

95075

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AL-Sİ ALAŞIMLARININ ÜRETİMİNDE KULLANILAN
ERGİTME SIVI METAL İŞLEMLERİNİN İNCELENMESİ**

Metalurji Müh. Hüsnü Murat ERMİŞ

**F.B.E. Metalurji Müh. Anabilim Dalı Üretim Metalurjisi Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı :Prof. Dr. Serdar KÜÇÜKKARAGÖZ

Prof. Dr. Serdar Küçükkaragöz

Prof. Dr. Okan Adıgüzel

İSTANBUL, 2000

Doç. Dr. Ahmet Ekerim

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	iii
ŞEKİL LİSTESİ.....	iv
ÇİZELGE LİSTESİ.....	ix
ÖZET.....	x
ABSTRACT.....	xi
1. GİRİŞ.....	1
2. TEORİK BİLGİ.....	2
2.1 Alüminyum.....	2
2.2 Alüminyum Silisyum Alaşımları.....	3
2.3 Alüminyum Silisyum Alaşımlarının Katılaşma Mekanizmaları.....	6
2.3.1 Ötektikaltı alaşımlar.....	13
2.3.2 Ötektiküstü alaşımlar.....	15
2.4 Al-Si Sistemindeki Demir Bileşikleri.....	16
3. MODİFİKASYON.....	23
3.1 Modifikasyonun Silisyum Morfolojisine Etkisi.....	31
3.2 Modifikasyonun İntermetalik Bileşikler Etkisi.....	35
3.3 Isıl İşlemin Modifiye Edilmiş Yapılara Etkisi.....	36
3.4 Modifikasyonun Mekanik Özelliklere Etkisi.....	37
3.5 Zaman ve Modifikasyon Etkinliği İlişkisi.....	38
3.6 Modifikasyon Mekanizmaları.....	40
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	43
4.1 Isıl Analiz.....	48
4.2 Mikroyapılar.....	50
4.2.1 Fosfor ile modifiye edilen alaşımlar.....	52
4.2.2 Stronsiyum ile modifiye edilen alaşımlar.....	57
4.2.3 Sodyum ile modifiye edilen alaşımlar.....	59
4.2.4 Elektron mikroskobu mikroyapıları.....	59
4.3 Sertlik.....	70
4.4 Çekme.....	72
5. SONUÇ.....	75
KAYNAKLAR.....	76
ÖZGEÇMİŞ.....	78

SİMGE LİSTESİ

r_{kr}	Kritik çekirdek yarıçapı
R	Çekirdek yarıçapı
T_{alt}	Alt soğuma sıcaklığı
T_k	Katılaşma sıcaklığı
T_o	Ötektik sıcaklığı
ΔT	Aşırı soğuma
α	Birincil faz
β	İkincil faz
λ_{max}	Dentritler arası maksimum uzaklık
λ_{min}	Dentritler arası minimum uzaklık
λ_{Si}	Silisyum parçacıkları arası boşluk



ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1	Alüminyum kafes sistemi.....3
Şekil 2.2	Al-Si faz diyagramı.....6
Şekil 2.3	Teorik soğuma eğrisi.....7
Şekil 2.4	Gerçek soğuma eğrisi.....7
Şekil 2.5	A356-T62 alaşımında 4 farklı ısı için tane boyutunun fiziksel özelliklere etkisi.....8
Şekil 2.6	Şematik ötektik faz diyagramı.....10
Şekil 2.7	Düzensiz ötektik katılaşmada lameller arası boşluk değerlerinin şematik gösterimi.....11
Şekil 2.8	Düzlemsel ötektik katı-sıvı ara yüzeyindeki karasız büyüme tipleri.....12
Şekil 2.9	Al-5Si alaşımının değişik döküm yöntemleri sonucu mikroyapıları.....13
Şekil 2.10 a	A356.2 %8 Si içeren bir alaşımın kum kalıba dökülmüş mikroyapısı.....14
Şekil 2.10 b	A356.2 %8 Si içeren bir alaşımın metal kalıba dökülmüş mikroyapısı.....14
Şekil 2.11	Değişik oranlarda silisyum içeren Al-Si alaşımlarının mikroyapıları.....14
Şekil 2.12	%16 Si içeren bir Al-Si alaşımında birincil Si kristali ve onu çevreleyen α Al dentritleri.....15
Şekil 2.13	Aynı yapı içerisinde değişik formlarda katılaşmış demir esaslı intermetalik bileşikler.....17
Şekil 2.14	%1Fe ve %0,003Mg içeren 319 alaşımının mikroyapıları.....18
Şekil 2.15 a	Mn eklenerek elde edilmiş α demir fazı mikroyapısı.....18
Şekil 2.15 b	Banyonun 850°C'ye ısıtılmasıyla elde edilmiş α demir fazı mikroyapısı.....18
Şekil 2.16	Yüksek magnezyumlu bir alaşımda , değişik soğuma hızlarında demir bileşiklerinin mikroyapıları.....19
Şekil 2.17	Yüksek magnezyumlu bir alaşımın mikroyapıları.....20
Şekil 2.18	Değişik miktarlarda Mg içeren 319 alaşımının da β demir fazı ile soğuma hızı arasındaki bağıntı.....21
Şekil 2.19	%0,003 Mg içeren 319 alaşımını değişik ergiyik sıcaklıkları için soğuma eğrileri.....22
Şekil 2.20	%0,3 Mg içeren 319 alaşımının değişik ergiyik sıcaklıkları için soğuma eğrileri.....22
Şekil 3.1	Alüminyum silisyum ötektik modifikasyonun dereceleri.....24
Şekil 3.2	Na ve Sr modifikasyon ajanlarının zamana bağlı etkinliği.....25
Şekil 3.3	A356 alaşımının modifikasyon ve tane boyutuna bağlı özellikleri.....26
Şekil 3.4	Değişik modifikasyon ajanları içeren 356 alaşımında ergiyik sıcaklığının fonksiyonu olarak hidrojen miktarı.....27
Şekil 3.5	Al-22Si-1Ni-1Cu alaşımının mikroyapısına fosforun etkisi.....29
Şekil 3.6	Yolluktan uzaklık ve stronsiyum miktarına bağlı olarak gözenek dağılımı.....30
Şekil 3.7	Ötektik bir Al-Si alaşımında silisyum morfolojileri.....32
Şekil 3.8	Kum kalıba dökülmüş A356 alaşımının derin dağlanmış mikroyapıları.....33
Şekil 3.9	Çelik kalıba dökülmüş A356 alaşımının derin dağlanmış mikroyapıları.....34
Şekil 3.10	Derin dağlanmış silisyum morfolojileri.....34
Şekil 3.11 a	319 Alaşımında silisyum(1) ve FeSiAl5(2) fazlarının modifiye edilmemiş morfolojileri.....35
Şekil 3.11 b	319 Alaşımında silisyum(1) ve FeSiAl5(2) fazlarının Sr ile modifiye edilmiş morfolojileri.....35

Şekil 3.12	Isıl işlemin silisyum morfolojisine etkileri.....	36
Şekil 3.13	Kırılma tokluğunun şekil faktörü ve yapı içersindeki dağılımına göre değişimi.....	37
Şekil 3.14	Ötektik silisyum boşluğu ile kırılma tokluğu arasındaki bağıntı.....	38
Şekil 3.15	Silisyum boyutu ve silisyum kristalleri arası boşluk.....	38
Şekil 3.16	Kullanılan kalıp ve tutma zamanı olarak Al-Si8 alaşımının mikroyapıları.....	39
Şekil 3.17	Tutma süresinin fonksiyonu olara şekil 3.16 da mikroyapıları verilen alaşımın % uzama ve kırılma tokluğu değerleri.....	39
Şekil 4.1	Deneysel çalışmalarda kullanılan metal kalıbın şematik görünüşü.....	44
Şekil 4.2	Modifiye edilmemiş alaşım ile %0,5 Sr ile modifiye edilmiş alaşımın soğuma eğrileri.....	48
Şekil 4.3	%1 Na ve %0,5P içeren alaşımların soğuma eğrileri.....	49
Şekil 4.4 a	İşlemsiz alaşımın mikroyapısı 50x.....	50
Şekil 4.4.b	İşlemsiz alaşımın mikroyapısı 200x.....	50
Şekil 4.5 a	%0,3 P ile modifiye edilmiş alaşımın(4.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	50
Şekil 4.5 b	%0,3 P ile modifiye edilmiş alaşımın(4.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	50
Şekil 4.6 a	%0,3 P' la modifiye edilmiş alaşımın(4.2)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	50
Şekil 4.6 b	%0,3 P' la modifiye edilmiş alaşımın(4.2)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	50
Şekil 4.7 a	%0,5 P' la modifiye edilmiş alaşımın (2.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	51
Şekil 4.7 b	%0,5 P' la modifiye edilmiş alaşımın (2.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	51
Şekil 4.8 a	%0,5 P' la modifiye edilmiş alaşımın (2.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	51
Şekil 4.8 b	%0,5 P' la modifiye edilmiş alaşımın (2.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	51
Şekil 4.9 a	%0,7 P' la modifiye edilmiş alaşımın (3.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	51
Şekil 4.9 b	%0,7 P' la modifiye edilmiş alaşımın (3.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	51
Şekil 4.10 a	%0,7 P' la modifiye edilmiş alaşımın (3.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	52
Şekil 4.10 b	%0,7 P' la modifiye edilmiş alaşımın (3.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	52
Şekil 4.11 a	%0,3 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımın(8.1) modifikasyondan 15 dakika sonra alınmış mikroyapısı 50x.....	53
Şekil 4.11 b	%0,3 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımın(8.1) modifikasyondan 15 dakika sonra alınmış mikroyapısı 200x.....	53
Şekil 4.12 a	%0,3 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımın(8.2) modifikasyondan 60 dakika sonra alınmış mikroyapısı 50x.....	53
Şekil 4.12 b	%0,3 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımın(8.2) modifikasyondan 60 dakika sonra alınmış mikroyapısı 200x.....	53
Şekil 4.13 a	%0,5 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımından(9.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınmış mikroyapısı 50x.....	53

Şekil 4.13 b	%0,5 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımından(9.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınmış mikroyapısı 200x.....	53
Şekil 4.14 a	%0,5 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımından(9.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınmış mikroyapısı 50x.....	54
Şekil 4.14 b	%0,5 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımından(9.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınmış mikroyapısı 200x.....	54
Şekil 4.15 a	%0,7 P(büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan (10.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 100x.....	54
Şekil 4.15 b	%0,7 P(büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan (10.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	54
Şekil 4.16 a	%0,7 P(büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan (10.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	54
Şekil 4.16 b	%0,7 P(büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan (10.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	54
Şekil 4.17 a	%0,3 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (5.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	55
Şekil 4.17 b	%0,3 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (5.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	55
Şekil 4.18 a	%0,3 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (5.2)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	55
Şekil 4.18 b	%0,3 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (5.2)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	55
Şekil 4.19 a	%0,5 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (6.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	55
Şekil 4.19 b	%0,5 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (6.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	55
Şekil 4.20 a	%0,5 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (6.2)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	56
Şekil 4.20 b	%0,5 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (6.2)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	56
Şekil 4.21 a	%0,7 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (7.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	56
Şekil 4.21 b	%0,7 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (7.1)modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	56
Şekil 4.22 a	%0,7 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (7.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	56
Şekil 4.22 b	%0,7 Sr' la modifiye edilmiş alaşımın (7.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	56
Şekil 4.23 a	%0,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (11.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	57

Şekil 4.23 b	%0,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (11.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	57
Şekil 4.24 a	%0,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (11.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	58
Şekil 4.24 b	%0,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (11.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	58
Şekil 4.25 a	%1 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (12.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	58
Şekil 4.25 b	%1 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (12.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	58
Şekil 4.26 a	%1 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (12.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	58
Şekil 4.26 b	%1 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (12.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	58
Şekil 4.27 a	%1,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (13.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 50x.....	59
Şekil 4.27 b	%1,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (13.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	59
Şekil 4.28 a	%1,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (13.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 100x.....	59
Şekil 4.28 b	%1,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (13.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı 200x.....	59
Şekil 4.29	1.1 numaralı(İşlemsiz) numunenin tarama elektron mikroskopunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	60
Şekil 4.30	1.1 numaralı örneğin 1500 büyütmede tarama elektron mikroskopunda çekilmiş mikroyapısı.....	60
Şekil 4.31	1.1 numaralı numunenin tarama elektron mikroskopunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	61
Şekil 4.32	1.1 numaralı numunenin tarama elektron mikroskopunda 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	61
Şekil 4.33	2.1 numaralı (%0,5 P(Küçük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin 750 büyütmede tarama elektron mikroskopunda çekilmiş mikroyapısı.....	62
Şekil 4.34	2.1 numaralı (%0,5 P(Küçük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin 1500 büyütmede tarama elektron mikroskopunda çekilmiş mikroyapısı.....	62
Şekil 4.35	6.1 numaralı(%0,5Sr ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	63
Şekil 4.36	6.1 numaralı(%0,5Sr ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	63
Şekil 4.37	9.1 numaralı(%0,5 P (Büyük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda , 750 büyütmede çekilmiş.....	64

Şekil 4.38	9.1 numaralı(%0,5 P (Büyük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskobunda, 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	64
Şekil 4.39	12.1 numaralı (%1Na ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskobunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	65
Şekil 4.40	12.1 numaralı (%1Na ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskobunda 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı.....	65
Şekil 4.41	Mikroyapılarda belirlenen çubuksu fazın elektron mikroskobunda alınmış element analizi.....	66
Şekil 4.42	Mikroyapılarda görülen çok düzlemlı masıf kristallerın elektron mikroskobunda alınmış element analizi.....	66
Şekil 4.43	Mikroyapıda belirlenen bir fazın elektron mikroskobunda gerçekleştirilmiş element analizi.....	67
Şekil 4.44	Mikroyapılarda görülen çok yüzöl masıf kristallerın elektron mikroskobunda(TEM) alınmış element analizi.....	68
Şekil 4.45	Mikroyapıda belirlenen bir fazın tarama elektron mikroskobunda alınmış element analizi.....	68
Şekil 4.46	Değişik formdaki bir fazın elektron mikroskobundan alınmış element Analizi.....	69
Şekil 4.47	Değişik formdaki bir fazın elektron mikroskobundan alınmış element Analizi.....	69
Şekil 4.48	Şekil 4.35 ve şekil 4.36 da görülen alüminyum dentritleri arasındaki çubuksu fazın elektron mikroskobunda yapılmış element analizi.....	70
Şekil 4.49	Çizelge 4.4 de yer alan verilerin grafik olarak gösterilişi.....	71

ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Alüminyumun bazı fiziksel özellikleri.....	2
Çizelge 2.2 Bazı alüminyum alaşımları ve bunların bileşimleri.....	4
Çizelge 2.3 Bazı alüminyum silisyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	5
Çizelge 2.4 Şekil 2.9 da görülen değişik dökümlerin mekanik özellikleri.....	14
Çizelge 3.1 Silisyumun ve intermetalik bileşiklerin boyutları.....	35
Çizelge 4.1 %Ağırlık olarak deneysel çalışmada kullanılan alaşımın kimyasal bileşimi.....	43
Çizelge 4.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımların kodları ve gördükleri işlemler.....	45-46
Çizelge 4.3 Modifikasyon ajanlarının uygulama şekilleri, formları ve kimyasal bileşimleri.....	47
Çizelge 4.4 Bazı numunelerin ve ısıtılma işlem sonrası sertlik değerleri.....	70
Çizelge 4.5 Modifiye edilmiş ve edilmemiş numunelerin ısıtılma işlem görmeden önceki sertlik değerleri.....	72
Çizelge 4.6 Numunelerin çekme dayanımları.....	73
Çizelge 4.7 7.1 numaralı numuneye uygulanan çekme sonuçları.....	74

ÖZET

Bir çok alanda döküm kabiliyetlerinin yüksek oluşu nedeniyle kullanılan Al-Si alaşımlarının daha özel uygulamalarda da kullanılabilmesi için, kırılma tokluğu, çekme dayanımı ve sertlik gibi mekanik özelliklerinin artırılması zorunludur.

Al-Si alaşımlarından elde edilebilecek mekanik özellikler daha çok Al-Si alaşımlarının mikroyapıları ile, mikroyapı içerisindeki silisyumun morfolojisi ve dağılımına bağlıdır. Alaşımın bileşimine göre değişen fazların morfolojileri üzerinde uygulanacak değişiklikler, mekanik özellikleri doğrudan etkileyecektir.

Bu çalışmada Al-Si alaşımları grubuna dahil A332 alaşımına, silisyum fazını modifiye etmek amacıyla, Na, Sr ve P, ayrı ayrı, modifikasyon ajanı olarak eklenmiştir. İçerisine modifikasyon ajanı eklenen alaşımların mikroyapıları, en etkili sonucu hangi modifikasyon ajanının vereceğini ve bu ajanların, zamana bağlı olarak, silisyum morfolojisi üzerindeki etkilerini görebilmek için, karşılaştırılmıştır. Modifiye edilen alaşımların sertlik değerleri, Brinell(HB) cinsinden ölçülmüş ve modifiye edilmemiş alaşımlarla karşılaştırılmıştır. Çekme dayanımı değerleri ölçülmeden önce alaşımlar 225°C'de sırasıyla 2 3 ve 4 saat süre ile ısıtılma tabi tutulmuşlardır.

Mikroyapılar incelendiğinde en etkili modifikasyon ajanının Na olduğu görülmektedir. Modifikasyon ajanı olarak şarjın %1,5'i kadar tuz Na içeren tuz karışımı(%33NaF-%33MgCl₂-%33MnCl₂) kullanıldığında ile en iyi sonuç alınmıştır. Bununla beraber, şarjın %0,5'i kadar tuz karışımının kullanılması silisyum lamellerinin tamamen modifiye olarak fiber formuna geçmesine yeterli olmaktadır. Modifikasyon ajanlarının ergiyik içerisinde tutulma süreleri göz önüne alındığında, öncelikle sodyumun etkisi görülmekte ve bu etki giderek azalmaktadır. Fosfor ve stronsiyumun ergiyik içerisindeki modifikasyon etkileri ise sodyumdan daha geç başlamakta fakat etki süreleri fiber boyutu açısından, daha uzun sürmektedir.

Anahtar Kelimeler:Al-Si alaşımları, silisyum modifikasyonu, sodyum, stronsiyum, fosfor

ABSTRACT

In order to be able to use the Al-Si alloys in various specific areas, an increase in fracture toughness, tensile strength and hardness is necessary additional to the present high castability and formability characteristics of these alloys.

The mechanical properties which can be obtained from the Al-Si alloys depend on the morphology and dispersion of the silicon in the microstructure of Al-Si alloys. The changes obtained in the morphology of phases as a result of the alloy composition, will directly effect the mechanical properties.

In this work, Na, Sr and P are added separately as a modification agent to the A332 alloy in the group of Al-Si alloys in order to modify the silicon phase. The microstructures of the alloys in which the modification agents added, are compared, as to see which modification agent gives the most effective result. The hardness values of the modified alloys are measured in Brinell(HB) and are compared with the unmodified alloy. Before measuring the tensile strengths, alloys are heat treated at 225°C for 2, 3 and 4 hours respectively.

When the microstructures are examined, it can be seen that Na is the most effective modification agent. With the use of salt mixture (33%NaF-33%MgCl₂-33%MnCl₂) in the proportion of 1,5% of the metal charge, the best results are obtained. The use of salt mixture in the proportion of 0.5% of the metal charge is sufficient for the silicon lamellae to be completely transformed into fibrous form. With the increasing holding time, the modification effect of sodium decreases whereas those of the phosphorus and strontium increase.

Keywords: Al-Si alloys, silicon modification, sodium, strontium, phosphorus

1. GİRİŞ

Günümüzde Al-Si alaşımları, otomotiv endüstrisinden havacılık sanayiine kadar geniş bir alanda; dayanım/ağırlık oranının yüksek oluşu, yüksek ısı ve elektriksel özellikleri ve “Kum Kalıba Döküm” den “Basınçlı Döküm” e kadar birçok yöntemle dökülebilmelerine olanak sağlayan mükemmel döküm kabiliyetleri nedeniyle , yaygın olarak kullanılmaktadırlar.

Al-Si alaşımlarının , kabaca yumuşak ve sünek alüminyum fazı ile sert ve kırılgan silisyum fazından meydana gelen bir karma malzeme olduğu söylenebilir. Alüminyum hafifliği, plastik şekil değiştirme kabiliyetinin yüksek oluşu, yüksek elektriksel özellikleri, korozyon dayanımının yüksekliği, manyetik olmayışı ile tercih edilir. Alüminyumun bu avantajlarının yanı sıra döküm kabiliyetinin iyi olmayışı, sertlik ve çekme dayanımı gibi mekanik özelliklerinin kötü oluşu gibi dezavantajları da bulunmaktadır. Silisyumun alaşım elementi olarak en büyük etkisi döküm kabiliyetini arttırmasıdır. Silisyum ilavesi ile alaşımın akıcılığı ve mekanik özellikleri artarken, özgül ağırlık ve termal genleşme katsayısı azalmaktadır.

Bu alaşım grubu yukarıda belirtilen özelliklerinin yanı sıra daha yüksek dayanım ve kırılma tokluğu, sertlik gibi mekanik özellikleri gerektiren değişik alanlarda kullanılmaya çalışılmaktadır. Endüstri tarafından istenen bu mekanik özelliklerdeki artış Al-Si alaşımlarının mikroyapıları ile doğrudan ilgilidir. Mikroyapıda da mekanik özelliklere en büyük etkiyi , yapı içerisindeki ötektik silisyumun boyutu, morfolojisi ve dağılımı yapmaktadır. Sonuç olarak mikroyapı içerisindeki silisyumun boyutu , morfolojisi ve dağılımı alaşımın soğuma hızının değiştirilmesi yada alaşım içerisine silisyumun katılma mekanizmasını değiştiren element yada bileşiklerin eklenmesi ile farklılaştırılabilir ve bu farklılaşmanın sonucu olarak mekanik özelliklerde artış yada azalma gözlenir. Al-Si alaşımları içerisindeki silisyumun dağılımı, morfolojisi ve boyutu üzerinde yapılan değişiklikler Al-Si alaşımlarının modifikasyonu yada ergitme sıvı-metal işlemleri olarak tanımlanmaktadır.

Bu çalışmada, soğuma hızı sabit tutulup , sadece ticari olarak elde edilebilen ve Sr , P ve Na içeren modifikasyon ajanlarının miktarları değiştirilerek en uygun oranın bulunması , bu ajanlar arasında, elde edilen mekanik özelliklere ve mikroyapılara bağlı olarak bir karşılaştırma yapmak , bu ajanların silisyum morfolojisine etkilerini incelemek, bu modifiye edicilerin alaşım içerisindeki etkinlik sürelerini, mekanik özellikler ve alaşımlardaki silisyum morfolojisindeki değişime bağlı olarak belirlemek ve modifiye edilmiş alaşımlara çökeltme sertleşmesi uygulayarak mekanik özelliklerdeki, özellikle de sertlikteki değişimlerin belirlenmesi amaçlanmıştır.

2. TEORİK BİLGİ

2.1. Alüminyum

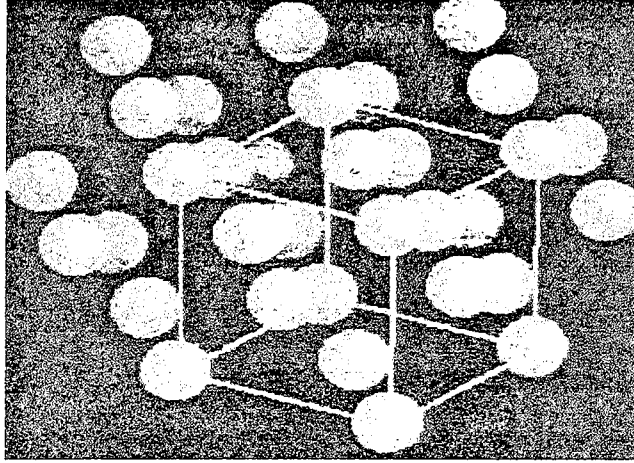
Alüminyum ve alüminyum alaşımları dünyada demir esaslı malzemelerden sonra ikinci sırada en önemli malzeme grubunu oluştururlar. Alüminyum ve alaşımlarının endüstride yaygın olarak kullanılmasındaki en önemli faktörler şöyle sıralanabilir.

- Dayanım/Özgül Ağırlık Oranı: Alaşımlarında daha belirgin olan bu oranın yüksekliği hafifletilmesine öncelik verilen yapılar için alüminyum uygun malzeme yapmaktadır.
- Elektrik İletkenliği/Özgül Ağırlık Oranı: Bu oran tüm metallere göre alüminyumda daha yüksektir.
- Korozyon Dayanımı: Atmosfere ve diğer birçok ortama karşı alüminyumun korozyon dayanımı oldukça yüksektir.

Alüminyumun belli başlı özellikleri Çizelge 2.1. de verilmiştir.

Çizelge 2.1 Alüminyumun bazı fiziksel özellikleri

Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26,981538
Yoğunluk	2,7 g/cm ³
Molar Hacim	10 cm ³
Ergime Noktası	660,32 °C
Kaynama Noktası	2519 °C
Termal İletkenlik	235 W/m.K
Termal Genleşme Katsayısı	23,1 10 ⁶ /K
Ergime Isısı	10,7 kJ/mol
Buharlaşma Isısı	293 kJ/mol
Young Modülü	70 Gpa
Poisson Oranı	0,35
Elektrik Direnci	2,65 µΩcm
Ses Hızı	5100 m/s
Elastiklik Modülü	68,3 Gpa
Kristal Yapısı	KübikYüzey Merkezli
Buhar Basıncı (1200°C)	1x10 ⁻² mmHg



Şekil 2.1 Alüminyum kafes sistemi

Yukarıda belirtilen özelliklerinin yanısıra alüminyum ve alüminyum alaşımlarının plastik şekil değiştirme ve ısı iletme kabiliyetlerinin yüksek olması da alüminyumun aranan bir malzeme haline getirmektedir. Alüminyumun bu üstün yönlerine karşın , arı halde çekme dayanımının düşük olması , oksijene karşı yüksek ilgisinden dolayı döküm kabiliyetinin kötülüğü , kaynak ve lehimle birleştirilmesinin zorluğu ve talaşlı şekillenebilirliğinin iyi olmaması gibi istenmeyen özellikleri de vardır. Alaşımlama yoluyla bu özelliklerde iyileştirme yapılması mümkün olmaktadır.

Alüminyum başlıca , Si , Cu , Mg , Mn ,ve Zn gibi elementler yada bu elementlerin kombinasyonundan oluşan değişik oranlarda , ulaşmak istenen özelliğe göre alaşımlanmaktadır.

2.2. Alüminyum Silisyum Alaşımları

Alüminyum silisyum alaşımları genel olarak döküm alaşımı olarak kullanılan alaşımlardır. Başlıca Al-Si alaşımları Çizelge 2.2' de, bu alaşımların mekanik özellikleri ise Çizelge 2.3' de verilmiştir.

Alüminyum silisyum denge diyagramına bakıldığında Alüminyum silisyum ötektığının yaklaşık %12 Si olduğu görülmektedir(Şekil 2.2). Ötektik bileşimin altında silisyum içeren alüminyum alaşımları ötektikaltı (hipoötektik) , bu bileşimin üzerinde silisyum içerenler ise ötektiküstü (hiperötektik) alaşımlar olarak adlandırılmaktadır.

Silisyumun alüminyuma alaşım elementi olarak en büyük etkisi , döküm karakteristiklerini geliştirmesidir. Saf alüminyuma silisyumun eklenmesi alüminyumun akıcılığını oldukça arttırmaktadır. Silisyum ayrıca sıcak yırtılmalara karşı direnci de geliştirmektedir. Bunların

yanı sıra silisyum ilavesi özgül ağırlık ve termal genleşme katsayısında da düşüşe neden olmaktadır .

Çizelge 2.2 Bazı alüminyum alaşımları

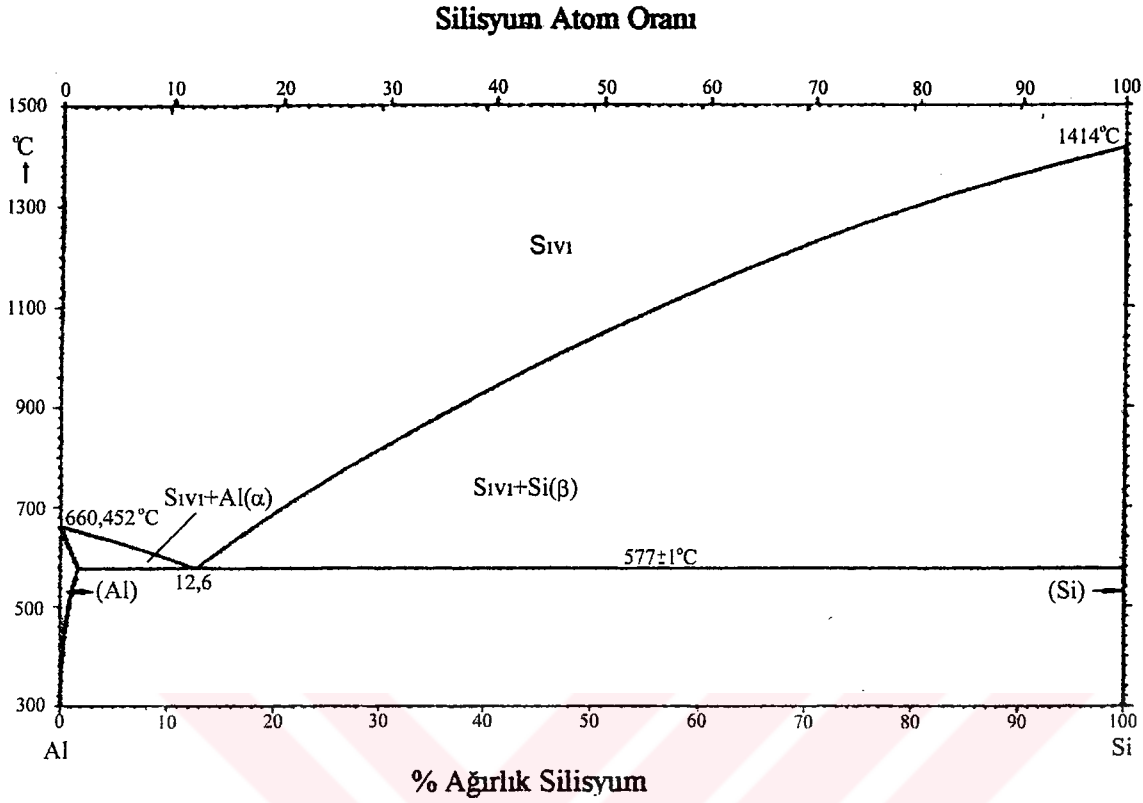
Alaşım	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Sn	Ti	Diğer Toplam
238.0	3,5-4,5	1,5	9-11	0,6	0,15-0,35	-	1	1,5	-	0,25	0,5
305.0	4,5-5,5	0,6	1-1,5	0,50	0,10	0,25	-	0,35	-	0,25	0,15
308.0	5-6	1,0	4-5	0,50	0,10	-	-	1,0	-	0,25	0,50
319.0	5,5-6,5	1,0	3-4	0,50	0,10	-	0,35	1,0	-	0,25	0,50
320.0	5-8	1,2	2-4	0,8	0,05-0,6	-	0,35	3,0	-	0,25	0,50
324.0	7-8	1,2	0,40-0,6	0,50	0,40-0,7	-	0,30	1,0	-	0,20	0,20
328.0	7,5-8,5	1,0	1-2	0,20-0,6	0,20-0,6	0,35	0,25	1,5	-	0,25	0,50
332.0	8,5-10,5	1,2	2-4	0,5	0,50-1,5	-	0,50	1,0	-	0,25	0,50
333.0	8-10	1,0	3-4	0,50	0,05-0,50	-	0,50	1,0	-	0,25	0,50
336.0	11-13	1,2	0,50-1,5	0,35	0,7-1,3	-	2-3	0,35	-	0,25	-
339.0	11-13	1,2	1,5-3	0,50	0,50-1,5	-	0,50-1,5	1,0	-	0,25	0,50
343.0	6,7-7,7	1,2	0,50-0,9	0,50	0,10	0,10	-	1,2-2	0,50	-	0,35
354.0	8,6-9,4	0,20	1,6-2	0,10	0,40-0,6	-	-	0,10	-	0,20	0,15
355.0	4,5-5,5	0,6	1-1,5	0,50	0,40-0,6	0,25	-	0,35	-	0,25	0,15
356.0	6,5-7,5	0,6	0,25	0,35	0,20-0,45	-	-	0,35	-	0,25	0,15
357.0	6,5-7,5	0,15	0,05	0,03	0,45-0,6	-	-	0,05	-	0,20	0,15
358.0	7,6-8,6	0,30	0,20	0,20	0,40-0,6	0,20	-	0,20	-	0,10-0,2	0,15
359.0	8,5-9,5	0,20	0,20	0,10	0,50-0,7	-	-	0,10	-	0,20	0,15
360.0	9-10	2	0,6	0,35	0,40-0,6	-	0,50	0,50	0,15	-	0,25
361.0	9,5-10,5	1,1	0,50	0,25	0,40-0,6	0,2-0,3	0,2-0,3	0,5	0,10	0,20	0,15
363.0	4,5-6	1,1	2,5-3,5	0,40	0,15-0,40	0,40	0,25	3-4,5	0,25	0,20	0,30
364.0	7,5-9,5	1,5	0,20	0,10	0,20-0,40	0,25-0,5	0,15	0,15	0,15	-	0,15
369.0	11-12	1,3	0,50	0,35	0,25-0,45	0,3-0,4	0,05	1,0	0,10	-	0,15
380.0	7,5-9,5	2	3-4	0,50	0,10	-	0,50	3,0	0,35	-	0,50
383.0	9,5-11,5	1,3	2-3	0,50	0,10	-	0,30	3,0	0,15	-	0,50
390.0	16-18	1,3	4-5	0,10	0,45-0,65	-	-	0,10	-	0,20	0,20
392.0	18-20	1,5	0,40-0,8	0,20-0,6	0,8-1,2	-	0,50	0,50	0,30	0,20	0,50
393.0	21-23	1,3	0,7-1,1	0,10	0,7-1,3	-	2-2,5	0,10	-	0,1-0,2	0,15

Çizelge 2.3 Bazı alüminyum silisyum alaşımlarının mekanik özellikleri

Alaşım	Isıl İşlem	Çekme Dayanımı (Mpa)	Akma Dayanımı (Mpa)	Uzama (%)
238.0 (*)	F	207	165	1,5
308.0 (*)	F	193	110	2,0
319.0 (*)	F	185	125	2
319.0 (**)	F	186	124	2,0
	T5	207	179	1,5
	T6	250	164	2,0
324.0 (**)	F	207	110	4,0
	T5	248	179	3,0
	T62	310	269	3,00
332.0 (**)	T5	248	193	1,0
333.0 (**)	F	234	131	2,0
	T5	234	172	1,0
	T6	290	207	1,5
	T7	255	193	2,0
336.0 (**)	T551	248	193	0,5
	T65	324	296	0,5
354.0 (**)	T6	380	283	6
	T62	393	317	3
355.0 (*)	F	159	83	3,0
	T51	193	159	1,5
	T6	241	172	3,0
355.0 (**)	T6	290	185	4
	T62	310	275	1,5
356.0 (*)	F	164	124	6,0
	T51	172	138	2,0
	T6	228	164	3,5
356.0 (**)	T7	235	207	2,0
	F	179	124	5,0
	T51	186	138	2,0
	T6	262	186	5,0
	T7	221	165	6,0
357.0 (*)	F	193	103	6,0
	T51	200	145	4,0
	T6	360	295	5,0
360.0 (***)	F	324	172	3,0
364.0 (***)	F	296	159	7,5
380.0 (***)	F	330	165	3,0
383.0 (***)	F	310	150	3,5
390.0 (***)	F	279	241	1,0
	T5	296	265	1,0

(*) kum kalıba döküm , (**) metal kalıba döküm , (***) basınçlı döküm

2.3 Alüminyum Silisyum Alaşımlarının Katılaşma Mekanizmaları



Şekil 2.2 Al-Si faz diyagramı

Katılaşma hangi tür alaşım için olursa olsun çekirdeklenme ile başlar. Çekirdeklenmenin hemen arkasından gelen aşama büyüme aşamasıdır. Katılaşma, metal atomlarının oluşan bir nüve etrafında birikerek sıvı fazdan katı faza geçmelerini ifade eder. Teorik olarak iki tip çekirdeklenmeden söz etmek mümkündür, bunlar Homojen Çekirdeklenme ve Heterojen Çekirdeklenmedir.

