

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

139566

TERMOMEKANİK PROSESLERİN DEMİR VE DEMİR
DIŞI MALZEMELERE ENDÜSTRİYEL UYGULAMALARI
VE CuZn37 ALAŞIMI ÜZERİNDE DENEYSEL BİR
ÇALIŞMASI

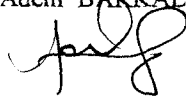
139864.

Metalurji ve Malzeme Müh. Tunç YÜKSEL

F.B.E. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Adem BAKKALOĞLU



Prof. Dr. Emin YURCU


Prof. Dr. Mustafa GÜNEŞ


İSTANBUL, 2003

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
DOKÜMAN YÖNETİM BİREKİMİ

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	v
KISALTMA LİSTESİ.....	vi
ŞEKİL LİSTESİ.....	vii
ÇİZELGELİSTESİ.....	x
ÖNSÖZ.....	xi
ÖZET.....	xii
ABSTRACT.....	xiii
1. GİRİŞ.....	1
2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER VE GENEL ÖZELLİKLERİ	3
2.1 Mikroalaşımlama	4
2.2 Mikroalaşım Elementlerinin Rolü	4
2.3 Mikroalaşımli Çeliklerin Üretimi	5
2.3.1 Kontrollü Haddeleme.....	6
2.3.1.1 Östenitin Rekristalize Olduğu Sıcaklık Aralığında Deformasyon.....	7
2.3.1.2 Östenitin Rekristalize Olmadığı Sıcaklık Aralığında Deformasyon	8
2.3.2 Kontrollü Soğutma.....	8
2.3.3 Kontrollü Haddelemenin Amacı ve İşlem Kademeleri	8
2.3.3.1 Kontrollü Haddelemenin Amacı.....	9
2.3.3.2 Kontrollü Haddelemenin İşlem Kademeleri.....	9
2.4 Termomekanik ve Diğer Haddeleme Şekillerinin Karşılaştırılması.....	10
2.5 Kontrollü Haddeleme ile Tane İncelmesinin Açıklanması.....	12
2.6 Sertleştirme Mekanizmaları.....	12
2.7 Mikroalaşımli Çeliklerde Proses-Yapı-Özellik İlişkileri.....	13
2.7.1 Mikroyapılar	13
2.7.2 Hızlı Soğutmanın Mikroyapısal Özellikler Üzerindeki Etkileri	13
2.7.3 Mikroyapısal Analizler	13
2.8 Sonuçlar	14
2.9 Ekonomik Etkileri.....	15
2.10 Kullanım Yerlerine Örnekler	16
3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLER.....	18
3.1 Atom Yapısı ve Kristal Kafesi.....	18
3.2 Alüminyum Alaşımları	18
3.3 Alüminyum Alaşımlarında Isıl ve Mekanik Özellikler Hakkında Kısa Bilgiler ...	19
3.3.1 Plastik Şekil Değiştirme	19
3.3.2 Yeniden Kristalleştirme.....	20
3.3.3 Tavlama	23
3.3.3.1 Yaşlandırma Mekanizması.....	24
3.3.3.2 Yaşlandırma ve Çökeltme Sertleştirme.....	25
3.4 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Termomekanik İşlemler ve İlgili Çalışma	

Örnekleri	26
3.4.1 Yüksek Mukavemetli Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik İşlemleri	26
3.4.2 Termomekanik İşlemler Esnasında Alüminyum Alaşımlarının Mikroyapısal Modellemesi	27
3.4.3 AA 7475 Alüminyum Alaşımlarında Aşırı Yaşlandırma ve Diğer Termomekanik Parametrelerin Soğuma Davranışına Etkisi	28
3.4.4 7075 Alaşımında Termomekanik İşlemler	32
3.4.5 Püskürtme Döküm Al-Li Alaşımlarının Tane Rafınsayonu İşlemlerinde Termomekanik Prosesin Etkisi	37
3.4.6 Al-Cu-Zr Alaşımlarında Süper Plastik Mikroyapıların Oluşumunda TMI'nin Etkisi	39
3.4.6.1 Deneysel Kısım	40
3.4.6.2 Sonuçlar	42
4. TİTANYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLER	45
4.1 Titanyum ve Alaşımlarının İç yapı Özellikleri	45
4.2 Saf Titanyum	46
4.3 Titanyum Alaşımlarının Faz Yapılarına Göre Türleri	48
4.4 Titanyum Yarı Mamullerin Üretimi	48
4.5 Titanyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler	49
4.6 Birincil Sıcak İşleme	53
4.7 İkincil Proses Sırasında Mikroyapı Gelişimi	55
4.8 Termomekanik İşlemler Sırasında Yapıda Oluşan Hatalar	55
4.9 IMI 834 Yüksek Sıcaklık Titanyum Alaşımının Termomekanik Çatlama Davranışı	56
5. KOMPOZİT MALZEMELERDE TMI	59
5.1 Deneysel Kısım	60
5.2 Termomekanik Proses (TMI)	63
5.3 Yapılan İşlemler	64
5.4 MİKROYAPI	65
5.5 Sonuçlar	66
6. BAKIR ÇİNKÜ ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ VE 18x0,8 CuZn37 F29 PİRİNÇ BORU'NUN TERMOMEKANİK ÜRETİM KADEMELERİNİN DENEYSEL OLARAK İNCELENMESİ	67
6.1 Kullanım Alanları	68
6.1.1 MS 56	68
6.1.2 MS 58	68
6.1.3 MS 60 (MS 60 Pb)	68
6.1.4 MS 63	68
6.1.5 MS 67,MS 70 ,MS 72	68
6.1.6 MS 80	69
6.1.7 MS 85, MS 90, MS 95	69
6.2 Pirinç Alaşımlarının Genel Özellikleri	69
6.2.1 Korozyon Özellikleri	71
6.2.2 Manyetik Özellikleri	72
6.2.3 Isıl İşlem Özellikleri	72
6.2.4 Tane Boyutu	75
6.3 Alaşım Elementlerinin Etkisi	78
6.4 Soğuma Hızının Etkisi	79

6.5	Alaşımların Şekillendirilmesi	79
6.6	Deneysel Çalışma	81
6.6.1	İşlem Kademeleri	81
6.6.2	Numunelerin Hazırlanması	82
6.7	Sonuçlar	83
6.8	Şekiller	84
KAYNAKLAR.....		88
EKLER.....		91
Ek 1 Pirinç Boru Üretiminin Genel İş Akış Şeması.....		92
Ek 2 MS 63 Pirinç Boru Üretiminin İş Akış Şeması.....		93
Ek 3 MS 63 18x0,8 Pirinç Borunun Üretimi Şeması.....		94
Ek 4 MS 63 Pirinç Borunun İmalat Planı.....		95
Ek 5 MS 63 18x0,8 Pirinç Borunun TMI Akış Planı ve Deneysel Sonuçları.....		96
Ek 6 Pirinç Malzemeler için DIN 17660 Standartları.....		97
ÖZGEÇMİŞ.....		98



SİMGE LİSTESİ

ζ	Martenzit Hacim Oranı
δ	Uzama Oranı
σ	Çekme Mukavemeti



KISALTMA LİSTESİ

TMİ	Termomekanik İşlem
HSLA	High Strength Low Alloyed
YDDA	Yüksek Dayançlı Düşük Alaşımli
TMH	Termomekanik Haddeleme
MLI	Optik Mikroskop ile Lineer Ortalama Ölçüm
HMK	Hacim Merkezli Küp
SDH	Sıkı Düzen Hegzagonal
TMÇ	Termomekanik Çatlama Davranışı
EDX	Enerji Dağılım Analizörü
SEM	Scanning Electron Microscope
TEM	Transmission Electron Microscope
ISO	International Organization for Standardization
SPŞ	Süper Plastik Şekil Değişirme



ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 YDDA çeliklerinde en çok kullanılan mikroalaşımlama elementlerinin nitrür ve karbürlerinin 700-1300C sıcaklık aralığında östenitteki çözünürlüğünün değişimi	5
Şekil 2.2 Kontrollü haddelemenin zaman – sıcaklı profili.....	7
Şekil 2.3 Metalurjik uygulamalar ışığında bazı özel sıcak haddeleme prosesleri	11
Şekil 2.4 Farklı haddeleme yöntemlerinin gösterilmesi.....	11
Şekil 2.5 Çeşitli mekanizmaların akma dayanımına etkisi.....	13
Şekil 3.1a ve b Alüminyum kristal kefesi elementel küp yapısı ve iyon dizilişi	18
Şekil 3.2a ve b AA 7475 alaşımının TEM mikroyapı görüntüsü	29
Şekil 3.3 Aşırı yaşlandırmanın son tane boyutu üzerindeki etkisi	30
Şekil 3.4 Soğuk haddelenmiş AA7475 alaşımının 400C de 11 saat aşırı yaşlandırılması ve daha sonra su verilmesi sonucu oluşan mikroyapı	30
Şekil 3.6 AA 7475 alaşımında son yeniden kristalleştirme tane boyutu 3 değişik soğutma ortamındaki görünümü	31
Şekil 3.7 Özet	31
Şekil 3.8 7075 Al Alaşımının ingot dökümden yassı ürün halinde üretiminde uygulanan çeşitli termomekanik işlemlerin şematik diyagramı.	34
Şekil 3.9 7000 serisi alaşımlarda tane küçültmek için geliştirilen 4 kademeli termomekanik işlemin şematik gösterilişi	35
Şekil 3.10a ve b 7075 Al alaşımının mikroyapısı	36
Şekil 3.11 Püskürtmelenmiş tane mikroyapısı.	37
Şekil 3.12 a ve b Ekstrüzyon ve solüsyona alma.....	38
Şekil 3.13 Ekstrüzyona uğramış yapının TEM de çekilmiş yapısı.....	38
Şekil 3.14 Deneysel şartların gösterimi.....	41
Şekil 3.15a,b,c,d,e,f a,c,e Sabit olarak 400C,450C,500C’de Tavlanmış;b,d,f aynı sıcaklıklarda deforme edilmiş mikroyapılar.	42
Şekil 3.16 a,b,c,d a,b ve işlenmemiş;a 450C sabit tavlanmış;b 450C’de deforme edilmiş ve deforme edilmiş; c,d işlenmiş ; c 450C’de sabit olarak tavlanmış;d 450C’de deforme edilmiş yapı.....	43
Şekil 3.17a ve b Şekilde yaklaşık 2 mikrometre boyutlu a (Parlak Alan) alt taneler görülmekte; b $ZrAl_3$ Partikülleri (Siyah Bölge) görülmektedir.....	45
Şekil 4.1a ve b Eşksenli (a) ve iğnesel (b) α taneleri.....	47
Şekil 4.2 Ti-6Al-4V için temsili faz diyagramı	50
Şekil 4.3a ve b a: Ti-6Al-4V alaşımının havada soğutularak elde edilmiş mikroyapısı;b:	

Yandaki mikroyapının elektron mikroskopundaki görüntüsü.....	51
Şekil 4.4a ve b a: Ti-6Al-4V alaşımına su verilerek martenzit yapının oluşturulması,b: Su verilen Ti-6Al-4V alaşımına yapılan yaşlandırmanın görüntüsü.....	51
Şekil 4.5 Sıcak işlenmiş ve tavllanmış Ti-6Al-4V mikroyapısı.....	52
Şekil 4.6a ve b: Ti 6265 alaşımında,sıcak şekillendirmeden sonraki bünne yapıları.....	54
Şekil 4.7 Homojen olmayan akış. T=625C	55
Şekil 4.8 Homojen olmayan akış+Çatlama. T=725C.....	55
Şekil 4.9 IMI 834 optik mikroyapısı.....	57
Şekil 4.10 IP Testinin Gerilim-Gerinim histeresiz eğrisi.....	57
Şekil 4.11 İzotermal olarak çatlamış TEM mikroyapı görüntüleri.....	58
Şekil 4.12 400-600C Sıcaklıkta termomekanik olarak çatlamaya uğramış numuneler.....	59
Sekil 5.1 TiNi Hafızalı fiberinin Gerilim-Sıcaklık diyagramı.....	61
Sekil 5.3 Sıcaklığın ve Basıncın fibere ve matrise etkileri.....	62
Sekil 5.4 Çekme Testi Numunesinin Ölçüleri.....	63
Sekil 5.5 SMART kompozitinin üretim konsepti.....	63
Sekil 5.6 Isıtma esnasında Gerilim/Sıcaklık eğrileri	65
Sekil 5.7 SEM ara yüzey görüntüleri.....	66
Şekil 6.1 Bakır miktarına bağlı olarak pirincin çekme mukavemeti.....	69
Şekil 6.2 Pirinç ısıtma işlemi denge diyagramı	71
Şekil 6.3 MS 63 (CuZn37) Soğuk çekmeden geçtikten sonraki yumuşama tavlama sürecinin mekanik etkileri.....	72
Şekil 6.4 Tane çaplarına ve bakır yüzdelere göre tavlama sıcaklığı.....	76
Şekil 6.5 a,b,c,d,e ve f ASM'den alınan çeşitli mikroyapı örnekleri.....	77
Şekil 6.6a,b,c,d Pres,soğuk ve sıcak şekillendirme,yeniden kristalleştirme sonucu CuZn37 (MS 63) malzeme için mikroyapılar.....	78
Şekil 6.7 Soğuk haddelemenin alfa katı çözelti pirinçlerindeki çekme mukavemeti değerlerine etkileri	80
Şekil 6.8 Redüksiyon – Çekme dayanımı.....	83
Şekil 6.9 Numune No:1	84
Şekil 6.10 Numune No:2	84
Şekil 6.11 Numune No:3	85
Şekil 6.12 Numune No:4	85
Şekil 6.13 Numune No:5	85
Şekil 6.14 Numune No:6	86

Şekil 6.15 Numune No:7	86
Şekil 6.16 Numune No:8	86
Şekil 6.17 Numune No:9	87
Şekil 6.18 Numune No: 10	87



ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1 Değişik termomekanik şartlar altında üç çelik numune için mekanik özellikler ..	14
Çizelge 3.1 7075 Al Alaşımının Kimyasal Bileşim Sınırları	32
Çizelge 3.2 Verilen alaşımlar için nominal kompozisyonlar	40
Çizelge 3.3 Birincil deformasyonun ve kompozisyonun 450 ⁰ C'deki deformasyonda alt tane boyutuna etkisi.....	44
Çizelge 4.1 Ticari saflıktaki titanyum malzemelerinin genel özellikleri	46
Çizelge 6.1 Tavlanmış bakır alaşımlarının soğuk işlenmesi için tane büyüklükleri	75



ÖNSÖZ

Termomekanik işlemler malzemelerin mukavemetlerinin, tokluklarının ve sünekliliklerinin artırılması için ilk olarak 1944 yılında Al-Cu alaşımlarında yaşlanma davranışının çözelti ısıtma işlemi sonrası mekanik deformasyonla artırıldığından bulunmasından sonra kullanılmaya başlanmıştır. Yapılan yeni çalışmalarda sadece mukavemetin artırılması değil sonraki işlem kademeleri için tane boyu ve şeklinin optimize edilmesine çalışılmaktadır. Çalışma genelinde konunun ilerleyişi demir , demir dışı ve kompozit malzemelerin genel özellikleri ve bakır çinko alaşımlarının deneysel çalışması şeklinde irdelenmektedir.

Çalışmamda bana yardımcı olan tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Adem Bakkaloğlu'na ; deneysel çalışmalarında beni yönlereinden Sayın Ahmet Özbek'e ; numunelerin fotoğraflanmasında katkılarda bulunan KOSGEB çalışanlarına ; çalışmalarında bana destek olan Öztürkler Metal çalışanlarına ; Zor anlarımda desteklerini ve güvenlerini yanımda bulduğum ailem ve dostlarıma teşekkürü bir borç bilirim.



ÖZET

Endüstriyel uygulamalarda malzemeler ile çalışılırken kullanım alanına göre genelde yüksek dayanımda, yüksek toklukta ve süneklikte bir yapı oluşturulmaya çalışılmıştır. Buna bağlı olarak enerji kademelerinde ve imalat maliyetlerinin düşürülmesinde “Termomekanik İşlem (TMI)” mühendislik uygulamalarında önem kazanmıştır. Bu proseste genel olarak plastik deformasyon ve ısıtma işlem kademelerinin bir arada kullanılmasıyla arzu edilen özellikler elde edilmeye çalışılmıştır.

Yapılan bu tez çalışmasında ; Mikroalaşımli çeliklere, Alüminyum alaşımlarına, Titanyum alaşımlarına, Kompozitlere ve Bakır-Çinko alaşımlarına, uygulanan termomekanik işlemler incelenmiştir. Ayrıca CuZn37 F29 alaşımli boru üretiminin termomekanik işlem kademeleri deneysel olarak çalışılmış ve meydana gelen özellik değişimleri incelenmiştir.

Çelik bölümünde HSLA çelikleri ve termomekanik işlemleri hakkında kısaca bilgiler verilmiştir. Söz konusu çeliklerin üstün özellikleri, ferrit tane küçülmesi, çökelme sertleşmesi ve düşük alaşımlamanın bir sonucudur. Bu sayede çok iyi mekanik özellikler elde edilmiştir.

Alüminyum ve Titanyum bölümünde öncelikle alaşımların fiziksel ve kimyasal özellikleri hakkında kısaca bilgiler verilmiş, daha sonra ısıtma ve mekanik özelliklerinden bahsedilmiştir. Bu bilgilerin ardından alaşımlara uygulanan termomekanik işlem örnekleri anlatılmaya çalışılmıştır.

Kompozit malzemelere uygulanan termomekanik işlemlerle ilgili olarak, bu konuda yapılmış bir örnek çalışma tezin beşinci bölümünde gösterilmiştir.

Tezin son bölümünde ise bakır çinko alaşımları hakkında kısa bilgiler anlatılmış ve ardından bu alaşıma ait bir termomekanik üretim şeklinin ayrıntılı çalışması kalite belgeleri desteğiyle deneysel olarak izah edilmeye çalışılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Termomekanik işlemler, mikroalaşımli çelikler, demir dışı metaller, kompozit malzemeler, ısıtma ve mekanik işlemler.

ABSTRACT

According to the product area, studies with the materials ,generally a high strength ,high tough and a ductile structure is required for industrial applications. In result of this, to reduce the energy steps and the manufacturing costs “Thermomechanical Process” became more important for engineering applications. In this process plastical deformation and heat treatment steps used together to obtain the specific properties.

In this research ,the thermomechanical process of microalloyed steels ,Al-alloys ,Ti-alloys, Compozite Materials and Cupper–Zinc alloys have been determined. In addition the production of CuZn37 F29 pipe has theorical and experimental studied according to the thermomechanical process and the results have been investigated.

In part two, a short information has been given about the HSLA steels thermomechanical processing and the properties. The high mechanical properties of these steels are the result of a combination low carbon content. Ferrite grain refinement, precipitation hardening and low alloying contents.

In part three, the chemical and physical properties of aluminium and titanium alloys have shown and afterwards mechanical and thermal characteristics heve been mentioned. After these informations, the thermomechanical process examples explained at the end of part.

In the composite part, the thermomechanical behavior of Al –Matrix compozite has been indicated.

At the end of the study, the general information of copper-zinc alloys have shown and then the thermomechanical processing details have been experimentally explained with quality documents.

Keywords: Thermomechanical proces , microalloyed steels, nonferrous metals, composite materials, thermal and mechanical process.

1. GİRİŞ

Geleneksel olarak mekanik deformasyon işlemleri malzemenin şeklini etkin ve ekonomik bir şekilde değiştirmek için ısı işlemler ise mikroyapıyı arzu edilen fiziksel, mekanik ve kimyasal özellikleri sağlamak için uygulanırlar. Ancak bir işlem diğerini büyük ölçüde etkilemektedir ve mikroyapı ile mekanik kontrolünü sağlamak için birtakım üretim prosesleri geliştirilmiştir. Bunlardan bir tanesi Termomekanik İşlem olarak adlandırılan (TMİ) prosesidir. (ASM, 1999)

Termomekanik işler (TMİ), plastik şekil verme ve ısı işlemin uyumlu bir kombinasyonu yani birlikte peşisıra uygulanma halidir. Termomekanik işlem bir alaşımın şeklini değiştirmek ve tane yapısını küçültmek için uyumlu şekilde uygulanan ısı ve deformasyon proseslerini içerir. Örneğin; endüstriyel bir proses olan metallerin sıcak haddelenmesi, düşük karbonlu yumuşak çeliklerden, yüksek alaşımlı paslanmaz çeliklere kadar birçok çelik proseslerinde önemli rol oynayan termomekanik bir işlemdir. (ASM 1999)(Topbaş 1993)

Termomekanik işlem ilk olarak 1944'te Al-Cu alaşımlarının yaşlanma davranışının çözelti ısı işlemi sonrası mekanik deformasyonla artırıldığından bulunmasından sonra Al endüstrisi tarafından kullanılmıştır. (ASM, 1999)

TMİ'ler sadece mukavemet artırılması için değil ayrıca daha sonraki şekillendirme işlemleri için tane boyu ve şeklinin optimize edilmesi için geliştirilmiştir. (Topbaş, 1999)

Termomekanik işlemde, plastik şekil vermeyeyle meydana gelen kafes hatalarından yararlanılır. Bu yöntemde, alışılmış tarzda yapılan ısı işleme göre, konstrüksiyon parçalarında ve takımlarda çok daha yüksek dayanım, tokluk, süneklik, sürekli dayanım ve aşınma dayanımı elde edilir. (Topbaş, 1999)

Mekanik özellikler için etkin olabilecek mekanizmalardan (dislokasyon sertleşmesi, katı çözelti sertleşmesi, tane sınırı sertleşmesi, çökelme sertleşmesi) optimal olarak yararlanabilmesi ve malzemeden beklentilerin farklı oranlarda müştereken en iyi oranlarda karşılanabilmesi için, malzeme bileşiminin ve termomekanik işlemin birbiriyle uyum içerisinde olması gerekir. (8. Metalurji Kongresi, 1995)

Termomekanik haddeme ve kontrollü soğutma son 30 yılda çeliklerin metalürjik alanında en önemli başarılarından olmuştur. Mikroalaşımlanmış yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerin üretim prosesi genel olarak termomekanik işlem ile gerçekleşmektedir. Bu sayede çeliğin çekme ve akma dayanımı artırılır, geçiş sıcaklığı azaltılır ve kaynak edilebilirliği iyileştirilebilir. Çeliklerde termomekanik haddemenin asıl amacı hem dayanım hem de tokluk değerlerinde artış sağlayan mikroyapısal bir tane küçültmeyi sağlamaktır. Alüminyum, titanyum ve bakır gibi malzemelerde de haddeme ve dövme işlemleri özelliklerin iyileştirilmesi için gerçekleştirilir. (Topateş, 1995)

TMİ'nin uygulanmasıyla, metalürjide ve metal işleyen endüstrinin proses kademelerinde, enerjide, güç sarfında ve imalat masraflarında da azalma meydana gelir. TMİ, ilk olarak çelikler için kullanılmıştır, fakat Al, Cu ve Ti alaşımlarında ve hatta kompozit malzemelerde de uygulamalar başlamıştır. Bu tezde çalışmasında sırasıyla çelikler (Mikroalaşımlı Çelikler),

Alüminyum alaşımlarına, Titanyum alaşımlarına, Kompozit malzemelere ve Bakır alaşımlarına (Cu-Zn) uygulanan termomekanik işlemlerden bahsedilecektir.

Çeliklerin termomekanik işlemleri sırasında uygulanan deformasyonda çeşitli mekanik işlem yöntemleri uygulanabilmektedir. Haddeleme uzun profil ve yassı ürünlerin termomekanik işlemlerinin sıcaklık kontrolü yapılarak yaygın olarak kullanılmakta ve bu işleme "Kontrollü Haddeleme" adı verilmektedir. (Bakkaloğlu, 2000)

Kontrollü haddelemede ana konu son dönüşmüş yapının durumudur. Tüm işlem boyunca östenit tanesinin şekil ve boyutunun değişimindeki amaç ince taneli yapıya ulaşmaktır. Yapıyı kontrol altında tutmak için gerekli üç şart:

1. Tavlama boyunca tane büyümesinin kontrolü
2. Statik ve / veya dinamik yeniden kristalleşme ile tane rafinasyonu
3. Yeniden kristalleşme olmaksızın deformasyon ile uzamış taneler elde etmek (Bakkaloğlu, 2000)



2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER VE GENEL ÖZELLİKLERİ

Son yıllarda yapı çeliklerinin dayanım ve tokluk özelliklerinin iyileştirilmesi ve geliştirilmesi konusunda önemli çalışmalar yapılmaktadır. Günümüzde imalat ve konstrüksiyonlarda kullanılabilecek çeliklerin özellikle enerji tasarrufu da göz önüne alınıp ağırlıkta azalma sağlayan hafif yapılara doğru gelişme gösterdikleri bilinen bir gerçektir. Bu gerçeği ön plana alarak darbeye dayanımı yüksek veya geçiş sıcaklığı düşük, yüksek biçim verme özelliğine sahip ve kaynak kabiliyetleri yüksek olacak şekilde dizayn edilen çeliklerin üretim ve tüketiminde hızlı artışlar meydana gelmektedir.(Bakkaloğlu,1994)

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı(HSLA), yaygın adıyla tanınan çelikler ilk olarak ABD'de bundan 25 yıl önce geliştirilmiş ve karbon çeliklerinden daha yüksek dayanımları olan çeliklerdir. Bu çeliklerin yüksek akma dayanımlarından dolayı ağırlıklarını büyük ölçüde azaltmak mümkündür. Isıl işlem uygulanabilir çeliklerin yerine ikameleri gün geçtikçe artmaktadır. Çünkü bunların ısıl işlemleri,enerji sarfiyatı açısından alışlagelmiş sertleştirme ve menevişleme işlemleri(ıslah işlemi)uygulanan çeliklere oranla daha az maliyetlidir. Çökelme sertleşmesi mekanizması ile sertleşebilen ve belirli dayanımlara ulaşabilen bu mikroalaşımlı çelikler,ıslah çeliklerinin su verme ve menevişleme sonrası sağladıkları mekanik özellikleri hemen hemen bütünüyle sağlayabilmektedirler. Bu çeliklerin ilk geliştirilme nedenlerinden biride, bunları en çok kullanılan dalı olan taşıma araçları ve gemi yapım sanayiinde, dayanç - ağırlık oranı daha yüksek olan çelikler kullanarak ve dolayısıyla enerjiden kazanmaktır.(Tekin, 1994)(Paules,1991)

Mikroalaşımlı çelikler,az miktarda genellikle (%0,15'den az) Nb,V veya Ti içeren karbon-Mn çelikleridir. Bu çelikler, istenilen mikroyapılar ve özelliklerin eldesi için yüksek sıcaklıkta sıcak haddelenirler veya düşük sıcaklıkta kontrollü haddelenirler.

Mikroalaşım elemanları çeliğe iki amaç için katılır: 1) Tane rafinasyonu sağlamak 2)Çökelme ile dayancın arttırılması. Bu işlemleri sağlayan etkenler ise karbürler nitrürler veya kompleks karbonitrürler Nb(C,N),V(C,N),Ti(C,N)) dir.(Paules, 1991)

Mikroalaşımlı çeliklerde elde edilen yüksek dayanım ve tokluk, öncelikle oluşturulan çökeltilerin boyut ve yer dağılımına bağlı olduğundan özellikle yüksek dayanım ve düşük sıcaklıkta çalışmayı gerektiren yapı konstrüksiyonlarında, örneğin doğal gaz ve petrol boru hatlarında kullanılmaktadır(Çöl,Baydar,Karagöz , 1997)

2.1 Mikroalaşımlama

Mikroalaşımlandırma terimi çeliğe çok düşük oranlarda Nb,V veya Ti ilavesi anlamına gelir. Bu elementlerin ilavesiyle,kısmen tane küçültme sertleşmesi ve karbürler nitrürler ve karbonitrürler gibi partiküllerin oluşması sonucu çökeltme sertleşmesi meydana gelir. Her iki sertleşmenin artmasıyla dayanç artar. Ayrıca alüminyum (Al), molibdenum (Mo) ve Bor (B) da mikroalaşımlama için kullanılır.

Yassı ürünlerdeki gelişme, standart yumuşak çeliklerden C-Mn-tipi HSLA çeliklerinde doğru olmuş, mikroalaşımlama metoduyla da günümüzde kullanılan C-Mn-(V/Ti/Nb) tipi HSLA çeliklerine gelinmiştir. Bu tip çeliklerde temel kompozisyon % 0.05-0.15 C, % 0.3 Si ve % 1.5 Mn'dan oluşur.Dövme ürünlerinde ise mikroalaşımlı çelikler orta karbonlu ıslah çelikleri yerine geliştirmiştir.

Mikroalaşımlamadan beklenen etkiler kısaca şunlardır:

1. Östenit tane boyutunun (tane büyümesinin engellenerek ve yeniden kristalleştirilerek geciktirilerek) küçültülmesi
2. Nihai mikroyapıyı oluşturacak faz boyutuna (östenit tane boyutu küçük tutularak ve çekirdeklenme yöreleri artırılarak) küçültülmesi
3. Matris sertliğinin ince çökelti dağılımı ile artırılması. (Asil Çelik, 1994)

2.2 Mikroalaşım Elementlerinin Rolü

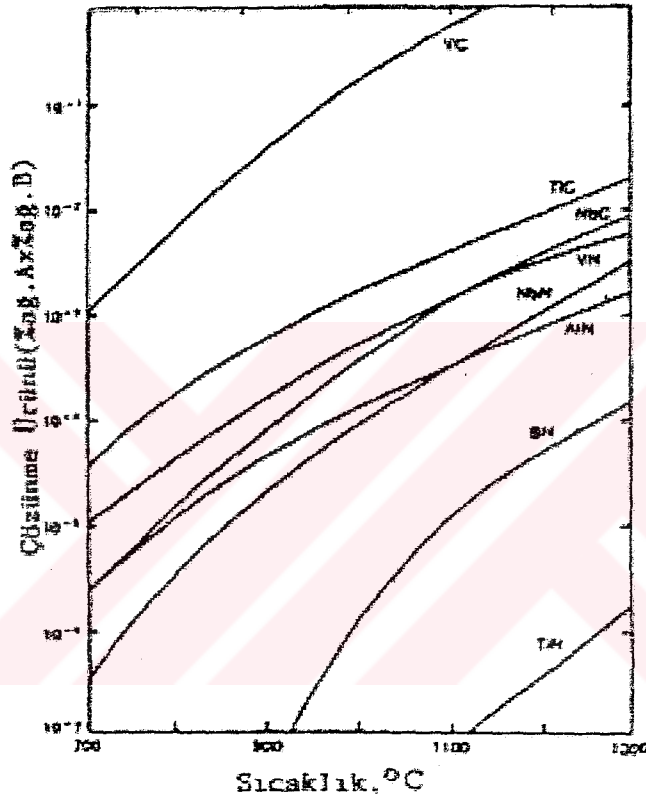
Metallurjik dizaynda mikroalaşım elementlerinin birincil rolü tane inceltmesidir. Tane sınırının (yüksek sıcaklıklarda enerji vererek) hareketi ile yeniden kristalleştirilme engelleyici etki, temelde mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu karbonitrür V, Ti, Nb (C_xN_y) tanecikleri üzerinden olur. Östenit içi çözünen elementlerin etkisi dikkate alınmayacak derecede azdır.

İkincil rol ise deformasyon sonucu soğumada çökelti tanecikleri oluşturmaktadır. Östenit içi çözünen mikroalaşım elementleri (V, Ti, Nb) ile karbon ve azot soğumada artan fazla doyum nedeniyle yine karbonitrür taneleri olarak çökeltir ve böylece arzulanan efekti sağlarlar. Artan plastik deformasyon gerinme nedeni çökelti oluşumuyla, çökeltme hızını artırır.(Koltuk, 1997)

Sıcaklığın artması ile çözünürlük artar. Vanadyumkarbürün çözünürlüğü en yüksektir.

TiC,NbC,VN,TiN ve NbN bunu takip eder. Nitrürlerin çözünürlüğü karbürlere göre daha düşüktür. Düşük çözünürlük yüksek kararlılık demektir.(Çöl,Baydar,Karagöz , 1997)

Karbürlerin çözünürlüğü nitrürlerin çözünürlüğünden daha yüksektir(karbürler arası en yüksek çözünürlüğü ise VC gösterir). Nitrürlerin düşük çözünürlüğünden, östenit tanesinin kabalaşmasının engellenmesinde yararlanır. En etkilisi ise TiN'dür.(Asil Çelik, 1994)



Şekil 2.1 YDDA çeliklerinde en çok kullanılan mikroalaşımlama elementlerinin nitrür ve karbürlerin 700-1300C sıcaklık aralığında östenitteki çözünürlüğünün değişimi(Niobium Information, 1995)

2.3 Mikroalaşımlı Çeliklerin Üretimi

Mikroalaşım elemanlarının çeliğe uygulanması ile birçok yeni çelik üretimi ve tiplerini geliştirmek mümkün olmuştur. Genellikle mikroalaşım elemanlarını ikili veya üçlü kombinasyon ile uygulandığı çelik tiplerinde fiziksel metalurjik geliştirme çalışmalarının yanısıra ,ergitme ve sıcak deformasyon için geliştirilen yeni ekipmanlar üretimin en önemli elemanlarını teşkil eder. Örneğin bir mikroalaşımlı çelik üretimi için aşağıdaki işlemler uygulanabilir:

- 1) Döküm
- 2) Östenitleştirme (Çözündürme Tavı)
- 3) Kontrollü Haddeleme
- 4) Kontrollü Soğutma (Koltuk, 1997)

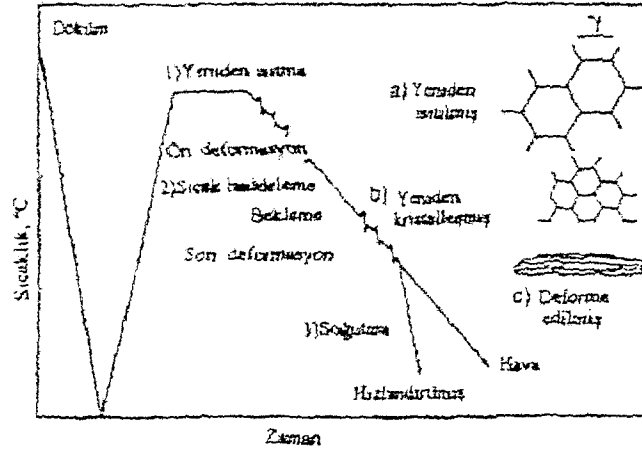
2.3.1 Kontrollü Haddeleme

Kontrollü haddelemede amaç çok küçük ferrit tane boyutunun elde edilmesidir. Küçük taneli yapı çeliğe yüksek dayanım ve tokluk özelliklerini kazandırır. Haddeleme sırasında yeniden kristalleştirme kontrol altında tutulmalı dönüşüm sırasında ortaya çıkacak ürünlerin boyut kontrolü için soğuma hızı kontrol altında olmalıdır.

Bunun yanında haddelemede tane boyutunun kontrollü haddeleme sıcaklığına (Yüksek sıcaklık termomekanik işleminde sıcaklığın yüksek olması daha düşük haddeleme kuvveti uygulanmasını sağlar. Bu yöntemden dolayı bu yöntemin kullanılabilirliği daha fazladır) deformasyon araçlarına bağlıdır. Kontrollü haddelemede küçük taneli yüksek akma dayanımlı , yüksek darbe dayanımı gibi özellikler elde edilmesi yanında sıcak haddeleme sonrası yapılan normalizasyonun yapılmasına gerek kalmaz.

