

Eş kanallı açısal pres yöntemiyle üretilen Zr ve Sc ile modifiye edilmiş AA 6082 alüminyum alaşımının karakterizasyonu

Emrah Fahri ÖZDOĞRU*, E.Sabri KAYALI

İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı, 34469, Ayazağa, İstanbul

Özet

Günümüz dünyasındaki global yarış, malzeme mühendisliği alanında da yeni teknolojileri ve üretim yöntemlerini beraberinde getirmektedir. Bu kapsamda geliştirilen yöntemlerden bir tanesi Aşırı Plastik Deformasyon (APD) tekniğidir. APD tekniklerinden en popüler olanı Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon/Pres-EKAE/P (Equal Channel Angular Extrusion/Pres) yöntemidir. Alüminyum alaşımları ise APD uygulamalarında en çok kullanılan alaşımdır. Alüminyum alaşımlarının üzerinde yoğunlaşmanın en önemli nedenlerinden biri, EKAP sonrası yapılacak yaşlandırma ısıl işlemleri ile mekanik özelliklerinin en üst seviyelere taşınabilmesidir. Ancak yüksek deformasyon sonrasında yapı, deformasyon enerjisinden dolayı kararsız hale geçmektedir ve özellikle aşırı plastik deformasyonlardan sonra yapılacak yaşlandırma ya da yüksek sıcaklıkta şekillendirme (süperplastisite) işlemlerinde hızlı bir şekilde yeniden kristalleşmeye uğramaktadır. Bundan dolayı alüminyum alaşımlarında yeniden kristalleşmeyi önlemek ve yüksek sıcaklık proses şartlarından etkilenmemesini sağlamak amacıyla Zr ve Sc gibi yeniden kristalleşmeyi geciktiren alaşım elementleri ilavesi yapılması gerekmektedir. Bu çalışmada EKAP tekniği kullanılarak AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc alaşımları aşırı plastik deformasyona tabi tutulmuş ve daha sonra EKAP işlemi görmüş alaşımlara farklı sıcaklıklarda yaşlandırma ısıl işlemleri yapılmıştır. Sonuç malzemelere mikroyapı karakterizasyonu yapılarak EKAP ve yaşlandırma ısıl işleminin etkileri incelenmiştir. EKAP sonunda her iki malzemenin ulaştığı sertlik değerleri aynı olmuştur. Zr ve Sc içeren alaşımın yüksek sıcaklıklarda dahi EKAP sonrası ulaştığı yapıyı ve sertlik değerlerini koruduğu, Zr ve Sc içermeyen AA 6082 alaşımının ise düşük sıcaklıklarda yeniden kristalleşmeye uğradığı tespit edilmiştir. Zr ve Sc ilavesinin EKAP öncesi ve sonrasında mikroyapının gelişiminde pozitif yönde etkili olduğu belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Aşırı plastik deformasyon, eş kanallı açısal pres, alüminyum alaşımları, AA 6082 alüminyum alaşımı, Zr ve Sc ilavesi.

*Yazışmaların yapılacağı yazar: Emrah Fahri ÖZDOĞRU. e_ozdogru@yahoo.com; Tel: (216) 386 68 25.

Bu makale, birinci yazar tarafından İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Mühendislikte İleri Teknolojiler Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programında tamamlanmış olan "Eş kanallı açısal pres yöntemiyle üretilen Zr ve Sc ile modifiye edilmiş AA 6082 alüminyum alaşımının karakterizasyonu" adlı doktora tezinden hazırlanmıştır. Makale metni 15.02.2009 tarihinde dergiye ulaştırılmış, 07.04.2010 tarihinde basım kararı alınmıştır. Makale ile ilgili tartışmalar 28.02.2011 tarihine kadar dergiye gönderilmelidir.

Bu makaleye "Özdoğru, E. F. Kayalı, E. S. (2011) 'Eş kanallı açısal pres yöntemiyle üretilen Zr ve Sc ile modifiye edilmiş AA 6082 alüminyum alaşımının karakterizasyonu', İTÜ Dergisi/D Mühendislik, 10: 2, 99-106" şeklinde atıf yapabilirsiniz.

