

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**NİKEL ALÜMİNYUM BRONZUN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK  
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Mak. Müh. Erhan ŞENTÜRK**

**HAZİRAN 2014**

**TRABZON**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**

**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**NİKEL ALÜMİNYUM BRONZUN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK  
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ**

**Mak. Müh. Erhan ŞENTÜRK**

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde**

**“MAKİNE YÜKSEK MÜHENDİSİ”**

**Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 22.05.2014**

**Tezin Savunma Tarihi : 12.06.2014**

**Tez Danışmanı: Doç. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU**

**Trabzon 2014**

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalında

Erhan ŞENTÜRK tarafından hazırlanan

**NİKEL ALÜMİNYUM BRONZUN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK  
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ**

başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 27/05/2014 gün 1555 sayılı kararıyla

oluşturulan jüri tarafından 12/06/ 2014 tarihinde yapılan sınavda

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

olarak kabul edilmiştir.

**Jüri Üyeleri**

**Başkan : Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK**

**Üye : Doç. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU**

**Üye : Doç. Dr. Hamdullah ÇUVALCI**

*21. pürçek*  
*H. Çuvalcı*

**Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ**

**Enstitü Müdürü**

## ÖNSÖZ

Bu çalışmanın yürütülmesinde benden bilgi ve tecrübelerini esirgemeyen, çalışmanın her aşamasında beni yönlendiren danışman hocam sayın Doç. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU'na, bu çalışmaya başlamamıza neden olan ve çalışmanın her aşamasında yardımlarını esirgemeyen sayın Prof. Dr. Gürel ÇAM'a, laboratuvar çalışmalarında her türlü kolaylığı sağlayan sayın Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK hocama, bilimsel araştırma projesi kapsamında BTAP 10500 proje kodlu çalışmamıza katkılarından dolayı KTÜ BAP proje destekleme birimine teşekkürlerimi sunarım. Mikroyapı çalışmalarım ve mekanik testlerimi uygulamamda yardımlarını esirgemeyen Araş. Gör. Onur SARAY'a, Araş. Gör. Levent KARA'ya ve Yük. Lis. Öğrencisi Harun YANAR'a ve bu günlere gelmemde en etkin rolü oynayan aileme teşekkürü bir borç bilirim.

Erhan ŞENTÜRK  
Trabzon 2014

## TEZ BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Nikel Alüminyum Bronzun Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemiyle Birleştirilebilirliğinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışman hocam Doç. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU'nun sorumluluğunda tamamladığımı, örnekleri kendim topladığımı, deneyleri ilgili laboratuarlarda yaptığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma süresince bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 22/05/2014

  
Erhan ŞENTÜRK

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ .....	III
TEZ BEYANNAMESİ .....	IV
İÇİNDEKİLER .....	V
ÖZET .....	IX
SUMMARY .....	X
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	XI
TABLolar DİZİNİ .....	XV
SEMBOLLER DİZİNİ .....	XVI
1. GENEL BİLGİLER .....	1
1.1. Sürtünme Karıştırma Kaynağı .....	2
1.1.1. SKK Terminolojisi .....	8
1.1.1.1. Takım Terminolojisi .....	9
1.1.1.2. Kaynak Bölgesi .....	10
1.1.1.3. Mikroyapısal Sınıflandırma .....	11
1.1.1.4. Kaynak Kalitesi .....	13
1.1.1.4.1. Sürtünme Karıştırma Kaynak İşlemi Kusurları .....	13
1.1.1.4.2. Boşluklar .....	13
1.1.1.4.3. Birleşme Hattı Kalıntısı .....	14
1.1.1.4.4. Yetersiz Kök Tesiri .....	15
1.1.2. Kaynak İşlemi Parametreleri .....	15
1.1.2.1. Takım Malzemeleri ve Tasarımları .....	16
1.1.2.1.1. Takım Malzemesi Karakteristikleri .....	16
1.1.2.1.1.1. Ortam ve Yüksek Sıcaklık Mukavemeti .....	16
1.1.2.1.1.2. Yüksek Sıcaklık Kararlılığı .....	17
1.1.2.1.1.3. Aşınma Direnci .....	17
1.1.2.1.1.4. Takım-İş Parçası Reaksiyona Girme Kabiliyeti .....	17

1.1.2.1.1.5.	Kırılma Tokluğu .....	18
1.1.2.1.1.6.	Termal Genleşme Katsayısı .....	18
1.1.2.1.1.7.	Takımların İşlenebilirliği .....	18
1.1.2.1.2.	Takım Malzemeleri .....	19
1.1.2.1.2.1.	Takım Çelikleri .....	20
1.1.2.1.2.2.	Nikel ve Kobalt Bazlı Alaşımlar .....	20
1.1.2.1.2.3.	Isı ve Aşınmaya Dayanıklı Metaller .....	20
1.1.2.1.2.4.	Karbür ve Metal - Matriks Kompozitler .....	21
1.1.2.1.2.5.	Kübik Bor Nitrür .....	21
1.1.2.2.	Takım Geometrisi .....	22
1.1.2.2.1.	Takım Omuzlarının Tasarımı .....	23
1.1.2.2.1.1.	İçbükey Omuz .....	23
1.1.2.2.1.2.	Omuz Şekilleri .....	23
1.1.2.2.1.3.	Kıvrımlı Omuz .....	24
1.1.2.2.1.4.	Dışbükey Omuzlar .....	25
1.1.2.2.2.	Pim (Prob) Tasarımları .....	26
1.1.2.2.2.1.	Yuvarlak-Alt Silindirik Pim .....	26
1.1.2.2.2.2.	Düz-Alt Silindirik Pim .....	27
1.1.2.2.2.3.	Tepesi Kesilmiş Konik Pimler .....	28
1.1.2.2.2.4.	Helezon Pim .....	29
1.1.2.2.2.5.	MX Triflute (Üç yivli) Pim .....	30
1.1.2.2.2.6.	Trivex Pim .....	30
1.1.2.2.2.7.	Vida Dışsız Pimler .....	31
1.1.2.2.2.8.	Geri Çekilebilir Pimler .....	32
1.1.2.2.2.9.	Flared (Çan tipli)-Triflute Pimler .....	33
1.1.2.2.2.10.	Skew-Stir (Eğri karıştırma) ve A-Skew Serisi Pimler .....	33
1.1.2.2.3.	Takım Boyutları .....	34
1.1.3.	Takım Devir Sayısı ve Takım İlerleme Hızı.....	35

1.1.4.	Birleşme Yeri Tasarımı .....	36
1.1.5.	Sürtünme Karıştırma Kaynağında Farklı Mikroyapısal Bölgeler .....	37
1.2.	Nikel Alüminyum Bronzu .....	39
1.2.1.	Nikel Alüminyum Bronzların Kimyasal Yapısı .....	46
1.2.2.	Nikel Alüminyum Bronzun Gelişimi .....	48
1.2.3.	Nikel Alüminyum Bronz Malzemenin Mikroyapısı .....	50
1.2.4.	Nikel Alüminyum Bronz Alaşımına Uygulanan Isıl İşlemler .....	56
1.3.	SKK'nın Uygulama Alanları .....	60
1.3.1.	Gemi Endüstrisinde Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamaları .....	60
1.3.2.	Uçak ve Uzay Endüstrisinde SKK Uygulamaları .....	61
1.3.3.	Otomotiv Endüstrisinde Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamaları .....	62
1.3.4.	Hızlı Tren Üretiminde Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamaları .....	62
1.4.	Nikel Alüminyum Bronz İçin SKK'nın Önemi .....	63
1.5.	Literatür Taraması .....	65
1.5.1.	NiAl Bronzunun Mikroyapısına Sürtünme Karıştırma İşleminin Etkisi .....	66
1.5.1.1.	Sürtünme Karıştırma İşlemi Sonrası Karıştırma Bölgesi Mekanik Özellikleri Dağılımı .....	72
1.6.	Çalışmanın Amacı ve Önemi .....	76
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	78
2.1.	Deney Düzeneği .....	78
2.1.1.	Ana Tezgâh .....	79
2.1.2.	Yükleme Ünitesi .....	80
2.2.	Kullanılan Takım .....	81
2.3.	Deney Malzemeleri .....	82
2.4.	Kullanılan Kaynak Parametreleri .....	85
2.5.	Sıcaklık Ölçümü .....	87
2.6.	Kaynağın Uygulanması .....	87
2.7.	Kaynak Yapısının İncelenmesi .....	88
2.7.1.	Çekme Deneyleri .....	89



2.7.2.	Darbe Deneyleri .....	91
2.7.3.	Metalografik Deneyler .....	92
2.7.4.	Mikrosertlik Ölçümleri .....	93
3.	BULGULAR VE İRDELEME .....	95
3.1.	Kaynak Sıcaklığının Etkileri .....	95
3.2.	Makro İncelemeler .....	98
3.3.	Mikroyapı İncelemeleri .....	105
3.4.	Kaynaklı Bölgenin Kimyasal Analizi .....	114
3.5.	Mikrosertlik İncelemeleri .....	115
3.6.	Çekme Deneyi İncelemeleri .....	119
3.7.	Darbe Deneyi İncelemeleri .....	126
4.	SONUÇLAR .....	127
5.	ÖNERİLER .....	129
6.	KAYNAKLAR .....	130

ÖZGEÇMİŞ

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

NİKEL ALÜMİNYUM BRONZUN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK  
YÖNTEMİYLE BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

Erhan ŞENTÜRK

Karadeniz Teknik Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Makine Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU  
2014, 133 Sayfa

Bu çalışmada nikel alüminyum bronzun (NAB) sürtünme karıştırma kaynak yöntemi (SKK) ile farklı parametreler altında birleştirilerek kullanılan parametrelerin etkinliğini belirlemek amaçlanmıştır. SKK uygulamasından önce üç farklı takım dönme hızı, 3 farklı takım ilerleme hızı ve 3 farklı takım baskı kuvveti belirlenerek toplam 21 adet deney yapılmıştır. Birleştirilen numunelere çekme, darbe ve mikrosertlik testleri uygulanmış, görsel ve mikroyapısal olarak kaynak yapıları incelenmiştir. Bütün birleştirmelerde karıştırma bölgesi içerisinde tane inceliği gözlenmiştir. SKK süresince aşırı plastik deformasyon ve eşzamanlı yeniden kristalleşme ile içyapı daha homojen bir dağılım sergilemiştir. Temel malzeme içerisinde görülen alfa anayapısı içerisindeki geniş küresel  $\kappa_{II}$  çökelti fazlarının hem dinamik yeniden kristalleşen bölge hem de termomekanik olarak etkilenmiş bölge içerisinde daha küçük parçacıklar şeklinde olduğu gözlenmiştir. Kaynak bölgesinin mukavemet değerlerinin ana malzemeye göre daha yüksek değerlere ulaştığı belirlenmiştir. Yapılan değerlendirmeler sonunda kaynak yapısının özelliklerine etki eden en önemli parametrelerin sırası ile takım baskı kuvveti, takım ilerleme hızı ve takım devir sayısına bağlı olarak karıştırma şiddetinin olduğu tespit edilmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Sürtünme Karıştırma Kaynağı, Nikel Alüminyum Bronz, Karıştırma Şiddeti, Mikroyapı, Mekanik Özellikler

Master Thesis

SUMMARY

THE INVESTIGATION OF THE WELDABILITY OF NICKEL ALUMINIUM  
BRONZE BY FRICTION STIR WELDING

Erhan ŞENTÜRK

Karadeniz Technical University  
The Graduate School of Natural and Applied Sciences  
Mechanical Engineering Graduate Program  
Supervisor: Assoc. Prof. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU  
2014, 133 Pages

In this study the aim was to determine the parameter's affects in friction stir welding of nickel aluminium bronze by using different parameters. Before starting FSW application, 3 different tool spindle speeds, 3 different tool advance speeds and 3 different tool press forces was determined. In addition, 21 different experiment were carried out. The joined samples were investigated by the methods of tensile test, impact test, micro hardness, micro and macro structural observation. A grain refinement within the stir zone was observed in all the joint produced as well as a more homogeneous distribution of the particles, due to the excessive plastic deformation and simultaneous recrystallization taking place during FSW. Large globular  $\kappa_{II}$  particles observed in alpha matrix in the base material were broken up into smaller particles and distributed within both DXZ and TMAZ regions of the joints. Strength values of welding zone according to the base material has been found to reach a higher value. As a result, the most important parameter which affects the welding more is tool press force. The tool advance speed and stirring intensity come after respectively.

**Key Words:** Friction Stir Welding, Nickel Aluminium Bronze, Stirring Intensity,  
Microstructure, Mechanical Properties

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa No

Şekil 1.	Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi .....	3
Şekil 2.	Sürtünme karıştırma kaynağı üç esas safhasının tanımlaması .....	4
Şekil 3.	SKK süresince kaynak dikişi boyunca oluşan bölgeler.....	5
Şekil 4.	Farklı malzemelerde sürtünme karıştırma kaynağı makro kesitlerinin tipik görünümleri .....	12
Şekil 5.	Sürtünme karıştırma kaynağında boşluk kusurunun makrografisi .....	14
Şekil 6.	Sürtünme karıştırma kaynağında birleşme hattı kalıntı kusuru .....	14
Şekil 7.	Yetersiz kök tesir kusuru .....	15
Şekil 8.	SKK takımı şematik çizimi .....	22
Şekil 9.	Omuz verimliliği ve malzeme akışını geliştirmek için kullanılan farklı omuz şekilleri .....	24
Şekil 10.	Kıvrımlı omuz takımının fotoğrafı ve üç kat içeren tepesi kesilmiş koni pim ...	25
Şekil 11.	Konveks omuz tanımları .....	26
Şekil 12.	İçbükey omuz ile yuvarlak-alt pimin fotoğrafı .....	27
Şekil 13.	Düz-alt pimin fotoğrafı .....	27
Şekil 14.	Tepesi kesilmiş koni pim ve dışbükey omuz sürtünme karıştırma kaynağı takımı .....	28
Şekil 15.	Adım spiral pim fotoğrafı .....	29
Şekil 16.	Helezon pim çeşitlerin taslakları .....	29
Şekil 17.	MX Triflute (üç yivli) pimin taslağı .....	30
Şekil 18.	Detaylı gösterimler (a) Trivex ve (b) MX Trivex pimler .....	31
Şekil 19.	Vida dişsiz pim takımının örneği .....	32
Şekil 20.	Geri çekilebilir pim takım teknolojisinin örneği .....	32
Şekil 21.	Dört farklı Flared-Triflute (çan eğrisi - üç yivli) pim takımı çeşitlerinin taslakları .....	33
Şekil 22.	Farklı odak noktaları ve Skew-Stir pimin detay gösterimi ile A-Skew pimin detay görünümleri .....	34
Şekil 23.	SKK için bağlantı kurulumları .....	37

Şekil 24. Sürtünme karıştırma kaynaklı malzemenin enine kesitinde mikroyapısal bölgeler .....	38
Şekil 25. Sürtünme karıştırma kaynağında farklı kaynak bölgelerinin gösterimi .....	38
Şekil 26. Seçilmiş alaşımların mekanik özellikleri .....	41
Şekil 27. Hacim başına nispi döküm maliyetleri .....	45
Şekil 28. Cu-Al faz diyagramının bakırca zengin bölgesi .....	49
Şekil 29. NAB alaşımının $\beta$ fazı bozunumu şematik gösterimi .....	52
Şekil 30. Cu-9%Al-5%Ni-5%Fe faz diyagramı içinden dikey kesit .....	53
Şekil 31. Ham döküm mikroyapı gösterimi .....	55
Şekil 32. NAB fazlarının kafes yapıları .....	56
Şekil 33. NAB alaşımının 675°C 'de 6 saat tavllanmış içyapısı .....	57
Şekil 34. NAB alaşımının 840°C 'de 3 saat tavllanmış içyapısı .....	57
Şekil 35. NAB alaşımının 675°C 'de 16 saat tavllanmış içyapısı .....	58
Şekil 36. NAB alaşımının 860°C 'de 72 saat tavllanmış içyapısı .....	58
Şekil 37. Soğuma süresince NAB dönüşüm ürünleri .....	59
Şekil 38. Ham döküm nikel alüminyum bronz alaşımında tek paso sürtünme karıştırma işleme için mikrografik kurguları .....	68
Şekil 39. Enine düzlemde mikroyapıdaki değişim .....	68
Şekil 40. Boyuna düzlemde mikroyapıdaki değişim .....	69
Şekil 41. Tane yapısı analizi .....	70
Şekil 42. Sıcaklıkla mikroyapı değişimi .....	71
Şekil 43. Karıştırma bölgesinde derinlik ile tepe sıcaklık değişimi .....	72
Şekil 44. Takım malzemesi ve karıştırma bölgesi görünümü .....	73
Şekil 45. Şekil 44'de verilen karıştırma bölgesi için mekanik özelliklerin dağılımları .....	74
Şekil 46. Çok pasolu karıştırma bölgesi .....	75
Şekil 47. Şekil 46'da verilen karıştırma bölgesi için mekanik özelliklerin dağılımları .....	76
Şekil 48. Sürtünme karıştırma kaynak donanımının görüntüsü .....	79
Şekil 49. Hidrolik yüklemeli tablanın görüntüsü .....	80
Şekil 50. Taşlama tezgâhı ile SKK takım malzemesi işleme .....	81
Şekil 51. Karıştırıcı takımın yandan ve üstten görünümü .....	82
Şekil 52. Termokupul için açılan kanal ve termokupul deliği .....	83
Şekil 53. Ham döküm NAB malzeme optik mikroskop görüntüsü .....	84

Şekil 54. SKK'nın uygulanış şekli .....	88
Şekil 55. İnceleme amacı ile kaynaklı plakalardan çıkarılan numunelerin çıkarım planı ..	89
Şekil 56. Elektroerozyon cihazı ve çekme numunesi hazırlama gösterimi .....	90
Şekil 57. Kaynak enine çıkarılan çekme numunelerinin ölçüleri .....	90
Şekil 58. Çekme deneyi düzeneği .....	91
Şekil 59. Darbe cihazı .....	91
Şekil 60. Darbe numune ölçüleri .....	92
Şekil 61. Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu .....	93
Şekil 62. Mikrosertlik ölçüm düzeneği .....	93
Şekil 63. Kaynak bölgesinde sertlik alınan noktaların gösterimi .....	94
Şekil 64. 311 numunesine ait sıcaklık değişim grafiği .....	95
Şekil 65. Yapılan tüm deneylere ait sıcaklık-takım ilerleme hızı grafiği .....	96
Şekil 66. Yapılan tüm deneylere ait sıcaklık-takım baskı kuvveti grafiği .....	97
Şekil 67. Karıştırma şiddetlerine göre sıcaklık değerlerinin değişimi .....	98
Şekil 68. Birleştirilen tüm numunelere ait kaynak yüzey görüntüleri .....	99
Şekil 69. 323 numaralı numuneye ait alt yüzey görüntüsü .....	101
Şekil 70. Kaynak kesitlerine ait stereo mikroskop görüntüleri .....	104
Şekil 71. Kaynak bölgeleri gösterimi .....	105
Şekil 72. SKK işlemi sonrası 311 nolu numunenin mikroyapı değişimi .....	106
Şekil 73. Temel malzeme ve karıştırma bölgesi optik mikroskop görüntüleri .....	107
Şekil 74. 311 nolu numuneye ait optik mikroskop görüntüleri .....	108
Şekil 75. Karıştırma bölgesi SEM görüntüsü .....	109
Şekil 76. Ham döküm yapıya ait SEM görüntüsü .....	110
Şekil 77. Farklı karıştırma şiddetlerine ait numunelerin optik mikroskop görüntüleri.....	111
Şekil 78. Farklı karıştırma şiddetlerine ait numunelerin SEM görüntüleri .....	112
Şekil 79. Takım baskı kuvvetinin etkisi SEM görüntüleri .....	113
Şekil 80. Takım baskı kuvvetinin etkisi optik mikroskop görüntüleri.....	113
Şekil 81. 311 nolu numune üzerinde kaynak bölgesinin EDS analizi .....	114
Şekil 82. 311 nolu numune üzerinde $\kappa_{II}$ yapısının SEM görüntüsü .....	115
Şekil 83. 311 nolu numune üzerinde EDS analizlerinin yapıldığı noktaların görüntüsü...	116
Şekil 84. Kaynaklı numunelerin mikrosertlik ölçüm gösterimi .....	117
Şekil 85. Farklı karıştırma şiddetlerinde numunelerin sertlik grafiği .....	117

Şekil 86. NAB çekme diyagramı .....	119
Şekil 87. Çekme deneyi sonucu elde edilen veriler grafiği .....	121
Şekil 88. Çekme numunelerinin kopma resimleri .....	122
Şekil 89. Çekme dayanımı-takım ilerleme hızı grafiği .....	123
Şekil 90. Çekme dayanımı-takım baskı kuvveti grafiği .....	123
Şekil 91. Akma dayanımı-takım ilerleme hızı grafiği .....	124
Şekil 92. Akma dayanımı-takım baskı kuvveti grafiği .....	124
Şekil 93. Birim uzama-takım ilerleme hızı grafiği .....	125
Şekil 94. Birim uzama-takım baskı kuvveti grafiği .....	125
Şekil 95. Darbe deneyi sonucu elde edilen veriler grafiği .....	126

## TABLolar DİZİNİ

### Sayfa No

Tablo 1. SKK'nın üstünlüğü.....	7
Tablo 2. Mevcut sürtünme karıştırma kaynağı takım malzemelerinin özeti .....	19
Tablo 3. İş parçası malzemesi için sürtünme karıştırma takım boyutlarının özeti .....	35
Tablo 4. Karşılaştırma verileri için kullanılan alaşımlar .....	42
Tablo 5. Karşılaştırmalı korozyon performansı, kısım 1 .....	43
Tablo 6. Karşılaştırmalı korozyon performansı, kısım 2 .....	44
Tablo 7. NAB'ın temel avantajları .....	46
Tablo 8. Nikel Alüminyum Bronz malzemelerin karşılaştırmalı standartları .....	47
Tablo 9. Döküm ve işlenmiş nikel alüminyum ürünlerde fazlar .....	50
Tablo 10. NAB içindeki fazların kimyasal analizi .....	51
Tablo 11. Nikel Alüminyum Bronz kimyasal özellikleri .....	84
Tablo 12. Kaynak parametreleri .....	86
Tablo 13. 311 nolu numune üzerinde yapılan EDS analiz sonuçları.....	116
Tablo 14. NAB çekme deneyi sonucu mekanik özellikler .....	119
Tablo 15. Çekme numunelerinin mekanik özellikleri .....	120



## SEMBOLLER DİZİNİ

<b>AISI</b>	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
<b>Al</b>	: Alüminyum
<b>ASTM</b>	: Amerikan Test ve Malzemeler Derneği
<b>AUWE</b>	: Deniz Kuvvetleri Sualtı Silahlar Kurumu
<b>AWS</b>	: Amerikan Kaynak Cemiyeti
<b>BS</b>	: İngiliz Standardı
<b>BSD</b>	: Gerisaçılan Elektronik
<b>C</b>	: Santigrat
<b>Cu</b>	: Bakır
<b>Co</b>	: Kobalt
<b>DGS</b>	: İngiliz Donanması Malzeme Standardı
<b>DIN</b>	: Alman Standartlar Enstitüsü
<b>DTD</b>	: İngiliz Savunma Bakanlığı Standardı
<b>DXZ</b>	: Dinamik Yeniden Kristalleşen Bölge
<b>EDS</b>	: Enerji Dağılım Spektrometresi
<b>EWI</b>	: Edison Kaynak Enstitüsü
<b>Fe</b>	: Demir
<b>GRE</b>	: Cam Takviyeli Epoksi
<b>ISO</b>	: Uluslararası Standartlar Teşkilatı
<b>ITAB</b>	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
<b>KD</b>	: Kaynak Dikişi
<b>Mg</b>	: Magnezyum
<b>MIL</b>	: Amerikan Askeri Standardı
<b>Mn</b>	: Mangan
<b>Mo</b>	: Molibden
<b>n</b>	: Takım Devir Sayısı
<b>NAB</b>	: Nikel Alüminyum Bronz
<b>Ni</b>	: Nikel
<b>OSKK</b>	: Otojen Sürtünme Karıştırma Kaynağı
<b>PCNB</b>	: Çok Kristalli Kübik Bor Nitrid

<b>HMK</b>	: Hacim Merkezli Kübik
<b>HSKK</b>	: Hibrit Sürtünme Karıştırma Kaynağı
<b>SE</b>	: İkincil Elektron
<b>SEM</b>	: Tarayıcı Elektron Mikroskobu
<b>SKK</b>	: Sürtünme Karıştırma Kaynağı
<b>SKP</b>	: Sürtünme Karıştırma Prosesi
<b>TEB</b>	: Termomekanik Etki Altındaki Bölge
<b>Ti</b>	: Titanyum
<b>TiC</b>	: Titanyum Karbür
<b>TM</b>	: Temel Malzeme
<b>TMAZ</b>	: Termomekanik Olarak Etkilenmiş Bölge
<b>TWI</b>	: İngiliz Kaynak Enstitüsü
<b>UNS</b>	: Birleştirilmiş Simgeleme Sistemi
<b>v</b>	: Takım İlerleme Hızı
<b>VSD</b>	: Vickers Sertlik Değeri
<b>W</b>	: Tungsten
<b>W/mK</b>	: Isıl İletkenlik
<b>WC</b>	: Tungsten Karbür
<b>YMK</b>	: Yüzey Merkezli Kübik
<b><math>\alpha</math></b>	: Alfa
<b><math>\beta</math></b>	: Beta
<b><math>\gamma</math></b>	: Gama
<b><math>\kappa</math></b>	: Kappa

## 1. GENEL BİLGİLER

Kaynak işlemleri, günümüzde en yaygın olarak kullanılan birleştirme yöntemlerinden birisidir. Kaynak, malzemelerin kaynak bölgesinde ilave katkı maddesi kullanılarak veya kullanılmadan, ısı ve/veya kuvvet tesiri altında birleştirilmesi veya birbirinin üzerine tespit edilmesidir. Kaynak sonrası, kaynaklı yapının mukavemeti, çalışma koşulları altındaki verimi ve malzeme davranışlarının tahmini oldukça önemlidir [1]. Kaynak, genel olarak diğer üretim yöntemlerine alternatif olmayıp tamamlayıcı bir prosesdir. Dolayısıyla kaynak edilebilirlik, yeni geliştirilen malzemelerin uygulama alanlarının genişlemesinde en önemli faktörlerden biridir. Gelişen teknoloji ile birlikte günümüzde birçok endüstri kolunda tek parça olarak üretimi mümkün olmayan veya ekonomik olmayan karmaşık şekilli parçalara duyulan gereksinim artmıştır. Bu tip parçalara örnek olarak uçak veya hızlı tren gibi yakıt tasarrufunun önemli olduğu sistemlerde kullanılan petek paneller verilebilir. Günümüzde uçaklarda kullanılan titanyum alaşımı petek panellerin üretimi, difüzyon kaynağı ve süper plastik şekillendirme kombinasyonu ile yapılmaktadır. Bu üretim yöntemi alüminyum alaşımlarında uygulanamadığı için alüminyum alaşımlı petek panellerin üretimi bu yöntem ile mümkün olamamıştır. Bu uygulamaya alternatif olarak Al alaşımı veya Ti alaşımı petek panellerin üretiminde sürtünme karıştırma kaynağı yöntemi (SKK) de kullanılabilir. Yeni kaynak yöntemlerinin geliştirilmesi ve kaynağı güç olan malzemelere uygulanması üretim hatlarının çehresini değiştirmekte ve yeni üretim yaklaşımlarını beraberinde getirmektedir [2].

