



TÜRKİYE BİLİMSEL VE
TEKNİK ARAŞTIRMA KURUMU

THE SCIENTIFIC AND TECHNICAL
RESEARCH COUNCIL OF TURKEY

**YAPISAL UYGULAMALAR İÇİN İNTERMETALİKLERLE
TAKVİYE EDİLMİŞ LAMİNE KOMPOZİTLERİN
GELİŞTİRİLMESİ**

2001-53

PROJE NO : MİSAG-67

**Makina, Kimyasal Teknolojiler, Malzeme ve İmalat Sistemleri
Araştırma Grubu**

**Mechanical Engineering, Chemical Technologies, Material
Sciences and Manufacturing Systems Research Grant
Committee**

**YAPISAL UYGULAMALAR İÇİN İNTERMETALİKLERLE
TAKVİYE EDİLMİŞ LAMİNE KOMPOZİTLERİN
GELİŞTİRİLMESİ**

2001-53

PROJE NO : MİSAG-67

**PROF.DR. TAYFUR ÖZTÜRK
PROF.DR. ŞAKİR BOR
PROF.DR. AMDULLA O.MEKHRABOV
DOÇ.DR. VEDAT AKDENİZ**

11.9.95

11.9.97

ODTÜ Metalurji
ve Malzeme Mide.
Bl. Ankara

(30)

Tc.
Tc. En

**EYLÜL 1999
ODTÜ - ANKARA**

1-85

ÖNSÖZ

Bu çalışma TÜBİTAK tarafından desteklenen MİSAG 67 İntermetaliklerle takviye edilmiş Al lamine kompozitlerin geliştirilmesini konu alan çalışmanın sonuçlarını yansıtmaktadır. Eylül 1995 - Nisan 1997 arasında sürdürülen bu çalışma Al esaslı lamine kompozitleri konu almakta ve takviye fazı olarak Fe ve Ti değerlendirilmektedir.

Çalışmanın yürütülmesi sırasında idari yönleri ile ilgili esnek ve anlayışlı yaklaşımlarından ötürü Prof. Dr. Önder Özbelge'ye teşekkür ederiz. Gene idari yönlerdeki katkılarından ötürü Feridun Görgülü'ye teşekkür ederiz

Bu çalışma değişik kuruluşlarda mevcut altyapı olanaklarından faydalanarak gerçekleştirilmiştir. Başta ODTÜ Metalurji Mühendisliğinde mevcut atölye ve laboratuvar olanakları için Bölüm Başkanı Prof. Dr. Mustafa Doruk'a ve Prof. Dr. Naci Sevinç'e teşekkür ederiz. Gene bu proje kapsamında kullanılan haddeleme olanakları için TÜBİTAK MAM Malzeme Bölüm Başkanı Doç. Dr. Tarık Baykara'ya teşekkür ederiz.

Bu projede görev alan yüksek lisans öğrencilerimiz Caner Durucan, Kıvılcım Önal ve Özgür Yazar'a projeye doğrudan ve dolaylı katkılarından ötürü teşekkür ederiz.

İÇİNDEKİLER

Önsöz.....	i
İçindekiler.....	ii
Öz.....	iv
Abstract.....	iv
I- Giriş.....	1
II- Literatür Araştırması ve Ön Gözlemler.....	2
II-1 Literatür Araştırması.....	2
II-1.1 Metal-İntermetalik Kompozitlerin Üretimi.....	2
II-1.2 Metal/Metal Sistemlerin Deformasyonu ve Makroyapının Gelişimi.....	4
II-2 Ön Gözlemler.....	6
II-2.1 Tel Numuneler.....	6
II-2.1.1 α -Fe-Al sistemi.....	7
II-2.1.2 α Fe-(Al-%3Mg) sistemi.....	7
II-2.1.3 Fe-%9 Ni-(Al-%2Mg) sistemi.....	10
II-2.1.4 (Fe-%20 Cr-%8Ni)-(Al-%2.5 Mg) sistemi.....	10
II-2.1.5 (Fe-%22 Cr-%5Al)-(Al-%1.5 Mg) sistemi.....	14
II-2.2 Lamine Numuneler.....	15
II-2.2.1 α -Fe-(Al-Mn) sistemi.....	16
III- Metal-Metal Lamine Kompozitlerde Makroyapı Denetimi.....	23
III-1 Malzeme ve Yöntem.....	23
III-1.1 Model.....	23
III-1.2 Malzeme Özellikleri.....	24
III-1.3 Modellemenin Doğrulanması.....	26
III-1.4 Boyun Verme ve Parçalanma.....	28
III-2 Makroyapı Oluşumu.....	29
III-3 Makroyapının Denetimi.....	45
IV- İntermetaliklerle Takviye edilmiş Al esaslı Kompozitlerde Uygun Sistemin Seçimi.....	46

IV-1 Hacimsel Uyum Değerlendirmesi.....	46
IV-2 İntermetalik Seçme Mekanizması.....	58
V- Al-Fe ve Al-Ti Sistemlerinde İncelemeler.....	67
V-1 Kompozit Blokların Üretimi.....	67
V-2 Kompozit Blokların Haddelenmesi.....	68
V-3 Lamine Blokların Tavlanması ve İntermetalığın Karakterizasyonu.....	72
V-4 İntermetalik Oluşumu.....	73
V-5 İntermetalik Büyüme Kinetiği.....	76
V-6 Makroyapı ile ilgili Gözlemler.....	81
VI- Genel Değerlendirme ve Sonuç.....	83
VI-1 Genel Değerlendirme.....	83
VI-2 Sonuçlar.....	84
Kaynakça.....	86

IV-1 Hacimsel Uyum Değerlendirmesi.....	46
IV-2 İntermetalik Seçme Mekanizması.....	58
V- Al-Fe ve Al-Ti Sistemlerinde İncelemeler.....	67
V-1 Kompozit Blokların Üretimi.....	67
V-2 Kompozit Blokların Haddelenmesi.....	68
V-3 Lamine Blokların Tavlanması ve İntermetalığın Karakterizasyonu.....	72
V-4 İntermetalik Oluşumu.....	73
V-5 İntermetalik Büyüme Kinetiği.....	76
V-6 Makroyapı ile ilgili Gözlemler.....	81
VI- Genel Değerlendirme ve Sonuç.....	83
VI-1 Genel Değerlendirme.....	83
VI-2 Sonuçlar.....	84
Kaynakça.....	86

ÖZ

Çalışma intermetaliklerle takviye edilmiş Al lamine kompozitlerin geliştirilmesini hedeflemektedir. Çalışma sözkonusu malzemelerin küçük ve orta ölçekli kuruluş olanaklarını göz önünde bulundurarak ve bu kısıtlar içerisinde üretimini hedef almaktadır. Al-Fe ve Al-Ti metal-metal sisteminde yapılan çalışma düşük hadde kapasiteleri ile bunların levhaya dönüştürülmesini ve takiben bir iç reaksiyonla intermetaliklerin oluşturulmasını konu almaktadır. Çalışma başlangıçta metal/metal nitelikli kompozitte makroyapının denetlenebileceğini ve iç yapının bu açıdan bir darboğaz oluşturmadığını göstermektedir. Çalışma ayrıca, oluşan intermetalik yapıyla uyumunun önemli olduğunu göstermekte, intermetalik oluşumunun makul sürelerde tamamlanabilmesi için takviye metalin bir kaç on mikrondan daha kalın olmamaklığına işaret etmektedir.

ABSTRACT

The project aims to develop intermetallic reinforced Al laminates from metal/metal composites via in-situ reaction. It is aimed that the materials in question would be producible within standard facilities available in small and medium size enterprises in Al sector. Thus the material initially is a metal-metal(Al-Fe and Al-Ti) laminates with low volume fraction of stronger phase and can be processed to plates or sheets with rolling mills of limited capacity. Intermetallics are formed at the final stage of processing by in-situ reaction between the constituent layers. The study shows metal metal laminates are amenable to processing in such manner that controlled macrostructure could be developed in which control can be exercised on the aspect ratio and distribution of stronger phase. The study further shows the relative importance of volume mismatch consideration between the intermetallics and the reactant phases. This emphasizes the importance of mechanisms involved in intermetallic selection so as to produce laminates with structural integrity. The study indicates that so as to complete the reaction within reasonably annealing cycle, stronger metallic phase should be not thicker than several tens of microns

I.GİRİŞ

Çalışma intermetaliklerle takviye edilmiş Alüminyum esaslı kompozitlerin geliştirilmesini konu almaktadır. Proje, lamine kompozitlerin başlangıçta metal/metal esaslı olarak oluşturulmasını ve takiben intermetaliklerin bir içreaksiyon esaslı olarak oluşturulmasını hedeflemektedir.

Çalışma yukarıda tanımlandığı kapsamla metalik malzemelerin şekillendirilebilme özellikleri ile kompozitlerin yüksek dayanımlarını harmanlamayı, her iki grubun üstün özelliklerinin birarada elde edilmesini amaçlamaktadır. Şekillendirilebilme özelliği ayrıca makroyapının denetimi bağlamında da değerlendirilebilmekte, bu şekilde faz dağılımının kontrolü de çalışma kapsamı içerisinde yer almaktadır.

Çalışma dört kısımdan oluşmaktadır. Birinci kısım iç reaksiyonu konu alan öngözlemleri içermektedir. Bu kısımda temin edilebilen farklı metal çiftleri sıcak presleme veya tokaçlamayı takiben çiftli sistemlerde iç reaksiyonla oluşan intermetalikler karakterize edilmektedir. İkinci kısım, iç reaksiyonla elde edilebilecek faydalı özelliklere sahip sistemleri teorik olarak belirlemeyi hedefleyen bir değerlendirmeyi içermektedir. Burada yaklaşım oluşan intermetaliklerin bu çalışma hedefleri açısından faydalı olabilmesi için birinci planda, reaksiyon girdileri ile ürünün hacimsel olarak uyumunu esas almaktadır. Üçüncü kısım metal/metal sistemlere yoğunlaşmakta ve iç yapının denetimini konu almaktadır. Sonlu elemanlar yöntemi ile ele alınan bu kısımda amaç ince uzun ve dar aralıklı takviye fazının serpiştirildiği makroyapının elde edilmesini mümkün kılan koşulların ve sistemlerin belirlenmesidir. Dördüncü kısım bu çalışma için seçilen Al- Fe ve Al- Ti sistemlerinde yapılan deneysel çalışmaları içermektedir. Beşinci kısım ile yapılan çalışma irdelenmiş ve elde edilen sonuçlar verilmiştir.

II. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI VE ÖN GÖZLEMLER.

II-1 Literatür Araştırması

Bu bölümde metal-intermetalik kompozitlerin üretimi ve metal/metal sistemlerinde makroyapının oluşumu literatür bazında değerlendirilecektir. Rapor konusu çalışma yeni bir malzemenin geliştirilmesini hedeflediğinden ve bu konu bir sentez niteliği arzettiğinden literatür ancak konuya doğrudan ilgisi temelinde değerlendirilecektir.

II-1.1 Metal- İntermetalik Kompozitlerin Üretimi

İntermetaliklerle takviye edilmiş metal kompozitlerler yoğun araştırma konusu olmakla beraber, bu çalışmada hedeflenen üretim sistemine literatürde örnekler kısıtlıdır.

İçreaksiyonu esas alan bir çalışma Xia, 1999 tarafından gerçekleştirilmiş ve bu çalışmada Ni-(Ni₂ Al₃, NiAl₃) lamine kompoziti Ni ve Al levhalar kullanılarak üretilmiştir. Bu amaçla Ni ve Al levhalar sırayla dizilmiş preslemeyi takiben vakuma alınmış ve daha sonra 600 °C civarında tavlama işlemlerine tabii tutulmuşlardır. İşlem sonucu oluşam iç reaksiyonla belirtilen intermetalikler oluşmuştur. Tavlama işlemlerinin ayrıntılarına bağlı olarak kontrol edilen intermetalik miktarı ile malzeme özelliklerindeki değişim incelenmiştir.

Chung 1999 benzer şekilde -ancak daha ince düzeyde- Nb ve Al folyoları üstüste koyarak elde ettiği lamine bloku preslemiş ve daha sonra ısı işlemlere tabii tutarak oluşan intermetalikleri incelemiştir. İşlem sonucunda anayapısı Nb olan ve Nb-Al sistemindeki intermetaliklerden oluşan bir kompozit elde edilmiştir. Bu çalışma ağırlıklı olarak iç reaksiyon üzerinde durmuş, oluşturulan kompozitin özellikleri kapsam dışında tutulmuştur.

Yukarıdaki çalışmalar bu rapor konusu süreçten farklı olarak hazır sürekli levhaların iç reaksiyonunu hedeflemiş, iç reaksiyon öncesi makroyapının kontrolü çalışmanın kapsamı içerisinde yer almamıştır.

Gerek bu rapor konusu çalışmada, gerekse yukarıda belirtilen Xia, 1999 tarafından yapılan çalışmada iç reaksiyon katı halde oluşmaktadır. İç reaksiyonda diğer bir yaklaşım ise kendiliğinden ilerleyen yüksek sıcaklık sentezlemesi olarak isimlendirilen (self-propogating high-temperature synthesis-SHS) sıvı oluşumu ile intermetalik sentezlenmesidir. Konuya ilişkin bir değerlendirme Öveçoğlu 1997 tarafından verilmektedir. Yöntem, uygun metalik tozlardan oluşan kompaktın toz metalurjisi yöntemleri ile hazırlanmasını ve bir kalıba yerleştirilmesi ve takiben ani bir elektrik şoku ile tepkimenin başlatılması şeklindedir. Reaksiyonun ekzotermik olması, reaksiyon ısısına ve metal tozlarının oranına bağlı olarak, sentezleme kendiliğinden ilerleyebilmekte, sıcaklığın yükselmesi ile kompakt yer yer veya tamamen sıvı durumuna geçebilmektedir. Reaksiyon süresince basıncın uygulanması ile tam yoğunluğa yakın yapılar elde edilebilmektedir. Belirtilen yöntem, sırf intermetalik oluşturma amacıyla kullanılabilirdiği gibi(örneğin Gautier ve diğerleri 1999) toz oranlarının uygun tarzda ayarlanması ile metal-intermetalik kompozitlerinin de üretimini mümkün kılmaktadır. İkinci durumda dikkate alınması gereken önemli etmen reaksiyonun kendiliğinden ilerleyebilmesi için toz karışımının uygun tarzda ayarlanması gerekliliğidir. Oluşacak intermetalik miktarının ve açığa çıkacak reaksiyon ısısının reaksiyonu sürdürebilecek düzeyde olmalıdır. Nitekim Jie 2000, Al- Al₃Ti kompozitinin üretimi için kullandıkları Al ve Ti tozlarında nispeten düşük Al/Ti oranlarında reaksiyonun kendiliğinden ilerlediğini ancak bu oranın 3.75'in üzerine çıkması durumunda açığa çıkan ısının Al'un ısıtılması ve ergitilmesine yetmediği için reaksiyonun durduğunu gözlemlemişlerdir. Bu durum özellikle düşük intermetalik içeren sistemlerin kendiliğinden ilerleyen reaksiyonla üretiminde sınırlara işaret etmektedir. Çoğu kez bu yöntemle üretilen kompozitlerde intermetalik faz metalik faza göre daha baskın olma durumundadır. Buna bir örnek, Shon ve diğerleri 1999 tarafından MoSi₂- %20 (hacim) Nb sistemi için verilmektedir.

Mizuuchi, 1998 yukarıda belirtilen yöntemle Al- Al₃Ti kompozitini oluşturmuş, ve bu amaçla kullanılan Al ve Ti toz büyüklüklerinde yapılan değişikliklerin reaksiyonda ve malzeme özelliklerindeki etkisini incelemişlerdir.

Yukarıda belirtilen yöntemlerin dışında intermetaliklerle takviye edilmiş metal kompozitler klasik toz metalurjisi yöntemleri ile (Mendiratte 1993), yönlendirilmiş katılaştırma (Bewlay 1996), ark döküm(Mendiratte 1989), fiziksel gaz kaplama(Jackson 1996) ve vakum plazma kaplama (Hussey 1997), gibi yöntemlerle de üretilebilmektedir. Ancak bu yöntemlere rapor konusu malzemeyle ilgileri az olduğundan burada değinilmeyecektir.

Rapor konusu malzemenin yukarıda verilen kendiliğinden ilerleyen sentezleme tekniğine nitelik olarak benzemekle beraber en önemli farkı, iç reaksiyonun düşük sıcaklıklarda -malzeme veya fazlardan birinin sıvı faza geçmeksizin- gerçekleştirilmesidir. Sıvı fazın oluşumu özellikle beraberinde basınç kullanıldığında yoğun yapıların eldesi mümkün kılmaktadır.

Bu çalışmada intermetalğin katı halde -düşük sıcaklık işlemleri ile - elde edilmesi nedeni ile oluşabilecek sorunlar ödeneylerle görülmeye çalışılmıştır. Yapılan bu ön gözlemler aşağıda verilmektedir.

II.1.2 Metal/Metal sistemlerin Deformasyonu ve Makroyapının Gelişimi

Rapor konusu çalışma başlangıçta metal/metal sistemleri konu almakta bu sistemlerde plastik deformasyonla denetimli makroyapıların oluşturulmasını hedeflemekte ve takiben bir iç reaksiyonla yapının metal-intermetalik sisteme dönüştürülmesini hedeflemektedir.

Metal/metal yapıların plastik deformasyonu konusunda Ziesloft ve Hosford 1969 son derece sistemli bir çalışma yapmıştır. Bu sistemde metal bloklar içerisinde silindirik metalik inkluzyonlar yerleştirilmiş ve bu inkluzyonların davranışı blok düzlemsel gerinme koşullarında deforme edilerek incelenmiştir. Bu çalışma sert inkluzyonların deformasyondan kaçtığını yumuşakların ise ana yapıdan daha fazla deforme olduğunu göstermektedir.

Gene model sistemleri konu alan ancak ikinci fazın yukarıdakinin aksine sürekli olduğu sistemler Öztürk 1991, Öztürk 1994 ve Ediz 1994 tarafından incelenmiştir. Bu çalışmalar farklı özelliklerden oluşan tabakalı yapıların haddelme sırasında karmaşık bir gelişim gösterdiğini ortaya koymuştur. Tabakaların dayanç olarak birbirine yakın olduğu durumlarda dayanç oranı 2

ve 2 nin altında, tabakalar homojen olarak deforme olurken, takviye fazının yumuşak fazdan iki kat veya daha fazla sert olduğu durumlarda takviye fazın başlangıçta boyun verdiğini takiben ise koparak yapı içerisinde dağıldığını göstermektedir. Bu şekli ile yapı başlangıçta sürekli olmakla beraber deformasyon sonunda nitelik değiştirmekte ve parçacıkların dağılı olduğu sürekli anayapıda oluşan bir nitelik arz etmektedir.

Atkins 1970 tarafından yapılan bir çalışma sandviç yapıların haddeleme sırasındaki davranışını konu almıştır. Bu çalışmada sandviç malzeme sert fazın boyun vermesi, çekme deneyinde -tek eksenli yüklemeye- oluşan kararsızlıkla aynı nedene bağlanmıştır. Atkins 1970, Mohr çemberi esaslı bir yaklaşımla Sandviç yapı yüklendiğinde sert faz üzerinde çekme kuvvetleri oluştuğunu göstermiş ve boyun vermenin bu kuvvetler nedeni ile oluştuğunu ileri sürmüştür.

Atkins 1970 analizinde sert faz üzerinde çekme kuvveti – düzey itibari ile fazın miktarına ve göreceli dayanç oranına bağlı olarak değişmekle beraber- her durumda oluşmaktadır. Boyun verme ve fazın kopması yukarıda değinildiği gibi ancak yüksek dayanç oranlarında gerçekleşmektedir. Bu durum Atkins 1970’ce geliştirilen analizle izah edilememektedir.

Moore 1981 bu duruma bir açıklık getirmiş ve boyun vermenin oluştuğunu ancak bunun düzey itibari ile belirginleşebilmesi için anayapının sert faza göre daha yumuşak olması gerekliliğini savunmuştur. Bu durum boyun verme eğilimi ile anayapının oluşan boşluğa doluşması nedeni ile oluşmakta, anayapının nispeten dayançlı olması durumunda malzeme boyun boşluğuna çekilemediği için boyun verme süreci durmaktadır.

Bu rapor konusu çalışmanın önsonuçlarını da içeren ve metal/metal sistemlerde makroyapının denetimini konu alan genel bir değerlendirme Ercan 1998 tarafından verilmektedir.

II.2 Ön Gözlemler

İki metalin reaksiyona girmesi ile intermetalik oluşturma konusunda yapılan ön deneyler ana olarak Al-Fe sistemine yoğunlaşmaktadır. Çalışma bu aşamada belirli bir sistematik içermemekte, incelenen sistemler bir komponent Al olmak üzere diğeri temin edilebilen Fe esaslı malzemeler şeklinde olmuştur.

Al-Fe sisteminde incelemeler iki üretim tekniği ile yapılmıştır. Bunlarda biri tel kullanılarak döküm ve tokaçlama yöntemi ile üretilen tel numuneler , diğeri ise levha kullanılarak sıcak presleme ve haddeleme sureti ile üretilen lamine numunelerdir.

II.2.1. Tel Numuneler : Bu yöntemde incelenen sistemler aşağıda verilmektedir.

- 1) α -Fe- Al
- 2) α -Fe- (Al -%3Mg)
- 3) γ (Fe-%9 Ni)- (Al-%2Mg)
- 4) γ (Fe-%20 Cr- %8 Ni)- (Al-%2.5Mg)
- 5) γ (Fe- %22 Cr- %5 Al) – (Al -%1.5Mg)

görüldüğü gibi çoğu sistemde ana faz olarak Al-Mg alaşımı kullanılmış, bir sistemde saf alüminyum değerlendirilmiştir.

Numuneler telin kalıp ortasına yerleştirilmesi ve çevresine anayapı malzemesinin (Al veya Al-%3Mg) dökülmesi ile elde edilmiştir. Daha sonra numuneler Çizelge II.1 de belirtilen çaplara tokaçlanmıştır.

Çizelge 2.1

Öngözlemlerde incelenen tel numunelerde tokaçlama ile inilen çaplar

<u>Tokaçlama</u>	<u>İnilen çap(mm)</u>
1	19.17
2	14.8
3	11
4	8.8
5	6
6	4.75

Tokaçlamayı takiben numuneler farklı koşullarda tavlansak intermetalik oluşunun şekli ve hızı değerlendirilmeye çalışılmıştır.

II.1.1 α Fe-Al sistemi

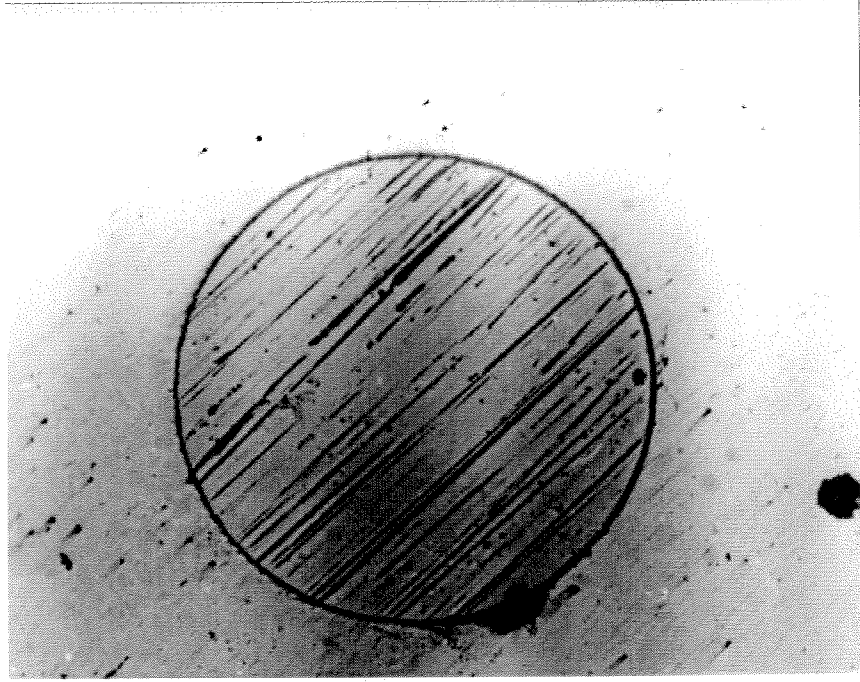
Yapılan tokaçlamada % 60 deformasyona kadar çelik telin(düşük karbonlu çelik) anayapıyla birlikte homojen olarak deforme olduğunu, ancak bu değerden sonra telin yapı içerisinde parçalandığını göstermiştir. Bu parçalanma nedeni ile , örneğin gerçek gerinme olarak $\epsilon = 3.2$ ye deforme edilen numunede çelik telin ortalama olarak 1.89 deformasyon gördüğü tespit edilmiştir. Değişik aşamalarda (% 31, % 59 deforme edilen ve takiben) 550°C de 1 saat tavlansak numunelerde intermetalik oluştuğu ancak oluşan intermetalik kırılkan olduğu müşahade edilmiştir. Yapılan yapısal analiz oluşan intermetalik büyük oranda Fe_2Al_5 ten oluştuğunu göstermiştir.

II.1.2 α Fe-(Al-%3Mg) sistemi

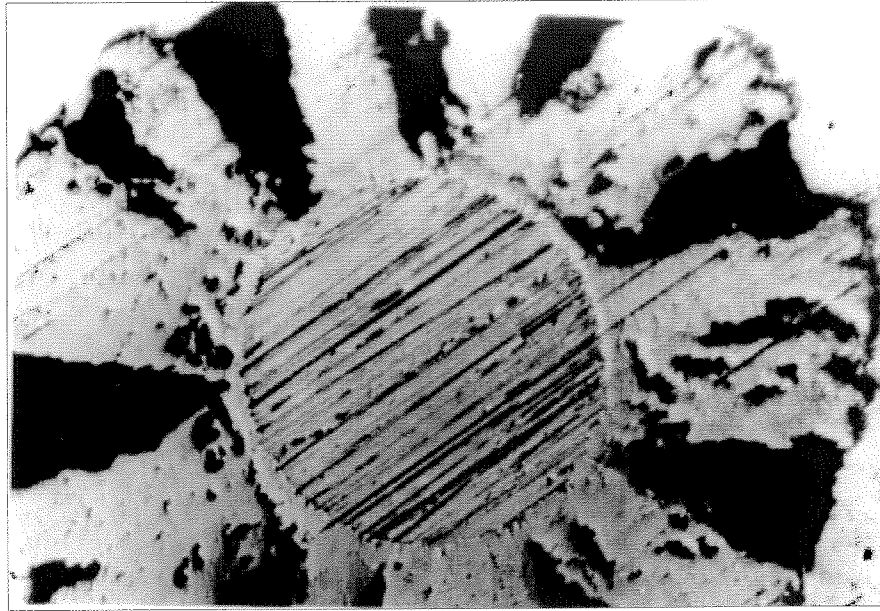
Yapılan tokaçlamada takviye fazının parçalanmasının beraberinde getirdiği sorunları çözmek, ve parçalanmanın anayapının takviye faza göre çok yumuşak olması gerçeğinden kaynaklandığından hareketle saf Al anayapısı yerine dayancılı olarak daha yüksek Al-Mg alaşımına yönelinmiştir. Bu amaçla 680 °C de sıvı haldeki saf alüminyuma yaklaşık 1cm X 1cm boyunda parçalar katılmış ve Mg nin yanmasını engellemek amacıyla sıvı banyo üzerinde koruyucu bir kükürt tabakası oluşturulmuştur.

Al-%3Mg kompozisyonunda hazırlanan anayapılı numune öncekine benzer tarzda tokaçlanmıştır. Aratav verilmeksizin % 95 e kadar tokaçlanan numunede çeliğin düzgün bir tarzda incelendiği tespit edilmiştir.

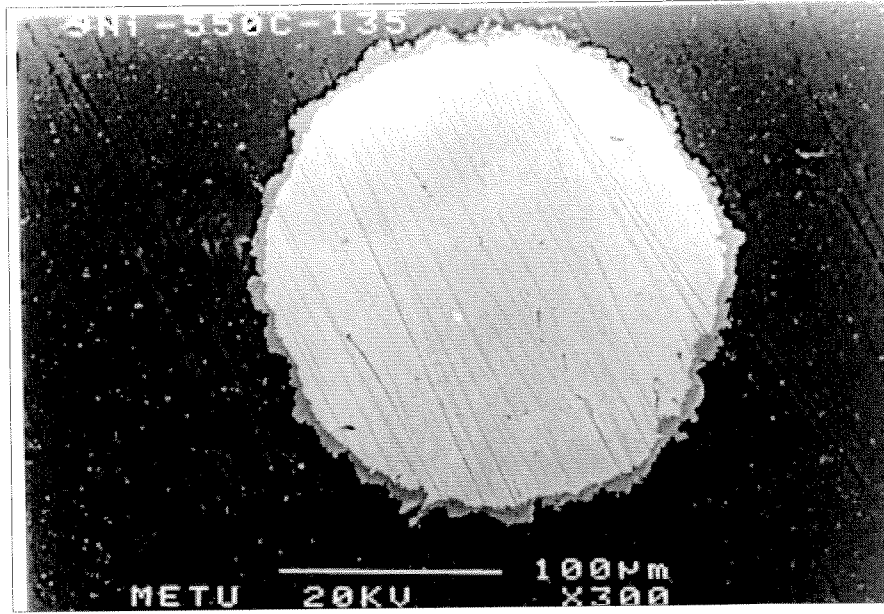
Yapılan ısıt işlem sonucunda intermetalik daha çok anayapıda oluştuğu, ve arayüzeyde ciddi sayılabilecek çatlakların oluştuğu tespit edilmiştir. Başlangıçta(tokaçlama sonrası) dairesel olan çelik telin, Şekil 2.1, ısıt işlem sonrası yıldız şeklinde gözenekli bir yapıya dönüştüğü tespit edilmiştir, Şekil 2.2.