Characterization of ultrafine grained AA 6082 Aluminum alloys modified with Zr-Sc and processed by Equal Channel Angular Pressing

Extended abstract

Today's global competitions bring together new technologies and production methods in materials engineering. In the recent years, in parallel to development of nano technologies, intensive studies are made on nano structured materials and their production methods. In these studies, new production methods are developed for producing nano-materials, which exhibits numerous superior properties. One of these new production methods is severe plastic deformation. Severe plastic deformation (SPD) has emerged as a promising method to produce ultrafine-grained materials with attractive properties and today the SPD techniques are rapidly developing and are moving from lab-scale research into commercial production. Equal Channel Angular Pressing (ECAP) is an effective method of enhancing the strength of metallic alloys through (sub) grain refinement to the submicrometer level by introducing intensive plastic deformation into materials through repetitive pressing.

In the past several decades, the aluminum alloys of 6xxx group have been studied extensively because of their technological importance and their exceptional increase in strength obtained by precipitation hardening. AA 6082 alloy is one of the most popular alloys that are widely used for medium strength structural and automotive industry applications. In this study, due to its wide range of application, AA 6082 was used and ECAP was chosen as a severe plastic deformation technique. The measured mechanical properties were compared with the commercially produced AA 6082 alloy. Furthermore, the effect of Zr and Sc additions to the AA 6082 alloy were investigated. The aim of this study is to produce ultrafine-grained AA 6082 aluminum alloys that will be an alternative to commercially produced 6XXX alloys.

The aluminum samples were subjected to ECAP process at room temperatures using the B_C route, which means rotation of the samples, is 90° after each pass for a maximum 4 passes. MoS_2 was used as lubricant to reduce friction between the

samples and die. The two intersecting channels of the ECAP die had an angle of $\Phi: 90^\circ$ and the outer arc of curvature of $\psi: 20^\circ$. This configuration induces an equivalent strain of approximately 1 after each pass.

ECAP processed and post-ECAP aged samples was examined by transmission electron microscope (TEM). Samples were prepared by longitudinally cutting 1 mm thick disks from the billets, manually grinding and polishing. Twin jet electrolytic thinning was then carried out at -35°C with a 30% HNO_3 solution in methanol at 18 V.

Differential scanning calorimetry (DSC) was employed to identify the precipitation reactions. The cell was equilibrated at 25°C and then heated to 600°C at $10^\circ\text{C}/\text{min}$ in a dynamic argon atmosphere (1 l/h).

Pre-ECAP solid-solution treatment combined with post-ECAP aging treatment has been found to be effective in enhancing the strength of AA 6082 aluminum alloys. An increase of 33% in Vickers hardness was obtained in the post-ECAP aged material in 100°C -8h (140 HV) compared to the T6 treated commercial AA 6082 Aluminum alloy (105 HV). At higher aging temperature (more than 100°C for AA 6082 and more than 180°C for AA 6082-Zr-Sc after 1st pass), the both alloys showed an increasing softening with time due to recovery or/and grain coarsening.

Deformation introduced during ECAP process was shown to have a big impact on the DSC analysis of both alloys. Deformation accelerated the precipitation of Mg_2Si particles. The precipitation of the β'' and β' phases occurred at significantly lower temperatures with increasing ECAP strain. The presence of Sc did not affect significantly the precipitation cycle occurred in the AlMgSi alloys. While AA 6082 alloys showed the recrystallization (RX) peak in DSC runs, the RX peak did not occur in the AA 6082-Zr-Sc alloys due to the effect of the recrystallization retarding elements. Zr and Sc containing AA 6082 alloy showed a greater structure stability compared to commercial AA 6082 alloys.

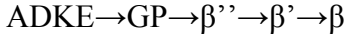
Keywords: Severe plastic deformation, ECAP, aluminum alloys, AA 6082, Zr and Sc additions.

Giriş

Aşırı plastik deformasyon çok ince taneli malzeme üretiminde kullanılan umut verici yöntemlerden birisidir ve günümüzde hızlı bir şekilde gelişmekte ve laboratuvar ölçekli çalışmalardan ticari uygulamalara doğru ilerlemektedir (Olejnik ve Rosochowki, 2005).

EKAP yönteminde malzeme 'L' şeklindeki kalıp içerisinden tekrarlı bir şekilde geçirilir. Her bir geçişte malzeme üzerinde oluşan deformasyon sayesinde tane yapısı küçülerek mikron seviyelerinden mikron altı (nano) boyutlara doğru değişmektedir (Cheng, 2003).