Mikroalaşım elementlerini arzulanan özellikler doğrultusunda efektif kullanabilmek için sıcak deformasyon, kontrollü haddeleme olarak gerçekleşir. Kontrollü haddeleme genelde iki ayrı sıcaklık basamağında yapılmaktadır.(Koltuk, 1997)

1. Yüksek sıcaklık deformasyonu (roughing) daima östenitin rekristalize olduğu sıcaklık aralığında yapılır.
2. Düşük sıcaklık deformasyonu (finishing) östenitin rekristalize olmadığı sıcaklık aralığında ve (bazı koşullarda) östenit/ferrit iki faz alanında yapılır.



Şekil 2.2 Kontrollü haddelemenin zaman - sıcaklık profili.(Koltuk, 1997)

2.3.1.1 Östenitin Rekristalize Olduğu Sıcaklık Aralığında Deformasyon

Yüksek sıcaklıklarda (ortalama 1100°-1200° C) östenit tane boyutu birbirini izleyen deformasyon ve yeniden kristalleştirme ile mümkün olduğu kadar küçültülmelidir. Östenitleştirme sıcaklığı ve mikroalaşım elementlerinin çözünürlüğü ilk östenit tane boyutunu ve östenitin yeniden kristalleştirmeunu kuvvetli bir şekilde etkiler.

Östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım elementleri ya tane küçültücü ya da çökelme sertleştiricisi olarak etki eder. Artan östenitleştirme sıcaklığı ile mikroalaşım elementleri de artarak östenitte çözünür. Ancak yüksek östenitleştirme sıcaklıkları tane büyümesine neden olabilir. Düşük sıcaklıklarda ise daha fazla miktarda mikroalaşım çökeltileri östenitte çözünmeden kalacaktır. Bu çökeltiler tane sınırı hareketine engel teşkil ederek (fiziksel metalurjide bu mekanizma Zener freni olarak adlandırılır) daha küçük östenit tane boyutunu mümkün kılar. Haddede etken faktörler hadde sıcaklığı, yanısıra deformasyon derecesi, deformasyon süresi ve hadde geçişleri arası süredir. Başlangıç östenit tane boyutunun küçük olması, deformasyonun düşük sıcaklıklarda yapılması ve malzeme gerinmesinin yüksek olması rekristalize olmuş tane boyutunu inceltir. (Koltuk, 1997)

2.3.1.2 Östenitin Rekrystalize Olmadığı Sıcaklık Aralığında Deformasyon

Yeniden kristalleşme sıcaklığı altında yapılan deformasyonla östenit tanelerinin yeniden kristalleştirmeunun engellenmesi sonucu mikroyapı yoğun deforme edilmiş ve uzamış östenit tanelerinden oluşur. Mikroalaşım elementleri östenitin yeniden kristalleştirmeunu ya katı çözelti etkisiyle ya da yoğun gerinme sonucu oluşmuş 20-50 nm boyutlu karbonitrür çökeltileriyle tane hareketini önleyerek engeller.

Deformasyon sonucu östenit tanelerinin hadde yönüne uzatılması ile östenit taneleri yüksek özgül tane sınırı yüzeyi elde ederler. Ayrıca tane içinde dislokasyonlar, deformasyon bantları gibi yüksek hata yoğunluğu oluşur. Tüm bu yüksek çekirdeklenme yöreleri artışı oldukça ince bir oluşum yapısı için önşarttır. Deformasyon miktarındaki artma ile östenit taneleri incelerken uzar. (Koltuk, 1997)

2.3.2 Kontrollü Soğutma

Burada mikroyapının kontrolü için önemli olan son deformasyondan sonraki oda sıcaklığına soğutma işlemi gerçekleştirilir. Soğutma hızı yeniden kristalleşmemiş östenitin deformasyonunun büyüklüğünden yeniden kristalleşmiş östenitin tane boyutundan ciddi bir şekilde etkilenir. Alaşım elemanları, östenitin dönüşümünü düşük sıcaklıklara kaydırırlar ve buradan daha ince ferrit tanesi elde edilir.

Soğuma hızı dönüşümü, etkileyen en önemli parametrelerden biridir. Yüksek soğuma hızları dönüşümü düşük sıcaklıklara kaydırır ve dönüşümün tam anlamı ile olabilmesi için daha az zamana ihtiyaç vardır.

Bu yolla elde edilen malzemelerin yüksek dayanımlı olmasından dolayı talaşlı imalatı zordur. Ayrıca kaynakla birleştirilmesinde mekanik özellikler üzerinde olumsuz sonuçlar gözlemlenmiştir. (Bakkaloğlu, 1994)

2.3.3 Kontrollü Haddelenin Amacı ve İşlem Kademeleri

Sıcak haddeleme işlemlerinde, farklı işletme sıcaklık parametreleri uygulaması ile nihai sıcak haddelenmiş ürün özelliklerinin iyileştirilmesi yöntemine kısaca Termomekanik Haddeleme (TMH) denir.

2.3.3.1 Kontrollü Haddelenin Amacı

Termomekanik Haddelenin işleminin amacı, sıcak haddelenmiş malzemenin aşağıda sıralanan özelliklerini iyileştirmektir.

1. Akma dayanımının artırılması
2. Tokluğun iyileştirilmesi
3. Kaynak yapılabirliğinin iyileştirilmesi
4. Gevrek kırılma özelliğinin iyileştirilmesi
5. Düşük enerji sünek kırılma dayanımının artırılması
6. Eğme ve katlama gibi sıcak işleme özelliklerinin iyileştirilmesi
7. Isıl işlem gerekliliğinin giderilerek maliyetin düşürülmesi (Bakkaloğlu,1994)

2.3.3.2 Kontrollü Haddelenin İşlem Kademeleri

1. Tav fırınında yapılan östenit tane büyümesinin gerçekleştiği tavlama işlemi
2. Yeniden kristalleşme bölgesinde yapılan deformasyon işlemi olarak tanımlanan kaba haddelenme;
3. Bu haddelenin işleminin başlarındaki pasolarda uygun ezme miktarı seçildiğinde ince, düzenli deforme edilmiş, yeniden kristalleşmiş östenit tane yapısını elde etmek mümkün olmaktadır.
4. Kaba haddelenin ve şerit haddelenin işlemleri arasında malzemenin bekletilmesi;
5. Bu beklemede süresinin ve sıcaklığın seçiminin doğru, uygun bir şekilde yapılması çok önemlidir.
6. Yeniden kristalleşmenin olmadığı iki faz içeren bölgedeki deformasyon olarak tanımlanan şerit haddelenin işlemi;
7. Bu haddelenin uygun sıcaklık seçimi, üründe istenilen özelliklerin oluşmasını doğrudan etkilemektedir.
8. Çıkış masasındaki hızlı soğutma işlemi;

9. Bu kademede ise soğutma hızının uygun olarak seçilmesi, elde edilecek ürün özellikleri açısından önem taşımaktadır. (Bakkaloğlu,1994)
10. Nb ve V elementlerinin çökmesiyle akma dayancında artış meydana getiren sarma sıcaklığında bekleme işlemi.
11. Burada ise sarma sıcaklığının uygun olarak seçilebilmesi önemlidir. Bütün bu kademelerdeki parametrelerin optimum olarak seçilmesi kontrollü haddelenmiş çeliklerden istenen özelliklerin elde edilmesini sağlayacaktır.(Bakkaloğlu,2000)

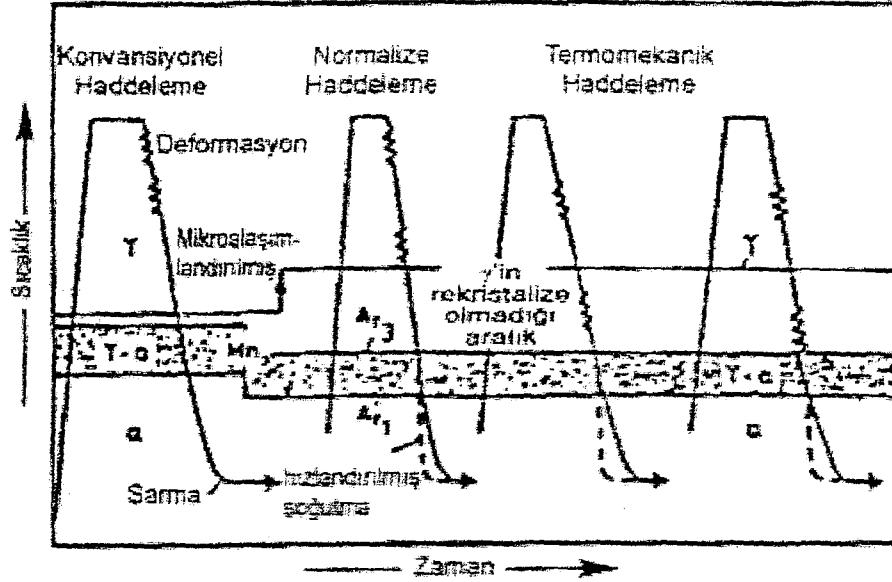
2.4 Termomekanik ve Diğer Haddeme Şekillerinin Karşılaştırılması

Sıcak hadde ile kontrollü hadde arasındaki önemli farklardan biri de sıcak haddemede kaba ve bitiş basamakları süreklidir ve ferrit çekirdeklenmesi öncelikle östenit sınırlarında meydana gelir. Oysaki kontrollü haddemede kaba ve bitiş kademeleri arasında bir gecikme vardır ve ferrit çekirdeklenmesi hem gerinimle sertleştirilmiş tane içinde hem de tane sınırlarında meydana gelir. Bunun sonucunda daha inceltirilmiş tane yapısı ortaya çıkar.(Önem, 1999)

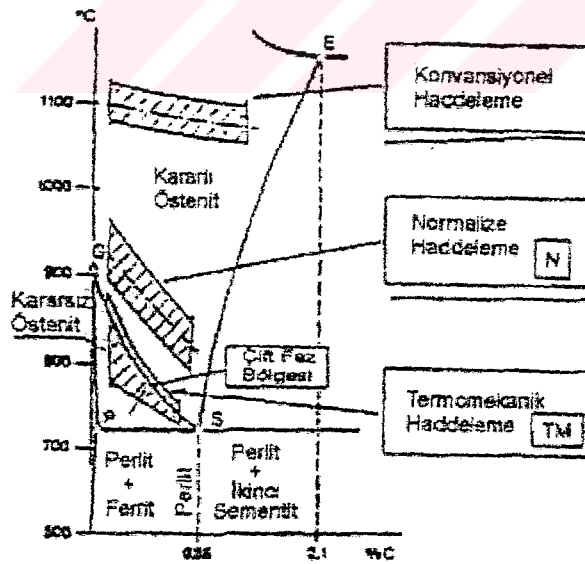
Fe-C faz diyagramı ile bağıntılı olmak üzere çeşitli proses yöntemleri gösterilmektedir. Bu yöntemlerin en iyi bilinenlerinden birisi kararlı östenit bölgesinde yapılan yüksek sıcaklık haddesidir (Konvansiyonel Haddeme). Bu yöntemde şekillendirme işleminden sonra malzeme bütünü ile yeniden kristalleşmektedir. Spesifik mekanik özellikler bir sonraki gerekli ısıl işlem ile (örneğin normalizasyon gibi) düzeltilebilmektedir.

Bir başka yöntem ise normalize haddelenmedir. Nihayi kontrollü haddemenin normalize tav sıcaklıklarında yapılmasıyla normalize edilmiş duruma benzer ferritik/perlitik mikroyapı elde edilir. Son şekil verme işlemi A3 sıcaklığı üzerinde oluşur. Hadde ürünü şekillendirme sona erdikten sonra tamamen yeniden kristalleşmektedir.

Kontrollü haddeme işleminde ise son şekillendirme kademesi A3 sıcaklığı bölgesinde ya da bu bölgenin hemen altında yapılmaktadır. Bu şekilde yapıldığı zaman östenitte yeniden kristalleşme olmamaktadır. Bundan sonra ya durgun havada ya da hızlı bir şekilde soğutulurlar. Bu yöntem ile sağlanan özellikler diğer yollar ile elde edilemez ve bir ısıl işlemden sonra kaybedilirler.(Önem, 1999)



Şekil 2.3 Metalurjik uygulamalar ışığında bazı özel sıcak haddeleme prosesleri (Önem, 1999)



Şekil 2.4 Farklı haddeleme yöntemlerinin gösterilmesi.(Önem, 1999)

2.5 Kontrollü Haddeleme ile Tane İncelmesinin Açıklanması

Kontrollü haddelemede ferrit tane incelmesinin iki yolu vardır.

1. Yeniden kristalleşmiş ince ostenit taneleri elde etmek.
2. Ostenit'in yeniden kristalleşmeme bölgesinde ağır deformasyon ile ferrit çekirdeklenmesi için birçok deformasyon bandının meydana getirmek.

Kontrollü haddeleme süresince, mümkün olan en küçük ferrit tane boyutu oluşturacak ostenitin üretilmesi istenir. En çok ferrit tanesi için, dönüşüm süresince yüksek bir ferrit çekirdeklenme hızı gereklidir.

Ferrit tane boyutunun inceltilmesinin diğer bir metodu, dönüşüm sıcaklığının azaltılmasıdır. Bu ferrit çekirdeklenme hızını artırır ve bu etki alaşımlama veya soğutma hızının artırılması ile gerçekleştirilir. (Bakkaloğlu,2000)

2.6 Sertleştirme Mekanizmaları

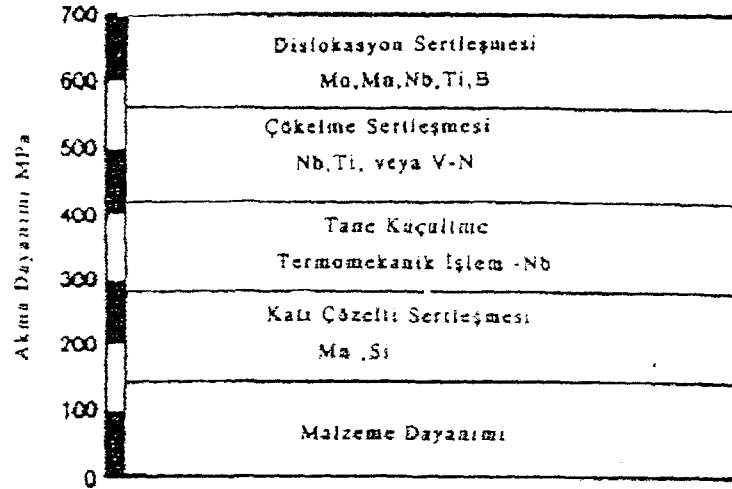
HSLA çeliklerinde kullanılan sertleşme mekanizmaları, katı eriyik sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi, çökelme sertleşmesi ve tane küçültmedir. Katı eriyik sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi ve çökelme sertleşmesi sadece dayanımı artırırken, tane küçültme hem dayanımı artırır hem de tokluğu iyileştirir.

Mikroalaşımli çeliklerde dayanıma katkıda bulunan mekanizmaları kısaca özetlersek: ilk olarak çeliğin kendi dayanımı, Mn ve Si ile katı eriyik sertleşmesi, ikinci olarak termomekanik işlem ve Nb ile tane boyutu küçültülmesi, son olarak Nb, Ti, V + N ile alaşımlama sonucu çökelme sertleşmesi katkıda bulunur.

Çökelme Sertleşmesi, malzeme dayanımı büyük ölçüde artırır, fakat darbe dayanımını hissedilir miktarda düşürür. Çökelme sertleşmesi sağlayan bu elementlerin dayanıma olan etkileri, östenit içindeki erirliklerine bağlıdır.

Yüksek sıcaklıkta, gerinme ve dönüşüm sonucu oluşmuş çökeltiler metalik matrisle uyumlu değildirler. Bu çökeltiler yeniden kristalleşmeyi kontrol eder.

Düşük sıcaklıkta oluşmuş çökeltiler matris ile uyumludur. Bu çökeltiler çeliğin çekme dayanımını attırmaktadır.(Önem, 1999)



Şekil 2.5 Çeşitli mekanizmaların akma dayanımına etkisi. (Önem, 1999)

2.7 Mikroalaşımli Çeliklerde Proses-Yapı-Özellik İlişkileri

Mikroalaşımli çeliklerin özellikleri çeliğin mikroyapısı ve kimyasal bileşimi ile ilgilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, ostenitleme sıcaklığına, ilk ve son. haddeleme ve haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. (Belzunce, Rodriguez, Fernandez, 1995)

2.7.1 Mikroyapılar

Yapı itibarıyla kontrollü haddeleme sonucu elde edilen bütün levhalar çok küçük ferrit tane boyutuna ve ferrit-perlit mikroyapısına sahip olduğu görülmüştür. (Belzunce, Rodriguez, Fernandez, 1995)

2.7.2 Hızlı Soğutmanın Mikroyapısal Özellikler Üzerindeki Etkileri

Çeliklerin tokluk ve dayanç değerleri, ferrit tane boyutu, çökelti fazları, dislokasyon yoğunluğu...vb. etkenlerle değişmektedir. Mikroyapı ve mekanik özellikler, kritik olarak soğutma oranlarına bağlıdır. (Belzunce, Rodriguez, Fernandez, 1995)

2.7.3 Mikroyapısal Analizler

Bütün çeliklerin mikroyapıları, değişik bitiş haddelemeleri ve soğutma şartlarında, ferrit ve perlit yapılarına bağlı olarak, optik veya elektron mikroskopunda incelenir. Aşağıdaki tabloda ferrit tane boyutu, perlit yüzdesi, perlit interlamelar boşluğu, ferrit sertliği ve makro sertlik

değerleri değişik proses şartlarında verilmiştir. (A ve B çelikleri yalın karbonlu çeliği ,C çeliği ise Nb ilaveli çeliği temsil etmektedir.)(Belzunce,Rodriguez,Fernandez, 1995)

Çizelge 2.1 Değişik termomekanik şartlar altında üç çelik numune için mekanik özellikler.(Belzunce,Rodriguez,Fernandez, 1995)

Çelikler	Kalınlık (mm) (mm)	Ferrit Tane Boyutu (mikron)	Perlit hacim Oran(%)	Perlit İnterlamelar Boşluğu(mikr.)	Ferrit Sertliği (HV)	Makro Sertlik (HV)	Hadde Bitiş Sıcaklığı C	Soğutmanın Duruğu Sıcaklık C	Soğ. Oran (K/Sn)
A	10	11.5	13.2	0.26	95	119	400	270	1.0
		11.2	16.8	0.22	112	145	900	669	8.9
		10.5	17.5	0.21	115	152	800	605	9.4
		18.5	16.6	0.28	108	122	880	636	0.90
		18.1	16.6	0.25	110	134	878	624	7.96
B	20	11.8	19.8	0.21	127	159	895	668	1.60
		11.4	20.1	0.20	132	162	880	668	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
C	20	11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95
		11.4	16.1	0.21	110	132	900	645	0.95

B çeliğinde , hadde bitiş sıcaklığındaki küçük değişimler(900-878C arasında) tabloda verilmiş parametrelere bağlı olarak belirgin bir etki göstermez. Fakat görüldüğü üzere C çeliğinde, haddeleme bitiş sıcaklığında meydana gelen değişim (967'den 860C 'ye) ferrit sertliğinde, makro sertlikte ve ferrit tane boyutunda önemli değişimlere neden olmaktadır.

Burada C çeliği için şunu söyleyebiliriz 967 ve 860C sıcaklıklarda östenitin yeniden kristallendiği üst ve alt bölgelerdeki deformasyona denk gelmektedir.

Hızlı soğutulmuş levhalarda, ferrit tane boyutunda, perlit interlamelar boşluklarında, yükselen perlit yüzdesinde ve ferrit sertliğinde rafinasyon sonucu önemli değişimler meydana gelmiştir,normal haddeleme işlemlerine göre olan farklılıklar tabloda görülmektedir. (Stuart, 1991)

2.8 Sonuçlar

1.Hızlı soğutma sonunda gerilme ve çentik darbe dayancında, normal haddelenmiş levhalara göre belirgin bir gelişme görülmektedir

2.Nb ilaveli çelikte, hızlı soğutma ile çekme ve akma dayancında belirgin gelişmeler elde edilmiştir(860C haddeleme bitiş sıcaklığında ve 8-5K/Sn hızlı soğutmada).

3. Termomekanik proses ve kimyasal kompozisyon şartlarında 20mm'lik levhalarda (25mm üstü) az miktarda ,mekanik yapıda önemsiz değişimler görülmektedir.

4. Hızlı soğutma ile mekanik özelliklerde meydana gelen gelişmeler, ferrit tane boyutu, perlit yüzdesi, interlamelar perlit boşluğu ve ferrit sertleşmesi ile açıklanabilir. (Singh, Prasad, Prakash, Sengupta, Murty 1999)

Ferrit tane boyutu, nihai haddeleme sıcaklığı düştükçe azalır. Haddeleme sıcaklığı ne kadar düşük olursa, tane boyutu o denli küçük olur. Bu etki, düşen haddeleme sıcaklıklarında oluşan yeniden kristalleşmenin frenlenmesi ile birlikte östenit içindeki çökeltilerin artmasının bir sonucu olduğu görülür. (Singh, Prasad, Prakash, Sengupta, Murty 1999)

Mikroalaşımli çeliklerin kontrollü haddelenmesindeki esas amaç, çok küçük uniform ferrit tane yapısını elde etmektir. Bu küçük taneli yapı, mikroalaşımli çeliklere oldukça yüksek dayanç ve tokluk özelliği kazandırır.

Termomekanik işlemlerin haddeleme proseslerine uyarlanmasıyla modern teknolojiye, mikroalaşımli, çift fazlı çeliklerin yanı sıra demir dışı malzemelerden alüminyum ve titanyum alaşımları da uygulama alanı bulmuştur.

Gelecekte mikroalaşımli çelikler üzerindeki gelişmeler, daha çok bainitik ya da martenzitik yapılar üzerinde, yüksek tokluk ve dayanç eldesi için geliştirilecek ve kritik uygulamalarda kullanılacaktır. Bununla birlikte ferritik-perlitik mikroalaşımli çelikler, kolay işlenebilirlik ve düşük maliyetler nedeniyle gelecekte daha fazla kullanılacaktır.

Mikroalaşımli çeliklerin kullanımı, genel olarak daha hafif ve yüksek dayançlı malzemelerin üretiminde faydalar sağlayacak , özelliklede yüksek ısı işlem maliyetleri olmadığından kullanılabilirliği artacaktır. (Paules, 1991)

Sonuç olarak, günümüzde güçlü olmak için modern teknolojiye sahip olmak gerekmektedir. Modern teknoloji de, bu teknolojiye ayak uydurabilecek türde malzemeleri gerekli kılmaktadır. (Paules, 1991)

2.9 Ekonomik Etkileri

Bu tip çeliklerin geliştirilmesinin temelinde önceden kullanılan ıslah çeliklerinin enerji maliyeti ve yapı çeliklerinin dayanç kapasitelerinin yetersizliği yatmaktadır. (Asil Çelik, 1994)

Bu yüzden HSLA çeliklerinde en çok dikkati çeken olay,maliyet azalmasıdır. Düşük maliyetlerin varlığı,bu çeliklerin zamanla yerlerini pahalı elementler içeren (Ni,Mo,Cr) yüksek alaşımlı çeliklerin yerini almasından ileri gelir. Bunun haricinde bu çeliklerde maliyetin düşük olmasına neden olan diğer bir parametrede pahalı ısıtma işlem kademelerine gerek kalmayıdır.(Paules, 1991)

Örneğin mikroalaşımlı dövme çeliklerin en büyük avantajı daha iyi işlenebilirliğidir. Rahat işlenebilir perlitik mikroyapı ile çelik içi yüksek kükürt miktarı , dövme parçalarının ekonomik rekabet şansını yoğun olarak artırır.

Mikroalaşımlı dövme çeliklerin dezavantajı düşük tokluk özelliği göstermeleridir. Bu nedenle alaşım geliştirme çalışmaları, dinamik yüklenme altında çalışacak otomotiv parçalarının üretimini mümkün kılacak tokluk arttırımı yönünde yoğunlaşmıştır. Karbon miktarının azaltılması, bu tip çeliklerde tokluk arttırımının en efektif yolu olarak kabullenilerek karbon düşürülmüş, dayanç kayıpları ise % 1.6 seviyesine arttırılan manganla ve % 0.8 seviyesine çıkarılan silisyum ile karşılanmaya çalışılmıştır.(Çeviker,Karagöz, 1993)

2.10 Kullanım Yerlerine Örnekler

West Virginia Steel şirketinde römork parça kısımları HSLA çelikleri ile üretilmektedir. 550 MPa çekme dayancına sahip bu malzemeler,elektrik ergitme ocaklarında ergitme ve sürekli bilet dökümü şeklinde yapılmaktadır.

Yüksek dayanç,yorulma mukavemeti, süneklik,şekillendirilebilirlik ve kaynak edilebilirlik özellikleri düşük karbonlu HSLA çeliklerinde, V ve N mikroalaşımları ile elde edilirler. V ve N, yapıda vanadyumnitrit çökeltisi oluşturarak dayancı arttırırlar

Böyle bir yapıda çelik kompozisyonu %0,25C, %1,20Mn , %0,25Si, %0,068V ve 0,015N şeklindedir. Eski ürünlerle karşılaştırıldığında ,mikroalaşımlanmış bu yeni ürünlerde çekme dayanımı 350MPa dan 550MPa'ya ve ağırlık kazancı böyle bir üründe 90Kg civarında olmuştur.

Bunların dışında haddelenmiş V-N mikroalaşımlı tren yolu çelik birleştirme barları, zamanla C-Mn'lı yağda soğutulmuş olanların yerini almaktadır. Bu çelikler düşük üretim maliyetleri elde etmek, iyi süneklik ve çentik tokluğu sağlamak amacıyla üretilmişlerdir.

Özellikle motor ve süspansiyon parçalarında mikroalaşımli dövme çeliklerinin kullanılabilirliği artmaktadır. Pahalı su verme temperleme ve bazı işlem kademelerinin olmayışı nedeniyle düşük maliyetler söz konusudur. Bu düşük karbonlu (0,30-0,50C), vanadyumla çökeltme sertleştirilmesi yapılmış yapılar genellikle arabalarda, krank millerinde ve bağlantı rotlarında çok kullanılmaktadır. AUDİ, BMW, Mercedes ve Honda marka arabalarda bu parçalar kullanılır. Daha yüksek tokluk ve dayanç değerlerine ulaşmak için yapılan araştırmalarda, dövme sonrası hava veya su soğutmalı, düşük karbonlu yüksek alaşımli bainitik veya martenzitik çelikler geliştirilmiştir.(Paules, 1991)

HSLA çeliklerinin kullanımı özellikle, ağırlık kazancında avantajlar sağlandığından otomotiv sanayiinde yakıt tasarrufu sağlanmasında, çok büyük önem kazanır. Bu çelikler otomotiv sektöründe plastiklere ve Alüminyuma göre daha fazla kazanç sağlarlar. Direksiyon çerçevesi ve tampon malzemelerinde HSLA çelikleri kullanılmaktadır.(Önem, 1999)

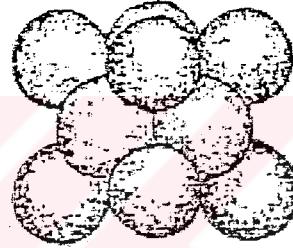
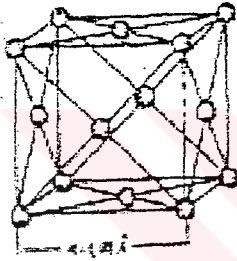
Otomotiv sanayiine yönelik dövme parçalarının imalatında üretim maliyetlerini yükselten önemli unsurlardan bir tanesi de gerekli görülen ıslah işlemleri için yapılan "yeniden-ısıtma" uygulaması olup, rekabet açısından dövme sanayi için büyük dezavantaj oluşturmaktadır. Aynı zamanda, ihtiyaç duyulan sertleşebilirlik derinliğinin elde edilebilmesi, çelikte Cr, Mo ve Ni gibi oldukça pahalı alaşım elemanlarının konstrasyonlarının belirli seviyelerde tutulması ile mümkün olabileceği de bilinmektedir. Bu ise, prosesin yanı sıra ham madde maliyetini arttırıcı bir unsur olmaktadır.(Asil Çelik, 1994)

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLER

3.1 Atom Yapısı ve Kristal Kafesi

Alüminyum, periyodik sistemin 3. Grubundadır; atom numarası 13, atom çapı $1,43 \text{ Å}$, iyon çapı $0,86 \text{ Å}$ ve atom ağırlığı 26,97'dir. (Beljajev, Firsonova, Repoport, 1994)

Alüminyum iyonları, katılaşma sırasında elementel küp yüzeylerinin köşelerini ve orta noktalarını işgal eder. Böylece alüminyum yüzey merkezli bir atom kafesine sahiptir (Şekil 3.1a). Herbir alüminyum iyonu komşu oniki iyon tarafından çevrelenmiş olduğundan koordinasyon yapısı 12'dir (Şekil 3.1b). (Journel of Industry, 1999)



Şekil 3.1a ve b Alüminyum kristal kafesi elementel küp yapısı ve iyon dizilişi
(Beljajev, Firsonova, Repoport, 1994)

Katılaşma sırasında ayrıışan alüminyum kristalleri düzensiz çok yüzeyliler, kendi aralarında üç boyutta birbirine temas eden elementel küplerden kristalitler meydana getirirler. Alüminyum ne kadar saf ise kristalleri de o nispette büyük ve strüktürü o nispette daha kabadır. (Beljajev, Firsonova, Repoport, 1994)

3.2 Alüminyum Alaşımları

Alüminyum alaşımları “Dövme Alüminyum Alaşımları” ve “Dökme Alüminyum Alaşımları” olmak üzere iki gruba ayrılırlar. Bu iki grup da “Isıl İşleme Tabi Tutulabilen Alüminyum Alaşımları” ve “Isıl İşleme Tabi Tutulamayan Alüminyum Alaşımları” adları altında, kendi içlerinde iki ayrı gruba ayrılırlar. “Dövme Alüminyum Alaşımları” dökme ve plastik şekil verme usulleri ile şekillendirilirler; “Dökme Alüminyum Alaşımları” ise sadece dökümle şekil

alabilirler. “Isıl İşleme Tabi Tutulabilen Alaşımları” soğuk işlem ve ısıtılma yoluyla mekanik özellikleri değiştirilebilir alaşımlardır. Buna mukabil “Isıl İşleme Tabi Tutulamayan Alüminyum Alaşımları” sadece soğuk işlem mukavemet özelliklerinde değişiklik yapılabilen alüminyum alaşımlarıdır. (Üçışık, 1978)

Alüminyum alaşımları takriben %1-15 oranında alaşım elementi ihtiva ederler. Bu elementler; bakır, silisyum, magnezyum, çinko, mangan ve diğer metallerdir. Alaşımlandırmanın gayesi, mekanik özellikler ile döküm ve işlenebilirlik özelliklerini iyileştirmektir. (ASM, 1999)

3.3 Alüminyum Alaşımlarında Isıl ve Mekanik Özellikler Hakkında Kısa Bilgiler

3.3.1 Plastik Şekil Değiştirme

Plastik şekil değiştirme (haddeler arasından veya bir profilden geçirme suretiyle) dökme alaşımın yapısını değiştirmek, istenilen şekle sokmak veya ısıtılma, tabi tutulamayan alaşımları sertleştirmek ve mukavimleştirmek için kullanılır. (Ersümer, 1978)

Plastik şekil değiştirmede olduğu gibi, bir maden uygun bir gerilmeye tabi tutulduğunda, belirli bazı kristal düzlemlerinde kaymalar meydana gelir; kaymaya uğrayan düzlemlerin sayısı tamamıyla metalin kristal yapısına bağlıdır. (Ersümer, 1978)

Kolayca işlenen diğer metallerde olduğu gibi, alüminyumda da fazla miktarda kayma düzlemleri bulunur.

Alüminyum, yüzey merkezli kübik kristal yapısına sahiptir. Bu tip kristal yapısına sahip olan metaller, kopma veya kırılma meydana gelmeden önce, önemli miktarda plastik deformasyona tabi tutulabilir (Ersümer, 1978)

Alüminyum plastik şekil değiştirmeye tabi tutulduğunda, kayma olayı, tatbik edilen gerilmeye nazaran, en uygun durumda bulunan kayma düzlemlerinde meydana gelir. Kayma devam ettikçe, kaymaya katılan düzlemler tatbik edilen gerilmeye göre, diğer düzlemlerden daha uygun bir yöne alacak şekilde durumlarını değiştirirler. Bu takdirde diğer düzlemler boyunca da kayma başlar. Plastik şekil değiştirme derecesi arttıkça, düzlemler yönlerini değiştirmeye devam ederler ve metalin işlenmesi gittikçe zorlaşır. (Ersümer, 1978)

Kayma düzlemlerinin dönmesi tabir edilen bu kayan düzlemlerin yer değiştirmeleri neticesinde, çok sayıda düzlemin aynı yönde olmaları sağlanır. Bu şart tercih edilen yönlenme

olarak bilinmekte ve derin çekilen bazı malzemelerde kayma çizgileri meydana gelmesine sebep olur.

Soğuk şekil değiştirilmiş alüminyumun tercih edilen yönlenmesi, daha önce uygulanan ısıtılı işlemlere, plastik şekil değiştirme derecesine ve yönlenmeyi meydana getiren gerilmelerin yönüne tabidir. (Ersümer, 1978)

Soğuk şekil değiştirme işlemi, malzemenin toplam iç enerjisini artırmakla beraber, dengesiz bir hal meydana getirir. Malzemede toplanan fazla enerji miktarı, tatbik edilen soğuk şekil değiştirme derecesine ve malzemenin karakteristiklerine bağlıdır. (Ersümer, 1978)

Kayma neticesinde, bu fazla enerji miktarı malzeme için düzenli olarak dağılmayıp, çok büyük enerji değerlerinin meydana geldiği bazı özel noktalarda yığılmaktadır. Bu yüksek gerilmeye tabi noktalar, diğer noktalardan daha az dengeli halde bulunduklarından, yeniden kristalleştirme işleminde yeni tanelerin meydana gelmesinde çekirdek rolünü oynarlar. (Ersümer, 1978)

3.3.2 Yeniden Kristalleştirme

Soğuk halde dövülmüş malzeme yeter derecede yüksek bir sıcaklığa kadar ısıtıldığında, soğuk şekil değiştirme neticesinde meydana gelmiş olan parçalanmış partiküller, malzemenin tabi tutulduğu şekil değiştirme derecesi yeter ise, yeniden, gerilmesiz tanecikler meydana getirirler. Buna yeniden kristalleştirme denir. (Ersümer, 1978)

Soğuk şekil değiştirme esnasında meydana gelmiş olan yüksek enerjili noktalar, yeni tanelerin meydana gelmesinde çekirdek rolünü oynarlar. Yeni tanelerin meydana gelmesi soğuk şekil değiştirmenin neticelerini yeter derecede değiştirip, malzemenin başlangıçtaki özelliklerine yaklaşan özellikler meydana getirmeye çalışır. (Ersümer, 1978)

Soğuk şekil değiştirme derecesi çok önemlidir. Soğuk şekil değiştirme derecesi yeter değil ise, yeniden kristalleşme meydana gelmez. Kullanılan sıcaklık derecesinde yeniden kristalleşmeyi meydana getirecek kadar soğuk şekil değiştirme varsa, elde edilen malzeme gayet iri taneli bir yapıya sahip olur. Yeter derecede soğuk şekil değiştirmenin mevcudiyeti ince taneli malzemenin meydana gelmesini sağlar. (Ersümer, 1978)

Yeniden kristalleştirmenin tanınmış esası dört kanunu vardır.