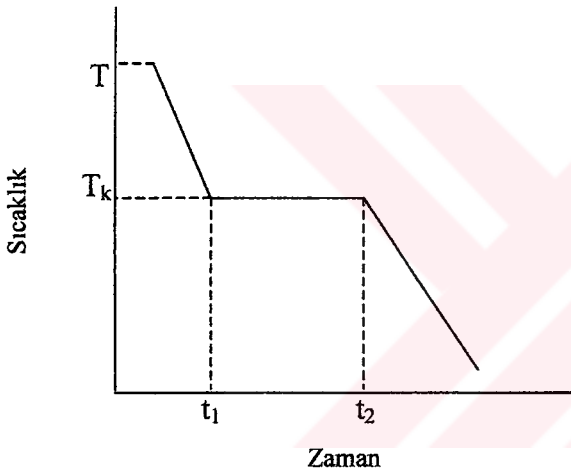
Homojen çekirdeklenmede, oluşan ilk çekirdeğin formunu koruyabilmesi ve büyümeye devam edebilmesi için yüzey koruma ve hacim koruma enerjisi gibi iki enerjiye ihtiyacı vardır. Bu enerjilerden ilki olan yüzey koruma enerjisi sabittir, ikincisi hacim koruma enerjisi ise sıcaklığa bağlı olarak değişen bir büyüklüktür. Oluşan çekirdeğin büyümeye devam edebilmesi için yarıçapının(r), kritik yarıçap(r_k) olarak adlandırılan ve hacim koruma enerjisi ile yüzey koruma enerjisine bağlı olan bir değerden büyük olması gerekmektedir. Eğer oluşan çekirdeğin yarıçapı bu değerden düşük ise, çekirdek formunu koruyamayıp tekrar ergiyik içerisine dönecektir.

Çıkış fazı ile gelişen faz arasındaki enerji farkı oluşan fazın motor kuvvetidir. Katılaşma sırasında hem sıvı hem de katı fazın enerjileri sıcaklığa bağlıdır. Teorik soğuma eğrisi göz önüne getirilirse (Şekil 2.3), eğrinin sıvı-katı dönüşümünde sıcaklığın sabit olduğu görülür. Sıcaklığın sabit olması hem sıvı hem de katı fazların arasında bir enerji farkının olmaması

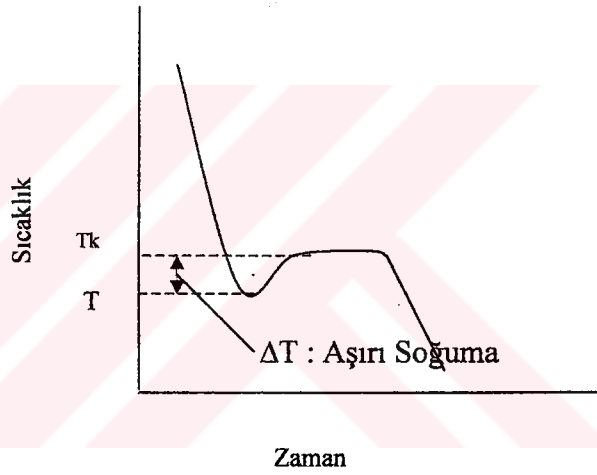
anlamına gelmektedir. Bu durumda yeni bir fazın gelişmesi termodinamik olarak imkansızdır. Yeni bir fazın gelişebilmesi için mutlaka fazlar arası bir enerji farkının yani sıcaklık farkının bulunması gereklidir. Bu durumun gerçekleşmesi için , alaşımlar ve saf metaller teorik katılaşma sıcaklığının altında bir değere soğurlar, teorik katılaşma sıcaklıkları ile soğudukları sıcaklık arasındaki fark “Aşırı Soğuma” olarak adlandırılır. Oluşan çekirdeklerin büyüyebilmek için kritik yarıçapa ulaşmalarını aşırı soğuma sağlamaktadır. Aşırı soğuma miktarı ise alaşımın saflığına , soğuma hızına ve alaşımın bileşimine bağlıdır.

Heterojen çekirdeklenmede ise, alaşım içerisindeki kalıntılar çekirdek görevi görürler. Bu tip çekirdeklenmede, çekirdeğin yüzeyinden atom kaybı söz konusu olmadığından yüzey koruma enerjisine de ihtiyaç yoktur. Oluşan bütün çekirdekler yaşayacaktır.

Gerçek bir katılaşmada her iki çekirdeklenme türü de görülür.



Şekil 2.3 Teorik soğuma eğrisi

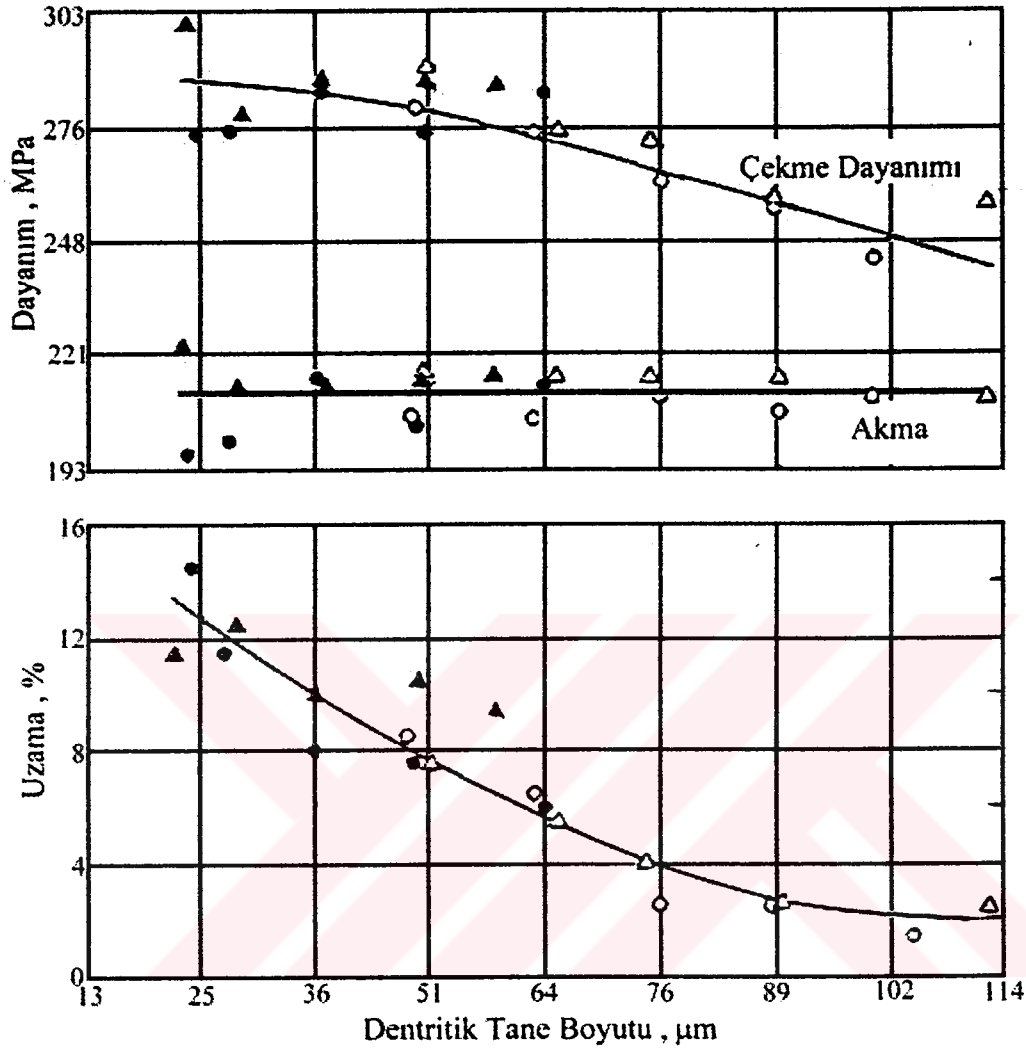


Şekil 2.4 Gerçek soğuma eğrisi

Üretilen alaşımlardan istenilen fiziksel özelliklerin alınabilmesi , tamamıyla katılaşma sonrası ortaya çıkan mikroyapılara bağlıdır. Katılaşma mekanizmaları doğrudan alaşımın mikroyapısını belirlemekte bunun sonucu olarak ta fiziksel özellikler değişmektedir. Bilindiği gibi , sertlik , çekme dayanımı , uzama ve diğer bir çok özellik alaşımın tane boyutuna alaşım içerisindeki alaşım elementlerine ve katılaşma sonrası yapı içerisindeki fazların büyüklüğü , dağılımı ve miktarına bağlıdır.

Katılaşma mekanizmasında , soğuma hızı kontrol edilerek , tane büyüklüğü , oluşacak fazlar ve bu fazların miktarları kontrol edilebilir. Katılaşma sırasında , soğuma hızı çekirdeklenmeyi doğrudan etkilemektedir. Yüksek soğuma hızlarında , aşırı soğuma miktarı artmakta , bunun sonucunda da kritik yarıçap (r_{kr}) değeri düşmekte ve çok sayıda çekirdek oluşmaktadır. Çok sayıda çekirdeğin oluşması sonucu yapı daha ince taneli hale gelmekte ve fiziksel özellikleri

değişmektedir. Şekil 2.5' de katılaşma sonrası oluşan dentritik tane boyutunun fiziksel özelliklerine örnek verilmiştir.



Şekil 2.5 A356-T62 alaşımında 4 farklı ısı için tane boyutunun fiziksel özelliklere etkisi (ASM Metals Handbook, cilt 2)

Katılaşmanın temel kavramları ,atomik hareketlilik, ısı kaybı , büzülme ve çözünebilirliktir. Herhangi bir metalin atomları , içerisinde bulundukları kristal sistemi içerisinde sürekli olarak hareket halindedirler. Bu hareketler 'Braun Hareketleri' olarak tanımlanmakta ve ısı ile doğru orantılı olarak değişmektedir. Katı fazdaki bir metali ısıtmaya başladığımızda , metalin kafes sistemi içerisindeki atomların titreşim hareketleri verilen ısı miktarına bağlı olarak artacaktır. Verilen ısı miktarı ile birlikte artan titreşim hareketleri , kristal yapı içerisinde ki atomların çekim kuvvetlerini yenecek düzeye ulaştığın da ergime başlar ve ergime başladığı andan metal tamamen sıvı faza geçinceye kadar ki süreç içerisinde verilen ısı miktarı her ne olursa olsun sıcaklık sabit kalır. Sıvı fazda kristal yapısı tamamen bozulmuştur. Sıvı fazdan katı faza geçişte ise yine aynı oluşumlar söz konusudur. Ergiyik halde ki metalden ani ısı çekilmesi ile

beraber , atomsal titreşimler azalacak ve atomlar arası çekim kuvvetleri devreye girerek metal kristalleşecektir , bir başka deyişle katılaşıacaktır. Ancak yukarıda da değinildiği gibi termodinamik olarak , katı faz ile sıvı faz arasında bir enerji farkının olması gereklidir bu nedenle Şekil 2.4'de de görüldüğü gibi bir alt soğuma yaşanır.

Sıvı fazdan katı faza geçiş , katı-sıvı ara yüzeyi olarak adlandırılan bir yüzeyde gerçekleşir. Katı-sıvı ara yüzeyi , iki yoğun faz arasında , atomlar arası bağların oluştuğu bir bölgedir. Katı-sıvı ara yüzeyin de fazlar arasında bir gerilme söz konusudur. Bu yüzey gerilimi , ara yüzeyin herhangi bir alanına bağlı olarak ortaya çıkan ,fazlalık bir enerji olarak düşünülebilir. Bu enerji , denge ergime sıcaklığının düşmesine neden olmaktadır. Bu enerji miktarının sıcaklık olarak ifadesi aşırı soğumadır. Yani sistem , ara yüzey boyunca katılaşmanın olabilmesi için bu fazla enerjiyi dengelemek zorundadır. Dengelenmenin gerçekleştirilebilmesi için metal , ergime noktasının altında bir sıcaklığa soğuyarak enerjisini azaltır. Aşırı soğuma miktarının pozitif bir değer alabilmesi için , katı-sıvı ara yüzeyinin şeklinin sıvıya doğru dışbükey olması gereklidir.

Katılaşma bir seri atomik olayın peş peşe gerçekleşmesi olarak da tanımlanabilir. Ara yüzeyde gerçekleşen çeşitli kimyasal reaksiyonlar , difüzyon gibi olaylar sonrası , sıvı katı dönüşümü gerçekleşir. Bu aşama katılaşmanın başlangıç aşamasıdır , bu aşamadan sonra büyüme aşaması gelir. Büyüme , katı-sıvı ara yüzeyinin belirli bir hızda ilerlemesidir. Ara yüzeyin ilerlemesi , kinetik aşırı soğuma olarak adlandırılan ve ara yüzeyin gerçek ısısı ile denge sıcaklığı arasındaki farka bağlı olan , bir motor kuvvet ile açıklanmaktadır. Genellikle kinetik aşırı soğuma miktarı çok düşük olduğundan , ihmal edilmektedir. Ancak , demir ergiyiklerinden grafit yada Al-Si ergiyiklerinden silisyum kristalleşmesinde olduğu gibi katı-sıvı arayüzeyinin atomik olarak keskin olduğu durumlarda belirginleşmektedir.

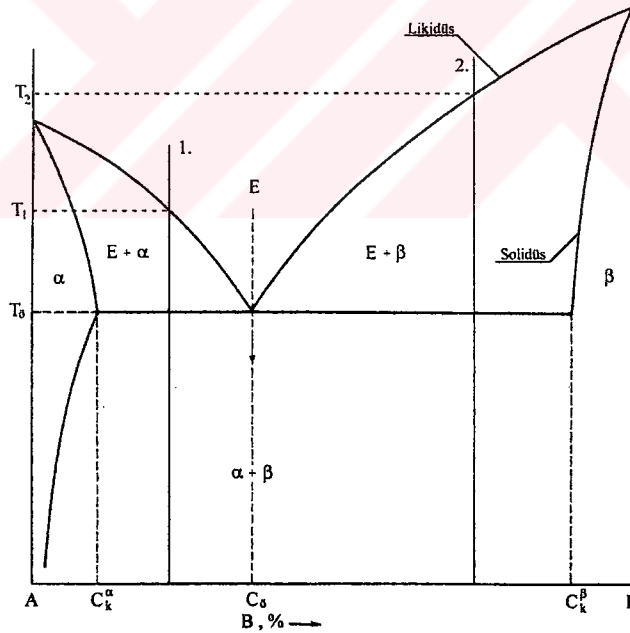
Ötektik yapılar , ergiyik içerisinde bir yada daha fazla fazın birbirini takip eden katılaşmaları olarak tanımlanabilir. Ötektik mikroyapılar , temel olarak iki kritere göre sınıflandırılabilir;

- Fazların , lamel yada lifli (fiber) morfolojileri
- Düzenli veya düzensiz büyüme

Genel olarak , fazlar yaklaşık olarak eşit hacim oranlarına sahip olduklarında , ötektik alaşımlar lamelli bir yapı gösterirken , diğer yandan bir fazın daha düşük hacim oranına sahip olduğu durumda da lifli mikroyapılar görülebilir. Genelde , elde edilecek mikroyapı , hacimce daha az olan fazın hacim oranının 0,25 in altında olduğu durumlarda lifli , bu değerden yukarıda olduğu durumlarda ise lamelli olacaktır. Bunun sebebi , ötektik fazlar arasındaki küçük boşluklardır. Bu ayrımlar , iki katı fazı arasındaki ara yüzey alanının artması sonucunu doğururlar. Sistem bu durum da ara yüzey enerjisini küçültmek için daha düşük ara yüzey

alanına sahip morfolojinin gelişmesine izin verecektir. Hacim oranının 0,25 in altında olduğu koşulda , lifli yapının ara yüzey alanı , lamelli yapınınkinden , daha düşüktür. Ne var ki , daha az hacim oranına sahip fazın façetalı olması durumunda , çok düşük oranlarda bile , lamelli yapı oluşabilmektedir. Ara yüzey enerjisinin , belirli kristal düzlemlerinde ,daha düşük olmasından dolayı , katılaşma bu düzlemler boyunca ilerler ve lamelli bir yapı ortaya çıkar. Ara yüzey enerjisinin düşük olduğu , bu açılı ve düzlemsel yüzeyler , ‘façeta’ olarak tanımlanmakta ve bu yüzeyler boyunca gelişen katılaşmaya da ‘façetalı katılaşma’ denilmektedir.

Eğer her iki fazında façeta yüzeylerinin olmadığı durumlarda , ki genelde her iki faz da metalik ise façeta yüzeyleri görülmez , ötektik düzenli bir mikroyapı gösterecektir. Lamellerden yada liflerden oluşan yapı yüksek derecede bir düzenlilik ve kendini tekrarlama gösterecektir. Öte yandan , fazlardan birisinin façetalı olması durumunda , spesifik düzlemlerin belirlediği tercihli bir büyüme nedeniyle , yapı düzensiz olacaktır. Bunun temel nedeni , birçok façetalı lamelin ortak bir kristal yerleşim düzeninin yokluğundan dolayı büyüme yönlerinin paralel olmayışıdır. Demir-Karbon ve Alüminyum-Silisyum sistemleri yukarıda sözü edilen , düzensiz yapılara verilebilecek en iyi örneklerdir.



Şekil 2.6 Şematik ötektik faz diyagramı

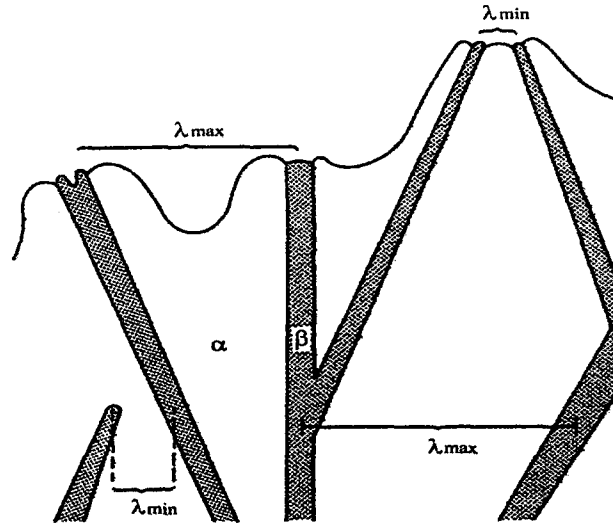
Düzenli büyüme de , ötektik katılaşma sırasında , gelişen α fazı B atomlarını ergiyik bileşimine bağlı olarak , düşük çözünübilirlikleri nedeniyle ergiyiğe doğru iter. Tam tersine β fazı da A atomlarını itmektedir. Katılaşma sırasında α ve β fazları yan yana gelişmektedir. α fazı tarafından itilen B atomları , β fazının gelişmesi için gereklidir . Aynı zamanda , A atomlarının β fazı tarafından itilmesi de , α fazının gelişmesi için gereklidir. Bu durumda , her

iki atom da , katı-sıvı ara yüzeyi boyunca bir fazdan diğerine difüze olacaktır. Katı-sıvı ara yüzeyinin önünde ergiyik içerisinde A yada B atomlarının birikmesi , fazlar arası difüzyon nedeniyle oldukça azalacaktır. Bu ötektik katılaşmanın temel nedenidir.

Ötektik mikroyapının boyutları , doğrudan soğuma hızına değil , katılaşma hızına bağlıdır. Soğuma hızı , katılaşma hızı ve ısı gradyanının bir fonksiyonu olması sebebiyle anı soğuma hızlarında farklı ısı gradyanları farklı katılaşma hızlarına ve farklı dendritler arası boşluğa sebep olacaktır. Birbirlerine bağlı olduklarından soğuma hızındaki değişim , katılaşma hızına ve böylece fazların morfolojileri üzerinde etkili olacaktır. Yüksek soğuma hızlarında , katılaşma hızı yani , katı-sıvı ara yüzeyin ilerleme hızı arttıkça , ara yüzeyde fazlar arası olayların gerçekleşmesi için yeterli zaman olmayacak ve dendritler arası boşluk azalacaktır.

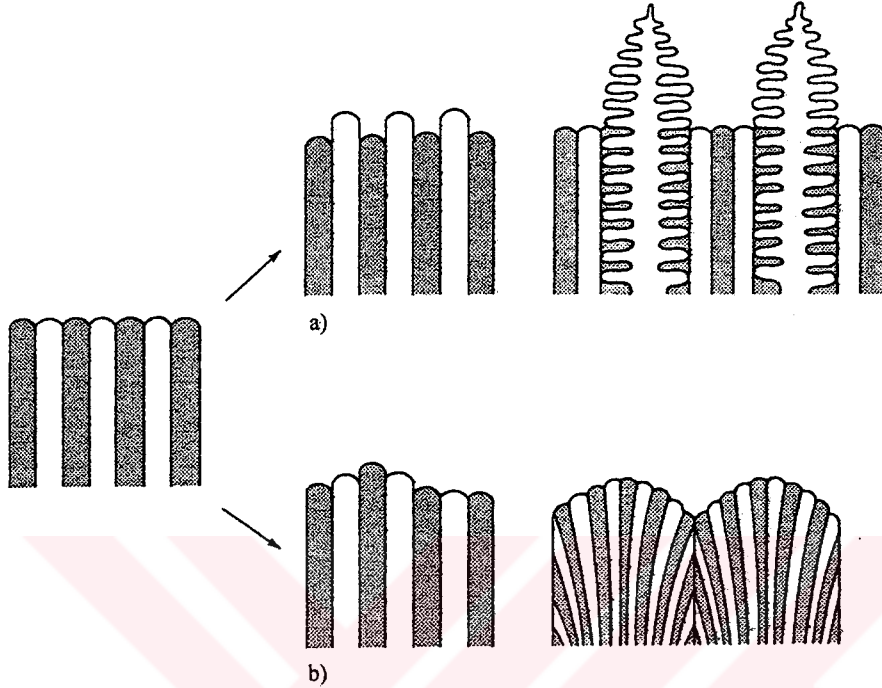
Düzenli katılaşmanın en önemli karakteristiklerinden biri , lamel yada fiber(lif)lerin katılaşma yönü ısı akış yönüne paralel olmaları ve katı-sıvı ara yüzeyine dik olmalarıdır.

Düzensiz katılaşmada ise , façetalı fazın katılaşması , spesifik atom yerleşimleri ve ısı akışına zorunlu olarak paralel olmayışları ile tanımlanmaktadır. Bu durum da fazlar arası boşlukların çok değişik aralıklarda değişmesine olanak sağlamaktadır. Gelişmekte olan iki lamel yada fiber birbirlerine kritik bir mesafenin altında bir değere kadar yaklaştıklarında bir başka değişle aralarında ki boşluk belirli bir değerin(λ_{min}) altına düştüğünde , bir tanesinin büyümesi basitçe durmaktadır. Bunun sebebi bölgesel ara yüzey enerjisinin çok yükselmesidir. Böylece boşluk miktarı tekrar artacaktır. Tam tersi olarak , yolundan sapan lamel yada fiber de başka kritik bir değere(λ_{max}) kadar gelişimini sürdürür. Bu kritik değere erişildiğinde yine enerji nedeniyle gelişmekteki yapı dallara ayrılır: Böylece düzensiz katılaşma lameller yada fiberler arası alt ve üst boşluk değerleri arasında gerçekleşir(Şekil 2.7).



Şekil 2.7 Düzensiz ötektik katılaşmada lameller arası boşluk değerlerinin şematik gösterilişi(ASM Metals Handbook,cilt 3)

Ötektik bileşimden sapıldığı durumlarda veya üçüncü bir alaşım elementinin varlığında , Şekil 2.8' de şematik olarak gösterilen sıvı katı ara yüzeyi kararsız hale geçebilir. Yine aynı şekilde gösterildiği gibi tek fazlı ve çift fazlı kararsız durumlar oluşabilmektedir.



Şekil 2.8 Düzlemsel ötektik katı-sıvı ara yüzeyindeki kararsızlık çeşitlerinin şematik gösterilişi a) tek fazlı b) çift fazlı(ASM Metals Handbook, cilt 3)

Tek fazlı durumda , fazlardan birisinin , birincil dendritler olarak katılmasında ve dendritler arası ötektik yapı söz konusudur (Şekil 2.8 a). Bu durum da fazlardan birisi diğerine göre daha fazla alt soğur.

Çift fazlı durum ise hücre tipi katılma olarak karakterize edilebilir ve bu tip bir büyüme ötektik kolonilerinin oluşması sonucunu doğurur. Bu tip bir durum , üçüncü bir elementin varlığında ve bu elementin benzer şekilde hem a-sıvı hem de b-sıvı yüzeyini perdelediği şartlarda görülür. Bu elementin her iki fazında sıvı ile olan arayüzeylerini perdelemesi sonucu , katı-sıvı ara yüzeyinin önünde , uzun mesafeli bir uzun mesafeli bir difüzyon sınır tabakası oluşur. Böylece gelişen ötektik ara yüzeyi ,üçüncü elementin varlığına bağlı olarak yapısal olarak aşırı soğur.

2.3.1 Ötektikaltı Alaşımlar

Ötektikaltı Al-Si alaşımları yukarıda bahsedilen tek fazlı karasız durumda katılaşır. Ötektikaltı Al-Si alaşımlarında , Şekil 2.2 deki Al-Si ve Şekil 2.6 daki şematik faz diyagramlarından da da görülebileceği gibi , ötektikaltı alüminyum silisyum alaşımları katılaşırken , ilk önce ötektik karışımdan ayrılan alüminyum birincil faz olarak katılaşmaya başlar ve geriye kalan ergiyik ise ötektik bileşimde , eğriyi izleyerek katılaşır. Soğuma hızı , aşırı soğuma miktarını değiştirdiğinden ötektikaltı ve diğer bileşimlerdeki alaşımların mikroyapıları soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir. Şekil 2.6' da ki şematik diyagrama bakıldığında 1. bileşimindeki ötektikaltı alaşımında, T_1 sıcaklığına ulaşıldığında katılaşma başlar. Katının bileşimi solidüs eğrisini takip eder ve görüldüğü gibi ilk önce α dentritleri oluşur. T_1 sıcaklığından T_0 ötektik sıcaklığına ulaşılncaya kadar sıvı ve katı bileşimleri sürekli değişir. T_0 noktasına ulaşıldığın da geriye kalan sıvı ötektik bileşimde katılaşır Bu sıcaklık değerine ulaşıldıktan sonra yapı oda sıcaklığına ulaşıncaya kadar difüzyon olayları gerçekleşir. Nihai yapı; ötektik yapı ve bunu çevreleyen α dentritlerileridir. Şekil 2.9 ve şekil 2.10 da değişik soğuma hızlarına sahip, değişik bileşimlerdeki alaşımların mikroyapıları görülmektedir. Bu şekillerden de görüldüğü gibi soğuma hızlarının , yapı üzerindeki etkisi açıktır. Yüksek soğuma hızlarında , yapı yavaş soğumaya oranla daha ince taneli hale gelmektedir. Alüminyum dentritleri yavaş soğumada kaba ve iri , ötektik silisyum ise kaba ve façetalı bir yapı göstermektedir. Buna karşın yüksek soğuma hızlarında

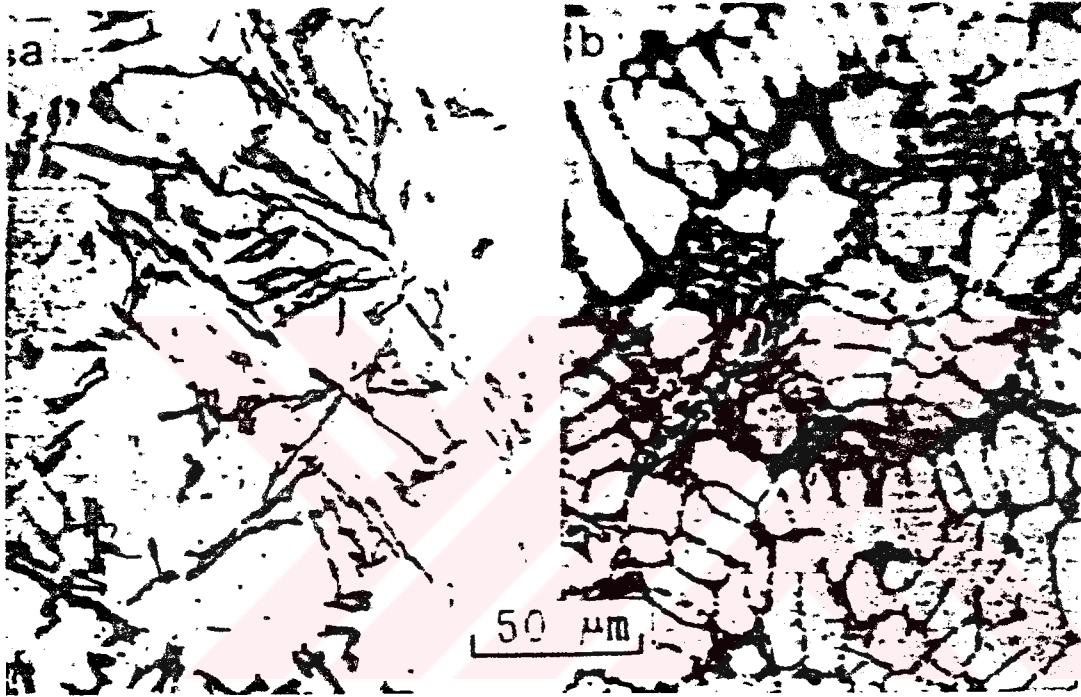


Şekil 2.9 Al-5Si alaşımının değişik döküm yöntemleri sonucu mikroyapıları
a)kuma döküm b) kokil döküm c) basınçlı döküm (ASM Metals Handbook, cilt 15)

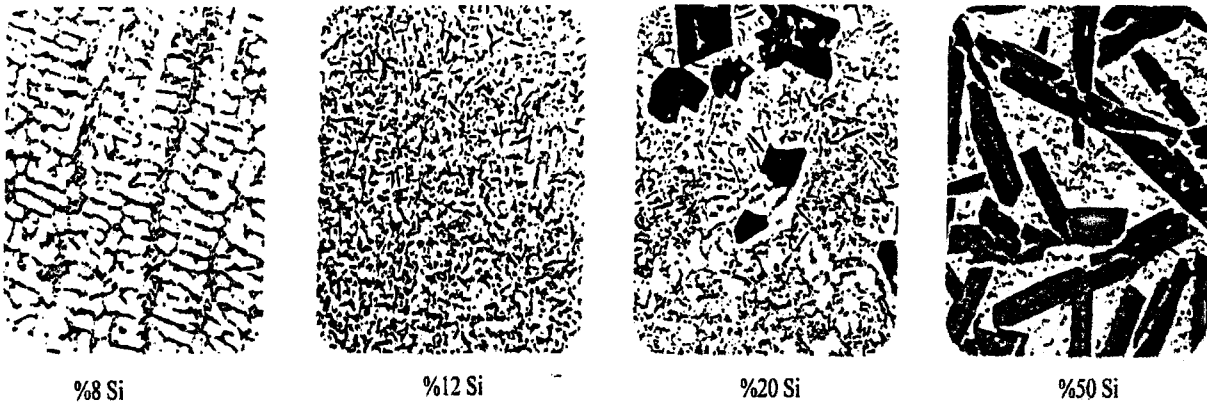
ise alüminyum dentritleri küçülmekte , silisyum ise aynı formunu korumakla beraber boyutları azalmaktadır(Hafız vd., 1990).

Çizelge 2.4 Şekil 2.9 da görülen değişik dökümlerin mekanik özellikleri
(ASM Metals Handbook, cilt 15)

Alaşım	443.0-F	B443.0-F	C443.0-F
Çekme Dayanımı	130 MPa	55 MPa	% 8
Akma Dayanımı	160 MPa	60 MPa	% 10
Uzama	230 MPa	110 MPa	% 9



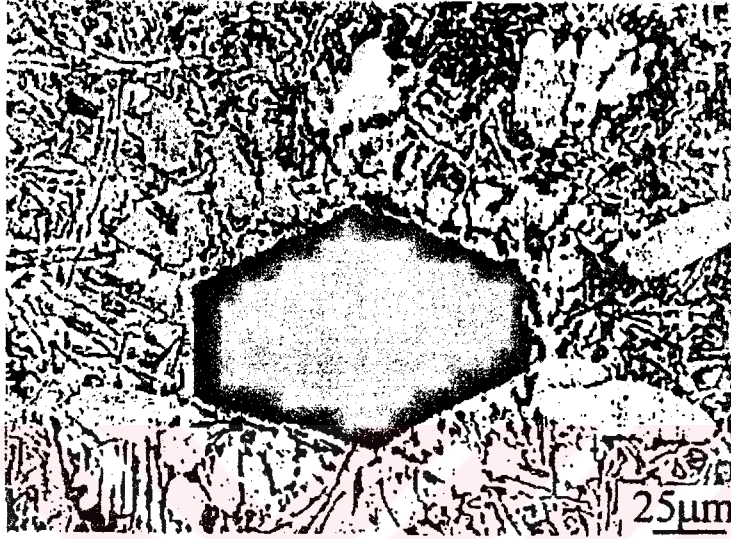
Şekil 2.10 A356.2 %8 Si içeren bir alaşımın a) kum kalıba b) kokil kalıba dökülmüş mikroyapıları (Hafız vd., 1990)



Şekil 2.11 Değişik oranlarda silisyum içeren Al-Si alaşımlarının mikroyapıları
(ASM Metals Handbook, cilt 2)

2.3.2 Ötektiküstü Alaşımlar

Ötektiküstü alaşımlar da ergiyikten ilk önce katılaşıp birincil silisyumdur. Soğuma hızı ve bileşim yapıyı belirleyen en önemli faktörlerdir. Ötektiküstü alaşımlarda silisyum masif kristaller şeklinde katılaşmaktadır. Silisyumun bu morfolojisi mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir. İlerleyen bölümlerde masif kristalleşme mekanizmaları anlatılmıştır.



