

METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN YÜKSEK DEFORMASYON HIZLARINDA DAVRANIŞLARI

HIGH STRAIN RATE DEFORMATION BEHAVIOR OF METAL MATRIX COMPOSITES

Yrd. Doç. Dr. Mustafa GÜDEN ve Prof. Dr. Ian W. HALL*

İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Çankaya, İzmir, TÜRKİYE

*Makina Mühendisliği Bölümü, University of Delaware, Newark, DE 19711, ABD

Yrd. Doç. Dr. Mustafa GÜDEN

Mustafa Güden 1967 yılında Polatlı/Ankara'da doğdu. O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği bölümünde 1989 yılında lisans ve 1992 yılında yüksek lisans programlarını tamamlamıştır. 1998 yılında, University of Delaware'deki Malzeme Bilimi bölümünde Doktora programını tamamlayan Mustafa Güden İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü Makina Mühendisliği Bölümü'nde görev yapmaktadır.

ÖZET

Sürekli katkılarla kuvvetlendirilmiş Alüminyum Metal Matris Kompozit'lere düşük ve yüksek deformasyon hızlarında basma deneyleri uygulanmıştır. Düşük hızlarda ($10^{-3}/s$) basma deneyleri *instron* makinası ile yapılmıştır. *Split Hopkinson Pressure Bar* tekniği yüksek hızlarda ($>100/s$) basma deneylerinde kullanılmıştır. Parçacık, whisker ve kısa fiberlerle kuvvetlendirilmiş farklı matris (alüminyum) alaşımlı kompozitler test edilmiştir. Kuvvetlendiricinin deformasyon hızına bağlı gerilmeye etkilerini araştırmak için kompozitlerin kuvvetlendirilmemiş matris alaşımlarında benzer deformasyon hızlarında test edilmiştir. Kuvvetlendiricinin boyutu ve dağılımının, matris alaşımı ve uygulanan ısı işleminin test edilen kompozitlerde deformasyon hızına bağlı gerilmeleri etkilediği bulunmuştur.

ABSTRACT

Discontinuous fiber reinforced Aluminum Metal Matrix Composites have been compression tested at quasi-static and high strain rates. Quasi-static ($10^{-3}/s$) compression tests were conducted using an *instron* machine. *Split Hopkinson Pressure Bar technique* was used to test composites at strain rates higher than 100/s. Tested composites were particulate, whisker and short fiber reinforced and contained different aluminum matrix alloys. In order to investigate effect of reinforcement on the strain rate dependent flow stress, unreinforced matrix alloys of the composites were also tested at similar strain rate regimes. It was found that reinforcement size and orientation, matrix alloy type and heat treatment had affected strain rate dependent flow stress behavior of the the tested metal matrix composites.

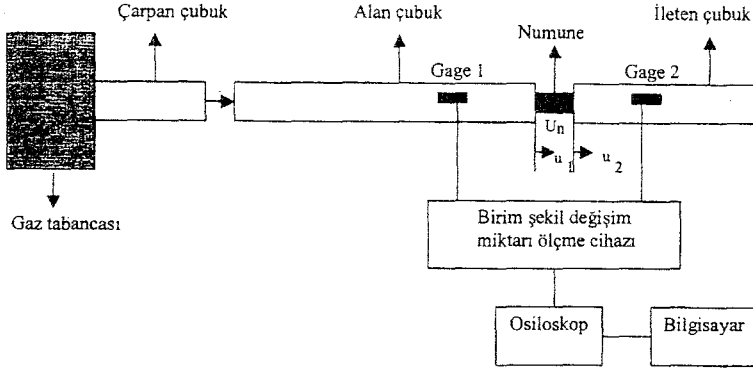
GİRİŞ

Yüksek deformasyon hızlarında mekanik davranışlar malzemelerin ani yük artışlarına uğradığı durumlarda önemlidir. Uçakların motor bıçaklarına kuşların veya yabancı maddelerin çarpması veya hareketli araçların çarpışması yüksek deformasyon hızlarının oluşabileceği durumlara bir kaç örnektir. Yüksek deformasyon hızlarında malzeme davranışları, yaygın olarak düşük hızlarda (statik) elde edilen davranışlardan oldukça farklı olabilir. Örneğin metallerin yüksek hızlarda daha kırılğan davranış gösterdikleri bilinmektedir [1]. Dolayısıyla yüksek deformasyon hızlarının oluşabileceği uygulamalarda malzemelerin mukavemetinin uygulama öncesi ölçülmesi, malzeme israfını ve uygulama esnasında çıkabilecek sorunları azaltacaktır. Yüksek deformasyon hızlarında yapılan deneyler ani yük artışına dayanıklı malzemelerin ortaya çıkartılmasına da yardımcı olacaktır. Metal Matris Kompozit (MMK) malzemelerin yaygın uygulama alanları uçak ve otomobil endüstrileridir. Bu uygulamalarda MMK'ler kolaylıkla yüksek deformasyon hızlarına uğrayabilirler. Fakat bu malzemelerin yüksek deformasyon hızlarındaki mekanik davranışları iyi bilinmemektedir.

