.3.2 Alışım elementlerinin etkisine ait incelemeler .....	122
5. SONUÇ .....	127
KAYNAKLAR .....	131
ÖZGEÇMİŞ .....	140

## SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

### Simgeler

a	Kesme derinliği
$A_{ort}$	Ortalama hücre alanı
$Al_2O_3$	Alüminyum oksit (alümina)
$CaCO_3$	Kalsiyum karbonat (mermer)
D	Dairesellik
$f_z$	Diş başına ilerleme
HF	Hidroflorik asit
HM	Kesit homojenliği
$K_f$	Fırın koşulu
$K_{kg}$	Kademeli genleştirme koşulu
$K_{oAL}$	Alüminyum oksitleme koşulu
$K_{oKM}$	Köpürtücü madde oksitleme koşulu
$K_s$	Sıkıştırma koşulu
$K_t$	Tavlama koşulu
$\lambda$	Eğim/helis açısı
$\mu V$	Mikrovolt
$O_g$	Genleşme oranı
$P_{s2}$	İkinci sıkıştırma basıncı
S/G	Sinyal-gürültü
$S_g$	Genleştirme süresi
$SiO_2$	Silisyum oksit (silika)
$S_k$	Karıştırma süresi
$S_{s2}$	İkinci sıkıştırma süresi
$T_g$	Genleştirme sıcaklığı
$TiH_2$	Titanyum hidrür
$TiO_2$	Titanyum dioksit (rutil)
$T_{s2}$	İkinci sıkıştırma sıcaklığı
V	Kesme hızı
$Y_{KM}$	Köpürtücü madde yüzdesi

### Kısaltmalar

%ağr	Ağırlık yüzdesi
%at	Atom yüzdesi
ANOVA	Varyans analizi
BES	Geri saçılmış elektron gölge görüntüsü
CCT	Sürekli-soğuma-dönüşüm
DT	Diferansiyel termal
EDX	Enerji dağınımlı x-ışınları görüncü gözlemi
G-P	Guinier-Preston
RSM	Yanıt yüzey metodu
SEM	Taramalı elektron mikroskobu

## **Kısaltmalar**

TG  
TTT  
XRD

## **Açıklama**

Termo-gravimetrik  
Zaman-sıcaklık-dönüşüm  
X-ışını kırınımı

## ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
<b>Şekil 1.1.</b> Alüminyum esaslı köpük malzeme	1
<b>Şekil 2.1.</b> Köpük halde AlMg4Si8 alaşımı (Helwig ve ark. 2011)	3
<b>Şekil 2.2.</b> Alüminyum esaslı köpük malzemenin endüstride kullanımına bazı örnekler: <b>(a)</b> Otomotivde A-B sütunları, <b>(b)</b> Otomotivde çarpışma kutuları (crash-box), <b>(c)</b> Otomotivde motor bağlantı mesnetleri, <b>(d)</b> Demiryolu endüstrisinde taban döşemeleri, <b>(e)</b> Savunma endüstrisinde patlamaya karşı zırhlar (Banhart 2007, Stöbener ve Rausch 2009, Schaeffler ve ark. 2005)	4
<b>Şekil 2.3.</b> Alüminyum esaslı köpüklere istenilen 3-boyutlu şekillerin verilmesi için kullanılan mevcut 3 yöntem: <b>(a)</b> Kalıp içerisinde son-şekle-yakın köpürtme, <b>(b)</b> Kullanılacağı profil içerisinde köpürtme, <b>(c)</b> Küçük küreler halinde köpürtüp kullanılacağı profilin içerisine doldurma (APM teknolojisi) (Stöbener ve Rausch 2009)	11
<b>Şekil 2.4.</b> Farklı sıcak presleme sıcaklıklarında hazırlanmış AlSi <sub>7</sub> alaşımlarının genleşme eğrileri. Grafiğin altında, sıcak preslenmiş öncü malzemelerin mutlak ve bağıl yoğunlukları verilmiştir (tam yoğun alaşımın teorik yoğunluğu = 2,68 g/cm <sup>3</sup> ) (Duarte ve Banhart 2000)	14
<b>Şekil 2.5.</b> Köpürme sonucu elde edilen AlSi <sub>7</sub> alaşımına ait mikro-yapıda görülen tipik Al-Si alaşımı yapısı ( $\alpha$ -Al tanecikleri ve heterojen Al-Si bölgeleri) (Duarte ve Banhart 2000)	14
<b>Şekil 2.6.</b> 3 farklı TiH <sub>2</sub> tozu için yapılan; <b>(a)</b> Termo-gravimetrik ve <b>(b)</b> Diferansiyel termal analiz sonuçları (Kadoi ve ark. 2009)	16
<b>Şekil 2.7.</b> Bazı alaşımların köpürme sürecine ait sıcaklık değerleri (Alaşımlar için verilen sütunlar, ergime-katılma sıcaklığı aralığını; köpürtücü ajan için verilen sütunlar ise, TiH <sub>2</sub> 'den ve saf alüminyum ile TiH <sub>2</sub> içeren öncü malzemedan hidrojen çıkma sıcaklığının başlangıç ve en üst seviyeleri ile ilgili aralığı göstermektedir. Değerler, işlem görmemiş ve 480 °C'de 180 dak ön-işlem görmüş TiH <sub>2</sub> için verilmiştir.) (Matijasevic ve Banhart 2006)	18
<b>Şekil 2.8.</b> İşlem görmüş ve görmemiş TiH <sub>2</sub> 'ye ait SEM ve element haritalama görüntüleri (Kadoi ve ark. 2009)	19

- Şekil 2.9.** Farklı durumdaki TiH<sub>2</sub> tozlarıyla köpürtülmüş AlSi6Cu4 alaşımı: (a) işlem görmemiş TiH<sub>2</sub> ile (gözeneklilik G=%53), (b) 440 °C’de 180 dak işlem görmüş TiH<sub>2</sub> ile (G=%56), (c) 480 °C’de 180 dak (G=%61), (d) 520 °C’de 90 dak (G=%60), (e) 520 °C’de 180 dak (G=%57) (Matijasevic-Lux ve ark. 2006); (f-h) İşlem görmemiş TiH<sub>2</sub> ile, (i-l) 520 °C’de 180 dak işlem görmüş TiH<sub>2</sub> ile (numune genişliği 36 mm) (Matijasevic ve Banhart 2006) 20
- Şekil 2.10.** (a) Bir Al-Si alaşımında bulunan α-Al katı eriyik fazı (beyaz), metallar-arası fazlar (açık gri) ve birincil Si çökeltisi (koyu gri) (Lasa ve Rodriguez-Ibabe 2001), (b) Bir Al-Sc-Zr alaşımındaki Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)-dispersoid parçacıklar (Anonim 2012a) 29
- Şekil 2.11.** Reçineyle kürlenmiş Al-köpüklerin optik mikroskop görüntüleri (şekildeki ok, yapıdaki büzülme gözeneklerini göstermektedir) (Mukherjee 2010) 30
- Şekil 2.12.** Alüminyum bir kabukla kaplanmış bir Al köpük (alt kısım: kaplama öncesi, orta kısım: termal püskürtme sonrası, üst kısım: ince işlem sonrası) (Banhart 1999) 32
- Şekil 3.1.** Alüminyum esaslı metal köpük üretim prosedürü: (a) Metal tozları (Al ve alaşım elementleri) ve köpürtücü madde (TiH<sub>2</sub>) tozu, (b) Belirli kütle oranlarında mekanik karıştırma, (c) Preste sıkıştırma, (d) Fırında köpürtme 33
- Şekil 3.2.** Makine mühendisliğinde kurulan metal köpük laboratuvarı: (a) Pres (sıcak kalıp dâhil) ve fırın, (b) Elek, karıştırıcı ve terazi 34
- Şekil 3.3.** Termal-çiftle ölçülen numune (7075) sıcaklığına göre veri-kaydedicide çizilen grafik: (a) K<sub>f</sub>=100 °C, (b) K<sub>f</sub>=550 °C (S<sub>g</sub> ölçümünün başladığı sıcaklık -635 °C- kesikli çizgilerle işaretlenmiştir.) 39
- Şekil 3.4.** ImageTool programı ve köpük makro-yapısının analizi (kalibrasyon öncesi) 40
- Şekil 3.5.** Kullanılan kesici takım tipleri: (a) 256 (λ=22°, Ø<sub>1</sub>=10 mm, Ø<sub>2</sub>=10 mm, L<sub>1</sub>=72 mm, L<sub>2</sub>=19 mm), (b) 402 (λ=55°, Ø<sub>1</sub>=10 mm, Ø<sub>2</sub>=10 mm, L<sub>1</sub>=72 mm, L<sub>2</sub>=22 mm) 45
- Şekil 4.1.** 850 alaşımıyla ilgili ikili ve üçlü faz diyagramları: (a) Al-Sn (Dikusar 2011), (b) Al-Cu, (c) Al-Ni, (d) Al-Ti, (e) Sn-Cu, (f) Sn-Ni (Anonim 2014a-e), (g) Cu-Ni (Gupta 2009), (h) Fe-Ni-Al (Raynor ve Waldron 1948) 46



	<b>Sayfa</b>
<b>Şekil 4.2.</b> Benzetimli katılma analizinde 850 alaşımının referans alınması ile elde edilen farklı alaşımların karşılaştırılması	52
<b>Şekil 4.3.</b> Benzetimli katılma analizinde 7075 ve 850 alaşımlarının karşılaştırılması	53
<b>Şekil 4.4.</b> Taguchi deneylerinde elde edilen 850 alaşımı numunelerin birlikte görünümü	57
<b>Şekil 4.5.</b> Taguchi deneylerinde elde edilen 850 alaşımı numunelerin birlikte görünümü (kesilmiş)	58
<b>Şekil 4.6.</b> Görüntü analizi için hazırlanmış bir numune (14 numara): (a) Orijinal, (b) Siyah-beyaz, (c) Siyah-beyaz (ters) (850)	58
<b>Şekil 4.7.</b> Taguchi deneylerinde elde edilen 850 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek Og 11 numaralı numunede, en düşük $A_{ort}$ 8 numaralıda, en yüksek D ve HM 9 numaralıda sağlanmıştır.)	59
<b>Şekil 4.8.</b> Og için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı grafikleri (850)	61
<b>Şekil 4.9.</b> Og için Taguchi analizi: ortalama değerler grafikleri (850)	64
<b>Şekil 4.10.</b> Taguchi deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numunelerin birlikte görünümü	66
<b>Şekil 4.11.</b> Taguchi deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numunelerin birlikte görünümü (kesilmiş)	67
<b>Şekil 4.12.</b> Görüntü analizi için hazırlanmış bir numune (16 numara): (a) Orijinal, (b) Siyah-beyaz, (c) Siyah-beyaz (ters) (7075)	67
<b>Şekil 4.13.</b> Taguchi deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek Og 15 numaralı numunede, en düşük $A_{ort}$ 4 numaralıda, en yüksek D 3 numaralıda, en yüksek HM 16 numarada sağlanmıştır.)	68
<b>Şekil 4.14.</b> Og için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı grafikleri (7075)	70
<b>Şekil 4.15.</b> Og için Taguchi analizi: ortalama değerler grafikleri (7075)	72
<b>Şekil 4.16.</b> RSM deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek Og 18 numaralı numunede, en düşük $A_{ort}$ 5 numaralıda, en yüksek D 26 numaralıda, en yüksek HM 7 numarada sağlanmıştır.)	76

	<b>Sayfa</b>
<b>Şekil 4.17.</b> $O_g$ için: (a) Faktörlerin başlangıç değerlerinde eğilimler, (b) $O_g=3,5$ için belirlenen bir nokta ve ilgili faktör değerleri	80
<b>Şekil 4.18.</b> Karışım deneylerinde, 850 alaşımı referans alınarak elde edilen alaşım numuneler (kesilmiş) (En yüksek $O_g$ 10 numaralı numude, en yüksek HM ise 17 numaralıda sağlanmıştır.)	82
<b>Şekil 4.19.</b> 850'de $O_g$ için: (a-d) deneysel karışım analizi (taralı alan=tasarım alanı), (e) % alaşım elementleri=0 noktası	87
<b>Şekil 4.20.</b> 850'de HM için: (a-d) deneysel karışım analizi (taralı alan=tasarım alanı), (e) % alaşım elementleri=0 noktası	88
<b>Şekil 4.21.</b> $O_g$ ve HM için belirli değerlerin sağlanması: (a) $O_g=3,15$ , (b) $HM=0,26$	89
<b>Şekil 4.22.</b> $CuAl_2$ 'nin çökmesi ile ilgili TTT diyagramı (Al + %4 Cu) (Ashby ve Jones 1998'den değiştirilerek alınmıştır.) (Deneylerdeki Cu seviyeleri için değerlerde oynamalar olacaksa da mekanizma aynı olacaktır.) (X: muhtemel bir soğuma noktası) (G-P bölgeleri ve diğer oluşumlar için bkz. Şekil 4.25)	91
<b>Şekil 4.23.</b> Ham döküm (as-cast) 850'nin örnek mikro-yapıları (Vander Voort 2006): Ağaçsı bölgeleri (açık renk), gaz gözenekleri (siyah, dairesel), ağaçsılar-arası (interdendritic) ötektik Al-CuAl <sub>2</sub> (gri), Sn (gri, dairesel), NiAl <sub>3</sub> ve FeNiAl <sub>9</sub> (düzensiz şekilli) (Ayıraç: %0,5 HF)	92
<b>Şekil 4.24.</b> Ham döküm 850'nin örnek mikro-yapıları (Vander Voort 2006): Ağaçsı bölgeleri (açık renk), gaz gözenekleri, ağaçsılar-arası ötektik Al-CuAl <sub>2</sub> (gri), dikdörtgen CuAl <sub>2</sub> (gri), Sn (siyah, dairesel), NiAl <sub>3</sub> ve FeNiAl <sub>9</sub> (düzensiz, siyah, yazı şekilli) (Ayıraç: Keller)	93
<b>Şekil 4.25.</b> (a-d) Aşırı-doymuş Al-katı çözeltisi → G-P bölgeleri → $\theta''$ → $\theta'$ (e) G-P bölgelerine ait TEM görüntüsü, (f) $\theta'$ ara-fazına ait TEM görüntüsü, (g) $\theta'$ ara-fazı sonrası oluşan $\theta$ (CuAl <sub>2</sub> ) fazı, (Anonim 2014f) (h) $\theta$ -fazına ait optik mikroskop görüntüsü (Anonim 2014g) (e ve f'deki ölçekle h'deki ölçęi karşılaştırınız.)	95
<b>Şekil 4.26.</b> Farklı ötektik yapılar: (a) düzenli-lamelli, (b) kırık-lamelli, (c), düzenli-lifli (fiber), (d) düzenli-karmaşık, (e) sanki-düzenli, (f) düzensiz, (g) spiral, (h) yumrulu (globular) (Anonim 2014i)	96
<b>Şekil 4.27.</b> Numunelerde oluşması beklenen ötektikler: (a) Al-CuAl <sub>2</sub> (Li ve ark. 2003), (b) Al-NiAl <sub>3</sub> (Araujo ve ark. 2011)	97

	<b>Sayfa</b>
<b>Şekil 4.28.</b> 6 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar	99
<b>Şekil 4.29.</b> En muhtemel 2 faza ait tepe noktalarının, 6 numaralı alaşıma ait desenle karşılaştırılması: <b>(a)</b> Al fazı, <b>(b)</b> Al <sub>0,99</sub> Cu <sub>0,05</sub> fazı (Önceki iki tepe noktası, çerçeve içerisinde verilmiştir)	100
<b>Şekil 4.30.</b> 8 numaralı alaşıma (% Cu=0,99; % Sn=6,15; % Ni=0,99) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar	101
<b>Şekil 4.31.</b> 10 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar	102
<b>Şekil 4.32.</b> 13 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=0,00) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar	103
<b>Şekil 4.33.</b> 14 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar	104
<b>Şekil 4.34.</b> 17 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar	105
<b>Şekil 4.35.</b> 6 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1: CuAl <sub>2</sub> , 1*: Al-CuAl <sub>2</sub> , 2: NiAl <sub>3</sub> , 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	106
<b>Şekil 4.36.</b> 6 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.35’teki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1*: ötektik Al-CuAl <sub>2</sub> , 2: NiAl <sub>3</sub> , 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı)	107
<b>Şekil 4.37.</b> 8 numaralı alaşıma (% Cu=0,99; % Sn=6,15; % Ni=0,99) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2: NiAl <sub>3</sub> , 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 7: boşluk, 8: çatlak)	108
<b>Şekil 4.38.</b> 8 numaralı alaşıma (% Cu=0,99; % Sn=6,15; % Ni=0,99) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.37’deki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1: CuAl <sub>2</sub> , 2: NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 7: boşluk)	109
<b>Şekil 4.39.</b> 10 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1: CuAl <sub>2</sub> , 2: NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	110

	<b>Sayfa</b>
<b>Şekil 4.40.</b> 10 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.39'daki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1: CuAl <sub>2</sub> , 2: NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> )	111
<b>Şekil 4.41.</b> 13 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=0,00) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1: CuAl <sub>2</sub> , 1*: ötektik Al-CuAl <sub>2</sub> , 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 7: boşluk, 9: Fe-Al fazı)	112
<b>Şekil 4.42.</b> 13 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=0,00) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.41'deki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1: CuAl <sub>2</sub> , 1*: ötektik Al-CuAl <sub>2</sub> , 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 9: Fe-Al fazı)	113
<b>Şekil 4.43.</b> 14 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	114
<b>Şekil 4.44.</b> 14 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.43'teki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı)	115
<b>Şekil 4.45.</b> 17 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2: NiAl <sub>3</sub> , 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	116
<b>Şekil 4.46.</b> 17 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.45'teki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2*: ötektik Al-NiAl <sub>3</sub> , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH <sub>x</sub> ve TiAl <sub>3</sub> , 6: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	117
<b>Şekil 4.47.</b> 100 °C suda soğutulan Al-Cu'ların doğal yaşlandırma eğrileri (Davis 1993)	118
<b>Şekil 4.48.</b> Kullanılmamış takımların serbest yüzeyleri: <b>(a)</b> 256, $\lambda=22^\circ$ ; <b>(b)</b> 402, $\lambda=55^\circ$	119
<b>Şekil 4.49.</b> V=250 m/dak, $f_z=0,05$ mm/dış, $a_p=1,25$ mm, $a_e=4,5$ mm: <b>(a)</b> 256, $\lambda=22^\circ$ ; <b>(b)</b> 402, $\lambda=55^\circ$	120
<b>Şekil 4.50.</b> $f_z=0,035$ mm/dış, $a_p=0,25$ mm: <b>(a)</b> V=550 m/dak, <b>(b)</b> V=330 m/dak	120
<b>Şekil 4.51.</b> $f_z=0,025$ mm/dış, $a_p=0,5$ mm: <b>(a)</b> 50 mm, V=550 m/dak; <b>(b)</b> +50 mm, V=330 m/dak	121

	<b>Sayfa</b>
<b>Şekil 4.52.</b> $V=440$ m/dak, $a_p=1$ mm: <b>(a)</b> 50 mm, $f_z=0,025$ mm/diş; <b>(b)</b> +50 mm, $f_z=0,045$ mm/diş	121
<b>Şekil 4.53.</b> İşlenmiş numunelerden örnekler: <b>(a) 1:</b> $V=440$ m/dak, $f_z=0,025$ mm/diş, $a_p=1$ mm; <b>2:</b> $V=550$ m/dak, $f_z=0,035$ mm/diş, $a_p=0,25$ mm <b>(b) 12:</b> $V=330$ m/dak, $f_z=0,025$ mm/diş, $a_p=0,5$ mm; <b>11:</b> $V=440$ m/dak, $f_z=0,025$ mm/diş, $a_p=1$ mm	122
<b>Şekil 4.54.</b> % Sn=3,08: <b>(a)</b> % Cu=0,5; % Ni=0,5; <b>(b)</b> % Cu=1,98; % Ni=1,98	123
<b>Şekil 4.55.</b> <b>(a)</b> 50 mm; <b>(b)</b> +50 mm	124
<b>Şekil 4.56.</b> <b>(a)</b> Şekil 4.55'teki kullanılmış takımın basınçlı hava ile temizlenmiş hali; <b>(b)</b> +50 mm, % Cu=1,98; % Sn=12,3; % Ni=1,98	124
<b>Şekil 4.57.</b> % Cu=0: <b>(a)</b> % Sn=9,23; % Ni=0; <b>(b)</b> % Sn=0; % Ni=1,98	125
<b>Şekil 4.58.</b> % Cu=1,49; % Ni=1,49: <b>(a)</b> 50 mm, % Sn=9,23; <b>(b)</b> +50 mm, % Sn=3,08; <b>(c)</b> +50 mm, % Sn=3,08; <b>(d)</b> +50 mm, % Sn=3,08	125
<b>Şekil 4.59.</b> İşlenmiş numunelerden örnekler: <b>(a)</b> % Cu=1,49; % Sn=3,08; % Ni=1,49; <b>(b)</b> % Cu=0,5; % Sn=3,08; % Ni=1,49	126

## ÇİZELGELER DİZİNİ

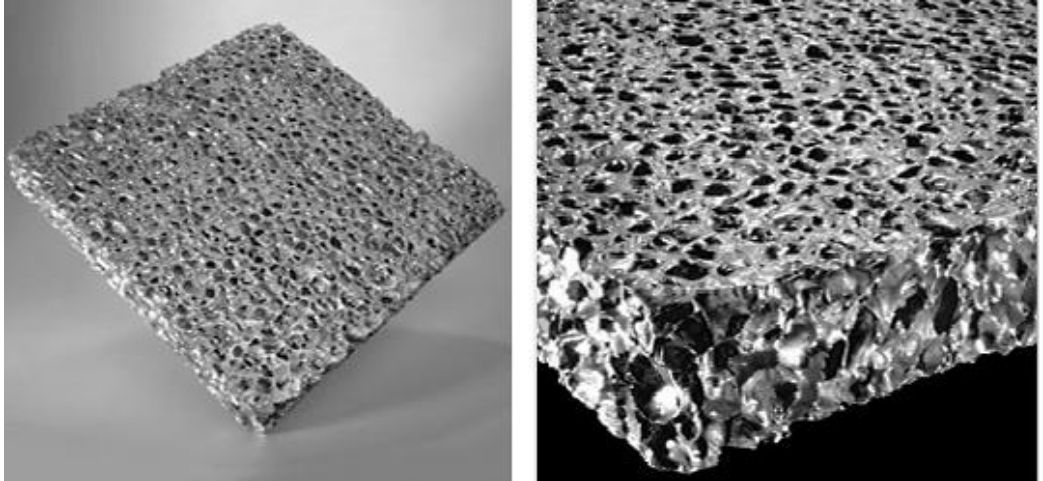
	<b>Sayfa</b>
<b>Çizelge 2.1.</b> Alaşım elementlerinin yoğun yapıda alüminyuma etkileri (Anonim 2010a,b)	5
<b>Çizelge 2.2.</b> Bazı elementlerin ikili alaşımlar için alüminyum içerisinde çözünürlük sınırları (Davis 1993'ten değiştirilerek alınmıştır.)	8
<b>Çizelge 2.3.</b> Alaşım elementlerinin oluşturacağı muhtemel fazlar (Davis 1993)	9
<b>Çizelge 2.4.</b> Bazı köpürtücüler (Koizumi ve ark. 2011'den değiştirilerek alınmıştır.)	16
<b>Çizelge 2.5.</b> Alaşım tipine göre göreceli işlenebilirlik değerleri (1:çok iyi, 5:çok kötü) (Anonim, 2011)	22
<b>Çizelge 3.1.</b> Deneyle ve varsa kullanılan deney tasarımları	36
<b>Çizelge 3.2.</b> İncelenen referans alaşımlar ve ilgili alaşım elementleri	37
<b>Çizelge 3.3.</b> Taguchi metoduyla oluşturulan deney planına ait L16 matris	42
<b>Çizelge 3.4.</b> Karışım deney planı taslağı	43
<b>Çizelge 4.1.</b> Katılma analizlerinde kullanılan alaşım oranları	46
<b>Çizelge 4.2.</b> Şekil 4.2'den, 5 farklı sıcaklıkta okunan değerler	54
<b>Çizelge 4.3.</b> Şekil 4.3'ten, 6 farklı sıcaklıkta okunan değerler	54
<b>Çizelge 4.4.</b> 850 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin Taguchi deneyleri sonuçları	56
<b>Çizelge 4.5.</b> O <sub>g</sub> için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı cevap tablosu (850)	60
<b>Çizelge 4.6.</b> O <sub>g</sub> için Taguchi analizi: ortalama değerler cevap tablosu (850)	62
<b>Çizelge 4.7.</b> Kalite karakteristikleri (amaç türü: maks, min), faktörlerin önem dereceleri ve uygun seviyeleri/yönleri (↑,↓) (850)	62
<b>Çizelge 4.8.</b> Kalite karakteristikleri (amaç türü: maks, min), faktörlerin önem dereceleri ve uygun seviyeleri/yönleri (↑,↓) (7075)	63
<b>Çizelge 4.9.</b> 7075 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin Taguchi deneyleri sonuçları	65

	<b>Sayfa</b>
<b>Çizelge 4.10.</b> O <sub>g</sub> için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı cevap tablosu (7075)	69
<b>Çizelge 4.11.</b> O <sub>g</sub> için Taguchi analizi: ortalama değerler cevap tablosu (7075)	71
<b>Çizelge 4.12.</b> 7075 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin RSM deneyleri sonuçları	74
<b>Çizelge 4.13.</b> O <sub>g</sub> karakteristiği için regresyon sonuçları (RSM)	78
<b>Çizelge 4.14.</b> O <sub>g</sub> karakteristiği için ANOVA sonuçları (RSM)	79
<b>Çizelge 4.15.</b> 850 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin karışım deneyleri sonuçları (Kalın çerçeve içerisindeki alaşımlara mikro-yapı analizi yapılmıştır.)	81
<b>Çizelge 4.16.</b> Karışım deneylerinde kullanılan köpürtme faktörleri	83
<b>Çizelge 4.17.</b> O <sub>g</sub> karakteristiği için regresyon sonuçları (karışım)	84
<b>Çizelge 4.18.</b> O <sub>g</sub> karakteristiği için ANOVA sonuçları (RSM)	84
<b>Çizelge 4.19.</b> HM karakteristiği için regresyon sonuçları (karışım)	85
<b>Çizelge 4.20.</b> HM karakteristiği için ANOVA sonuçları (karışım)	85
<b>Çizelge 4.21.</b> Seçilen 6 alaşımın mikro-sertlik değerleri	118

## 1. GİRİŞ

Otomotiv, demiryolu, denizcilik, havacılık ve mimari/inşaat endüstrilerinde hafif yapısal elemanlara büyük bir talep vardır. Bir otomobilin toplam ağırlığındaki düşüş, yakıt sarfiyatının ve zararlı salınımların azalmasını sağlar. Demiryolu, denizcilik ve havacılık endüstrilerinde toplam araç ağırlığındaki düşüş, tercihe göre, faydalı yükün (yolcu / yük taşıma kapasitesi) artmasını ya da yakıt sarfiyatının azalmasını sağlar. Denizcilikte korozyon direnci büyük öneme sahiptir. Üst düzey güvenlik gerektiren binalarda yangına, patlamalara karşı direnç ve elektromanyetik kalkan özellikleri ön plandadır. Otomotiv endüstrisinde, darbe direnci ve enerji emilimi güvenlik açısından öncelikli kavramlardır. Ayrıca, titreşim emilimi, makine elemanlarının ömrünü arttıracak gibi, sürüş konforunu da artırır. Yüksek mukavemet ise, yapısal elemanlardan istenen temel bir özelliktir (Campbell 2009, Banhart 2001).

Kemik, tahta gibi gözenekli katı yapıya sahip doğal malzemelerden esinlenerek tasarlanan metal köpükler, gözenekli malzemelerin ve metallerin özelliklerini bir arada bulundurur. Bunların arasında en çok ilgi gören **alüminyum esaslı köpükler** (Şekil 1.1), yukarıda bahsedilen tüm ihtiyaçlara cevap verir. Ayrıca; toksik değildir, geri dönüşümü tam ve kolaydır (Banhart ve ark. 1998).



Şekil 1.1. Alüminyum esaslı köpük malzeme



Malzemelerin işlenebilirliğini; alaşım elementleri, yapıyı oluşturan fazların şekli, boyutu ve hacimsel oranı, mikro-yapı, gözeneklilik ve fiziksel özellikler belirler (Tash ve ark. 2006). Bu sebeple, **talaşlı imalat faktörleri ve eklenen alaşım elementleri**, alüminyum esaslı köpüğün özelliklerini farklılaştırarak işlenebilirliğini değiştirecektir.

Alüminyum esaslı köpük malzemelerin **ikincil işlemleri** az sayıda yayına konu olmuştur. İkincil işlemlerin kullanılabilirliğinin artması, malzemenin yaygınlaşmasını sağlayacaktır. Farklı şekillere sahip parçaların, talaşsız imalata göre, kısa ayar zamanları ve düşük maliyet ile oluşturulabildiği geleneksel talaşlı imalat yöntemleri de (frezeleme, tornalama vb.) ikincil işlemlerdir ve alüminyum esaslı köpükler için bu alanda ancak birkaç yayına rastlanmamıştır.

Bu çalışma, birçok avantaja sahip olan talaşlı imalatın, metal köpüklerin şekillendirilmesinde kullanılabilirliğini, süreç faktörleri ve alaşım elementlerini göz önüne alarak incelemeyi amaçlayan orijinal bir çalışmadır. Çalışmada, süreç faktörlerinin ve köpürtülen toz karışımına farklı oran ve bileşimlerde yapılan alaşım elementi eklemelerinin malzemenin üretimine (köpürmesine) ve işlenebilirliğine etkileri incelenmiştir.

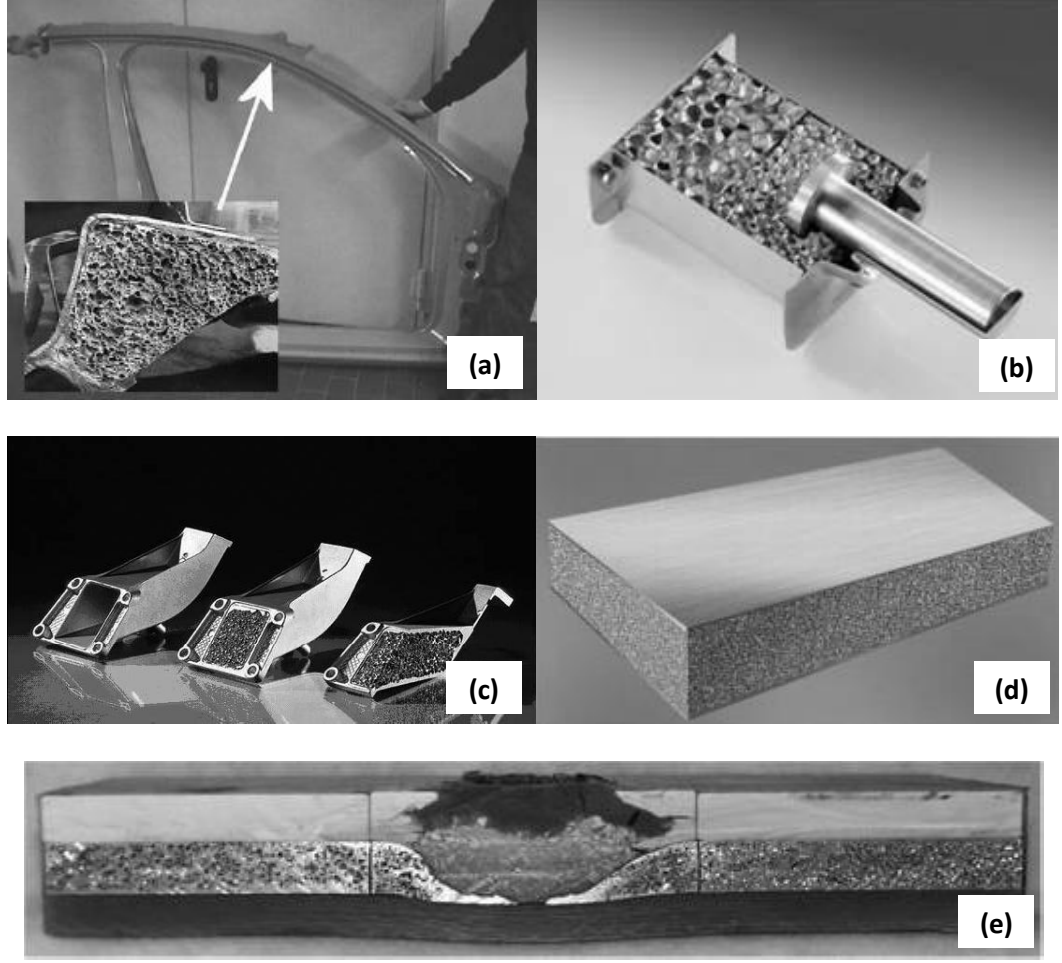
## 2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

Metal köpükler (Şekil 2.1); düşük yoğunluk, iyi enerji emme kapasitesi ve düşük ısı iletkenlik gibi özellikleri bir arada bulundurdıkları için benzersiz malzemelerdir. Yakın zamanda pek çok çalışma bu malzeme üzerine odaklanmıştır.



**Şekil 2.1.** Köpük halde AlMg<sub>4</sub>Si<sub>8</sub> alaşımı (Helwig ve ark. 2011)

Önceleri, üretim yöntemlerinin tekrarlanabilirlik ve ekonomiklik anlamında yetersizliğinden dolayı tercih edilmeyen bu malzeme, bilimsel araştırmalar ve teknolojik gelişmeler sayesinde artık endüstriyel uygulamalarda kullanılmaya başlanmıştır (Şekil 2.2) ve geleceğin malzemeleri arasında gösterilmektedir. Otomobillerde kapı ve taban kaplamaları, tampon kısmında yer alan çarpışma kutusu (crash-box), tavanı gövdeye bağlayan A ve B-sütunları ve motor bağlantı mesnetlerinde; gemilerde kompartıman bölmelerinde: tren vagonlarında taban ve yan panellerde; havaalanı, demiryolu veya imalat ortamlarının ses yalıtım kalkanlarında; savunma endüstrisinde araç ve binalarda kullanılan elektromanyetik kalkanlarda ve zırh levhalarda kullanımı buna örnek olarak verilebilir (Stöbener ve Rausch 2009, Schaeffler ve Berthold 2008, Banhart 2001, Ashby ve ark. 2000, Toksoy ve Güden 2010).



**Şekil 2.2.** Alüminyum esaslı köpük malzemenin endüstride kullanımına bazı örnekler: **(a)** Otomotivde A-B sütunları, **(b)** Otomotivde çarpışma kutuları (crash-box), **(c)** Otomotivde motor bağlantı mesnetleri, **(d)** Demiryolu endüstrisinde taban döşemeleri, **(e)** Savunma endüstrisinde patlamaya karşı zırhlar (Banhart 2007, Stöbener ve Rausch 2009, Schaeffler ve ark. 2005)

Üretiminde kullanılan belli başlı 3 yöntem; toz metalürjisi (köpürtücü madde ekleyerek), ergimiş metale direkt gaz enjeksiyonu ve ergimiş metale köpürtücü madde ekleme şeklindedir. Bunların arasında en yaygın yöntem **toz metalürjisidir** (Shang ve ark. 2008).

Metal matrisin köpürmesi, birçok **üretim parametresinin** etkili olduğu hassas bir süreçtir. Karıştırılan tozların sıkıştırılma basıncından, köpürtmenin gerçekleştiği, tozların ergitilmesi aşamasında kullanılan sıcaklık artış hızına kadar çok sayıda parametre, oluşan köpüğün fiziksel özellikleri üzerinde etkili olur (Simancik ve ark.

1999, Matijasevic ve Banhart 2006). Bu şekilde; malzeme yoğunluğu, hücre yönelimi, basma mukavemet, vb. özelliklerde değişiklikler meydana gelir. Köpürme süreci hakkında tam olarak çözülememiş pek çok nokta vardır (Banhart 2001); köpüğün yapısı tam olarak kontrol edilememektedir (Banhart 2006).

Matrisin kimyasal kompozisyonu da elde edilen köpüğün özelliklerini etkileyecektir (Simancik ve ark. 1999). Saf alüminyum tozuna eklenecek **alaşım elementleri** (Si, Mg, Mn, vb.), metal köpüğün hücre duvarlarını ve dolayısıyla malzemenin işlenebilirliğini (Tash ve ark. 2006) ve genel mekanik özelliklerini etkileyeceği gibi (Campana ve Pione 2008), köpürme kinetiği üzerinde de etkili olacaktır.

Yoğun yapıda alüminyum için alaşım elementlerinin etkileri Çizelge 2. l'de verilmiştir.

**Çizelge 2.1.** Alaşım elementlerinin alüminyuma etkileri (Anonim 2010a,b)

<b>Alaşım elementi</b>	<b>Etki</b>
Bizmut (Bi)	Ergime sıcaklığı düşük diğer bazı elementler gibi (Pb, Sn, Cd vb.) işlenebilirliği artırır. Katı halde çözünürlüğü düşüktür ve yumuşak, kolay ergiyen bir faz oluşturur ki bu da talaşın kırılmasını ve aynı zamanda kesici takım üzerinde yağlayıcı etki meydana gelmesini sağlar. Al-Cu ve Al-Mg-Si alaşımlarında, Pb-Bi ilavesi 1:1 oranında yapılır ve böylece Pb'nin oluşturduğu büzülme, Bi'nin oluşturduğu genleşme ile telafi edilir.
Bor (B)	Tane küçültücü olarak ve ayrıca V, Ti, Cr, Mo elementlerini çökeltmek için kullanılır. Tane küçültücü olarak B tek başına (%0,005-%0,1 kadar) kullanılabilir de 5:1 Ti-B ilavesi daha etkili olmaktadır.
Kalsiyum (Ca)	Al içerisinde çözünürlüğü çok düşüktür ve $CaAl_4$ metaller-arası bileşimini oluşturur. %5 Ca ve %5 Zn içeren alaşım grubu, süperplastik özelliklere sahiptir. Si ile birleşerek Al içerisinde neredeyse çözünmeyen $CaSi_2$ 'yi oluşturur ve böylece iletkenliği artırır. Al-Mg-Si alaşımlarında yaşlandırma kabiliyetini düşürür. Al-Si alaşımlarında ise mukavemeti artırır ve uzamayı azaltır.
Krom (Cr)	Elektrik direnci üzerinde çok etkilidir. Al-Mg, Al-Mg-Si ve Al-Mg-Zn alaşım gruplarına en çok %0,35 oranında eklenir. Bu aşılığında; Mn, Fe ve Ti gibi elementlerle kaba taneli bileşenler oluşturur. Cr; tanecik yapısını kontrol etmede, Al-Mg alaşımlarında tanecik büyümesini engellemede ve Al-Mg-Si / Al-Mg-Zn alaşımlarının sıcak işlemlerinde yeniden kristalleşmeyi engellemede kullanılır.

**Çizelge 2.1.** Alaşım elementlerinin alüminyuma etkileri (Anonim 2010a,b) (devam)

<b>Alaşım elementi</b>	<b>Etki</b>
Bakır (Cu)	Al-Cu alaşımları, genellikle diğer bazı alaşım elementlerinin yanında %2-10 Cu içerir. Bu alaşımlar, çözeltiye alma ve ardından yaşlandırma işlemine cevap verir ve mukavemetleri artarken uzamaları azalır. Mukavemet artışı, %4-6 Cu ilavesinde maksimum olur. Katılaşıma çatlağı riski artar ve bu sebeple, kaynak edilebilirlik düşer.
Bakır - Magnezyum (Cu-Mg)	Al-Cu alaşımlarına Mg ilavesinin temel faydası, çözeltiye almayı takiben yapılan su verme işlemiyle sağlanan mukavemetin artmasıdır.
Bakır - Magnezyum ve diğer elementler (Cu-Mg ve diğer)	Fe içeren Al-Cu-Mg alaşımları, boyutsal kararlılık ve yatak malzemesi olma özellikleri ile karakterize edilirler. Yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve sertliklerini korumaları da tipik özelliklerindedir. Ancak, Al-%4Cu-%0,5Mg alaşımında %0,5 Fe ilavesi dâhi, eğer Si içeriği FeSi olarak demiri bağlayacak kadar mevcut değilse, ısıl işlem koşullarında çekme mukavemetini düşürmektedir.
Demir (Fe)	Al içerisindeki en çok rastlanan katışkı elementidir. Katı haldeki çözünürlüğü çok düşüktür (~%0,04) ve dolayısıyla bu miktarın üzerindeki tüm içerik metallere-arası (Al ve diğer elementlerle) ikincil faz olarak bulunur.
Lityum (Li)	Li kalıntıları, ergimiş alüminyumun oksidasyon hızını artırır ve yüzey karakteristiklerini değiştirir. Çökeltme sertleşmesine imkân verir.
Magnezyum (Mg)	Katı halde çözünürlüğü %17,4'e kadar varsa da kullanılan alaşımlarda Mg içeriği % 5,5'u geçmez. Mg ilavesi, sünekliliği çok azaltmadan, hissedilir şekilde mukavemeti artırır. Bu alaşımların korozyon direnci ve kaynak edilebilirliği iyidir. Deformasyon sertleşmesi kapasitesini artırır. Bu sebeple ekstrüzyon işlemleri zor ve pahalıdır.
Magnezyum- Mangan (Mg-Mn)	Bu alaşımların; korozyon direnci yüksek ve kaynak edilebilirliği iyi ve deformasyon sertleşmesine uğradığında mukavemeti yüksektir. Mg veya Mn'nin miktarı arttırıldığında malzemenin üretim zorluğu (sıcak haddelemede çatlak oluşumu vb.) artar.
Magnezyum - Silisyum (Mg-Si)	Bu iki elementin her birinin %1,5'a kadar ilave edilmesi ile oluşan Mg <sub>2</sub> Si'nin maksimum çözünürlüğü %1,85'tir. Yaşlandırma sonrası homojen bir şekilde çökeltir ve mukavemeti artırır. Bu alaşımların ekstrüzyonu kolay ve ekonomiktir.
Mangan (Mn)	Mn, katı çözelti halinde de çökelmiş halde metallere-arası faz bünyesinde de mukavemeti artırır. Süneklilik ve korozyon direncine çok fazla olumsuz etkisi yoktur. Isıl işlem uygulamalarına imkân vermez.

**Çizelge 2.1.** Alaşım elementlerinin alüminyuma etkileri (Anonim 2010a,b) (devam)

<b>Alaşım elementi</b>	<b>Etki</b>
Nikel (Ni)	Nikelin katı halde çözünürlüğü %0,04'ü geçmez. Bu oranın üzerinde, genellikle Fe ile oluşturduğu çözünmez metallere arası bir faz halinde bulunur, %2'ye kadar ilavesi, mukavemeti artırır. Al-Ni alaşımları artık kullanılmasa da nikel, Al-Cu ve Al-Si alaşımlarına ilave edilmekte ve yüksek sıcaklıklarda mukavemetin ve sertliğin artırılmasının yanında genişleme katsayısının düşürülmesi sağlanmaktadır.
Silisyum (Si)	Fe'nin ardından en yüksek oranda bulunan (%0,01-0,15) katışkı elementidir. Akışkanlığı artırır. Tek başına iken ısıtılabilir uygulanabilen bir alaşım oluşturmaz, ancak, Mg ile birlikte %1,5'lara kadar kullanılarak Mg <sub>2</sub> Si oluşumunu sağlar ve ısıtılabilir uygun bir alaşım oluşmasına katkıda bulunur.
Çinko (Zn)	Al-Zn alaşımları uzun zamandır bilinse de sıcak çatlama ve gerilme korozyonu çatlamaları sorunları nedeniyle kullanım alanı daralmıştır. Dövme alüminyum alaşımlarda en yüksek çekme özelliklerine sahip alaşımlar, diğer elementleri de içeren Al-Zn alaşımlarıdır.
Çinko - Magnezyum (Zn-Mg)	Al-Zn alaşımlarına eklenen Mg, %3-7,5 Zn oranlarında en yüksek mukavemet değerlerini verir. Mg ve Zn, MgZn <sub>2</sub> oluşturarak, Al-Zn alaşımlarının ısıtılabilir cevap verme kabiliyetini büyük oranda artırır. Al-Zn alaşımlarına Mg ilavesi, mukavemeti de artırır. MgZn <sub>2</sub> konsantrasyonunun %0,5'ten başlayarak %12'ye kadar çıkarılması, soğuk suda su verme kapsamında mukavemetin giderek artmasını sağlar. MgZn <sub>2</sub> için gerekli olandan daha fazla Mg ilavesi de çekme mukavemetini arttırmaktadır.
Çinko - Magnezyum - Bakır (Zn-Mg-Cu)	Al-Zn-Mg alaşımlarına Cu ve küçük miktarlarda Cr-Mn ilavesi, ticari olarak mevcut en mukavemetli alaşımı meydana getirir. Bu alaşım sisteminde Zn ve Mg yaşlanma sürecini kontrol eder. Cu ise aşırı-doymuşluk kapasitesini yükselterek yaşlandırma hızını artırır. Cu, ayrıca, ısıtılabilir su vermeye karşı hassasiyeti artırır. Genel olarak, Cu, Al-Zn-Mg alaşımlarının korozyona karşı direncini düşürürken gerilme korozyonu direncini artırır. Az miktarlarda ilave edilen alaşım eklemeleri (Cr, Zr, gibi) mekanik özellikler ve korozyon direnci üzerinde önemli etkiler yapar.
Zirkonyum (Zr)	%0,1-0,3 aralığında Zr ilavesi, yeniden kristalleşmeyi engelleyen metallere arası ince yapıli çökelti oluşumunu sağlar. Zr ilavesi, özellikle Al-Zn-Mg alaşımlarında olmak üzere çeşitli alaşımlarda, yeniden kristalleşme sıcaklığını arttırmak ve tanecik yapısını kontrol etmek için, giderek artan sıklıkta kullanılmaya başlanmıştır.

Alaşım elementlerinin alüminyum içerisinde çözünürlük sınırları Çizelge 2.2’de görülmektedir. Belirli bir sıcaklıkta, bu sıcaklıktaki çözünürlük sınırı aşılmazsa, alaşım elementi alüminyum katı çözeltilisi içerisinde kalacak ve tek bir faz olacaktır. Sıcaklık, çözünürlüğün düştüğü yönde değişir ya da sıcaklık değişmeden elementin oranı arttırılırsa ikinci bir faz oluşacaktır (ikincil fazlar). Bu faz; Sn ya da Si’de olduğu gibi saf da olabilir, diğer birçok element gibi metaller-arası faz da oluşturabilir. Alaşım elementi sayısı arttığında, Sn ve Si gibi elementler de metaller-arası faz oluşturabilir.

Isıl işlem uygulanabilir alaşımların temel bir özelliği, yüksek sıcaklıklarda yüksek çözünürlüğe, oda sıcaklığında ise çok düşük çözünürlüğe sahip olmalarıdır. Ancak, bu şartı sağlayıp ısıl işlem sonucu mukavemetleri neredeyse artmayan ikili alaşımlar mevcuttur (Al-Si, Al-Mg, Al-Zn, Al-Mn alaşımları, gibi). 2xxx (Al-Cu), 6xxx (Al-Mg-Si) ve 7xxx (Al-Zn) alaşım serilerine ısıl işlem uygulanabilir.

Al matris içerisinde oluşacak muhtemel fazlar Çizelge 2.3’te verilmiştir. Dökme bir yapıda bulunacak fazlar, katılaşma hızına bağlıdır ve çizelgede bir alaşım grubu için listelenen tüm fazlar aynı anda bulunmayabilir. Bazı fazlar ise kararsızdır ve sonraki ısıl işlemlerde hızlı ya da aşama aşama yapı içerisinde kaybolabilir (Davis 1993).

**Çizelge 2.2.** Bazı elementlerin ikili alaşımlar için alüminyum içerisinde çözünürlük sınırları (Davis 1993’ten değiştirilerek alınmıştır.)

	Sıcaklık [°C]*	Sıvı halde çöz. [% ağırlık]	Katı halde çöz. [% ağırlık]
<b>Cr</b>	660**	0,41	0,77
<b>Cu</b>	550	33,15	5,67
<b>Fe</b>	655	1,87	0,052
<b>Mg</b>	450	35	14,9
<b>Mn</b>	660	1,95	1,82
<b>Ni</b>	640	6,12	0,05
<b>Pb</b>	660	1,52	0,15
<b>Si</b>	580	12,6	1,65
<b>Sn</b>	230	99,5	<0,01
<b>Ti</b>	665**	0,15	1
<b>Zn</b>	380	95	82,8

\* Aksi belirtilmedikçe ötektik reaksiyon.

\*\* Peritektik reaksiyon.

**Çizelge 2.3.** Alaşım elementlerinin oluşturacağı muhtemel fazlar (Davis 1993)

<b>Alaşım sistemi</b>	<b>Fazlar</b>
Al-Fe-Si	<i>Kütük halde:</i> FeAl <sub>3</sub> , FeAl <sub>6</sub> , Fe <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>9</sub> , Si
	<i>Dövme:</i> FeAl <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub>
Al-Fe-Mn-Si	<i>Kütük halde:</i> (Fe,Mn)Al <sub>6</sub> , α(Al-Fe,Mn-Si), Si
	<i>Dövme:</i> (Fe,Mn)Al <sub>6</sub> , α(Al-Fe,Mn-Si)
Al-Fe-Mg-Si (Mg:Si≈1,7)	<i>Kütük halde:</i> FeAl <sub>3</sub> , FeAl <sub>6</sub> , Fe <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Si
	<i>Dövme:</i> FeAl <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Si
Al-Fe-Mg-Si (yüksek Si oranı)	<i>Dökme:</i> Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>9</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, Si
Al-Fe-Mg-Si (yüksek Mg oranı)	<i>Dökme:</i> FeAl <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, Mg <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>
Al-Cu-Fe-Si	<i>Dökme:</i> FeAl <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , CuAl <sub>2</sub> , Cu <sub>2</sub> FeAl <sub>7</sub>
Al-Fe-Mg-Si-Cr	<i>Kütük halde:</i> (Fe,Cr) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>9</sub> , FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>8</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, Si
	<i>Dövme:</i> (Fe,Cr) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Si
Al-Cu-Fe-Si-Mg-Mn	<i>Kütük halde:</i> (Fe,Mn) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , CuAl <sub>2</sub> , Cu <sub>2</sub> Mg <sub>5</sub> Si <sub>8</sub> Al <sub>3</sub> , Si
	<i>Dövme:</i> (Fe,Mn) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , CuAl <sub>2</sub> , Cu <sub>2</sub> Mg <sub>5</sub> Si <sub>8</sub> Al <sub>3</sub>
Al-Cu-Mg-Ni-Fe-Si	<i>Kütük halde ve dövme:</i> NiAl <sub>3</sub> , Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> , Cu <sub>2</sub> NiAl <sub>6</sub> , FeNiAl <sub>9</sub> (diğerlerine ek olarak)
Al-Fe-Mg-Si-Mn-Cr	<i>Kütük halde:</i> (Fe,Mn,Cr)Al <sub>6</sub> , (Fe,Mn,Cr) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> , (Cr,Mn,Fe)Al <sub>7</sub> **
	<i>Dövme:</i> (Fe,Mn,Cr) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, Mg <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> , Cr <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub> Al <sub>18</sub> *
Al-Cu-Mg-Zn-Fe-Si-Cr	<i>Kütük halde:</i> (Fe,Cr)Al <sub>3</sub> , (Fe,Cr) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, Mg(Zn <sub>2</sub> AlCu), CrAl <sub>7</sub> **
	<i>Dövme:</i> (Fe,Cr) <sub>3</sub> SiAl <sub>12</sub> , Cu <sub>2</sub> FeAl <sub>7</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, CuMgAl <sub>2</sub> , Mg(Zn <sub>2</sub> AlCu), Cr <sub>2</sub> Mg <sub>3</sub> Al <sub>18</sub> *

\* Yüksek sıcaklıklarda ortaya çıkan ince taneli çökeltiye özgülü.

\*\* Yalnızca, Cr oranının, oran aralığının yüksek kısımlarında olduğu durumlarda.

Alüminyum köpüklerin üstün **özellikleri** üzerine pek çok çalışma yapılmaktadır.

Toksoy ve Güden (2010), iki farklı boyut ve üç farklı kalınlık deneyerek, araçların çarpışma kutularının (crash-box) enerji emme davranışını, yarı-statik ve dinamik deformasyon hızlarında deneysel ve nümerik olarak incelemişlerdir. Deneysel ve nümerik sonuçların örtüştüğü çalışmada, kritik bir köpük yoğunluğuna kadar, boş çarpışma kutularının daha verimli olduğu görülmüştür. Ancak, bu yoğunluk değeri aşıldığında, köpükle kısmen doldurulmuş çarpışma kutularının boş ve köpükle tam doldurulmuş olanlara göre daha yüksek performans sağladığı belirlenmiştir.



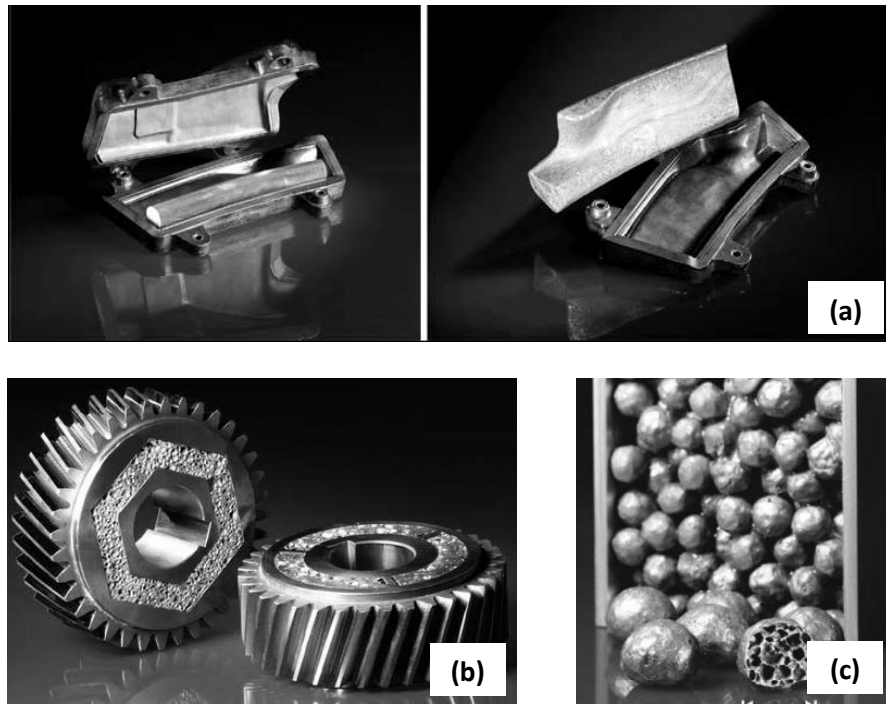
Oka ve Uğuz (2008), alüminyum köpük malzemeler üzerinde farklı hızlar kullanarak çarpışma testleri uygulamış ve enerji sönümlenme kapasitelerini incelemişlerdir. Elde edilen sonuçlar nümerik entegrasyon ve türev metotları ile incelenerek enerji soğurma oranları çıkarılmıştır. Elde edilen değerlerin diğer metallere göre daha yüksek olduğu görülmüştür.

İYTE Makine Mühendisliği Bölümü'nde yapılan yüksek lisans çalışmasında Ergöneç (2008), alüminyum köpük içeren hafif sandviç yapıların patlamaya karşı performansını incelemiştir. Çalışma kapsamında, alüminyum köpük malzeme toz metalürjisi yöntemiyle İYTE'de üretilmiştir. Deneysel ve nümerik sonuçlar, sandviç yapının, aynı ağırlıktaki yekpare malzemedan %50-150 oranlarında daha fazla enerji emebildiğini göstermiştir. Nümerik sonuçlar ışığında, 9 cm'lik sandviç yapı için, 10 kg TNT'nin patlama yüküne karşı 6,3-7,2 cm'lik alüminyum köpük ara malzemesinin en verimli performansı sağladığı tespit edilmiştir.

Uludağ Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde yapılan doktora çalışmasında Oka (2008), alüminyum köpük malzemenin farklı yükleme koşullarındaki mekanik özelliklerini deneysel ve nümerik olarak araştırmıştır. Kullanılan  $AlSi_7$  köpük malzeme Fraunhofer Enstitüsü'nden (Almanya) temin edilmiştir. Çalışma sonucunda, akma noktasının ve yoğunlaşma noktasının çok hassas bir şekilde tespiti sağlanmıştır. Ayrıca, dinamik koşullarda çarpma hızına bağlı olarak enerji sönümlenme eğilimleri karakteristik olarak elde edilmiştir.

McCullough ve ark. (1999), alüminyum esaslı köpüklerin çeki ve bası gerilme-gerinme davranışını incelemiştir. Malzemenin çekide yarı-kırılgan, basıda sünek bir davranış gösterdiği gözlemlenmiştir. Her iki durum için (çeki - bası) eşit bulunan akma mukavemeti değerlerinin, yoğunluğun artmasıyla doğrusal olmayan bir şekilde arttığı görülmüştür. Ayrıca, üretim kusurlarının, test değerlerinde ciddi sapmalara sebep olduğu tespit edilmiştir.

Bu malzeme her zaman panel şeklinde kullanılmamaktadır ve kullanıldığı yere göre 3-**boyutlu şekiller alması** gerekmektedir. Metal köpük malzemenin 3-boyutlu şekillendirilmesi çeşitli yöntemlerle gerçekleştirilmektedir (Şekil 2.3): yüksek sıcaklıklara dayanıklı kalıplar içerisinde köpürterek son-şekle-yakın parça üretimi, kullanılacağı profil içerisinde köpürterek parça üretimi ve küçük küreler halinde köpürtüp kullanılacağı profilin içerisine doldurarak (APM teknolojisi) parça üretimi (Türker 2009). Bu 3 yöntemden ilk ikisi, kalıp tasarımının, ısıtma/soğutma profilinin, köpürtülecek öncü malzemenin geometrisinin ve kalıp içerisindeki konumunun optimizasyonunu gerektirir. APM teknolojisinde ise, kürelerin profil içine yerleştirilmesiyle ilgili ve kürelerle profil arasındaki bağlayıcı yapıştırıcıyla ilgili (yüksek maliyet, geri dönüşümün zorluğu, ağırlık artışı vb.) sorunlar, yöntemin yaygınlaşmasını engellemektedir (Banhart ve Seeliger 2008).



**Şekil 2.3.** Alüminyum esaslı köpüklere istenilen 3-boyutlu şekillerin verilmesi için kullanılan mevcut 3 yöntem: (a) Kalıp içerisinde son-şekle-yakın köpürtme, (b) Kullanılacağı profil içerisinde köpürtme, (c) Küçük küreler halinde köpürtüp kullanılacağı profilin içerisine doldurma (APM teknolojisi) (Stöbener ve Rausch 2009)

Shang ve ark. (2008), 3-boyutlu şekillere sahip alüminyum esaslı köpük üretimi için iki aşamalı bir yöntem geliştirmiştir. Buna göre, ergiyik metotla nispeten düşük sıcaklıklarda ve köpürtücü maddenin ( $TiH_2$ ) bir kısmını kullanarak bir öncü malzeme (%30-80 gözeneklilikte) oluşturulmakta, ardından bu öncü malzeme soğutulup katılaştırılmakta ve son -olarak, içerisinde arta kalan  $TiH_2$  ile kalıp içerisinde köpürtülmektedir. Bu yöntem sayesinde, standart ergiyik metotta reaksiyonu geciktirmek için  $TiH_2$ 'ye uygulanan önışlem elemine edilmiştir. Deneysel veriler,  $TiH_2$ 'nin yayılma sıcaklığının düşük, yayılma süresinin uzun ve öncü malzemenin gözenekliliğinin düşük tutulması sonucu, gözenek boyutları mümkün olduğunca eşit olan ve 3-boyutlu şekillere sahip alüminyum esaslı köpüklerin elde edilebileceğini göstermiştir.