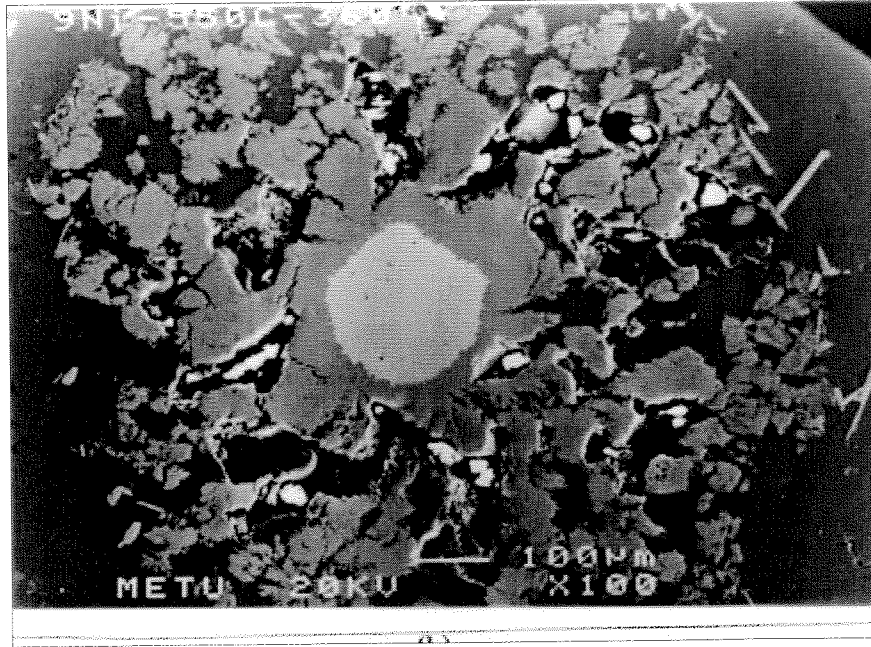
Şekil 2.1 Fe- (Al-%3Mg) sisteminde % 95 tokaçlana sonrası makroyapı. Fe yuvarlak kesidini tokaçlama sonrası muhafaza etmektedir(5X).



Şekil 2.2 Şekil 2.1 de verilen makroyapının 550°C de 2 saat tavlama sonrası aldığı şekil(5X).



(a)



(b)

Şekil 2.3 (Fe-%9Ni) - (Al-%2Mg) sisteminde makroyapılar

a) 550°C de 2 saat 15 dakika tavlama

b) 550°C de 6 saat tavlama

Sonuç olarak hacim merkezli kübik yapıdaki Fe ile Al sisteminin çok uyumlu olmadığı ve bu sistemde faydalı özellikler verecek ve anayapıyla uyumlu intermetalik oluşturmanın kolay olmayacağı sonucuna varılmıştır.

II.2.1.3 Fe-%9 Ni -(Al -%2Mg) sistemi

Bu sistemde yukarıdakine benzer tarzda yapılan çalışmalar olumlu sonuç vermemiştir. Elde edilen yapıya örnek Şekil 2.3 de verilmektedir. 550 °C 15 dakika tavlama ile elde edilen yapı yapıda ince bir reaksiyon bölgesi oluşmuş, ancak tavlama süresinin 6 saate çıkartılması ile reaksiyon belirgin tarzda ilerlemiş, ancak yapı düzeni muhafaza edememiş aşırı dağınık bir nitelik kazanmıştır.

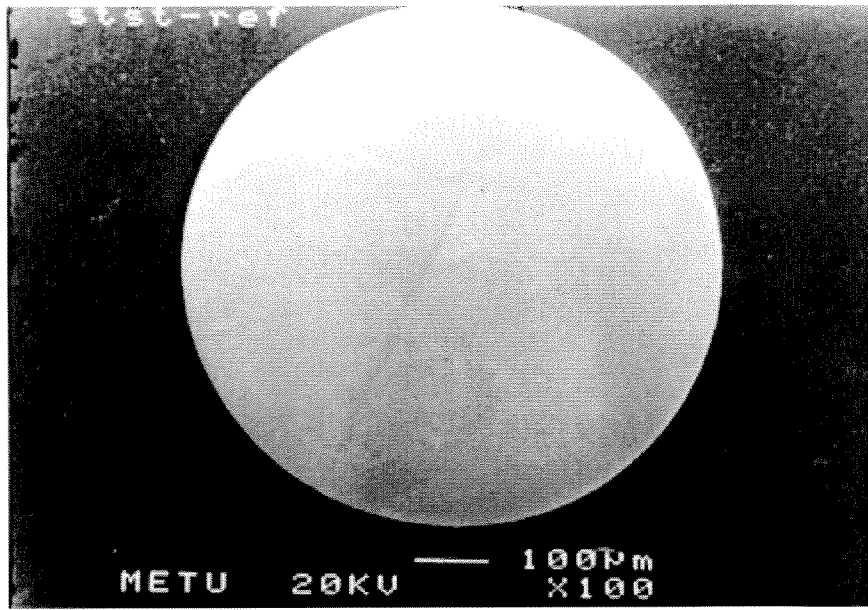
II.2.1.4 (Fe- %20 Cr-%8Ni)-(Al -%2.5 Mg) sistemi

Hacim merkezli kübik yapıdaki demir konusunda yapılan tespitleri takiben, sistem değiştirilmiş ve yüzey merkezli kübik yapıdaki demirin durumu incelenmiştir. Bu amaçla östenitik paslanmaz çelik tel kullanılarak benzer yöntemle numuneler üretilmiştir.

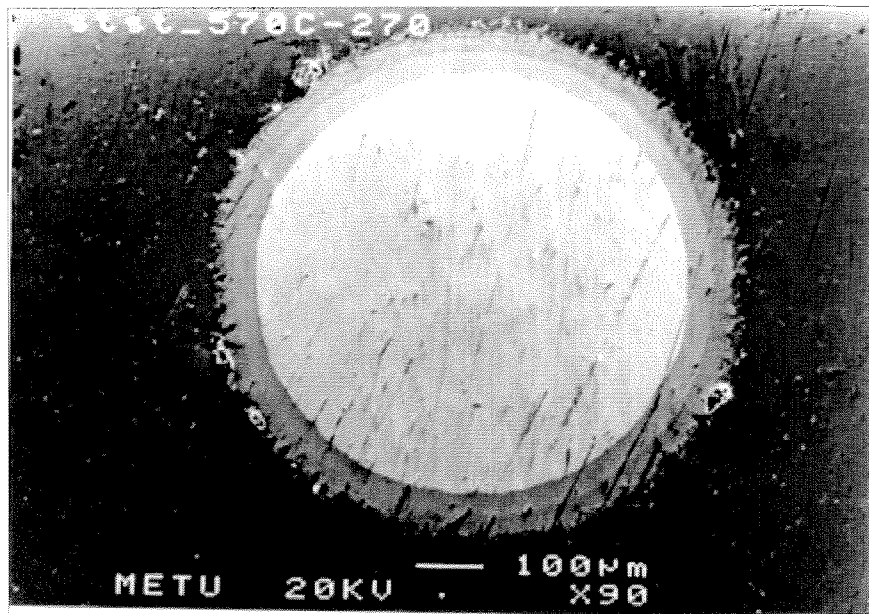
%20 Cr, %8 Ni içeren çelikle elde edilen makroyapılara örnekler Şekil 2.4 te verilmektedir. Bu sistemde 550°C ve altı sıcaklıklarda yapılan ısıl işlemlerde belirgin bir iç reaksiyona rastlanmamıştır. İç reaksiyonun 570° C ve üstü sıcaklıklarda belirgin bir hıza ulaştığı tespit edilmiştir. Oluşan intermetaliklerin halka halka büyüme eğiliminde olduğu , oluşan intermetaliklerin Şekil 2.4 de görüldüğü gibi yer yer çatlaklar ihtiva etmekle beraber takviye fazı ve anayapıyla büyük oranda uyumlu bir görünüm sergilediği tespit edilmiştir.

Reaksiyon bölgesinde yapılan analizler bölgenin beklenileceği üzere bir faz karışımından oluştuğunu ve intermetaliklerin Fe_2Al_3 ve/veya $FeAl_3$ den oluştuğunu göstermiştir.

Şekil 2. 5 590 ° C 2 saat tavlanan numunde ana yapıdan reaksiyon bölgesi ve γ -demire doğru tespit edilen Knoop sertlik izlerini göstermektedir. Görüldüğü gibi γ - demire yakın reaksiyon bölgesinin (Fe_2Al_3) sertliği γ - demirden daha yüksektir.



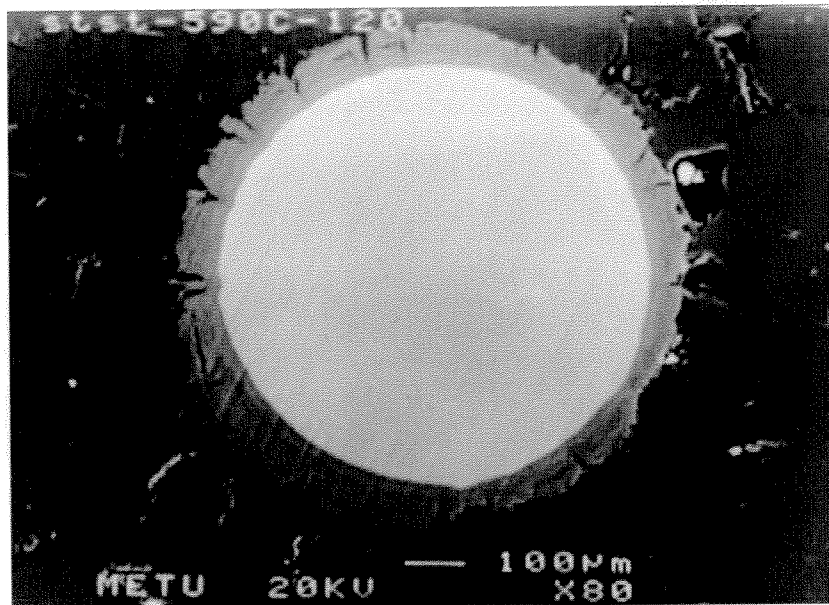
(a)



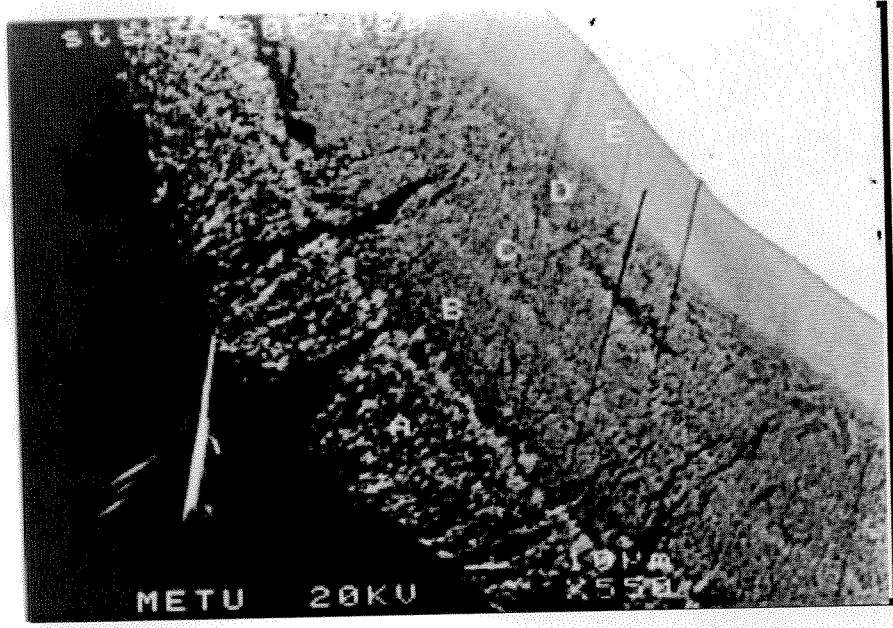
(b)



(c)



(d)

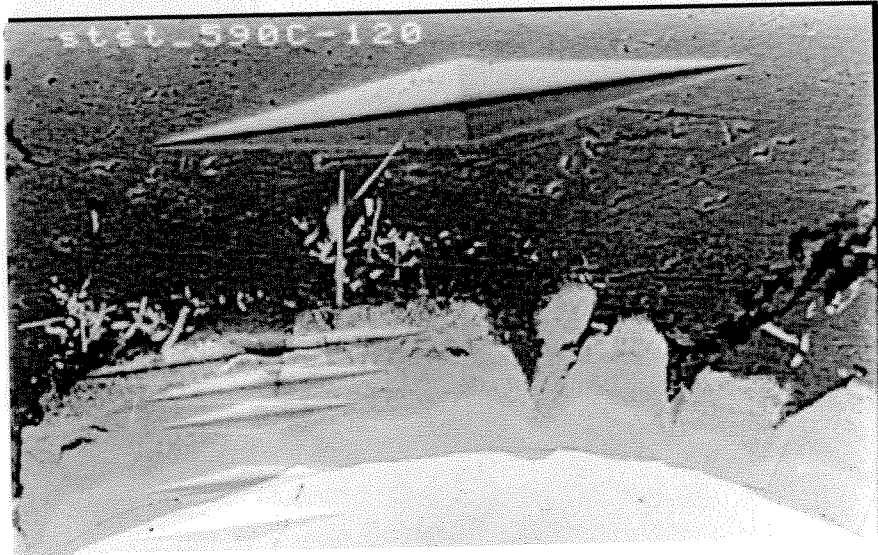


(e)

Şekil 2.4 (Fe-%20Cr-%8Ni)- (Al-%2.5Mg) sisteminde tokaçlama (ve tavlama) sonrası oluşan makroyapılar.

a) Tokaçlama sonrası makroyapı(x100)
 c) " (x1000)
 e) " (x550)

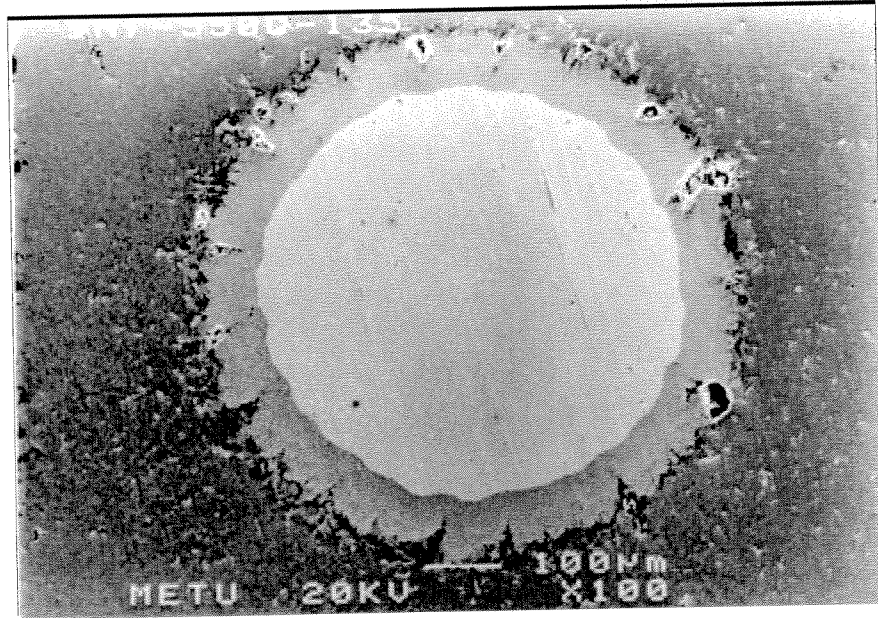
b)570 C 4.5 saat tavlama (x90)
 d)590 C 2 saat tavlama (x80)



Şekil 2.5. Şekil 2.4 (d ve e) de verilen numunde Knoop sertlik izinin katmalar boyunca değişimi

II.2.1.5 (Fe- %22 Cr-%5Al)-(Al -%1.5 Mg) sistemi

Bu sistemde yapılan deneyler (Fe-%20 Cr-%8Ni) sistemine çok benzer sonuçlar vermiştir. Elde edilen yapıya bir örnek Şekil 2.6 da verilmektedir. Görüldüğü gibi reaksiyon bölgesi hem anayapı hemde takviye fazı ile uyum içersindedir.



Şekil 2.6 (Fe-%22Cr-%5Al) -(Al-%1.5 Mg) sisteminde 570 C 5.5 saatlik tavlama işlemi sonucu elde edilen yapı . Görüldüğü gibi reaksiyon bölgesi takviye fazı içlerine kadar düzgün bir şekilde nüfuz etmektedir.

II.2.2 Lamine Numuneler

Lamine formda üretilen numunelerde kimyasal metodla temizleme işlemi uygulanmış ve daha sonra levhalar sıcak preslenmiştir. Haddelemeyi takiben de lamine numuneler içreaksiyon için tavlama işlemine tabii tutulmuştur.

Anayapıyı oluşturan Al levhalar temizleme amacıyla sırasıyla

- 1- Tinerle temizleme
- 2- %10-15 NaOH çözeltisinde (70° C) de temizleme
- 3-Su ile yıkama
- 4- % 50 HNO₃ çözeltisinde bekletme (1 dakika)
- 5-Su ile yıkama
- 6-Taze NaOH çözeltisinde bekletme
- 7- Su ile yıkama
- 8-Alkol ile yıkama ve kurutma

işlemlerinden geçirilmiştir.

Düşük karbonlu çelikler ise

- 1- Tinerle temizleme
- 2-deterjanla yıkama
- 3-trikloroetilende bekletme (1 dakika)
- 4-%50 HCL çözeltisinde 2 dakika bekletme, ve
- 5- Alkolle yıkama ve kurutma

işlemlerinden geçirilmiştir.

Paslanmaz çelikler için hazırlama işleminde , tinerle silme ve deterjanla yıkama ve takiben hızlı kurutma işlemlerinin yapışma açısından iyi sonuç verdiği tespit edilmiştir.

Sıcak presleme işlemi 430°C de 2 saat süreyle 50 ton basıç altında (90mmX90 mm lik numune) gerçekleştirilmiştir. Presleme sonrası elde edilen numuneler metalografik olarak incelenmiş ve bu koşullarda arayüzeyde belirgin bir intermetalik oluşumuna rastlanmamıştır.

II.2.2.1 α -Fe- (Al-Mn) sistemi

Bu sistemde üretilen numunelerle ilgili bilgiler Çizelge 2.1 de verilmektedir. Deformasyon sırasında mümkün olan en yüksek değere tercihen % 90 seviyelerine erişilmeye çalışılmış ancak bu hedefe erişmek mümkün olamamıştır.

Çizelge 2.2

α -Fe-(Al-Mn) lamine numunelerde haddeleme miktarları

Numune No	ilk kalınlık (mm)	son kalınlık (mm)	haddeleme (%)
1	3.65	0.96	73
2	5.70	1.07	81
3	5.15	1.00	80
4	7.22	1.13	84
5	5.45	0.98	82

Haddeleme sonrası 2 nolu numuneler (sabit süre ve değişken sıcaklık) ve (değişken süre ve sabit sıcaklık) koşullarında olmak üzere iki rejimde tavlama işlemine tabii tutulmuşlardır. Birinci rejim için uygulanan tavlama pratiği aşağıda verilmektedir.

- i) 200 °C 45 dakika + 450 °C 120 dakika
- ii) 200 °C 45 dakika + 550 °C 120 dakika
- iii) 200 °C 45 dakika + 620 °C 120 dakika

Her üç durumda tavlama sonrası elde edilen makroyapılara örnekler Şekil 2.7 de verilmektedir. Yapılan tespitler verilen koşullarda bir miktar intermetalik oluşumunun gerçekleştiği, ancak artan sıcaklıkla oluşan intermetalikte çok belirgin bir artmanın gözlenmediği şeklindedir. İlave olarak yer yer arayüzeyde çatlakların oluştuğu dikkati çeken diğer bir husus olmuştur.

İkinci rejim için yapılan deneylerde gene % 81 haddelenmiş (2 nolu) numune konu alınmış ve bu numuneler 550°C de 30, 60,120, 210, 270 ve 360 dakikalık sürelerle tavlannmıştır. Elde edilen

tipik makroyapılar Şekil 2.8 de verilmektedir. Bu koşullarda oluşan intermetalik yüzdeleri Çizelge 2.3 de verilmektedir.

Çizelge 2.3

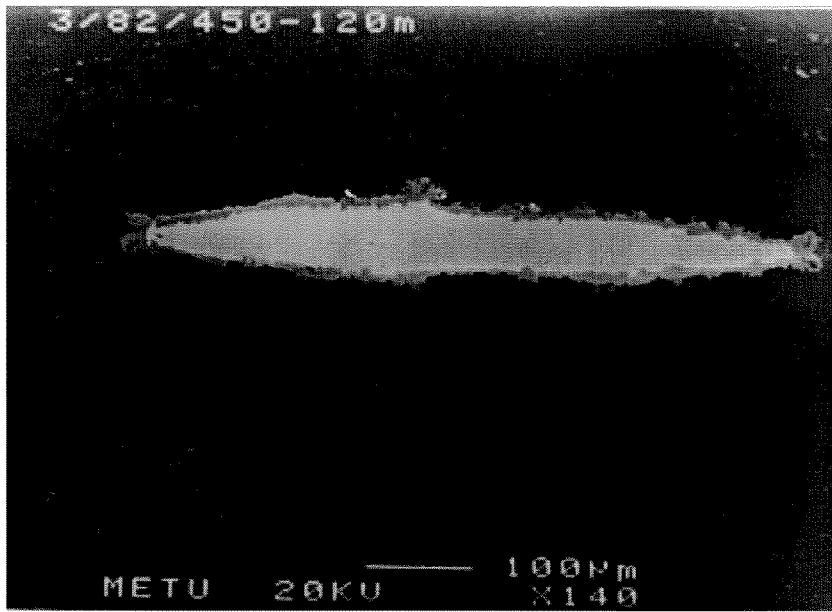
% 81 haddelenmiş α -Fe-(Al-Mn) lamine sisteminde öntavlamaı takiben (200 °C 45 dakika) 550° C de değışiksürelerle tavllanmış numunelerde oluşan intermetalik yüzdeleri

550° C de Tavlama süresi (dakika)	Dönüşmemiş takviye faz(α -Fe) (mikron)	İntermetalige dönüşmüş kısım (mikron)	intermetalik (%)
30	147.5	66	31
60	126	45.5	26.5
120	173	43.5	20
210	179.5	12.5 FeAl 47 Fe ₃ Al ₇	20 FeAl 5.2 Fe ₃ Al ₇
270	178.5	15.5 FeAl 56 Fe ₃ Al ₇	6.2 FeAl 22 Fe ₃ Al ₇
360	165	13.6 FeAl 55 Fe ₃ Al ₇	5.8 FeAl 23 Fe ₃ Al ₇

Makroyapılardanda anlaşılacağı üzere 120 dakikaya kadar sürelerde içreaksiyon tipik olarak tek bir intermetalik verirken(Fe₃Al₇ veya Fe₂Al₅), daha uzun ürelerde takviye fazına yakın bölgede ince olmakla beraber ikinci bir katmanın oluştuğu ve bunun FeAl ye yakın bir kompozisyonda oluştuğu tespit edilmiştir. Bu katmanın oluşumu ile katman olarak intermetalik bölgenin büyümesinde bir yavaşlama olduğu tespit edilmiştir.

Oluşan FeAl tabakasının büyümeı engelleyici rolüne bir örnek Şekil 2.9 da verilmektedir. Bu numune 620 °C de 120 dakika tavlannmıştır. Görüldüğü gibi burada oluşan intermetalik bir bölgede aşırı gelişme göstermiş, ikinci katmanın(FeAl) gözlendiğı diğerk bölgelerde büyüme belirgin şekilde frenlenmiştir.

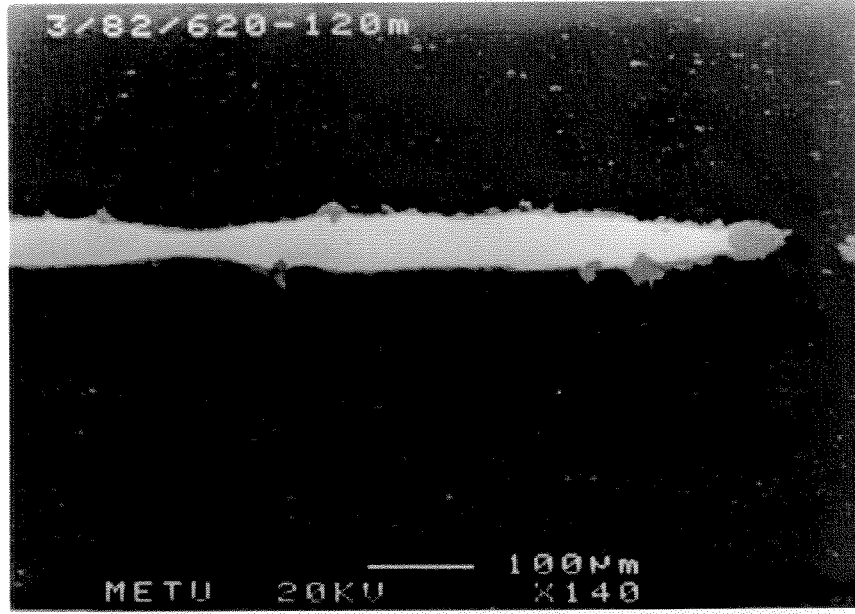
Yapılan gözlemler sözkonusu sistemde oluşan intermetaligin çatlaklar içerdığı, ve bu nedenle yeterli hızda elde edilse dahi, içreaksiyonun anayapı ve takviye fazı ile uyum göstermediğı sonucu olmaktadır. Saf Al anayapı ile yapılan deneyler aynı sonucu doğrulamakta anayapının bu türde değışimi sonuçta belirgin bir farklılık oluşturmamaktadır.