Bu çalışmada yüksek deformasyon hızlarında mekanik testler *Split Hopkinson Pressure Bar* (SHPB) tekniği kullanılarak basma altında gerçekleştirilmiştir. Değişik katkılarla (parçacık, whisker ve kısa fiber) kuvvetlendirilmiş, farklı matris alaşımlı MMK'ler ve onların kuvvetlendirilmemiş matris alaşımları, değişen deformasyon hızlarında test edilerek, kuvvetlendiricinin ve matris alaşımının mekanik özelliklere etkileri araştırılmıştır.

TEST METODLARI VE MALZEMELER

Düşük deformasyon hızlarında (10^{-3} /s :s (saniye)) basma deneyleri *instron* ile gerçekleştirilmiştir. Yüksek hızlarda (100-4000/s) basma deneylerinde ise SHPB tekniği kullanılmıştır. Pilaka haline getirilmiş MMK'lerden delinerek (core-drill) hazırlanan küçük silindirik numuneler (çap=6 mm, uzunluk= 5 mm) basma deneylerinde kullanılmıştır.



Şekil 1: Yüksek deformasyon hızlarında kullanılan SHPB'nin şematik gösterimi.

Kolsky tarafından 1949 yılında tasarlanan SHPB tekniği [2] malzemeleri yüksek deformasyon hızlarında test etmek için kullanılan en yaygın metotlardan biridir. Teknik önceleri metalik malzemeleri test etmek amacıyla kullanılmış, sonradan da seramik ve kompozit malzemelerde test edilmeğe başlanmıştır. Şekil 1'de gösterilen tipik SHPB düzeneği çarpan, alan ve ileten çubuklardan oluşmuştur. Gaz tabancası ile fırlatılan çarpan çubuk, alan çubuk'a çarpınca bu çubukta yüksekliği sabit olan bir basma gerilme dalgası oluşturur. Alınan gerilme dalgası alan çubuk üzerinde hareket ederek, alan çubuk-numune-ileten çubuk arayüzeylerinden bir kısmı çekme dalgası olarak geri alan çubuk'a, gerisi ise ileten çubuk'a iletilir. Her iki çubukta oluşan birim şekil değişim miktarları (ϵ) çubuklar üzerine yerleştirilen birim şekil değişim gage'leri ve bir osiloskop yardımıyla ölçülür. Bu ölçümlerden numunenin gerilme dalgası geçişi sırasındaki birim şekil değişim miktarı, deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) ve gerilmesi (σ) kolayca hesaplanabilir.

Alan ve ileten çubuklardaki uzamalar (Şekil 1),

$$u_1 = C_g \int_0^t (-\epsilon_a + \epsilon_g) dt \quad (1)$$

ve

$$u_2 = -C_g \int_0^t \epsilon_i dt \quad (2)$$

denklemleri ile hesaplanabilir. Denklem 1 ve 2'de, u elastik uzama miktarını, C elastik gerilme dalgasının hızını, a , g ve i alan, geri gelen ve iletilen dalgaları, ϵ çubuğu ve t ise zamanı göstermektedir. Numunedeki birim şekil değişim miktarı aşağıdaki denklemle hesaplanır:

$$\epsilon_n = \frac{u_2 - u_1}{U_n} = \frac{C_g}{U_n} \int_0^t (-\epsilon_i + \epsilon_a - \epsilon_g) dt \quad (3)$$

Denklem 3'de U numunenin test edilmeden önceki uzunluğunu n ise numuneyi temsil eder. Her bir arayüzeydeki, alan çubuk-numune (1) ve numune-ileten çubuk (2), kuvvetler şöyledir:

$$P_1 = A_g E_g (\epsilon_a + \epsilon_g) \quad (4)$$

ve

$$P_2 = A_g E_g \epsilon_i \quad (5)$$

A kesit alanını göstermektedir. Eğer arayüzeylerdeki gerilmenin eşit olduğu varsayılırsa, Denklem 3 şöyle düzenlenebilir:

$$\epsilon_n = \frac{2C_g}{U_n} \int_0^t \epsilon_g dt \quad (6)$$

Benzer olarak numunedeki gerilme,

$$\sigma = \frac{P_1}{A_n} = \frac{P_2}{A_n} = \frac{A_b}{A_n} E_n \epsilon_i \quad (7)$$

denklemleri ile hesaplanabilir.

SHPB'dan elde edilen gerilme ve birim şekil değişim miktarlarının gerçek malzeme özelliklerini gösterbilmesi için aşağıdaki koşulların sağlanması gerekmektedir:

1. Numunenin çubuklar arasında homojen deforme olması; numune-çubuklar arayüzündeki gerilmelerin eşit olması.

2. Çubuklar üzerindeki gerilme dalgalarının elastik kalması; oluşan gerilmenin çubuk malzemesinin akma gerilmesinin altında olması.