LKR (Avusturya) ve BMW (Almanya), alüminyum köpük takviyeli bir motor bağlantı mesnedi tasarlamıştır (Banhart 2007). Bu tasarımda, alüminyum malzemedan yapılmış mesnedin içi, alüminyum köpük ile doldurulmuştur. Oluşturulan ürün, içi boş üründen çok düşük oranda ağır olsa da parçanın katılığı yüksek oranlarda artmış, ayrıca, mekanik titreşimlerin yapı içerisinde ısıya dönüşerek emilmesi sağlanmıştır.

Literatürde incelenen ikincil işlemler arasında; lazerle ve tel erozyon (EDM) ile kesme (Çakır ve ark. 2009), mekanik (preste) eğme (Contorno ve ark. 2006), lazerle eğme (Guglielmotti ve ark. 2009), kaynak ile birleştirme (Pogibenko ve ark. 2001) ve cıvata ile bağlama (Olurin ve ark. 2000, Sadliokova ve ark. 1997) vardır.

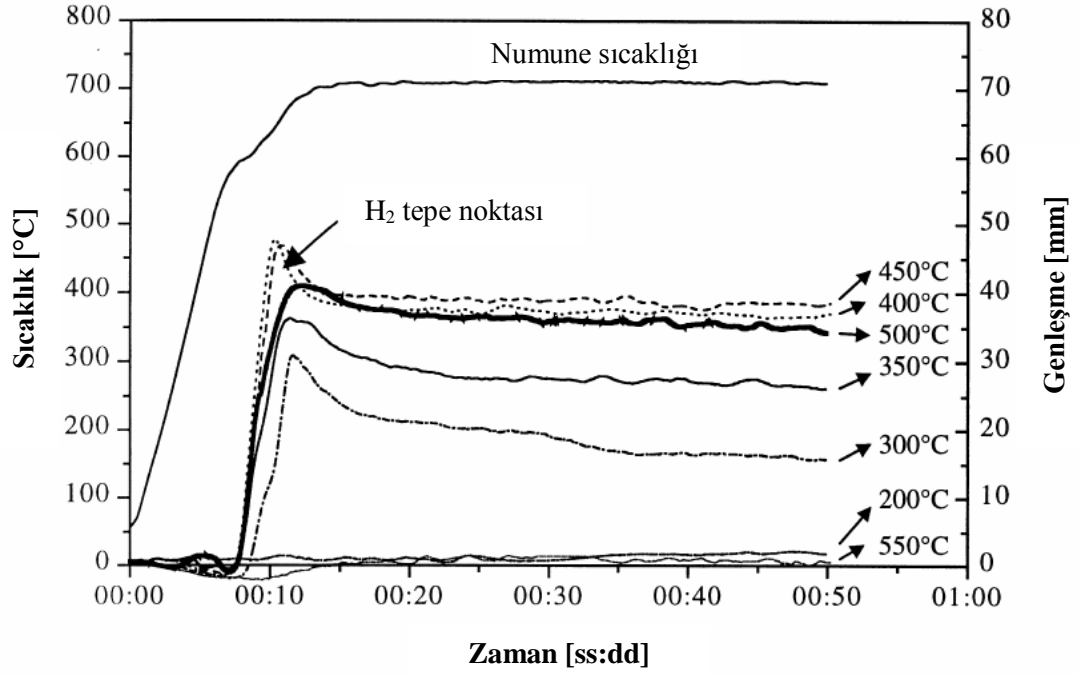
Çakır ve ark. (2009),  $0,55 \text{ g/cm}^3$  yoğunluklu, sandviç yapılı AlMgSi alüminyum köpük malzeme üzerinde lazerle kesme ve tel erozyonla kesmenin yanında, kaynak ve cıvata ile bağlama uygulamaları gerçekleştirmiştir. Çalışma sonucunda; hassas yüzeyler istenmiyor, hücre yapısının korunması gerekmiyor ve kalınlık 10 mm'den az ise, 150-200 kat yüksek hızlar sağlayan lazer kesmenin tercih edilmesi tavsiye edilmiştir. Kaynak ve cıvata (M8) bağlantılarının çekme mukavemetinin ölçüldüğü deneylerde ise, cıvata ile (kür kullanarak) bağlamanın kaynakla bağlamaya göre daha mukavemetli olduğu görülmüştür.

Sığırtmaç ve ark. (2008), sandviç yapılı alüminyum esaslı köpük malzemelerin tel erozyon (EDM) ve lazerle kesme işlemlerini inceledikleri çalışmada; hücre yapısı, gözenek boyutu ve işlem sonrası parçanın kullanım alanının, kesme yöntemi seçiminde en önemli belirleyici parametreler olduğunu bildirmiştir.

**Üretim parametreleri ve eklenen alaşım elementleri**, alüminyum esaslı köpüğün özelliklerini farklılaştırarak işlenebilirliğini değiştirecektir.

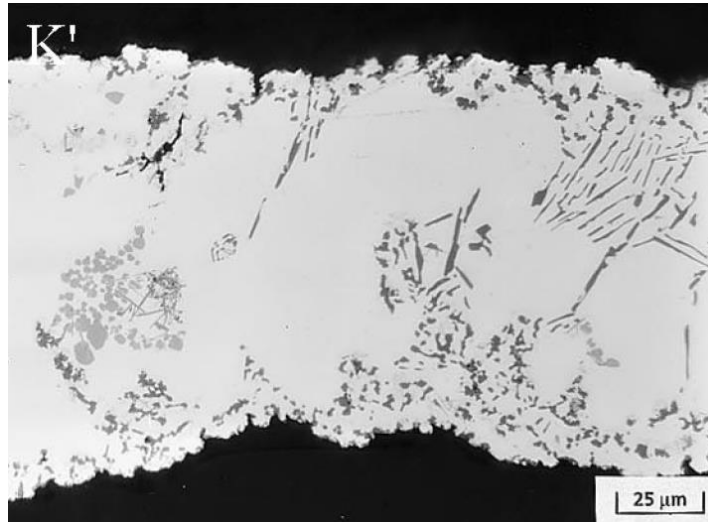
Duarte ve Banhart (2000), toz metalürjisi ile metal köpük üretimi kapsamında iki farklı alüminyum malzemenin ( $AlSi_7$  ve 6061) üretim parametrelerinin köpürme kinetiğine etkilerini incelemiştir. Sıcaklığın hem presleme aşamasında hem de köpürtme aşamasında çok güçlü etkilerinin olduğunu tespit etmişlerdir. 400-450 °C optimal sıcak presleme sıcaklığında (Şekil 2.4) sıkıştırma yaparak öncü malzemenin hazırlanması ve ergime sıcaklığının bir hayli üzerine önceden ısıtılmış bir fırının köpürtme için kullanılmasının en iyi sonuçları verdiğini tespit etmişlerdir. Çalışmada 6061 alaşımının hazır tozları kullanılmış, ancak;  $AlSi_7$  alaşımı, bileşen tozlarının (Al, Si) belirli oranlarda karıştırılarak sıkıştırılması ve köpürtülmesi ile elde edilmiştir. Al-Si alaşımı, köpürme sürecinde hızlı bir şekilde oluşmuş (Şekil 2.5) ve kısa sürede homojen bir mikro-yapı elde edilmiştir. Böylelikle, bileşen tozlarından alaşım köpüklerin sorunsuzca elde edilebileceği gösterilmiştir.

Campana ve Pilone (2008), eksenel ezilme davranışını inceledikleri çalışmalarında 3 farklı alüminyum köpük alaşımı (7075, 6061,  $AlSi_7$ ) kullanmıştır. Gözenek şekli ve konumunun, üretim süreci ve alaşım kompozisyondaki değişimlerden etkilendiğini; 7075 ve 6061 alaşımının daha düzenli bir gözenek şekline sahip olduğunu,  $AlSi_7$  alaşımının gözenek şeklinin ise geniş bir aralıkta değiştiğini gözlemlemişlerdir. Mikro-yapıdaki ve gözenek şeklindeki heterojenliğin azaltılmasının, köpüğün ezilme sırasında daha kararlı bir davranış göstermesini sağlayacağını ve bu azalmanın ancak üretim parametrelerinin iyileştirilmesi ile elde edilebileceğini bildirmişlerdir.



$T_p$ [°C]	200	300	350	400	450	500	550
$\rho_{ort}$ [g/cm <sup>3</sup> ]	2,46	2,58	2,61	2,65	2,66	2,66	2,68
$\rho_{ort}$ [%]	91,79	96,27	97,39	98,98	99,25	99,25	≈100

**Şekil 2.4.** Farklı sıcak presleme sıcaklıklarında hazırlanmış AISi<sub>7</sub> alaşımlarının genişleme eğrileri. Grafiğin altında, sıcak preslenmiş öncü malzemelerin mutlak ve bağıl yoğunlukları verilmiştir (tam yoğun alaşımın teorik yoğunluğu = 2,68 g/cm<sup>3</sup>) (Duarte ve Banhart 2000)



**Şekil 2.5.** Köpürme ile elde edilen AISi<sub>7</sub> alaşımına ait mikro-yapıda görülen tipik Al-Si alaşımı yapısı ( $\alpha$ -Al tanecikleri ve heterojen Al-Si bölgeleri) (Duarte ve Banhart 2000)

Simancik (1999), benzer yoğunluktaki alüminyum köpüklerin farklı mekanik davranışlar gösterebileceğini ve bunun; yoğunluk dağılımı, köpük yüzeyindeki kabuk, gözenek yönelim yönü gibi faktörlerden kaynaklandığını belirtmiştir. Bu faktörleri üretim sürecinin ve parça geometrisinin belirlediğini bildiren araştırmacı, malzeme özelliklerindeki sapmaların kabuklu yüzey veya daha sünek gözenek duvarı ile azaltılabileceğini önermiştir.

Simancik ve ark. (1999), köpürtme faktörlerinin gözenek yapısına etkilerini araştırmıştır. Sıcaklık artışının düşük olmasının, öncü malzemenin aşırı oksidasyonuna sebep olduğunu ve sonuç olarak köpürmeye karşı direnç oluşturduğunu gözlemleyen araştırmacılar, katılaşma sıcaklığının üzerinde uzun süre kalınmasının drenaja (ergiyik metalin gözenek duvarından köşelere doğru akışı) sebep olduğunu ve sonuç olarak küçük gözeneklerin kaybolduğunu görmüşlerdir. Dış basınçtaki artışın ise gözenek boyutunu küçülterek gözenek sayısını arttırdığını tespit etmişlerdir.

Toz metalürjisi yöntemi kullanılarak 5 şekilde metal köpük ürünler elde edilebilir. Bunlar; kullanılacağı profilin içerisinde köpürtme, kalıp içerisinde köpürtme, küçük küreler halinde köpürterek kullanılacağı profilin içerisine doldurma (APM teknolojisi), iki panel arasında köpürtme (sandviç yapılar) ve tek panel olarak köpürtmedir.

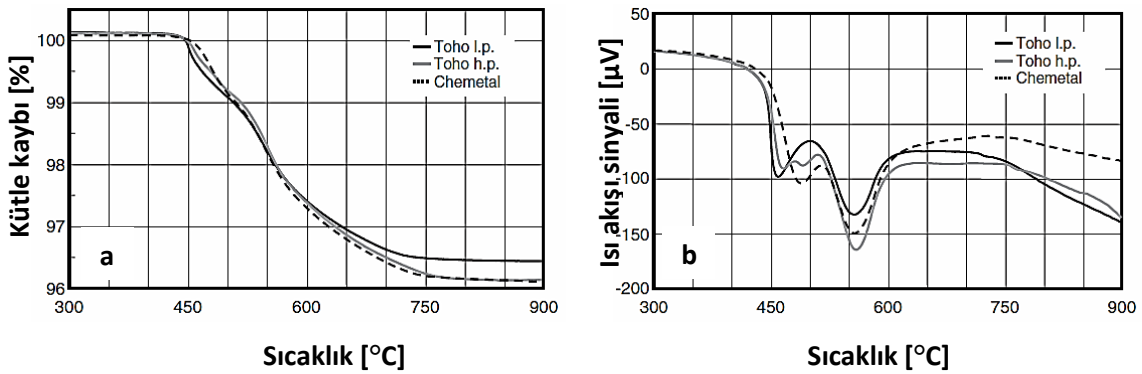
**Talaşlı imalat;** kalıp gerektirmemesi, tasarım değişikliklerine karşı esnek olması, malzemenin mekanik özelliklerini etkilememesi, karmaşık profilleri kolaylıkla oluşturmaya imkân vermesi vb. özellikleriyle pek çok avantaja sahip bir imalat yöntemidir. Ürüne gerekli şekil, kalıp kullanılarak ve köpürme sırasında verilmeyeceği için, kalıp içerisinde ısının dağılımının optimize edilmesi (Stöbener ve Rausch 2009) gibi hassas çalışma isteyen bir adıma da gerek duyulmayacak, köpük ile kalıbın ısıl genleşmelerinin farklı olmasından kaynaklanan (Campana ve Pilone 2008) kalıntı gerilmeler de oluşmayacaktır.

Metal köpük üretiminde kullanılan bazı köpürtücü maddeler Çizelge 2.4’te verilmiştir. Titanyum hidrür (TiH<sub>2</sub>), alüminyum için iyi bir köpük yapısı sağladığı için en kullanışlı köpürtücü maddedir (Matijasevic-Lux ve ark. 2006).

**Çizelge 2.4.** Bazı köpürtücüler (Koizumi ve ark. 2011’den değiştirilerek alınmıştır.)

Köpürtücü madde	Gaz	Kimyasal reaksiyon
Titanyum hidrür - TiH <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	TiH <sub>2</sub> = Ti + H <sub>2</sub>
Zirkonyum hidrür - ZrH <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	ZrH <sub>2</sub> = Zr + H <sub>2</sub>
Magnezyum hidroksit - Mg(OH) <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	Mg(OH) <sub>2</sub> = MgO + H <sub>2</sub> O
Dolomit - CaMg(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	CaMg(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> = CaCO <sub>3</sub> + MgO + CO <sub>2</sub> CaCO <sub>3</sub> = CaO + CO <sub>2</sub>
Kalsiyum karbonat (mermer) - CaCO <sub>3</sub>	CO <sub>2</sub>	CaCO <sub>3</sub> = CaO + CO <sub>2</sub>

İşlem görmemiş TiH<sub>2</sub>’nin ayrışması yaklaşık 400 °C’lerde başlamaktadır (Matijasevic-Lux ve ark. 2006). Kadoi ve ark. (2009), yaptıkları çalışmada 3 farklı TiH<sub>2</sub> tozunun sıcaklıkla beraber ayrışmasını termo-gravimetrik (TG) ve diferansiyel termal (DT) analizlerle incelemişlerdir. Sonuçta, incelenen köpürtücü maddelerde ağırlık kaybının (ayrışma) 450 °C’de başladığını ve 800 °C’ye kadar devam ettiğini tespit etmişlerdir (Şekil 2.6.a). TG analizlerdeki eğrilere karşılık gelen DT analiz eğrileri Şekil 2.6.b’de görülmektedir. Buna göre, ayrışma en az 2 süreçte meydana gelmektedir. Bu durum, 460-490 °C’de ve 560°C’de meydana gelen tepe noktalarından anlaşılmaktadır.



**Şekil 2.6.** 3 farklı TiH<sub>2</sub> tozu için yapılan; (a) Termo-gravimetrik, (b) Diferansiyel termal analiz sonuçları (Kadoi ve ark. 2009)

Bu ise, alüminyum alaşımlarının ergime sıcaklığının genelde 525°C'nin üzerinde olduğu düşünülürse, köpürme sürecini olumsuz etkilemektedir. Köpürmenin erken dönemlerinde, düzensiz ve çatlaksı gözenekler oluşmakta; sonuçta elde edilen köpük malzemenin gözenek yapısı da bozuk olmaktadır (Matijasevic-Lux ve ark. 2006).

Erken dönemde büyük ve birbirine bağlı bir gözenek ağının oluşması, malzeme ergimeden oluşan çatlakların birleşmesiyle açıklanmaktadır. Bu durumda, ısıtma hızının yüksek olması önem kazanmaktadır (Helfen ve ark. 2002).

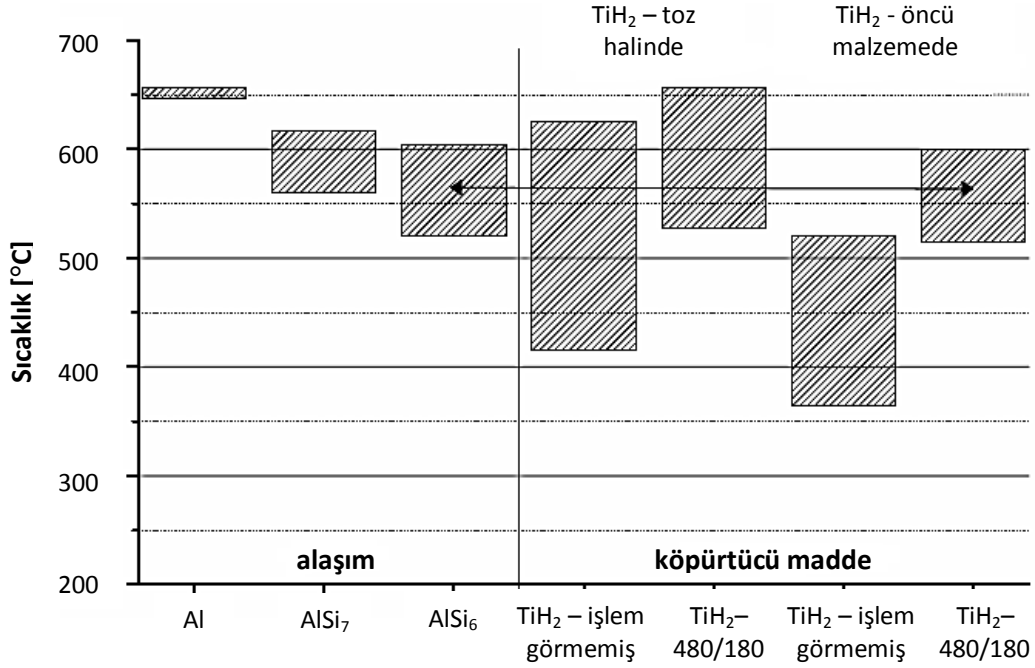
Ayrıca, öncü malzemenin iyi sıkıştırılmadığı durumlarda, erken dönemde oluşan çatlakların olumsuz etkisi artmaktadır. Taneler-arası bağ zayıf olduğu için, köpürtücü malzeme reaksiyona girdikçe ve iç basınç yükseldikçe (oluşan düzensiz çatlakların yanı sıra) büyük bir ağ oluşmakta ve köpürtücü madde kaybı ciddi seviyelere ulaşmaktadır (Rack ve ark. 2009).

Şekil 2.7'de bazı alaşımların ergime ve katılaşma sıcaklıkları verilmiş ve TiH<sub>2</sub>'nin ayrışma aralığı ile karşılaştırılmıştır. İşlem görmemiş TiH<sub>2</sub>'nin, hiçbir alaşımın ergime aralığına uygun olmadığı rahatlıkla görülmektedir. Köpürtücü maddenin, süreç gereği öncü malzeme içine gömülmesiyle bu uygunsuzluk artmaktadır. (TiH<sub>2</sub>'nin ayrışma sıcaklığındaki düşüş, muhtemelen, yüzeyinde bulunan ve reaksiyonu geciktiren titanyum dioksit -TiO<sub>2</sub>, rutil- tabakasının kırılmasından kaynaklanmaktadır.) Alüminyum alaşımlarının ergime sıcaklıklarının daha da düşürülmesi yoluna gidildiğinde ise, uygun özelliklere sahip olmayan malzemeler elde edilecektir. Bu durumda, köpürtücü maddenin ön-işleme tabi tutulması ve farklılaştırılması düşünülmüştür. Şekil 2.7'den de ön-işlem görmüş TiH<sub>2</sub> ile AlSi6Cu4 alaşımının uyumlu olduğu görülmektedir (Matijasevic ve Banhart 2006).

TiH<sub>2</sub>'nin silisyum oksit veya alüminyum oksit (SiO<sub>2</sub> – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ile kaplanması da denenmiş ve ayrışmayı 60 ila 100 s geciktirdiği görülmüşse de bu yöntemler maliyetli olmaları gibi bir dezavantaj taşımaktadır (Kadoi ve ark. 2009).



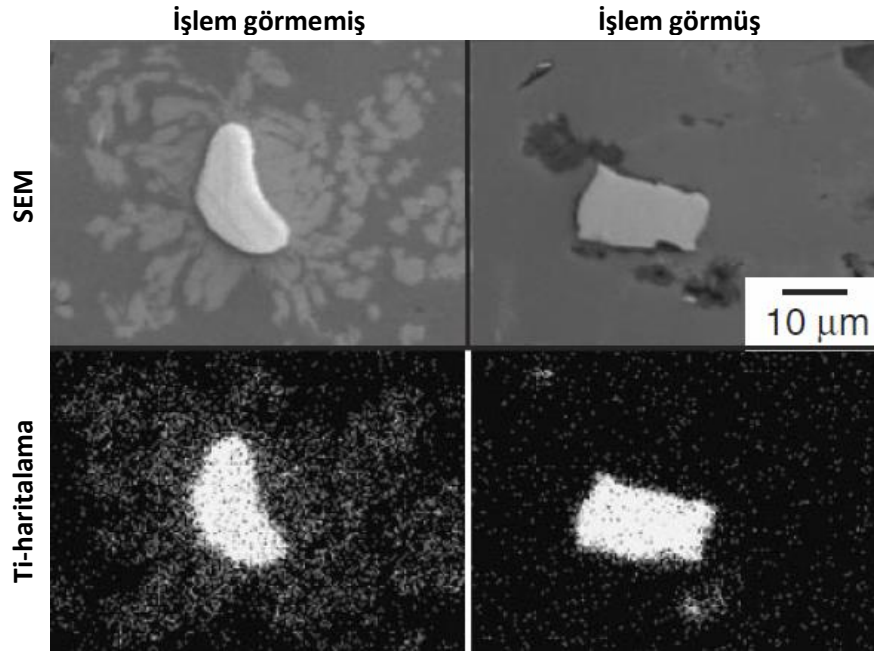
Daha çok tercih edilen yöntem ise,  $TiH_2$ 'nin yüksek sıcaklıklarda oksitlenmeye maruz bırakılmasıdır. Bu süreçte  $TiH_2$  ayrılmakta,  $H_2$  serbest kalmakta ve titanyumun oksitlenerek bileşik oluşturması gerçekleşmektedir. Yüzeyle oluşan bu oksit tabakası,  $TiH_2$  tanesinin daha geç reaksiyona girmesini sağlamaktadır (Kennedy ve Lopez 2003).



**Şekil 2.7.** Bazı alaşımların köpürme sürecine ait sıcaklık değerleri (Alaşımlar için verilen sütunlar, ergime-katılaşma sıcaklığı aralığını; köpürtücü madde için verilen sütunlar ise,  $TiH_2$ 'den ve saf alüminyum ile  $TiH_2$  içeren öncü malzemeden hidrojen çıkma sıcaklığının başlangıç ve en üst seviyeleri ile ilgili aralığı göstermektedir. Değerler, işlem görmemiş ve 480 °C'de 180 dak ön-işlem görmüş  $TiH_2$  için verilmiştir.) (Matijasevic ve Banhart 2006)

İşlem görmüş ve görmemiş  $TiH_2$  içeren iki ayrı öncü malzemeyi aynı sıcaklıkta 100 s boyunca tutan Kadoi ve ark. (2009), bu numuneleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) altında incelemiş ayrıca, SEM + enerji dağınlımlı x-ışınları görüncü gözlemi (SEM+EDX) ile element haritalamaya tabi tutmuşlardır. İşlem görmemiş  $TiH_2$  etrafında Ti içeren metallar-arası fazların meydana geldiği gözlenmiş; işlem görmüş  $TiH_2$ 'de ise, böyle bir durum görülmemiştir (Şekil 2.8). Bu ise, işlem görmüş  $TiH_2$ 'de ayrışmanın ancak yeni başladığına ve ayrışma süresinin başarıyla geciktirildiğine işaret etmektedir.

Hava ortamında, 60-180 dak süreyle ve 450 °C'den yüksek sıcaklıklarda ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  gibi reaksiyona girmeyecek bir malzeme üzerinde) gerçekleştirilen oksitlenme sürecinde,  $\text{TiH}_2$  tanesi üzerinde yaklaşık 100 nm kalınlığında bir oksit tabakası oluşmaktadır. Bu tabakanın dış kabuğu  $\text{TiO}_2$ , iç kabuğu  $\text{Ti}_3\text{O}$  olmaktadır (Matijasevic-Lux ve ark. 2006).

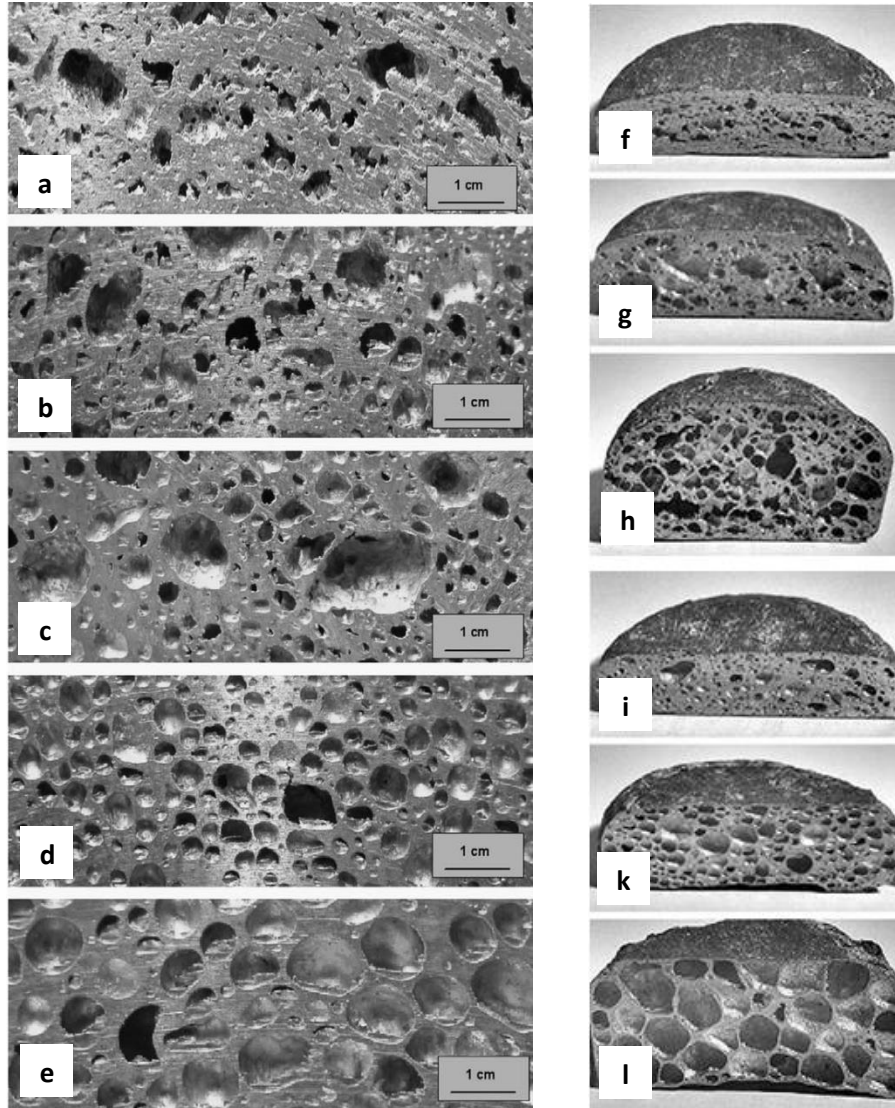


**Şekil 2.8.** İşlem görmüş ve görmemiş  $\text{TiH}_2$ 'ye ait SEM ve element haritalama görüntüleri (Kadoi ve ark. 2009)

Ancak, ön-işlem sırasında, köpürtücü maddenin (gözenek oluşumunu sağlayan)  $\text{H}_2$  miktarında düşüş olduğu hesaba katılırsa,  $\text{H}_2$  kaybıyla uygun bir oksit tabakası kalınlığı oluşumu arasında bir denge oluşturma gerekliliği ortaya çıkmaktadır (Matijasevic-Lux ve ark. 2006).

Daha düşük sıcaklıklarda, amorf yapıdaki oksihidratların, yaklaşık 470 °C'den sonra ise titanyuma ait oksitlerin oluştuğu gözlenmiştir (Kennedy 2002).  $\text{Ti}_3\text{O}$  ve  $\text{TiO}_2$  oluşmaya başladığında,  $\text{TiH}_2$ 'nin renk değiştirdiği tespit edilmiştir (Kennedy ve Lopez 2003). Başlangıçta siyah renkte olan köpürtücü madde; 400 °C'de zeytin yeşiline, 450 °C'de mora ve 500-500 °C'de maviye dönmektedir. Bu değişimler, farklı oksitlerin ve farklı kalınlıkların işaretçisidir (Kennedy 2002).

Çok sayıda ve benzer boyutta hücelere sahip bir metal köpük “iyi” bir malzeme olarak karakterize edilmektedir (Matijasevic ve Banhart 2006). Bazı çalışmalarda, köpürtücü madde  $TiH_2$ 'nin oksitleme ile farklılaştırılması sonucu köpük yapısındaki değişimler Şekil 2.9’da verilmiştir. İşlem görmüş  $TiH_2$ 'nin daha düzgün bir gözenek yapısı ve dağılımı verdiği görülmektedir.



**Şekil 2.9.** Farklı durumdaki  $TiH_2$  tozlarıyla köpürtülmüş  $AlSi_6Cu_4$  alaşımı: (a) İşlem görmemiş  $TiH_2$  ile (gözeneklilik  $G=\%53$ ), (b)  $440^\circ C$ 'de 180 dak işlem görmüş  $TiH_2$  ile ( $G=\%56$ ), (c)  $480^\circ C$ 'de 180 dak ( $G=\%61$ ), (d)  $520^\circ C$ 'de 90 dak ( $G=\%60$ ), (e)  $520^\circ C$ 'de 180 dak ( $G=\%57$ ) (Matijasevic-Lux ve ark. 2006); (f-h) İşlem görmemiş  $TiH_2$  ile, (i-l)  $520^\circ C$ 'de 180 dak işlem görmüş  $TiH_2$  ile (numune genişliği 36 mm) (Matijasevic ve Banhart 2006)

İşlenebilirlik; temel ölçütler olarak takım ömrü, kesme kuvvetleri, yüzey kalitesi ve talaş oluşumu yanında talaş debisi ve tezgâh gücü gibi ilave ölçütlerle belirlenen bir özelliktir. Kimyasal kompozisyon, yapısal kusurlar ve alaşım elementleri, işlenebilirliği önemli oranlarda değiştirebilir (Johne 1994, Songmene ve ark. 2011).

Alüminyum, yaygın malzemeler arasında işlenebilirliği en yüksek olan malzemelerdendir. Kesme kuvvetleri, işleme sıcaklıkları ve takım aşınması genelde düşüktür. Keskin takımlarla ve uygun kesme parametreleriyle işlendiğinde oldukça iyi sonuçlar elde edilir. Takım ömrü, ancak sert parçacıkların ( $Al_2O_3$ , SiC, serbest Si, vb.) mevcut olduğu alaşımlarda önemli hale gelir (Kelly ve Cottereli 2002). Alüminyumun işlenmesi sırasında karşılaşılan üç tip takım aşınması; krater aşınması, serbest yüzey aşınması ve yığma kenar oluşumu (BUE) olarak sayılabilir (Anonim, 2011). Sertliği arttıran ısı işlemler, alüminyumun işlenmesinde karşılaşılabilecek yığma kenar oluşumuna olan eğilimi azaltacaktır (Songmene ve ark. 2011). Demir ve Gündüz (2009), çözeltiliye alındıktan sonra 180 °C’de ve farklı sürelerde suni yaşlandırmaya tabi tutulan 6061 alüminyum alaşımının işlenebilirliğini incelemiştir. Buna göre, yaşlandırma süresinin (artan sertliğe bağlı olarak) ve kesme hızının (yığma kenar oluşumu eğiliminin azalmasıyla) yüzey kalitesini iyileştirdiğini, ancak kesme kuvvetlerini önemli oranlarda değiştirmedeğini bildirmişlerdir.

Alüminyum alaşımları iki sınıfa ayrılır: dökme ve dövme. Bunun ötesinde, mevcut alaşım elementlerinin sağladığı özelliklere göre de sınıflama yapılabilir: yaşlandırılabilir alaşımlar, ısı işlem uygulanabilir alaşımlar vb. (Songmene ve ark. 2011). Alaşım tipine göre göreceli işlenebilirlik değerleri Çizelge 2.5’te verilmiştir.

Yüksek oranlarda magnezyumun (Mg) kesme kuvvetlerini arttırdığı, düşük oranlarda bakırın (Cu) ise 319 alaşımında kesme kuvvetlerini düşürdüğü Taslı ve ark. Tarafından gözlemlenmiştir. Benzer olarak, Demir ve ark., 6061 alaşımının ısı işleme (özellikle yaşlandırma) tabi tutulmasıyla kesme kuvvetlerinin düşük hızlarda etkilendiği, ancak, yüksek hızlarda, kesme bölgesinde oluşan ısı artışının düşüklüğünden dolayı bu etkinin ihmal edilebilir olduğu bildirmiştir (Songmene ve ark. 2011).

**Çizelge 2.5.** Alaşım tipine göre göreceli işlenebilirlik değerleri (1:çok iyi, 5:çok kötü) (Anonim, 2011)

Alaşım grubu		Alaşım sistemi	Göreceli işlenebilirlik
Saf		%99,9 Al	5
Dövme	Sertleştirilmemiş	Al-Mn	4-5
		Al-Mg	3-5
		Al-Mg-Mn	3-4
	Sertleştirilmiş	Al-Mg-Si	3-4
		Al-Cu-Mg	2-3
		Al-Cu-Si-Mg	3
		Al-Zn-Mg-Cu	2
Dökme		G-Al-Si	3
		G – Al-Si-Mg	2-3
		G – Al-Si-Cu	2
		G – Al-Mg	2
		G – Al-Mg-Si	2
		G – Al-Cu-Ti	2
		G – Al-Si-Cu-Mg-Ni	2-3

Dökme alaşımlarda mevcut olan Cu, Mg ve Zn gibi temel alaşım elementleri işlenebilirlik anlamında çeşitli zorluklar çıkarsalar da talaş açısının düşük tutulmasıyla bu olumsuzluklar bertaraf edilebilir. Si-içeren alaşımlarda daha yüksek talaş açıları, daha düşük hızlar ve ilerlemeler kullanılır ki bu da işlemi maliyet-etkin hale getirir. Isıl işlemlere uygulanamayan alaşımlar, işlenebilirlikleri de artacak şekilde soğuk işlemlerle sertleştirilebilir. Bu tip alaşımlarda keskin takımlar tercih edilir (Songmene ve ark. 2011).

Alüminyum; takım çeliği, yüksek-hız çeliği, sinterlenmiş karbür ve elmas takımlarla işlenebilir. Seramik takımlar ise, seramik matrisin alüminyuma *afinitesinden* (ve böylece takım malzemesinin difüzyonla zayıflamasından) dolayı tercih edilmez (Johne 1994). Ayrıca, örneğin  $Si_3N_4$  esaslı seramik takımlar, silikonun alüminyum içindeki *çözünürlüğünün* yüksek olması nedeniyle kullanılmaz (Kelly ve Cotterell 2002). CBN takımlar, orta kesme hızlarında dâhi serbest yüzey aşınması ile kısa sürede ömrünü tamamlar. Tok bir ana malzeme (substrat) üzerinde sert ve ince film şeklinde bir kaplama tabakasından oluşan kaplamalı takımlar, yüksek tokluğun yanında iyi bir

aşınma direnci de sağlar. Ancak, kaplama tabakasında çoğunlukla bulunan titanyum, seramik takımlarda olduğu gibi, alüminyumun işlenmesi sırasında kaplama tabakasından difüzyonla ayrıldığı için bu takımlar kısa sürede özelliğini kaybederler ve tavsiye edilmezler (Johne 1994).

Süneklik, plastisite gibi malzeme özellikleri, oluşan talaş tipini ve buna bağlı olarak takım tasarımını etkiler. Alüminyum işlemek için (Johne 1994):

- ✓ Pozitif kesme açıları kullanılmalıdır.
- ✓ Kesici kenar pürüzsüz olmalıdır. Parlatılmış kesme yüzeyine ve serbest yüzeye sahip takımlarla çok iyi sonuçlar elde edilebilir.
- ✓ Kullanılacak çok yüksek hızlarda yeterli rijitliği sağlayacak takımlara ihtiyaç vardır.

Kuru kesmede karşılaşılan en büyük sorunlar; düşük kesme hızlarındaki yığılma kenar oluşumu, yüksek kesme hızlarındaki yapışma ve bunlara bağlı olarak özel takım geometrilerine olan ihtiyaçtır (Songmene ve ark. 2011).

Demir esaslı malzemeler için başarıyla kullanılan birçok kesme sıvısı, alüminyum alaşımlar için uygun değildir. Bunun 3 temel sebebi vardır (Kelly ve Cotterell 2002):

- ✓ Özellikle yüksek hızda işlendiğinde, havayla yeni temasa geçen Al-yüzeylerinde sert bir oksit tabakası oluşur. Bu tabaka, temiz bir talaş oluşumundan ziyade sürtünme yapışmasına (soğuk kaynak), sıvanmaya ve böylelikle kesici kenarların hızla aşınmasına sebep olur. Bu sebeple, alüminyum oksit ( $Al_2O_3$ ) oluşumunu engelleyen belirli kesme sıvıları seçilir.
- ✓ İkinci sebep, alüminyumun önemli oranlarda Si içermesi nedeniyle çok adeziv (yapışkan) olmasının neticesi olarak ani ısı oluşumunun meydana gelmesidir. Bu ısı sebebiyle talaşın kaynak olması ve yığılma kenar oluşumu söz konusudur ki bu da eğer önlem alınmazsa (çok yüksek basınç ve yağlayıcı katkısı) takım ömrünün şiddetle kısılmasına neden olur.

- ✓ Üçüncü sebep, alüminyumun adi metaller arasında en yüksek ısıl genleşme katsayılarından birine ve bunun yanı sıra göreceli olarak yüksek yumuşaklık ve elastikliğe sahip olmasıyla ilgilidir. Bu sebeple, oluşan ısının hızlı bir şekilde uzaklaştırılmaması, genleşmeye ve buna bağlı olarak iş parçası tolerans sapmalarına ve bağlama düzenine (fiktür) yapılan baskıya bağlı olarak iş parçasında iz oluşumuna neden olur. Buna engel olacak şekilde ısıyı uzaklaştıracak kesme sıvıları kullanılmalıdır.

Tezgâhlar da alüminyum ve alaşımlarını optimal performansla işleyecek belirli özelliklere sahip olmalıdır. Bu özellikler temel olarak aşağıdaki gibidir (John 1994):

- ✓ Yüksek kesme hızları sağlanabilmelidir. Dökme alüminyum malzemelerde 2000 m/dak, dövme malzemelerde ise 4000 m/dak hızlara kadar çıkılmaktadır. Karbür uçlar bu hızlarda kabul edilebilir takım ömürleri verebilmektedir.
- ✓ Yüksek güçlere ihtiyaç vardır. Alüminyumundaki kesme kuvvetlerinin çeliktekine göre yaklaşık 1/3'tür, ancak güç gereksinimi için aynı şey söylenemez. Kesme hızlarının yüksekliği, çok daha güçlü tezgâhları gerekli kılar.
- ✓ Dinamik rijitlik yüksek olmalıdır. Yüksek devir sayılarındaki merkezkaç kuvveti ve dengelenmemiş kuvvetlerin etkisi bunu gerektirmektedir.
- ✓ İş parçası bağlama sistemleri, alüminyumun düşük elastisite modülü dikkate alınarak tasarlanmalıdır. Kesme kuvvetleri ve bağlama düzeninin malzemeyi deforme etmesi engellenmelidir. Manyetik bağlama düzenleri kullanılmamalıdır.
- ✓ Talaş tahliyesi yeterli ölçüde sağlanabilmelidir. Bunun sebebi, kullanılan yüksek kesme hızları ve buna bağlı yüksek talaş hacmidir. Talaş tahliyesi sırasında, talaşın, yeni işlenmiş yüzeylere teması engellenmelidir.
- ✓ Yüksek ilerleme hızları (yüksek kesme hızına bağlı yüksek devirlerden kaynaklanan...) kullanıldığı için, örneğin radyüslerin tornalanmasında hassas bir hareket kontrolü gereklidir.

Alüminyum ana malzemenin işlenebilirliği hakkındaki bilgilerin bir kısmı alüminyum köpükler için de geçerli olacaktır. Alüminyum köpüklerin işlenebilirliği hakkında şu tespitler (Sığırtmaç 2010) ve öngörüler yapılabilir:

- ✓ Geleneksel tüm talaşlı imalat yöntemleri uygulanabilir.
- ✓ Ergiyiği kararlı hale getirmek için (özellikle direkt köpürtme yönteminde) seramik parçacıklar (SiC vb.) kullanılırsa işlenebilirlik düşebilir.
- ✓ Kesme kuvvetleri hücre duvarlarını deforme edebilir. Sünek malzemelerde bükülme ve ezilme, gevrek malzemelerde çatlaklar ve yırtılmalar meydana gelebilir.
- ✓ Gözenekli yapıda ısı iletiminin düşük olmasından dolayı, kesme sırasında oluşan ısı uzaklaştırılamayabilir.
- ✓ Isının artmasıyla ergiyecek malzemenin takıma ve hücre duvarlarına yapışması söz konusu olabilir.
- ✓ İyi bir yüzey kalitesi elde etmek normal yollarla mümkün olmayacaktır.
- ✓ Kuvvetlerin ve ısının etkisiyle meydana gelecek deformasyonun yanı sıra özellikle ince hücre duvarlarının kısmen ergiyerek kesici takıma difüzyonu, iş parçası hassasiyetini bozacaktır.

Ürün ve süreçler için pek çok tasarım faktörü vardır ve bunların bir kısmı da birbiriyle etkileşim halindedir. Bu faktörlerin optimal değerlerinin belirlenmesi gerekir ve bunların ürün / ürün performansına etkilerinin belirlenmesi en etkin olarak istatistiksel deney tasarımı ile yapılır. Bu yolla birçok faktörün etkisi düşük maliyetle belirlenebilir ve varyasyon (farklılık) meydana getiren faktörlere karşı, daha tasarım aşamasında önlem alınabilir. İstatistiksel deney tasarımı için yoğun ve etkili bir biçimde kullanılan



Taguchi yaklaşımı, diğer malzemelerin üretiminde olduğu gibi (Şirvancı 1997) alüminyum köpük malzemelerinde de denenmiştir.

Surace ve ark. (2009a), ergimiş metale (direkt) gaz enjeksiyonu ile üretilen alüminyum köpükler üzerine bir araştırma yapmışlardır. Çalışmalarında, süreç parametrelerinin köpük parçaların kalitesi üzerine olan etkilerini analiz etmek için bir metot geliştirmeyi ve bunların optimal kombinasyonlarını belirlemeyi hedeflemişlerdir. Etkiler, bir dikey deney düzeni tasarımı için uygulanan Taguchi metodu kullanılarak, düşük zaman ve maliyetle incelenmiştir. Optimizasyon aşamasında ise, bağıl yoğunluğu en düşük seviyeye ve aynı zamanda, emilen enerjiyi en yüksek seviye çekecek çok-amaçlı bir optimizasyon yaklaşımı önerilmiştir.

Bu çalışmanın sonunda; bağıl yoğunluk ve enerji verimliliği göz önüne alındığında, ergimiş metale gaz enjeksiyonu yöntemi için optimal köpürtme parametrelerinin şu şekilde olduğu tespit edilmiştir: gaz akış hızı 2 lt/dak, devir sayısı 633 dev/dak ve SiC oranı ağırlıkça %16. Genel bir sonuç olarak da, Taguchi metodu ve amacı önceleme metodunun (goal attainment method), köpük üretimine dair çok-amaçlı optimizasyon problemlerinin çözümünde çok etkili araçlar olduğuna değinilmiştir.

Surace ve ark. (2009b), toz metalürjisi yöntemi ile üretilen alüminyum köpükler için optimal süreç parametrelerini tayin etmek için yaptıkları çalışmalarında Taguchi metodunu (dikey deney tasarımı) kullanmışlardır. Dikey deney tasarımı ile pek çok kombinasyonun denendiği deneylerde 3 üretim parametresi (SiC içeriği, sıkıştırma basıncı ve genleştirme sıcaklığı) üzerinde çalışılmıştır. Daha sonra, bağıl yoğunluğun en düşük seviyeye, aynı zamanda emilen enerjiyi ise en yüksek seviyeye çekmek için çok-amaçlı bir optimizasyon yaklaşımı önerilmiştir. Son olarak da doğrulayıcı deneyler gerçekleştirilmiştir. Sonuçta, bağıl yoğunluk ve enerji verimliliği için optimal köpürtme faktörleri 405 MPa sıkıştırma basıncı, 750 °C genleştirme sıcaklığı ve ağırlıkça %3,5 SiC olarak belirlenmiştir.

Solorzana ve ark. (2007), toz metalürjisi yöntemi ile üretilen iki farklı alüminyum alaşımının (6061, 4045) üretimi için Taguchi metoduyla ayrı ayrı deneyler gerçekleştirmiş ve birkaç özelliğe (yığın yoğunluğu, dış görünüş, homojen yoğunluk, vb.) ait değişkenliği (benzer karakteristiklere sahip ürün elde etmek endüstriyel açıdan da önem taşımaktadır) incelemiştir. Sonuçlar, bu özellikleri etkileyen temel faktörlerin bulunmasına ve etki derecelerinin tespitine imkân vermiştir. Ayrıca, Taguchi'nin sinyal-gürültü (S/G) oranları yardımıyla yoğunluktaki değişkenlik en düşük seviyeye çekilmiş, dış görünüş iyileştirilmiş ve yoğunluğun homojenliği arttırılmıştır.

Aynı çalışmada, Si-ilavesinin viskoziteyi düşürmesi (4045'te), Mg-ilavesinin ise arttırması (6061'de); farklı köpürtme faktörlerinin (genleştirme sıcaklığı, köpürtücü madde TiH<sub>2</sub> oranı) kullanılmasını gerektirmiştir. Çalışmada elde edilen bir diğer sonuca göre, dayanıklı (robüst) bir köpürme süreci için en etkili faktörler köpürtme pozisyonu (dikey/yatay) ve kalıp geometrisidir. Araştırmanın sonunda yapılan doğrulayıcı deneyler, istenilen hedeflere ulaşıldığını göstermiştir.

Mustapha ve ark. (2010), Taguchi deney tasarımı prensiplerini kullanarak ve sonuçları S/G oranları ve ANOVA (varyans analizi) teknikleriyle optimize ederek açık hücreli alüminyum köpük üretiminde gelişmeler elde etmiştir. Buna göre, çok daha kısa sürede yüksek yoğunluklu hücre duvarları elde edilerek mekanik özellikler iyileştirilmiştir. En önemli faktörler, sırasıyla, sıkıştırma basıncı, sıcaklık, zaman ve ısıtma hızı olmuştur.

Jing-Shiang ve ark. (2011), Al-köpük plakalarda metal inert gazlı (MIG) ark kaynağı uygulaması için çoklu kalite karakteristiklerinin optimizasyonunu amaçlamışlardır. Bunun için, temel bileşen analizi ve Taguchi metotlarını birlikte kullanarak kaynağın mikro-sertlik ve eğilme mukavemetini incelemiştir. 8 adet kontrol faktörü seçilmiştir ve bunların optimal değerleri: dolgu malzemesinin tipi (5356 alüminyum alaşımı), MIG akımı (100 A), kaynak hızı (80 mm/dak), MIG gaz akış hızı (13 lt/dak), iş parçası aralığı (1,7 mm), MIG ark açısı (50°), kanal açısı (20°), ve elektrot uzatma miktarı (15 mm) olarak belirlenmiştir. Ayrıca, ANOVA sonuçlarına göre, MIG akımı, kaynak hızı ve iş parçası aralığı en önemli kontrol faktörleri olarak tespit edilmiştir.

Alüminyum alaşımların metalürjik yapısında olabilecek fazlar (Şekil 2.10):

- ✓ Elementlerin orijinal fazları. Bu birincil fazlar, belirli oranlarda diğer elementleri eritir ve kafes yapılarında barındırırlarsa “katı eriyik” adını alırlar (Demirci 2004).
- ✓ Metaller-arası fazlar. Bu fazlara, “iri metaller-arasılar” da denir. Böylece, kendileri de metaller-arası yapıda olabilen çökelti ve dispersoidler ile kavram karmaşası olması engellenir (Wang ve Starink 2005).

İki ayrı atom ya da iki ayrı molekülden oluşan bileşiklerin katılma sırasında beraber çökerek kristalleşmeleri ile oluşurlar. Tam-orantılıdır (stokiyometrik). Bileşik halindedirler (AlCu, MgPb, vb.) ve kafes yapıları, dizilimleri, orijinal elementlerinkinden farklıdır.

Ti, Nb, Fe gibi metallerin N, B, C gibi küçük yarı-çaplı ametallerle yaptıkları nitrürler, borürler ve karbürler de kararlı ve çok sert fazlardır. Metalik karakter de göstermeleri nedeniyle bunlara da metaller-arası faz denebilir (Demirci 2004).

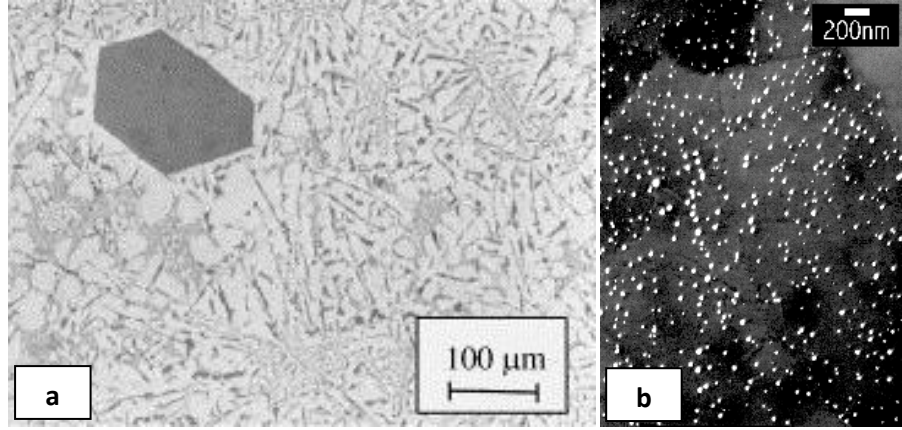
Ötektik (sıvı-katı arası değişmez) tepkimeyle katılırlar (Wang ve Starink 2005).

- ✓ Çökelti. Ayrışıp farklı faz (ikincil faz) oluşturan parçacıklardır.

Kalıntı parçacıklar (inklüzyon), karbür, borür ve nitrürler, bazı metaller-arası fazlar, grafit gibi tek-tip-elementli kristaller, dispersoidler; çökeltidir.

- ✓ Dispersoidler. Büyüyen tanelere (yeniden kristallenme çekirdekleri) saplanan çok ince taneli çökeltilerdir.

Bir kere çökeldiklerinde, termodinamik olarak kararlı olurlar ve yeniden kristallenme direncini arttırırlar (Wang ve Starink 2005). Tane boyutu kontrolünde de kullanılırlar. (Örneğin AlFeSi fazı.)



**Şekil 2.10.** (a) Bir Al-Si alaşımında bulunan  $\alpha$ -Al katı eriyik fazı (beyaz), metallar-arası fazlar (açık gri) ve birincil Si çökeltisi (koyu gri) (Lasa ve Rodriguez-Ibabe 2001), (b) Bir Al-Sc-Zr alaşımındaki  $Al_3(Sc,Zr)$ -dispersoid parçacıklar (Anonim 2012a)

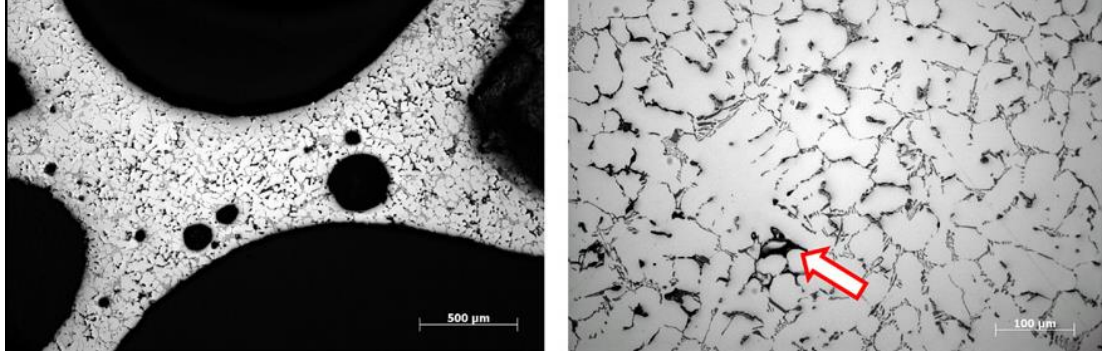
Dispersoid oluşturan bazı elementler; Mn, Zr, Sc (skandiyum) ve Hf (hafniyum)'dur (Anonim 2012b).

Dispersoidler tek-tip-elementli ya da (genelde) bileşik halinde olabilirler.

Uzun süreli ısı işlemlerde (homojenizasyon) katı-katı tepkimesiyle oluşurlar (Wang ve Starink 2005).

- ✓ Kalıntı parçacıklar (inklüzyon). Genelde istenmezler. Sıklıkla, metal eriyiğinin yüzeyinden çöken oksitlerdir. ( $Al_2O_3$  gibi.)

Optik incelemelerin derinlik yönünde analiz yeteneği iyi olmadığı için paralel bir inceleme düzlemi oluşturulmalıdır, aksi takdirde görüntü kısmen bulanık olacaktır (Banhart 1999). Bu sebeple, kesilen numunelerde soğuk reçine kullanılarak boşluklar doldurulur ve yüzey düzlenir. Ardından, zımparalama (taşlama) ve parlatma adımları gerçekleştirilir (Mukherjee 2010) (Şekil 2.11).



**Şekil 2.11.** Reçineyle kürlenmiş Al-köpüklerin optik mikroskop görüntüleri (şekildeki ok, yapıdaki büzülme gözeneklerini göstermektedir) (Mukherjee 2010)

SEM incelemesinde ise derinlik analizi olsa da, görüntü, kapalı hücreli yapılarda çok karmaşık çıkmaktadır. Bu sebeple, kapalı hücreli yapılar için, optik inceleme daha uygundur (Banhart 1999).

Cıvalı gözenek-ölçer, kapalı hücreli yapılarda kullanılamaz. Çünkü bu cihazın çalışma prensibi, cıvanın, basınç yardımıyla boşluklara girip çıkmasına dayanır ki bu kapalı hücreli yapıda mümkün değildir (Giesche 2006).

Alüminyum içerisinde önemli oranda çözünebilen tek gaz hidrojenidir. Bu çözünebilirlik, ergime sıcaklığında, katı haldekinin 20 katına kadar çıkar.

Kompozisyon, katılaşma hızı, ısı işlemler ve deformasyon ile değişen metalürjik yapı ile optimal özellikler (mukavemet, süneklik, tokluk, şekil verilebilirlik, korozyon direnci, yorulma direnci, işlenebilirlik, vb.) bulunmalıdır (Habashi 1998).

Yeni bir malzeme için uygulama alanı bulmak çok zordur. Metal köpükler için, uygulanabilir alanlar, çeşitli özelliklerin bir arada anlam ifade ettiği yerlerdir. Örneğin, bu malzeme, enerji sönmlemede en önde gelmez, ancak, hem katılığı yüksek, hem yanmaya dirençli, hem hafif hem de enerji sönmleyebilen özel bir malzemedir.

Tezgaah yapılarında Al-köpükler, ataletlerinin düşük olması ve sönümleme özelliklerinden dolayı tercih edilirler. Aks, merdane, zemin (platform), vb. kısımlarda kullanılırlar.

Al-köpük kabuksuz iken izotropik davranış gösterirken, dış kabuğun varlığı anizotropiye sebep olur. Bu noktada, yükün nasıl geleceğine göre tasarım yapılmalıdır. Örneğin, çarpışma kutularında yük aksenal biçimde, A-B sütunlarında ise eğilme biçiminde etkir (Banhart 1999).

Sünek malzemelerde talaş kontrolü daha zordur. Alüminyum için de özel talaş kırıcı geometriler kullanılır. Takım tutucunu eğim açısı ( $\lambda$ ), negatif değil genelde nötr olarak seçilir ve böylece daha pozitif bir işlem saplanır. Özellikle yüksek hızlarda, freze takımındaki dişler arasında yeterince boşluk olmalıdır ki yüksek debide çıkan talaşlar sıkışması böylece engellenir.

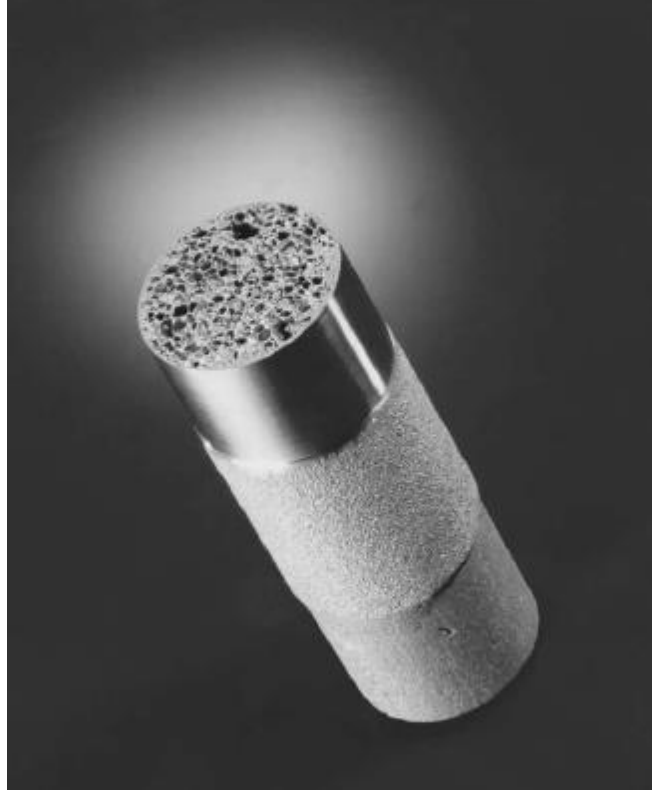
Ayrıca, Al-alaşımı içerisindeki Si-oranı %13'ü aştığında, sertliği yüksek serbest Si-parçacıkları nedeniyle takım aşınması artar. Bu durumda, örneğin elmas kaplamalı (6-8  $\mu\text{m}$ ) takım kullanılıyorsa yekpare PCD takıma geçiş yapılabilir. Ancak, unutulmamalıdır ki kaplamalı takımın uç ve talaş kırıcı şekli vermek mümkünken yekpare PCD takımında değildir (Anonim 2012c).

İşlenebilirliği en yüksek Al-alaşımaları 2xxx, 5xxx ve 7xxx sınıftaki alaşımlardır (Habashi 1998).

Al-köpük üretiminde orijinal bir yöntem: köpürtme, termal püskürtme ile Al-kabuk oluşturma ve son olarak ince işleme yüzey oluşturma şeklindedir (Şekil 2.12) (Banhart 1999).