Sürtünme karıştırma kaynağının endüstride kullanımı hızla artmaktadır. Geleneksel yöntemlerle kıyaslandığı zaman maliyet çok düşük kalmaktadır. Günümüzde yüksek ergime sıcaklığına sahip malzemelerinde (alaşımsız çelikler, paslanmaz çelikler, vs.) bu yöntemle birleştirilmesi başarılmıştır [3]. Bu yöntemin uygulanması sırasında duman ve ışın oluşmaması, koruyucu gaz, toz, tel veya elektroda gereksinim duyulmaması, kaynak ağzı hazırlığı gerekmemesi, tüm pozisyonlarda kaynak yapılabilmesi olanağının bulunması ve otomasyona da yatkınlığı gibi daha birçok üstünlüğün bulunması, yöntemin uygulama alanlarını daha da genişletmektedir. Bu yöntem uçak, uzay, gemi, taşıt aracı karoseri

üretiminde, yakıt deposu, gıda depolama elemanları ve radyoaktif atık madde taşıyıcılarının üretiminde kullanılan 2000, 5000, 6000, 7000 ve 8000 serisi Al ve Al alaşımlarının yanı sıra Cu ve Cu alaşımlarının, Ti ve Ti alaşımlarının ve bazı tür çeliklerin birleştirilmesinde uygulama alanı bulmaktadır [4].

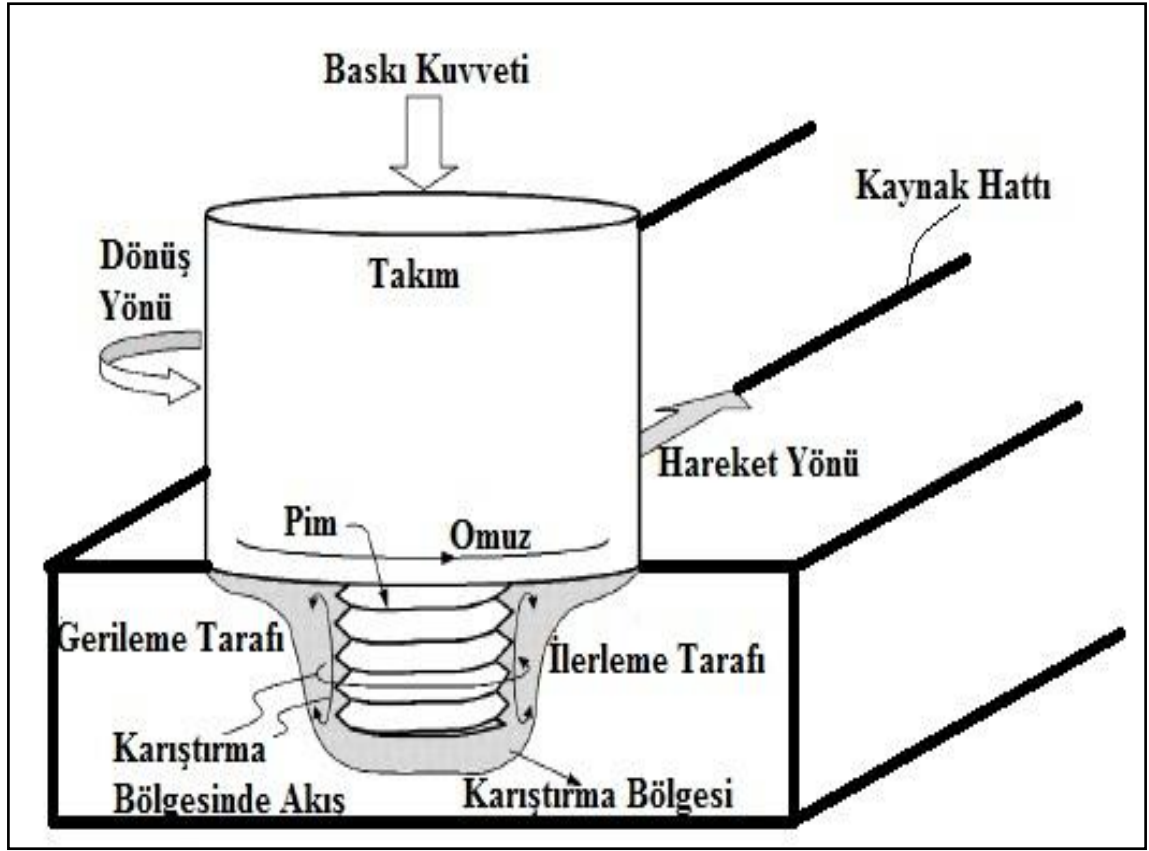
Son zamanlarda, yapısal malzemeler olarak bakır ve bakır alaşımlarının artan uygulamasıyla, örneğin; nükleer atık için bakır kutuların kullanılması, bu malzemelerin kaynağı için artan bir talep göstermiştir [8]. Bakır ve bakır alaşımları oksijen kaynağı, ark kaynağı, direnç kaynağı, sert lehimleme, lehimleme gibi en genel metotlar tarafından birleştirilebildiği halde, bakır birleştirme geleneksel ergitme kaynağı tarafından genellikle zordur, çünkü bakır ortalama 401 W/mK termal yayılma gücüne sahiptir ve diğer bütün metalik malzemeler arasında hemen hemen en yüksektir. Kaynak süresince iş parçaları içinde hızlı ısı dağılımı nedeniyle daha yüksek ısı girişi gereklidir ve kaynak hızları bu yüzden oldukça düşüktür. Üstelik erime sıcaklığında ciddi oksidasyon ve bağlantıda termal çatlak ciddi bir problemdir ve bakır kaynağının mekanik özellikleri kaçınılmaz şekilde kötüleşecektir. Bu problemlerin üstesinden gelmek için, SKK bakırın birleştirilmesinde ümit veren bir kaynak metodu olarak dikkate alınmıştır [5].

Bu çalışmada bakır bazlı bir alaşım olan nikel alüminyum bronz plakaların sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) yöntemi ile birleştirilip farklı kaynak parametrelerinin kaynak yapısına etkileri araştırılmıştır. SKK sonucu ortaya çıkan kaynak bölgesindeki metalürjik içyapı ve bu içyapının birleşmenin mekanik özelliklerine etkisi üzerine çalışılmıştır.

### **1.1. Sürtünme Karıştırma Kaynağı**

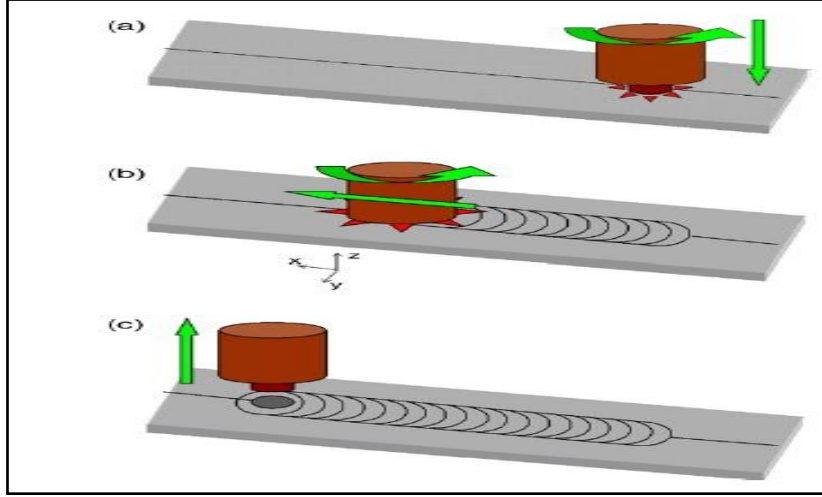
Sürtünme karıştırma kaynağı, bir katı hal birleştirme tekniği olarak 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde (TWI) bulunmuş ve ilk olarak alüminyum alaşımlarına uygulanmıştır. SSK temel kavramı dikkat çekecek derecede basittir [6]. Yöntem, karıştırıcı (baticı) uç olarak adlandırılan ve yüksek devirlerde dönen omuzlu bir pimin, kaynak edilecek parçalar bir tabla üzerinde alın altına getirilip sabitlendikten sonra, bu parçaların içine daldırılarak sürtünmeden dolayı meydana gelen ısının tesiri ile parçaları yumuşatması ve çamurumsu bir kıvama gelen malzemenin karıştırılması ve pimin omuz kısmı tarafından sıvanması yoluyla, kaynak yapılacak parçalar boyunca ilerletilmesi suretiyle parçaların birleştirildiği bir sürtünme kaynağı yöntemidir [7]. Yöntemin uygulaması Şekil 1'de şematik olarak gösterilmiştir [9]. Takım ve iş parçası için Şekil 1'de görülen

tanımlamaların çoğu kendini belli ederken ilerleme ve gerileme tarafı tanımlamaları kısa açıklama gerektirir. İlerleme ve gerileme tarafı yönelimleri, takım dönüş ve hareket doğrultularını bilmeyi gerektirir. Şekil 1’de SKK takımı saat yönünün tersine döner ve takım sayfada bulunan şekilde sayfa içerisine doğru hareket eder (veya soldan sağa). Şekil 1’de ilerleme tarafı sağdadır ki takım hareket doğrultusu takım dönüş yönüyle aynıdır (metal akış yönünün karşıt doğrultusu) ve gerileme tarafı soldadır ki takım hareket doğrultusuyla takım dönüş yönü zıttır (metal akış yönüne paralel) [6].



Şekil 1. Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi [Değiştirilmiş, 9].

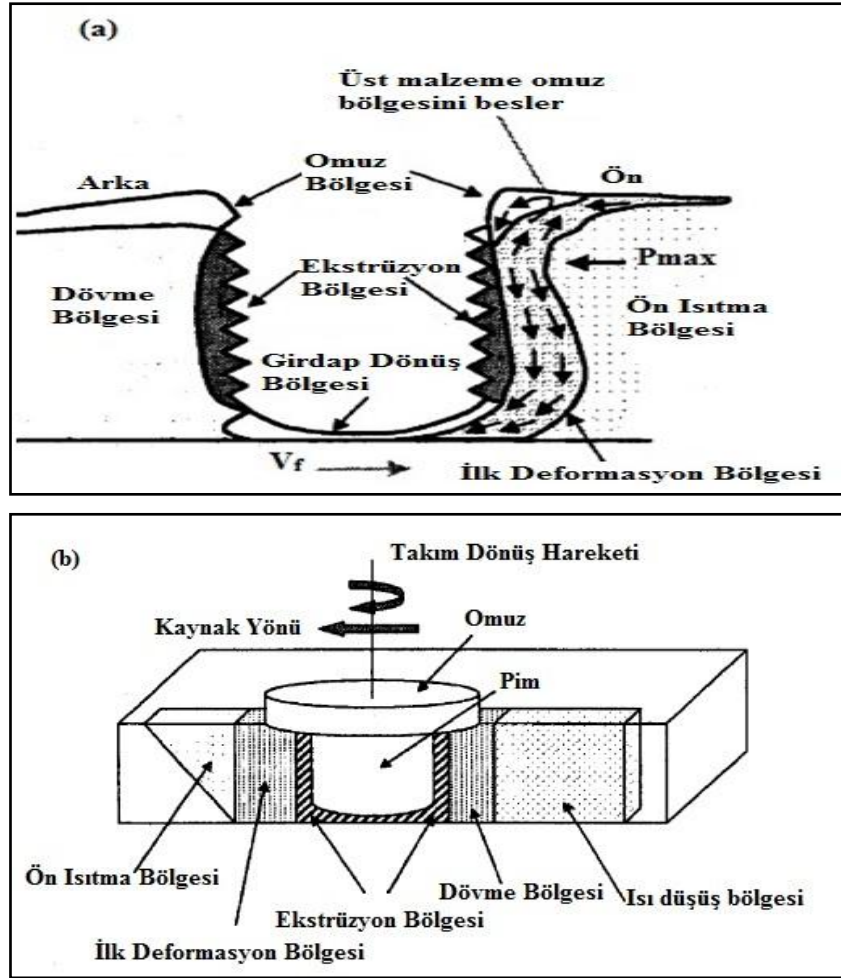
Takım başlıca iki işlevin gereksinimi karşılar: (a) iş parçasını ısıtma ve (b) birleştirmeyi sağlamak için malzeme hareketi. Isıtma, iş parçası ile takım arasındaki sürtünme ve iş parçası plastik deformasyonu tarafından açığa çıkar. Yerel ısıtma, pim çevresinde malzemeyi yumuşatır, takım dönüş ve öteleme birleşimi pimin önünden arkasına doğru malzeme hareketine neden olur. Uygun şekilde gerçekleştirildiğinde, takım hareketi ve etkisinin bir sonucu olarak erimeden katı hal birleştirme gerçekleştirilir [8]. Şekil 2’de sürtünme karıştırma kaynağının üç ana safhası gösterilmektedir [11].



Şekil 2. Sürtünme karıştırma kaynağı üç esas safhasının tanımlaması: (a) takım daldırma evresi, (b) plakalar boyunca takımın öteleme ve dönele hareketi, (c) takım çıkarma [11].

Deneysel çalışmalara dayanarak SKK'da takım geometrisi ve işlem parametrelerinden etkilenen malzeme akışını tanımlamak için iki model yayınlanmıştır. Bunlardan biri olan Arbegast metal-işleme modeli için SKK işlemi, beş geleneksel metal işleme bölgesi bakımından modellenenmektedir: (a) ön ısıtma (b) ilk deformasyon (c) ekstrüzyon (d) dövme ve (e) ısıtma sonrası/ısı düşüş bölgeleri (Şekil 3). Ön ısıtma bölgesinde pimin önünde, dönen takımın sürtünme ısınması ve malzeme deformasyonu nedeniyle adyabatik ısınmasından dolayı sıcaklıklar yükselir. Malzemenin termal özellikleri ve takım hareket hızı bu bölgenin büyüklüğü ve ısınma hızını yönetir. Bu bölgedeki malzeme, hem yukarıya omuz bölgesine hem de aşağıya ekstrüzyon bölgesine zorlanmaktadır. Malzemenin küçük bir kısmı girdap akış deseni oluşturarak pimin altında girdap bölgesinde alıkonur. Sonlu genişlik ile ekstrüzyon bölgesinde, malzeme pimin çevresinde önünden arkasına akar. Takım pimi etrafında meydana gelen gerilme ve sıcaklık büyüklüğünün miktarı, malzeme akışına izin verdiği kadar oluşan ekstrüzyon bölgesinin genişliğini tanımlar. Ekstrüzyon bölgesini izleyen, hidrostatik basınç durumları altında pimin ileriye hareketi tarafından, takımın önünden çukur içerisine doğru zorlandığı yer dövme bölgesidir. Takım omuzu, çukur içerisine malzemenin basılması için yardım eder ve aynı zamanda aşağı doğru dövme kuvveti uygular. Malzeme birleşme boyunca gerileme tarafından ilerleme tarafına doğru sürüklenir. Dövme bölgesi arkasında malzemenin ya pasif ya da zorlanmış soğuma koşulları altında soğuduğu bölge, ısıtma sonrası soğuma bölgesidir [8].

Özet olarak, SKK süresince malzeme akışı karmaşıktır ve işlem deformasyonunu anlama sınırlıdır. SKK süresince malzeme akışına birçok faktörün etki ettiği bilinmelidir. Bu faktörler, takım geometrisi (pim ve takım tasarımı, pim ve takım boyutları oranı), kaynak parametreleri (takım dönüş hızı ve doğrultusu: saat yönü veya saat yönü tersi, hareket hızı, dalma derinliği, takım açısı), malzeme tipleri, iş parçası sıcaklıkları vb. kapsar. SKK süresince kaynak merkezi içerisinde malzeme akışının, çeşitli bağımsız deformasyon süreçlerinden geçtiği muhtemeldir [8].



Şekil 3. SKK süresince kaynak dikişi boyunca oluşan bölgeler: (a) kaynak bölgesi kesit görünümü, (b) genel görünüm [8].

Takımın çeşitli geometrik özellikleri nedeni ile pimin etrafındaki malzeme hareketi, gerilme, sıcaklık ve deformasyon hızı değişim ölçüleri ile oldukça karmaşık olabilir. Bundan dolayı, kaynak sonucunda oluşan kaynak merkezi mikroyapıları bu farklı termomekanik gelişim aşamalarını yansıtır ve homojen değildir. Yerel mikroyapısal homojensizliğe rağmen, bu katı hal kaynak tekniğinin önemli faydalarından biri, yüksek sıcaklıklarda yoğun plastik deformasyon tarafından kaynak merkezinde tamamıyla yeniden kristalleşmiş, eşeksenli, ince taneli mikroyapı oluşmasıdır. İnce taneli mikroyapı, mükemmel mekanik özellikler, yorulma özellikleri, geliştirilmiş şekil verilebilme ve istisnai süper plastiklik üretir [6].

SKK enerji verimliliği, çevre dostluğu ve çok yönlü bir yöntem olmasından dolayı bir 'yeşil' teknolojidir. Geleneksel kaynak yöntemleri ile karşılaştırıldığında, SKK oldukça az enerji tüketir, koruyucu gaz veya akışkan gibi sarf malzemeler kullanılmaz ve kaynak süresince zararlı gaz salımı üretmez, o sebeple SKK bir çevre dostudur. Dahası erime olmadığından, SKK birleştirme için dolgu metali kullanımı gerektirmez ve bu yüzden herhangi bir alüminyum alaşımı, ergitme kaynağındaki önemli bir nokta olan bileşen uyumluluğu veya katılaşma çatlama endişesi olmadan birleştirilebilir. Aynı zamanda, benzer olmayan alüminyum alaşımları ve kompozitleri aynı kolaylıkta birleştirilebilir. Sürtünme karıştırma kaynağının temel faydaları Tablo 1'de özetlenmiştir [6].



Tablo 1. SKK'nın üstünlüğü [6].

<b>Metalürjik Faydaları</b>	<b>Çevresel Faydaları</b>	<b>Enerji Faydaları</b>
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Katı faz işlem</li> <li>• İş parçasının düşük distorsiyonu</li> <li>• İyi boyutsal kararlılık ve tekrarlanabilirlik</li> <li>• Alaşım elementlerinde kayıp bulunmaması</li> <li>• Birleştirme bölgesinde mükemmel mekanik özellikler</li> <li>• İnce yeniden kristalleşmiş mikroyapı</li> <li>• Katılma çatlaklarının bulunmaması</li> <li>• Bağlantı elemanları ile birleştirilebilir çoklu parçaların yerini alma</li> <li>• Bütün alüminyum alaşımlarını kaynak</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Koruyucu gaz gerektirmez</li> <li>• Yüzey temizleme gerektirmez</li> <li>• Talaş atıklarını ortadan kaldırma</li> <li>• Temizlik için gerekli çözücüleri ortadan kaldırma</li> <li>• Sarf malzemelerinden tasarruf</li> <li>• Zararlı salınımların bulunmaması</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ağırlığı azaltılarak geliştirilmiş malzemeler (farklı kalınlıkta birleştirme) kullanılır</li> <li>• Bir lazer kaynağı için enerjinin sadece % 2,5'lik kısmı yeterlidir</li> <li>• Hafif uçak, otomotiv ve gemi uygulamalarında yakıt tüketimini azaltma</li> </ul>

SKK yöntemi otomasyona oldukça uygun bir tekniktir. Robotik sürtünme karıştırma kaynağı sistemleri konusunda araştırmalar devam etmektedir. Robotik sürtünme karıştırma kaynağı ile Al alaşımları ve Mg alaşımlarının kaynağında katedilecek aşamalar daha hafif taşımacılık sistemlerinin seri üretimini mümkün kılacak ve bu şekilde araçlarının yakıt tüketiminde de önemli tasarruflar sağlanacaktır [10].

### 1.1.1. SKK Terminolojisi

Yeni kaynak teknolojilerinin ortaya çıkması ile isimlerde çoklu seçimler ve birbirini izleyen karışıklıklara yol açan doğru terminoloji üzerinde sık sık bir yol gösterme eksikliği vardır. Bu potansiyel sorun sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) için ilk zamanlarda görüldü ve bu yüzden İngiliz Kaynak Enstitüsü sonraki bir yayın tarafından yeri alınan ilk temel terminolojiyi yayımlandı. Bu daha sonra genişlemiştir ve amaç bu yöntemi kullananlar tarafından bir fikir birliği elde etmek olmuştur, örneğin; yöntem lisansları. Daha sonra Sürtünme Karıştırma Lisans Birliği üyelerinin farklı çalışmaları ile uzlaşılabilir bir terminoloji ortaya çıkmıştır [12].

Sürtünme karıştırma kaynağı, bir takımın iş parçalarına göre döngüsel şekilde hareket ettiği, birleşme bölgesine girdiği, yerel olarak bu bölgeyi plastik deformasyona uğrattığı ve iş parçaları arasında katı hal birleştirmeye neden olarak arayüz boyunca ilerlediği iki veya daha çok parçanın birleştirme yöntemi olarak tanımlanır [12].