3. Dalganın çubuklar üzerinde ihmal edilecek oranda bozunarak hareket etmesi.

Birinci koşulun oluşması için, dalganın numune içinde, 4-5 defa ileri-geri gidip gelmesi gerekmektedir [3, 4]. Bu yüzden SHPB'dan elde edilen gerilme ve birim şekil değişim miktarları yaklaşık ilk 5-10 mikrosaniyede gerçek malzeme özelliklerini gösterememektedir. Yukarıda verilen denklemlerin geçerli olabilmesi için ikinci koşulun mutlaka sağlanması gerekmektedir. Dikkat edileceği üzere, çubuklar üzerinden yapılan birim şekil değişim miktarları ölçümü numune-çubuklar arayüzlerinden uzak noktalardan (Şekil 1: Gage 1 ve Gage 2) yapılmaktadır. Dalganın numune-çubuklar arayüzünden ölçüm yapılan noktalara ulaşana kadar bozunmaması gerekmektedir. Eğer dalgalandaki bozunmalar önemli miktarlarda ise, hesaplanan gerilme ve birim şekil değişim miktarlarının, dalgaları ölçüm yapılan noktalardan numune-çubuk ara yüzeylerine kaydırarak düzeltilmesi gerekmektedir [5]. Basma deneylerinde kullanılan SHPB'nın yukarıdaki koşullara uygunluğu ve özellikleri diğer bir çalışmada tartışılmıştır [6].

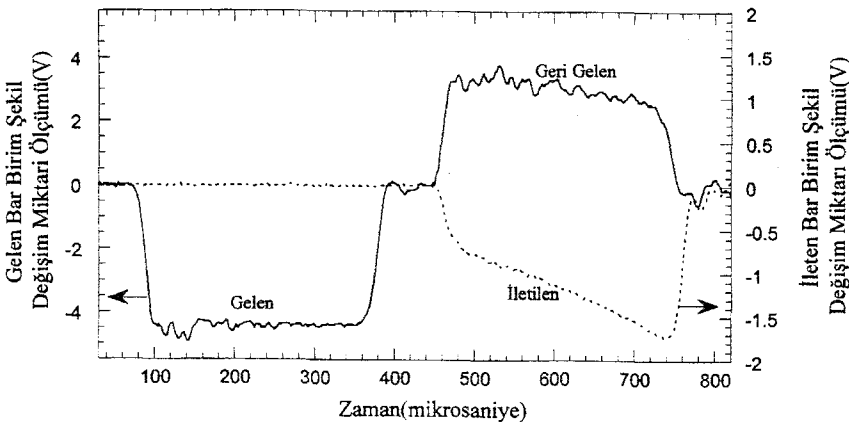
Test edilen MMK'lerdeki kuvvetlendirici çeşitleri ve boyutları, kuvvetlendiricilerin hacim yüzde oranları (V_f %), MMK'lerin üretim metotları ve test edilen kuvvetlendirilmemiş matris alaşımları Tablo 1'de sıralanmıştır. $SiC_w/2124-T6 AL$ MMK'in matris alaşımı, 2124-T6 Al yerine 2024-T6 Al test edilmiştir. Her iki alaşımda benzer olup 2124 biraz daha temizdir. Test edilen MMK'lerin ve

matris alaşımlarının mikroyapıları ve üretim metotları detaylı olarak diğer çalışmalarda sunulmuştur [7, 8]. $SiC_w/2124-T6 AL$ ve AL_2O_3/AL (% 1.2Cu) MMK'lerde kuvvetlendirici, ilkinde ekstrüzyon yüzeyine doğru yönelmiş, ikincisinde ise döküm esnasında uygulanan basınç yönüne dik olan yüzeyde rastgele dağılmıştır. $SiC_w/2124-T6 AL$ MMK'e basma deneyleri ekstrüzyon yönüne dik olarak, AL_2O_3 kısa fiberle kuvvetlendirilmiş MMK'de ise fiberlerin rastgele dağıldığı yüzeye dik (D) ve paralel (P) olarak gerçekleştirilmiştir.