6XXX grubu alüminyum alaşımları Al-Mg-Si alaşımı olup yapısal uygulamalarda kullanılan orta mukavemetli bir alaşım grubudur. Son yıllarda üzerinde birçok farklı araştırmalar yapılan alaşım grubu olmasının nedenlerinden birisi, 6XXX grubu alaşımların ısıtılma işlemi ile mukavemetleri değiştirilen alaşım grubu olmasıdır. Isıtılma işlemi ile sertleştirilen bu alaşımın çökelti oluşumu aşağıda belirtilen şekilde meydana gelmektedir:



Burada ADKE, aşırı doymuş katı eriyik, β'' , β' , β (Mg_2Si) ise çökelti partikülleri olarak tanımlanmıştır (Valiev ve Langdon, 2006).

Katı eriyik sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi mukavemet artırma mekanizmalarıdır. Daha yüksek mukavemete sahip malzemeleri üretmek için bu mekanizmaların birlikte kullanıldıkları yöntemleri geliştirmek gerekmektedir.

EKAP yöntemi yardımıyla bu yöntemler bir araya getirilerek daha yüksek mukavemete sahip malzemeler üretmek mümkündür. EKAP öncesinde çözeltiye alma ısıtılma işlemi görmüş malzeme, EKAP işleminden sonra yaşlandırma ısıtılma işlemi yapılması; katı eriyik sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi ve kullanıldığı çökelti sertleşmesinin bir arada kullanıldığı bir yöntem olmaktadır (Langdon ve Furukawa, 2000).

Kim ve arkadaşları EKAP sonrası yapılan yaşlandırma ısıtılma işlemlerinin EKAP öncesi yaşlan-

dırma ısıtılma işlemlerinden daha etkili bir sonuç verdiğini ortaya koymuştur (Kim ve Joeng, 2001).

Zheng ve arkadaşları ise AA 6061 alaşımında EKAP öncesi yapılan çözeltiye alma ısıtılma işlemi ve EKAP sonrası yaşlandırma ısıtılma işlemlerini birleştirerek daha yüksek mukavemetli malzeme üretimini gerçekleştirmişlerdir (Zheng ve Li, 2006).

Bu çalışmada AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc olmak üzere iki farklı alüminyum alaşımına EKAP işlemi uygulanarak EKAP işleminden sonra farklı sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma ısıtılma işlemi ile malzemelerin mukavemetlerinin geliştirilmesi ve alaşıma Zr ve Sc ilavesinin etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

Materyal ve yöntem

Bu çalışmada iki farklı AA 6082 alaşımı kullanılmıştır. İlk alaşım %0.98 Si, %0.21 Fe, %0.55 Mn, %0.69 Mg içeren AA 6082 Al alaşımı, ikinci alaşım ise aynı bileşime %0.2 Zr ve %0.2 Sc ilave edilmiş AA 6082 Al alaşımıdır.

Oda sıcaklığında EKAP işleminde preslemeyi daha düşük yüklerde gerçekleştirmek amacıyla deneylerde kullanılan her iki alaşım EKAP öncesi 550°C-8 saat çözeltiye alma ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur.

EKAP işlemi için 10 tonluk bir pres kullanılmıştır. EKAP işlemi için iç açısı 90°, dış eğrilik açısı 20° olan kapalı bir kalıp kullanılmıştır. Kullanılan kalıp malzemesi SK3 takım çeliğidir. İtici olarak 10.5 mm çapında, 100 mm uzunluğunda X40CrMo16 1 malzemedan yapılmış çelik çubuk kullanılmıştır. İtici çubuğun pres anındaki hızı 7-10 mm/sn olarak seçilmiştir. Numunelerin kalıptan geçişleri esnasında sürtünmeyi azaltmak için MoS₂ yağlayıcı kullanılmıştır. Bu tasarıma sahip kalıp her bir pasoda malzemede yaklaşık $\epsilon=1$ deformasyon oluşturmaktadır. EKAP işleminde B_C (Her paso sonrasında numunenin 90° çevrilmesi) rotası ve toplam 4 paso uygulanmıştır. 4 paso sonrasında elde edilen deformasyon miktarı ~4'tür.

Numunelerin sertlikleri elmas piramit uç kullanan REMET marka sertlik cihazında 100 gram

yük altında Vickers sertlik değeri (HV_{100}) cinsinden belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri yüzeyleri parlatılmış numunelerde en az 10 ölçüm alınarak yapılmıştır.

X-ışınları analizinde Siemens D 5000 marka X-ışınları cihazı, x-ışını kaynağı olarak bakır anot kullanılmıştır. Analizler $2\Theta:20-100^\circ$ arasında, 0.02 derece aralıkla ve her derecede 1 saniye bekleyerek yapılmıştır.