Sürtünme karıştırma kaynağı adı, İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde işlemi bulan kişiler tarafından seçilmiştir ve ilk orijinal patent olarak kaydedilmiştir. İşlemin özünü yakalayan son derece doğru bir tanımdır ve adı yaygın olarak kullanımda olduğundan, değiştirmek neredeyse imkânsız hale gelmiştir. Diğer işlemlerle karışıklığa neden olmadığından, sadece İngiliz dilinin, açıklama olarak benimsenmesi tavsiye edilir. 'Reibrührschweissen' ve 'Soudage par friction malax-age' sırasıyla Almanya ve Fransa literatüründe aslına uygun çeviriler geniş ölçüde kullanılmış olduğu ve İngiliz diline ait olmayan belgelerde eşdeğer terimlerin kabul edildiği not edilmelidir [12].

'Otojen sürtünme karıştırma kaynağı (OSKK)' ve 'hibrit sürtünme karıştırma kaynağı (HSKK)' gibi terimler de bildirilmiştir. Önceki (OSKK) geleneksel olarak SKK ile aynıdır ve sonraki (HSKK) ergitme kaynakları onarımında SKK'nın kullanımına atıfta bulunur. Hibrit SKK gibi özel terimleri kullanmak bazen kaçınılmazdır fakat böyle terimleri kullanma düşük düzeyde tutulmalıdır ve işlem modifikasyonu için açık bir tanımlama kullanılmalıdır veya kullanımı verilmelidir. Birkaç patent uygulaması 'sürtünme karıştırma kaynağı' teriminin kullanımından kaçınmak için önemli çaba sarf etmiştir. Bununla birlikte genel ilgi 'sürtünme karıştırma kaynağı' teriminin kullanılması üzerinedir. Sürtünme karıştırma işleme ve sürtünme karıştırma nokta kaynağı gibi yan ürün işlemlerinin geniş ölçüde kullanılan adları kabul edilebilir fakat ileriki işlem türevleri tanımlanırsa, sürtünme karıştırma ilke desteğine referans sürdürebilmelidir [12].

### 1.1.1.1. Takım Terminolojisi

SKK takımı, işlemin özüdür ve terminolojideki kabul esastır. İş parçası ile makine mili arasında dönen bütün aygıt ‘takım’ olarak adlandırılır. Sabit omuz takımların gelişimi ile bu sıkı bir tanım gerektirir, bu durumda omuz tam anlamıyla hiç ısı üretmez. Bu yüzden takım, iş parçası ile temasta sürtünme ile ısı üreten, sistem tasarımında dönen bileşen olarak tanımlanmalıdır [12].

Takım bir parça veya daha çok parçadan imal edilebilir. Kaynak süresince iş parçası yüzeyi altına gömülü parça ‘prob’ olarak anılır. Aynı zamanda ‘pim’ terimi geniş ölçüde kullanılır. Açıkça konuşmak gerekirse, ‘prob’ daha doğrudur ve söz konusu kısım her zaman pim şeklinde olmadığından ‘prob’ tanımlamada tercih edilir. Bu kısım değişmez şekilde omuzdan daha küçüktür, iş parçası yüzeyine doğrudan oturur veya hafifçe içerisine gömülür. Prob terimi dişli, yivli, kanat, süpürge, vb. gibi diğer tanımlayıcı terimler tarafından çoğaltılabilir [12].

SKK’nın bazı türevlerinde, özellikle silindirik olmayan takım kullanılmaktadır (örnek olarak polimer kaynağı). Bu durumda takım için ön kenar ve arka kenar veya takım yüzeyi tanımlanması gereklidir. Takım bir kanat ucu kesitine benzediğinde, iyi belirlenmiş ‘ön kenar’ ve ‘arka kenar’ terimlerinin kullanımı için güçlü bir görüş vardır. Silindirik takımlar için, ‘kenar’ açıkça olmadığından ‘ön yüz’ ve ‘arka yüz’ terimleri tercih edilebilir. Bazı durumlarda takıma küçük bir açıyla eğim verilebilir, omuz iş parçasından içeri daha derine gömülebilir. Çok büyük tesir ile karşılaşan omuzun bu kısmı ‘topuk’ olarak adlandırılır ve iş parçası yüzey altına maksimum omuz derinliği tesiri ‘topuk dalma derinliği’ olarak adlandırılır. Takım eğimin açısı ‘eğim açısı’ olarak adlandırılabilir veya Amerikan Kaynak Birliği terminolojisinde ‘hareket açısı’ olarak kabul edilmiştir [12].

Takım üzerinde dişler, kıvrımlar, yivler, katlar ve benzeri özelliklerin isimleri genel kullanımda iyi belirlenmiş isimlerdir ve bu gibi genel terimlerin kullanımını kısıtlayıcı bir neden olmadığına dikkate alınabilir [12].

Sık sık yeni takım tasarımları ortaya çıkmaktadır. ‘Bobin takım’ terimi çoğu kez kullanılır ve iki omuzlu bir takım ve tek prob için adlandırılır. Bu takımın avantajı net bir baskı kuvveti gerektirmemesidir. Kendinden tepkili takım terimi geniş ölçüde kullanılır [12].

‘Kaynak hızı’ terimi, ‘ilerleme hızı’ veya ‘ilerleme oranı’ olarak tercih edilir. İlki daha çok ergitme kaynağında kabul görür, anlamı açıktır ve SKK ile doğal olarak hemen belli olmaktadır. ‘Takım dönüş hızı’ terimi, takım dönüşünü tanımlama için kullanılması gereken terimdir. Dönüş yönü, iş parçası yukarısından bakarak gözlemlendiğinde, ya ‘saat yönü’ ya da ‘saat yönü tersi’ olmalıdır [12].

Kuvvetler, SKK teknolojisinin önemli bir parçasıdır. Takım dönüş yönü eksenine paralel (Z doğrultusu) uygulanan kuvvet ‘baskı kuvveti’ (aşağı kuvvet) ’dir. Kaynak yönüne paralel (X doğrultusu) kuvvet ‘ilerleme kuvveti’ (enine kuvvet) ’dir. Genellikle SKK süresince bir yan kuvvet üretilir ve hareket doğrultusuna dik açılarda (Y doğrultusu) bu bileşen ‘yan kuvvet’ (kenar kuvveti) olarak adlandırılır. Bu terimler kendi anlamında açık bir şekilde dikkate alınmalıdır [12].

### **1.1.1.2. Kaynak Bölgesi**

Kaynağın farklı kısımlarını tanımlamak için kullanılan terminoloji sıralamasından dolayı büyük bir karışıklık ortaya çıkmaktadır. Üstten görünüşte, önemi tam olarak belirlenmemiş olsa da kaynak yöntemi doğası gereği asimetriktir. Takımın bölgesel yönünün geçiş yönüyle aynı olduğu kaynak kısmına ‘ilerleme tarafı’ adı verilir. Aynı şekilde yönlerin zıt olduğu bölgeye ve omuzun bölgesel hareketinin geçiş yönüne karşı olduğu bölgeye de ‘gerileme tarafı’ adı verilir. Bu terminoloji, aslen benzeri izafi hareketlerin olduğu sürtünme yüzeyleri için zaten oluşturulmuştur. Terminoloji seçimi, benzer bir hareketin başka bir örneği olan helikopter pervanesinin hareketini anlatmak için bu terimlerin kullanıldığı havacılık sanayisinde oluşturulmuş olan bir terminolojiye dayanabilir. İlerleyen ve gerileyen terimleri büyük ölçüde nettir ve iyi yapılandırılmıştır. Farklı yerlerde kullanılan ‘kesme kenar’ ve ‘akış kenarı’ terimlerinden açıklayıcı olmadıkları için vazgeçilmelidir [12].

SKK asimetric bir yöntem olduğu için ilerleme ve gerileme bölgelerinin farklı bir şekilde ortaya çıkması sıkça gözlenmektedir. İlerleme ve gerileme kısımları makrografiklerde her zaman açık bir şekilde belirtilmelidir. İngiliz Kaynak Enstitüsü yıllar önce şöyle bir karar oluşturdu: ‘Geçiş bölgeleri her zaman kaynağın başlangıcına bakacak şekilde hazırlanır’. Takım dönme yönü İngiliz Kaynak Enstitüsüne göre saat yönünde olduğundan, ilerleme tarafı nerdeyse her zaman makrografiklerin sağ tarafındadır. Ayrıca parça yüzeyindeki takımın toplam bölgesi ‘takım omuz izi’ olarak tanımlanır [12].

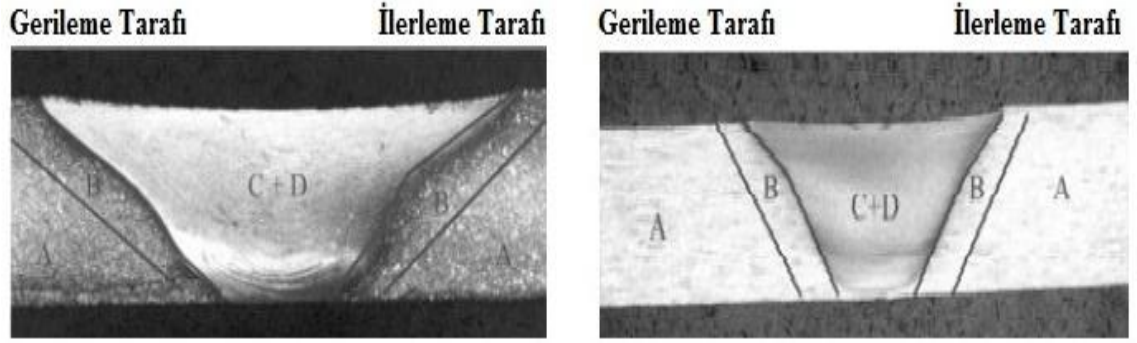
### 1.1.1.3. Mikroyapısal Sınıflandırma

Mikroyapısal sınıflandırmalar büyük karmaşalara neden olmuştur ve uzun süredir karıştırma kaynaklarında bulunmaktadır. Geleneksel ergitme kaynaklarında mikroyapısal bölgeler, genellikle ergitmeye uğramış (ergitme bölgesi) ve ergitmeye uğramamış bölgeler (ısı tesiri altındaki bölge ITAB) olarak kolayca ayrılabilir. ITAB kendi içinde kaba taneli ve ince taneli bölgeler olarak tekrar ayrılabilir. Çelik gibi malzemelerde, bölgeler ‘kritik altı ITAB’, ‘orta kritik ITAB’ ve ‘kritik üstü ITAB’ olarak tanımlanır. Bu durumda, bölgeleri ayıran sınırlara kristalografik dönüşüm sınırı denir ve bu yüzden daha objektif olarak tanımlanır [12].

Sürtünme karıştırma kaynaklarını sınıflandırmada bir ikilem yaşanır. Tahmin edilebilir bir gelecek için sürtünme karıştırma işlemi, alüminyum alaşımları tarafından ezici şekilde kullanılacaktır fakat alüminyumun başka malzemelere göre nadiren benzer olan ve optik olarak görülebilen mikroyapısal bölgeleri diğer malzemelerden farklılıklar gösterebilir. Bununla birlikte, sınıflandırma sisteminin bütün malzemeler için uygun olması gerekir. Mevcut durumda alüminyum özel bir durum olarak kabul edilir [12].

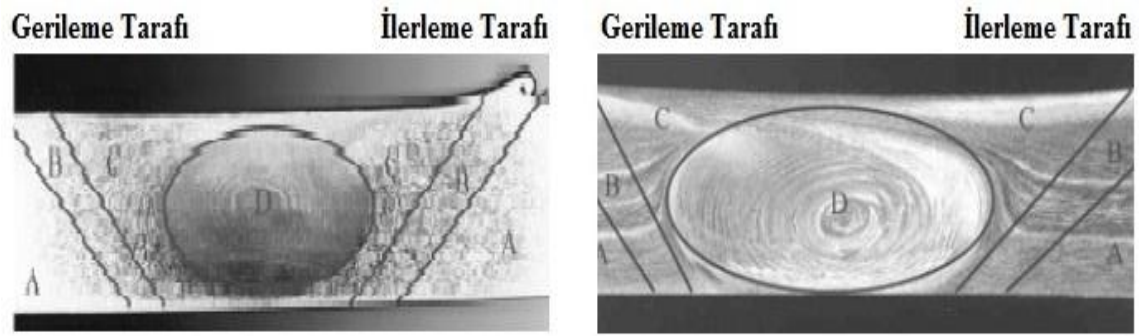
Şekil 4.a ve 4.b’de işaret edildiği gibi kaynak başlıca üç bölgeye ayrılır. Kaynağın ısı ve deformasyon tarafından etkilenmediği alan ‘A’ temel malzemedir. Alan ‘B’ ısı tarafından etkilenir ve makro plastik deformasyon görünmez (mikro ölçekte deformasyon olabilmesine rağmen). Bu alan ITAB olarak bilinir ve ergitme kaynaklarında kullanılan terminoloji ile açıkça paraleldir. Alan ‘C’ hem ısı hem de deformasyon tarafından etkilenir ve termomekanik etki altındaki bölge (TEB) olarak adlandırılır. Bu alan ilerleme tarafında kaynak boyunca ITAB’dan, gerileme tarafında ITAB’a kadar uzanır. Bu bölge asgari olarak üst yüzeyde omuzun genişliği ve kökte prob çapı ile uyur. Alüminyum ve bazen diğer malzemelerde, yeniden kristalleşmenin tesir etmesi kolay olmayabilir ve bu bölge tamamen yeniden kristalleşmeyebilir. Bu durumda yeniden kristalleşmiş yapı dördüncü bir alan içerisinde kapsanır, ‘D’. Şekil 4.c ve 4.d’de örnekler gösterilmektedir. Yeniden kristalleşmenin tam mekanizması hakkında tartışmalar devam etmektedir fakat bu mikroyapısal sınıflandırma ile ilgili değildir. Bu terimin bilimsel kökeni eksik olmasına rağmen, nerdeyse evrensel olarak kullanılmaktadır ve SKK çevresinde anlamı iyi anlaşılmıştır. Bu nedenle ‘dinamik yeniden kristalleşen bölgeler’ gibi daha bilimsel terimler kullanılabilir. İhtiyaç duyulan yazılara daima daha fazla tanımlama eklenebilir.

‘Karıştırılmış bölge’ terimi sık sık kaynak dikişi için kullanılır fakat bu teknik olarak doğru değildir, TEB’in bütünü karıştırma hareketine maruz kaldığı için kullanımı önerilmez [12].



a.) Magnezyum alaşımı (6 mm AM50)

b.) Titanyum alaşımı (5 mm Ti-6Al-4V)



c.) Alüminyum alaşımı (6,4 mm 2014A-T6)

d.) Paslanmaz çelik alaşım (5 mm 316L)

Şekil 4. Farklı malzemelerde sürtünme karıştırma kaynağı makro kesitlerinin tipik görünümleri [12].

#### **1.1.1.4. Kaynak Kalitesi**

##### **1.1.1.4.1. Sürtünme Karıştırma Kaynak İşlemi Kusurları**

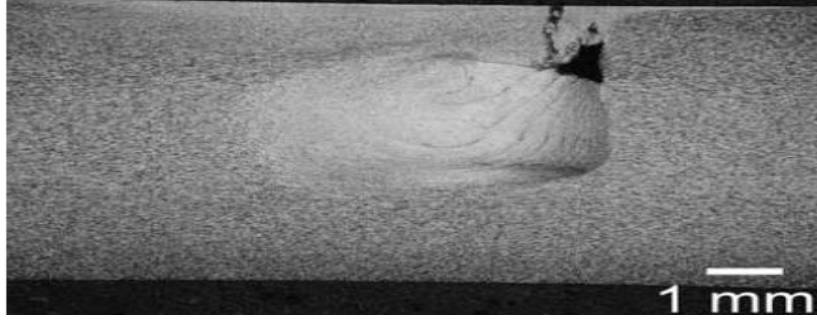
Sürtünme karıştırmada karşılaşılan üç genel kusur vardır: boşluklar, birleşme hattı kalıntıları ve kök defoları (veya yetersiz kök nüfuz etmesi). Boşlukların varlığı tahribatsız muayene yöntemleriyle kolayca tespit edilir, fakat bağlantı hattı kalıntıları ve kök defolarını bulmak oldukça zor olabilir. Bu kusurlar, belirli bir uygulama için SKK takım tasarımı yaparken dikkate alınmalıdır. Birkaç farklı işlem değişkeni (örneğin takım tasarımı, takım dönüş hızı ve ilerleme hızı, takım omuzu, daldırma derinliği, takım eğim açısı, kaynak boşluğu ve uygun olmayan kalınlık) sürtünme karıştırma kaynağı kalitesini etkiler [6].

##### **1.1.1.4.2. Boşluklar**

Sürtünme karıştırma kaynaklarında hacimsel kusurlar (mesela malzeme eksikliği) genelde hatalı bir şekilde gözeneklilik olarak tanımlanmaktadır. Ergitme kaynaklarında klasik gözeneklilik, gaz kabarcıkları veya katılaşma sırasındaki büzülme tarafından oluşmaktadır ve açıkça bu durumlar SKK'da mümkün değildir. Meydana gelen bu durumlar gibi ürünler, gömülü, yüzey kırılmalı, kesintisiz, düzensiz, izole edilmiş, kümelenmiş gibi terimlerle nitelendirilebilseler de hacimsel kusurlar veya boşluklar olarak adlandırılırlar. Hacimsel kusurlar terimi teknik olarak belki daha doğrudur fakat boşluk terimi SKK için ve başka yöntemler için yaygın bir kullanım olup, kabul edilebilir olarak görülmüştür [12].

Genellikle kaynağın ilerleme tarafı üzerinde bulunurlar ve sürtünme karıştırma kaynak yüzeyi boyunca kırığa sebep olabilir veya olmayabilirler (Şekil 5). Belirli bir takım tasarımı için, yetersiz dövme basıncı, çok yüksek kaynak hızı ve yetersiz iş parçası kenetlemesi yüzünden (çok geniş birleşme aralığı) boşluk yapılaşır. Sürtünme karıştırma takımı yüzünden deforme olmuş malzeme, enine hareket eden pim tarafından üretilen boşlukları doldurmayı mümkün kılabilirdir. Eğer takım tasarımı doğru değilse (mesela, seçilmiş parametreler için pim çapı çok büyük) veya takım hareketi çok hızlıysa, deforme olmuş malzeme doğrudan takımın arkasındaki bölgeyi tamamıyla doldurabilmesinden önce soğuyacaktır. Ek olarak omuz, takım etrafında malzeme akışına izin vermek üzere yeterli

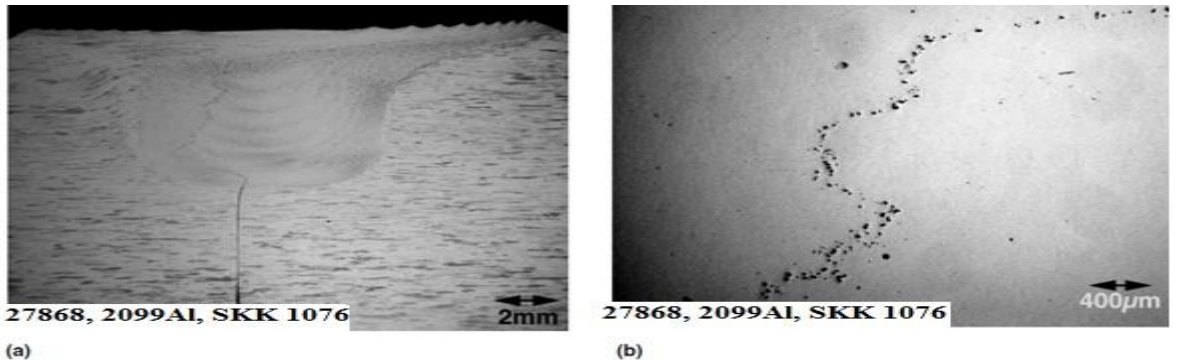
ısı oluşumunu uygulamak için gereklidir; eğer yetersiz ısı üretilirse (yetersiz dövme basıncı veya hatalı omuz çapı vasıtasıyla), malzeme tam anlamıyla akmayacaktır ve boşluklar şekillenecektir [6].



Şekil 5. Sürtünme karıştırma kaynağında boşluk kusurunun makrografisi [6].

#### 1.1.1.4.3. Birleşme Hattı Kalıntısı

Birleşme hattı kalıntı kusuru (aynı zamanda öpüşme bağı, tembel S veya yakalanmış oksit kusuru olarak bilinir) kaynak çekirdeği boyunca oksidin yarı kesiksiz bir katmanıdır (Şekil 6). Yarı kesiksiz oksit katmanı başlangıçta birleşmiş plakaların yüzeylerinde kesintisiz bir oksit hattı olarak oluşur. Bağlantı hattı kalıntıları, kaynaktan önce yetersiz iş parçası temizliği veya birleşme hattına göre hatalı takım yerleşmesi, çok yüksek kaynak hızı veya çok büyük takım omuz çapı yüzünden kontak yüzeyi arayüzünde yetersiz deformasyondan dolayı şekillenir [6].

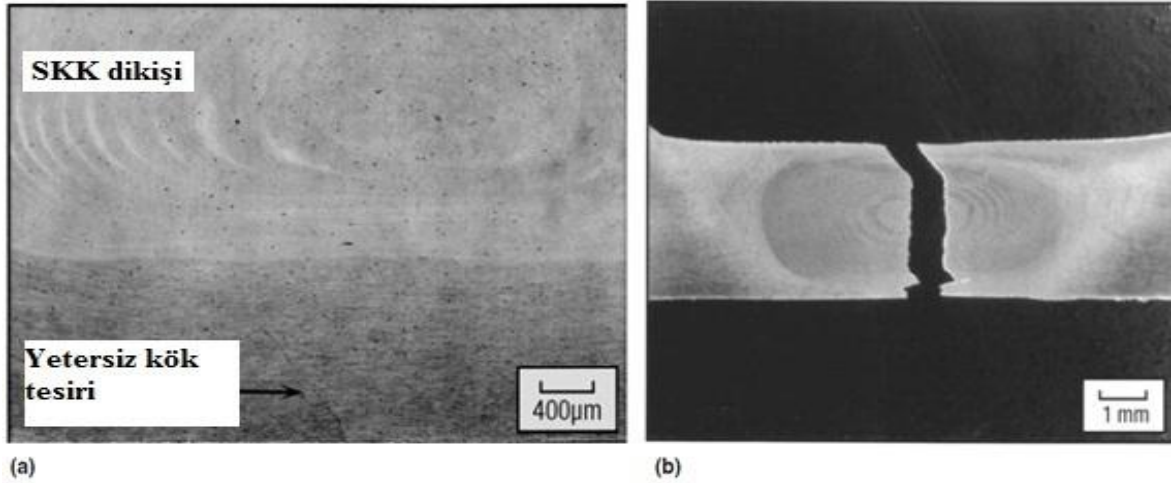


Şekil 6. Sürtünme karıştırma kaynağında birleşme hattı kalıntı kusuru: (a) makrografik ve (b) bağlantı hattı kalıntısına sebep olan oksit kırıntısının büyütmesi [6].



#### 1.1.1.4.4. Yetersiz Kök Tesiri

Yetersiz kök tesiri için, plaka kalınlığında yerel değişimler, birleşme arayüzüne göre hatalı takım hizalama ve uygun olmayan takım tasarımı gibi durumları içeren çeşitli nedenler vardır. Takım tasarımında, SKK pimi destek örsünden çok uzak iken yetersiz kök tesiri meydana gelir. Böylece, plakanın alt yüzeyi ve takım altı arasında deformasyona uğramamış bir alan açığa çıkar (Şekil 7). SKK yapılmış malzeme eğme gerilmesine maruz bırakıldığında, sürtünme karıştırma kaynağı tesir hattının olmadığı yer boyunca başarısız olacaktır (Şekil 7.b). Uygun SKK alın birleştirmeleri, pimin alt örsle dokunmasını sağlamadan yetersiz kök tesirini gidermek için yeterli derinlikte deformasyon gerektirir (ya pim uzunluğu vasıtasıyla ya da tasarım) [6].



Şekil 7. Yetersiz kök tesir kusuru: (a) mikroskopik ve (b) kaynak kökünde yetersiz kök tesiri tarafından kırılma izi. SKK, sürtünme karıştırma kaynağı [6].

#### 1.1.2. Kaynak İşlemi Parametreleri

SKK/SKP, karmaşık malzeme hareketi ve plastik deformasyon içerir. Kaynak parametreleri, takım geometrisi ve bağlantı tasarımı, malzeme akış şekli ve sıcaklık dağılımı üzerinde önemli bir etki sarf ettiğinden malzemenin mikroyapısal gelişimini etkiler [8].