1) Soğuk şekil değiştirme derecesinin artması, yeniden kristalleştirmeyi meydana getirmek için lüzumlu sıcaklık derecesini azaltır.

2) Yeniden kristalleştirme sıcaklığında bekletme müddetinin artması, lüzumlu olan sıcaklık derecesini düşürür.

3) Yeniden kristalleştirme sıcaklığında veya daha yüksekte ısıtma, meydana gelecek olan tanelerin büyüklüğüne tesir eder.

4) Soğuk şekil değiştirme derecesi ve kullanılan sıcaklık, meydana gelen tanelerin büyüklüğüne tesir eder. (Ersümer, 1978)

Birçok derin çekme işlemlerinde, genel olarak orta veya inceye doğru tane büyüklüğünü haiz bir malzeme istenmektedir. İri taneli malzeme genellikle, ince tanelere nazaran daha büyük bir plastik şekil değiştirme kabiliyetini haiz olmakla beraber; bu tipte bir malzeme mevzii deformasyonlara daha fazla maruz kaldığından, portakal kabuğu denilen ve pratikte arzu edilmeyen yüzey manzarasına sahip olur. (Ersümer, 1978)

Yeniden kristalleştirmeye tabi tutulan bir malzemenin son tane büyüklüğü, yeniden kristalleştirme işleminden önceki tane büyüklüğüne ve tanelerin büyüme hızına bağlıdır. Bunlar ise aşağıda gösterilen birçok faktörlerin tesiri altındadır. (Ersümer, 1978)

- a) Başlangıçtaki tane büyüklüğü.
- b) Soğuk şekil değiştirme derecesi.
- c) Isıtma hızı.
- d) Son sıcaklık derecesi.
- e) Yüksek sıcaklıkta bekletme müddeti.
- f) Malzemenin terkibi.

Başlangıçtaki tane büyüklüğünün yeniden kristalleştirme işlemine etkisi ancak küçük şekil değiştirme derecelerinde kendini gösterir. Belirli bir soğuk şekil değiştirme derecesinde elde edilen sertleşme derecesi, iri taneli malzemeler için daha az olmak üzere, malzemenin tane büyüklüğüne tabidir. Eşit sertleşme hallerinde başlangıçtaki tane büyüklüğünün son tane büyüklüğüne pek fazla tesiri yoktur. Ancak plastik şekil değiştirme derecesi az olduğu hallerde, başlangıçtaki malzemenin tane büyüklüğünün son tane büyüklüğüne kayda değer derecede tesiri vardır. (Ersümer, 1978)

Bazı şekil verme işlemleri, yeniden kristalleştirmede iri taneli bir saha meydana gelmesine ve malzemenin yalnız bir kısmının bir dereceye kadar işlenmesine sebep olur. Fakat alaşım için

seçilen uygun bir temperleme ve aralıklı ısıtma işlemleri soğuk şekil değiştirmenin kontrolü ile bu olayın önüne geçilir. (Ersümer, 1978)

Limitli fakat kritik derecede bir soğuk şekil değiştirmeye tabi tutulan malzeme, yeniden kristalleştirmeden sonra anormal derecede büyük tanelere sahip olur. Bundan dolayı, aralıklı ısıtma işlemleri tabi tutulan ve soğuk şekil değiştirme dereceleri kontrol edilebilen metotlar kullanılır. Fakat buna rağmen bazı hallerde malzemenin bir kısmının, yeniden kristalleşme neticesinde iri taneler verecek şekilde, kritik bölgeye gelebilecek kadar sertleşmeye tabi tutulduğu bilinmektedir. (Ersümer, 1978)

Mesela: profil elde etmek için kullanılan ekstrüzyon usulü, ısıtma işleminden sonra malzemenin bünyesinde hem yeniden kristalleşmiş hem de kristalleşmemiş yapılar bulunduran bir işlemdir. (Ersümer, 1978)

Isıtma işlemi tabi tutulabilen ekstrüzyonla elde edilmiş büyük profillerden bazılarında, kenarlarda taneler yeniden kristallanmış ince bir şeride içeriye doğru yeniden kristalleşmiş tanelerden oluşan geniş bir tabakaya ve nihayet merkezde yeniden kristalleşmemiş bir kısma rastlanır.

Anormal derecede büyük taneleri meydana getiren soğuk dövme derecesi genel olarak çok fazla değildir ve işlenen alaşım, soğuk işlemin tipine ısıtma hızına ve ısıtma işlemi esnasında elde edilen maksimum sıcaklığa tabidir (Ersümer, 1978)

Isıtma işlemi esnasındaki ısıtma hızı, soğuk şekil değiştirme derecesine tabi olarak birçok alaşımların tane büyüklüğüne etki eder. Tabii olarak küçük bir soğutma hızı, normalden büyük bir toparlanma periyodunca tesir edeceğinden, yeniden kristalleşme ile elde edilen tanelerin boyutları biraz büyük olur. Yeniden kristalleştirmeyi meydana getirecek olan gerilmelerden bazıları, toparlanma periyodu esnasında ortadan kalkar. (Ersümer, 1978)

Yeniden kristalleştirmeden sonra, taneler büyümeye meyillidirler. Bu büyüme, tanelerin en alçak enerjili durumu almak istemeleri yüzündendir. (Ersümer, 1978)

Teorik olarak son sıcaklığın yükseltilmesi, tanelerin büyümesine yardım eder. Fakat, alüminyum alaşımlarında yüksek bir ısıtma hızı kullanmak suretiyle kazanılan avantajlar, alçak bir sıcaklık kullanma avantajlarını tamamıyla örtmektedir. (Ersümer, 1978)

Yüksek sıcaklıkta bekletme müddetinin uzatılması, tanelerin büyümesine yardım eder. Buna rağmen alaşımlara tatbik edilen ısıtma işlemi şekilleri tetkik edilirken, tanelerin büyümesinden çok daha pratik önemi haiz konular tetkik edilmektedir. (Ersümer, 1978)

Muhtelif alaşımların karakteristikleri, ısıtılma tabi tutulmuş olan malzemenin son tane büyüklüğünde çok önemli bir rol oynar. 1100 gibi bazı alaşımlar için, ısıtılma hızı kritik olarak telakki edilmez; fakat 3003 gibi diğer alaşımlar için ince taneli bir yapı istenildiği takdirde, hızlı bir ısıtılmanın seçilmesi gereksizdir. Muhtelif ısıtılma işlemleri için tavsiye edilen dereceler bu karakteristikleri göz önünde tutmaktadır. (Ersümer, 1978)

3.3.3 Tavlama

Mekanik yollarla elde edilen işlenmiş alüminyum alaşımların çok zaman birçok imal işlemlerinden sonra tavlama ısıtılma işlemini tatbik etmek lazımdır. Tavlama, soğuk şekil değiştirme neticesinde sertleşmiş olan malzemeden sertliği kaldırmak veya ısıtılma tabi tutularak yaşlandırılan malzemeyi yumuşatmak için kullanılır. Bu özelliklere varabilmek için farklı yollar takip edilirse de neticede, malzemeden en uygun işleme kabiliyeti elde edilmesi istenir. (Ersümer, 1978)

Buna göre, peşi sıra soğuk şekil değiştirmelerden sonra daha fazla deformasyona imkan kalmayan malzemeyi, yumuşatıp yeniden işlenebilir bir hale getirmek ancak tavlama ile mümkündür; aynı zamanda levha halinde bir mamulden maksimum uzama kabiliyeti isteniyorsa, son haddemeleme işleminden önce malzeme tavlama ısıtılma işlemine tabi tutulmalıdır. (Ersümer, 1978)

Optimum işleme kabiliyetine sahip bir malzeme elde edebilmek için aşağıdaki şartların gerçekleştirilmesi lazımdır.

- 1) Tam bir yeniden kristalleşme.
- 2) Aynı eksenli sahip optimum tane büyüklüğü.
- 3) Kayma düzlemlerinin uygun olarak yönlendirilmesi.
- 4) Katı eriyiklerin alçak derecelerde meydana gelmesi.
- 5) Erimemiş ve çökelmiş parçaların en uygun şekilde yayılması.
- 6) Erimiş ve çökelmiş parçacıkların optimum büyüklüğü.

Tabiatıyla bu ideal şartları pratikte tamamıyla gerçekleştirmek mümkün değildir. Fakat bunlar tavlamanın temel prensiplerini teşkil eder. Tavlama prensiplerinde herhangi bir değişiklik halinde daima bu şartları göz önünde tutmak lazımdır. (Ersümer, 1978)

3.3.3.1 Yaşlandırma Mekanığı

2017 ve 2024 alaşımlarının yaşlandırılması, bunların maksimum mukavemetini elde edinceye kadar oda sıcaklığında birkaç gün bekletmek ile temin edilir. Diğer ısıl işleme tabi tutulabilen alaşımların yaşlandırılması, bunların maksimum mukavemetlerini elde edilinceye kadar kontrollü bir çökeltme ısıl işlemi ile temin edilir. (Ersümer, 1978)

İyi bir şekilde eriyik ısıl işlemine tabi tutulmuş alaşımın mukavimleşme derecesi, yaşlandırma esnasındaki zaman ve sıcaklığa tabidir. Sıcaklığın artması, yaşlandırma için gerekli süreyi azaltır. (Ersümer, 1978)

Yüksek sıcaklık ve kısa müddet kullanma neticesinde, düşük uzama yüzdeleri ve yüksek akma sınırları elde edilir. Alçak sıcaklık ve uzun müddet kullanılması halinde, daha yüksek uzama kabiliyeti fakat daha düşük akma sınırı elde edilir. (Ersümer, 1978)

Eriyik ısıl işleminden sonra tatbik edilen su verme ile suni yaşlandırma işlemine başlama arasında geçen zamanın mekanik özelliklere tesiri vardır. Fakat bu ancak 7075 gibi yüksek çinko yüzdeli yatak alaşımları için önemlidir. (Ersümer, 1978)

Bu alaşım için arzu edilen mekanik özellikleri elde edebilmek için, su vermeden sonra çökeltme sertleştirilmesi işlemi tatbik edilmeden önce, oda sıcaklığında 24 saat bekletmek lazımdır.

Bu işlem için kullanılan sıcaklıklar, alaşıma ve arzu edilen özelliklere bağlı olarak değişir ve sıcaklık 120°C ila 190°C derece arasında bulunur. İyi neticeler elde edebilmek için $\pm 5^\circ\text{C}$ gibi çok dar bir aralık dahilinde kontrol edilmelidir. (Ersümer, 1978)

Belirli bir sıcaklıkta bekletme süresi, kullanılan sıcaklığa, alaşıma ve arzu edilen özelliklere tabi olarak değişir. Genel olarak 6-24 saat arasındadır. İyi bir yaşlandırma işlemi temini için, sıcaklık artırılınca bekletme müddeti azalır. Buna rağmen, yüksek sıcaklığa doğru çıkıldıkça, hem sıcaklığın hem de zamanın kontrolü çok ciddi olmalıdır.

Isıtma hızının önemi yoktur; fakat parça fırın dahilinde ısıtılırken, muhtelif noktaları arasında büyük sıcaklık farkları bulunmayacak şekilde yerleştirilmeli. Şayet parça homojen olarak ısıtılmazsa iyi bir yaşlandırma işlemine tabi tutulamaz. (Ersümer, 1978)

Çökeltme ısıl işlemi tatbik ettikten sonra, genel olarak parça oda sıcaklığında havada soğutulur. Su banyosunda su verme, lüzumlu olmamasına rağmen, kullanıldığı takdirde iyi neticeler verir. Fırında soğutma aşırı yaşlandırmaya sebep olabilir. (Ersümer, 1978)

3.3.3.2 Yaşlandırma ve Çökeltme Sertleştirilmesi

Öncede de işaret edildiği gibi, eriyik ısı işleminden sonra tatbik edilen su verme işlemi sonucunda, alüminyum alaşımları tam sertliklerine ulaşamazlar. Bunların maksimum mukavemetini elde edebilmek için alaşımı yaşlandırmalı yani çökeltme sertleştirilmesine tabi tutulmalıdır. (Ersümer, 1978)

Bu mukavimleştirme ve sertleştirme operasyonu sırasında, doymuş durumda katı eriyik, çökmesi meydana gelir. Çökme devam ettikçe malzemenin mukavemeti artar ve nihayet maksimum değerine ulaşır. Fakat belirli bir limiti aşır, aşırı-yaşlandırma tatbik edildiği takdirde, mukavemet belirli bir noktaya kadar düşer ve orada kalır. Çökelen gayet küçük tanecikler, tane dahilinde ve tane sıralarında toplanıp, kaymaya ve deformasyona mani olan bir ağ teşkil ederler. Bu suretle malzemenin mukavemeti ve sertliği artar. (Ersümer, 1978)

Çökme sertleşmesi malzemenin mukavemet ve sertlik özelliklerinde önemli bir artış kaydetmesine karşılık, uzama kabiliyeti azalır.

Isıl işleme tabi tutulabilen alaşımların yaşlandırma neticesinde mukavimleşmeleri, sadece çökeleklerin mevcudiyetinden değil, aynı zamanda ve bilhassa, gayet küçük taneciklerin üniform olarak dağılışlarında ve bu çökelen taneciklerin deformasyon ve diğer olaylara karşı, kristal yapılarında meydana getirdikleri değişiklikten ileri gelir. (Ersümer, 1978)

Kullanılan yaşlandırma metotları yalnız mukavimleşmeye tabi olmayıp, daha birçok özelliklere de dayanır. Kural olarak, suni yaşlandırmaya tabi tutulan malzemeler, bir aşırı-yaşlandırmaya tabi tutulup, korozyon mukavemetleri artırılır. Bu olay özellikle tamamıyla yaşlandırılmamış halde korozyona meyilli olan yüksek bakır yüzdeli yatay alaşımlarına tatbik edilerek korozyon mukavemetleri artırılır. (Ersümer, 1978)

Isıl işleme tabi tutulabilen alüminyum alaşımları genel olarak 2 sınıfa ayrılmıştır.

1) Oda sıcaklığında maksimum mukavemetlerine erişebilen alaşımlar.

2) Suni bir yaşlandırmaya ihtiyaç gösteren alaşımlar

4 veya 5 günlük oda sıcaklığında bekletme ile maksimum mukavemetlerine erişen alaşımlara tabii yaşlanabilen alaşımlar denir. (Ersümer, 1978)

3.4 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Termomekanik İşlemler ve İlgili Çalışma Örnekleri

3.4.1 Yüksek Mukavemetli Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik İşlemleri

Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında termomekanik işlemle mekanik özelliklerin geliştirilmesi, malzemenin tane boyutunun küçültülüp, eşeksenli yapılması ve de çökelti boyutlarının kontrolü ile sağlanmaktadır. Ticari olarak üretilen yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarından 7000 serisi alaşımların en önemli kusurları, yüksek mukavemete karşı malzemenin sünekliğinin ve tokluğunun az olması ve de gerilmeli korozyon özelliğinin zayıf olmasıdır. Bu özelliklerin geliştirilmesi amacı ile yapılan ilk çalışmalarda, sünekliğin ve tokluğun az olmasına sebep olan ikinci faz parçacıkların azaltılması amacıyla çok saf malzemeler kullanılarak kontrollü katılaşma ile üretilen alaşımlarda ticari alaşımlara göre daha iyi süneklik, tokluk ve yorulma özellikleri elde edilmiştir. (Kayalı, 1984)

7000 serisi alüminyum alaşımlarının özelliklerini geliştirmek amacıyla yapılan diğer çalışmalarda ise çeşitli termomekanik işlemlerin uygulandığı yeni üretim yöntemleri geliştirilmiştir. Bu tebliğde, yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarından 7075 alaşımına uygulanan termomekanik işlemler sonucunda sağlanan tane rafinasyonu ile mekanik özelliklerin değişimi incelenmiştir. Tane rafinasyonu ile malzemenin akma mukavemetinde sağlanan artış yanında, mekanik özelliklerden yorulma ömrü, sünek-gevrek geçiş sıcaklığı ve kırılma tokluğunun tane rafinasyonu ile etkilendiği bilinmektedir. Bugüne kadar daha ziyade tane rafinasyonunun akma mukavemetine etkisi üzerinde yoğun çalışmalar yapılmıştır, diğer mekanik özelliklere tane boyutunun etkisi daha az ilgiyi çekmiştir. (Kayalı, 1984)

Tane rafinasyonunun diğer önemli bir etkisi de malzemenin yüksek sıcaklıktaki deformasyon kabiliyetini geliştirmesidir. Malzemenin mutlak ergime sıcaklığının yaklaşık yarısı üzerindeki sıcaklık ve düşük deformasyon hızlarında tane sınırı kayması toplam deformasyona önemli derecede katkıda bulunabilir, Uygun sıcaklık ve deformasyon hızlarında küçük taneli malzemeler çekme deformasyonu sırasında çok fazla % uzama gösterirler ve bu tür malzemeler süperplastik malzeme olarak adlandırılırlar. (Kayalı, 1984)

Süperplastisitenin temelinde ince tane boyutu yatar; süperplastik davranış için tane boyutu 10 mikrondan az olmalıdır. Böyle bir ince yapıya, ancak Termomekanik işlemler(TMİ) uygulanarak ulaşılabilir. Örneğin 7xxx serisi alaşımlara orta dereceli bir TMİ uygulanarak yeniden kristalleştirme ile konvansiyonel işlemler öncesi, döküm sonrası tane sınırları ortadan kaldırılabilir. Tane boyutunda meydana gelen değişimler TMİ ile Zn,Mg,Cu elementleri

çözündürülerek ve çökeltiler oluşturularak ulaşılabilir. (Young,Mukherjee,Roberts, 1992)

3.4.2 Termomekanik İşlemler Esnasında Alüminyum Alaşımlarının Mikroyapısal Modellemesi

Dövme haddeme veya ekstrüzyon gibi endüstriyel termomekanik işlemlerde, gerilme oranı çalışılan malzemede sürekli olarak değişmektedir. Daha önce yapılan çalışmalarda Al-Mg alaşımlarında gerilme oranında meydana gelen değişimin dislokasyon alt yapısının ve sonradan gelen yeniden kristalleştirme davranışının gelişimi üzerinde belirgin bir etkisi sözkonusu olduğu görülmüştür.

Dislokasyon alt yapılarının ve sonradan oluşan yeniden kristalleştirme davranışının gerilme etkisi ile daha kompleks bir davranış gösterdiği anlaşılmıştır. (Sellers, 2000)

Plastik deformasyondaki akma stresi, temel olarak yer değiştiren dislokasyonlar ve yeniden kristalleştirme davranışı tarafından ve toplam biriktirilmiş enerji ve dağıtıcılarının hakimiyeti altındadır. Rastgele oluşan dislokasyonlar homojen gerilmeyi ve de geometrik olarak gerekli olan dislokasyonları üretirler.(Sellers, 2000)

Sıcak deformasyon sırasında mikroyapısal gelişimin modellenmesi ve akma stresi olayları uzun zamandan beri birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Modellemeler genel olarak laboratuvar çalışmaları ile geliştirilmiştir. Laboratuvar çalışmalarında genellikle sabit deformasyon şartları altında dışsal (sıcaklık gerilme oranı ,gerilme) ve içsel (tane boyutu,partiküller,tekstürler) veriler arasındaki ilişkiyi göstermek amacıyla yapılmıştır.(Sellers, 2000)

Sonuçlar şöyle açıklanabilir;

Sabit gerilme oranlı deformasyon sırasında içsel dislokasyon değişkenlerinin gelişimi (dislokasyon yoğunluğu , alt taneler arasındaki misoryantasyonlar ve alt tane boyutu gibi)sertleşme ve tekrar yumuşatma çalışmaları genel evrim kanunları temel alınarak modellenenebilir.

Süreksiz bir deformasyonda genel evrim kuralları, dislokasyon alt yapılarının gelişiminin modellenmesi için geçerli değildir. Fakat modellenmiş dislokasyon alt tanelerinin modellenmesi, tahmini yeniden kristalleştirme kinetikleri ve rekristalize edilmiş tane boyutu bileşenleri oluşabilecek sabit ya da süreksiz deformasyon şartlarında bununla ilgili yapılabilecek deneysel sonuçlarla uyum içerisinde yer alırlar.

Yeniden kristalleştirme davranışının modellenmesi ise çekirdek yoğunluğu ve çekirdek büyüme oranı ile temellenmiştir. Büyüme oranının toplam depolanmış enerjiden geldiği tahmin edildiğinde çekirdek yoğunluğu, dislokasyon alt yapısının dağıtımının gözönünde bulundurulması ile hesaplanır. (Sellers, 2000)

3.4.3 AA 7475 Alüminyum Alaşımlarında Aşırı Yaşlandırma ve Diğer Termomekanik Parametrelerin Soğuma Davranışına Etkisi

Daha öncede anlatıldığı gibi Süperplastisitenin temelinde ince tane boyutu yatar; süperplastik davranış için tane boyutu 10 mikrondan az olmalıdır. Böyle bir ince yapıya Termomekanik işlemler(TMİ) uygulanarak ulaşılabilir. Örneğin 7xxx serisi alaşımlara orta dereceli bir TMİ uygulanarak yeniden kristalleştirme ile konvansiyonel işlemler öncesi, döküm sonrası tane sınırları ortadan kaldırılabilir. Tane boyutunda meydana gelen değişimler TMİ ile Zn,Mg,Cu elementleri çözündürülerek ve çökeltiler oluşturularak ulaşılabilir.(Young,Mukherjee,Roberts, 1992)

Yapılan araştırmalarda, konvansiyonel 7xxx serisi Al-Zn-Mg-Cu-Cr alaşımlarında tane rafinasyonunun TMİ ile mümkün olabileceği görülmüştür. Yeniden kristalleştirme için çekirdek yöreleri oluşturan , partiküllerin kullanımı , AA 7475 alaşımının tane rafinasyonu için anahtar rol oynamaktadır.

Yüksek yoğunluklu çökeltiler oluşturmak için (~1mikron) homojenizasyon ve aşırı yaşlandırma ısı işlemleri kullanılmıştır. Bu olayı konvansiyonel sıcak işleme sıcaklıklarından daha düşük sıcaklıklarda mekanik bir deformasyon takip eder. Burada amaç dinamik yeniden oluşumu minimize etmek ve yüksek dereceli gerilme sertleşmesini arttırmaktır.

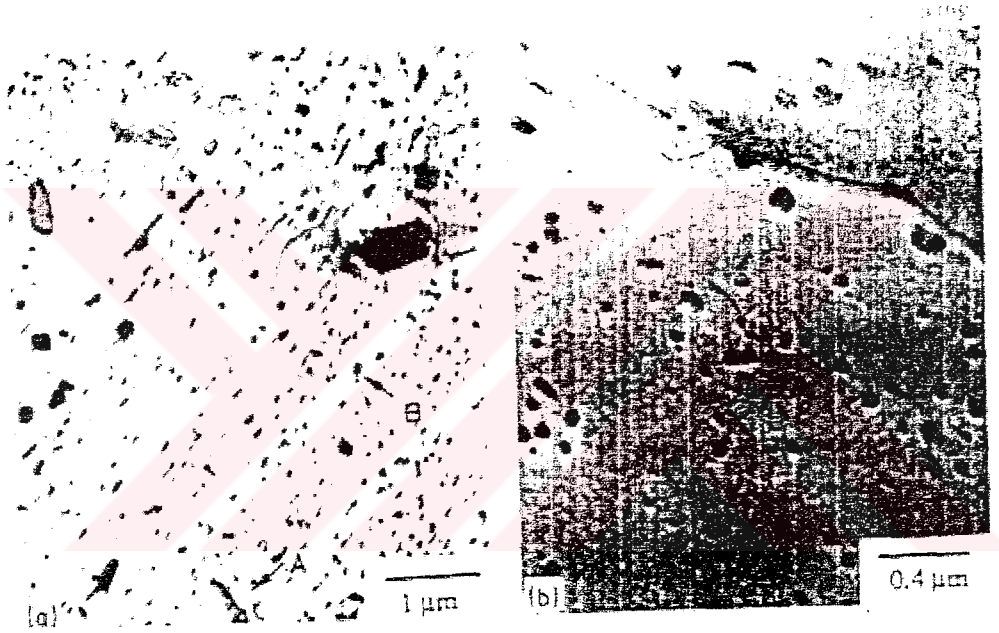
Yapılan çalışmalarda en ince tane boyutuna , malzemelerin 400C de 8 saat aşırı yaşlandırılması ve daha sonra soğuk suda soğutulduğunda ulaşılabilceği görülmüştür. Buna bağlı olarak ayrıca hücre yapılarının hadde sırasında, aşırı doymun Zn,Mg,Cu (su verme ile) elementlerinin çökmesi ile stabilize olduğu anlaşılmıştır.(Young,Mukherjee,Roberts, 1992)

Bunların dışında, yüksek sıcaklıklarda bu elementlerin çözüldüğü ve Al-Cr çökeltisinin tane sınırı göçü ile, ince tane oluşumunu sağladığı görülmüştür. Böyle bir süperplastik malzemeye uygulanan TMİ prosesinde dikkat edilmesi gereken dört temel dış etken vardır:

1. Yaşlandırma sıcaklığı,

2. Yaşlandırma zamanı,
3. Aşırı yaşlandırma ısıl işleminden sonra soğutma oranı,
4. Haddeleme redüksiyonu,
5. Haddeleme sıcaklığı.
6. şeklinde ifade edilebilir.

TMİ işlemine maruz kalan AA7475 alaşımı için TEM de alınan görüntü Şekil 3.3 de görülmektedir.



Şekil 3.2a ve b AA 7475 alaşımının TEM mikroyapı görüntüsü a) 480C de 3 saat solüsyona alma + 400C de 8 saat aşırı yaşlandırma; b) Isıl işlenmiş ve Haddelenmiş (200 C de 8 saat ,%80), 480Cde 30 dak. tamamen rekristalize olmuş.(Young,Mukherjee,Roberts, 1992)

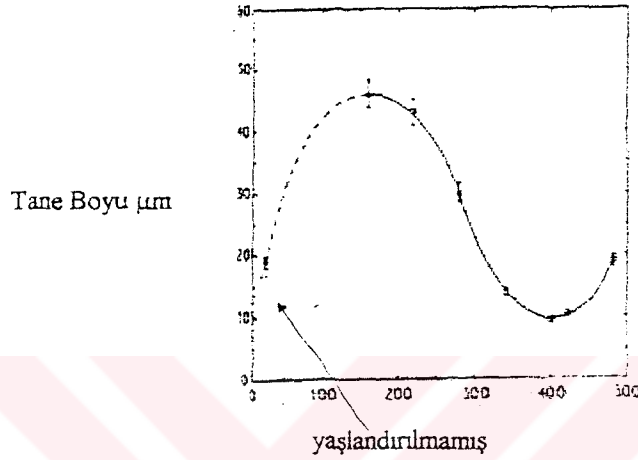
Şekilde görüldüğü üzere genel olarak aşırı yaşlandırılmış çökeltiler açık gri renkte oluşmuşlardır($MgZn_2$). Diğer elementler (Al,Si,Fe) solüsyona alma esnasında çözülmezler ve hadde sonrası düz,tel şekilli oluşurlar.

Şekil 3.2b de 480C de 30 dakika tamamen rekristalize olmuş bir mikroyapı görülmektedir. Rekristalize olmuş yapıya bağlı olarak, şekilde geniş boyutlu çökeltilerin çözündüğü dispersoid partiküllerinden ,tavlama sıcaklığında ayrıldığı ince taneli matrikste görülmektedir. Siyah-gri renkli dispersoid partiküllerinin tavlama sıcaklığında tane boyutunun büyümesinde

engelleyici etkisi olduğu anlaşılmaktadır. Çözülen dispersoid partiküller Cr içeren çökeltilerdir.

Bunların haricinde yaşlandırma sıcaklığı ve soğutmaya bağlı olarak yapılan çalışmalarda aşağıdaki mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir.

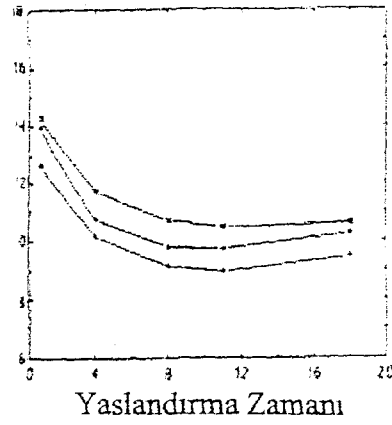
Soğutma mekanizmasının değiştirilmesi, tane boyutunda ve yapıda birçok değişime neden olur. Aşağıdaki şekillerde bunlar görülmektedir. (Young, Mukherjee, Roberts, 1992)



Şekil 3.3 Aşırı yaşlandırmanın son tane boyutu üzerindeki etkisi (8 saat aşırı yaşlandırma ve %80 soğuk h ddeleme) (Young, Mukherjee, Roberts, 1992)

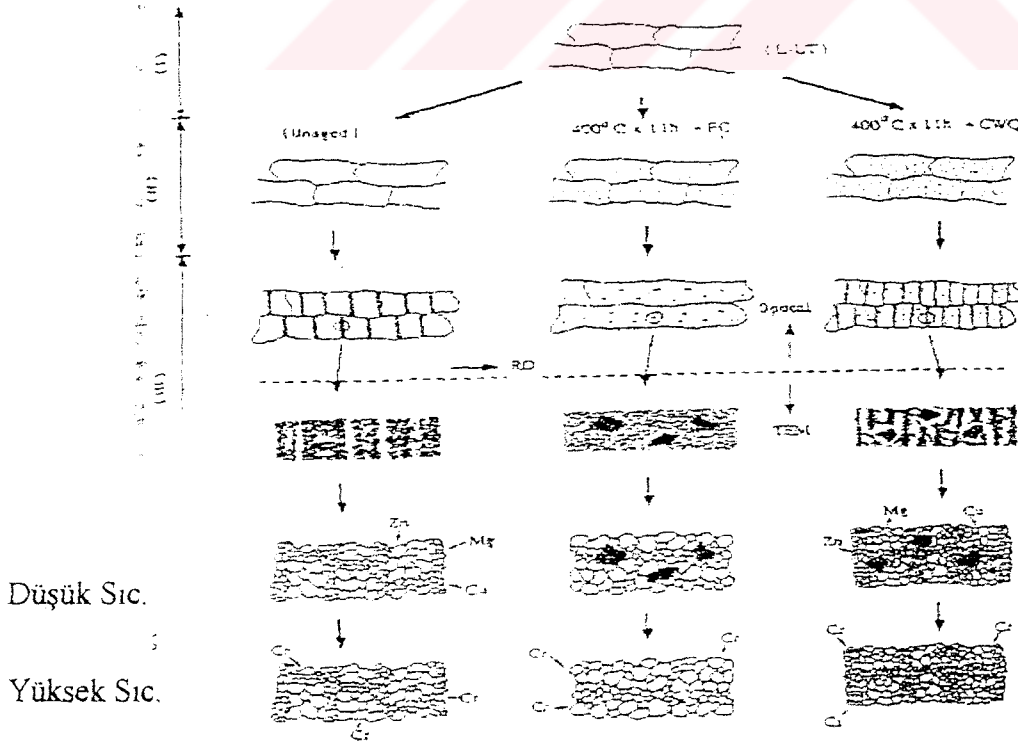


Şekil 3.4 Soğuk haddelenmiş AA7475 alaşımının 400C de 11 saat aşırı yaşlandırılması ve daha sonra su verilmesi sonucu oluşan mikroyapı. (Young, Mukherjee, Roberts, 1992)

Tane Boyu μm 

Şekil 3.6 AA 7475 alaşımında son yeniden kristalleştirme tane boyutu 3 değişik soğutma ortamında görülmektedir(üstten alta doğru :Suda ,havada ,fırında soğutma).(Young,Mukherjee,Roberts, 1992)

TMİ ile yapılan tane rafinasyonu işlemlerinin kısa bir özeti şekil 3.7 de verilmiştir. Sıcak haddelenmiş bir levhanın çözelti işlemi rekristalize olmuş şeritler üzerinde küçük bir etkiye sahiptir. Görüldüğü üzere üniform bir başlama ortamı dizayn etmek için Zn, Mg,Cu çökelti elementleri yapıda çözölmektedir. (Young,Mukherjee,Roberts, 1992)



Şekil 3.7 Özet

Sonuçları şöyle açıklayabiliriz;

AA 7475 alaşımı için yapılan TMI de temel amaç ince tane yapısını oluşturmak olmuştur. Proses dört kademedir oluşmaktadır: Çözelti işlemi Çökeltme veya aşırı yaşlandırma, Haddeleme ve Yeniden kristalleştirme.

En ince taneye 400Cde 11 saat yapılan yaşlandırma ve bunu takip eden soğuk su verme işlemi sonunda ulaşılmaktadır. Son ince tane boyutuna ulaşmak için, matrisle birlikte koherent bulunmayan , varolan geniş ikincil faz partikülleri ve aşırı doygun çözelti elementleri soğuk hadde öncesi gereklidir; diğer taraftan minimum tane boyutuna ulaşmak isteniyorsa , aşırı yaşlandırma işleminden sonraki soğutma oranı olabildiğince hızlı gerçekleştirilmelidir.