Şekil 2.12 %16 Si içeren bir Al-Si alaşımında birincil Si kristali ve onu çevreleyen α Al dendritleri(Haque ve Kondic, 1985)

Şekil 2.6 daki 2. ötektiküstü bileşimi ele alındığında T_2 sıcaklığında katılaşma başlamaktadır , sıvıdan ilk ayrılan faz β fazıdır. Katılaşmanın başlangıç noktasından itibaren , yine azalan sıcaklıkla beraber , katı bileşimi solidüs , sıvı bileşimi ise likidüs eğrisi boyunca değişecektir. T_0 ötektik sıcaklığına ulaşıldığında , katılaşma tamamlanmış olacaktır. Son katılaşıp ergiyiğin bileşimi ötektik noktaya yakındır. Oda sıcaklığında yapı seçilen bileşime göre farklılık gösterse bile , temel olarak birincil B kristalleri ve ötektik yapı içermektedir.

Şekil 2.11 ve Şekil 2.12 de ötektiküstü bazı alaşımların mikroyapıları görülmektedir. Bu mikroyapılardan da görüldüğü gibi ötektik bileşimin üzerinde silisyum masif kristaller halinde katılaşmakta ve çevresi Al-Si ötektiği ile kaplanmaktadır. Birincil silisyum kristallerinin boyutları silisyum miktarına bağlıdır. Alaşım içerisindeki silisyum ne kadar fazla ise oluşan kristallerde o ölçüde büyük olacaktır. Soğuma hızı arttırıldığında zaman ötektik bileşimi daha yüksek silisyum miktarlarına çıktığından , ötektiküstü bir alaşımdaki birincil silisyum kristallerinin boyutları azalacaktır.

Yüksek entropiye sahip fazlarda façeta morfolojisi meydana gelir ve sonuçta anizotropik büyüme gerçekleşir.

Birincil Si fazı , çoğu kez yavaş büyüyen yüzeyde gelişir. Büyüme ara yüzeyindeki sıcaklık gradyanının yüksek olduğu durumda , ince çubuk , düşük olduğu durumda ise plaka formunda , silisyum oluşur. Düşük büyüme hızı ve düşük sıcaklık gradyanlarında façetalı silisyum fazı , alüminyumca zengin fazın önünde gider ve bu fazın levhasal morfolojik karakterini üzerine alır. Yüksek büyüme hızları ve sıcaklık gradyanlarında , Silisyum fazının büyümesi için gerekli kinetik alt soğuma artar ve Al fazı , silisyumun önünde gider. Silisyum fazı büyüme cephesinde , çukur veya oyuklar içinde büyür ; bunun sonucunda meydana gelen yapı çubuk formundadır.

Hiperötektik alaşımlarda , birncil silisyum genellikle , dentritler arası gözlenir. Bu durumunun nedeni de birincil fazın yüzmesi , dentrit itmesi yada dentritler arası bölgedeki sıvı akışıdır.

2.4 Al-Si Sistemindeki Demir Bileşikleri

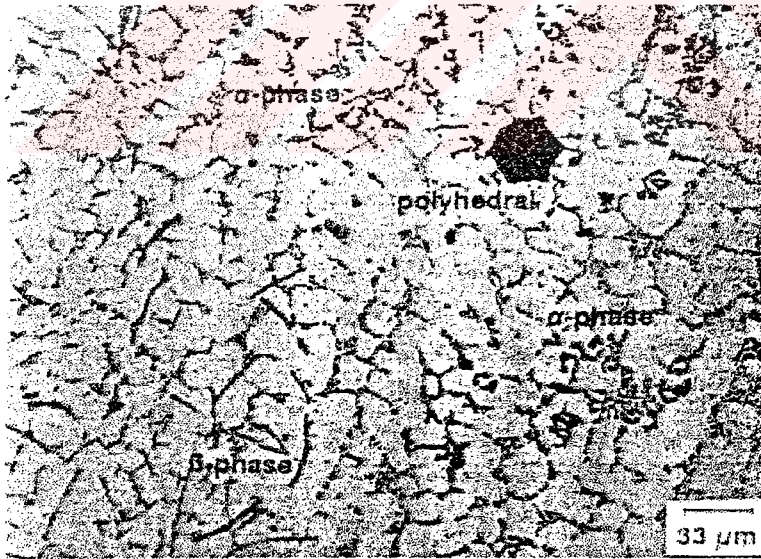
Alüminyum silisyum alaşımları içindeki empüritelerin varlığı , katılma sırasında oluşan ve mekanik özelliklere olumlu yada olumsuz yönde etki eden intermetalik bileşiklerin oluşmasına neden olmaktadır. Bakır , çinko ve magnezyum olumlu yönde etki ederken demirin varlığı sorunlara neden olmaktadır. Demir %0,8 civarındaki oranlarda , alaşım içerisinde $FeSiAl_5$ olarak ince plaka formunda , daha yüksek oranlarda ise birincil partikül şeklinde görülmektedir(Ghomashchi, 1987). Narayanan , Samuel ve Gruzleski(Narayanan vd., 1994) , demir içeriğinin artmasıyla , değişik formlarda katılan intermetalik demir bileşiklerin , sayılarında bir artış olmadığını ancak boyutlarının aşırı büyüdüğünü belirtmişlerdir. Oluşan bu intermetalik bileşiklerle matris arasındaki bağ kuvveti düşüktür ayrıca bu fazlar oldukça sert ve kırılgan olduğundan mekanik özellikleri , şekillendirilebilirliği (özellikle talaşlı ve plastik şekil verme) azaltmakta ve ısıtım sırasında da sorunlara neden olmaktadır. Bu bileşikler genel olarak aşağıdaki üç morfolojide görülmektedir.

- Çok düzlemli kristal formunda (masif)
- Çin yazısı formunda (α fazı)
- İnce plaka formunda (β fazı)
- Yıldız formunda

Ghomashchi(1987) LM24(A380.1) alaşımları ile yaptığı çalışmalar sonucunda aşağıdaki intermetalik fazları gözlemlemiştir.

$\text{Al}_8\text{Si}_{1,6}(\text{FeMn})_{1,8}(\text{CuZn})_{0,1}$	Çok düzlemli kristal formunda
$\text{Al}_8\text{Si}_{1,5}(\text{FeMn})_{1,7}(\text{CuZn})_{0,2}$	Çin yazısı formunda
$\text{Al}_5\text{Si}_{1,3}(\text{FeMn})(\text{CuZn})_{0,1}$	İnce plaka formunda
$\text{Al}_2\text{Cu}(\text{SiFeZn})_{0,2}$	Bakırca zengin

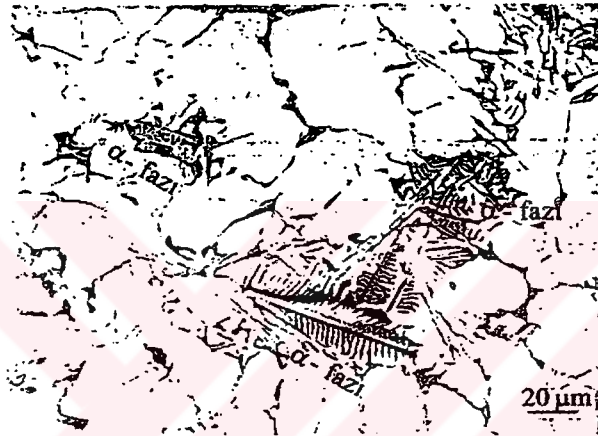
Ghomashchi(1987) yukarıdaki fazlardan , ince plaka formunda olan AlSiFe esaslı bileşiklerle bakırca zengin olan bileşiğin , katılaşma süresine bağlı olduğunu göstermiştir. Katılaşma süresinin kısa olması durumunda , daha az miktarda plaka formunda AlSiFe ve bakırca zengin intermetalik bileşiklerinin oluştuğu ve plakaların daha kısa formda olduğu belirtilmektedir. Buna karşın , çin yazısı ve kristal formundaki AlSiFe intermetalik bileşiklerinde ise katılaşma süresinin etkin olmadığı fakat kristal formundaki bileşikler için düşük döküm sıcaklıklarının bu formdaki bileşiklerinin yapı içerisindeki yüzdesinin arttırdığı bildirilmiştir. İnce plaka formundaki AlSiFe intermetalikleri , β - AlSiFe , çin yazısı formundakiler ise α - AlSiFe olarak tanımlanmaktadır. Şekil 2.13 , Şekil 2.14 , Şekil 2.15 ve Şekil 2.16 da Al-Si alaşımları içerisinde oluşan demir içeren intermetalik fazlar görülmektedir.



Şekil 2.13 Aynı yapı içerisinde değişik formlarda katılaşmış demir esaslı intermetalik bileşikler(Narayanan vd., 1995)

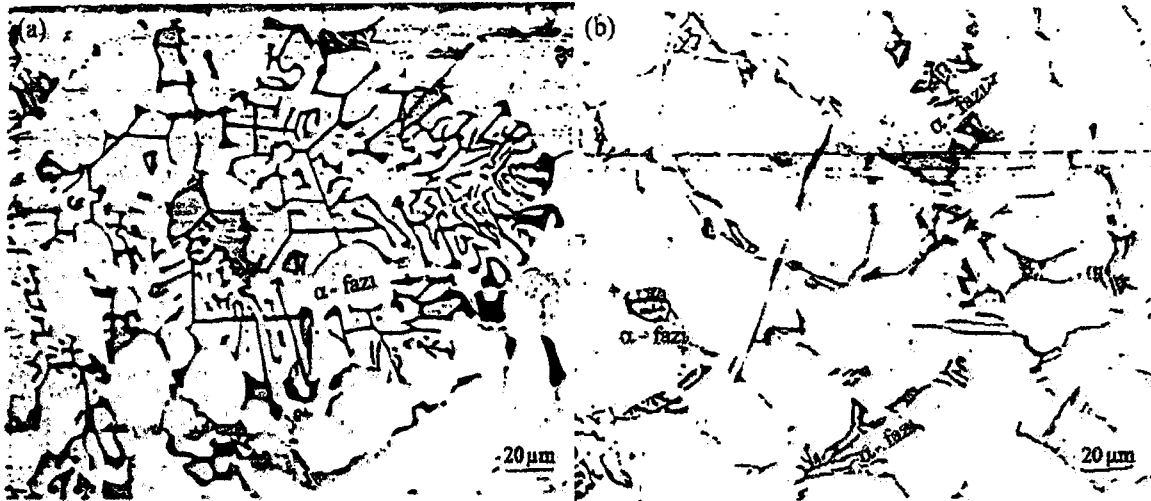


(a)



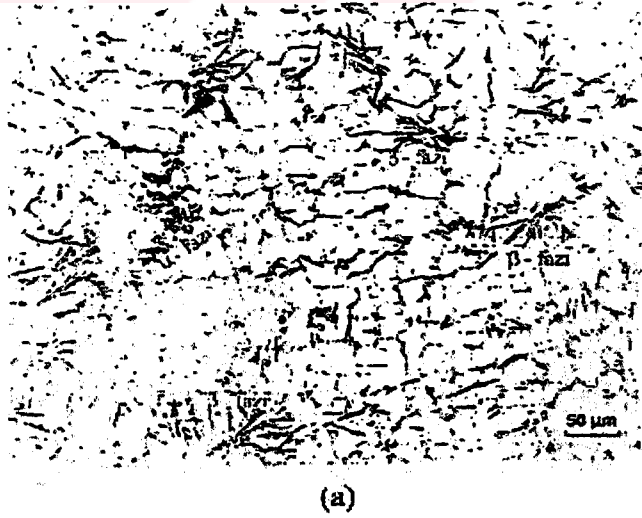
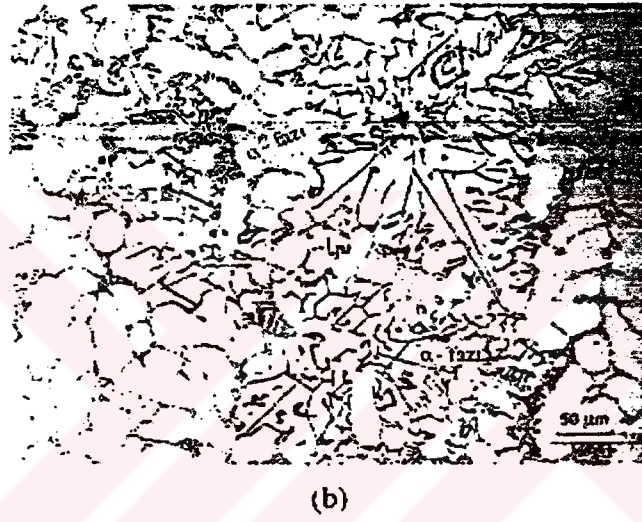
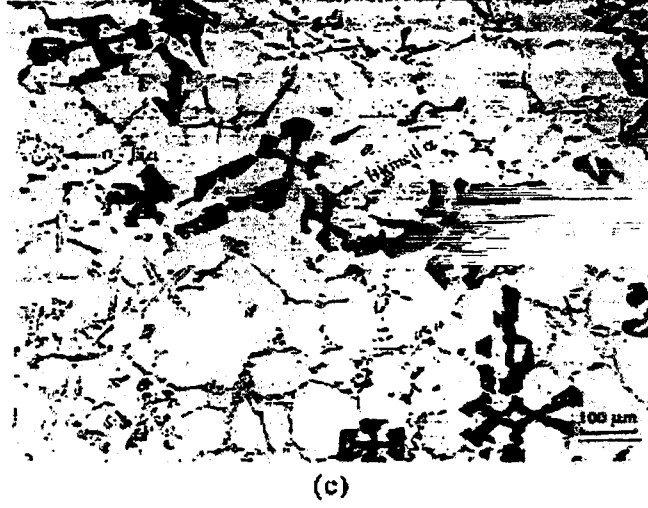
(b)

Şekil 2.14 %1Fe ve %0,003Mg içeren 319 alaşımının mikroyapıları. alaşım dökülmeden önce a)750°C' ye b) 850°C' ye ısıtılmış(Narayanan vd., 1994)

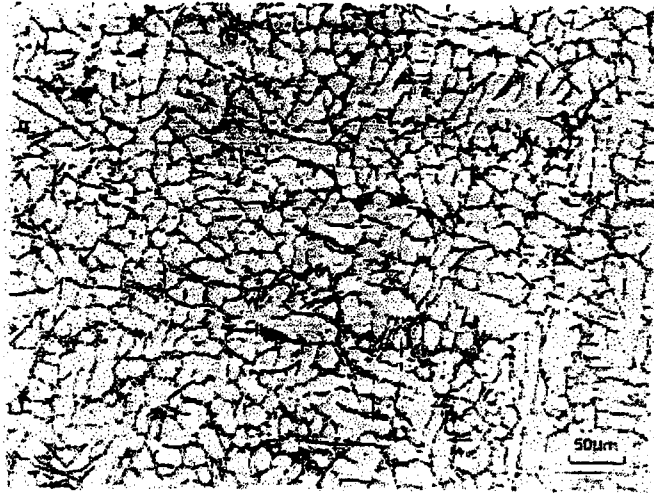


(b)

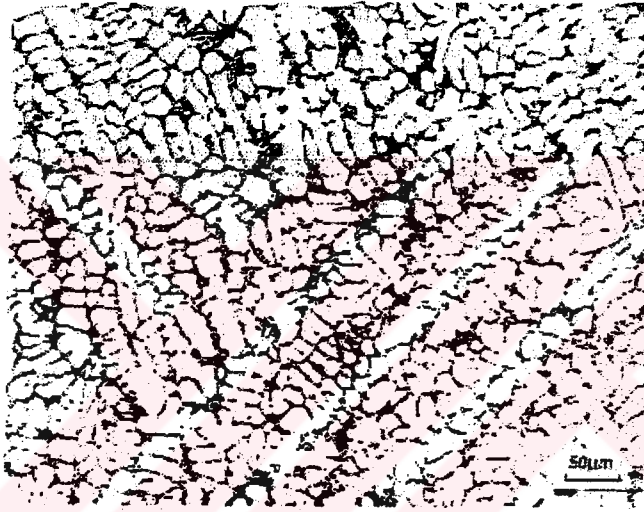
Şekil 2.15 a)Mn eklenerek b)banyonun 850°C'ye ısıtılmasıyla elde edilmiş α demir fazı mikroyapıları(Narayanan vd., 1994)



Şekil 2.16 Yüksek magnezyumlu bir alaşımda , değişik soğuma hızlarında demir bileşiklerinin mikroyapıları (Fe:Mg oranı 1,5) a) 0,1°C/s b) 10°C/s c) 20°C/s (Narayanan vd., 1994)



a)



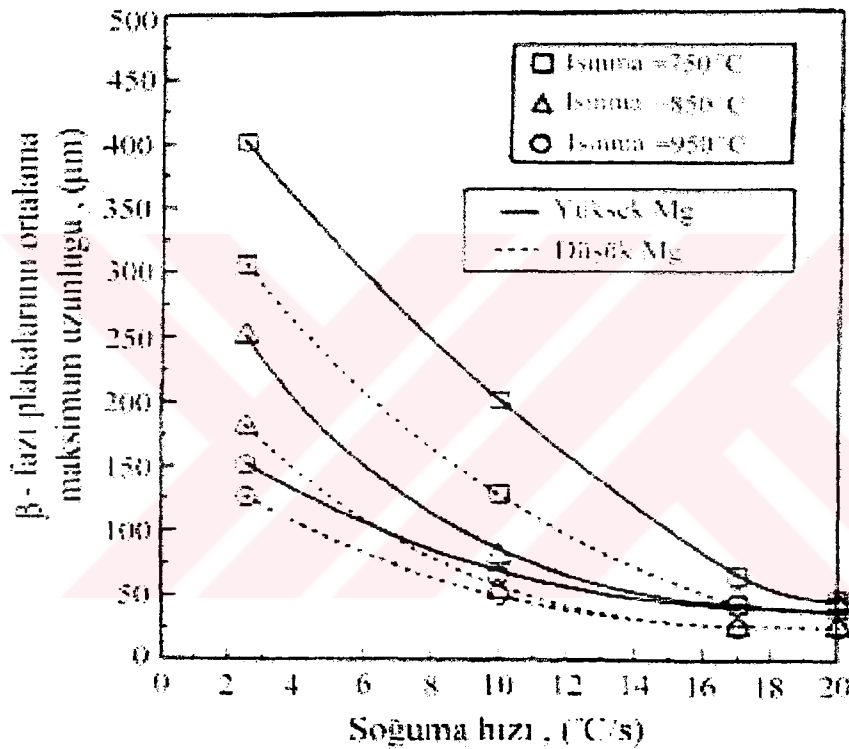
b)

Şekil 2.17 Yüksek magnezyumlu bir alaşımanın mikroyapıları a) 750°C' ye ısıtılmış
b) 850°C' ye ısıtılmış (Narayanan vd., 1994)

Şekil 2.18 de β fazındaki AlSiFe intermetalliğinin boyutları ile soğuma hızı arasındaki bağıntı değişik magnezyum oranları için verilmiştir. Bu grafikten de görülebileceği gibi Mg oranının yüksekliği, düşük soğuma hızları için bileşiğin boyutunu belirleyen faktördür. Oysa yüksek soğuma hızlarında, magnezyumun boyuta olan etkisinin çok fazla olmadığı söylenebilir. Ergiyik sıcaklığının artması da yine düşük soğuma hızlarında intermetalik β bileşiğinin boyutlarını belirleyen bir faktördür.

Demirin etkilerini azaltmak amacıyla Al-Si alaşımlarına en çok eklenen katkı maddesi manganezdır. Manganezin yanı sıra Cr, Co, Mo ve Ni gibi elementlerde eklenmektedir. Basit olarak, Manganezin ilavesi α -AlSiFe fazı bölgesini genişleterek, yüksek demir oranlarında bile, çin yazısı formundaki α fazının oluşmasını sağlamaktadır. Manganezin ilavesi ise

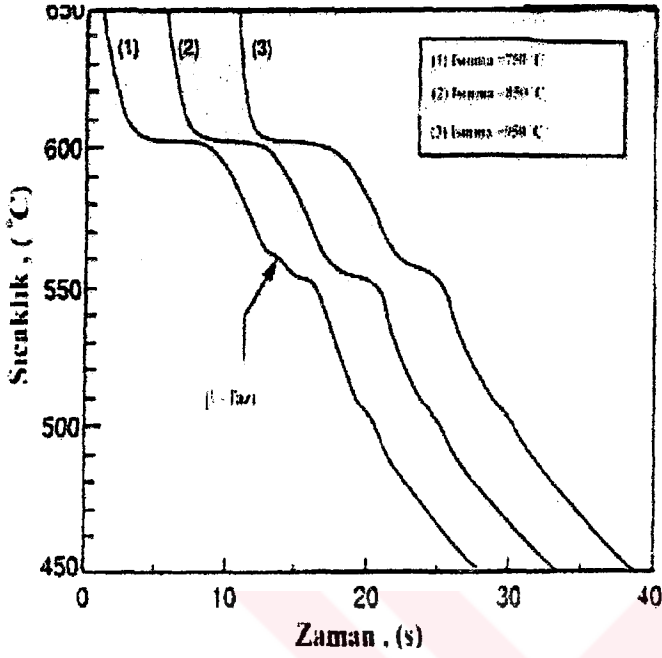
“sludge “ olarak bilinen Al(Fe,Mn)Si intermetaliklerinin oluşmasına neden olmaktadır. Oluşan bu intermetalik bileşik , sıcak yırtılmalara neden olmaktadır. “Sludge” oluşumunu destekleyen en önemli nedenler ,ergiyik sıcaklığındaki dalgalanmalar ve ergiyiği ergime noktasının hemen üzerindeki bir sıcaklıkta tutmak olarak verilebilir. Al-Si alaşımların da β fazındaki bileşiğin oluşmasını ,manganez yada krom gibi katkıları olmaksızın, engelleyerek yerine mekanik özelliklere etkisi daha az olan α fazının ,AlSiFe üçlü ötektiğinden katılaştırılması mümkündür. Şekil 2.14 de de görülebileceği gibi alaşımın yüksek sıcaklıklara ısıtılması ve bu sıcaklıklarda döküm yapılması sonucu mikroyapı içerisinde sadece α fazından oluşan demir bileşikler görülmektedir(Narayanan vd., 1994).



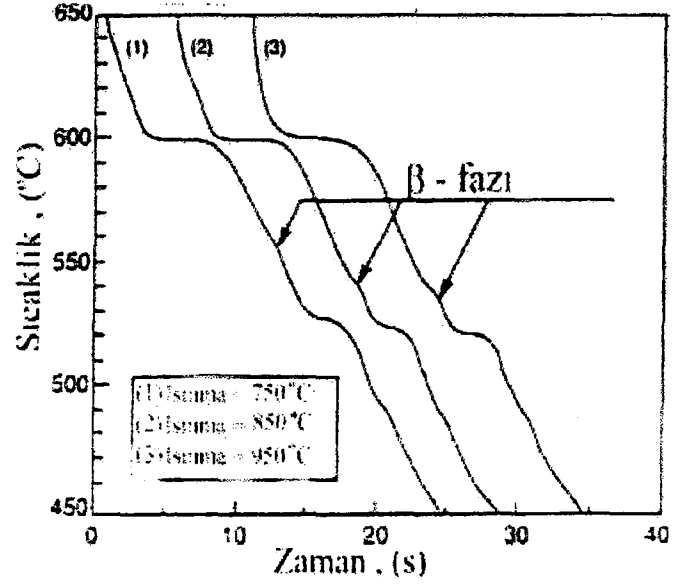
Şekil 2.18 Değişik miktarlarda Mg içeren 319 alaşımının da β demir fazı ile soğuma hızı arasındaki bağıntı ,ergiyik sıcaklığı ve Mg miktarlarına bağlı olarak gösterilmektedir. (Narayanan vd., 1994)

Al-Si alaşımlarında alüminyumla ikili yada üçlü ötektik yapan alaşım elementleri Al-Si alaşımlarında katılma mekanizmalarını ve oda sıcaklığında mikroyapı içerisindeki fazların şekil , büyüklük ve dağılımlarını ,katıldıkları orana ve oluşturdukları ötektiğin karakteristiklerine göre değiştirebilmektedir. Bu duruma örnek vermek gerekirse , Şekil 2.18 ve Şekil 2.19 da soğuma eğrileri verilen biri diğerine göre daha fazla Mg içeren iki 319 alaşımı örnek olarak gösterilebilir. Magnezyum miktarındaki artış , Narayanan Samuel ve Gruzleski(Narayanan vd., 1994) ‘nin yaptıkları çalışmada β fazındaki demir bileşiğinin

oluşum sıcaklığını düşürerek, β fazının daha kaba olmasına neden olmaktadır. Şekil 2.18 de ki grafikten de çıkan sonuçlardan birisi budur.



Şekil 2.19 %0,003 Mg içeren 319 alaşımının değişik ergiyik sıcaklıkları için soğuma eğrileri. (soğuma hızı 10°C/s dir. (Narayanan vd., 1994)



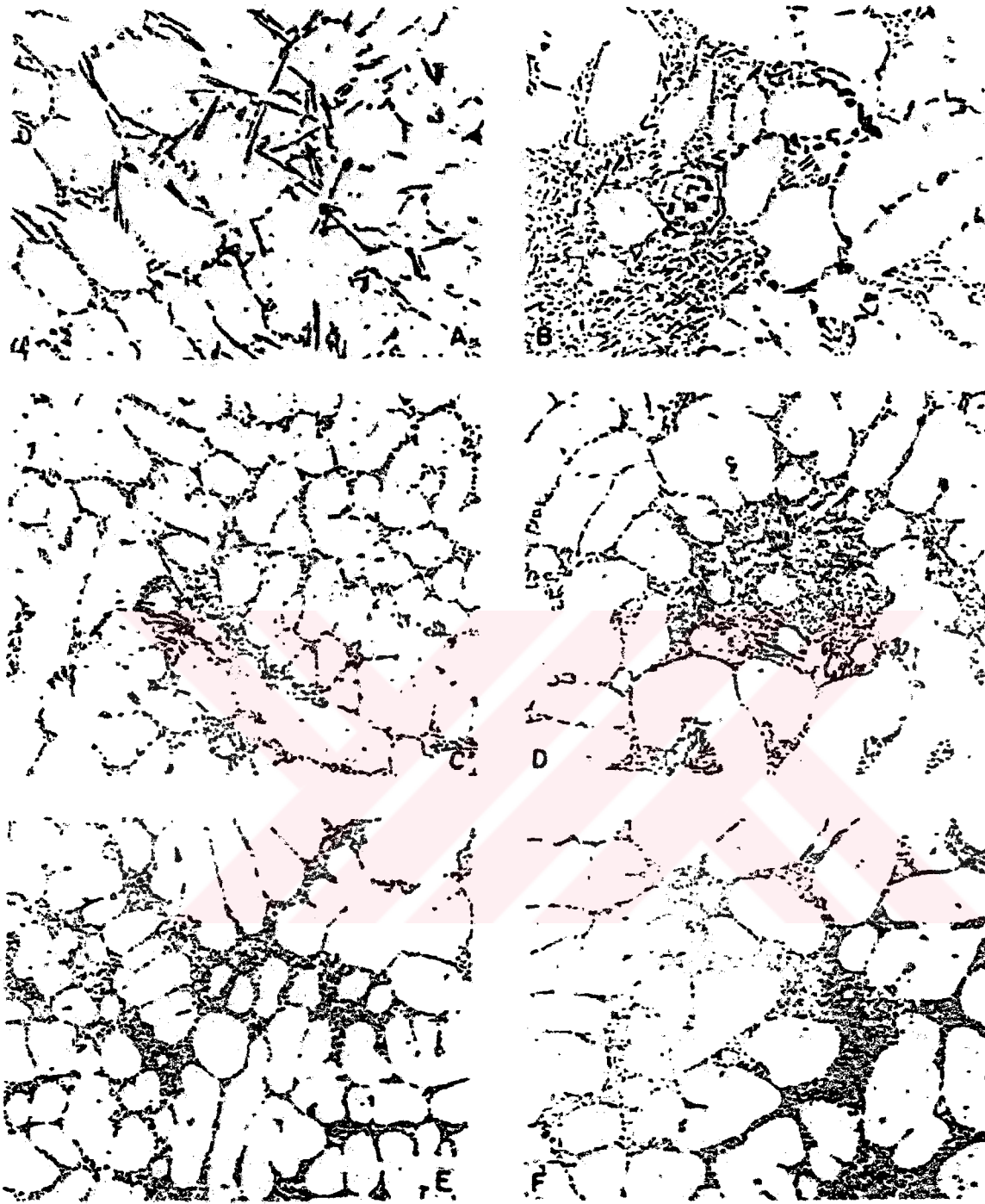
Şekil 2.20 %0,3 Mg içeren 319 alaşımının değişik ergiyik sıcaklıkları için soğuma eğrileri. (soğuma hızı 10°C/s dir.) (Narayanan vd., 1994)

3. MODİFİKASYON

Bilindiği gibi, malzemelerin gösterecekleri, çekme dayanımı kırılma tokluğu gibi, mekanik özellikler, bu malzemelerin mikroyapılarının bir sonucudur. Al-Si alaşımları, diğer alaşım elementleri göz ardı edilirse temelde iki ana bileşenden oluşur bunlar; yumuşak ve sünek matriks fazı olan alüminyum ve sert ve kırılğan silisyum fazı. Yukarıda da değinildiği gibi, silisyum alüminyuma mekanik özellikleri arttırmak amacıyla ilave edilmektedir. Mikroyapı içerisinde silisyum, ötektik altı alaşımlarda lamel(çubuk), ötektik üstü alaşımlarda ise masif kristaller şeklinde katılaşmaktadır. Dökme demirlerde grafit fazı ile matriks arasında etkili bir bağ kuvvetinin bulunmayışı gibi Al-Si sisteminde de benzer olarak matriks alüminyumla silisyum fazı arasında da bir bağ yoktur. Bu durum da, hem ötektik üstü alaşımlardaki masif kütlelerin hem de ötektik altı alaşımlardaki silisyum lamellerinin çekme ve kesme zorlamalarında yük taşıma özellikleri sınırlıdır. Al-Si alaşımlarını çekme ve kesme zorlamalarına karşı dayanımlarını arttırmak silisyum fazının morfolojisi ve yapı içerisindeki dağılımında yapılacak değişiklikler ile mümkündür. Isıl işlem , hızlı katılaştırma yöntemleri gibi uygulamalar ile silisyum fazı daha ufak parçalara parçalanabilir yada daha ufak taneli olması sağlanabilir. Bir diğer yöntem de modifikasyondur. Modifikasyon değişik katkıların alaşıma ilavesi ile gerçekleştirilir. Isıl işlem ve hızlı katılaştırmaya göre daha kolay uygulanabilir bir yöntemdir. Üretim aşamasında uygulanabilir bir yöntemdir ve ısıl işlem yada hızlı katılaştırmadaki özel donanımlara ihtiyaç göstermez.

Alüminyum silisyum alaşımlarında modifikasyon , katılaşma sonrası alaşımın içerisindeki ötekteik silisyumun kaba ve plaka halindeki yapısını yada ötektiküstü alaşımlarda ki birincil silisyumu , ufaltıp hem daha ince hale getirmek hem de bütün yapıya dağıtmak olarak tanımlanabilir. Bu amaçla alaşımlara ilave edilen ve değişik formlarda bulunabilen element veya bileşikler modifikasyon ajanı olarak tanımlanmaktadır. Başlıca modifikasyon ajanları , Na , Sr ve P dur. Bunların yanısıra Ca , Ti , Li , Sb ve K gibi elementlerde modifikasyon ajanı olarak kullanılmaktadır. Modifikasyon ajanları master alaşımı , tuz yada metalik formda kullanılmaktadır.

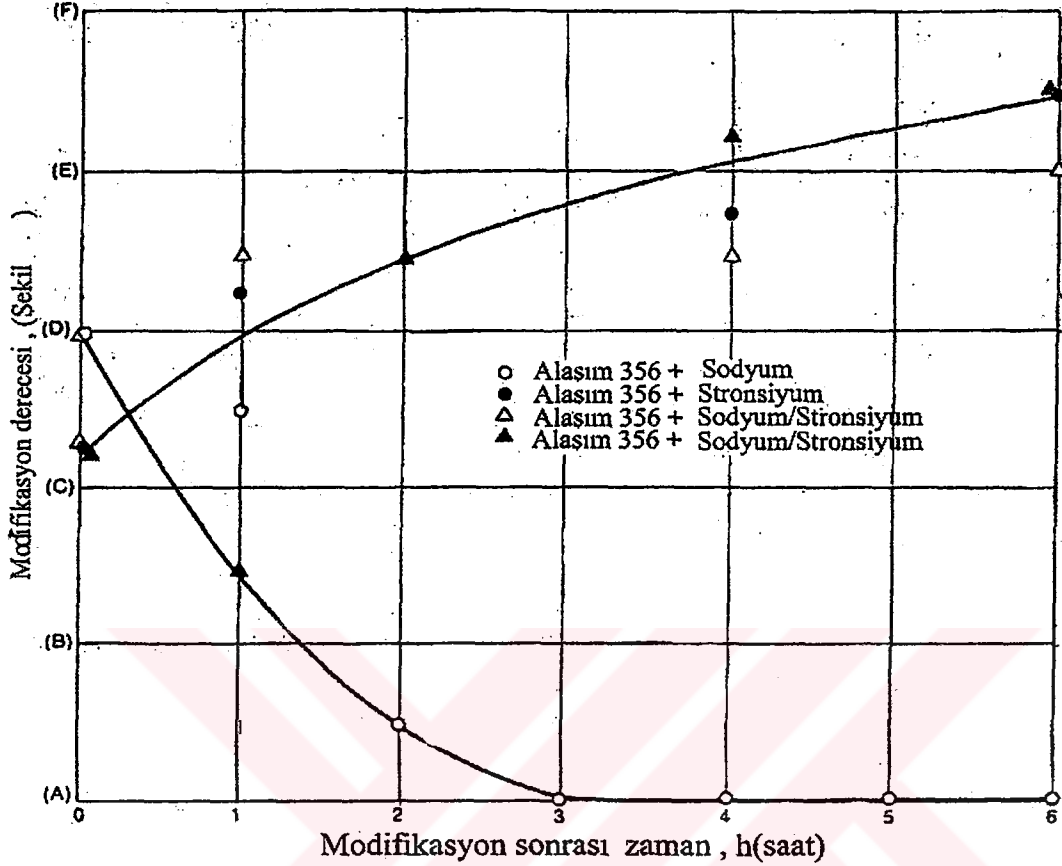
Modifikasyon mekanizmasının açıklanmasında genel bir uyum olmasa da , modifikasyon ajanlarının ötektiğin katılaşma mekanizmasına etki ederek silisyumu baskı altına aldığı ve büyümesini durduğu yönünde bir açıklama getirilmektedir. Şekil 3.1 de değişik modifikasyon dereceleri görülmektedir. Bu şekilden de görüldüğü üzere modifikasyon etkisi ile hızlı katılaşmanın etkisi benzerdir. Yani kaba ve iğnesel formdaki silisyum modifikasyondan sonra daha ince bir hale gelmiştir. Silisyumun ince hale gelmesi sonucunda da mekanik özelliklerde büyük oranda artış olmaktadır.