### **1.1.2.1. Takım Malzemeleri ve Tasarımları**

Sürtünme karıştırma, takım sıcaklığının iş parçası solidüs (katılaşıma) sıcaklığına yaklaştığı, termomekanik deformasyon işlemidir. Sürtünme karıştırma kaynağının kalitesi, istenen uygulama için uygun takım malzemesi seçimini gerekli kılar. Bütün sürtünme karıştırma takımları özel bir fonksiyon için tasarlanmış özellikler içerir. Böylece istenmeyen kayıplar, çatlaklar, kötüleşme ve boyutsal kararlılık kayıplarından kaçınılır [6].

#### **1.1.2.1.1. Takım Malzemesi Karakteristikleri**

Doğru takım malzemesi seçimi, her sürtünme karıştırma uygulaması için malzeme karakteristiklerinin önemli olduğunu bilmeyi gerektirir. Birçok farklı malzeme karakteristiği sürtünme karıştırma için önemli olarak kabul edilebilir, fakat malzeme karakteristiklerinin kademeleri (en önemliden en az önemli olana) iş parçası malzemesine, takımın beklenen ömrü ile kullanıcının kendi tecrübeleri ve tercihlerine bağlı olacaktır. Malzemelerin fiziksel özelliklerine ek olarak, bazı pratik düşünceler takım malzemesi seçiminde dikkate alınabilir [6].

##### **1.1.2.1.1.1. Ortam ve Yüksek Sıcaklık Mukavemeti**

Aday takım malzemesi, takım iş parçası ile ilk teması yaptığıında baskı yüklerine karşı koyabilmelidir ve sürtünme karıştırma kaynağı süresince, takım kırılma ve bozulmasını engellemek için yüksek sıcaklıkta sıkıştırma ve kesme dayanımı yeterli olmalıdır. Halen gerekli takım dayanımının tahmini karmaşık sayısal simülasyonlar gerektirir, oldukça tipik olarak mukavemet gereksinimleri tecrübe üzerine dayanır. Asgari düzeyde aday takım malzemesi akma dayanımı, yüksek sıcaklık (iş parçası solidüs sıcaklığı) basmada takımın beklenen normal kuvvetlerinden daha yüksek bir dayanım sergilemelidir [6].

#### **1.1.2.1.1.2. Yüksek Sıcaklık Kararlılığı**

Takım yüksek sıcaklıkta yeterli mukavemete ek olarak, mukavemet ve boyutsal kararlılığını kullanım süresince sürdürebilmelidir. Uzun kaynak işlemlerinde kaynak süresince düşük sürünme direnci, takım boyutlarını değiştirebildiğinden sürünme yorulması dikkate alınmalıdır. Takım malzemelerinin çökelti, işleme sertleşmesi veya dönüşüm sertleşmesinden sahip oldukları mukavemetleri, maksimum kullanım sıcaklıklarında tanımlanmıştır. Maksimum kullanım sıcaklıkları üstünde kullanılan takımlar, mekanik özelliklerinde bir azalma sergileyecektir. Mekanik özelliklerdeki değişim aşırı yaşlanma, tavlama ve dislokasyon toparlanma altyapıları veya zayıf bir faza dönme yüzündendir. Sürtünme karıştırmada, bu mikroyapısal değişimler takımı zayıflatır veya takım şeklini değiştirir ya da takımı kırar. Termal yorulma mukavemeti, sürtünme karıştırma takımları çeşitli ısınma veya soğuma çevrimlerine maruz kaldığında dikkate alınmalıdır (örneğin; sürtünme karıştırma nokta kaynağı veya kısa üretim kaynakları). Bununla birlikte, çoğu durumda diğer takım malzeme karakteristikleri termal yorulmadan önce hasara sebep olacaktır [6].

#### **1.1.2.1.1.3. Aşınma Direnci**

Aşırı takım aşınması takımın şeklini değiştirir (genellikle takım özelliklerini etkileyerek), böylece kaynak kalitesinde düşüş ve kaynak kusurlarında artma olasılığı görülebilir. Sürtünme karıştırmada takım aşınması yapışkan, aşındırıcı veya kimyasal aşınma mekanizmaları tarafından ortaya çıkabilir. Tam aşınma mekanizması iş parçası ve takım malzemeleri arasındaki etkileşime ve seçilmiş takım parametrelerine bağlıdır [6].

#### **1.1.2.1.1.4. Takım-İş Parçası Reaksiyona Girme Kabiliyeti**

Kaynak işlemi sırasında takım malzemesi, iş parçasının yüzey özelliklerini ve çevre ile etkileşimini sağlamaktadır (genel olarak negatif yönde). Örneğin, titanyum yüksek sıcaklıklarda ortamdaki oksijenle tepkimeye giren yapıdadır. Titanyumun bu etkileşimi, takım malzemesinin, takım özelliklerinin ve birleşme bölgesinin değişimine yol açmaktadır. Takımın çevresel tepkimeleri (oksitlenme gibi) takımın aşınma direncini

etkileyebilir hatta zehirli maddeler üretebilir. Bu tepkimeler koruyucu gazlar yardımı ile önlenir. Diğer taraftan, iş parçası da aynı etkileşimi sergileyebilir [6].

#### **1.1.2.1.1.5. Kırılma Tokluğu**

Takımın kırılma tokluğu kaynak işlemi süresince etkin bir rol oynar. Yerel gerilmeler ve şekil değişimleri, takımın iş parçasına ilk temasında daha etkin olmaktadır. Hatta bu durum ön kılavuz deliği, düşük daldırma hızı ve iş parçasının ön ısıtma önlemlerinin alınmaya çalışılması durumunda bile görülebilmektedir. Genel olarak takımın dalma ve oturma aşamaları bu hasarın en sık olduğu durumlardır. Sürtünme karıştırma makinesindeki boşluklar (vuruntu) takım malzemesi seçilirken hesaba katılmalıdır. Düşük kırılma tokluğuna sahip takımlar örneğin seramikler, takım kırılmasından kaçınmak için düşük boşluğa sahip sürtünme karıştırma kaynak makinelerinde kullanılabilir [6].

#### **1.1.2.1.1.6. Termal Genleşme Katsayısı (Bimetal Takımlar)**

Termal genişleme çoklu malzeme takımlarında bir husustur. Pim ve omuz malzemeleri arasında termal genişleme katsayısında geniş farklılıklar ya pim göre omuzun genişlemesine ya da omuz göre pim genişlemesine sebep olur. Bu durumların ikisi de pim ve omuz arasındaki gerilmeleri artırır, böylece hasara sebep olur [6].

Ek husus, pim ve omuzun tek malzemedan yapılmış olmasıdır, takımın mil içindeki kısmı farklı malzemedir. Takımdan mil içindeki kısma ısı geçişini önlemek için termal bariyer tasarlanabilir, PCNB takımları ile kullanılan bir örnekte termal bariyer tungsten karbür mil içindeki kısma ısı geçişini önler. Takım ve iş parçası arasındaki termal genişleme katsayısı farklılıkları sürtünme karıştırma üzerinde belirgin bir etkiye sahiptir [6].

#### **1.1.2.1.1.7. Takımların İşlenebilirliği**

SKK yönteminde kullanılacak takımların istenilen geometriye getirilebilmeleri kullanılacak malzemenin işlenebilirliği ile sınırlıdır. Bu nedenle takımın imalatında kullanılacak malzemeler imalat tekniklerinin imkânları dâhilinde seçilmelidir [6].

Takım malzemeleri, mikroyapıda veya yoğunlukta yerel değişimler varsa kullanışlı değildir. Bu hafif değişiklikler takım içinde zayıf bir bölge üretir ve erken kırılma açığa çıkarır. Toz metalurjisi alaşımları farklı yoğunluklar ile imal edilir, dolayısıyla sürtünme karıştırma takımlarının tam yoğun derecede imal edilmesi gerekir [6].

Bir takım malzemesi kararlı arza sahip değilse kullanışlı değildir. Üretim ortamında, özel malzemelerin tedarik edilmesinin zorluğu buna örnektir [6].

#### 1.1.2.1.2. Takım Malzemeleri

Kaynak sırasında takım aşınması sonucu takım geometrisinin değişimi kaynak sürekliliğinin değişmesine yol açmaktadır. Takım malzemesinin özellikleri, ısı üretimi ve taşınımı etkisi ile birleşme kalitesini etkileyebilir. Kaynak mikroyapısı aynı zamanda tükenen takım malzemesi ile etkileşiminin sonucu olarak etkilenebilir [6].

Tablo 2, sürtünme karıştırma kaynağında belirtilen malzeme ve kalınlıklar için tavsiye edilen takım malzemelerini göstermektedir [6].

Tablo 2. Mevcut sürtünme karıştırma kaynağı takım malzemelerinin özeti [6].

Alaşım	Kalınlık		Takım malzemesi
	mm	in.	
Alüminyum alaşımları	<12	<0,5	Takım çeliği, WC-Co MP159
	<26	<1,02	
Magnezyum alaşımları	<6	<0,24	Takım çeliği, WC
Bakır ve Bakır alaşımları	<50	<2,0	Nikel alaşımları, PCBN(a), tungsten alaşımları
	<11	<0,4	
Titanyum alaşımları	<6	<0,24	Takım çeliği
Paslanmaz çelikler	<6	<0,24	Tungsten alaşımlar
Düşük alaşımlı çelik	<6	<0,24	PCBN, tungsten alaşımlar
Nikel alaşımları	<10	<0,4	WC, PCBN
	<6	<0,24	PCBN

(a) PCBN, çok kristalli kübik bor nitrid

#### **1.1.2.1.2.1. Takım Çelikleri**

Takım çeliği sürtünme karıştırma kullanılan en genel takım malzemesidir. Takım çelikleri ile kolaylıkla sürtünme karıştırma yapılan alüminyum alaşımları üzerine yayınlanmış SKK literatürü fazladır. Sürtünme karıştırma takım malzemesi olarak takım çeliğini kullanmanın avantajları kolay elde edilebilirliği ve işlenebilirliği, düşük maliyeti ile yerleşmiş malzeme karakteristikleridir. Referanslar, AISI H13'ü diğer çeliklerden daha çok belirtir. AISI H13, krom-molibden sıcak işlenmiş havada sertleştirilmiş bir çeliktir ve iyi yüksek sıcaklık dayanımı, termal yorulma direnci ve aşınma direnciyle bilinir. Takım çeliklerinin maksimum kullanım sıcaklığı takım çeliğinin tipine bağlıdır: yağ ve su sertleştirilmiş takım çelikleri 500°C 'ye kadar kullanılabilir; ikincil sertleştirilmiş takım çelikleri 600°C 'ye kadar kullanılabilir [6].

#### **1.1.2.1.2.2. Nikel ve Kobalt Bazlı Alaşımlar**

Yüksek sıcaklık nikel ve kobalt bazlı alaşımları yüksek mukavemet, süneklik, sürünme direnci ve korozyon dayanımına sahip olmak için geliştirildi. Bu alaşımlar kendi mukavemetlerini çökeltilerinden türetir, dolayısıyla yüksek sıcaklık kullanımı, yeniden yaşlandırma ve çözünmeyi önlemek için çökeltme sıcaklığının altında tutulmalıdır (tipik olarak 600°C ile 800°C ). Nikel ve kobalt bazlı alaşımların işlenmesi zor olabilir. Çeşitli nikel bazlı alaşımlar; IN738LC, IN939, MAR-M-002, Stellite 12, IN-100, PM 3030, Nimonic 90, Inconel 718, Waspalloy ve Nimonic 105 gibi bakır alaşımlarının SKK'sı için kullanılmıştır [6].

#### **1.1.2.1.2.3. Isı ve Aşınmaya Dayanıklı Metaller**

Ateşe dayanıklı metaller (tungsten, molibden, niobyum ve tantal) yüksek sıcaklık kapasiteleri (örneğin; ampul filamanı) ve yüksek yoğunlukları (balistik mermiler) için kullanılmaktadır. Bu alaşımların çoğu tek fazlı olarak üretilir, dolayısıyla mukavemet neredeyse erime noktası sıcaklığında sürdürülür. Bu yüzden, ateşe dayanıklı metaller 1000°C ile 1500°C arasında güçlü alaşımlardır. Ateşe dayanıklı malzemeleri kullanmak dezavantaj olarak sınırlı malzeme elde edilebilirliği, uzun tedarik süresi, maliyet ve işleme

zorluğunu içerir. Tungsten bazlı alaşımlar takım malzemesi olarak bakır alaşımları, nikel alüminyum bronz, titanyum alaşımları ve çeliklerde sürtünme karıştırmada kullanılmıştır. Densimet, anayapı içinde ya nikel-demir ya da nikel-bakır kombinasyonları içeren tungsten bağının küçük kürelerinden oluşur. Bununla birlikte diğer tungsten alaşımlarının tersine (örneğin; tungsten renyum), Densimet geleneksel metotlarla kolayca işlenir ve ham malzeme için düşük maliyetine sahiptir [6].

#### **1.1.2.1.2.4. Karbür ve Metal-Matriks Kompozitler**

Karbürler (veya sermetler) genellikle işleme takımları olarak, ortam sıcaklıklarında üstün aşınma özellikleri ve makul kırılma tokluğu gibi özellikleri nedeniyle kullanılmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda iyi performans sergilerler. Güçlendirilmiş faz olarak kullanılan TiC metal-matriks kompozitler, bakır alaşımlar için takım malzemesi olarak kullanılmıştır. Hem sinterlenmiş TiC:Ni:W hem de sıcak preslenmiş TiC:Ni:Mo alaşımlar, bakır alaşımlarının sürtünme karıştırma işlemleri sırasında kullanıldığında takım daldırma süresince çatlayan gevrek bir yapı oluşturabilmektedir [6].

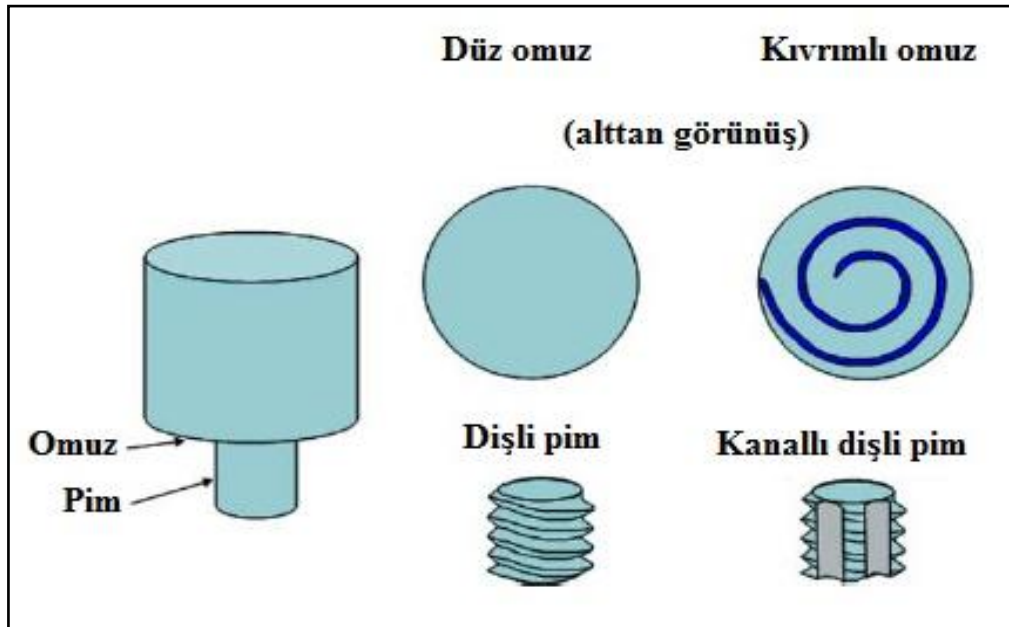
#### **1.1.2.1.2.5. Kübik Bor Nitrür**

Çok kristalli kübik bor nitrür orjinal olarak takım çelikleri, dökme demirler ve süper alaşımların işlenmesi için geliştirilmiştir. Son zamanlarda, PCBN sürtünme karıştırma takım malzemesi olarak özellikle yüksek sıcaklık alaşımları için ün kazanmıştır. PCBN yoğun malzeme işleme uygulamalarındaki performansına dayanılarak sürtünme karıştırma takım malzemesi olarak seçilmiştir. Yüksek takım maliyetleri (aşırı imalat metotları yüzünden) ve düşük kırılma tokluğu PCBN takımları kullanılırken dikkat edilmesi anlamına gelir. Başarılı PCBN sürtünme karıştırma kaynakları ferritik çelikler, ikili faz çelikleri, ostenitik paslanmaz çelikler, tip 430 paslanmaz çelikler, sınıf 40 gri dökme demir, nikel bazlı alaşımlar, Narloy Z, NiAl bronz, Invar, bakır, Sonoston, ince taneli çelikler ve Nitinol ile yapılmıştır [6].

### 1.1.2.2. Takım Geometrisi

Takım geometrisi, sürtünme karıştırma uygulamalarının gelişiminde en etkili bakış açısidir. Takım geometrisi malzeme akışında kritik bir rol oynar ve enine hareket hızını kontrol edebilir. Bir SKK takımı Şekil 8’de şematik olarak gösterilen omuz ve pimden oluşur. Takım iki ana işleve sahiptir: (a) sınırlandırılmış ısıtma ve (b) malzeme akışı. Takım dalmasının başlangıç safhasında ısıtma, öncelikle iş parçası ve pim arasında sürtünmeden oluşur. Biraz ilave ısınma malzemenin deformasyonundan kaynaklanır. Takım, omuz iş parçasına temas edene kadar daldırılır. Omuz ve iş parçası arasındaki sürtünme, ısıtmanın en büyük bileşenini oluşturur. Isıtma açısından, pim ve omuzun oransal büyüklüğü önemlidir ve diğer tasarım özellikleri kritik değildir. Omuz aynı zamanda malzemenin ısınan hacmini için sıkışmayı sağlar. Takımın ikinci işlevi malzemeyi karıştırmak ve yer değiştirmektir. Mikroyapı ve özelliklerin tekdüzeliği yanı sıra işlem yükleri, takım tasarımı tarafından yönetilir. Genellikle içbükey omuz ve silindirik pimler kullanılmaktadır [6].

Malzeme akışının anlaşılmasında bazı gelişmeler ve artan tecrübe ile takım geometrisi önemli şekilde geliştirilmiştir. Karmaşık özellikler, işlem yüklerini azaltma ve malzeme akışı ile karışımı değiştirmek için eklenmiştir [6].



Şekil 8. SKK takımı şematik çizimi [6].



### 1.1.2.2.1. Takım Omuzlarının Tasarımı

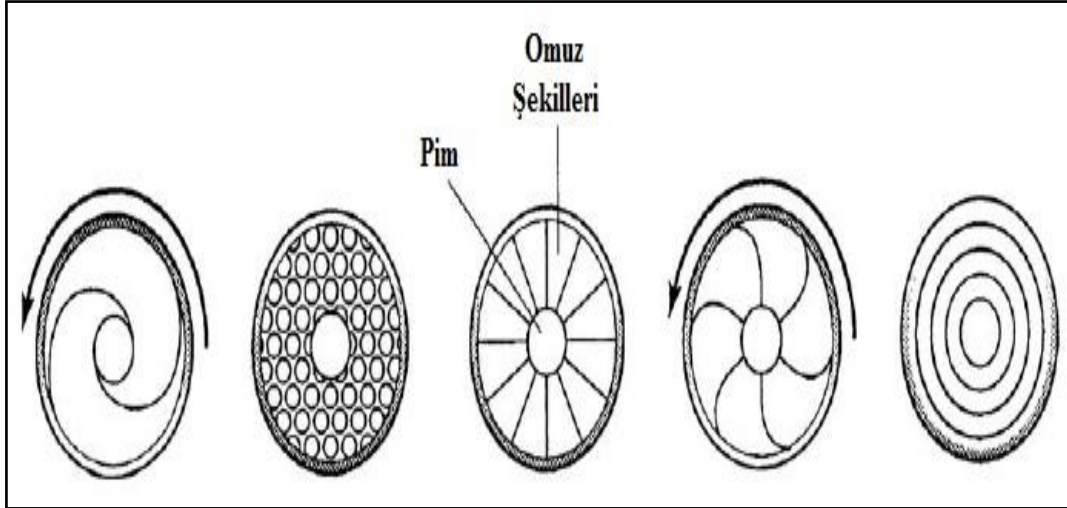
Takım omuzları, iş parçasının yüzey ve alt yüzey bölgelerine ısı üretmek (sürtünme ve malzeme deformasyonu vasıtasıyla) için tasarlanır. Kalın iş parçalarında pim ısının çoğunluğunu üretirken, ince levhada takım omuzu deformasyon ve sürtünmeden kaynaklanan ısının çoğunluğunu üretir. Aynı zamanda, omuz kaynak birleşmesi için gerekli aşağı dövme hareketini üretir [6].

#### 1.1.2.2.1.1. İçbükey Omuz

İlk omuz tasarımı içbükey omuzdu, standart tip omuz olarak anıldı ve halen sürtünme karıştırmada en genel omuzdur. İçbükey omuzlar kaliteli sürtünme karıştırma kaynakları üretir ve basit tasarımıyla kolayca işlenir. Omuz içbükeyliği 6 ile 10 derece arasında, pim ve omuzun kenarı arasında küçük bir açı tarafından üretilir. Takım daldırma süresince pim tarafından malzeme yer değişimi, takım omuzu içinde kovuğun içine beslenir. Bu malzeme omuzun dövme hareketi için bir hazne olarak hizmet eder. Takımın ileriye hareketi omuz kovuğu içine yeni malzemeyi zorlar, pimin akışı içerisine doğru var olan malzemeyi iter. Omuz tasarımının uygun işletmesi hareket doğrultusundan iş parçasının normaline 2 ile 4 derece takım eğimi gerektirir. İçbükey omuz ile üretilen sürtünme karıştırma kaynaklarının çoğunluğu doğrusaldır; doğrusal olmayan kaynaklar sadece makine tasarımı köşeler etrafında takım eğimini sürdürebilirse mümkündür (mesela çok eksenli SKK makinesi) [6].

#### 1.1.2.2.1.2. Omuz Şekilleri

SKK takım omuzları, omuz tarafından üretilen malzeme deformasyonunun miktarını arttırmak için farklı şekilleri içerebilir ve artan iş parçası karışımı ve yüksek kalite sürtünme karıştırma kaynağı ile sonuçlanır. Bu şekiller kıvrımlar, çıkıntılar veya tırtıllı şekiller, oluklar ve eşmerkezli dairelerden oluşabilir (Şekil 9) ve herhangi takım omuz profili üstüne işlenebilir (içbükey, düz ve dışbükey). Halen omuzların şekillerinin üç tip örneği yayınlanmıştır: kürek şekilli aralılar, eş merkezli halkalar ve kıvrımlar [6].



Şekil 9. Omuz verimliliği ve malzeme akışını geliştirmek için kullanılan farklı omuz şekilleri [6].

#### 1.1.2.2.1.3. Kıvrımlı Omuz

Kıvrımlar gözlenen en genel omuz şeklidir. Tipik kıvrımlı omuz takımı, omuzun kenarından merkeze doğru spiral kanal kesimi ile düz yüzeyden oluşur (Şekil 10). Kanallar omuzun kenarından pime deformasyona uğramış malzemeyi yönetir böylece takımın eğim ihtiyacı elenir. Takım eğimini kaldırmak sürtünme karıştırma makinesi tasarımını basitleştirir ve karmaşık doğrusal olmayan kaynak modellerinin üretimini kabul eder. İçbükey omuz takımlar, takım hareket hızı arttırıldığında iş parçası yüzeyinden kaldırma eğilime sahiptir. İçbükey omuz kıvrımlı omuz ile değiştirildiğinde, takım kaldırma azalır ve kaynak hızı artar. Kıvrımlı omuzun ek avantajı, içbükey takım tarafından üretilen alttan oyulmanın ortadan kaldırılması ve kıvılcımda karşılıklı azalmadır. Aynı zamanda takımın iş parçasına dik olması yüzünden, normal kuvvetler içbükey takımlardan daha düşüktür, hem dikey hem enine doğrultularda omuzu yeterli temasta tutmak için yük uygulanmalıdır. Ek olarak kanal içerisindeki malzeme, plaka yüzeyinden sürekli makaslanır, o sebeple yüzeyde deformasyon ve sürtünme ısı artar [6].