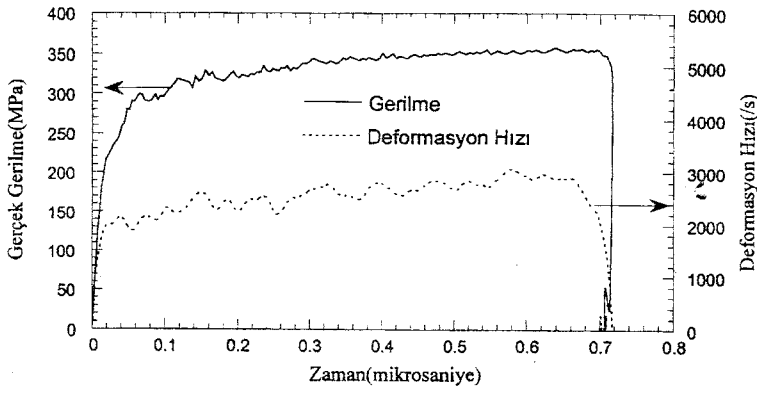
SONUÇ VE TARTIŞMALAR

SHPB deneylerinde ölçülen tipik birim şekil değişim miktarları (zamana karşılık) Şekil 2'de gösterilmiştir. Şekil 2'deki sürekli çizgi alan çubuktan yapılan birim şekil değişim miktarını (voltaj olarak), süreksiz çizgi ise ileten çubuktan yapılan ölçümü göstermektedir. Şekil 3'de, Şekil 2'de gösterilen birim şekil değişim miktarları ölçümlerinden hesaplanan, gerilme ve deformasyon hızı, birim şekil değişim miktarına karşılık çizilmiş grafiklerle gösterilmiştir. Şekil 3'de görüleceği üzere, deformasyon hızı bütün birim şekil değişim miktarlarında sabit olmayıp, 2250-2750/s arasında değişmektedir. Her bir basma deneyi için ortalama deformasyon hızı hesaplanmıştır. Önceden belirtildiği üzere, gerilme-birim şekil değişim miktarı değerleri ilk 5-10 mikrosaniyede, yaklaşık % 2- % 3 birim şekil değişim miktarlarına kadar, gerçek malzeme özelliklerini gösterememektedir. Bu çalışmada karşılaştırmalar % 5 birim şekil değişim miktarına karşılık gelen gerilme miktarları arasında yapılmıştır. Daha yüksek birim şekil değişim miktarlarının karşılaştırma amacıyla seçilmesi mümkündür. Fakat basma esnasında oluşabilecek sürtünme kuvvetlerinin etkisi yüksek birim şekil değişim miktarlarında artacaktır.

% 5 birim şekil değişim miktarına karşılık gelen gerilme miktarları (deformasyon hızına (logaritma) karşılık), Şekil 4 (a), (b) ve (c)'de sırasıyla $SiC_p/2024-O AL$



Şekil 2: SHPB'dan elde edilen tipik birim şekil değişim miktarları ölçümleri



Şekil 3: Şekil 2'deki birim şekil değişim miktarları ölçümünden hesaplanan gerilme ve deformasyon hızı miktarları.

MMK ve matris alaşımı 2024-O, SiC_w/2124-T6 Al MMK ve matris alaşımı 2024-T6, AL₂O₃/Al(%1.2Cu) MMK ve matris alaşımı Al(%1.2Cu) için gösterilmiştir. Yükselen deformasyon hızlarında SiC_w/2024-O Al MMK ve matris alaşımı 2024-O Al benzer gerilme yükselmeleri göstermiştir (Şekil 4(a)). Her iki malzemede de yaklaşık 3000/s deformasyon hızında, gerilmedeki yükselme (statik hızlara nispeten) 40-50 MPa kadardır. Yükselen deformasyon hızlarında SiC_w/2124-T6 MMK'de ve matris alaşımı 2024-T6'da gerilme hemen hemen sabit kalmış, kompozit ve matris alaşımı yine benzer özellik göstermiştir (Şekil 4 (b)) AL₂O₃/Al(%1.2Cu) MMK D yönünde ve matris alaşımı, % 5 birim şekil değişim miktarı ve 3000 /s deformasyon hızlarında yaklaşık 30 MPa'lık bir gerilme yükselmesi göstermişlerdir. Aynı koşullarda MMK'in P yönündeki gerilme yükselmesi 100 MPa'dır. Sürekli fiberlerle kuvvetlendirilmiş bir Al MMK'inde benzer davranış gözlenmiş; fiber yönündeki gerilme yükselmesi fiberlere dik olan yönden daha yüksek bulunmuştur. [9].

Metalik malzemelerde akma gerilmesinin (sabit birim şekil değişim miktarında) deformasyon hızı ile genellikle arttığı bilinmektedir. Metallerde akma gerilmesinin deformasyon hızıyla olan ilişkisi aşağıdaki yapısal denklemlerle ifade edilebilir [10]:

$$\sigma_{E,T} = \sigma_0 + k \log \dot{\epsilon} \quad (8)$$

burada σ_0 1/s'deki (birim deformasyon hızı) akma gerilmesi, k deformasyon hızı duyarlılığını gösteren bir parametre ve T ise sıcaklıktır. *Deformasyon hızı duyarlılığı* (k):

$$k = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} \quad (9)$$

denklemlerle gösterilebilir. Metalik malzemelerde, 1000/s'ye kadar k 'nin sabit olduğu ve 1000 /s'nin üzerinde ise arttığı bulunmuştur [11]. Bahsedilen deformasyon

hızı rejimindeki, k 'nin sabit olduğu (statik - ~ 1000/s) ve arttığı (~ 1000/s'den sonra) malzeme davranışları iki farklı mekanizma ile açıklanmıştır. Birinci mekanizma, dislokasyonların dislokasyon şebekesi, kafes atomu ve katı eriyik gibi küçük boyutlu engelleri termal enerji yardımıyla aşmasına dayandırılmıştır [11, 12]. Dislokasyonların bu engelleri aşması istatistiksel bir mekanizma olduğundan dolayı, yüksek deformasyon hızlarında dislokasyonların bu engelleri aşma olasılığı azalır. İkinci mekanizma ise, dislokasyonların bahsedilen engeller önünde beklemekten aşması (~ 1000/s'den sonra) ve dislokasyon hareketine fonon viskozitesi ve saçılmasının engel teşkil etmesine dayandırılmıştır (Dislocation Drag Mechanism) [13]. Follansbee ve diğerleri, ikinci mekanizmanın bahsedilen deformasyon hızlarında oluşamayacağını saf bakır üzerine yapılan çalışmaların sonucunda ileriye sürmüşlerdir [14, 15]. Yukarıda bahsedilen mekanizmalar kaynak [16]'da detaylı anlatılmıştır.