Termal analiz testlerinde Setaram Labsys DSC cihazı kullanılmıştır. Deneyler $25^\circ\text{C}-500^\circ\text{C}$ sıcaklıkları arasında dakikada 10°C ısıtma hızıyla yapılmıştır. Ortam gazı olarak Argon kullanılmıştır.

Optik mikroskobunda yapılan mikroyapı incelemeleri için pres yönünde alınan numuneler kullanılmıştır. Standart metalografik yöntemler kullanılarak hazırlanan numunelerin tane boyutu incelemeleri için elektrolitik dağlama yapılmıştır. Dađlama $\%5 \text{ HBF}_4 + \%95 \text{ H}_2\text{O}$ çözeltisi ile 15V 'da 30 sn'de yapılmıştır. Daha sonra numuneler Zeiss marka optik ışık mikroskobunda incelenmiştir.

Mikroyapı incelemeleri için Geçirim Elektron Mikroskop (TEM) çalışması yapılmıştır. Ekstrüzyon yönüne paralel olarak çıkartılan numunelerden elmas disk yardımıyla 200-250 mikron kalınlığında dilimler çıkartılmıştır. Sonra bu dilimlerin kalınlıkları mekanik zımparalama ile 100 mikrona kadar indirilmiş ve nihai olarak elmas pasta ile yüzeyleri parlatılmıştır.

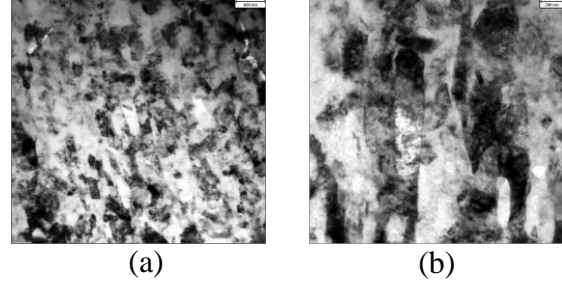
TEM numune hazırlama yöntemi için Struers Twin Jet parlatma ünitesi, parlatma çözeltisi olarak $\%30$ Nitrik asit- $\%70$ Metanol karışımı kullanılmıştır. $12-15$ DC volt ve -30°C çözelti sıcaklığı çalışma parametreleri olarak seçilmiştir. TEM incelemeleri için 200 kV hızlandırma voltajına sahip PhilipsTM CM200 geçirim elektron mikroskobu kullanılmıştır.

Deneysel çalışma sonuçları

Mikroyapısal Karakterizasyon

AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc alaşımının EKAP 4. paso sonrası mikroyapısı Şekil 1'de verilmiştir. Şekil 1'de görüldüğü üzere EKAP işlemi sonrasında her iki alaşımda taneler deformasyon

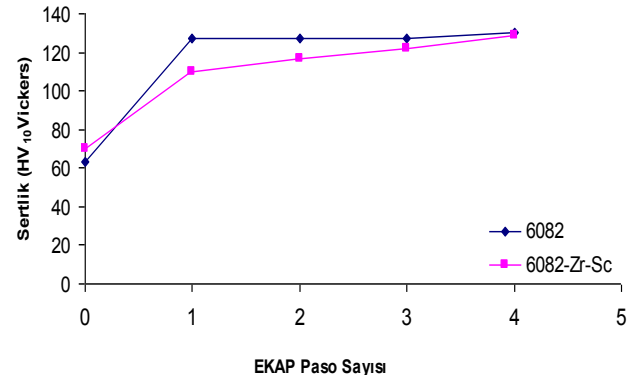
yönünde uzayarak bandımsı bir yapı oluşturmuşlardır.



Şekil 1. EKAP 4. paso sonrası TEM mikro yapısı, a) AA 6082, b) AA6082-Zr-Sc

4. paso sonrasında oluşan bandların genişlikleri yaklaşık 100-150 nm iken ortalama band uzunlukları $3\mu\text{m}$ kadardır. Yüksek yoğunluktaki dislokasyon yapısı Şekil 1'de geçirim elektron mikroskop resimlerinden görülmektedir.

EKAP işlemi görmüş alaşımların paso sayısına bağlı olarak sertliklerindeki değişim Şekil 2'de gösterilmiştir.



Şekil 2. EKAP paso sayısına bağlı olarak malzemelerin sertliğindeki değişim

Her iki alaşımda da ilk pasodan sonra sertlik hızlı bir şekilde yükselmiştir. AA 6082 alaşımında sertlik ilk pasodan sonra yaklaşık $\%95$ oranında artarken, AA 6082-Zr-Sc alaşımındaki artış $\%60$ olmuştur.