Helwig ve ark.'ın (2011) köpürme sürecini alaşım elementleri bağlamında incelemek için JMatPro ile benzetimli faz analizi ve ImageTool ile görüntü analizi gerçekleştirmeleri bu çalışma için yol gösterici olurken; Aguirre-Perales ve ark.'ın

(2011) kalayın (Sn) köpürmeye etkisini incelemesi, Sn gibi ergime profilinde özgün farklılıklar oluşturan bir elementin, düşünüldüğü gibi köpürme için önemli sonuçlar doğurabileceği yönünde destek olmuş; Bram ve ark.'ın (2003) titanyum köpüklerin frezelenmesi üzerine yaptıkları ve köpük metallerin işlenebilirliği üzerine yapılan nadir yayınlardan biri olan çalışma, öncü niteliğiyle çalışmaya katkıda bulunmuştur.



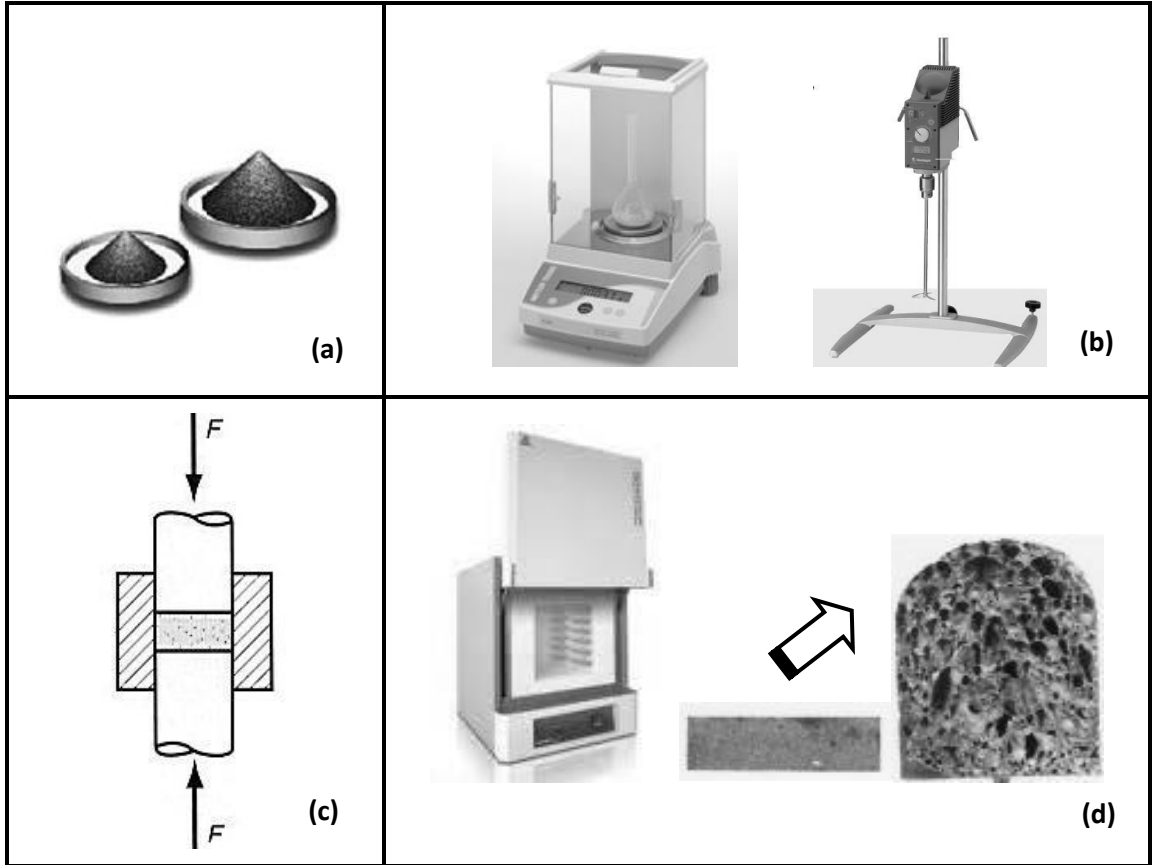
**Şekil 2.12.** Alüminyum bir kabukla kaplanmış bir Al köpük (alt kısım: kaplama öncesi, orta kısım: termal püskürtme sonrası, üst kısım: ince işlem sonrası) (Banhart 1999)

Bu çalışmanın amacı, üretim parametrelerinin ve alaşım elementi oranlarının kolaylıkla değiştirilebileceği, deneysel çapta, toz metalürjisi yöntemiyle alüminyum köpük üretimi gerçekleştirmek ve üretilen köpük malzemeyi geleneksel talaşlı imalat yöntemleri ile şekillendirerek; malzeme üretim faktörlerinin köpürme performansına ve talaşlı imalat faktörlerinin işlenebilirliğe, alaşım elementlerinin ise her iki sürece etkilerini incelemektir.

### 3. MATERYAL ve YÖNTEM

Bu çalışmada, köpürtme, toz metalürjisi (TM) yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Yöntemin bu çalışmadaki uygulama çerçevesi (Şekil 3.1) şu şekildedir:

- ✓ Al tozunun yanında belirli oranlarda ve saflık derecesi yüksek alaşım elementi tozlarının kullanılması,
- ✓ Farklı kütleli oranlarda metal tozlarının ve köpürtücü ajanın ( $TiH_2$ ), karıştırıcıda homojen olarak harmanlanması,



**Şekil 3.1.** Alüminyum esaslı metal köpük üretim prosedürü: (a) Metal tozları (Al ve alaşım elementleri) ve köpürtücü madde ( $TiH_2$ ) tozu, (b) Belirli kütleli oranlarda mekanik karıştırma, (c) Preste sıkıştırma, (d) Fırında köpürtme



- ✓ Elde edilen toz karışımının hidrolik sıcak preste farklı basınçlar ve sıcaklıklar kullanılarak sıkıştırılması ve öncü malzemenin elde edilmesi,
- ✓ Öncü malzemenin, gözetleme deliğine sahip fırında farklı sıcaklıklar kullanılarak köpürtülmesi ve ardından 600 °C'ye (fırın kalıbının arkasında numuneye temas eden termal-çift ile ölçülerek) kadar beklenerek suda soğutmaya tabi tutulması. (Soğutma, literatürde genelde (Koizumi ve ark. 2011, Ibrahim ve ark. 2008, Aguirre-Perales ve ark. 2011, Gökmen ve Türker 2012) havada yapılmaktadır. Lehmhus ve Banhart'ın (2003) veya Mukherjee ve ark.'ın (2010) çalışmalarında olduğu gibi, köpük parçada ısıl işlemin etkileri ya da köpürtme sonrası soğutma şartlarının etkisi gibi konuların araştırıldığı yerlerde; suda soğutma, fırında soğutma gibi farklı uygulamalar denenmiştir.)

Köpürtme sonrası herhangi bir ısıl işlem uygulanmamıştır.

Deney tesisatı, Uludağ Üniversitesi'nce (UÜ) sağlanan laboratuvara kurulmuştur (Şekil 3.2).



**Şekil 3.2.** Makine mühendisliğinde kurulan metal köpük laboratuvarı: (a) Pres (sıcak kalıp dâhil) ve fırın, (b) Elek, karıştırıcı ve terazi



**Şekil 3.2.** Makine mühendisliğinde kurulan metal köpük laboratuvarı: (a) Pres (sıcak kalıp dâhil) ve fırın, (b) Elek, karıştırıcı ve terazi (devam)

Malzeme üretimi, UÜ Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) Birimi'nce desteklenen projeye ve ayrıca sanayimizin destekleriyle alınan donatı-malzemelerle yapılmıştır.

PLF 130/9, 1300 °C, 9 lt, 4 kW'lık Protherm kül fırını; KTT 310, 2 veri girişi, 0,1 °C ölçüm hassasiyetli, K-J-T tipi termal-çiftlere uyumlu Kimo veri-kaydedici ve yazılımı; K-tipi, (-50)-(+1100) çalışma aralıklı, Ø6 mm Inconel koruma kılıflı, 500 mm uzunluğunda, genel amaçlı Kimo termal-çift; Ø30 mm tabanlı, çevre kısmında termal-çift deliği olan, üzeri açık, çelik fırın kalıbı; 100 ton, hidrolik Hürsan pres; ısıl işlemler için 2344 sıcak işlem takım çeliğinden pres kalıbı; pres kalıbını korumak ve sıkıştırmayı iyileştirmek için soğuk sıkıştırmada Molykote MoS<sub>2</sub>-esaslı kalıp yağlayıcı sprey (Kükürt içeren zehirli gaz açığa çıktığı ve aspiratörsüz çalışıldığı için, sıcak işlemlerde yağlayıcı kullanılmamıştır.); RZR 2021, 40-2000 dev/dak çalışma aralıklı mekanik Heidolph karıştırıcı; PLE 3100-2N, 0,01 ölçüm hassasiyetli, 3100 g kapasiteli Kern hassas terazi; EN166 normunda, kafa bantlı, toz ve çapak gözlüğü; dış kısmı alüminize, iç kısmı kevlar malzemeden yanmaz eldiven; CE EN 140 normunda yarım yüz maskesi ile CE EN141 normunda A2B2K2P3 (çeşitli gaz ve partiküllere karşı) filtre; ve toz malzemeler kullanılmıştır: AEE Al tozu (%99,9 saflıkta, -44 µm), AEE Cu tozu (%99,9

saflıkta, -44 µm), MME Mg tozu, AEE Cr tozu (%99,95 saflıkta, -44 µm), AEE Zn tozu (%99,8 saflıkta, -44 µm), Elit Madencilik Sn tozu (%99 saflıkta, -63 µm), AEE Ni tozu (%99,9 saflıkta, -44 µm) ve AEE TiH<sub>2</sub> tozu (%99,7 saflıkta, -74 µm, %4,05 H içerikli).

Bu şekilde üretilen alüminyum köpük alaşımlar, Koç Üniversitesi Üretim Otomasyonu ve Araştırma Merkezi'nde (MARC) talaşlı imalata tabi tutulmuştur.

Deneyler sonucunda, köpük üretimi ve işlenebilirlik yorumlanmıştır. Bu yorumlamalar:

- ✓ Benzetimli katılma analizi (JMatPro),
- ✓ XRD niteliksel faz analizi,
- ✓ SEM-EDX haritalama,
- ✓ SEM görüntüleme,
- ✓ Mikro-sertlik ölçümü, test ve analizleri kullanılarak yapılmıştır.

Denemelerin bir kısmında, deney tasarımı (eleme deneyleri –optimizasyonu – karışım deneyleri) kullanılmıştır. Deneysel asarım ve analizlerde paket program (Minitab) kullanılmıştır. Bazı incelemelerde ise deney tasarımı kullanılmamıştır (Çizelge 3.1)

**Çizelge 3.1.** Deneyler ve varsa kullanılan deney tasarımları

Kod	Grup	Tasarım	Açıklama
K1	Köpürtme faktörleri	Sürece ait eleme deneyleri– Taguchi (kesirli faktöriyel) metodu	Köpük alaşımların köpürmesini en çok etkileyen faktörlerin bulunması
K2		Süreç optimizasyonu – Yanıt yüzey metodu	En etkili faktörlerin optimal değerlerinin tayini
K3		Karışım deneyleri ve alaşım elementleri optimizasyonu	Alaşım elementlerinin, köpük malzemenin köpürmesine etkisinin optimizasyonu
T1	Talaşlı imalat faktörleri (ilk deney grubundan elde edilen değerlerle üretilecek malzemelerle)	-	İşleme faktörlerinin köpük alaşımların işlenebilirliğine etkilerinin incelenmesi
T2		-	Alaşım elementlerinin, köpük malzemenin işlenebilirliğine etkisinin incelenmesi

Köpürtme deneylerinde öncelikle, pek çok faktör içerisinde en önemlilerini seçmek için Taguchi (kesirli faktöriyel) tasarımı kullanarak sürece ait eleme deneyleri; ardından, bu en önemli süreç faktörlerinin yanıt yüzeyi metodu ile optimizasyonuna ait deneyler; en son ise, alaşım elementlerinin etkisini görebilmek için süreç faktörleri sabit tutularak karışım deneyleri uygulanmıştır.

Talaşlı imalat deneylerinde ise, köpürtme deneylerinde elde edilen ideal üretim faktörleri ile üretilen malzemeler, öncelikle kesici takım tipi ve kesme faktörlerinin farklı seviyelerinde talaşlı imalata tabi tutularak bu süreç faktörlerinin etkileri gözlemlenmiştir. Daha sonra ise, alaşım elementlerinin etkisini görebilmek için, talaşlı imalata ait süreç faktörleri sabit tutularak farklı alaşım oranları ile üretilen malzemelerin işlenebilirliği incelenmiştir.

İncelenen malzemelerde referans alınan alaşımlar için elementlerin ağırlık yüzdeleri Çizelge 3.2’de verilmiştir. Karışım deneylerinde bu oranlar belirli oranlarda değiştirilmiştir.

**Çizelge 3.2.** İncelenen referans alaşımlar ve ilgili alaşım elementleri

<i>Alaşım/Element</i>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>	<b>Cr</b>	<b>Zn</b>	<b>Sn</b>	<b>Ni</b>
<b>850 (dökme grubu)</b>	91,8	1	-	-	-	6,2	1
<b>7075 (dövme grubu)</b>	90,07	1,6	2,5	0,23	5,6	-	-

### **3.1. Benzetimli Katılaşma Analizi**

İlgili alaşımlarda, alaşım elementlerinin uç değerleri kullanılarak katılaşma sırasında oluşan fazlar incelenmiştir. Uç değerler, nominal değerinin 2 katı ve sıfır olarak belirlenmiştir. Benzetimler, JMatPro paket programı ile yapılmıştır.

### 3.2. Köpürtme Deneyleri

Köpürtme süreci için gerçekleştirilen “eleme deneyleri – optimizasyon – karışım deneyleri” uygulamalarında incelenen kalite karakteristikleri ve birimleri:

- ✓ Genleşme oranı ( $O_g$ ) [ - ],
- ✓ Ortalama hücre alanı ( $A_{ort}$ ) [ mm<sup>2</sup>],
- ✓ Dairesellik (D) [ - ]\*,
- ✓ Kesit homojenliği (HM) [ - ], şeklindedir.

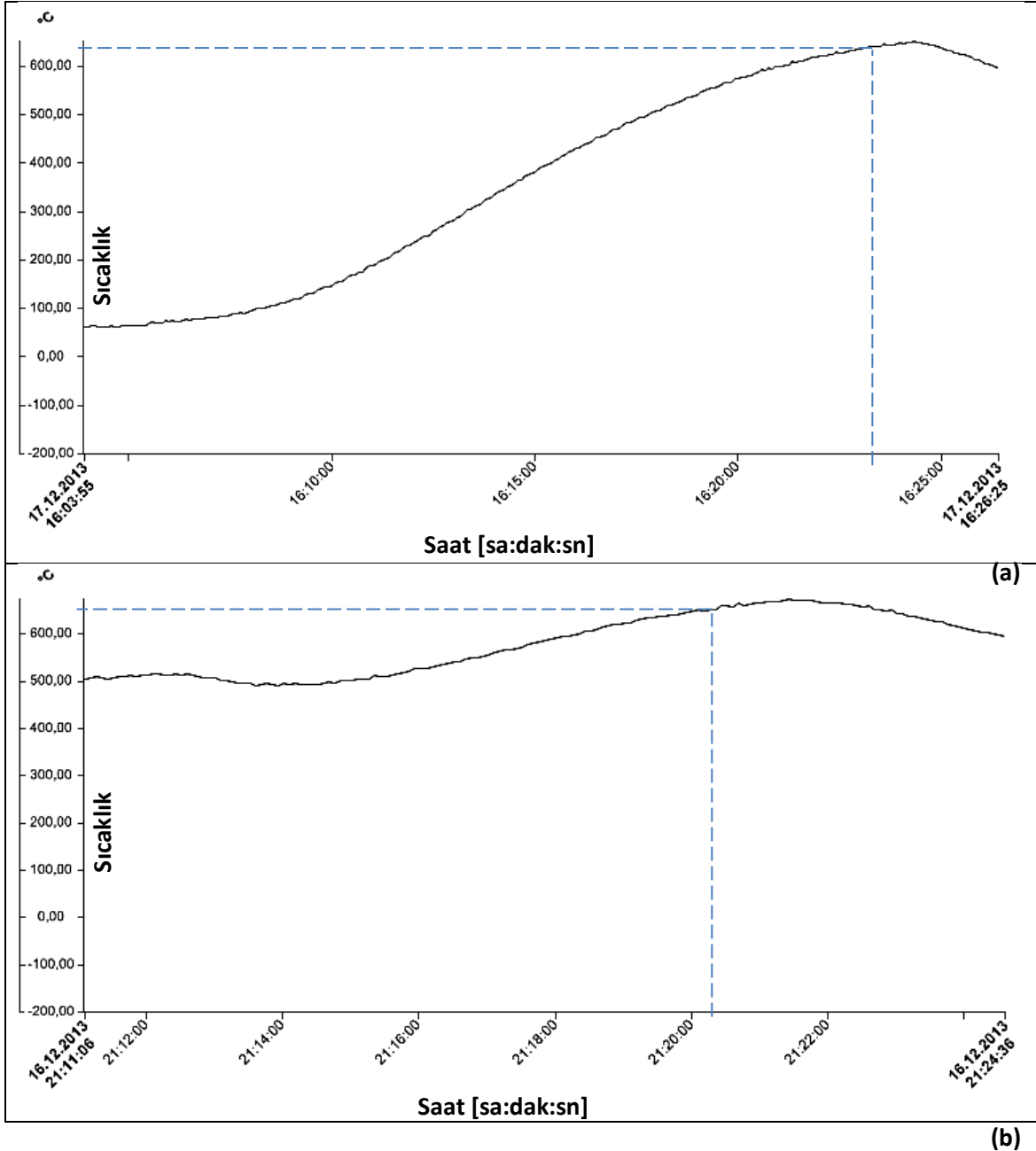
Genleşme oranı ( $O_g$ ); köpürme sonrası yüksekliğin ( $h_2$ ), köpürme öncesi yüksekliğe ( $h_1$ ) bölünmüştür. Ortalama hücre alanı ( $A_{ort}$ ) ve daireellik (D), köpük kesitinde (sıkıştırma ve köpürmenin yapıldığı yöne dik yüzeyde) ücretsiz bir paket programla (Image Tool) gerçekleştirilen makro-yapısal görüntü analizinden elde edilmiştir. Kesit homojenliği (HM) ise, görüntü analizinden alınan ve hücre alanlarına ait olan standart sapma değerinin ( $\sigma_{hb}$ ) ortalama hücre alanına ( $A_{ort}$ ) bölümüyle bulunabilecek heterojenliğin (Heijman ve ark. 2002) tersi (1/heterojenlik) alınarak hesaplanmıştır.

Genleştirme süresi ( $S_g$ ), numunenin dış çeper sıcaklığının, malzemenin ergime sıcaklığına eriştiği andan itibaren ölçülmüştür. Böylece, fırın sıcaklığının kararsız karakterinden olumsuz etkilenmemek amaçlanmıştır. Fırın sıcaklığı, içerideki havanın sıcaklığının bir termal-çift ile ölçümüyle kontrol edilmektedir. Fırının ne süredir çalıştığı, numunenin konması sırasında (fırın kapağı açıkken) ne kadar süre geçtiği, ortam sıcaklığı, vb. gürültü faktörleri, fırın sıcaklığı istenen değerde olsa da fırının ısıtma performansını değiştirebilmektedir. Bu sebeple, fırının içerisindeki havadan ziyade numunenin sıcaklığını esas almak daha doğru olacaktır. Numune sıcaklığını ölçen termal-çiftin ölçtüğü sıcaklıklar veri-kaydedicide grafiklendirilmiştir (Şekil 3.3).

---

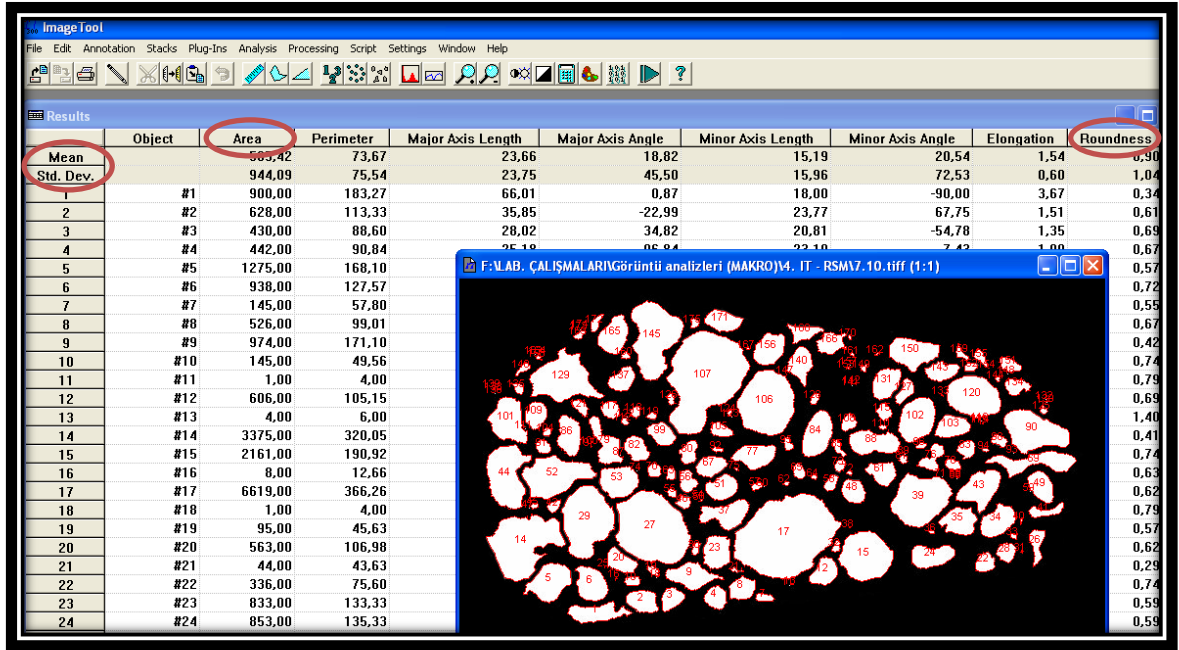
\*  $D=(4. \pi. A)/\Ç^2$ . D=dairesellik,  $\Ç$ =çevre, A=alan (Song 2012). D(daire)=1, D(kare)=0,89, D(5-nokta yıldız)=0,52. (Olson 2011).

Ayrıca, böylece, fırın ilk sıcaklığı ( $K_f=100$  veya  $550$  °C) faktörünün varlığında, genişleme süresinin ortak kullanımı için geçerli bir yöntem de geliştirilmiş olmaktadır. (Süre, numune sıcaklığına -örneğin 7075 için  $635$  °C- göre ölçülmeye başlandığından, belirli bir  $S_g$ ,  $K_f=100$  °C için de  $K_f=550$  °C için de uygulanabilmektedir.)



**Şekil 3.3.** Termal-çiftle ölçülen numune (7075) sıcaklığına göre veri-kaydedicide çizilen grafik: **(a)**  $K_f=100$  °C, **(b)**  $K_f=550$  °C ( $S_g$  ölçümünün başladığı sıcaklık - $635$  °C- kesikli çizgilerle işaretlenmiştir.)

ImageTool’da analiz etmek için orta kısmından ve köpürme yönünde kesilen numuneler siyah sprej boyayla boyanmış; ardından kesit kısmından zımparalanarak hücre içlerinin siyah, kesit yüzeyinin ise alüminyum renginde (açık gri) olması sağlanarak gerekli zıtlık elde edilmiştir. Bu aşamadan sonra alınan fotoğraf, siyah-beyaz hale getirilmiş ve programda bu görüntü analiz edilerek (renklerin ters çevrilmesinden sonra beyaz alanlar birer nesne –hücre- olarak algılanmaktadır)  $A_{ort}$ ,  $D$ ,  $\sigma_{hb}$  değerleri elde edilmiş (Şekil 3.4), HM ise  $A_{ort}$  ve  $\sigma_{hb}$  kullanılarak hesaplanmıştır.



Şekil 3.4. ImageTool programı ve köpük makro-yapısının analizi (kalibrasyon öncesi)

Değerlerin mm cinsinden hesap edilebilmesi için, program tarafından piksel cinsinden bulunan değerler (fotoğrafta, bilinen bir ölçünün değeri girilerek) kalibre edilmektedir.

### 3.2.1. Sürece ait eleme deneyleri

En etkili faktörlerin belirlenmesi, eleme deneyleriyle gerçekleştirilmiştir. Eleme tasarımında Taguchi metodu kullanılmıştır.

Etkisi incelenen 13 kontrol faktörü aşağıdaki gibidir:

- ✓ Alüminyum oksitleme koşulu ( $K_{oAL}$ ),
- ✓ Köpürtücü madde oksitleme koşulu ( $K_{oKM}$ ),
- ✓ Köpürtücü madde yüzdesi ( $Y_{KM}$ ),
- ✓ Karıştırma süresi ( $S_k$ ),
- ✓ Tavlama koşulu ( $K_t$ ),
- ✓ Sıkıştırma koşulu ( $K_s$ ),
- ✓ İkinci sıkıştırma basıncı ( $P_{s2}$ ),
- ✓ İkinci sıkıştırma sıcaklığı ( $T_{s2}$ ),
- ✓ İkinci sıkıştırma süresi ( $S_{s2}$ ),
- ✓ Fırın koşulu ( $K_f$ ),
- ✓ Kademeli genişleme koşulu ( $K_{kg}$ ),
- ✓ Genleştirme sıcaklığı ( $T_g$ ),
- ✓ Genleştirme süresi ( $S_g$ ).

İncelenen faktörler arasında; bulunan optimal süreç şartlarında değeri değiştirilen, bu değişim kapsamında kalite karakteristiğiyle doğru orantılı ve güçlü bir ilişkisi olan bir faktör bulunmamaktadır. Bu sebeple, Taguchi tasarımı herhangi bir sinyal faktörü içermemektedir. İncelenen faktörler kontrol faktörleridir ve daha sonra bunların optimal değerleri aranmış, faktörler o değerde sabitlenmiştir.

Tüm faktörler 2 seviyeli incelenmiştir. Verilen 13 faktörü içeren deneyler için deney planı, kısmî faktöriyel planlama ile en fazla 15 etkinin değerlendirilebileceği L16 matris kullanılarak yapılmıştır. Etkileşimler incelenmemiş, ana etkilere bakılarak en önemli faktörlerin belirlenmesi amaçlanmıştır. İlgili deney planı Çizelge 3.3'te görülmektedir. Deneyler; Çizelge 3.2'de verilen iki malzeme için uygulanmış, Minitab'ta tasarlanıp analiz edilmiştir.

Taguchi, hedefe giderken varyasyonu da azaltmak için sinyal-gürültü oranını (S/G) ölçüt olarak ortaya koymuştur. Buna göre, amaç türüne göre 3 temel durum ve her biri



için bir S/G oranı belirlenmiştir ( $Y$ =sonuç,  $\bar{Y}$ =ortalama sonuç,  $S^2$ =varyans,  $n$ =sonuç sayısı) (Değerler her bir faktör kombinasyonu, yani deney numarası için ayrı ayrı hesaplanmaktadır. Tekrar sayısı 1 olduğunda, bir standart sapma değeri olmayacağı için, nominal-en-iyi durumu için hesap yapılamamaktadır.):

- ✓ Daha-büyük-daha-iyi:  $S/G = -10.\log(\Sigma Y^2/n)$ .
- ✓ Daha-küçük-daha-iyi:  $S/G = -10.\log(\Sigma(1/Y^2)/n)$ .
- ✓ Nominal-en-iyi:  $S/G = 10.\log(\bar{Y}^2/S^2)$ .

Her 3 durum için de S/G oranı en yüksek değerde istenmektedir. Böylece sinyalin en yüksek, varyasyonun en küçük değerde olması amaçlanmaktadır (Şirvancı 1997).

**Çizelge 3.3.** Taguchi metoduyla oluşturulan deney planına ait L16 matris

Deney no	Faktörler												
	$K_{oAL}$	$K_{oKM}$	$Y_{KM}$	$S_k$	$K_t$	$K_s$	$P_{s2}$	$T_{s2}$	$S_{s2}$	$K_f$	$K_{kg}$	$T_g$	$S_g$
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	1	1	1	1	2	2	2	2	2	2
3	1	1	1	2	2	2	2	1	1	1	1	2	2
4	1	1	1	2	2	2	2	2	2	2	2	1	1
5	1	2	2	1	1	2	2	1	1	2	2	1	1
6	1	2	2	1	1	2	2	2	2	1	1	2	2
7	1	2	2	2	2	1	1	1	1	2	2	2	2
8	1	2	2	2	2	1	1	2	2	1	1	1	1
9	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
10	2	1	2	1	2	1	2	2	1	2	1	2	1
11	2	1	2	2	1	2	1	1	2	1	2	2	1
12	2	1	2	2	1	2	1	2	1	2	1	1	2
13	2	2	1	1	2	2	1	1	2	2	1	1	2
14	2	2	1	1	2	2	1	2	1	1	2	2	1
15	2	2	1	2	1	1	2	1	2	2	1	2	1
16	2	2	1	2	1	1	2	2	1	1	2	1	2

### 3.2.2. Süreç optimizasyonu

Süreç optimizasyonu, eleme deneylerinde belirlenen en etkili faktörlerin optimal değerlerinin aranması için gerçekleştirilmiştir. **Diğer faktörlerin ise uygun seviyeleri kullanılmıştır.** Bu aşamada yanıt yüzey metodu (RSM) kullanılmıştır.

Taguchi ve varyans analizi (ANOVA) uygulamalarında faktörlerin etkileri incelenmekte ve denenen seviyelerden kalite karakteristiği anlamında en iyileri seçilebilmektedir. RSM uygulaması ise regresyon modeline dayanmakta ve ara değerleri de göz önünde tutarak optimal değerleri daha uygun belirleyebilmektedir.

RSM ile optimizasyon 7075 malzemesi için uygulanmıştır. Deney planı ve analizi Minitab'ta yapılmıştır.

### 3.2.3. Karışım deneyleri ve optimizasyon

RSM'nin özel bir hali olan (Anonim 2014j) karışım incelemeleri, toplam oranının belirli olması nedeniyle daha karmaşık yapıdadır. Bu incelemeler için karışım tasarımları kullanılmaktadır. Bu kapsamda incelenen 850 alaşımında alaşım elemanları belirlidir ve bu elemanların kalite karakteristiklerine etkisi tespit edilmiştir. Alaşım oranları için sınır değerler, nominal değerın 2 katı ve 0 olarak seçilmiştir. Deney planı ve analizi Minitab'ta yapılmıştır. Taslak bir deney planı Çizelge 3.4'te verilmiştir. Ayrıca, kalite karakteristikleri anlamında en iyi alaşım elementi oranları bulunarak alaşım optimize edilmiştir.

Üretilen alaşımlardan 6 adedi XRD, SEM, SEM-EDX ve mikro-sertlik ölçümü işlemlerine tabi tutulmuştur. İncelenecek alaşımlar, uç noktalarda alaşım elementi içeren (nominal değere göre 2 kat bakır içeren ya da hiç bakır içermeyen, gibi) numunelerden seçilmiştir.

**Çizelge 3.4.** Karışım deney planı taslağı

No	Alaşım oranları [% ağır]			
	Al	Element - 1	Element - 2	...
1	...	...	...	...
2	...	...	...	...
...	...	...	...	...

SEM uygulamaları öncesinde (zımparalama ve parlatma işlemleri sonrası) numuneler %0,5 HF (hidroflorik asit) ayıracında (100 ml saf su + 0,5 ml HF (%40)) 5-60 sn daldırma yapılarak dağlanmıştır (Warmuzek 2004). HF, zehirli bir madde olduğu ve dokulara nüfuz etme kabiliyeti çok yüksek olduğu için, dağlayıcının hazırlanmasında gerekli tüm önlemler alınmalıdır.

Mikro-sertlik ölçümünde; Vickers yöntemi, 10 sn batma süresi ve 100 gr yük ( $HV_{0,1}$ ), 5 tekrar kullanılmıştır. Ölçümler, orta noktasından köpürme yönünde kesilen numunenin kesiti üzerinden (hücre duvarlarının kesit üzerindeki yüzeylerinden) alınmıştır. Ölçüm öncesi, numune kesiti zımparalama ve parlatma adımlarından geçirilmiştir.

### 3.3. Talaşlı İmalat Deneyleri

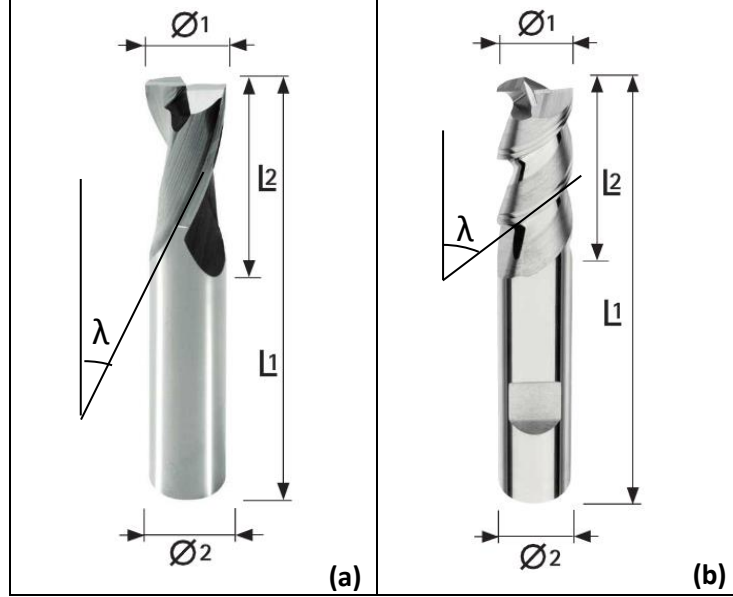
Talaşlı imalat süreci için deneyler, malzeme eksikliğinden dolayı, sadece 850 için yapılmıştır. Bu iş-parçaları, köpürtme deneylerinde kullanılan ve Çizelge 4.16'da  $\text{Ø}30 \times 5 \text{ mm}^3$  850 öncü malzeme için verilen faktör seviyeleriyle üretilmiştir. Bu defa,  $50 \times 30 \text{ mm}^2$  kesitli, 21 mm yüksekliğinde öncü malzeme ile (köpürtme deneylerindeki gibi  $\text{Ø}30 \text{ mm}$  tabanlı ve üstü açık fırın kalıbı yerine, taşma deliklerine sahip kapağı olan  $50 \times 70 \text{ mm}^2$  tabanlı ve 30 mm yüksekliğinde çelik bir fırın kalıbında yatay köpürmeyle yaklaşık 3,3 kat genişmesine izin verilerek) köpürtme yapılmıştır. Bu sebeple, Çizelge 4.16'daki faktörlerden  $S_g$  genişletme süresi, boyut etkisinden dolayı (öncü malzemenin ısınma süresi artacağından) 405 sn alınmış, diğer faktörler ise aynen kullanılmıştır.

Talaşlı imalatta, her ikisi de dolu alüminyum malzemenin frezeleme ince işlemi için tasarlanmış iki tip takım kullanılmıştır: Inovatools 256 ( $\lambda=22^\circ$ ) ve 402 ( $\lambda=55^\circ$ ) (Şekil 3.5). Her iki takım da %Si<6 olan alüminyum malzeme için tavsiye edilen 2 ağızlı, 10 mm çaplı, yekpare karbür parmak frezedir. İşlemlerde kesme sıvısı kullanılmamıştır.

Talaşlı imalat deneylerinde deneysel tasarım yapılmamıştır. Farklı kesme faktörleri ve malzemeye ait farklı alaşım elementi oranları ile köpük malzeme, frezeleme işlemine tabi tutulmuş ve malzeme/takım ile ilgili niteliksel ölçütlerdeki değişim incelenmiştir.

Deneysel niteliksel olarak incelenen bu kalite karakteristikleri:

- ✓ İş-parçasında sıvanma,
- ✓ Takımda sıvanma,
- ✓ Takım aşınması, şeklindedir.



**Şekil 3.5.** Kullanılan kesici takım tipleri: (a) 256 ( $\lambda=22^\circ$ ,  $\varnothing_1=10$  mm,  $\varnothing_2=10$  mm,  $L_1=72$  mm,  $L_2=19$  mm), (b) 402 ( $\lambda=55^\circ$ ,  $\varnothing_1=10$  mm,  $\varnothing_2=10$  mm,  $L_1=72$  mm,  $L_2=22$  mm)

### 3.3.1. Sürece ait incelemeler

850'nin frezelemeye tabi tutulduğu bu kısımda incelenen 3 faktör: kesici takım tipi, kesme hızı ( $V$ ), dış başına ilerleme ( $f_z$ ) olmuştur.

### 3.3.2. Alaşım elementlerinin etkisine ait incelemeler

850'deki alaşım elementlerinin oranları değiştirilerek, bu değişimin, kalite karakteristiklerine etkisi tespit edilmiştir. Süreç parametreleri ise sabit tutulmuştur (kesici takım tipi 402 ( $\lambda=55^\circ$ ), kesme hızı  $V=550$  m/dak, dış başına ilerleme ise  $f_z=0,025$  mm/diş).

## 4. BULGULAR ve TARTIŞMA

### 4.1. Benzetimli Katılaşma Analizi

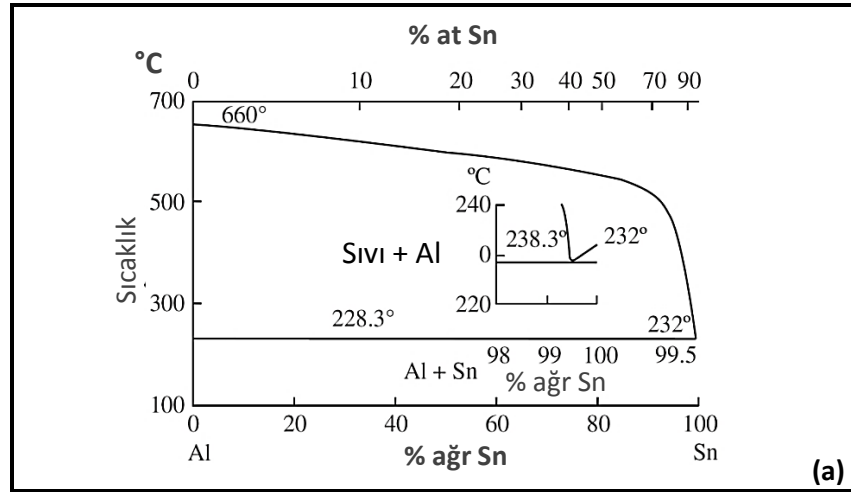
Katılaşma analizi, paket programda (JMatPro) benzeştirilmiştir. Deneylerde alaşım oranlarında değişiklik yapılan (karışım deneyleri uygulanan) 850 alaşımı referans alınarak, farklı alaşım oranlarında incelenmiş, sıvı faz oranının (% ağırlık) değişimi belirlenmiştir. Ayrıca, incelenen 2 tip alaşımın (850 ve 7075) katılaşma süreci de aynı şekilde araştırılmıştır. Analizlere girilen alaşım elementleri Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Katılaşma analizlerinde kullanılan alaşım oranları

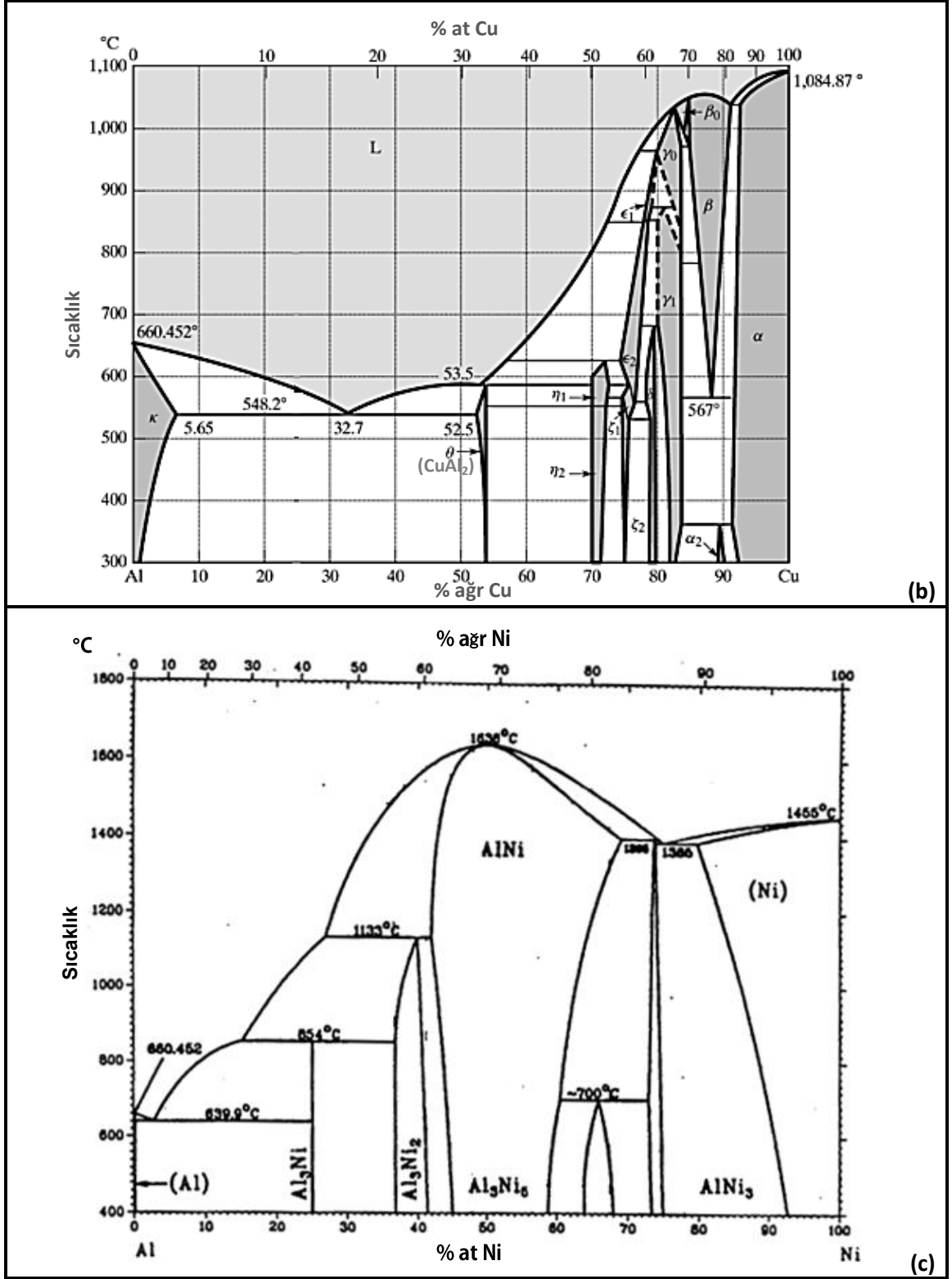
Alaşım	Oran [% ağırlık]							
	Al	Cu	Sn	Ni	Mg	Cr	Zn	Ti*
850	90,80	1	6,2	1	-	-	-	1
7075	89,07	1,6	-	-	2,5	0,23	5,6	1

\* Alaşımlara köpürtücü madde olarak ~%1 TiH<sub>2</sub> ilave edildiği için.

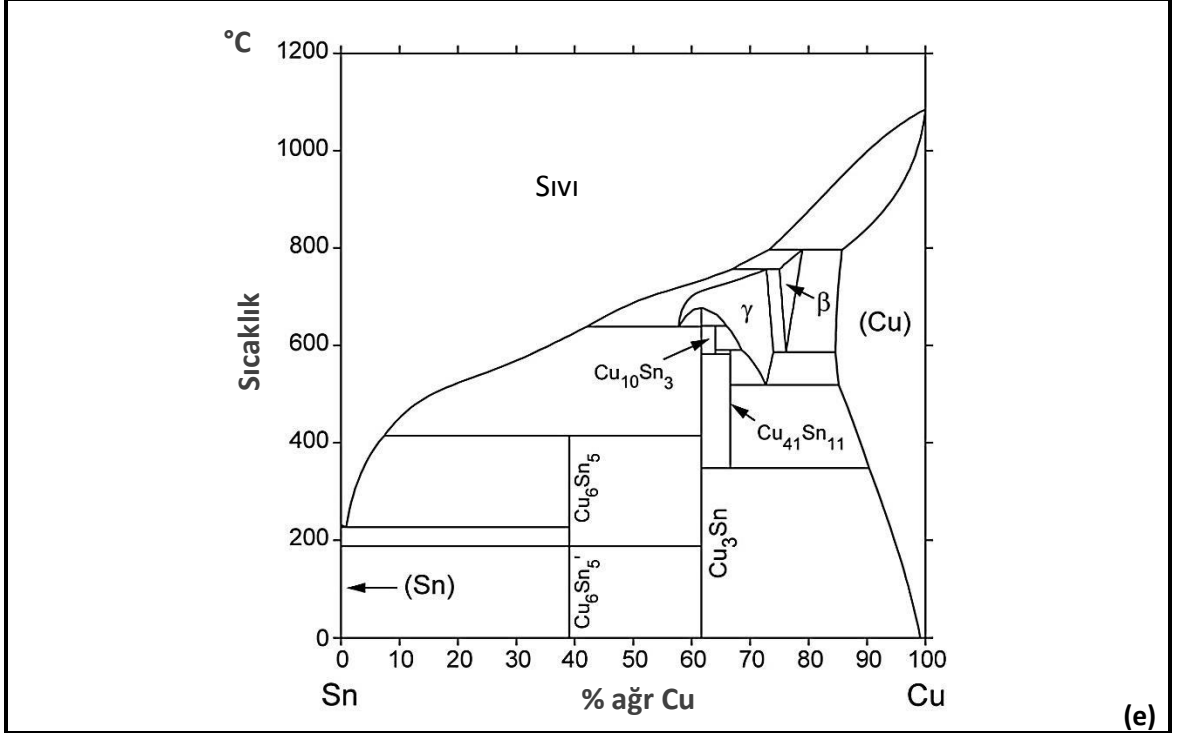
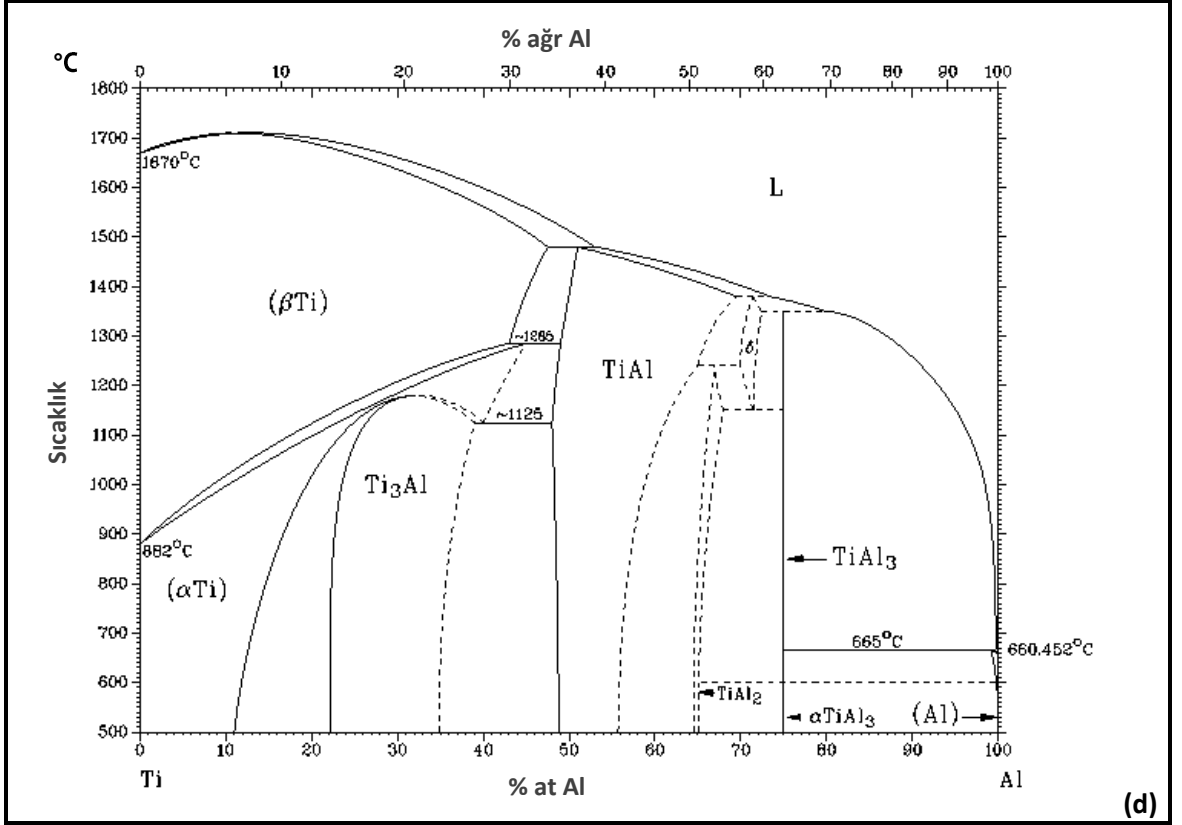
850 alaşımının alaşım elementleri ile ilgili literatürde mevcut olan ikili ve üçlü faz diyagramları Şekil 4.1’de görülmektedir.



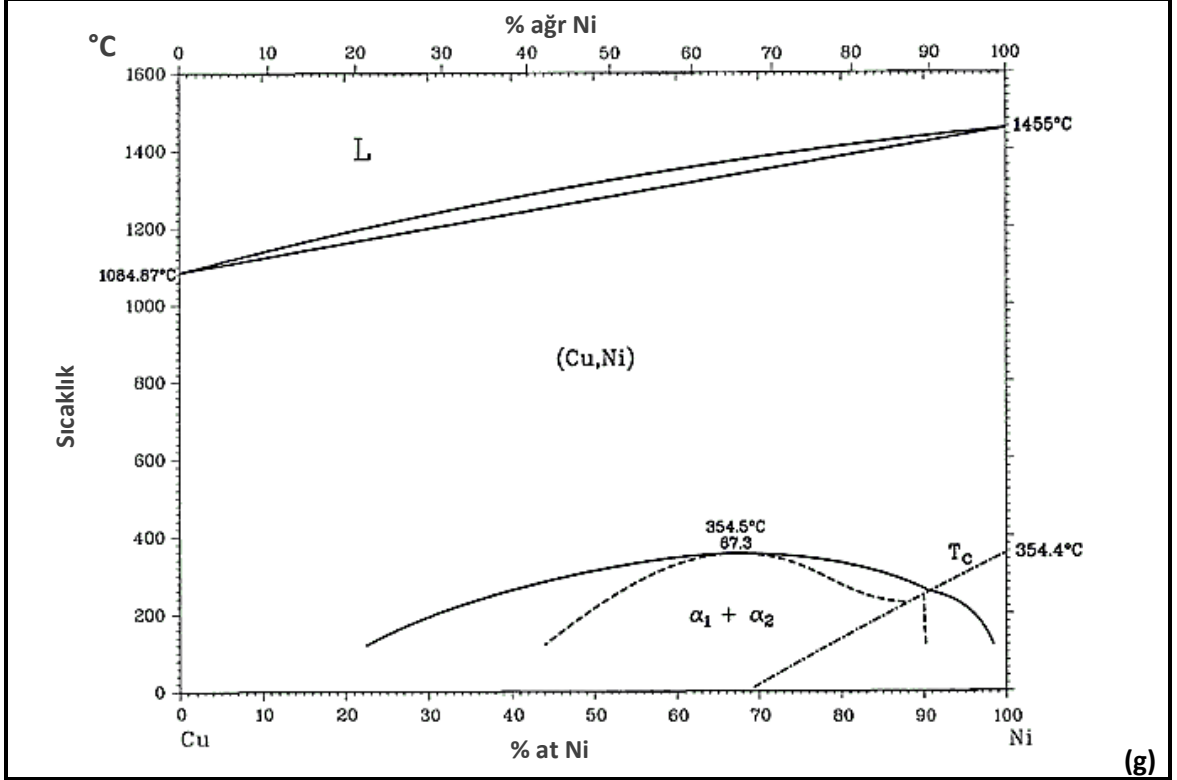
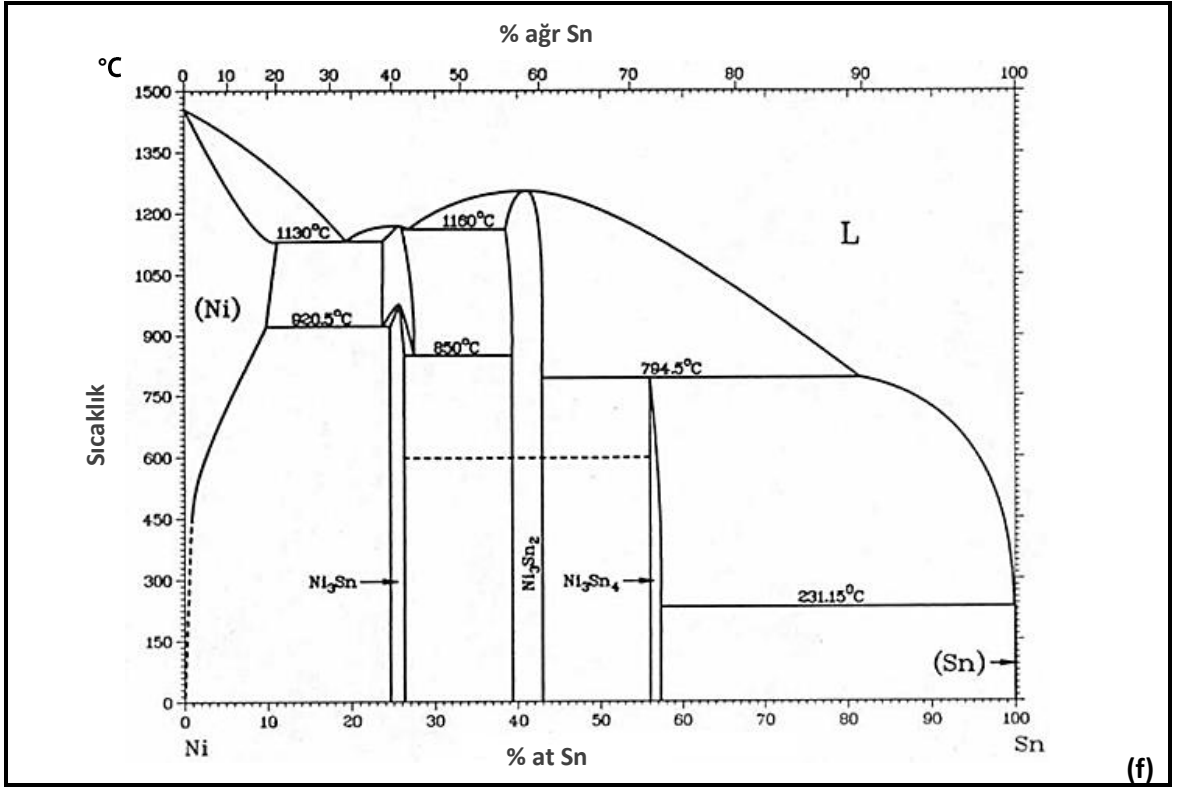
Şekil 4.1. 850 alaşımıyla ilgili ikili ve üçlü faz diyagramları: (a) Al-Sn (Dikusar 2011), (b) Al-Cu, (c) Al-Ni, (d) Al-Ti, (e) Sn-Cu, (f) Sn-Ni (Anonim 2014a-e), (g) Cu-Ni (Gupta 2009), (h) Fe-Ni-Al (Raynor ve Waldron 1948)



Şekil 4.1. 850 alaşımıyla ilgili ikili ve üçlü faz diyagramları: (a) Al-Sn (Dikusar 2011), (b) Al-Cu, (c) Al-Ni, (d) Al-Ti, (e) Sn-Cu, (f) Sn-Ni (Anonim 2014a-e), (g) Cu-Ni (Gupta 2009), (h) Fe-Ni-Al (Raynor ve Waldron 1948) (devam)

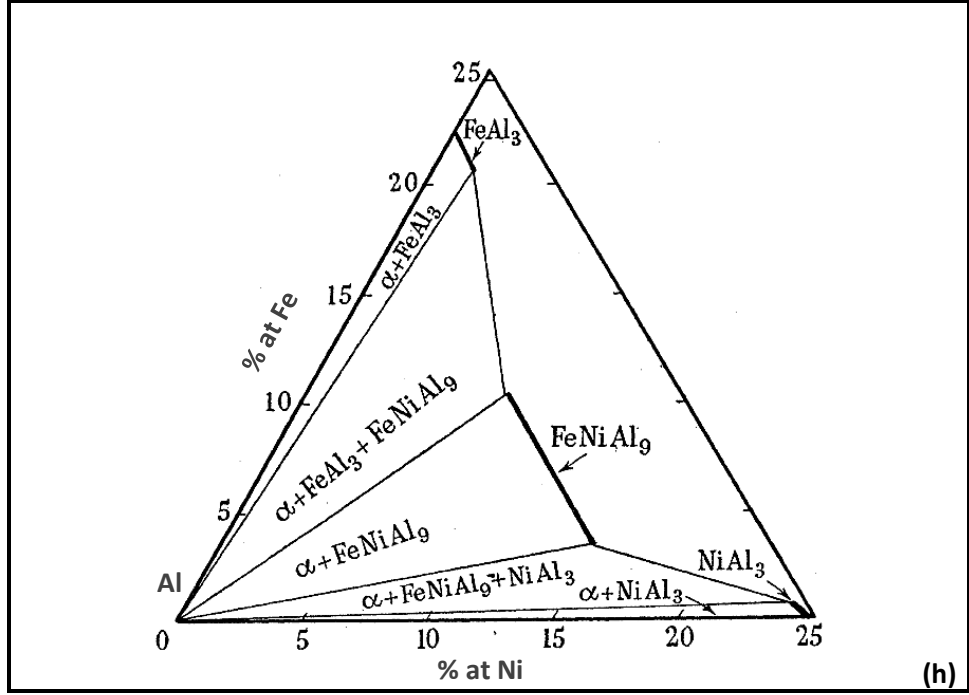


**Şekil 4.1.** 850 alaşımıyla ilgili ikili ve üçlü faz diyagramları: (a) Al-Sn (Dikusar 2011), (b) Al-Cu, (c) Al-Ni, (d) Al-Ti, (e) Sn-Cu, (f) Sn-Ni (Anonim 2014a-e), (g) Cu-Ni (Gupta 2009), (h) Fe-Ni-Al (Raynor ve Waldron 1948) (devam)



**Şekil 4.1.** 850 alaşımıyla ilgili ikili ve üçlü faz diyagramları: (a) Al-Sn (Dikusar 2011), (b) Al-Cu, (c) Al-Ni, (d) Al-Ti, (e) Sn-Cu, (f) Sn-Ni (Anonim 2014a-e), (g) Cu-Ni (Gupta 2009), (h) Fe-Ni-Al (Raynor ve Waldron 1948) (devam)





**Şekil 4.1.** 850 alaşımıyla ilgili ikili ve üçlü faz diyagramları: (a) Al-Sn (Dikusar 2011), (b) Al-Cu, (c) Al-Ni, (d) Al-Ti, (e) Sn-Cu, (f) Sn-Ni (Anonim 2014a-e), (g) Cu-Ni (Gupta 2009), (h) Fe-Ni-Al (Raynor ve Waldron 1948) (devam)

Şekil 4.1.a'da görüldüğü gibi, Al-Sn sisteminde katı halde metaller-arası bir faz oluşmamakta, ayrı ayrı Al ve Sn fazları meydana gelmektedir. Ayrıca, sıvı faz, %99,5 Sn ve 228,3 °C'de ötektik dönüşüme ( $S_{ıvı} \rightarrow Al + Sn$ ) uğrayarak katılaşmaktadır.