Başka bir deneysel sonuç ise Al metalinin deformasyon hızı duyarlılığının yükselen alaşım elementlerinin miktarı ve uygulanan ısı işlemi ile azalmasıdır [17]. Saf metallerde deformasyon kinetiğini kontrol eden mekanizma dislokasyon hareketinin dislokasyon şebekesi ve kafes atomları tarafından engellenmesidir. Bu engellerin etki alanları 10 atom uzunluğundan az olup, termal enerji ile aşılabilirler [18]. Alaşım elementlerinin miktarının artması ve uygulanan ısı işlemi, etki alanları büyük engellerin, örneğin ikincil fazların, oluşmasına neden olur. Bu engellerin aşılmasında termal enerjinin rolü azaldığından, deformasyon hızının etkisinde azalacaktır. Bu çalışmada test edilen 2024-T6 Al alaşımına yükselen deformasyon hızlarının etkili olamamasının yukarıdaki nedenlerden dolayı olduğu ileri sürülebilir. Bu özellik benzer Al alaşımalarında da bulunmuştur [19,20].

Yukarıda bahsedilen mekanizmaların, MMK'ler için geçerliliği tartışılmazdır. MMK'lerin deformasyon hızı du-

yarıllığına matris alaşımının etkisi dışında başka faktörler de etkili olacaktır. Bu faktörler şöyle sıranabilir: 1. deformasyon hızının kuvvetlendirici matris arayüzündeki dağılımı, 2. kuvvetlendiricin kırılma gerilmesinin deformasyon hızı ile değişimi, 3. dislokasyonların kuvvetlendirici ile etkileşimi 4. MMK'de oluşan hasarların, örneğin kuvvetlendiricinin kırılması ve arayüzeylerin ayrılması, deformasyon hızı ile değişimi,

Sonlu eleman yöntemle yapılan bir çalışmada, parçacık-matris arayüzünde bölgesel deformasyon hızının, global deformasyon hızından daha yüksek olduğu bulunmuştur [21]. Eğer, matris alaşımı deformasyon hızına duyarlı ise, MMK'in deformasyon hızı duyarlılığının kuvvetlendirilmemiş matris alaşımının duyarlılığından daha yüksek olması beklenir. Bu faktörün özellikle çok yüksek (>10⁴/s) deformasyon hızlarında etkili olduğu, AL₂O₃/6061-T6 AL MMK ve matris alaşımı 6061-T6 Al'a yapılan testler sonucunda bulunmuştur [22].

Seramik malzemelere yapılan yüksek hızlardaki basma deneyleri sonucunda bu malzemelerde kırılma gerilmesinin deformasyon hızıyla yükseldiği bulunmuştur [23]. Fakat fiber halindeki seramikler, bütün haldeki seramiklerden daha farklı mekanik özellikler gösterebilirler. Dolayısıyla bu faktörün etkisi bilinmemektedir.

Dislokasyon hareketinin kuvvetlendirici tarafından engellenmesi ve engellenme miktarının deformasyon hızı ile değişmeside, MMK'lerin deformasyon hızı duyarlılığını arttıracakları ileri sürülmüştür [24]. Bu faktörün etkisi, test edilen MMK'lerin kuvvetlendiricilerinin boyutları itibarıyla şüphelidir.

Son faktör, hasarların deformasyon hızı ile artması, MMK'lerin deformasyon duyarlılığını azaltacaktır. Nitekim, AL₂O₃/A1(%1.2Cu) MMK'in P yönünde yüksek deformasyon hızlarında ve yüksek birim şekil değişim miktarlarında test edilen numunelerin mikroskopik incelemeleri, kuvvetlendirici-matris arayüzündeki boşluk oluşumun (Şekil 5(b)), deformasyon hızıyla arttığını göstermiştir. MMK'in P yönünde deformasyon hızı duyarlılığı yükselen birim şekil değişim miktarlarında azalmıştır. Düşük birim şekil değişim miktarlarında test edilen

MMK'lerde hasarların çok az olduğu gözlenmiştir.

Yukarıda bahsedilen faktörler ışığında, test edilen MMK'lerin deformasyon hızı duyarlılığını belirleyecek iki faktörün burada önemli olacağı düşünülmektedir. Bunlar matris alaşımının deformasyon hızı duyarlılığı ve yine matris alaşımının deformasyon hızı duyarlılığına bağlı olarak, bölgesel deformasyon hızı değişimidir.

MMK'lerin deformasyon hızı duyarlılığını etkileyebilecek bir diğer önemli faktör ise, basma testinin yapıldığı yöndür. Eğer basma testinin yönü fiberlerin uzandığı yönde ise, fiber kırılması bükülme (buckling) ile gerçekleşebilir. Fiberlerin matris içinde bükülme gerilmesi (σ_c) Argon denklemi ile ifade edilebilir [25].