Bunun nedeni homojenleştirme sonrası yapının deformasyona uygun olması ve çözeltiye alma ısıl işlemi gören malzemelerde dislokasyon oluşum hızının yüksek olmasıdır. Bu yüzden sertlik ilk pasoda hızlı bir şekilde artmıştır. EKAP 4.

paso sonrası sertlikteki toplam artış AA 6082 alaşımında %110, AA 6082-Zr-Sc alaşımında %90 olarak tespit edilmiştir.

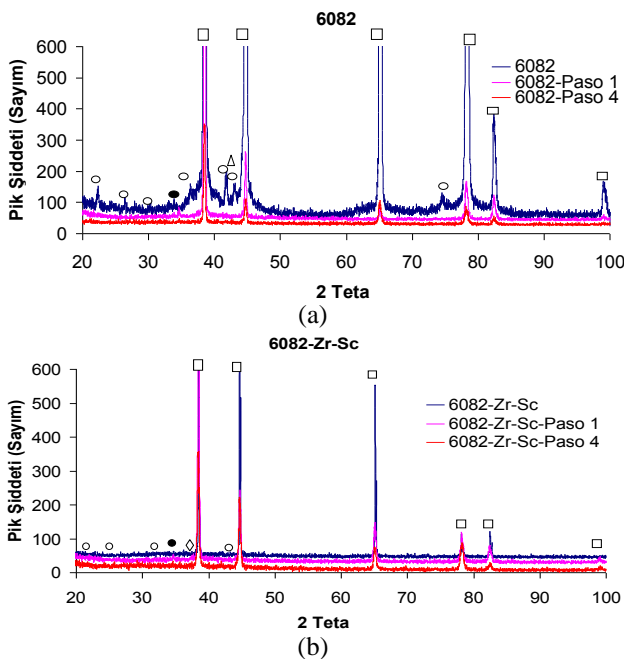
İlk pasodan sonra artan paso sayısı ile AA 6082 alaşımında sertlik artışı çok az olmasına karşın AA 6082-Zr-Sc alaşımında sertlik artışı daha fazla olmuştur.

Ancak 4. paso sonunda alaşımların ulaştıkları sertlik değeri aynı seviyededir. Ulaşılan sertlik değeri (~130 HV) AA 6082 alaşımının T6 yaşlandırma ısıl işlemi ile ulaşacağı sertlik değerinden (110HV) çok daha yüksektir.

Şekil 3'de AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc alaşımlarının 1. ve 4. paso sonrasındaki XRD sonuçları verilmiştir.

EKAP öncesinde AA 6082 alaşımında baskın çökelti $\alpha_c(Al_{12}(Fe,Mn)_3Si)$ fazı olarak belirlenmiştir. 1. paso sonrasında $\alpha_c-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ fazına ait pikler oldukça zayıflamış, 4. paso sonrasında ise tamamen kaybolmuştur.

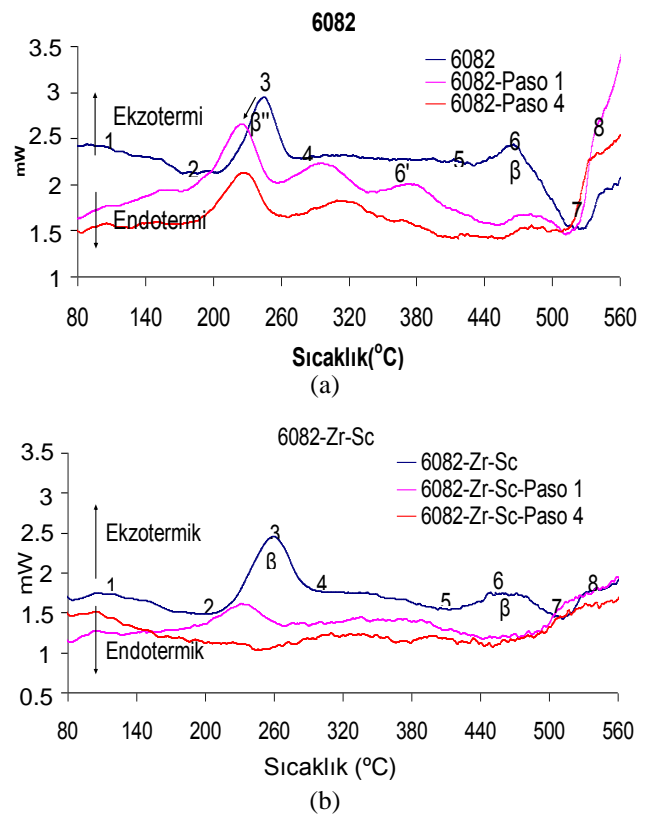
Bunun nedeni deformasyon sonucu çöktillerin kırılarak boyutlarının azalması ve/veya tekrar alüminyum katı eriyiğinde çözünmesi olabilir.