Al-Cu sisteminde ise, %32,7 Cu oranında ve 548,2 °C'de bir ötektik dönüşüm ( $S_{ıvı} \rightarrow Al + CuAl_2$ ) mevcuttur. Bu ötektik yapının da bir elemanı olan ve önceki bölümlerde (Bölüm 2, Çizelge 2.2) alüminyum alaşımlarında oluşacak muhtemel fazlar arasında belirtilen  $CuAl_2$  metaller-arası fazı, bu Al-yoğun bölgede oluşmaktadır (Şekil 4.1.b).

Al-Ni sistemi, %5,7 Ni oranında ve 639,9 °C'de ötektik bir dönüşüme ( $S_{ıvı} \rightarrow Al + NiAl_3$ ) sahiptir.  $NiAl_3$  metaller-arası fazı, Al-yoğun bölgede oluşan bir fazdır (Şekil 4.1.c).

Al-Ti sisteminde Al-yoğun bölgede  $TiAl_3$  metaller-arası fazının oluştuğu (Şekil 4.1.d) görülmektedir.

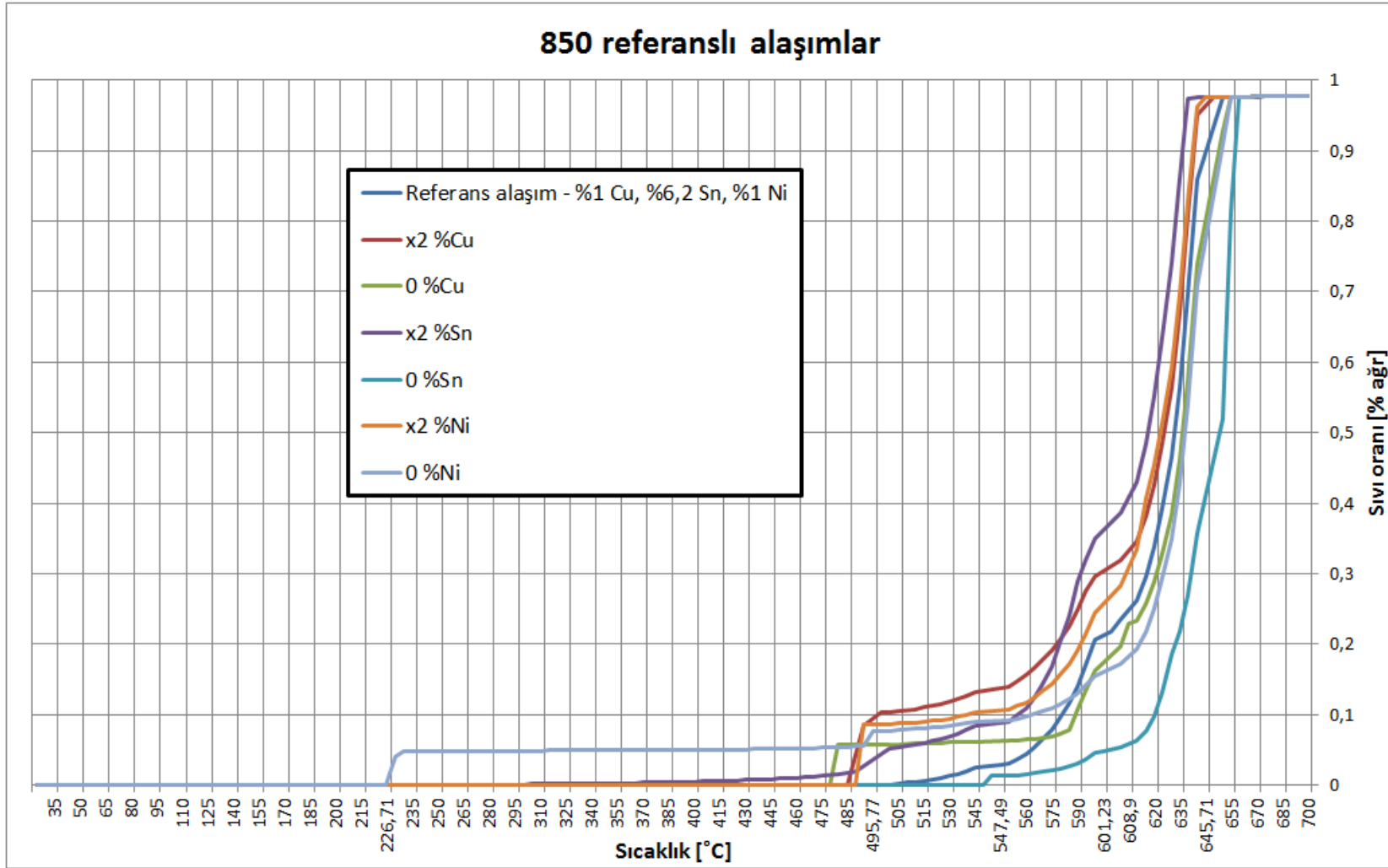
Şekil 4.1.b, Şekil 4.1.e ve Şekil 4.1.f beraber değerlendirildiğinde, Al ve Cu'nun aksine, Ni'nin küçük oranlarda dâhi Sn'nin ergime sıcaklığını hızla arttırdığı anlaşılmaktadır. % 0,18, 0,19, 0,23, 0,31 ve 1,29 Ni ilavesiyle Sn-Ni alaşımının ergime sıcaklığının, sırasıyla, 240, 280, 320, 425 ve 550 °C'ye çıktığı literatürde de geçmektedir (Anonim 1953). Sn-yoğun bölgelerde başlayacak erken ergime, Ni ile engellenmektedir.

Cu-Ni sisteminde Cu ve Ni atomlarını içeren tek bir katı faz meydana gelmektedir (Şekil 4.1.g). Fe-Ni-Al üçlü faz diyagramının Al-yoğun bölümünün 600°C'deki eş-sıcaklık kesiti incelendiğinde,  $\alpha$ -Al fazı dışında, NiAl<sub>3</sub> ve FeNiAl<sub>9</sub> fazlarının da olduğu görülmektedir. Sonraki bölümlerde bulunan (Bölüm 4.2.3) ve literatürden alınan mikro-yapılara bakıldığında, bu fazların katı halde de korunduğu görülmektedir.

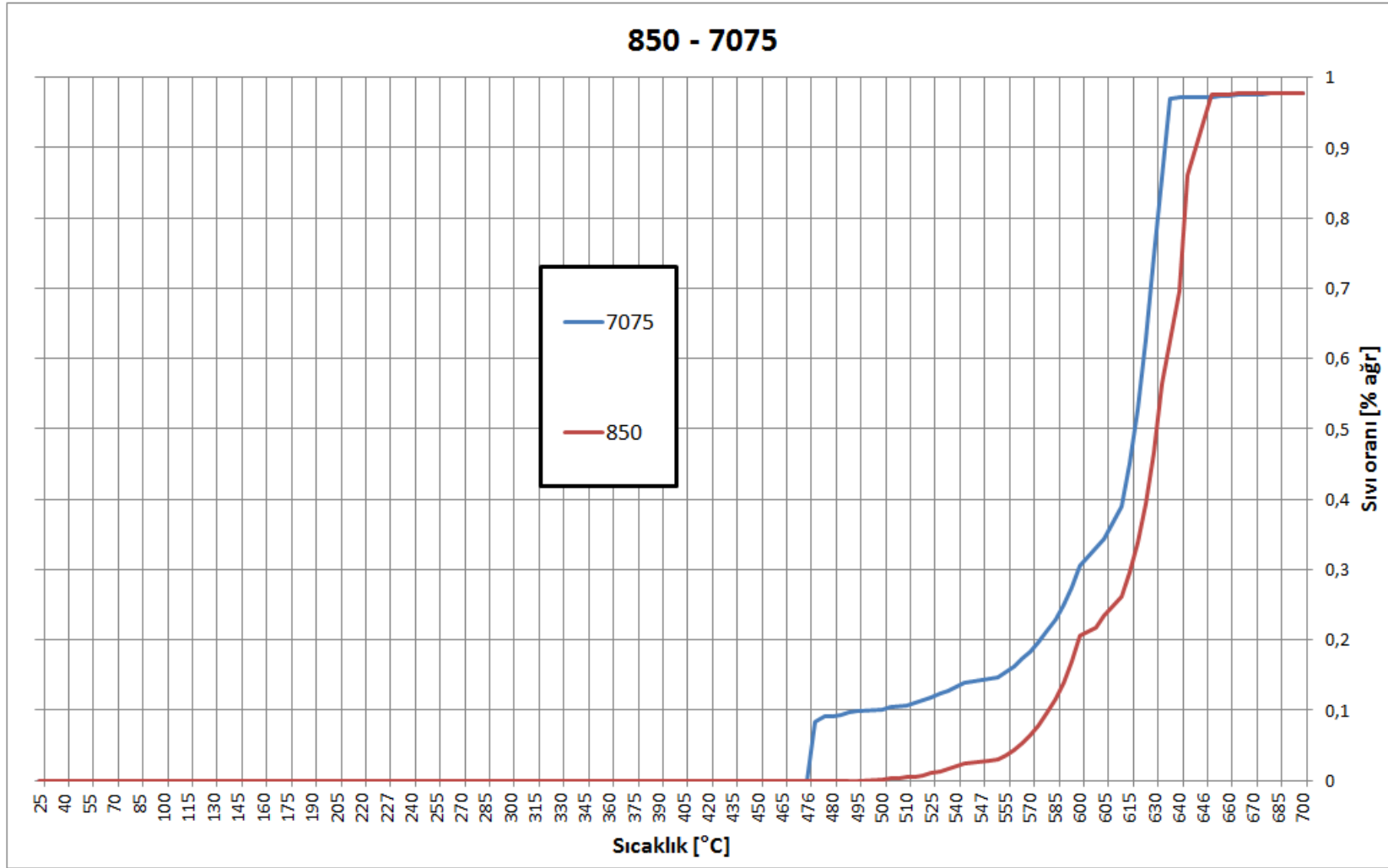
Şekil 4.2'deki analize bakıldığında, Ni ilavesiz alaşımında (0 % Ni) ~220°C'lerde Sn'nin kısmî ergimesinin gerçekleştiği, ancak, Ni ilavesiyle (diğer tüm alaşımlarda) bu erken ergimenin engellendiği anlaşılmaktadır. Bu durum, Şekil 4.1.b, Şekil 4.1.e ve Şekil 4.1.f'nin ortak değerlendirmesi için yapılan yorumu desteklemektedir.

Ni ve Cu'nun orta değerlerinde (referans alaşım, x2 % Sn, 0 % Sn) Sn'nin ve/veya tüm yapının ergimesi düşük hızlarda gerçekleşmekte ve erken dönemde ani sıvılaşmalar yaşanmamaktadır. Ancak, bu orta değerlerde sabit tutulduğunda, Sn'nin artışı sıvı oranını önemli oranda arttırmaktadır.

Ni ve Cu'nun 2 katı değer almasıyla (x2 % Ni ve x2 % Cu) ~485 °C'de ani bir ergime oluşmaktadır. Bir başka deyişle, ergimesi geciken Sn, ancak ~485 °C'de ergimekte ve diğer başka ergimelerle yapının ~%10'u sıvılaşmaktadır. Cu olmadığında (0 % Cu), Sn'nin ergimesi ~475 °C'de olmaktadır. Bir başka deyişle, Ni tek başına iken Sn'nin ergimesini ~475 °C'ye, Cu ile beraber iken ~485 °C'ye kadar geciktirmektedir. Ni olmadığında (0 %Ni), yukarıda anlatılan erken (~220 °C) ergime meydana gelmektedir.



Şekil 4.2. Benzetimli katılaşma analizinde 850 alaşımının referans alınması ile elde edilen farklı alaşımların karşılaştırılması



Şekil 4.3. Benzetimli katılaşma analizinde 7075 ve 850 alaşımlarının karşılaştırılması

Çizelge 4.2’de, Şekil 4.2’de verilen alaşımların 5 farklı sıcaklıkta sahip oldukları (hesaplanmış) sıvı oranları (Şekil 4.2’den okunarak) verilmiştir. Sn ilavesinden sonra, sıvı oranının arttırılması için, birim % Cu veya % Ni’nin arttırılması, birim % Sn’nin arttırılmasından daha fazla etkili olmaktadır. Ancak, Sn hiç ilave edilmediğinde 645 °C gibi yüksek sıcaklıklarda dâhi sıvı oranı, diğer alaşımlara göre çok düşük kalmaktadır.

**Çizelge 4.2.** Şekil 4.2’den, 5 farklı sıcaklıkta okunan değerler

<i>Alaşım</i> / <i>Sıcaklık</i> [°C]	Sıvı oranı [%]				
	495	570	600	630	645
<b>Referans</b> (%1 Cu, %6,2 Sn, %1 Ni)	0	6	20	47	86
<b>x2 % Cu</b>	8	18	30	56	95
<b>0 % Cu</b>	6	7	16	38	74
<b>x2 % Sn</b>	3	14	35	74	98
<b>0 % Sn</b>	0	2	5	18	36
<b>x2 % Ni</b>	8	13	24	59	96
<b>0 % Ni</b>	6	10	15	35	71

Şekil 4.3 incelendiğinde, 7075 alaşımının, 850 alaşımına göre, ergimeye erken başladığı ve ~475 °C’de ani bir sıvılaşıma yaşadığı görülmektedir. Ayrıca, Çizelge 4.3, 7075’in sıcaklığa bağlı sıvı oranı anlamında, 850’ye göre çok daha avantajlı olduğunu göstermektedir. Ticari kalitede 850’nin ergime sıcaklığının ( $T_{erg}$ ) 649 °C, 7075’inin ise 635 °C olduğu da (Anonim 2013) göz önünde bulundurulmalıdır.

**Çizelge 4.3.** Şekil 4.3’ten, 6 farklı sıcaklıkta okunan değerler

<i>Alaşım</i> / <i>Sıcaklık</i> [°C]	Sıvı oranı [%]					
	490	560	590	620	640	645
<b>850</b>	0	4	14	34	70	86
<b>7075</b>	10	16	25	53	97	97

## 4.2. Köpürtme Deneyleri

Köpürtme deneylerinde; 7075 alaşımı için üretim süreciyle ilgili eleme ve optimizasyon deneyleri, 850 alaşımı için ise eleme ve karışım deneyleri gerçekleştirilmiştir.

### 4.2.1. Sürece ait eleme deneyleri

*850 alaşımı için* yapılan eleme deneylerinde Çizelge 4.4'te verilen deney planı uygulanmıştır. Sonuç değerlerde aynı çizelgede görülmektedir.

Sabitler başlığı altında verilen değerler, tüm denemelerde aynı değerde tutulmuştur. Buna göre, öncü malzeme ağırlığı ( $m$ ) 10 gr (hacim:  $\emptyset 30 \times 5 \text{ mm}^3$ ) olarak seçilmiştir. Alüminyum oksitleme sıcaklığı ve süresi ( $T_{oAL}$  ve  $S_{oAL}$ )  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  ve 15 dak, oksitlenmiş alüminyumun karıştırılma devri ve süresi ( $N_{k(oAL)}$  ve  $S_{k(oAL)}$ ) 400 dev/dak ve 15 dak, köpürtücü madde oksitleme sıcaklığı ve süresi ( $T_{oKM}$  ve  $S_{oKM}$ )  $520 \text{ }^\circ\text{C}$  ve 180 dak olarak belirlenmiştir. Gerekli oranlarda tartılan tozlar 400 dev/dak ( $N_k$ ) ile karıştırılmıştır. İlk sıkıştırmada basınç ( $P_{s1}$ ) 100 MPa, sıcaklık ( $T_{s1}$ ) oda sıcaklığı (OS), süre ise ( $S_{s1}$ ) 5 sn alınmıştır. Tavlamada sıcaklık ( $T_t$ )  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ , süre ( $S_t$ ) 30 dak; kademeli genişletirmede sıcaklık ( $T_{kg}$ )  $350 \text{ }^\circ\text{C}$  ve süre ( $S_{kg}$ ) 10 dak seçilmiştir (Çizelge 4.4).

Elde edilen numuneler Şekil 4.4'te görülmektedir. Şekil 4.5'te ise, bu numunelerin köpürme yönüne dik kesitleri görülecek şekilde ortadan kesilmiş durumları verilmiştir.

Daha sonra zımparama ile hücre duvarlarının kesitteki kısımları tesviye edilmiş ve numune sprej boyayla siyaha boyanmıştır. Makro-yapısal görüntü analizi için renk zıtlığının sağlanması amacıyla hücre duvarlarının kesit bölümü tekrar zımparalanmıştır. Bu uygulamalar sonrası elde edilen görüntü (Şekil 4.6.a), paket programda (ImageTool) kullanılabilir şekilde siyah-beyaz hale getirilmiştir (Şekil 4.6.b,c). Şekil 4.7'de ise, kesilmiş numuneler tek tek verilmiştir.

**Çizelge 4.4.** 850 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin Taguchi deneyleri sonuçları

Sabitler	
m	10 gr (~Ø30x5 mm)
ToAL	600 °C
SoAL	15 dak
Nk(oAL)	400 dev/dak
Sk(oAL)	15 dak
ToKM	520 °C
SoKM	180 dak
Nk	400 dev/dak
Ps1	100 Mpa
Ts1	OS
Ss1	5 sn
Tt	350 °C
St	30 dak
Tkg	350 °C
Sk	10 dak

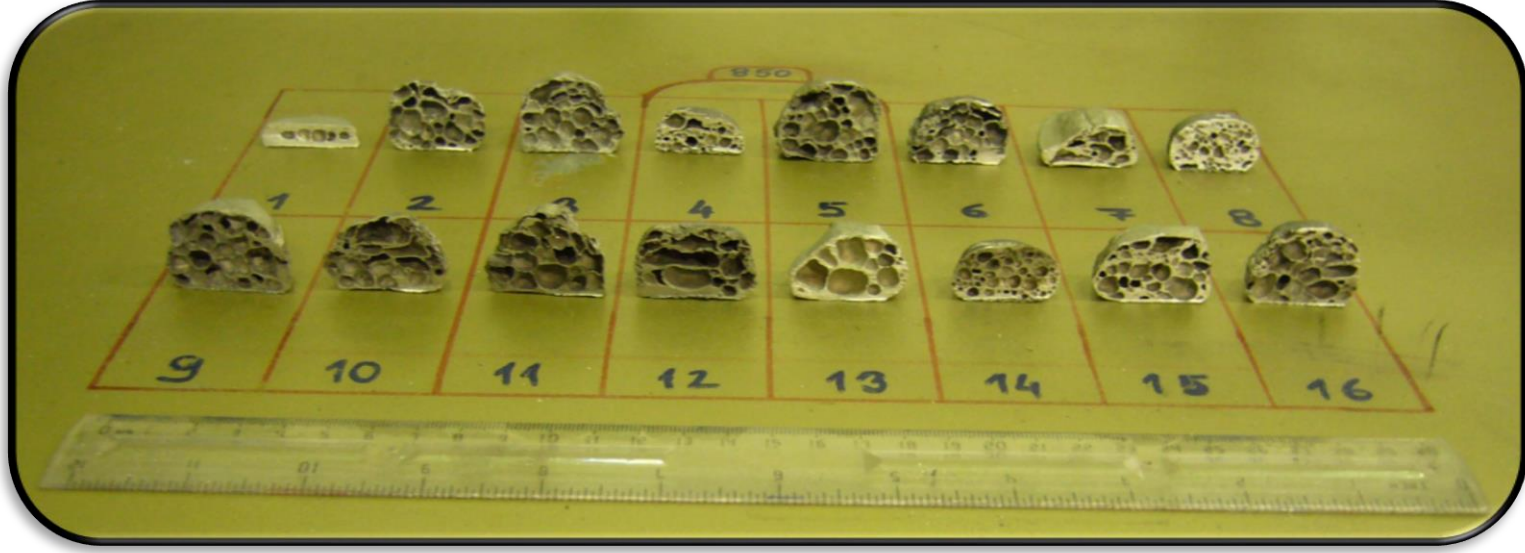
No	KoAL	KoKM	YKM	Sk	Kt	Ks	Ps2	Ts2	Ss2	Kf	Kkg	Tg	Sg	No	Og	Aort	D	HM	No
1	Var	Var	0,5	30	Var	Tek	300	OS	120	100	Var	725	165	1	1,73	1,93	0,85	0,49	1
2	Var	Var	0,5	30	Var	Tek	300	400	300	550	Yok	750	210	2	5,04	7,34	0,75	0,64	2
3	Var	Var	0,5	60	Yok	Çift	500	OS	120	100	Var	750	210	3	4,88	7,23	0,75	0,69	3
4	Var	Var	0,5	60	Yok	Çift	500	400	300	550	Yok	725	165	4	3,84	2,23	0,89	0,50	4
5	Var	Yok	1	30	Var	Çift	500	OS	120	550	Yok	725	165	5	4,48	7,04	0,83	0,52	5
6	Var	Yok	1	30	Var	Çift	500	400	300	100	Var	750	210	6	4,95	5,65	0,72	0,72	6
7	Var	Yok	1	60	Yok	Tek	300	OS	120	550	Yok	750	210	7	4,38	8,66	0,65	0,58	7
8	Var	Yok	1	60	Yok	Tek	300	400	300	100	Var	725	165	8	3,60	1,42	0,85	0,63	8
9	Yok	Var	1	30	Yok	Tek	500	OS	300	100	Yok	725	210	9	5,17	9,29	0,91	0,77	9
10	Yok	Var	1	30	Yok	Tek	500	400	120	550	Var	750	165	10	4,90	6,55	0,86	0,51	10
11	Yok	Var	1	60	Var	Çift	300	OS	300	100	Yok	750	165	11	5,28	6,33	0,82	0,57	11
12	Yok	Var	1	60	Var	Çift	300	400	120	550	Var	725	210	12	4,52	8,93	0,69	0,51	12
13	Yok	Yok	0,5	30	Yok	Çift	300	OS	300	550	Var	725	210	13	3,90	13,89	0,84	0,63	13
14	Yok	Yok	0,5	30	Yok	Çift	300	400	120	100	Yok	750	165	14	3,55	2,27	0,83	0,62	14
15	Yok	Yok	0,5	60	Var	Tek	500	OS	300	550	Var	750	165	15	4,35	4,51	0,79	0,52	15
16	Yok	Yok	0,5	60	Var	Tek	500	400	120	100	Yok	725	210	16	5,04	4,56	0,83	0,53	16

\* **Önceki sayfada anlatılmayan semboller/kısaltmalar:** Klp Yğl: Pres kalıbının yağlanması, Foto: Numunenin fotoğrafının alınması,  $h_1$  ve  $h_2$ : ilk ve son yüksekliğin ölçülmesi,  $\rho_1$ : ilk (öncü malzemeye ait) yoğunluğun ölçülmesi,  $K_f \rightarrow T_g$ : Fırın sıcaklık ayarının, ilk sıcaklık değerinden genleştirme sıcaklığına yükseltilmesi,  $VK+1 \rightarrow NMN$ : Veri kaydedicinin çalıştırılması ve 1 dak sonra numunenin fırına konması,  $T_n < T_{erg}$ : Numune sıcaklığının, ergime sıcaklığının altında bir değere (600 °C) düşmesinin beklenmesi, Suda Sğtm: Suda soğutma, Kesim: Numunenin orta kısımdan ve köpürme yönünde testere ile kesilmesi, Tel: Gözeneklerin tel ile temizlenmesi, Boya: Kesitin siyah sprey boyayla boyanması, Zımpara: Kesitin zımparalanarak sadece gözeneklerin boyalı kalmasının sağlanması.

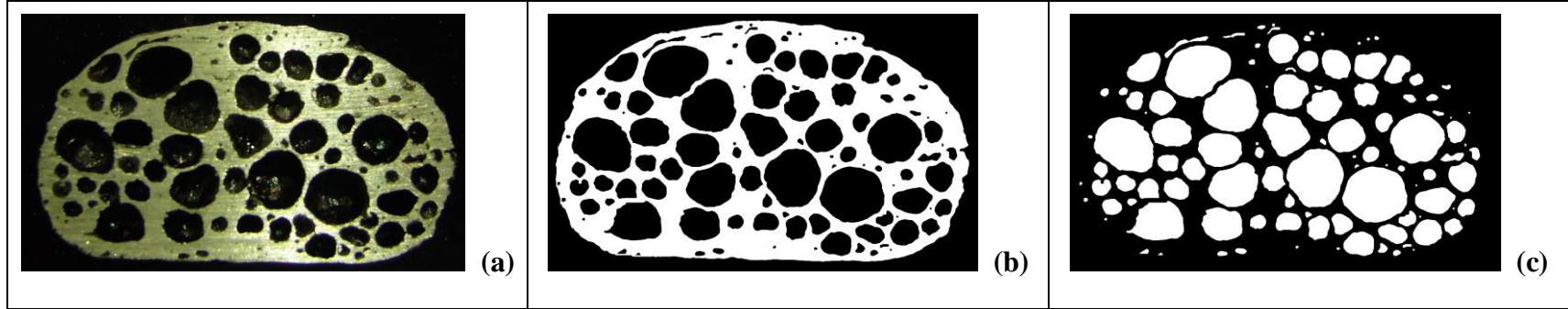


Şekil 4.4. Taguchi deneylerinde elde edilen 850 alaşımı numunelerin birlikte görünümü

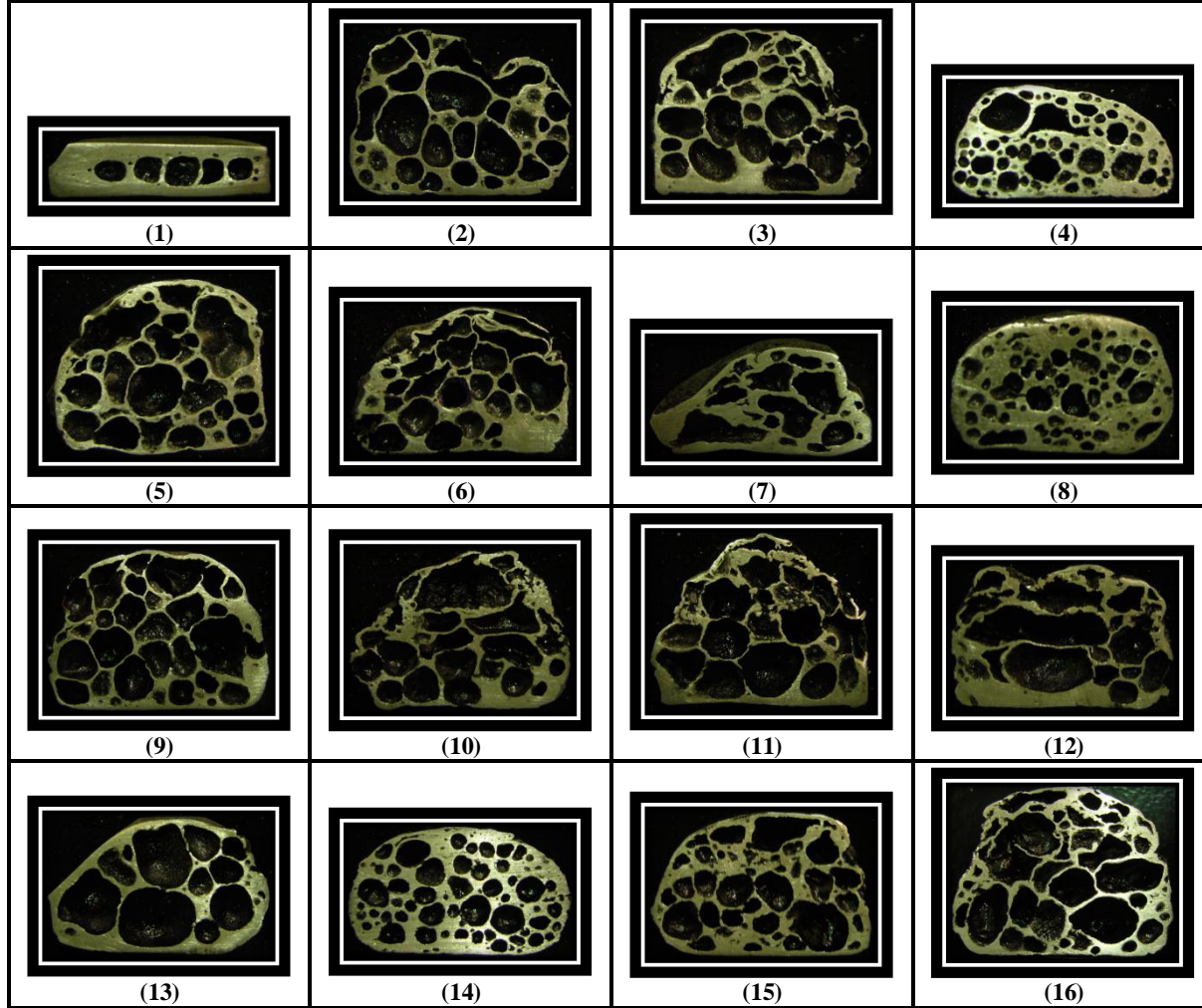




Şekil 4.5. Taguchi deneylerinde elde edilen 850 alaşımı numunelerin birlikte görünümü (kesilmiş)



Şekil 4.6. Görüntü analizi için hazırlanmış bir numune (14 numara): (a) Orijinal, (b) Siyah-beyaz, (c) Siyah-beyaz (ters) (850)



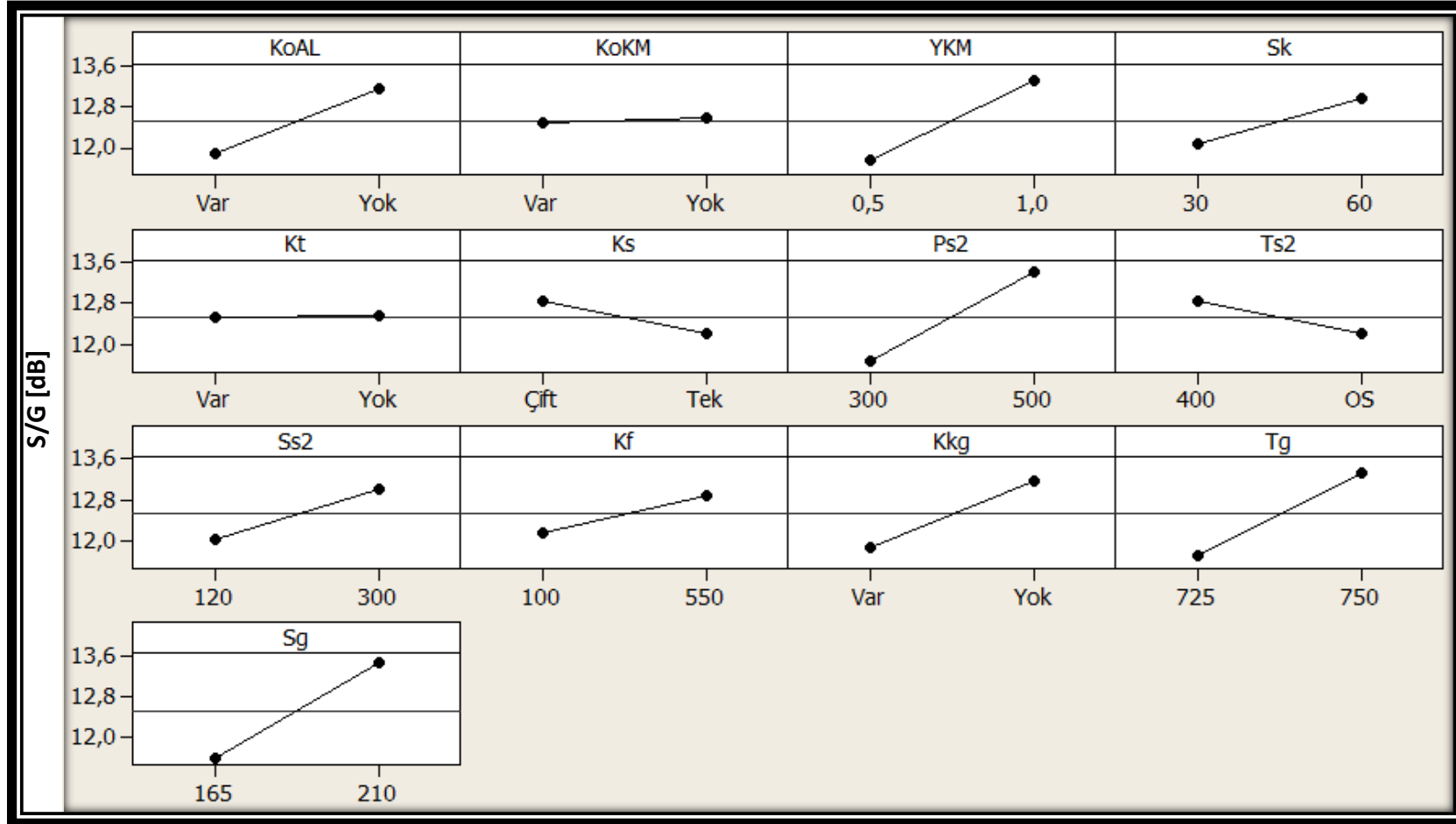
**Şekil 4.7.** Taguchi deneylerinde elde edilen 850 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek  $O_g$  11 numaralı numunede, en düşük  $A_{ort}$  8 numaralıda, en yüksek D ve HM 9 numaralıda sağlanmıştır.)

Deney sonuçları paket programda (Minitab) analiz edildiğinde; Çizelge 4.5,6'da verilen, Şekil 4.8,9'da grafiklenmiş olan sinyal-gürültü oranları (S/G) ve ortalama değerler elde edilmiştir. Taguchi metodunda kullanılan değerlendirme ölçütü, S/G oranıdır ve her durumda (daha-büyük-daha-iyi, daha-küçük-daha-iyi, nominal-en-iyi) daha büyük değeri daha iyi bir sonuç olarak değerlendirilmektedir (bkz Bölüm 3.2.1). Bu ölçüte ait sonuçlara bakıldığında, en etkili faktörlerin  $S_g$ ,  $P_{s2}$ ,  $T_g$ ,  $Y_{KM}$  ve  $K_{kg}$  olduğu görülmektedir.  $S_g$ ,  $P_{s2}$ ,  $T_g$  ve  $Y_{KM}$ 'nin yüksek seviyeleri  $O_g$ 'yi artış yönünde etkilerken, kademeli genişlemenin ( $K_{kg}$ ) olmaması genişleme oranını arttırmaktadır.

Ayrıca; alüminyum tozunun oksitlenmemesi ( $K_{oAL}$ ), karıştırma ve ikinci sıkıştırma sürelerinin ( $S_k$  ve  $S_{s2}$ ) uzun tutulması, fırının ilk sıcaklığının ( $K_f$ ) yüksek olması, ikinci sıkıştırmanın çift yönlü ( $K_s$ ) yapılması, sıkıştırma sıcaklığının ( $T_{s2}$ ) yüksek tutulması genişleme oranına ait S/G oranını arttırmaktadır (Şekil 4.8). Köpürtücü madde tozunun kullanım öncesi oksitlendirilmesiyle ilgili koşul ( $K_{oKM}$ ) ve öncü malzemenin ikinci sıkıştırma öncesi tavllanması ile ilgili koşul ( $K_t$ ) ise sonuçları çok az etkilemiştir.

**Çizelge 4.5.**  $O_g$  için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı cevap tablosu (850)

Faktörler (Seviyeler)		İncelenen karakteristik: $O_g$ [ - ]			
		Seviye-1	Seviye-2	Fark	Derece
$S_g$	(165-210) [sn]	11,58	13,47	1,89	1
$P_{s2}$	(300-500) [MPa]	11,64	13,41	1,77	2
$T_g$	(725-750) [°C]	11,73	13,32	1,59	3
$Y_{KM}$	(0,5-1) [% ağırlık]	11,74	13,32	1,58	4
$K_{kg}$	(Var-Yok)	11,88	13,17	1,29	5
$K_{oAL}$	(Var-Yok)	11,89	13,16	1,27	6
$S_{s2}$	(120-300) [sn]	12,05	13,02	0,97	7
$S_k$	(30-60) [dak]	12,08	12,97	0,89	8
$K_f$	(100-550) [°C]	12,17	12,89	0,72	9
$K_s$	(Çift-Tek)	12,85	12,21	0,64	10
$T_{s2}$	(400-OS) [°C]	12,84	12,21	0,63	11
$K_{oKM}$	(Var-Yok)	12,48	12,57	0,09	12
$K_t$	(Var-Yok)	12,52	12,54	0,02	13



Şekil 4.8.  $O_g$  için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı grafikleri (850)

**Çizelge 4.6.** O<sub>g</sub> için Taguchi analizi: ortalama değerler cevap tablosu (850)

Faktörler (Seviyeler)		İncelenen karakteristik: O <sub>g</sub> [ - ]			
		Seviye-1	Seviye-2	Fark	Derece
S <sub>g</sub>	(165-210) [sn]	3,968	4,736	0,768	<b>1</b>
P <sub>s2</sub>	(300-500) [MPa]	4,001	4,703	0,702	<b>2</b>
T <sub>g</sub>	(725-750) [°C]	4,037	4,667	0,630	<b>3</b>
Y <sub>KM</sub>	(0,5-1) [% ağır]	4,042	4,662	0,620	<b>4</b>
K <sub>kg</sub>	(Var-Yok)	4,104	4,600	0,496	<b>5</b>
K <sub>oAL</sub>	(Var-Yok)	4,114	4,589	0,475	<b>6</b>
S <sub>s2</sub>	(120-300) [sn]	4,186	4,517	0,331	<b>7</b>
S <sub>k</sub>	(30-60) [dak]	4,217	4,487	0,270	<b>8</b>
T <sub>s2</sub>	(400-OS) [°C]	4,432	4,272	0,160	<b>9</b>
K <sub>f</sub>	(100-550) [°C]	4,276	4,428	0,152	<b>10</b>
K <sub>t</sub>	(Var-Yok)	4,427	4,277	0,150	<b>11</b>
K <sub>s</sub>	(Var-Yok)	4,426	4,278	0,148	<b>12</b>
K <sub>oKM</sub>	(Var-Yok)	4,419	4,284	0,134	<b>13</b>

Tüm karakteristikler için S/G oranı esas alınarak yapılan analizlerin sonuçları, en önemli 5 faktörü ve uygun seviyelerini gösterir şekilde, Çizelge 4.7’de verilmiştir.

S<sub>g</sub> bütün karakteristikler için en önemli parametre olmuştur. Bunun için, ölçüm metodu (başlangıç noktası olarak neyin referans alındığı, süre boyunca ortamın kontrolü, vb.) elde edilen malzeme için çok belirleyici olacaktır.

**Çizelge 4.7.** Kalite karakteristikleri (amaç türü: maks, min), faktörlerin önem dereceleri ve uygun seviyeleri/yönleri (↑,↓) (850)

Karakteristik / Derece	O <sub>g</sub> (maks) [ - ]	A <sub>ort</sub> (min) [mm <sup>2</sup> ]	D (maks) [ - ]	HM (maks) [ - ]
<b>1</b>	S <sub>g</sub> (210 sn) (↑)	S <sub>g</sub> (165 sn) (↓)	S <sub>g</sub> (165 sn) (↓)	S <sub>g</sub> (210 sn) (↑)
<b>2</b>	P <sub>s2</sub> (500 MPa) (↑)	K <sub>f</sub> (100 °C) (↓)	T <sub>g</sub> (725 °C) (↓)	K <sub>f</sub> (100 °C) (↓)
<b>3</b>	T <sub>g</sub> (750 °C) (↑)	T <sub>s2</sub> (400 °C) (↑)	S <sub>k</sub> (30 dak) (↓)	S <sub>s2</sub> (300 sn) (↑)
<b>4</b>	Y <sub>KM</sub> (%1) (↑)	K <sub>oAL</sub> (Var)	P <sub>s2</sub> (500 MPa) (↑)	K <sub>t</sub> (Yok)
<b>5</b>	K <sub>kg</sub> (Yok)	Y <sub>KM</sub> (%0,5) (↓)	K <sub>oAL</sub> (Yok)	S <sub>k</sub> (30 dak) (↓)

HM ve  $A_{ort}$  gibi iki makro-yapısal karakteristik için  $K_f$  en etkili faktörlerden olmuştur. Bu durum, ısınmanın ani olmaması ve böylece daha homojen ısınma, daha kontrollü köpürme sağlanması ile açıklanabilir.

$S_k$ 'nın düşük olması daha iyi dairesellik ve daha homojen gözenek yapısı sağlamıştır. Bu, kullanılan (bütçe yetersizliği nedeniyle tercih edilen) karıştırma yönteminin (kanatlı çubukla mekanik karıştırıcıda karıştırma) yanlış olduğunu göstermektedir. Element halinde katılan tozların karışımı sağlansa da, bir yerden sonra sürenin artması (ağır metal tozlarının daha dışa savrulması, vb. muhtemel etkilerle) homojenliği düşürecektir.

**7075 alaşımı için** de aynı prosedür takip edilmiştir. Uygulanan deney planı ve sonuç değerleri Çizelge 4.9'da görülmektedir.

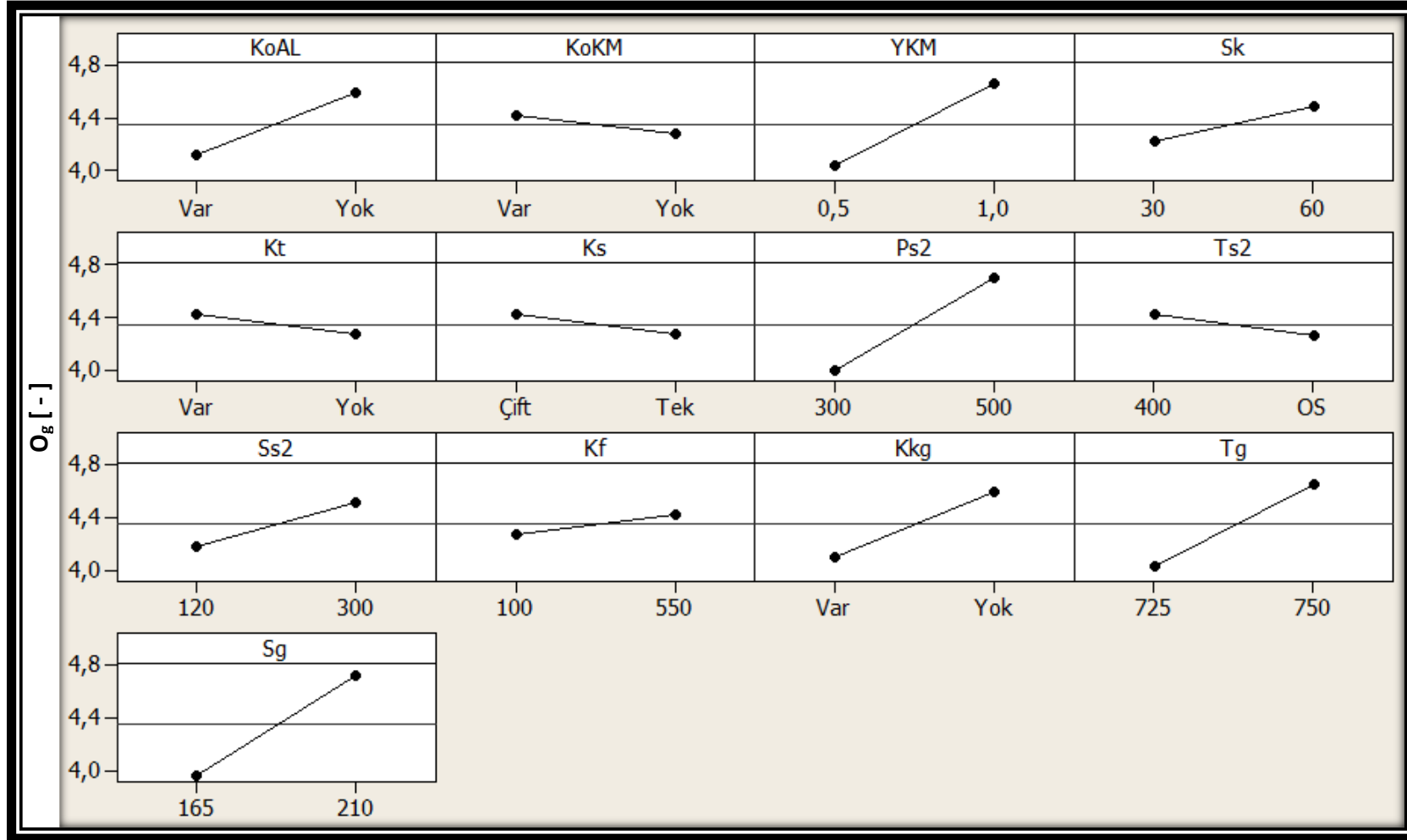
Elde edilen numuneler Şekil 4.10'da görülmektedir. Şekil 4.11'de ise, bu numunelerin köpürme yönüne dik kesitleri görülecek şekilde ortadan kesilmiş durumları verilmiştir.

Makro-yapı incelemeleri için numunelerin hazırlanması sonrası elde edilen görüntü (Şekil 4.12.a), paket programda (ImageTool) kullanılabilir şekilde siyah-beyaz hale getirilmiştir (Şekil 4.12.b,c). Şekil 4.13'te ise, kesilmiş numuneler tek tek verilmiştir.

Tüm karakteristikler için S/G oranına göre sonuçlar Çizelge 4.8'de özetlenmiştir.

**Çizelge 4.8.** Kalite karakteristikleri (amaç türü: maks, min), faktörlerin önem dereceleri ve uygun seviyeleri/yönleri (↑,↓) (7075)

Karakteristik / Derece	$O_g$ (maks) [-]	$A_{ort}$ (min) [mm <sup>2</sup> ]	D (maks) [-]	HM (maks) [-]
1	$K_{oKM}$ (Yok)	$S_g$ (60 sn) (↓)	$K_{oAL}$ (Yok)	$T_g$ (700 °C) (↓)
2	$Y_{KM}$ (%1) (↑)	$T_g$ (700 °C) (↓)	$P_{s2}$ (500 MPa) (↑)	$K_s$ (Tek)
3	$K_{oAL}$ (Yok)	$K_{oAL}$ (Var)	$K_s$ (Çift)	$P_{s2}$ (500 MPa) (↑)
4	$P_{s2}$ (500 MPa) (↑)	$K_{oKM}$ (Var)	$K_{oKM}$ (Var)	$T_{s2}$ (400 °C) (↑)
5	$T_g$ (725 °C) (↑)	$K_t$ (Yok)	$T_g$ (725 °C) (↑)	$Y_{KM}$ (%0,5) (↓)
6	$S_g$ (105 sn) (↑)	$T_{s2}$ (400 °C) (↑)	$K_{kg}$ (Yok)	$K_{oKM}$ (Yok)



Şekil 4.9.  $O_g$  için Taguchi analizi: ortalama değerler grafikleri (850)

**Çizelge 4.9.** 7075 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin Taguchi deneyleri sonuçları

Sabitler	
m	10 gr (~Ø30x5 mm)
ToAL	600 °C
SoAL	15 dak
Nk(oAL)	400 dev/dak
Sk(oAL)	15 dak
ToKM	520 °C
SoKM	180 dak
Nk	400 dev/dak
Ps1	100 Mpa
Ts1	OS
Ss1	5 sn
Tt	350 °C
St	30 dak
Tkg	350 °C
Skkg	10 dak

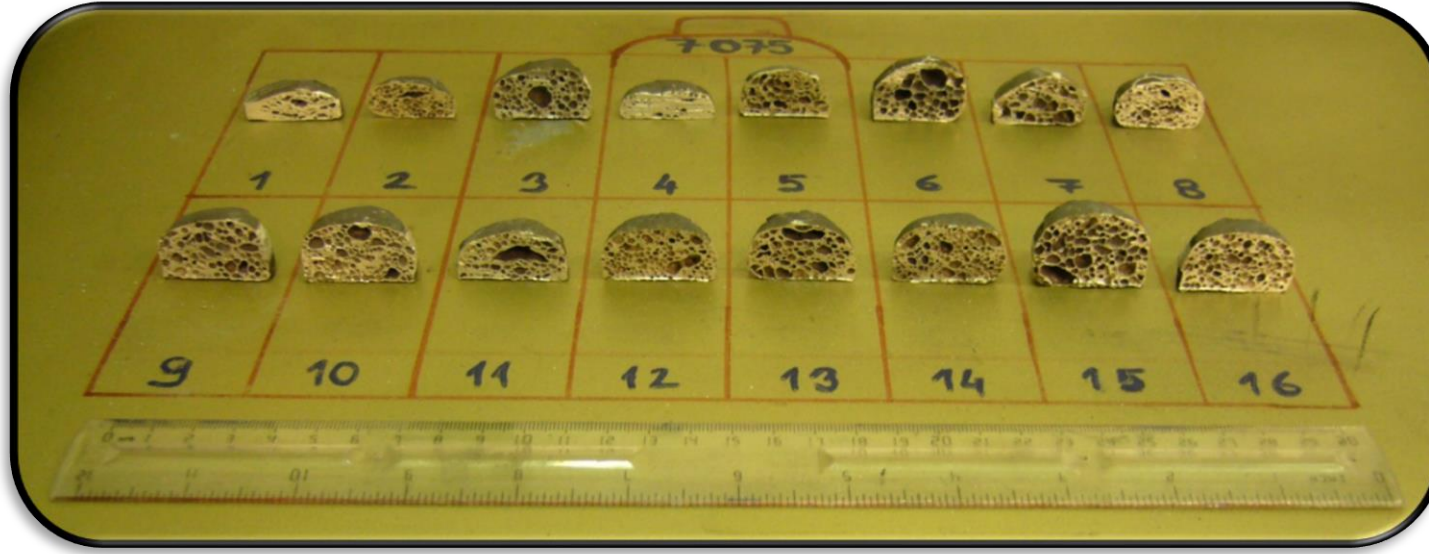
No	KoAL	KoKM	YKM	Sk	Kt	Ks	Ps2	Ts2	Ss2	Kf	Kkg	Tg	Sg	No	Og	Aort	D	HM	No
1	Var	Var	0,5	30	Var	Tek	300	OS	120	100	Var	700	60	1	1,85	0,55	0,74	0,42	1
2	Var	Var	0,5	30	Var	Tek	300	400	300	550	Yok	725	105	2	3,00	1,11	0,86	0,58	2
3	Var	Var	0,5	60	Yok	Çift	500	OS	120	100	Var	725	105	3	3,93	1,48	0,89	0,39	3
4	Var	Var	0,5	60	Yok	Çift	500	400	300	550	Yok	700	60	4	2,15	0,25	0,87	0,46	4
5	Var	Yok	1	30	Var	Çift	500	OS	120	550	Yok	700	60	5	4,40	1,12	0,82	0,60	5
6	Var	Yok	1	30	Var	Çift	500	400	300	100	Var	725	105	6	4,80	2,18	0,82	0,40	6
7	Var	Yok	1	60	Yok	Tek	300	OS	120	550	Yok	725	105	7	3,60	1,67	0,81	0,38	7
8	Var	Yok	1	60	Yok	Tek	300	400	300	100	Var	700	60	8	3,60	0,69	0,77	0,46	8
9	Yok	Var	1	30	Yok	Tek	500	OS	300	100	Yok	700	105	9	4,00	1,38	0,88	0,60	9
10	Yok	Var	1	30	Yok	Tek	500	400	120	550	Var	725	60	10	4,56	1,15	0,87	0,47	10
11	Yok	Var	1	60	Var	Çift	300	OS	300	100	Yok	725	60	11	3,33	1,16	0,85	0,23	11
12	Yok	Var	1	60	Var	Çift	300	400	120	550	Var	700	105	12	4,12	1,53	0,87	0,46	12
13	Yok	Yok	0,5	30	Yok	Çift	300	OS	300	550	Var	700	105	13	3,60	1,6	0,83	0,43	13
14	Yok	Yok	0,5	30	Yok	Çift	300	400	120	100	Yok	725	60	14	3,94	1,21	0,88	0,57	14
15	Yok	Yok	0,5	60	Var	Tek	500	OS	300	550	Var	725	60	15	4,85	2,69	0,84	0,52	15
16	Yok	Yok	0,5	60	Var	Tek	500	400	120	100	Yok	700	105	16	3,83	1,55	0,84	0,78	16

\* Semboller/kısaltmalar için bkz. s 55-56.

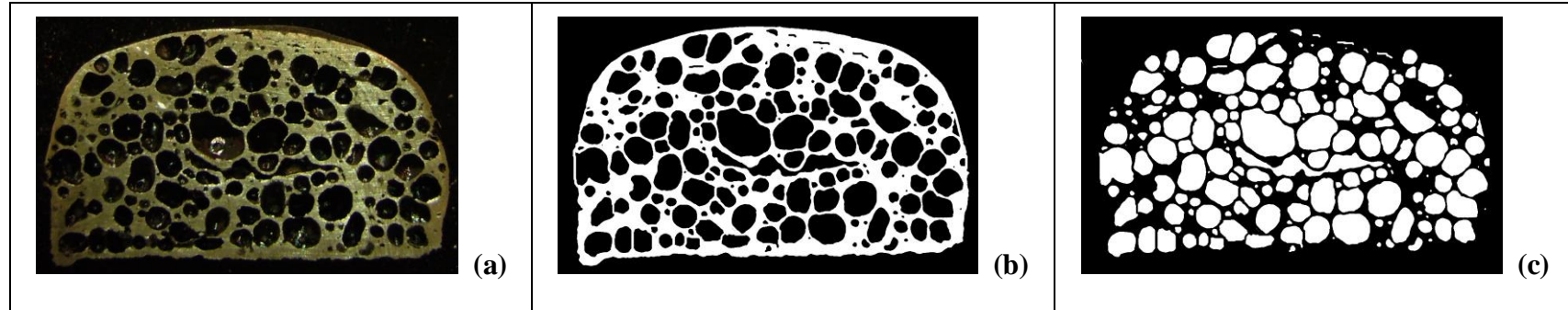




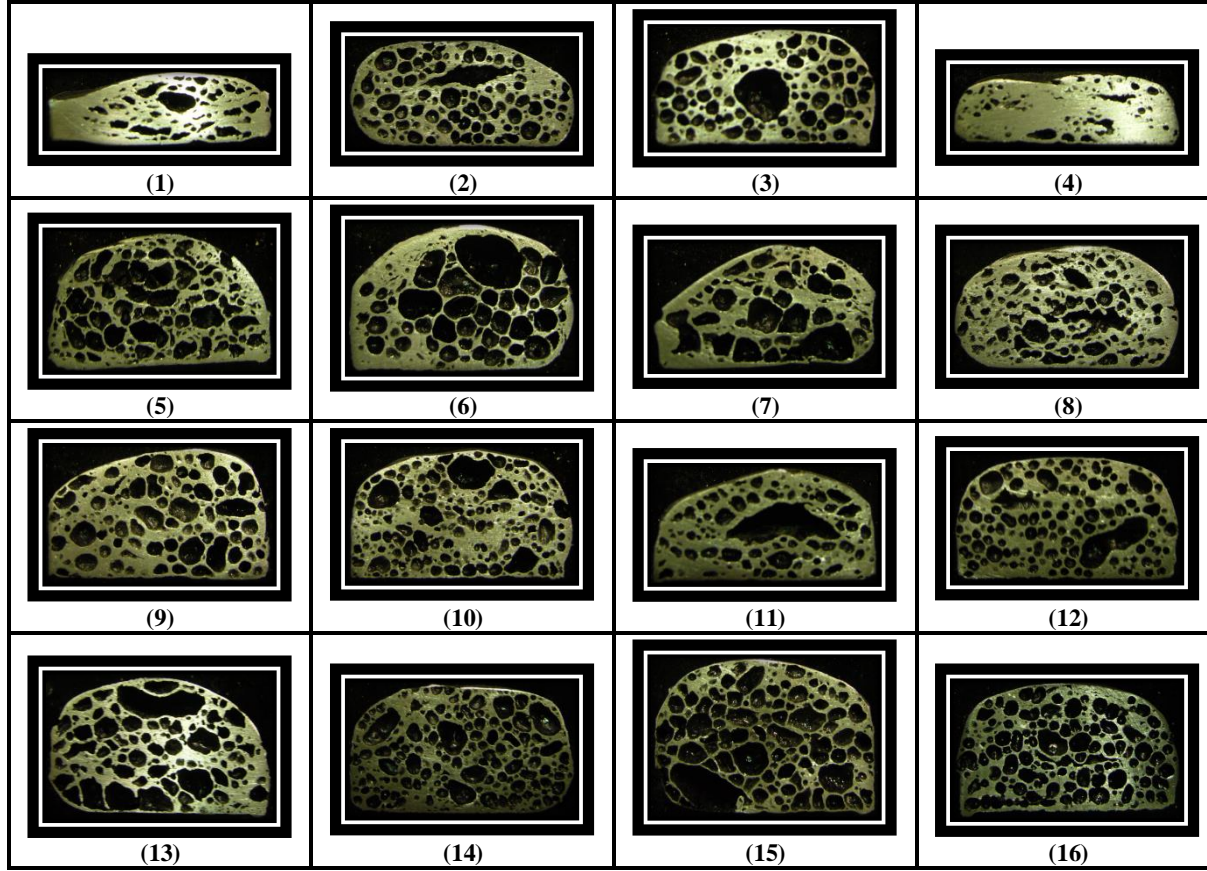
Şekil 4.10. Taguchi deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numunelerin birlikte görünümü



Şekil 4.11. Taguchi deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numunelerin birlikte görünümü (kesilmiş)



Şekil 4.12. Görüntü analizi için hazırlanmış bir numune (16 numara): (a) Orijinal, (b) Siyah-beyaz, (c) Siyah-beyaz (ters) (7075)



**Şekil 4.13.** Taguchi deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek  $O_g$  15 numaralı numunede, en düşük  $A_{ort}$  4 numaralıda, en yüksek D 3 numaralıda, en yüksek HM 16 numarada sağlanmıştır.)

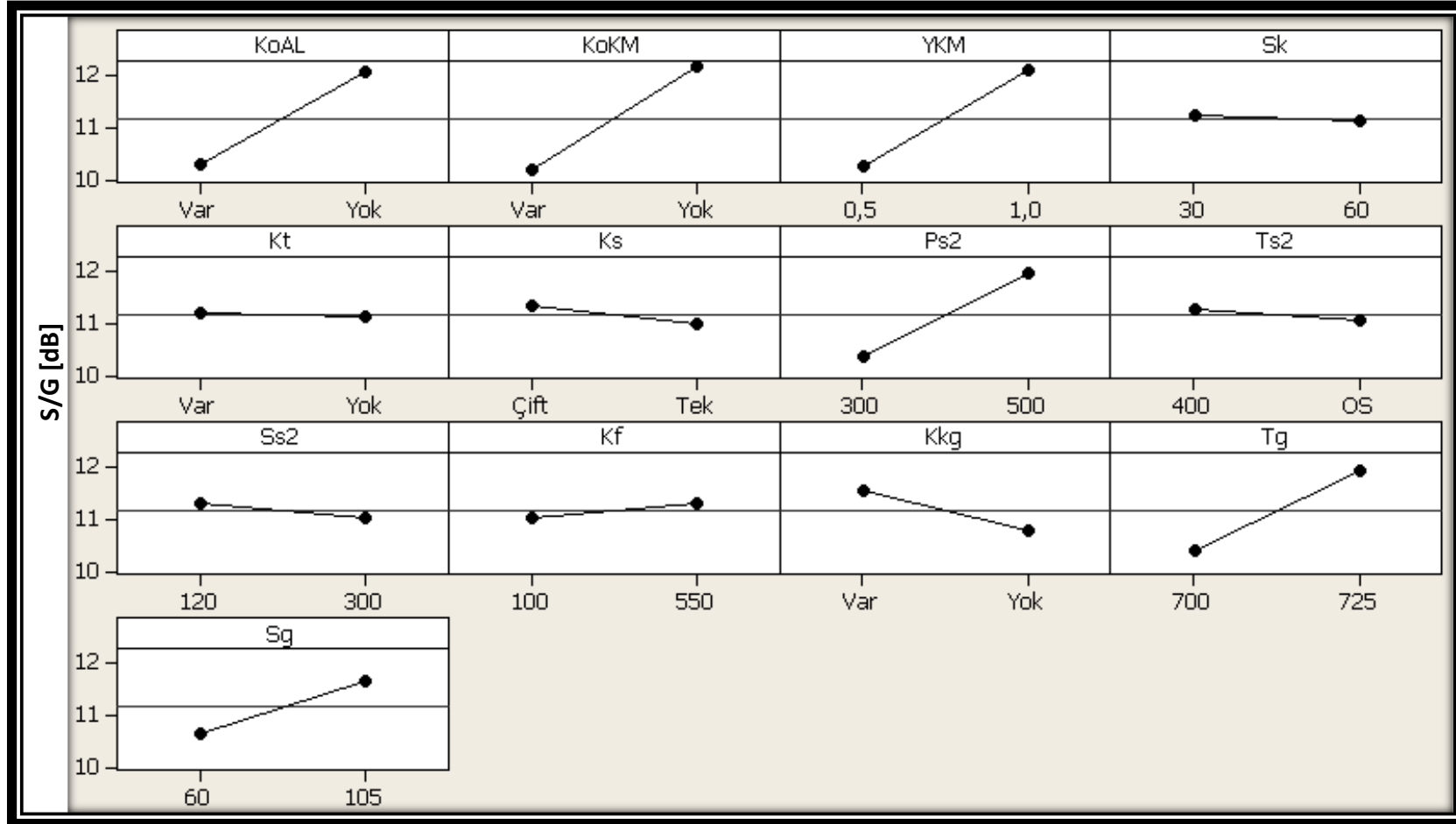


Deney sonuçları analiz edildiğinde, Çizelge 4.10,11’de verilen, Şekil 4.14,15’te grafikleşmiş olan sinyal-gürültü oranları ve ortalama değerler elde edilmiştir. S/G oranına ait sonuçlara bakıldığında, en etkili faktörlerin;  $K_{oKM}$ ,  $Y_{KM}$ ,  $K_{oAL}$ ,  $P_{s2}$ ,  $T_g$  ve  $S_g$  olduğu görülmektedir.  $Y_{KM}$ ,  $P_{s2}$ ,  $T_g$  ve  $S_g$ ’nin yüksek seviyeleri  $O_g$ ’yi artış yönünde etkilerken, köpürtücü madde ve alüminyum tozunun oksitlendirilmeden kullanılması ( $K_{oKM}$  ve  $K_{oAL}$ ) genişleme oranını arttırmaktadır.