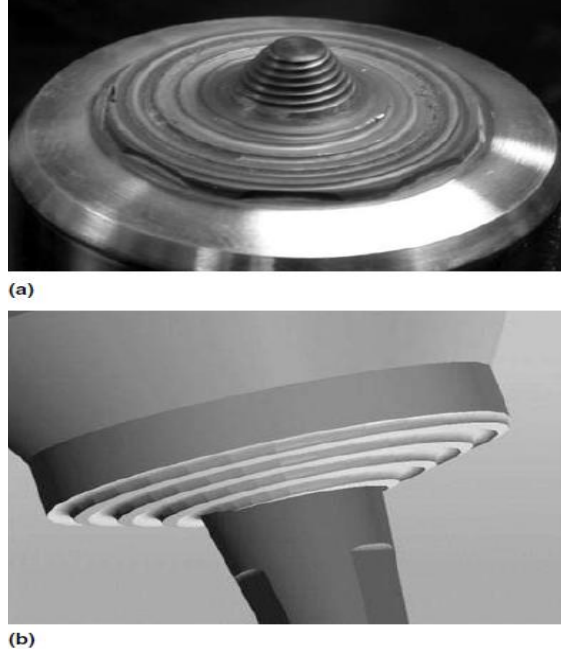


Şekil 10. Kıvrımlı omuz takımının fotoğrafı ve üç kat içeren tepesi kesilmiş koni pim [6].

Kıvrımlı omuz takımları, iş parçası ile takımın 0,1 ile 0,25 mm genişliğinde teması ile kullanılır, bu değerler dışında fazladan takım-iş parçası teması belirgin miktarda kırılcım oluşturacaktır [6].

#### 1.1.2.2.1.4. Dışbükey Omuzlar

Sürtünme karıştırma takım omuzları aynı zamanda dışbükey profile sahip olabilir. Dışbükey omuz ile takım kullanımı için TWI'de ilk teşebbüsler başarısızdı, çünkü dışbükey şekil malzemeyi pimdten öteye itti. Pürüzsüz dışbükey takım ile tek rapor edilen başarı 5 mm çaplı takım omuzu idi ve 0,4 mm levha ile sürtünme karıştırma yapıldı. Daha kalın malzeme için dışbükey omuz takımlar sadece dışbükey şekle kıvrımlar eklenerek gerçekleştirildi. Dışbükey şeklin avantajı, dışbükey boyunca herhangi bir yerde takımın dış kenarı iş parçasına tutunma ihtiyacı gerektirmez. Böylece, kıvrımın herhangi bir kısmı iş parçasına tutunduğunda malzemeyi pime doğru taşıyarak sağlam kaynak üretilir. Bu takım tasarımı iş parçası ile omuz arasındaki temas alanında geniş bir esnekliği kabul eder (omuz tutunma miktarı kaynak kalitesinin kaybı olmadan değişir), uyumsuz tolerans birleşmesini iyileştirir, farklı kalınlıkta iş parçaları birleşmesini kolaylaştırır ve karmaşık eğrilikleri kaynak yeteneğini iyileştirir. Dışbükey omuz profili ya pahlanabilir ya da kavislenebilir (Şekil 11) [6].



Şekil 11. Konveks omuz tanımları: (a) kavisli veya (b) pahlı geometriler [6].

#### 1.1.2.2.2. Pim (Prob) Tasarımları

Sürtünme karıştırma pimleri, birleşme yüzeylerine sürtünme ve deformasyon ısısı oluşturur. Pim, iş parçasının birbirine temas eden yüzeylerini karıştırarak takımın önündeki malzemeyi dağıtmak ve malzemeyi takımın arkasına hareket ettirmek için tasarlanmıştır. Ek olarak, deformasyon derinliği ve takım hareket hızı pim tasarımı tarafından yönetilir [6].

##### 1.1.2.2.2.1. Yuvarlak-Alt Silindirik Pim

Orijinal SKK patentinde belirtilmiş pim, yuvarlak bir dip ile silindirik vida dişinden meydana gelir (Şekil 12). Vida dişleri, malzemeyi omuzdan pimin dibine kadar taşımak için kullanılır; örneğin, saat yönünde dönen bir takım sol vida dişleri gerektirir. Pim takımı için yuvarlak veya kubbeli son, daldırma üzerine takım aşınmasını azaltır ve pimin dibi, altında bulunan kaynak kökünün kalitesini artırır. En iyi kubbe yarıçapı pim çapının % 75'i olarak belirtilmiştir. Kubbe yarıçapı azalması (düz dip takıma doğru), yüksek olasılıkla özellikle doğrudan pimin aşağısında kötü kaynak kalitesiyle karşılaşılmasını doğrulamıştır. Silindirik pim tasarımının çok yönlülüğü, kullanıcı ihtiyaçlarına uygun pim

uzunluğu ve çapını kolayca değiştirilebilmesini sağlar. Aynı zamanda, diş diplerinde yarıçap işlenmesi, dişlerin koknde gerilme yığılmalarını bertaraf ederek takım ömrünü arttıracaktır [6].



şekil 12. İçbükey omuz ile yuvarlak-alt pimin fotoğrafı [6].

#### 1.1.2.2.2. Düz-Alt Silindirik Pim

Düz-alt silindirik pim (şekil 6) en genel kullanılan pim tasarımıdır. Yuvarlak-alt pimden düz alt pime değişim, geometrik argümana nitelendirilebilir. Dönen silindirin yüzey hızı silindirin merkezinde sıfırdan silindirin kenarında maksimum değere artar. Pim ve metal arasındaki sürtünme katsayısı ile yerel yüzey hızı çiftleşmesi, sürtünme karıştırma süresince deformasyonu sağlar [6].



şekil 13. Düz-alt pimin fotoğrafı [6].

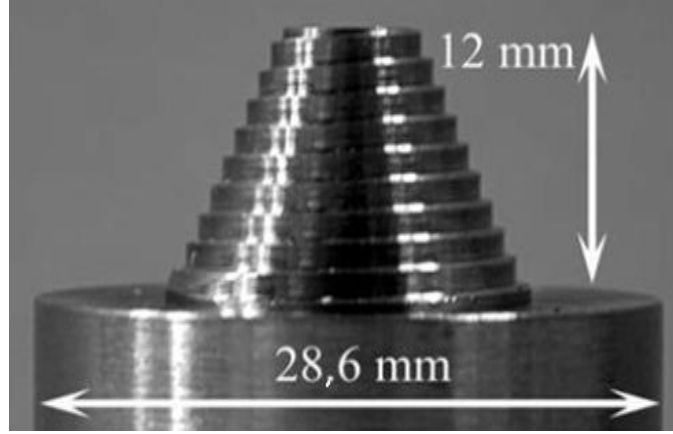
### 1.1.2.2.3. Tepesi Kesilmiş Konik Pimler

Silindirik pimlerin 12 mm'ye kadar kalın alüminyum plaka için yerli olduğu bulunmuştur, fakat araştırmacılar daha yüksek hareket hızlarında kalın plakaları sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirmek istemiştir. Silindirik pimin basit bir değişikliği tepesi kesilmiş konik pimidir (Şekil 14). Tepesi kesilmiş konik pimler, daha düşük enine yüklere (silindirik pimle karşılaştırıldığında) sahiptir ve tepesi kesilmiş koni pim büyük moment yüklerini taşıyabilir.



Şekil 14. Tepesi kesilmiş koni pim ve dışbükey omuz sürtünme karıştırma kaynağı takımı [6].

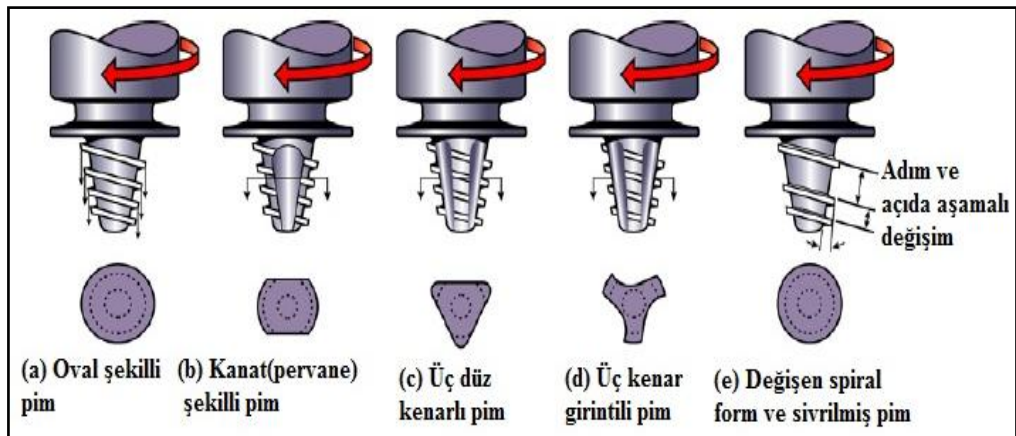
Tepesi kesilmiş koni pimin bir varyasyonu adım spiral pimidir (Şekil 15), yüksek sıcaklık malzemeleri için geliştirilen bir tasarımıdır. Ni-Al bronzun sürtünme karıştırma işlemesi boyunca, vida dişli profillerde bozulmalar görülmüştür ve dişsiz takımlar da 6 mm derinlikte deformasyon bölgeleri elde etmek kullanıldığında yeterli malzeme akışı üretememiştir. Böylece, adım spiral takım 1000°C sıcaklıklarda sağlam kalabilen özelliklerle ve malzeme akışını uygun şekilde sağlaması için tasarlanmıştır. Adım spiral kare kenara sahiptir ve bir adım ile takip eden adım arasında asla bir girinti şekillenmez. Aynı zamanda, bazı PCBN takımları pim tarafından malzeme deformasyonunun hacminin artması için adım spiral pim şeklinde tasarlanmıştır [6].



Şekil 15. Adım spiral pim fotoğrafı [6]

#### 1.1.2.2.4. Helezon Pim

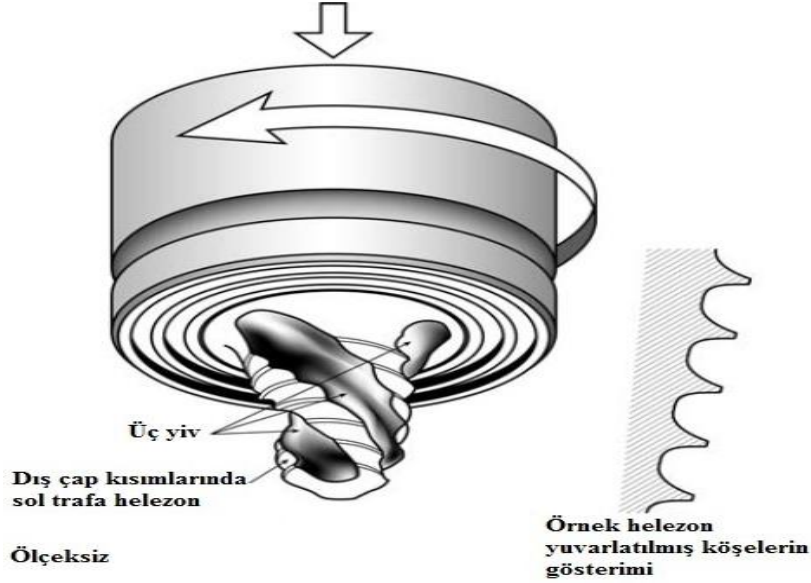
Pim tasarımlarında sonraki evrim Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilen helezon pimdir. Helezon pim, benzer çapa sahip silindirik pime göre % 60 civarı yer değiştirme hacmini kısar. Yer değiştirme hacmini kısma aynı zamanda çapraz yükleri azaltır, takım hareket hızlarını daha çabuk olmasını sağlar. Tepesi kesilmiş konik pim ve helezon pim arasındaki anahtar farklılık pim yüzeyinde helezoni sırtın tasarımıdır. Helezon pim olduğu takdirde, helezoni sırt, dış dişten daha fazladır, fakat helezoni sırt bir delgi gibi hareket eder, aşağı doğru temiz bir hareket üretir. Helezon pimin çeşitleri dairesel, oval, basık veya girinti pim kesitlerini kapsar (Şekil 16) [6].



Şekil 16. Helezon pim çeşitlerin taslakları: (a) Oval-şekilli pim, (b) Kanat (pervane) şekilli pim, (c) Üç-düz-kenarlı pim, (d) Üç-kenarlı girintili pim, (e) Değişen spiral form ve sivrilmiş pim [6].

### 1.1.2.2.5. MX Triflute (Üç yivli) Pim

Mx Triflute pim helezon pimin daha incesidir (Şekil 17). Helezoni sırtta ek olarak, MX Triflute pim helezoni sırttan içeriye üç yiv kesiği içerir. Yivler silindirik pimin yer değiştirme hacmini % 70 civarı düşürür ve kaynak hattında ek deformasyon sağlar [6].



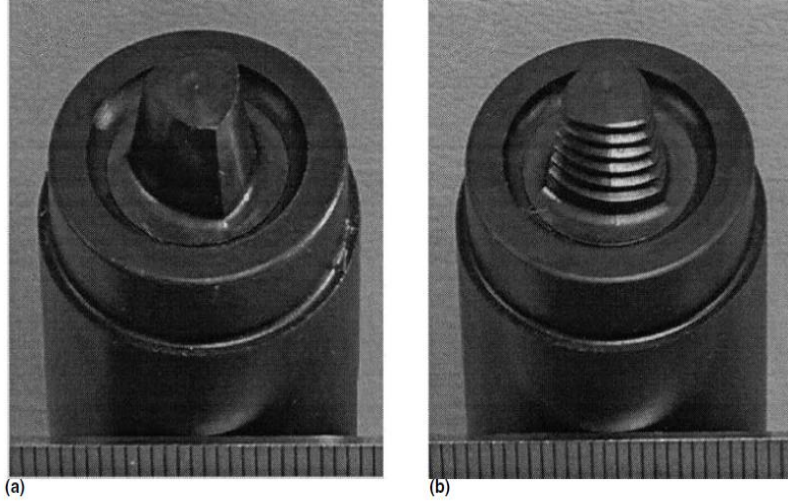
Şekil 17. MX Triflute (üç yivli) pimin taslağı [6].

### 1.1.2.2.6. Trivex Pim

İki boyutlu sayısal akışkanlar dinamiği simülasyonları bir dizi pim tasarımı etrafında malzeme akışını incelemek için kullanıldı. Simülasyonlar, minimum enine yükü üretmiş profili kurmak için 2-D pim profilleri üzerinde yeni bir kayma modeli kullandı. En uygun 2-D pim profili iki versiyonu üretmek için kullanıldı: özelliği olmayan Trivex pim ve vida dişli MX-Trivex pim (Şekil 18) [6].

Bu tekniğin kullanımı kaynak enine yükünü Trivex profil vasıtasıyla azalttığını göstermiştir. MX-Trivex takımındaki vida dişlerinin daha güçlü birleşmeye yol açarak oksit dağılımına yardım ettiği düşünülmüştür. Trivex takım, MX-Trivex veya MX-Triflute takımlardan daha kolay imalatı ve karşılaştırılabilir kaynak dayanımı ile dikkate değerdir. Vida dişlerinden kaçınmak aynı zamanda dişlerin çatlak başlangıç yerleri olarak davranması yüzünden takım yorulma dayanımı için faydalıdır [13].





Şekil 18. Detaylı gösterimler: (a) Trivex ve (b) MX Trivex pimler. Ölçek milimetredir [6].

#### 1.1.2.2.2.7. Vida Dışsız Pimler

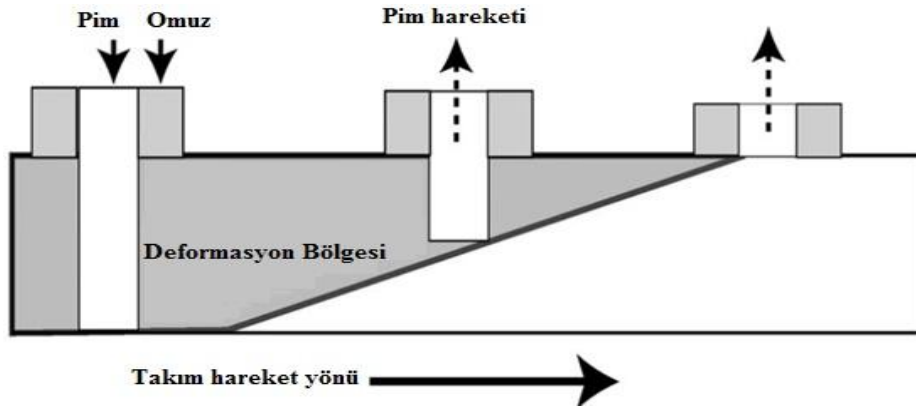
Özel SKK uygulamaları için kullanışlıdır, diş özellikleri kırılma veya ağır aşınmasız sağlam kalmaz. Ağır saldırgan çevreler altında (yüksek sıcaklık veya yüksek aşındırıcı kompozit alaşımlar) işletilen takımlar, aşırı pim aşınmasından alıkonamaz; bu koşullarda pimler sağlam özelliklerle basit tasarımlardan oluşur. Örneğin, ilk PCBN pimler tepesi kesilmiş koni ile üç kattan oluşan tipte paslanmaz çelikleri sürtünme karıştırma kaynak edebilmek için tasarlandı (Şekil 19). İnce levhaları sürtünme karıştırma kaynağı için kullanılan takımlar küçük yüzey alanlı ince pimlerdi. Herhangi diş ekleme pimde şiddetli zayıflamaya ve erken pim hatasına sebep olabilmektedir. Dişsiz pimler aynı zamanda kasten kusurlu kaynak üretmek için kullanılmıştır ve malzeme akışı çalışılmıştır [6].



Şekil 19. Vida dışsız pim takımının örneği. Çok kristalli kübik bor nitrid pim takımı ile üç düz pim tipi [6].

#### 1.1.2.2.8. Geri Çekilebilir Pimler

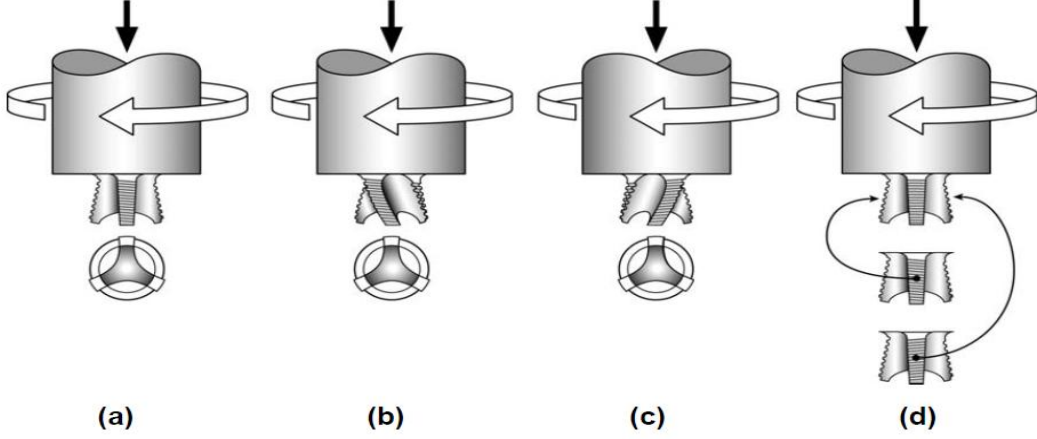
Geri çekilebilir pim takımı (Şekil 20) dönen omuz içerisinde SKK süresince pim uzunluk ayarına izin vermek için harekete geçirilen pimden oluşur. Bu takımların normal işletme tarzları, takım ileriye hareketinde belirlenen bir hızda pimi geri çekebilmezdır. Bu çevresel sürtünme ile karıştırma kaynaklarında çıkış deliğinin kapanması sağlanabilir. Aynı zamanda, pim uzunlukları bilinen kalınlık değışimleri ile iş parçalarında tam tesirli kaynakları mümkün kılmak için ayarlanabilmektedir [6].



Şekil 20. Geri çekilebilir pim takım teknolojisinin örneği, pim omuz içerisine tamamiyle geri çekilmektedir (soldan sağa), dolayısıyla çıkış deliğini giderir (deformasyon bölgesi tarafından gösterildiği gibi) [6].

### 1.1.2.2.9. Flared (Çan tipli)-Triflute Pimler

Bir Flared-Triflute pimde, pimın alt tarafı çalı süpürgesi benzeri profile neden olarak dışa doğru çan gibi genişler (Şekil 21). Bu profil, pimın süpürme ve statik hacmini artırır ve SKK kalite gelişimi için pimın alt tarafı çevresinde akış desenini değiştirir [6].

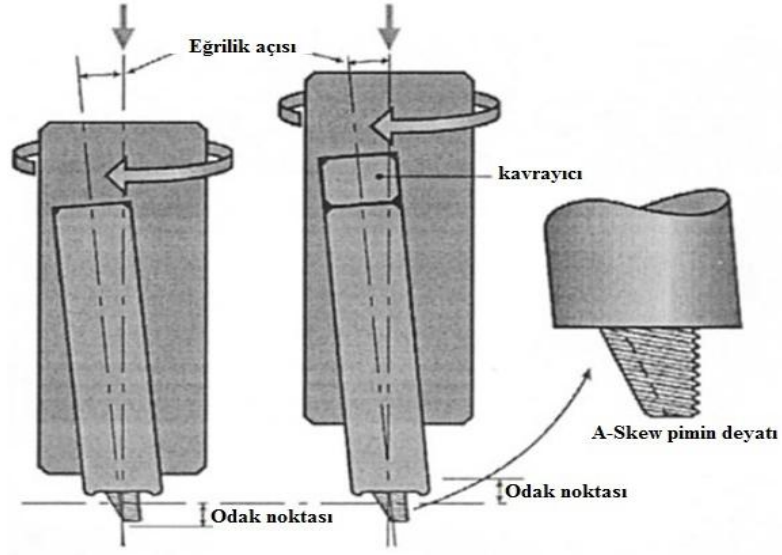


Şekil 21. Dört farklı Flared-Triflute (Çan eğrisi- Üç yivli ) pim takımı çeşitlerinin taslakları: (a) Nötr (tarafsız) yivler, (b) Sol-taraf yivler, (c) Sağ-taraf yivler, (d) Sırt detayı, sırt dişleri tarafsız, sol veya sağ taraflı olabilir [6].

### 1.1.2.2.10. Skew-Stir (Eğri karıştırma) ve A-Skew Serisi Pimler

Sürtünme karıştırma kaynağı uygulaması için geliştirilen Skew-Stir serisi pim, pim ekseninin iş mili eksenine göre biraz eğim verilmesi ile diğer pimlerden ayrılır. Skew-Stir serisi pimler, dinamik süpürme hacmi ile statik hacim arasındaki oranı pimın eğik hareketi ile artırılabilmektedirler. Bu oran, boşluk oluşumunu gidermede veya azaltmada ve işlem verimliliğini yükseltmede önemli bir faktördür [10].

Omuz yüzeyi, eğik takım eksenine göre belirli bir eğim oluşturmaktadır (Şekil 22). Omuz, iş parçası üzerinde iken dairesel hareket yapar. Takımın odak noktası, iş parçası yüzeyine veya iş parçasının herhangi bir noktası üzerine geldiğinde, omuzun temas yüzeyi esken dışı bir yörüngede hareket eder. Ayrıca, omuzun bu yörünge hareketi, omuzun eğrilik açısına ve odak noktası ile levhanın üst yüzeyi arasındaki mesafeye bağlıdır. Eğrilik açısı ve aradaki mesafe arttıkça, omuzun hareket sahası da artacaktır [10].



Şekil 22. Farklı odak noktaları ve Skew-Stir pimin detay gösterimi ile A-Skew pimin detay görünümü [6].