Şekil 3. a) AA 6082 ve b) AA 6082-Zr-Sc alaşımlarının 1. ve 4. paso sonrasında XRD grafikleri, □: $\alpha-Al$, ○: $\alpha_c(Al_{12}(Fe,Mn)_3Si)$, ◇: $Al_3(Zr,Sc)$, ●: Si

Aşırı plastik deformasyon sonucunda yapıdaki tane/alt taneler yüksek oranda distorsiyona uğrarlar ve bunun neticesinde yapıda bir çok yapısal hata(tane/alt tane sınırları) oluşmaktadır. Bu hataların temel nedeni yeni oluşan dislokasyonlardır. Distorsiyon sonucunda kristal kafes boyutu büyür ve atomlar bulunması gereken konumlarından giderek uzaklaşırlar. Tane sınırlarında bulunan atomların denge hallerine gelebilmek için yapacakları hareketler (statik ve dinamik atom hareketleri) X-ışınlarında pik şiddetlerinde düşüş ve Yarı Yükseklikteki Tam Genişlik'de (YYTG) pik genişlemesi olarak gözlemlenmektedir (Şekil 3).

İncelenen Al alaşımlarının diferansiyel taramalı kalorimetre (DTK) eğrileri Şekil 4'de verilmiştir.



Şekil 4. a) AA 6082 ve b) AA 6082-Zr-Sc alaşımlarının 1. ve 4. paso sonrasında Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DTK) eğrileri

Daha öncede belirtildiği gibi AlMgSi alaşımlarında çökelti oluşumu, düşük sıcaklıkta Mg ve Si atom kümeleşmeleri, GP zonunun oluşması,

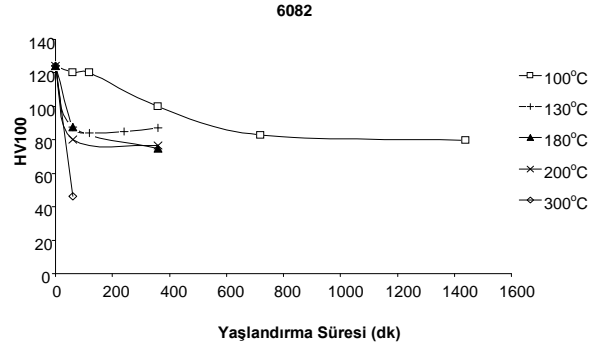
β'' , β' ve kararlı Mg_2Si fazının çökmesi şeklinde gerçekleşmektedir. Deformasyon çökelti oluşumunu ve gelişimini etkileyen parametrelerden biridir.

EKAP ile yapıda oluşturulan dislokasyonlar tırmanma mekanizması ile solüsyona alma ve su verme işlemiyle oluşan boşlukları yok etmeye başlarlar. Bu yüzden yapının boşluk konsantrasyonu düşer. Mg ve Si atomlarının oluşturacağı kümeler için çekirdek vazifesi görece boşlukların konsantrasyonu düştüğünden Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DTK) eğrisinde bu reaksiyona ait pikte azalma görülür. Uygun boşluklara difüze olamayan Mg ve Si atomları katı çözeltili içerisinde kalırlar. Katı çözeltili Mg ve Si'ca zenginleşmiştir. Bundan dolayı GP zonu oluşmaya daha düşük sıcaklıklarda başlar. GP zonu nun erken oluşması β'' fazını da etkiler. Deformasyon nedeniyle β'' oluşumu daha düşük sıcaklıklara doğru kayar. Başlangıç durumuyla kıyaslandığında reaksiyonlar yaklaşık $25^\circ C$ daha düşük sıcaklıklarda meydana gelmiştir. Sonuç olarak deformasyon çökelti oluşumunu hızlandırmıştır ve daha düşük sıcaklıklara doğru kaydırmıştır. Zr ve Sc alaşımında görülen diğer fark ise AA 6082 alaşımında görülen yeniden kristalleşme pikinin (Şekil 4a-6nolu pik) bu alaşımında oluşmamasıdır. Bunun nedeni olarak Zr ve Sc elementlerinin alüminyum ile oluşturdukları $Al_3(Zr,Sc)$ çökeltisinin tane sınırlarına çökmesi ve tane sınırlarının hareketlerini engellemesi gösterilebilir.