(a)



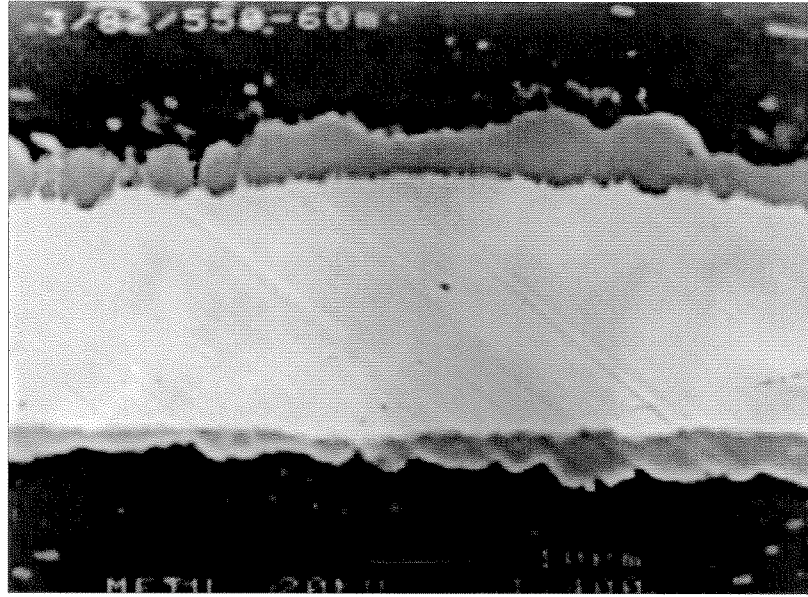
(b)



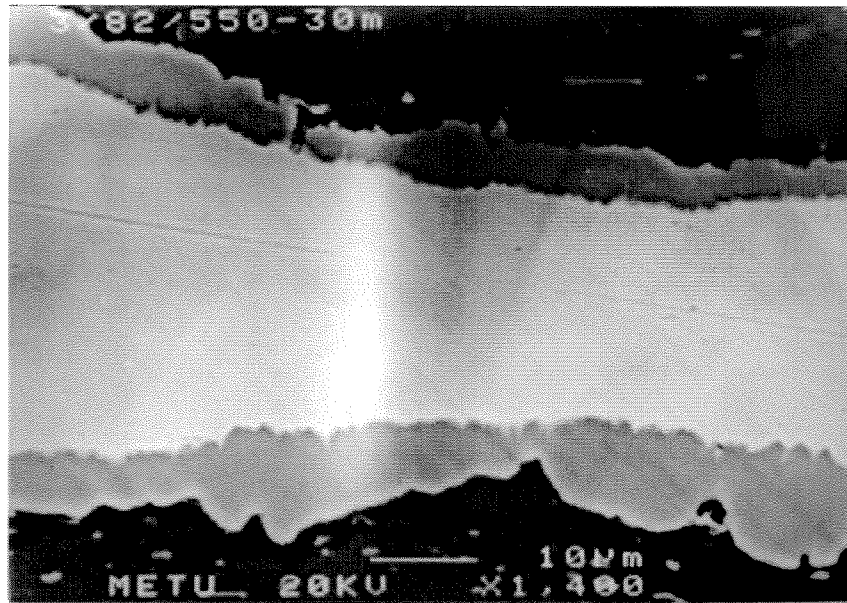
(c)

Şekil 2.7 % 81 haddelenmiş lamine numunede 200 C 45 dakikalık öntavı takiben farklı sıcaklıklarda 120 dakika süreyle tavlanmış numunelerde oluşan makroyapı

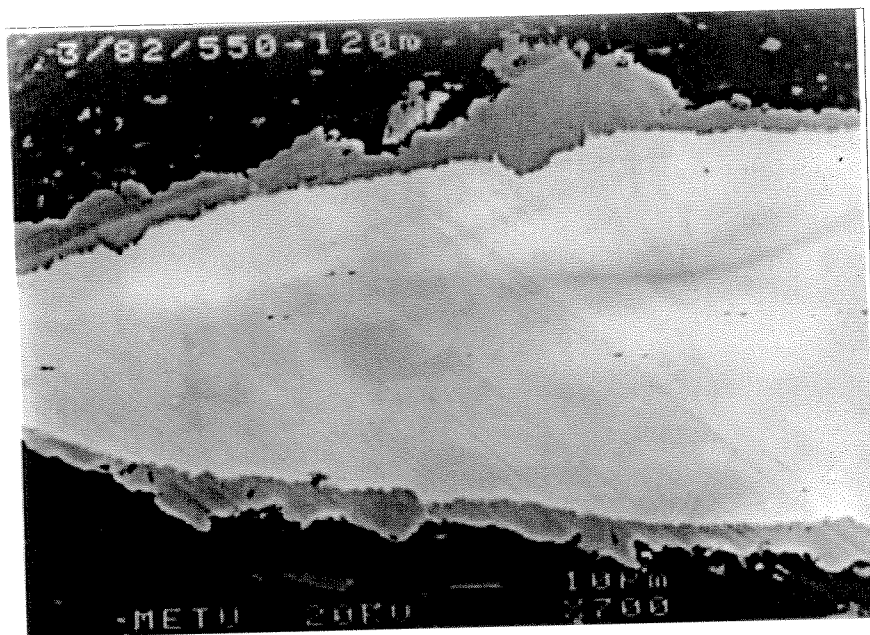
a) 450° C b) 550° C c) 620 °C



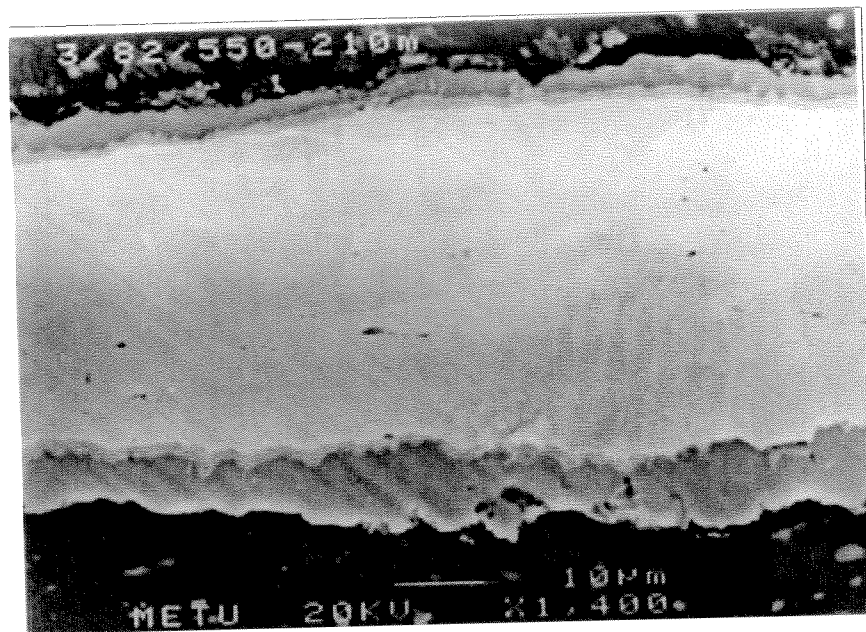
(a)



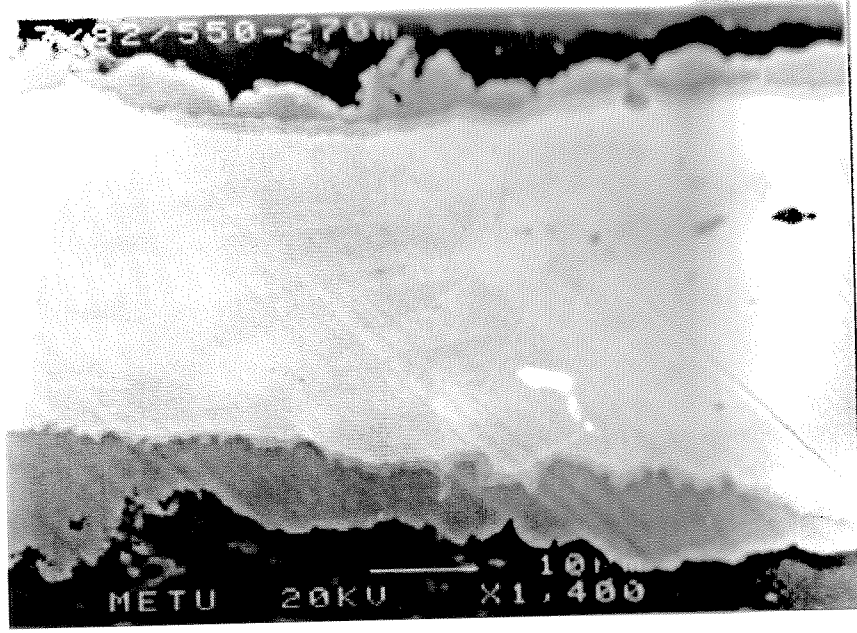
(b)



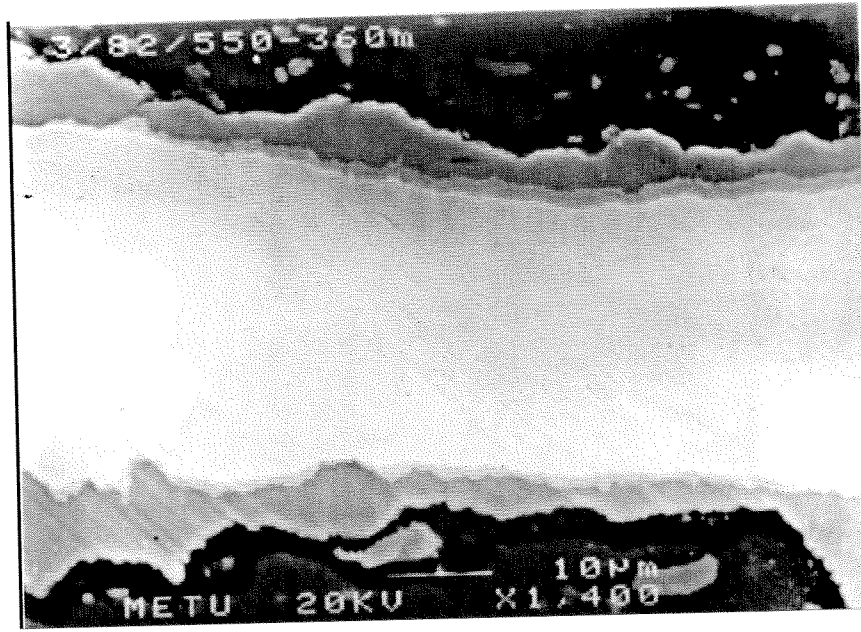
(c)



(d)



(e)



(f)

Şekil 2.8 % 81 haddelenmiş α -Fe-(Al-Mn) lamine sisteminde değişik tavlama işlemleri sonrası oluşan makroyapılara tipik örnekler

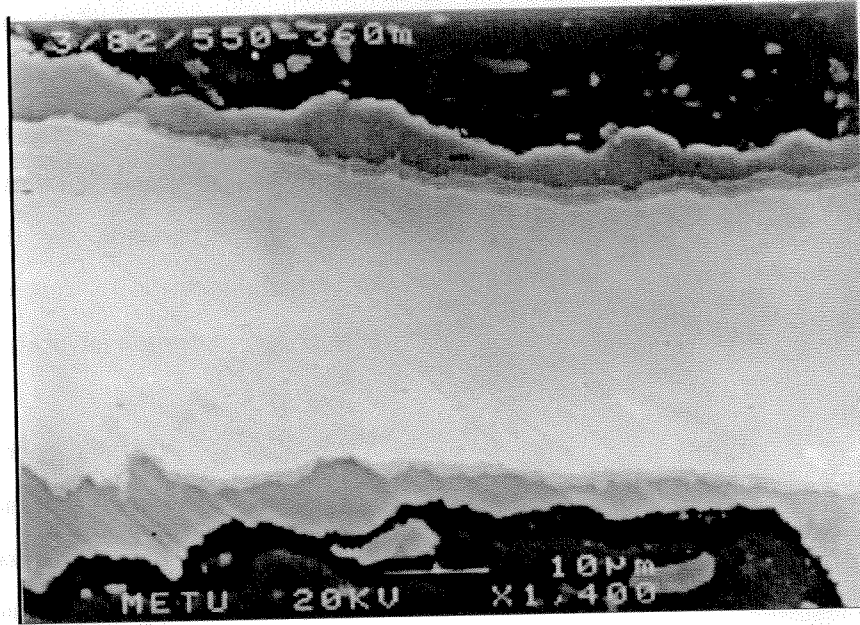
a) 30 dakika
d) 210 dakika

b) 60 dakika
e) 270 dakika

c) 120 dakika
f) 360 dakika



(e)



(f)

Şekil 2.8 % 81 haddelenmiş α -Fe-(Al-Mn) lamine sisteminde değişik tavlama işlemleri sonrası oluşan makroyapılara tipik örnekler

a) 30 dakika
d) 210 dakika

b) 60 dakika
e) 270 dakika

c) 120 dakika
f) 360 dakika

III. METAL-METAL LAMİNE KOMPOZİTLERDE MAKROYAPI DENETİMİ

II. Bölümde verilen çalışmalar gerek tellerin tokaçlanması gerekse lamine çoklu katmanların haddelenmesinde farklı durumların ortaya çıktığını göstermektedir. Bazı durumlarda takviye faz tokaçlama veya haddelme sırasında bütünlüğünü muhafaza ederken incelemekte, bazı durumlarda ise takviye faz parçalanarak sürekliliğini yitirebilmektedir.

Yukarıda ki gözlem makroyapının denetimini önemli kılmakta, iç reaksiyon öncesi malzeme iç yapısının kontrol edilmesini gerekli kılmaktadır. İç reaksiyon var olan takviye fazını modifiye etmekte takviye fazının büyüklük ve dağılımını etkilememektedir. Dolayısı ile içreaksiyon öncesi elde edilen makroyapının uygun nitelikli olarak ayarlanması bu şekilde içreaksiyonla intermetaliğe dönüştürülen faydalı sistemlerin oluşturulmasında önemli bir basamak olarak karşımıza çıkmaktadır. Sonlu elemanlar yöntemi ile yapılan bu incelemeler aşağıda verilmektedir.

Makroyapı oluşumu başlangıçta bir olgu olarak sonlu elemanlar yöntemi ile incelenmiş ve denetim bilahare ele alınmıştır. Hernekadar bölüm II de tokaçlama da şekillendirme olarak çalışmalar da yer almışsa da bu kısımda ana olarak haddelme işlemi göz önünde bulundurulmuştur. Çalışmanın levha malzemeleri hedef alması haddelme işleminin seçiminde belirleyici olmuştur.

III.1 Malzeme ve Yöntem

Makroyapının oluşumu sonlu elemanlar yöntemi ile incelenmiştir. Bu amaçla ANSYS program paketi kullanılmıştır. ANSYS doğrusal elastik problemlerin çözümü için yaygınca kullanılan bir program paketidir. Yoğrunma gibi doğrusal olmayan problemlerin çözümünde olanakları kısıtlı olmakla beraber programın kişisel bilgisayarlarda çalıştırılabilir olması temel tercih nedeni olmuştur.

III.1.1 Model: Yapılan incelemede seçilen model Şekil 3.1(a) de verilmektedir. Burada gösterilen kesit malzemenin daralma uzama düzlemine denk gelmekte, yoğrunmanın düzlemsel gerinme olarak tariflenmesi nedeni ile AA' ve BB' hatları simetri eksenleri

hüviyetindedir. Hesaplamalar modelin Şekil 3.1(b) de gösterilen bir kuadranı üzerinde yapılmıştır.

Şekil 3.1(b), modellemede kullanılan geometrik parametreleri göstermektedir. Burada r ve t sırasıyla takviye fazın yarı uzunluğu ve yarı kalınlığını ifade etmekte ve bu tanımlama ile r/t takviye fazın boy/en oranını göstermektedir.

Şekilde yer alan s parametresi tanım olarak anayapı yarı kalınlığını göstermektedir. Dolayısı ile s/t anayapı takviye fazı yarı kalınlık oranını göstermektedir* .

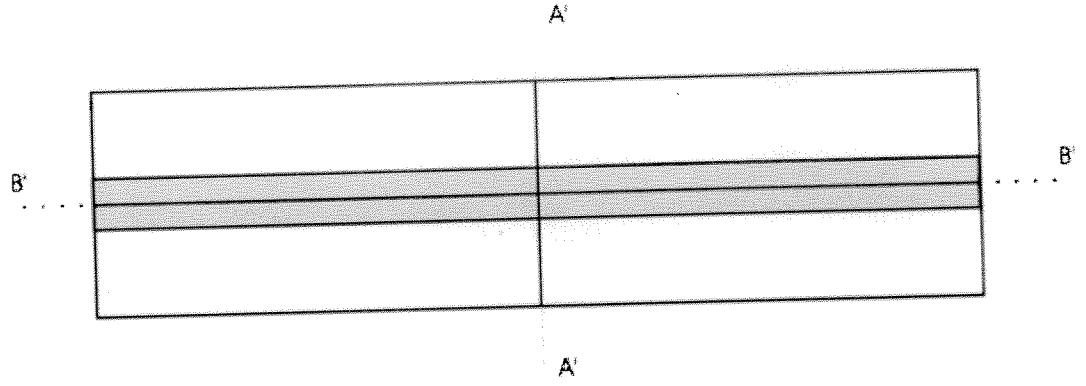
III.1.2 Malzeme Özellikleri: Modellemede başlangıçta katmanlı yapılar değerlendirilmiş ve daha sonra takviye fazının süreksiz olduğu parçacıklı yapılar ele alınmıştır. Malzemenin belirlenmesinde dayanç oranı S_r/S_m ana parametre olarak kullanılmıştır. Burada S_r takviye fazının S_m ise ana yapının akma gerilimini göstermektedir.

Fazların sertleşmediği ideal plastik durumun değerlendirilmesini takiben, sertleşen sistemler incelemeye alınmış ancak bu sistemlerin sistemli seçiminde zorluklarla karşılaşmıştır. Sonuç itibari ile fazların sertleşme davranışı $S=K \epsilon^n$ ifadesi ile tanımlanmıştır. Burada S fazın akma gerilimini K dayanç katsayısını, ϵ gerçek gerinmeyi n ise sertleşme üssünü göstermektedir.

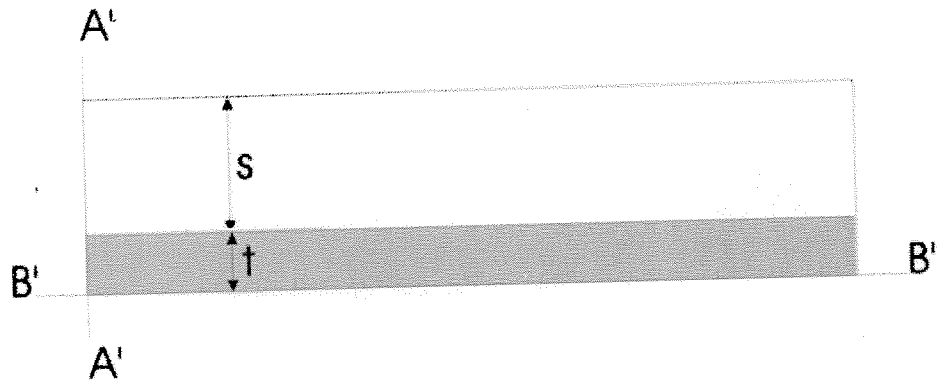
Yapılan modelllemelerde, ideal plastik durumla paralellik kurmak amacıyla n değeri gerek takviye fazı gerekse anayapı için aynı alınmış ve bu şekilde S_r/S_m parametresi bu sistemler için de kullanılmıştır. Yoğunma sertleşmesi gösteren sistemlerde S_r/S_m değerleri K_r ve K_m uygun değerler vererek tespit edilmiştir.

Fazların ideal plastik olduğu durumlarda S_r/S_m yoğunma sırasında sabit kalmakta, dolayısı ile sistem özelliklerini yansıtan uygun bir parametre olmaktadır. Aynı şey gerinme sertleş-

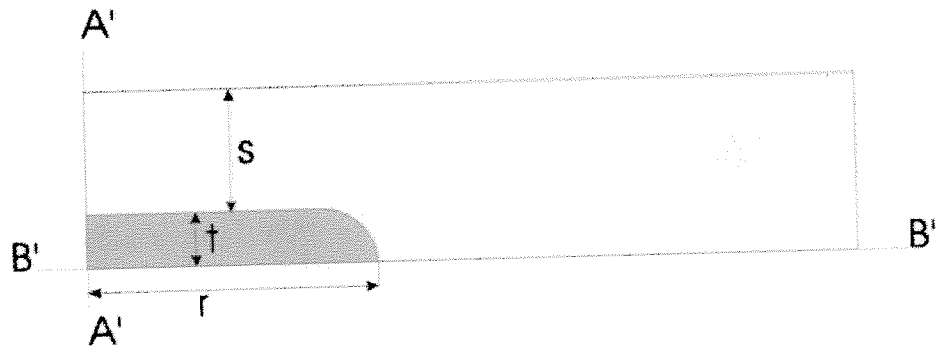
* s/t anayapı takviye fazı yarı kalınlık oranını göstermekle birlikte bu çalışmada sözkonusu parametre takviye fazın dağılımını gösteren bir parametre olarak değerlendirilmiştir. Bu tanımlama Şekil 3.1(b) de verilen kesidin çok katmanlı yapıdan alınmış bir numune olduğu ve verilen kesidin kalınlık boyunca malzemenin homojenlik düzeyini yansıtan birim kadar olduğu varsayımına dayanmaktadır. Bu tanımlama ile s/t nin takviye fazı arası mesafenin nispi bir ölçüsü olmaktadır.



(a)



(b)



(c)

Şekil 3.1. Sonlu Elmanlar Yönteminde kullanılan model. Kesit, düzlemsel gerinme koşullarında incelenen malzemeyi göstermektedir. AA' ve BB' simetri eksenlerini göstermektedir. Malzeme sonsuz uzunlukta kabul edilmiştir. a) Sürekli fazla takviye edilmiş modeli b) hesaplamanın yapıldığı kuadrantı ve c) Parçacıkla takviye edilmiş modeli göstermektedir.

mesi gösteren sistemler için ancak homojen deformasyon durumunda geçerli olmakta, yoğunmanın heterojenleşmesi ile oran lokal olarak geçerliliğini yitirmektedir. Bununla birlikte S_r/S_m tüm sistemler için kıyaslanmanın baz alındığı ortak bir parametre olarak kullanılmıştır.

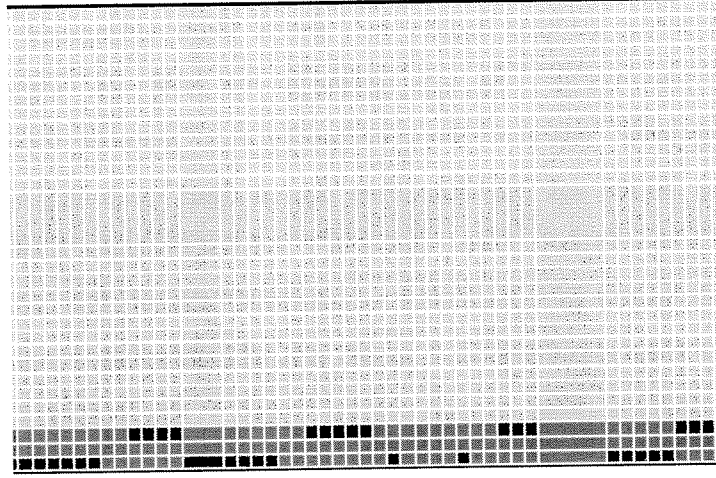
Çalışmada incelenen sistemler gerek faz özellikleri gerekse geometrik parametreler olarak Çizelge 3.1 de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1

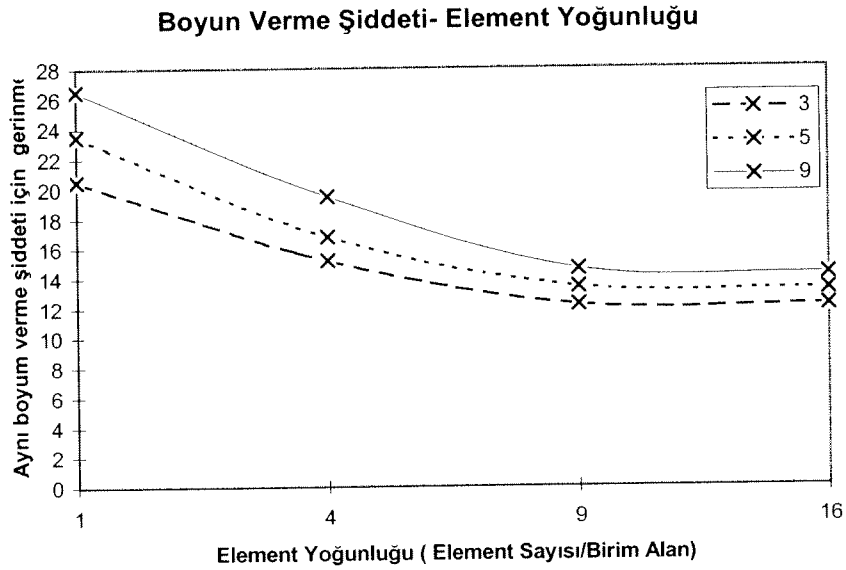
Modellemede incelenen sistemler . Aşağıda verilen sistemlerin herbiri gerinme sertleşme üssü $n=0$, $n=0.1$, $n=0.3$ ve $n=0.5$ değerleri için incelenmiştir. $r/t=$ durumunda $s/t =10$, diğer durumlarda $s/t =3$ tür.

Boy/en Oranı (r/t)	Dayanç Oranı (Sr/Sm)				
	Sr/Sm =1.5	Sr/Sm =2	Sr/Sm =3	Sr/Sm =5	Sr/Sm =10
r/t=4	x	x	x	x	x
r/t=5	x	x	x	x	x
r/t=8	x	x	x	x	x
r/t=	x	x	x	x	x

III.1.3 Modellemenin Doğrulanması :Yapılan ön deneyler özellikle problemin doğrusal olmayan ("non-linear ") karakterde olması nedeni ile eleman seçimi çeşitli yönleri ile irdelenmiş ve sonuç olarak VISCO 108 elemanın seçiminde karar kılınmıştır.Çalışmada güvenilir çözüm için uygun ağ yoğunluğunun belirlenmesi ele alınmıştır. Bu amaçla birim alanda 1, 4, 9 veya 16 olmak üzere 4 farklı ağ yoğunlukları değerlendirilmiştir. Bu değerlendirme için takviye fazı anayapı dayanç oranı 5 olarak seçilmiş ve ortasında tek tabaka takviye fazı içeren (takviye kısmı hacim oranı % 9) olan sistem incelenmiştir, bakınız Şekil 3.2. Aynı takviye ve anayapı özelliklerinde ve aynı deformasyon koşullarında problem farklı ağ yoğunluklarında ayrı ayrı çözülmüştür.



Şekil 3.2 Deformasyonla makroyapının gelişimini simüle etmek amacıyla kullanılan sistem. Şekil tüm parçanın 1/4 ünü göstermektedir. İlk 3 sıra takviye fazını geriye kalan bölge ise anayapıyı göstermektedir. Parçada ağ yoğunluğu 9 eleman/birimalan dır.



Şekil 3.3 Modelleme için en uygun ağ yoğunluğunun tespiti. Bu tespit takviye fazda yoğunlaşma ile oluşan boyun verme şiddeti baz alınarak yapılmıştır. Görüldüğü gibi sabit boyun verme şiddeti artırılan ağ yoğunluğu ile yoğunlaşmaya bağlı bir değişme göstermekte, ancak ağ yoğunluğunun 9 eleman/birim alana erişmesi ile yoğunlaşma sabitlenmektedir.

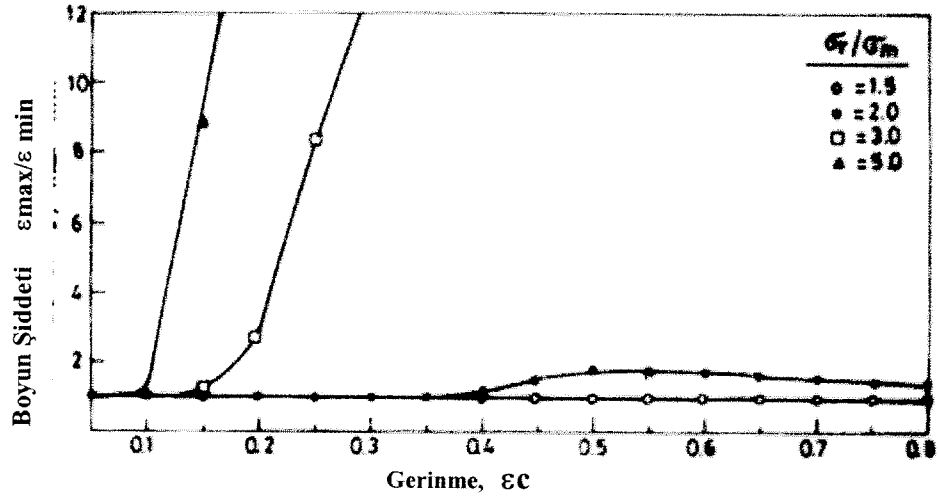
Değerlendirme kompozitte tespit edilen en yüksek gerinme/en düşük gerinme oranı cinsinden yapılmıştır. Her dört ağ yoğunluğu için elde edilen sonuçlar Şekil 3.3 de verilmektedir. Şekil, sistemin aynı yoğunma yerleşmesinin olduğu deformasyon miktarlarını ağ yoğunluğuna bağlı olarak göstermektedir. En yüksek gerinme/en düşük gerinme oranı olarak seçilen değerler 3, 5 ve 9 değerleridir. Şekilden de görüldüğü gibi 1 ve 4 eleman/birimalan değerlerinde deformasyon miktarları ağ yoğunluğuna bağlı olarak değişmekte ve giderek düşmektedirler. Bu düşme 9 eleman/birimalanda da devam etmekte ancak 16 eleman/birimalanda değer hemen hemen sabit kalmaktadır. 9 ile 16 eleman/birimalanda farklılık % 3 un altındadır.

III.1.2 Boyun Verme ve Parçalanma

Yukarıda verilen sistemler artan miktarda yoğunmaya tabii tutulmuş ve parça üzerinde gerinme dağılımı tespit edilmiştir. Bazı durumlarda parça homojen olarak deforme olmuş ve belirgin bir gerinme yerleşmesine rastlanmamıştır. Bazı durumlarda ise yukarıda da belirtildiği gibi takviye fazın belirgin bir bölgede boyun verdiği, diğer bir ifade ile gerinmenin yerleştiği gözlenmiştir. Boyun vermenin düzeyi takviye fazı üzerinde tespit edilen en yüksek gerinmenin kompozit ortalama gerinmesine oranı olarak tanımlanmıştır, *Boyun verme şiddet parametresi*, ϵ_r/ϵ_c .

Boyun verme şiddet parametresinin(BVŞP) , $r/t=$ (takviye katmanı sürekli) ve $n=0$ sisteminde yoğunma ile gösterdiği değişim Şekil 3. 4 te verilmektedir. Görüldüğü gibi bu sistemlerde $S_r/S_m=1.5$ durumunda kompozit homojen olarak deforme olmaktadır.

$S_r/S_m=2$ durumunda BVŞP belirli bir yoğunma değerinden sonra artmakta ancak düzeyini muhafaza etmekte, diğer bir ifade ile artan yoğunma ile bir artış göstermemektedir. Bu durum literatürde (Öztürk 1993 ve Bordeaux 1990) verilen *tekrarlı boyun verme* olgusuna denk gelmektedir.



Şekil 3.4 Boyun Verme şiddet Parametresinin Yoğunlaşma ile değişimi. Değerler takviye fazının sürekli olduğu $r/t=$ durumunda elde edilmiştir ($n=0$ ve $s/t=10$).

Diğer taraftan Şekil 3.3, $S_r/S_m = 3$ durumunda BVŞP nin belirli bir yoğunlaşma değerinden sonra hızla arttığını göstermektedir. Bu hızlı artış takviye fazının kopacağına işaret etmektedir. Bu çalışmada BVŞP=2 tekrarlı boyun verme ile parçalanma arasında geçiş değeri olarak kabul edilmiştir. Bu değerin altında malzemenin homojen veya tekrarlı boyun verme ile nispeten homojen olarak deforme olacağı, üstündeki değerlerde ise malzemede yoğunlaşmanın takviye fazının parçalara bölünmesi ile süreceği şeklinde yorumlanmıştır.

III.2 Makroyapı Oluşumu

Makroyapı oluşumunda önemli bulunan olgulara yönelik örnekler Şekil 3.5-10 da verilmektedir. Burada Şekil 3.5 $r/t=$ ve $n=0$ durumunda gerinme dağılımını göstermektedir. Görüldüğü gibi gerinme kayma bandları boyunca lokalleşmiş ve bu bandların takviye fazı üzerinde kesiştiği noktalarda takviye fazı aşırı incelme göstermiştir. Şekil 3.6 çok katmanlı lamine kompozitin deformasyonunu göstermektedir. Ağ bozunumu cinsinden verilen bu şekilde kayma bandlarının konumu açıkça görülmektedir.