Aşırı yaşlandırma işleminden sonraki soğutma aynı zamanda rekristalize edilmiş AA7475 plakalarının tane boyutu dağılımı paternlerindeki etkiler. Hızlı soğutma şartlarında son tane yapısında bulunan ince taneli bantlar gözlemlenmiş ve sadece hadde yönünde değil, çapraz yönlerde de var oldukları gözlemlenmiştir. Çapraz yönde oluşan ince tane boyutlarının su verilmiş malzemede hadde sırasında heterojen daformasyonun bir sonucu olarak ortaya çıkar.(Young,Mukherjee,Roberts, 1992)

3.4.4 7075 Alaşımında Termomekanik İşlemler

AA7475 dışında örnek olarak, bir termomekanik işlemin uygulandığı 7075 Al alaşımı örnek verilebilir. Böyle bir alaşıma ait kimyasal bileşim sınırları Çizelge 3.1’de verilmiştir. (Kayalı, 1984)

Çizelge 3.1 7075 Al Alaşımının Kimyasal Bileşim Sınırları (Kayalı,1994)

Element	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Fe	Si	Ti	Diğerleri
%	5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	0,18-0,4	0,3 Max	0,7 Max	0,5 Max	0,2 Max	0,05 Max 0,15 Max Toplam

7075 Al alaşımının en belirgin özelliği yüksek mukavemete sahip olmasıdır. Yüksek mukavemet/ağırlık oranının önemli olduğu uçak sanayii ve diğer yapılar da bu malzeme kullanılmaktadır. (Kayalı, 1984)

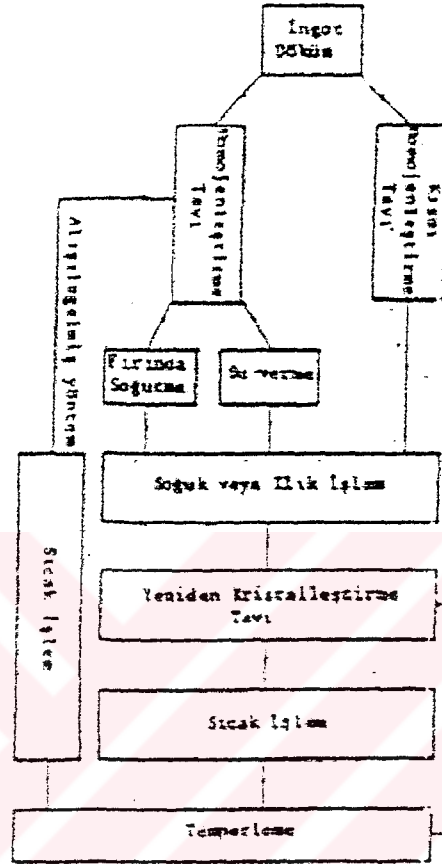
7075 Al alaşımının ingot dökümden levha veya sağ halinde yassı ürün olarak üretiminde mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla geliştirilen çeşitli yöntemler, bu alaşımın ticari olarak üretiminde kullanılan alışılagelmiş yöntemle birlikte şematik olarak Şekil 3.8'de verilmiştir. Şekil 3.8'deki bu diyagramda uygulanan termomekanik işlemlerde plastik deformasyondan önce ve sonra yapılan ısı işlemlerde amaç çökelti boyut ve dağılımını kontrol ederek tane rafinasyonunu sağlamaktır. Çökelme sertleşmesi yapılabilen alaşımlarda çökelti boyut ve dağılımının yeniden kristalleşmiş tane boyutuna önemli etkileri olduğu bilinmektedir. . Bu konuda yapılan araştırmalarda farklı boyuttaki çökelti parçacıklarının yeniden kristalleşme işleminde farklı etkileri olduğu saptanmıştır. Büyük boyuttaki çökelti yeniden kristalleşen taneler için çekirdekleşme yerleri olarak etki ederek yeniden kristalleşme hızını artırırılar.(Kayalı, 1984)

Humphreys 2mm çaplarındaki deforme olmayan parçacıkların çevresinde oluşan gerilme gradyanlarının kolay çekirdekleşme sahaları oluşturduklarını göstermiş, aynı zamanda Al-Si alaşımlarında yeniden kristalleşen tane yoğunluğunun hemen hemen büyük parçacıkların yoğunluğuna eşit olduğunu da saptamıştır. Küçük boyutlu çökelekler ise tane veya alt tane sınırının hareketini engelleyerek hem yeniden kristalleşen tanelerin büyümesini engellemekte, hem de yeniden kristalleşme işlemini geciktirmektedir (Kayalı, 1984)

Yeniden kristalleşmeye çökelti parçacıklarının yukarıda belirtilen etkileri ve 7075 alaşımına uygulanan çeşitli üretim yöntemlerinin sonuçları göz önüne alınarak 7000 serisi Al alaşımlarında tane rafinasyonu için yeni bir termomekanik işlem geliştirilmiştir. (Kayalı, 1984)

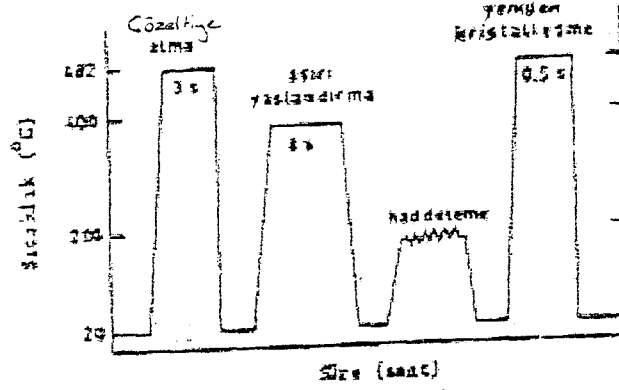
Bu termomekanik işlem dört kademedен oluşmaktadır (Şekil 3.8)

1. Çözeltiye alma: Standart başlangıç koşulunu meydana getirir.
2. Aşırı yaşlanma: Büyük çökeltielerin dağılımını oluşturur.
3. Yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda(20°C-290°C arasında) soğuk veya ılık haddeleme olarak yapılan deformasyon (%50-90 oranında).
4. Yeniden kristalleştirme ısı işlemin.



Şekil 3.8 7075 Al Alaşımının ingot dökümden yassı ürün halinde üretiminde uygulanan çeşitli termomekanik işlemlerin şematik diyagramı.(Kayalı, 1984)

Bu termomekanik işlemin ilk iki kademesi olan solüsyona alma ve aşırı yaşlanma, yeniden kristalleşen tanelerin çekirdeklenmesi için gerekli büyüklükte parçacıkların çökmesini sağlamak amacıyla yapılır. Yeniden kristalleşmede çökelti parçacıklarının çekirdek olarak rol alması için kritik bir çaptan daha büyük olması gerektiği bilinmektedir. Büyük oranda soğuk işlem yapılmış Al alaşımlarında çekirdeklenme için gerekli kritik parçacık çapının 1 Mm civarında olduğu saptanmıştır. (Kayalı, 1984)



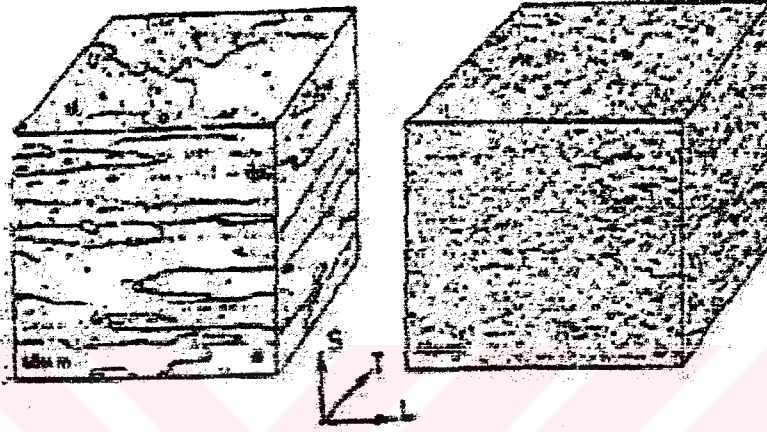
Şekil 3.9 7000 serisi alaşımlarda tane küçültmek için geliştirilen 4 kademelı termomekanik işlemin şematik gösterilişı (Kayalı, 1984)

Termomekanik işlemin ikinci kademesi olan aşırı yaşlandırma ısıl işleminde yaşlandırma sıcaklığı ve süresi önemli faktörler olup 400°C'da yapılan yaşlandırma işleminde 8-10 saat süresinde minimum tane boyutu elde edilmiştir. Bu nedenle uygulanan termomekanik işleminde aşırı yaşlandırma ısıl işlem şartları 400°C'da 8 saat olarak seçilmiştir. (Kayalı, 1984)

Uygulanan termomekanik işlemin üçüncü safhası olan deformasyon işlemi, %50-90 irim şekil değişimi değerlerinde oda sıcaklığı ile 290°C arasındaki sıcaklıklarda soğuk veya ılık haddeleme olarak yapılmaktadır. %85'in üzerinde yapılan birim şekil değişimi değerlerinde haddeleme işlemlerinde daha fazla tane küçülmesi çok az olmaktadır. Bu nedenle deformasyonda birim şekil değişiminin %85 civarında kalması uygundur. Soğuk veya ılık haddeleme olarak yapılan deformasyon işlemi yaklaşık 0,5 Mm dan daha büyük olan parçacıklar civarında yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip deformasyon bölgeleri oluşturmaktadır. (Kayalı, 1984)

Termomekanik işlemin dördüncü kademesi olan yeniden kristalleşme işlemi 7075 Alüminyum alaşımının standart solüsyona alma sıcaklığı olan 480°C'de yapılmaktadır. Yeniden kristalleşen taneler dislokasyon yoğunluğu yüksek olan deformasyon zonlarındaki parçacıklar civarında oluşmaktadır. Yeniden kristalleşmede kolay çekirdekleşmeyi sağlayan bu çökelti parçacıkları, aynı zamanda daha sonra yeni tanelerin sınırlarının hareketini de önlemektedir. Yeniden kristalleştirme ısıl işleminden önce bazı çekirdekleşme yerlerini pasifleştirmek için bazen toparlanma ısıl işlemi de yapılmaktadır. Böylece yeniden

kristalleşmede oluşacak tane boyutu kontrol edilebilmektedir. Toparlanma ısı işlemi genellikle 300-600°C arasında bir saat olarak yapılarak farklı tane boyutları elde edilebilmektedir. Son kademedeki yeniden kristalleşme ısı işlemi ise 2,5 mm kalınlığındaki malzeme için 480°C'de 30 dakika olarak yapılmıştır. Bu termomekanik işlem sonunda alışlagelmiş klasik üretim yöntemiyle elde edilen uzamış taneli bir yapı yerine eşeksenli küçük taneli bir yapı elde edilebilmektedir. (Kayalı, 1984)



Şekil 3.10a ve b 7075 Al alaşımının mikroyapısı a)Alışlagelmiş yöntemle üretim sonunda mikroyapı b)Termomekanik işlemle üretim sonunda mikroyapı. (Kayalı, 1984)

Yeniden kristalleşme işleminin solüsyona alma sıcaklığında (480°C) yapılmasının sebebi, yeniden kristalleşme işlemi sırasında mikroyapıdaki çekirdek görevi yapan büyük çökelti parçacıklarının tekrar katı eriyiğe geçmesini sağlamaktır. Yeniden kristalleşme ısı işleminin başında bu büyük çökelti parçacıkları yeniden kristalleşmede çekirdekleşmeyi sağlamakta, daha sonra solüsyona geçerek daha küçük çökelti halinde kalıp malzemede çökeltme sertleşmesini sağlamaktadır. (Kayalı, 1984)

7075 Al alaşımına uygulanan standart çökeltme sertleştirme ısı işlemleri, bu termomekanik işlemde de yeniden kristalleşme ısı işleminden sonra istenildiğinde uygulanabilmektedir. (Kayalı, 1984)

Sonuçları şöyle özetleyebiliriz;

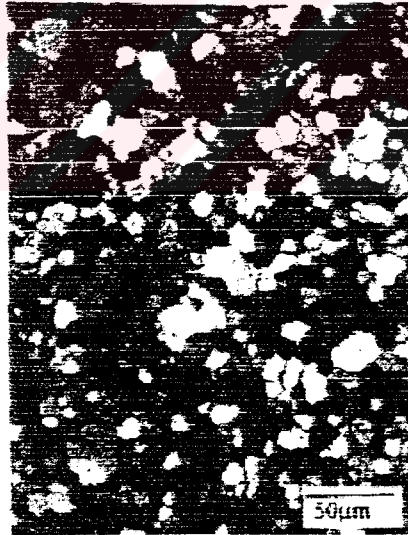
1) Çökeltme sertleşmesi yapılabilen yüksek mukavemetli 7000 serisi Al alaşımlarında uygun bir termomekanik işlemle çökelti sağlanan tane rafinasyonu sonucunda küçük, eşeksenli taneli bir yapının elde edilmesi mümkün olmaktadır.

- 2) 7075 Al alaşımında termomekanik işlemle sağlanan tane rafinasyonu sonunda akma ve çekme mukavemetinde çok az bir artış sağlanmaktadır.
- 3) Tane rafinasyonu yapılan 7075 Al alaşımının oda sıcaklığındaki sünekliği, % kesit daralması değerlerine göre belirgin bir ölçüde artmaktadır.
- 4) 7075 Al alaşımındaki tane rafinasyonu genelde malzemenin yorulma özelliklerinde bir değişiklik sağlamamaktadır. Sadece küçük çevrimli yorulma ömründe çok az bir artış olmaktadır. (Kayalı, 1984)

3.4.5 Püskürtme Döküm Al-Li Alaşımlarının Tane Rafinsayonu İşlemlerinde Termomekanik Prosesin Etkisi

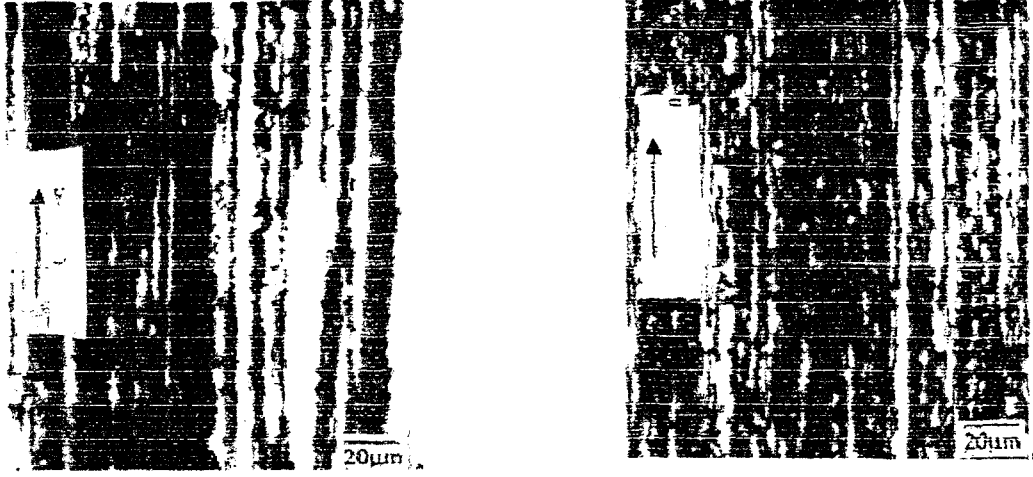
Ekstrüzyon Etkisi:

Örnek olarak püskürtme döküm Al-Li alaşımını ele alalım. Şekil 3.11 de tipik bir püskürtülmüş tane yapısı görölmektedir. (Gholina, Sarkar, Withers, Prangnell 1999)



Şekil 3.11 Püskürtmelenmiş tane mikroyapısı. (Gholina, Sarkar, Withers, Prangnell 1999)

Standartize edilmiş dispersoid çökeltme işleminden sonra bütün Al-Li biletler özdeş şartlarda ekstrüzyona maruz kaldıklarında, yapının ekstrüzyon yönünde uzama gösterdiği şekil 3.12 den görülebilir. Şekil 3.12’de ekstrüzyona uğramış ve çökelti işlemi uygulanmış tipik mikroyapı örnekleri görölmektedir.



Şekil 3.12 a ve b Ekstrüzyona ve solüsyona alma(30 dak.,575C işlemlerine maruz kalmış yapı),a: merkez,b:Yüzeye yakın.(Paules, 1991)

Şekil 3.12 'de görülen bütün ekstrüzyona uğramış yapıların ve tanelerin ekstrüzyon yönünde uzadığı ve 2-3 mikron kalınlıkta ve yaklaşık 400mikron boyda oldukları görülmektedir. Bundan yola çıkarak yapılacak işlemlerle istenilen ince tane boyutuna ulaşılabilir.(Gholina,Sarkar,Withers,Prangnell 1999)

Benzer şekilde Şekil 3.13'de görülen sıcak hadde ve çözeltiye alma işlemleri sonucu ince tane yapısına ulaşılabilir.



Şekil 3.13 Ekstrüzyona uğramış yapının TEM de çekilmiş yapısı.(Gholina,Sarkar,Withers,Prangnell 1999)

3.4.6 Al-Cu-Zr Alaşımlarında Süper Plastik Mikroyapıların Oluşumunda TMI'nin Etkisi

Bu çalışmada Cu ve/veya Zr içeren ikili ve üçlü alaşımların yüksek sıcaklık gerilimi sırasında birincil soğuk şekillendirmenin mikro yapısal oluşumu sırasındaki alaşım elementlerinin rolü ve etkisi incelenmiştir. Yapılan çalışmada şunlar incelenmiştir:

Sıcak preslemeden sonra numunelerin tane yapıları optik ve TEM elektron mikroskopunda incelenmesi için hızla soğutulmuştur.

İnce tanelerin yüksek sıcaklıktaki oluşumları, yüksek sınır açılı yapılar, büyüme ve çekirdeklenme olmaksızın yapıda Cu ve Zr bulunması ile gerekli birincil soğuk şekillendirme ve gerilim yüklenmesi sonucu oluşan yapılar incelenmiştir. (Ridley, Cullen, Humphry, 2000)

Süperplastik malzemeler ,katı polikristalin yapıda, düzenli ve $10\mu\text{m}$ 'den küçük tane yapısına sahip yüksek sınır açılılarına sahip ve süperplastik akış için oranca yüksek sıcaklıkta kararlı malzemelerdir. (Ridley, Cullen, Humphry, 2000)

Anlatılan bu mikro yapısal karakteristikler elde edilebiliyorsa , bu akış geriliminin yüksek gerilme oranı hassasiyetine bağlı olduğunu gösterir. Bu özellik süperplastik malzemelerin en önemli mikro yapısal karakteristiği ve baskın deformasyon mekanizmasıdır. (Sıcaklıkta ve tane sınırı kayma gerilim oranlarında) (Ridley, Cullen, Humphry, 2000)

İngot yoluyla üretilen Al alaşımları için istenilen mikro yapı termomekanik işlemten sonra süperplastik şekil değiştirme(spş) için öncelikli olan sabit yeniden kristalleştirme ya da spş'nin erken basamakları sırasında oluşmaktadır. Sonraki bölümlerde anlatılmış olan mikro yapısal değişiklikler sürekli dinamik rekrsitalizasyona doğru gitmektedir. (Ridley, Cullen, Humphry, 2000)

Yapılan işlemler genel olarak 5083 (Al-Mg-Mn) ve 7475 (Al-Zn-Mg-Cr) gibi Al alaşımlarına uygulanmakta iken supral (2004) alaşımlarında da bu özelliğe ulaşılabilir. Benzer şekilde Al-Li(8090) alaşımlarına da bu işlemlerin uygulanması ile süperplastizite geliştirilebilir. (Ridley, Cullen, Humphry, 2000)

Supral , çok ince dağılmış ($10 < \text{nm}$) ZrAl_3 çökeltilerini ve de bir miktar CuAl_2 partiküllerinden oluşan Al-6Cu-0,4Zr bileşiminde bir Al-Cu katı çözeltisidir. Üretim sırasında malzeme yüksek bir sıcaklıkta (yaklaşık 780C^0 de)dökülür ve katı çözeltide yüksek dereceli Zr elde etmek ve ZrAl_3 partikül oluşumundan kaçınmak için hızlıca soğutulur. Bundan sonra malzeme ince ($10\mu\text{m}$) ZrAl_3 partiküllerinin çökmesi için 360C^0 de yaşlandırma işlemine tabii

tutulur,yaklaşık 500C⁰'de de çözelti ısıtılmasına maruz bırakılarak bakırın büyük bir çoğunluğunun çözelti içerisinde kalması sağlanır ve sıcak haddelenir. İlk spş kademelerinde,sonraki sıcak ve soğuk haddelemelere önderlik eden ince tane oluşumuna neden olan ağır bir soğuk şekillendirilmiş yapının gelişmesini sağlar. (Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

3.4.6.1 Deneysel Kısım

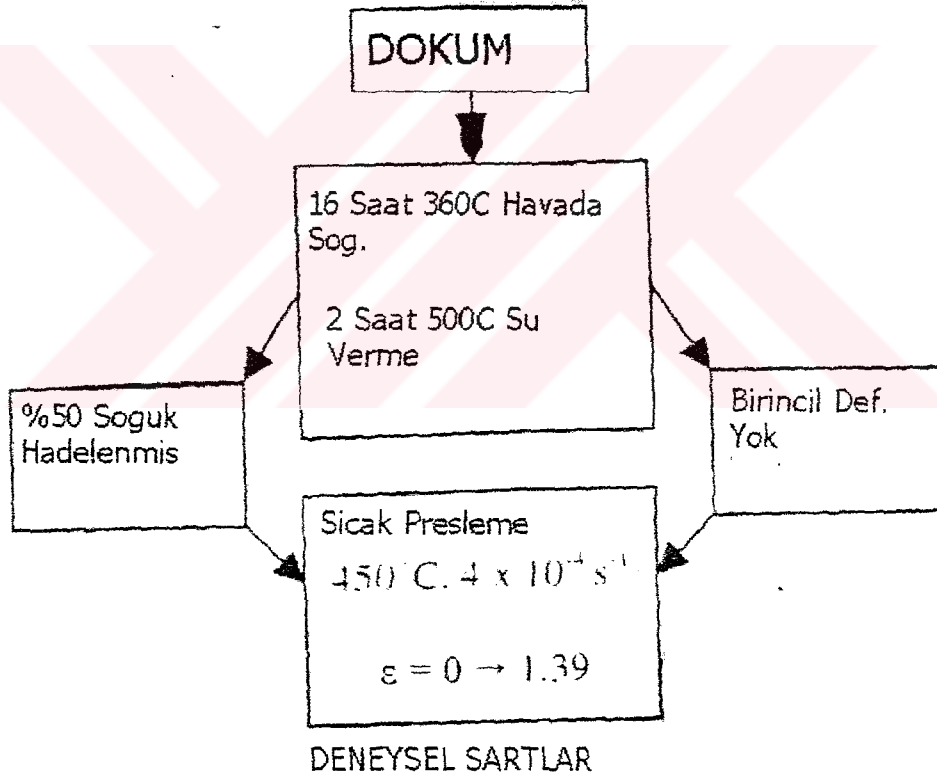
Alcan international tarafından ,direkt çil döküm yöntemiyle üretilen biletlerden 100mm çapta 6 adet alaşım(A,B,C,D,E,F) hazırlanmıştır. Alaşımlar gösterildiği üzere yaklaşık nominal değerlerdedir. Her biletten 10mm ve 20mm kalınlıktaki diskler biletten kesilmiş , 360C⁰'de 16 saat tavllanmış ,hava ile soğutulmuş, 500C⁰'de çözelti tavlaması yapılmış ve suda soğutulmuştur. 20mm kalınlıktaki diskler tek yönlü olarak 5 pasoda 10mm'ye gelecek şekilde soğuk haddelenmiştir. Bununla birlikte F alaşımı %30 soğuk haddelendikten sonra kırılmaya başlamış, istenilen redüksiyona 300C⁰'de soğuk haddelendikten sonra ulaşılmıştır. Başlangıçtaki mikroyapısal koşulların sağlanması için statik tavlama çalışmaları hem soğuk haddelenmiş hem de şekil değiştirmemiş ve hem de öncelikli sıcak haddelenmiş ve sonunda suda soğutulmuş malzemeler üzerinde yapılmıştır. Ezilmiş 10x10x20mm ebatta soğuk haddelenmiş ve deforme edilmemiş malzemeler tarafından işlenmiştir. Bu malzemeler 400,450,500C⁰'lerde 2 saat ısıtılmış tek eksenli olarak çeşitli gerilimlerde 1-4'e kadar, nominal bir gerilim oranında $4 \times 10^{-4} \text{ S}^{-1}$ preslenmiş ve daha sonra 5 Sn. 'de suda soğutulmuştur. Numuneler ezme doğrultusunda (aynı zamanda hadde yönüne) kesilmiş ve optik çalışmalar için %10 perklorik asit %90 methanol çözeltisi içinde %5'lik HBF₄ sulu çözeltisi içinde anodize edilmiştir.(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

Çizelge 3.2 Verilen alaşımlar için nominal kompozisyonlar(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

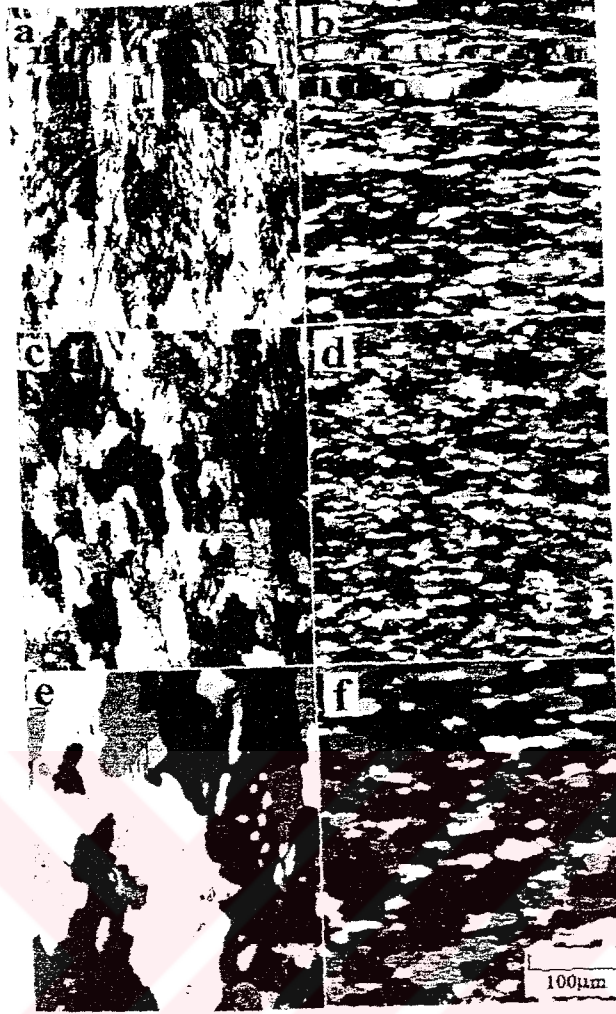
ALAŞIM İLAVESİ	KOMPOZİSYON					
	wt-%					
	A	B	C	D	E	F
Cu	2	4	...	2	4	6
Zr	...	...	0-3	0-3	0-4	0-4

Deneydeki değişkenler şu şekilde özetlenebilir:

- 1) Sıcak işleme sıcaklığı ,
- 2) Birincil soğuk deformasyon,
- 3) Alaşım kompozisyonu,
- 4) Gerilme.



şekil 3.14 DeneySEL şartların gösterimi

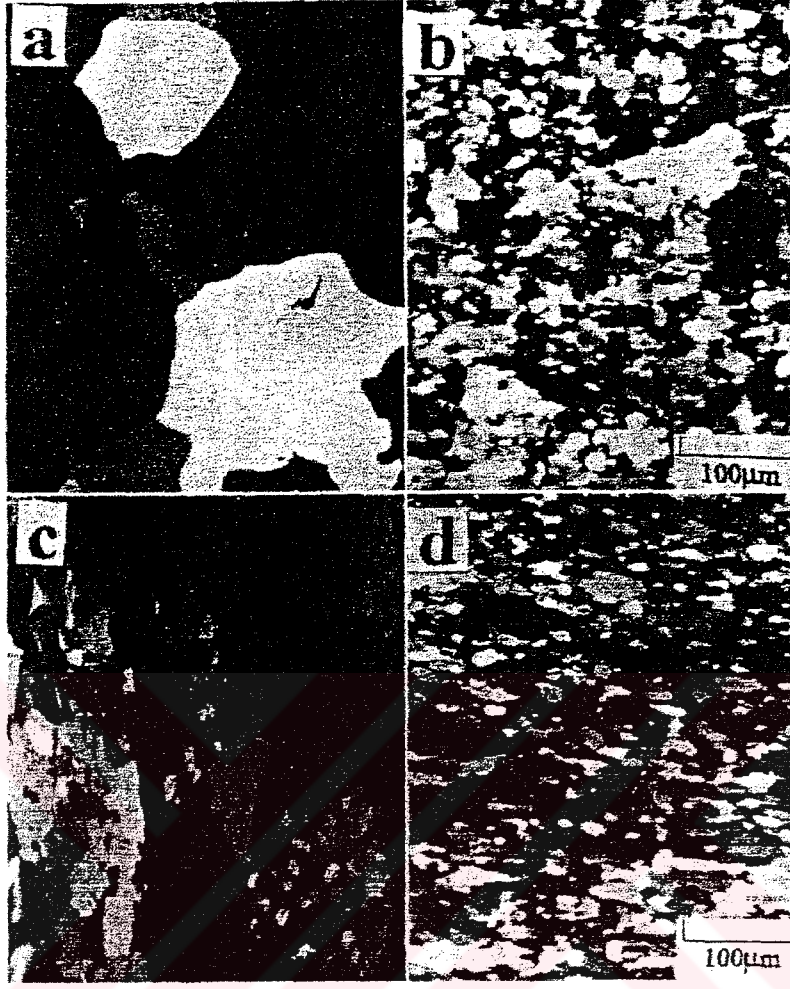


Şekil 3.15a,b,c,d,e,f a,c,e Sabit olarak 400C,450C,500C’de Tavllanmış;b,d,f aynı sıcaklıklarda deforme edilmiş.

3.4.6.2 Sonuçlar

Sıcak işlem sıcaklığındaki 400,450,500C⁰’de %50 soğuk redüksiyona uğramış mikroyapısal oluşumlar incelenmiştir. Sonuçlar E alaşımı (Al-4Cu-0,4Zr) için sonuçlandırılmıştır. Sabit tavlama çalışmalarında soğuk çalışılmış olan numuneler ,her bir sıcak deformasyon sıcaklığında 2-5 saat tutulmuş ve buna paralel olarak nominal gerilimde ($4 \times 10^{-4} . S^{-1}$) sıcak ezme işlemi yapılmıştır. Sabit tavlamada oluşan mikro yapılar şekil 3.15 a,c ve e’de görülmektedir. Bu esnada aynı sıcaklık değerlerinde nominal gerilim uygulanan (1-39) mikro yapılarda şekil 3.15 b,d ve f’de görülmektedir.(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

Bu etkinin incelenmesi için D alaşımı (Al-2Cu-0,3Zr) incelenmiştir. Sabit tavllanmış birincil soğuk işlenmiş ve işlenmemiş numunenin mikroyapısı şekil 3.16’da verilmiştir.



Şekil 3.16 a,b,c,d a,b ve işlenmemiş; a 450C sabit tavllanmış, b 450C’de deforme edilmiş ve deforme edilmiş; c,d işlenmiş ; c 450C’de sabit olarak tavllanmış, d 450C’de deforme edilmiş.

Şekil 3.16a’da gösterilen mikroyapı (MLI $87\mu\text{m}$) başlangıç mikroyapısıyla benzerlik göstermektedir. Bununla birlikte soğuk işlenmiş olan yapı homojen olmayan bir altyapı oluşturmaktadır (MLI $37\mu\text{m}$). Yapı soğuk hadde yönünde sıralanmış ve toparlanmıştır (Şekil 3.16c)

Sonraki sıcak deformasyonda soğuk işlenmiş malzemedeki orijinal taneler normal olarak ezme yönüne doğru uzama göstermiş ve bu tanelerden oluşan alt taneler daha net olarak tanımlanmaktadır (Şekil 3.16b). Birincil soğuk işlem ile daha önce homojen olmayan yapı daha ince ve düzenli alt tane mikro yapısına dönüşür. Bu alt taneler normal ezme yönüne doğru biraz uzamış yapıda görülürler.

Çizelge 3.3’de görüleceği gibi Cu ve Zr varlığı birincil soğuk işlenmiş olan malzeme’ de

sıcak deformasyon ve sabit tavlama sıcaklığındaki (450°C) mikroyapısal oluşuma önemli etkilerde bulunmaktadır.(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

Çizelge 3.3 Birincil deformasyonun ve kompozisyonun 450°C 'deki deformasyonda alt tane boyutuna etkisi. (Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

Alaşım	ALT TANE BOYUTU		. μm	
	işlenmiş	Sic. Şekil.	işlenmemiş	
			Tavlanmış	Sic. Şekil.
A	559	59	157	55
B	372	40	57	14
C	87	37	37	11
E	35	19	27	8

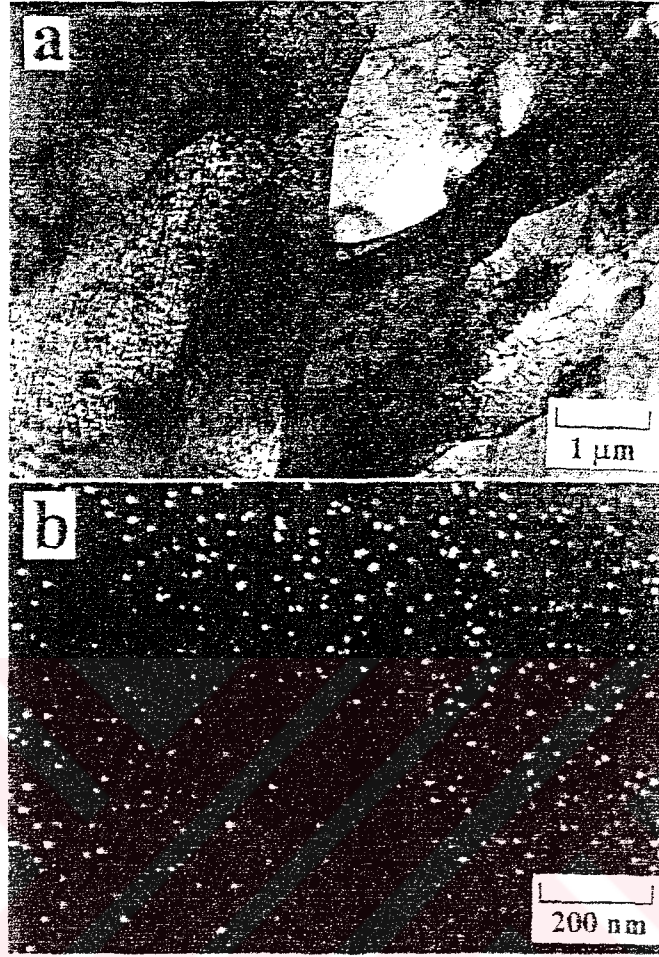
450°C 'de Cu'nun Al içerisindeki maksimum çözünübilirliği %2-5 arasında olup tavlama numunesi A (Al-%2-Cu) çift fazlı, buna karşın %1,5 Cu içeren B alaşımı ise θ fazı olarak çökeler.

Soğuk işleminden ve tavlamadan sonra (450°C 'de) tamamen rekristalize olmuş yapılara rastlanılmıştır. İncelemeler sonunda A alaşımında yaklaşık $157\mu\text{m}$ 'lik tanelerin oluştuğu ve daha yüksek Cu içeren B alaşımında ise daha küçük boyutlu ($57\mu\text{m}$) tanelerin ve hadde yönünde uzamış tanelerin oluştuğu gözlemlenmiştir.(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

C alaşımının dökümdeki tane yapısına göre ($>500\mu\text{m}$) daha geniş boyutta tanelere sahip olduğu görülmüştür.Önceki tavlamadan sonra ZrAl_3 çökmesini sağlamak için malzeme 450°C 'de soğuk olarak işlenmiş ve tavlannmıştır. Yapı incelendiğinde deforme edilmiş yapının ince dağılmış ZrAl_3 partikülleri tarafından rekristalize olması engellendiği görülmüştür.(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)

F üçlü alaşımı (Al-6Cu-0,4Zr) döküm yapısına nazaran daha ince bir yapı olup önceki tavlamayı takip eden bir ısıtım işlemi sonunda $50\mu\text{m}$ 'lik bir tane boyutuna sahip olmuştur. Soğuk şekillendirme ve 450°C 'de ısıtım işleminden sonra Al-0,3Zr'deki gibi malzemede, ZrAl_3 dağılımlarının etkisi ile rekristalize olmamış bir yapı görülür. Bununla birlikte üçlü alaşımda ,tane boyutu daha küçük ve alt tanelerce zayıf sıkışık dislokasyonlu $2\mu\text{m}$ (şekil 9a) bir alt yapı ve yaklaşık $20\mu\text{m}$ (şekil 9b) ZrAl_3 partiküllerini oluşturduğu

görülmüştür.(Ridley,Cullen,Humphry, 2000)



Şekil 17a ve b: Şekilde yaklaşık 2 mikrometre boyutlu (Parlak Alan) alt taneler görülmekte; b: $ZrAl_3$ Partikülleri (Siyah Bölge) görülmektedir.

4. TİTANYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN TERMOMEKANİK İŞLEMLER

4.1 Titanyum ve Alaşımlarının İç yapı Özellikleri

Titanyum allotropik bir malzeme olup, oda sıcaklığındaki sıkı düzen hekzagonal (SDH) kristal yapıdaki α fazı, yaklaşık 885°C 'de hacim merkezli kübik (HMK) yapıdaki β fazına dönüşmektedir. Saf titanyum için bu sıcaklık “ β dönüşüm sıcaklığı” adını almaktadır. Oksijen, azot ve karbon gibi α fazını kararlaştırılan ara elementlerin oldukça güçlü etkisiyle yükselen

bu sıcaklık; metal kalıntılar veya alaşım elementlerinin etkisiyle ya düşmekte ya da yükselmektedir.(İşler, 1999)

Alaşım elementlerinin ilavesi ise bu dönüşüm sıcaklığını ikiye bölmektedir. Altındaki sıcaklıklarda tüm alaşımın α fazında olduğu sıcaklığa “ α dönüşüm sıcaklığı”; üstündeki sıcaklıklarda tüm alaşımın β fazında olduğu sıcaklığa “ β dönüşüm sıcaklığı” denilmektedir. Bu iki dönüşüm sıcaklığı arasında malzemenin mikro yapısında hem α hem de β fazı bulunmaktadır (İşler, 1999).

Titanyumun β fazında, α fazından daha element çözünebilmektedir. β izomorf alaşım elementleri metaller arası bileşik oluşturmadıklarından daha çok tercih edilmektedir. Ancak bazen bileşik oluşturan demir, krom, mangan ve diğer metaller, β fazı zenginleştirilmiş $\alpha + \beta$ alaşımlarında veya β alaşımlarında kullanılmaktadır. Çünkü bu metaller β fazını kararlılaştırmakta ve alaşımın sertliğini artırırken malzemeye uygulanacak ısı işlemi de etkilemektedir. Nikel, paladyum ve molibden bazı ortamlarda saf titanyumun korozyon dayanımını artırmaktadır. (İşler, 1999).

4.2 Saf Titanyum

Çizelge 4.1 Ticari saflıktaki titanyum malzemelerinin genel özellikleri
(Semiatin,Seetharaman,Weiss, 1997).

ASTM Standardı	Akma Day.(MPa)	Çekme Day.(Mpa)	Dönüşüm Sıcaklıkları (°C)		Katışkı Elementleri (max %ağırlıkça)				
			Alfa	Beta	N	C	H	Fe	O
Grade 1	170	240	888	880	0.03	0.10	0.015	0.20	0.18
Grade 2	280	340	913	890	0.03	0.10	0.015	0.30	0.25
Grade 3	380	450	920	900	0.05	0.10	0.015	0.30	0.35
Grade 4	480	550	950	905	0.05	0.10	0.015	0.50	0.40
Grade 7	280	340	913	890	0.03	0.10	0.015	0.30	0.25

Ticari saflıktaki titanyum, genellikle yüksek dayanım gerektirmeyen ancak korozyon

dayanımının ön planda olduğu uygulamalarda tercih edilirler. Akma dayanımı Çizelge 4.1’de görüldüğü gibi kimyasal içeriğine bağlı olarak akma dayanımı 170 MPa ile 480 MPa arasında değişen birçok saf titanyum malzeme vardır. Oksijen ve demir, bu malzemelerde öncelikli olarak bulunan katışkı elementleridir. Tablodan da görülebileceği gibi demir ve oksijen içeriği arttıkça malzemenin dayanımı da artmaktadır(İşler, 1999).

Oda sıcaklığındaki alaşımsız titanyumun içyapısı %100 α fazındadır. Yabancı elementlerin ve özellikle de demir miktarı arttıkça, içyapısında ve tane sınırlarında küçük fakat artan oranlarda β fazına rastlanır. Tavllanmış alaşımsız titanyumun içyapısı, eşeksenli veya iğnesel olabilmektedir. İğnesel α fazının oluşumu, β fazından α fazına dönüşüm sırasında uygulanan soğutmaya bağlıdır. Soğutma hızı arttıkça iğnesel α plakalarının genişliği azalır. Eşeksenli α ise yeniden kristalleşme tavlaması görmüş malzemelerde ortaya çıkmaktadır. İçyapıda iğnesel α fazının görülmesi, malzemenin β dönüşüm sıcaklığı üzerine dek ısıtıldığını da göstermektedir. Şekil 4.1’de eşeksenli ve iğnesel içyapının birer görüntüsü verilmektedir.



(a)



(b)

Şekil 4.1a ve b Eşeksenli (a) ve iğnesel (b) α taneleri.(İşler, 1999)

Titanyum ve alaşımlarının içyapısında en çok rastlanan eşeksenli ve iğnesel yapı birbirinden farklı özellikler taşımaktadır. Örneğin eşeksenli tane yapısına sahip alaşımlar; yüksek süneklik ve dayanım, yüksek şekillendirme kabiliyeti ve çatlak dayanımı, sıcak tuz banyolarında gerilmeli korozyona karşı yüksek direnç gösterirken iğnesel tane yapısına sahip alaşımlar; mükemmel bir sürünme direnci, yüksek kırılma tokluğu, çatlak oluşum eğiliminde azalma, gerilmeli korozyona karşı mükemmel direnç ancak bunlara karşın mukavemette küçük oranlarda azalma göstermektedir (İşler, 1999).

Isıl işlem görmüş titanyum ve alaşımlarının içyapısında β fazından dönüşmüş α fazları bulunmakla beraber, ısıtıl işlem öncesinden kalan fazlarına da rastlanmaktadır ki bunlara “birincil α ” (primary α) denilmektedir. Sonradan dönüşmüş α fazları farklı yapılarda karşımıza çıkabilmektedir. Bunlara tırtıllı, iğnemsî, plak, Widmanstatten, veya martenzit yapılar denilmektedir. “Dönüşmüş beta” ifadesi bu çeşitli α yapıları ile oda sıcaklığında kalan herhangi bir β yapısı için kullanılmaktadır. İğnemsî alfa ve Widmanstatten alfa aslında aynı yapıyı ifade eden terimlerdir (İşler, 1999).

4.3 Titanyum Alaşımlarının Faz Yapılarına Göre Türleri

Titanyum alaşımları, α , $\alpha+\beta$ alaşımları ve β alaşımları olmak üzere başlıca üç grupta toplanabilmektedir. α alaşımlarının tüm yapısını α fazı oluştururken, β alaşımlarının yapısında büyük ölçüde β fazı bulunmaktadır ve bu yapıya çözündürme sıcaklığından itibaren soğutarak ulaşılabilir. $\alpha+\beta$ alaşımları ise oda sıcaklığında hem α hem de β fazını içermektedir. Yapısında β fazından çok daha fazla α fazı içeren alaşımlara da near-alpha alaşımlar denilmektedir. “süper-alfa” veya “lean-beta” isimleri de bu alaşımlar için kullanılabilmektedir (İşler, 1999).

α alaşımlarının temel alaşım elementi alüminyumdur ancak bazı α alaşımlarında ve çoğu ticari titanyum alaşımlarında küçük miktarlarda β fazını kararlaştırılan elementler de bulunmaktadır. Benzer şekilde, β alaşımları da yapısında malzemenin dayanımını artıran küçük miktarlarda α fazını kararlaştırılan elementler bulundurmaktadır (İşler, 1999).

4.4 Titanyum Yarı Mamullerin Üretimi

Yarı mamul üretimi; ingot dökümden kütük, bar, pleyt, sac, şerit, profiller, boru ve kablo gibi ürünlerin elde edilmesi sırasındaki tüm işlemleri içermektedir. Çeliğin yarı mamul üretimi ile benzer işlemleri içermesine rağmen; ısıtma sırasında sıcaklığın daha hassas kontrol edilmesi için yapılan özel fırınlar, çeşitli alaşımların sıcak ve soğuk şekil verme özelliklerine göre tasarlanmış özel presler ve yüzey kalitesini iyileştirmek için hazırlanmış çeşitli donanımlar dikkate alınırsa titanyum yarı mamul üretiminin çeliğinkinden ne denli farklılık gösterdiği ortaya çıkmaktadır. Genel olarak titanyum yarı mamul üretimi, ilk ortaya çıktığı 1950’li yıllara göre oldukça yüksek kalitede yapılmaktadır. Bunun yanısıra parça üretimi için uygulanan geleneksel üretim yöntemlerinde yarı-mamul üretime nazaran titanyumun metalürjik özelliklerinin daha az değiştiği kabul edilirse; yarı mamul üretiminin, metalin son özelliklerini belirlemede ne kadar önemli rol oynadığı da anlaşılmaktadır (İşler, 1999).

Genellikle ingotlara uygulanan ilk işlem β fazında kaba preslemedir. Ancak modern uygulamalarda bu işlem daha ince taneli kütükler elde edilmesi için β fazının altında yapılmaktadır. Dövme işlemi, yırtılma gibi hasarları önlemek ve daha büyük deformasyonlara olanak sağlamak için α fazındaki yüksek sıcaklıklarda bitirilmektedir (İşler, 1999).

Titanyumun β fazının üzerine ısıtıldığı zaman yeniden kristalleşme özelliğinden yararlanan ve 1970'li yıllarda geliştirilen bir teknik ile bazı kütükler ikinci bir dövme, haddeleme veya ekstrüzyon işleminden geçirilerek daha ince taneli yapıya kavuşturulmaktadır. Bu tip kütüklerden elde edilecek dövme parçaların da ikinci bir ısıtım işlemine gerek kalmadan istenen bazı mekanik özellikleri ve mikroyapıyı sağlayacağı ortadadır (İşler, 1999).

4.5 Titanyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Titanyum ve alaşımlarına uygulanan ısıtım işlemleri, amaçlarına göre şöyle sıralanabilmektedir:

1. Üretim esnasında oluşan artık iç gerilmeleri önlemek (gerilme giderme),
2. Süneklik, boyutsal ve yapısal kararlılık ve talaş kaldırmaya uygunluk gibi önemli parametrelerin optimizasyonu (tavlama)
3. Mukavemeti artırmak (çözeltiye alma ve yaşlandırma).

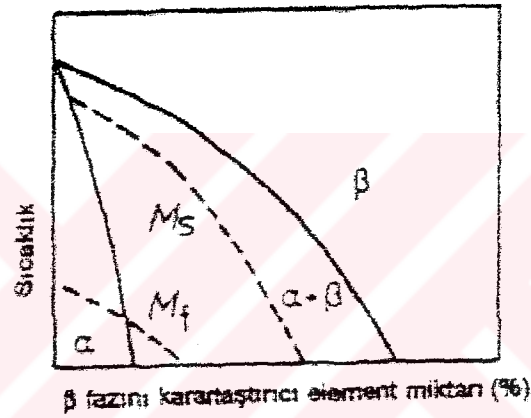
Bunlardan tavlama, çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri malzemenin mekanik özelliklerini değiştirmeye yönelik işlemlerdir. Ayrıca tavlama ve gerilme giderme işlemleri; malzemenin içinde bulunacağı korozif ortamlara karşı direncini artırmak, çarpılmaları önlemek ve şekil verme öncesi malzemeyi hazırlamak amacı ile de uygulanabilmektedir.

Ancak yukarıda belirtilen işlemler bütün titanyum alaşımlarına uygulanamamaktadır. α ve süper- α alaşımlarına gerilme giderme ve tavlama işlemleri uygulanabilirken mukavemet artırıcı işlemlerin hiçbirisi bu tür alaşımlarda etkili olmamaktadır (İşler, 1999).

$\alpha+\beta$ alaşımlarına uygulanan son ısıtım işlemi sonrası yapı içerisinde süper- α alaşımlarına göre daha fazla β fazı kaldığı görülmüştür ve bu fazın belli bir değerde olması; ısıtım işlemin türüne ve alaşım içerisindeki β fazını kararlaştırıcı elementlerin miktarına bağlı bulunmaktadır. $\alpha+\beta$ alaşımları çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri ile sertleştirilebilmektedir. Çözeltiye alma işleminde malzeme genellikle ikili faz bölgesi yani $\alpha+\beta$ fazı sıcaklıklarına çıkartıldıktan sonra su, yağ ya da diğer soğutucular içerisinde soğutulmaktadır. Bu soğutma sonucunda çözeltiye alma sıcaklığında bulunan β fazı ya aynen kalmakta ya da soğutma sırasında dönüşüme

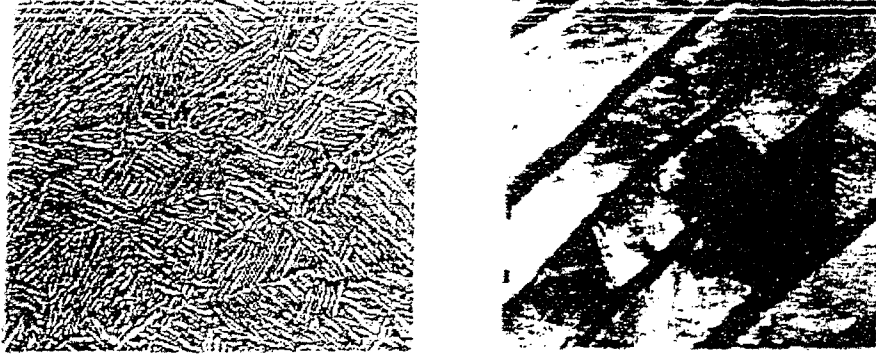
uğramaktadır. Bu işlem sonucundaki yapının içeriği; alaşımın kompozisyonuna, çözeltiye alma sıcaklığına, soğutma hızına ve malzemenin kesit boyutlarına bağlı olmaktadır. Çözeltiye alma işlemini normalde 480-650°C’de yapılan yaşlandırma işlemi takip etmektedir ki bu işlem ile α ve β fazlarının çok iyi bir karışımı amaçlanmaktadır (İşler, 1999).

Bilindiği gibi titanyum alaşımlarından en çok kullanılanı yine bir $\alpha+\beta$ alaşımı olan Ti-6Al-4V malzemesidir. Bu alaşıma ait faz diyagramı kabaca Şekil 4.2’deki gibi canlandırılırsa iki tür ana dönüşümün önemli olduğu görülebilmektedir (İşler, 1999).

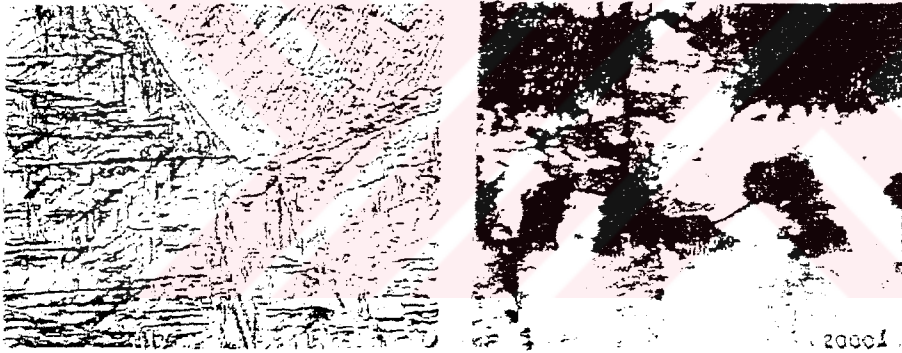


Şekil 4.2 Ti-6Al-4V için temsili faz diyagramı (İşler, 1999).

Bunlardan birincisi β dönüşüm sıcaklığı üzerine çıkartılan malzemenin $\alpha+\beta$ bölgesine dek soğutularak β fazının α fazı içine çökertilmesidir. Temelde bu işlem, demir-karbon diyagramı gözönüne getirilirse; ostenit fazının soğutularak ferrit oluşturulmasına benzemektedir. Ancak burada Widmanstatten yapısı hemen her soğutma hızında baskındır. Örneğin 1037 °C’den itibaren havada soğutulan Ti-6Al-4V alaşımının mikroyapısı Şekil 4.3’de görülmektedir. Şekilde açık renk bölgeler α, koyu bölgeler de β fazını göstermektedir. Şekil 4.4’de ise aynı yapının elektron mikroskobunda alınan görüntüsü vardır ve iki fazın ayırımı daha net bir biçimde yapılabilir. Görüntülerden β fazının Widmanstatten yapıları α plakları arasında ince tabakalar halinde kaldığı anlaşılmaktadır. Fırında soğutmanın da benzer bir yapı ortaya çıkardığı bilinmektedir (İşler, 1999).



Şekil 4.3a ve b a: Ti-6Al-4V alaşımlarının havada soğutularak elde edilmiş mikroyapısı, b: Yandaki mikroyapının elektron mikroskopundaki görüntüsü(İşler,1999)



Şekil 4.4a ve b a: Ti-6Al-4V alaşımına su verilerek martenzit yapının oluşturulması, b: Su verilen Ti-6Al-4V alaşımına yapılan yaşlandırmanın görüntüsü(İşler,1999)

Martenzit veya Widmanstatten yapıları alaşımların mühendislik uygulamalarında genellikle kullanılmadığı bir gerçektir. Ancak malzemenin bu yapısını kırmak ve β fazını α fazına düzgün bir şekilde dağıtmak için faz diyagramında $\alpha+\beta$ bölgesinde çalışılmaktadır. Bu işlemin ardından malzemenin 700°C 'de tavlama işlemi mikroyapıyı istenen duruma getirmektedir. Şekil'de görülen bu yapının avantajı, Widmanstatten formundaki α fazına göre daha sünek olmasıdır (İşler, 1999).



Şekil 4.5 Sıcak işlenmiş ve tavlanmış Ti-6Al-4V mikroyapısı (İşler, 1999).

Çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemi ile $\alpha+\beta$ alaşımlarının dayanımı; tavlanmış veya aşırı yaşlandırılmış alaşımlara göre % 30-50 daha fazla olabilmektedir. Bu işlem ile elde edilecek sertlik değerleri de büyük ölçüde, alaşım içindeki β fazını kararlaştırıcı elementlerin miktarına bağlı olmaktadır. Bu elementlerin miktarı arttıkça alaşımın sertleşme kabiliyeti de artmaktadır. (İşler, 1999)

B alaşımları ise çözeltiye alma işleminden sonra 450 – 600 °C’de yaşlandırılmaktadırlar. İşlem sonucunda β fazı içerisinde dağılmış ince α partiküllerinden oluşan bir mikroyapı ile yaşlandırılmış $\alpha+\beta$ alaşımlarına göre yüksek dayanımlı bir malzeme elde edilmektedir. Ancak yaşlandırılmış koşullarda β alaşımlarının $\alpha+\beta$ alaşımlarına göre dezavantajları yüksek yoğunluk, düşük sürünme dayanımı ve dövülebilirliğinin az olması şeklinde sıralanabilir. Dövülebilirliğinin az olmasına rağmen, yaşlandırılmış β alaşımlarının kırılma tokluğu $\alpha+\beta$ alaşımlarından yüksektir. Çözeltiye alınmış ve yapısı 100 β olan alaşımların dövülebilirliği, şekillendirme kabiliyeti ve tokluğu iyi olmakla beraber dayanımları düşüktür. (İşler, 1999)

Alfa Ti alaşımları 3 değişik gruptan oluşur. 1) Alaşımsız Ti, 2) Alfa alaşımları ve 3) Near alfa alaşımları. Alaşımsız Ti ve alfa alaşımları, alfa stabilizatörleri içeren hegzagonal sıkı paket yapıdadırlar. Bu alaşımların yüksek termal stabiliteye sahip olması uygun sürünme rezistansına ve tokluğa neden olur.(Semiatiin,Seetharaman,Weiss, 1997)

Bu alaşımların termomekanik prosesi iki termal gerekliliği içerir: 1) Birincil ve ikincil işlemler (hadde, dövme), 2) Uygun mikroyapı kontrolü için mekanik özelliklerin değişik TMI proseslerinde optimasyonunun sağlanması.(Semiatiin,Seetharaman,Weiss, 1997)

Genel olarak Ti alaşımlarına uygulanan sıcak deformasyon prosesleri, Al ve çeliğe göre çok daha zordur. Bu malzemelerin nispeten düşük sıcaklıklarda sıcak işlenmesi bu gerekliliğin bir sonucudur ve tipik olarak solidüs sıcaklığının 0,65-0,75' inde yapılan işlemlerle mikroyapı kontrolü ve uzay malzemeleri için gerekli özellikler sağlanmış olur. Düşük sıcaklıklarda birçok Ti alaşımında akma stresi yüksek ve konvansiyonel izotermik olmayan proses sırasında bu akma stresi sıcaklıkta meydana gelen küçük düşüşlerle artar. Bununla birlikte birçok Ti alaşımının sıcak şekillendirilebilirliği hızlı sıcaklık düşüşü ile azalır. (Semiatiin,Weiss, 1999)

Proses, beta alanında birincil işlemlerle başlar(ingot analizi) ve spesifik bir yapı elde etmek amacıyla beta geçiş sıcaklığı üzerinde veya altında sıcak dövme veya haddeleme gibi ikincil işlemlerle devam eder.

Oda sıcaklığında ticari alfa/beta alaşımları tipik olarak %10-20 beta fazı içerir (alfa fazı dengesi ile). Buna bağlı olarak "near-alfa" alaşımları %10'dan daha az beta içerir.(Semiatiin,Seetharaman,Weiss, 1997)

4.6 Birincil Sıcak İşleme

Titanyum alaşımlarının üretiminde vakum ark ergitme metodu ile üretim gerçekleştirilir ve 75mm-1,5m boyutları arasında ingotlar elde edilir. Böyle bir alaşımda makroyapıya bakıldığında soğuma yüzeylerinde geniş,sütun şekilli taneler görülür.

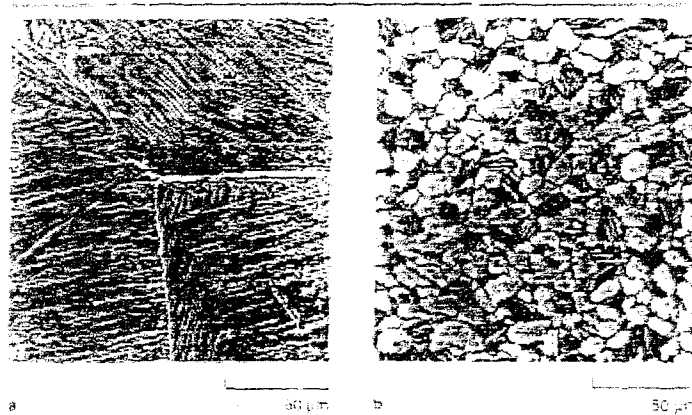
Kaba ve homojen olmayan yapılar alfa/beta Ti alaşımlarında arkla ergitme esnasında ön ısıtma ve dövme ile çift faz beta alanında tipik olarak parçalanır. Bu amaca bağlı olarak

ingotlar yaklaşık 100-150C civarında, beta geçiş sıcaklığı üzerinde ön ısıtılır.

İki tip dövme işlemi konvansiyonel Tİ alaşımları için geçerlidir. Bunlar doldurma ve devirme ile dövme işlemleridir. Doldurma işleminde yuvarlak ingotlar yan preslenerek uzun ve küçük boyutlu ingotlar üretilir. Devirme ile dövmede ise, ingot yassı kalıplar arasında kendi ekseni boyunca preslenir. Bu sistem genelde doldurma işlemine öncülük eder ve istenen yapıda ve billet boyutunda malzeme üretilir.

Bu dövme işlemleri esnasında ingot iki temel kaynaktan ısı kaybeder : 1-Soğutma kalıplarında temastan dolayı oluşan sıcak metalin soğuması, 2-Çevreye yayılan radyasyon. Normal olarak ingot için ısı kayıpları yüzey tabakasından merkeze göre daha fazla olacaktır; merkezdeki sıcaklık , deformasyon etkisiyle artacaktır.

İngot bölgelerde var olan bu sıcaklık değişimleri yüzünden dövme operasyonları sırasında, mikroyapıda üniform olmayan bitrincil alfa ve widmanstatten yapılarına rastlanacaktır. Bu varyasyonu minimize etmek için, yapılan dövme işlemine takiben genellikle 50-75C de beta geçiş sıcaklığı üzerinde bir ısıtım işlemi yapılır. İngottaki birikmiş iş,bitirme için yeniden kristalleştirme prosesini ilerletir. Tane büyümesinin engellenmesi için ısıtım zamanı minimumda tutulur. Isıl işleme takiben, ingotlar oda sıcaklığına soğutulur ve şekil 1a da ki yapı ortaya çıkar. Beta bölgesinden hızlı soğutma oranları, alfa fazının tane sınırlarının kalınlığını minimize etmek için tercih edilir. Yeniden kristalleştirmea takiben beta alanındaki ısıtım işlemi alfa/beta alaışımının billet malzemesi çoğu kez beta geçiş sıcaklığı üzerinde mikroyapıda ince transform edilmiş beta matrisi içinde birincil alfa mikroyapısı elde etmek için sıcak şekillendirilir.



Şekil 4.6a ve b: Ti 6265 alaışımında, sıcak şekillendirmeden sonraki bünve yapıları (a- beta ya da b-alfa+beta alanındaki deformasyonu simgeler). (Semiatin, Weiss, 1999)

Yapılan bu sıcak şekillendirme işlemleri dövme, doldurma, radyal dövme ve ekstrüzyon işlemlerini içerir.

4.7 İkincil Proses Sırasında Mikroyapı Gelişimi:

İngot bozulmalarına takiben işlenmiş alfa/beta Ti alaşımları açık ya da kapalı kalıpta konvansiyonel dövme, ekstrüzyon, levha ve şerit haddeleme gibi sıcak şekillendirme işlemlerine maruz bırakılırlar. Dikkatli proses şartlarında, mikroyapı varyasyonları, sıcak şekillendirilmiş malzemelerde geliştirilebilir.

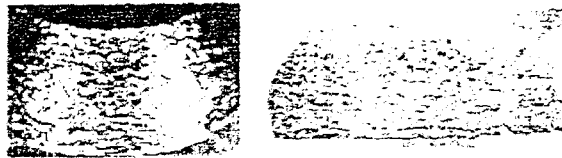
Alfa/Beta faz alanı, en sık rastlanan sıcak şekillendirme davranışını gösterir. Sıcak işlemeden sonraki yapı transform edilmiş beta içinde birincil alfa fazı şeklinde karakterize edilir.

Alfa/ Beta sıcak şekillendirilmesine takiben değişik sayıda ısıtım işlemler çeşitli sonuç özelliklerini değiştirmek için kullanılır. Bu ısıtım işlemler: dupleks tavlama, solüsyon ısıtım işlemi ve yaşlandırma, beta tavlama, beta su verme, yeniden kristalleştirme tavlama. (Semiatin, Seetharaman, Weiss, 1997)

4.8 Termomekanik İşlemler Sırasında Yapıda Oluşan Hatalar:



Şekil 4.7 Homojen olmayan akış. $T=625^{\circ}\text{C}$ (Pototsky, Mier, Christ, 1999)



Şekil 4.8 Homojen olmayan akış+Çatlama. $T=725^{\circ}\text{C}$ (Pototsky, Mier, Christ, 1999)

4.9 IMI 834 Yüksek Sıcaklık Titanyum Alaşımının Termomekanik Çatlama Davranışı

Bunun için örnek IMI 834 Ti alaşımı için “Termomekanik Çatlama Davranışı” (TMÇ) 350 ve 650C⁰ lerde havada ve vakum ortamında çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmada TEM görüntüleri bir TMÇ davranışının incelenmesi için çeşitli devirler boyunca yüksek sıcaklık ortamında kullanılmıştır.

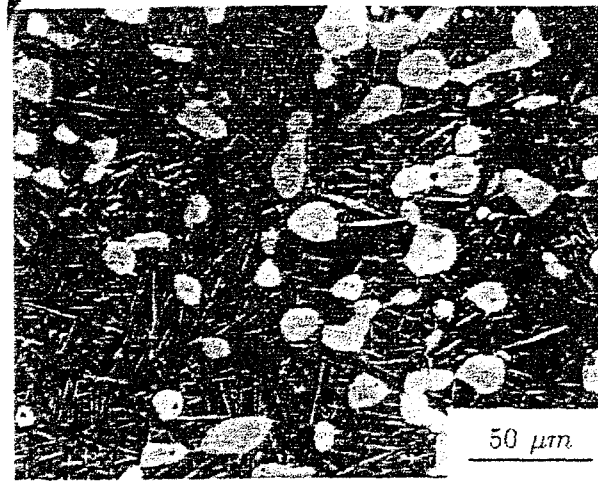
Çalışmalarda sıcaklık değerinin 600C⁰'yi geçtiği durumlarda düzlemsel dislokasyon hatalarının test sırasında ortaya çıktığı görülmüştür. Bunun sonucunda ise gerilim zorlanması sonucu oluşan tepkilerin TMÇ testlerinde bazı isotermler veriler yardımıyla olduğu anlaşılmıştır. Kaymalı dislokasyon hatalarında gerilim zorlama davranışının incelenmesi çalışmalarda 600Cyi geçen sıcaklıklar için bulunmuştur.

Bunların dışında TMÇ testlerinde (Max. test sıcaklığı 650C için) histeresiz diyagramının yüksek sıcaklık altında şekillendiği görülmüştür. Ayrıca alt yüzey gevrek tabakası arasındaki etkileşimin oksijen çekişine neden olan ve ilk çatlama oluşumunun ilerlemesine neden olduğu anlaşılmıştır. (Pototsky, Mier, Christ, 1999)

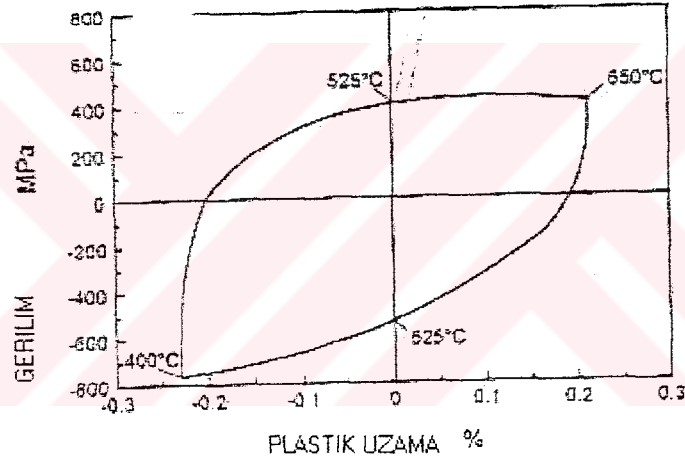
İlgili Resim ve Şekiller:

IP: Faz içi

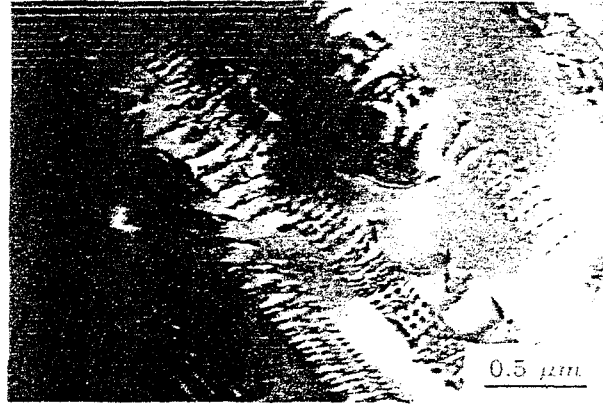
OP: Faz dışı



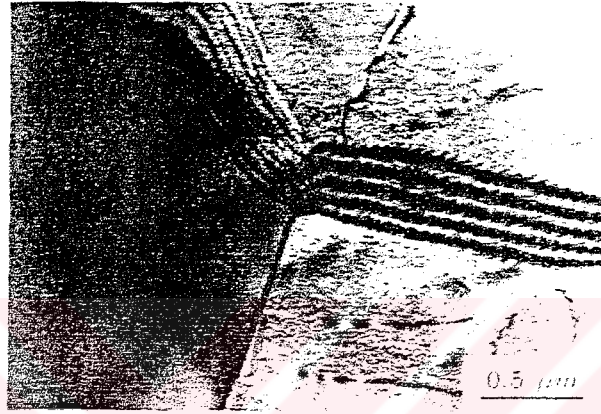
Şekil 4.9 IMI 834 optik mikroyapısı. Şekilde parlak birincil alfa fazı ve lamel formda dönüşmüş beta fazı görülmektedir.(Pototsky,Mier,Christ, 1999)



Şekil 4.10 IP Testinin Gerilim-Gerinim histeresiz eğrisi. Döngü, 400-650C yarı ömürde yapılmıştır(Pototsky,Mier,Christ, 1999)

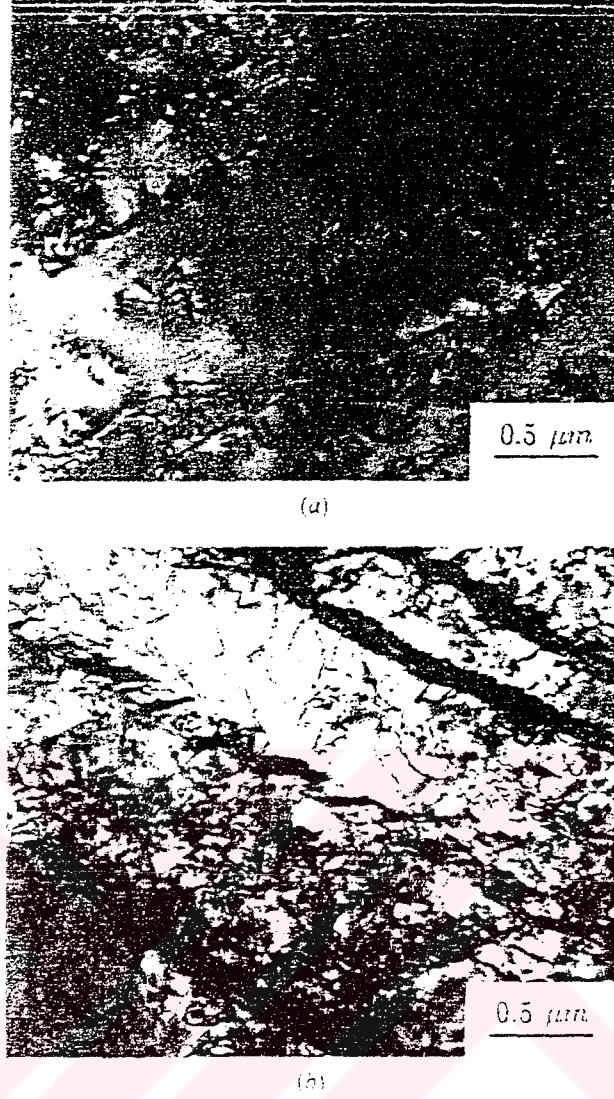


(a)



(b)

Şekil 4.11 İzotermal olarak çatlamaş TEM mikroyapı görüntüleri. a: alfa taneleri düz yapıda ince bir yapı göstermekte (600C) ve b: Dislokasyonlar ana yapı etrafında görülmekte olup alt taneler 650C civarında şekillenmiştir.(Pototsky,Mier,Christ, 1999)



Şekil 4.12 400-600C Sıcaklıkta termomekanik olarak çatlamaya uğramış numuneler. a: Düz bantlar halinde ince birincil alfa taneleri, b: Lamel sınırlarının ayrışması (Pototsky, Mier, Christ, 1999)

5. KOMPOZİT MALZEMELERDE TMİ

Bu çalışmada ilgili malzeme üzerinde analitik ve deneysel çalışmalar anlatılmıştır. Optimum işlem koşullarında sıcak presleme sıcaklığı basınç incelenmiştir.