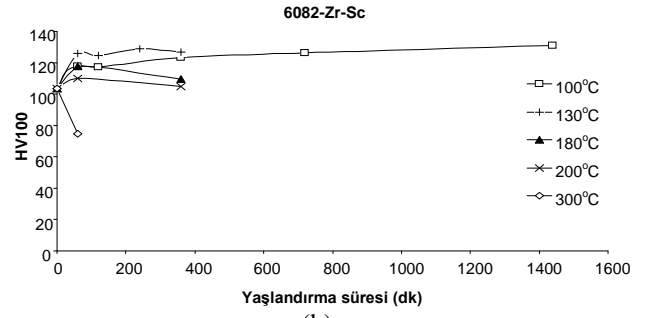
EKAP 1. Paso Sonrası Yaşlandırma Isıl İşlemleri

1. Paso EKAP işlemi görmüş malzemelere farklı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırma ısıl işlemler yapılarak sertlik değişimleri gözlemlenmiştir (Şekil 5).

Şekil 5 de görüldüğü gibi AA 6082 alaşımında düşük sıcaklıklarda dahi sertlik hızlı bir şekilde azalmıştır. Bunun nedeni deformasyona uğramış tanelerin hızla toparlanması ve/veya yeniden kristalleşmesi olabilir. AA 6082-Zr-Sc alaşımında ise $300^\circ C$ 'de yapılan yaşlandırma ısıl işlemi hariç, tüm sıcaklıklarda yaşlandırma süresine bağlı olarak sertlik artmıştır.



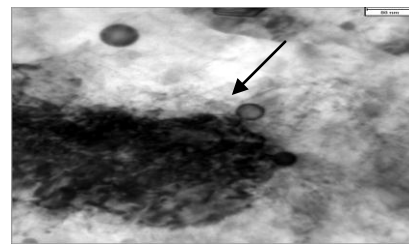
(a)



(b)

Şekil 5. a)AA 6082 ve b)AA6082-Zr-Sc alaşımlarının EKAP 1. paso sonrası farklı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırma ısıl işlem sonunda sertlik değişimleri

Daha önce de açıklandığı gibi Zr ve Sc içeren alaşımında oluşan kararlı $Al_3(Zr,Sc)$ çökeltisi çökme sertleşmesi yanında tanelerin hareketlerini, dolayısıyla tane büyümesini veya yeniden kristalleşmeyi engellemiştir (Şekil 6).



Şekil 6. AA 6082-Zr-Sc alaşımında tane sınırına yerleşmiş $Al_3(Zr,Sc)$ çökeltisi

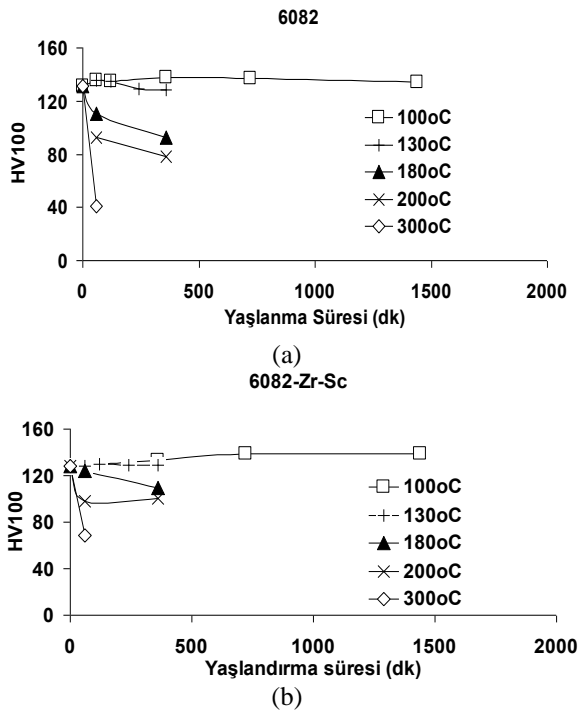
EKAP 4. Paso Sonrası Yaşlandırma Isıl İşlemleri

Şekil 7'de EKAP 4.paso sonrasında yapılan yaşlandırma ısıl işlemi ile AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc alaşımlarının sertlik değişimi görülmektedir.