Şekil 3.1 Alüminyum silisyum ötektik modifikasyonunun dereceleri A) Modifikasyonsuz
F) Çok iyi modifiye olmuş(ASM Metals Handbook, cilt 2)

Modifikasyon ajanları özellikle Na , P zamana bağlı olarak ilave edildikleri şarj içerisinde azalma göstermekte ve modifikasyon etkileri azalmaktadır. Bu durumun en büyük sebebi bu elementlerin reaktif olmaları ve ergiyik içerisindeki diğer elementlerle reaksiyona girerek bileşikler oluşturup curufa geçmeleri ya da bu bileşiklerin modifikasyon etkilerinin

bulunmamasıdır. Alüminyum alaşımlarında ki en büyük sorunlardan birisi olan hidrojenin reaktif gazlarla ergiyik içerisinde temizlenmesi sırasında da , özellikle Na , Ca ve Sr kaybı

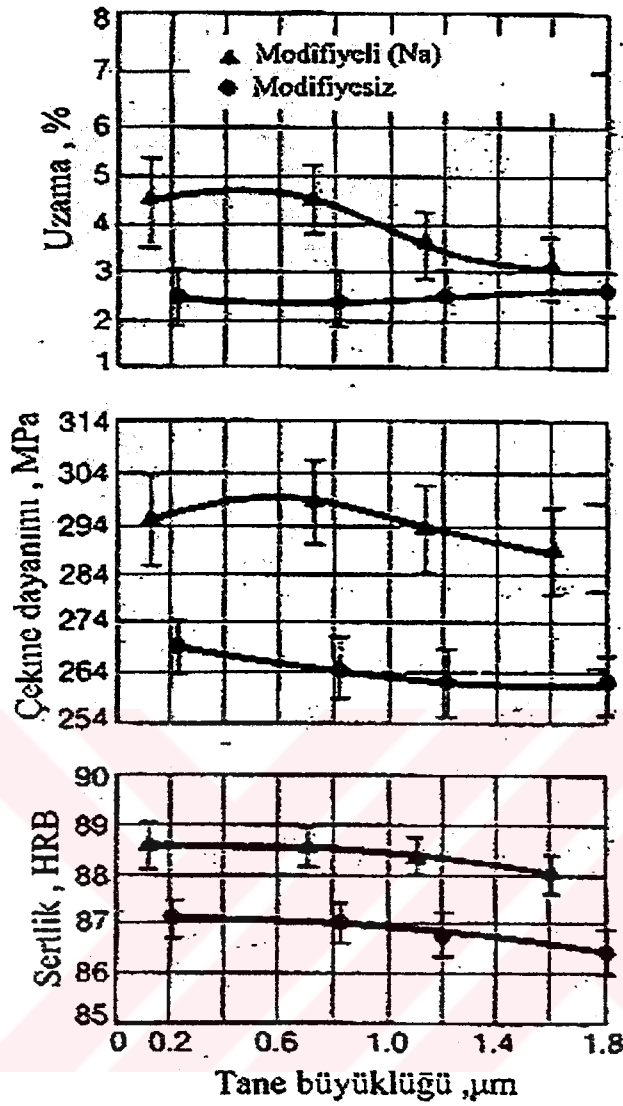


Şekil 3.2 Na ve Sr modifikasyon ajanlarının zamana bağlı etkinliği. (Şekil 3.3 deki modifikasyon dereceleri referans alınarak hazırlanmıştır) (ASM Metals Handbook, cilt 2)

söz konusu olmakta ve beklenen modifikasyon etkileri görülmemektedir. Şekil 3.2 de zamana bağlı olarak Na ve Sr 'un zamana bağlı olarak modifikasyon etkinliği görülmektedir.

Şekil 3.2 den de görülebileceği gibi sadece sodyum kullanılan alaşımda zamana bağlı bir azalma dikkati çekmektedir. Buna karşın sadece stronsiyum ve stronsiyumun ağırlıkça az olduğu alaşımlarda zamana bağlı , çok fazla bir değişim gözlenmezken ağırlıkça fazla miktarda stronsiyum içeren alaşımda modifikasyon derecesi oldukça yükselmiştir.

Al-Si alaşımlarındaki en büyük neden daha önce de belirtildiği gibi silisyumun morfolojisini değiştirerek özellikle mekanik özelliklerde artış sağlamaktadır. Şekil 3.3 de sodyumla modifiye edilmiş ve modifiye edilmemiş A356 alaşımının sertlik çekme , dayanımı ve uzama miktarları tane büyüklüğüne göre verilmiştir. Şekil 3.3 den anlaşılabileceği gibi verilen tane boyutunda sodyumla modifiye edilen alaşım uzama , sertlik ve özellikle çekme dayanımının da modifikasyonsuz alaşıma göre daha üstün olduğu görülmektedir.



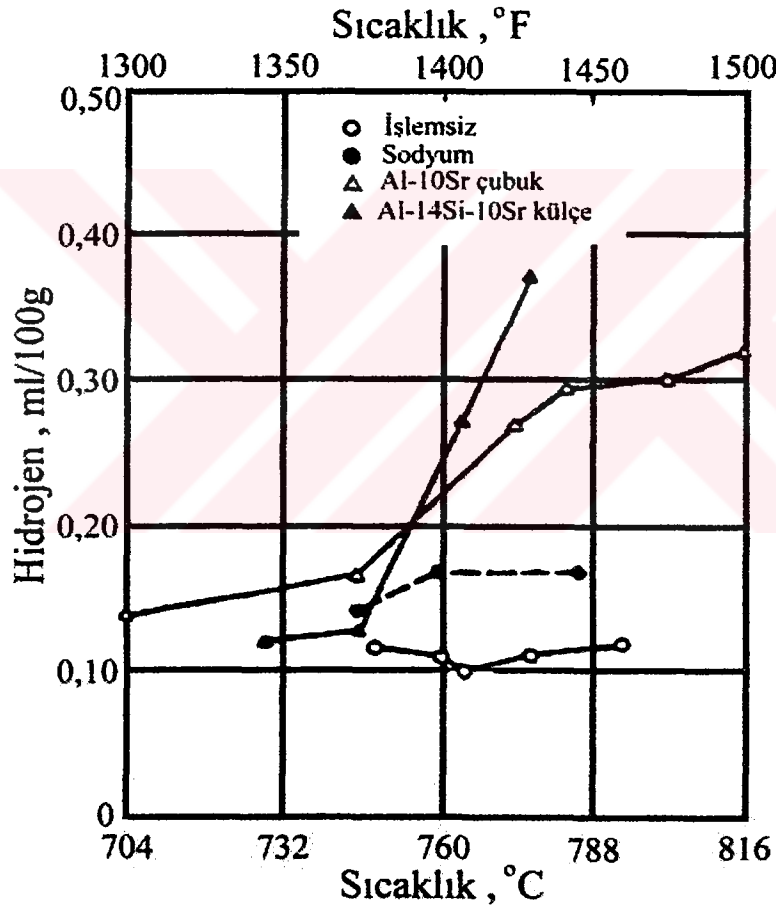
Şekil 3.3 A356 alaşımının modifikasyon ve tane boyutuna bağlı özellikleri
(ASM Metals Handbook, cilt 2)

Modifikasyonun çekme dayanımı ve sertliğin yanı sıra , kırılma tokluğunu artırması , yüksek sıcaklıklarda yırtılmaya karşı direnci artırması ve döküm esnasında akış özelliklerini iyileştirmesi gibi etkileri de vardır.

Modifikasyonun iyi yanlarının yanı sıra köyü yanları da vardır. Bunların başında , özellikle sodyum ve kalsiyumda , bu elementlerin doğaları gereği , ergiyik içerisinde gerçekleşen reaksiyonlar sonucu , banyo içerisindeki çözünmüş hidrojen miktarı artmaktadır. Bunun yanı sıra modifikasyon da kullanılan master alaşımları hidrojen ile kirlenmiş olabilir. Bu durum, modifikasyon sonrası hidrojen miktarının da ki artışın olumsuz etkileri göz önüne alınarak, ergiyiğin asal gazlar yoluyla flakslanarak , hidrojen seviyesinin kabul edilebilir bir seviye getirilmesi gereklidir. Hidrojen problemi , hem modifikasyon hem de genel olarak tüm prosesin maliyetini arttırmaktadır. Kullanılan modifikasyon ajanları arasında , antimon

kullanımında hidrojen ile ilgili bir sorun yaşanmamaktadır. Şekil 3.4 de sodyum ve stronsiyum içeren alaşımlarda ki hidrojen miktarı gösterilmiştir. Şekil 3.4 den de görülebileceği gibi modifiye edilmemiş 356 alaşımında hidrojen miktarı sıcaklığın fonksiyonu olarak çok fazla olmayan bir değişim gösterirken , yaklaşık 775°C sıcaklıkta , çubuk formundaki Al-10Sr master alaşımı içeren ergiyeğin içerisindeki hidrojen miktarı yaklaşık olarak 2,5 misli artmaktadır. Bunun yanı sıra şekil de de görülebileceği gibi , özellikle reaktif modifikasyon ajanlarının etkisi zamana bağlı olarak azalmaktadır.

Ötektiküstü Al-Si alaşımları ile ötektik ve ötektikaltı alaşımlardaki silisyum morfolojileri birbirinden çok farklıdır. Yukarıda da değinildiği gibi Ötektik alaşımlarda ilk katılan faz birincil alüminyumdur oysa ötektiküstü alaşımlarda ilk önce katılan faz , denge



Şekil 3.4 Değişik modifikasyon ajanları içeren 356 alaşımında ergiyik sıcaklığının fonksiyonu olarak hidrojen miktarı. (ASM Metals Handbook, cilt 2)

diyagramından(Şekil 2.2) da görüldüğü gibi birincil alüminyumdur. Bu nedenle hiperötektik ve hipoötektik alaşımlarda modifikasyon farklı şekillerde gelişmekte ve farklı etkileri olmaktadır. Genel olarak Na , Sr ve Ca gibi modifikasyon ajanları hipoötektik (ötektikaltı) Al-Si alaşımları için kullanılırken ; P ise hiperötektik alaşımlar için tercih edilmektedir. Şekil 3.5 de bir Al-22Si-1Ni-1Cu alaşımının modifiye edilmemiş , modifiye edilmiş ve hem

modifiye edilmiş hem de curuf yapıcılarla(flaks) temizlenmiş durumlarının mikroyapıları görülmektedir. Şekil 3.5 den de görüldüğü üzere fosforun hiperötektik alaşımlarda kaba birincil silisyumu daha ince ve küresel hale getirmektedir , bunun yanısıra ötektik yapıyı da incelttiği görülmektedir.

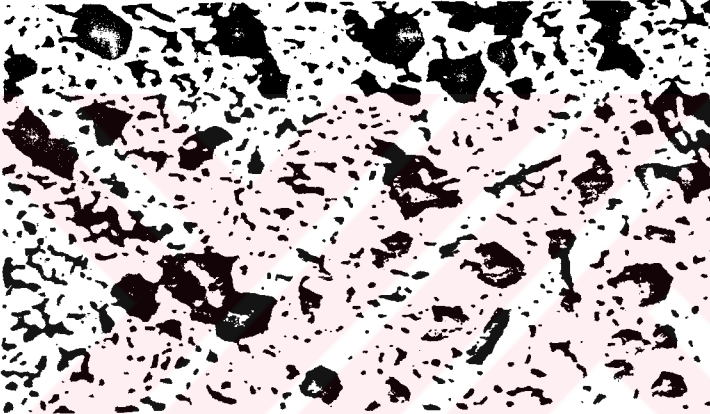
Modifikasyonun diğer bir kötü tarafıda döküm yapısı içerisinde porozite miktarını arttırmasıdır. Emadi vd.(1993) , modifiye edilmiş ve edilmemiş A356 alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmalar sonucunda, alaşıma katılan ağırlıkça %0,01 oranında Sr ve yaklaşık %0,005 oranında Na 'un yüzey gerilimini sırasıyla %10 ve %19 oranında azalttığı hacimsel büyümenin ise yaklaşık olarak %12 arttığı sonucuna varmışlardır. Yüzey gerilimi ve hacimsel büzülmedeki bu değişikliklerin , gözenek oluşumunu kolaylaştırdığı ,oluşan gözeneklerin katılaşmanın ilk safhalarında başladığı ve zamanla birlikte daha da büyüdükleri ve gözenekliliğin sebebinin sodyum ve stronsiyumun varlığı olduğu sonucuna varmışlardır.

Modifiye edilmiş ve edilmemiş alaşımlar üzerinde Wang ve Shivkumar (1995) da yaptıkları çalışmalarda özellikle stronsiyumla modifiye edilen alaşımlarda gözenek miktarı ve boyutlarının miktarının arttığını belirlemişlerdir. Ayrıca modifiye edilmiş alaşımlarda yüksek derecede düzensizlik gösteren gözeneklerin azaldığı , buna karşın küresele yakın gözeneklerin oranında artış olduğu sonucuna varmışlardır. Çalışmaları sonucu , modifiye edilmemiş alaşımlarda gözeneklerin tane sınırlarında görüldüğü modifiye edilmiş alaşımlarda ise gözeneklerin dentritler arasında bulunduğunu gözlemlemişlerdir.

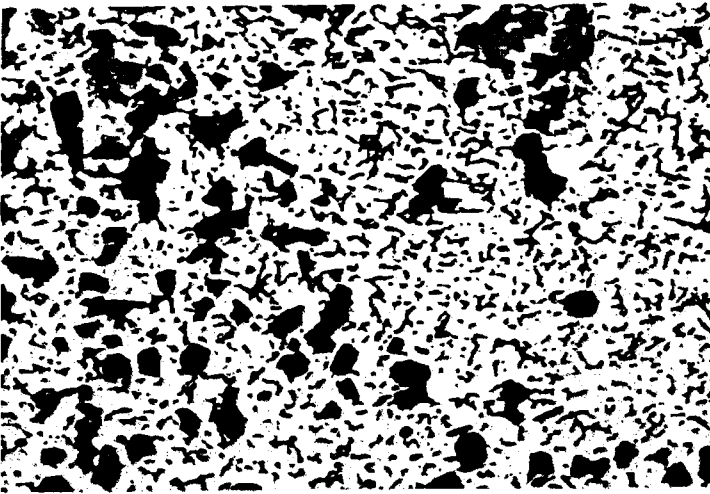
Gözenek oluşumuna modifiye edilmiş alaşımlarda bir çok sebebin neden olabileceği düşünülmektedir. Bunlar ; modifikasyon ajanlarının ergiyeğin hidrojen miktarını arttırması , stronsiyum gibi elementlerin tapı içerisinde inklüzyonlar oluşturması ve bu noktaların gözeneklerin büyüebileceği bölgeler olması, sodyum ve stronsiyum gibi reaktif modifiye edicilerin yüzey gerilimini düşürerek gözenek oluşumunu başlatabileceği , modifikasyonun katılaşma aralığını genişletmesi nedeniyle , yayınma yoluyla gözeneklerin büyüebilmek için daha çok zamanları olduğu ve modifikasyonun ,ötektik sıcaklığı aşağıya çekmesi nedeniyle dentritler arasında ötektik sıvının hapis olduğu ve bu nedenle ergiyik içerisinden beslenemediği ve katılaşma sonrası büzülme nedeniyle bu bölgelerde gözeneklerin oluşmasıdır. Şekil 3.6 da modifikasyon elemanı olarak stronsiyumun kullanıldığı 319 alaşımda Sr miktarı ve yolluktan uzaklığın fonksiyonu olarak alaşımının mikroyapısındaki gözenek dağılımı verilmiştir(Wang ve Shivkumar, 1995)



(a)

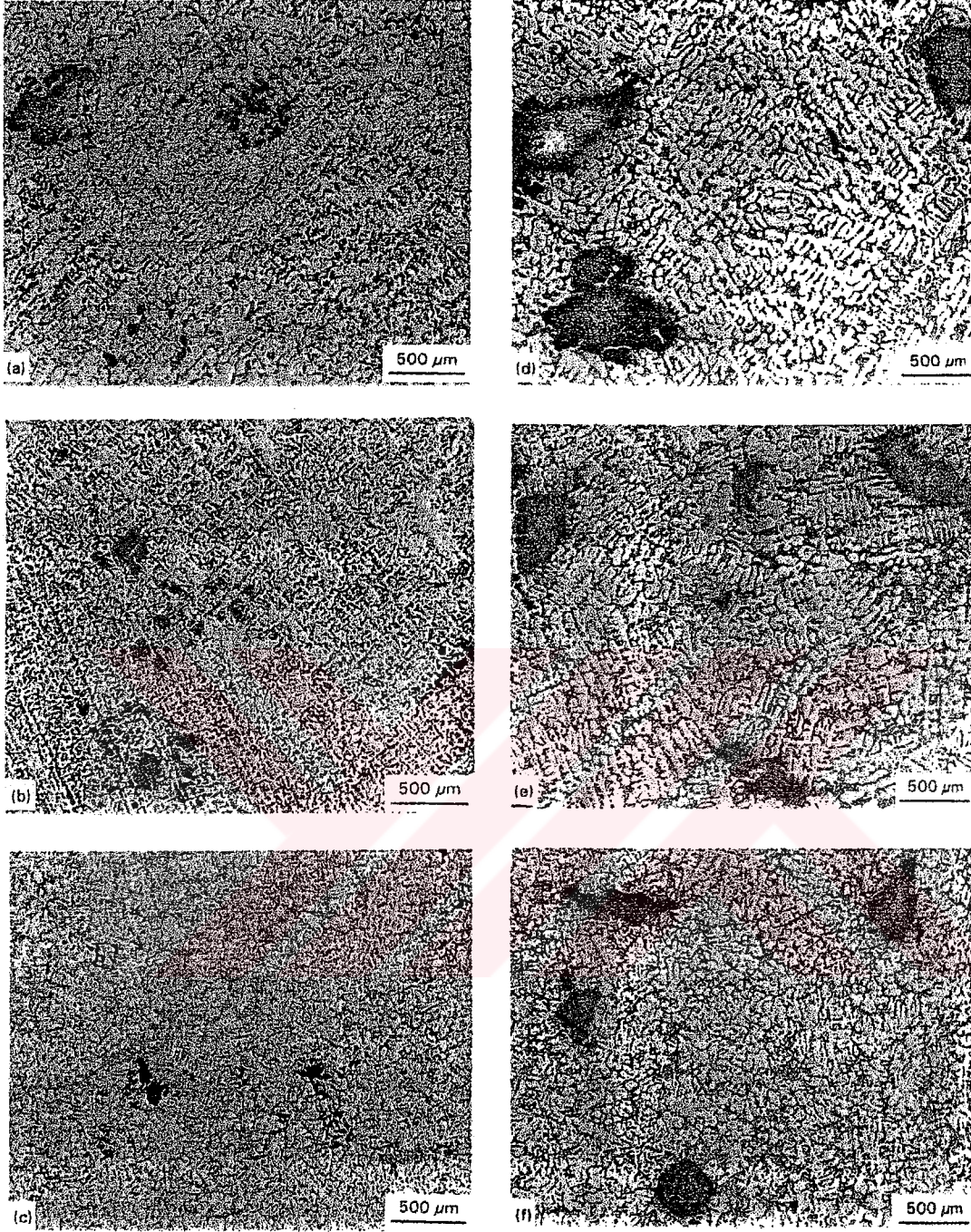


(b)



(c)

Şekil 3.5 Al-22Si-1Ni-1Cu alaşıımının mikroyapısına fosforun etkisi a) modifiye edilmemiş b) modifiye edilmiş c) hem modifiye edilmiş hem de flaksla temizlenmiş.
(ASM Metals Handbook, cilt 2)



Şekil 3.6 Yolluktan uzaklık ve stronsiyum miktarına bağlı olarak gözenek dağılımı a) 1cm %0,0004 Sr b) 22,5cm %0,0004 Sr c) 44cm %0,0004 Sr d) 1cm %0,015 Sr e) 22,5cm %0,015 Sr f) 44cm %0,015 Sr (Wang ve Shivkumar, 1995)

Al-Si alaşımlarında Si fazının modifikasyonu için sodyum kullanımında , çok düşük sodyum miktarları ($\sim\%$ 0,001) yeterli olmaktadır. Genelde , ticari uygulamalarda metal banyosu içerisinde $\%$ 0,005 ile $\%$ 0,015 sodyum bulunacak şekilde bir modifikasyon uygulaması gerçekleştirilir. Bunun sebebi , diğer bazı modifikasyon ajanlarında da olduğu gibi ,

sodyumun reaktif bir element olması ve zamanın bir fonksiyonu olarak ergiyik içerisindeki azalmasıdır.

Stronsiyum ile modifikasyon da , etkili bir sonuç için , banyo içerisinde de % 0,08 ile %0,015 arasında Sr bulunması yeterli olmasına rağmen uygulama da zamana bağlı azalmalar göz önüne alınarak (sodyuma oranla çok daha az miktarlarda), %0,015 ile %0,050 arasında stronsiyum kullanılmaktadır.

Modifikasyon işlemin gerçekleştirilirken , diğer modifiye edicilerde de önem taşımakla beraber, özellikle sodyum kullanımında , modifiye edilecek alaşımın , mümkün olduğunca az miktarda fosfor içermesi zorunludur. Sodyum , muhtemelen , kalsiyumla beraber stronsiyum da , fosforla reaksiyona girerek, fosfat bileşikler oluşturmakta ve bu elementlerin modifikasyon etkilerini kısıtlamaktadır. Fosfor seviyesi , külçe üretimi sırasında kontrol altında tutulabilmekte ve istenen değerlere çekilebilmektedir. Bununla beraber , fosfor kirlenmesi , parça döküm prosesi esnasında , fosfat bağlı refrakter kullanımı , master alaşımlar ve silisyum da dahil olmak üzere alaşım elementleri yoluyla olabilmektedir.

Fosfor , daha çok ötektiküstü alaşımların modifikasyonun da , tercih edilmektedir. Fosfor kullanımında , %0,0015 ile %0,03 değerleri arasında , başarılı sonuçlar elde edilebilmektedir. Modifikasyon sonrası takip eden işlemler için fosfor , yukarı da değinilen ajanlara göre , daha kalıcıdır. Isıl işlem , tekrar ergitme gibi proseselerde , modifikasyon etkisi kaybolmamakta sadece fosfor kaybı nedeniyle , silisyum kristallerinin boyutlarında , bu kayba bağlı olarak bir miktar büyüme olmaktadır.

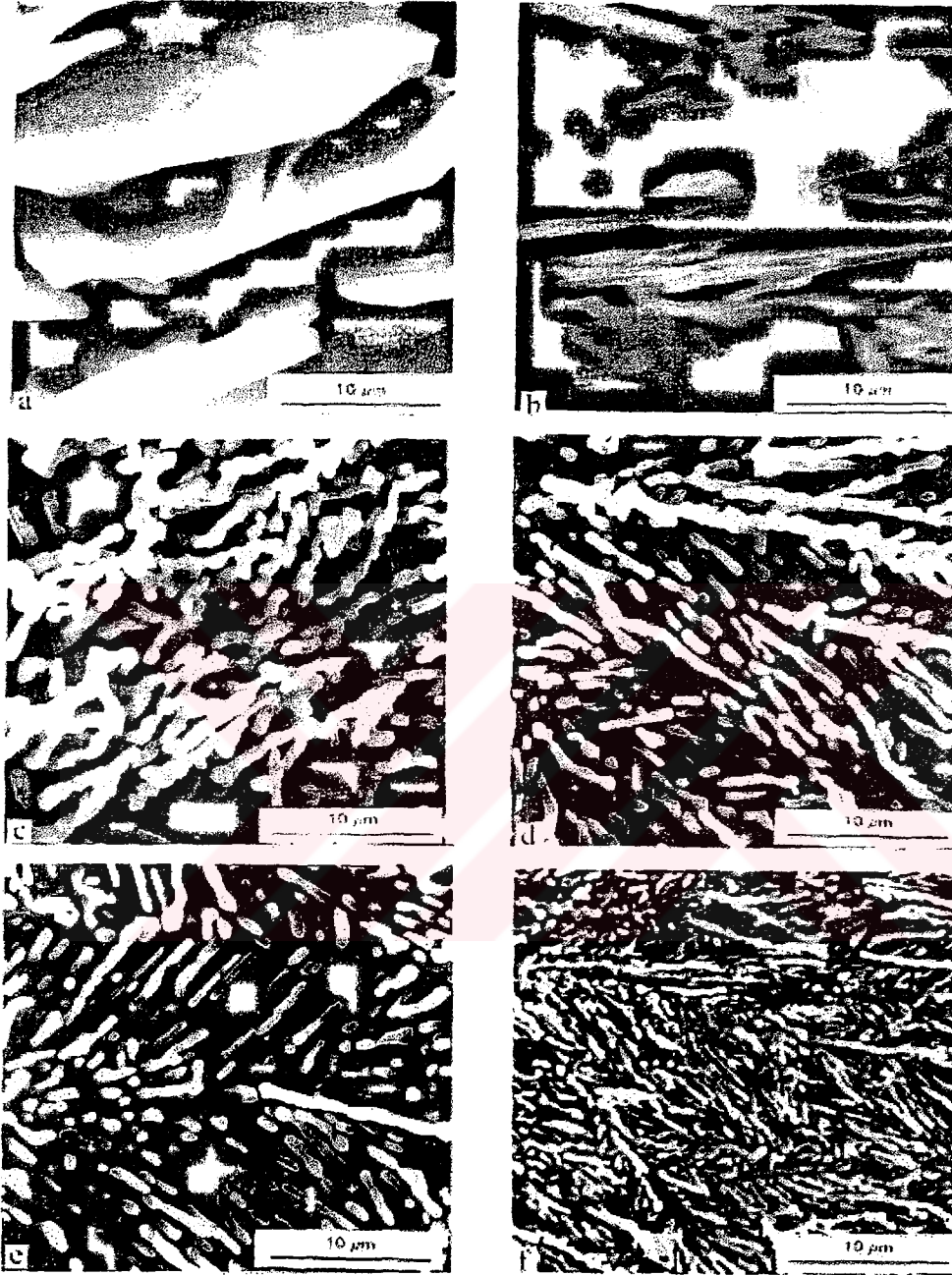
Fosfor kullanımını da kısıtlayan bazı faktörler bulunmaktadır. Bunların başında , yaygın olarak klor yada freon kullanılarak yapılan gaz giderme işlemlerinin , fosfor kaybını artırması vardır. Bir diğeri ; metal banyosunun , fosforla reaksiyona girebilecek sodyum , kalsiyum ve diğer elementlerden , flaksla temizlenmesi zorunluluğudur.

Aslında , asal gazla ve kısa süreli , metal banyosunun karıştırılması , hem gaz giderme hem de alüminyum fosfat çekirdeğini homojen olarak dağıtabilmek için , gereklidir. Hem fosfor kaybını en aza indirebilmek hem etkili bir gaz giderme yapabilmek hem de modifikasyon için gerekli alüminyumfosfat çekirdeklerini tüm banyoya dağıtabilmek için gereklidir. Optimum karıştırma süreleri , deneysel olarak yada tecrübelerle bağlı olarak belirlenmektedir.

3.1 Modifikasyonun Silisyum Morfolojisine Etkisi

Modifikasyonun , alaşımın mikroyapısına olan etkisi bir çok kişi tarafından incelenmiştir. Kullanılan modifikasyon ajanlarının , hangi yolla silisyum kristallerini etkilediği net olmamakla beraber , alaşım içerisinde doğal olarak lamelli yada kalın plaka formunda oluşan

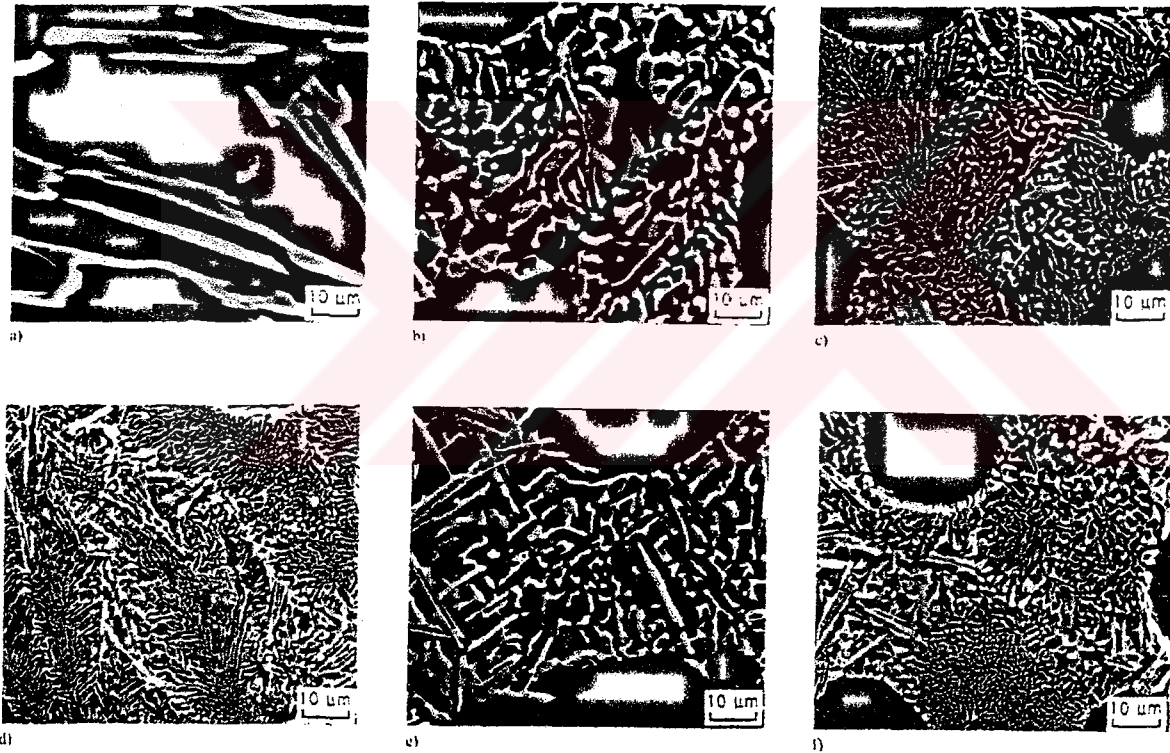
silisyumu daha ince yada lifli hale getirdiği söylenebilir. Şekil 3.7 de ötektik altı bir alaşım üzerinde yapılan çalışmalar görülmektedir.



Şekil 3.7 Ötektik bir Al-Si alaşımında silisyum morfolojileri, (a,b) modifiye edilmemiş , (c) 0,0087 Sr (d) 0,012 Sr , (e) 0,028 Sr (f) 0,024 Sr(ağırlık yüzdesi)(Hafız ve Kobayashi, 1996)

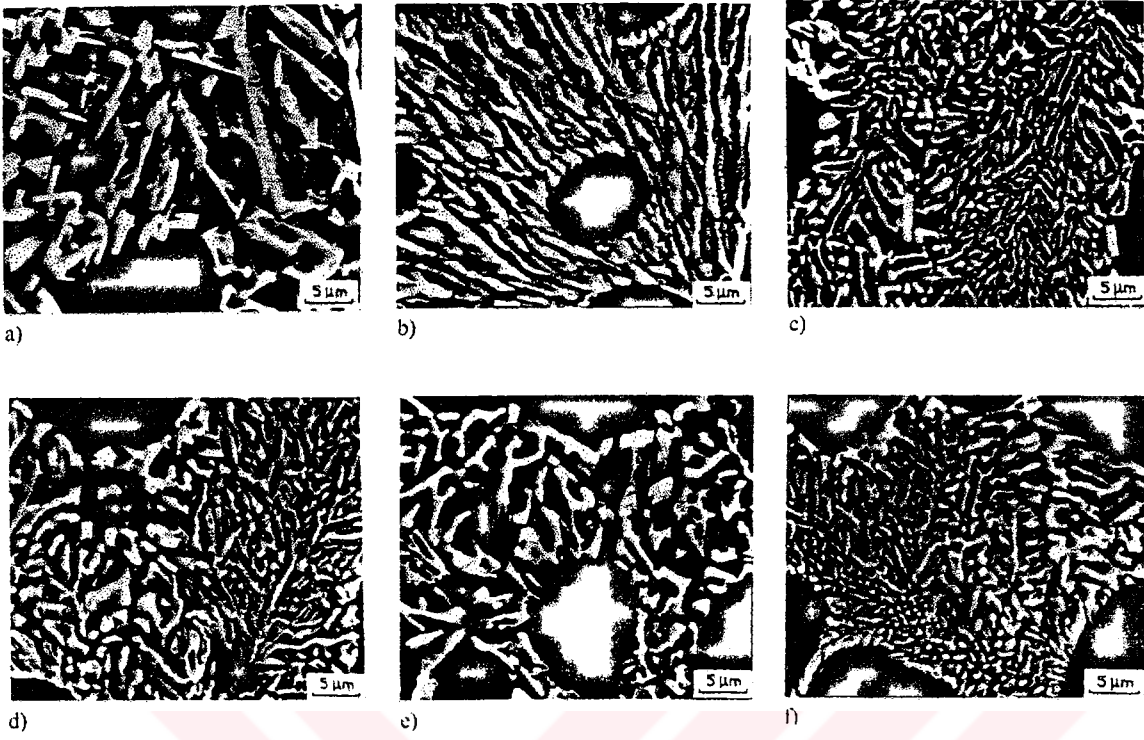
Şekil 3.7 den de görülebileceği gibi artan stronsiyum miktarına bağlı olarak silisyumun morfolojisi kaba façetalı plaka formundan ince lifli yapıya dönüşmüştür. Hafız ve Kobayashi(1996), yaptıkları bu çalışmada kullanılan çelik kalıp için , silisyum parçacıkları arası boşluğun (λ_{Si}) , stronsiyum içermeyen alaşım için 4,38 μm iken % 0,028 Sr içeren alaşımda bu değerin 1,14 μm ye düştüğünü , benzer şekilde kullanılan grafit kalıp için ise bu

değerin 6,21 μm den 1,61 μm ye düştüğünü gözlemlemişlerdir. Aynı zamanda silisyum parçacıklarının ortalama çaplarında da büyük düşüşler gözlemlemişlerdir. Wang ve Shivkumar(1995) da yaptıkları çalışmalarda benzer sonuçlara varmışlardır. Şekil 3.8 ve Şekil 3.9 da elde ettikleri mikroyapılar görülmektedir. Bu mikroyapılardan da anlaşılabileceği gibi belirli bir değer üzerinde stronsiyum ilavesi ötektik silisyumun tekrar kabalaşmasına neden olmaktadır. Bu durum aşırı modifikasyon olarak da anılmaktadır. Katılaşma sırasında stronsiyumun katı-sıvı ara yüzeyinde silisyum kristallerinin , yukarıda da bahsedilen büyüme yüzeylerine tutunarak , bir yönde aşırı büyümesini engellemektedir. Silisyum kristallerinin tekrar kabalaşması , ya bir miktar stronsiyumun intermetalik bileşikler yapması ve bu bileşiklerin çekirdek görevi görmesi olduğu söylenebilir. Wang ve Shivkumar(1995) gerçekte de, % 0,03' ün üzerindeki Sr miktarlarında , da iki farklı formda , plaka ve çok



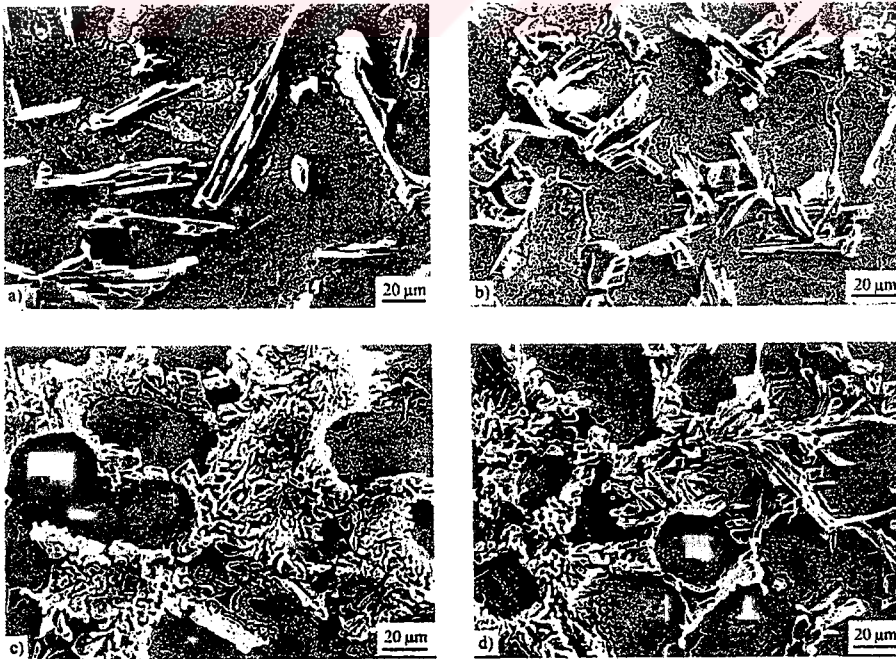
Şekil 3.8 Kum kalıba dökülmüş A356 alaşımının derin dağlanmış mikroyapıları a) modifiye edilmemiş , b) % 0,007 Sr , c) % 0,012 Sr , d) % 0,019 Sr , e)% 0,32 Sr , f) % 0,45 Sr (Wang ve Shivkumar, 1995)

kenarlı kristaller formunda , stronsiyum intermetalitiği belirlemişlerdir. 319 alaşımı ile yapılan başka bir çalışma da ise bu etkinin % 0,015 ile %0,02 değerlerinde görüldüğü bildirilmiştir(Wang ve Shivkumar, 1995).Aşırı modifikasyon üzerinde , değişik araştırmacılar tarafından yapılan birçok araştırma olmasına rağmen modifikasyonun nasıl gerçekleştiği sorusuna verilebilecek ortak bir yanıt yoktur. Şekil 3.10 da lamel fiber dönüşümü daha açık görülmektedir.