Bu çalışmada hafızalı alaşım fiberleri, östenitik fazın martenzitik faza dönüşümü için yüklenmiştir. Daha sonra zıt dönüşüm olması için bu malzeme ısıtılmıştır. Zıt dönüşüm esnasında hafızalı alaşım içindeki fiberler küçülürler ve bu olay fiberlerde çekme ve matriste basma gerilimine neden olur matriste oluşan bu basma gerilimi SMART kompozitte çekme

özelliklerini arttıran önemli bir anahtar faktördür ve iç streslerde kritik bir basamağı oluşturur.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

Deneyisel çalışma da iki tip SMART kompozit (TiNi Fiber takviyeli) oluşturulmuştur:

1. TiNi/Al

2. TiNi/EPOXY

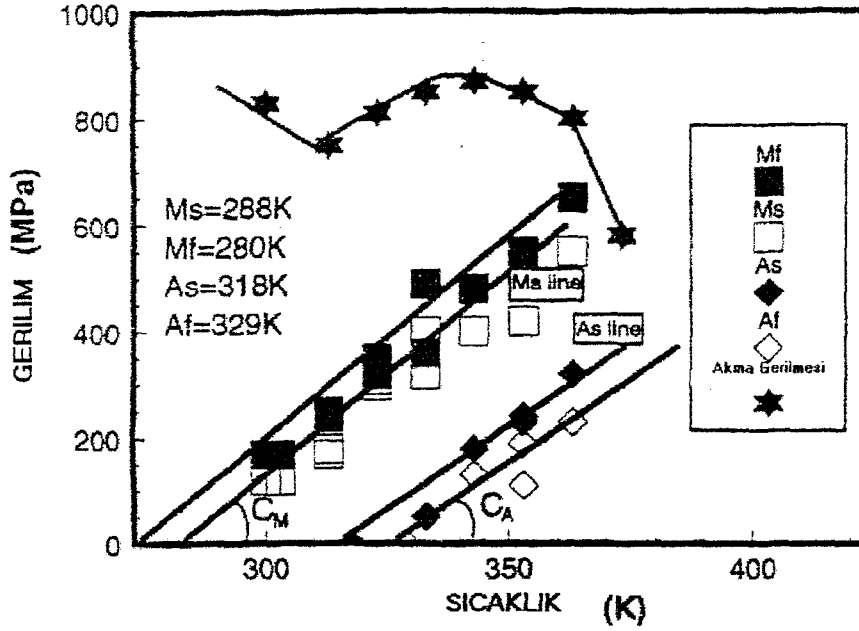
TiNi/Al kompozitinde gelişen akma dayanımı ve TiNi/EPOXY'deki kırılma tokluğu çalışmaları bu numunelerle yapılmıştır. İşlem kolaylığının sağlanması için yüksek saflıkta Al kullanılmıştır. Düşük akma dayanımı nedeniyle, aslında saf Al SMART kompozit uygulamaları için pek ideal olmamakla birlikte bu çalışmada 6061 Al alaşımı kullanılmıştır. Daha önceki çalışmalarda ergimiş AL matris kullanılırken bunlara ilave olarak, yapılan çalışmalarda TiNi fiberleri ve matris arasında güçlü bir ara yüzey bağ kurmak için sıcak vakum pres metodu denenmiştir.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

Daha önceki çalışmalarda, martenzitik faza neden olan ön gerilimli işlemde Af üstü yüksek sıcaklıkta östenitte zıt dönüşüm görülmüştür ve TiNi fiber geride tamamen artık östenit olarak kalmıştır. Faz dönüşümü hem sıcaklık, hem de gerilmelerden etkilenmektedir.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

5.1 Deneyisel Kısım

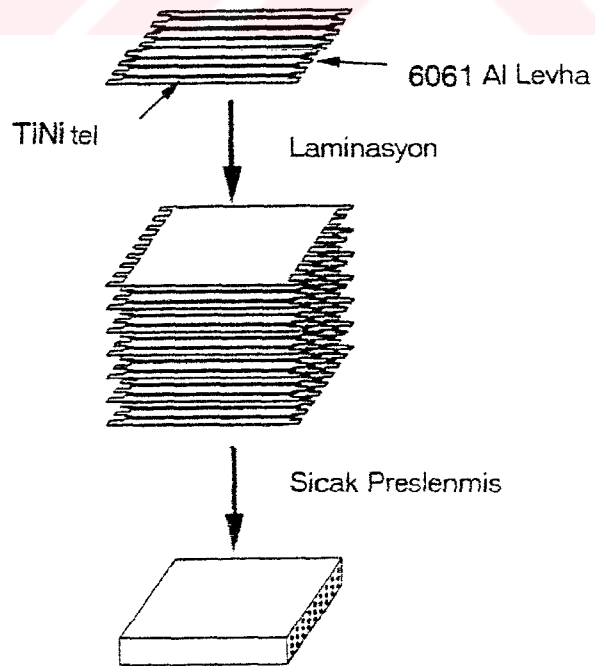
Deneyisel çalışmada 200µm'lik boyutta TiNi hafızalı alaşım fiberleri kullanılmıştır. Bu fiberler 773K'de hava ortamında tavlanmış ve hafıza biçimi verilmesi için suda soğutulmuştur. Dönüşüm verilerinin ve mekanik özelliklerin sağlanması için, fiber çekme testleri değişik sıcaklıklarda (297-373K) hava ortamında, 1×10^{-4} /s gerilim oranlarında yapılmıştır.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

TiNi fiberlerinin gerilim-gerinim eğrileri uygulamalı gerilimin artması ile dönüşüm sıcaklıklarının arttığını göstermiştir. Şekil 5.1'de dönüşüm başlangıç gerilimi ve bitiş gerilimi verilen sıcaklıklara göre eğriler üzerinde gösterilmiştir. Ayrıca differansiyel bir tarama kalorimetresi de gerilim olmadan oluşan dönüşüm sıcaklıklarını ölçmüştür.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)



Sekil 5.1 TiNi Hafızalı fiberinin Gerilim-Sıcaklık diyagramı(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, İnove, 1998)

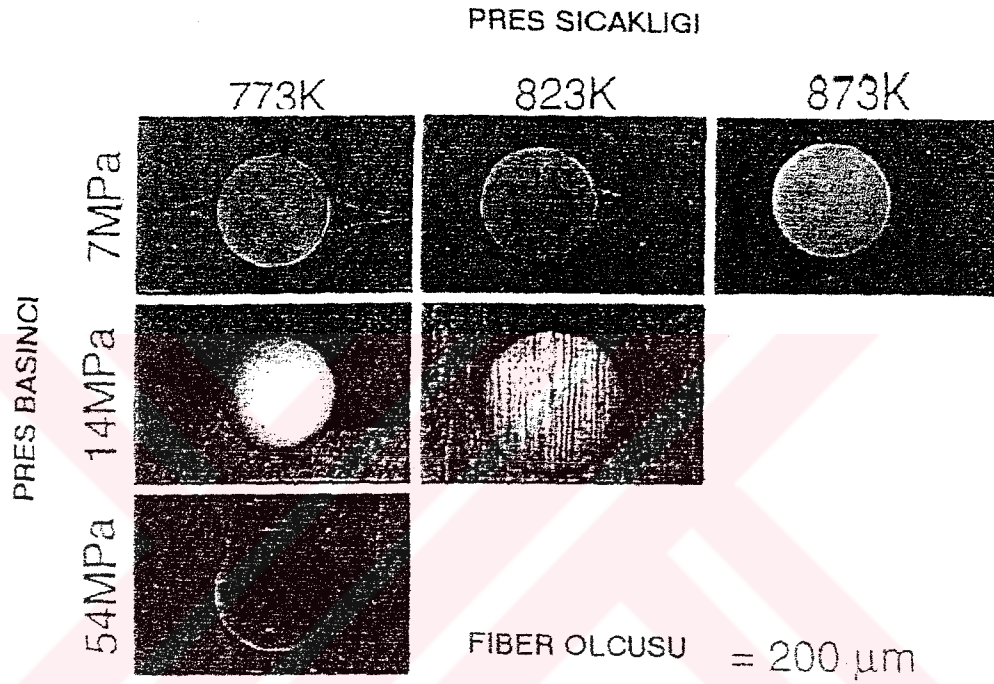
10^{-2} Torr şartlarında sıcak vakum pres metodu bu çalışmada kullanılmıştır. Fiberlerin birbirleriyle olan temasının önlenmesi ve düzgün bir sırada oluşabilmeleri için bir metot geliştirilmiştir. TiNi fiberler, 90×10 'luk bir ölçüde 6061 Al plaka üzerinde pres kalıplarında basılarak kompozit bir yapı elde edilmiştir.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, İnove, 1998)



Sekil 5.2 Numunenin sıcak vakum preste

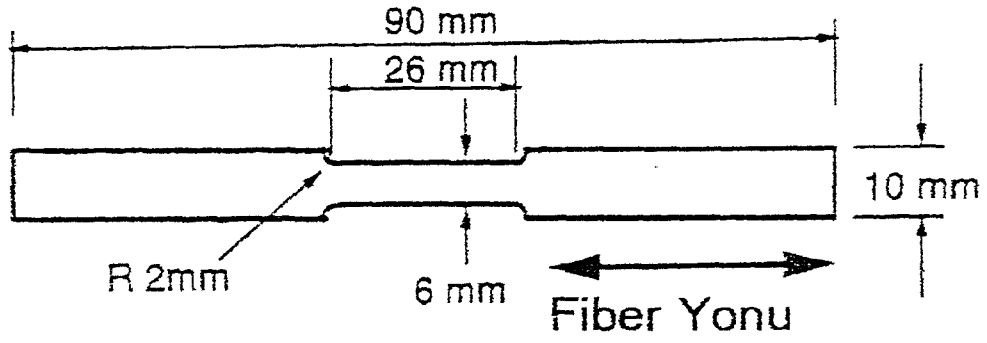
hazirlanmasi(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

Uygun işlem şartlarının sağlanması için numuneler üç değişik sıcaklık altında ve sabit basınç zamanlarında (30dk.) tabi tutulmuştur. İşlem sıcaklıkları pres kalıbı yüzeyinde ,pres basıncı orijinal Al levha preslemeden önceki haline oranla ölçülmüştür. Şekil 5.3'te değişik koşullar altındaki fiber ve matris görüntüleri verilmiştir.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)



Sekil 5.3 Sıcaklığın ve Basıncın fibere ve matrise etkileri(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

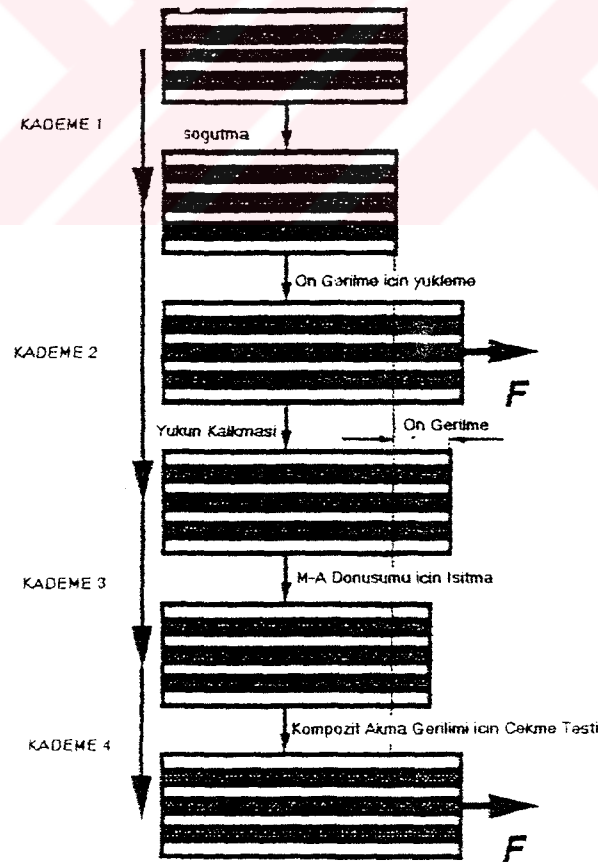
Görüldüğü gibi fiber ve matris arasındaki sıkı bir bağlanma 873K(600°C) 7Mpa'da ve 823K(550°C) 14 Mpa basınçtaki bir prosesle giderilebilir. Bu işlemlerin ardından numuneler sıcak preslenmiş ve (723K,30Dk,54Mpa) fırında soğutulmuştur. Numuneler şekil 5'te görülen boyutlara kesilmiştir. Matrisin akma dayanımının artırılması için T6 tavlama kullanılmış numuneler 803K'de(590°C) havada 30 dk. ısıtılmıştır. Ardından çözünme işlemi için su verilmiş ve 443K'de(170°C) havada 18 saat ısıtılarak işlemi için su verilmiştir. Su sıcaklığı ,TiNi fiberlerini östenit fazda tutmak için 293K'den(20°C) yüksek bir sıcaklıkta tutulmuştur.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)



Sekil 5.4 Çekme Testi Numunesinin Ölçüleri (Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, İnove, 1998)

Son aşama olarak numuneler 293K'de 1×10^{-4} sn'lik ve yine aynı gerilme değerinde mekanik teste maruz bırakılmışlardır. Bu ön gerilmeye maruz bırakılan numuneler daha sonra 373K'den (100°C) geçmiştir. Sıcaklık değerleri numune yüzeylerinden termokupullar ile ölçülmüştür.

5.2 Termomekanik Proses (TMI)



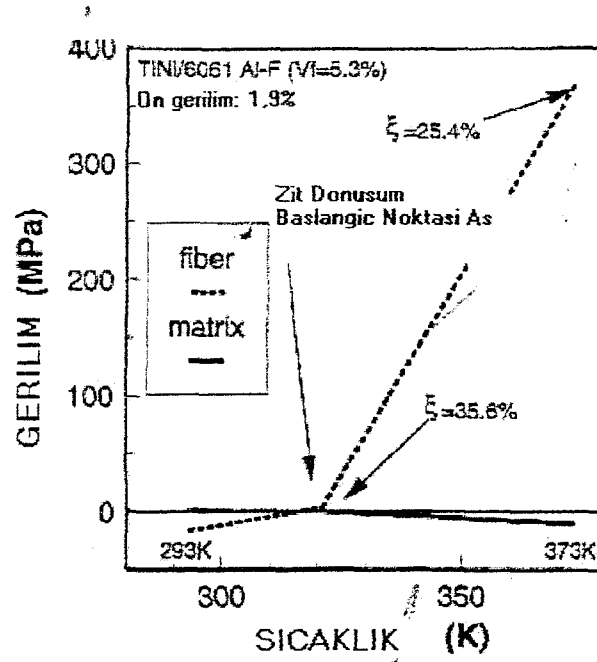
Sekil 5.5 SMART kompozitinin üretim konsepti (Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, İnove, 1998)

SMART kompozitlerin termomekanik işlemi Şekil 5.5’de görüldüğü gibi 4 kademe ile ifade edilebilir:

- 1.KADEME: Prosesten veya tavlama sonrası soğutma işlemi. Bu kademe de kompozite uygulanan bir gerilim yoktur.
- 2.KADEME: İzotermal yükleme ve boşaltmanın olduğu kademedir. Verilen ön gerilimin gelişmesi içindir.
- 3.KADEME: Oda sıcaklığından test sıcaklığına gerilim olmadan yapılan ısıtma.
- 4.KADEME : İzotermal çekme testinin yapılması.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

5.3 Yapılan İşlemler

- 1.KADEME: Su kademe de sıcak preslemeden sonraki yavaş soğuma oranından bu yana, pres sıcaklığı ile oda sıcaklığı arasındaki fark ihmal edilebilir. Termal stresler giderilebilir (Matrisin yüksek sıcaklıktaki dislokasyonlarının değişkenliğine bağlı olarak).
- 2.KADEME: Yükleme esnasında östenitik fazda bulunan TiNi fiberler ve 6061 Al matris elastik deformasyona uğrarlar. Matrisin plastik deformasyonu, akma geriliminin efektif matris gerilimine eriştiği an başlar. Bu esnada fiberlerin martenzitik faz dönüşümü, fiber gerilimi başlangıç faz dönüşüm gerilimine eşit olduğu an başlar.
- 3.KADEME: Oda sıcaklığındaki ön gerilmeden sonra kompozit 293K’den 373K’e gerilmesiz olarak ısıtılır. Şekil 5.5’de, bilinen artık gerilmelerin fiber ve matris deki durumu ısıtma esnasında görülmektedir.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)
- 4.KADEME: Numunelere uygulanan izotermal çekme testinde 373K sıcaklık kullanılmış gerilim-gerinim eğrileri elde edilmiştir. Şekil 5.6’daki veriler incelendiğinde kompozit akma dayanımının fiber hacim oranının artmasıyla arttığı tespit edilmiştir.(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)



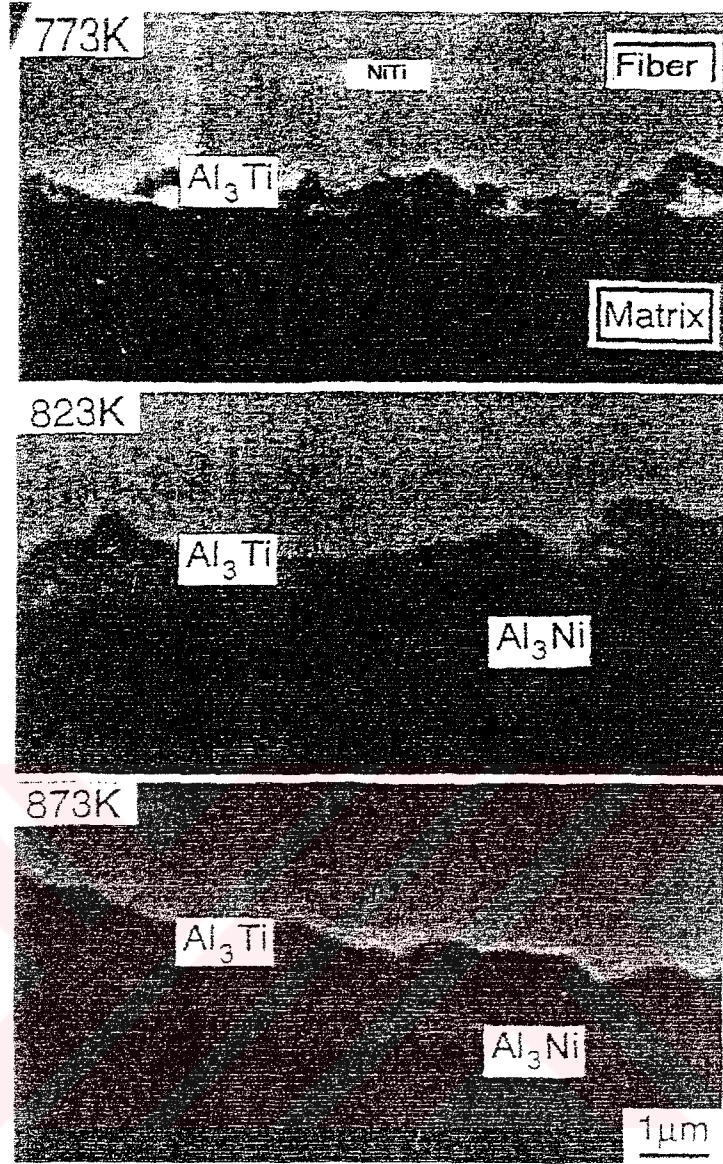
Sekil 5.6 Isıtma esnasında Gerilim/Sıcaklık eğrileri (Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, İnove, 1998)

5.4 MİKROYAPI:

SEM ve X-Ray (Enerji Dağılımı) EDX analizleri yardımıyla TiNi/Al kompozitlerinin üç değişik sıcaklıktaki prosesinin ara yüzey mikroyapıları görülmektedir (Şekil 5.7).

773K'deki (500°C)proseste ara yüzey reaksiyon tabakası (TiNi Fiber Yüzeyinde), Al_3Ti olarak EDX analizleri sonucunda gözlemlenmiştir. Matris yüzey tabakası düz konumda iken, reaksiyon tabakası fiber bölgede şekillenmektedir. Bu da Al atomlarının TiNi fibere difüzyonunu ifade eder.

873K'de (600°C) ise ilave reaksiyon partikülleri Al_3Ti tabakasının dışında kendisini göstermektedir ve bu partiküller 873K'deki proseste kompozit içerisindeki ikinci tabakada olgunlaşırlar. Bu tabaka EDX analizlerinde Al_3Ni tabakası olarak tanımlanmıştır ve Ti atomlarının fiberden matrise difüze olduğunu göstermektedir. Sonuç itibarıyla bunlar intermetalik gevrek tabakalardır. (Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, İnove, 1998)



Sekil 5.7 SEM ara yuzey görüntüleri(Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

5.5 Sonuçlar

1. Kompozitin matristeki basma artık gerilmesine TMI ile ulaşılabilir. Bu gerilme matrisin artık gerilmesinin anahtar faktörü olup SMART kompozitte akma geriliminin gelişmesini sağlar.
2. TiNi/Al 6061 Al-f, T6 kompozitlerinin akma gerilimi fiber hacim oranının ve iç gerilimin artırılmasıyla artırılabilir.
3. Zıt dönüşümler esnasında gerilimdeki artış, fiberdeki martenzit fazın Af sıcaklığının üstünde bile kalmasını sağlayabilir. (Hemada, Lee, Mizouchi, Taya, Inove, 1998)

6. BAKIR ÇİNKO ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİ VE 18x0,8 CuZn37 F29 PİRİNÇ BORU'NUN TERMOMEKANİK ÜRETİM KADEMELERİNİN DENEYSEL OLARAK İNCELENMESİ

Pirinç bir bakır ve çinko alaşımıdır. Saf bakır ve çinkonun (Bazen kurşun ilave edilerek) ergitilmesi ile elde edilir; genellikle fazla miktarda temiz pirinç hurdası da katılır. Teknik yönden yalnız %54'ten fazla bakır ihtiva eden pirinç alaşımları önemlidir. Daha az bulunması halinde alaşımlar sert ve gevrek olurlar. (Ersümer, 1976)

Pirinç özel kullanıma yönelik olarak düşük miktarlarda diğer metalleri de içermektedir. Bu alaşımlar mekanik mukavemetleri, renkleri, çalışma amaçları ve belli korozyon türlerindeki dirençlerinden dolayı endüstriyel önem taşımaktadırlar. (Akgün, 2000)

Günümüzde pirinç üretimi potalı ocaklarda, döner fırın ve reverber fırını gibi alevli fırınlarda ve de en büyük bölümü indüksiyon ocaklarında üretilmektedir. Üretim esnasında bakır hurdası tel veya levha şeklinde, çinko ise külçeler halinde şarj edilmektedir. Bakır 1083 °C'de ergirken çinkonun ergime sıcaklığı 419°C ve buharlaşma sıcaklığı 907°C'dir. Dolayısıyla pirinç alaşımlarının hazırlaması sırasında öncelikle bakır ergitilmekte, sonrasında ergimiş bakır bekletilmeden ocağa 200-300°C'ye kadar ön ısıtmaya tabii tutulmuş çinko külçeleri atılmaktadır. (Akgün, 2000)

Pirinç alaşımlarında yapı itibariyle daha az bakır ihtiva edenler ($\alpha+\beta$) alaşımları olarak adlandırılır. Bunların iç yapısında alfa kristallerinin yanında beta kristalleri'de bulunur. Saf beta pirinç alaşımlarında %53'ten daha az bakır vardır. Fakat bunlar teknikte pek kullanılmazlar. Alfa kristalleri soğuk durumda çok yüksek şekil değiştirme kabiliyetine sahiptirler. Fakat bunları talaş kaldırarak işlemek çok güçtür. Beta kristalleri ise sıcakta çok iyi şekillenebilme özelliklerine sahip olup talaş kaldırması iyidir. Soğukta ise sert ve gevrek bir özellik gösterirler. (Ersümer, 1976)

Yapılan deneysel çalışma, CuZn37 F29 (MS 63) olarak bilinen malzeme üzerinde gerçekleştirilmiş, yapılan termomekanik işlem kademeleri ve hesaplamalar ayrıntılı olarak tablolar yardımıyla izah edilmeye çalışılmıştır.

6.1 Kullanım Alanları

Burada sırasıyla gösterilen alaşımların gösterimi, faydalanılan kaynak gereği eski gösterimle ifade edilmiş olup daha sonraki Ek 6’da yeni gösterimleri belirtilmiştir.

6.1.1 MS 56

Beta kristallerinin çok fazla olması dolayısıyla pratik olarak yalnız sıcak şekil verilebilir. Daha doğrusu ekstrüzyonla imal edilmiş profiller halinde mimaride ve elektronikte kullanılır.

6.1.2 MS 58

Otomatlarda imal edilen her türlü dönel parçalar için (cıvata,rakor,flaş,somun) faydalanılan malzemedir. Çok iyi talaş kaldırma özelliğine sahip olması %2-3 kurşun ilave edilmesi ile mümkündür. Sıcak şekil değiştirme kabiliyetinin iyi olması nedeniyle preslenmiş parçalar için uygun, soğuk şekil verme işlemine ise pek elverişli değildir.

6.1.3 MS 60 (MS 60 Pb)

Soğuk şekil verilmeye biraz daha elverişli olmakla birlikte esas kullanılma alanı sıcak preslemedir. Çubuklar ve borular halinde özellikle kurşun ilavesi ile optik ve ince mekanik endüstrisinde kullanılır.

6.1.4 MS 63

En çok tanınmış önemli pirinç alaşımıdır. Genel olarak tamamen alfa alanında bulunur. Dolayısıyla soğuk şekil verme işlemleri ile işlenebilir. Pek çok kullanılma yerlerine misal olarak soğutma borularının üretimi, lamba parçaları, elektrik cihazları ve bazı profillerin üretimi örnek olarak gösterilebilir.

6.1.5 MS 67,MS 70 ,MS 72

MS 63’e nazaran pahalı olmakla birlikte şekil değiştirme özellikleri daha iyidir. İnce cidarlı boru imalinde, derin çekme, dövme ,işlemleri kullanılır. Kartuş ve fişek üretiminde önemli bir yere sahiptir.

6.1.6 MS 80

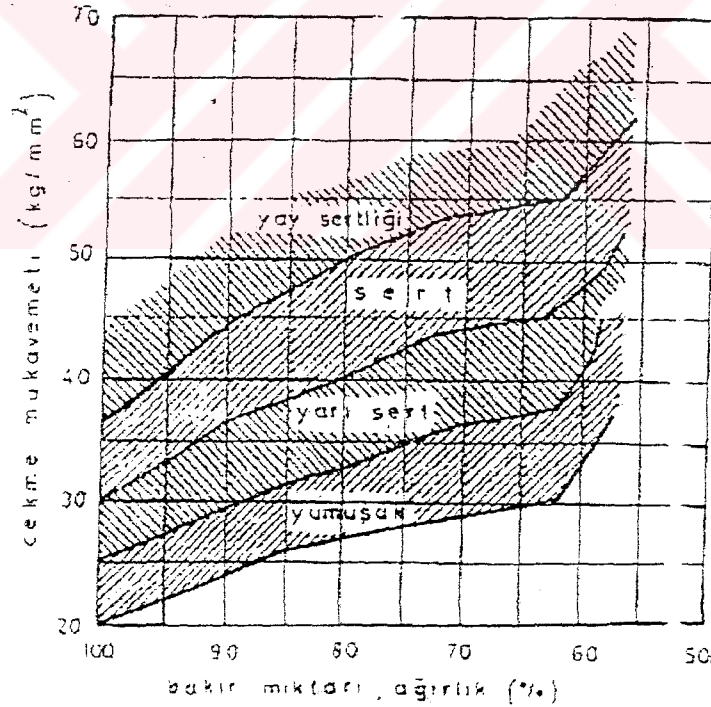
Özellikle madeni hortum ve yaylanma parçaları imali için tercih edilir. Fren sistemlerinin soğutulmasında da önemli bir kullanım yerine sahiptir.

6.1.7 MS 85, MS 90, MS 95

Süs eşyası yapımı ve tatbiki sanatlarda kullanılır. Bu alaşım aynı zamanda altın kaplamada altlık görevi görür. Gerilmeli korozyona karşı mukavemetinin az olması nedeni ile elektrik hatlarının tesisat parçası olarak kullanılır. (Ersümer, 1976)

6.2 Pirinç Alaşımlarının Genel Özellikleri

Pirinç alaşımlarında da ;yumuşak, yarı sert, sert gibi sertlik durumları; çekme mukavemeti, kopma uzaması ve brinell sertlik sayıları ile birbirinden ayrılırlar. Çekme mukavemeti çinkonun sertlik miktarıyla orantılı olarak artar. Şekilde bu durum çekme mukavemeti olarak görülmektedir. Yapıda beta kristallerinin meydana gelmesi ile çekme mukavemetinin yükselişi ve uzamanın düşüşü kuvvetlenir ve eğriler bükülme gösterirler. (Ersümer, 1976)



Şekil 6.1 Bakır miktarına bağlı olarak pirincin çekme mukavemeti(Ersümer, 1976)

Pirincin mukavemet değerleri sıcaklık arttıkça önce 250°C'nin üzerinde kuvvetle azalır. Bu özellikle bakırı az alaşımlar için geçerlidir. Kopma uzaması olarak adlandırılan şekil

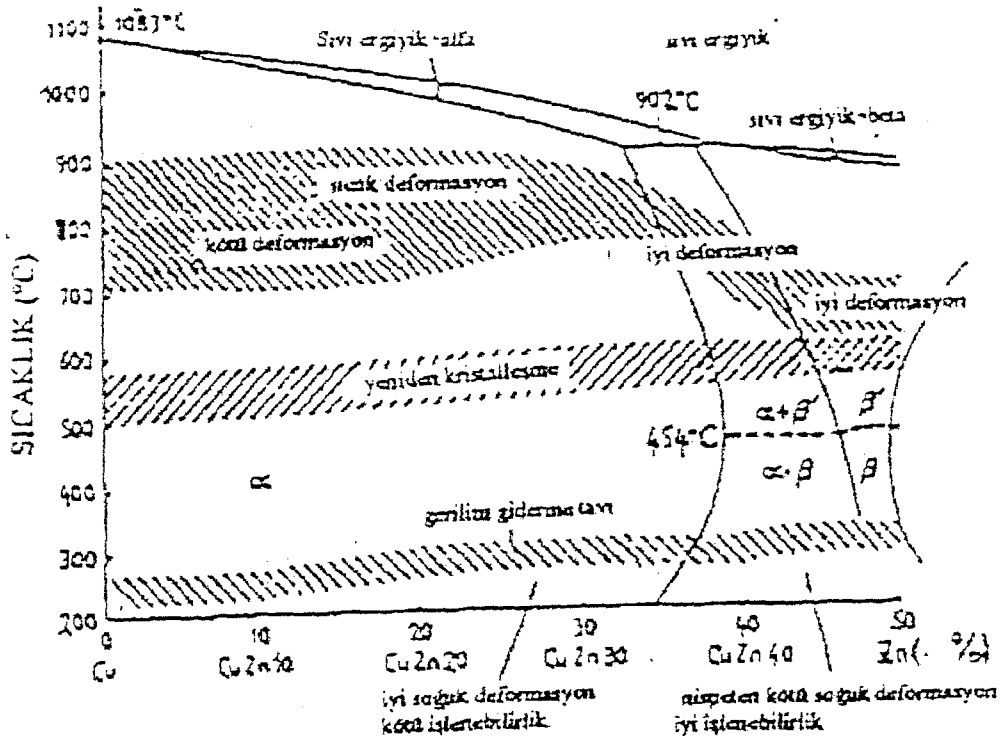
değiştirme kabiliyeti azalır fakat gevrekleşen alanın geçilmesinden sonra 350°C 'nin üzerinde artmaya başlar. Ayrıca bakırda olduğu gibi pirincin mukavemet özellikleri düşük sıcaklıktan pek etkilenmez. Çelikte korkulan soğuk gevrekleşmeye bakır alaşımlarının çoğunda rastlanılmaz.(Ersümer, 1976)

Bakır çinko alaşımlarına ait faz diyagramı Şekil 6.2 de görülmektedir. Şekle göre bakır çinko alaşımları yaklaşık %37 çinko içeriğine kadar sadece alfa karışık kristal yapılı tek fazlı homojen yapılardır. Yapı kübik yüzey merkezli olup katı çözelti alfa fazı olarak tanımlanır. Alaşımın çinko içeriği arttıkça mukavemeti de artar, çünkü alfa katı çözeltisi bakır ve çinko atomlarının çapları birbirine yakın olduğundan değişik atomlu olarak teşekkül eder ve kafeste bakır atomlarının yerlerine çinko atomları girebilir. Çinko atomlarının çapları bakır atomlarının çapından biraz daha büyük olduğundan atomlar arası mesafe biraz büyür ve kafes parametresinde kısmen büyüme görülür. Bu sayede meydana gelen gerilmeler sertliğin artmasını sağlar. En yüksek deformasyon derecesi %28 çinkolu pirinçte görülmektedir. Alfa fazı bakır içerisinde çinko çözünürlüğünün düşük olduğu fazdır ve korozyona karşı direnci oldukça iyidir.(Akgün,2000)(DIN,1991)

Beta fazı ise bakır içerisindeki çinko çözünürlüğünün yüksek olduğu bir fazdır. Pirinç alaşımlarında %32-37 aralığında yapı bir miktar beta fazı içermektedir. %37-46 çinko aralığında ise alaşım alfa ve beta fazlarını bir arada bulundurur ve heterojen bir yapıya sahiptir. Beta fazı kübik hacim merkezli küp olarak tanımlanabilir. Alfa ya göre kırılma ve sert bir yapıya sahip olmasının yanında sıcakta iyi şekillendirilebilir. (Akgün, 2000)

Bu yapı %45'in üzerinde çinko içeriğine sahip alaşımlarda %46,5-50 çinko aralığında ve yavaş soğutma yapıldığında yapıya tamamen beta fazı hakimdir.(Akgün, 2000)

Pirinç alaşımlarında mevcut bir diğer faz ise gama fazıdır. Bu faz yapısının endüstriyel olarak kullanım alanı yoktur. Gama pirinci %45 çinkodan sonra görülmeye başlar ve ne sıcakta ne de soğukta işlenmeye sahiptir.(Akgün, 2000)



Şekil 6.2 Pirinç ısıtıl işlem denge diyagramı.(Akgün, 2000)

Yukarıdaki diyagramda bakır çinko alaşımlarının tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak malzemenin işlenebilirlik özelliklerindeki değişim görülmektedir. Pirinç alaşımlarının ekstrüzyon sıcaklıkları, yeniden kristalleşme sıcaklıkları , gerilim giderme tav sıcaklığı ve işlenebilirlik özellikleri tespit edilebilir.(Akgün, 2000)

Şekil itibariyle alfa fazının soğuk deformasyon dışındaki tüm özellikleri kötüdür.belli bir miktar soğuk deformasyona maruz kalmış pirinç alaşımına uygulanacak yeniden kristalleşme tav sıcaklığının 500-600°C aralığında olacağı görülür. Ayrıca alaşımların gerilim giderme tavlama 350°C'yi aşmayacağı yine bu diyagramdan tespit edilebilir.(Akgün, 2000)

6.2.1 Korozyon Özellikleri

Pirinç alaşımlarında en çok karşılaşılan korozyon tipi çinkosuzlaşma denilen özel korozyon tipidir. Burada söz konusu olan sadece çinkonun ayrılması değil bütün pirincin yani hem bakırın hem de pirincin ayrılması söz konusudur.(Ersümer, 1976)

Bu olay başlangıç durumunda belli olmadan bütün parçayı tamamen harap edebilir. Özellikle böyle bir tehlikeye asitli ve tuzlu ortamlarda çalışan borularda rastlanır. Önleme çaresi olarak