1. pasoda yapılan ısı işlem sonuçlarından farklı olarak AA 6082 alaşımının 100°C’de yapılan ısı işleminde süreye bağlı olarak sertlikte düşüş meydana gelmemiştir. Bunun nedeni çökelen silisyum partikülleri olabilir. Yaşlandırma ısı işlem sıcaklığı arttıkça tekrar 1. paso sonuçlarına benzer şekilde sertlikler yaşlandırma süresiyle azalmaya başlamıştır.

AA 6082-Zr-Sc alaşımında düşük sıcaklıklarda AA 6082’ye benzer sonuçlar görülmekle beraber artan yaşlandırma sıcaklıklarıyla birlikte sertlikteki azalma daha düşük seviyelerde kalmıştır.

Sertlikteki düşüşün daha az olmasının nedeni, yüksek sıcaklıkta dahi kararlılığını koruyan ve alüminyum matris ile uyumlu olan Al₃(Zr,Sc) çökeltileri olabilir.



Şekil 7. a) AA 6082 ve b) AA6082-Zr-Sc alaşımlarının EKAP 4. paso sonrası farklı sıcaklık ve sürelerde yaşlandırma ısı işlem sonunda sertlik değişimleri

Sonuçlar

Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc alaşımlarının EKAP işlemi sonrası ulaştıkları sertlikleri sı-

rasıyla 128 HV ve 130 HV’dir. Bu sonuç AA 6082 alaşımına ticari olarak uygulanan T6 ısı işleminden sonra ulaşılan sertlik değerinden (100 HV) %30 daha fazladır.

- EKAP 1. paso yaşlandırma sonuçlarına göre AA 6082 alaşımının sertliği tüm sıcaklık ve yaşlanma sürelerinde azalırken. AA 6082-Zr-Sc alaşımında sertlik 100, 130 ve 180°C ısı işlemlerinde artan yaşlanma süresiyle birlikte artmıştır. AA 6082-Zr-Sc alaşımında en yüksek sertlik değerine(131 HV) 100°C–24 saat (1440 dk) yaşlandırma ısı işlemi sonunda ulaşılmıştır. Bu sonuç AA 6082-Zr-Sc alaşımında yaşlandırma ısı işleminde çökelti oluşumunun başarılı olduğunu göstermiştir.
- EKAP 4. paso yaşlandırma sonuçlarına göre AA 6082 alaşımının sertliği 100°C–6 saat(360 dk) yaşlanma ısı işlemi sonunda 138 HV ile en yüksek seviyeye ulaşmıştır. Bu değer aynı alaşımın T6 ısı işlemiyle ulaşılan sertlik değerinden %35 daha fazladır. AA 6082-Zr-Sc alaşımının sertliği ise 100°C-24 saat (1440 dak.) yaşlandırma ısı işlemi sonunda 140 HV değerine ulaşmıştır.
- AA 6082 ve AA 6082-Zr-Sc alaşımlarında EKAP prosesi ile en yüksek sertlik değerlerine, EKAP öncesi çözeltiye alma ısı işlemi ve EKAP sonrası yaşlandırma ısı işlemi kombinasyonu ile ulaşılmaktadır.

Kaynaklar

- Cheng, Xu, (2003). Evaluation of The Characteristics of Ultrafine-Grained Aluminum Alloys Obtained by Equal-Channel Angular Pressing, *PhD Thesis*, University of Southern California, Los Angeles, CA.
- J.K.Kim, H.G.Jeong, S.I.Hong, Y.S.Kim, W.J.Kim, (2001). Effect of aging treatment on heavily deformed microstructure of a 6061 aluminum alloy after equal channel angular pressing, *Scripta Materialia*, **45**, 901-907.
- Langdon, G.T., Furukawa, M., (2000). Using ECAP for Refining Grain Size, *JOM*, **52**, 30.
- L.J. Zheng, H.X. Li, M.F. Hashmia, C.Q. Chena, Y. Zhang, M.G. Zeng, (2006). Evolution of micro-

- structure and strengthening of 7050 Al alloy by ECAP combined with heat-treatment, *Journal of Materials Processing Technology*, **171**, 100-107.
- Olejnik, L., ve Rosochowki., (2005). Methods of Fabricating Metals for Nano-Technology, *Bulletin of the Polish Academy of Science*, **53**, 413-423.
- Valiev, R., Langdon, G.T., (2006). Principles of Equal-Channel Angular Pressing as a Processings Tool for Grain Refinement, *Progress in Materials Science*, **51**, 881-981.