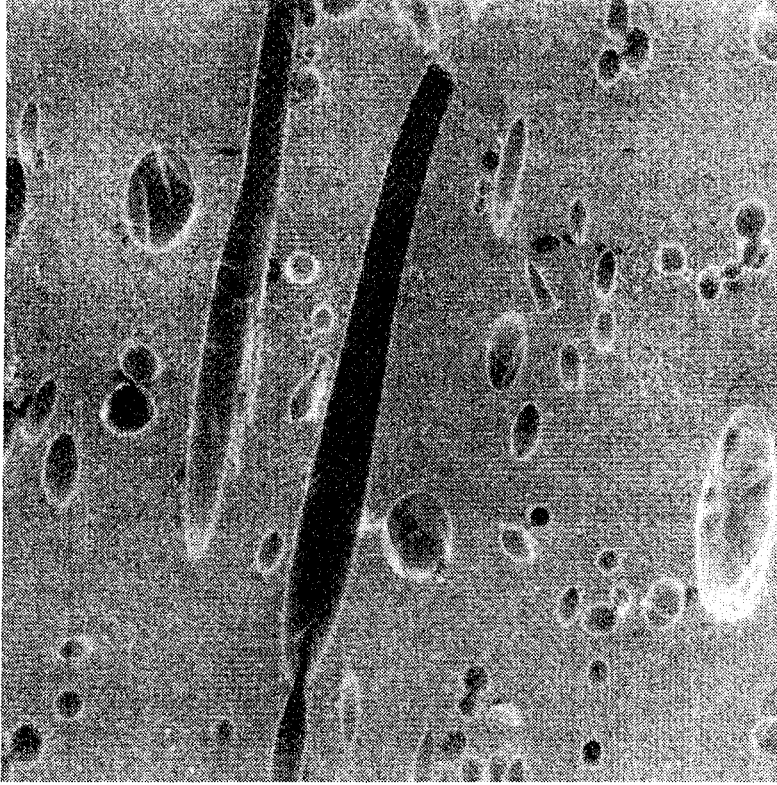
$$\sigma_c = \frac{\tau_v}{\theta} \quad (10)$$

τ_v , kompozitin kayma gerilmesini ve θ ise fiber yönünün basma deneyinin yapıldığı yönle yaptığı açığı göstermektedir. Denklem 10'dan da anlaşılacağı üzere matrisin kayma gerilmesinin deformasyon hızıyla artması, fiberlerin bükülme gerilmesini arttıracaktır. Artan bükülme gerilmesi dolayısıyla kompozitin gerilmesini arttıracaktır. P yönünde test edilen AL₂O₃/Al (%1.2Cu) MMK'ten yapılan mikroskopik gözlemler fiberlerin basma altında bükülme ile de (Şekil 5 (b)) kırıldığını göstermiştir [6]. Bu yöndeki MMK'in göreceli yüksek deformasyon duyarlılığı (% 5 birim şekil değişim miktarında), fiberlerin kırılma gerilmesinin deformasyon hızıyla artması sonucu olarak yorumlanmıştır.

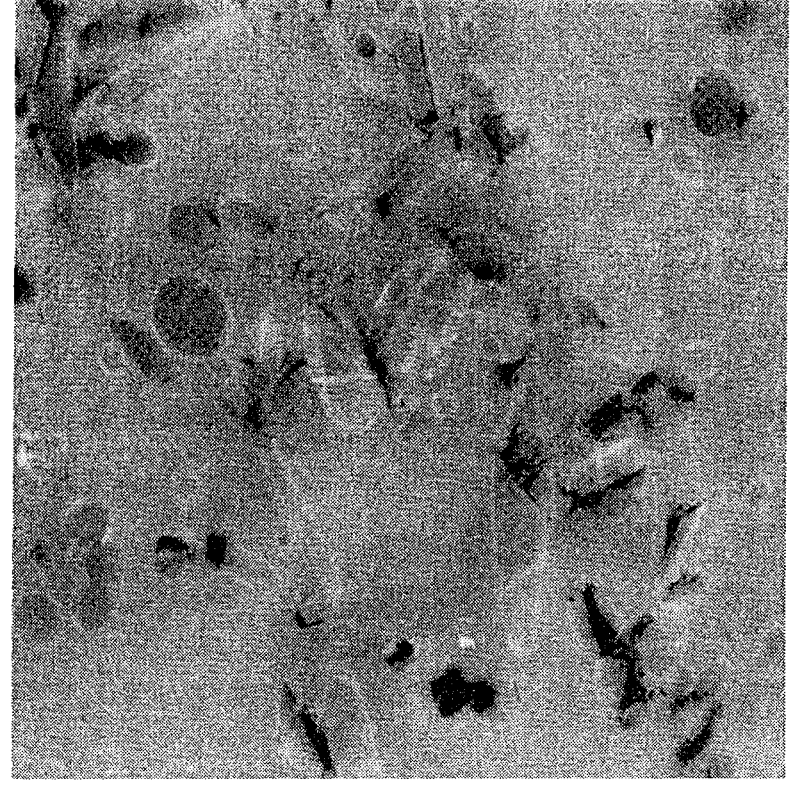
Ani yük artışı anında malzeme içinde basma, çekme ve kayma gerilmeleri pratikte aynı zamanda oluşabilir ve bu durum malzeme deformasyonunu oldukça karmaşık bir hale sokabilir. Basma gerilmesinin yüzeylerden ve arayüzeylerden çekme dalgası olarak geri dönmesi, malzemenin bölgesel olarak farklı deformasyon modlarına uğramasına neden olabilir. Yüksek deformasyon hızlarında malzemelerin adiyabatik ısınması (adiabatic heating), bir diğer önemli yüksek hız deforma-

Tablo 1. Test edilen MMK'ler ve matris alaşımları.