Şekil 3.6 da çok katmanlı kompozit için gösterilen bozunum, takviye fazında kayma bandlarının kesişim noktasında fazın kopacağı ve parçaçıklı bir yapının oluşacağına işaret etmektedir. Burada dikkat çekici olan kopan takviye fazının oluşturduğu yerel zayıflığın alt ve üst katmandan kopan parçaçıklarla takviye edilmesidir. Diğer bir ifade ile yapı kendi kendisini onarmakta ve parçaçıklar yapı içerisinde son derece düzgün bir dağılım göstermektedir.

Takviye fazının sürekli bir levha yerine parçaçık olarak sisteme sokulması durumunda oluşan yoğrunmaya örnekler Şekil 3.7-10 da verilmektedir. Şekil 3.7 parçaçığın boy/en oranının düşük olması ve dayanç oranının yüksek olması durumunda yoğrunmadan kaçtığını “rijit” kaldığını göstermektedir. Şekil 3.8 boy/en oranı nispeten büyük bir parçanın ortadan incelmesini, Şekil 3.9 ise parçaçık üzerinde ikili boyun vermeyi göstermektedir.

Şekil 3.10 boy/en oranı yüksek, yüksek dayançlı bir parçacıkta normal olarak yaklaşık 45° hatlarla oluşma eğiliminde olan kayma bandında oluşan zorlaşmayı göstermektedir. Band merkezden başlayarak 45° lik hattı izlemekte ancak takviye fazı kestiği noktada fazı yüksek dayanıcı nedeni ile incelmediği için takviye fazı/ anayapı arayüzeyini takip etmektedir. Bu durum boy/en oranı yüksek ve dar aralıklı parçaçıklarda kaymanın takviye/anayapı arayüzeyi boyunca oluşacağını göstermesi bakımından dikkat çekici bulunmuştur.

Makroyapı oluşumunda önemli olguları sergileyen bu tespitleri takiben oluşum ana olarak Boyun Verme Şiddet Parametresi (BVŞP) temelinde irdelenecektir. Bu amaçla

BVŞP=0 takviye fazın rijit (deformasyona katılmadığını)

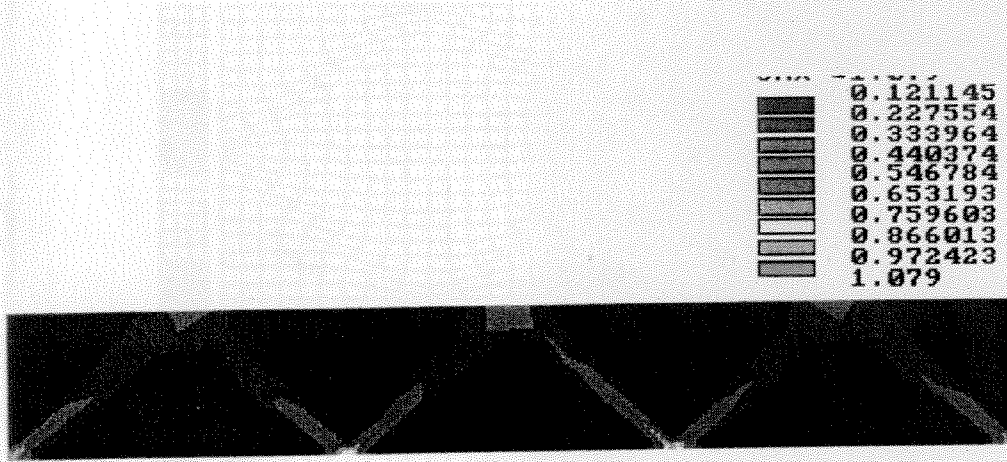
BVŞP=1 takviye fazın anayapı ile eşit miktarda yoğrunduğunu

$1 < BVŞP < 2$ gerinmenin yer yer takviye faz üzerinde biriktiğini (tekraralı boyun verme),

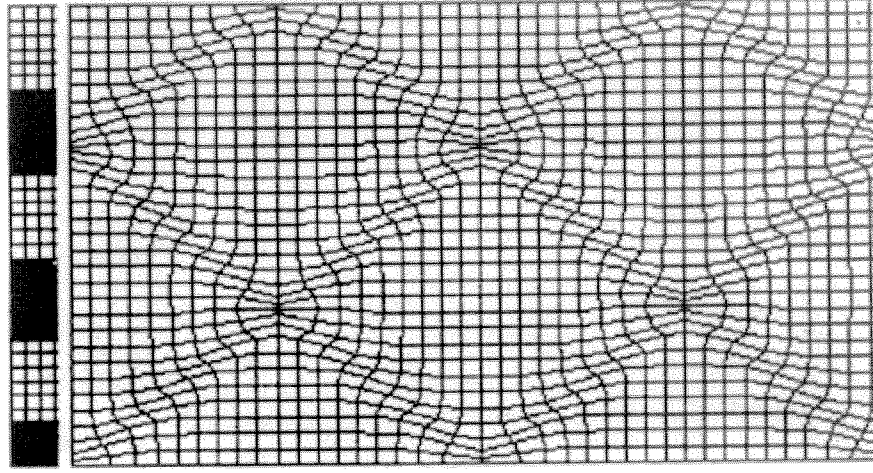
ve

$BVŞP < 2$ takviye fazın parçalandığını

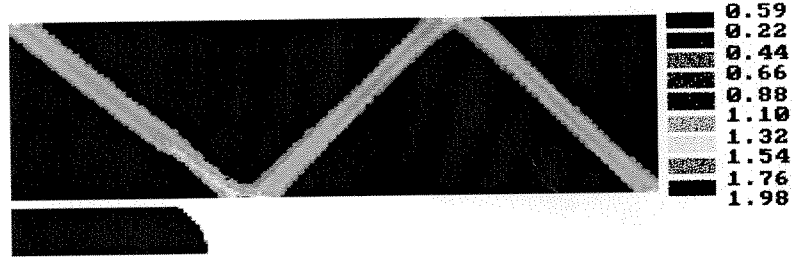
anlamında kullanıldığı belirtilmelidir. .



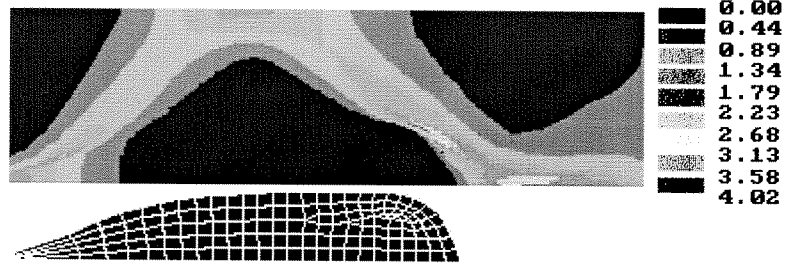
Şekil 3.5 $r/t=$, $s/s_m=5$ olan sistemde gerinme dağılımı. $s/t=10$ için tespit edilen bu dağılım gerinmenin kayma bantları boyunca lokalleştiğini ve takviye fazının bantların keşim noktasında incelendiğini göstermektedir ($\epsilon_c=0.15$).



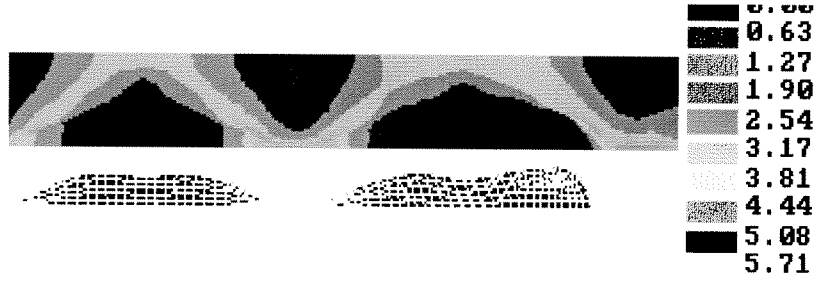
Şekil 3.6 Çok (üç)katmanlı lamine modelde $\epsilon_c=1.05$ durumunda ağ bozunumu. Soldaki şekil ağın küçültülmüş başlangıç şeklini göstermektedir. Yaklaşık 45° hat boyunca oluşan kayma bantları ve bu bantların takviye fazı üzerindeki kesişimi ile faz parçacıklarına ayırmaktadır. Bir katmanda kopma bölgesinde oluşan zayıflık alt ve üst katmanda diri olan parçacıklarla takviye edilmektedir. ($r/t=$, $s_r/s_m=3$, $n=0$, $s/t=1$)



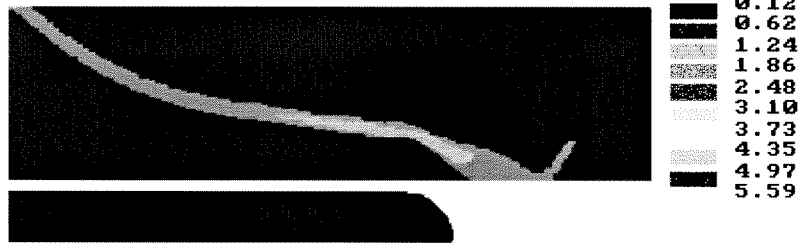
Şekil 3.7. Boy/en oranı düşük ($r/t= 3$), dayancı nispeten yüksek parçacık ($S_r/S_m=3$) içeren sistemde $\epsilon_c=0.12$ sonrasında yoğunlaşma yapısı. Görüldüğü gibi parçacık rijit halde kalmakta ve deformasyona katılmamaktadır. ($n=0$, $s/t=3$)



Şekil 3.8. Boy/en oranı nispeten yüksek ($r/t= 4$) parçacık ($Sr/Sm=3$) içeren sistemde $\epsilon_c=0.12$ sonrası yoğunlaşma yapısı . Görüldüğü gibi parçacık ortasından incelerek boyun vermiştir ($n= 0$, $s/t=3$).



Şekil 3.9. Boy/en oranı yüksek ($r/t= 4$) parçacık ($Sr/Sm=3$) içeren sistemde $\epsilon_c=0.12$ sonrası yoğunlaşma yapısı . Görüldüğü gibi parçacık iki yerinden incelerek çift boyun oluşturmuştur ($n= 0$, $s/t=3$).



Şekil 3.10. Boy/en oranı $(r/t=10)$ ve dayancı yüksek parçaçık $(S_r/S_m=10)$ içeren sistemde $\epsilon_c=0.12$ sonrası yoğunlaşma yapısı . Görüldüğü gibi yoğunlaşma 45 hat boyunca yerleşme eğilimi göstermiş ancak bu hattın parçaçığı inceltmemesi nedeni ile kayma hattı arayüzü takip etmek zorunda kalmıştır $(n=0, s/t=3)$.

Bu yaklaşıým içerisinde $r/t=$ için farklı n deđerlerinde elde edilen sonuçlar Şekil 3.11(a) da verilmektedir. Görüldüğü gibi ideal plastik ($n=0$) durumunda $S_r/S_t < 2$ durumunda yođrunma nispeten homojen tarzda devam ederken, $S_r/S_t = 3$ durumunda BVPP sýnr deđer olan 2 yi geçmekte ve takviye faz parçalanmaktadır.(29)

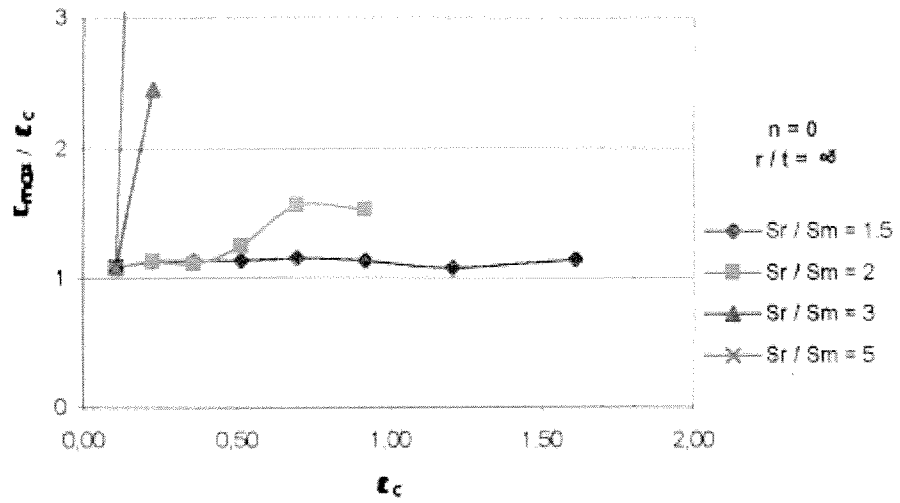
Anayapı ve takviye fazın sertleşmesi durumunda yoğrunma daha kararlı olabilmektedir. Örneğin $n=0.3$ olması durumunda $S_r/S_m = 3$ parçalanma olmaksızın yüksek miktarlarda deforme edilebilmekte, Şekil 3.11(c), $n=0.5$ olması durumunda $S_r/S_m = 5$ olabilmektedir Şekil 3.11(d).

Buradan çıkan önemli bir sonuç makroyapının düzgünce inceltilmesi hedeflendiğinde takviye-anayapı dayanak oranının en fazla 5 olabileceğidir.

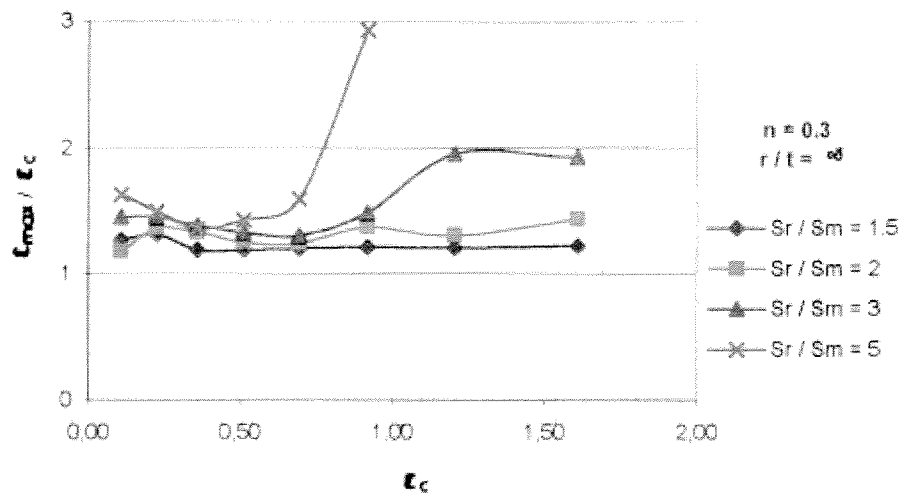
$n=0$ durumunda parçalanma ile oluşan parçacıkların boy/en oranları Şekil 3.11de verilmektedir. Burada görüldüğü gibi boy/en oranı birinci planda takviye faz arası mesafe (s/t) tarafından kontrol edilmekte ikinci planda ise bu oran S_r/S_m ye bağlı olmaktadır. İkinci durumda bağıntı doğrusaldır.

Şekil 3.11 ayrıca parçacıklı kompozitlerin deformasyonda nasıl davrandıklarını da göstermektedir. Bu amaçla farklı r/t değerinde anayapıya yerleştirilen parçacıkların davranışı incelenmiştir. Görüldüğü gibi parçacık halinde olmaları durumunda parçalanmaya uğramaksızın yapıda muhafaza edilebilecek boy/en oranları sürekli duruma göre daha yüksektir. Bu değerler şekilde kesintili çizgi ile gösterilmiştir.

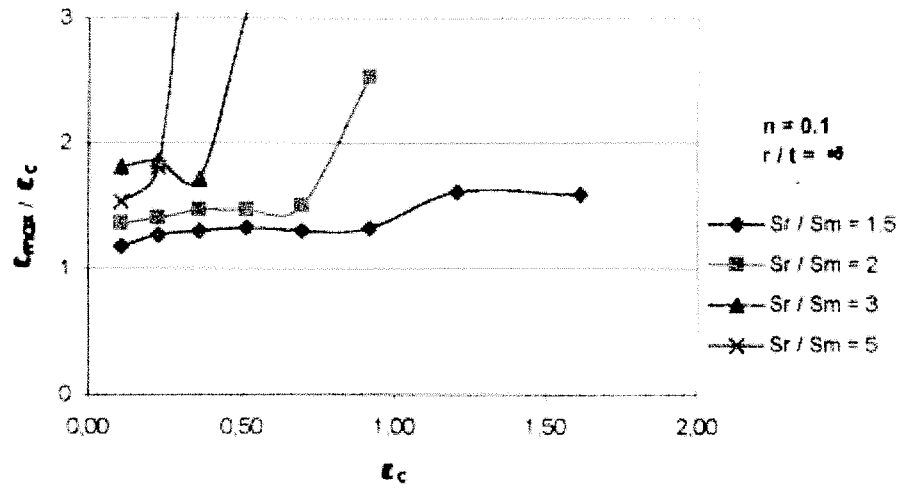
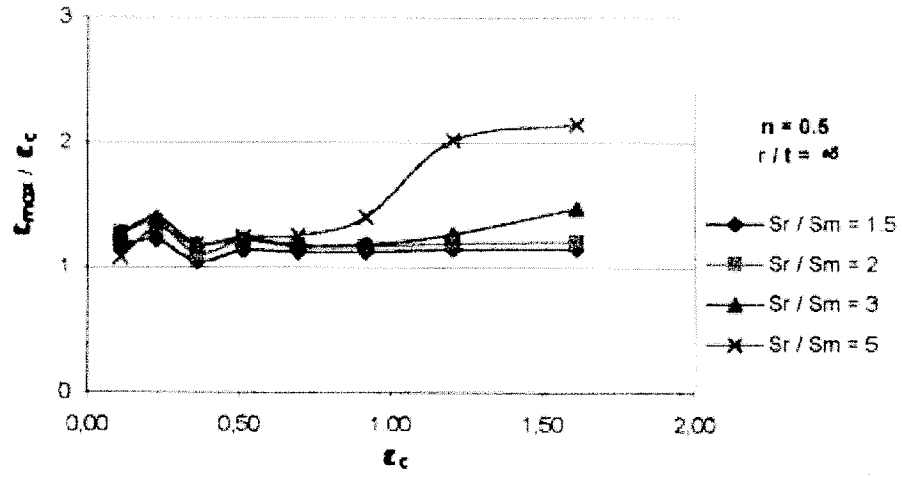
Yapılan bu tespit deneysel çalışmalarla uyumludur. Örneğin Öztürk1991 Cu-W sisteminde Cu gömülü W levhasının parçalanması ile elde edilen W yaprakçıklarının boy-en oranlarının artan yoğrunma ile azaldığını ancak bu azalmanın kuşaksal bir nitelik arzettiğini göstermiştir. Burada kuşaksal ifadesinden kasıt oluşan yaprakçıkların yoğrunma sırasında bir süre kararlı kaldıklarının yoğrunmanın iyice artması ve geometrinin zorlaşması ile yaprakçıkların ortadan tekrar parçalanması ile ikinci kuşak yaprakçıkları, takibinde bunların üçüncü kuşak yaprakçıklara dönüştüğü şeklindedir.



(a)



(b)



(d)

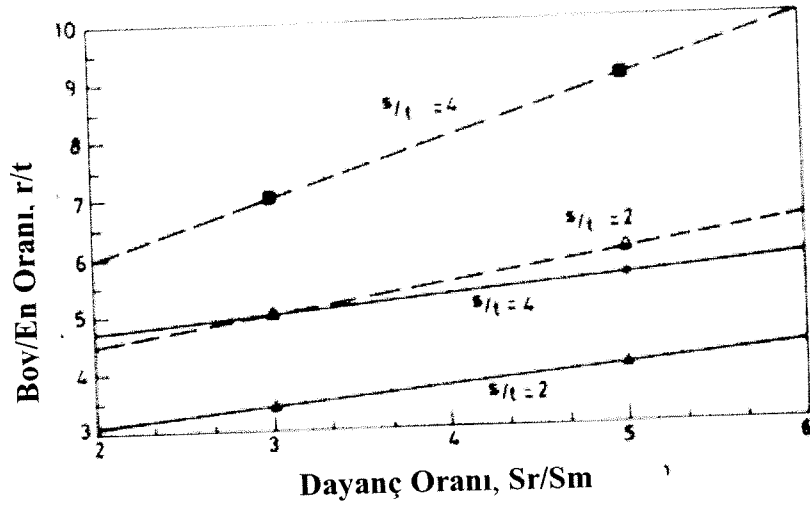
Şekil 3.10 Sürekli levha ile takviye edilmiş sistemlerde ($r/t = \infty$), boyun verme şiddet parametresinin (BVŞP) yoğunma ile değişimi. Dayanç oranları, S_r/S_m , şekil üzerinde gösterilmiştir.

a) $n=0$

b) $n=0.1$

c) $n=0.3$

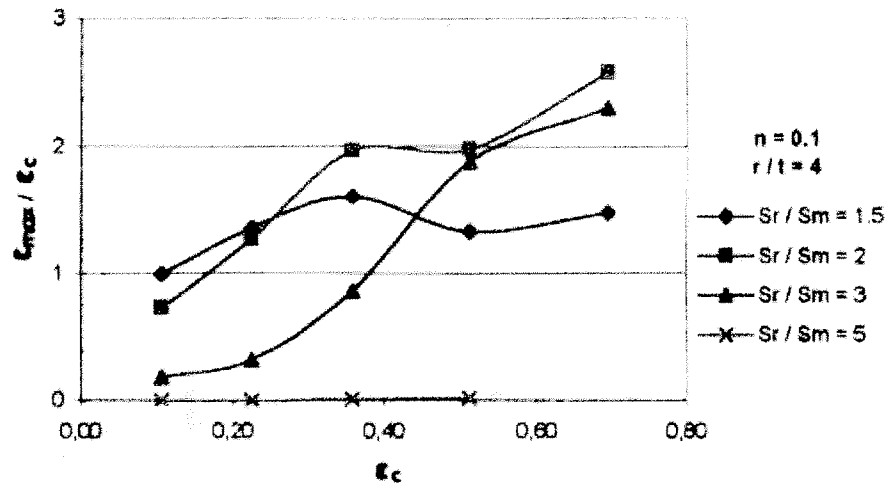
d) $n=0.5$



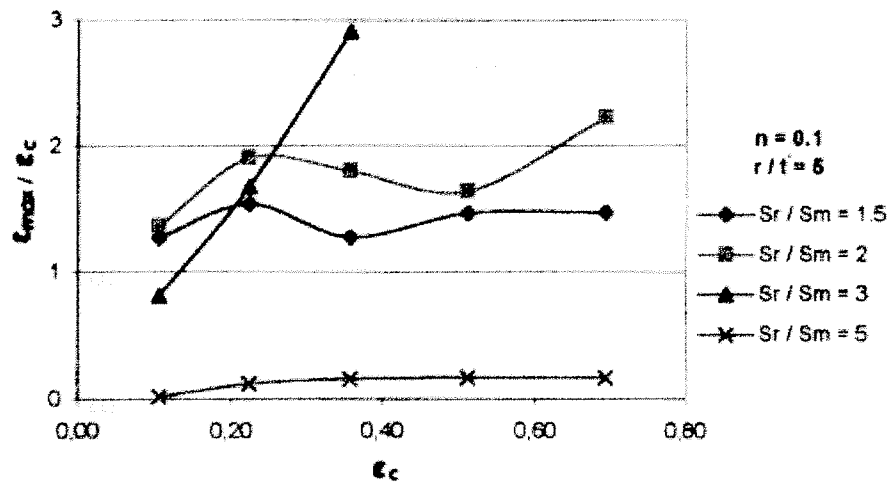
Şekil 3.11 Takviye fazı boy/en oranının takviye-anayapı dayanç oranı ile değişimi. Sürekli çizgiler sürekli olan takviye fazının parçalanması ile oluşan parçacıkların boy/ebn değerlerini, kesikli çizgiler ise anayapıya yerleştirilebilecek ve parçalanmaksızın muhafaza edilebilecek parçacıkların boy/en değerlerini göstermektedir. s/t parçacıklar arası mesafeyi göstermektedir.

Parçacıklı yapıların yoğrunma sırasındaki davranışı $s/t=3$ alınarak -ki bu değer parçacıklar mesafenin parçacık kalınlığının üç katına eşit olması anlamında makul bir değerdir- farklı koşullarda incelenmiştir. Şekil 3.12-14 gerinme sertleşmesi üssü n 'e bağlı olarak farklı dayanç oranlarındaki parçacıkların davranışını BVŞP cinsinden göstermektedir. Görüldüğü gibi Şekil 3.12 $n=0.1$ durumunda örneğin $Sr/Sm=5$, boy/en oranı r/t 5 kadar rijit kalırken, bu değer üzerinde deformasyona katılmakta ve parçalanmaktadır.

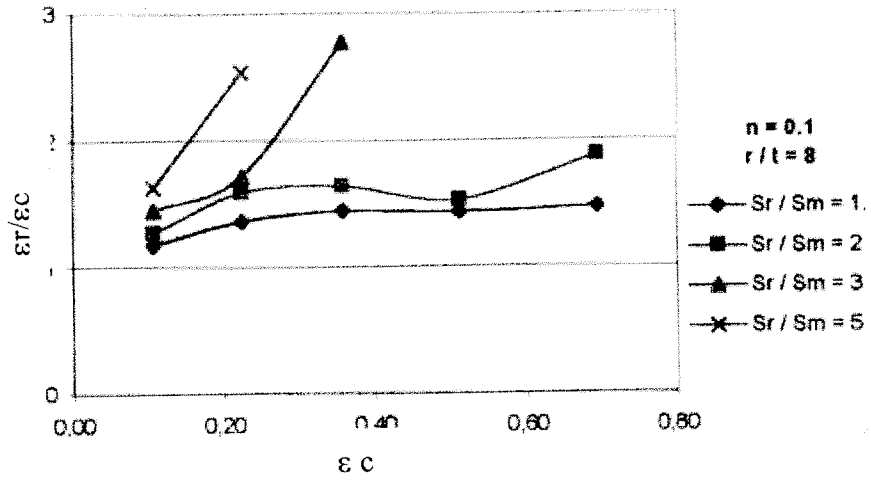
$n=0.3$ olması durumunda Şekil 3.13 deformasyon homojen olarak oluşmakta ve bu homojenlik $r/t=10$ değerinde devam etmektedir. $Sr/Sm=5$ olduğu bu tespit parçacıklı olsa dahi yoğrunma ile makroyapının inceltilmediğini göstermektedir.



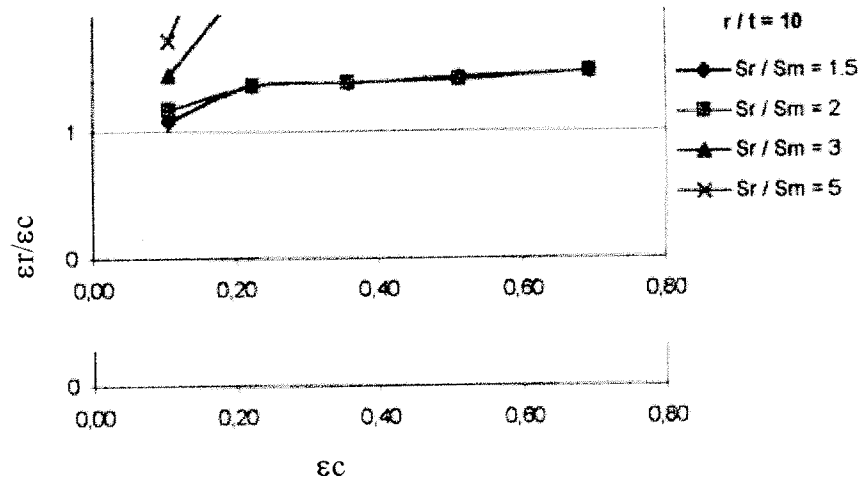
(a)



(b)

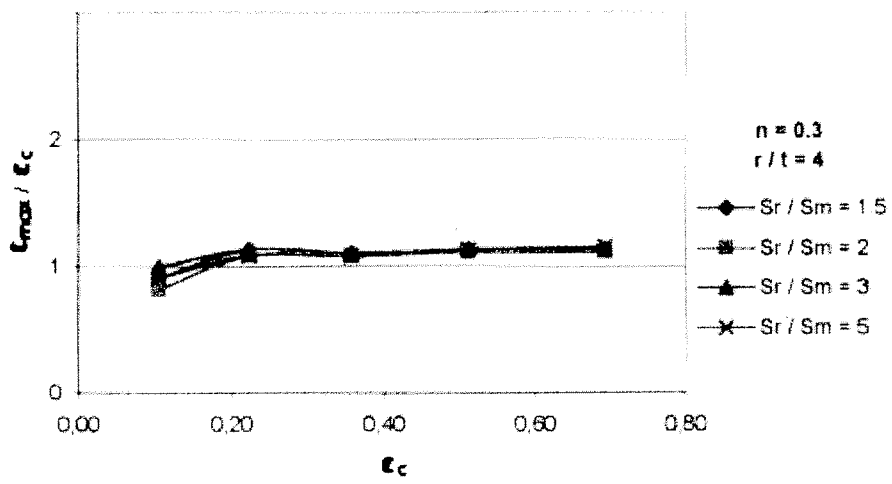


(c)

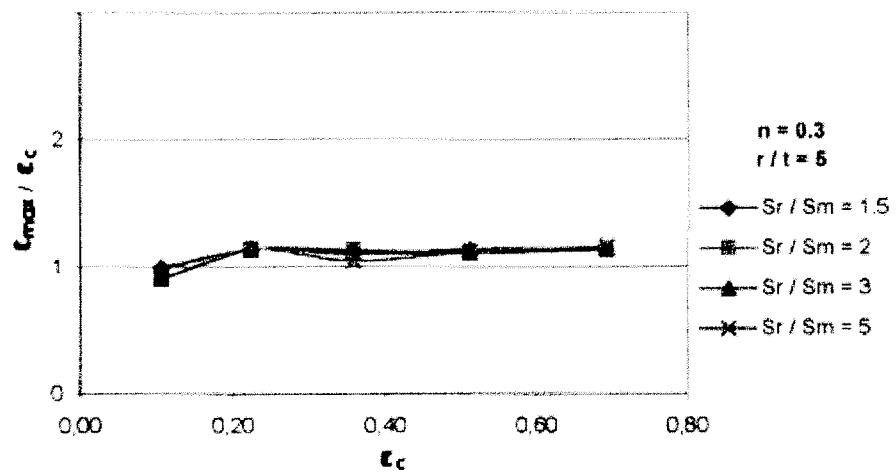


(d)

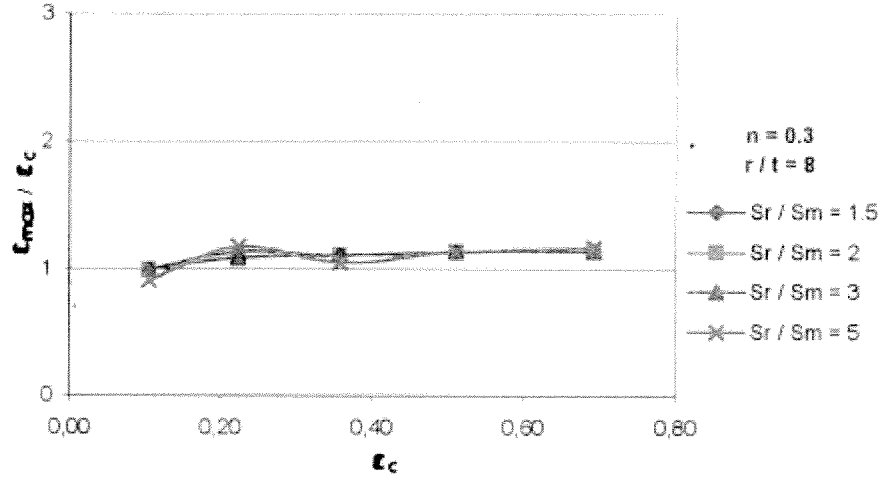
Şekil 3.12 $n=0.1$ koşullarında parçacıklı sistemde Boyun Verme Şiddet Parametresinin yoğunlaşma ile değişimi. Dayanç oranı, S_r/S_m ve parçacıkların boy/en oranı, r/t , şekillerde verilmektedir.