Şekil 3.9 Çelik kalıba dökülmüş A356 alaşımının derin dağlanmış mikroyapıları a) modifiye edilmemiş b) % 0,007 Sr , c) % 0,012 Sr , d) % 0,019 Sr , e) % 0,32 Sr , f) % 0,45 Sr (Wang ve Shivkumar, 1995)

Benzer şekilde ,sodyum da silisyumun lamelli kaba yapısını incelterek lifli hale getirmektedir. Sodyumla modifiye edilen yapılar da aşırı modifikasyon görülmektedir



Şekil 3.10 Derin dağlanmış silisyum morfolojileri. a) % 0,0004 Sr b) % 0,011 Sr c) % 0,15 Sr d) 0,025 Sr (Wang ve Shivkumar, 1995)

Fosfor ile modifikasyonda ise lamel fiber dönüşümü olmakla beraber silisyum lamelleri veya ötektiküstü alaşımlarda, birincil masif kütleler halinde ki silisyum kristalleri küreselleşme eğilimindedir.

3.2 Modifikasyonun İntermetalik Bileşiklere Etkisi

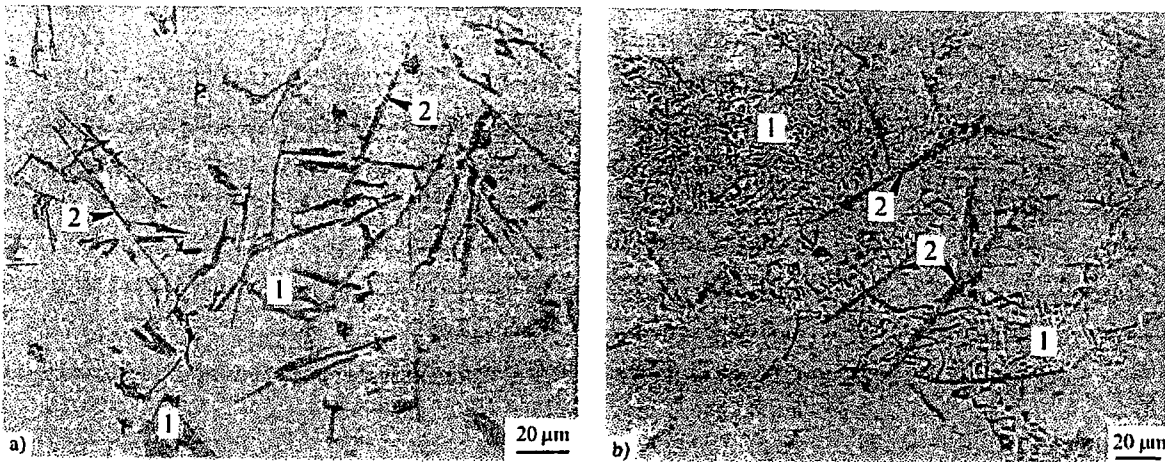
Al-Si alaşımlarının mekanik özelliklerini kısıtlayan olgulardan birisi yapı içerisindeki intermetalikler ve özellikle demir intermetalikleridir.

319 alaşımı üzerinde Wang ve Shivkumar(1995) tarafından yapılan çalışmalarda mikroyapının α alüminyum dentritleri, silisyum kristalleri, demir intermetalikleri $\{(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$ Çinyazısı formu , $FeSiAl_5$ iğnesel formda} ve bakır intermetaliklerinden oluştuğu görülmektedir. Stronsiyumla modifikasyon sonrası , bu fazların modifiye olduğu sonucuna varmışlardır. Şekil 3.11 de bu fazlardan bazıları görülmektedir.

Shivkumar vd.(1994) yaptıkları başka bir çalışmada ,aynı sonuca ulaşmışlar ve Sr ile modifiye edilen alaşımlarda , metalografik incelemeler sonucu , silisyum demir intermetalikleri ve bakır intermetaliklerinin modifiye olduğunu gözlemlemişlerdir. Dentritler arası boşluk , demir ve bakır intermetaliklerinin ve silisyum kristallerinin boyutlarının ölçüm sonuçları (Çizelge 3.1)bu durumu kanıtlamaktadır.

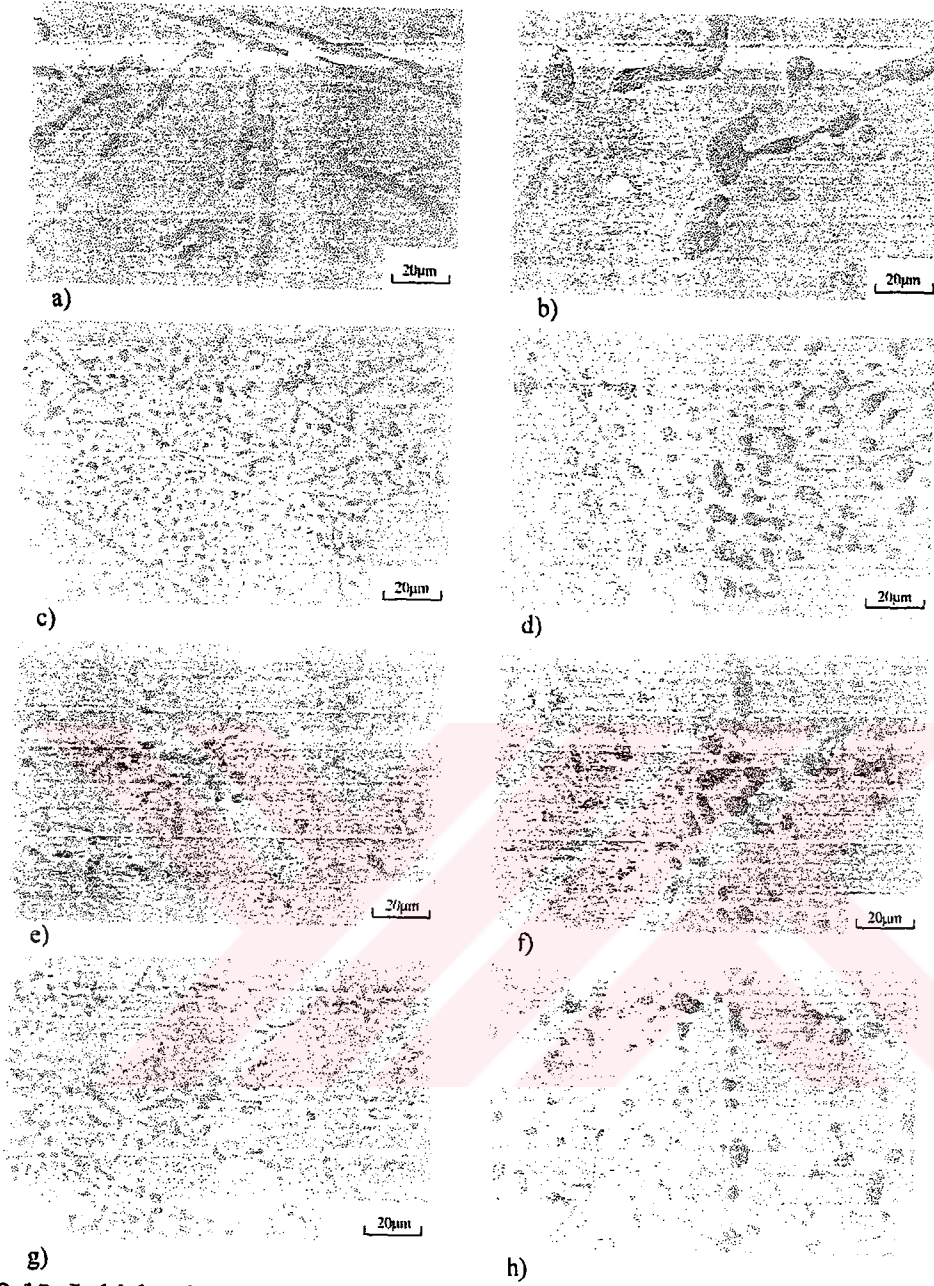
Çizelge 3.1 Silisyumun ve intermetalik bileşiklerin boyutları

Durum	DAS	Tane Boyutu	Si	Fe (Çin Yazısı)	Fe (İğnesel)	Cu
Kum Kalıp, modifiye edilmemiş	50	950	6.1	135	146	35
Kum Kalıp, Sr ile modifiye edilmiş	49	900	3.6	113	112	32
Bakır Kalıp, modifiye edilmemiş	22	250	4.2	31	46	16
Bakır Kalıp, Sr ile modifiye edilmiş	22	245	1.1	24	25	8



Şekil 3.11 319 Alaşımında silisyum(1) ve $FeSiAl_5$ (2) fazlarının morfolojileri a) modifiye edilmemiş , b) Sr ile modifiye edilmiş

3.3 Isıl İşlemin Modifiye Edilmiş Yapılara Etkisi



Şekil 3.12 Isıl işlemin silisyum morfolojisine etkileri kum kalıba döküm ; modifiye edilmemiş a) 4 saat b) 168 saat , sr ile modifiye edilmiş c) 4 saat d) 168 saat. bakır kalıba döküm ; modifiye edilmemiş e) 4 saat f) 168 saat ,sr ile modifiye edilmiş g) 4 saat h) 168 saat (Shivkumar vd., 1994)

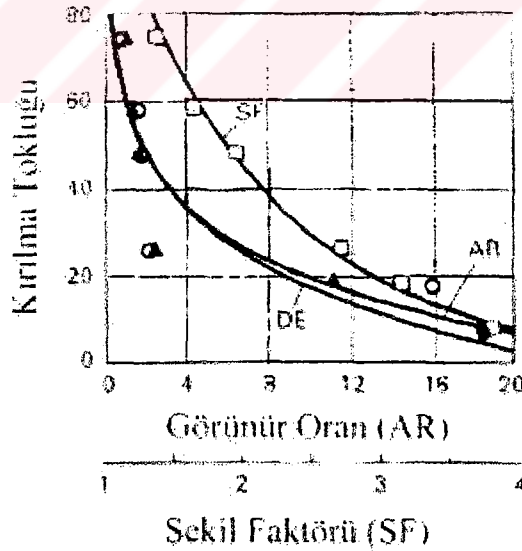
Isıl işlem sonrası , modifiye edilmiş , iğnesel formdaki demir intermetalikleri parçalanıp küresel hale geçmektedir. Bakır bileşikleri ise tamamen alüminyum matriks içerisinde çözünmektedir. Çin yazısı formundaki demir intermetaliklerinde ise uzun işlem sürelerinde bile formlarında önemli bir değişme meydana gelmemektedir. Metal kalıba dökülmüş alaşımlardaki Cu intermetalikleri , kum kalıba dökülenlere göre daha hızlı çözünmektedir. Buna benzer olarak metal kalıba dökülmüş olan alaşım içerisinde bulunan iğnesel formdaki

demir intermetalikleri de kum kalıba dökülmüş olan alaşımların içerisindeki diğerlerden daha hızlı bir şekilde küreselleşmektedir. Bu çözünme yada parçalanma süresini belirleyen faktörün , bakır ve demir intermetaliklerinin boyut ve morfolojileri olduğu açıktır. Bu yaklaşımla modifiye edilmiş alaşımlarda bu bileşiklerin istenmeyen etkileri , modifiye edilmiş alaşımlarda edilmemişlere oranla , daha kısa sürede giderilebilir. Ancak Sr ile modifiye edilmiş alaşımlarda , fiberler formundaki , silisyum fazının çok çabuk küreselleştiği ve artan ısı işlem süresiyle birlikte kabalaştığı gözlenmiştir. Oysa , modifiye edilmemiş alaşımlardaki , büyük plaka formundaki silisyum ötektik , yüzey enerjisindeki azalmaya bağlı olarak , ilk önce parçalanmakta ve ortalama boyutları azalmakta , daha sonra ki aşamada küreselleşmekte ve uzun süre sonunda kabalaşma aşaması yaşanmaktadır. Lamel ve lif yada fiber formundaki ötektik silisyumun bu farklı davranışı , fiber formundaki ötektik yapıların şekil düzensizliklerine karşı daha hassas olması ve kolay küreselleşebilir olmasındandır (Shivkumar vd., 1994).

3.4 Modifikasyonun Mekanik Özelliklere Etkisi

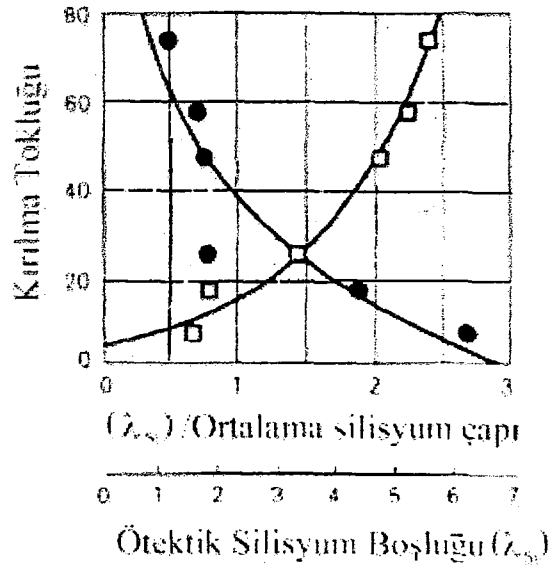
Modifikasyonun temel hedefi , silisyum veya diğer fazların morfoloji ve boyutlarını değiştirerek alaşımlara , mekanik özellik artışları sağlamaktır.

Şekil 3.13 , Şekil 3.14 ve Şekil 3.15 de değişik araştırmacıların elde ettiği bulgular görülmektedir.



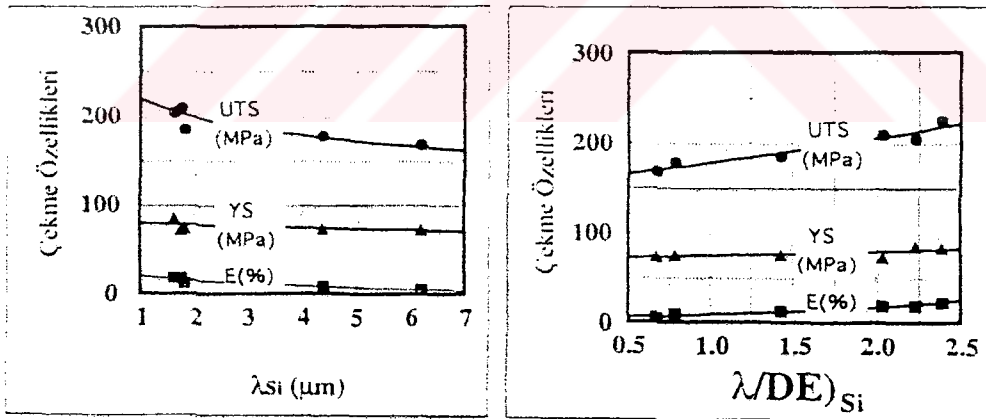
Şekil 3.13 Kırılma tokluğunun şekil faktörü ve yapı içerisindeki dağılımına göre değişimi (Hafız ve Kobayashi, 1996)

Şekil 3.13 de görülebileceği gibi mikroyapı içerisinde ki silisyum oranı ve şekil faktörü azaldıkça kırılma tokluğu değerleri artmaktadır.



Şekil 3.14 Ötektik silisyum boşluğu ile kırılma tokluğu arasındaki bağıntı
(Hafız ve Kobayashi, 1996)

Yukarıda ki şekilden de görüldüğü gibi boşluk miktarının azalması ile kırılma tokluğu değeri artmaktadır.



UTS : Çekme Dayanımı DE : Ötektik Silisyumun Ortalama Çapı
YS : Akma Dayanımı λ_{Si} : Ötektik Si Kristalleri Arası Boşluk
E : Uzama

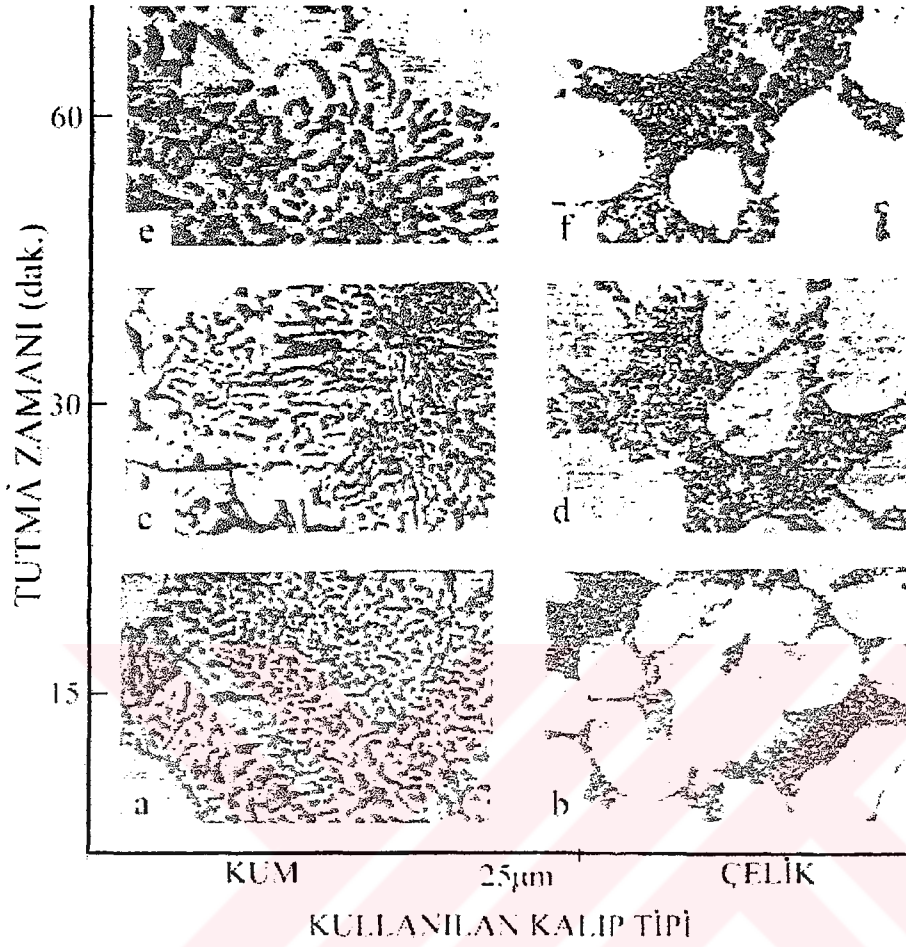
Şekil 3.15 Silisyum boyutu ve silisyum kristalleri arası boşluk
(Hafız ve Kobayashi, 1994)

Şekil 3.15 de görüldüğü gibi ötektik silisyumlar arası boşluğun artması ile çekme özelliklerinde artış meydana gelmektedir.

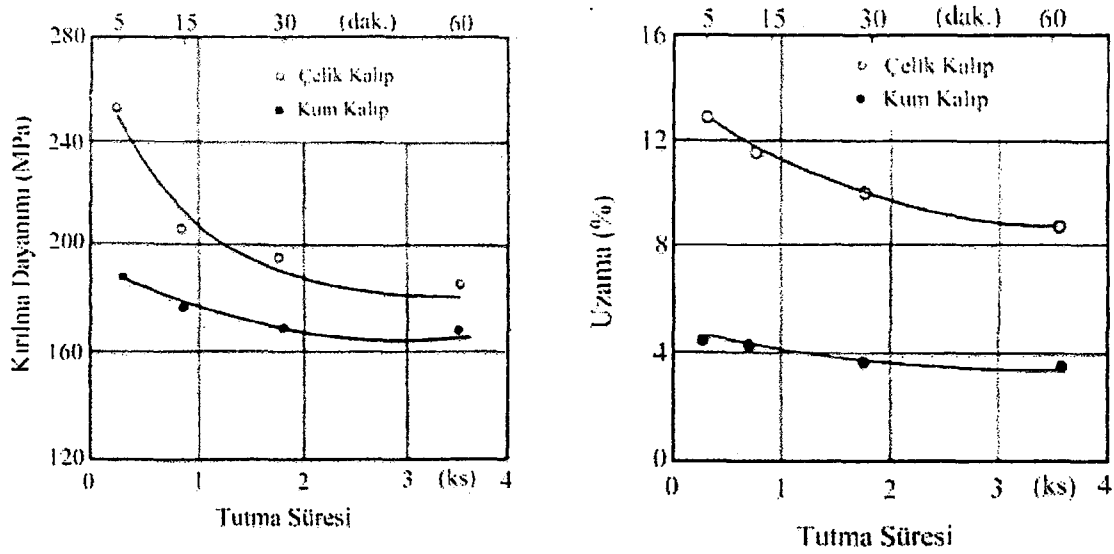
3.5. Zaman ve Modifikasyon Etkinliği İlişkisi

Daha önceki bölümlerde de belirtildiği gibi , Modifikasyon ajanlarının bir çoğu zaman içerisinde , ergiyik içerisinde girdikleri reaksiyonlar sonucu azalma gösterirler ve bu nedenle modifikasyon etkinlikleri azalır. Şekil 3.16 da görülen mikroyapılar da zamanın fonksiyonu

olarak modifikasyon etkisinin azalması görülmektedir. Bu azalmaya bağlı olarak kırılma dayanımı ve % de uzama arasındaki ilişki Şekil 3.17 de verilmiştir.



Şekil 3.16 Kullanılan kalıp ve tutma zamanı olarak Al-Si8 alaşımının mikroyapıları (Hafız vd., 1990)



Şekil 3.17 Tutma süresinin fonksiyonu olarak şekil 3.16 da mikroyapıları verilen alaşımın % uzama ve kırılma tokluğu değerleri (Hafız vd., 1990)

3.6 Modifikasyon Mekanizmaları

Zhang ve Cantor'a (1993) göre mikroyapısal modifikasyonda iki mekanizmadan bahsedilmektedir. Bunlar silisyumun büyüme şeklinde değişim veya silisyum çekirdeklenme sıcaklığında değişimdir. Silisyum katılaşması incelendiğinde Na ve Sr gibi elementlerin Silisyum fazında ikizlenmeyi arttırdığı ve bu yüksek yoğunluktaki ikizlerin de silisyum fazının büyüme şeklini değiştirerek Al-Si alaşımlarının mikroyapılarını modifiye ettiği belirtilmiştir. Oysa, Hanna vd.'ına (1984) göre, silisyumunun yapısındaki bir değişimi aşağıda açıklanan dört mekanizmadan birinin yada dördünün kombinasyonun mümkün kılabilceği görüşündedirler.

Alaşımanın içerisine , çözünebilen katkıların ilavesi , denge diyagramında bazı değişikliklere yol açabilir. Büyüme ara yüzeyindeki , çözünebilir madde birikiminin , üçlü bir faz reaksiyonuna sebep olabileceği , mantıklı bir yaklaşım olarak değerlendirilmektedir. Yaklaşık %0,014 ağırlık oranında sodyumun , monotektik bir Al-Na reaksiyonu gerçekleştirdiği ve saf alüminyumun katılaşma sıcaklığından 1°K daha düşük sıcaklıkta katılaştığı bilinmektedir. Potasyumun da aynı etkiyi yaptığı düşünülmekle beraber , potasyumun etkileri hakkında yeterli çalışma yoktur. Al-Si sistemine , üçüncü bir katkının eklenmesi ile Al-Na sisteminden alınan sonuçlara benzer sonuçlar alınması mümkündür. Modifiye edilmiş ve normal alaşımlarda yapılan ısı analizler sonucu , sodyumun alüminyumun likidüs sıcaklığını 1 ile 2°K arttırdığı ve Al-Si ötektikini daha yüksek silisyum miktarlarına kaydardığı söylenmektedir. Al-Si-Li ve Al-Si-Sr , katı-sıvı arayüzeyleri incelendiğinde her ikisinin de , %1,4Li ve %1,8Sr oranlarında , Al-Si ötektikinin 2-3°K altında , Al-Si sistemi ile bir üçlü ötektik meydana getirdiği bilinmektedir.

Modifikasyonda etkin olduğu düşünülen bir diğer mekanizmaya göre ,alaşıma eklenen katkılar , çekirdeklenme kinetiğine etki ederek , ya daha çok çekirdek oluşumunu sağlamakta yada empüritelere etkilrşime girerek , sıvı içerisindeki bazı heterojen bölgeleri elimine ederek ötektik fazların göreceli çökelme oranlarını değiştirmektedir. Belirli bir soğuma hızında çekirdeklenmenin başladığı bölgeler arasında ki mesafe değişirse bunun doğal sonucu olarak büyüme oranında değişecektir. Normal ve sodyumla modifiye edilmiş alaşımlar karşılaştırıldığında , aralarında çekirdeklenme yoğunluğu açısından , çok az yada hiç fark olmadığı görülmektedir. Fakat normal ince tabaka yapısı içerisinde her çekirdeklenmenin ayırt edilmesi zordur. Son yapılan çalışmalarda , sodyumla modifiye edilmiş alaşımların ,edilmemiş alaşımlara oranla çekirdeklenmeyi arttırdığı belirtilmiştir. Bu sonuca katı-sıvı ara yüzeyi , üzerindeki büyüme cephesinde çekirdeklenme bölgeleri gözlemlendikten sonra varılmıştır.

Üçüncü bir varsayıma göre de silisyumun katılaşma aşamasında , alaşıma eklenen katkıların silisyuma adsorbe olarak , büyümesini engellediği belirtilmektedir. Düşük soğuma hızlarında façetalı fazlar sıvı içerisinde , özellikle belirli bölgelere(Silisyum için bu bölge {111} kristalografik düzlemidir.) daha süratli tutunup , anizotropik olarak büyürler. Façetalı bir faz bu eğilimini katı-sıvı büyüme ara yüzeyinde de bu eğilimini yansıtabilir ve normal Al-Si alaşımlarındaki ötektik büyümesinde de silisyum {111} düzleminde büyümektedir. Bir çok sayıda ki ikiz oluşumu da bu düzleme paralel düzlemlerdeki hızlı büyümeyi kolaylaştırmaktadır. Bu noktada empürütelerin bu büyüme bölgelerine absorbe olması ile kirlenen bölgeler kinetik olarak bir çok yönden sınırlandırılmış bir büyüme oranına gelir. Bu nedenle daha izotropik olarak karşımıza çıkarlar. Modifiye edilmiş ve normal ötektik alaşımlardaki çalışmalar ve özellikle saf silisyumlu örnekler üzerinde yapılan ötektik büyümesiyle ilgili çalışmalar göstermiştir ki , ergiyik içerisinde silisyum kristallerinin büyümesi açıkça sodyum tarafından engellenmiştir. Kirlenme etkisinin silisyumun yapısı üzerindeki etkileri açık değildir. Kirlenme , belki büyüyen ikiz yoğunluğunu azaltmakta belki girintili ikiz düzlemi kenarlarındaki kolay büyümeyi engellemekte , belki de ikiz miktarını arttırıp her yöne doğru büyümeyi kolaylaştırmaktadır. Bütün bu seçenekler silisyumun daha izotropik katılaşmasıyla sonuçlanacaklardır.

Son varsayımda ise , katı halde modifikasyon ajanının , yapının neresinde bulunacağından yola çıkılarak düşünülmüştür. Bu katkılar yapı içerisinde , ya fazlardan birisinin içerisinde yada her ikisinin içerisinde ,yada tercihen Katı-Katı ara yüzeyine adsorbe olmuş halde bulunabilirler. Aşırı modifikasyon bantları üzerinde yapılan çalışmalar sonucunda %0,01 üzerindeki fazla sodyumun , ötektik katılaşma ara yüzeyinin büyüme cephesinde birikerek ötektik büyüme ara yüzeyini sürekli bastırdığı belirtilmiştir. Bunun nedeni de ,bu bölgede sodyumca zengin bir monotektik sıvının bulunmasıdır. Eğer sodyum tercihen , ötektik katı-katı ara yüzeyinde yüzey enerjisinde bir azalmayla adsorbe oluyorsa , belki verilen aşırı soğuma değeri için yüzey alanında bir artış olabilir ve verilen yapı için daha düzgün boşlukların oluşmasını sağlayabilir. Şu anda modifiye edilmiş alaşımdaki iğnesel yapının normal alaşımdan çok daha iyi olduğu görüşü yanlış olabilir. Levhalı ve ince iğnesel yapı içerisindeki boşlukların büyüme oranının fonksiyonu olarak ölçülmesi , sürekli bir geçişi (dönüşümü) işaret etmektedir. Levhasal yapıya karşı iğnesel yapının geometrisi üzerinde yapılan çalışmalar katı-sıvı ara yüzeyindeki difüzyon mesafesinin, genel olarak düşünüldüğünden çok farklı olmadığını öngörmektedir.

Ho ve Cantor(1995) yaptıkları çalışmada %99,995 saflıktaki Al-Si alaşımında fosfor ve alüminyumca zengin fazlar belirlemişlerdir ve bu fazların düşük katılaşma hızlarında çok

etkili bir şekilde silisyum fazının kolayca tutunup kabalaşabileceği çekirdek görevi gördüklerini belirtmişlerdir. Çok düşük miktarlardaki, AlP bileşikler Al-Si alaşımlarında kabalaşmaya neden olmaktadır. Ho ve Cantor(1995) 2ppm in üzerinde Silisyum kristallerinin kabalaştığını belirtmişlerdir. Bu durumun muhtemel nedeni çok düşük miktarlardaki fosforun az sayıda çekirdek üretebilmesi ve Si atomlarının da tercihi olarak düşük enerjili yüzeylere tutunmasıdır. Bu durumda AlP bileşiğinin silisyumun katılaşması için çekirdek görevi gördüğü kesindir. Fosforun yapıya daha fazla katılması daha çok AlP bileşiği oluşması sonucunu doğuracak ve aynı anda birçok noktadan katılaşma başlayacaktır. Bunun sonucunda Silisyum daha ince bir mikroyapı gösterecektir.



4.DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalarda, Çizelge 4.1 de bileşimi verilen Al-Si alaşımı(A 332) kullanılmıştır. Bu alaşımı modifiye etmek amacı ile dört çeşit modifikasyon ajanı olarak tablet formunda 2 farklı tipte fosfor, Al-Sr master alaşımı formunda stronsiyum, ve tuz formunda sodyum kullanılmıştır.

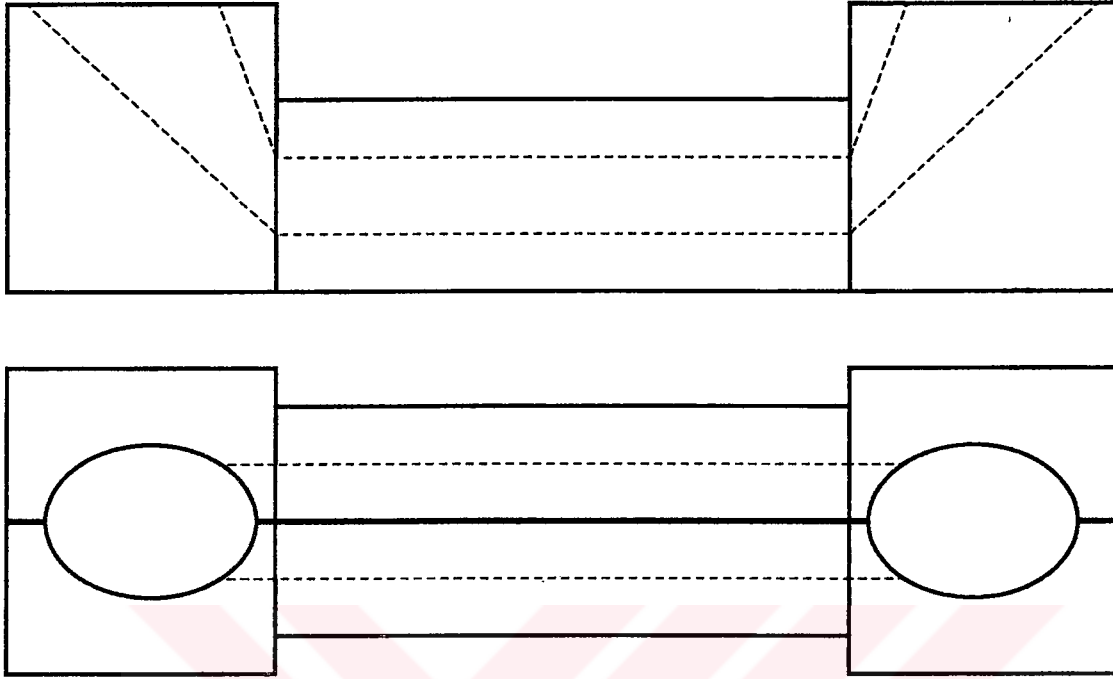
Döküm işleminden önce maça kumundan hazırlanmış kalıplara dökülen alaşımların sıcaklık-elektrik iletkenliği ilişkisi kullanılarak ısı analizleri yapılmış ve soğuma eğrileri çıkarılmıştır.