Ayrıca; fırının ilk sıcaklığının ( $K_f$ ) yüksek olması, ikinci sıkıştırmanın çift yönlü ( $K_s$ ) yapılması, kademeli genişlemenin gerçekleştirilmesi ( $K_{kg}$ ) genişleme oranını arttırmaktadır (Şekil 4.14). Öncü malzemenin ikinci sıkıştırma öncesi tavlama ile ilgili koşul ( $K_t$ ), karıştırma süresi, ikinci sıkıştırma süresi ( $S_k$  ve  $S_{s2}$ ) ve sıkıştırma sıcaklığı ( $T_{s2}$ ) ise sonuçları çok az etkilemiştir.

**Çizelge 4.10.**  $O_g$  için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı cevap tablosu (7075)

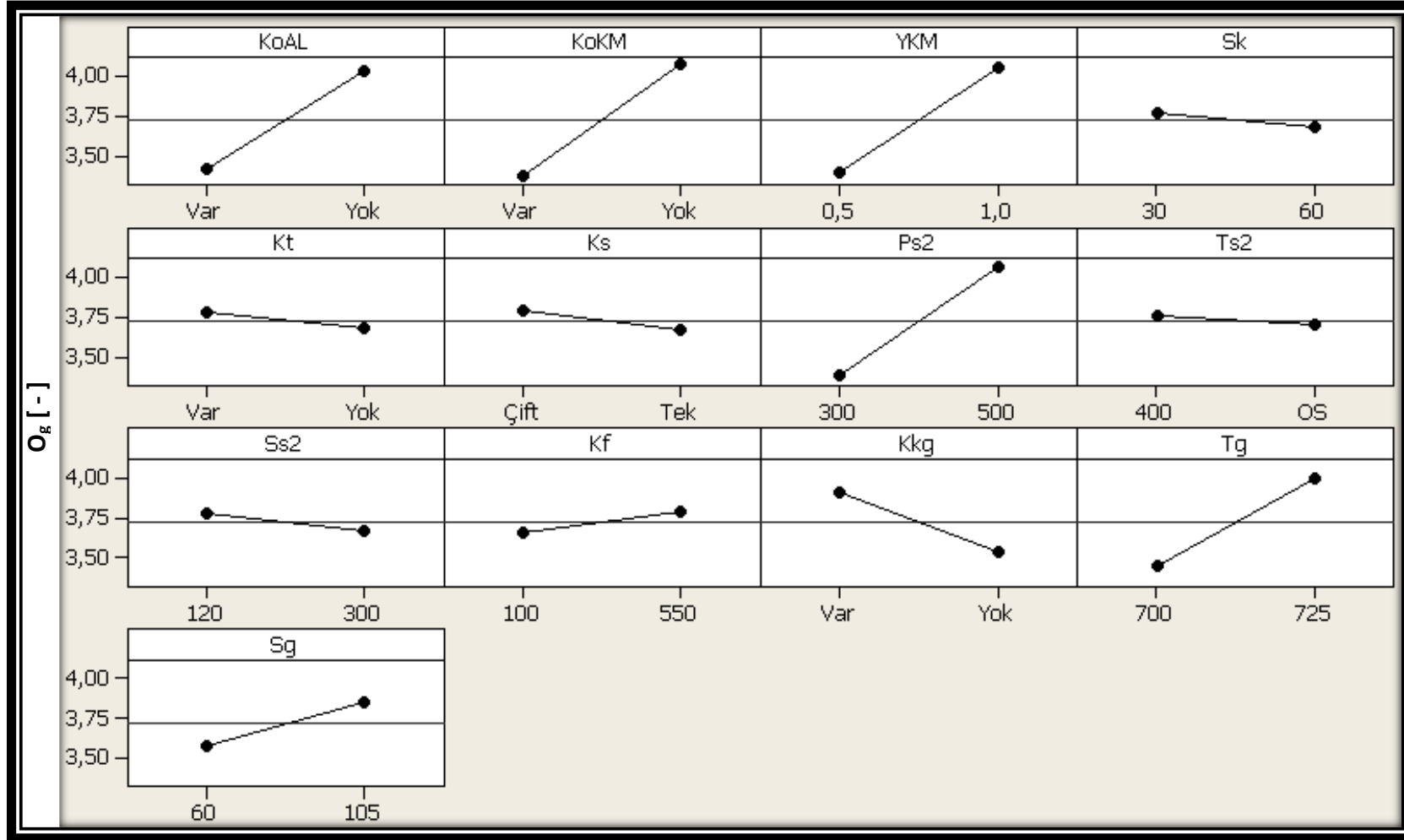
Faktörler (Seviyeler)		İncelenen karakteristik: $O_g$ [ - ]			
		Seviye-1	Seviye-2	Fark	Derece
$K_{oKM}$	(Var-Yok)	10,17	12,14	1,97	<b>1</b>
$Y_{KM}$	(0,5-1) [% ağırlık]	10,23	12,09	1,86	<b>2</b>
$K_{oAL}$	(Var-Yok)	10,27	12,05	1,78	<b>3</b>
$P_{s2}$	(300-500) [MPa]	10,36	11,95	1,59	<b>4</b>
$T_g$	(700-725) [°C]	10,39	11,93	1,54	<b>5</b>
$S_g$	(60-105) [sn]	10,65	11,66	1,01	<b>6</b>
$K_{kg}$	(Var-Yok)	11,53	10,78	0,75	<b>7</b>
$K_s$	(Çift-Tek)	11,35	10,96	0,39	<b>8</b>
$K_f$	(100-550) [°C]	11,00	11,31	0,31	<b>9</b>
$S_{s2}$	(120-300) [sn]	11,28	11,03	0,25	<b>10</b>
$T_{s2}$	(400-OS) [°C]	11,25	11,07	0,18	<b>11</b>
$S_k$	(30-60) [dak]	11,20	11,11	0,09	<b>12</b>
$K_t$	(Var-Yok)	11,19	11,13	0,06	<b>13</b>



Şekil 4.14.  $O_g$  için Taguchi analizi: sinyal-gürültü oranı grafikleri (7075)

**Çizelge 4.11.** O<sub>g</sub> için Taguchi analizi: ortalama değerler cevap tablosu (7075)

Faktörler (Seviyeler)		İncelenen karakteristik: O <sub>g</sub> [ - ]			
		Seviye-1	Seviye-2	Fark	Derece
<b>K<sub>oKM</sub></b>	<b>(Var-Yok)</b>	3,367	4,077	0,710	<b>1</b>
<b>P<sub>s2</sub></b>	<b>(300-500) [MPa]</b>	3,379	4,065	0,686	<b>2</b>
<b>Y<sub>KM</sub></b>	<b>(0,5-1) [% ağır]</b>	3,392	4,051	0,659	<b>3</b>
<b>K<sub>oAL</sub></b>	<b>(Var-Yok)</b>	3,416	4,028	0,612	<b>4</b>
<b>T<sub>g</sub></b>	<b>(700-725) [°C]</b>	3,443	4,001	0,558	<b>5</b>
<b>K<sub>kg</sub></b>	<b>(Var-Yok)</b>	3,913	3,531	0,382	<b>6</b>
<b>S<sub>g</sub></b>	<b>(60-105) [sn]</b>	3,584	3,860	0,276	<b>7</b>
<b>K<sub>f</sub></b>	<b>(100-550) [°C]</b>	3,659	3,785	0,126	<b>8</b>
<b>K<sub>s</sub></b>	<b>(Çift-Tek)</b>	3,783	3,661	0,122	<b>9</b>
<b>S<sub>s2</sub></b>	<b>(120-300) [sn]</b>	3,778	3,666	0,112	<b>10</b>
<b>K<sub>t</sub></b>	<b>(Var-Yok)</b>	3,772	3,672	0,100	<b>11</b>
<b>S<sub>k</sub></b>	<b>(30-60) [dak]</b>	3,767	3,676	0,091	<b>12</b>
<b>T<sub>s2</sub></b>	<b>(400-OS) [°C]</b>	3,750	3,694	0,056	<b>13</b>



Şekil 4.15.  $O_g$  için Taguchi analizi: ortalama değerler grafikleri (7075)

#### 4.2.2. Süreç optimizasyonu

7075 alaşımı için yapılan optimizasyon deneylerinde Çizelge 4.12’de verilen deney planı uygulanmıştır. Sonuç değerleri de aynı çizelgede verilmiştir. Optimize edilmesi amaçlanan faktörler arasında, eleme deneylerinde 7075 alaşımı için en önemli olarak belirlenen 6 faktörden 4’ü mevcuttur:  $Y_{KM}$ ,  $P_{s2}$ ,  $T_g$  ve  $S_g$ . Diğer 2 önemli faktör  $K_{oKM}$  ve  $K_{oAL}$  ise uygun seviyelerinde (Yok) tutulmuştur. Ek olarak,  $T_{s2}$  de faktörler arasına 5. faktör olarak dâhil edilmiştir.

Eleme deneylerinde önemi daha düşük olarak belirlenen faktörler uygun değerlerinde kullanılmıştır:  $K_f=550^\circ\text{C}$ ,  $K_s=\text{Çift}$ . Bu faktörler arasına dâhil edilebilecek olan  $K_{kg}$  ise, pratiklik amacıyla, eleme deneylerinde çıkan sonucun aksine, “Yok” seviyesinde tutulmuştur. Önemsiz faktörlerin seviyesi ise: pratiklik esas alınarak  $K_t=\text{Yok}$ ; teoriye uygunluk esas alınarak  $S_k=60$  dak,  $S_{s2}=300$  sn olarak alınmıştır.

Eleme deneylerinde de sabit tutulan faktörler yine aynı değerleriyle kullanılmıştır. Öncü malzeme ağırlığı (m) 10 gr (hacim:  $\varnothing 30 \times 5 \text{ mm}^3$ ) olarak seçilmiştir. Gerekli oranlarda tartılan tozlar 400 dev/dak ( $N_k$ ) ile karıştırılmıştır. İlk sıkıştırımda basınç ( $P_{s1}$ ) 100 MPa, sıcaklık ( $T_{s1}$ ) oda sıcaklığı (OS), süre ise ( $S_{s1}$ ) 5 sn alınmıştır.

Şekil 4.16’da, elde edilen numunelerin köpürme yönüne dik kesitleri görülecek şekilde ortadan kesilmiş durumları verilmiştir.

Eleme deneylerindeki gibi, ImageTool paket programı kullanılarak makro-yapısal görüntü analizi yapılmıştır. Böylece, köpürme performansı ile ilgili, yine, yükseklik ölçümü ile hesaplanan  $O_g$  dışında;  $A_{ort}$ , D ve HM için de değerlendirme yapılmıştır.



**Çizelge 4.12.** 7075 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin RSM deneyleri sonuçları

No	KoAL	KoKM	YKM	Sk	Kt	Ks	Ps2	Ts2	Ss2	Kf	Kkg	Tg	Sg	No	Og	Aort	D	HM	No
1			2				500	400				725	105	1	4,57	3,49	0,68	0,92	1
2			1				500	400				725	195	2	3,77	3,1	0,61	0,79	2
3			1				600	400				725	105	3	3,52	1,5	0,71	0,66	3
4			1				500	400				775	105	4	4,17	4,4	0,63	0,68	4
5			1				500	400				675	105	5	2,23	1,01	0,53	0,96	5
6			1				500	400				725	105	6	3,43	1,66	0,67	0,70	6
7			1				400	400				725	105	7	3,62	2,02	0,6	1,01	7
8			1				500	400				725	15	8	2,67	1,45	0,42	0,38	8
9			1				500	550				725	105	9	3,28	1,38	0,64	0,65	9
10			1				500	250				725	105	10	3,71	2,25	0,62	0,76	10
11			0				500	400				725	105	11	1,30	1,32	0,34	0,69	11
12			1				500	400				725	105	12	3,40	1,74	0,64	0,58	12
13			1,5				450	475				750	150	13	4,49	3,41	0,66	0,51	13
14			1				500	400				725	105	14	4,45	1,86	0,72	0,82	14
15			1				500	400				725	105	15	4,47	2,02	0,64	0,73	15
16			0,5				550	325				700	150	16	4,09	4,35	0,66	0,61	16
17	YOK	YOK	1	60	YOK	Çift	500	400	300	550	YOK	725	105	17	3,49	2,27	0,7	0,60	17

\* Semboller/kısaltmalar için bkz. s 55-56.

**Çizelge 4.12.** 7075 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin RSM deneyleri sonuçları (devam)

No	KoAL	KoKM	YKM	Sk	Kt	Ks	Ps2	Ts2	Ss2	Kf	Kkg	Tg	Sg	No	Og	Aort	D	HM	No
17	YOK	YOK	1	60	YOK	Çift	500	400	300	550	YOK	725	105	17	3,49	2,27	0,7	0,60	17
18			1,5				550	325				750	150	18	5,00	2,96	0,68	0,82	18
19			1,5				450	475				700	60	19	3,27	1,45	0,65	0,69	19
20			0,5				550	475				700	60	20	2,79	1,25	0,59	0,66	20
21			0,5				450	325				750	150	21	3,60	2,41	0,58	0,61	21
22			0,5				450	475				750	60	22	3,10	2,17	0,63	0,79	22
23			0,5				550	475				750	150	23	3,67	3,24	0,59	0,44	23
24			0,5				550	325				750	60	24	3,27	1,37	0,66	0,73	24
25			0,5				450	325				700	60	25	3,28	1,23	0,62	0,78	25
26			1				500	400				725	105	26	3,70	1,86	0,77	0,83	26
27			1				500	400				725	105	27	3,60	1,38	0,73	0,96	27
28			1,5				550	475				700	150	28	3,95	1,66	0,72	0,61	28
29			0,5				450	475				700	150	29	3,41	1,96	0,66	0,66	29
30			1,5				550	475				750	60	30	3,80	1,38	0,75	0,70	30
31			1,5				550	325				700	60	31	3,48	1,55	0,66	0,68	31
32			1,5				450	325				750	60	32	3,68	1,61	0,71	0,93	32
33			1,5				450	325				700	150	33	3,80	1,91	0,71	0,69	33

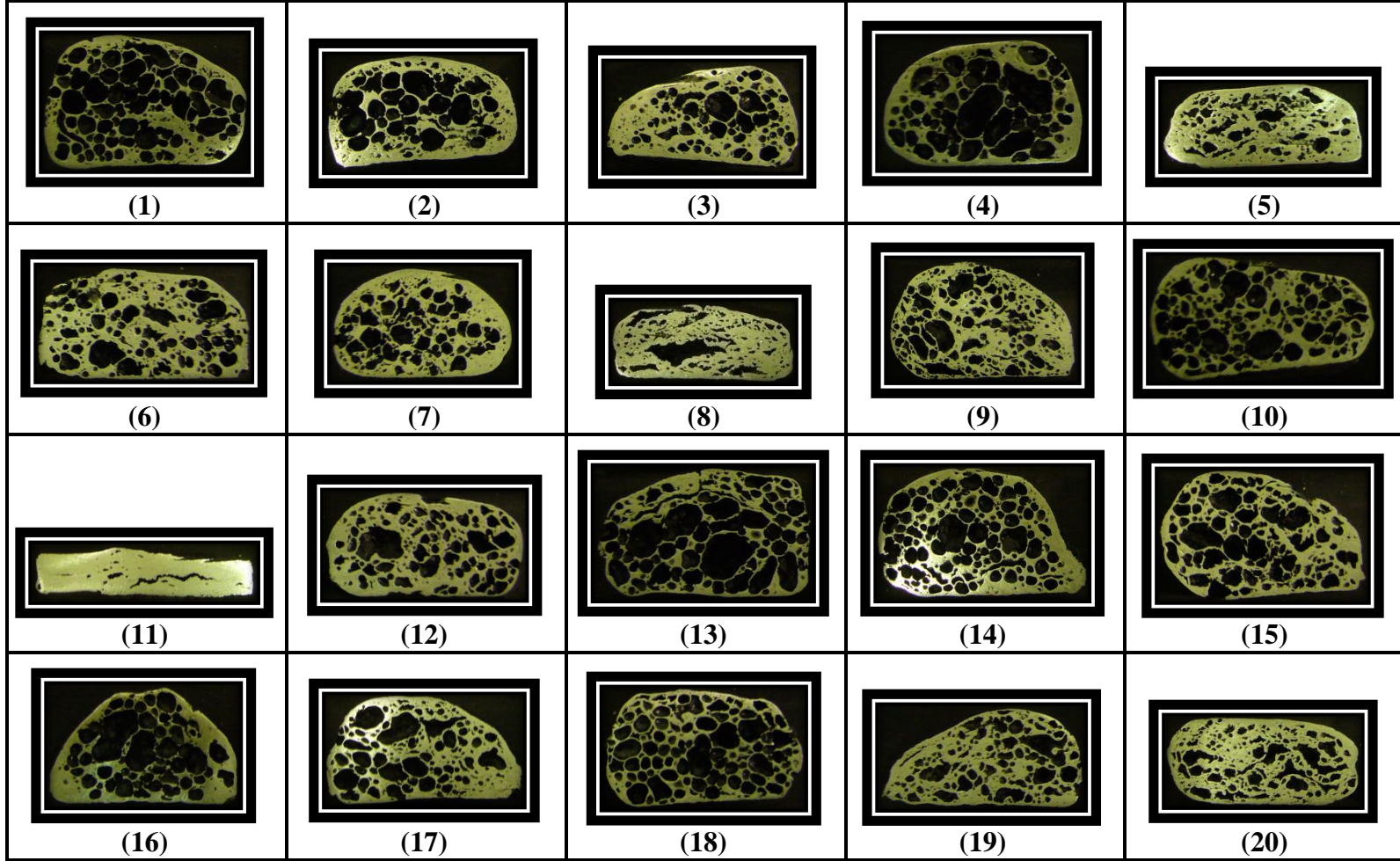
  

m		Nk(oAL) Sk(oAL) (/)		Nk		Klp Yğl Ps1 Ts1 Ss1 (/)		Klp Yğl		Foto h1 ρ1 (/)		Kf -> Tg VK+1 -> NMN		Tn<Terg Suda Sğtm (/)		Foto h2 Kesim-Tel-Boya Zimpara-Foto (\)	
ToAL	SoAL	ToKM	SoKM (\)			Tt	St (\)			Tkg	Skg (\)						

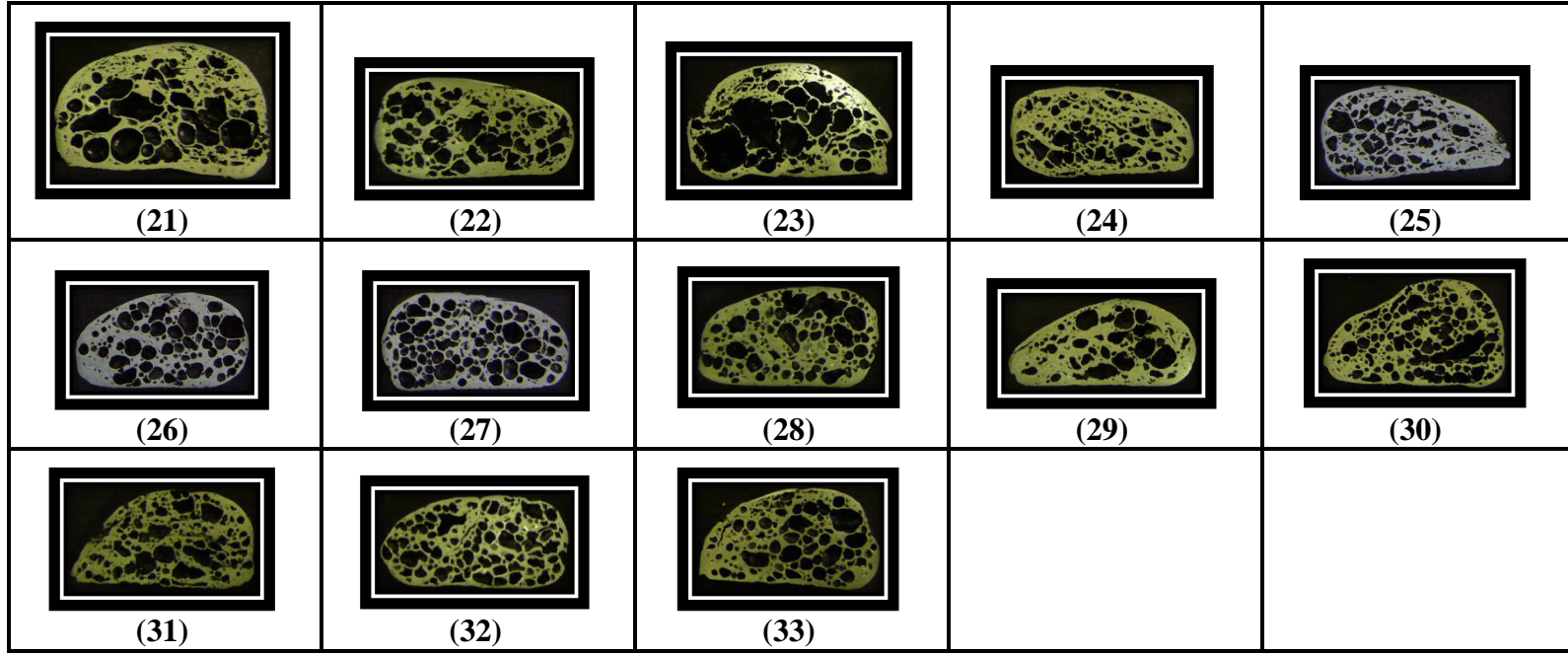
  

oksidleme		karıştırma		ilk sıkıştırma		tavlama		ikinci sıkıştırma				(kademeli) genişletme				kalite karakteristikleri				
-----------	--	------------	--	----------------	--	---------	--	-------------------	--	--	--	-----------------------	--	--	--	--------------------------	--	--	--	--

\* Semboller/kısaltmalar için bkz. s 55-56.



**Şekil 4.16.** RSM deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek  $O_g$  18 numaralı numunede, en düşük  $A_{ort}$  5 numaralıda, en yüksek  $D$  26 numaralıda, en yüksek  $HM$  7 numarada sağlanmıştır.)



**Şekil 4.16.** RSM deneylerinde elde edilen 7075 alaşımı numuneler (kesilmiş) (En yüksek  $O_g$  18 numaralı numunede, en düşük  $A_{ort}$  5 numaralıda, en yüksek D 26 numaralıda, en yüksek HM 7 numarada sağlanmıştır.) (devam)

Regresyon sonuçlarının verildiği Çizelge 4.13'e bakıldığında,  $P_{s2}$  ve  $T_{s2}$  faktörleri için 0,05'ten büyük P-değerleri çıktığı, bu 2 faktörün anlamsız olduğu anlaşılmaktadır. Yani, bu 2 faktör, sonuçtaki değişim üzerinde etkilidir, denemez. 7075'in Taguchi deneylerinde  $P_{s2}$ , hem 13 faktör içinde en önemli 4. faktör olmuş hem de 0,05'ten küçük bir P-değerine sahip olmuştur. RSM'de etkisiz çıkmasının sebebi, muhtemelen, seçilen seviyeleridir: Taguchi'de 300-500 MPa değerlerinde incelenirken, RSM'de 450-550 MPa aralığı esas alınarak incelenmiştir. Buradan hareketle,  $P_{s2}$ 'nin ~500 MPa'dan sonra etkisiz olduğu söylenebilir. (Bu yoruma göre, 500 MPa'dan sonra basıncı arttırmak anlamsızdır.)

Regresyon katsayılarına bakılarak, genişleme oranını ( $O_g$ ) en çok etkileyen faktörün  $Y_{KM}$ , ardından  $T_g$  ve  $S_g$  olduğu söylenebilir. Bu sıralama, Taguchi deneyleriyle paralellik göstermektedir.

Çizelge 4.14'te, uyum eksikliğine (lack-of-fit) ait P-değerinin yüksek olmasının, yani uyum eksikliğinin anlamsız çıkmasının, modeli doğruladığı söylenebilir. P-değerleri bu çizelgede de görülmektedir.

**Çizelge 4.13.**  $O_g$  karakteristiği için regresyon sonuçları (RSM)

<b><math>O_g</math> için tahmin edilen regresyon katsayıları</b>				
<b>Faktör</b>	<b>Katsayı</b>	<b>Katsayıların standart hatası</b>	<b>T</b>	<b>P</b>
<b>Ps2</b>	0,00103	0,00172	0,599	0,555
<b>Sg</b>	0,00699	0,00191	3,653	0,001
<b>Ts2</b>	-0,00143	0,00115	-1,248	0,223
<b>Tg</b>	0,00965	0,00345	2,801	0,009
<b><math>Y_{KM}</math></b>	0,89834	0,17227	5,215	0
<b>S=0,421964      PRESS=7,45624      R-kare=%68,53      R-kare(düz.)=%61,26</b>				

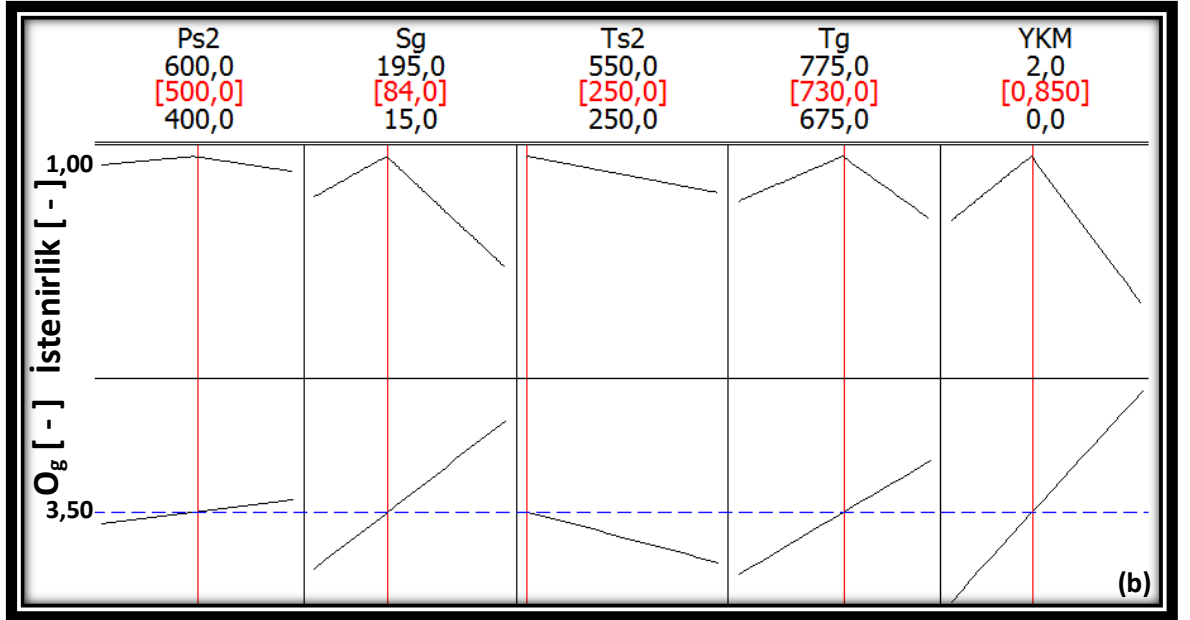
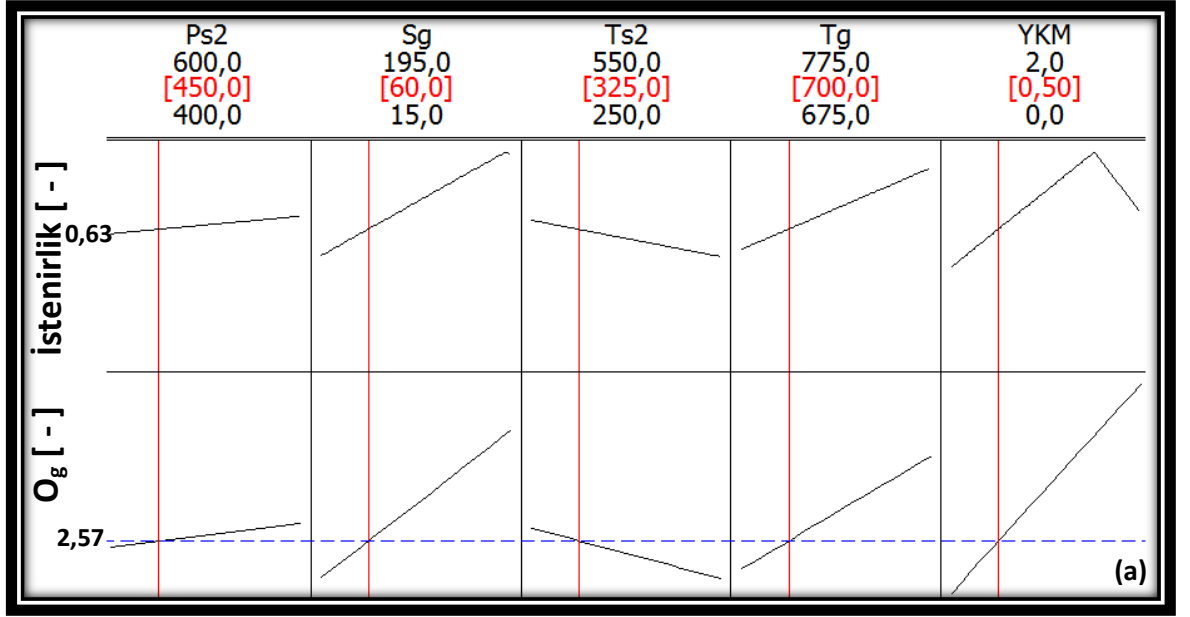
**Çizelge 4.14.**  $O_g$  karakteristiği için ANOVA sonuçları (RSM)

<b><math>O_g</math> için ANOVA</b>						
<b>Kaynak</b>	<b>Serb. der.</b>	<b>Ard. SS</b>	<b>Düz. SS</b>	<b>Düz. MS</b>	<b>F</b>	<b>P</b>
<b>Regresyon</b>	5	8,9567	8,95674	1,79135	10,06	0
<b>Doğrusal</b>	5	8,9567	8,95674	1,79135	10,06	0
<b>Ps2</b>	1	0,0638	0,06383	0,06383	0,36	0,555
<b>Sg</b>	1	2,3764	2,37642	2,37642	13,35	0,001
<b>Ts2</b>	1	0,2772	0,27723	0,27723	1,56	0,223
<b>Tg</b>	1	1,3972	1,39715	1,39715	7,85	0,009
<b><math>Y_{KM}</math></b>	1	4,8421	4,84211	4,84211	27,19	0
<b>Kalıntı hata</b>	26	4,6294	4,6294	0,17805		
<b>Uyum eksikliği</b>	21	3,4699	3,46993	0,16523	0,71	0,736
<b>Saf hata</b>	5	1,1595	1,15947	0,23189		
<b>Toplam</b>	32	14,7082				

Minitab'ın optimizasyon aracında faktör seviyeleri tasarım alanındaki alt seviyelerine getirildiği zaman (Şekil 4.17.a), regresyon sonuçlarına benzer şekilde; sırasıyla,  $Y_{KM}$ ,  $T_g$ , ve  $S_g$ ,  $O_g$ 'yi en çok arttıracak faktörler olarak görülmektedir.  $P_{s2}$  ve  $T_{s2}$ 'nin, seçilen seviyelerde  $O_g$  üzerinde çok etkili olmayacağı anlaşılmaktadır. Bu noktada  $O_g$  değeri 2,57 olarak öngörülmüştür.

Aynı araç ile,  $O_g=3,5$  hedef değeri için optimal bir nokta bulmakta kullanılmıştır (Şekil 4.17.b). Oluşturulan model, istenen genişleme oranlarında köpük malzeme elde etmek amacıyla kullanılarak; köpürtücü madde yüzdesi, genişletme süreleri/sıcaklıkları optimize edilebilir.

Grafiklerdeki “istenirlik” (desirability) değerleri, hedef değere uygunluğu göstermektedir ve 0-1 aralığında değerler almaktadır. Şekil 4.17.b'de bu değer 1'e ulaşırken, faktörlerin alt seviyelerinde (Şekil 4.17.b) 0,63'te kalmıştır.



Şekil 4.17.  $O_g$  için: (a) Faktörlerin başlangıç değerlerinde eğilimler, (b)  $O_g=3,5$  için belirlenen bir nokta ve ilgili faktör değerleri

### 4.2.3. Karışım deneyleri ve optimizasyon

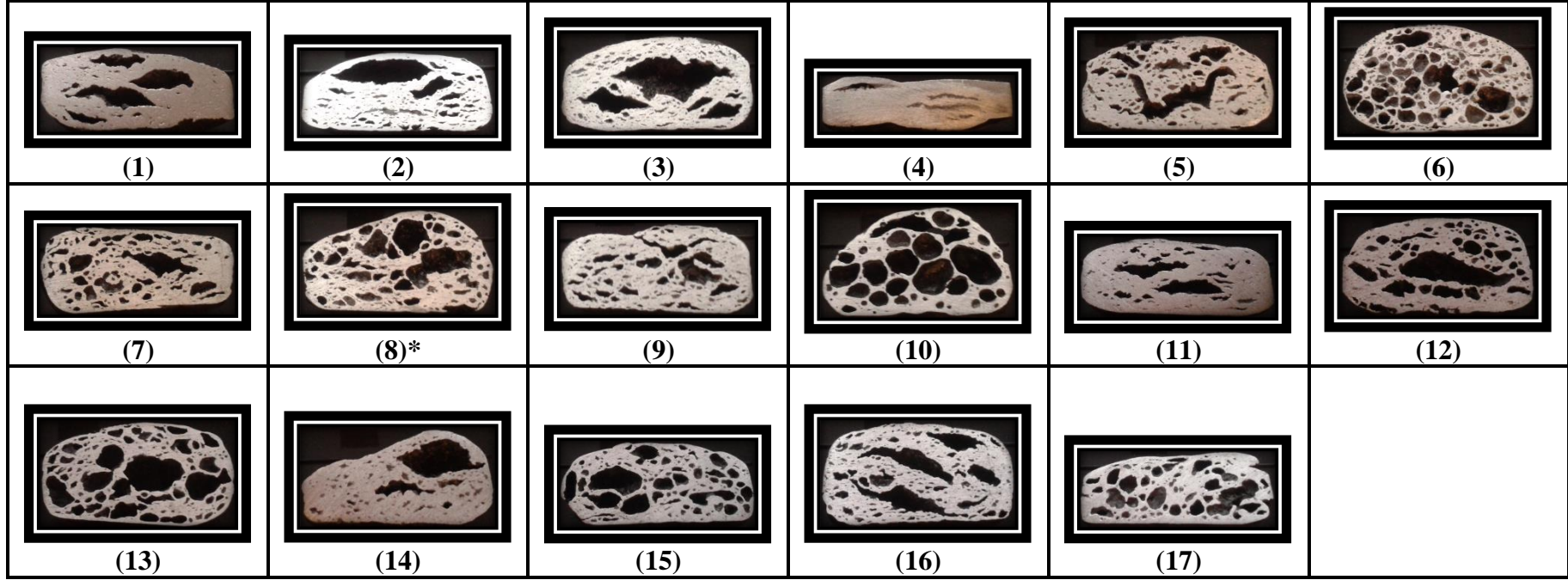
850 alaşımı için yapılan karışım ve optimizasyon deneylerinde Çizelge 4.15'te verilen deney planı uygulanmıştır. Süreç (köpürtme) faktörleri sabit tutulmuştur (Çizelge 4.16). Çalışmanın tümünde sabit tutulan ilk sıkıştırma basıncı  $P_{s1}$ , vb. diğer faktörler için, daha önce Çizelge 4.4'te verilen değerler kullanılmıştır.

Sonuç değerleri Çizelge 4.15'te görülen numuneler Şekil 4.18'de görülmektedir. Tüm alaşımlarda % 0,85 TiH<sub>2</sub> kullanılmıştır.

**Çizelge 4.15.** 850 alaşımına ait kalite karakteristiklerinin karışım deneyleri sonuçları (Kalın çerçeve içerisindeki alaşımlara mikro-yapı analizi yapılmıştır.)

Alaşım oranları [% ağır]					Kalite karakteristikleri [ - ]		
No	Al	Cu	Sn	Ni	O <sub>g</sub>	HM	No
1	95,09	0,50	3,08	0,50	2,30	0,17	1
2	88,94	0,50	9,23	0,50	2,44	0,13	2
3	97,17	1,98	0,00	0,00	2,83	0,12	3
4	99,15	0,00	0,00	0,00	1,58	0,15	4
5	93,11	1,49	3,08	1,49	2,68	0,16	5
6	95,19	1,98	0,00	1,98	3,36	0,33	6
7	87,95	1,49	9,23	0,50	2,54	0,25	7
8	91,02	0,99	6,15	0,99	3,11	0,23	8
9	94,10	0,50	3,08	1,49	2,52	0,24	9
10	82,89	1,98	12,30	1,98	3,42	0,36	10
11	86,85	0,00	12,30	0,00	2,26	0,20	11
12	87,95	0,50	9,23	1,49	2,75	0,22	12
13	84,87	1,98	12,30	0,00	3,20	0,29	13
14	97,17	0,00	0,00	1,98	2,80	0,12	14
15	86,96	1,49	9,23	1,49	2,46	0,29	15
16	94,10	1,49	3,08	0,50	2,75	0,17	16
17	84,87	0,00	12,30	1,98	2,38	0,43	17





\* 850 alaşımı.

**Şekil 4.18.** Karışım deneylerinde, 850 alaşımı referans alınarak elde edilen alaşım numuneler (kesilmiş) (En yksek  $O_g$  10 numaralı numude, en yksek HM ise 17 numaralıda sağlanmıştır.)

**Çizelge 4.16.** Karışım deneylerinde kullanılan köpürtme faktörleri

Faktör	Değer	Faktör	Değer
$K_{oAL}$	Yok	$T_{s2}$	250 [°C]
$K_{oKM}$	Yok	$S_{s2}$	120 [sn]
$Y_{KM}$	%0,85	$K_f$	550 [°C]
$S_k$	30 [dak]	$K_{kg}$	Yok
$K_t$	Yok	$T_g$	740 [°C]
$K_s$	Çift	$S_g$	150 [sn]
$P_{s2}$	500 [MPa]		

Eleme ve optimizasyon deneylerindeki gibi, ImageTool paket programı kullanılarak makro-yapısal görüntü analizi yapılmıştır. Böylece, köpürme performansı ile ilgili, yükseklik ölçümü ile hesaplanan  $O_g$  dışında, HM için de değerlendirme yapılmıştır.  $A_{ort}$  ve D karakteristikleri ise değerlendirilmemiştir.

Regresyon katsayılarına bakılarak, genişleme oranını ( $O_g$ ), en çok etkileyen elementin Cu, ardından Ni ve çok daha az olarak Sn olduğu söylenebilir (Çizelge 4.17). Tüm etkiler,  $O_g$ 'yi arttıracak yönde bulunmuştur. Çizelge 4.18'de doğrusal model için verilen P-değerinin 0,05'ten küçük olması, modelin anlamlı olduğunu göstermektedir.

Sn'nin etkisinin az olması şu muhtemel sebeplere bağlanabilir:

- ✓ Cu ve Ni'nin artmasıyla ergime erken ve ani başlamakta (incelenen alaşımlarda ~485 °C), ardından hızlanarak devam etmektedir. Sn artışıyla ise, düşük Cu ve Ni'deki düşük ivmeli ergime profili değişmemekte ve ancak son kısımda yüksek ergime oranlarına ulaşılmaktadır (Şekil 4.2, Çizelge 4.2). Bu durum,  $TiH_2$ 'nin verimli kullanılmamasına sebep olabilir.
- ✓ Sn'nin neden olacağı sıcak gevreklik / yırtılmalar (Şekil 4.37) çökmelere sebep olabilir.

- ✓ Deneyleerde kullanılan ortak olan genişleme sıcaklığı ( $T_g=740$  °C) her alaşımda yeterince ergime oluşturmamış olabilir. Son kısımlarda yüksek ergimelere ulaşan Sn'si yüksek alaşımlar, ortak olan genişleme süresinde ( $S_g=150$  sn) bu yüksek ergime aşamalarına gelememiş olabilir.
- ✓ Sn'li alaşımlarda, ergimenin dışında köpürme de düşük ivmeli gerçekleşmektedir (Aguirre-Perales ve ark. 2012). Sn'li alaşımlar nihai yüksekliklerine ulaşamamış olabilir.

**Çizelge 4.17.**  $O_g$  karakteristiği için regresyon sonuçları (karışım)

<b><math>O_g</math> için tahmin edilen regresyon katsayıları (bileşen oranlarına göre)</b>					
<b>Faktör</b>	<b>Katsayı</b>	<b>Katsayıların standart hatası</b>	<b>T</b>	<b>P</b>	<b>VIF</b>
<b>Al</b>	1,979	0,1752	*	*	5,155
<b>Cu</b>	42	9,1725	*	*	2,647
<b>Sn</b>	3,02	1,4066	*	*	2,402
<b>Ni</b>	24,668	9,1725	*	*	2,647

**S=0,292502      PRESS=1,94428      R-kare=%65,92      R-kare(düz.)=%58,06**

**Çizelge 4.18.**  $O_g$  karakteristiği için ANOVA sonuçları (RSM)

<b><math>O_g</math> için ANOVA (bileşen oranlarına göre)</b>						
<b>Kaynak</b>	<b>Serb. der.</b>	<b>Ard. SS</b>	<b>Düz. SS</b>	<b>Düz. MS</b>	<b>F</b>	<b>P</b>
<b>Regresyon</b>	3	2,15181	2,15181	0,717271	8,38	0,002
<b>Doğrusal</b>	3	2,15181	2,15181	0,717271	8,38	0,002
<b>Kalıntı hata</b>	13	1,11225	1,11225	0,085558		
<b>Toplam</b>	16	2,15181	2,15181	0,717271		

Elementlerin yapı homojenliğini (HM) etkileme sıralaması, regresyon katsayılarına bakılırsa; Ni, Cu ve Sn şeklinde olmuştur (Çizelge 4.19). Tüm elementlerin etkisi artış yönünde çıkmıştır. Doğrusal model için verilen P-değeri 0,05'ten küçüktür ve model anlamlıdır (Çizelge 4.20).

**Çizelge 4.19.** HM karakteristiği için regresyon sonuçları (karışım)

<b>HM için tahmin edilen regresyon katsayıları (bileşen oranlarına göre)</b>					
<b>Faktör</b>	<b>Katsayı</b>	<b>Katsayıların standart hatası</b>	<b>T</b>	<b>P</b>	<b>VIF</b>
<b>Al</b>	0,08149	0,03709	*	*	5,155
<b>Cu</b>	2,59452	1,94172	*	*	2,647
<b>Sn</b>	1,09437	0,29777	*	*	2,402
<b>Ni</b>	5,78416	1,94172	*	*	2,647

**S=0,06192      PRESS=0,100885      R-kare=%61,07      R-kare(düz.)=%52,09**

**Çizelge 4.20.** HM karakteristiği için ANOVA sonuçları (karışım)

<b>HM için ANOVA (bileşen oranlarına göre)</b>						
<b>Kaynak</b>	<b>Serb. der.</b>	<b>Ard. SS</b>	<b>Düz. SS</b>	<b>Düz. MS</b>	<b>F</b>	<b>P</b>
<b>Regresyon</b>	3	0,07819	0,07819	0,026063	6,8	0,005
<b>Doğrusal</b>	3	0,07819	0,07819	0,026063	6,8	0,005
<b>Kalıntı hata</b>	13	0,049843	0,049843	0,003834		
<b>Toplam</b>	16	0,128033				

Yapıdaki Sn çok erken (~230 °C) ergiyip, matrizen önce reaksiyona girmesi zaten sorun olan TiH<sub>2</sub>'yi (Matijasevic ve Banhart 2006) (bkz. Şekil 2.7), daha da erken reaksiyona sokabilir. (Katı-sıvı arayüzünde katıların, olması gerekenden daha düşük sıcaklıklarda ergidiğine dair bkz. Riegler ve Köhler 2007; sıvılaştan Sn'nin, öncü malzeme içerisindeki TiH<sub>2</sub> çevresinde basıncı düşüreceğine ve ayrıca, difüzyonu hızlandıracağına dair bkz. Aguirre-Perales ve ark. 2012). Ni'nin deneydeki alaşımlarda homojenliği arttırması, bu çok erken ergimeyi engellemesiyle (Şekil 4.2 ve yorumu) açıklanabilir.

Düşük Cu ve Ni oranlarında, Sn'li alaşımların, (% Sn düşük de olsa yüksek de olsa) ergimenin ancak son kısımda yüksek oranlara ulaşması (Şekil 4.2, Çizelge 4.2), yapının homojen gözenekleşme olasılığını düşürecektir. Bu sebeple, Sn arttığında, (diğer alaşımlara göre) yüksek sıvı oranlarının avantajı, ancak tam-ergimeye yakın sıcaklıklarda yakalandığı için kullanılamamaktadır.

$O_g$  için eş-yükselti grafiklerine (contour plots) bakıldığında (Şekil 4.19.a-d), Cu ve Ni oranlarının yüksek olduğu bölgelerde genişleme oranının arttığı (koyu yeşil alanlar) görülmektedir. Sn de  $O_g$ 'yi arttırmaktadır (bkz. Şekil 4.19.c'de sabit Ni için Sn'nin artış yönünü gösteren ok: açık yeşil alandan daha koyu alana geçiş), ancak bu etki, Cu ve Ni'ninkine göre çok düşük kalmıştır.

Bu grafiklerden, ayrıca, tasarım alanında (kesikli çizgilerle çevreli alanlar),  $O_g=2-3$ ,  $3-4$  oranlarının elde edileceği anlaşılmaktadır.

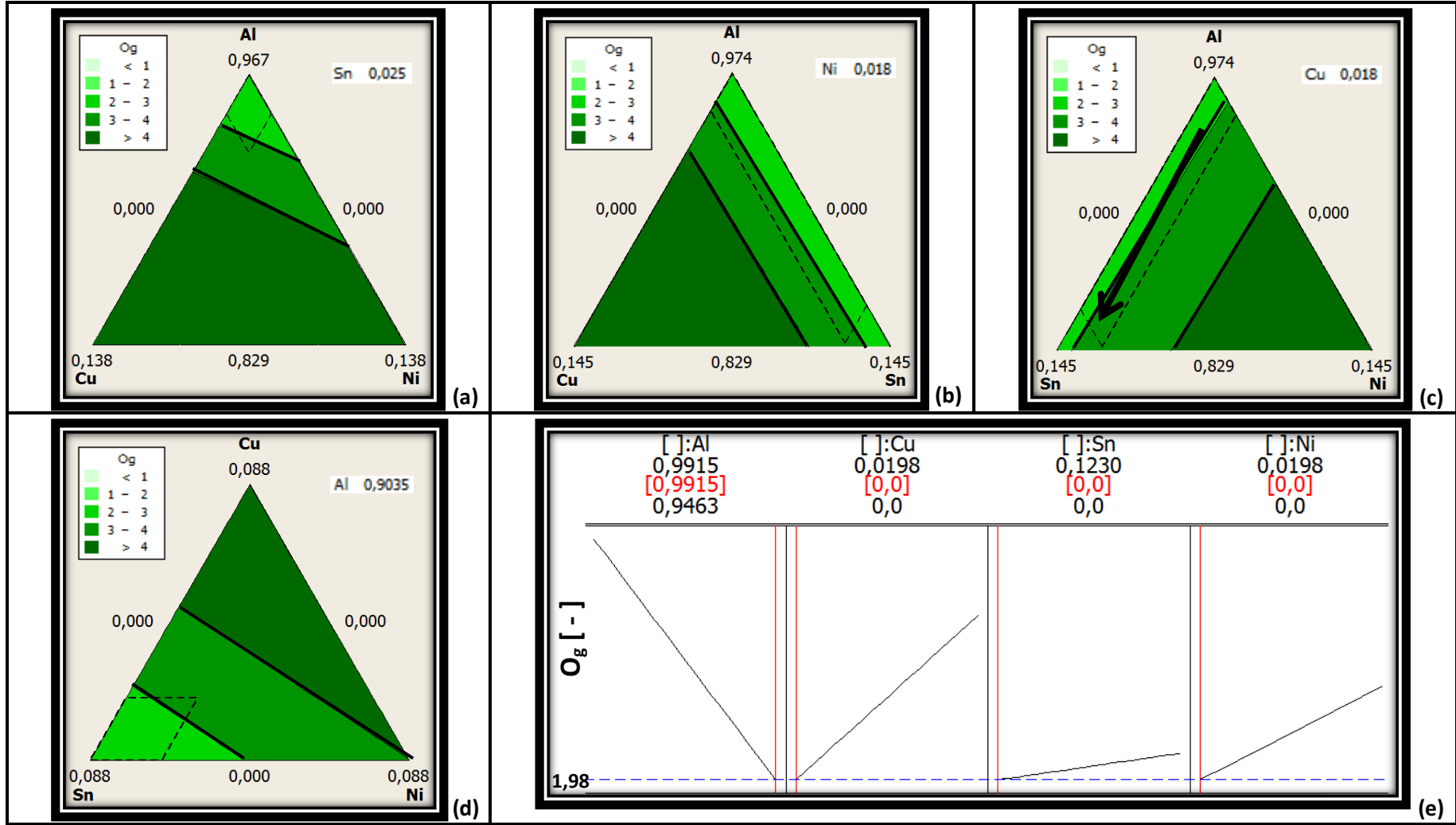
Minitab'ın optimizasyon aracında alaşım elementleri "0" girildiği zaman (Şekil 4.19.e), regresyon sonuçlarına benzer şekilde, Cu'nun  $O_g$ 'yi en çok arttıracacağı görülmektedir. Sn'nin başlangıç ve bitiş noktaları arasında %12,3 kadar büyük bir fark olduğu halde,  $O_g$ 'yi çok etkilemeyeceği anlaşılmaktadır. Aynı araç ile,  $O_g=3,15$  hedef değeri için optimal bir nokta bulunmuştur (Şekil 4.21.a).

HM için eş-yükselti grafiklerine bakıldığında da (Şekil 4.20.a-d), Cu ve Ni oranlarının yüksek olduğu bölgelerde genişleme oranının arttığı (koyu yeşil alanlar) görülmektedir. Sn'nin etkisi,  $O_g$ 'dekine benzer şekilde düşük kalmıştır.

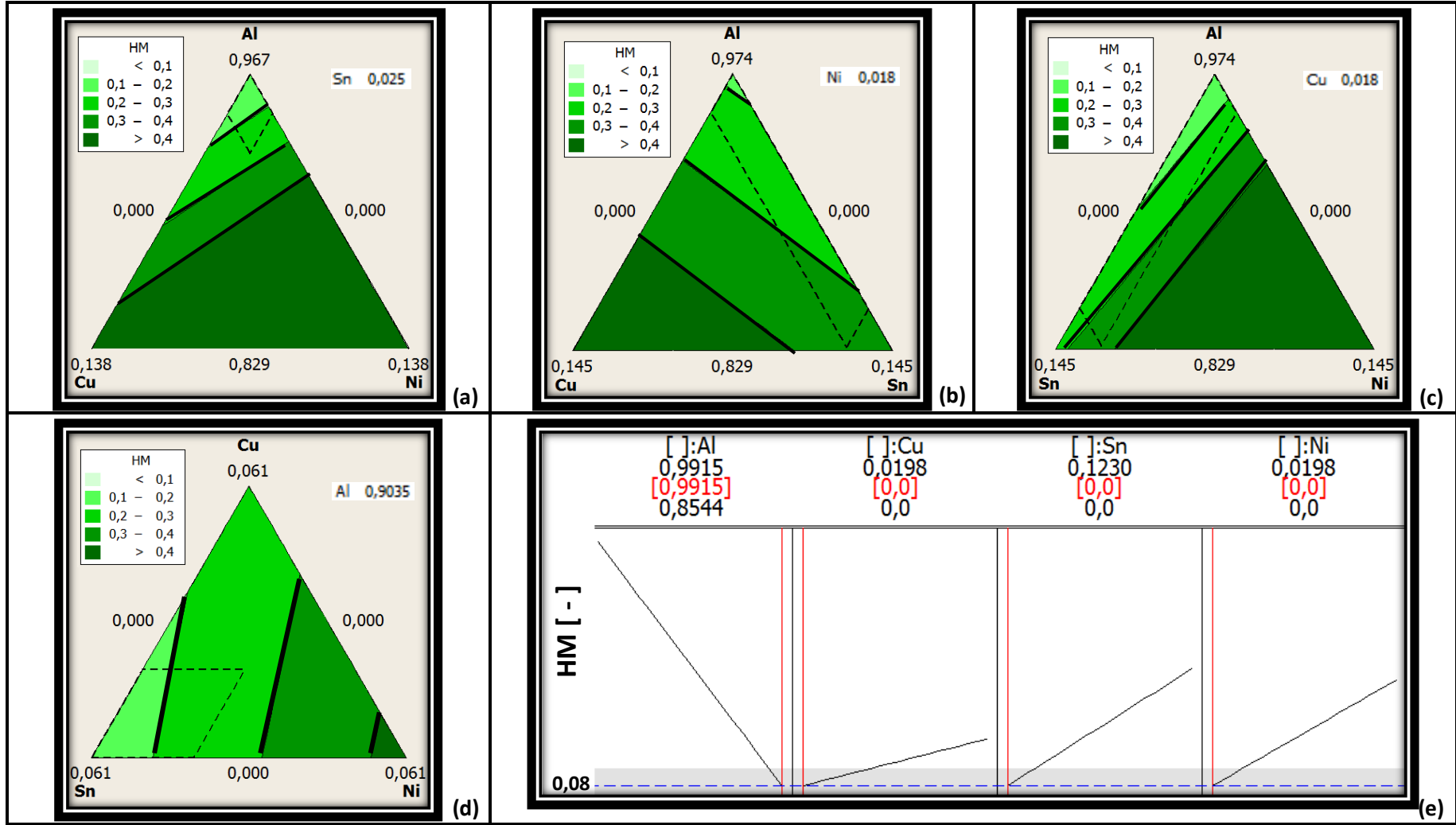
Bu grafiklerden, ayrıca, tasarım alanında (kesikli çizgilerle çevreli alanlar),  $HM=0,1-0,2$  bölgesinden  $0,3-0,4$ 'e kadar olan oranlarının elde edileceği anlaşılmaktadır.

Optimizasyon aracında alaşım elementleri "0" girildiği zaman (Şekil 4.20.e), regresyon sonuçlarına benzer şekilde, Ni'nin HM'yi en çok arttıracacağı görülmektedir. Sn, Cu'dan daha etkili görünse de Cu, regresyon katsayıları hatırlanırsa, daha etkilidir. Grafikteki bu yanlısama; Sn'nin başlangıç ve bitiş noktaları arasında %12,3, Cu'nunkinde ise %1,98 seviye farkı olduğu içindir.

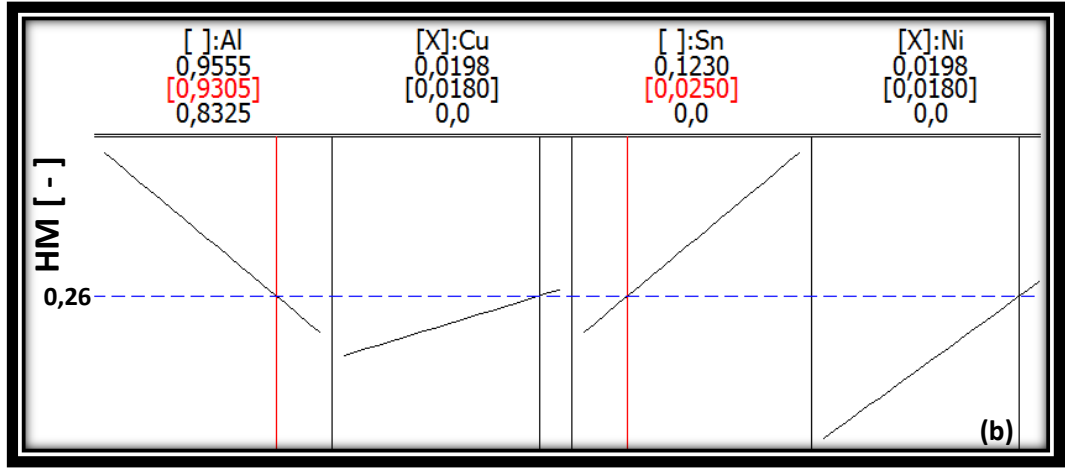
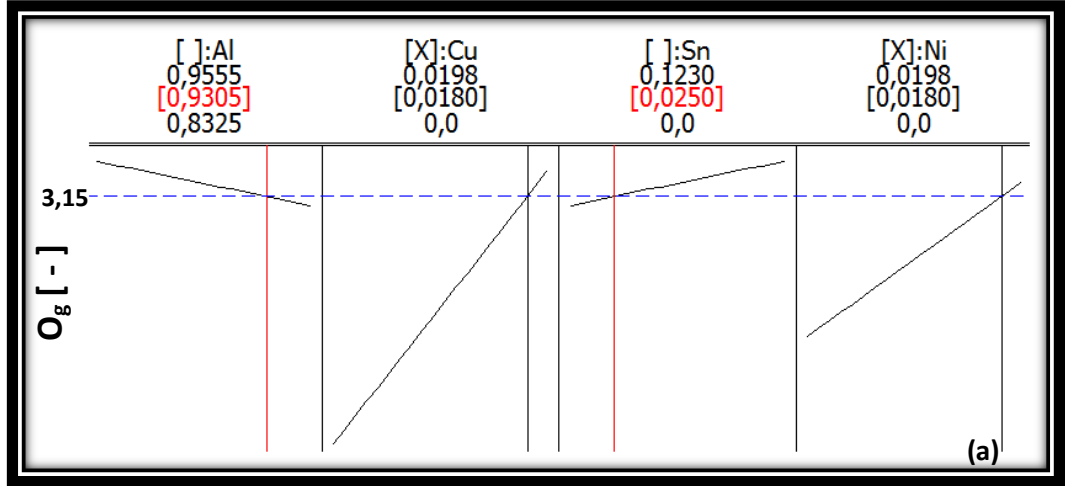
Aynı araç ile, bir  $HM=0,26$  hedef değeri için optimal bir nokta bulunmuştur (Şekil 4.21.b).