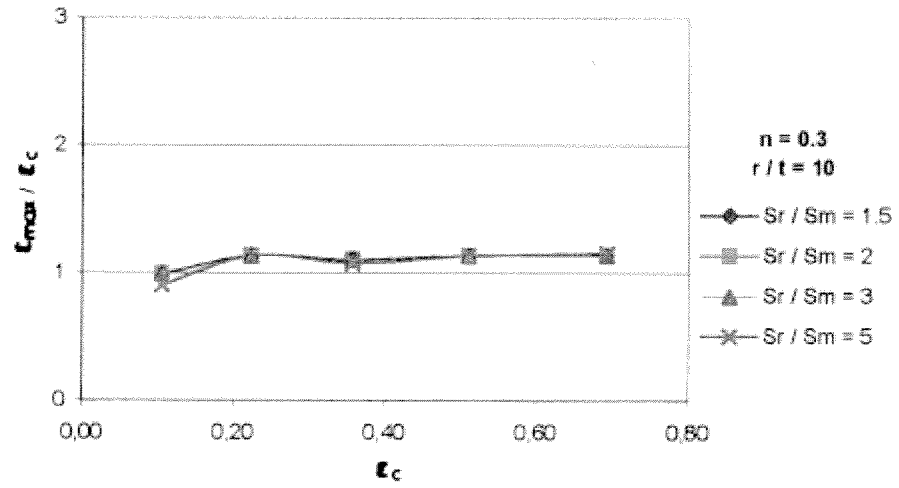
(a)



(b)

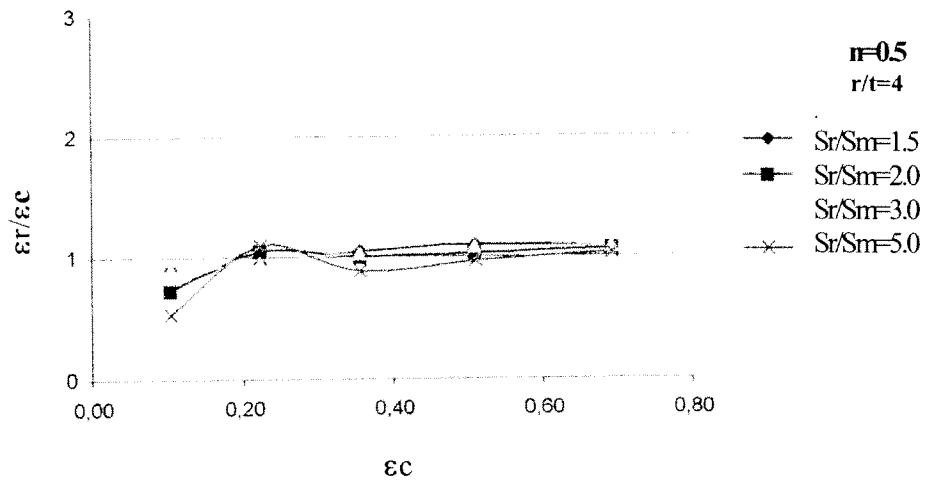


(c)

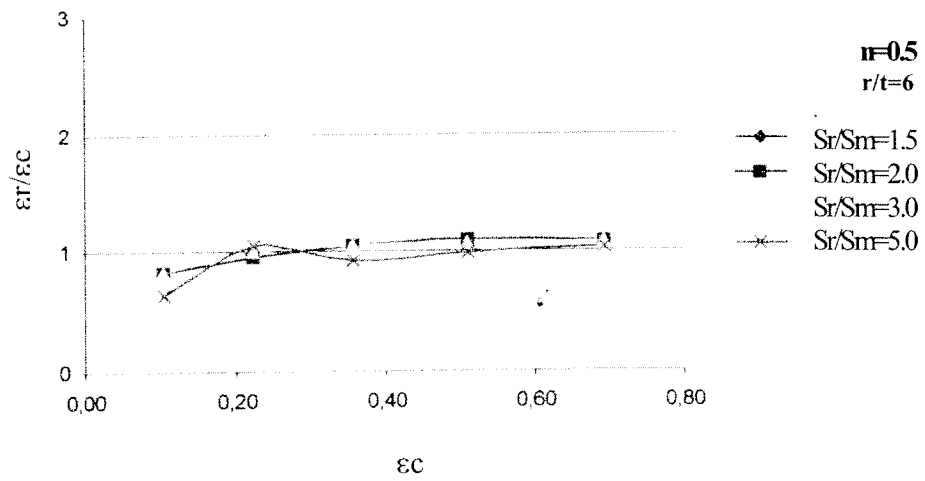


(d)

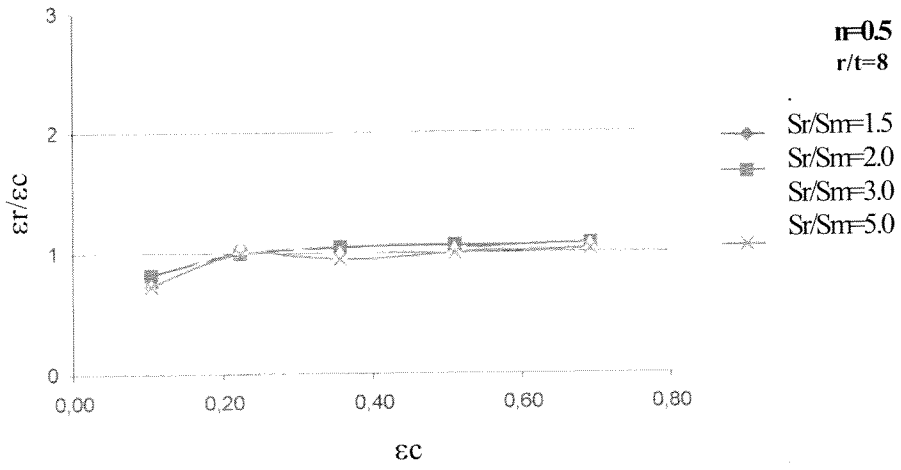
Şekil 3.13 $n=0.3$ koşullarında parçacıklı sistemde Boyun Verme Şiddet Parametresinin yoğunlaşma ile değişimi. Parçacıkların dayanç oranı, S_r/S_m , boy/en oranı, r/t , şekillerde verilmektedir.



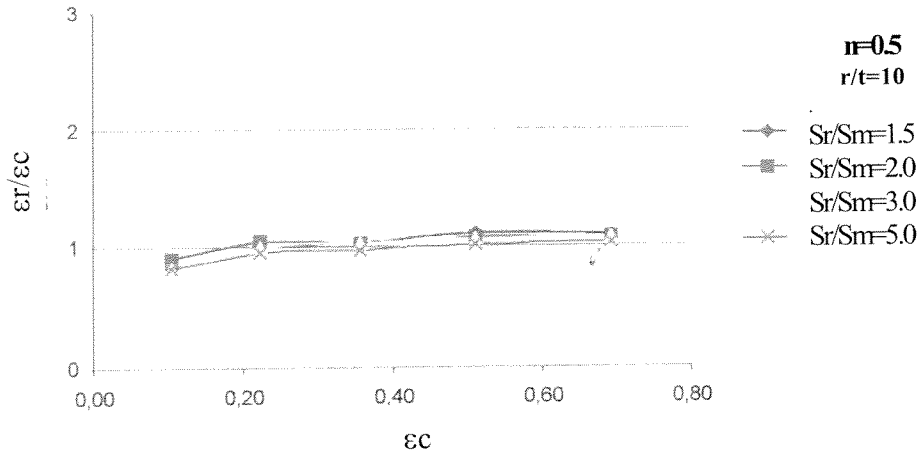
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 3.14 $n=0.5$ koşullarında parçacıklı sistemde Boyun Verme Şiddet Parametresinin yoğunlaşma ile değişimi. Dayanç oranı, Sr/Sm , ve Parçacıkların boy/en oranı şekillerde verilmektedir.

III.3 Makroyapının Denetimi

Yukarıda elde edilen bulgulara makroyapı denetimi açısından değerlendirildiğinde ana olarak iki tespitin yapılması mümkün görülmektedir.

- i) Lamine kompozitte takviye fazının parçalanmadan yoğrunması, diğer bir ifade ile yoğrunma ile sadece makroyapının inceltilmesi arzu edilmesi durumunda dayanç oranını en fazla $Sr/Sm = 2$ olabilmektedir. Gerinme sertleşmesi durumunda bu değer en fazla $Sr/Sm = 5$ olabilmektedir. Bu durumda Sistemin belirli aralıklarla ,örneğin $\epsilon = 1.0$, aratav işleminden geçirilmesi ile yapının istendiği oranda inceltilmesi mümkün gözükmektedir.
- ii) Başlangıçta bir parçalanma olsa dahi - örneğin sıcak haddeleme sırasında- veya takviye fazının parçacıklar şeklinde sisteme ilavesi durumunda parçacıkların yoğrunma ile uzatılarak uygun boy/en oranına ulaştırılması mümkün gözükmektedir. Örneğin $n=0.5$ ve $Sr/Sm = 5$ olması durumunda boty/en oranının $r/t = 10$ değerine çıkartılması mümkün gözükmektedir.

IV. INTERMETALİKLERLE TAKVİYE EDİLMİŞ ALUMİNYUM ESASLI KOMPOZİTLER İÇİN UYGUN SİSTEMİN SEÇİMİ

IV. 1 Hacimsel Uyum Değerlendirmesi

II. Bölümde verilen çalışmalar metal- metal sisteminde uygun koşullarda iç reaksiyonla intermetalliklerin elde edilmesi ve bu şekilde intermetalliklerle takviye edilmiş bir sistemin oluşturulması mümkün olduğunu, ancak yapılan tespitler bu reaksiyonun bazen çok yavaş, bazen ise reaksiyonun yapıda çatlak oluşumu ve/veya reaksiyon ürününün aşırı dallantılı ve kaba gözenekler içerdiğini ve bu nedenle reaksiyon ürününün takviye edici olamayabileceğini göstermiştir.

Bu gözlemler sistem seçiminde özenli bir yaklaşımın gösterilmesinin zorunlu olduğunu ortaya koymuştur. Bu açıdan uygun sistemin seçimine yönelik bir olabilirlik çalışması yapılmıştır. Bu çalışma genel olarak ele alınmış ve literatürde bilinen tüm intermetaliklerin değerlendirilmesi şeklinde olmuştur. Birinci planda gerek reaksiyonun hızlı olabilmesi gerekse gözenek oluşumunu teşvik edici ortamların oluşmaması için reaksiyon öncesi ve sonrası fazların hacim uyumluluğunu esas almıştır.

Bu yaklaşımla a ve b reaksiyona giren elementler ile c (axby kompozisyonundaki) intermetalik arasında

$$V_a x/(x+y) + V_b y/(x+y) = V_c$$

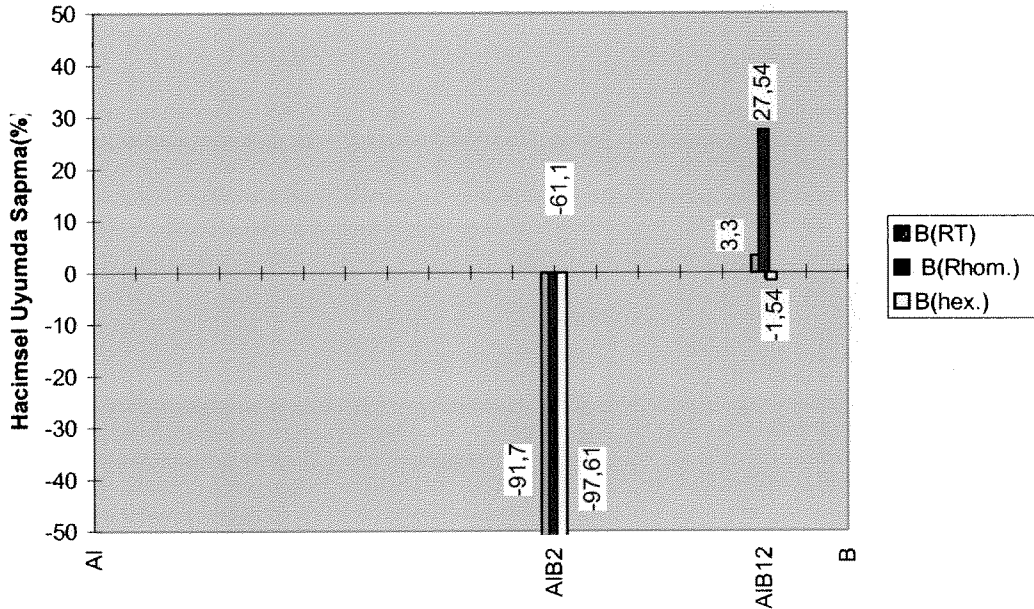
eşitliğini sağlanması en ideal durumdur. Burada V sözkonusu elamanlarda ortalama atom hacimini göstermektedir. Bu değer birim hücre hacminin birim hücrede mevcut atom sayısına bölünmesi ile bulunan değerdir. Eşitliğin tam sağlanması durumunda a ve b nin reaksiyona girmesi ile oluşacak c intermetalığı hacim yönünden bir uyumsuzluk yaratmayacaktır.

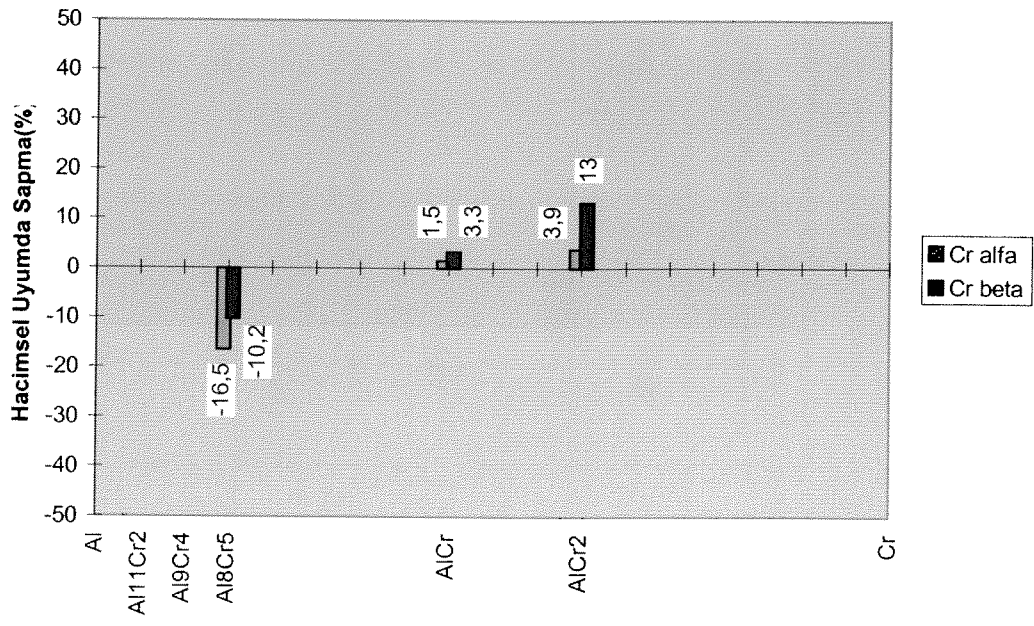
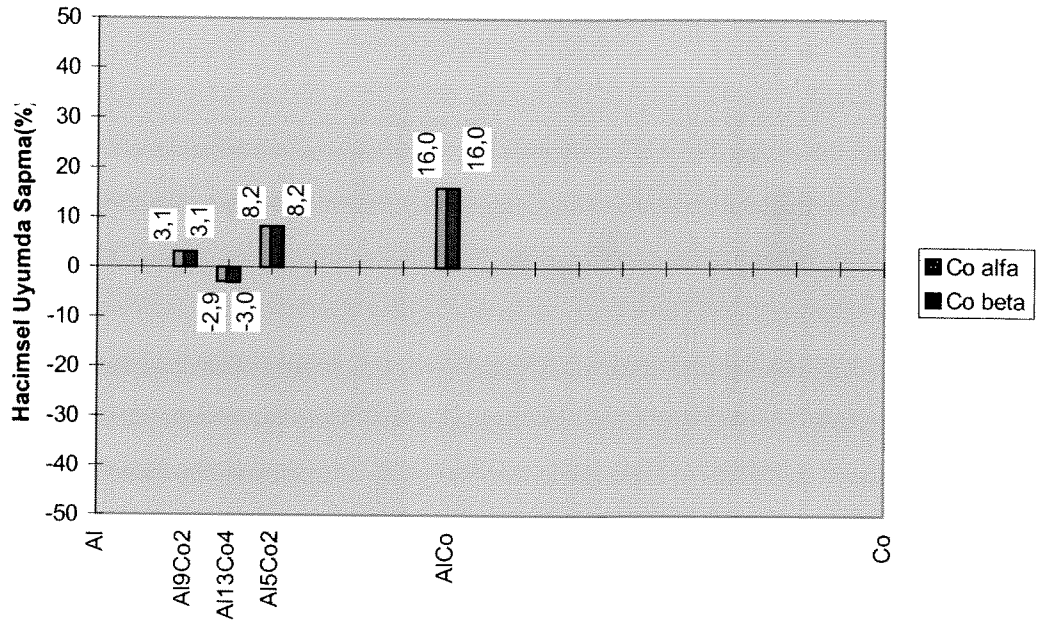
Yapılan literatür araştırması ile tüm intermetalikler çıkartılmış ve kristallografik özellikleri esas alınarak veri bulunan tüm Al esaslı intermetalikler için hacimsel uyum parametreleri hesaplanmıştır. İfadenin tam sağlanmasını beklemek mümkün olmayacağı için hacimsel uyumda sapma

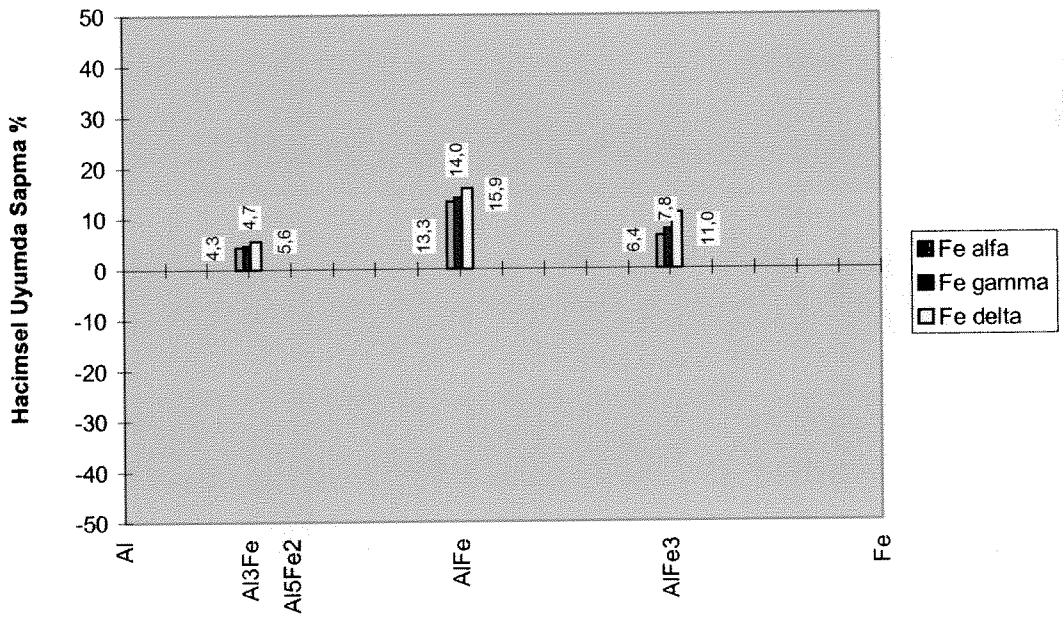
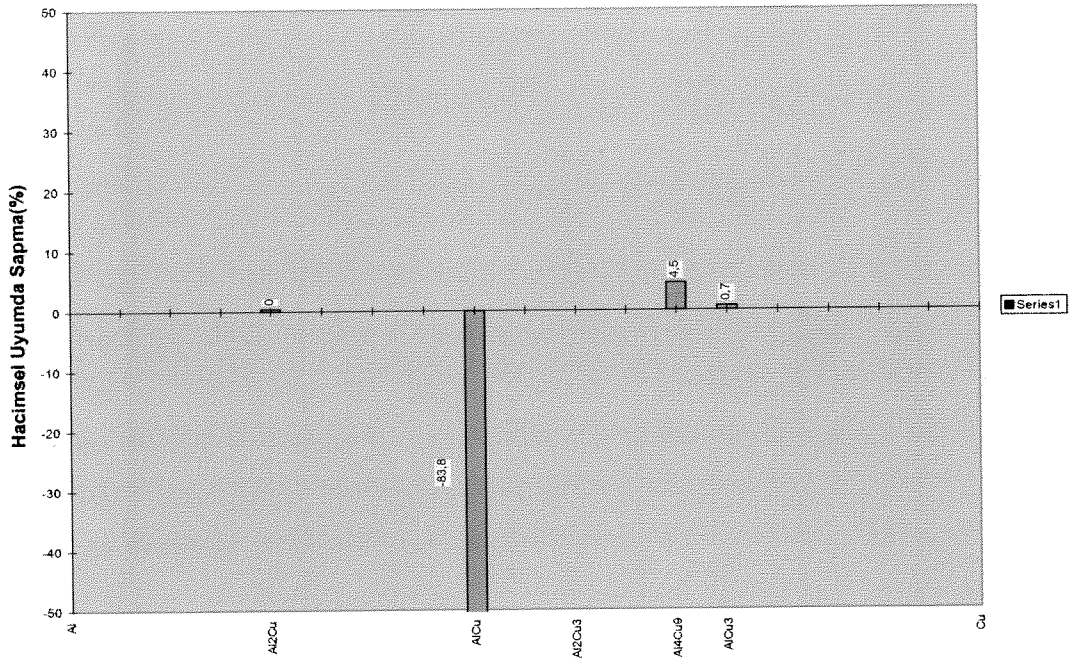
$$\{V_a x/(x+y) + V_b y/(x+y) - V_c\}/V_c$$

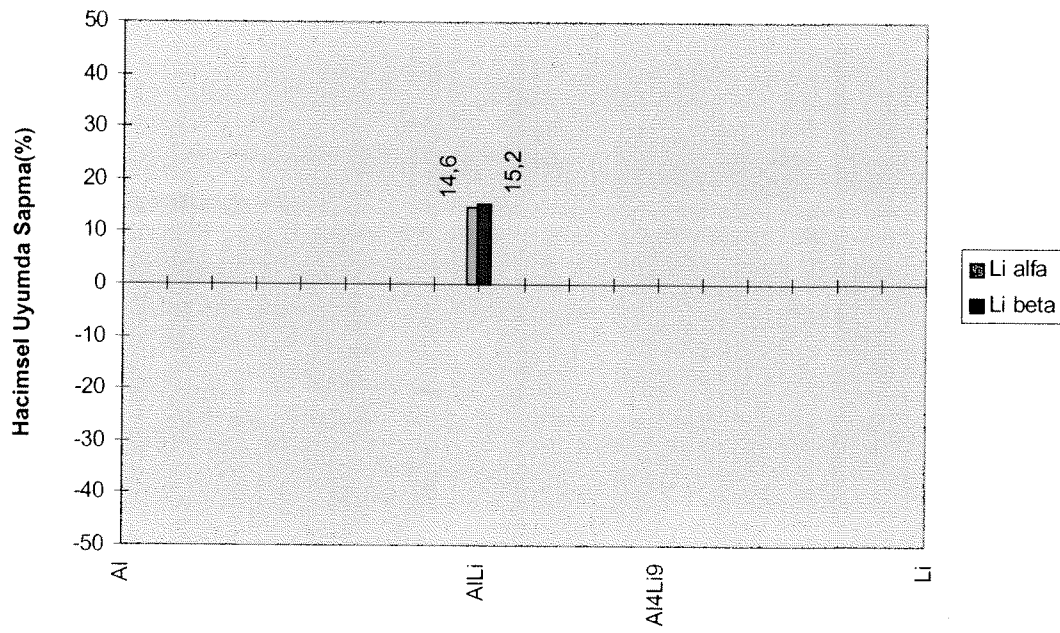
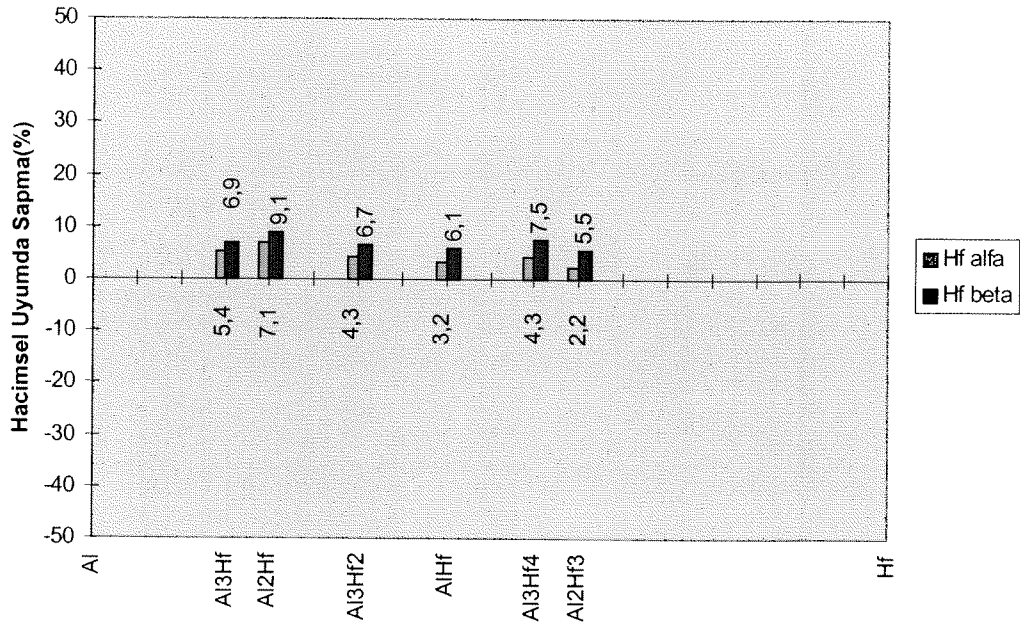
olarak (ve % ye çevrilerek) hesaplanmış ve bu değerler histogramlar şeklinde Şekil 3.1 de verilmiştir. Hacimsel uyumda sapmaların az olduğu intermetalik sistemler (Al içeren) Çizelge 3.II de az uyumu ön plana çıkartacak şekilde sıralanmıştır.