Ergitme işlemleri hücre tipi bir fırın içerisinde, silisyumkarbür bir potada gerçekleştirilmiştir. Ergitilen alaşımlar ilk önce flaksla temizlendikten sonra , sabit sıcaklıktaki bir metal kalıba dökülmüştür ve normal şartlarda(oda sıcaklığında) soğutulmuşlardır. Bütün dökülen parçalarda kalıp sıcaklığı sabittir. Soğuma sırasında büyük sıcaklık farkı etkisini gidermek amacıyla kullanılan metal kalıp (Şekil 4.1) ~200°C'ye ısıtılmış ve döküm işlemi yapılmıştır ve sistem soğumaya bırakılmıştır. Curuf oluşturma ve temizleme ve modifikasyon ajanının ergiyik içerisine uygulanmasında kullanılan tüm aparatlar , ergiyiği kirletmemek amacı ile paslanmaz çelik malzemeden seçilmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşım ticari olarak piston dökümünde kullanılan bir alaşımdır. Genelde dökümhanelerdeki uygulamalar göz önüne alınarak şarjın yaklaşık %50'lik kısmı külçe diğer kısmı ise geri dönen malzemelerden(yolluk) hazırlanmıştır. Her örneğin döküm sıcaklıkları , şarj miktarları , ve uygulanan işlemler Çizelge 4.2 de verilmiştir.

Döküm işlemi sonrası elde edilen numunelerden sertlik ölçümü, metalografik inceleme ve ısıl işlem için , örnekler alınmıştır. Daha sonra geriye kalan parçalar talaşlı şekillendirilerek , çekme çubukları hazırlanmıştır.

Çizelge 4.1 %Ağırlık olarak deneysel çalışmada kullanılan alaşımın kimyasal bileşimi.

Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Pb	Sn
0,269	13,55	1,10	0,025	1,46	0,002	1,09	0,011	0,016	0,010



Şekil 4.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan metal kalıbın şematik gösterilişi

Deneysel çalışmada kullanılan modifikasyon ajanı olarak kullanılan P, Sr ve Na alaşıma elementer formda eklenmemiştir. Eklenen modifikasyon ajanlarının master alaşımı, tablet ve tuz formunda olduğu göz önünde bulundurulmalıdır. Çizelge 4.2 de adı geçen değişik bileşimler kullanılan modifikasyon ajanının sarj ağırlığına oranını vermektedir. Bu bileşimler modifikasyon ajanları içerisindeki modifiye edici elementlerin yüzdesini belirtmemektedir. Bu bileşimler modifikasyon ajanı olarak kullanılan tuz master alaşımı veya tabletlerin sarj ağırlığına oranını belirtmektedir. Örnek vermek gerekirse, 2 numaralı numuneler elementer formda %0,5 oranında fosfor değil, fosfor içeren tablet ile modifiye edilmişlerdir. Bu numunenin içerisinde gerçekte Çizelge 4.3 deki değerlerde göz önüne alınarak %0,05 oranında fosfor bulunmaktadır. Çalışmanın geriye kalan kısmında alaşımlar modifiye edici alaşımın yüzdesi ile değil, modifikasyon ajanının tamamının yüzdesi ile anılmaktadırlar.

Çizelge 4.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşımların kodları ve gördükleri işlemler

Numune 1 , İşlemsiz Şarj Miktarı : 226,5g(yolluk)+245g(külçe) İşlem : Flaksla temizlendikten sonra 10 dakika sıcaklık dengelemesi yapıldı . Döküm Sıcaklığı : 750°C 1.1 : Sıcaklık dengelemesinden 15 dakika sonra döküm alındı 1.2 : İlk dökümden 45 dakika sonra alındı.	Numune 2 , %0,5 P (Küçük Tablet) Şarj Miktarı : 230,5g(yol.)+206g(kül.) 2,18g(mod. ajanı) İşlem : Flaksla temizlendikten sonra Sıcaklık 750°C de dengelendikten sonra delikli çanla belirlenen miktardaki tablet şarja 5 dakika süreyle daldırıldı. Döküm Sıcaklığı : 750°C 2.1 : İşlemler tamamlandıktan 15 15 dakika sonra alındı. 2.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra
Numune 3 , %0,7 P (Küçük Tablet) Şarj Miktarı : 179g(yol.)+304g(kül.) 3,38g(mod. ajanı) İşlem : Flaksla temizleme , sıcaklık dengeleme sonrası delikli çanla 5 dak. süreyle şarja tablet uygulama. Döküm Sıcaklığı : 750°C 3.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 3.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra	Numune 4 , %0,3 P (Küçük Tablet) Şarj Miktarı : 208,6g(yol.)+218,7g(kül.) 1,27g(mod. ajanı) İşlem : Flaksla temizleme , sıcaklık dengeleme sonrası delikli çanla 5 dak. süreyle şarja tablet uygulama. Döküm Sıcaklığı : 750°C 4.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 4.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra
Numune 5 , %0,3 Sr Şarj Miktarı : 228g(yol.)+217g(kül.) 1,34g(mod. ajanı) İşlem : Külçe ,yolluk ve Sr master alaşımı 800 °C de beraber ergitildikten sonra ergiyik mekanik olarak karıştırılıp 750oC ye soğutuldu. Bu sıcaklıkta flaksla temizlendi. Sıcaklık dengelemesinden sonra döküldü. Döküm Sıcaklığı : 750°C 5.1 : İşlemden 10 dak. sonra alındı 5.2 : İlk dökümden 10dak sonra	Numune 6 , %0,5 Sr Şarj Miktarı : 199g(yol.)+229g(kül.) 2,13g(mod. ajanı) İşlem : Külçe ,yolluk ve Sr master alaşımı 800 °C de beraber ergitildikten sonra ergiyik mekanik olarak karıştırılıp 750oC ye soğutuldu. Bu sıcaklıkta flaksla temizlendi. Sıcaklık dengelemesinden sonra döküldü. Döküm Sıcaklığı : 750°C 5.1 : İşlemden 10 dak. sonra alındı 5.2 : İlk dökümden 10dak sonra
Numune 7 , %0,7 Sr Şarj Miktarı : 243g(yol.)+228g(kül.) 3,3g(mod. ajanı) İşlem : Külçe ,yolluk ve Sr master alaşımı 800°C de beraber ergitildikten sonra ergiyik mekanik olarak karıştırılıp 750oC ye soğutuldu. Bu sıcaklıkta flaksla temizlendi. Sıcaklık dengelemesinden sonra döküldü. Döküm Sıcaklığı : 750°C 5.1 : İşlemden 10 dak. sonra alındı 5.2 : İlk dökümden 10dak sonra	Numune 8 , %0,3 P (Büyük Tablet) Şarj Miktarı : 192,7g(yol.)+283,4g(kül.) 1,43g(mod. ajanı) İşlem : Flaksla temizleme , sıcaklık dengeleme sonrası delikli çanla 5 dak. süreyle şarja tablet uygulama. Döküm Sıcaklığı : 750°C 8.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 8.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra

Çizelge 4.2 'nin devamı

Numune 9 , %0,5 P (Büyük Tablet) Şarj Miktarı : 250,5g(yol.)+279.1g(kül.) 2,65g(mod. ajanı) İşlem : Flaksla temizleme , sıcaklık dengeleme sonrası delikli çanla 5 dak. süreyle şarja tablet uygulama. Döküm Sıcaklığı : 750°C 9.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 9.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra	Numune 10 , %0,7 P (Büyük Tablet) Şarj Miktarı : 252,8g(yol.)+287g(kül.) 3,78g(mod. ajanı) İşlem : Flaksla temizleme , sıcaklık dengeleme sonrası delikli çanla 5 dak. süreyle şarja tablet uygulama. Döküm Sıcaklığı : 750°C 10.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 10.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra
Numune 11 , %0,5 Na (Na İçeren Tuz) Şarj Miktarı : 231,9g(yol.)+283,9g(kül.) 2,58g(mod. ajanı) İşlem : NaF içeren karışım Al folyo ya sarılarak delikli çan yardımı ile 775°C de şarja uygulandı. Mod. ajanı uygulanmadan yine flaksla temizleme ve 775°C de sıcaklık dengelemesi yapıldı Döküm Sıcaklığı : 760°C 11.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 11.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra	Numune 12 , %1 Na (Na İçeren Tuz) Şarj Miktarı : 209,8g(yol.)+283,7g(kül.) 4,94g(mod. ajanı) İşlem : NaF içeren karışım Al folyo ya sarılarak delikli çan yardımı ile 775°C de şarja uygulandı. Mod. ajanı uygulanmadan yine flaksla temizleme ve 775°C de sıcaklık dengelemesi yapıldı Döküm Sıcaklığı : 760°C 12.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 12.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra
Numune 13 , %1,5 Na (Na İçeren Tuz) Şarj Miktarı : 260,3g(yol.)+264,1g(kül.) 7,87g(mod. ajanı) İşlem : NaF içeren karışım Al folyo ya sarılarak delikli çan yardımı ile 775°C de şarja uygulandı. Mod. ajanı uygulanmadan yine flaksla temizleme ve 775°C de sıcaklık dengelemesi yapıldı Döküm Sıcaklığı : 760°C 13.1 : İşlemlerden 15 dak. sonra 13.2 : İlk dökümden 45 dak. sonra	

Şarj Hazırlama : Ticari dökümhanelerin proseslerine uygun olmak üzere , yaklaşık %50 külçe , %50 geri dönen malzeme(Döküm sonrası artık malzeme) kullanılarak hazırlanmıştır.

Ergitme: Ergitme işlemi SiC bir potada hücre tipi bir fırında gerçekleştirilmiştir.

Curuf Oluşturma: Modifikasyon öncesi alaşım curuf oluşturularak temizlenmiştir. Curuf oluşturmak için kullanılan flaks $MnCl_2$, $MgCl_2$, MgF_2 ve S bileşiklerinin bir karışımıdır.

Modifikasyon: Modifikasyon işlemi ergiyik temizlendikten sonra uygulanmıştır. Temizlenme işlemi sırasında soğuyan ergiyiğe , tekrar sıcaklık dengelemesi yapıldıktan sonra modifikasyon ajanı ilave edilmiştir. Bu sıcaklık değerlerinin ayrıntıları Çizelge 4.2 de verilmiştir. Dört değişik tipte modifikasyon ajanı kullanılmıştır. Bu ajanların özellikleri Çizelge 4.3 de verilmiştir. Modifikasyon için her dört ajandan üç farklı bileşim seçilmiştir. Modifikasyon ajanını ergiyik içinde homojen olarak dağıtabilmek için , ergiyik 3 dakika süreyle , türbülans yaratmayacak şekilde karıştırılmıştır.

Döküm: Döküm işlemi Şekil 4.1' de şematik olarak gösterilen metal kalıba yapılmıştır. Her alaşımdan iki döküm alınmıştır. Bütün alaşımların döküm işleminin ayrıntıları Çizelge 4.2' de verilmiştir. Döküm öncesi kalıp yaklaşık $200^{\circ}C$ ' ye ısıtılmıştır. Kalıbı ısıtmak için bir burner kullanılmıştır. Sıvı metalin kalıba dökülmesinden hemen önce metal banyosunun üzerindeki oksit filmi temizlenmiştir.

Çizelge 4.3 Modifikasyon ajanlarının uygulama şekilleri , formları ve kimyasal bileşimleri

Mod. Ajanı	Formu	Kim. Bileşim	Uygulama Şekli
Fosfor	Tablet(küçük)	%10P	Delikli çanla ergiyiğe daldırılarak
Fosfor	Tablet(büyük)	%10P	Delikli çanla ergiyiğe daldırılarak
Stronsiyum	Al-Sr Alaşımı	%10Sr - %90Al	Şarjla birlikte ergitme
Sodyum	Tuz	%33,3NaF %33,3MgCl ₂ %33,3MnCl ₂	Delikli çanla ergiyiğe daldırılarak

Numune Alma: Döküm sonrası , parçalar kalıptan 10 dakika sonra çıkartılmıştır. Dökülen parçalar tamamen soğuduktan sonra , yolluk ve hava çıkışları mekanik testere ile kesilmiştir.

Döküm tarafına yakın kısımdan hem sertlik hem metalografik inceleme hem de ısıl işlem için parça kesilmiştir. Geriye kalan silindirik döküm parçaları işlenerek çekme çubukları hazırlanmıştır.

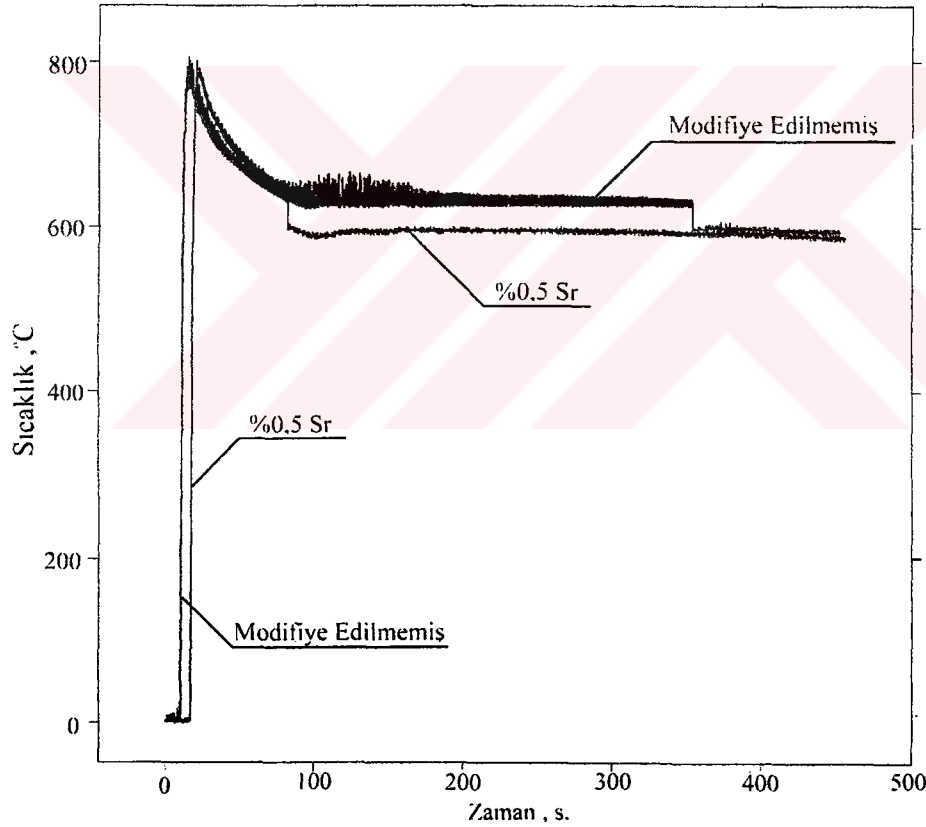
Sertlik Ölçümü: Sertlik Brinell (HB) olarak ölçülmüştür. Ölçüm de 2,5mm çaplı bilya kullanılmıştır. Ön yük 10kg , yük ise 62,5kg dır. Sertlik numuneleri üzerinde üç farklı bölgede iz çapı ölçülerek , elde edilen değerlerin ortalaması alınmıştır. Sertlik ölçümleri Çizelge 4.5 de verilmiştir.

Numune Hazırlama ve Metalografik İnceleme: Döküm numunelerinden kesilen parçalar 180-800 arası kaba zımpara ile parlatılmıştır. Kaba parlatma işleminden sonra, numuneler önce Al_2O_3 ile daha sonrada elmas pasta ile parlatılmışlardır. Daha sonra bu numuneler %2 'lik HF(Hidroflorik Asit) çözeltisi ile dağlanmışır. Dağlanan numuneler ilk önce ışık mikroskobunda incelenmiş daha sonra tarama elektron mikroskobunda incelenmiştir.

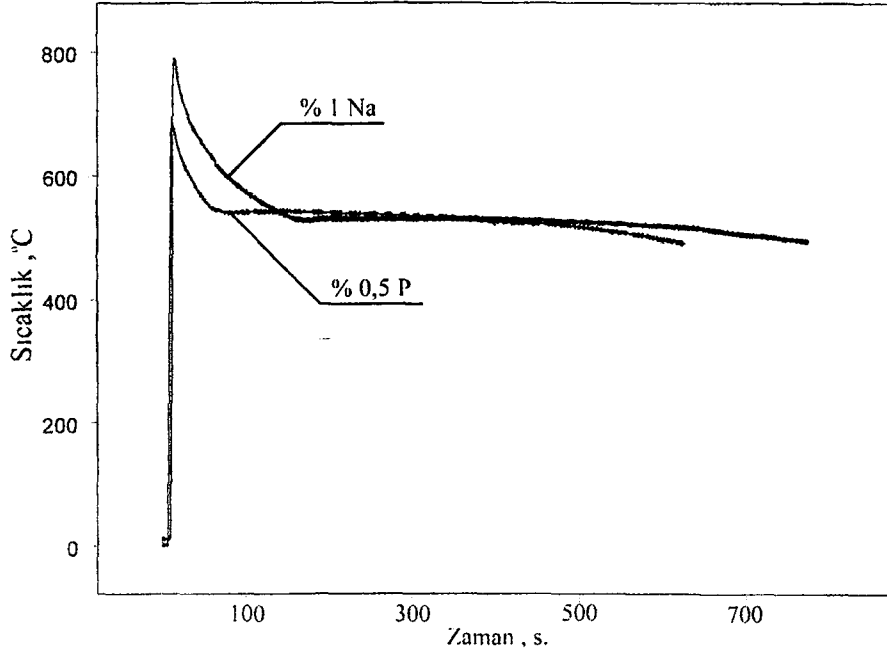
Isıl İşlem: Isıl işlem $225^{\circ}C$ de gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem süreleri, sırasıyla, 2 , 3 ve 4 saattir. Her ısıl işlem sonrası sertlik ölçümü alınmıştır. Elde edilen sertlik değerleri Çizelge 4.4 de verilmiştir. Maksimum sertlik 2 saatlik ısıl işlem süresi sonucu elde edilmiştir..

Çekme: Çekme deneyi ısıl işlem sonrası gerçekleştirilmiştir. Çekme çubukları için $225^{\circ}C$ ' de maksimum sertliğe ulaşılan 2 saatlik ısıl işlem süresi uygulanmıştır.

4.1 Isıl Analiz



Şekil 4.2 Modifiye edilmemiş alaşım ile %0,5 Sr ile modifiye edilmiş alaşımın soğuma eğrileri

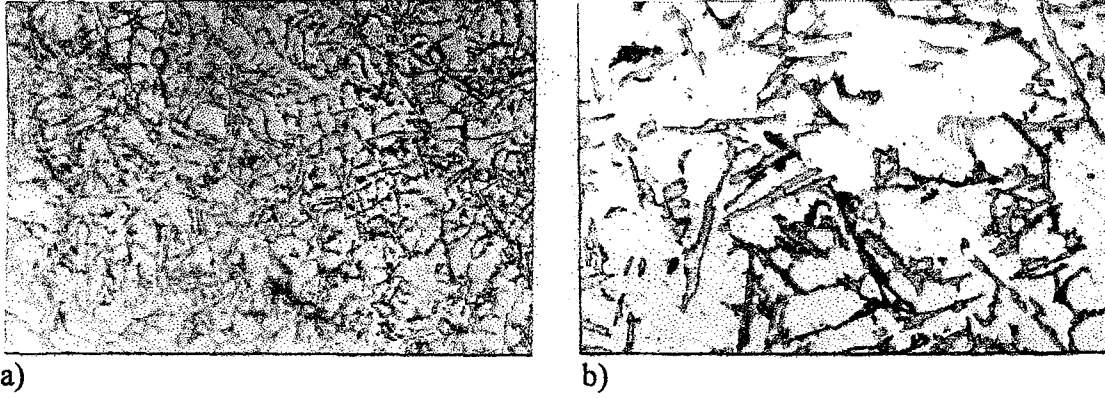


Şekil 4.3 %1 Na ve %0,5P içeren alaşımların soğuma eğrileri

Şekil 4.2 ve Şekil 4.3 de modifiye edilmiş ve edilmemiş alaşımların soğuma eğrileri verilmiştir. Şekillerdeki (Şekil 4.2 ve Şekil 4.3) dört eğride karşılaştırıldığında en büyük aşırı soğuma %1 Na tuzu içeren alaşımda görülmektedir ki bu durum ötektik bileşimin daha yüksek silisyum miktarlarına doğru çıkacağını ve daha iyi bir modifikasyon etkisi göstereceği anlamına gelmektedir. % 0,5 fosfor kullanımında alt soğuma sıcaklığı $\sim 545^{\circ}\text{C}$ iken, bu sıcaklık sodyum kullanımında $\sim 527^{\circ}\text{C}$ olarak belirlenmiştir. Sodyum içeren ajanın aşırı soğuma(ΔT) değeri, alt soğuma sıcaklığına bağlı olarak daha yüksektir ve bu durum katılaşmanın başlayabileceği çekirdeklerin oluşumunu arttırmaktadır. Böylelikle en yüksek ΔT değeri gösteren alaşım en ince taneli alaşım olmaktadır.

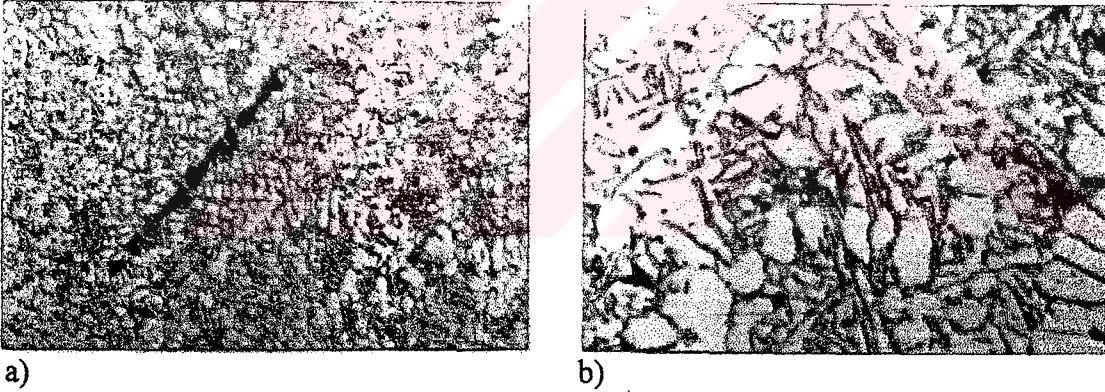
4.2 Mikroyapılar

Bu çalışmada mikroyapılarda görünen fazların nokta analizi yapılmamakla beraber, daha önce yapılmış çalışmalarda mikroyapıların incelenmesi sonucu, ötektik silisyum lamelleri ve

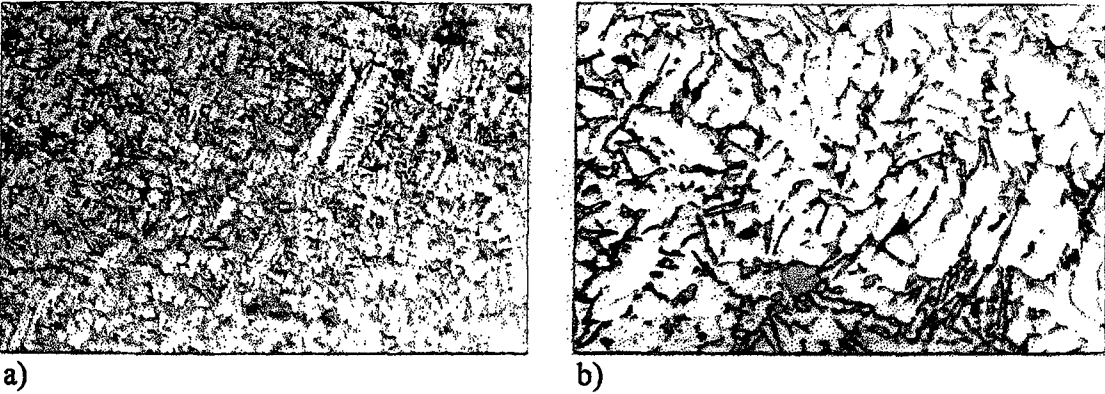


Şekil 4.4 İşlemsiz alaşımın mikroyapısı a) 50x b) 200x

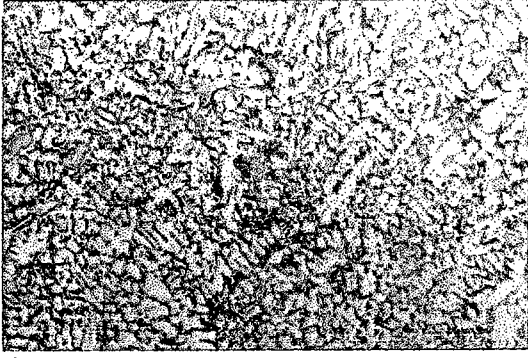
lifleri demir ve bakır intermetalikleri, gösterdikleri morfolojileri ile ayırt edilebilmektedir. Ayrıca yapıda stronsiyum ile modifiye edilmiş alaşımlarda stronsiyum intermetalikleri de görülmektedir.



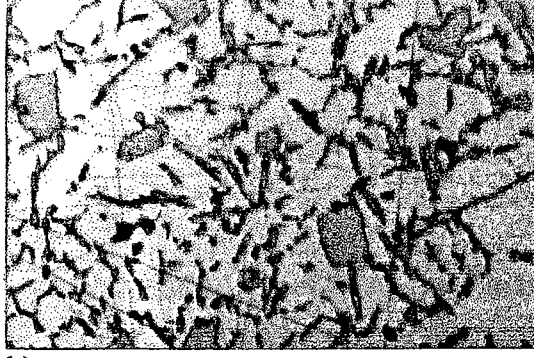
Şekil 4.5 %0,3 P ile modifiye edilmiş alaşımın(4.1) modifikasyon işleminden tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x



Şekil 4.6 %0,3 P'la modifiye edilmiş alaşımın(4.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a)50x b) 200x



a)



b)

Şekil 4.7 %0,5 P' la modifiye edilmiş alaşımanın (2.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

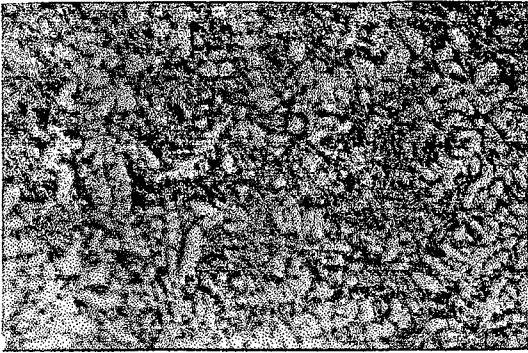


a)

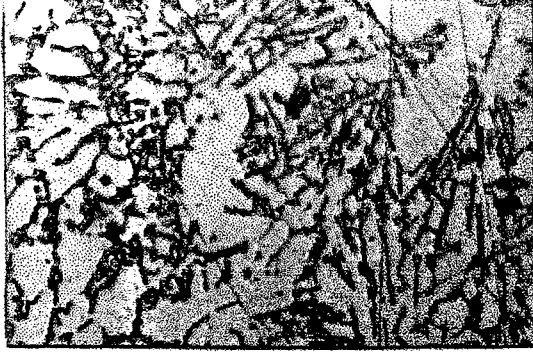


b)

Şekil 4.8 %0,5 P' la modifiye edilmiş alaşımanın (2.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

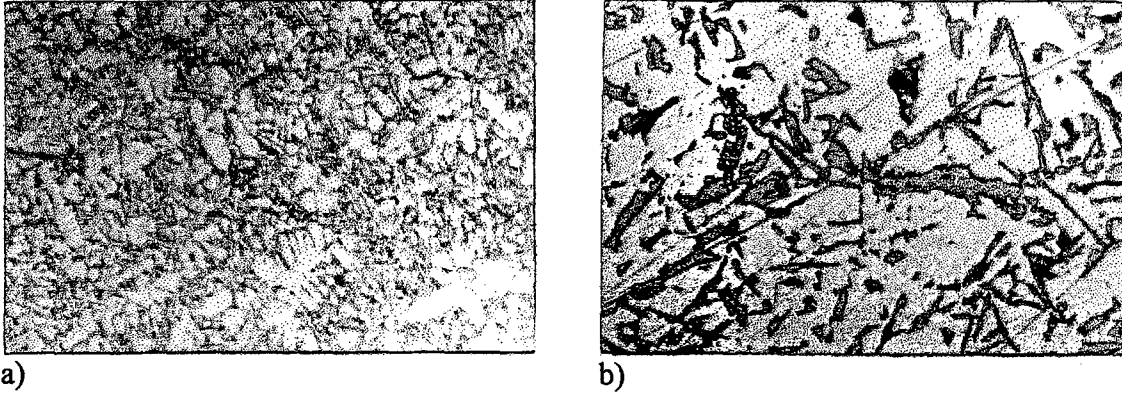


a)



b)

Şekil 4.9 %0,7 P' la modifiye edilmiş alaşımanın (3.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x



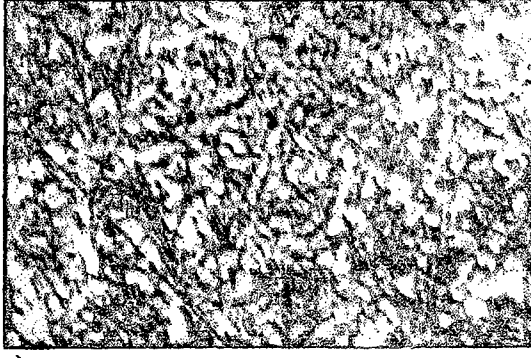
Şekil 4.10 %0,7 P' la modifiye edilmiş alaşımların (3.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

4.2.1 Fosfor ile modifiye edilmiş alaşımlar

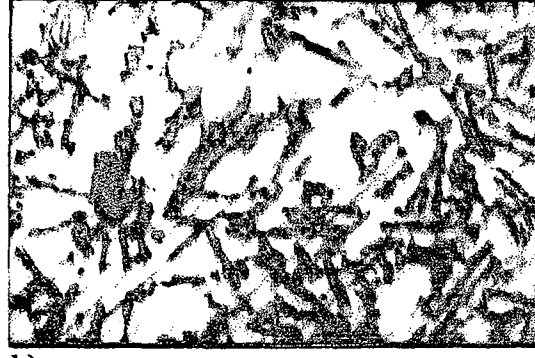
Büyük ve küçük formdaki fosfor tabletleri ile yapılan modifikasyon işlemi sonrası, modifiye edilmemiş alaşım ile karşılaştırma yapıldığında, ötektik silisyumun lamel yada plaka formunun parçalanarak boyutlarının ufaldığı görülmektedir. Beklenin aksine, fosfor ile modifiye edilen alaşımlarda, fosforun ergiyik içerisindeki kalış süresine bağlı olarak, silisyumun boyutlarında azalma görülmektedir. Fosfor kullanımında lamel-fiber dönüşümü gerçekleşmemiş bunun yerine alaşıma eklenen fosfor, muhtemelen alüminyum ile birleşerek, döküm sıcaklığında katı fazda bulunan bir çekirdek oluşturmuşlardır. Al-Si denge diyagramları göze alındığında, alaşımların ötektik bileşime yakın olduğu görülür ve daha yüksek ergime derecesine sahip silisyum atomlarının tercihli olarak bu çekirdeklere tutunacağı kabul edilebilir. Alüminyum fosfat (AlP) çekirdeklerinin varlığı katılaşmanın ilerleyebileceği başlangıç noktalarını oluşturduğundan, silisyum aynı anda bir çok noktadan gelişmeye başlayacak ve sonuçta oluşan lamellerin boyutları ufalacaktır.

Fosfor kullanılarak modifiye edilen alaşımlar arasında, mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, en iyi sonuca, %0,7 P içeren büyük tablet ile modifiye edilmiş örnekte ulaşılmıştır (Şekil 4.16). Bu örneğe göre yapı tamamen modifiye olmasa da, modifikasyon etkisinin daha az olduğu lokal bölgeler olsa bile yapı oldukça iyi modifiye olmuş görünmektedir.

Modifiye edilmemiş alaşımlarda silisyumun karakteristiklerinden olan ikiz oluşumları görülmektedir. 2.1 ve 9.1 numaralı örneklerin elektron mikroskopundan alınmış mikroyapı görüntülerinde de ikiz oluşumları görülmektedir. Bu durumda, sonuç olarak, fosforun silisyumun lamel morfolojisini lif (fiber) yada iğnesel forma dönüştürmediği sadece katılaşmanın başlayacağı nokta sayısını arttırarak, silisyum lamellerinin aşırı büyümesini engellediği söylenebilir.