MMK ve Kuvvetlendirici	V _f (%)	Üretim Metodu	Matris
SiC _v /2024-O Al (SiC parçacık (~20 µm çap))	15	Döküm	2024-O Al
SiC _w /2124-T6 Al (SiC whisker (0.1-0.5 µm çap, 2-10 µm uzunluk))	25	Toz Metalurjisi, ekstrüzyon	2024-T6 Al
Al ₂ O ₃ /Al (% 1.2 Cu) (Al ₂ O ₃ kısa fiber (δ-Al ₂ O ₃ (Saffil™)) 3-4 µm çap, 100 µm uzunluk)	15-26	Basınçlı Döküm	Al(%1.2 Cu)



(a)

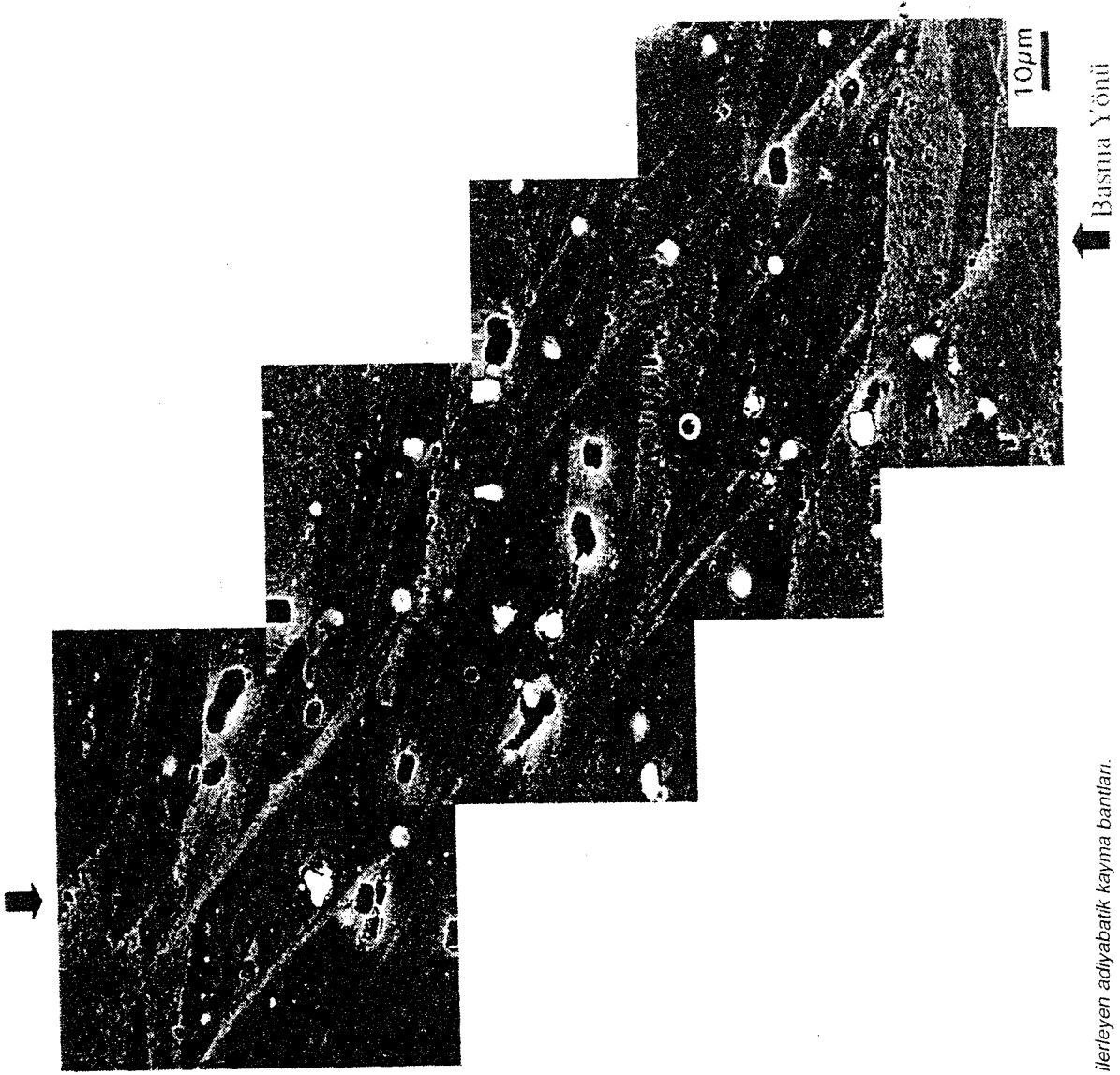


(b)

Basma Yönu

10µm

Şekil 5: (a) Test edilmemiş 15 V₁ % Al₂O₃ kısa fiber Al MMK'in mikroyapısı.
(b) %30 birim şekil değişim miktarına kadar basma testi yapılan MMK'in (P yönünde) mikroyapısı.