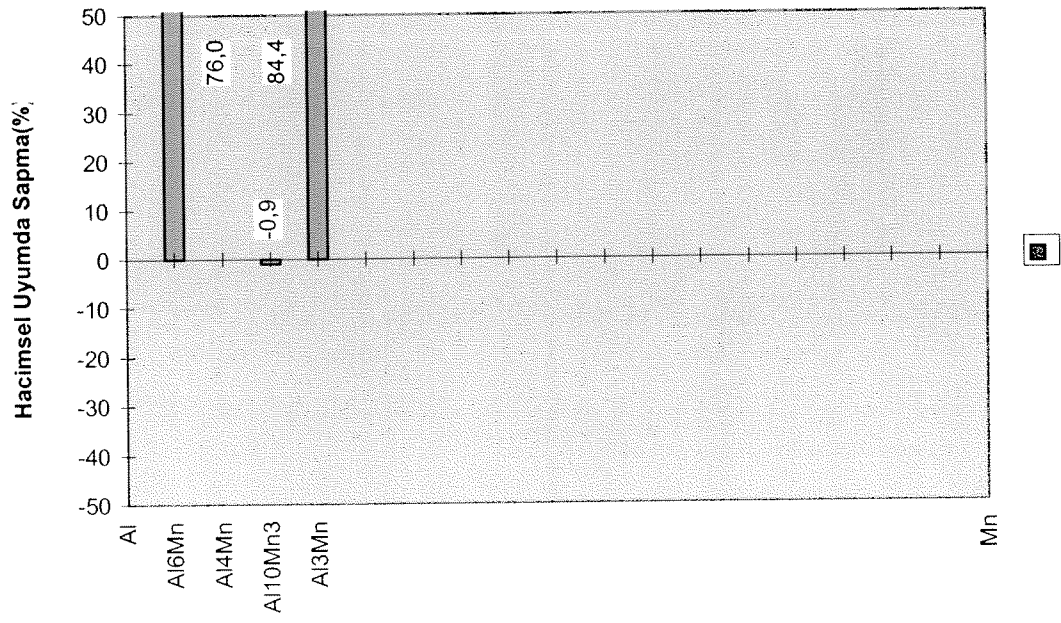
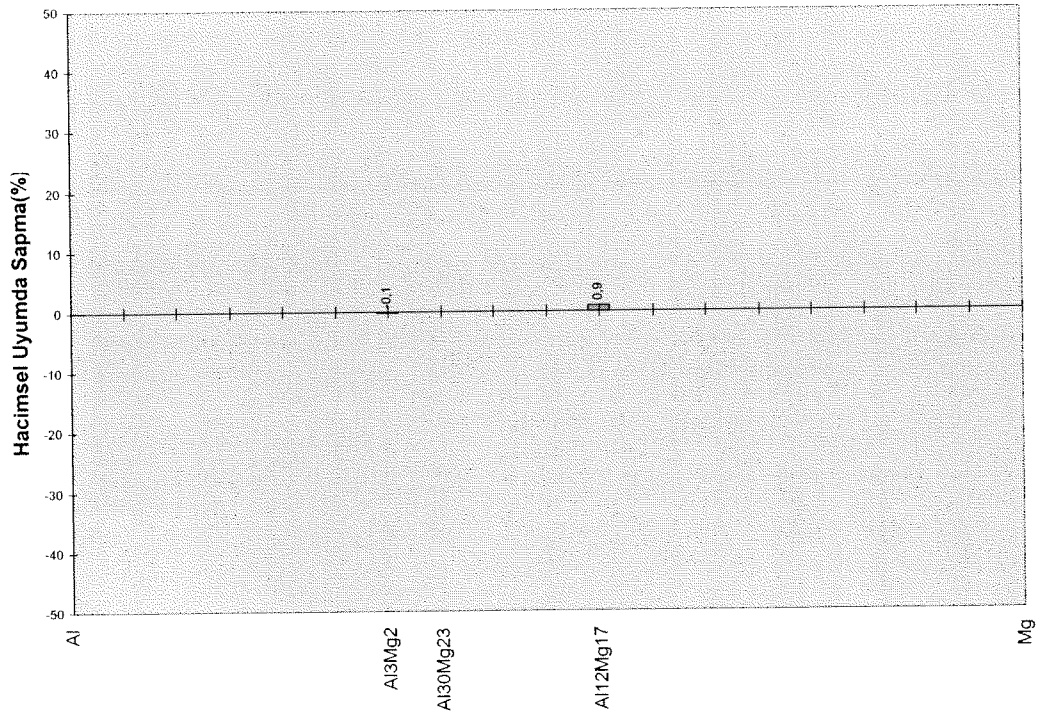
Çizelge 3. II de az uyum gösteren sistemler sıralanmış olmakla beraber bu sistemlerin hepsinin anlamlı olduğu söylenemez. Bu sistemlerden bir kısmı sözkonusu intermetalğin dayanç yönünden yetersiz kalmasından($Al_{12}Mg_{17}$, Al_4Cu , gibi) bir kısmı ise zor temin edilebilirlik nedeni ile cazip gözükmemektedir.

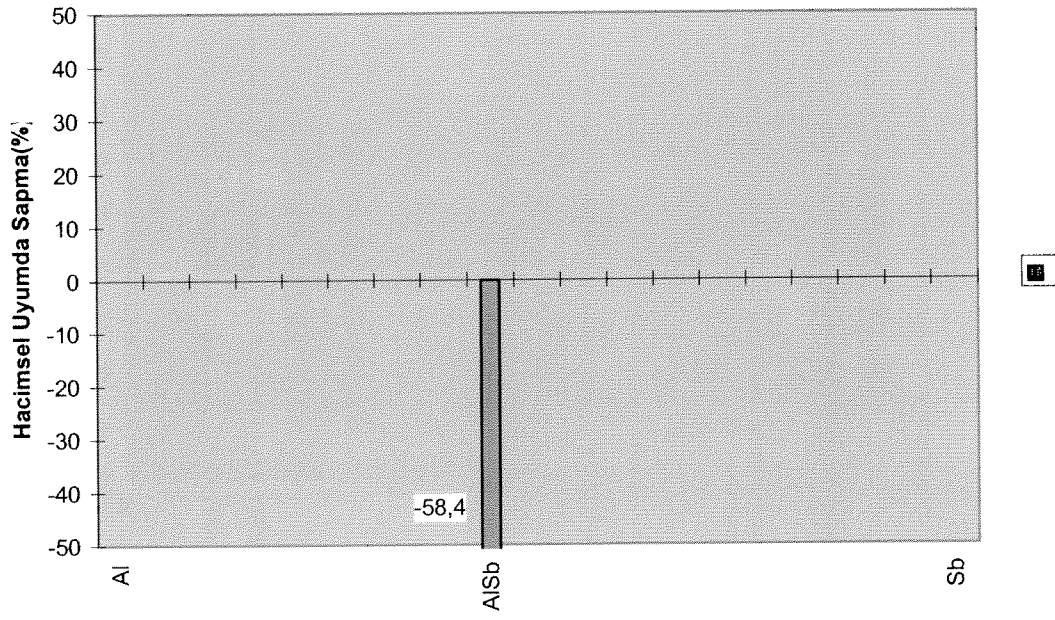
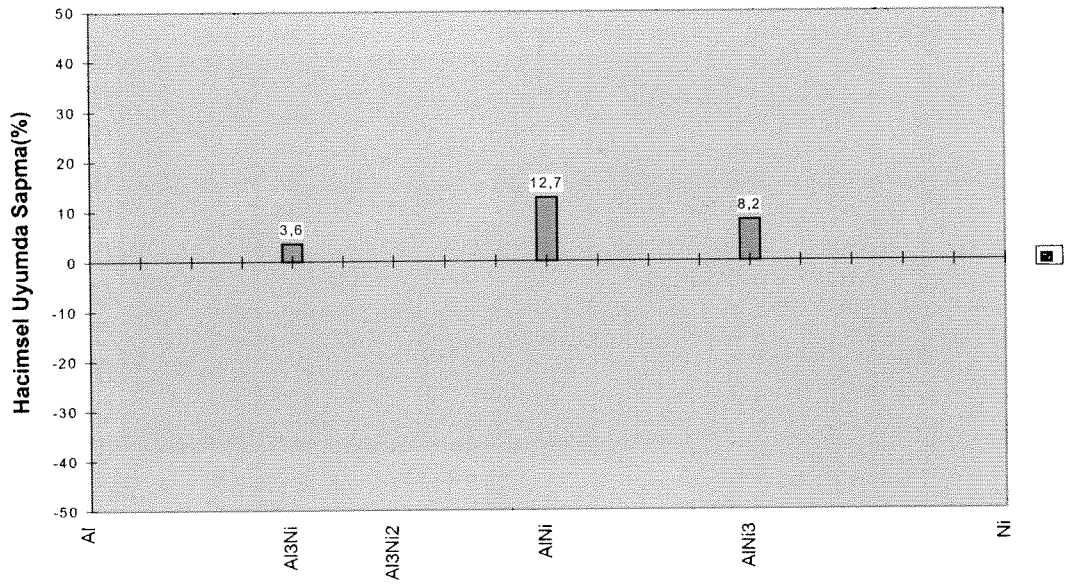


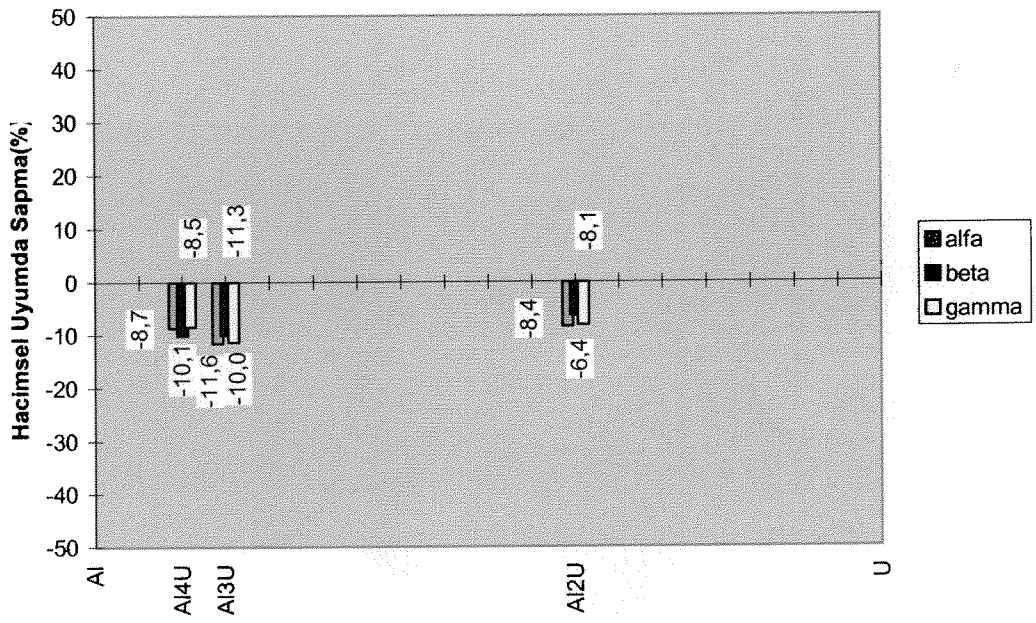
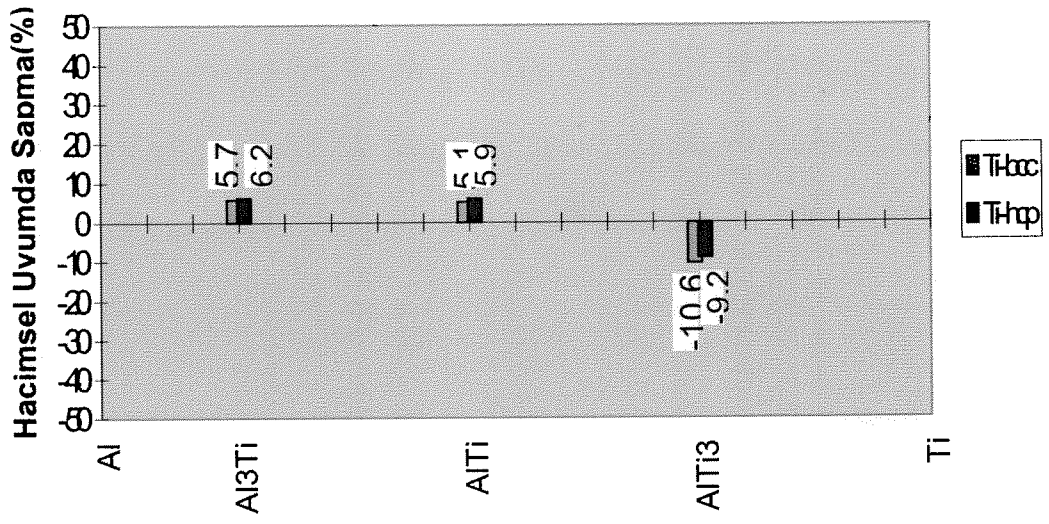


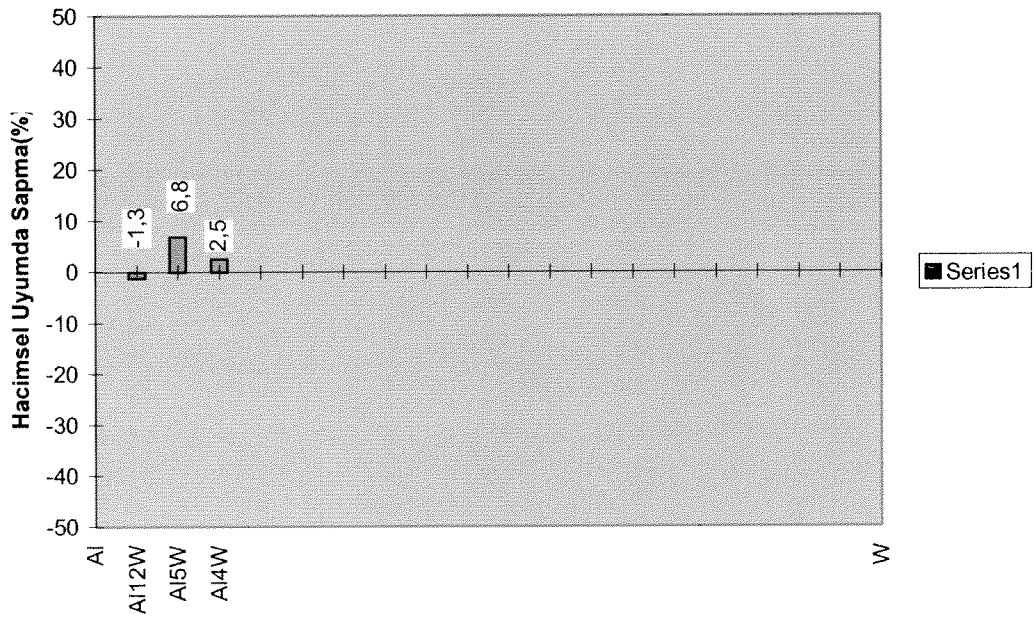
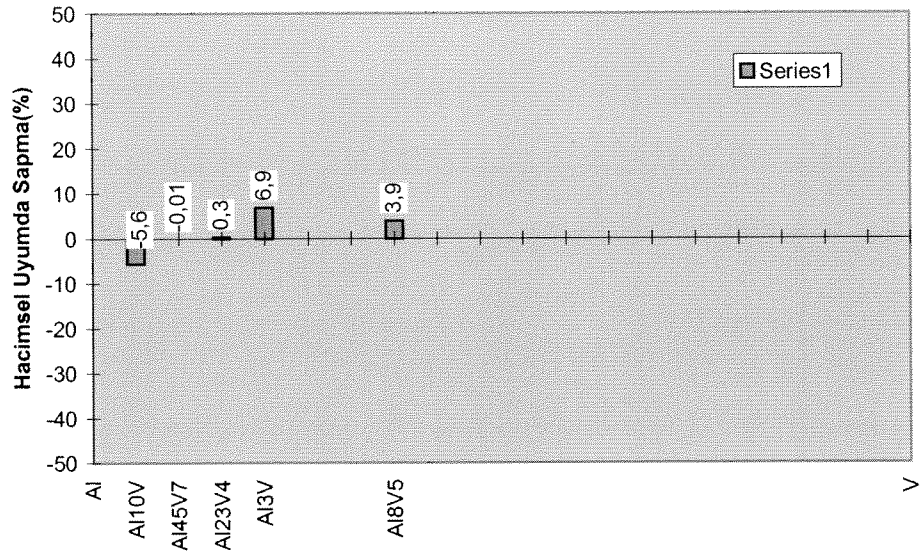


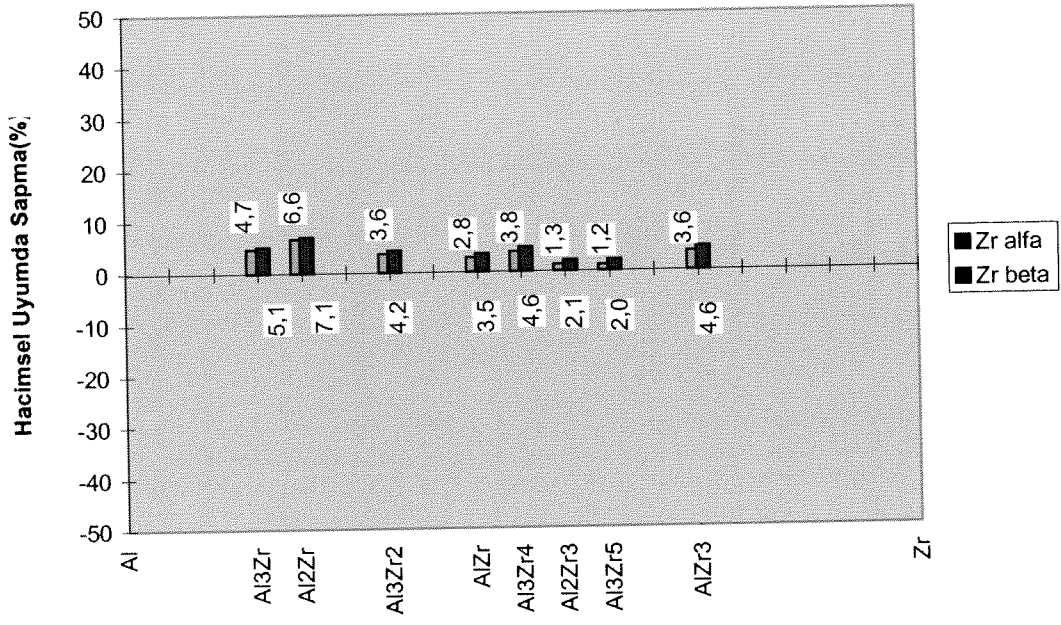












e kil 4.1 Alüminyumlu ikili sistemlerde oluşan intermetaliklerin hacimsel uyumu. Bilgi için ana metine bakınız.

Çizelge 4. 1
Hacimsel uyumsuzluğu az olan İntermetalikler

No	Element 1	Element 2	İntermetalik	Hacimsel Uyumsuzluk,%
1	Al	Mg	Al ₃ Mg ₂	-0.126
2	Al	V	Al ₂₃ V ₄	0.34
3	Al	Cu	Al ₂ Cu	0.4
4	Al	Cu	AlCu ₃	0.67
5	Al	Mg	Al ₁₂ Mg ₁₇	0.916
6	Al	Mn	Al ₁₀ Mn ₃	-0.94
7	Al	Zr	Al ₃ Zr ₅ (beta)	1.17
8	Al	Zr	Al ₂ Zr ₃ (beta)	1.25
9	Al	W	Al ₁₂ W	-1.26
10	Al	Hf	Al ₂ Hf ₃ (beta)	2.156
11	Al	Zr	AlZr ₂ (beta)	2.93
12	Al	Zr	AlZr ₃ (beta)	3.61
13	Al	Zr	Al ₃ Zr ₄ (beta)	3.83
14	Al	Cr	AlCr ₂ (beta)	3.9
15	Al	V	Al ₈ V ₅	3.91
16	Al	Ta	AlTa ₂	4.09
17	Al	Hf	Al ₃ Hf ₄ (beta)	4.32
18	Al	Cu	Al ₄ Cu ₉	4.54
19	Al	Zr	Al ₃ Zr(beta)	4.71
20	Al	Ti	AlTi	5.056
21	Al	Hf	Al ₃ Hf(beta)	5.39
22	Al	V	Al ₁₀ V	-5.64
23	Al	Ti	Al ₃ Ti	5.73
24	Al	Ti	AlTi(beta)	5.893
25	Al	Ti	Al ₃ Ti(beta)	6.163
26	Al	Hf	Al ₃ Hf(beta-H.T.)	6.24
27	Al	Fe	AlFe ₃	6.446
28	Al	Zr	Al ₂ Zr(beta)	6.58
29	Al	W	Al ₅ W	6.78
30	Al	V	Al ₃ V	6.9

31	Al	Hf	Al ₂ Hf(beta)	7.1
32	Al	Fe	AlFe ₃ (beta)	7.783
33	Al	Co	Al ₅ Co ₂ (beta)	8.22
34	Al	Ti	AlTi ₃ (beta)	-9.158
35	Al	Ti	AlTi ₃	-10.59
36	Al	Fe	AlFe(delta)	10.962
37	Al	Fe	AlFe	13.26
38	Al	Fe	AlFe(gamma)	14.02
39	Al	Li	AlLi(beta)	14.63
40	Al	Fe	AlFe(delta)	15.86
41	Al	Co	AlCo(beta)	15.99

Yukarıdaki liste incelendiğinde, Al-Zr sistemi oldukça cazip gözükmektedir. Oluşan intermetalik sayısı fazla olmakla beraber, tüm bu intermetaliklerin hacimsel uyumsuzluğunun düşük olduğu gözükmektedir. Gene Al-Ti sistemi cazip gözüken sistemler arasında yer almaktadır. Ve son olarak ta Al-Fe sistemi üzerinde durulmaya değer sistemler olarak gözükmektedir. Temin edilebilirlik ve maliyet açısından verilen sıra tam tersine dönmekte ve ilk üzerinde durulması gereken sistem Al-Fe olmaktadır. Al-Fe sisteminde arzu edilen intermetalik Fe₃Al dir. Fe-Al denge diyagramına bakıldığında oluşması muhtemel intermetalikler demir zengin kompozisyondan başlayarak Fe₃Al FeAl ve FeAl₃ şeklinde sıralanmaktadır. Gerek çeliğin Al kaplanması gerekse Al-çelik levhaların sıcak preslenmesinde elde edilen bulgular söz konusu intermetaliklerin sıralı tarzda oluşmadığını, niteliği tam bilinmemekle beraber bir seçme mekanizmasının işlediği ve FeAl₃ (veya buna yakın olan Fe₂Al₅ in) kompozisyonunun yapıda etkin olduğunu göstermektedir. Dolayısı ile Fe₃Al türü bir reaksiyon ürününün hedeflenmesi durumunda seçme mekanizmasının irdelenmesi ve normal koşullarda Fe₂Al₅ lehine işleyen seçme mekanizmasının Fe₃Al yi seçecek şekilde işletilmesi gerekecektir.

Al-Ti sistemi Al-Fe sisteminden daha cazip gözükmektedir. Ti ca zengin bölgeden başlayarak bu sistemde oluşan intermetalikler Ti₃Al TiAl ve TiAl₃ şeklinde sıralanmaktadır. Bu üç intermetalik her biri az uyumsuzluk göstermekte dolayısı ile reaksiyon sonucu oluşan intermetalik ne olursa olsun sonucun olumlu olacağı izlenimini vermektedir. Bununla birlikte Ti pahalı bir element

olması nedeni ile varolabilecek seçme mekanizmasının etkilenmesi ile $TiAl_3$ un oluşumunun teşvik edilmesi anlamlı gözükmemektedir.

Al-Zr sisteminde uyumsuzluk en fazla %7 civarında oluşabilmekte, oluşan intermetalığe bağlı olarak uyumsuzluk değeri bunun çok atında olabilmektedir.

IV.2 İntermetalik Seçme Mekanizması

Termodinamik açıdan olguya bakıldığında iki elementten oluşan bir yayınma çiftinde denge diyagramının gösterdiği tüm fazların diyagramın gösterdiği sıra içerisinde oluşması beklenmektedir. Bölüm 1 de verilen öngözelemlerden de anlaşılacağı üzere bu beklenti gerçekleşmemekte, beklenen intermetalliklerin tümü yerine bir veya ikisi belirgin bir şekilde oluşmaktadır. Yayınma çiftleri, beklenen ve oluşan intermetalikler açısından literatür incelenmiş ve elde edilen bulgular aşağıdaki çizelgelerde özetlenmiştir.

Çizelge 4.2

Al-Fe sisteminde oluşan intermetaliklere ilişkin gözlemler

Al-Fe SİSTEMİ	RAWERS, 1993	LIANG, 1992
Beklenen Arametal	$AlFe_3$, $AlFe_5$, Al_2Fe , ηAl_3Fe_2 , θAl_3Fe	$AlFe_3$, $AlFe_5$, Al_2Fe , ηAl_3Fe_2 , θAl_3Fe
Oluşan Arametal	Fe, Fe(Al), Fe_3Al , Fe_2Al , FeAl	Fe_2Al_5
Deney Koşulları	-Fe diskleri arasına yerleştirilmiş 10 mm çaplı Al diskler(13 Mpa, 15 Min at 625°C ,650, 675, 725) -SHS uygulaması (Self- propagation high- temperature synthesis)	T < 600°C -ara yüzeyde oksit tabakası oluşumunu önleyecek şekilde, çelik plakaların üstüne Al kaplanması (electro-deposition method) -Al-Fe yayınma davranışının incelenmesi
Kullanılan Malzeme	-Karbon çelikleri -Düşük alaşımlı demir -Paslanmaz çelik	-Ferritik çelikler -Östenitik çelik

Gözlemsel Bulgular	-Saf ya da alaşımlı malzeme kullanımının elde edilen sonuca etkisi olmadığı, metal/arametal arayüzünün düzensiz olduğu belirtilmektedir.	- Fe ₂ Al ₅ fazında yayınma çok yüksek. Arametal içine difüze eden eleman Al olduğu, Cr veya Mo eklenmesi arametal oluşum hızını düşürdüğü belirtilmektedir.
--------------------	--	--

Al-Fe sistemi için Çizelge 4.2 de verilen bulgularda dikkati çeken husus SHS yöntemi ile- ki bu malzemenin kısmen ergimesine neden olmaktadır- düşük sıcaklıkta oluşturulan reaksiyon arasındaki farktır. Ergitme durumunda olgu denge diyagramına yakın seyrederken, düşük sıcaklıkta durum denge diyagramından uzaklaşmakta ve tek bir intermetalik oluşmaktadır. Bu durum intermetalik seçme mekanizmasının sıcaklığa bağlı bir olgu olduğunu göstermektedir.

Çizelge 4.3

Rawers,1993 tarafından Al-Ni sisteminde oluşan intermetaliklere ilişkin olarak yapılan gözlemler

Al-Ni SİSTEMİ-1	RAWERS, 1993	RAWERS, 1993
Beklenen Arametal	Al ₃ Ni, Al ₃ Ni ₂ , AlNi, AlNi ₃	Al ₃ Ni, Al ₃ Ni ₂ , AlNi, AlNi ₃
Oluşan Arametal	Ni, Ni(Al), Ni ₃ Al	Ni, Ni(Al), NiAl
Deney Koşulları	-Ni diskler arasına yerleştirilmiş 10 mm çapında Al diskler,(Ni-Al) (13 Mpa 15 Min at 625 , 650 , 675 , 725°C) -SHS uygulaması (Self- propagation high-temperature synthesis)	-Ni diskler arasına iki kat olarak yerleştirilmiş 10 mm çapında Al diskler (Ni-2Al) (13 Mpa 15 min at -625° C, 650 , 675 , 725°C) -SHS uygulaması (Self- propagation high-temperature synthesis)
Kullan. Malzeme	(Ni-Al)	(Ni-2Al)

Gözlemsel Bulgular	<p>-Kullanılan Al miktarı oluşacak arametalı etkilediği (Kullanılan Al miktarı az iken gözlenen arametal Ni_3Al olmaktadır)</p> <p>-Mikroyapı analiz sonuçları, SHS reaksiyon süresinin yayınma yoluyla arametal oluşumuna yeterli olmadığı, oluşumun metal-Al ara yüzeyinde reaksiyon-sinterlemesi gerçekleşmiş olduğu öne sürülmektedir.</p>
--------------------	---

Al-Ni sisteminde Çizelge 4.3te özetlenen gözlemler, stokiyometrik faktörlerin de arametal oluşumunu etkilediği, örneğin reaksiyona sokulan Al miktarının az olması durumunda arametalin Ni ce zengin Ni_3Al kompozisyonunda olduğunu, Al miktarının artması ile tercih edilen arametalin değiştiğini göstermektedir.

Bu gözlemler, hacimli komponentlerin söz konusu olduğu mevcut çalışma için anlamlı olmamakla beraber, reaksiyona giren komponentin sınırlı olması durumunda komponent miktarının oluşan intermetalliği etkileyeceğini göstermektedir.

Çizelge 4.4

Al-Ni sisteminde Dewing, 1971 ve Janssen , 1973 tarafından yapılan oluşan intermetaliklere ilişkin gözlemler

Al-Ni SİSTEMİ-2	DEWING, 1971	JANSEN , 1973
Beklenen Arametal	Al_3Ni , Al_3Ni_2 , $AlNi$, $AlNi_3$	Ni_3Al
Oluşan Arametal	$NiAl_3$	Ni_3Al
Deney Koşulları	<p>-T < 600°C</p> <p>-(Al erime sıcaklığının altında çalışılmış)</p> <p>-Inconel üzerine Al kaplama (electro-deposition yöntemiyle)</p>	<p>-NiAl(55 at.% Ni)-pure Ni couple</p> <p>-T : 1000°C-1300°C</p>
Kullanılan Malzeme	INCONEL 600 (76.5% Ni; 0.097% Al; 7.53% Fe ...)	Bilgi yok.