### 1.1.2.2.3. Takım Boyutları

Pim uzunluğu, iş parçası kalınlığı, takım eğimi ve pim sonu ile alt destek (örs) arasında istenen açıklık tarafından belirlenir. Pim çapları enine yükler yüzünden kırılmayacak yeterlilikte geniş olmalıdır fakat aynı zamanda malzeme soğumadan önce takımın arkasında iş parçası malzemesinin birleşmesine izin verecek küçüklükte olmalıdır. Kaynak enstitüsü ilk çalışması, takım tasarımına destek için omuz çapının pim çapına uygun bir oranını önermiştir. Bununla birlikte oran (2,5 ile 1 ve 3 ile 1 arasında) alüminyum alaşım bileşimine bağlıydı ve sadece 6 mm kalın plakaya uygulandı. İş parçası kalınlığının artması, omuzdan termal girişi azaltır ve pimin daha fazla termal enerji sağlaması gerekir. Böylece, 6 mm plaka için belirlenmiş omuz çapının pim çapına oranı boşluksuz bir kaynak üretebilir, bu 12 mm'den kalın plakalar için uygun olmayabilir. Aynı zamanda, alüminyumdan daha düşük termal iletkenlik içeren diğer iş parçası malzemeleri, alüminyumda kullanılan takımlardan daha küçük omuz çapları (normal yükleri azaltarak) ile sürtünme karıştırma yapılabilir. Tablo 3'te düz-alt pimler için bazı takım boyutlarının örneği verilmektedir.

Tablo 3. İş parçası malzemesi için sürtünme karıştırma takım boyutlarının özeti [6].

Omuz Çapı		Silindirik pim çapı		Omuz-pim oranı	İş parçası malzemesi ve kalınlık, mm
mm	in.	mm	in.		
13	0,5	5	0,2	2,6:1	6061-T6 Al, 3mm
20-30	0,8-12	8-12	0,3-0,5	2,5:1, 1,6:1	7050, 2195, 5083, 2024, 7075 Al, 6,35 mm
23	0,9	8,2	0,32	2,8:1	2024-T351 Al, 6,4 mm
20-16	0,8-0,6	6	0,24	3,3:1- 2,7:1	5083 ve 6061 Al, 5,5 mm
12	0,5	4	0,16	3:1	1050 Al ve oksijensiz bakır, 1,8 mm
25,4	1,0	7,87	0,31	3,22:1	7075-T7351 Al, 9,53 mm
23	0,9	8,4	0,33	2,7:1	2524-T351 Al, 6,4 mm
20	0,79	4	0,16	5:1	6064 Al ile karbon çeliği, 4,5 mm
23	0,9	8,2	0,32	2,8:1	2024-T351, 7 mm
10	0,4	3,8	0,15	2,6:1	2095 Al, 1,63 mm
25	1,0	9	0,35	2,8:1	5251 Al, 5 mm

### 1.1.3. Takım Devir Sayısı ve Takım İlerleme Hızı

SKK için iki parametre çok önemlidir: saat yönünde veya saat yönünün tersine takım devir sayısı ( $n$ , dev/dak) ve birleşme hattı boyunca takım ilerleme hızı ( $v$ , mm/dak). Takım dönüşü, dönen pim etrafında malzemenin hareket etmesi ve karışması ile sonuçlanır ve takım ötelemesi, karışmış malzemeyi pimin önünden arkasına doğru iletir ve kaynak işlemi biter. Yüksek takım devir sayısı, yüksek sürtünme ısı ve malzemenin yoğun karışımı nedeniyle yüksek sıcaklık üretir. Bununla birlikte, iş parçası ile takım yüzünün sürtünme bağlantısı ısınmayı yönlendirecektir. Dolayısıyla artan takım devir sayısı ile ısınmada monoton artmanın sürtünme katsayısı olarak ara yüzde artan takım devir sayısı ile değişeceği beklenmez [8].

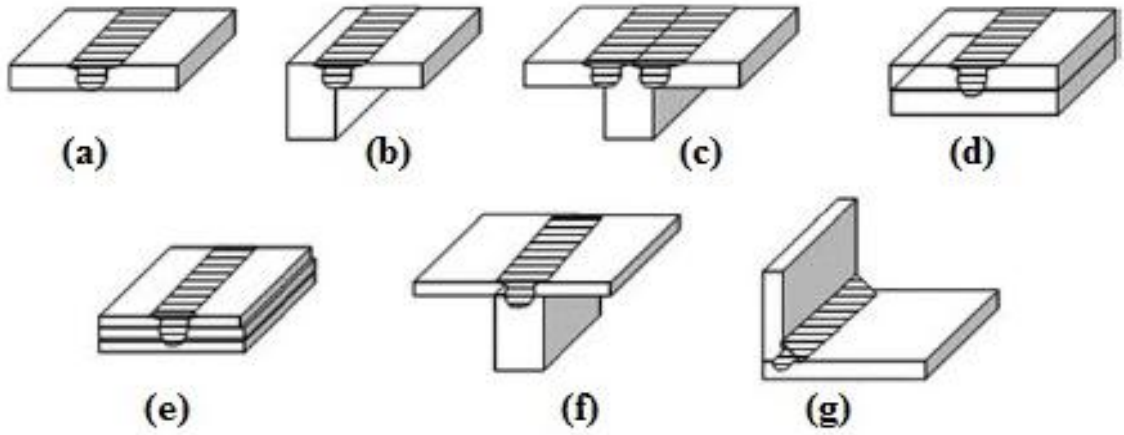
Takım dönüş hızı ve ilerleme hızına ek olarak başka bir önemli işlem parametresi, mil açısı veya iş parçası yüzeyine göre takım eğimidir. Uygun bir dönme eğimi, takım omzunun dişli pim yardımı ile karışmış malzemeyi tutmasını ve pimin önünden arkasına doğru malzemenin verimli bir şekilde hareketini sağlar. Dahası, pimin iş parçasının içine giriş derinliği (aynı zamanda hedef derinlik olarak adlandırılır), pürüzsüz takım omuzları ile sağlam kaynak üretmek için önemlidir. Pimin giriş derinliği, pim yüksekliği ile ilgilidir. Giriş derinliği çok yüzeysel ise, takım omuzu orijinal iş parçası yüzeyine temas etmez. Böylece dönen omuz, karışan malzemeyi pimin arkasından önüne doğru etkin bir şekilde

taşıyamaz ve bu durumda iç kanal veya yüzey oluşu ile kaynak oluşumu sonuçlanır. Giriş derinliği çok fazla olursa, takım omuzu aşırı parlama yaratarak iş parçansa dalar. Bu durumda önemli bir içbükey kaynak üretilir ve kaynak edilmiş parçaların yerel incelmesine yol açar. ‘Kıvrılmış’ takım omzunun son gelişmeleri sıfır derece eğimimi ile sürtünme karıştırma kaynağına izin verdiği unutulmamalıdır. Böyle takımlar özellikle kavisli birleştirmeler için tercih edilmektedir [8].

Ön ısıtma veya soğutma, aynı zamanda bazı özel SKK işlemleri için önemli olabilir. Yüksek erime noktasına sahip çelik ve titanyum veya yüksek iletkenliğe sahip bakır gibi malzemeler için sürtünmeden ve karıştırmadan oluşan ısı, dönen takım etrafında malzemenin yumuşaması ve yoğrulması için yeterli olmayabilir. Böylece, sürekli kusursuz kaynağı üretmek zordur. Bu durumda ön ısıtma ve ek harici ısıtma kaynağı malzeme akışına ve işlem çerçevesinin yükselmesine yardım edebilir. Diğer taraftan, alüminyum ve magnezyum gibi düşük erime noktasına sahip malzemeler için soğuma, yeniden kristalleşmiş tanelerin geniş ölçüde büyümesi ile karıştırılmış bölge etrafında ve içinde güçlendirici çökeltilerin çözünmesini azaltır [8].

#### **1.1.4. Birleşme Yeri Tasarımı**

SKK için en uygun bağlantı kurulumları alın ve bindirme bağlantılarıdır. Basit bir küt alın birleşimi Şekil 23.a’da gösterilmektedir. Aynı kalınlıklara sahip iki plaka veya sac, bir takviye plakası üzerine yerleştirilir ve birleşme yüzeylerinin farklı kuvvetlere maruz kalmasını önlemek için sıkıca kenetlenir. Takımın başlangıç dalışı süresince kuvvetler oldukça büyüktür ve bağlantı kurulumundaki plakaların ayrılmamasını sağlamak için fazla özen gerekmektedir. Dönen bir takım birleşme hattına daldırılır ve takım omuzu plakaların yüzeyi ile yakın temas içinde olduğunda bu hat boyunca ilerler ve bitişik hat boyunca bir kaynak gerçekleştirir. Diğer taraftan basit bir bindirme kaynağı için, iki üst üste konmuş plaka veya sac, bir takviye plakası üzerine kenetlenir. Dönen bir takım dikey olarak üst plakaya daldırılır ve istenen yön boyunca ilerletilir ve iki plaka birleştirilir (Şekil 23.d). Diğer çoğu kurulumlar alın ve bindirme kombinasyonları ile üretilebilir. Alın ve bindirme kurulumlarından ayrı olarak iç köşe birleştirme gibi (Şekil 23.g) bağlantı tasarım türleri, bazı mühendislik uygulamaları için ihtiyaca göre mümkündür [8].



Şekil 23. SSK için bağlantı kurulumları: (a) küt alın birleştirme, (b) dış köşe birleştirme, (c) T-alın birleştirme, (d) bindirme, (e) çoklu bindirme, (f) T-bindirme, (g) İç köşe birleştirme [8].

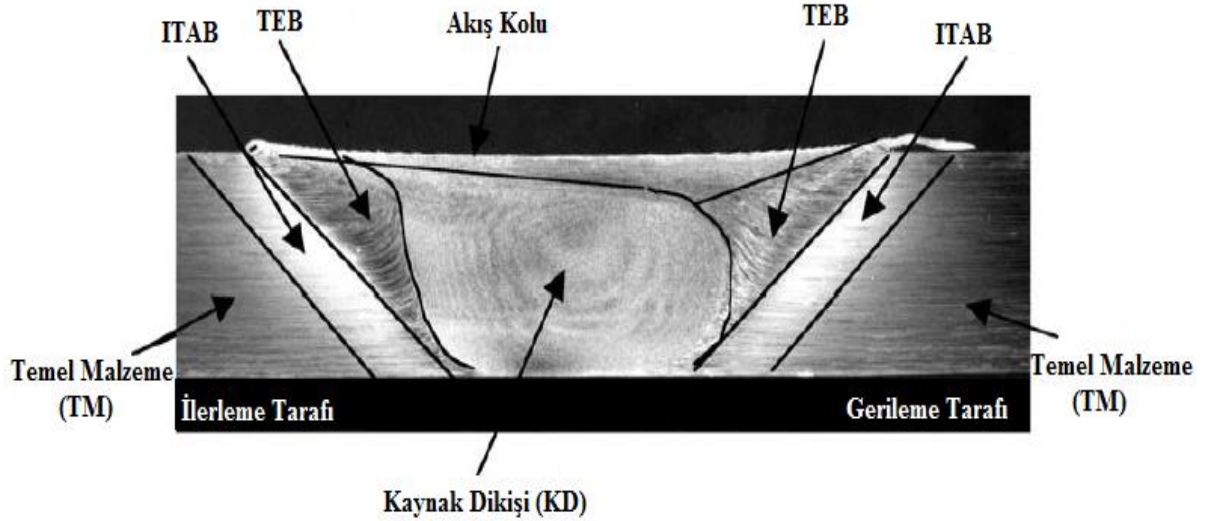
SSK ile yapılan alın ve bindirme birleştirmeler için özel bir hazırlığa ihtiyaç olmadığını dikkate almak önemlidir. İki temiz metal, plakaların yüzey koşulları hakkında herhangi önemli endişe olmadan alın ve bindirme birleşmeleri şeklinde kolayca birleştirilebilir [8].

### 1.1.5. Sürtünme Karıştırma Kaynağında Farklı Mikroyapısal Bölgeler

Sürtünme karıştırma kaynağı sonrası birleştirilen malzemelerde farklı mikroyapısal bölgeler oluşmaktadır [6]. Sürtünen takım ile birleştirilen kaynak bağlantılarının kaynak bölgesinde soğan halkaları şeklinde oluşan tipik desenlere rastlanmaktadır ve bu desenler kaynak edilen alaşım türüne ve kaynak işlem parametrelerine bağlıdır [14]. Bu kaynak yönteminde kaynak bölgesinin dört farklı bölgeden oluştuğu Şekil 24’te gösterilmiştir. Ayrıca gerçekleştirilmiş bir kaynak üzerinde bulunan bölgelerde Şekil 25’te oluşan bölgeleri kapsayacak şekilde gösterilmiştir.



Şekil 24. Sürtünme karıştırma kaynaklı malzemenin enine kesitinde mikroyapısal bölgeler: A, etkilenmemiş bölge veya temel malzeme; B, ısı tesiri altındaki bölge; C, termomekanik olarak etkilenmiş bölge; D, Kaynak dikişi [6].



Şekil 25. Sürtünme karıştırma kaynağında farklı kaynak bölgelerinin gösterimi [6].

**A BÖLGESİ:** Temel malzeme (TM); Bu bölge, kaynaktan bir ısı çevrimiyle karşılaşmış olabilmesine rağmen, kaynaktan uzak, deforme olmamış, mikroyapısı ve mekanik özellikleri ısı tarafından etkilenmemiş bir bölgedir [6].

**B BÖLGESİ:** Isı tesiri altındaki bölge (ITAB); Bu bölge kaynak merkezine yakın dururken malzeme ısı çevrimden etkilenmiş, mikroyapısal ve/veya mekanik özellikleri değişmiştir. Bununla birlikte, bu alanda plastik deformasyon yoktur [6].



C BÖLGESİ: Termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TEB); Bu bölgede sürtünme karıştırma kaynak takımı, malzemeyi plastik deformasyona uğratmıştır ve aynı zamanda işleminden gelen ısının malzeme üzerinde etkisi olacaktır. Yeniden kristalleşme görülebilir [6].

D BÖLGESİ: Kaynak dikişi (KD); Tamamen yeniden kristalleşmiş bölge, bazen takım pimi tarafından önceden geçilmiş bölge olarak adlandırılan karıştırma bölgesi olarak anılır [6].

## 1.2. Nikel Alüminyum Bronzu

Nikel Alüminyum Bronz (NAB), mükemmel korozyon direnci, iyi kırılma tokluğu, yüksek sönümlenme kapasitesi ve iyi yorulma direnci gibi özellikleri yüzünden geniş ölçüde denizcilik uygulamalarında kullanılan bakır bazlı bir alaşımdır [25]. Nikel alüminyum bronz bir bronz değildir. Tek benzerlik her ikisinin de bakır alaşımı olmasıdır. Bakır ve kalayın bileşimi bronz, milattan önce 4000'lerde tunç devrinde keşfedilmiştir. Alüminyum bronzun bu malzeme ile ismini paylaşması gerçeği ise, bazı geçmiş söylencelerin bir parçası olmalıdır [15].

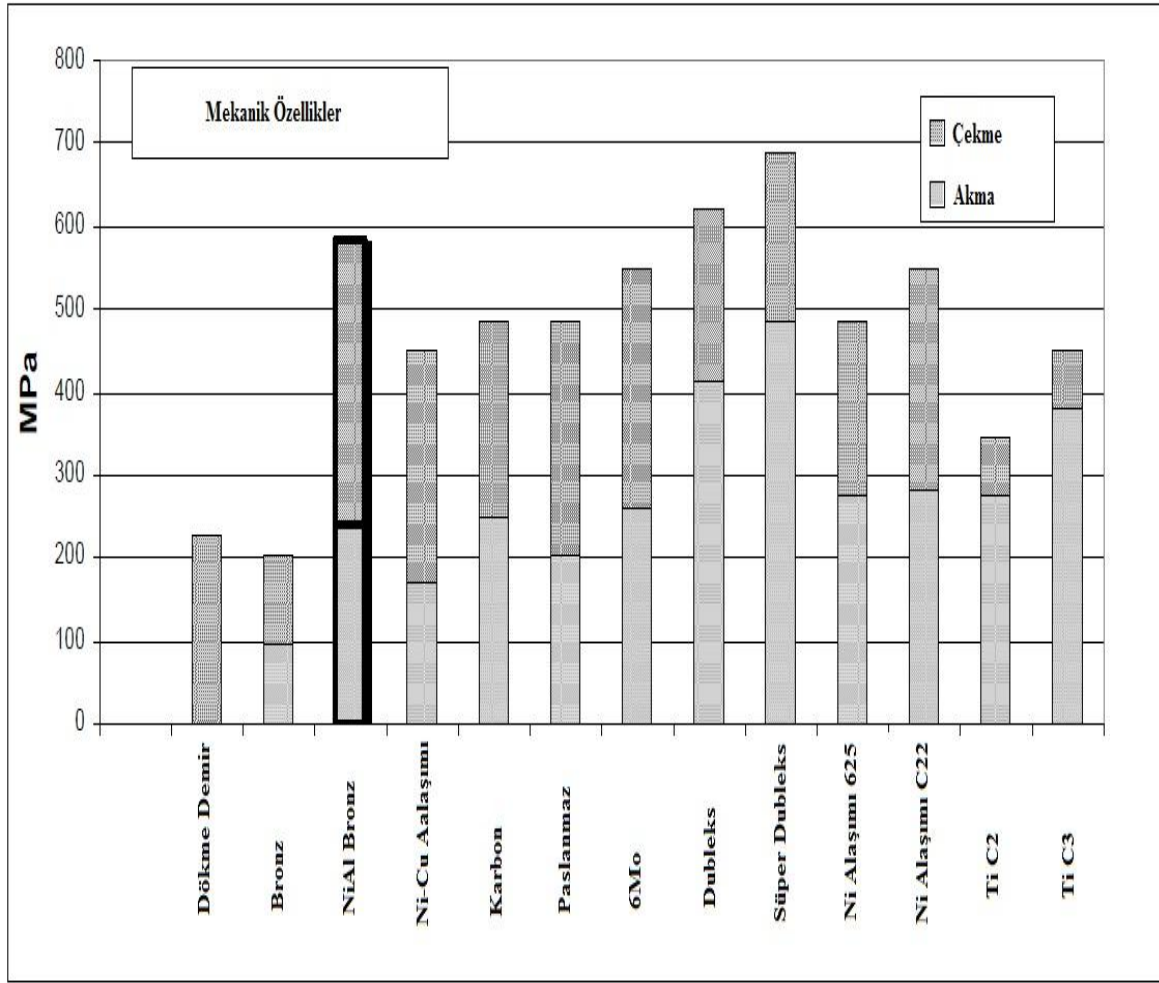
Bakır ve alüminyumun bileşimi ilk olarak 1800'lerin ortasında yerini aldı. Üretilmesi çok pahalıydı ve sonuç olarak metalurji uzmanları tarafından araştırma nesnesi olarak fazla kullanılmadı. Alüminyum bronz ve nikel alüminyum bronz nispeten yeni buluşlar olmuştur. Yüzyılın dönümünde ilave alaşım elementleri araştırılıyordu ve daha ilerici döküm olması ihtiyacı ile 1913'te Durville alüminyum bronz kütükleri yapmak için yatık pota işlemini tamamlamıştır. Durville yöntemi, kısmen sınırlı donma değeri yüzünden büzülme kusurları ve alaşımların oksit yayılma karakteristiklerinin üstesinden gelmek için gerekliydi. Bu çok başarılıydı ve dolayısıyla Fransa hükümeti (Cu9Al) alaşımı bozuk paralarda (50 Sent, 1 ve 2 Frank) kullandı [15,16].

Charles H Meigh bu işlemi daha da geliştirdi ve Fransa deniz kuvvetleri ile ilk nikel alüminyum bronzu üretmek için çalıştı (Cu 10Al3Ni3Fe3Mn). Metalurji uzmanları tarafından yapılan ileri araştırmalar, alaşımların gelişimini gördü ve NAB'ın genel ticari kullanımı gemi pervaneleri için artan ihtiyaca göre hızla artış gösterdi. Nikel alüminyum bronz, magnezyum bronz ve paslanmaz çelikten iki kez daha korozyon yorulması direncine sahiptir ve bu yüzünden bu kullanım için çok tutulan bir malzeme olmuştur. Petrol

endüstrisindeki büyüme ve ihtiyaç, başlangıçta deniz suyu yangın pompaları için NAB'ın kullanımını genişletmiştir. Donanmalar da geniş ölçüde yüksek dayanım ve kaynak edilebilirliğinden dolayı NAB'ı kullanmıştır. Amerikan nükleer denizaltısı Thresher'in 1963'teki kaybının bronz döküm hasarından dolayı olduğu düşünülmüş ve bu durum NAB'ın denizaltılarda kullanımını hızlandırmıştır (Meigh, 2000) [15,16].

Daha yakınlarda, süper ostenitik ve çeşitli dubleks paslanmaz çeliklerin gelişiyle, eğilim bu yeni malzemeler üzerine olmuştur, hatta bazı durumlarda daha az bilinen ve pahalı titanyum olmuştur. Vana malzemesi seçimi sık sık boru malzemesi seçimi tarafından belirlenir. Bu yüzden 1986'da bakır-nikel boru, NAB vanalar ile birlikte iyi kurulmuş gibi görünüyordu. Fakat ağırlık, dayanıklılık ve hız sınırlamaları (Cu-Ni boru içinde 3,5 m/s üzeri aşınma hasarı ) yeni malzemeleri dikkate aldırdı. Bununla birlikte yeni malzemelerin (dubleks, süper dubleks, titanyum) deneyimi sıcaklık, maliyet ve kalite sınırlamalarının varlığını gösterdi. Daha yeni olarak, NAB vanalar GRE (cam takviyeli epoksi) boru ile kullanılmaktadır [15,16].

NAB alaşımları yüksek mukavemetli olarak dikkate alınır fakat mühendislerin bildiği gibi, yüksek mukavemet her şey değildir ve süneklik belirleyici bir faktördür. Değerlendirme için karşılaştırma yapıldığında, Şekil 26'da her gruptan alaşımın temsilen seçilerek basitleştirilmiş haliyle, çekme ve akma dayanımlarının belirlenmiş standart özellikleri gösterilmiştir [15].



Şekil 26. Seçilmiş alaşımların mekanik özellikleri [15].

Şekil 26 birkaç noktayı açık bir şekilde gösterir. İlk olarak bronz ve NAB arasındaki fark anormaldir. Buda aslında gösteriyor ki bakır alaşımı ve bronz etiketi paylaşan iki malzemenin ilişkisi tarafından NAB'ın ününe zarar verebilir. NAB'ın akma mukavemeti bronzunkinden iki kat daha fazladır (aynı zamanda top tuncu veya vana bronzu olarak bilinir). İkinci olarak muhtemelen daha sürpriz bir şekilde NAB'ın mekanik özellikleri Ni-Cu alaşımından daha iyidir (daha popüler bilinen ismiyle Monel). Üçüncü olarak genel karbon ve paslanmaz çelik malzemeler ilgili temel mekanik özellikler bakımından fazla farklılık göstermezler. Gerçekte NAB'ın mekanik özellikleri önemli derecede dupleks ve süper dupleks malzemeler tarafından aşılır [15]. Seçilen alaşımlar Tablo 4'te ayrıntılı olarak verilmiştir.

Tablo 4. Karşılaştırma verileri için kullanılan alaşımlar [15].

<b>Karşılaştırma Verileri İçin Kullanılan Alaşımlar</b>				
<b>İsim</b>	<b>Standart</b>	<b>Derece</b>	<b>UNS</b>	<b>Bilinen Olarak</b>
Dökme Demir	Çeşitli			
Bronz	B62		C83600	Top tuncu, vana bronzu, kurşun tuncu
NiAl Bronz	B148		C95800	NAB
Ni-Cu Alaşımı	A494	M35-1	N24135	Monel®
Karbon Çeliği	A216	WCB	J03002	
Paslanmaz Çelik	A351	CF8M	J92600	316
6Mo	A351	CK3MCuN	J93254	
Dubleks	A890	4A / CD3MN	J92205	
Süper Dupleks	A744	1A / CD4MCu	J93370	
Ni Alaşımı 625	A494	CW6MC	N26625	Inconel® 625
Ni Alaşımı C22	A494	CX2MW	N26022	Hastelloy®C22
Ti C2	B367	C - 2	R50400	
Ti C3	B367	C - 3	R50550	

NAB malzemelerin korozyon dayanımı yüksektir. Korozyon birçok değişkenle, malzemenin doğru kimyasal bileşenleri ve ısıl işlemine kadar karmaşık bir konudur. Sonsuz olasılıktaki çalışma koşulları tarafından daha da karmaşıklaşır. Bu durumda malzemenin kendisi sadece bir unsurdur, çevre, basınç, sıcaklık, debi ise diğerleridir ve belirgin bir etkiye sahip olabilir. Hatta deniz suyunun sınırlayıcı etkisi, coğrafi değişiklikler durumunda düzgün değildir ve aynı zamanda biyolojik hareketlilik tarafından etkilenir [15].