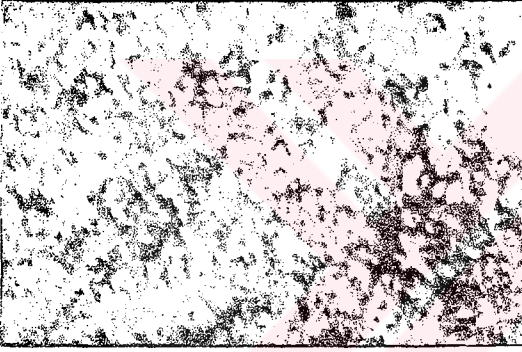


a)

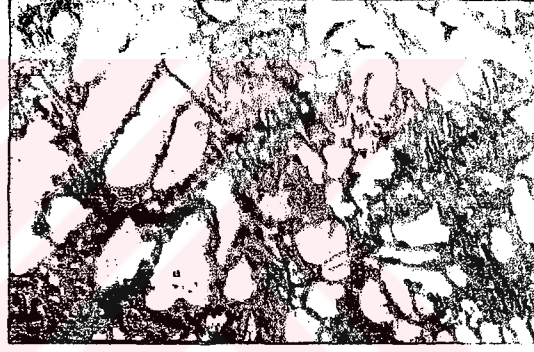


b)

Şekil 4.11 %0,3 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımın(8.1) modifikasyondan 15 dakika sonra alınmış mikroyapıları a) 50x b) 200x



a)



b)

Şekil 4.12 %0,3 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımın(8.2) modifikasyondan 60 dakika sonra alınmış mikroyapıları a) 50x b) 200x

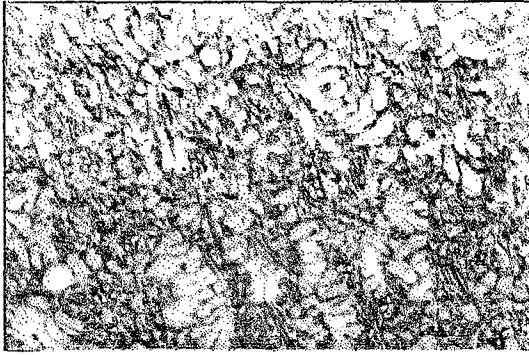


a)

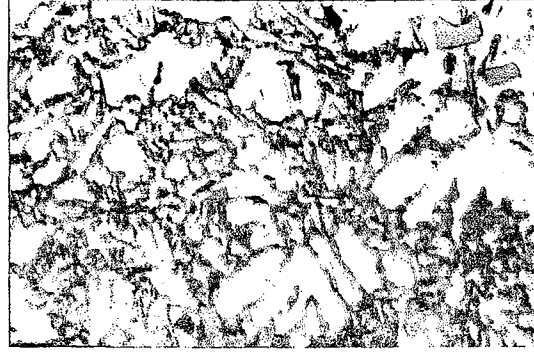


b)

Şekil 4.13 %0,5 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımından(9.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınmış mikroyapıları a)50x b) 200x

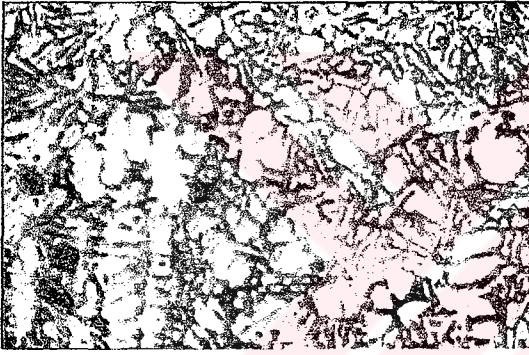


a)

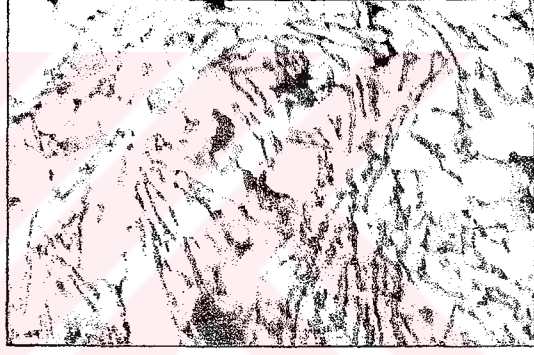


b)

Şekil 4.14 %0,5 P (büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan(9.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınmış mikroyapıları a) 50x b) 200x

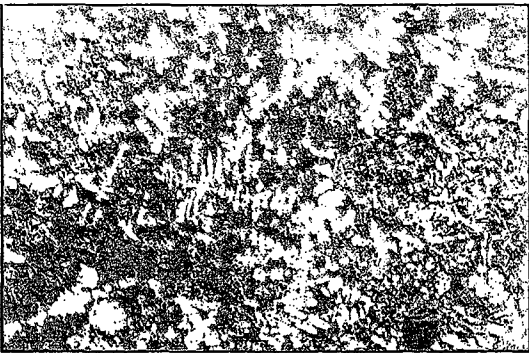


a)

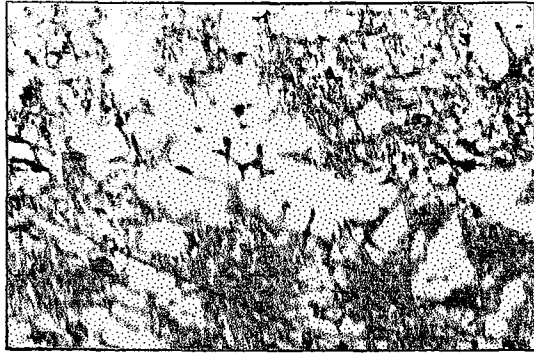


b)

Şekil 4.15 %0,7 P(büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan (10.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 100x b) 200x



a)

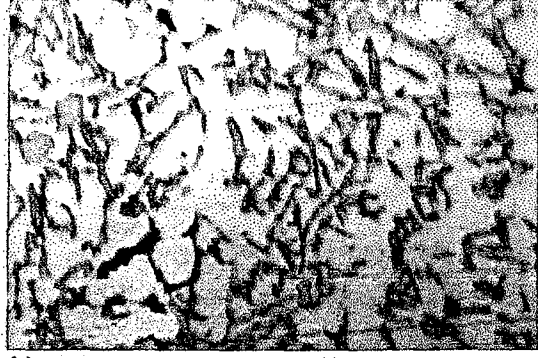


b)

Şekil 4.16 %0,7 P(büyük tablet) ile modifiye edilmiş alaşımdan (10.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 50x b) 200x

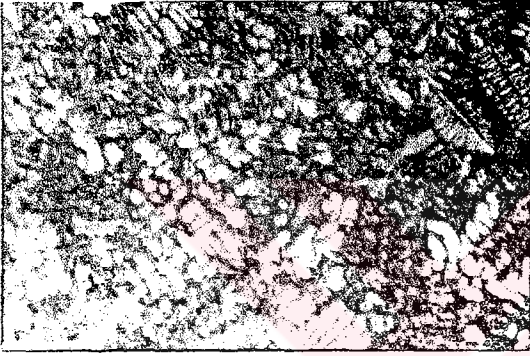


a)



b)

Şekil 4.17 %0,3 Sr' la modifiye edilmiş alaşımin (5.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 10 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

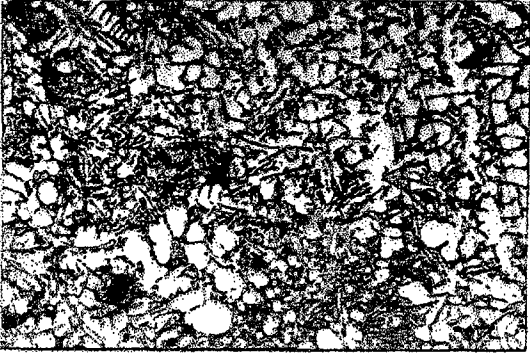


a)

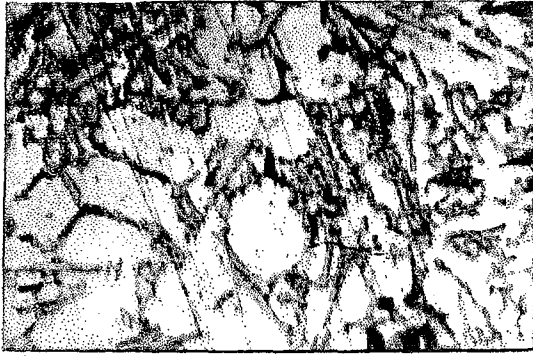


b)

Şekil 4.18 %0,3 Sr' la modifiye edilmiş alaşımin (5.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 20 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

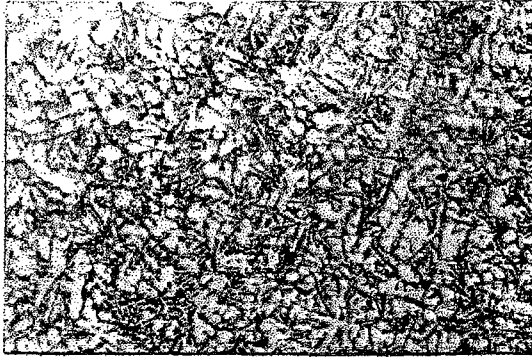


a)



b)

Şekil 4.19 %0,5 Sr' la modifiye edilmiş alaşımin (6.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 10 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

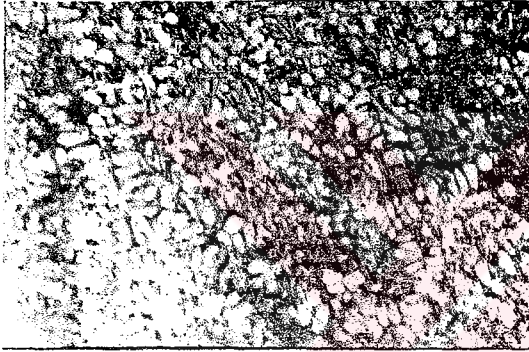


a)

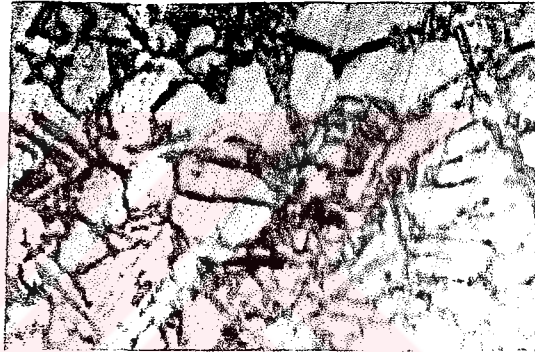


b)

Şekil 4.20 %0,5 Sr' la modifiye edilmiş alaşımların (6.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 20 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

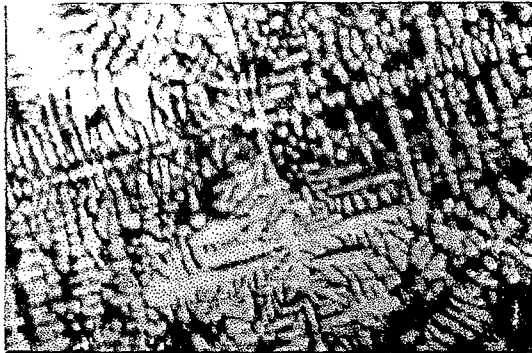


a)

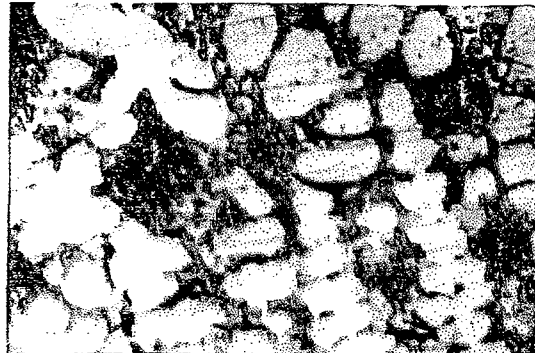


b)

Şekil 4.21 %0,7 Sr' la modifiye edilmiş alaşımların (7.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 10 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x



a)



b)

Şekil 4.22 %0,7 Sr' la modifiye edilmiş alaşımların (7.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 20 dakika sonra alınan örneğin mikroyapısı a) 50x b) 200x

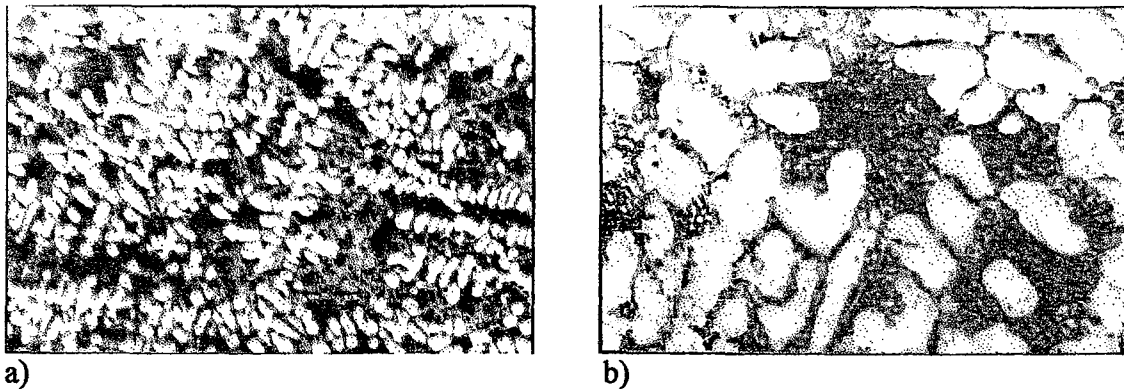
4.2.2 Stronsiyum ile modifiye edilmiş alaşımlar

Modifikasyon ajanı olarak stronsiyumun kullanıldığı örneklerde, yine fosfor ile modifiye edilmiş örneklerdekine benzer olarak, yapının kısmen modifiye olduğu gözlemlenmektedir. Bu durum, ya kullanılan stronsiyum miktarlarının yeterli olmayışı ya da stronsiyumun etkili bir biçimde tüm metal banyosuna dağıtılamayışından kaynaklanabilir. Daha önce yapılan çalışmalarda %0,08 ile %0,015 arasında stronsiyumun tüm yapıyı modifiye etmeye yeterli olduğu, ancak uygulamada değişik nedenlerle olabilecek stronsiyum kaybına karşı %0,015 ile %0,050 arasında stronsiyum kullanılması öngörülmüştür. Mikroyapıları görülen çalışmada en az %0,03 Sr en çok da %0,07 Sr kullanılmıştır. Mikroyapılardan da görülebileceği gibi, stronsiyum tüm yapıyı modifiye etmeye yetecek miktarda değildir.

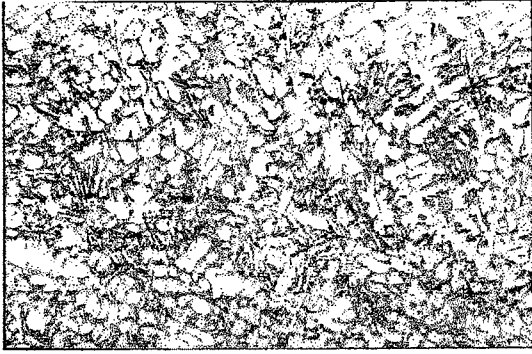
Stronsiyum ile işleme tabi tutulmuş örneklerde, silisyum lamellerinin fiber formuna dönüştüğü görülmektedir. En iyi sonuç % 0,7 Sr içeren master alaşımının kullanıldığı alaşımda alınmıştır. Şekil de ki Elektron mikroskobu mikroyapısında bu dönüşüm daha açık görülmektedir. Modifiye olmuş belirli bölgelerde, lamel-fiber dönüşümü gerçekleşirken, daha az modifiye olmuş bölgelerde lameller formlarını korumakla beraber boyutları küçülmüştür.

İlk dökümden sonra alınan ikinci dökümlerin mikroyapıları incelendiğinde, ilk dökümlere göre daha iyi modifiye olmuş mikroyapılar, daha ince bir silisyum ağ yapısı, görülmektedir. Bu durum da, stronsiyum zamana bağlı olarak ergiyik içerisindekini kaybetmediğinin bir işaretidir. İkinci dökümlerin mikroyapılarının daha iyi oluşunun nedeni, stronsiyumun ergiyik içerisinde yayınabilecek zamanı bulmasıdır.

Mikroyapılar ötektikaltı, alaşımların mikroyapıları ile karşılaştırıldığında bu çalışmada hem stronsiyum hem de diğer iki ajanla modifiye edilen alaşımların mikroyapılarına benzediği görülecektir. Mikroyapıların bu görünümü, araştırmacıların Al-Si alaşımlarında modifikasyon ajanlarının ötektik sıcaklığını düşürdüğünü ve ötektik bileşimin daha yüksek silisyum miktarlarına doğru çekildiğini doğrular niteliktedir.



Şekil 4.23 %0,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (11.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 50x b) 200x

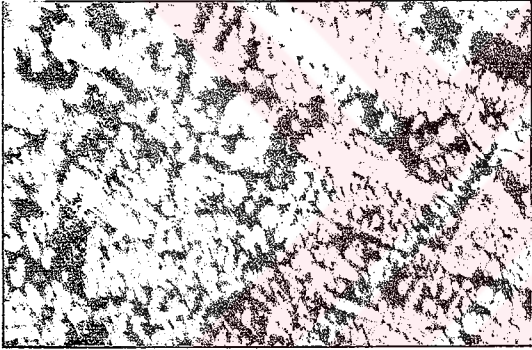


a)

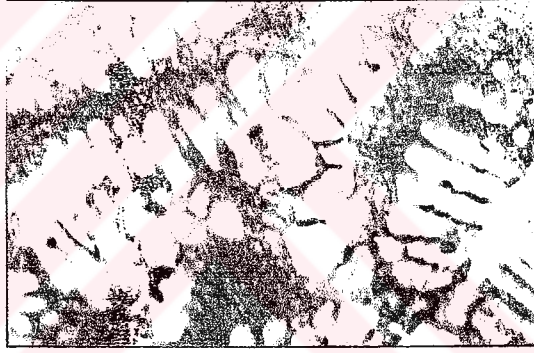


b)

Şekil 4.24 %0,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (11.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 50x b) 200x

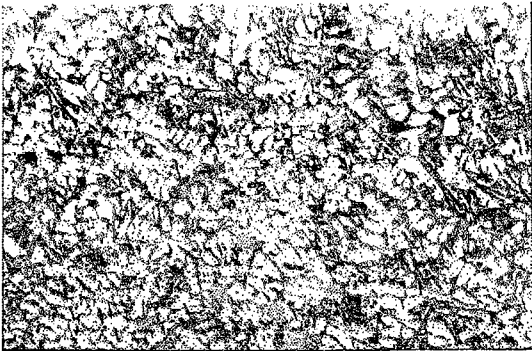


a)

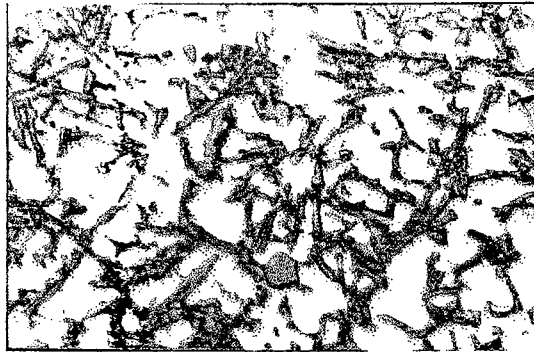


b)

Şekil 4.25 %1 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (12.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 50x b) 200x



a)



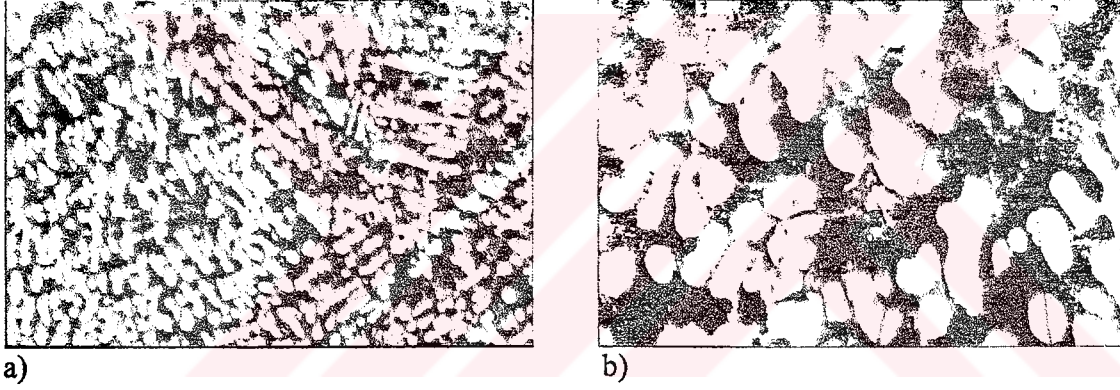
b)

Şekil 4.26 %1 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (12.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 50x b) 200x

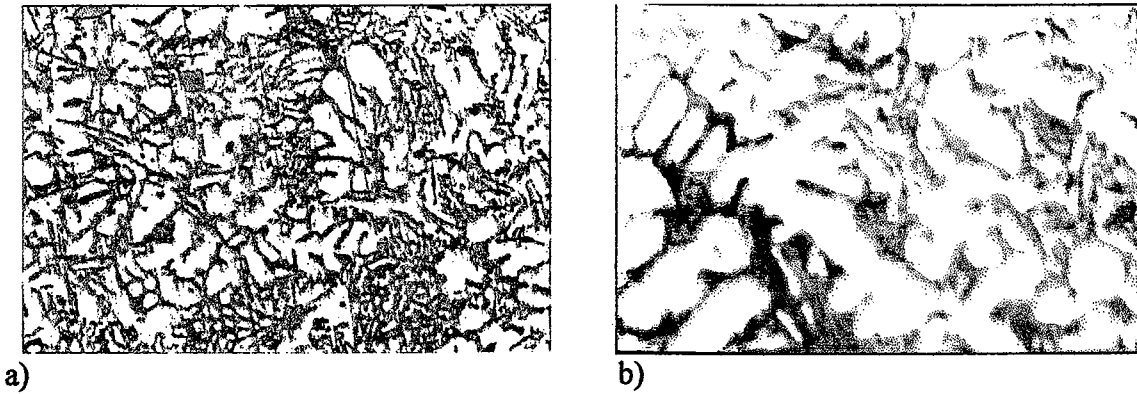
4.2.3 Sodyum ile modifiye edilmiş alaşımlar

NaF içeren tuz karışımı ile modifiye edilmiş alaşımlarda diğer ajanlara oranla, çok daha iyi bir modifikasyon etkisi görülmektedir. %0,5, %1 ve %1,5 sodyum tuzu ile modifiye edilmiş alaşımların her üçünde de yapı tamamen modifiye olmuş gözükmemektedir. Silisyum lamelleri tamamen fiber formuna dönüşmüştür. Bu dönüşüm aşağıda verilen Şekil 4.39 ve Şekil 4.40 da daha detaylı olarak görülmektedir.

Sodyum ile modifiye edilmiş her üç bileşimdeki alaşımda da, ilk dökümden sonra alınan ikinci dökümlerde silisyum fiberlerinin tekrar lamel formuna dönüştüğü görülmektedir. Sodyumun modifikasyon etkisindeki bu azalma, sodyumun reaktif bir element olması ve zamana bağlı olarak ergiyik içerisinde değişik reaksiyonlara girerek, miktarının azalmasıdır. Mikroyapılarda bu etki en fazla sodyum miktarının en az olduğu %0,5 Na tuzu içeren örnekte, en az ise sodyum oranını en yüksek %1,5' lik örnekte olduğu görülmektedir.



Şekil 4.27 %1,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (13.1) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 15 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 50x b) 200x



Şekil 4.28 %1,5 Na içeren tuz ile modifiye edilmiş alaşımdan (13.2) modifikasyon işlemi tamamlandıktan 60 dakika sonra alınan örneğin mikroyapıları a) 100x b) 200x

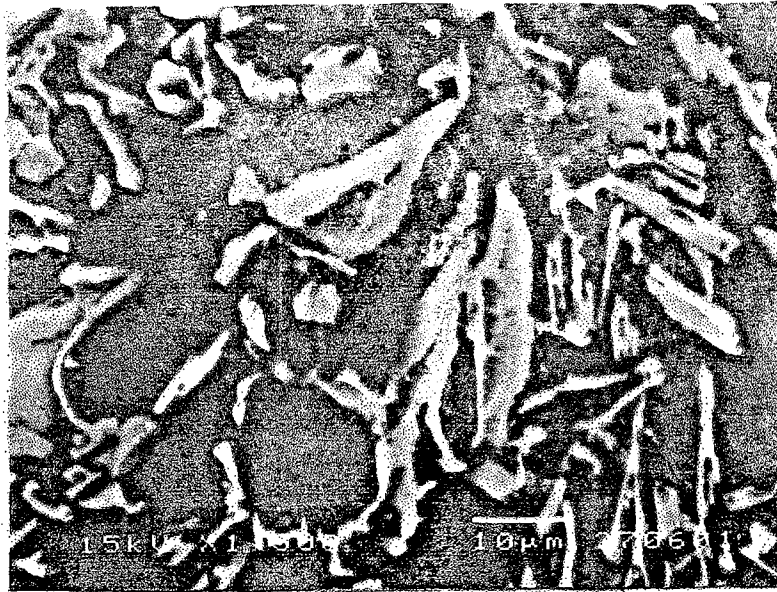
4.2.4 Elektron mikroskobu mikroyapıları

Silisyum morfoljisinin ve boyutlarının daha iyi gözlemlenmesi amacı ile aşağıda verilen tarama elektron mikroskobu görüntüleri alınmıştır. Bu görüntülerde ötektik silisyumun şekli ve boyutları çok daha net olarak görülebilmektedir



Şekil 4.29 1.1 numaralı (İşlemsiz) numunenin tarama elektron mikroskobunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

Silisyum yapısı oldukça kaba ve çubuk formundadır. Mikroyapıda (Şekil 4.29) görülen masif çok düzlemlı kristal formundaki faz hiperötektik Al-Si alaşımlarında görülen birincil silisyumun morfolojisine benzemektedir. Çalışmalarda kullanılan alaşım da ötektiküstü bileşimdedir. Şekil 4.44 ve Şekil 4.42 de bu fazların birincil silisyum olduğu doğrulanmaktadır.



Şekil 4.30 1.1 Numaralı örneğin 1500 büyütmede tarama elektron mikroskobunda çekilmiş mikroyapısı

Şekil 4.30 da açık olarak ötektik silisyumun tabakalı(lamelli) büyümesi açıkça görülmektedir. Kullanılan alaşım göz önüne alındığında yapıda alüminyum-bakır , alüminyum-magnezyum bakır-nikel ötektiklerinin yanısıra bakır ,demir ve de magnezyum intermetalikleri bulunması olasıdır.



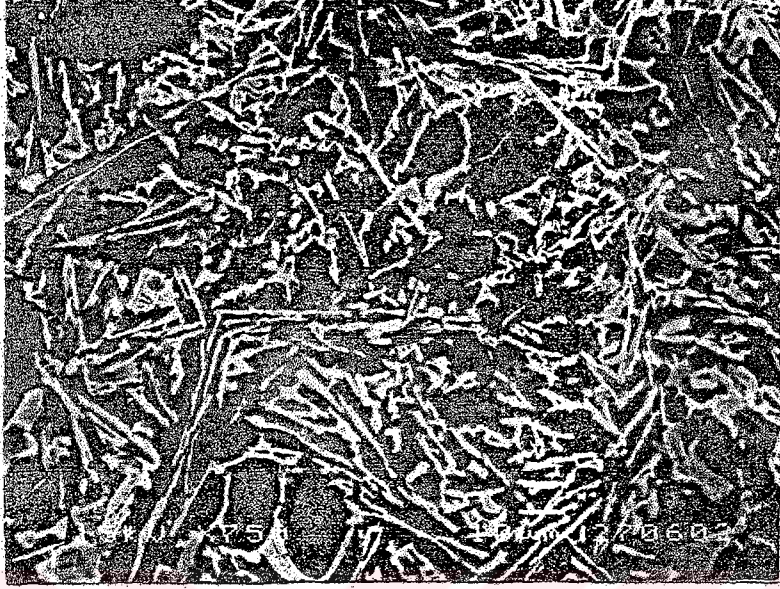
Şekil 4.31 1.1 numaralı numunenin tarama elektron mikroskobunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

Şekil 4.30 ve Şekil 4.31 de görülen modifiye edilmemiş alaşımın mikroyapısında, silisyumun tabakalı yapısı daha da belirgin olarak gözükmemektedir. Silisyum daha önce de söz edildiği



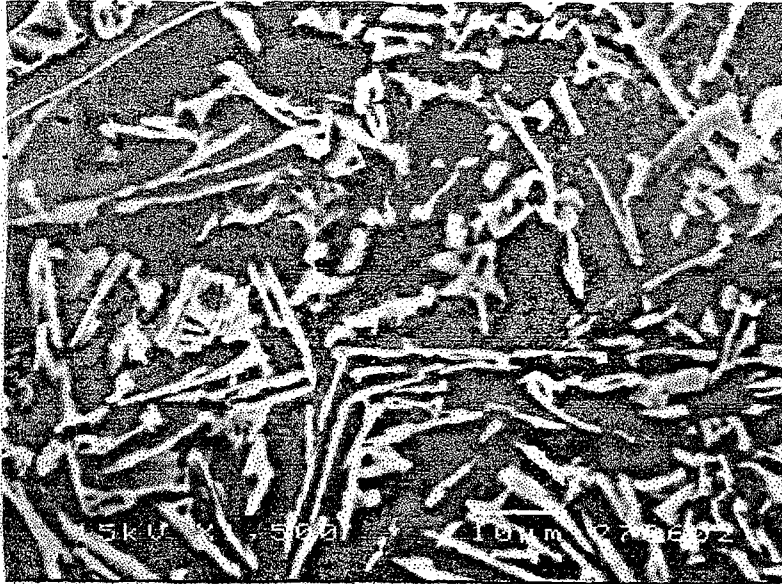
Şekil 4.32 1.1 numaralı numunenin tarama elektron mikroskobunda 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

üzere bu bölgelerde anizotropik olarak $\{111\}$ kristalografik düzlemine paralel düzlemlerde büyümüş ve bunun sonucu olarak , ortaya lamel morfolojisi çıkmıştır. Mikroyapılarda ayrıca silisyum katılaşmasının karakteristiklerinden olan ikiz oluşumu da görülmektedir.



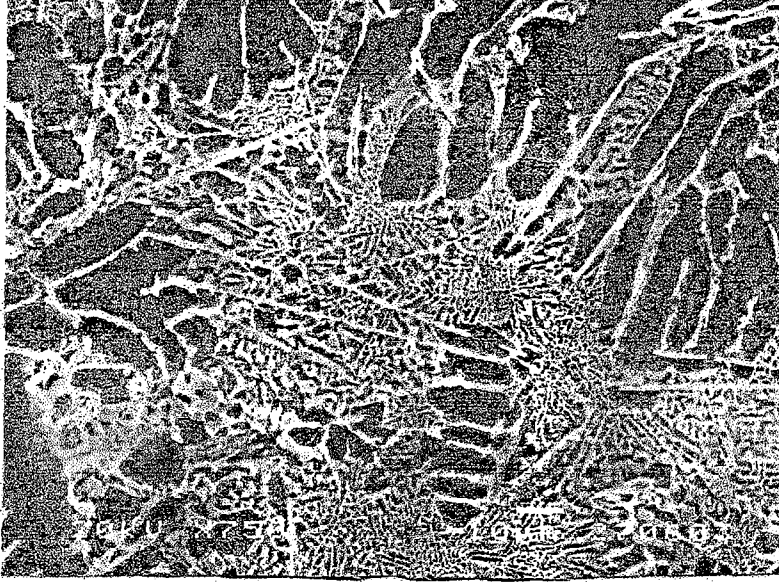
Şekil 4.33 2.1 Numaralı (%0,5 P(küçük tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin 750 büyütmede tarama elektron mikroskopunda çekilmiş mikroyapısı

Şekil 4.33 ve Şekil 4.34 den de görülebileceği gibi, fosfor kullanımında, silisyumun şekli aynı kalmakla beraber boyutları işlemsiz numuneye göre oldukça küçülmüştür. Fosfor literatürde daha çok hiperötektik alaşımların modifikasyonunda kullanılsa da görüldüğü üzere ötektik alaşımlarda da , modifikasyon işlevini kısmen yerine getirmektedir.



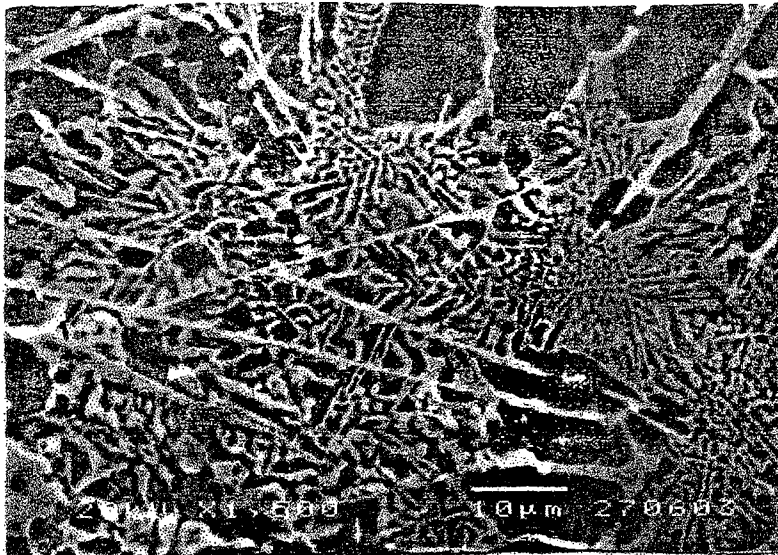
Şekil 4.34 2.1 numaralı (%0,5 P(Küçük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin 1500 büyütmede tarama elektron mikroskopunda çekilmiş mikroyapısı

Şekil 4.34 de ki 1500 büyütmedeki mikroyapı incelendiğinde ötektik silisyumun , bir kısmının tabakalı çubuk formunu koruduğu , boyutlarının değiştiği gözlenirken , az miktarda diğer bir kısmının ise parçalanarak ufak masif parçalar haline geldiği görülmektedir.

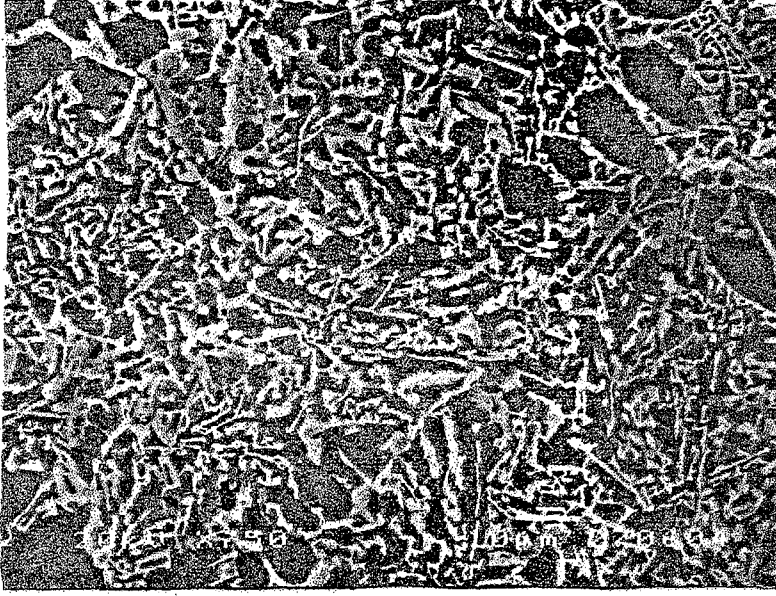


Şekil 4.35 6.1 numaralı(%0,5Sr ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

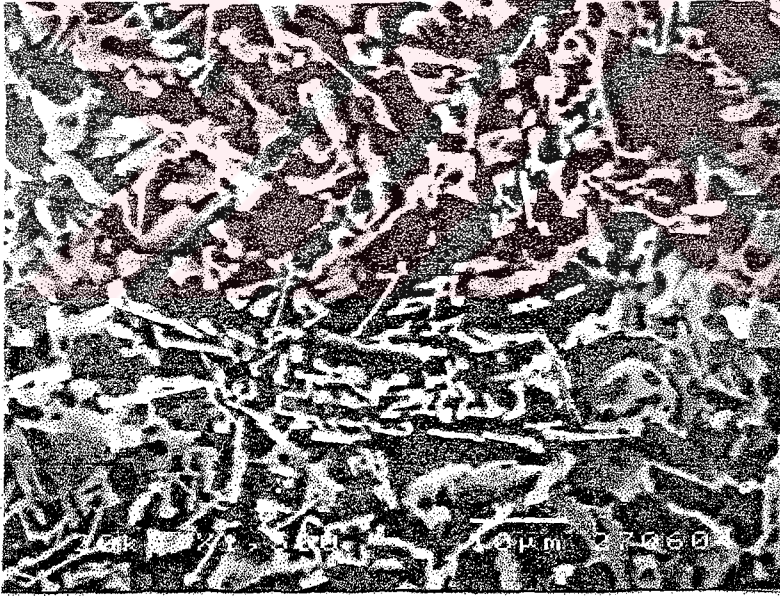
Şekil 4.35 ve Şekil 4.36 da, mikroyapının hem işlemsiz hem de fosfor(küçük tablet) ile modifiye edilmiş yapılara göre çok daha ince bir morfolojiye sahip , ötektik silisyum ağından oluştuğu görülmektedir. Yalnız özellikle , birincil alüminyum dentritleri arasında oluşan , yine kaba ve çubuksu faz dikkat çekicidir. Bu faz , tane sınırlarında , katılaşmanın en son gerçekleştiği bölgede , oluşmuş bir faz gibi gözükmemektedir. Bu fazlar , görünüşleri ile demir intermetaliklerinin iğnesel morfolojisine benzeseler de kesin olarak demir intermetalikliği olduklarını söyleyebilmek için nokta analizi yapılması gereklidir.