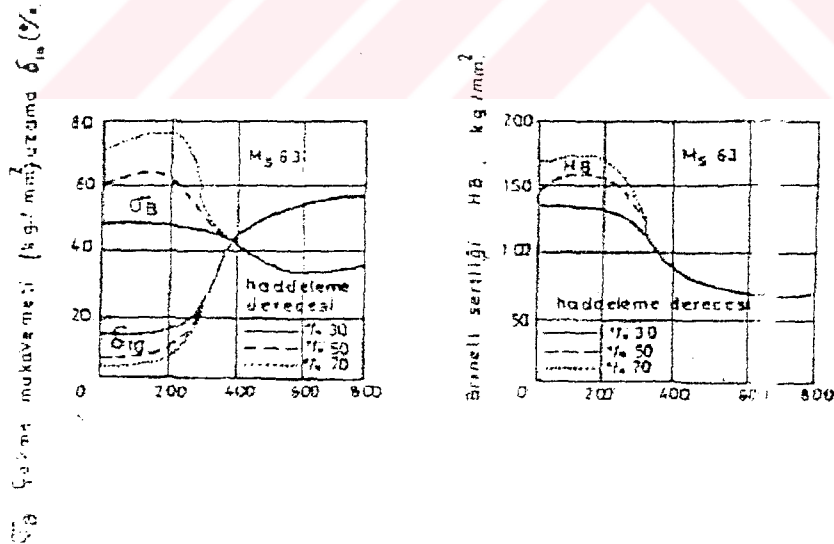
özel pirinç mesela; kondansör borular için özel pirinç kullanılması, şartlar fazla ağırsa çok az fosfor veya arsenik kullanılması tavsiye edilir. Pirinçlere mahsus bir diğer olay ise %90'dan az bakır bulunması halinde "Gerilmeli Korozyon" eğilimidir. Yüzeyde çekme gerilmelerinin etkisi altında bulunan parçalar, herhangi bir dış sebep görülmediği halde ani olarak çatlayabilir. Havadaki çok az amonyak miktarının dahi, çatlamalara sebebiyet vereceği bilinmektedir.(Ersümer, 1976)

6.2.2 Manyetik Özellikleri

Genel olarak pirinç'de bakır gibi manyetik özellik göstermez. Bununla beraber yüzeyde sadece birkaç demir ihtiva etmesi halinde manyetiklik gösterir. Takım aşınmasından dolayı yüzeyde az miktarda demir bulunmasıyla bu durum da meydana gelebilir. Özellikle elektrik ve manyetik ölçme cihazları için az demirli pirinçler kullanılır. (Ersümer, 1976)

6.2.3 Isıl İşlem Özellikleri

Soğuk şekillendirme neticesinde her metal pekleşir. Bu durum sertlik yükselmesinden dolayı bir taraftan arzu edilirken, diğer taraftan malzemenin müteakip şekil değiştirmeleri güçleşeceğinden istenmez. Pirinç ve diğer metallerdeki akma sınırı sertlik ve mukavemet yükselişi tavlama ile tamamen veya kısmen giderilebilir.(Ersümer, 1976)



Şekil 6.3 MS 63 (CuZn37) Soğuk çekmeden geçtikten sonraki yumuşama tavlamasının mekanik etkileri.(Akgün, 2000)

Çinkonun alfa ve beta katı çözeltisi içerisindeki çözünebilirliği sıcaklığa bağlı olduğundan bunun dışında β yapısından β' yapısına yaklaşık 450-470°C arasında dönüşüm meydana

geldiğinden ısı ile işlemle fiziksel özellikler değiştirilebilir. Bu dönüşüm düşük sıcaklıklarda difüzyon hızı dönüşüm için gerekli olandan çok yavaş gelişir. MS 63 alaşımında oda sıcaklığında yalnız alfa yapısı mevcuttur. 650°C üzerindeki sıcaklıklardan yapı ani olarak soğutulursa artan soğutma sıcaklığında yapıda beta kristali kalır.(Ersümer, 1976)

Sonuç itibariyle MS 63 için çok önemli olan yumuşatma tavlama sıcaklığı, çok yüksek seçilirse soğumadan sonra yapıda beta kristalleri kalacağından şekil değiştirme özellikleri kötüleşir. MS 63 tavlama sıcaklığı bu yüzden 600°C 'yi geçmemelidir.(Ersümer, 1976)

Pirinç alaşımlarına genelde dört çeşit ısı ile işlem uygulanmaktadır:

1. Soğuk işlenmiş yapıyı yumuşatmak için yapılan tavlama. Bunlara yeniden kristalleşme ve tane büyümesi için yapılan tavlama ile ulaşılır.
2. Çatlamların önlenmesi için yapılan gerilim giderme tavlama. Bu işlem metali yumuşatma ve yeniden kristalleştirme derecelerinden daha aşağı derecelerde olur.
3. Solüsyon işlemi ve çökeltme sertliği bazı özel bakır alaşımları için uygulanan ısı ile işlemidir.
4. Bazı blok ve sıcak çalışılan metallerde bulunan parçaların solüsyonunun emilmesi için yapılır. Bu işlemin uygulandığı alaşımlar kalay ve nikel ihtiva eder.(Ersümer, 1976)

Gerilim giderme tavlama ile iç gerilmelerin kaldırılması uygun tavlama veya mekanik işlemlerle yapılabilir. Hem mekanik hem de termal işlemin kombinasyonu sık olarak kullanılır. Gerilmeyi gidermek için tavlama, yeniden kristalleştirme derecesinin altında yavaş ve düzgün olarak yapılır.(Ersümer, 1976)

Difüzyon yoluyla kimyasal ayrıştırmayı azaltmak veya yok etmek için bir alaşımı yüksek sıcaklıkta ve uzun zaman ısı işlemine tutma ise homojenleştirme tavlama olarak adlandırılır. %70 'den fazla bakır bulunduran Cu-Zn alaşımlarında ayrılma veya çekirdeklenme pek görülmez. %70-58 bakır taşıyan ticari alaşımlarda ise artan bir şekilde görülür. Bakır ve kalay alaşımları ise (%8 Sn) , kalıpta donarken ciddi ayrılmalar gösterir.(Ersümer, 1976)

Dökme alaşımının çatlamadan soğuk işleme dayanabilmesi için, 760°C 'de bir süre homojenleştirme işlemine tabii tutulur. Bu tekrarlanan tavlama mamül malzemede ayrışmayı ortadan kaldırır. (Ersümer, 1976)

Tavlama işlemlerinden biri olan ve malzemenin yumuşaması için kullanılan kendine gelme yönteminde 0,5 Tm sıcaklıklarda yüksek ısı enerjiden dolayı atomlar boş noktalara kolaylıkla hareket edebilirler ve yer değiştirebilirler. Sonuç itibariyle malzemenin mukavemeti düşer. Bu sıcaklık değerine ulaşılmadan önce artan atomik hareketlilik nedeniyle (0,3-0,5Tm arasında) dislokasyonların dizilerek alt tane sınırlarını ve düzenli hücreleri (alt tane) meydana getirmesine neden olur. Yeterli bir zaman beklenildiği takdirde ise deformasyonla oluşan sertlik değerlerinde bir azalmanın meydana geldiği söylenebilir. Fiberimsi mikro yapıda ise gözle görünür herhangi bir değişim meydana gelmez. Kendine gelme tavlama yüksek mukavemetli fakat kabul edilebilir süneklikte malzeme üretimi için kullanışlı bir yöntemdir. (Çiğdem, 1996)

Bilinmesi gereken bir diğer önemli konu ise termomekanik işlem için gerekli olan yeniden kristalleştirme özellikleridir. Yeniden kristalleştirmenin bazı kuralları şu şekilde sıralanabilir:

1. Belli bir eşik soğuk şekillendirme derecesi aşılmadan tavlama ile yeniden kristalleşme enerjisi elde edilmez.
2. Daha düşük sıcaklıkta (En az yeniden kristalleşme sıcaklığı üstünde) uzun süre tavlama ile daha iyi çekirdeklenmiş taneler elde edilir.
3. Aynı tane boyutunda oluşmuş bir yapı elde etmek için eğer daha yüksek bir sıcaklık seçilmişse tavlama süresi azaltılır.
4. başlangıç deformasyonu ne kadar yüksek seçilirse yeniden kristalleşme için uygulanacak tavlama sıcaklığı o kadar düşer.
5. Yapı içerisinde çözünemeyen partiküllerin varlığı tanelerin büyümesini engelleyeceğinden tane yapısı küçük kalabilir. (Çiğdem, 1996)

Yeniden kristalleştirme işleminde 0,5Tm sıcaklıkları üzerinde atomlar hareket ederek nispeten dislokasyonlar dan arındırılmış (düşük dislokasyon yoğunluklu) çekirdekleri oluştururlar ve bunlar büyüyerek yüksek açılı tane sınırlarını meydana getirirler. Daha sonra yüksek açılı tane

sınırı göçü ile çekirdekler büyüyerek deformasyonlu bölgeleri tamamen süpürürler ve yeniden kristalleştirme tamamlanır. Bundan sonraki kademelerde ise yüksek açılı (10^0 >) tane sınırlarının oluşumu ile çekirdeklenme tamamlanır ve yüksek açılı tane sınırı göçü ve tane büyümesi kademesi başlar. Değişik noktalarda oluşan çekirdekler yüksek açılı tane sınırlarını meydana getirirler ve tane sıfatını kazanırlar. Göç, tane sınırları birbirlerine temas edene kadar devam eder. Tanelerin birbirleri ile temas etmesi sonrasında primer yeniden kristalleştirme tamamlanır ve tane kabalaşması veya ikincil hatta üçüncül yeniden kristalleştirme evreleri başlar. (Çiğdem,1996)

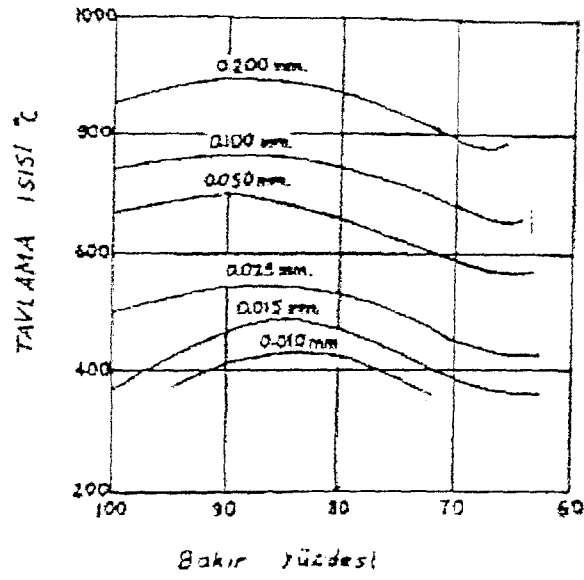
Saf malzemeler düşük sıcaklıkta rekristalize olurken alaşım veya emprüte elementler dislokasyonları frenleyerek yeniden kristalleştirmeu önleyici etkide bulunduklarından alaşım yüksek sıcaklıklarda yeniden kristalleştirme gösterir. Matriste çözünen alaşım elementleri yeniden kristalleştirmeu geciktirir. Benzer şekilde matriste çok ince boyutlarda çökelen ikinci partiküller yeniden kristalleştirmeu frenleyerek partiküllerce önlenmiş yeniden kristalleşme olayını gerçekleştirirler. (Çiğdem,1996)

6.2.4 Tane Boyutu

Tane büyüklüğü ve soğuk çalışılabilme ilgisi, bakır ve bakır alaşımları için Çizelge 6.1'de gösterilmiştir. Bu tablo 65-35 ve 70-30'luk gibi düşük bakır alaşımları için daha geçerlidir. Yüksek bakırlı alaşımlar daha çok kırılgan olup, soğuk işlemeyle çabucak sertleşmezler. 0,035mm nominal tane büyüklüğü derin çekme için normaldir. Gerekli bileşenlerin tane yapısına göre değişimleri de Şekiller 6.4 ve 6.5'te gösterilmiştir. (Ersümer, 1976)

Çizelge 6.1 Tavlanmış bakır alaşımlarının soğuk işlenmesi için tane büyüklükleri(Ersümer, 1976)

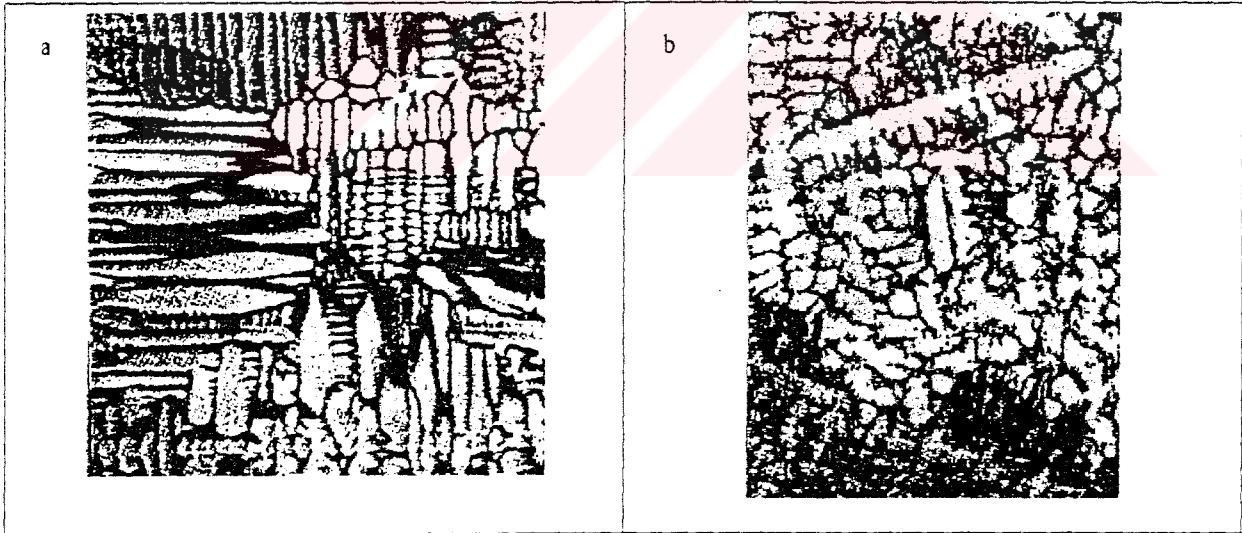
Normâl tane. (mm)	Tipik Kullanılış
0,015	Hafif deformasyon
0,025	Tel Çekme
0,035	Çekmede en iyi çap
0,050	Derin çekme
0,070	Kalın çekme

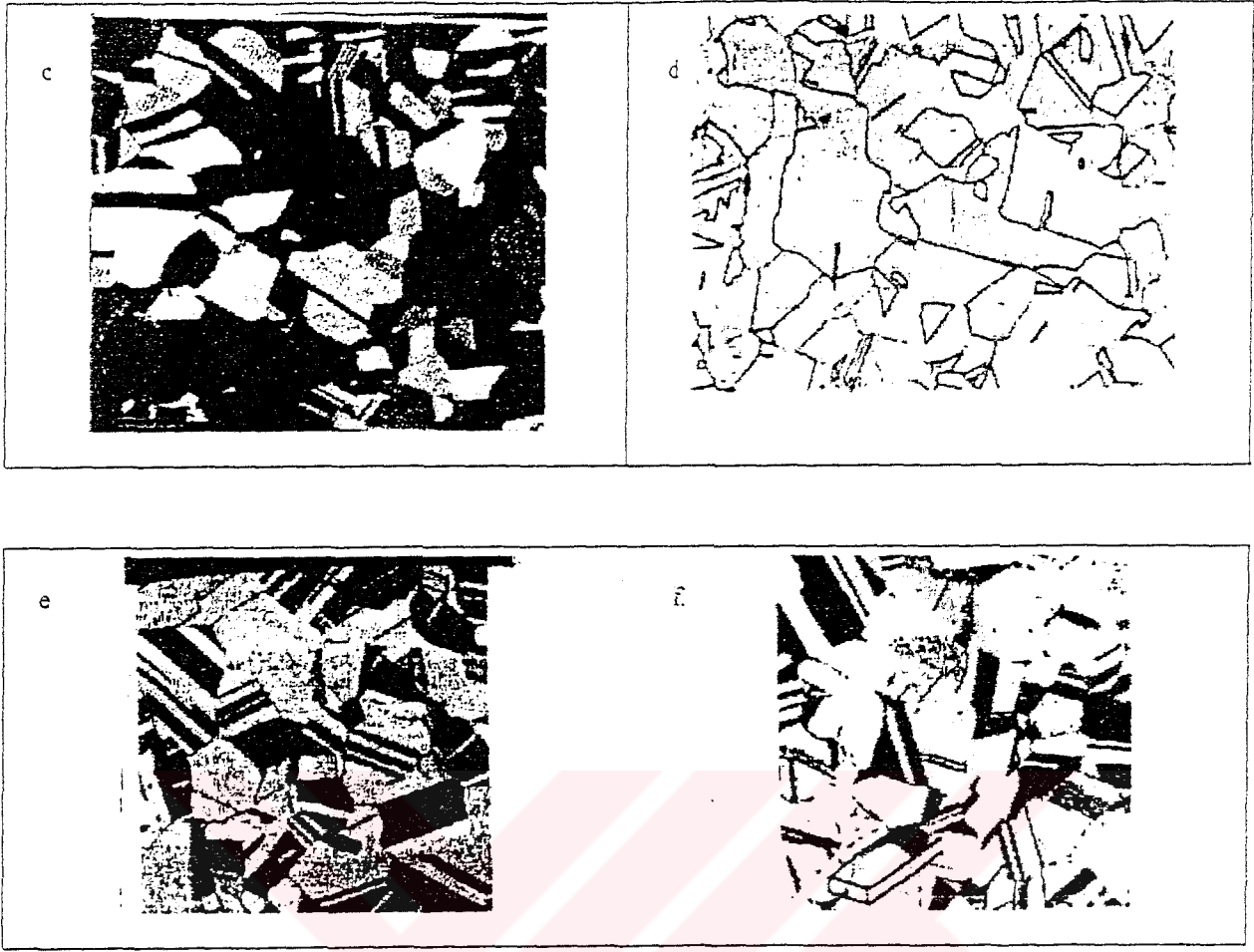


Şekil 6.4 Tane çaplarına ve bakır yüzdelatine göre tavlama sıcaklığı.(Ersümer, 1976)

Aşağıda ise çeşitli bakır ve pirinç alaşımlarının tane yapıları ve özellikleri gösterilmiştir.

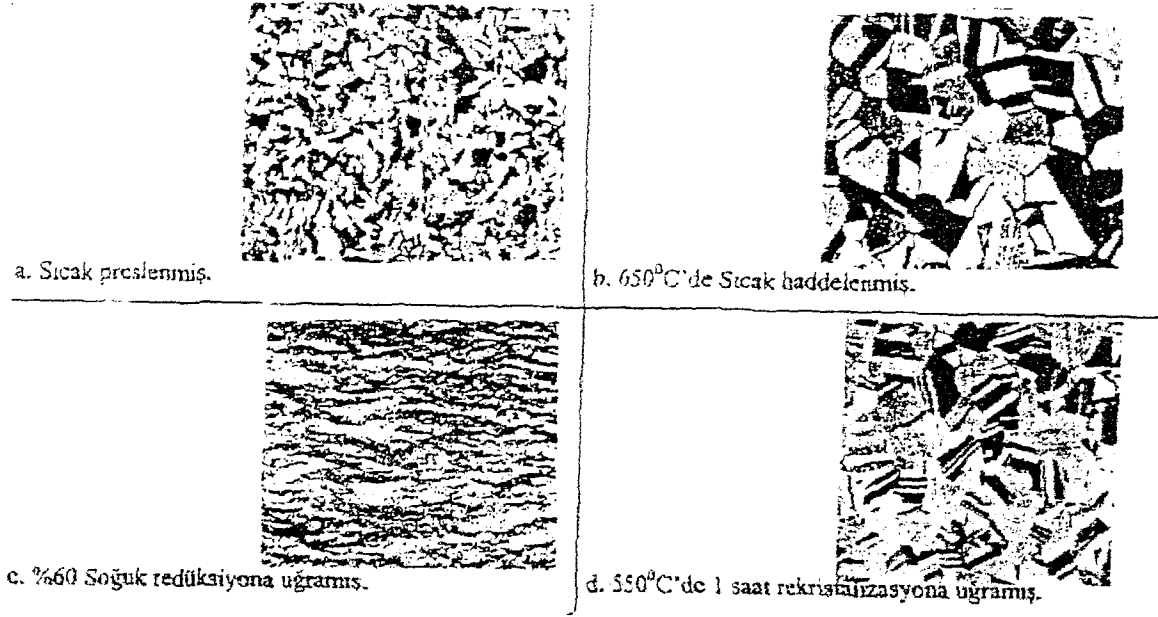
(ASM, 1999)





Şekil 6.5 a,b,c,d,e ve f ASM'den alınan çeşitli mikroyapı örnekleri. (ASM, 1999)

Şekiller 6.5 incelendiğinde, a. ETP bakırının (%99,90 Cu) döküm yapısı. Dendritik yapılar açıkça görülüyor. 5X, b. CuZn36 Pb3 Otomat pirinci döküm yapısı. Koyu bölgeler alfa fazının birincil dendrit yapısı olup, kurşun küresel formda görülmektedir, c. Fişek pirinci (CuZn30) mikroyapısı. Malzeme tavllanmış ve kontrastın artırılabilmesi için polarize ışık ile aydınlatılmıştır, d. OF bakırının (%99,99) soğuk işlenmiş 30 dk. 850°C'de tavllanmış görüntüsü, rekristalize olmuş taneler ve ikiz teşeküller görülmektedir, e. Fişek pirinci (CuZn30). 10mm kalınlığa sıcak haddelenmiş, 15µm tane boyutuna tavllanmış daha sonra 6mm kalınlığa %40 soğuk haddelenmiş ve 120µm tane boyutuna tavllanmış mikroyapılar görülmektedir. Solda hadde yönüne doğru sağda ise hadde yönüne dik bölgenin mikroyapı görüntüsü alınmıştır.



Şekil 6.6a,b,c,d Pres,soğuk ve sıcak şekillendirme,yeniden kristalleştirme sonucu CuZn37(MS 63) malzeme için mikroyapılar. a. Sıcak preslenmiş. b. 650°C'de Sıcak haddelenmiş c. %60 Soğuk redüksiyona uğramış. d. 550°C'de 1 saat yeniden kristalleştirme uğramış. (Albert, 1963)

6.3 Alaşım Elementlerinin Etkisi

Temelde bakır ve çinko elementlerinden oluşan pirinç alaşımları içerisinde üretim sırasında gerek emprüte olarak istenmeyerek girmiş ve gerekse istenerek ilave edilmiş bir takım alaşım elementleri vardır. Bunların başlıcaları kurşun ,kalay, alüminyum, demir, antimuan , nikel , silisyum, arsen ve mangandır. Bu alaşım elementleri pirinç alaşımı içerisinde çok düşük miktarlarda bulunmasına rağmen malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerine etkisi söz konusudur. Bu etkiler kısaca şöyle incelenebilir:

Düşük miktarda kalay ilavesi ile malzemenin sertliği arttırılırken sünekliğinde azalma görülür. Demir, alaşımı sertleştirir, alaşımın tane boyutunu azaltır ve işlenebilirliği düşürürken dövülebilirliği arttırır. Mangan ise mukavemeti alaşım içerisindeki demirin çözülebilirliğini ayrıca alüminyumun alaşım içerisindeki kırılganlığını da iyileştirir. Fakat pirinci son derece sert yapar. Az miktarlarda silisyum ilavesi mukavemette artış sağlarken yüksek miktarlardaki ilaveler kırılganlığı arttırır ve mukavemete düşüşe yol açar. Nikel malzemeye dayanım özelliğini kazandırır ve beraberinde tokluğu da arttırır. Fakat nikelin varlığı durumunda yapıda silis de mevcut ise pirinç son derece sertleşir. Antimuan ve arsen %0,02 üzerinde kırılganlığa neden olurken bu değer altında mevcut olması durumunda alaşımın bir korozyon türü olan çinkosuzlaşmaya karşı direnci iyileşir.(Akgün, 2000)

Bu arada en önemli alaşım elementlerinde biri olan kurşun bakır alaşımları içinde çözülmez fakat alaşımın ana yapısının içerisinde homojen olarak ince dağılım gösterir. Ayrıca yağlayıcı etkisinden dolayı kesme takımlarının işini kolaylaştırır ve takımın aşınmasını önler.(Akgün, 2000)

6.4 Soğuma Hızının Etkisi

Pirinç malzemelerinin metalografik faz yapılarında etkili olan bir diğer faktör malzemenin üretim esnasında maruz kaldığı soğuma hızıdır. Yapının soğuma hızına bağlı olarak değişimi de söz konusudur. Dengeli bir soğuma sonrasında oda sıcaklığında alfa ve beta fazlarını bir arada içeren çift fazlı pirinç malzemeler ısıtmaya başlandığında yapılarında mevcut alfa fazının yerini beta fazının almaya başladığı ve böylece beta yüzde miktarının giderek arttığı bilinmektedir.(Akgün, 2000)

Alfa fazının beta fazına dönüşümü yavaş iken ,beta fazının alfa fazına dönüşümü oldukça hızlı gerçekleşir. (Akgün, 2000)

6.5 Alaşımların Şekillendirilmesi

Diğer benzer metal alaşımlarında olduğu gibi yeniden kristalleştirme sıcaklığı üzerinde yapılan deformasyon işlemi sıcak şekillendirme olarak adlandırılırken, bu sıcaklığın altında yapılan deformasyon işlemleri ise soğuk şekillendirme olarak adlandırılır. Tez de yapılan deneysel çalışma doğrultusunda sıcak şekillendirmeden ziyade pirinç alaşımlarının soğuk deformasyon ve ısıtma işlem etkilerinden bahsedilecektir.

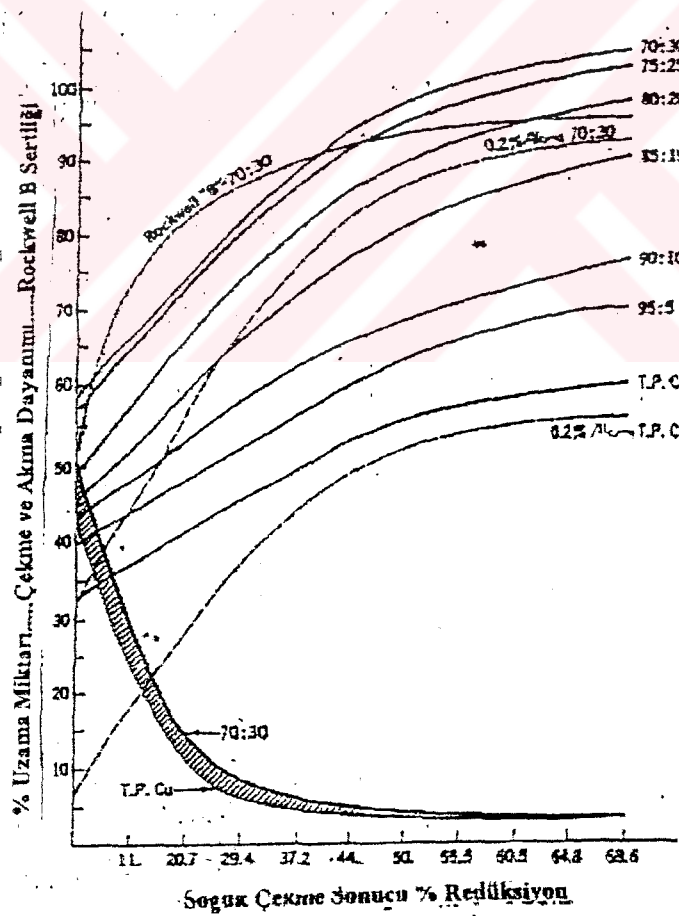
Metal alaşımları için birçok durumlarda soğuk işlemlerin limitleri küçüktür, çünkü metal gittikçe kırılma özelliğini artırır ve bir noktada kırılmaya başlar. Bu duruma giren metalin tekrar soğuk işleme tabi tutulması için yeniden ısıtılıp soğutulması gereklidir.(Ersümer, 1976)

Soğuk deformasyon esnasında metali meydana getiren taneler uzar ve şekilleri bozulur, ayrıca şiddetli deformasyondan dolayı mikroskop altında tanelerin seçilmesi zor olur. Örneğin deformasyona uğramış bir boru parçasının dış yüzeyi düzgün ve sürtünmeden dolayı da parlak olur. Fakat bu yüzey soğuk deformasyon esnasında serbest olarak meydana gelirse, her kristalin ayrı şekilde deformasyona uğraması yönünden kaba ve düzgün olmayan bir şekilde

olur. Düzgünsüzlüğün (kabalığın) derecesi tane büyüklüğüne bağlı olup parlatma yapılacak ürünlerde çok önemlidir.(Ersümer, 1976)

Tamamen tavllanmış olan metallerde kırılma oranı yüksek kuvvet ise azdır. Uzama değeri metalin soğuk işlenmeye olan uygunluğunu belirtir. Uzama değeri aynı zamanda soğuk çekmeye olan dayanıklılığı gösterir. Fakat bu değerler tavlandıktan sonra tekrar işleme girecek olan metaller için kritik teşkil etmez. Örneğin bir boru için kesit azalma değeri soğuk işlemle azalır ,fakat bu azalma uzama değerinin azalmasından yavaştır. Kesit azalma değeri metalin tekrarlanan çekme operasyonuna olan kabiliyetini gösterir. Pirinç daha çabuk kesit azalmasına uğradığından soğuk işlem esnasında daha sık olarak tavlınmaya ihtiyaç gösterir.(Ersümer, 1976)

Soğuk şekillendirme etkilerinin incelenmesi ve termomekanik işlemler doğrultusunda çeşitli verilerin elde edilmesi amacıyla çeşitli bakır alaşımları için bazı çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmaların örnek şekilleri aşağıdaki gösterilmiştir.(Albert,1963)



Şekil 6.7 Soğuk haddelemenin alfa katı çözelti pirinçlerindeki çekme mukavemeti değerlerine etkileri. Akma dayanımı değişimleri ve rockwell sertliklerindeki değişimler de ilgili

malzemeler için verilmiştir. (Brick,Gordon,Artur, 1965)

Bilinmesi gereken bir diğer konu ise,deforme edilen ve daha sonra tavlanan her pirinç yapısında ikiz bant yapısının oluşmasıdır. Burada yapıda var olan ikiz bantların sınırlarında meydana gelen kaymalar ve bu bantların paralel kenar olmaları sonucu mikro yapıda ikiz bir görüntü oluşmaktadır.(Albert,1963)

6.6 Deneysel Çalışma

Deneysel çalışma, Öztürkler Metal San. ve Tic A.Ş. laboratuvarında gerçekleştirilmiş ve 18x0,80 ölçülü CuZn37 F29 (MS 63) pirinç borunun termomekanik işlem kademeleri, ayrıntılı olarak hem mekanik hem de mikroyapı özellikleri doğrultusunda irdelenmiştir.

Genel bir anlatım yapılacak olursa firmamız boru üretim akış şeması aşağıda verilmiştir. Hazırlanılan akış şeması 1,2,3 ve imalat planı ISO 9001-2000 kalite sistemi doğrultusunda hazırlanmıştır. Bu çalışmada, yukarıda da izah edildiği gibi MS 63 malzeme üzerinde yoğunlaşılacaktır.

Ürettiğimiz MS 63 boru için, akış şemaları, imalat planları,tablo ve mikroyapı resimleri çalışmanın sonunda gösterilmiştir.

6.6.1 İşlem Kademeleri

Sürekli dökümden sonra üretmiş olduğumuz MS 63 pirinç kütükler yaklaşık 26cm boylara kesilerek 1000 tonluk presin tavlama ocağında yaklaşık 1,5-2 saat 750 °C de tavlandı. Burada malzeme yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıkta preste basılarak sıcak şekillendirme sağlanmaya çalışılmıştır.

Pres kalıbı 36x30 olarak ayarlandıktan sonra uygun sıcaklıkta tavllanmış olan kütükler 1000 tonluk preste basıldı ve havada soğumaya bırakılan malzemedan belli ölçüde numune kesildi. Numunenin kesme işlemi bor yağlı testere ile tane yapısına zarar gelmeyecek şekilde yavaşça yapıldı. Elde edilen bu numune “1” numaralı numune olarak adlandırıldı. Numune aldığımız borular asitlenip sabunlu su banyosuna daldırıldıktan sonra uç açılma işlemi yapıldı ve 1.haddede 36x30’dan 32x28 ölçüye soğuk olarak çekildi. Çıkan borudan yine yukarıda anlatıldığı gibi belirli ölçülerde numune alınarak üzerine “2” numarası yazıldı. 32x28 ölçüye sahip borular daha sonra yaklaşık 550°C de 45 dakikalık bir ara tav işlemine maruz bırakılarak soğuk deformasyonla kazanılan sertlik değerleri düşürülmeye çalışılmış; malzeme yeniden kristalleşerek sonraki çekme işlemine hazır hale getirilmesi arzu edilmiştir. Tavlanan

borulardan benzer şekilde numune kesilerek üzerine “3” numarası yazılmıştır. Ara tav işlemine maruz bırakılan borular daha sonra 2. hadde de 32x28 ölçüden 28x25 ölçüye çekilmiştir. Çekilen malzemedan alınan numune “4” numarası ile ifade edilmiştir.

Termomekanik işlem gereği ,proses kademelerinin azaltılması ve maliyet etkenleri doğrultusunda 28x25’lik borular tekrar tavlanmadan soğuk çekme işlemine maruz bırakılarak 25x22,5 ölçüye çekilmiş ve alınan numune “5” numarası ile ifade edilmiştir. Malzeme 500⁰C’de 1 saat tavlanmış ve “6” numaralı numune elde edilmiştir. Tavlanan borular 22x20 ölçüye 3. hadde ile çekildikten sonra “7” no’ lu numune kesilmiştir. 22x20 ölçülü borular 500⁰C’de 2 saat tavlanarak “8” no’lu numune kesilmiştir. Bu ölçüdeki borular 4. hadde ile 18x16,4 ölçüsüne soğuk çekilmiştir. Kesilen numune “9” no’lu numune ile işaretlenmiş olup (18x0,8) numunenin son olarak uygun sertliğe gelebilmesi için (70 HB) 450⁰C’de 1 saat 20 dk. tavlanmıştır. Bu numune “10” numaralı numune olarak işaretlenmiştir. Anlatıldığı gibi termomekanik işlemin her kademesi için numune alınmış ve numaralandırılmıştır.