Genel korozyon, oyuklaşma ve çatlak korozyonu, hız etkisi, sıcaklık, galvanik hususlar ve diğer korozif durumlar NAB üzerinde az veya çok etkiye sahiptir. Karşılaştırma açısından bütün bu durumlardan toplanan daha önceki çalışmalar (Oldfield and Masters, 1996), Tablo 5 ve 6 'de, dikkate alınan malzemelerin bağıl korozyon özeti

şeklinde verilmiştir. Aralık keyfidir ve uygun başlıklar altında çeşitli malzemelerin bütün performansını iletmesi amaçlanmıştır. Detaylı karşılaştırmadan ziyade bir derece sistemidir, yani 10'un anlamı 5'ten iki kat daha iyi değildir. Bir tam kazananı tanımlamadan ziyade, çeşitli malzemelerin dayanıklılık ve zayıflıkları tanımlanmıştır [15].

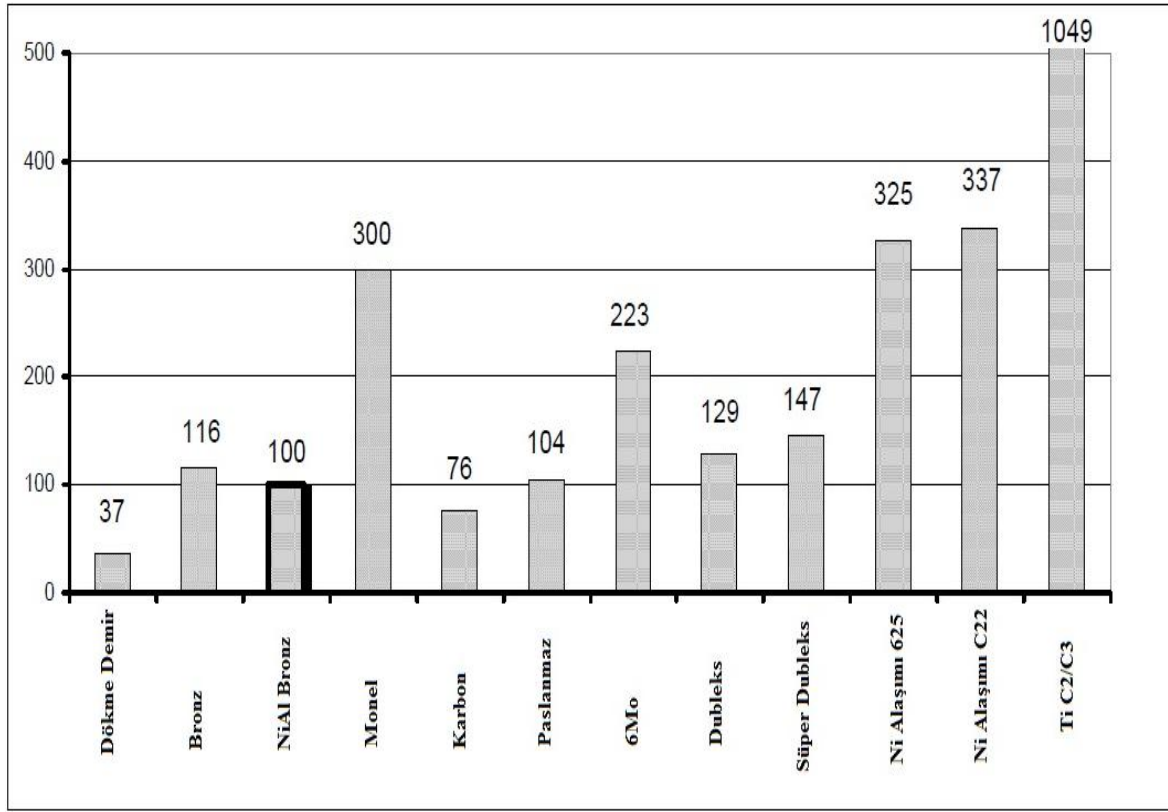
Tablo 5. Karşılaştırmalı korozyon performansı, kısım 1 (Oldfield and Masters, 1996 sonra) [15].

Gelişigüzel ölçek, yüksek daha iyidir	Genel Korozyon	Oyuk Korozyonu	Aralık Korozyonu	Aşındırıcı Korozyon	Kavitasyon	Gerilme Korozyonu
Bronz	8	9	9	7	5	
NiAl Bronz	9	10	8	8	8	10
Ni-Cu Alaşımı	10	5	2	10	8	?
Karbon	3	3			2	
Paslanmaz	10	4	3	10	7	8
6Mo	10	9	8	10	8	8
Dubleks	10	5	4	10	8	9
Süper Dupleks	10	9	8	10	8	9
Ni Alaşımı 625	10	13	12		13	
Ni Alaşımı C22	10	14			10	
Titanyum	10	15	10		9	

Tablo 6. Karşılaştırmalı korozyon performansı, kısım 2 (Oldfield and Masters, 1996 sonra) [15].

Gelişigüzel ölçek, yüksek daha iyidir	Kirli Deniz Suyu	Korozyon Yorulması	Tortu Dayanımı	Galvanik	Aşınma ve Sürterek Yaralanma
Bronz			10	5	10
NiAl Bronz	4	9	8	6	10
Ni-Cu Alaşımı	?	?	4	8	5
Karbon				1	8
Paslanmaz	4	6	1	4/7	6
6Mo	9	6	1	9	5
Dubleks	5	9	1	8	4
Süper Dupleks	9	9	1	10	3
Ni Alaşımı 625		12	1	10	3
Ni Alaşımı C22			1	10	3
Titanyum			1	9	2

Maliyet, malzeme seçiminde sıklıkla belirleyici bir etkidir ve hatta bazen tek seçenek olarak görülür. Şekil 27’de NAB ile seçilen diğer malzemeler arasında hacim başına nispi döküm maliyetleri gösterilmektedir [15].



Şekil 27. Hacim başına nispi döküm maliyetleri (NAB=100) [15].

Karşılaştırmada yol gösterme amaçlanmıştır. Şekil 27'deki değerler geçmiş yıllardaki benzer karşılaştırmalardır. Bronzun yoğunluğu NAB'dan daha büyüktür. Böylece bronz malzeme fiyatları kilogram başına benzer olmasına rağmen NAB'dan daha pahalı olmaktadır. Paslanmazlar aynı zamanda NAB'dan daha yoğun ve benzer etkidedir. İşleme fiyatları dahil edilmemiştir, fakat bu genel anlamda 6Mo, dupleks, süper dupleks ve Ni alaşımlarının fiyatlarını NAB'a göre nispi arttırmaktadır [15].

Nikel alüminyum bronz (NAB), deniz suyu uygulamalarında yıllardır kullanılmaktadır. Bu konudaki mükemmeliyeti ile geniş ölçüde tanınır. Dikkat çeken ve pahalı süper dupleks alaşımlar, nikel alaşımları ve titanyum ile dökme demir ve karbon çeliği gibi düşük maliyet seçenekleri arasında maliyet bakımından yerini alır ve bir alternatif olarak temsil edilir. NAB, yüksek sıcaklık ve sülfür çevre sınırlamalarına rağmen deniz suyu hizmeti için özellikle kullanışlıdır [15]. Cazip özellikleri yüzünden NAB, hem tatlı su hem de tuzlu su hizmetlerinde pompalar, vana parçaları, rakorlar, dişliler ve pervaneler gibi bileşenler için geniş ölçüde kullanılır [17]. Nikel alüminyum bronzun temel avantajları Tablo 7'de özetlenmiştir.

Tablo 7. NAB'ın temel avantajları [15-17].

Diğer paslanmazlardan daha ucuz ve maliyeti oldukça verimli
Deniz ortamında metal bozunumunun en büyük nedeni korozyona karşı üstün dayanım (Korozyon, oyuklaşma ve kavitasyon üzerinde genel performansı, süper dubleks alaşımlarla karşılaştırılabilir ve belirleyici şekilde standart alaşımlardan daha iyidir.)
Bronz standartlarının üstünde iyi bir basınç-sıcaklık değeri
İyi bir vana malzemesi (sürtmeyle aşınmaz, mükemmel anti-kirlenme özellikleriyle tortu oluşumunu engeller)
Orta dereceli çekme dayanımı ile birlikte hem aşırı düşük hem de yüksek sıcaklıklarda iyi kırılma tokluğu. Kriyojenik hizmet için uygun
Düşük sürtünme katsayıları ve aşınmaya karşı dayanım
Kıvılcım çıkarmayan davranış
Yüksek sönümlenme kapasitesi
Deniz donanımında metal bozunumunun ikinci en genel nedeni yorulmaya karşı dayanım
İyi bir iletken, hem elektrik hem de ısı iletimi çok iyi

### 1.2.1. Nikel Alüminyum Bronzların Kimyasal Yapısı

Nikel alüminyum bronz, geleneksel bakır alaşımlarının dışında kalan ve yüksek oranda nikel ve alüminyum içeren bir dizi bakır alaşımına verilmiş olan addır. Bu alaşımları tanımlayan birkaç standart Tablo 8'de verilmektedir. Nikel alüminyum bronzlarda, % 8 ile 13 alüminyum, % 3 ile 5 nikel, % 3 ile 5 demir ve % 0 ile 3 mangan ana alaşım elementleridir. Kalay ve çinko ( ikisi de < % 0,2 ) ve Si (<%1,0) gibi ikinci derece daha küçük miktarda elementler bu alaşımlarda bulunur. Diğer elementler, deneysel nikel alüminyum bronzlara yaşlanma sertleşmesi (antimon, arsenik, kadmiyum, indiyum, fosfor, kalay, titanyum, vanadyum ve zirkonyum) ve gerilme korozyonu direnci (kadmiyum, arsenik ve zirkonyum) vermek için eklenmiştir [18].



Tablo 8. Nikel Alüminyum Bronz malzemelerin karşılaştırmalı standartları [18].

BS	STANDART										KABUL EDİLEN KİMYASAL ARALIK					AÇIKLAMA
	DGS	AUWE	DTD	DIN	ASTM	UNS	ISO	MIL	AWS	Al	Fe	Ni	Mn			
CA 104			197A	17665: CuAl10Ni	B150 63200	C63200	428 CuAl10Fe5Ni5				8,5-11,0	4,0-6,0	4,0-6,0	3,5 max	İşlenmiş Alaşım	
CA 105					B171 63000	C63000					8,5-10,5	1,3-3,5	4,0-7,0	0,5-2,0	İşlenmiş Alaşım	
				17665: CuAl11Ni							10,5-12,5	4,8-7,3	4,0-7,0	(?)	İşlenmiş Alaşım	
	1043	930.14									8,5-10,0	4,0-5,5	4,0-5,5	3,5 max(?)	İşlenmiş Alaşım	
AB2	361A	930.3		1714: CuAl10Ni			1338 CuAl10Fe5Ni5				8,5-10,5	3,5-5,5	4,5-5,5	(?)	Döküm Alaşım	
			174								8,8-9,5	4,0-5,0	4,5-5,5	(?)	Döküm Alaşım	
			412								7,5-10,5	1,5-3,5	4,0 max	(?)	Döküm Alaşım	
											8,0-12	3,0-6,0	3,0-6,0		Döküm Alaşım	
	348										8,8-9,5	4,0-5,0	4,5-5,5	0,75-3,0	Döküm Alaşım	
	(NES747)										8,9-9,6	4,0-5,0	4,5-5,5	1,0-1,4	Döküm Alaşım	
					B148 95500	C95500					10,0-11,5	3,0-5,0	3,0-5,5	3,5 max	Döküm Alaşım	
					B148 95800	C95800		Mil-B24480			8,5-9,5	3,5-4,5	4,0-5,0	0,8-1,5	Döküm Alaşım	
											8,5-11,0	3,5-5,0	3,0-5,5	3,5 max	Döküm Alaşım	
											8,5-9,5	3,0-5,0	4,0-5,5	3,5 max	Döküm Alaşım	
											8,5-9,5	3,0-5,0	4,0-5,5	0,6-3,5	Kaynak Teli	
											6,5-8,5	3,0-6,0	4,0-6,0	0,5-3,5	Kaynak Teli	
C20											8,0-9,5	1,5-3,5	3,5-5,0	0,5-2,0	Kaynak Teli	

### 1.2.2. Nikel Alüminyum Bronzun Gelişimi

Bakırca zengin Cu-Al ikili denge faz diyagramının sonu Şekil 28'de gösterilmektedir. % 7'den daha az Al içeren Cu-Al alaşımları, tek fazlı yüzey merkezli kübik  $\alpha$  fazı olarak katılaşır ve oda sıcaklığında soğuma sonrası tek faz katı çözelti  $\alpha$ 'yı tutar. % 9,4 Al'den daha büyük miktarda Al içeren alaşımlar tek faz hacim merkezli kübik  $\beta$  olarak katılaşır; bununla birlikte, yavaş soğuma sonrası  $\alpha$ ,  $\beta$ 'den şekillenir ve herhangi artan  $\beta$  fazı yaklaşık 570 °C'de bir ötektoid reaksiyonda  $\alpha + \gamma$  üretmek için dönüşür [17].

$\gamma$  fazının, NAB alaşımların mekanik ve korozyon direnci özellikleri için zararlı olduğu bilinmektedir. Bu fazın yüksek alüminyum içeriği yüzünden,  $\gamma$  fazı kendi komşusu bakırca zengin  $\alpha$  fazından daha düşük bir elektrokimyasal potansiyele sahiptir ve böylece tercihli olarak korozyona uğrar. Alüminyumun bu tercihli korozyonu, genellikle pirinç'in çinkosuzlaşmasıyla benzer alüminyumsuzlaşma olarak adlandırılır. Bu yüzden, alaşımın mekanik özellikleri tehlikeye atmayarak istenmeyen  $\gamma$  fazının büyümesi ve şekillenmesini geciktirmek için adımlar atılır. Genellikle,  $\gamma$  içeren alaşımlar NAB'dan daha az güçlü ve sünektir. Diğer alaşım elementlerini eklemenin  $\gamma$  faz şekillenmesini alıkoymanın en başarılı yöntem olduğu kanıtlanmıştır [17].

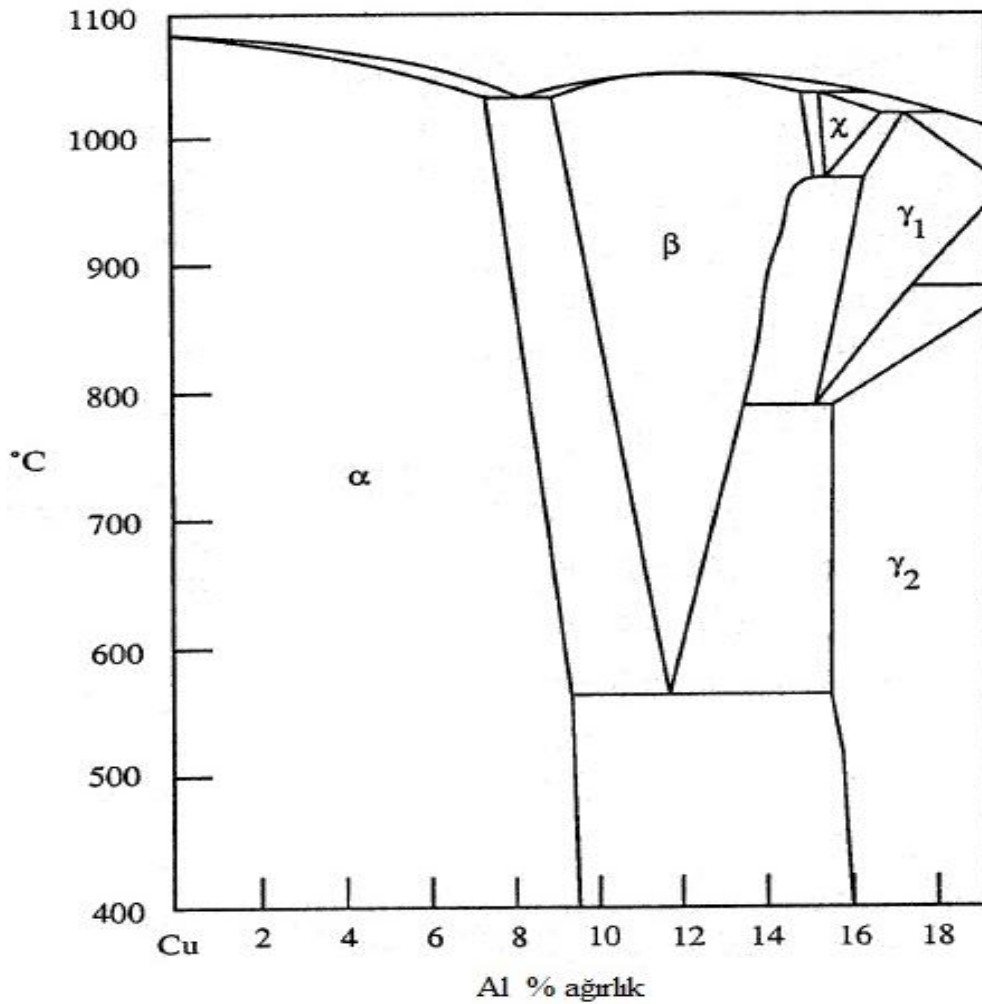
Şekil 28'de görüldüğü gibi, Cu-Al alaşımına demir ve nikel eklemenin  $\alpha$  faz sahasını genişlettiği bulunmuştur ve  $\gamma$  oluşumu ile karşılaşmadan daha büyük Al eklemelerine izin verir. Ni ve Fe alaşımlama katkıları  $\alpha$  ve  $\beta$  fazından karmaşık metallerearası  $\kappa$  fazları çökmesi ile sonuçlanır ve NAB'ın mekanik özelliklerini önemli ölçüde artırdığı tespit edilmiştir [17].

NAB alaşımlarının alüminyum içeriğinin, %8,8-10 aralığı içerisindeki değerlere artışı mukavemet, sertlik ve korozyon dayanımı artışı ile bağlantılı olmuştur. Bu aynı zamanda uzamada azalma ile beraber tane sınırları boyunca lamelli  $\kappa_{III}$  fazının varlığına esas olarak atfedilmiştir. % 9,5 Al içeriği ve ek alaşım elementleri % 5 nikel, % 4 demir ve % 0,5 mangan ile alaşımların, pervanelerin imalatı için en iyi etraflı özellik kombinasyonları verdiği bildirilmiştir [17].

% 3'den daha fazla Fe içeren alaşımların, tane boyutunu küçültme ve yüksek sıcaklık tane büyümesini sınırlama sergilediği bildirilmiştir. Aynı zamanda, katılaşma aralığı azalır. % 3-5 Fe kapsayan bileşimlerin yüksek sıcaklıklarda artan mukavemet ve mukavemetini koruma sergilediği gözlenmiştir. Böyle bileşimler aynı zamanda gelişmiş aşınma ve

abrazyon dayanımı ile artan yorulma dayanım sınırları gösterir. % 4 Fe ideal değerinin en iyi özellik kombinasyonlarını verdiği gösterilmiştir [17].

% 0-5 Ni eklemenin Fe'ye benzer tane inceltme etkisine sahip olduğu ve mukavemeti arttırdığı not edilmiştir. Ni eklemenin aynı zamanda soğuma süresince  $\beta$  fazı dönüşümünü yavaşlattığı ve sertliği arttırdığı bildirilmiştir. Bununla birlikte, nikel yoğunluğunun demir yoğunluğundan az olduğu bir alaşım azalan mukavemetle ilişkili olarak deniz suyunda ağır ikinci-faz girişimine duyarlı hale gelebilir. Maksimum korozyon direnci için, nikel içeriğinin demir içeriğinden yüksek olması gerektiği tespit edilmiştir, ideal olarak % 5 Ni ve % 4 Fe [17].



Şekil 28. Cu-Al faz diyagramının bakırca zengin bölgesi [17].

### 1.2.3. Nikel Alüminyum Bronz Malzemenin Mikroyapısı

Ham döküm NAB mikroyapısı bakırca zengin  $\alpha$ -fazı, 'artık  $\beta$ ' ve çeşitli çökeltiler, toplu olarak  $\text{Fe}_3\text{Al}$  veya  $\text{NiAl}$ 'ye dayanan  $\kappa$ -fazı olarak adlandırılan yapılardan oluşur. Yüzey merkezli  $\alpha$  anayapısı ortalama bakır - %7 alüminyum - %3 nikel- %3 demir den oluşan bileşime sahiptir [19].  $\beta$  fazı NAB'ın yüksek sıcaklık katı çözelti fazıdır. Hacim merkezli kübik yapıya sahiptir. Bununla birlikte,  $\beta$  ortam sıcaklıklarında durağan bir faz değildir. Çeşitli  $\beta$  dönüşüm ürünleri soğumanın sonucu olarak şekillenir [20]. Yüksek sıcaklıklı hacim merkezli  $\beta$ -fazı bölgeleri, soğumada yayılım ayrışmasına gitmeyen ('artık  $\beta$ ' olarak adlandırılır) yüksek yoğunluklu  $\text{NiAl}$  çökeltileri içeren karmaşık martensitik yapıya dönüşür [19]. Tablo 9 döküm ve işlenmiş nikel alüminyum ürünlerde bulunan fazları göstermektedir. Ayrıca örnek olması açısından Tablo 10'da NAB'daki fazların kimyasal bileşimi gösterilmektedir.

Tablo 9. Döküm ve işlenmiş nikel alüminyum ürünlerde fazlar [18].

Gösterim	Tanımlama	Kristalografik Yapı	
$\alpha$	Bakırca zengin katı çözelti	ymk	A1
$\beta$	Yüksek sıcaklık katı çözelti	hmk	A2
$\kappa_I$	Çekirdeği demirce zengin parçacıklar	Demirce zengin hmk dâhil çeşitli yapılar, $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{D0}_3)$ ve $\text{FeAl}(\text{B2})$	
$\kappa_{II}$	Demirce zengin parçacıklar ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ )	$\text{BiF}_3$	$\text{D0}_3$
$\kappa_{III}$	Nikelce zengin ( $\text{NiAl}$ )	$\text{CsCl}$	B2
$\kappa_{IV}$	İnce demirce zengin parçacıklar ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ )	$\text{BiF}_3$	$\text{D0}_3$
$\gamma_2$	Geniş çözünürlük sahasının metallerearası bileşimi. Nikel alüminyum bronzda şekillenmeyebilir. $\text{Cu}_2\text{Al}$	$\gamma$ pirinç	$\text{D8}_3$
Kalan $\beta$ içinde parçacıklar	$\text{NiAl}$ tipi	$\text{CsCl}$	B2

Tablo 10. NAB içindeki fazların kimyasal analizi [20].

Faz	Cu	Al	Ni	Fe	Mn
Alfa	85,4	8,3	2,5	2,7	1,4
Beta	85,2	8,7	3,5	1,6	1
Kappa I	8,4	17,5	3	65,6	2,7
Kappa II	9,3	22,2	6,6	53	1,9
Kappa III	12	44,3	31,5	10,2	1,6
Kappa IV	2	18,9	6,1	63,8	2,1
Alaşım	80	9,4	4,9	4,4	1,2
<b>Herhangi bir NAB bileşiminin yüzde ağırlık verileri</b>					

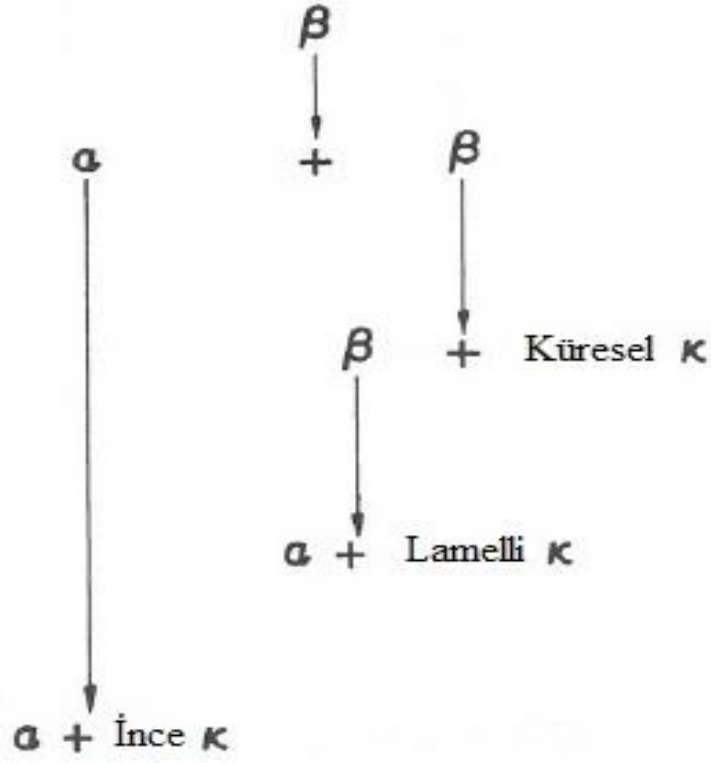
a) Alfa ( $\alpha$ ) Fazı

Şekil 31(a) 'da açık gri bölgeler bakırca zengin  $\alpha$  fazıdır.  $\alpha$  fazı  $a = 3,64 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip denge terminal katı çözeltilisidir.  $\alpha$  fazı bir Widmanstatten morfolojisi sergileyebilir. Soğuma süresince yaklaşık  $950^\circ\text{C}$ 'de başlayarak  $\beta$  fazından proötektoid  $\alpha$  şekillenir. Yaklaşık  $580^\circ\text{C}$ 'de  $\alpha$  ve  $\kappa_{III}$  fazlarının karışımı içinde bir ötektoid reaksiyon sonuç verir. Aynı zamanda  $\kappa_{IV}$  parçacıkları soğuma süresince  $\alpha$  anayapısı içerisinde çökeler [17].