Şekil 4.19. 850'de O<sub>g</sub> için: (a-d) deneysel karışım analizi (taralı alan=tasarım alanı), (e) % alaşım elementleri=0 noktası



Şekil 4.20. 850'de HM için: (a-d) deneysel karışım analizi (taralı alan=tasarım alanı), (e) % alaşım elementleri=0 noktası



**Şekil 4.21.**  $O_g$  ve HM için belirli değerlerin sağlanması: (a)  $O_g=3,15$ , (b)  $HM=0,26$

Ağaçsı (dendritic) katılaşmış yapı, tüm alüminyum alaşımı dökümlerin genel karakteristiğidir (Davis 1993). Şekil 4.23 ve 4.24'te, referans alaşım tipi olarak alınan 850'nin literatürden alınan mikro-yapıları görülmektedir.

Deneyler sonrası, 17 alaşımdan 6 adedi (Çizelge 4.15) seçilerek; niteliksel faz analizi için XRD ile, mikro-yapısal görüntüleme için SEM ile, bu SEM görüntülerine ait element haritalaması için SEM-EDX ile incelenmiştir. Seçimde, uç örnek olmaları (bazı elementleri içermemeleri ya da en fazla şekilde içermeleri, gibi) dikkate alınmıştır.



XRD sonuçlarına bakıldığında (Şekil 4.28-4.34), Cu içeren alaşımların incelenen bölgelerinde, Al fazı yerine  $Al_{0,99}Cu_{0,01}$  fazının (benzer bir gösterim için bkz. Young ve ark. 2010) tepe noktalarının, alaşımların faz desenine daha uygun olduğu görülmektedir (Şekil 4.29, % Cu=1,98). ( $Al_{0,99}Cu_{0,01}$ 'e benzerliğin azaldığı alaşımlar olmuştur: % Cu'nun düşük olduğu alaşım-8 gibi. Yer-alan atom Cu'nun oranı değiştikçe  $Al_{1-x}Cu_x$  ifadesi değişmektedir.) Cu atomlarının bir kısmı, (düzenli) yer-alan atom olarak (Rajput 2006) Al katı çözeltilisinde ( $\alpha$ ) kalmış ve aşırı-doymuş katı çözelti oluşmuştur.

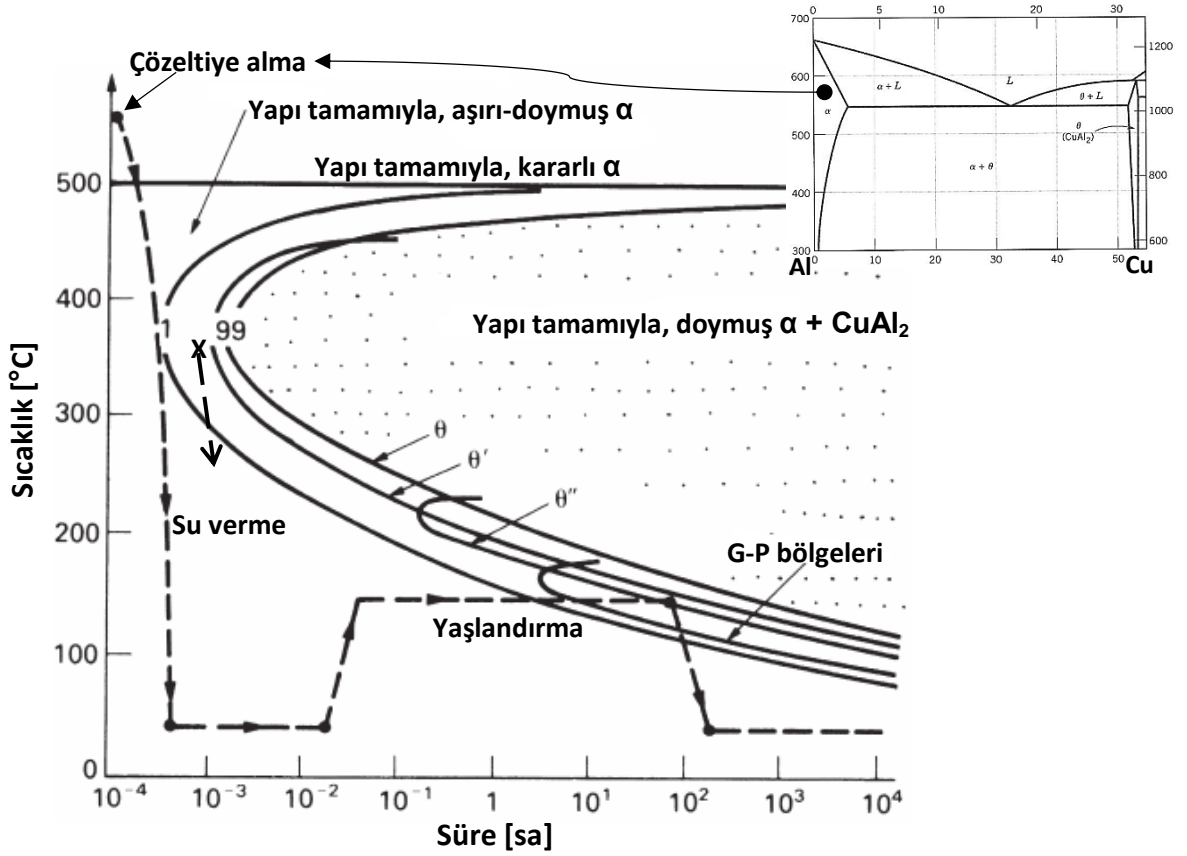
Katı halde Al en fazla %5,6 Cu çözebilmektedir ( $550^{\circ}C$ 'de) (Çizelge 2.2, Şekil 4.1.b). Ancak, Cu'nun Al içerisinde oda sıcaklığında (denge) çözünürlüğü %0,1'dir (% ağırlık) (Ashby ve Jones 1998). Al köpük, köpürme sonrası suda soğutulduğu için (bkz. Bölüm 3) Cu atomlarının bir kısmı, ayrı bir faz oluşturmadan, yapının aşırı-doymuş (oda sıcaklığındaki denge çözünürlüğünün aşılması ve soğutmanın başladığı sıcaklıktaki çözünürlüklerin yakalanması ile) olarak katılaşması gerekir (Şekil 4.22\*).

Ancak, köpük malzemeler, farklı şekil ve kesitlerde duvar ve zarlar içeren çok heterojen yapılarıdır. Bu sebeple, soğuma hızı profiline, dolu malzemelerdekinden çok daha karmaşık ve düzensiz olması beklenir. Başka bir ifadeyle, suda soğutulan parçaların birçok farklı bölgesinde farklı soğuma hızları olabilir (Lehmhus ve Banhart 2003).

---

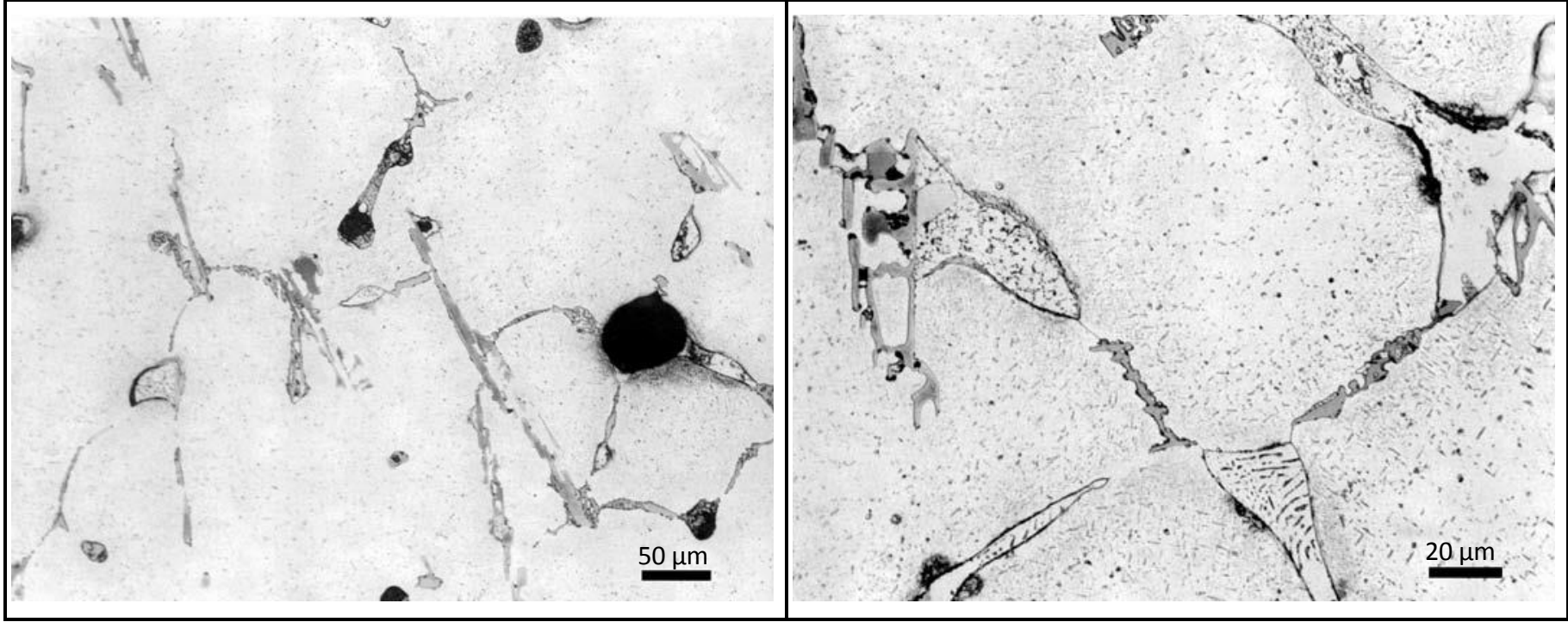
\* Aslında Şekil 4.22'deki TTT diyagramını, şekilde verildiği gibi direkt CCT olarak kullanmak yanlıştır (Anonim 2014k). TTT'de, suda soğutulmuş malzemenin, belirli bir sıcaklıkta zaman geçtikçe iç-yapısının tahmini, diyagramda sabit bir sıcaklık takip edilerek yapılır. CCT'de ise, soğuma sırasında (değişen sıcaklıkta) oluşacak iç-yapının tahmini yapılır. Belirli bir noktaya; TTT'de bakıldığında bu noktaya "suda soğutma ve ardından sabit sıcaklıkta bekleme" ile geldiği, CCT'de bakıldığında ise "herhangi bir hızda soğuma" ile geldiği hesaplanarak iç-yapı tahmin edilir. Bu iki süreçte, bu noktada oluşacak iç-yapıların farklı olacağı açıktır.

Ancak, iç-yapı bölgelerinin konumu CCT'de farklı olacaksa da, TTT üzerinde soğuma sürecinin (Şekil 4.22'deki gibi) gösterilmesi, soğuma hızına bağlı olarak oluşacak iç-yapı hakkında fikir oluşması açısından uygundur.

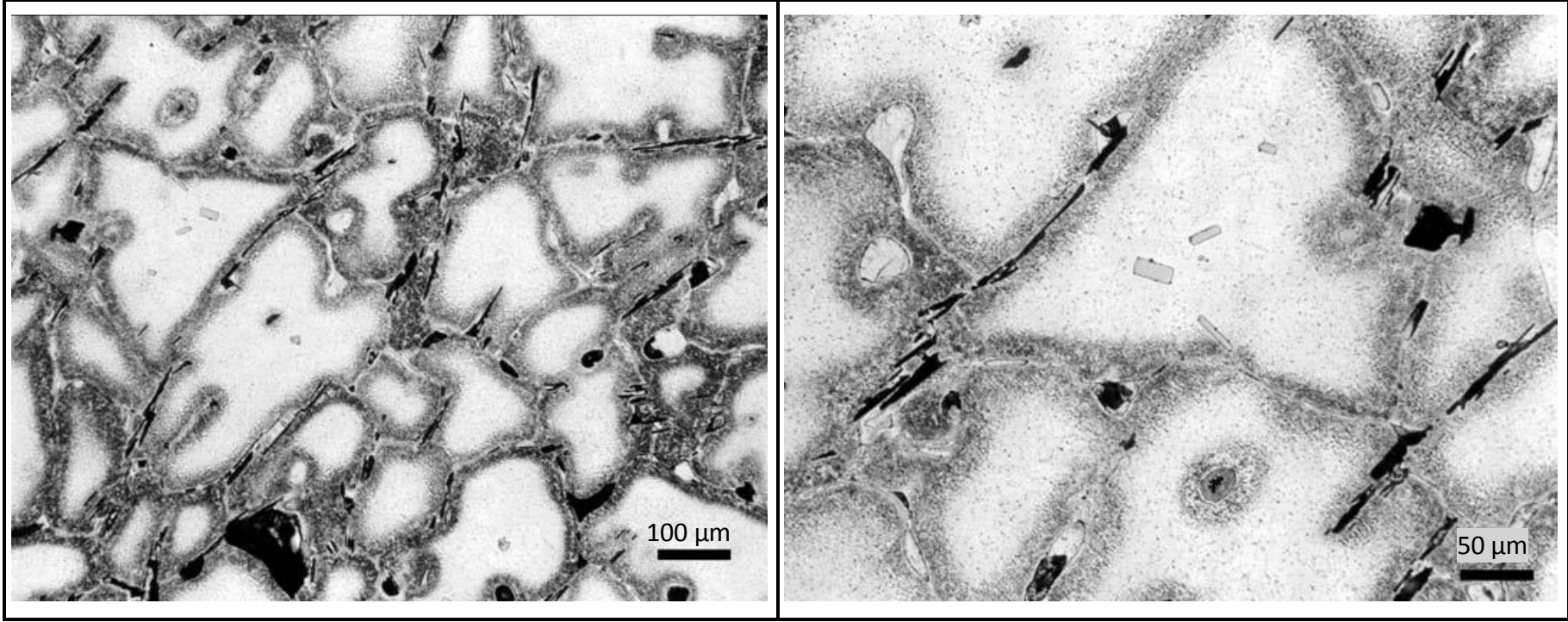


**Şekil 4.22.**  $\text{CuAl}_2$ 'nin çökmesi ile ilgili TTT diyagramı (Al + %4 Cu) (Ashby ve Jones 1998'den değiştirilerek alınmıştır.) (Deneylerdeki Cu seviyeleri için değerlerde oynamalar olucaksa da mekanizma aynı olacaktır.) (X: muhtemel bir soğuma noktası) (G-P bölgeleri ve diğer oluşumlar için bkz. Şekil 4.25)

Bu açıdan, köpük yapıda, soğuma ile; belirli oranda, aşırı-doymuş Al-katı çözeltisi olabilecekken, belirli oranda ise  $\text{CuAl}_2$  çökelti fazı oluşabilir (Şekil 4.22: X-noktası).



**Şekil 4.23.** Ham döküm (as-cast) 850'nin örnek mikro-yapıları (Vander Voort 2006): Ağaçsı bölgeleri (açık renk), gaz gözenekleri (siyah, dairesel), ağaçsılar-arası (interdendritic) ötektik  $Al-CuAl_2$  (gri), Sn (gri, dairesel),  $NiAl_3$  ve  $FeNiAl_9$  (düzensiz şekilli) (Ayrıç: %0,5 HF)



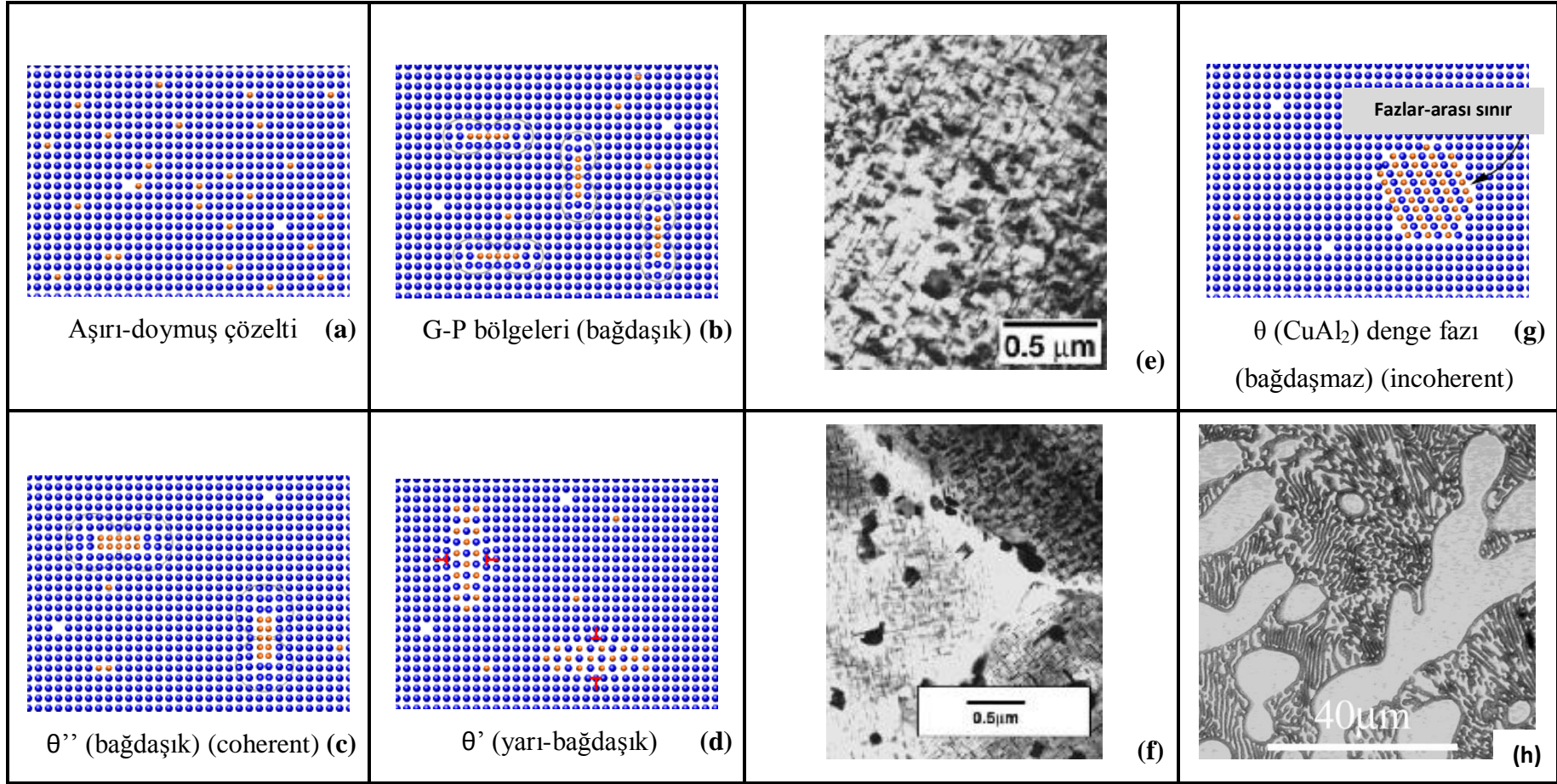
**Şekil 4.24.** Ham döküm 850'nin örnek mikro-yapıları (Vander Voort 2006): Ağaçsı bölgeleri (açık renk), gaz gözenekleri, ağaçsılar-arası ötektik  $\text{Al-CuAl}_2$  (gri), dikdörtgen  $\text{CuAl}_2$  (gri), Sn (siyah, dairesel),  $\text{NiAl}_3$  ve  $\text{FeNiAl}_9$  (düzensiz, siyah, yazı şekilli) (Ayraç: Keller)

Numunelere suni yaşlandırma uygulanmamıştır. Üretim ile XRD analizi arasında 10 gün, metalografik incelemeler arasında 16 gün geçmiştir (doğal yaşlandırma). Doğal yaşlandırmanın ancak Guinier-Preston (G-P) bölgeleri (Şekil 4.25) oluşturacağı (Davis 1993) düşünülürse; numunelerde, soğuma sırasındaki heterojen soğuma profili neticesi oluşmuş  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta$ ) fazlarına ek olarak  $\theta$  fazlarının oluşması, doğal yaşlanma sürecinde olası değildir. Yani, suda soğutma sonrasındaki süreçte difüzyonla (G-P bölgeleri  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$  ( $\text{CuAl}_2$ )) dönüşümünün ve yeni fazların oluşacağı şartlar yoktur.

G-P bölgeleri Al-matris içerisinde düzgün dağılırken (Murayama ve ark. 1999),  $\theta'$  yarı-bağdaşık fazı düzensiz dağılır: dislokasyonlarda (çizgisel kusur) ve tane sınırlarında (düzlemsel kusur) çekirdeklenir (Rhodes ve Garmong 1972). Bu oluşumlar, atomik/nano boyutlardan başlar (Wang ve ark. 2005); ancak elektron mikroskobu (EM), atomik güç mikroskobu (AFM) gibi cihazlarda yüksek büyütme ve çözünürlüklerde gözlemlenebilir (Şekil 4.25.e,f). Optik mikroskopta (ışık mik.), alüminyum yaşlandırma işlemi sırasında oluşacak yapılar sıklıkla görünemez (Hardy ve Heal 1954), ancak aşırı-yaşlandırmanın ileri seviyelerinde görünür hale (Şekil 4.25.h) gelir (Senapati 2005).

O halde, bu çalışmada çok yüksek büyütme kullanılmadan (200-500X) alınan SEM görüntülerinde, örneğin Şekil 4.36'da görülen Al-Cu bölgeleri ötektik Al-CuAl<sub>2</sub> yapısıdır: Al (gri) ve CuAl<sub>2</sub> (beyaz) fazlarını içermektedir. (Ölçekler de Şekil 4.25.e,f'dekilerle karşılaştırılabilir.) Yaşlandırma sonrasında da ötektik yapılar görülebilir (Farkašová ve ark. 2013). Bu oluşum, aşırı-doymuş Al-katı çözeltisinden ince taneli şekilde  $\theta$ -fazı çökmesi ile olabileceği gibi (Samuel ve ark. 2011), çözeltiye alınamayan (çözünmeyen)  $\theta$ -fazı üzerine yine  $\theta$ -fazı çökmesi ve o fazı kabalaştırması ile de olabilir (Rhodes ve Garmong 1972). Çözünmeyen  $\theta$ -fazı, ötektik yapı yerine, çökelmeler sonucu blok şeklinde  $\theta$ -fazı oluşumuna da sebep olabilir (Samuel ve ark. 2011). Ancak, yukarıda belirtildiği gibi, doğal yaşlandırmada  $\theta$ -fazı oluşamayacağı için, bunlar yaşlandırma sonucu değil, soğutma sırasında oluşmuşlardır.

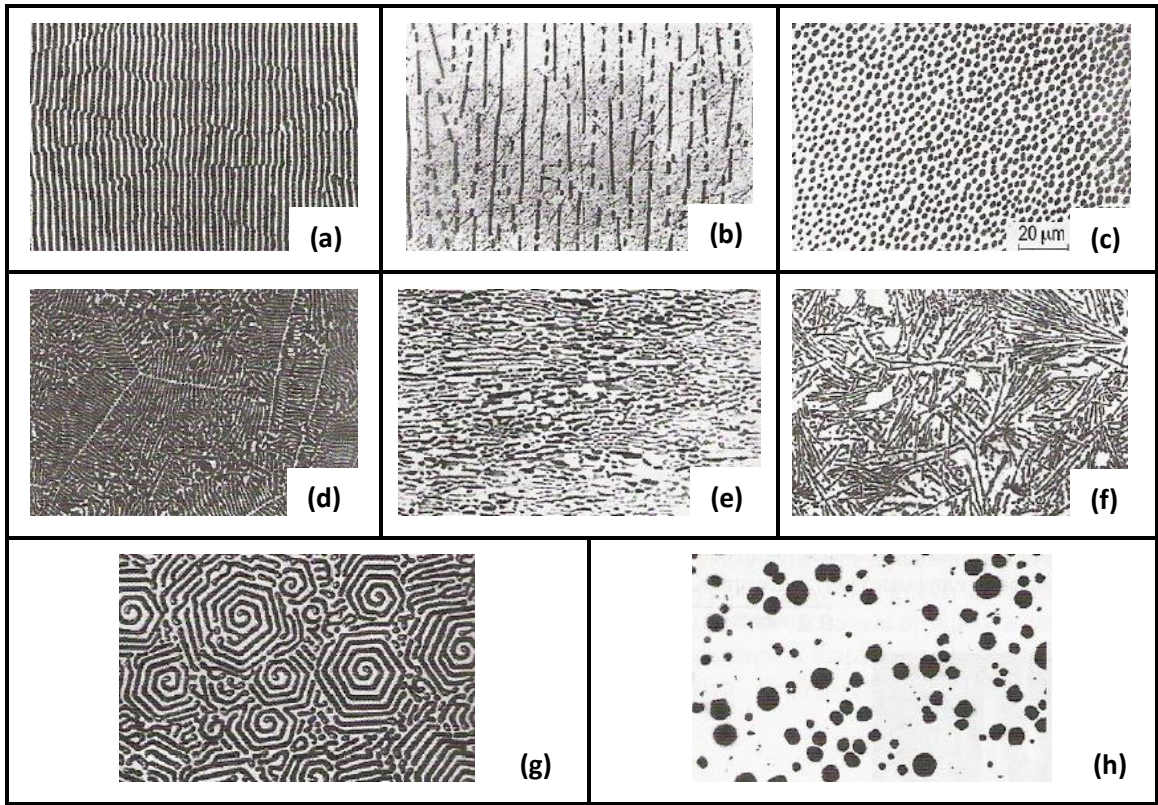




**Şekil 4.25.** (a-d) Aşırı-doymuş Al-katı çözeltisi → G-P bölgeleri → θ'' → θ' (e) G-P bölgelerine ait TEM görüntüsü, (f) θ' ara-fazına ait TEM görüntüsü, (g) θ' ara-fazı sonrası oluşan θ (CuAl<sub>2</sub>) fazı, (Anonim 2014f) (h) θ-fazına ait optik mikroskop görüntüsü (Anonim 2014g) (e ve f'deki ölçekle h'deki ölçęi karşılaştırınız.)

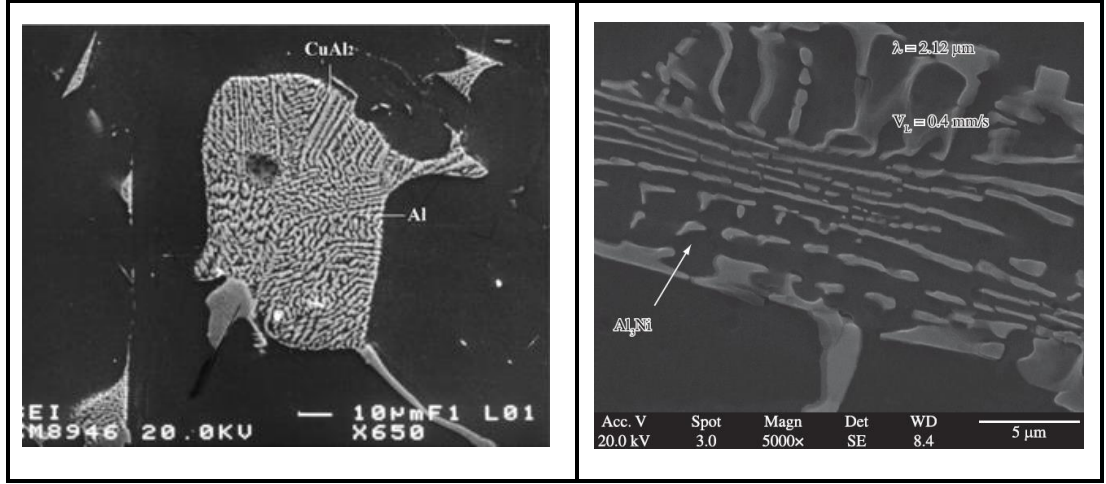
Katı halde Al (ikili alaşımlarda) en fazla %0,05 Ni (640°C’de) ve %<0,01 Sn (230°C’de) çözebilmektedir (Çizelge 2.2, Şekil 4.1.a,c). Bu sebeple, su verme sonrası Al-katı çözeltisi içerisinde neredeyse hiç Sn ve Ni atomu kalmayacaktır. Bu elementler, ikincil fazlar oluşturacaklardır. Sn, saf halde faz oluşturacakken; Ni ise metallar-arası fazda yer alacaktır (Bölüm 2, s 8). Metal tozları içerisindeki safsızlıklar da (Fe, vb.) metallar-arası faz oluşturacaktır (Anonim 2014h).

Şekil 4.1.b,c’deki faz diyagramları incelendiğinde, Al-Cu ve Al-Ni arasında belirli miktarda ötektik yapıların da oluşabileceği görülür. Bu ötektikler, fazların hacimsel oranları, vb. nedenlerin etkisiyle farklı yapılarda olabilir (Anonim 2014i) (Şekil 4.26).



**Şekil 4.26.** Farklı ötektik yapılar: (a) düzenli-lamelli, (b) kırık-lamelli, (c), düzenli-lifli (fiber), (d) düzenli-karmaşık, (e) sanki-düzenli, (f) düzensiz, (g) spiral, (h) yumrulu (globular) (Anonim 2014i)

Örnek ötektik Al-CuAl<sub>2</sub> ve Al-NiAl<sub>3</sub> mikro-yapıları Şekil 4.27’de verilmiştir.



**Şekil 4.27.** Numunelerde oluşması beklenen ötektikler: **(a)** Al-CuAl<sub>2</sub> (Li ve ark. 2003), **(b)** Al-NiAl<sub>3</sub> (Araujo ve ark. 2011)

Buna göre, Şekil 4.36'da (6 numaralı alaşım) Al-NiAl<sub>3</sub>'ün düzensiz ötektik, Al-CuAl<sub>2</sub>'nin ise sanki-düzenli ötektik olduğu söylenebilir. Şekil 4.44'teki (14 numaralı alaşım) Al-NiAl<sub>3</sub>'ün ise düzenli-lifli ve yumrulu yapıda olduğu görülmektedir.

Sn'nin bulunduğu alaşımlarda (8-10-13-17), saf Sn fazları (beyaz) görülmektedir (Şekil 4.37, Şekil 4.39, vb.). Sn-içeren numunelerde Al-haritalama ve Ti-haritalama sonuçları beraber incelendiğinde, Al içermeyen Ti yığınları görülmektedir. (Örneğin alaşım-8, Şekil 4.37). Bunlar, reaksiyona girmeyen TiH<sub>2</sub>'den kalan TiH<sub>x</sub> kalıntılarıdır. SEM görüntülerinde bu yığınların etrafındaki bulutsu görüntü veren parçacıklar ise, (TiH<sub>2</sub> (k) + 3Al (k) → TiAl<sub>3</sub> (k) + H<sub>2</sub> (g)) reaksiyonuyla oluşan TiAl<sub>3</sub>'tür. Sn, daha küçük TiAl<sub>3</sub> birikimi, daha büyük TiH<sub>x</sub> kalıntılarına sebep olmaktadır (Aguirre-Perales ve ark. 2011). TiAl<sub>3</sub>, aynı alaşımın (alaşım-8) XRD deseninde de tespit edilmiştir (Şekil 4.30).

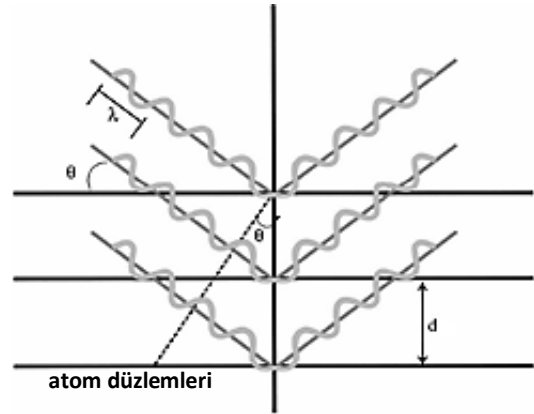
Sn'nin sebep olduğu sıcak yırtılmalara bir örnek Şekil 4.37'de (alaşım-8) görülmektedir. Sol yandaki boydan boya çizgi bir çatlaktır. (Al-haritalamasına bakılırsa Al içermemektedir.) Sn-içermeyen alaşım-6'nın mikro-yapısındaki (sağ altta yer alan) yırtık benzeri yapı ise Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'tür (bkz. Al ve O-haritalamaları) (Şekil 4.35). Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ağaçsılar-arası bölgelerde yer yer oluşmuştur (örneğin, Şekil 4.42,46) (sırasıyla, numune 13 ve 17).



XRD analizlerinde \* şiddet birimi kb (keyfi birim) şeklinde verilmiştir. Uygulamada da, mutlak şiddetin ölçümünün zor olması nedeniyle, genelde bu şekilde yapılmaktadır. Zaten faydalı olan bilgi de, kb ile de bulunabilecek olan göreceli şiddettir (Suryanarayana ve Norton 1998). Faz ataması yapılmayan tepe noktaları olmuştur. (“Diğer” olarak adlandırılmıştır.) Bu tepe noktaları, muhtemelen Fe-Ni-Al (Şekil 4.35 ve Şekil 4.38), Fe-Al (Şekil 4.41 ve Şekil 4.42) gibi metaller-arası fazlara aittir.

Hazır alaşım (pre-alloyed) kullanılmamasına (tozların saf halde ve birbirinden bağımsız halde sürece sokulmalarına) ve köpürtme gibi farklı karakterde bir süreç söz konusu olmasına rağmen; çalışılan alaşımlardan beklenen mikro-yapı elemanları oluşmuştur.

\* XRD testinde,  $\lambda$  dalga boyuyla gelen (sıklıkla Cu K $\alpha$ ) ve malzemeden  $\theta$  açısıyla (Bragg açısı) yansıyan x-ışınlarına ait şiddet değerleri ile bir XRD deseni oluşturulur. Bragg yasasına göre:  $d = \lambda / (2 \cdot \sin \theta)$ . d, kristalli malzemede, atom düzlemleri arasındaki mesafedir. Testte, algılayıcı, numune etrafında bir dairede hareketlidir. Algılayıcı konumu,  $2\theta$  olarak kaydedilir (x-ekseni). Algılayıcı, her  $2\theta$  konumunda gözlemlenen x-ışını sayısını kaydeder (y-ekseni). X-ışını şiddeti genelde “adet” veya “adet/sn” olarak kayda alınır (Anonim 2014).

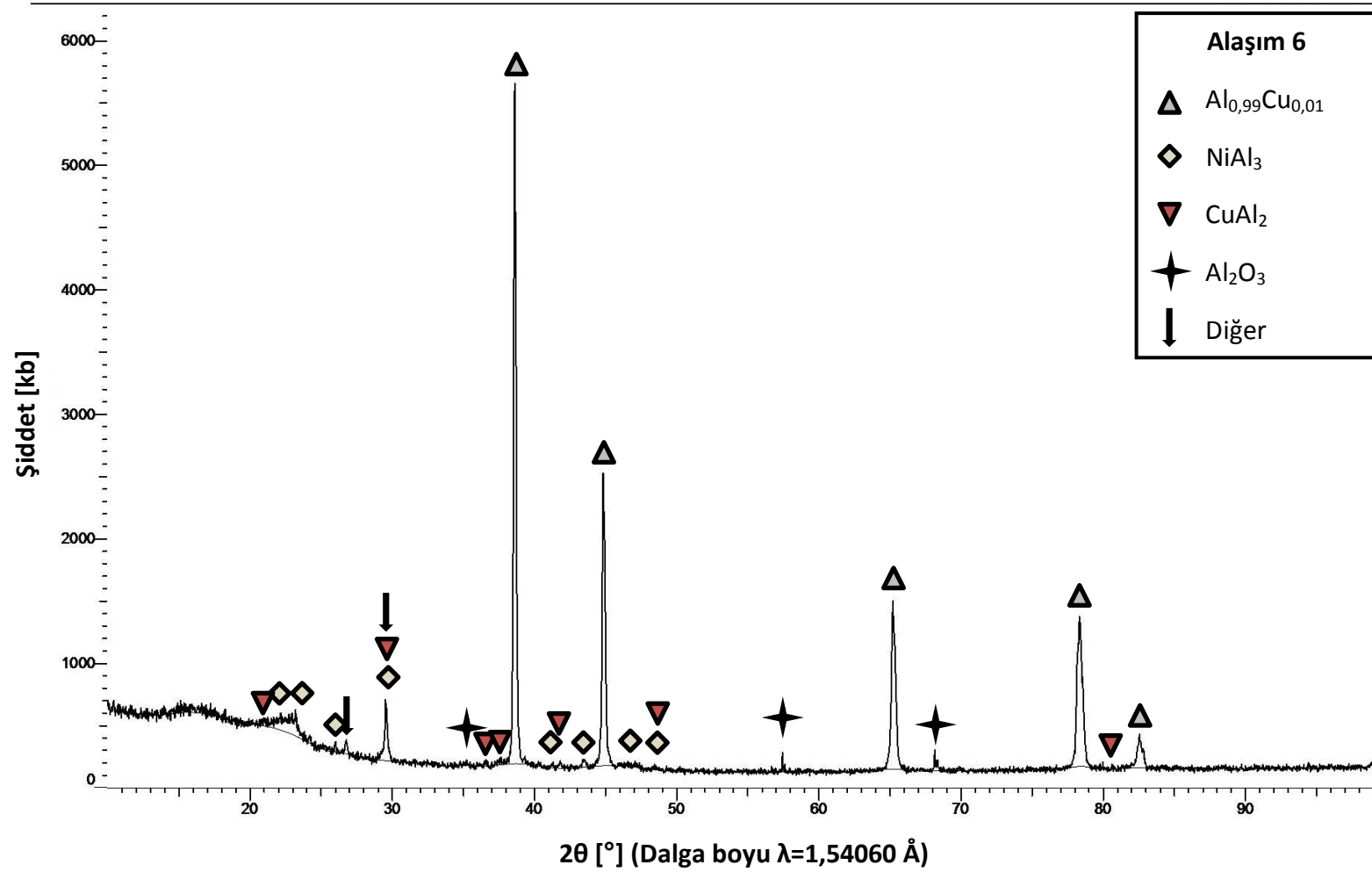


Şiddet değeri, tespit edilen maddenin niceliği hakkında bilgi vermez. Şiddet ve nicelik arasındaki ilişki doğrusal değildir (Suryanarayana ve Norton 1998). Aynı oranda mevcut olan iki maddeden birisi, x-ışınlarını diğerine göre daha etkin yansıtabildiği için, daha yüksek şiddetler (tepe noktaları) verebilir (Anonim 2014).

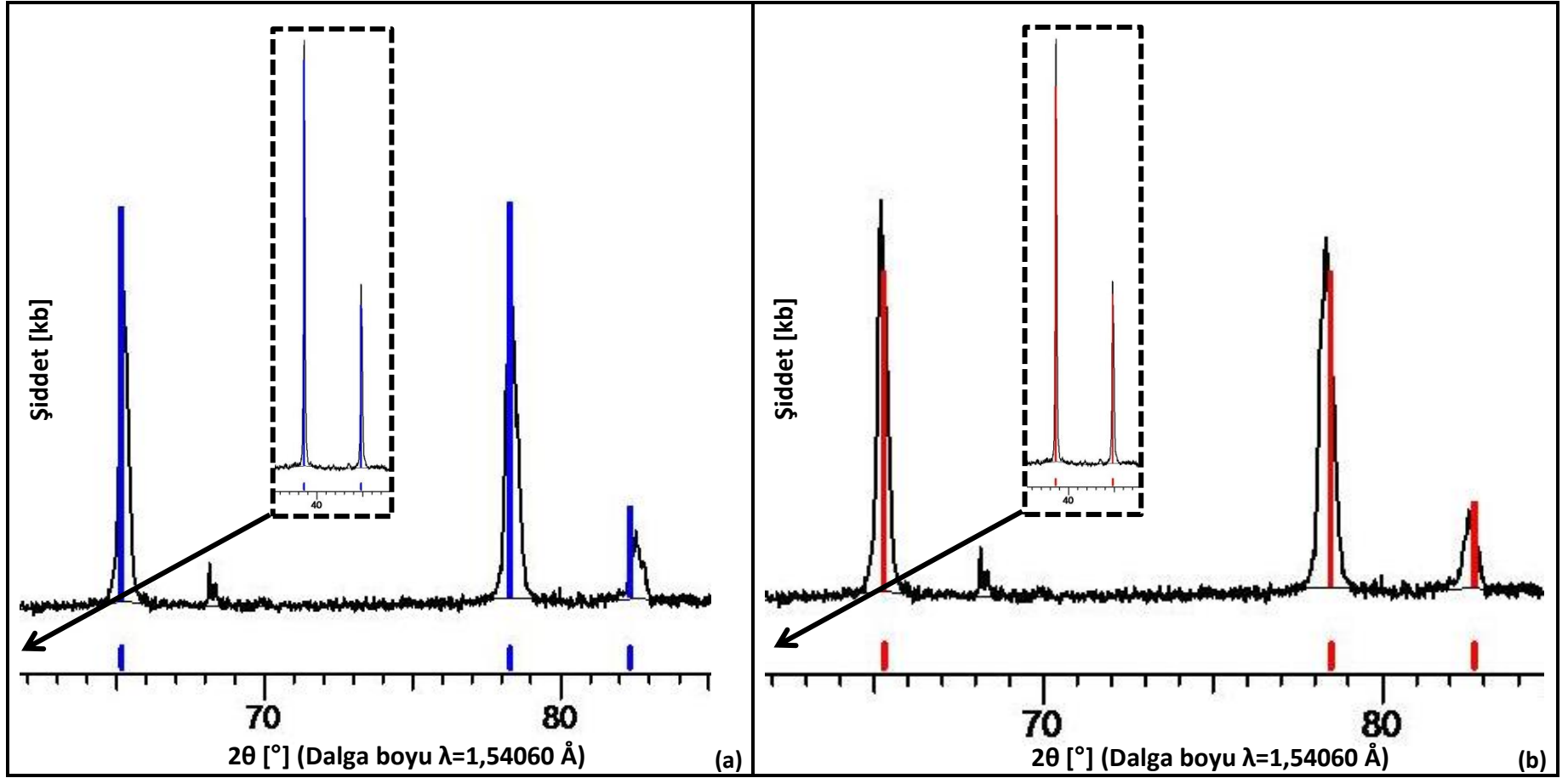
XRD deseni, bir malzemedeki atomsal düzene göre oluşur, bu nedenle “parmak izi” gibidir. Çok bileşenli bir yapıda dahi, her madde, diğerlerinden bağımsız olarak kendi kırınım desenini oluşturur.

XRD analizi ile malzeme tayini, cihazlardaki yazılımların on binlerce desenle karşılaştırma yapması ve muhtemel fazları önermesi yoluyla gerçekleştirilmektedir. Yazılımca takip edilen yöntem şu şekildedir:

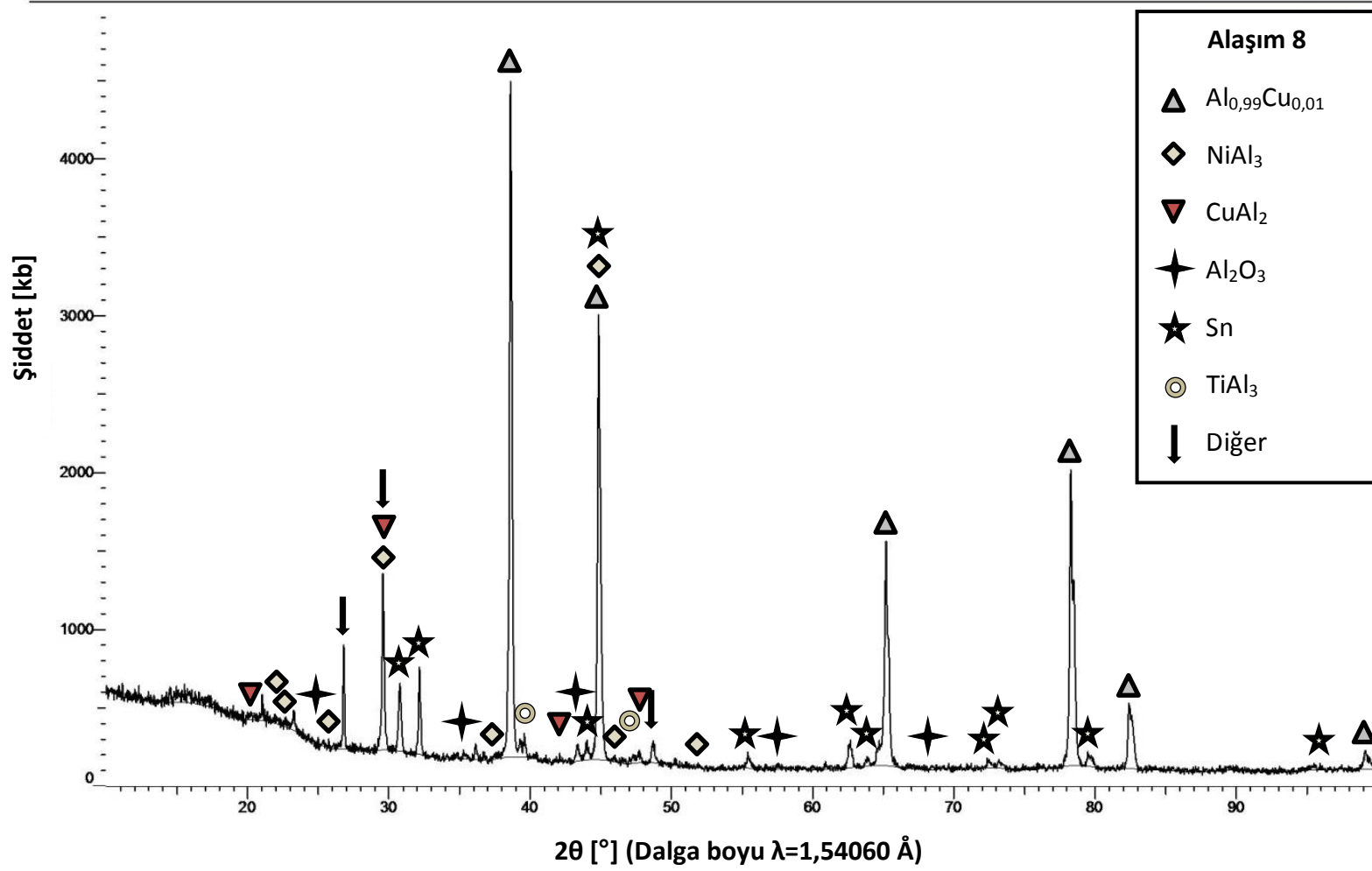
- En şiddetli 3 yansımanın düzlemler-arası mesafesi ( $d_1$ ,  $d_2$ ,  $d_3$ ) kaydedilir.
- Hanawalt Arama Kılavuzu'nda (Hanawalt Search Manual) (maddelerin en şiddetli 8 yansımasına ait d-değerlerinin sıralandığı kılavuz)  $d_1$ 'e uygun grup bulunur.
- $d_1$  grubu içerisinde  $d_2$ 'yi karşılayacak olanlar seçilir. Sonrasında aynı süreç  $d_3$  için uygulanır.
- Üç değerin tümü için en uygun eşleşme bulunduğu anda, kılavuzdaki göreceli şiddet değerleri ( $I/I_1$ ) (en yüksek şiddetin 100 alınıp, diğer şiddetlerin hesaplanmasıyla bulunan değerler), cihazda ölçülenlerle karşılaştırılır.
- 3 yansımayı içeren en uygun eşleşmeye ait kart tespit edildikten sonra tüm d-değerleri ve  $I/I_1$ 'ler karşılaştırılır (Suryanarayana ve Norton 1998).



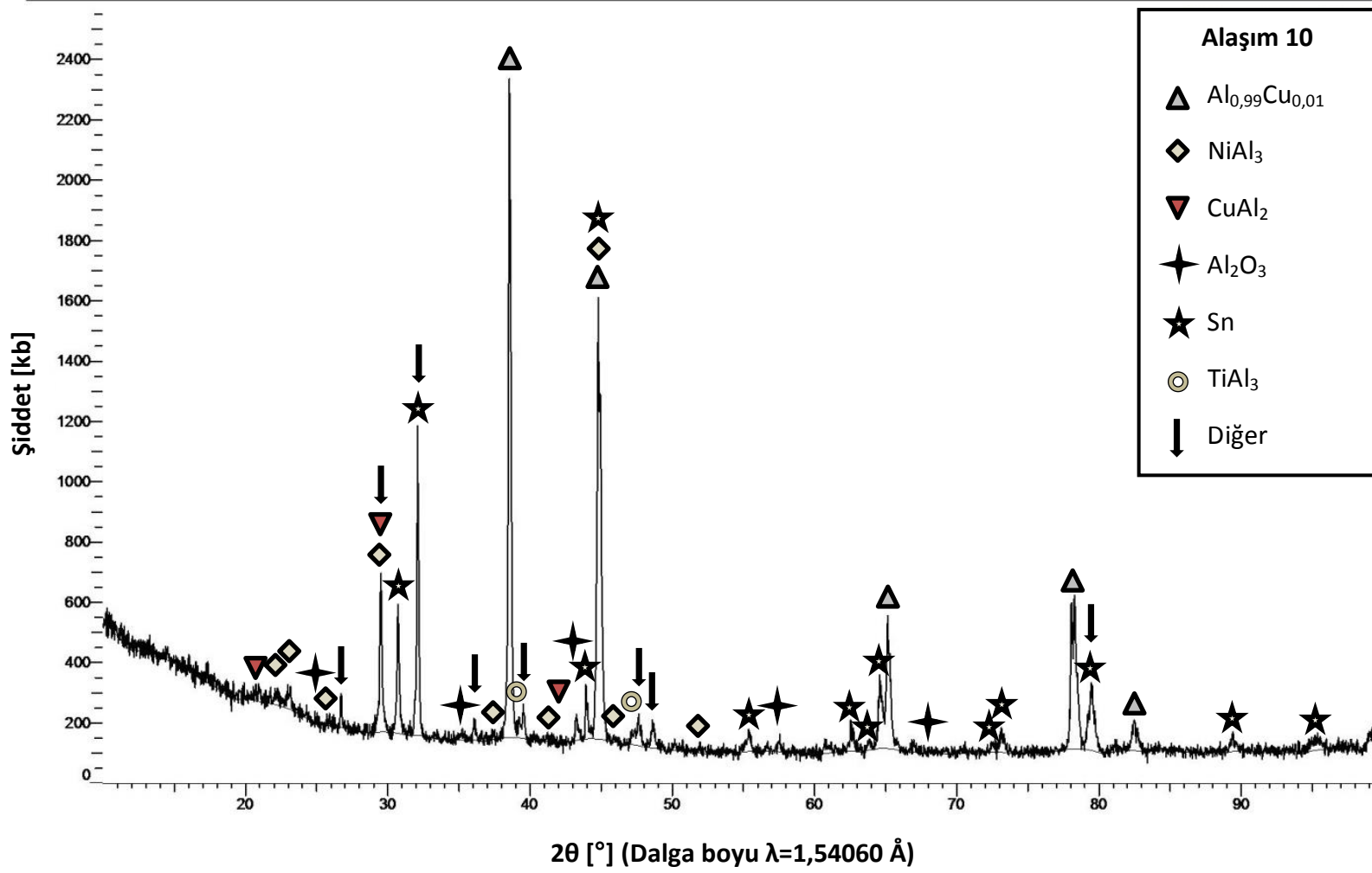
Şekil 4.28. 6 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar



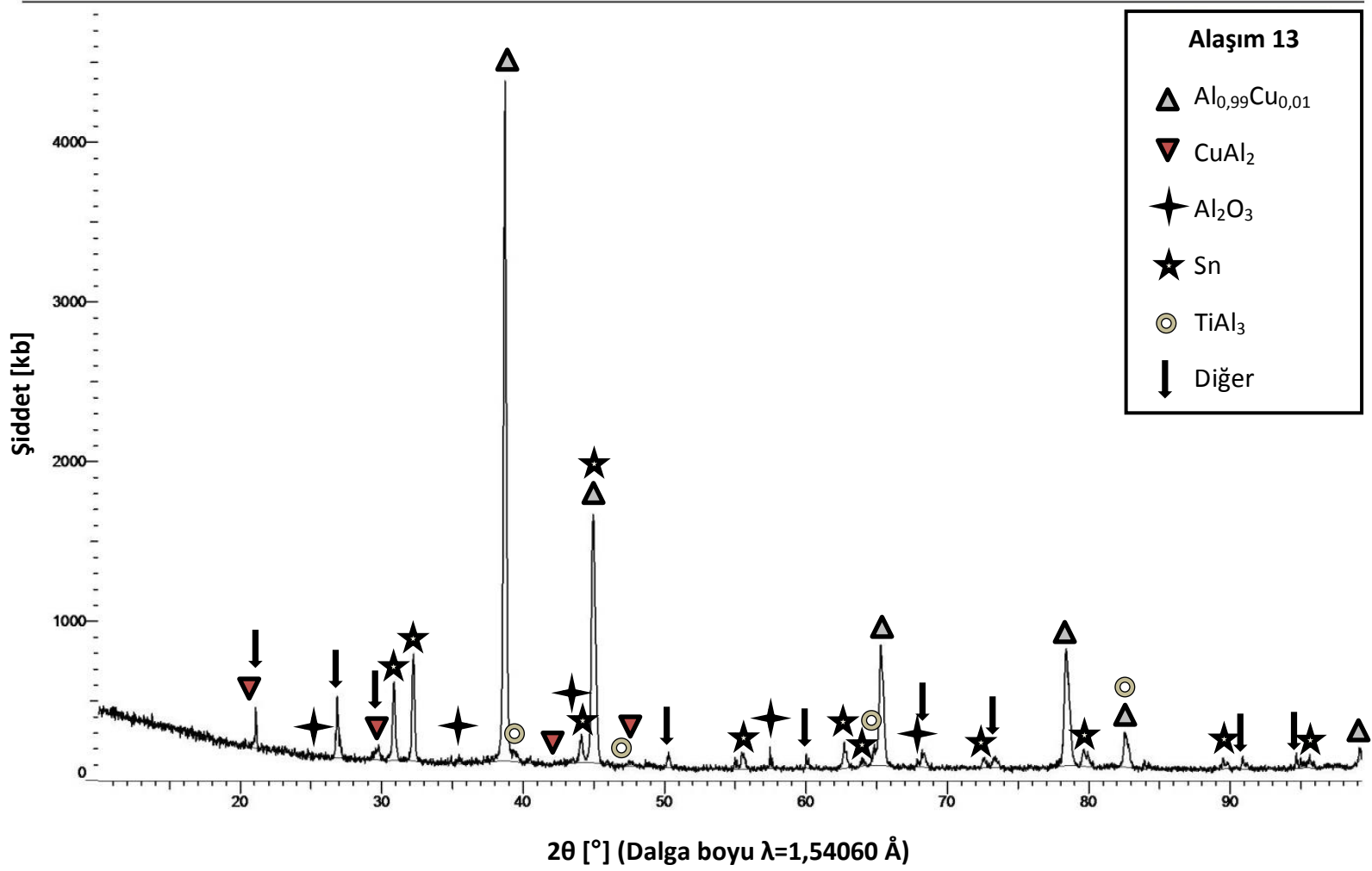
**Şekil 4.29.** En muhtemel 2 faza ait tepe noktalarının, 6 numaralı alaşıma ait desenle karşılaştırılması: (a) Al fazı, (b)  $\text{Al}_{0,99}\text{Cu}_{0,05}$  fazı (Önceki iki tepe noktası, çerçeve içerisinde verilmiştir)



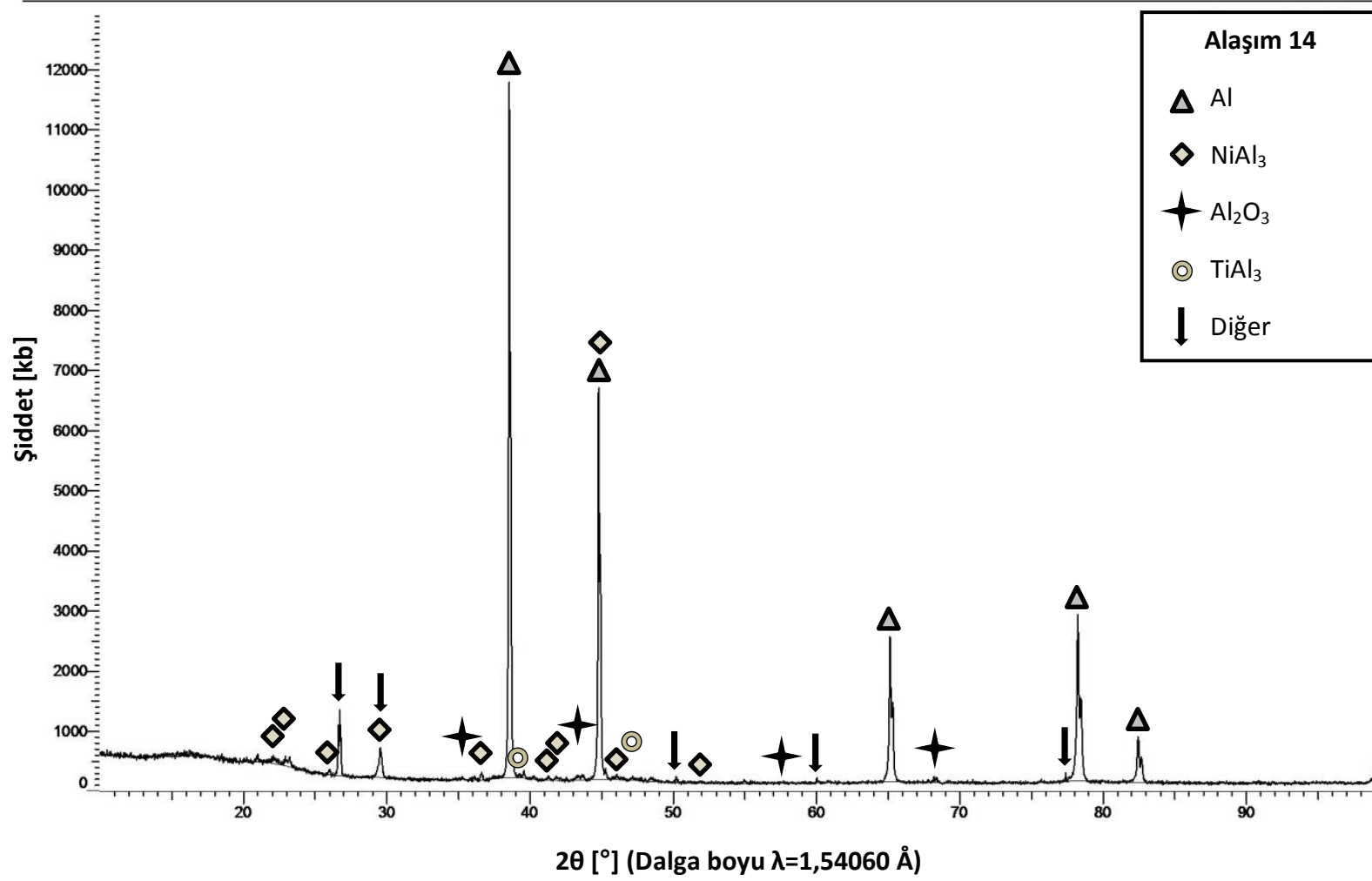
Şekil 4.30. 8 numaralı alaşıma (% Cu=0,99; % Sn=6,15; % Ni=0,99) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar



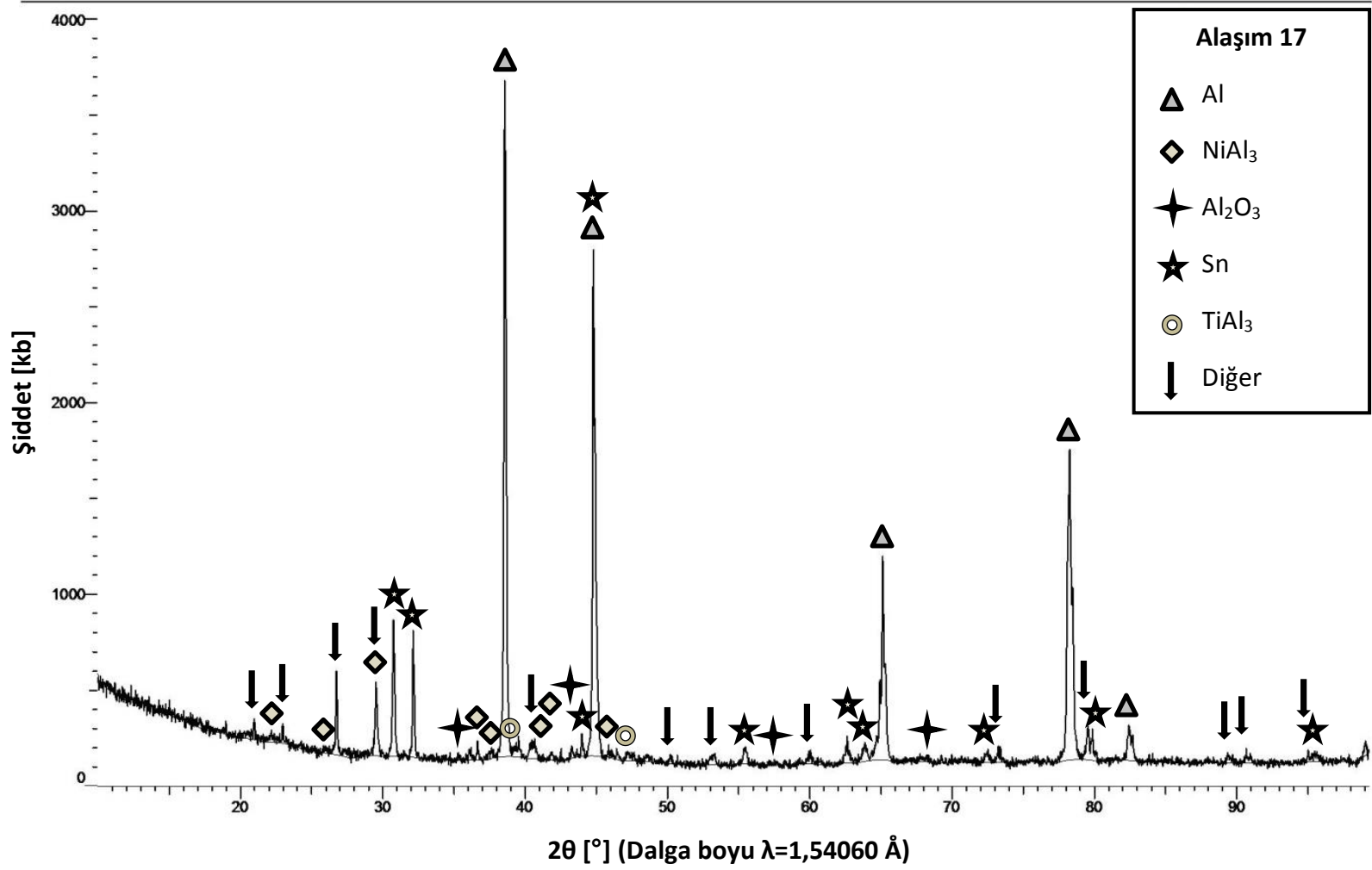
Şekil 4.31. 10 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar



Şekil 4.32. 13 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=0,00) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar

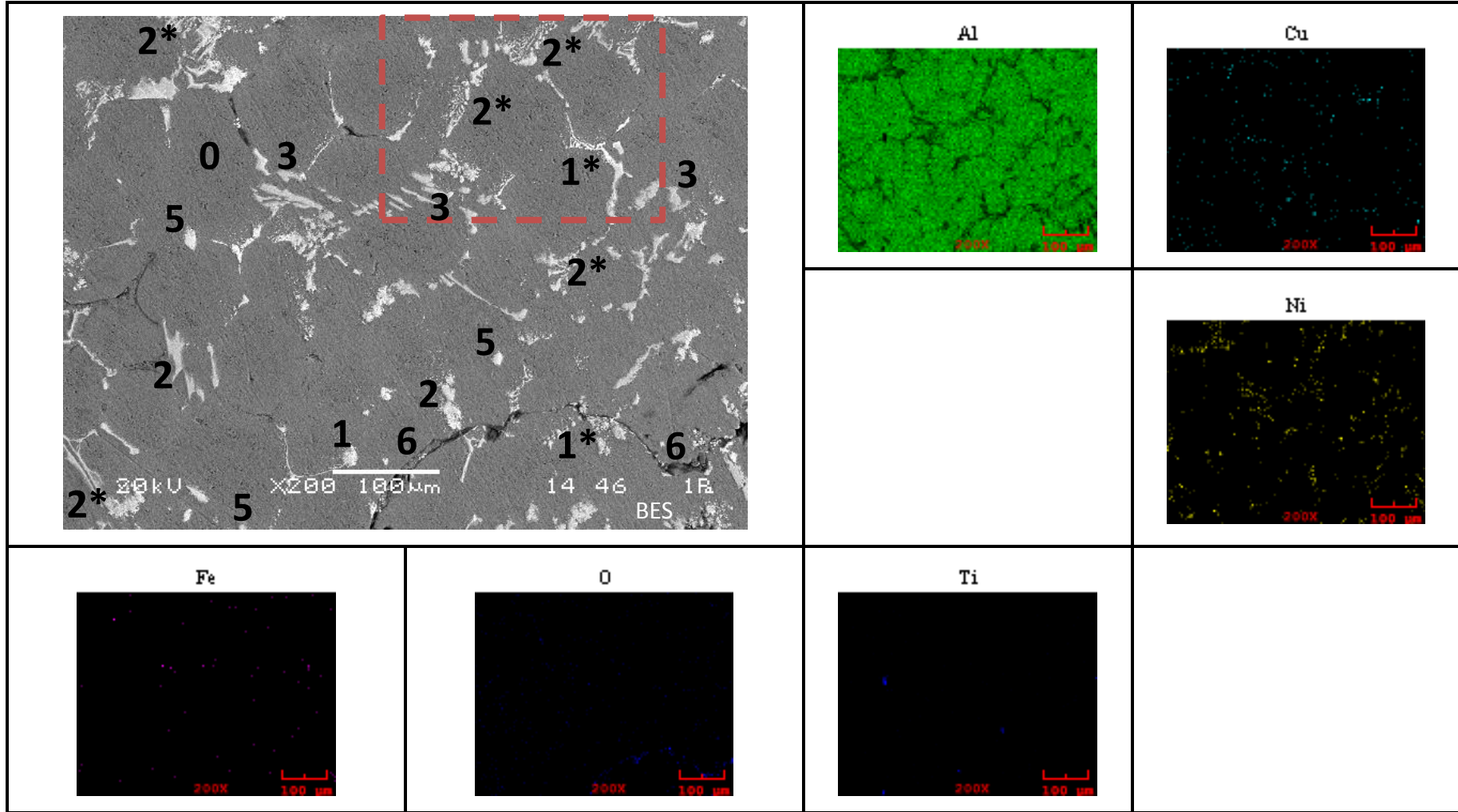


Şekil 4.33. 14 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar



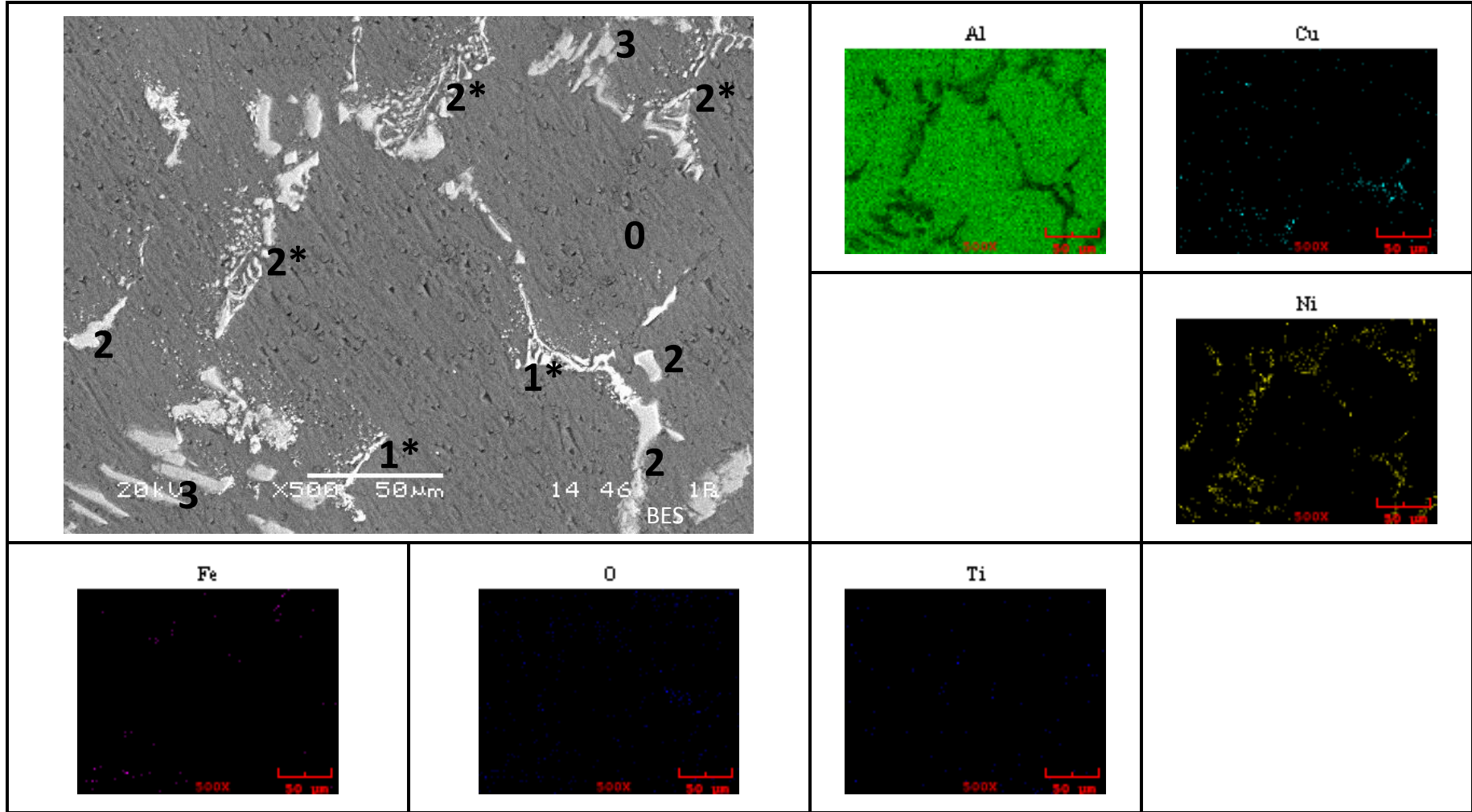
Şekil 4.34. 17 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait XRD deseni ve tepe noktalarına karşılık gelen fazlar



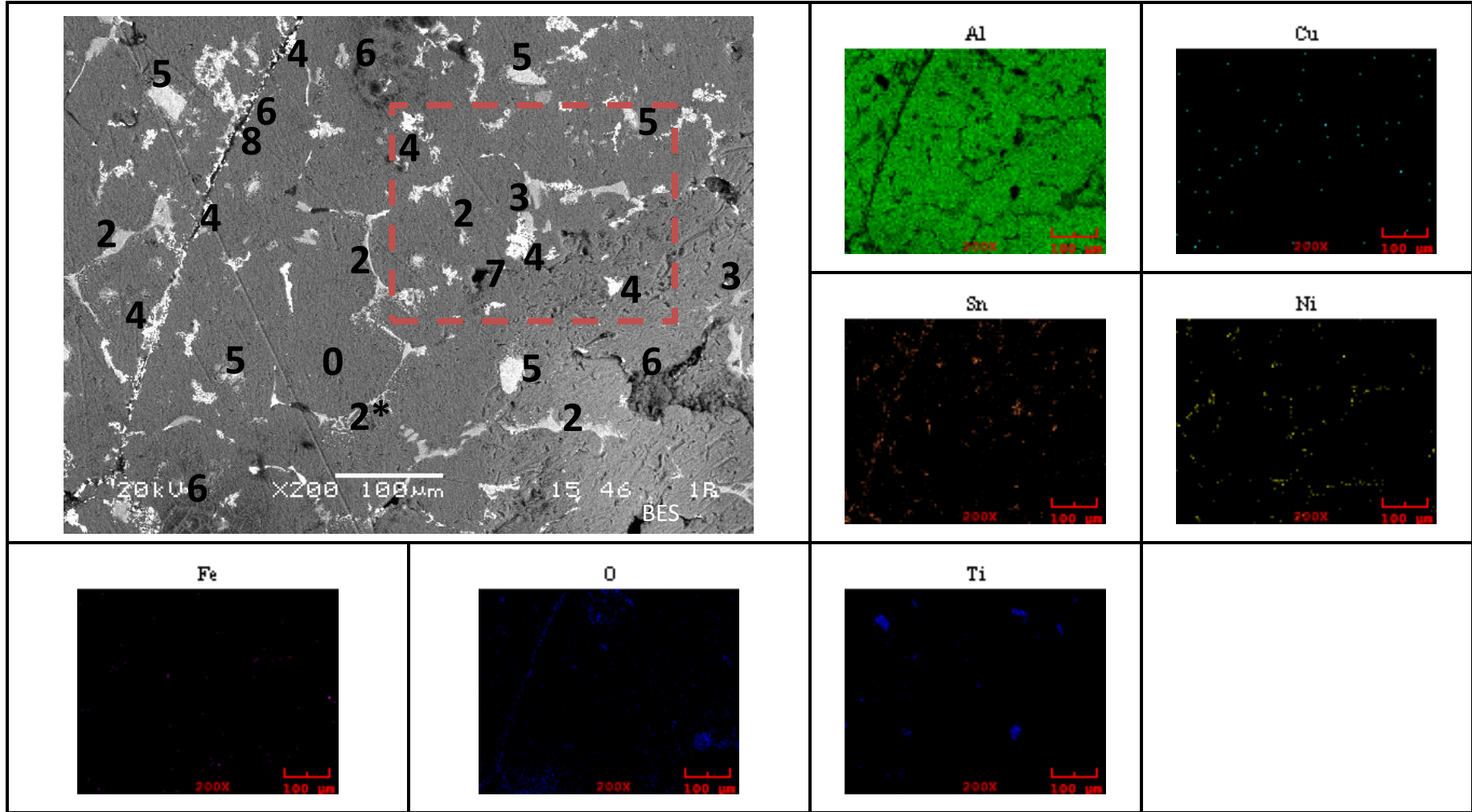


\* BES: Back-scattered Electron Shadow

Şekil 4.35. 6 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1:  $\text{CuAl}_2$ , 1\*: Al-Cu $\text{Al}_2$ , 2:  $\text{NiAl}_3$ , 2\*: ötektik Al-Ni $\text{Al}_3$ , 3: Fe-Ni-Al fazı, 5:  $\text{TiH}_x$  ve  $\text{TiAl}_3$ , 6:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ )

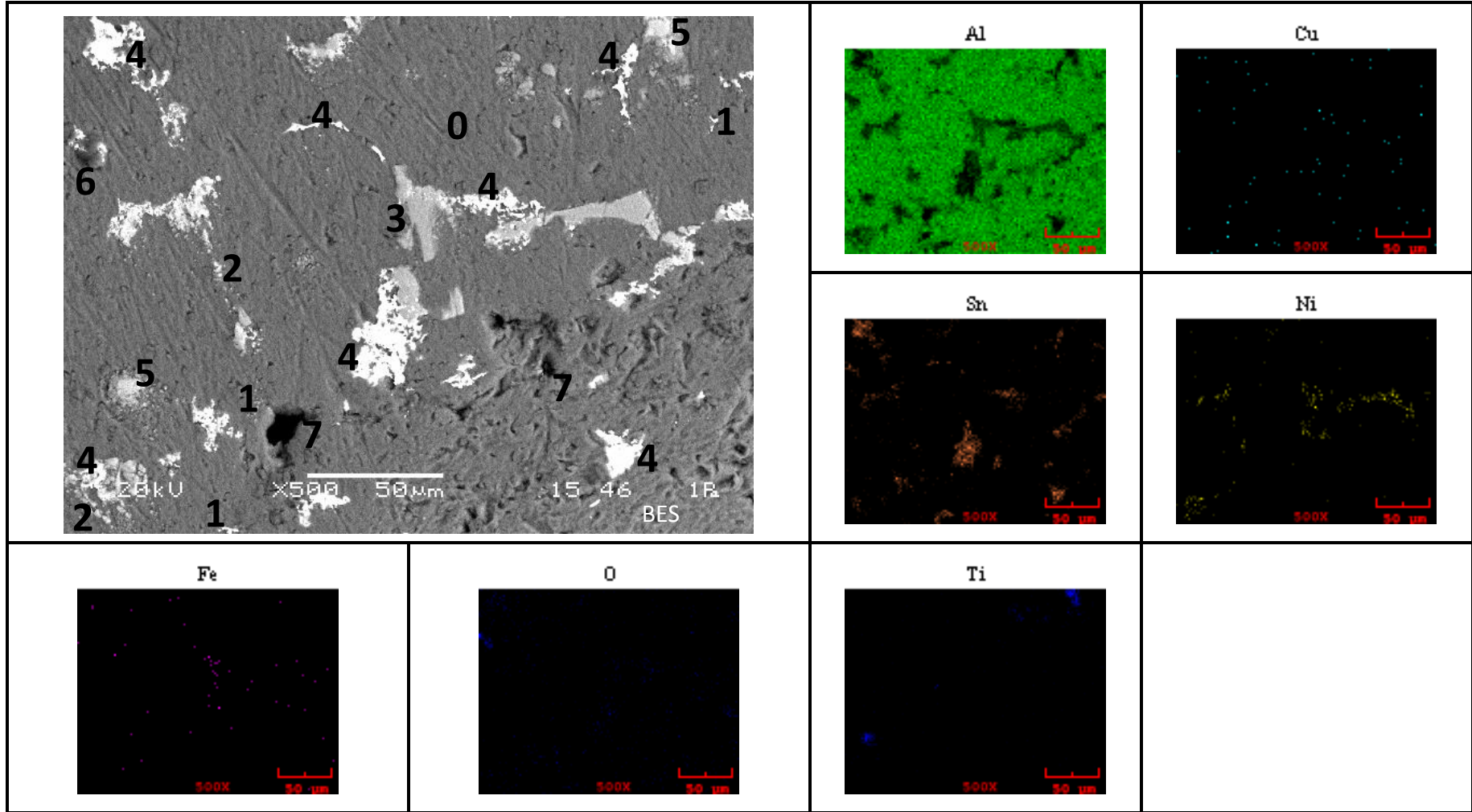


**Şekil 4.36.** 6 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.35’teki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1\*: ötektik Al-CuAl<sub>2</sub>, 2: NiAl<sub>3</sub>, 2\*: ötektik Al-NiAl<sub>3</sub>, 3: Fe-Ni-Al fazı)

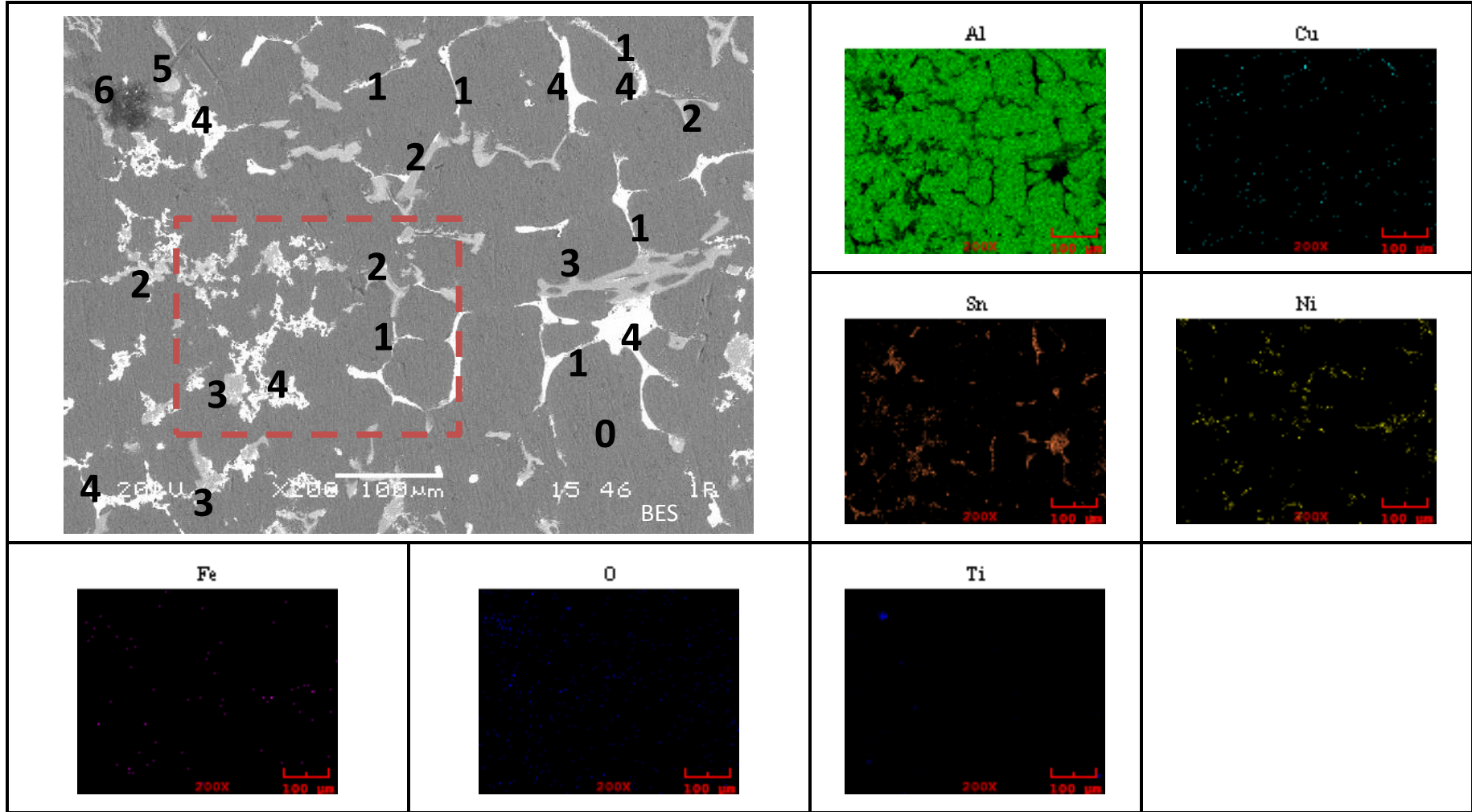


Şekil 4.37. 8 numaralı alaşıma (% Cu=0,99; % Sn=6,15; % Ni=0,99) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2: NiAl<sub>3</sub>, 2\*: ötektik Al-NiAl<sub>3</sub>, 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH<sub>x</sub> ve TiAl<sub>3</sub>, 6: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 7: boşluk, 8: çatlak)

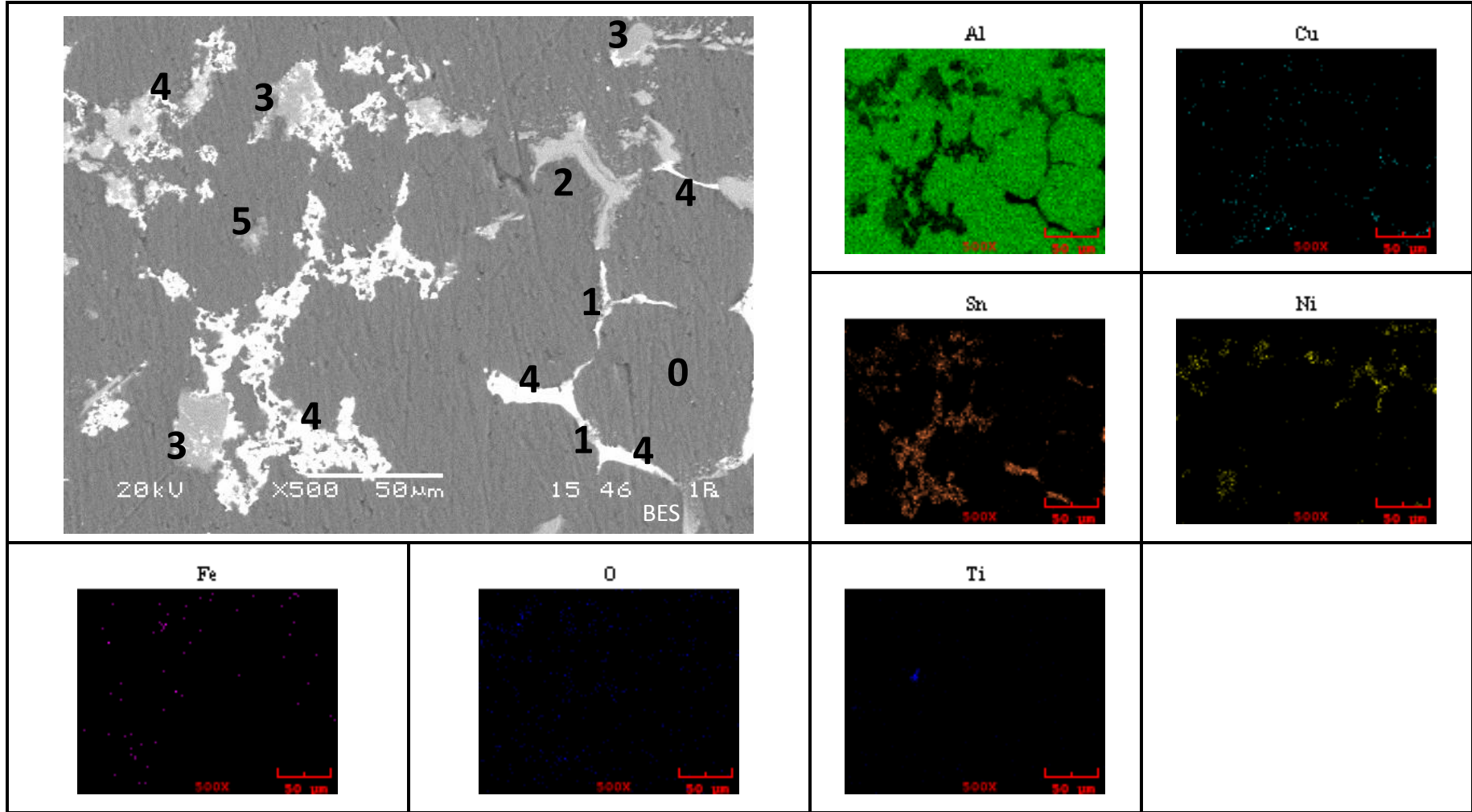




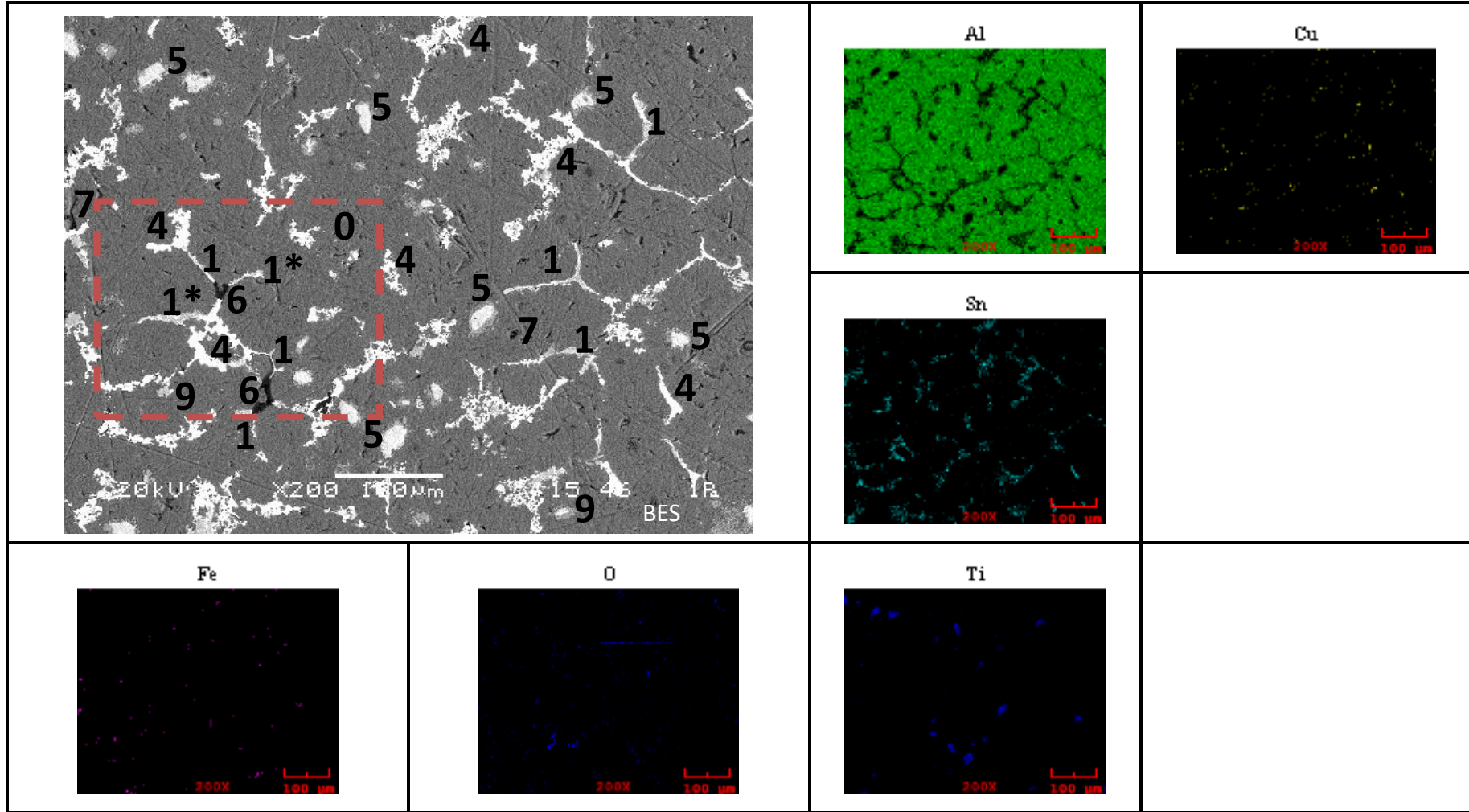
**Şekil 4.38.** 8 numaralı alaşıma (% Cu=0,99; % Sn=6,15; % Ni=0,99) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.37’deki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1:  $\text{CuAl}_2$ , 2:  $\text{NiAl}_3$ , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5:  $\text{TiH}_x$  ve  $\text{TiAl}_3$ , 6:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 7: boşluk)



**Şekil 4.39.** 10 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1:  $\text{CuAl}_2$ , 2:  $\text{NiAl}_3$ , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5:  $\text{TiH}_x$  ve  $\text{TiAl}_3$ , 6:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ )

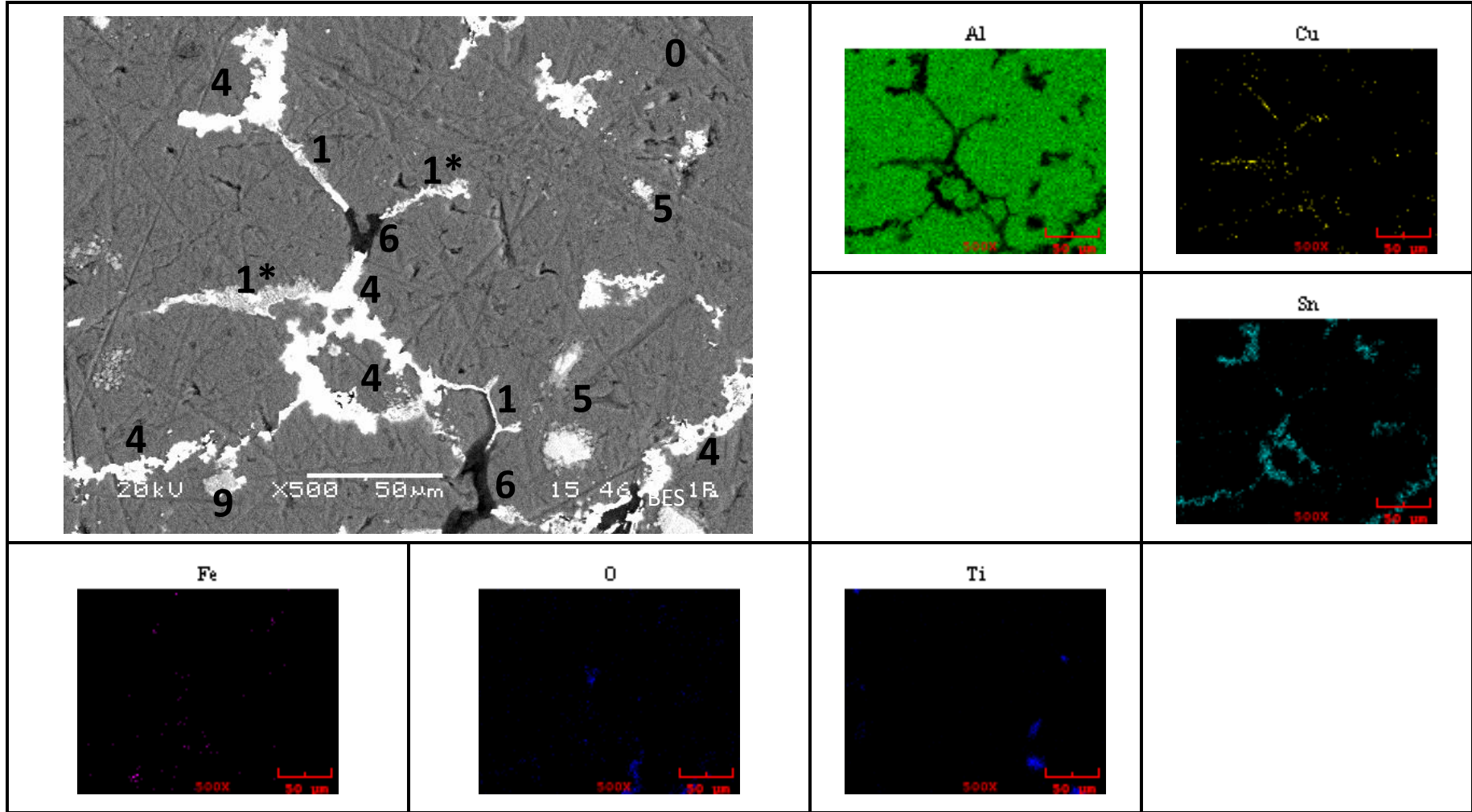


**Şekil 4.40.** 10 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.39’deki çerçevesi bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1:  $\text{CuAl}_2$ , 2:  $\text{NiAl}_3$ , 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5:  $\text{TiH}_x$  ve  $\text{TiAl}_3$ )



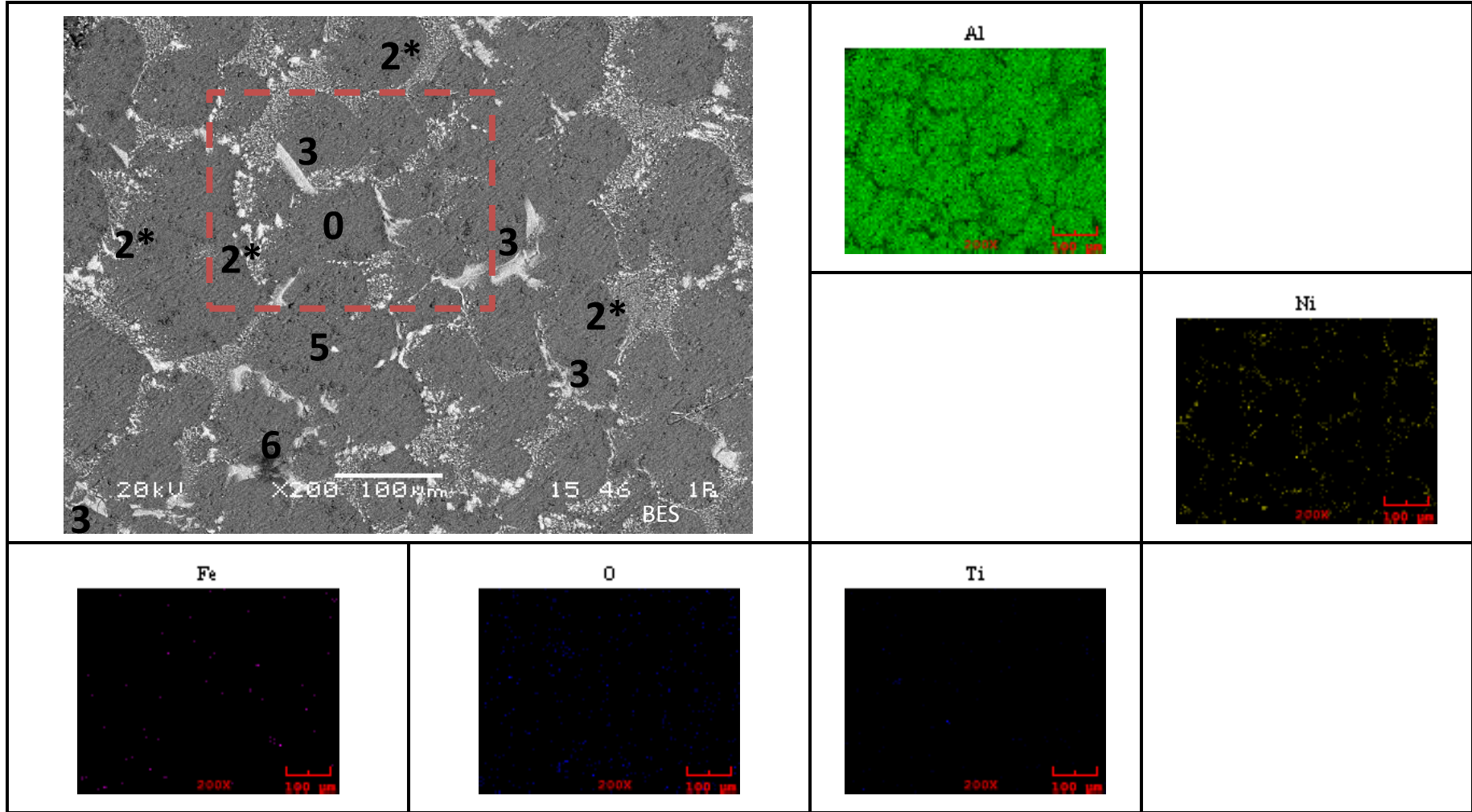
**Şekil 4.41.** 13 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=0,00) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1:  $\text{CuAl}_2$ , 1\*: ötektik Al-Cu $\text{Al}_2$ , 4: Sn, 5:  $\text{TiH}_x$  ve  $\text{TiAl}_3$ , 6:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 7: boşluk, 9: Fe-Al fazı)



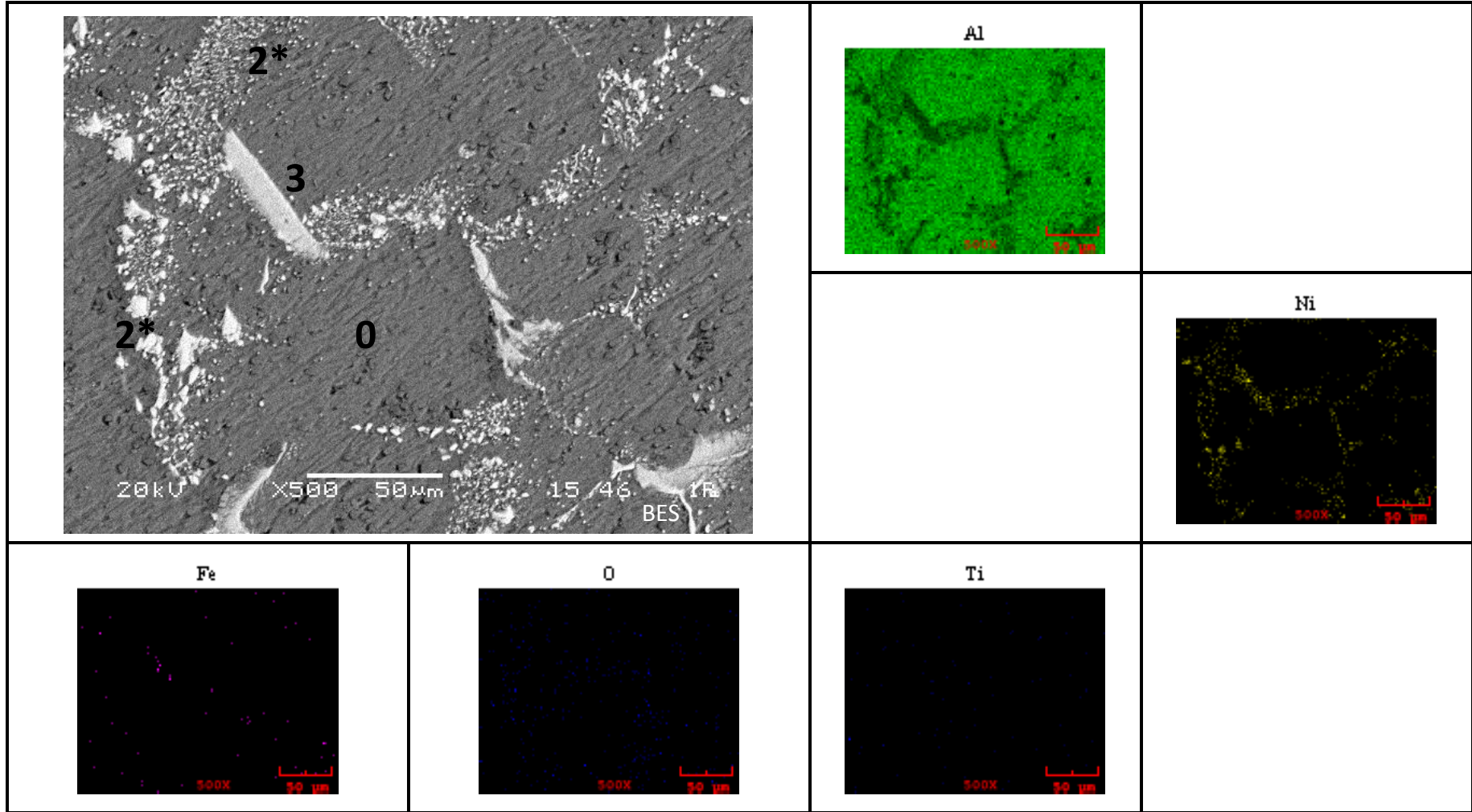


**Şekil 4.42.** 13 numaralı alaşıma (% Cu=1,98; % Sn=12,30; % Ni=0,00) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.41’deki çerçeveli bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 1:  $\text{CuAl}_2$ , 1\*: ötektik Al-Cu $\text{Al}_2$ , 4: Sn, 5:  $\text{TiH}_x$  ve  $\text{TiAl}_3$ , 6:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 9: Fe-Al fazı)

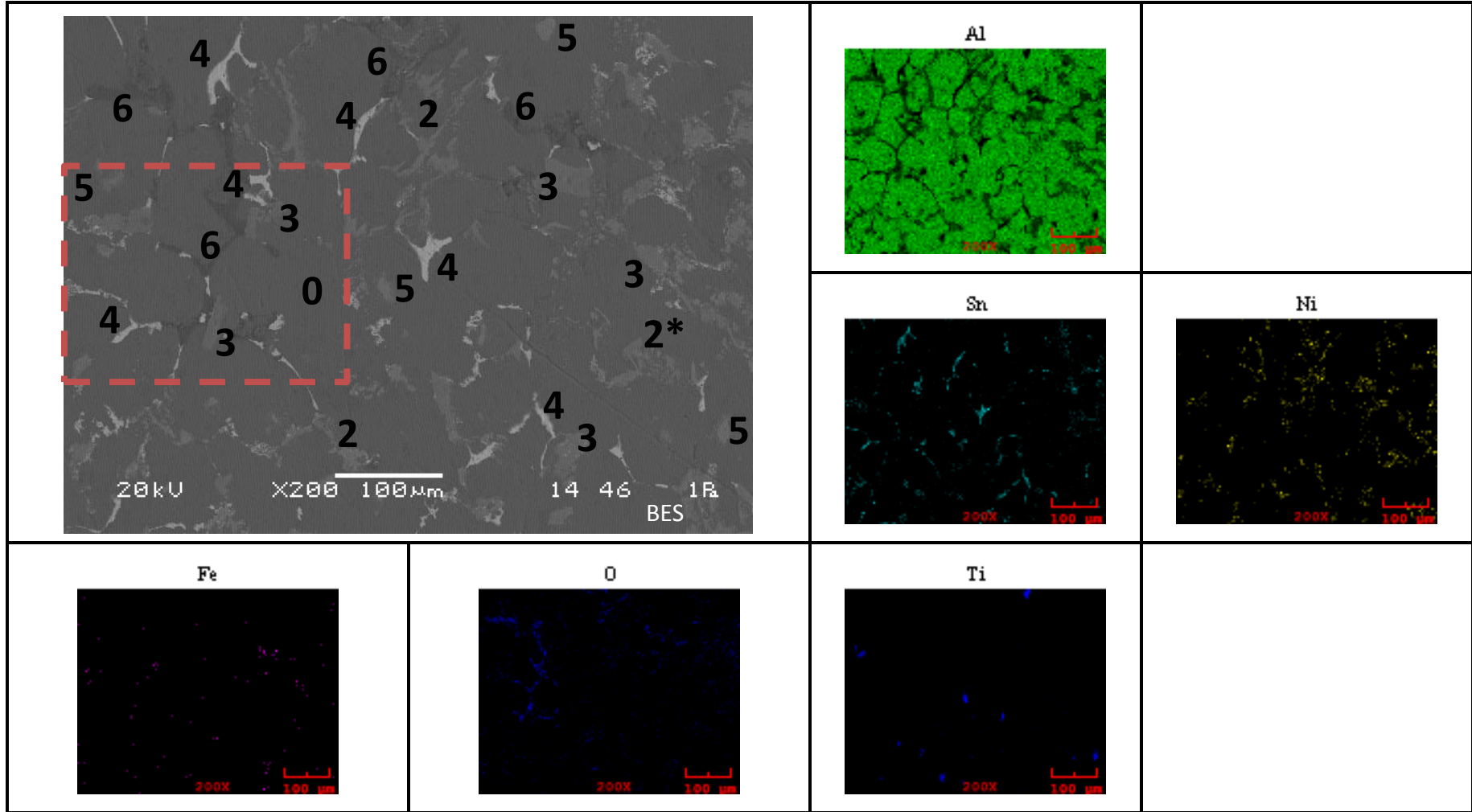




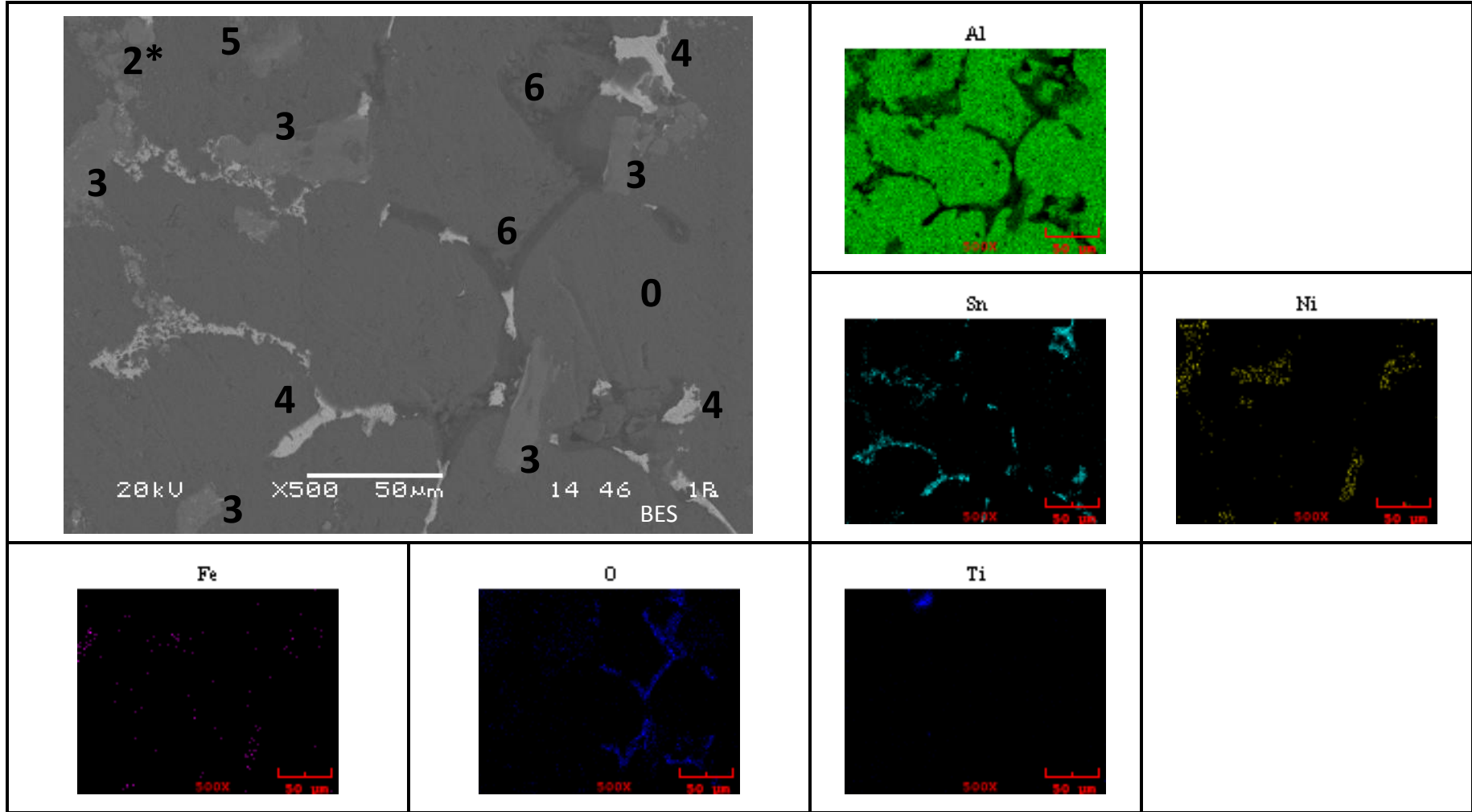
**Şekil 4.43.** 14 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2\*: ötektik Al-NiAl<sub>3</sub>, 3: Fe-Ni-Al fazı, 5: TiH<sub>x</sub> ve TiAl<sub>3</sub>, 6: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)



**Şekil 4.44.** 14 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=0,00; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.43’teki çerçevesi bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2\*: ötektik Al-NiAl<sub>3</sub>, 3: Fe-Ni-Al fazı)



**Şekil 4.45.** 17 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (200X) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2: NiAl<sub>3</sub>, 2\*: ötektik Al-NiAl<sub>3</sub>, 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH<sub>x</sub> ve TiAl<sub>3</sub>, 6: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)



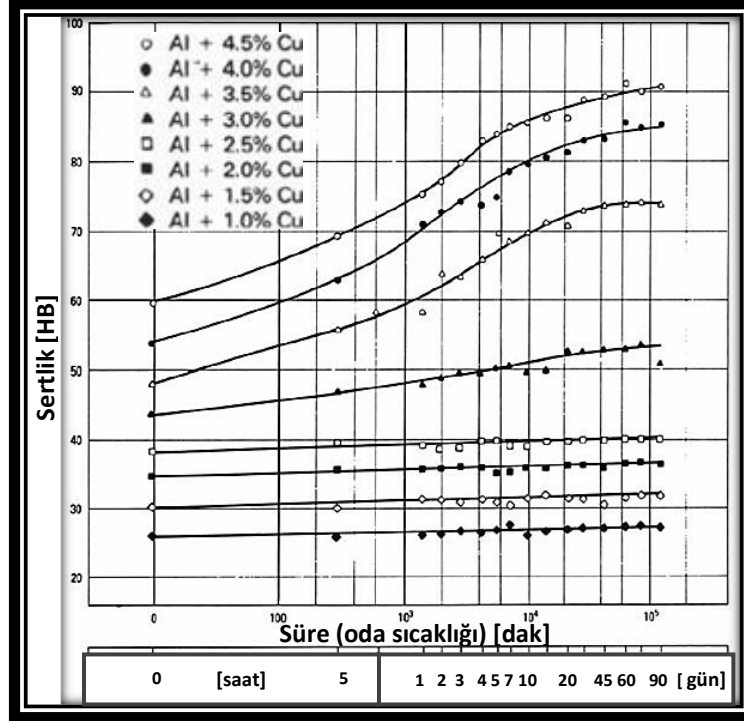
**Şekil 4.46.** 17 numaralı alaşıma (% Cu=0,00; % Sn=12,30; % Ni=1,98) ait SEM görüntüsü (500X – Şekil 4.45’teki çerçevesi bölge) ve ilgili SEM-EDX element haritalaması (0: Al-matris, 2\*: ötektik Al-NiAl<sub>3</sub>, 3: Fe-Ni-Al fazı, 4: Sn, 5: TiH<sub>x</sub> ve TiAl<sub>3</sub>, 6: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

Sertlik, işlenebilirlik gibi pek çok karakteristiği etkileyen bir faktördür. Seçilen 6 numunenin (ortalama) mikro-sertlik değerleri ( $HV_{0,1}$ ) Çizelge 4.21’de görülmektedir.

**Çizelge 4.21.** Seçilen 6 alaşımın mikro-sertlik değerleri

Alaşım no (% Cu; % Sn; % Ni) / Mikro-sertlik [ $HV_{0,1}$ ]					
<b>6</b> (1,98; 0,00; 1,98)	58,3 ±3,4	<b>10</b> (1,98;12,30; 1,98)	58,1 ±4,7	<b>14</b> (0,00; 0,00; 1,98)	42,2 ±3,3
<b>8</b> (0,99; 6,15; 0,99)	52,2 ±3,3	<b>13</b> (1,98;12,30; 0,00)	51,1 ±3,3	<b>17</b> (0,00;12,30; 1,98)	47,1 ±4,1

Suda soğutma sonrası, numunelere suni yaşlandırma uygulanmamıştır. Malzemenin talaşlı imalatı ile sertlik ölçümleri arasında 38 gün geçmiştir. Doğal yaşlandırmada oluşacak Guinier-Preston (G-P) bölgelerinin (Davis 1993), çalışmada kullanılan % Cu oranları (maks. %1,98) düşünüldüğünde, sertlikte ancak ihmal edilebilir seviyede artış meydana getireceği söylenebilir (Şekil 4.47).



**Şekil 4.47.** 100 °C suda soğutulan Al-Cu’ların doğal yaşlandırma eğrileri (Davis 1993)



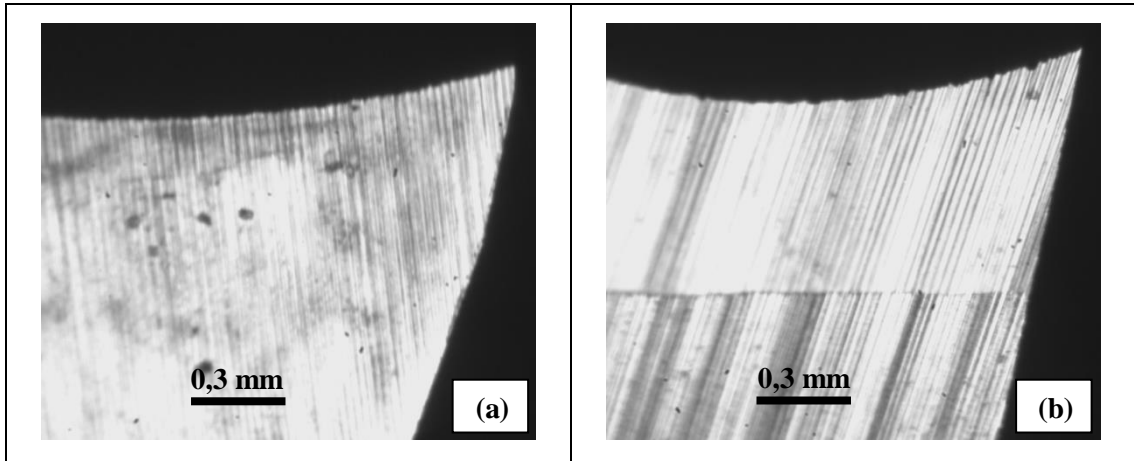
Numuneler suda soğutulduğu için (bkz. Bölüm 3), Cu-içeren alaşımlarda (6-8-10-13), aşırı-doymuş Al-katı çözeltilisindeki gerilmelerden dolayı (yani Al-matrisin normalden sert olmasından kaynaklanacak şekilde) bir sertleşme meydana gelecektir (Ashby ve Jones 1998). Bu, alaşımların sertlik değerleri üzerinde etkili olan faktörlerdendir. Cu içermeyen alaşım 14 ve 17'nin sertliğinin düşük olmasında bunun etkisi vardır (Çizelge 4.21).

### 4.3. Talaşlı İmalat Deneyleri

#### 4.3.1. Sürece ait incelemeler

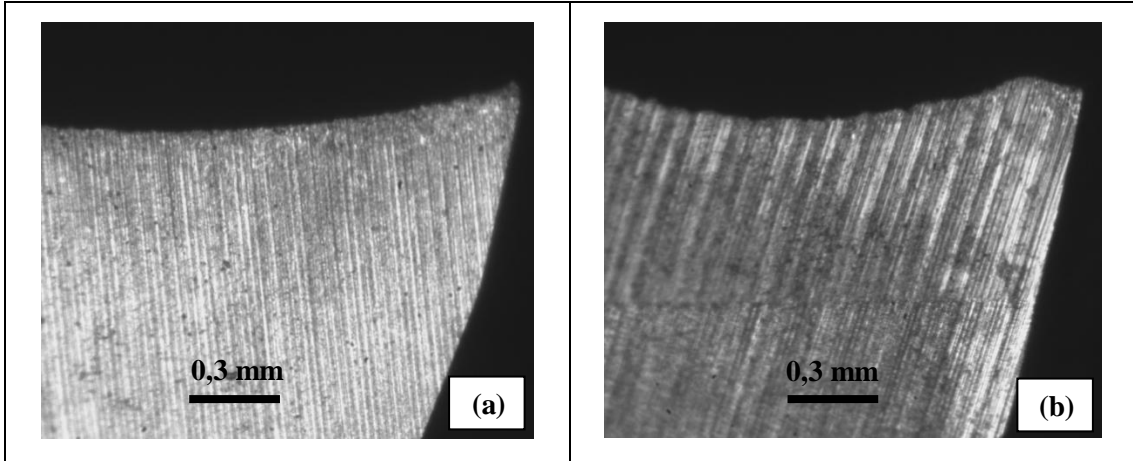
Çalışmanın bu bölümünde, talaşlı imalat faktörlerinin etkisi incelenmiştir. Bu gruptaki deneylerde, işlenen malzeme sabit tutulmuştur (850 alaşımı, referans alaşım). Bazı işlemlerde takım değiştirilerek yeni takım kullanılmış, bazılarında ise takım kullanılmaya devam edilmiştir. Bu ayrıntının bilgisi, yorumlar yapılırken verilecektir. Tüm görüntüler optik mikroskopta 50X büyütme ile serbest yüzeylerden alınmıştır.

Şekil 4.48'de, iki (256,  $\lambda=22^\circ$  ve 402,  $\lambda=55^\circ$ ) takımın işlem öncesi hali verilmiştir.