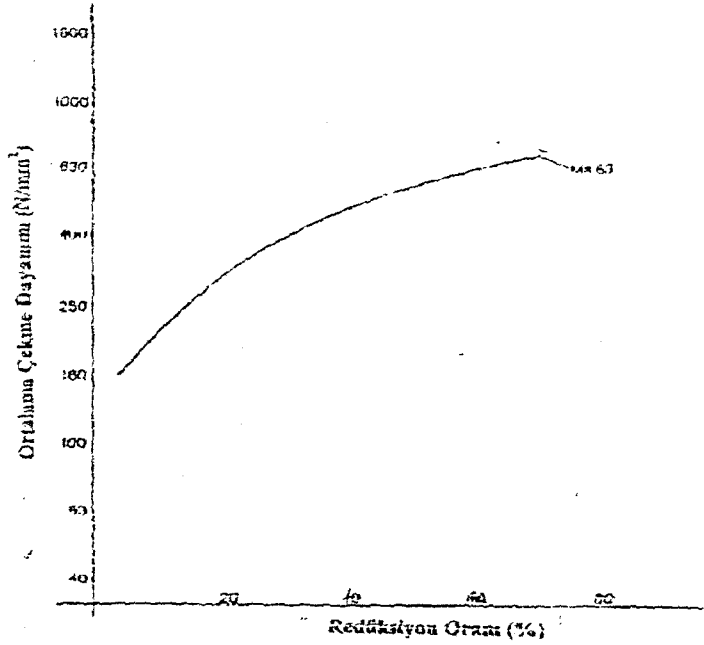
6.6.2 Numunelerin Hazırlanması

Numuneler bu şekilde kesildikten sonra dikey olarak numune hazırlama cihazında hazırlanmıştır. Kaba zımpara için 600 mesh’lik ,ince zımpara için 800 mesh’lik zımparalar kullanılmıştır. Parlatma kademesinde ise; kaba parlatma için 10µm’lik ,ince parlatma için ise 6 µm’lik elmas pasta kullanılmıştır. Kesilen boruların dikine bölümleri numune hazırlama cihazı ile hazırlanarak HV optik sertlik ölçme cihazıyla sertlikleri ölçülmüş ve sonuçlar her kademe için Ek 1’de gösterilmiştir.

Yapılan termomekanik işlem sırasında borularda meydana gelen % uzama değerleri ve redüksiyon oranları da yine her kademe için hesaplanmış ve Ek 5’de gösterilmiştir.

Numunelerin mikro yapılarının incelenmesi için borular enine kesilerek, malzemenin deformasyon sonucu oluşmuş yapılarının görülmesi ve tekrar yapılan ısı işlem ile tane yapısındaki düzelmenin incelenmesi istenmiştir. Bu bağlamda numuneler freze tezgahında bor yağlı soğutma kullanılarak enine kesilmiş ve yukarıda sözü edilen yüzey hazırlama işlemleri yapılmıştır. Dağlama işlemi ise yaklaşık %40’lık HNO₃ çözeltisi ve %10’luk FeCl₃ çözeltisi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numuneler fotoğraflı bir mikroskop kullanılarak 100 büyütmede resimlenmiş ve yerleştirilmiştir.

Hesaplanan redüksiyon oranlarının MS 63 malzemede çekme dayanımına etkileri de şu şekilde gösterilebilir:



Şekil 6.8 Redüksiyon – Çekme dayanımı.

6.7 Sonuçlar

Yapılan çalışmalar sonucunda termomekanik işlemin malzemenin mukavemet, şekillenme, sertlik ve tane yapısı üzerindeki etkileri incelenmiş ve sonuçlar çizelgeler ve şekiller halinde çıkartılmıştır. Deneysel sonuçları sırasıyla şu şekilde açıklayabiliriz:

1. Deformasyon sonrası yapılan ara tavlama sonucunda meydana gelen fibero yapı yerini hemen hemen eş eksenli ve ince tanelere bırakmıştır.
2. Deformasyon miktarının artırılması ile sonraki kademede kullanılacak olan ısıt işlemin süresi azalmaktadır.
3. Deformasyon ve ısıt işlemin birbiri ardına uygulanmasıyla malzeme üzerine istenilen sertlik ve mukavemette özellikler ve ölçüler yakalanabilir.
4. Malzeme üretimi esnasında istenilen ölçülerin sağlanması sayesinde enerji

ve üretim maliyetlerinde düşüş sağlanmaktadır. İstenilen özelliklere daha hızlı ulaşılabilmektedir.

5. Yapılan tekrarlı işlemler sayesinde mühendislik alaşımları için istenen ince ve homojen yapı sağlanabilmektedir.

6.8 Şekiller



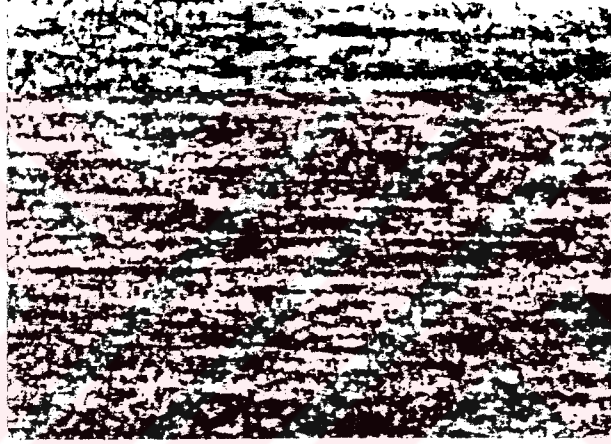
Şekil 6.9 Numune No:1 (100X). Yaklaşık tane boyutu 65-85µm



Şekil 6.10 Numune No:2



Şekil 6.11 Numune No:3 (100X) Yaklaşık tane boyutu 30-35 μ m



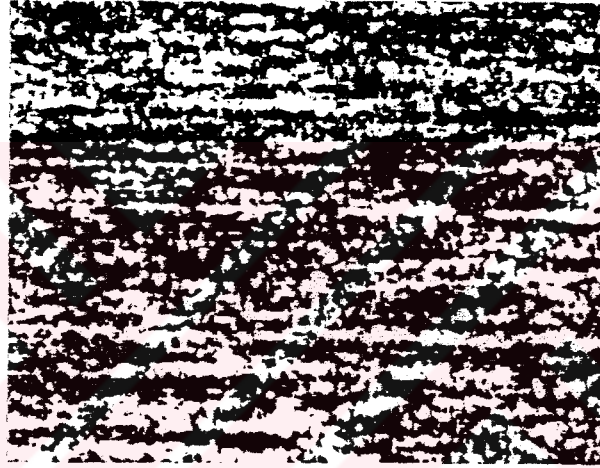
Şekil 6.12 Numune No:4



Şekil 6.13 Numune No:5



Şekil 6.14 Numune No:6 (100X). Yaklaşık tane boyutu 35-45 μ m



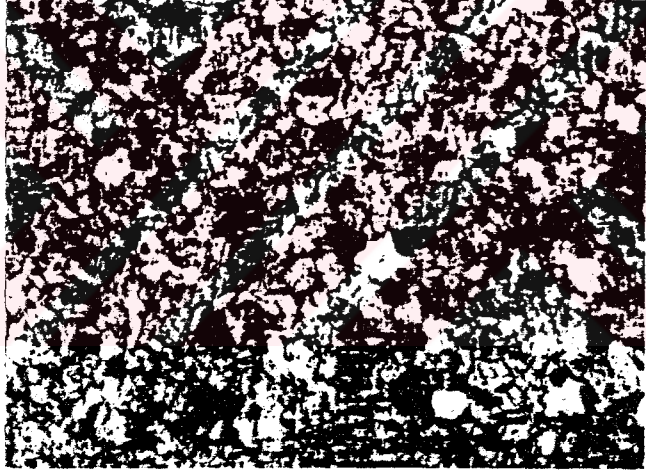
Şekil 6.15 Numune No:7



Şekil 6.16 Numune No:8 (100X). Yaklaşık tane boyutu 40-45 μ m



Şekil 6.17 Numune No:9



Şekil 6.18 Numune No: 10 Yaklaşık tane boyutu 40-45 μ m

KAYNAKLAR

ASM Handbook CD-2 (1999), Volume 04,"Heat Treating".

Topbaş A., (1993), "Isıl İşlemler", Yıldız ,İstanbul.

Topbaş A., (1993), "Endüstri Malzemeleri" Cilt 1, Yıldız,İstanbul.

8. Uluslar arası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı,(1994), Cilt 1.

Topateş T., (1995), "Mikroalaşımli Çeliklerin Termomekanik İşlemi Sırasında Değişen Proses Parametrelerinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisi", Kimya-Metalurji Fakültesi ,Y.Lisans Tezi,Y.T.Ü ,İstanbul.

Bakkaloğlu A.,(2000), "Termomekanik Haddeme Prosesinin Esasları",YTUD , 57-65,İstanbul.

Bakkaloğlu A.,(1994), "Mikroalaşımli Çeliklerin Termomekanik İşlemleri ve Özellikler Üzerinde Proses Parametrelerinin ve Rekrystalizasyonun Etkisi "6.Uluslararası Makine Tasarımı ve İmalat Kongresi",O.D.T.Ü , 263-274, Ankara.

Tekin E.,(1994), "Mühendisler İçin Çelik Seçimi",2.Baskı,Yayın No:119,TMMOB, 276,İstanbul.

Paules J.R.,(1991), "Developments in HSLA Steels", JOM,41-43.

Çöl M.,Baydar Ö.,Karagöz Ş.,Ala F. ,(1997), "Mikroalaşımli Çeliklerde Termomekanik İşlem ve Endüstriyel Geliştirme Uygulamaları", 1.Isıl Isıl İşlem Sempozyumu, 112-114,İstanbul.

Asil Çelik ,(1994), "Mikroalaşımlama", Asil Çelik Teknik Yayınları,3-13.

Niobium ,(1995), "Niobium Information", CBMM/NBC, No: 9/95, Germany.

Koltuk F., (1997), "Mikroalaşımli Çeliklerin ikincil Sıcak Şekillendirilmesinde Özelliklerin Optimasyonunun İncelenmesi", Doktora Tezi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Y.T.Ü,İstanbul.

Önem Z.,(1999), "Mikroalaşımli Çeliklerin Termomekanik işlem Parametrelerinin, Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisi", Bitirme Tezi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Y.T.Ü İstanbul.

Belzunce F.J,Rodriguez C.,Fernandez F.,(1995), "Rolling Procedure and Thickness Effects On Strenght and Fracture Behavie of Microalloyed Steels", Materials Science and Technology, Volume:11, 252-256.

Stuart H.,(1991), "The Properties and Processing Of HSLA Steels", JOM,35-38.

Singh A.P.,Prasad A.,Prakash K.,Sengupta D.,Murty G.M.D.,Jha S.,(1999) "İnfluence Of Thermomechanical Processing and Accelerated Cooling On Microstructures and Mechanical Properties Of Plain Carbon and Microalloyed Steels", Materials Science and Technology, Vol:15,121-126.

Çeviker I., Karagöz Ş., (1993) "27MnSiVS6 Tipi Mikroalaşımlı Dövme Çeliklerinde Isıl İşlemin Mekanik Özelliklere Etkisi", 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı, Metalurji Mühendisleri Odası, 888, Ankara.

Beljajev A.I., Firsonova L.A., Repoport M.B., "Alüminyum Metalurjisi", yayın no: 99, TMMOB.

A.I.J.I., (1999), "Microstructure Formation of an Axis-Symmetrical Detail of AlSi7Mg with a Low and Counter Pressure Method", Aluminium Int. Journal of Industry, Research and Application, Volume:75.

Üçışık H., (1978), "Fiziksel Metalurji", İ.T.Ü, 65-78, İstanbul

ASM Handbook CD-1(1999), Volume:3, "Alloy Phase Diagram".

Ersümer A., (1978), "Alüminyum Alaşımlarının Isıl ve Mekanik İşlemleri", İ.T.Ü, 1-35, İstanbul.

Kayalı S., (1984) "Yüksek Mukavemetli Alüminyum Alaşımlarının Termomekanik İşlemi", II. Ulusal Alüminyum Kongresi, Seydişehir.

Sellers C.M, Zhu Q., (2000) "Microstructure Modelling of Aluminium Alloys During Thermomechanical Processing", Materials Science And Engineering, A280, 1-7.

Yang H.S, Mukherjee A.K, Roberts W.T., (1992), "Effect of Cooling Rate In Overageing and Other Thermomechanical Process Parameters On Grain Refinement In an AA 7475 Aluminium Alloy", JOM, 27, 2515-2524.

Gholinia A., Sarkar J., Withers P.J., Prangnell P.B., (1999), "Ultra Fine Grain Structures Formed By Thermomechanical Processing of Spray Cast Al-Li Alloys", Materials Science and Technology, Vol:15, 605-614.

Ridley N, Cullen E., Humphrey F.J., (2000) "Effect of Thermomechanical Processing On Evolution of Superplastic Microstructures in Al-Cu-Zr Alloys", Materials Science Center, Materials Science and Technology, 117-124.

İşler A., (1999), "Ti Alaşımlarının Isıl ve Mekanik Özellikleri", Y.lisans Tezi, İ.T.Ü, İstanbul.

Semiati S.L, Seetharaman V., Weiss I., (1997) "The Thermomechanical Processing of Alfa/Beta Titanium Alloys", JOM, 33-39.

Semiati S.L, Weiss I., (1999) "Thermomechanical Processing of Alfa/beta Titanium Alloys an Overiew", Materials Science and Engineering, A 263, 243-256.

Pototsky P., Mier H.J., Christ H.J., (1999), "Thermomechanical Fatigue Behavior of the High Temperature Ti Alloy IMI 834", Metallurgical and Materials Transactions A, 2994-3005.

Hamada K., Lee J.H., Mizuuchi K., Taya M., Inoue K., (1998) "Thermomechanical Behavior of TiNi Shape Memory Alloy fiber reinforced 6061 AL-Matrix Composite", Metallurgical and Materials Transactions A, volume 29A, 1127-1135.

Ersümer A., (1976) "Bakır Alaşımlarının Dökümü ve Isıl İşlemleri", İ.T.Ü Yayınları, 114-225, İstanbul

Oğuzhan A.,(2000) “Pirinç Alaşımlarının Hazırlanmasında Flaksların Etkisi” ,Yüksek Lisans Bitirme Tezi ,İ.T.Ü,1-11:33-35,İstanbul.

Çiğdem M., (1996), ” İmal Usulleri” ,Y.T.Ü Yayınları,İstanbul.

ASM Hanbook CD-4, (1999), “Metallography”, Volume 09.

Guy G., Albert.A.,(1963), ”Physical Metallurgy For Engineers, Üniversity of Florida”, 72-73,London.

Brick R.M., Robert G., Arthur P., (1965), “Structure and Properties of Alloys; The Applications of Phase Diagrams to the İnterpretation and Control of İndustrial Alloy Structures” ,89,New York.

DIN Deutsches İnstüt Für Normung e.v (1991), Oscar Zach GMBH &Co.KG, Berlin, DEUTSCHLAND.

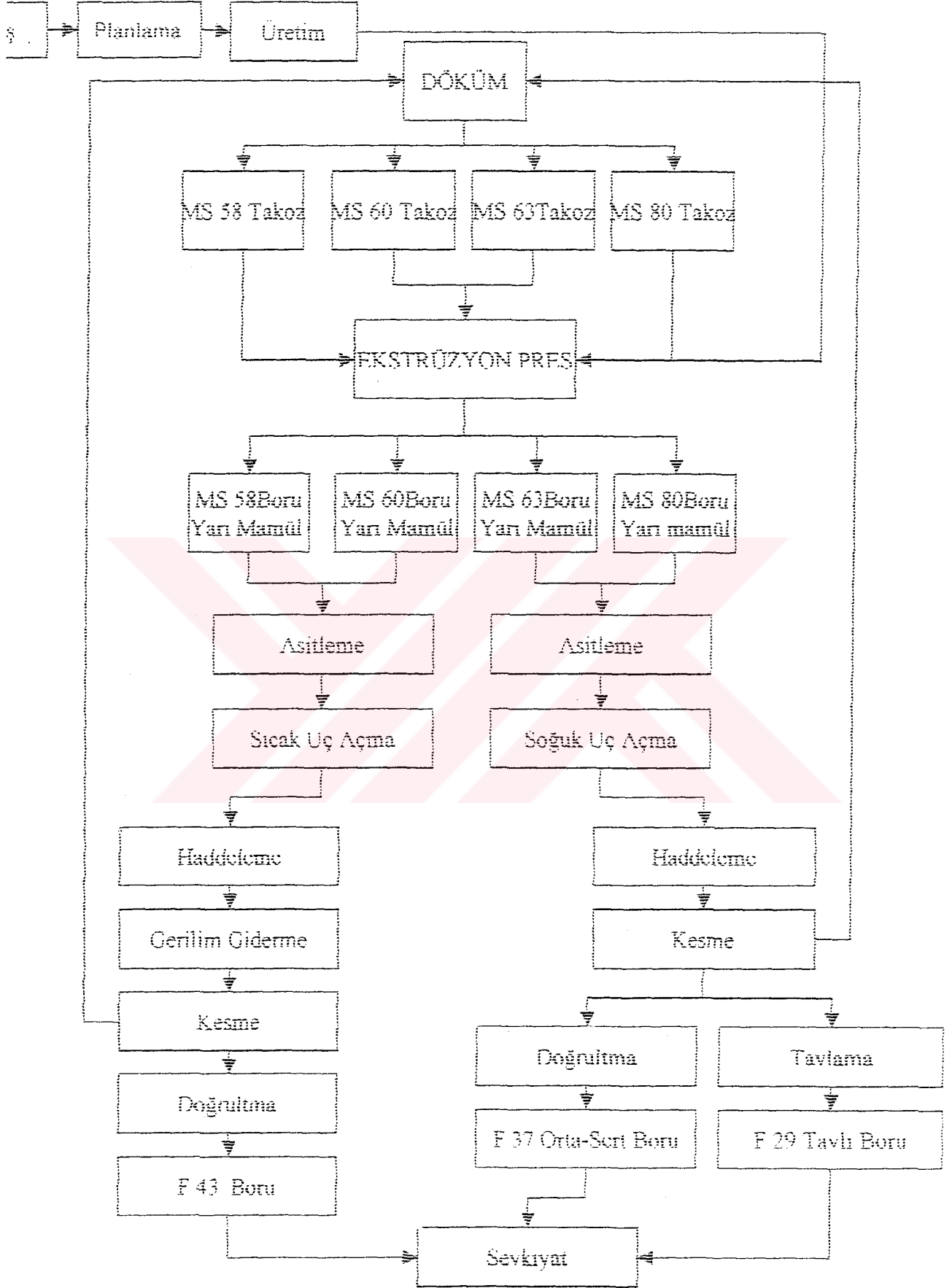


EKLER

- Ek 1 Pirinç Boru Üretiminin Genel İş Akış Şeması
- Ek 2 MS 63 Pirinç Boru Üretiminin İş Akış Şeması
- Ek 3 MS 63 18x0,8 Pirinç Borunun Üretimi Şeması
- Ek 4 MS 63 Pirinç Borunun İmalat Planı
- Ek 5 MS 63 18x0,8 Pirinç Borunun Tmİ Akış Planı ve Deneysel Sonuçları
- Ek 6 Pirinç Malzemeler için DIN 17660 Standartı Tablosu.

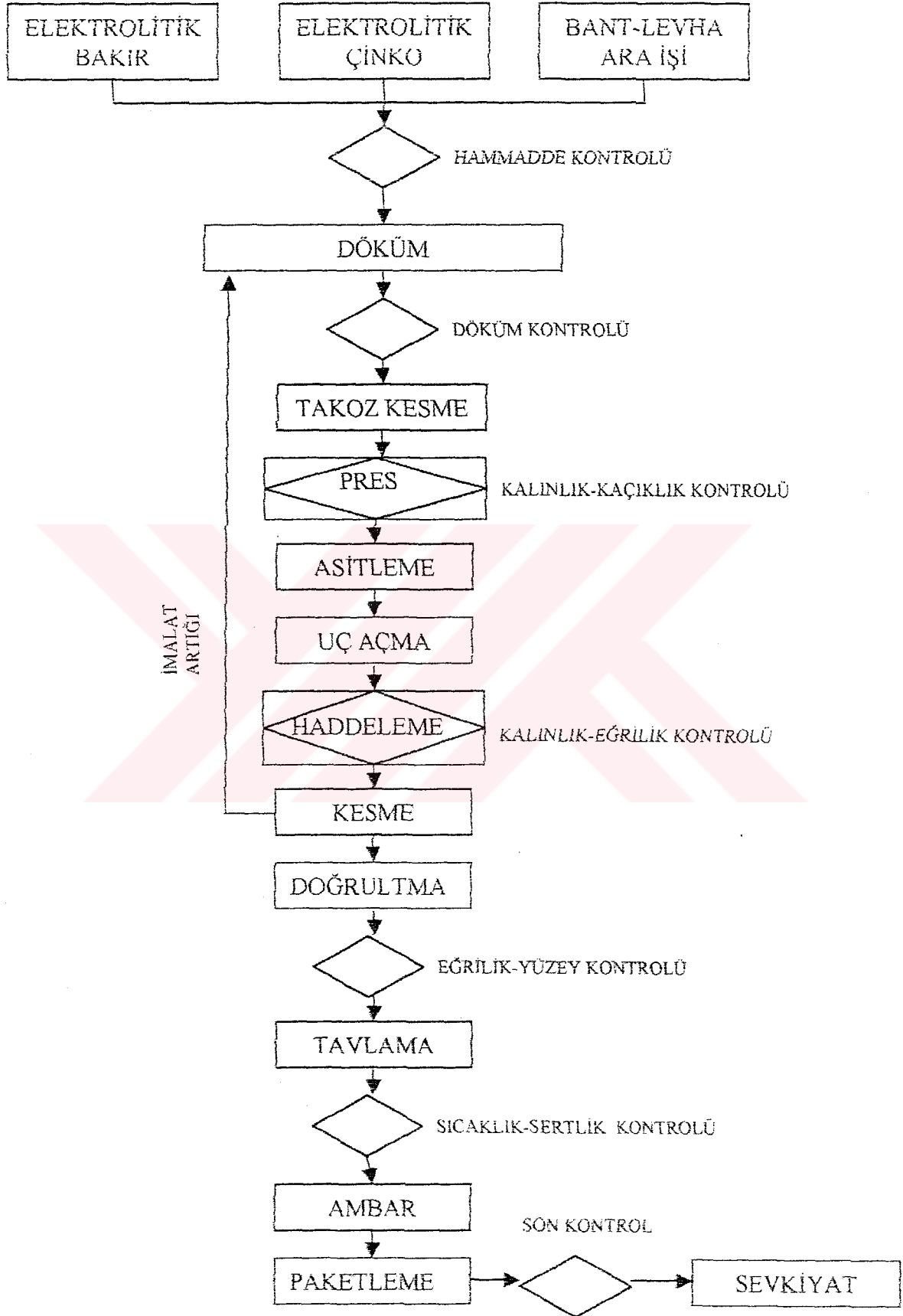


Ek 1 Pirinç Boru Üretiminin Genel İş Akış Şeması

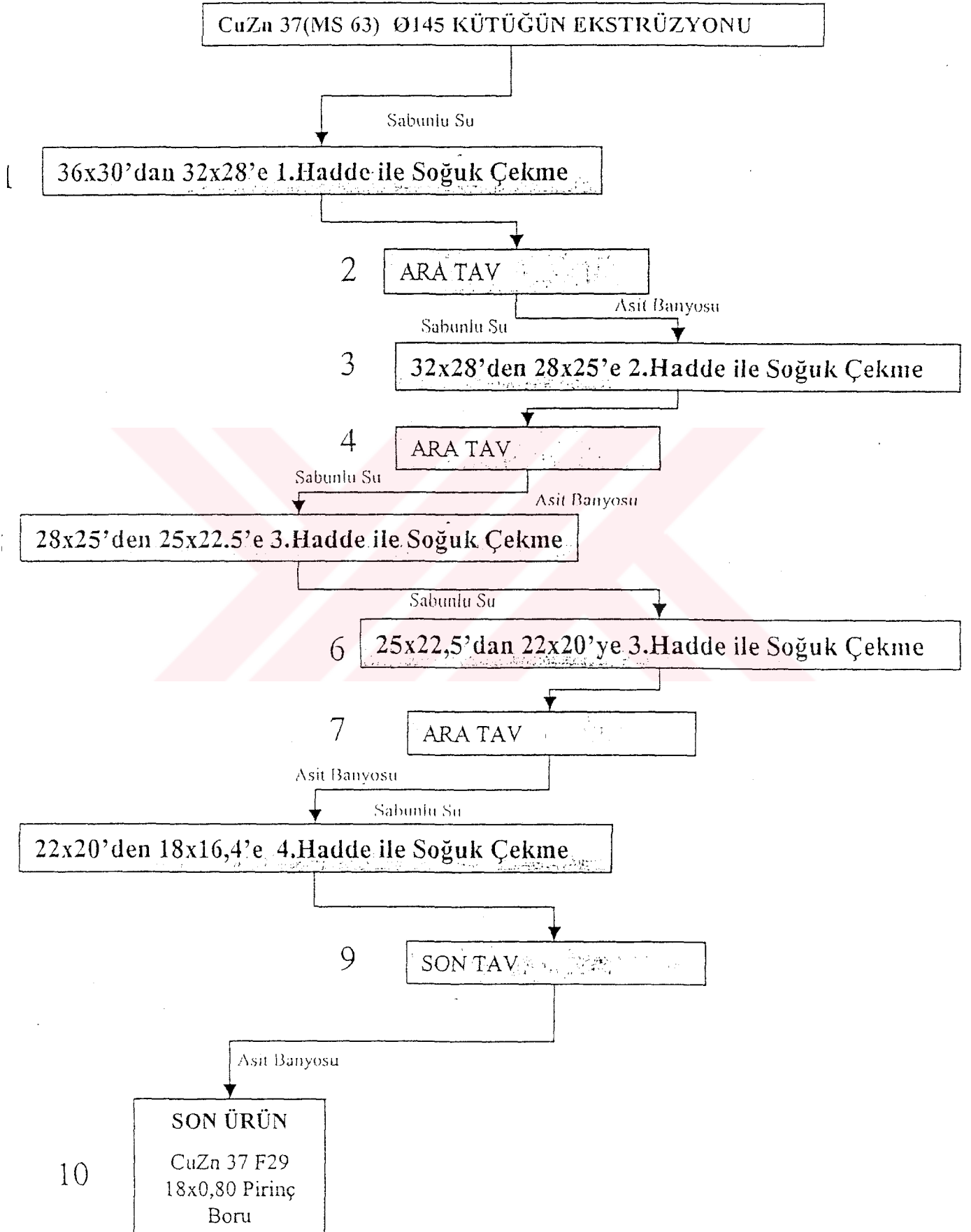


Ek 2 MS 63 Pirinç Boru Üretiminin İş Akış Şeması

MS 63 CuZn 37 F29 İŞ AKIŞ ŞEMASI



Ek 3 MS 63 18x0,8 Pirinç Borunun Üretimi Şeması

CuZn 37 (MS63) ,18x0,80 PİRİNÇ BORU ÜRETİMİ

MS 63 CuZn37 F29 PİRİNÇ BORU İMALATI PLANI

Op .No	Op .Adı	Op.makine ve tesis	Kontrol Cihazı	Kontrol Metodu	Kontrol Sıklığı	Kabul –Ret Kriteri	Kontrol Eden
10	Hammaddde Satınalma	Labaratuar	Spektr,o,mıknatis,	Kimyasal,gözle kontrol	Hurdanın niteliğine göre	Hurda boşalma talimatı	Kalite kontrol
20	Döküm	Döküm Ocakları	Spektrometre	Kimyasal analiz	Her şarjda bir adet	DIN 17660	Dökümhane ustası
30	Pres	Ekstrüzyon pres	Mikrometre Kumpas	Kalınlık,Kaçıklık, Yüzey	20 baskıda bir.	Pres talimatına göre	Pres ustası
40	Asit	Asit kazanları	Bonometre	Kimyasal	İki günde bir	Asitleme talimatına göre	Haddelane ustası
50	Uç açma	Uç Açma Makineleri	Kumpas	Kalınlık	Operasyona başlarken.	Uç açma talimatı	Haddelane Ustası
60	Haddeleme	Hadde Makineleri	Mikrometre Kumpas	Eğrilik,Kalınlık, Kaçıklık, Yüzey çizgisi.	Operasyona başlarken	Çekme Talimatı, DIN 17671	Haddelane Ustası
70	Kesme	Testere	Metre	Uzunluk,eğrilik	Operasyona başlarken	Sipariş fişi, DIN 1755	Çalışan
80	Doğrultma	Doğrultma makinesi	Metre	Eğrilik,yüzey	Operasyona başlarken	Boru doğrultma talimatı	Çalışan
90	Tavlama	Merdaneli tav fırını	Pirometre Sertlik ölçme cihazı	Sıcaklık,Sertlik, Kristal yapı	Her partide bir adet	Tavlama talimatı, DIN17671	Kalite Kontrol
100	Paketleme	Ambar	Metre,mikrometre, Sertlik ölçme	SON KONTROL	Her partide bir adet	Sipariş fişi, Din 17660,17671,	Kalite kontrol

Ek 5 MS 63 18x0,8 Pirinç Borunun TMI Akış Planı ve Deneysel Sonuçları

CuZn 37 (MS 63), ÖRNEK ÇALIŞMA NUMENELERİNİN SERTLİK DEĞERLERİ					
PARÇA NUMARASI	ÖLÇÜLER (Dış Çap,İç,Çap)	TAV DURUMU	HB	SOĞUK ÇEKME REDÜKSİYON ORANI (%)	% UZAMA
1	36x30	**	70-75	%38,3	%65
2	32x28	--	135-140		
3	32x28	ARA TAV (550C ⁰ ~45 Dk.)	75-80	%33,7	%50,9
4	28x25	--	140-145		
5	25x22,5	--	155-160	%25,3	%33,83
6	25x22,5	ARA TAV (500C ⁰ ~1 Saat)	70-75		
7	22x20	--	135-140	%29,26	%41,36
8	22x20	ARA TAV (500C ⁰ ~1 Saat)	65-70		
9	18x16,4	--	135-140	%34,47	%52,61
10	18x16,4	SON TAV (450C ⁰ ~1 Saat 20Dk.)	65-70		

**Pres Mah

Ek 6 Pirinç Malzemeler için DIN 17660 Standartları (DIN,1991)

DIN 17660

YENİ KISA İŞARET:	MALZEME NO:	AĞIRLIK YÜZDESİ OLARAK BİLEŞİM(%)		YOĞUNLUK (gr/cm ³)	KULLANILDIĞI YERLER:
		ALAŞIMI OLUŞTURAN UNSURLAR	KABUL EDİLEBİLİR KATKILAR (MAKSİMUM)		
CuZn 5	2.0220	Cu 94,0-96,0 Zn Geri kalan	Al 0,02	8.9	Çok iyi soğuk şekil verilebilir. Preslenmeye, kalıplamaya, dövülmeye ve işleme uygundur. UYGULAMA CuZn 5 Kaliteli emaye olarak ve piyano tuşları iç çok uygundur. CuZn 15 ve CuZn 20 özellikle hortum u manometre ve vay kenarları için kullanılır.
CuZn 10	2.0230	Cu 89,0-91,0 Zn Geri kalan	Fe 0,05	8.8	
CuZn 15	2.0240	Cu 84,0-86,0 Zn Geri kalan	Ni 0,2	8.8	
CuZn 20	2.0250	Cu 79,0-81,0 Zn Geri kalan	Pb 0,05	8.7	
CuZn 28	2.0261	Cu 71,0-73,0 Zn Geri kalan	Sn 0,05	8.6	Derin çekme ile preslemeye, perçinlemeyle çok iyi şekil verilebilir. Çok iyi lehimlenebilir. Çelik üzerine düzgünce geçirilebilir. Her çeşit kovan olarak kullanılabilir. Çok iyi soğuk şekil verilebilir. Tel örgü,soğutma bandı, boru perçini olarak kullanılabilir. Tercihli olarak, uç aşındırıcı olarak kullanılır.
CuZn 30	2.0265	Cu 69,0-71,0 Zn Geri kalan	Diğerleri 0,1	8.5	
CuZn 33	2.0280	Cu 66,0-68,5 Zn Geri kalan	Al 0,03 Pb 0,1	8.5	
CuZn 36	2.0335	Cu 63,5-65,0 Zn Geri kalan	Fe 0,1 Sn 0,1	8.4	
CuZn 37	2.0321	Cu 62,0-64,0 Zn Geri kalan	Ni 0,3 Diğer 0,1	8.4	Derin çekme ile,presle merdane ile,dövme kılavuz tekerle,çakmayla,bükmeyle,soğuk şekil vermenin ana tipleridir.İyi lehimlenebilir, dökülebilir.Fermuar,soğutma şeritleri,oluklu nesneler,yay kurşun kalem ucu olarak kullanılabilir. İyi şekilde sıcak ve soğuk şekil verilir.Dövn pirinci ve para metali olarak kullanılabilir. Bükülmeye, perçinlemeye ve haddeme: uygundur. Kalıpla şekil vermeye,derin çekme: uygun değildir.Nipel teli ve kondansatör yata olarak kullanılabilir.
CuZn 40	2.0360	Cu 59,5-61,5 Zn Geri kalan	Al 0,05 Pb 0,3	8.4	
CuZn 36 Pb 1,5	2.0331	Cu 62,0-64,0 Pb 0,7-2,5 Zn Geri kalan	Fe 0,2 Sn 0,1	8.5	
CuZn 37 Pb 0,5	2.0332	Cu 62,0-64,0 Pb 0,1-0,7 Zn Geri kalan	Fe 0,2 Ni 0,3	8.5	
CuZn 36 Pb 3	2.0375	Cu 60,0-62,0 Pb 2,5-3,5 Zn Geri kalan	Diğer 0,1	8.5	Z: İyi U: İyi soğuk şekil verilebilir. V: Preslenir ,kalıpla işlenir, levha yapılabilir. Z: İyi U: İyi soğuk işlenir. V: Derin çekilir, preslenir. Z: İyi U: İyi soğuk şekil verilebilir V: Her çeşit şerit malzeme işleri için ve otoma uygundur. Z: Çok iyi U: İyi sıcak ve soğuk işlenir. V: Bükülür,zımbalanır,haddelenir.
CuZn 38 Pb 1,5	2.0371	Cu 59,5-61,5 Pb 1,0-2,0 Zn Geri kalan	Al 0,05 Sn 0,2	8.4	
CuZn 39 Pb 0,5	2.0372	Cu 59,5-61,5 Pb 0,3-1,0 Zn Geri kalan	Fe 0,3 Ni 0,3	8.4	
CuZn 39 Pb 2	2.0380	Cu 58,5-60,0 Pb 1,5-2,5 Zn Geri kalan	Diğer 0,2	8.4	
CuZn 39 Pb 3	2.0401	Cu 57,0-59,0 Pb 2,5-3,5 Zn Geri kalan	Al 0,1 Sn 0,4	8.5	Z: Çok iyi U: İyi sıcak şekil verilebilir. V: Otomat çalışmaları için temel malzemelerdir. H çeşit döner şekiller için uygundur. Z: Çok iyi U: İyi sıcak şekil verilir. Soğuk şekil verme: sınırlıdır. V: Her çeşit şerit işleri için kullanılır.Platin tekerlekler için ,saat kadranı olarak,tam çekilm uzun pres lamaları olarak da kullanılabilir. Z: İyi U: Çok iyi sıcak şekillenir. V: Çok ince uzun pres lamaları, inşaat lamaları merdiven korkuluğu
CuZn 40 Pb 2	2.0402	Cu 57,0-59,0 Pb 1,5-2,5 Zn Geri kalan	Fe 0,5 Ni 0,5	8.4	
CuZn 44 Pb 2	2.0410	Cu 54,0-56,0 Pb 1,0-2,5 Zn Geri kalan	Diğer 0,2	8.4	
			Al 0,5 Sn 0,4 Fe 0,5 Ni 0,5 Diğer 0,4	8.4	

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi	27.02.1977	
Doğum yeri	Ankara	
Lise	1992-1995	İstanbul Ataköy Lisesi
Lisans	1996-2000	Yıldız Üniversitesi Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	2000-2003	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Müh. Anabilim Dalı, Malzeme Programı.

Çalıştığı Kurum(lar)

2002-2003 Öztürkler Metal San. ve Tic. A.Ş.

2003-Devam Ediyor Erensan Isı Cihazları Servis ve Pazarlama A.Ş