Şekil 4.36 6.1 numaralı(%0,5Sr ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

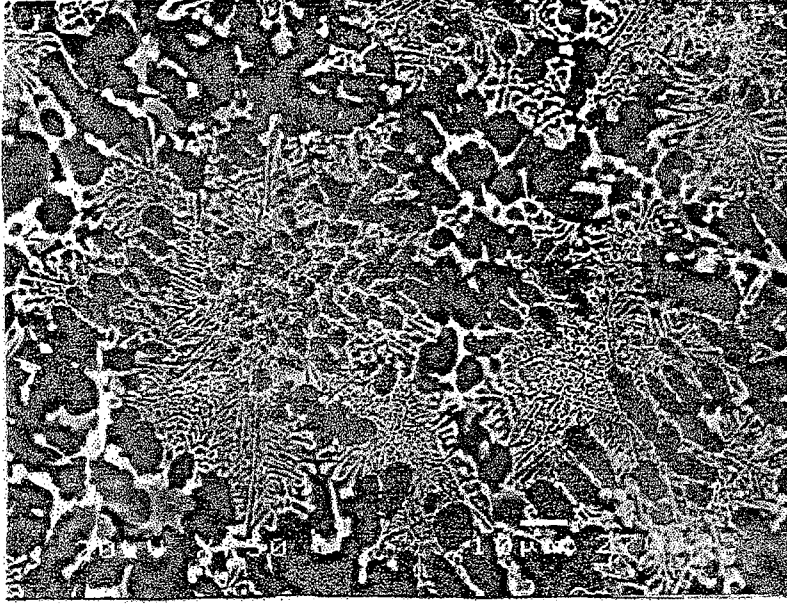


Şekil 4.37 9.1 numaralı(%0,5 P (Büyük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskobunda , 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı



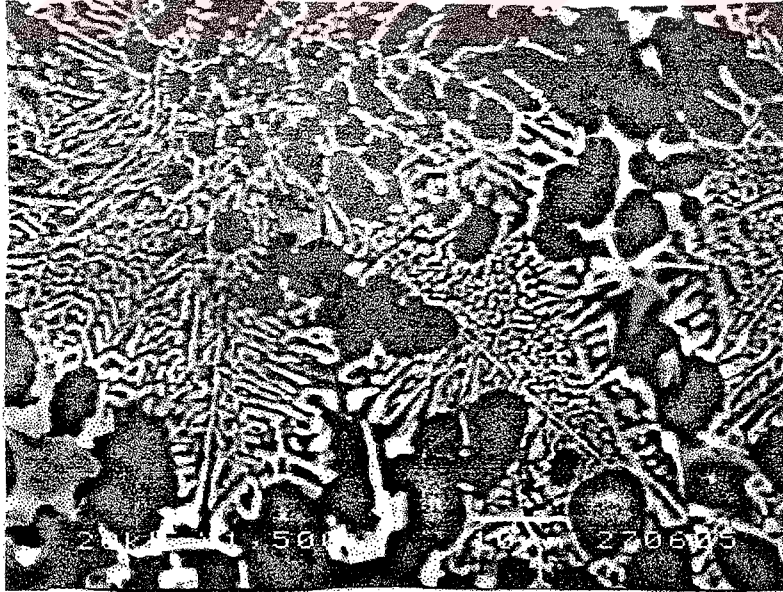
Şekil 4.38 9.1 numaralı(%0,5 P (Büyük Tablet) ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskobunda , 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

Şekil 4.37 ve şekil 4.38 de ki mikroyapılarda kaba ,plakalı çubuk formundaki alüminyumun kısmen parçalanarak daha ufak boyutlara geldiği görülmektedir. Yine diğer fosforlu numunede olduğu gibi , bir kısım silisyumun ,masif parçalar haline gelme eğiliminde olduğu söylenebilir.

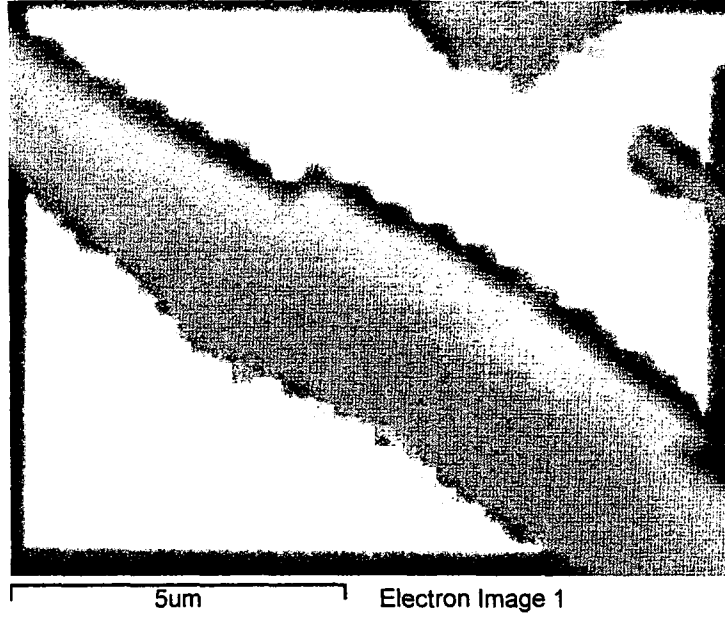


Şekil 4.39 12.1 numaralı (%1Na ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda 750 büyütmede çekilmiş mikroyapısı

Silisyum morfolojisindeki en büyük değişim Şekil 4.39 ve Şekil 4.40 dan da görülebileceği üzere , sodyum ile modifiye edilen numunede gözlenmektedir. İşlemsiz alaşımdaki kaba çubuk formundaki morfolojinin yerine ince , çok dallı , iğnesel bir ağ yapı görülmektedir. Bunun yanı sıra, bu silisyum fiberlerini çevreleyen diğer fazlarda görülmektedir.

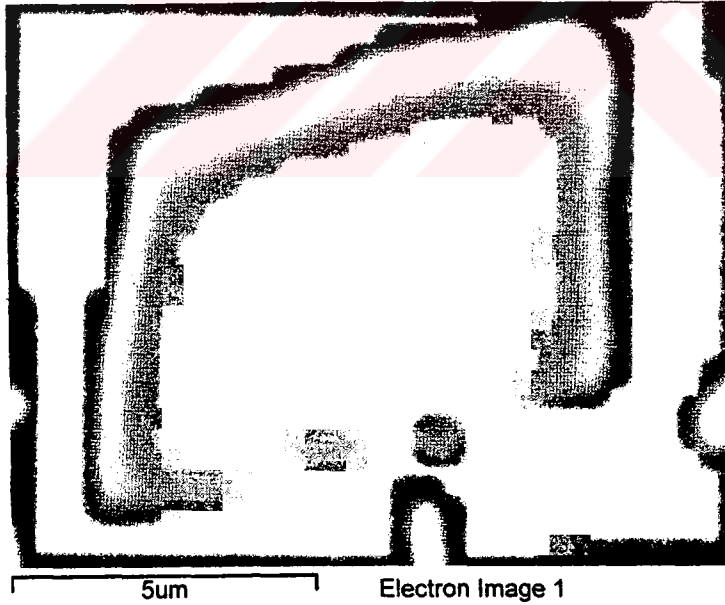


Şekil 4.40 12.1 numaralı (%1Na ile modifiye edilmiş) numunenin tarama elektron mikroskopunda 1500 büyütmede çekilmiş mikroyapısı



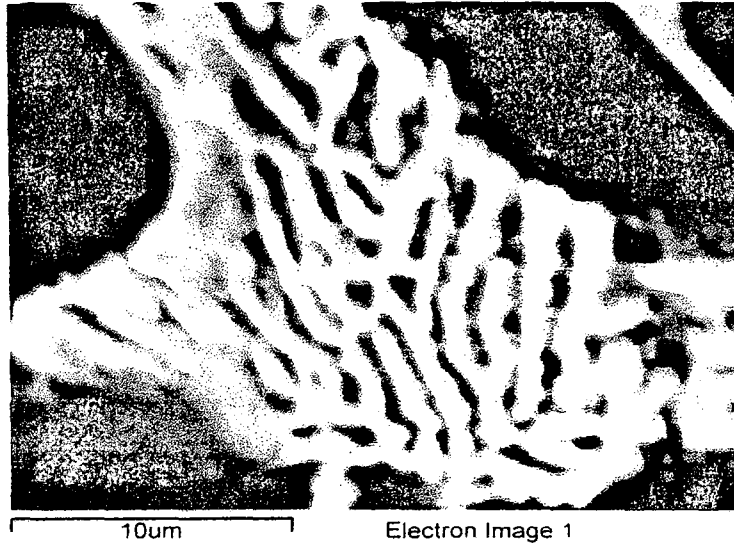
Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Si	82,80	82,22
Al	17,20	17,78

Şekil 4.41 Mikroyapılarda belirlenen çubuksu fazın elektron mikroskopunda alınmış element analizi



Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Si	94,95	93,86
Al	3,66	3,77
C	0,91	2,09
Ti	0,48	0,28

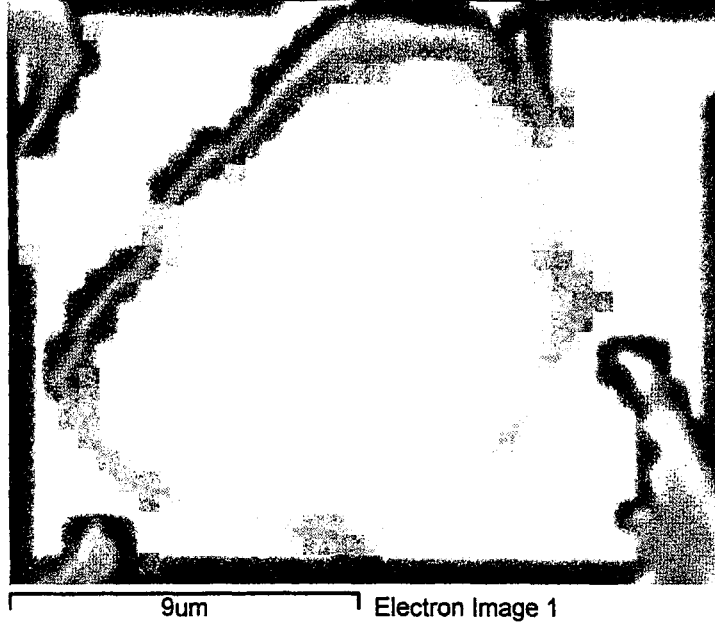
Şekil 4.42 Mikroyapılarda görülen çok düzlemli masif kristallerin elektron mikroskopunda alınmış element analizi



Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Al	67,89	79,92
Ni	14,44	7,81
Fe	7,25	4,12
Cu	4,68	2,34
Si	4,51	5,10
Mn	1,24	0,72

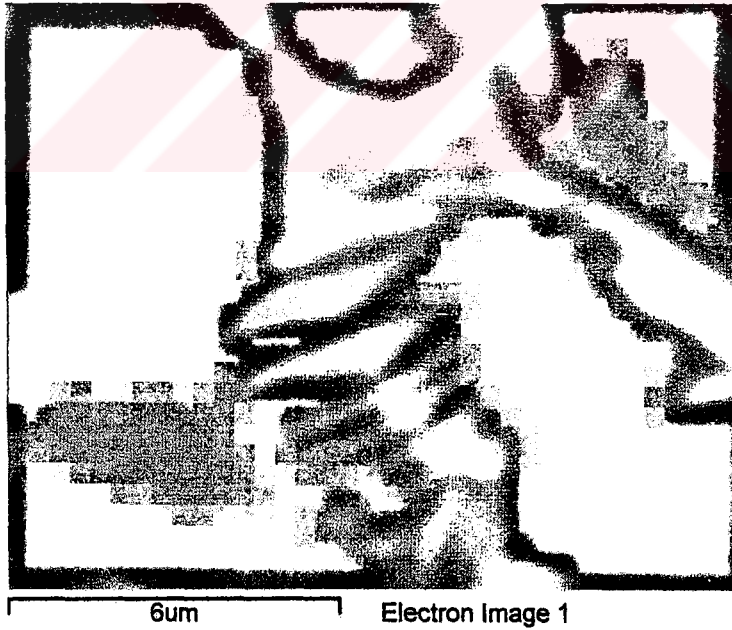
Şekil 4.43 Mikroyapıda belirlenen bir fazın elektron mikroskopunda gerçekleştirilmiş element analizi

Mikroyapılarda görülen fazların analizleri tarama elektron mikroskopunda gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalarda kullanılan alaşıma göre yapıda bir çok değişik faz bulunmaktadır. Şekil 4.41, Şekil 4.42 ve Şekil 4.44 de silisyum fazını temsil eden birincil silisyum kristalleri ile silisyum lameli görülmektedir. Şekil 4.43 de yüksek nikelli bir faz görülmektedir. Şekil 4.45 de ise alüminyum bakır ötektiği görülmektedir. Şekil 4.46 da ise yine yüksek nikelli bir faz görülmektedir. Şekil 4.47 de yüksek magnezyumlu bir faz görülmektedir. Şekil 4.48 de ise Şekil 4.35 ve Şekil 4.36 da görülen alüminyum dentritleri arasındaki çubuksu fazların sanıldığı gibi demir fazı değil yüksek nikelli bir faz olduğu görülmektedir.



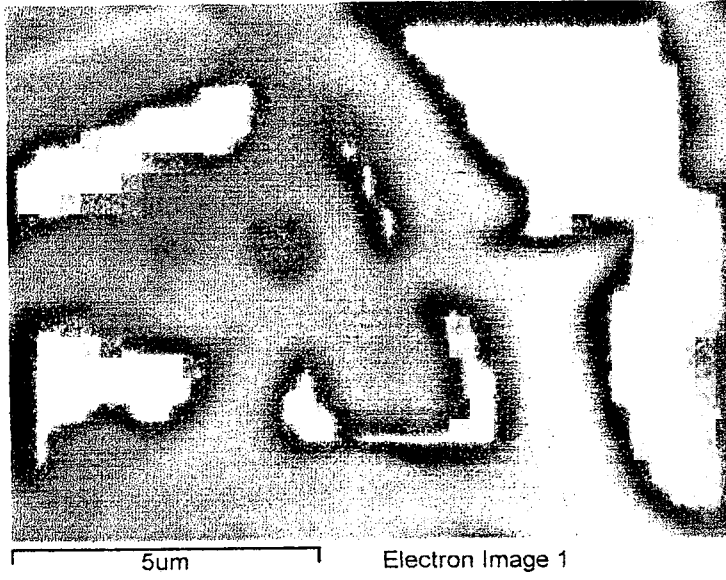
Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Si	94,93	94,74
Al	5,07	5,26

Şekil 4.44 Mikroyapılarda görülen çok yüzlü masif kristallerin elektron mikroskopunda(TEM) alınmış element analizi



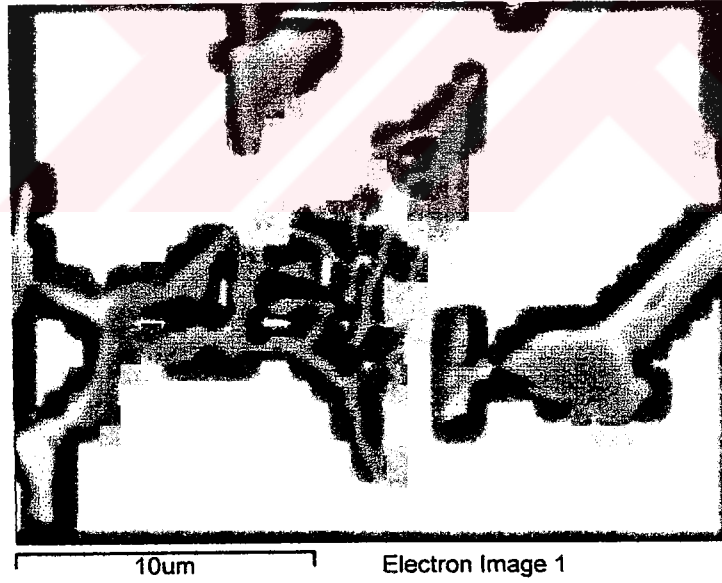
Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Al	65,67	79,76
Cu	30,45	15,70
Si	3,88	4,53

Şekil 4.45 Mikroyapıda belirlenen bir fazın tarama elektron mikroskopunda alınmış element analizi



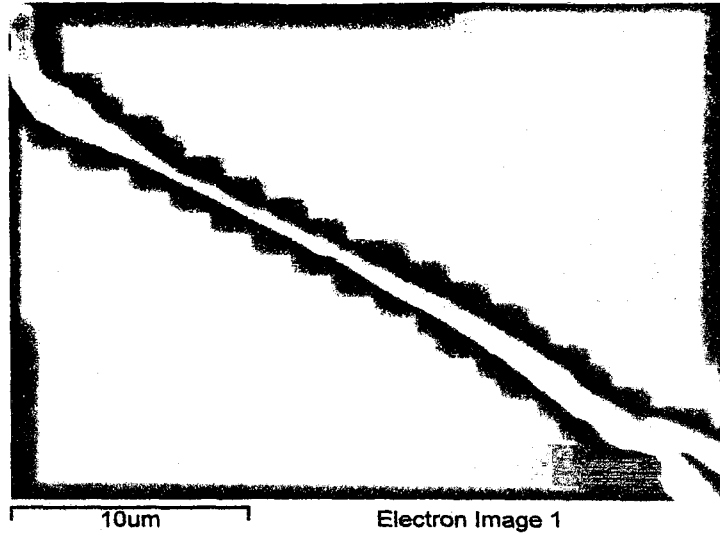
Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Al	53,76	65,16
Ni	16,94	9,44
Si	14,62	17,03
Fe	10,15	5,94
Cu	3,22	1,66
Mn	1,31	0,78

Şekil 4.46 Değişik formdaki bir fazın elektron mikroskobundan alınmış element analizi



Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Al	83,78	86,69
Mg	8,30	9,53
Ni	3,74	1,78
Fe	2,70	1,35
Cu	1,48	0,65

Şekil 4.47 Değişik formdaki bir fazın elektron mikroskobundan alınmış element analizi



Element	% Ağırlık	% Atom Ağırlığı
Al	73,58	82,47
Ni	9,92	5,11
Si	7,04	7,58
Cu	4,44	2,12
Fe	4,32	2,34
Mn	0,71	0,39

Şekil 4.48 Şekil 4.35 ve şekil 4.36 da görülen alüminyum dentritleri arasındaki çubuksu fazın elektron mikroskopunda yapılmış element analizi

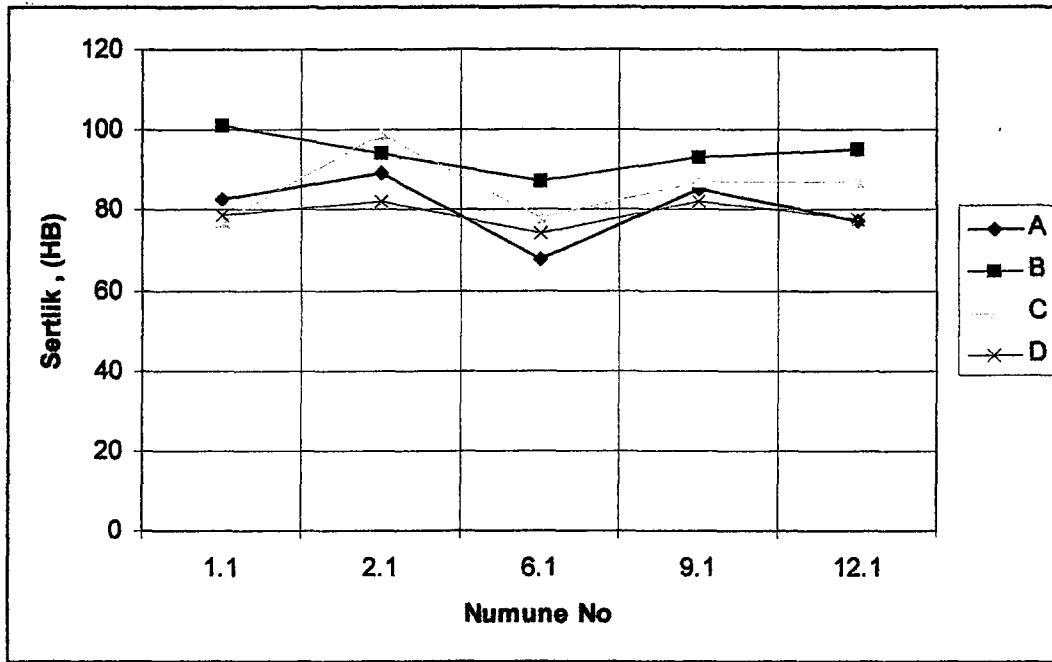
4.3 Sertlik

Numunelerde sertlik bir döküm öncesi birde ısıtım sonrası ölçülmüştür. Ölçüm sonuçları aşağıda verilmiştir.

Çizelge 4.4 Bazı numunelerin döküm sonrası ve ısıtım sonrası sertlik değerleri

Numune	Sertlik				
	1.1	2.1	6.1	9.1	12.1
A	82,53	89,06	67,87	84,9	77
B	100,9	94	87	93	95
C	77	99	78	87	87
D	78,6	82,1	74,3	82,4	77,7

a) ısıtım işlemsiz b) 2 saat 225°C de ısıtım işlem görmüş c) 3 saat 225°C de ısıtım işlem görmüş d) 4 saat 225°C de ısıtım işlem görmüş



Şekil 4.49 Çizelge 4.4 de yer alan verilerin grafik olarak gösterilişi

Çizelge 4.4 ve Şekil 4.49 dan da görülebileceği gibi ısıtma işlemi görmemiş numunelere bakıldığında değişik modifikasyon ajanlarının değişik sertlik değerlerine neden olduğu görülmektedir. %0,5 P içeren 2.1 numaralı numunede sertlik , modifiye edilmemiş numuneye göre artarken , Sr içeren numunede ise sertlik başlangıç değerinin çok altına düşmektedir. Mikroyapı görüntülerine bakıldığında Sr ile modifiye edilmiş alaşımda yapı içerisinde ötektik silisyum belirli bölgelerde yoğunlaşmakta ve heterojen bir dağılım göstermektedir. Sertlikteki bu azalmanın miktarı , ötektik silisyumun yapı içerisindeki heterojen dağılımı olabilir. Bilindiği üzere alüminyum silisyuma oranla daha az sert olduğundan elde edilen değerler yanıltıcı olabilir. Fakat kesin olarak bir yargıya varabilmek için , modifikasyon ajanlarının sertlik üzerine etkileri daha detaylı olarak incelenmelidir.

Isıl işlemle sertleştirme işlemi , deneysel çalışmada kullanılan alaşım için, elde edilebilecek maksimum sertlik değerini bulabilmek için , sabit sıcaklıkta(225°C) ve üç farklı sürede gerçekleştirilmiştir. Yukarıdaki tablo ve şekilden de görülebileceği gibi en yüksek sertlik değerlerine 2 saatte erişilmiştir. Bu işlemin sonucunda %20 ye yakın oranlarda sertlik artışı sağlanmıştır. Çizelge 4.4 ve Şekil 4.49 dan elde edilen veriler , modifikasyon ajanlarının ısıtma işlemi altında davranışlarını yorumlamamıza yetecek düzeyde değildir.

Çizelge 4.5 Modifiye edilmiş ve edilmemiş numunelerin ısıtıl işlem görmeyen önceki sertlik değerleri

Numune	Sertlik(HB)	Numune	Sertlik(HB)
1.1	82,5	1.2	84,7
2.1	89,06	2.2	83,8
3.1	93,06	3.2	90,65
4.1	85,02	4.2	89,4
5.1	75,5	5.2	85,4
6.1	67,87	6.2	71,22
7.1	79,6	7.2	68,8
8.1	76,3	8.2	77,9
9.1	84,9	9.2	83,9
10.1	90,9	10.2	79,4
11.1	82,8	11.2	88,1
12.1	77	12.2	78
13.1	84,1	13.2	80,5

Çizelge 4.5 deki değerlere bakıldığında , modifiye edilmemiş alaşımla , strosiyum ile modifiye edilmiş alaşımların sertlik değerleri zamana bağlı olarak artmaktadır. Zamana bağlı olarak ergiyik içerisinde azalma göstermediği bilinen stronsiyumla modifiye edilmiş örneklerdeki bu artış , geçen sürenin stronsiyumun ergiyik içerisinde homojen dağılmasına olanak tanıdığı şeklinde yorumlanabilir. Fosfor ve sodyum ile modifiye edilmiş numunelerdeki sertlik düşüşü ise zamana bağlı olarak fosfor ve sodyumun ergiyik içerisindeki etkinliğinin azalması şeklinde yorumlanabilir. Fakat fosfor ile modifiye edilmiş örneklerin mikroyapıları incelendiğinde, fosforun modifikasyon etkisinde zamana bağlı bir azalma değil artış olduğu sonucu ortaya çıkmaktadır.

4.4 Çekme

Çekme çubukları ve çekme deneyi sonuçları aşağıda verilmiştir. Çekme dayanımı , çekme çubukları 225°C de 2 saat tavlandıktan sonra standart bir çekme makinesinde çekilmiştir. Aşağıdaki Çizelge 4.6 da çekme dayanımları verilmiştir.

Çekme dayanımları incelendiğinde en yüksek değere %0,7'lik Sr içeren 7.1 numaralı örnekte ulaşılmıştır. Ancak mikroyapılar incelendiğinde 7.1 numaralı örneğin mikroyapısının sodyumla modifiye edilmiş alaşımlara nazaran daha az modifiye olduğu görülmektedir. Çizelge 4.6'da da görüldüğü gibi bazı örneklerde çekme dayanımları başlangıçtaki alaşımdan

Çizelge 4.6 Numunelerin çekme dayanımları .

Numune	ϕ , mm	A_0 , mm ²	l_0 , mm	σ , N.mm ⁻²
1.1	9,89	76,78	49,51	29,7
1.2	9,93	77,4	49,71	29,97
2.1	9,75	74,62	48,81	30,29
2.2	9,72	74,17	48,66	30,47
3.1	9,66	73,25	48,36	28,69
3.2	9,8	75,4	49,06	24,01
4.1	9,88	76,63	49,46	22,97
4.2	9,74	74,47	48,76	29,27
5.1	9,72	74,17	48,66	26,97
5.2	9,84	76,01	49,26	28,55
6.1	9,88	76,03	49,46	25,06
6.2	9,97	78,03	49,91	29,73
7.1	8,51	56,85	42,6	37,64
7.2	9,94	77,56	49,76	29,78
8.1	9,28	67,6	46,45	20,12
8.2	9,86	76,32	49,36	31,71
9.1	9,95	77,92	49,81	32,17
9.2	9,82	75,7	49,16	31,57
10.1	9,84	76,01	49,26	31,05
10.2	9,93	77,4	49,71	32,56
11.1	9,98	78,19	49,96	32,48
11.2	9,92	77,25	49,66	31,84
12.1	9,88	76,63	49,46	29,49
12.2	9,84	76,01	49,26	31,44
13.1	9,84	76,01	49,26	31,57
13.2	9,77	74,93	48,91	33,1

ϕ : çap , A_0 : kesit alanı l_0 : ilk boy , σ : çekme dayanımı

daha düşük değerler vermektedir. Çekme çubuklarının kopma yüzeyleri incelendiğinde döküm boşlukları gözlenmiştir. Bu durumun sebebi kullanılan silindirik kalıptaki hava çıkışlarının yetersiz olması olabileceği gibi kullanılan modifikasyon ajanlarında yapı içerisindeki porozite miktarını arttırmış olabilir. Genel olarak bakıldığında, sodyumla modifiye edilen alaşımlarda genel bir artış gözlenirken, stronsiyum ile modifiye edilen alaşımlarda genel bir düşüş görülmektedir.

En iyi sonucun alındığı 7.1 numaralı stronsiyum içeren numunede çekme deneyi tekrarlanmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir(çizelge 4.7). 7.1 numaralı örnekten üç adet çekme çubuğu hazırlanmıştır.

Çizelge 4.7.1 numaralı numuneye uygulanan çekme sonuçları

No	Φ mm	A_0 mm ²	σ N.mm ⁻²
1	12,09	114,74	35,55
2	11,82	109,67	38,81
3	11,61	105,51	30,44

Bu dökümler sırasında kalıp koşulları ve diğer işlemlerin tamamı daha önceki dökümlerle aynıdır. Çizelge 4.7 deki sonuçlara bakıldığında stronsiyumun çekme dayanımının arttırdığı açık olarak görülmektedir.



5 SONUÇ

Sonuç olarak :

1.Modifikasyon ajanı olarak kullanılan Na, P ve Sr arasında en iyi modifikasyon etkisi gösteren sodyumdur. Alaşıma %0,5 oranında eklenen, tuz formundaki, NaF içeren modifikasyon ajanı ötektik silisyumun tamamını modifiye etmeye yetmektedir. Sırasıyla %1 ve %1,5 oranındaki Na kullanımlarında modifikasyon etkisi artmaktadır. Herhangi bir aşırı modifikasyon etkisi ile karşılaşılmamıştır.

2.Na, P ve Sr kullanılarak modifiye edilen alaşımların mikroyapıları, zamana bağlı olarak, modifikasyon etkinliği açısından karşılaştırıldığında, sodyumun her üç bileşimi içinde ergiyiğin içerisinde kalma süresinin artması ile etkinliğinin azaldığı görülmektedir. %1,5 Na tuzu içeren alaşımların içerdiği sodyum miktarının daha fazla oluşuna bağlı olarak, diğer iki alaşıma(%0,5 ve %1 Na) göre, modifikasyon etkisinin kaybı daha az görülmektedir. Buna karşın fosfor ve stronsiyumla modifiye edilmiş modifikasyon etkisinde bir azalma değil artış gözlenmektedir. Bu durumun muhtemel sebebi, ergiyik içerisinde her iki modifikasyon ajanının da yapıya, homojen olarak dağılabilecek, difüzyon süresini elde etmiş olmalarıdır.

3.Na ve Sr ile modifiye edilmiş alaşımlarda, hem ışık hem de elektron mikroskopundan alınmış mikroyapılarda da görüldüğü gibi, lamel-fiber dönüşümü gerçekleşirken, fosfor ile modifiye edilmiş alaşımlarda, ötektik silisyum lamelleri daha ufak lamellere parçalanmış ve kısmen küreselleşmişlerdir.

4.Sertlik değerleri fosfor kullanılarak modifiye edilmiş alaşımlarda yükselirken, Stronsiyum kullanılan alaşımlarda, modifiye edilmemiş alaşıma oranla daha da düşmekte, sodyum kullanımında ise pek fazla değişmemektedir.

5.Kullanılan alaşım için maksimum sertlik değerlerine, 225°C' de 2 saat ısıtım sonrası ulaşılmıştır.

KAYNAKLAR

ASM INTERNATIONAL,(1990),ASM Metals Handbook, 10. Baskı, Cilt 2, ASM International Materials Park OH.

ASM INTERNATIONAL,(1990),ASM Metals Handbook, 10. Baskı, Cilt 3, ASM International Materials Park OH.

ASM INTERNATIONAL,(1990),ASM Metals Handbook, 10. Baskı, Cilt 15, ASM International Materials Park OH.

Alsem W.H.M., Van Wiggen P.C. ve Vader M., 1992, The Combined Effect of Grain Refinement and Modification in Aluminium Alloys, Light Metals (conf. Pap.), The Minerals ,Metals &Materials Society, 821-829

Emadi D., Gruzleski J.E. ve Toguri J.M., 1993, The Effect of Na and Sr Modification on Surface Tension And Volumetric Shrinkage of A356 Alloy and Their Influence on Porosity Formation, Metallurgical Transactions B, December, 24B, 1055-1063

Flood S.C. ve Hunt J.D., (1981), Modification of Al-Si alloys with Na , Metal Science, July, Vol. 15, 287-294

Ghomashchi M.R., 1987, Intermetallic Compounds In Al-Si Alloy Used in High Pressure Die-Casting, Z. Metallkd, 78, 784-787

Hafiz M.F. , Fat-Halla N.K. ve Moshref S.B., 1990, The Effect of Casting Parameters on the Modification Process of a Commercial Hypoeutectic Al-Si Alloy, Z. Metallkd.,81, 70-75

Hafiz M.F. ve Kobayashi T., 1994, A Study on the Microstructure-Fracture Behavior Relations in Al-Si Casting Alloys, Scripta Metallurgica et Materialia, 30, 475-480

Hafiz M.F. ve Kobayashi T., 1996, Fracture toughness of eutectic Al-Si casting alloy with different microstructural features, Journal of Material Science , 31, 6195-6200

Hafiz M.F. ve Kobayashi T., 1994 ,Tensile Properties Influencing Variables in Eutectic Al-Si Castin Alloys, Scripta Metallurgica et Materiale, 31, 6, 701-705

Hague, M.M ve Kondic, V , 1985, Influence of Strontium on Solidification of Aluminium-Silicon Alloys, Light Metals, Proceedings of an International Symposium , Trans Tech Publications Ltd. Switzerland, 159-170,

Hanna, M.D. ,LU Shu- Zu ve Hellawell, A (1984), Modification in the Aluminum Silicon System, Metallurgical Transactions A, March, 15A ,459-469

Ho C.R. ve Cantor B., 1995, Modification of Hypoeutectic Al-Si Alloys, Journal of Materials Science, 30, 1912-1920

Kobayashi K.F. ve Hogan L.M., (1985), The crystal growth of silicon in Al-Si alloys, Journal of Materials Science, 20, 1961-1975

Narayanan L. A., Shabestari S.G. ve Gruzleski J.E., 1995 Microstructure Control of Iron Intermetallics In Al-Si Alloys, Z. Metallkd., 86, 457-464

Narayanan L.A. Samuel F.H. ve Gruzleski J.E., 1994, Crystallization Behavior of Iron – Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy, Metallurgical and Materials Transactions A, August, 25A, 1761-1773

Shivkumar, S., Wang, L. ve Keller C., 1994 , Impact Properties of Al-Si-Cu Alloys, Z. Metallkd., 85, 394-399

Wang, L ve Shivkumar, S., 1995, Influence of Sr Content on the Modification of Si Particles in Al-Si Alloys, Z. Metallkd., 86, 441-445

Wang L. Ve Shivkumar S., 1995, Strontium Modification of Aluminium Alloy Castings in the Expendable Pattern Casting Process, Journal of Materials Science, 30, 1584-1594

Zhang D.L. ve Cantor B., 1993, Heterogeneous Nucleation of Solidification of Si by Solid Al in Hypoeutectic Al-Si Alloy, Metallurgical Transactions, May, 24A, 1195-1204

ÖZGEÇMİŞ

Doğum Tarihi	16.03.1973	
Doğum Yeri	İstanbul	
Orta Öğretim	1984-1992	Feyziye Mektepleri Vakfı , Özel Işık Lisesi
Lisans	1992-1997	Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fak. Metalurji Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	1997-2000	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Met. Müh. Anabilim Dalı Üretim Programı
Çalıştığı Kurumlar	1998-2000	Aslar Pres Döküm A.Ş.