Şekil 4.48. Kullanılmamış takımların serbest yüzeyleri: (a) 256,  $\lambda=22^\circ$ ; (b) 402,  $\lambda=55^\circ$

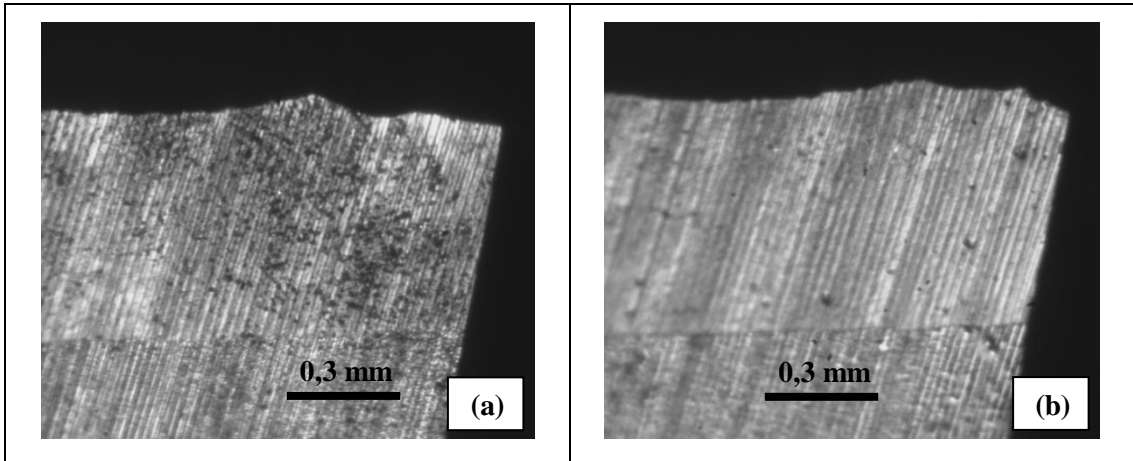
Şekil 4.49'da,  $V=250$  m/dak,  $f_z=0,05$  mm/diş,  $a_p=1,25$  mm,  $a_e=4,5$  mm (omuz işleme) kesme şartlarında kullanılmış takımlar verilmiştir. Daha pozitif bir takım olan 402'nin köşe kısmının kırıldığı görülmektedir.



Şekil 4.49.  $V=250$  m/dak,  $f_z=0,05$  mm/diş,  $a_p=1,25$  mm,  $a_e=4,5$  mm: (a) 256,  $\lambda=22^\circ$ ; (b) 402,  $\lambda=55^\circ$

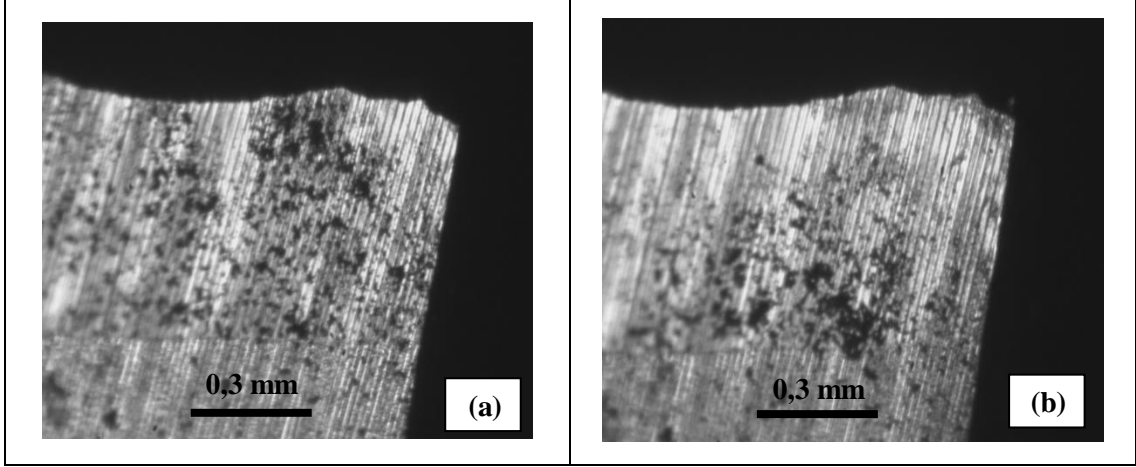
Bu aşamadan sonra 402 kodlu takım ve  $a_e=10$  mm (kanal işleme) değeri kullanılmıştır.

Şekil 4.50'de  $f_z=0,035$  mm/diş,  $a_p=0,25$  mm koşullarında, yüksek kesme hızında, kırılmanın daha fazla olduğu, serbest yüzeyde talaş yapışmaları olduğu görülmektedir.



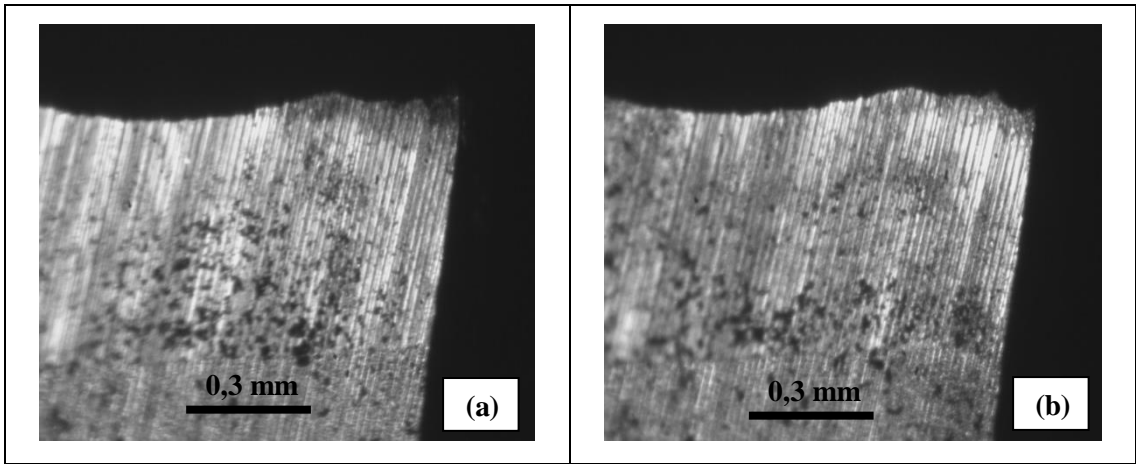
Şekil 4.50.  $f_z=0,035$  mm/diş,  $a_p=0,25$  mm: (a)  $V=550$  m/dak, (b)  $V=330$  m/dak

Şekil 4.51’de ise,  $f_z=0,025$  mm/diş,  $a_p=0,5$  mm kesme şartlarında 50 mm’lik kesme uzunluğu 550 m/dak ile işlenmiş; ardından 330 m/dak ile 50 mm daha işlenmiştir. İşlemin başında gerçekleşen kırılmanın, oluşan negatifliğin etkisiyle daha fazla ilerlemediği; talaş yapışmalarının ise, düşen kesme hızıyla azaldığı gözlemlenmiştir.



**Şekil 4.51.**  $f_z=0,025$  mm/diş,  $a_p=0,5$  mm: (a) 50 mm,  $V=550$  m/dak; (b) +50 mm,  $V=330$  m/dak

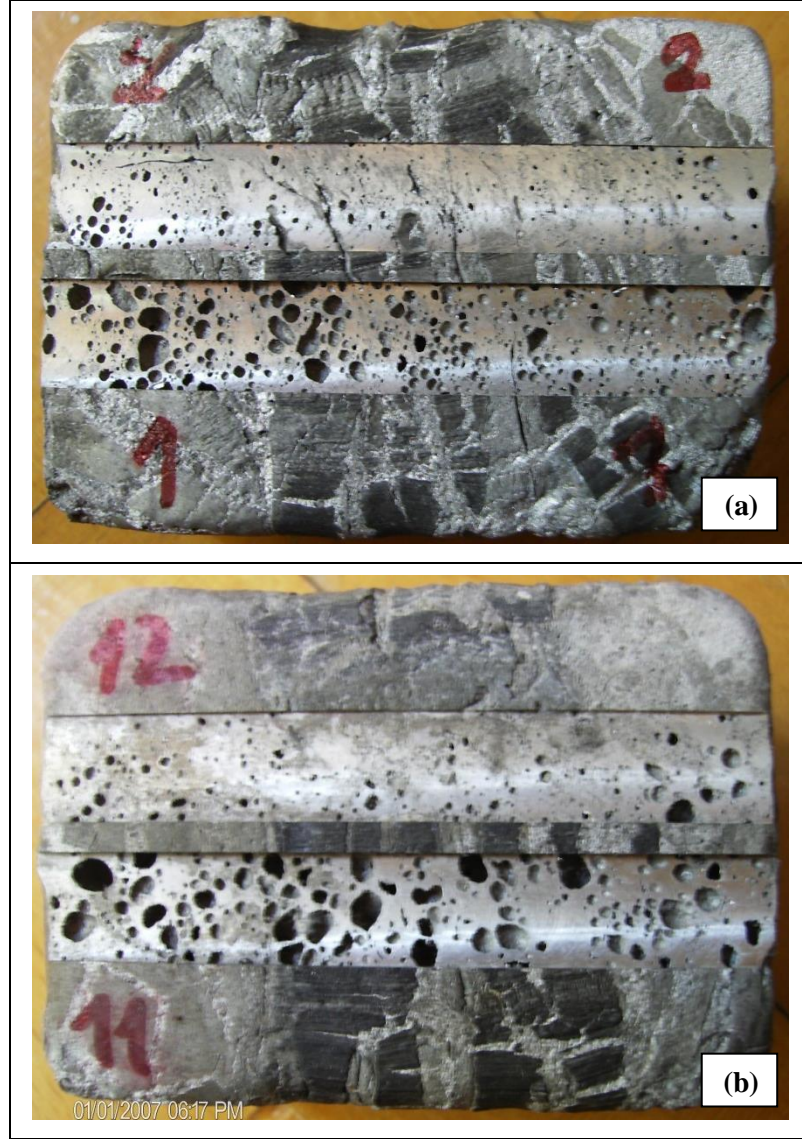
Şekil 4.52’de  $V=440$  m/dak,  $a_p=1$  mm için, ilerleme arttığında kırılmada belirgin değişiklik olmadığı (ilk negatifliğin etkisiyle), ancak, talaş yapışmalarının azaldığı görülmüştür.



**Şekil 4.52.**  $V=440$  m/dak,  $a_p=1$  mm: (a) 50 mm,  $f_z=0,025$  mm/diş; (b) +50 mm,  $f_z=0,045$  mm/diş



Şekil 4.53'te farklı kesme faktörleriyle işlenmiş numunelerden örnekler verilmiştir. Bu ve diğer tüm iş-parçaları üzerinde herhangi bir sıvanmaya rastlanmamıştır.



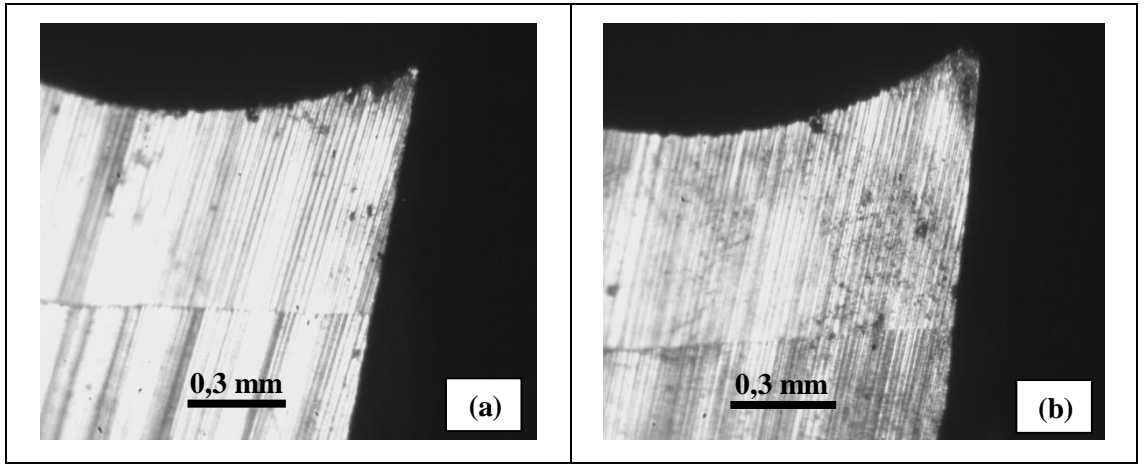
**Şekil 4.53.** İşlenmiş numunelerden örnekler: **(a) 1:**  $V=440$  m/dak,  $f_z=0,025$  mm/diş,  $a_p=1$  mm; **2:**  $V=550$  m/dak,  $f_z=0,035$  mm/diş,  $a_p=0,25$  mm **(b) 12:**  $V=330$  m/dak,  $f_z=0,025$  mm/diş,  $a_p=0,5$  mm; **11:**  $V=440$  m/dak,  $f_z=0,025$  mm/diş,  $a_p=1$  mm

#### 4.3.2. Alaşım elementlerinin etkisine ait incelemeler

Bu kısımda 402 kodlu takım ve  $V=550$  m/dak,  $f_z=0,025$  mm/diş,  $a_p=0,5$  mm,  $a_e=10$  mm (kanal işleme) kesme şartı kullanılmıştır.

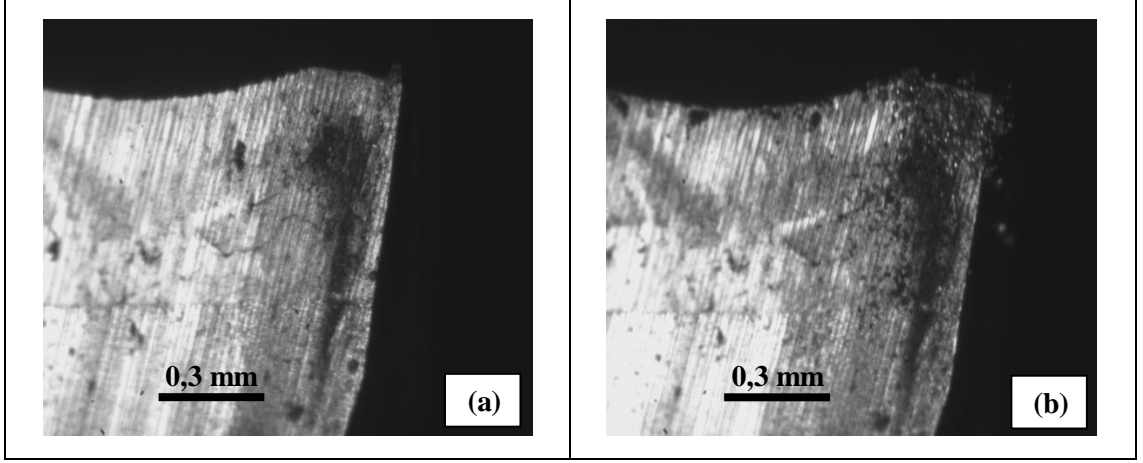
Şekil 4.54'te, %Cu ve %Ni'nin artmasıyla kırılmanın arttığı görülmektedir. Çizelge 4.21'deki sertlik değerlerine bakılırsa % Ni (alaşım 13'tekinden 10'dakine) ve % Cu'nun (alaşım 17'dekinden ve 10'dakine) artmasıyla sertliğin arttığı görülmektedir. Bu artışlar, kırılmanın artması ile ilişkilendirilebilir. Bu sertlik artışının sebepleri; su ile soğutulmuş olan numunelerde aşırı-doymuş Al-matrisinin oluşması (% Cu için) ve/veya oluşan metallar-arası fazların artması (metallar-arası fazların sert özellikte oldukları ve plastik deformasyona uğramadıklarına dair bkz. Pfeifer 2009, Brepohl 2001; oranlarının artmasıyla ilgili bkz. Jeong 2012) (özellikle % Ni için) olabilir.

Şekil 4.55'te ise, küme halindeki talaş yapışmaları ile işleme devam edildiğinde, sonraki işlemde bu kümelerin üzerine yeni birikimlerin meydana geldiği görülmektedir.

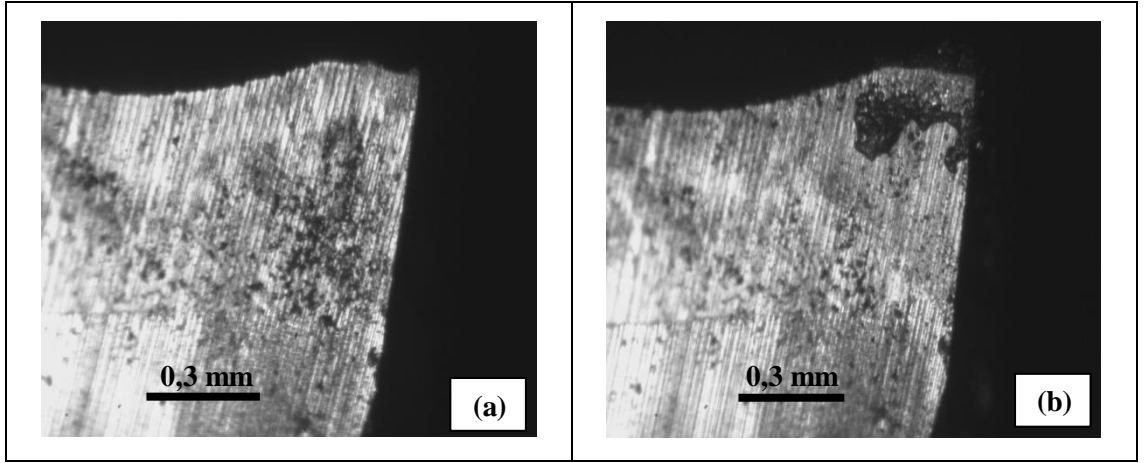


**Şekil 4.54.** % Sn=3,08: (a) % Cu=0,5; % Ni=0,5; (b) % Cu=1,98; % Ni=1,98

Şekil 4.55'teki takım basınçlı hava ile temizlemiş (Şekil 4.56.a), deneylerdeki en yüksek alaşım oranları ile işleme devam edilmiştir. Bu oranlarda, takım üzerinde talaş yapışmalarından ziyade ergimiş malzemeye benzer birikmelerin olduğu gözlenmiştir (Şekil 4.56.b).



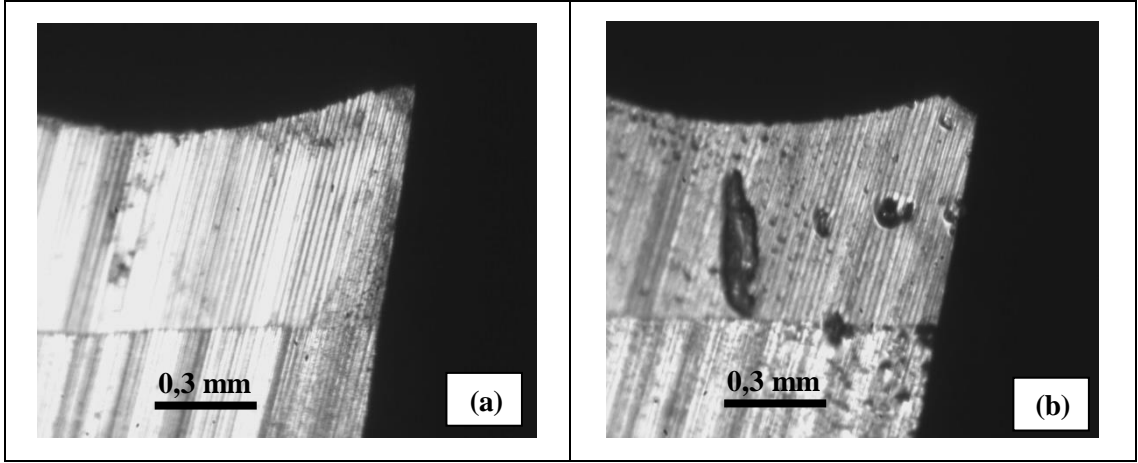
**Şekil 4.55.** (a) 50 mm; (b) +50 mm



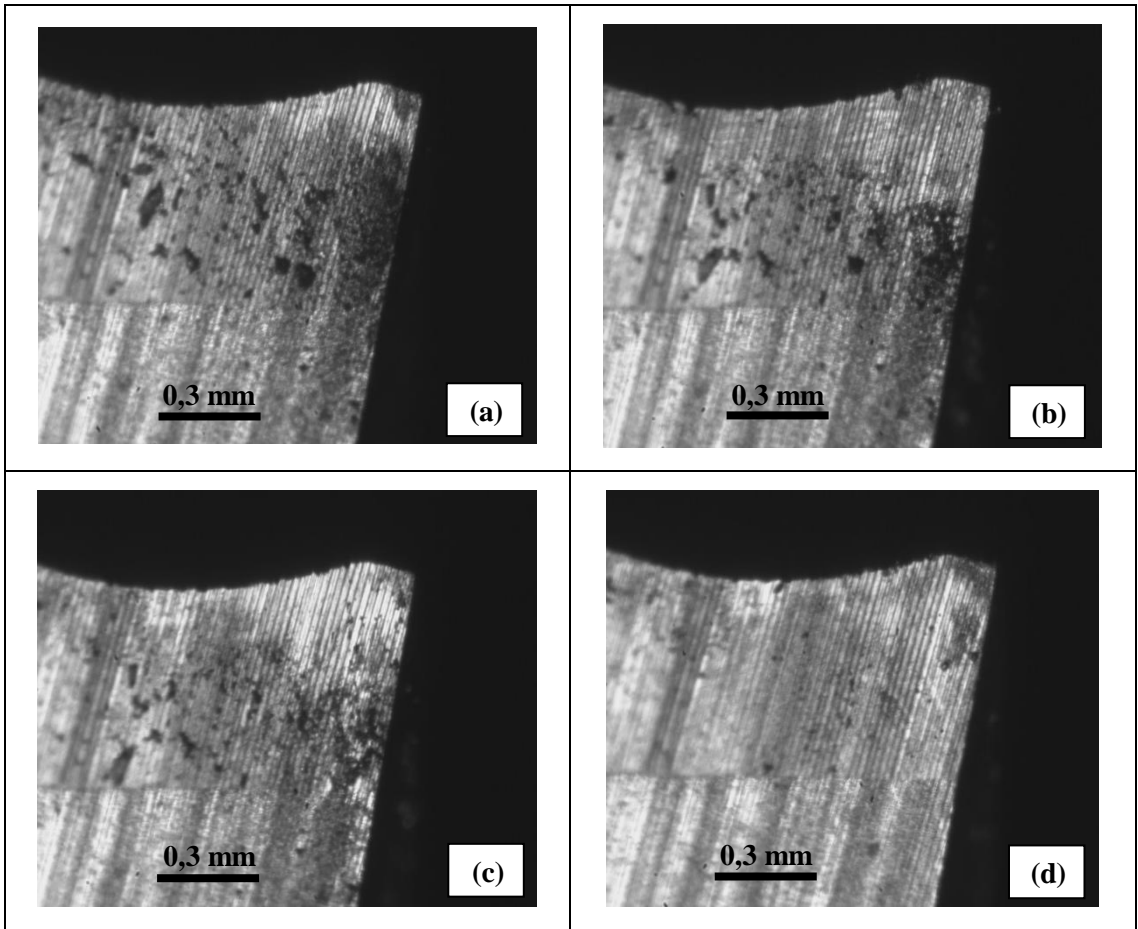
**Şekil 4.56.** (a) Şekil 4.55'teki kullanılmış takımın basınçlı hava ile temizlenmiş hali; (b) +50 mm, % Cu=1,98; % Sn=12,3; % Ni=1,98

Şekil 4.57.a'da Al-Sn alaşımının işlenmesiyle aşınma ya da yapışma yaşanmadığı, Şekil 4.57.b'de ise Al-Ni alaşımının kırılmaya ve serbest yüzeyde sıvanmaya neden olduğu görülmektedir.

Şekil 4.58.a'da, serbest yüzeyde % Cu=1,49; % Ni=1,49; % Sn=9,23 içeren alaşımın işlenmesiyle oluşan talaş yapışmaları görülmektedir. Aynı takım, Sn oranı düşürülerek (% Sn=3,08) kullanılmaya devam edildiğinde, talaş yapışmalarının serbest yüzey boyunca aşağı taşındığı ve bertaraf olduğu görülmektedir (Şekil 4.58.b,c,d).



**Şekil 4.57.** % Cu=0: (a) % Sn=9,23; % Ni=0; (b) % Sn=0; % Ni=1,98



**Şekil 4.58.** % Cu=1,49; % Ni=1,49: (a) 50 mm, % Sn=9,23; (b) +50 mm, % Sn=3,08; (c) +50 mm, % Sn=3,08; (d) +50 mm, % Sn=3,08

Şekil 4.59'da işlenmiş farklı alaşım oranlarına sahip numunelerden örnekler verilmiştir. Bu ve diğer tüm iş-parçaları üzerinde herhangi bir sıvanma oluşmamıştır.



**Şekil 4.59.** İşlenmiş numunelerden örnekler: (a) % Cu=1,49; % Sn=3,08; % Ni=1,49; (b) % Cu=0,5; % Sn=3,08; % Ni=1,49



## 5. SONUÇ

Benzetimli analizlere göre, genleşme oranını ( $O_g$ ) ve köpüğün makro-yapısını etkileyen ergime süreci ve bu süreçteki sıvı faz oranı değişimi anlamında 7075 alaşımı, 850 alaşımına göre daha iyi sonuçlar vermektedir.

Aynı analizlerde, 850 alaşımının referans alınmasıyla alaşım oranları değiştirildiğinde ise, Cu ve Ni elementinin, yüksek oranları kullanıldığında, erken sıcaklıklarda ani ergimeler sağladığı ve hızlı bir şekilde sıvı oranını arttırmaya devam ettirdiği görülmüştür. Sn ise, Cu ve Ni'nin orta değerlerinde çalışıldığında, erken dönemde ani ergime oluşturmadığı gibi; sıvı oranını yavaş yavaş arttırmış, istenen yüksek sıvı oranlarını ancak sıvılaştırmanın sonlarına doğru sağlamıştır.

Bu analizlerde, Ni'nin yokluğunda  $\sim 220$  °C gibi çok düşük sıcaklıklarda, belirli bir oranda ergimenin gerçekleştiği görülmüştür. Bu ergime, ergime sıcaklığı düşük olan (232 °C) Sn fazının ergimesiyle ilgilidir. Ni'nin çok düşük oranlarda dahi bu ergime sıcaklığını bir anda arttırması (%0,31 ağırlık için 435 °C), bu ergimeyi engellemektedir.

Genleştirme süresi ( $S_g$ ) (deneyler sonucu çok önemli bir faktör olduğu doğrulanmıştır), numune dış çeper sıcaklığının, alaşımın ergime sıcaklığına ulaşmasından itibaren ölçülmüştür. Bu yöntemle, genleşme süresi başlangıcı için, numuneyi ısıtma hızı hakkında tam fikir vermeyen fırın sıcaklığı yerine direkt olarak numune sıcaklığı ölçüt alınmıştır. Köpürtme sürecinin bu şekilde kontrol edilebildiği görülmüştür.

Taguchi deneylerinin sonuçlarına göre, 7075 ve 850 malzemeleri için; köpürtücü madde yüzdesi ( $Y_{KM}$ ), ikinci sıkıştırma basıncı ( $P_{s2}$ ), genleştirme sıcaklık ve süresi ( $T_g$  ve  $S_g$ ) en önemli faktörlerdir. Tümü,  $O_g$ 'yi artış yönünde etkilemektedir. Alüminyumun ve köpürtücü madde  $TiH_2$ 'nin oksitlendirilerek kullanılması,  $O_g$ 'yi olumsuz etkilemektedir. Bu etki, 7075'te çok daha belirgin gözlenmiştir. 850'de sıvılaştırmanın ve dolayısıyla genleşmenin, ergimenin ancak son aşamasında olması, ani ve kontrolsüz bir genleşmeye

sebepe olacaktır. Bu sebeple, daha düşük sıcaklıklarda ( $\sim 400-500$  °C) etkili olan  $TiH_2$  oksitlendirmesi (böylece  $H_2$  ayrışmasının geciktirilmesi) ve alüminyumun ergime oranı, 850'de etkili olmamış denebilir.

850 ile yapılan deneylerde, fırın koşulu ( $K_f$ , fırın ilk sıcaklığı ile ilgili koşul), homojenlik (HM) ve ortalama hücre alanı ( $A_{ort}$ ) üzerinde etkili çıkmıştır. Öncü malzemenin fırın 100 °C'deyken ısıtılmaya başlanması; ( $K_f=550$  °C'ye göre) daha homojen bir kesit, daha küçük gözenekler vermiştir. Bu, yavaş yavaş ısınan malzemenin daha homojen ısınıp daha kontrollü köpürmesi ile açıklanabilir.

7075'te  $O_g=3,5$  hedefi için RSM ile yapılan optimizasyonda  $P_{s2}=500$  MPa,  $S_g=84$  sn,  $T_g=730$  °C ve  $Y_{KM}=\%0,85$  seviyeleri tespit edilmiştir. Elde edilen doğrusal model, istenen oranların yakalanması için kullanılabilir. Bu süreçte,  $Y_{KM}$  oranları da aşağı çekilebilir.

850 alaşımıyla yapılan karışım deneylerinin sonuçları incelendiğinde, Cu ve Ni'nin Sn'ye göre daha etkili çıktığı; Cu'nun  $O_g$  için, Ni'nin ise HM için daha belirleyici olduğu belirlenmiştir.

Sn'nin  $O_g$ 'ye etkisinin az çıkması; (benzetimli analizlerden hareketle) ergime sürecinde (Cu ve Ni gibi) erken ve ani sıvı oranları oluşturmamasına ve yüksek sıvı oranlarına ancak ergimenin sonlarında sebep olmasına, Sn'li alaşımlardaki sıcak gevreklik ve yırtılmalar ve sonucunda yaşanacak çökmelere bağlanmıştır. Literatürde bahsedilen, Sn'nin düşük ivmeli genişleme sürecine sebep olması, çalışılan genişleme süresinde ( $S_g=150$  sn), Sn'li alaşımların istenen yüksekliğe erişmemesine sebep olmuş olabilir.

Karışım deneylerinde, ortak deney şartlarını sağlamak için  $T_g$  her alaşım için sabit (740 °C) tutulmuştur. Ergime gerçekleşmeden köpürme de olamayacağı için, köpürme performansı incelenirken sabit sıcaklık almak yerine, alaşımların ergime sıcaklıkları üzerine ilave edilecek sıcaklığın (örneğin 100 °C) sabit tutulabileceği tartışılabilir.

Ni'nin HM'de en etkili parametre olması; Sn'nin TiH<sub>2</sub>'nin ayrışmasından dahi önce sıvılaşarak, geciktirilmeye çalışılan TiH<sub>2</sub> ayrışmasını (katı-sıvı arayüzünün etkisiyle) daha da erkene çekmesine ve Ni'nin ise (benzetimli analizlere dayanarak) Sn'nin bu erken ergimesini geciktirmesine bağlanabilir.

XRD analizlerinde, hazır alaşımlar kullanılmadığı (saf metal tozları karıştırılarak alaşım hazırlandığı) halde, beklenen fazların oluştuğu gözlenmiştir. Sn saf halde faz oluştururken, Ni ve Cu metaller-arası faz oluşturmuştur.

Ayrıca, numuneler suda soğutulduğu için, Cu içeren alaşımlarda Al fazı yerine, aşırı-doymuş Al fazı tespit edilmiştir. Bu alaşımlarda CuAl<sub>2</sub>'nin de olması, köpük malzemenin dolu malzemedeki farklı özelliklere sahip olması ile açıklanabilir. Bu anlamda en önemli farklılıklardan biri; köpük malzemenin makro-yapısının karmaşık ve düzensiz olması ve bunun, soğuma profiline de yansıtacağı, soğumanın malzemede birçok bölgede daha yavaş gerçekleşeceği.

Metal tozlarında mevcut olan Fe gibi safsızlıklar da bazı metaller-arası fazlar oluşturmuştur.

SEM ve SEM-EDX iç-yapı incelemelerinde, literatürde de belirtildiği gibi, Sn içeren alaşımlarda daha fazla ve büyük TiH<sub>x</sub> (tam kullanılmamış TiH<sub>2</sub>) kalıntısına rastlanmıştır.

Ayrıca NiAl<sub>3</sub>'ün farklı alaşım oranlarında ötektik yapısının değiştiği gözlenmiştir.

850 referans alınarak yapılan deneylerde, seçilen numuneler için mikro-sertlik değerleri 40-60 HV<sub>0,1</sub> olarak ölçülmüştür. Yüksek Cu ve Ni oranlarında sertlik artmıştır. Bunda, Cu anlamında daha çok, aşırı-doymuş Al-matrisin; Ni anlamında ise oranı artan metaller-arası fazların etkili olduğu söylenebilir.



850 ve ondan hareketle elde edilen farklı alaşımlar için, helis açısı  $\lambda=55^\circ$  olan daha pozitif takımın köşe bölgesinde, bazı işlemlerde 0,2 mm'ye kadar kırılmalar oluşmuştur. 850 malzemesinde  $V=250$  m/dak,  $f_z=0,05$  mm/diş,  $a_p=1,25$  mm şartlarında karşılaştırılan 2 tip takımdan  $\lambda=55^\circ$ 'te 0,1 mm'lik kırılma olurken,  $\lambda=22^\circ$ 'de kırılma olmamıştır.

850 malzemesinde yapılan deneylerde, kesme hızındaki artışın aşınmayı ve serbest yüzeydeki talaş yapışmalarını arttırdığı gözlenmiştir. İlerlemenin artması ise, kesme hızı kadar olmasa da aşınmayı arttırmış, talaş yapışmalarında ise azalmaya sebep olmuştur.

Yüksek Cu ve Ni oranlarında (sertliğin yüksek olduğu durumlarda) aşınma artmıştır. Sn'nin, erken ergiyip mikro-ayrılmalara sebep olarak talaş kırıcı görevi gördüğü ve işlenebilirliği iyileştirdiği bilinmektedir. Ancak, köpük malzemede talaşların küçük parçalar halinde çıkması nedeniyle bu etki görülmemiştir. Tüm alaşım oranlarının en yüksek değerinde olduğu malzemede, takımın serbest yüzeyinde talaş yapışmasından ziyade ergimiş malzemeye benzer birikmelerin olduğu gözlenmiştir.

Tüm alaşımlar için, iş-parçasında gözle görülür bir sıvanma gerçekleşmemiştir.

Sonraki çalışmalarda, kalite karakteristiklerine ağırlık verilerek elde edilen köpükler arasında çok-amaçlı değerlendirmeler yapılabilir. Köpürtme-karışım deneylerinde, daha uygun genleşme sıcaklığı ve süresi seçilerek daha yüksek genleşme oranlarına ve kesit homojenliğine sahip numuneler elde edilebilir. Ayrıca, talaşlı imalat deneylerinde, (malzeme eksikliğinden dolayı tez çalışmasında yapılamayan şekilde) daha iyi mekanik özelliklere ve daha yaygın kullanım alanına sahip olan 7075 gibi malzemeler ve işlemin başında kırılma yaşamayacak takımlar kullanılabilir. Böylece, bu tip bir takımla kırılma olmayacak, bu tip bir malzemeyle serbest yüzey aşınması oluşabilecek ve niceliksel incelemeler yapılabilecektir. Parmak freze yerine geniş çaplı bir alın frezenin kullanılması ile (niceliksel bir diğer karakteristik olarak) kesme kuvvetleri de ölçülebilir. (Bu çalışmada, kuvvet-ölçerde kabul edilen maksimum devrin 8000 dev/dak olması nedeniyle kuvvetler ölçülemedi.)

## KAYNAKLAR

**Aguirre-Perales, L.Y., Jung, I., Drew, R.A.L. 2011.** Foaming behavior of powder metallurgical Al–Sn foams. *Acta Materialia*, 60(2): 759-769.

**Aguirre-Perales, L.Y., Jung, I., Drew, R.A.L. 2012.** Effect of Sn on the dehydrogenation process of TiH<sub>2</sub> in Al foams. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(1): 1-5.

**Anonim, 1953.** Symposium on tin. ASTM International, USA, 111 pp.

**Anonim, 2010a.**

<http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=55>  
(Erişim tarihi: 21.09.2010)

**Anonim, 2010b.** <http://www.esabna.com/us/en/education/knowledge/cia/How-and-why-alloying-elements-are-added-to-aluminum.cfm> (Erişim tarihi: 21.09.2010)

**Anonim, 2011.** Tools for aluminium machining, PlanseeTizit, UK. [http://www.power-tools.hu/dok/doc\\_0zu9rev2.pdf](http://www.power-tools.hu/dok/doc_0zu9rev2.pdf) (Erişim tarihi: 15.07.2011)

**Anonim, 2012a.**

<http://www.sintef.no/static/mt/norlight/projectportfolio/heatreatmentfundamentals/dispersoids.htm> (Erişim tarihi: 12.05.2012)

**Anonim, 2012b.** [www.neon.mems.cmu.edu/rollett/27302/302.L9.fatigue.20Nov02.ppt](http://www.neon.mems.cmu.edu/rollett/27302/302.L9.fatigue.20Nov02.ppt)  
(Erişim tarihi: 24.04.2012)

**Anonim, 2012c.** [www.aluminium.org.co.uk](http://www.aluminium.org.co.uk) (Erişim tarihi: 02.05.2012)

**Anonim, 2013.** <http://www.matweb.com/search/PropertySearch.aspx> (Erişim tarihi: 04.01.2013)

**Anonim, 2014a.**

[http://fog.ccsf.edu/~wkaufmyn/ENGN45/ENGN45\\_Online\\_Homework/09\\_Homework\\_PhaseDiagrams\\_SOLUTIONS.htm](http://fog.ccsf.edu/~wkaufmyn/ENGN45/ENGN45_Online_Homework/09_Homework_PhaseDiagrams_SOLUTIONS.htm) (Erişim tarihi: 07.01.2014)

**Anonim, 2014b.**

<http://patentimages.storage.googleapis.com/EP0733723B1/00280001.png>  
(Erişim tarihi: 10.03.2014)

**Anonim, 2014c.** <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/Al-Ti.gif> (Erişim tarihi: 10.03.2014)

**Anonim, 2014d.** <http://www.metallurgy.nist.gov/phase/solder/cusn-w.jpg>  
(Erişim tarihi: 10.03.2014)

**Anonim, 2014e.** <http://chemsoc.velp.info/alloys.php?elementno=50> (Erişim tarihi: 10.03.2014)

**Anonim, 2014f.**

<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=70&pageid=1894099225> (Erişim tarihi: 26.03.2014)

**Anonim, 2014g.**

[http://mutuslab.cs.uwindsor.ca/schurko/introphyschem/lectures/240\\_119\\_supp.pdf](http://mutuslab.cs.uwindsor.ca/schurko/introphyschem/lectures/240_119_supp.pdf) (Erişim tarihi: 28.03.2014)

**Anonim, 2014h.**

<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=179&pageid=2144416668> (Erişim tarihi: 04.04.2014)

**Anonim, 2014i.** <http://esperia.iesl.forth.gr/~wip/lectures/pdfs/Pawlak.pdf>

(Erişim tarihi: 07.04.2014)

**Anonim, 2014j.** <http://support.minitab.com/en-us/minitab/17/topic-library/modeling-statistics/doe/mixture-designs/what-is-a-mixture-design/>

(Erişim tarihi: 07.04.2014)

**Anonim, 2014k.** <http://www.swordforum.com/forums/showthread.php?54273-TTT-vs-CCT-chart-usage>

(Erişim tarihi: 10.04.2014)

**Anonim, 2014l.**

<http://prism.mit.edu/xray/introduction%20to%20xrpd%20data%20analysis.pdf>

(Erişim tarihi: 19.05.2014)

**Araujoa, I.J.C., Luiz da Silva, B., Spinellib, J.E., Garciac, A. 2011.** Evolution of eutectic spacing during unidirectional solidification of Al-Ni alloys. *Materials Research*, 14(2): 268-273.

**Ashby, M.F., Evans, A. G., Fleck, N.A., Gibson, L.J., Hutchinson, J.W, Wadley, H.N.G. 2000.** Metal foams, a design guide. Butterworth-Heinemann, Woburn, MA, USA, 251 pp.

**Ashby, M.F., Jones, D.R.H. 1998.** Engineering materials 2: An introduction to microstructures, processing and design. Butterworth-Heinemann, Woburn, MA, USA, 381 pp.

**Banhart, J. 2000.** Manufacturing routes for metallic foams. *Journal of Metals*, 52: 22-27.

**Banhart, J. 2001.** Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. *Progress in Materials Science*, 46(6): 559-632.

**Banhart, J. 2006.** Metal foams: production and stability. *Advanced Engineering Materials*, 8(9): 781-794.

**Banhart, J. 2007.** Metal foams - from fundamental research to applications: Frontiers in the Design of Materials, Editors: Baldev, R., Ranganathan, S., Mannan, S.L., Bhanu Sankara Rao, K., Matthew, M.D., Shankar, P., Universities Press Limited, India, pp 279-289.

**Banhart, J., Schmoll, C., Neumann, U. 1998.** Light-weight aluminium foam structures for ships. Conference on Materials in Oceanic Environment (Euromat '98), 22-24 July, 1998, Lisbon, Portugal.

**Banhart, J., Seeliger, H.-W. 2008.** Aluminium foam sandwich panels: manufacture, metallurgy and applications. *Advanced Engineering Materials*, 10: 793-802.

**Bram, M., Kempmann, C., Laptev, A., Stöver, D., Weinert, K. 2003.** Investigations on the machining of sintered titanium foams utilizing face milling and peripheral grinding. *Advanced Engineering Materials*, 5(6): 441-447.

**Brepohl, E. 2001.** Theory and practice of goldsmithing, Editor: McCreight, T., Translator: Lewton-Brain, C. Brynmorgen Press, Portland, ME, USA, 536 pp.

**Campana, F., Pilone, D. 2008.** Effect of wall microstructure and morphometric parameters on the crush behaviour of Al alloy foams. *Materials Science and Engineering: A*, 479(1-2): 58-64.

**Campbell, J.E. 2009.** Metal and polymer foam hybrid materials: design, fabrication and analysis. *MSc Thesis*, University of Toronto, Department of Materials Science and Engineering, Canada.

**Contorno, D., Felice, L., Fratini, L., Micari, F. 2006.** Forming of aluminum foam v/ sandwich panels: Numerical simulations and experimental tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 177(1-3): 364-367.

**Çakır, M.C, Uğuz, A., Sığırtaç, T. 2009.** Alüminyum köpük malzemelerin ikincil işlemlerinin incelenmesi. 11. Otomotiv Sempozyumu: 'Kalıpcılık ve Tasarım', Bursa, Türkiye.

**Davis, J. R. 1993.** Aluminum and aluminum alloys. ASM International, Ohio, USA, 784 pp.

**Demir, H., Gündüz, S. 2009.** The effects of aging on machinability of 6061 aluminium alloy. *Materials & Design*, 30(5): 1480-1483.

**Demirci, A.H. 2004.** Malzeme bilgisi. Alfa Kitabevi, Bursa, Türkiye, 314 s.

- Duarte, I., Banhart J. 2000.** A study of aluminium foam formation - kinetics and microstructure. *Acta Materialia*, 48(9): 2349-2362.
- Dikusar, A. 2011.** Obtaining of nanowires under conditions of electrodischarge treatment, Nanowires - Implementations and applications, Editor: Hashim, A., InTech Corp, pp 357-374.
- Ergönenç, Ç. 2008.** “Development and design of closed-cell aluminum foam-based lightweight sandwich structures for blast protection”, Master of Science Thesis, İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü (İYTE), İzmir.
- Farkašová, M., Tillová, E., Chalupová, M. 2013.** Modification of Al-Si-Cu cast alloy. *FME Transactions*, 41: 210-215.
- Giesche, H. 2006.** Mercury porosimetry; a general (practical) overview. *Particle & Particle System Characterization*, 23: 1-11.
- Gökmen, U., Türker, M. 2012.** Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ilavesinin alüminyum ve alumix 231 esaslı metalik köpüğün köpürme özelliklerine etkisi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 27(3): 651-658.
- Guglielmotti, A., Quadrini, F., Squeo, E. A., Tagliaferri, V. 2009.** Laser bending of aluminum foam sandwich panels. *Advanced Engineering Materials*, 11(11): 902-906.
- Gupta, K. P. 2009.** Phase diagram evaluations: The Cu-Ni-Y (Copper-Nickel-Yttrium) system. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 30(6): 651-656.
- Habashi, F. 1998.** Alloys: preparation, properties, applications. Wiley-VCH, Weinheim, Germany, 321 pp.
- Hardy, H.K., Heal, T.J. 1954.** Report on precipitation. *Progress in Metal Physics*, 5: 143-278.
- Heijman, M.J.G.W., Benes, N.E., ten Elshof, J.E., Verweij, H. 2002.** Quantitative analysis of the microstructural homogeneity of zirconia-toughened alumina composites. *Materials Research Bulletin*, 37(1): 141-149.
- Helfen, L., Baumbach, T., Stanzick, H., Banhart, J., Elmoutaouakkil, A., Cloetens, P. 2002.** Viewing the early stage of metal foam formation by computed tomography using synchrotron radiation. *Advanced Engineering Materials*, 4(10): 808-813.
- Helwig, H.-M., Garcia-Moreno, F., Banhart, J. 2011.** A study of Mg and Cu additions on the foaming behaviour of Al-Si alloys. *Journal of Materials Science*, 46(15): 5227-5236.

- Ibrahim, A., Körner, C., Singer, R.F. 2008.** The Effect of TiH<sub>2</sub> particle size on the morphology of Al-foam produced by PM process. *Advanced Engineering Materials (Special Issue: Metallic Foams)*, 10(9): 845-848.
- Jeong, C. 2012.** Effect of alloying elements on high temperature mechanical properties for piston alloy. *Materials Transactions*, 53(1): 234-239.
- Jing-Shiang, S., Yih-Fong, T., Jin-Bin, Y. 2011.** Principal component analysis for multiple quality characteristics optimization of metal inert gas welding aluminum foam plate. *Materials & Design*, 32(3): 1253-1261.
- Johne, P. 1994.** Machining of products. Training in Aluminium Application Technologies (TALAT), European Aluminium Association (EAA).
- Kadoi, K., Babcsán, N., Nakae, H. 2009.** Heat treatment of TiH<sub>2</sub> powder to control decomposition phenomenon for aluminum foam fabrication by melt route. *Materials Transactions*, 50(4): 727-733.
- Kelly, J.F., Cotterell, M.G. 2002.** Minimal lubrication machining of aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 120(1-3, 15): 327- 334.
- Kennedy, A.R. 2002.** The effect of TiH<sub>2</sub> heat treatment on gas release and foaming in Al-TiH<sub>2</sub> preforms. *Scripta Materialia*, 47(11): 763-767.
- Kennedy, A.R., Lopez, V.H. 2003.** The decomposition behavior of as-received and oxidized TiH<sub>2</sub> foaming-agent powder. *Materials Science & Engineering A*, 357(1): 258-263.
- Koizumi, T., Kido, K., Kita, K., Mikado, K., Gnyloskurenko, S., Nakamura, T. 2011.** Foaming agents for powder metallurgy production of aluminum foam. *Materials Transactions*, 52(4): 728-733.
- Lasa, L., Rodriguez-Ibabe, J.M. 2001.** Effect of composition and processing route on the wear behaviour of Al-Si alloys. *Scripta Materialia*, 46: 477-481.
- Lehmhus, D., Banhart, J. 2003.** Properties of heat-treated aluminium foams. *Materials Science and Engineering: A*, 349(1-2): 98-110.
- Li, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., Ravindran, C., Valtierra, S. 2003.** Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl<sub>2</sub> phase in Al-Si-Cu 319 alloys. *Journal of Materials Science*, 38(6): 1203-1218.
- Matijasevic, B., Banhart, J. 2006.** Improvement of aluminium foam technology by tailoring of blowing agent. *Scripta Materialia (In Viewpoint Set no. 38)*, 54(4): 503-508.

- Matijasevic-Lux, B., Banhart, J., Fiechter, S., Görke, O., Wanderka, N. 2006.** Modification of titanium hydride for improved aluminium foam manufacture. *Acta Materialia*, 54(7): 1887-1900.
- Mccullough, K.Y.G., Fleck, N.A., Ashby, M.F. 1999.** Uniaxial stress-strain behaviour of aluminium alloy foams. *Acta Materialia*, 47(8): 2323-2330.
- Mukherjee, M., Garcia-Moreno, F., Banhart, J. 2010.** Defect generation during solidification of aluminium foams. *Scripta Materialia*, 63(2): 235–238.
- Mukherjee, M., Ramamurty, U., Garcia-Moreno, F., Banhart, J. 2010.** The effect of cooling rate on the structure and properties of closed-cell aluminium foams. *Acta Materialia*, 58: 5031–5042.
- Mustapha, F., Mustapha, M., Noorsal, K., Mamat, O., Hussain, P., Ahmad, F., Muhamad, N., Haris, S.M. 2010.** Preliminary study on the fabrication of aluminium foam through pressure assisted sintering dissolution process. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(12): 1598-1612.
- Oka, S.H. 2009.** Alüminyum köpük metalinin farklı yükleme koşullarındaki mekanik özelliklerinin deneysel ve matematiksel modellemesi. *Doktora Tezi*, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, Türkiye.
- Oka, S.H., Uğuz, A. 2008.** Alüminyum köpük metalinin darbe karakteristikleri. OTEKON'08 Otomotiv Teknolojileri Kongresi, Bursa.
- Olson, E. 2011.** Particle shape factors and their use in static image analysis – part 1 – theory. *Journal of GxP Compliance*, 15(3): 85-96.
- Olurin, O.B., Fleck, N.A., Ashby, M.F. 2000.** Joining of aluminium foams with V-fasteners and adhesives. *Journal of Materials Science*, 35: 1079 - 1085.
- Pfeifer, M. 2009.** Materials enabled designs: The materials engineering perspective to product design and manufacturing. Butterworth-Heinemann, MA, USA, 320 pp.
- Pogibenko, A.G., Konkevich, V.Y., Arbuzova, L.A., Ryazantsev' V.I. 2001.** The weldability of aluminium-based foam materials. *Welding international*, 15(4): 312-316.
- Rack, A., Helwig, H.-M., Bütow, A., Rueda, A., Matijašević-Lux, B., Helfen, L., Goebbels, J., Banhart, J. 2009.** Early pore formation in aluminium foams studied by synchrotron-based microtomography and 3-D image analysis. *Acta Materialia*, 57(16): 4809-4821.
- Rajput, R. K. 2006.** Engineering Materials & Metallurgy. S. Chand & Company Ltd, New Delhi, India, 309 pp, p 29.

- Raynor, G. V., Waldron, M. B. 1948.** The constitution of the aluminium-rich aluminium-cobalt-iron alloys, with reference to the role of transitional elements in alloy formation, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 194(1038): 362-374.
- Rhodes, C.G., Garmong, G. 1972.** The aging response of Al-Cu and Al-Cu-Mg directionally solidified eutectics. *Metallurgical Transactions*, 3(7): 1861-1868.
- Riegler, H., Köhler, R. 2007.** How pre-melting on surrounding interfaces broadens solid-liquid phase transitions. *Nature Physics*, 3(12): 890 – 894.
- Samuel, E., Garat, M., Major, J. 2011.** Mechanical property behaviour of rheocast 319 alloys with and without iron additions. *SAE Technical Paper*, 2011-01-1089.
- Schaeffler P., Berthold, P. 2008.** Processing and properties of Alulight aluminum foams and sandwich panels for shipboard applications. National Shipbuilding Research Program Panel on Product Development and Materials Technology, Biloxi, MS, USA.
- Schaeffler, P., Rajner, W., Claar, D., Trendelenburg, T., Nishimura, H. 2005.** Production, properties; and applications of alulight® closed-cell aluminum foams. The Fifth International Workshop on Advanced Manufacturing Technologies, London, Canada.
- Sedliaková, N., Simancik, F., Kováčik, J., Minâr, P. 1997.** Joining of aluminium foams. Symposium Metallschaume, Bremen, Germany.
- Senapati, S. 2005.** Evolution of lamellar structures in al-ag alloys. *Yüksek Lisans Tezi*, Department of Mechanical Materials & Aerospace Engineering, College of Engineering & Computer Science, University of Central Florida, Orlando, Florida, USA.
- Shang, J.T., Xuming, C., Deping, H. 2008.** Preparation of three-dimensional shaped aluminum alloy foam by two-step foaming. *Materials Science and Engineering: B*, 151(2): 157-162.
- Sığırtmaç, T. 2010.** Metal köpük malzemelerin üretim sonrası kesme ve birleştirme işlemlerinin deneysel verilerden yararlanarak modellenmesi. *Doktora Tezi*, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, Türkiye.
- Sığırtmaç, T., Çakır, M.C., Uğuz, A. 2008.** Alüminyum metal köpük malzemelerin kesme işlemlerinin incelenmesi. 4. Otomotiv Teknolojileri Kongresi, Bursa, Türkiye.
- Simancik, F. 1999.** Reproducibility of aluminium foam properties. International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures, Bremen.



**Simancik, F., Minariková, N., Culak, S., Kovacik, J. 1999.** Effect of foaming parameters on the pore size. *Metal Foams and Porous Metal Structures*, Bremen, Germany.

**Solórzano, E., Reglero, J.A., Rodriguez-Pérez, M.A., De Saja, J.A., Rodriguez-Méndez, M.L. 2007.** Improvement of the foaming process for 4045 and 6061 aluminium foams by using the Taguchi methodology. *Journal of Materials Science*, 42(17): 7227-7238.

**Song, Y., 2012.** Image analysis for automatic phenotyping measurements. *Biomathematics and Statistics Scotland (BioSS)*.  
<http://www.bioss.ac.uk/people/you/training/ppt-8-pm-measure.pdf>  
(Erişim tarihi: 18.05.2014).

**Songmene, V., Khettabi, R., Zaghbam, I., Kouam, J., Djebara, A. 2011.** Machining and machinability of aluminum alloys: Aluminium alloys, theory and applications, Editors: Kvackaj, T., Bidulsky, R., InTech Corp, pp 377-400.

**Stöbener, K., Rausch, G. 2009.** Aluminium foam-polymer composites: processing and characteristics. *Journal of Materials Science*, 44(6): 1506-1511.

**Surace, R., Bruno, S., De Filippis, L. A.C., Ludovico, A.D. 2009.** Multi-objective optimization of aluminium foam manufacturing parameters. *International Journal of Simulation Modelling*, 8(2): 81-89.

**Surace, R., De Filippis, L.A.C., Ludovico, A.D., Boghetich, G. 2009.** Application of Taguchi method for the multi-objective optimization of aluminium foam manufacturing parameters. *International Journal of Material Forming*, 3(1): 1-5.

**Suryanarayana, C., Norton, M.G. 1998.** X-ray diffraction: A practical approach. Plenum Press, New York, USA, 273 pp.

**Şirvancı, M. 1997.** Kalite için deney tasarımı. Literatür Yayıncılık, İstanbul, 112 s.

**Tash, M., Samuel, F.H., Mucciardi, F., Doty, H.W., Valtierra, S. 2006.** Effect of metallurgical parameters on the machinability of heat-treated 356 and 319 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 434(1-2): 207-217.

**Toksoy, A.K., Güden, M. 2010.** Partial Al foam filling of commercial 1050H14 Al crash boxes: The effect of box column thickness and foam relative density on energy absorption. *Thin-Walled Structures*, 48(7): 482-494.

**Türker, M. 2009.** Toz Metalürjisi Yöntemi ile Alüminyum Köpük Üretimi. 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09), Karabük.

**Vander Voort, G.F. 2006.** Atlas of aluminum microstructures: Analytical characterization of aluminum, steel, and superalloys, Editors: MacKenzie, D.S., Totten, G.E., CRC Press, Taylor & Francis Group, USA, pp 55-156.

**Wang, S.C., Starink, M.J. 2005.** Review of precipitation in Al-Cu-Mg(-Li) alloys. *International Materials Reviews*, 50: 193-215.

**Wang, J., Wolverton, C., Müller, S. Liu, Z., Chen, L. 2005.** First-principles growth kinetics and morphological evolution of Cu nanoscale particles in Al. *Acta Materialia*, 53: 2759–2764.

**Warmuzek, M. 2004.** Metallographic techniques for aluminum and its alloys: Metallography and microstructures, ASM handbook, Vol 9, Editor: Vander Voort, G.F., ASM International, USA, pp 711–751.

**Young, B., Wu, J., Huang, T., Yeh, K., Wu, M. 2010.** Magnetic fluctuations in FeSe<sub>1-δ</sub> and Cu-doped FeSe<sub>1-δ</sub>: <sup>77</sup>Se NMR experiments. *Physical Review B*, 81, 144513.

## ÖZGEÇMİŞ

**Adı Soyadı:** Cihat Ensarioğlu  
**Doğum Yeri ve Tarihi:** Bursa - 1981  
**Yabancı Dili:** İngilizce

### **Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)**

Lise: Milli Piyango (Ahmet Erdem) Anadolu Lisesi, Bursa  
Lisans: UÜ, Makine Mühendisliği Bölümü, Bursa  
Yüksek Lisans: UÜ, Makine Mühendisliği AD, Bursa

### **Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl:**

UÜ, Makine Mühendisliği Bölümü (Arş. Gör.), 2005-...

**İletişim (e-posta):** cihatensari@uludag.edu.tr

### **Yayımları:**

**Cakir, M.C., Bayram, A., Kircali, K.K., Ensarioğlu, C. 2011.** Effects of microstructure on machinability of ductile iron. *Journal of Engineering Manufacture*, 225(2): 297-304.

**Cakir, M.C., Ensarioğlu, C., Demirayak, I. 2009.** Mathematical modeling of surface roughness for evaluating the effects of cutting parameters and coating material. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(1): 102-109.

**Çakır, M.C., Gürsakal, N., Murat, D., Ensarioğlu, C., Şenkal, D. 2011.** Parça tornalaması işlemlerinde yüzey pürüzlülüğü – takım ömrü – işleme parametreleri ilişkisinin deney tasarım (DOE) yöntemiyle modellenmesi. UÜ I. Bilgilendirme ve Ar-Ge Günleri, Bursa.

**Çakır, M.C., Uğuz, A., Ensarioğlu, C., Ertan, R., Çavdar, F.Y. 2011.** Köpük malzemelerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi ve işlenebilirlik etüdü. UÜ I. Bilgilendirme ve Ar-Ge Günleri, Bursa.

**Ensarioğlu, C., Çakır, M.C. 2005.** Titanyum ve alaşımlarının işlenebilirlik etüdü. *Mühendis ve Makine*, 546: 36-46.

**Ensarioğlu, C., Çakır, M.C. 2007.** Talaşlı imalat işlemlerinde kesme parametrelerinin ve işlenebilirliğin belirlenmesi için bir uzman sistem yaklaşımı. IV. Makina Tasarım ve İmalat Teknolojileri Kongresi, Konya.

**Ensarioğlu, C., Çakır, M.C., Çavdar, K. 2006.** Yenilikçi-yaratıcı sorun çözme tekniğinin (TRIZ) montaj için tasarım alanına uygulanması. 1.TİMAK Kongresi, Balıkesir.

**Ensarioğlu, C., akır, M.C., Kck, O. 2005.** Yenilikçi-yaratıcı sorun çözme yaklaşımı (TRIZ) üzerine hazırlanmış bir yazılım. III. Makina Tasarım ve İmalat Teknolojileri Kongresi, Konya.

**Hepyaşar, B., Ensarioğlu, C., akır, C. 2012.** Delik delme işlemlerinde ıslah çeliklerinin işlenebilirliğinin incelenmesi. III. Ulusal Talaşlı İmalat Sempozyumu, Ankara.

**Karen, İ., Ensarioğlu, C., Reis, M. 2012.** Diferansiyel gelişim algoritması ile kesme parametrelerinin optimizasyonu. UÜ II. Bilgilendirme ve Ar-Ge Günleri, Bursa.

**Reis, M., Pala, Y., Ensarioğlu, C. 2012.** Robot hava polisi. UÜ II. Bilgilendirme ve Ar-Ge Günleri, Bursa.