Gözlemsel Bulgular		-1000°C-1300°C arasında hacimsel yayınma baskın mekanizma. <1000°C'de tane sınırı yayınması etkin. -Al'ca zengin yayınma çiftlerinde $D_{Ni} > D_{Al}$; Ni'ce zengin çiftlerde ise $D_{Ni} < D_{Al}$. -Gözlemlenen düzensiz arafaz yüzeyi, tane sınırı yayınması gerçekleştiğine işaret ediyor.
--------------------	--	---

Al-Ni sisteminde SHS yerine düşük sıcaklıklarda oluşan yayınmanın Çizelge 4.4'te verildiği gibi Al-Fe sistemine benzer şekilde Al zengin arametalin seçilmesi sonucunu doğurmuştur.

Çizelge 4.5

Al-Ti sisteminde oluşan intermetaliklere ilişkin gözlemler

Al-Ti Sistemi	van LOO 1973	van LOO 1973
Beklenen Arametal	AlTi ₃	AlTi ₃
Oluşan Arametal	AlTi ₃	AlTi ₃
Deney Koşulları	T : 768-880°C Ti-TiAl yayınma Çifti (54 at.% Al)	T > 880°C Ti-TiAl yayınma çifti (54 at.% Al)
Beklenen Arametal	AlTi ₃	AlTi ₃
Oluşan Arametal	AlTi ₃	AlTi ₃
Deney Koşulları	Ti(2,5at.%Al)-TiAl yayınma çifti Ti(5at.%Al)-TiAl yayınma çifti	T < T _{transition} Ti-TiAl ₂ Yayınma çifti
Gözlemsel Bulgular	-T < T _{transition} koşulunda Ti'ca zengin katı solüsyonda ve Ti ₃ Al'de yayınma hızının çok düşük olduğu belirtilmektedir	

Çizelge 4.6

Ti3Al-TiAl sisteminde oluşan intermetaliklere ilişkin gözlemler

Ti3Al- TiAl	van LOO 1973
Beklenen Arametal	AlTi, Al ₂ Ti
Oluşan Arametal	AlTi, Al ₂ Ti
Deney Koşulları	-Ti3Al-TiAl yayınma çifti -T : 800-958°C
<p>Al-Ti Sistemi için Gözlemsel Bulgular : Düşük sıcaklıkta yayınmanın çok yavaş oluşu tavlama sonunda yarı karalı bir faz oluşmasına neden olduğu; Ti'ca zengin kompozisyonlarda (AL%<25) Ti yayınma katsayısı yüksekken, Al'ca zengin kompozisyonlarda (TiAl2) yalnızca Al yayındığı; AlTi arametalinde ise Al daha hızlı difüze ettiği tespit edilmiştir.</p>	

Çizelge 4.7

Ti-Ni sisteminde oluşan intermetaliklere ilişkin gözlemler

Ti-Ni SİSTEMİ	BASTIN 1974	BASTIN 1974
Beklenen Arametal	TiNi ₃ , TiNi, Ti ₂ Ni	Ti ₂ Ni
Oluşan Arametal	(i) T < 770°C Ti ₂ Ni, TiNi, TiNi ₃ (ii) T > 770°C Ti ₂ Ni, TiNi, TiNi ₃ ve β-Ti içinde Ni katı çözültisi	(i) T < 770°C Ti ₂ Ni (ii) T > 770°C Ti ₂ Ni ve β-Ti içinde Ni katı çözültisi
Deney Koşulları	Ti-Ni yayınma çifti	Ti-TiNi yayınma çifti
	-T : 550-940°C -Vakumlu silika tüplerde tavlama	

Beklenen Arametal	TiNi, Ti ₂ Ni	TiNi ₃ , TiNi
Oluşan Arametal	Ti ₂ Ni, TiNi	TiNi ₃ , TiNi
Deney Koşulları	Ti-TiNi ₃ yayınma çifti	Ti ₂ Ni-Ni yayınma çifti
	-T : 550-940°C -Vakumlu silika tüplerde tavlama	
Beklenen Arametal	TiNi ₃	TiNi ₃
Oluşan Arametal	TiNi ₃	TiNi ₃
Deney Koşulları	TiNi-Ni yayınma çifti	(Ti-61,5at.%Ni)-(Ti-85at.%Ni) yayınma çifti
	-T : 550-940°C -Vakumlu silika tüplerde tavlama	
Ti-Ni Sistemi için Gözlemsel Bulgular : Tüm yayınma çiftleri faz diagramının öngördüğü sonuçları sağlıyor. TiNi ₃ fazında tane sınırı yayınması etkinken, β-Ti(Ni), Ti ₂ Ni ve TiNi fazlarında hacimsel yayınmanın baskın olduğu ileri sürülüyor		

Çizelge 4.8

Angermayer, 1993 tarafından Fe-Zn sisteminde oluşan intermetaliklere ilişkin olarak yapılan gözlemler

Fe-Zn SİSTEMİ-I	ANGERMAYER , 1993		
Beklenen Arametal	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ε ₁ (δ ₁ FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ε ₁ (δ ₁ FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ε ₁ (δ ₁ FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)
Oluşan Arametal	ζ	ζ, Γ ₁	ζ
Kullanılan Malzeme	Elektro-galvaniz çeliği	Electro-galvaniz çeliği	Sıcak-dal galvan çeliği
Deney Koşulları	280°C , 20 min. Zn ergime sıcaklığının altında uzun süreli tavlama	280°C 27 hr. Zn ergime sıcaklığının altında uzun süreli tavlama	535°C 10 s Zn ergime sıcaklığının üstünde kısa süreli tavlama

Fe-Zn Sistemi	ANGERMAYER , 1993		
Beklenen Arametal	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ϵ_1 (δ_1 FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ϵ_1 (δ_1 FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ϵ_1 (δ_1 FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)
Oluşan Arametal	δ , Γ_1	δ , Γ_1	δ , Γ_1
Kullanılan Malzeme	Elektro-galvaniz çeliği	Sıcak-daldırma galvaniz çeliği	Sıcak-daldırma galvaniz çeliği
Deney Koşulları	400°C 20 dak. Zn ergime sıcaklığının altında uzun süreli tavlama	565°C 180 san Zn ergime sıcaklığının üstünde kısa süreli tavlama	Bilinmiyor. Zn ergime sıcaklığının üstünde kısa süreli tavlama

Fe-Zn sisteminde Çizelge 4.8 de verilen gözlemler, kısa süreli tavlamalarda Zn ce zengin uç intermetalığının oluştuğu, sürenin artması ile Fe ce zengin diğer uç intermetalığın oluşması ile olgunun denge diyagramına yaklaştığı görülmektedir.

Çizelge 4.9

Lin 1994 tarafından Fe-Zn sisteminde intermetaliklere ilişkin olarak yapılan gözlemler

Fe-Zn SİSTEMİ-II	LIN 1994
Beklenen arametal	δ (Γ Fe ₃ Zn ₁₀), ϵ_1 (δ_1 FeZn ₁₀), ζ (ζ FeZn ₁₃)
Oluşan arametal	δ , Γ , Γ_1 , ζ
Kullanılan malzeme	Arayer atomsuz çelik-Çinko(% Al 0.14-0.2) ;(AÇ) Ekstra-düşük karbonlu çelik-Çinko(%Al 0.14-0.2) ; (EKÇ) Arayer atomsuz fosforlu çelik-Çinko(%Al 0.14-0.2) ; (AFÇ)
Deneysel Metod	Çelik tabanlar üzerine çinko kaplanması ve galvannealing metoduyla (Çelik taban ve Zn kaplama arayüzeyinde yayınma vasıtasıyla) Fe-Zn arametallerinin oluşturulması

Deney Sonuçları	AÇ	EKÇ	AFC
	Üç katmanlı yapı ($\delta, \delta+\Gamma_1, \Gamma$)	İki katmanlı yapı ($\delta+\zeta, \Gamma$)	İki katmanlı yapı ($\delta+\Gamma_1$)

Fe-Zn sisteminde gözlenen sonuçlar:

Eriyik halindeki Zn ile çelik taban arasındaki etkileşimin ilk aşamasında çelik yüzeyinde -yapısı P varlığından etkilenen- engelleyici bir katman (inhibition layer) oluştuğu; Bu katman galvannealing uygulamasının ardından yok olduğu; Sistemde varolan fosfor, Γ fazının oluşumunu engellerken δ içindeki Fe konsantrasyonunun artışı sağladı; P, tane sınırlarına göç ederek Γ_1 çekirdeklenmesini teşvik ettiği Γ oluşumunu ise engellediği belirtilmektedir. Çelik tabandaki karbon, katı Fe ve sıvı Zn arasındaki alaşımlama reaksiyonunu geciktirdiği ileri sürülmektedir.

Çizelge 4.10

Ni-Mo-Cu üçlü sisteminde intermetaliklerle ilgili gözlemler

Ni-Mo-Cu SİSTEMİ	YINSHENG, 1991	
Beklenen Arametal	$\beta(\text{MoNi}), \gamma(\text{MoNi}_3), \delta(\text{MoNi}_4)$	
Oluşan Arametal	$\beta(\text{NiMo})$	$\beta(\text{NiMo}); \text{Ni-Mo}$ arayüzeyinde
Kullanılan Malzeme	Ni (99.997 %) çubuk Cu (99.999 %) çubuk Mo (99.8 %) folyo	Ni (99.997 %) çubuk Cu (99.999 %) çubuk Mo (99.8 %) folyo
Deney Koşulları	Elmas testereyle ön-tavlanmış çubuklardan keserek hazırlanmış 2 mm. kalınlığında Ni-Mo yayınma çifti Tavkoşul: 950, 1000, 1050°C 5-300 hr.	Elmas testereyle ön-tavlanmış çubuklardan keserek hazırlanmış 2 mm. kalınlığında Ni-Mo-Cu yayınma üçlüsü Tavkoşul: 950, 1000, 1050°C 5-300 hr
Gözlemsel Bulgular	Ni-Mo-Cu yayınma üçlüsünde Mo ve Ni arayüzeyinde gerçekleşen reaksiyon sonucunda NiMo arametal oluştuğu; tüm Mo katmanının	

	arametale dönüşmesinin ardından NiMo, Cu ile reaksiyona girerek, Mo'nce zengin bir katı çözelti ve Cu-Ni katı çözeltilerinden oluşan çift fazlı bir yapıya dönüştüğü tespit edilmiştir.
--	---

Çizelge 4.11

Fe-Sm sisteminde intermetalikler ilişkin gözlemler

Fe-Sm SİSTEMİ	TANABE, 1992
Beklenen Arametal	
Oluşan Arametal	SmFe ₂
Kullanılan Malzeme	Fe-Sm yayınma çifti Saf Fe ve saf Sm 10×10×1 mm.'lik plakalar
Deney Koşulları	Tavlama Koşulları: T = 963 K, t = 86.4 kilosaniye
Gözlemsel Bulgular	SmFe ₂ büyüme hızını kontrol eden mekanizma Fe-Sm bileşiğindeki yayınma hızı olduğu, Fe, SmFe ₂ arametalinde Sm'ye oranla daha hızlı difüze ettiği tespit edilmiştir.

Yukarıdaki çizelgeler incelendiğinde denge diyagramında gözlenen fazların hepsinin oluştuğu durumlar ender olmakta, çoğu kez özellikle katı halde yayınma söz konusu olduğunda sözkonusu fazlardan ancak bir kısmı etkin olmaktadır. Örneğin Fe-Al sisteminde 4 arafaz sözkonusu iken baskın olarak gözlenen faz Fe₂ Al₅ olmaktadır.

V - Al-Fe ve Al-Ti SİSTEMLERİNDE İNCELEMELER

Bu çalışmanın amacı intermetalliklerle takviye edilmiş metal kompozitlerin yerinde reaksiyonla üretimidir. Bölüm IV de verilen hacimsel uyumu esas alan değerlendirme Al-Fe ve Al-Ti sistemlerinin uygun olduğunu, Bölüm II de verilen öngözlemlerin ise Fe olarak östenitik yapıda Fe seçiminin daha anlamlı olacağını göstermektedir .

V-1 Kompozit Blokların Üretimi

Al-Fe ve Al-Ti lamine bloklar sıcak presleme yöntemi ile üretilmişlerdir. Bu amaçla kullanılan malzemelerin -alüminyum(5052 kompozisyonunda), çelik (304 östenitik) ve Ti (%99 saflıkta) kompozisyonları Çizelge V.1 de verilmektedir.

Çizelge V.1

Lamine bloklarda kullanılan Al ve Fe levhaların kimyasal kompozisyonu

	%Mg	%Fe	%Si	%Cu	%Cr
Al(1.6 ve 1.1 mm kalınlıklarında levha)	2.80	0.30	0.20	0.10	0.35

	%Ni	%Cr	%C	%Si	%Mn	%Mo	%Cu
Fe (0.4 mm 304 Östenitik)	8.50	18.10	0.03	0.52	1.85	0.17	0.14

Lamine blokları oluşturmak amacıyla sıcak presleme öncesi kullanılan tüm malzemeler önce tinerle ve takiben deterjanla yıkanmış ve durulanmıştır. Son işlemler ise suda durulamayı takiben alkolle silme ve hızlı kurutma şeklinde olmuştur. Paslanmaz çelikte yüzey hazırlama işlemleri belirtilenlerden ibaret olmuş, diğerlerinde ise yüzey hazırlama aşığıda verilen araışlemleri de içermiştir.

Alüminyum: Sodyum hidroksit-Su ortamında 60° C de 3-10 dakika bekletilmiş suyla yıkanmayı takiben HNO₃(%50)-Su ortamında 1-2 dakika bekletilmiştir.

Titanyum: Sodyum hidroksit -Su ortamında 100 ° C de 5-10 dakika bekletme, suyla yıkamayı takiben 30 ° C de Su- nitrik asit(%15-40) - hidroflorik asit(% 1-2) ortamında temizlenmiştir.

Metal levhalar temizleme işlemini takiben Al-Fe veya Al-Ti olarak tekrarlanacak şekilde düzgünce üst üste sıralanmış ve presin altına yerleştirilmiştir. Sıcak presleme düzeneği şematik olarak Şekil 5.1 de verilmektedir. Basınç uygulamayı takiben ısıtıcılar çalıştırılmış ve numuneler 450 ° C de 60 MPa düzeyinde bir basınç altında preslenmiştir. Presleme sırasında numene bir çelik çerçeve tarafından çerçevenilmiş ve presleme sırasında malzeme akışına meydan verilmemiştir. Hazırlanan numunelere yönelik geometrik bilgiler Çizelge 5.2 te verilmektedir.

Çizelge V-2.

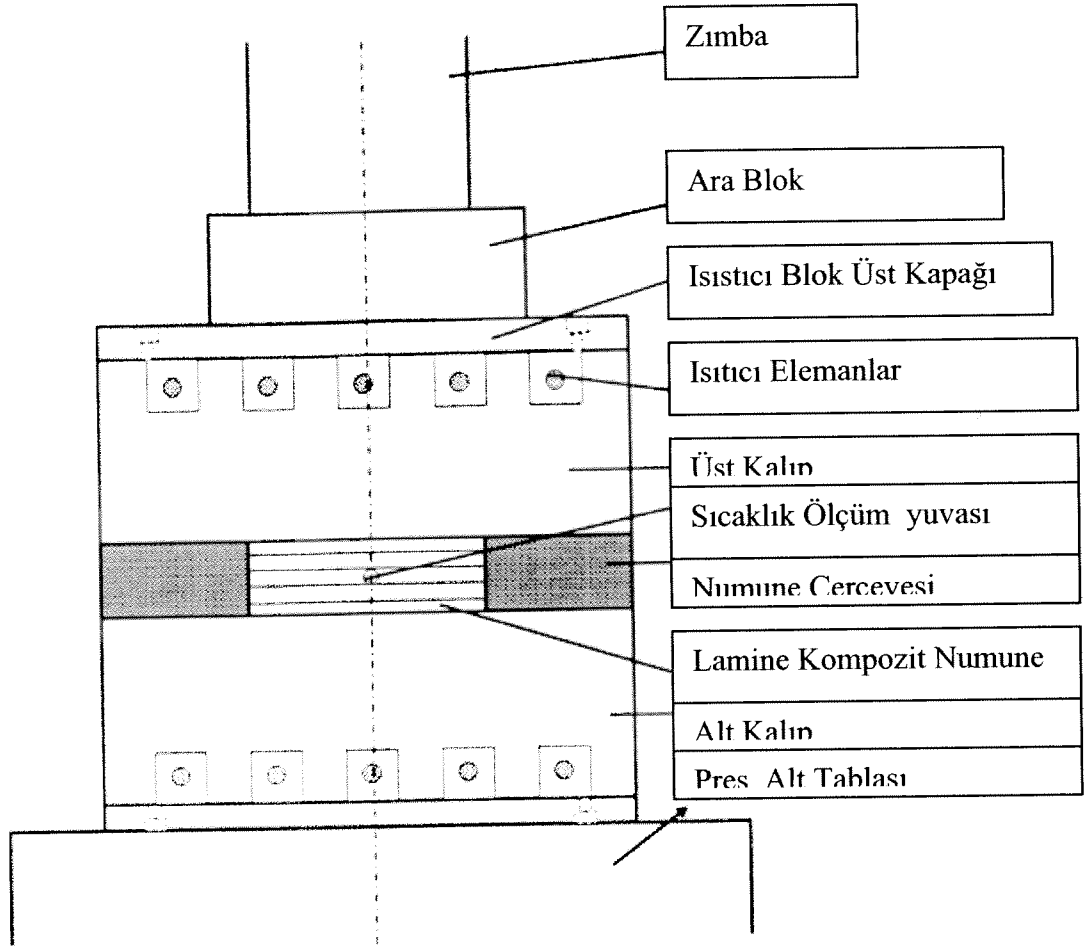
Sıcak Presleme ile Hazırlanan Numunelere Yönelik Geometrik Bilgiler

Sistem	Lev.Kalın(mm) Anayapı	Lev.Kalın(mm) Takviye	Tabaka Sayısı	Takviye hacim Oranı
Al-Fe	1.6	0.4	Al: 6 Fe: 5	0.17
Al-Ti	1.1	0.6	Al:6 Ti: 5	0.31

V-2 Kompozit Blokların Haddelenmesi

Üretilen lamine bloklarlardan 10 mm kalınlığında bir dilim kesilerek yapışma ve arayüzey incelenmiş ve yapıştırılan levhalarda belirgin bir intermetalik oluşumuna

rastlanmamıştır. Takiben bloklar sıcak veya soğuk olarak haddelenmiştir. Haddelene ile ilgili bilgi Çizelge 5. 3 verilmektedir.

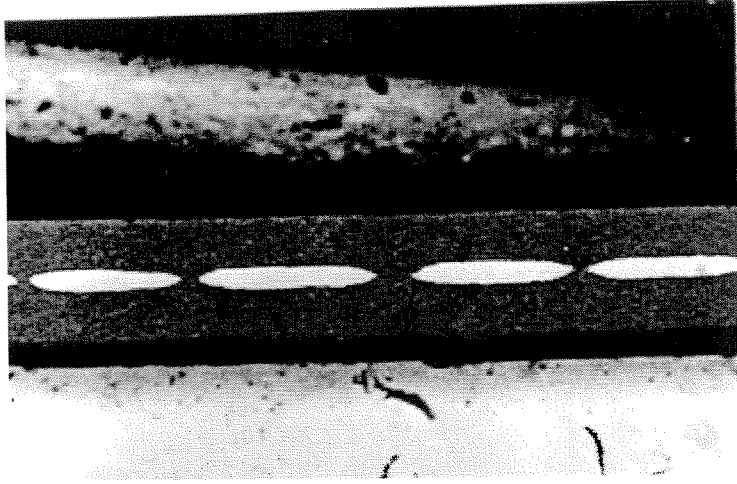


Şekil 5.1 Sıcak preslemede kullanılan Düzeneğin Şematik Gösterimi

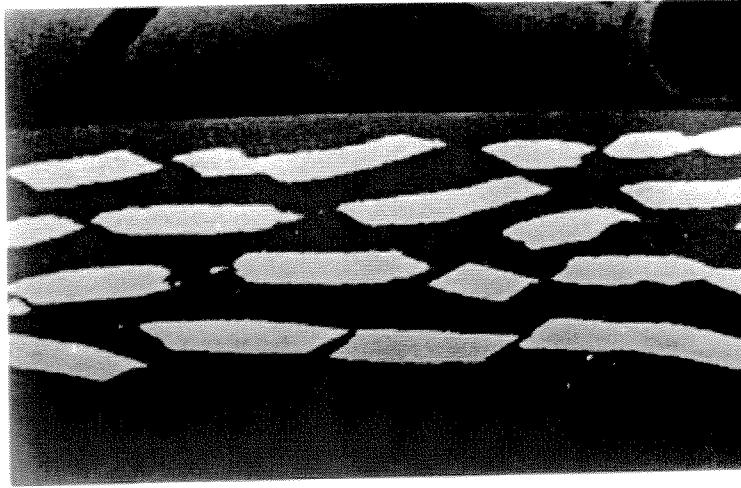
Çizelge V.3

Al-Fe ve Al-Ti lamine blokların Haddelenme koşulları

Numune	Haddeleme
Al-Fe (1)	Soğuk haddeleme
Al-Fe (2)	Sıcak haddeleme - 450° C
Al-Fe (3)	Sıcak haddeleme -500° C
Al-Fe (4)	Soğuk haddeleme - Kurşun Zarfta
Al-Ti (1)	Sıcak haddeleme -450° C
Al-Ti (2)	Sıcak haddeleme at 500° C
Al-Ti (3)	Soğuk haddeleme in Kurşun Zarfta



(a)



(b)

Şekil 5.2 Sıcak Haddeme sonrası elde edilen makroyapılar. Beyaz faz takviye fazını koyu kısım ise ana yapıyı göstermektedir

a) Al-Fe(γ) (x 19)

b) Al-Ti (x 13)

Soğuk haddeleme ve 450 °C den başlayarak yapılan sıcak haddeleme lamine blokların ayrılması ile sonuçlanmış, bunun üzerine her iki sistem içinde haddeleme 500° C sıcak haddeleme olarak gerçekleştirilmiştir

İntermetalik oluşumu, sıcak haddelenmiş numuneler arasından en yüksek deformasyona tabi tutulan örnekler üzerinde incelenmiştir. Al- Fe sistemi için seçilen örnek gerçek gerinim olarak $\epsilon = 1.39$ 'a Al-Ti sisteminde ise örnek $\epsilon = 1.05$ lik bir gerinim değerine haddelenmişti. Her iki örnekte de takviye fazının haddelenme sonucu parçalanmış bir morfolojiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Oluşan makroyapıya tipik örnekler Şekil 5.2 de verilmektedir.

Taramalı elektron mikroskobu ile yapılan inceleme sıcak haddeleme sonucu numunede parçalanmış takviye fazı-anayapı arayüzeyinde belirgin bir intermetalik oluşumunun gerçekleşmediği tespit edildi

V-3 Lamine Blokların Tavlama ve İntermetalik Karakterizasyonu

İntermetalik iç reaksiyonla oluşumunu sağlamak amacıyla seçilmiş örnekler farklı koşullarda tavlama işlemine tabi tutulmuşlardır. Bu amaçla üç farklı sıcaklık- 550° C, 580°C ve 610 °C- ve dört farklı süre - 16, 64 256 ve 1200 dakikalık - kullanılmıştır. Numunelerin çoğunluğu havada soğutulmuş, 1200 dakika tavlama numune ise fırında soğutulmuştur.

Yapılan tavlama işlemi sonucunda bazı numunelerde tek fazlı bir intermetalik oluşumu gözlenirken, bazılarında birden fazla intermetalik oluştuğu gözlenmiştir. Oluşan intermetalikler X-Işınları ve Tarama Elektron Mikroskobu- Enerji Dağılımlı Analiz yöntemi ile karakterize edildi.

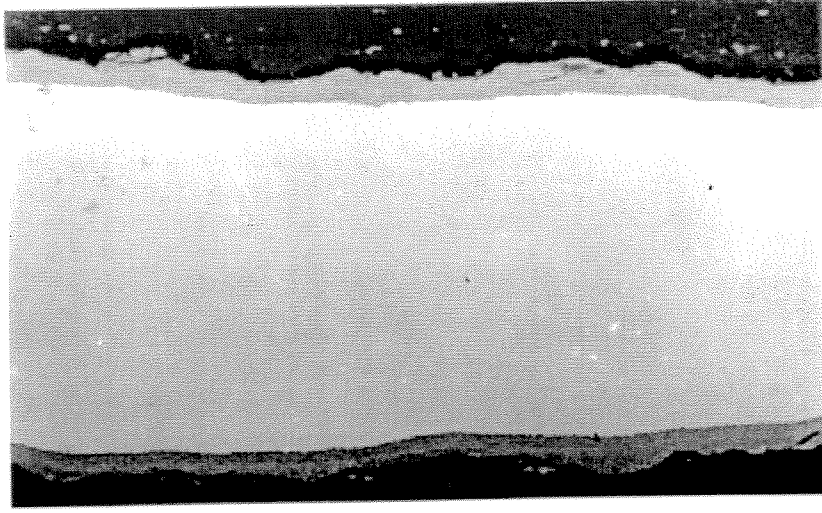
İçreaksiyonla oluşan intermetalik tabaka kalınlıkları ölçülmüş ve tespit edilen değerler Çizelge V-4 de verilmiştir. Ölçüm intermetalik-takviye fazı arayüzeyine dik çizgilerin gelişigüzel aralıklarla çizilmesi ve tabaka kalınlığının bu hatların boyunca ölçümü şeklinde gerçekleştirilmiştir. Ölçümü kolaylaştırmak amacıyla numuneden çekilen fotoğrafların çoğu geri saçınım modunda kaydedilmiş, kaydedilen fotoğrafların büyütülmesi gene ölçümü kolaylaştırmıştır.

V-4 Intermetalik Oluşumu

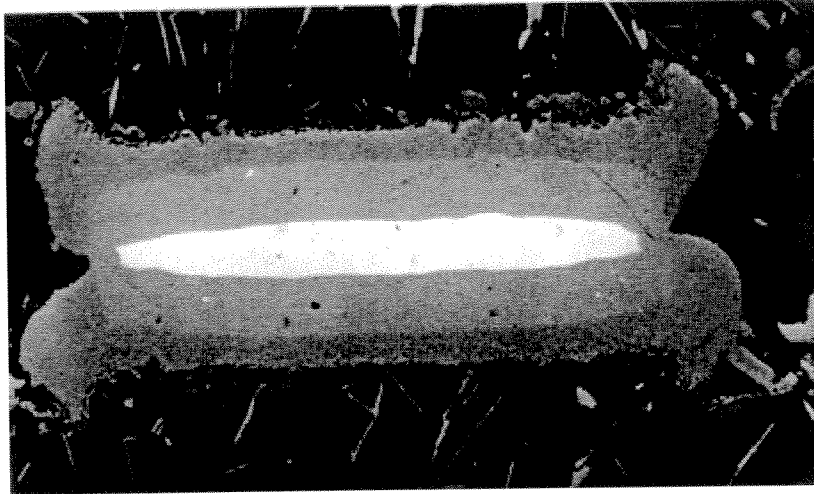
Al-Fe(γ) sisteminde 550°C-610°C sıcaklıklarında yapılan tavlama işlemi sonucu anayapı-takviye fazı arayüzeyinde oluşan intermetalikler Şekil 5-3 te verilmektedir. X-ışınları ile yapılan inceleme 550°C ve 580°C de tek fazın oluştuğunu ve bu fazın Al₃Fe olduğunu göstermiştir. Bu bulgu Mekhrabov 1994 deki bilgilerden hareketle Cr ve Ni in Fe yerine geçtiği kabul edilerek EDS analizi ile de doğrulanmıştır. 610°C de yapılan tavlama ilave bir fazın ortaya çıktığını ve bu fazın benzer yaklaşımla Al₅Fe₂, olduğu tespit edilmiştir.

Al-Ti sisteminde 550°C de yapılan tavlama Al₃Ti intermetaliklerinin oluşumuna neden olmuştur. 580°C ve 610°C de ise iki faz oluşmuştur, Şekil 5.4.. Bu fazların Al₃Ti ve Al₂₃Ti₉, olduğu tespit edilmiştir. Mekhrabov 1994 'e göre Mg'un Ti 'nin yerine geçtiği kabulü ile bu tespit EDS analizi ile de doğrulanmıştır.

Yapılan bu tespitler , örneğin Al-Fe sisteminde tavlama sonucu oluşan birincil fazın Al₃Fe olduğunu göstermektedir. Bu sistemde oluşan intermetalikler içerisinde hacimsel uyumsuzluğun en düşük olduğu intermetalik Al₃Fe dir, bakınız Çizelge IV.1. Al-Ti için benzer değerlendirme en düşük uyumsuzluğun Al₃Ti and AlTi oluşacağını göstermektedir. Al₃Ti uyumsuzluğu AlTi ye oranla biraz daha fazladır (sırasıyla uyumsuzluk yüzdeleri %5,1 a ve %5,7 dir). Tavlama işlemi sonucu yapılan tespitler bu gözleme uyumlu olarak Al₃Ti nin birincil faz olarak oluştuğunu göstermektedir.