Şekil 6: 2024-T6 matris alaşımında ilerleyen adiyoabatik kayma bantları.

yon karakteristiğidir. Adiyabatik ısınma malzemelerin deformasyon sonucunda ortaya çıkan ısıyı transfer edememesinden kaynaklanır. Adiyabatik ısınma malzeme içinde kayma bantlarının (shear banding) oluşumuna ve bunun sonucunda bantlar üzerinde çatlak ve boşlukların oluşup ve büyümesine neden olabilir. Adiyabatik kayma bantının oluşabilmesi için öne sürülen kriter ise, deformasyon ve deformasyon hızı sertleşmelerinin hızının, ısınma yumuşamasının hızına yenilmesidir [26]. Bu olursa, deformasyon bölgesel olarak devam edebilir ve oluşan bant içinde, birim şekil değişim miktarı, deformasyon hızı ve sıcaklık çok yüksek değerlere çıkabilir. Deformasyon sonucu oluşan ısı gerilme miktarıyla arttığından, adiyabatik kayma bantları kuvvetli alaşımlarda daha kolay oluşur. Bu çalışmada yüksek hızlarda test edilen malzemeler arasında, sadece SiC_w/2124-T6 MMK'inde ve matris alaşımı 2024-T6'da adiyabatik kayma bantları gözlenmiş (Şekil 6) ve yüksek hızlarda kırılmalar bu bantlar üzerinde oluşmuştur [27]. Bahsedilen malzemeler test edilen malzemeler arasında en kuvvetli olanlarıdır.

SONUÇ

Bu çalışmadan elde edilen gerilme değerleri test edilen malzemelerin yapısal denklemlerini (gerilmenin birim şekil değişim miktarına, deformasyon hızına ve sıcaklığına olan bağı) oluşturmak için kullanılmıştır [6]. Yapısal denklemler bu malzemelerin hızlı ve verimli bir şekilde ani yük artışına gösterecekleri davranışların modellenmesinde kullanılabilir.

Yüksek deformasyon hızlarına dayanıklı MMK malzemelerin tasarlanması aşamasında, matris alaşımının cinsi, kuvvetlendiricinin dağılımı ve deformasyon süresinde oluşabilecek gerilme modları, deformasyon hızı ve adiyabatik ısınma göz önüne alınabilecek önemli parametreler olarak ortaya çıkmaktadır.

KAYNAKLAR

1. M.A. Meyers, J.de Phys., IV 4 (1994) C8-597.
2. H. Kolsky, Proc. Phys. Soc. London. B62 (1949) 676.
3. G. Ravichandran, G. Subbash, J. Am. Ceram Soc., 77 (1994) 253.
4. D.J.Parry, P.R. Dixon, S. Hodson, N. Al-Maliky, J. de Phys.,

IV 4 (1994) C8-107.

5. P.S. Follansbee, C.Frantz, J.Eng. Mater. Techn., 105 (1983) 61.
6. M.Güden, Doktora Tezi, Ocak 1998, University of Delaware.
7. M.Güden, I. W. Hall, Mater. Sci. Eng., A242 (1998) 141.
8. M.Güden, I.W. Hall, Mater. Sci. Eng., A232 (1997) 1.
9. M.Güden, I.W. Hall, J. Mater Sci., 33 (1998) 3285.
10. J.L. Chiddister, L. E. Malvern, Exp. Mech., (1963) 81.
11. U.S. Lindholm, j.Mech. Phys. Solids, 12 (1964) 317.
12. J. E. Dorn, J. Mitchell, F.Hauser, Exp. Mech., (1965) 353.
13. W.G. Ferguson, A.Kumar, J.E. Dorn, J.Appl. Phys, 38 (1967) 1836.
14. P.S. Follansbee, Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena, L.E. Murr, K.P. Staudhammer, M.A.Meyers, Marcel Dekker, New York, (1986) 451.
15. P.S. Follansbee, U.F. Kocks, Acta Metall., 36 (1988) 81.
16. M.A.Meyers, Dynamic Behavior of Materials, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
17. D.L. Holt, S.G. Babcock, S.J. Green, C.J.Maiden, Trans. ASM, 60 (1967) 152.
18. A. Seeger, Phys. Soc. London, (1955) 328.
19. I.Hong, G.T. Gray III, J.J. Lewandowski, Acta Metall. Mater., 41 (1993) 2337.
20. C.G.Bustow, M.C. Lowell, A.L. Rodgers, The Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain, J.Harding, IOP Publishing Ltd., 1989.
21. G.Bao Z.Lin, Acta Metall. Mater., 44 (1996) 1011.
22. S. Yadav, D.R. Chichili, K.T.Ramesh, Acta Metall. Mater., 43 (1995) 4453.
23. J.Lankford, J.Am. Ceram. Soc., 64 (1981) C33.
24. C.C. Perng, J.R.Hwang, J.L. Doong, Mater. Sci. Eng., A 171 (1993) 213.
25. A.S. Argon, Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 1, Academic Press, New York, 1972.
26. C. Zener. J.Hollomon, J.Appl. Phys., 15 (1944) 22.
27. M.Güden, I. W.Hall, Scrip. Metall., 39 (1998) 261.