(a)

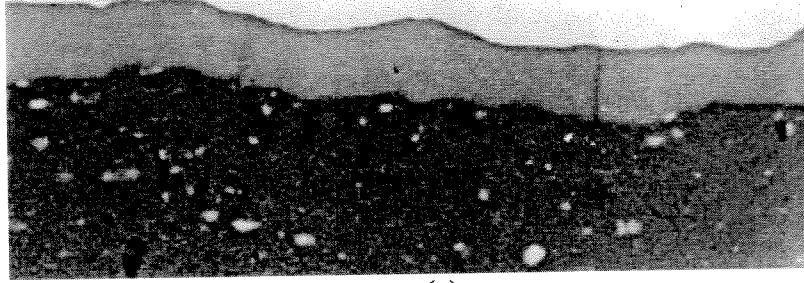


(b)

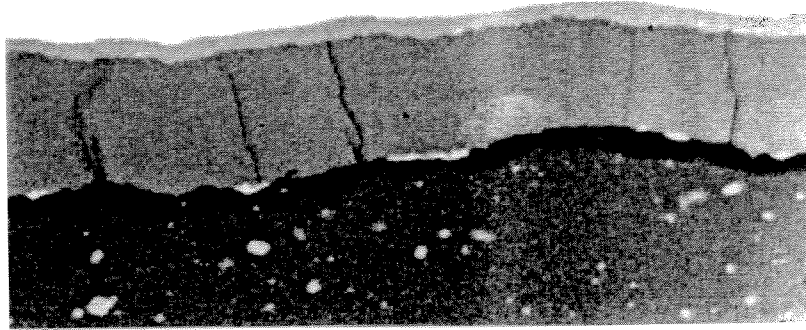
Şekil 5.3 Isıl işlemi takiben Al-Fe oluşan makroyapılar. Beyaz kısım dönüşmemiş takviye fazını, koyu kısım anayapıyı ve gri kısım reaksiyon sonucu oluşan intermetalığı göstermektedir.

a) 550 °C (X 220)

b) 610 °C (X200)



(a)



(b)

Şekil 5.4 Isıl işlemi takiben Al-Ti sisteminde oluşan makroyapılar. Açık kısım Ti yi koyu kısım anayapıyı(al) ve gri kısım oluşan intermetalliği göstermektedir. 550° C deki tavlamada tek bir intermetalik oluşurken, 580° C de ikinci bir intermetalik tabakanın varlığı dikkat çekmektedir.

a) 550° C (X 750)

b) 580° C (X 750)

Al-Fe ve Al-Ti sisteminde yapılan bu gözlemler hacimsel uyumun intermetalik seçiminde etkin bir mekanizma olabileceğini göstermektedir* .

V.5 İntermetalik Büyüme Kinetiği

Al-Fe ve Al-Ti sisteminde intermetaliklerin büyüme hızları, büyümenin

$$d = k Dt^n \quad (5.1)$$

ifadesi ile uyumlu olacağı varsayımı ile incelenmiştir. Bu ifadede d intermetalik kalınlığını, D yayılım katsayısını, t tavlama süresini ve k ise bir sabiti göstermektedir.

Yayılımın Arrhenius türü bir ifade ile

$$D = D_0 \exp\{-Q/(RT)\} \quad (5.2)$$

olarak tanımlanmıştır. Normal koşullarda iki metal veya alaşımın birbirleri içerisindeki yayılımında yayılan her tür atom için iki yayılma katsayısının değerlendirilmesi gerekmektedir. Ancak problemi basitleştirmek amacıyla birbiri içerisinde yayılım olarak tek bir yayılım katsayısının, D , değerlendirilmesi de mümkündür. Bu koşullarda D , A ve B atomlarının yayılım katsayısına, D_A ve D_B aşağıdaki ilişki ile bağlıdır.

$$D = N_A D_A + N_B D_B \quad (5.3)$$

Burada, N_A and N_B A ve B atomlarının kısmi konsantrasyonunu, D_A ve D_B ise intrinsik veya kısmi kimyasal yayılma katsayılarıdır

* Al-Mg sisteminde yapılan ödeneyler, bu sistemde $Al_{12}Mg_{17}$ ve Al_3Mg_2 intermetaliklerinin oluştuğunu göstermiştir. Hacimsel uyumsuzluk bu intermetalikler için sırasıyla %0.92 ve -%0.13 tür. .

Bu yaklaşımla Al-Fe ve Al-Ti sisteminde büyüme aktivasyon enerjileri "Q" tespit edildi. Bu amaçla başlangıçta büyümenin yayınma denetimli olduğu varsayılarak ifade (5.2) için " n = 1/2" olarak kabul edildi. İntermetalik kalınlığı, d, için -iki fazın oluştuğu durumlarda- toplam kalınlık değerlendirmeye alındı. İlgili veri Çizelge 5.4 de verilmektedir.

Şekil (4.3.9) d - (t)^{1/2} ilişkisini göstermektedir. Burada eğrilerin eğim değerleri , 4.3.1 nolu ifadeye göre k (D)^{1/2} değerlerini vermektedir. Şekilde görülen d - (t)^{1/2} doğrusal olmayışı varsayılanın aksine büyümenin yayınma kontrollü olmadığını, büyük bir ihtimalle arayüzey kontrollü olduğuna işaret etmektedir. Hesaplama n-değerinin Al-Fe ve Al-Ti sistemleri için sırasıyla 0.34 and 0.29 değerlerine sahip olduğunu göstermektedir, Şekil 5.5. Bu tespitlerden hareketle elde edilen ln (kD)- 1/T ilişkisi Şekil 5.6 de verilmektedir. Şekildeki eğimler -Q/R değerine eşit olmaktadır.

Yapılan değerlendirme sonucunda Al-Fe sisteminde büyümenin

$$d = 580.85 \cdot 10^6 \exp^{-23278/T} t^{0.34} \quad (4.3.4)$$

ifadesi ile tanımlanabileceğini, Al-Ti sisteminde ise ifadenin

$$d = 1571.84 \exp^{-12732/T} t^{0.29} \quad (4.3.5)$$

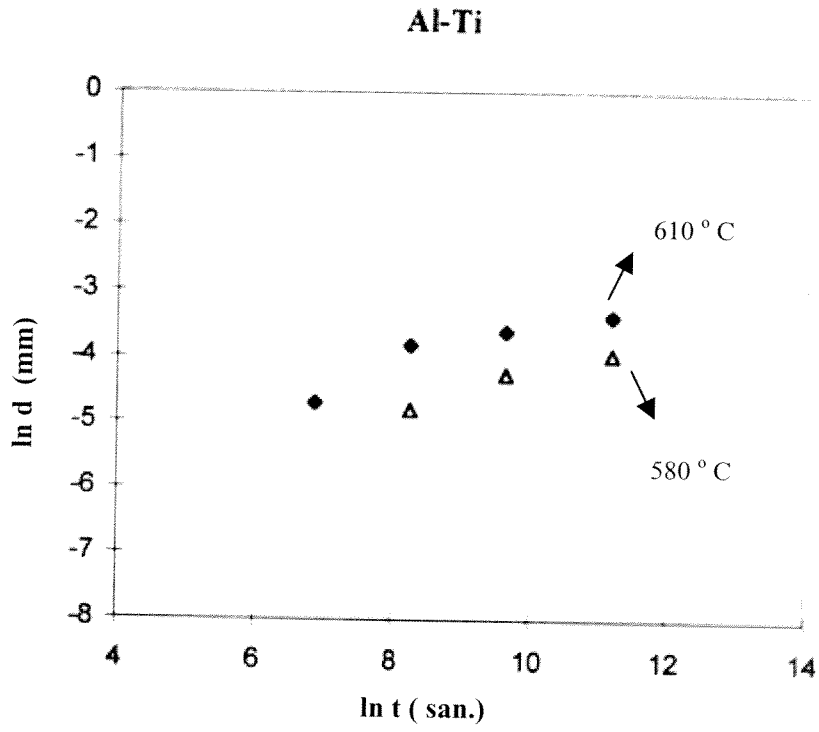
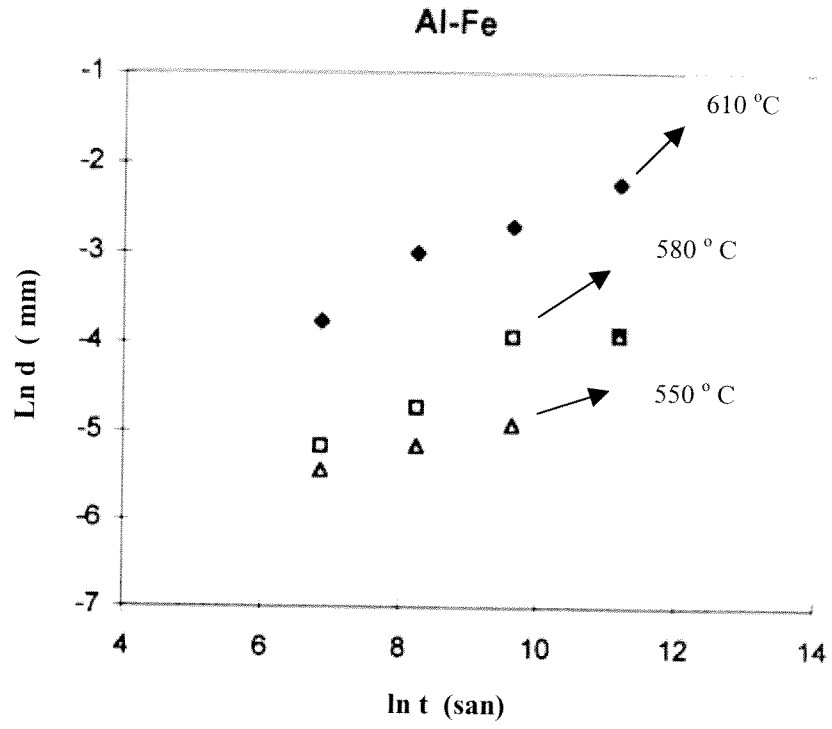
şeklinde olduğunu göstermiştir. Bu ifadelerde d, mm olarak intermetalik kalınlığını, t saniye olarak tavlama süresini, T ise ° K cinsinden sıcaklığı göstermektedir.

Çizelge 5.4 :

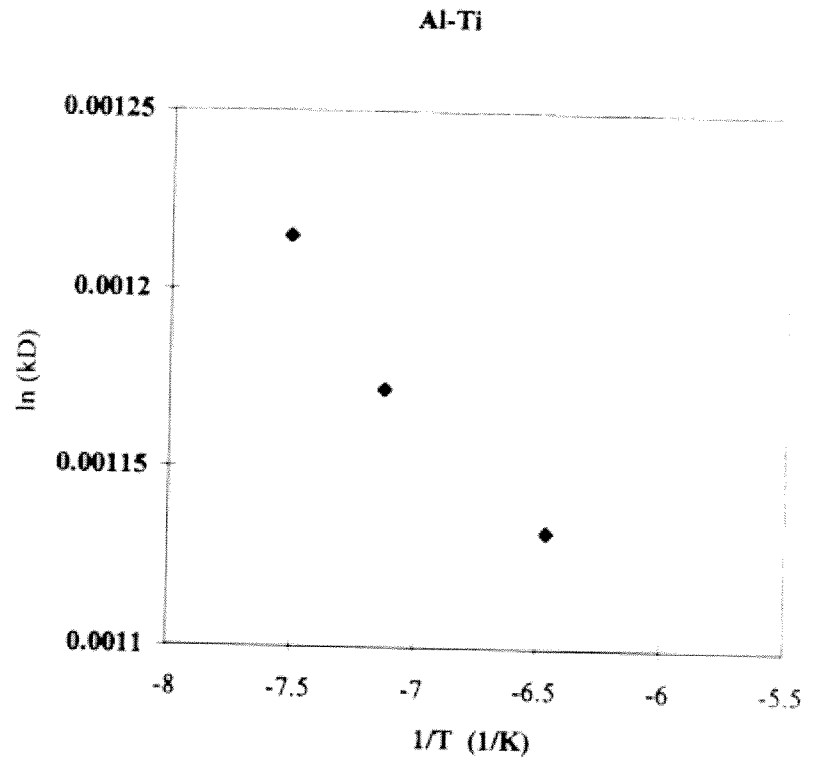
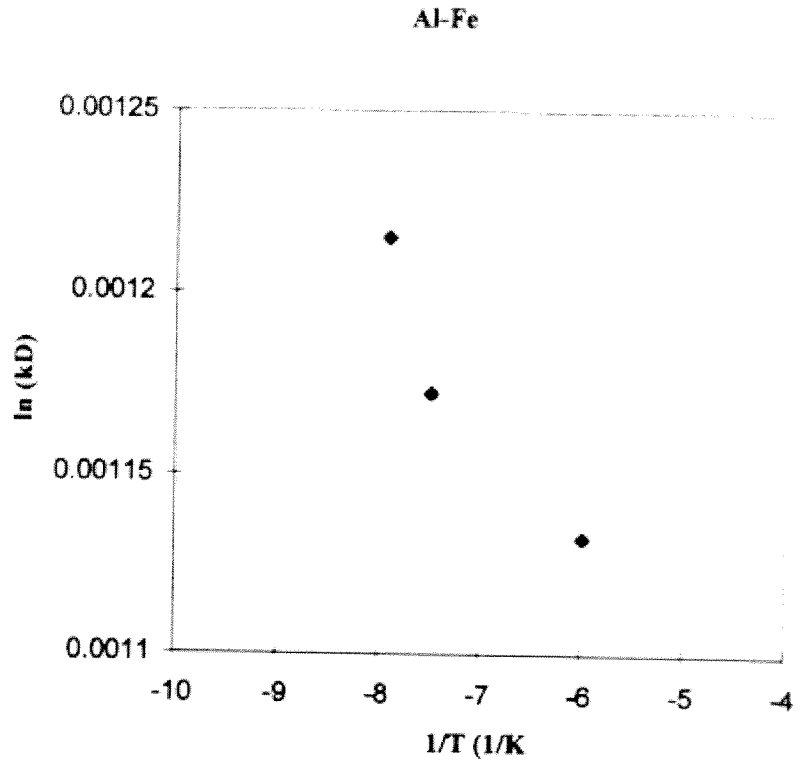
Al-Fe ve Al-Ti sistemlerinde intermetalik kalınlıkları

<u>Sıcaklık</u> (°C)	<u>zaman</u> (dak.)	<u>toplam kalınlık</u> (μm)	<u>Al₃Fe</u> (μm)	<u>Al₅Fe₂</u> (μm)
550	1200	9.9	9.9	-
550	256	7.3	7.3	-
550	64	5.7	5.7	-
550	16	4.3	4.3	-
580	1200	20.0	20.0	-
580	256	19.6	19.6	-
580	64	8.8	8.8	-
580	16	5.7	5.7	-
610	1200	107.6	64.7	42.9
610	256	67.3	33.7	33.5
610	64	49.6	24.2	25.5
610	16	23.1	23.1	-

<u>Sıcaklık</u> (°C)	<u>zaman</u> (min.)	<u>toplam kalınlık</u> (μm)	<u>Al₃Ti</u> (μm)	<u>Al₂₃Ti₉</u> (μm)
550	1200	18.6	18.6	-
550	256	8.7	8.7	-
550	64	3.8	3.8	-
550	16	1.3	1.3	-
580	1200	19.1	16.8	2.3
580	256	14.1	14.1	-
580	64	8.2	8.2	-
580	16	2.5	2.5	-
610	1200	34.0	22.3	11.7
610	256	27.1	27.1	-
610	64	22.0	22.0	-
610	16	9.1	9.1	-



Şekil 5.5 Al-Fe ve Al-Ti sisteminde tespit intermetalik kalınlığının zamanla değişimi. Her iki eksen de logaritmiktir.



Şekil 5.6 Al-Fe ve Al-Ti sisteminde oluşan intermetalikler için $\ln(kD)$ - $1/T$ ilişkisi

V.6 Makroyapı ile ilgili Gözlemler

Tavlama işlemi sonucu oluşan intermetaliklerin faydalı özellikler sergilemesi fazın sürekliliği, çatlama vs gibi yönlerin dikkate alınmasını gerektirmektedir. Bu amaçla tarama elektron mikroskobu ile yapılan makroyapısal gözlemlerin sonucu aşağıda verilmektedir.

Al-Fe(γ) sisteminde 550°C and 580°C de oluşan Al_3Fe 'un Fe fazını düzgün tarzda zarfladığı arayüzeyin, Fe tarafında da Al tarafında da düzgün olduğu gözlenmiştir. Bununla birlikte çatlak ve boşluk gibi hataların 550°C Al_3Fe/Al arayüzeyinde olduğu ve bu oluşumların arayüzeyde yeralan Mg ce zengin oksit tabakasında olduğu tespit edilmiştir.

Al_5Fe_2 tabakasının (Al) ile oluşturduğu arayüzeyin dalgalı- girintili çıkıntılı olduğu, ancak yapının düşük tavlama sürelerinde çatlak içermediği gözlenmiştir. Yapıda yer yer kırılmış intermetalik parçalara rastlanmış, ancak bu parçaların, kesme ve parlatma sırasında yapılan mekanik işlemlerden kaynaklandığı kanaatine varılmıştır. Kısa tavlama sürelerinde Al anayapı ve Al_3Fe arasında boşlukların mevcut olduğu ancak bu boşlukların tavlama süresinin uzamasıyla kaybolduğu gözlenmiştir.

610°C de yapılan tavlama(256 dakika tavllanmış numune hariç), genel olarak intermetallik tabakanın sürekliliğinin iyi olduğu ayrılma ve boşluk oluşumuna rastlanmadığı, Al_3Fe and Al_5Fe_2 'in düzgün bir tabaka olarak büyüdüğü tespit edilmiştir.

Al-Ti sistemi nde Al_3Ti intermetalığının düzgün tarzda büyüdüğü ancak gelişi güzel aralıklarla arayüzeye dik çatlakların olduğu tespit edilmiştir İntermetalığın fazlarla iyi yapışması genelde iyi olmakla beraber 550°C deki tavlama da yer yer uzunlamasına ayrılmaların olduğu gözlenmiştir. Bu ayrılmaların numune hazırlama sırasında olduğu kanaatine varılmıştır. Ayrıca tüm tavlama sıcaklıklarında takviye fazı ucunda boşluk oluşumu dikkat çekici bulunmuştur. Bu durum Ti takviye fazının iri olmasına (0.6 mm) bağlanmıştır. 580°C and 610°C sıcaklıklarında uzun tavlama sürelerinde

Ti/Al₃Ti arayüzeyinde oluşan ikincil intermetalğin, Al₂₃Ti₉, çatlak içermediği, bu açıdan birincil intermetalikten daha iyi olduğu tespit edilmiştir.

Al₃Ti de gözlenen arayüze dik çatlakların 610°C de oluşmadığı, ancak bununla birlikte uzayan tavlama süresi ile yapıda boşluk oluşumu şeklinde genel bir bozulmanın olduğu tespit edilmiştir. Uzayan tavlama süreleri ile boşluklarda artış olduğu kaydedilmiştir.

Genelde gerek Al-Fe(γ) ve gerekse Al-Ti de gözlenen çatlaklar havada soğutulan numunelerde gözlenmiş, fırında nispeten daha yavaş hızlarla soğutulan numunelerde bu sorunlar daha az dikkat çekici olmuştur.

VI. GENEL DEĞERLENDİRME ve SONUÇ

VI-1: Genel Değerlendirme

Yukarıda verilen çalışmalar bir araya konduğunda, faydalı ürün geliştirme açısından uygulanacak işlemlerin pratik olması, özellikle tavlama işleminin kısa sürede tamamlanması gerçekçi gözükmektedir. Bu bakış açısı içerisinde yapının çok karmaşıklaşmaması için takviye fazının tamamının intermetalığe dönüştürülmesi gerçekçi gözükmektedir.

Bu bakış açısı tavlama öncesi makroyapı hakkında bir sınırlama getirmekte ve takviye fazının makul tavlama süreleri içerisinde tamamen intermetalığe dönüşebilecek incelikte olması gerekmektedir.

Basit bir değerlendirme ile, örneğin 580° C -2 saatlik bir tavlama işlemi ile takviye fazının tamamen intermetalığe dönüşmesi için tavlama öncesi takviye faz kalınlığı Al-Fe(γ) için 17 μ m ve Al-Ti 6.8 μ m olmaktadır. 5.4 ve 5.5 nolu ifadelerle bulunan bu süreler, takviye fazının olabildiğince ince olmasını gerekli kılmaktadır.

Tavlama öncesi belirtilen incelikte yapıların eldesinde iki yaklaşım gösterilebilir. Birincisi lamine kompozitin haddelenerek, başlangıçta kalın olan takviye fazı kontrollu bir şekilde belirtilen inceliğe getirilebilir. Bölüm III de yapılan çalışmalar gerektiğinde aratav verilmek suretiyle mümkün olduğunu açıklıkla ortaya koymaktadır.

İkinci yaklaşım levhaların lamine blok üretimi yerine üretimin doğrudan toz metalurjisi yöntemleri ile yapılmasıdır. Takviye fazının Fe(γ) ve Ti nin belirtilen incelikte tozlar olarak kullanımı, fazın yapı içerisinde homojen olarak dağıtılması kaydıyla, intermetaliklerle takviye edilmiş kompozit bir yapı oluşumuna olanak sağlayabilecektir.

IV.2 Sonuçlar

Bu çalışmada i reaksiyonla intermetalik oluşumu ve bu şekilde oluşturulan intermetaliklerle takviye edilmiş Al lamine kompozit üretimi incelenmiştir . Bu amaçla Al-Fe(γ) ve Al-Ti lamine bloklar sıcak presleme ile üretilmiş ve haddeleme sonrası yüksek sıcaklıklarda tavlama işlemine tabi tutulmuşlardır. Tavlama sonucu oluşan intermetalikler karakterize edilmiş ve büyüme kinetikleri tespit edilmiştir. İntermetalik seçim mekanizmasında değerlendirildiği bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Al-Fe(γ) ve Al-Ti de oluşan birincil intermetalik fazlar, hacimsel uyumun intermetalik seçiminde etkin bir rol oynayabileceğini göstermektedir.
2. Al-Fe(γ) sisteminde tavlama sırasında oluşan intermetalik için “ $d = 580.85 \cdot 10^6 \exp^{-(23278/T)} t^{0.34}$ ”, ifadesi ile ve in Al-Ti sisteminde “ $d = 1571.84 \exp^{-(12732/T)} t^{0.29}$ ”, ifadesi ile uyumlu bir büyüme gösterdiği tespit edilmiştir. Burada d mm cinsinden intermetalik tabaka kalınlığını, T °K cinsinden tavlama sıcaklığını ve t saniye cinsinden tavlama süresini göstermektedir.
3. Çalışma Al-Ti and Al-Fe(γ) sistemlerinde intermetaliklerle takviye edilmiş kompozitlerin, rneğin 580°C de makul tavlama süreleri ile elde edilebileceğini, ancak bunun için tavlama işlemi öncesi metalik haldeki takviye fazının olabildiğince ince -bir kaç on mikron mertebesinde- olması gerektiğini göstermektedir. Bu yaklaşım lamine blok üretimi ve takiben haddelenmesi ile denetimli makroyapıların elde edilmesi şeklinde olabileceği gibi toz metalurjisi yöntemi ile üretilen parçalar için de geçerli olacağı düşünülmektedir.

Bu çalışmada irdelenen yöntem, tavlama öncesi malzemenin metal/metal niteliği nedeni ile sahip olduğu şekillendirilebilme özelliği, tavlama sonrası ise metal/intermetalik yapısı ile dayancı yüksek malzeme elde edebilme potansiyeli açısından önemli gözükmektedir. Yapılan çalışma metal takviye fazının olabildiğince ince olmasının gerekliliğine işaret etmektedir. Toz metalurjisi ile üretilebilecek küçük parçalar bir yana bırakılacak olursa- ki bunlar için takviye metal fazının arzu edilen incelikte yapıya ilavesi mümkündür, levha ve benzeri malzeme üretiminde bu inceliğe erişmek mümkün olmakla beraber maliyet arttırıcı bir etken olacağı düşünülmektedir.

KAYNAKÇA

- Atkins A.G., Weinstein A.S. *Int. J. Mech Sci* 12, 641-657, (1970)
- Angermayer P., Mayr M., Angeli J. Faderl J. *Zeitschrift für Metallkunde* 84, 716-720, (1993)
- Bastin G.F., Rieck G.D. *Metallurgical Transactions*, Vol. 5, August, 1817-1826 ,(1974)
- Bewlay B.P. Jackson M.R., Lipsitt A. *Met. Trans A* 27A 3801, (1996)
- Dewing E.W., Iyer S.P. *Metallurgical Transactions*, Volume 2, 2931-2934, (1971)
- Ediz T., Soydaner E. ve Öztürk T. *Advanced Materials for lightweight Structures Int. Symposium ESA Noordwijk*, 559,(1994)
- Ercan O. 'Deformation Behaviour of Metal-Metal Laminates', Yüksek Lisans Tezi, Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, (1997)
- Guatier V, Bernard F., Gaffet E, Josse C. ve Larpin JP *Mat. Sci and Eng. A* 272, 334 ,1999
- Hussey T.S. Kocza M.J. , Smith R.W., Kalidindi S.R. *Met. Sci. Eng. ,A*229 ,137, 1997
- Jackson M.R. Bewlay B.P. Rowe R.G., Skelly D.W., Lipsitt A. *JOM*, 39, (1996)
- Janssen M.M. P. , *Metallurgical Transactions*, Vol. 4, , 1623-1633, (1973)
- Jie W.Q., Kandalova E.G, Zhang R.J. Nikitin V.I. *Rare Metal Materials and Engineering* 29, 145-148(2000)
- Liang X. Laverna E. J. *Materials Science and Engineering*, A153, 654-661,(1992)
- Lin C.S., Meshii M. *Metallurgical and Materials Transactions*, 25B, 721-730, (1994)
- Mekhrabov A.O., Ressamoğlu A. ve Öztürk T. *Journal of Alloy and Compounds* 205, 147,(1994)
- Mendiratte M.G., Dimiduk M. *Met. Trans A*, 24A, 501, (1993)
- Mendiratte M.G. Dimiduk M. *Met. Res. Soc. Symp Proc. 153 (MRS Pittsburgh PA)* 441, (1989)
- Mizuuchi K, *Jpn I Met.*, 52, 878,(1998)
- Moore J. Wilson D.V. Roberts W.T. *Materials Science and Eng. A*48, 107, (1981)
- Öztürk T. Mirmesdagh J. ve Ediz T. *Materials Science and Engineering*, A175, 125-129, (1993)
- Öztürk T, Poole W. . ve Embury J.D. *Mater. Sci and Eng.*, A148 175-178 ,(1991)
- Öveçoğlu L 1997 9th *Int. Metallurgy and Materials Congress*, ed. Kayalı E.S. ve diğerleri, Cilt 2, 449 ,(1997)
- Rawers J.C. Maupin H.E., *Journal of Materials Science Letters*, 12, 637-639,(1993)
- Shon JJ, Kim HC, Rho DH *Metals and Materials*, 5(1) 49, (1999)
- Shueh Y., Hirth J.P. Rapp R.A. *Metallurgical Transactions A*, 22, 1501-1510,(1991)
- Tanabe T. Nagai Y. Kubota T. Asaki Z. *Materials Transactions, JIM*, 33, 1163-1170,(1992)

Van Loo F.J.J., Rieck G.D. Acta Metallurgica, 21, 73-84, (1973)

Yinsheng S., Hirth J.P., Rapp R.A., Metallurgical Transaction A,22, 1501-1510,(1991)

Xia Z, Liu J., Zhu S., Zhao Y. J Mater. Sci, 34, 3731-3735,(1999)

Zeisloft R.H. ve Hosford W.F. Trans ASM ,62 ,297, (1969)

BİBLİYOGRAFİK BİLGİ FORMU

1- Proje No: MISAG 67

2- Rapor Tarihi: Nisan 2001

3- Projenin Başlangıç ve Bitiş Tarihleri: 11.9.1995-11.9.1997

4- Projenin Adı: Yapısal Uygulamalar İçin İntermetaliklerle Takviye Edilmiş Lamine Kompozitlerin Geliştirilmesi

5- Proje Yürütücüsü ve Yardımcı Araştırmacılar: Prof.Dr.Tayfur Öztürk, Prof.Dr.Şakir Bor, Prof. Dr.Amdulla O.Mekrabo, Doç.Dr.Vedat Akdeniz

6- Projenin Yürütüldüğü Kuruluş ve Adresi: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Orta Doğu Teknik Üniversitesi

7- Destekleyen Kuruluş(ların) Adı ve Adresi: TÜBİTAK-MİSAG

8- Öz (Abstract): Çalışma intermetaliklerle takviye edilmiş Al lamine kompozitlerin geliştirilmesini hedeflemektedir. Çalışma sözkonusu malzemelerin küçük ve orta ölçekli kuruluş olanaklarını gözönünde bulundurarak ve bu kısıtlar içerisinde üretimini hedef almaktadır. Al-Fe ve Al-Ti metal-metal sisteminde yapılan çalışma düşük hadde kapasiteleri ile bunların levhaya dönüştürülmesini ve takiben bir iç reaksiyonla intermetaliklerin oluşturulmasını konu almaktadır. Çalışma başlangıçta metal/metal nitelikli kompozitte makroyapının denetlenebileceğini ve iç yapının bu açıdan bir darboğaz omuyüüdkaoiğırı göstermekte, intermetalik oluşumunun makul sürelerde tamamlanabilmesi takviye metalin bir kaç on mikrondan daha kalın olmamaklığına işaret etmektedir.

Anahtar Kelimeler: Metal/Metal kompozitler, İç reaksiyon, Sonlu elemanlar yöntemi, Makroyapı

9- Proje ile ilgili Yayın/Tebliğlerle ilgili Bilgiler Ercan O., Yazar Ö., Soydaner E. ve Öztürk T. "Metal Metal Laminates With Controlled Macrostructure: Problems and Prospects", Advanced Multilayered and Fibre-Reinforced Composites" Ed. Y.M. Haddad, NATO ASI Series, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1997, s. 46-54

10- Bilim Dalı:

Doçentlik B. Dalı Kodu:
Uzmanlık Alanı Kodu:

ISIC Kodu:

11- Dağıtım (*): Sınırlı Sınırsız

12- Raporun Gizlilik Durumu :

 Gizli Gizli Değil

(*) Projenizin Sonuç Raporunun ulaştırılmasını istediğiniz kurum ve kuruluşları ayrıca belirtiniz