Jahanafrooz ve diğerleri  $\beta$  fazından yavaş soğuma sonrası bir Widmanstatten proötektoid  $\alpha$  fazının, hem taneler arası şekilde hem de tane içi şeklinde çökeldiğini gözlemledi. Geniş dökümlerde olduğu gibi tane içi çökeltmenin iri taneli alaşımlar içinde çok daha yaygın olduğu gözlenmiştir, örneğin pervaneler çok düşük soğuma oranlarında bu durumu sergileyebilir [17].

b) Kappa ( $\kappa$ ) Fazları

Soğuma sonrası, Ni-Fe-Al  $\kappa$ -fazları,  $\alpha$  ve  $\beta$  fazlarından çökeler. Weill-Couly ve Arnaud'a göre gözlemedikleri ayrı morfolojiler  $\kappa$ -fazlarını  $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$  ve  $\kappa_{IV}$  olarak dört ayrı tipe sınıflandırılır. NAB'ın soğuma sonrası faz ayrışma sıralaması Şekil 29'da özetlenmektedir [17].

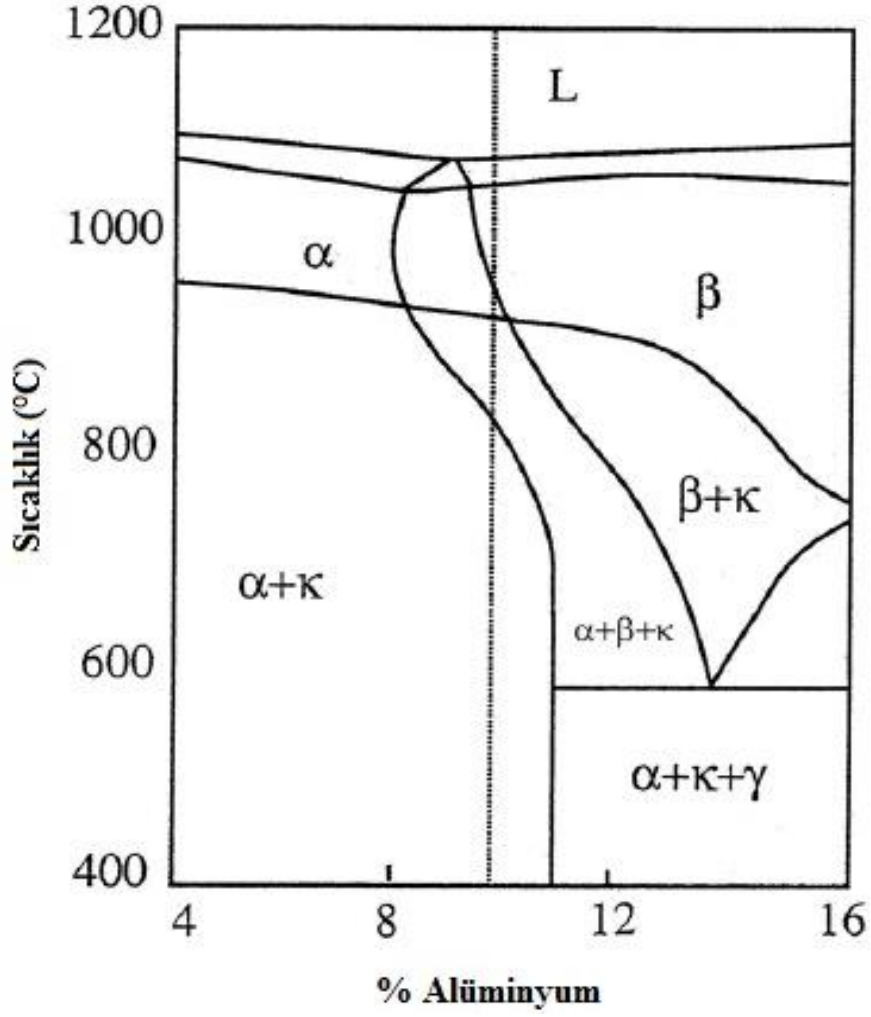


Şekil 29. NAB alaşımının  $\beta$  fazı bozunumu şematik gösterimi [17].

#### b-I) Kappa I ( $\kappa_1$ ) Fazı:

$\kappa_1$  fazı, sadece %5 Fe'den daha büyük demir içeriği ile NAB içinde gözlemlenmiş, geniş ve dallantılı (rozet şekilli) parçacıktır. Demirce zengin  $\kappa_1$  parçacıkları, tipik olarak 20 ile 50  $\mu\text{m}$  boyutunda ve  $\alpha$  tanelerinin merkezlerinde bulunurlar. Jahanafrooz ve diğerleri  $\kappa_1$  fazının  $\text{Fe}_3\text{Al}$ 'ye yakın kimyasal bileşimi ile  $\text{D0}_3$  kafes yapısına sahip olduğunu belirledi.  $\text{D0}_3$  yapısı Şekil 32 (a)'da gösterilen sekiz hücre tarafından tanımlanan hacim merkezli düzenli örgü sıralı olarak kabul edilir [17].

Yüksek demir içeren NAB alaşımları içinde, soğumanın erken safhaları süresince  $\kappa_1$  parçacıklarının  $\alpha$  için çekirdekleşme yerleri olarak davranarak ve geniş büyüyerek  $\beta$  fazından şekillendiği öne sürülmüştür. Şekil 30'da  $\beta + \kappa$  bölgesi, böyle alaşımlarda yukarı ve sola doğru uzanır. Bu yüzden, ham döküm mikroyapıda geniş  $\kappa_1$  parçacıkları daima  $\alpha$  fazı tarafından çevrelendiği görülmektedir [17].



Şekil 30. Cu-9%Al-5%Ni-5%Fe faz diyagramı içinden dikey kesit [17].

#### b-II) Kappa II ( $\kappa_{II}$ ) Fazı:

$\kappa_I$  bileşimi ve yapısına benzer  $\kappa_{II}$ , 5 ile 10  $\mu\text{m}$  çapında ve  $\kappa_I$  parçacığından bir miktar küçük olmasına rağmen, demirce zengin dendritik parçacıktır (aynı zamanda küresel veya rozet şekilli olarak tanımlı). Bununla birlikte geniş  $\kappa_{II}$  parçacıkları  $\kappa_I$  ile kolayca karıştırılabilir.  $\kappa_{II}$  çökeltileri  $a = 5,71 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile aynı zamanda  $D0_3$  yapısına sahip olduğunu göstermiştir [17].

Şekil 32’de dikkat edilmeli ki,  $\kappa_{II}$  fazı düzensizin bir “düzenli versiyon” nudur, yüksek sıcaklık  $\beta$  fazı, böylece kendi dendritik morfolojisini açıklar.  $\kappa_{II}$  parçacıklarının mikroyapının lamelli ötektoid bölgesinde oluştuğu ve Widmanstatten  $\alpha$  fazı olarak benzer sıcaklık oranı içerisinde şekillendiği gözlemlendi [17].

### b-III) Kappa III ( $\kappa_{III}$ ) Fazı:

Yaklaşık 580°C’ de,  $\kappa$ -fazının bir nikelce zengin lamelli (veya küresel) ötektoid formu  $\kappa_{III}$ ,  $\beta$  fazından çökeler.  $\kappa_{III}$  ün başlangıç çökeltilerinin küresel, sonrakilerin lamelli olduğu gözlenmiştir.  $\kappa_{III}$  fazının  $a = 2,88 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile B2 yapısı ile uyularak NiAl bileşime sahip olduğu gözlenmiştir. Bu kafes parametresi ortalama  $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$  ve  $\kappa_{IV}$  fazlarının kafes parametresinin yarısıdır. Şekil 32 (b)’de görüldüğü gibi, NiAl için B2 yapısı bir düzenli yapıdır ki (aynı zamanda daha genel olarak CsCl tip yapı olarak bilinir)  $\beta$  fazının “düzenli versiyonuna” benzerliği içinde  $\kappa_{II}$  fazı ile karşılaştırılabilir. Bu yüzden  $\kappa_{II}$  parçacıkları,  $\kappa_{III}$  parçacıklarının şekillenmesi için bir taban olarak hareket etmesi mümkündür. Proötektoid  $\alpha$ ,  $\beta$  ötektoid ayrılmasının  $\alpha + \kappa_{III}$  haline başlaması için “aktif çekirdek” olduğu öne sürülmüştür. Proötektoid  $\alpha/\beta$  arayüzünde  $\kappa_{III}$  çökeltisi sadece ötektoid koloninin gelişimi için gereken çekirdekleşme olayıdır.  $\alpha$ ’nın yeniden çekirdeklenmesi ötektoid kolonileri oluşturmak için gerekli değildir [17].

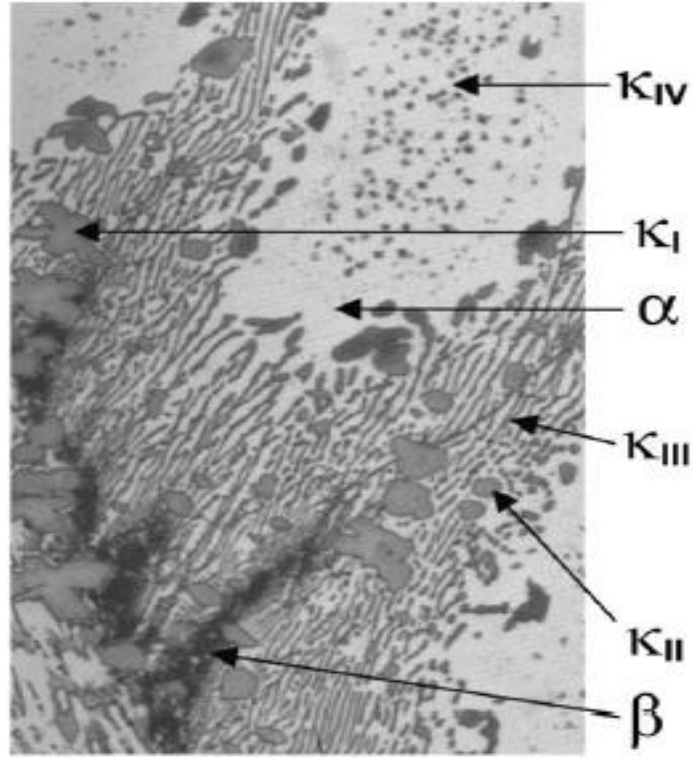
### b-IV) Kappa IV ( $\kappa_{IV}$ ) Fazı:

$\alpha$  taneleri boyunca dağılan ince haç biçiminde, eşeksenli parçacıklar demirce zengin  $\kappa_{IV}$  parçacıklarıdır. Bu çökeltiler küçük ve 2  $\mu\text{m}$  çapından daha düşük mertebesindedir.  $\kappa_I$  ve  $\kappa_{II}$  fazları olarak benzer  $\text{Fe}_3\text{Al}$  bileşimine sahip olarak,  $\kappa_{IV}$  parçacıkları aynı zamanda  $\text{DO}_3$  kristal yapısı ve  $a = 5,77 \text{ \AA}$  kafes parametresine sahiptir. Şekil 31 (a) ve (b)’de görülebileceği gibi,  $\alpha$  taneleri dış kenarında bir çökelti serbest bölgesi mevcuttur [17].

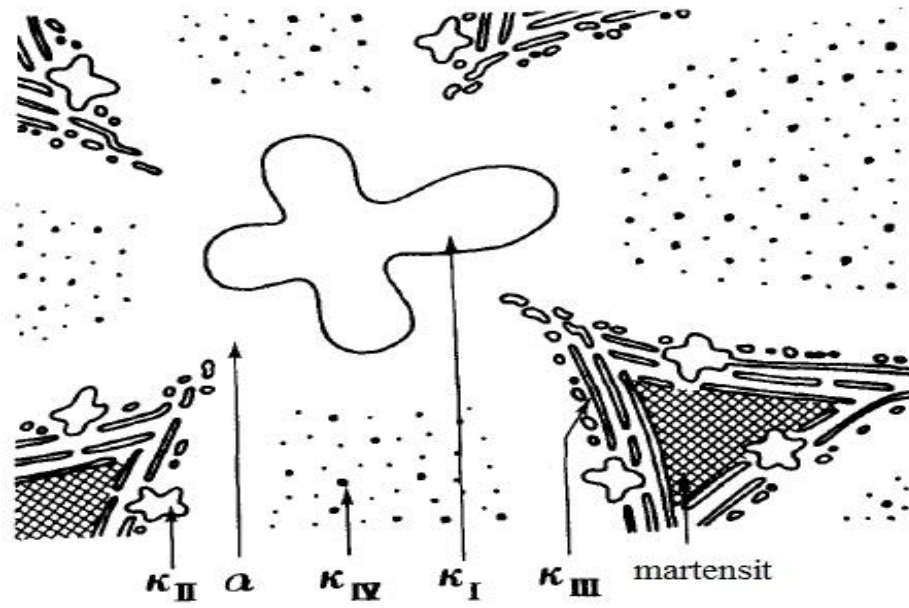
### b-V) Martensitli Beta ( $\beta'$ ):

Dönüşüm sıcaklığı azaldığında, düşük sıcaklıklarda aynı zamanda  $\beta'$ ’nin ayrışma hızının azaldığı bulunmuştur. Bu yüzden normal soğuma hızlarında  $\beta'$ ’nin ayrışmasını tamamlamamış olması mümkündür. Reaksiyonun yavaşlaması ve kesilmesinden dolayı, herhangi kalan  $\beta$  bir yayınımsız evre dönüşümü martensitli  $\beta'$  olarak oluşur [17]. Çok yüksek soğuma hızlarında, martensitik dönüşüm ortaya çıkabilir ve orta seviyeli soğuma hızları altında, bir beynitik dönüşüm aynı zamanda mümkündür. Martensitli  $\beta'$   $a = 2,85 \text{ \AA}$  kafes parametresi ile bir B2 yapısıdır [21].



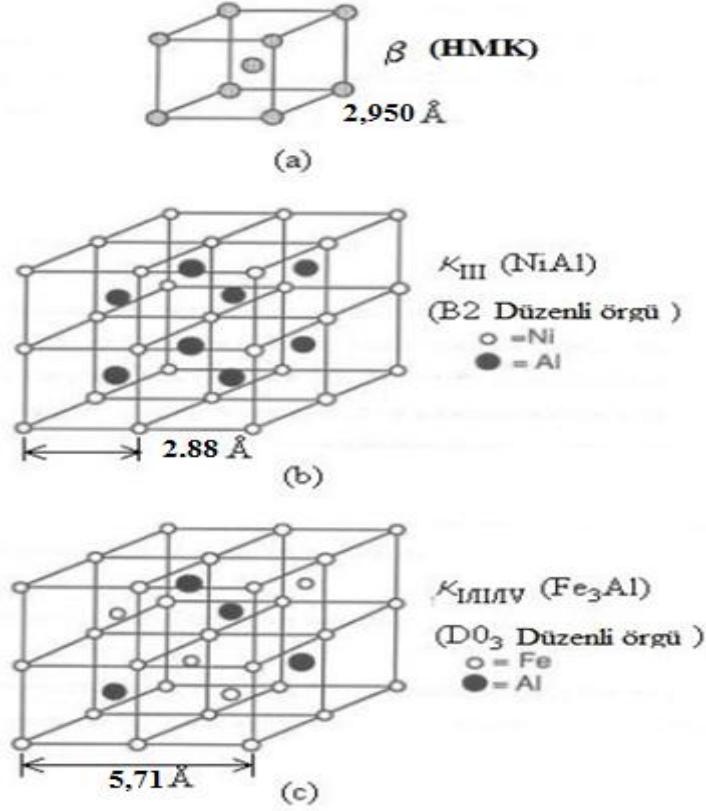


(a)



(b)

Şekil 31. Ham döküm mikroyapı gösterimi: (a) Kum döküm NAB'ın faz dağılımları optik mikyografı [22], (b) Döküm NAB içinde mikroyapı dağılımının şematığı. Sürekli soğuma sonrası,  $\beta$  fazı  $\alpha$  anayapısı ve  $\kappa$  fazları haline dönüşür [17].

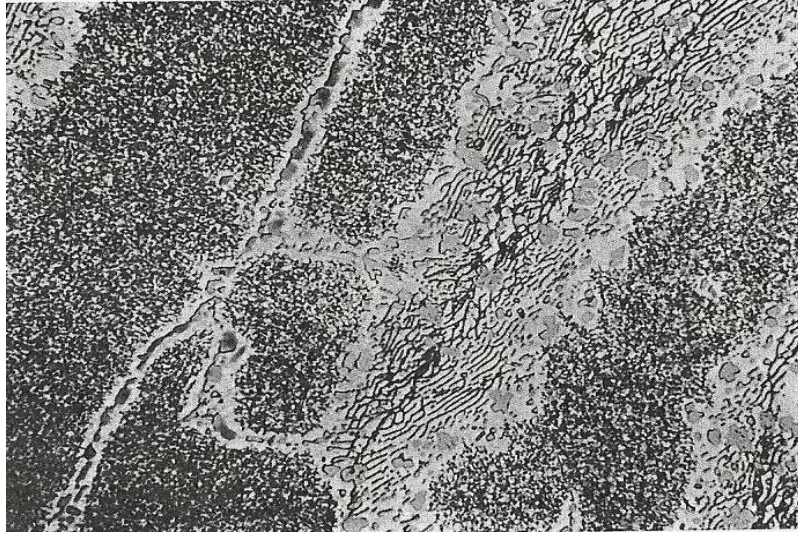


Şekil 32. NAB fazlarının kafes yapıları: (a) HMK  $\beta$ , (b)  $\kappa_{III}$  fazı B2 (NiAl), ve (c)  $\kappa_{I,II,IV}$  - fazı DO<sub>3</sub> (Fe<sub>3</sub>Al) yapıları [17].

#### 1.2.4. Nikel Alüminyum Bronz Alaşımına Uygulanan Isıl İşlemler

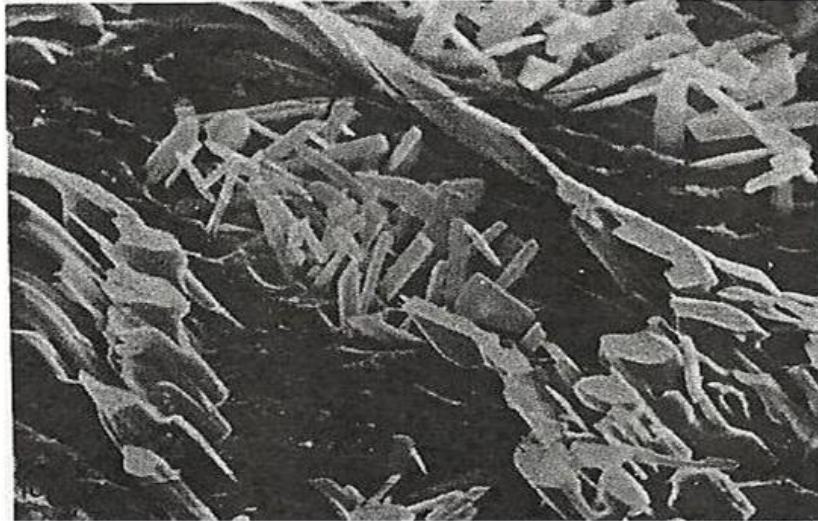
NAB alaşımlarının içyapıları ve fazların şekilleri farklı sıcaklıklarda uygulanan ısıl işlemler ve uygun soğuma hızlarıyla kontrol altına alınabilir.

840°C'nin altındaki sıcaklıklarda gerçekleştirilen ham döküm nikel alüminyum bronzun ısıl işlemi, artık  $\beta'$ 'nin  $\alpha + \kappa'$ 'ye dönüşmüş olması hariç, ana fazlarda herhangi bir değişiklik üretmedi. Bununla birlikte Şekil 33'de görülen  $\alpha$  taneleri içerisinde mevcut ince çökeltilerin miktarında belirgin bir artma vardı. Bu çökeltilerin yakın incelemeleri göstermiştir ki çökeltiler iki ayrı biçimin karışımıdır. Biri genellikle basık küre şeklinde sferoid (ortalama 1  $\mu\text{m}$  çapında) fakat ara sıra yakından görüntülerde ince  $\kappa_I$  rozetlerine benzeyerek demirce zengindi ve muhtemelen ham döküm malzemelerde  $\alpha$  taneleri içerisinde  $\kappa_{IV}$  çökeltisi ile bağlantılı bulundu. İkinci biçim (ortalama 1  $\mu\text{m} \times 0,1 \mu\text{m}$ ) yazarlar tarafından gösterimi  $\kappa_V$  olarak belirtilen silindirik veya ince uzamış şekilli, nikel ve alüminyum içinde zengin bir yapı idi [23].

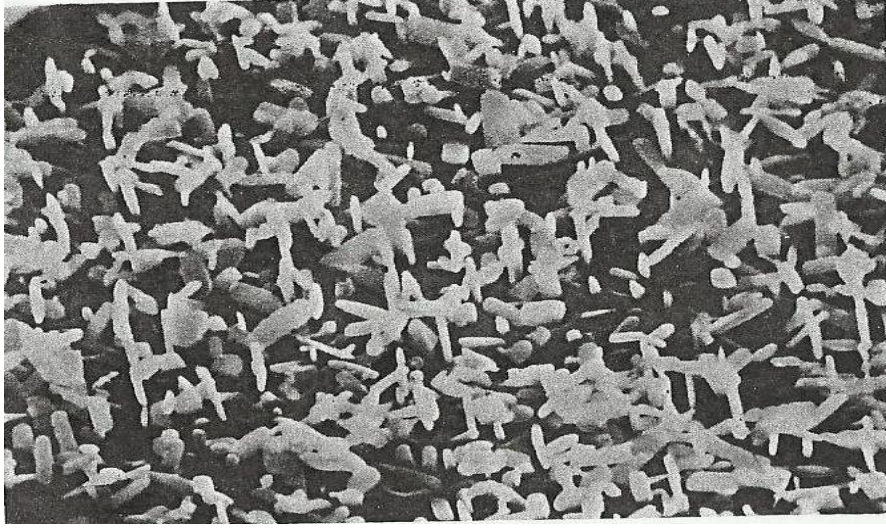


Şekil 33. NAB alaşımının 675°C 'de 6 saat tavllanmış içyapısı [23].

Isıl işlem sıcaklığını arttırma ince uzun şekilli  $\kappa_V$  büyüklüğünde artma ve küresel  $\kappa_{IV}$  fazının görünen gözden kaybolmasını arttırmayla sonuçlandı. Bu eğilim 840°C 'ye kadar devam etti (Şekil 34),  $\kappa_V$  fazı geniş bir çubuk benzeri biçimde boyutu arttı (ortalama 10 $\mu\text{m}$  x 2 $\mu\text{m}$ ). Benzer eğilimin, çökelti boyutları belirgin bir şekilde küçük (~1 $\mu\text{m}$  x 0,5 $\mu\text{m}$ ) (Şekil 35) olmasına rağmen alaşımların uzun süre düşük sıcaklıklarda tutulduğunda görüldüğü not edildi [23].

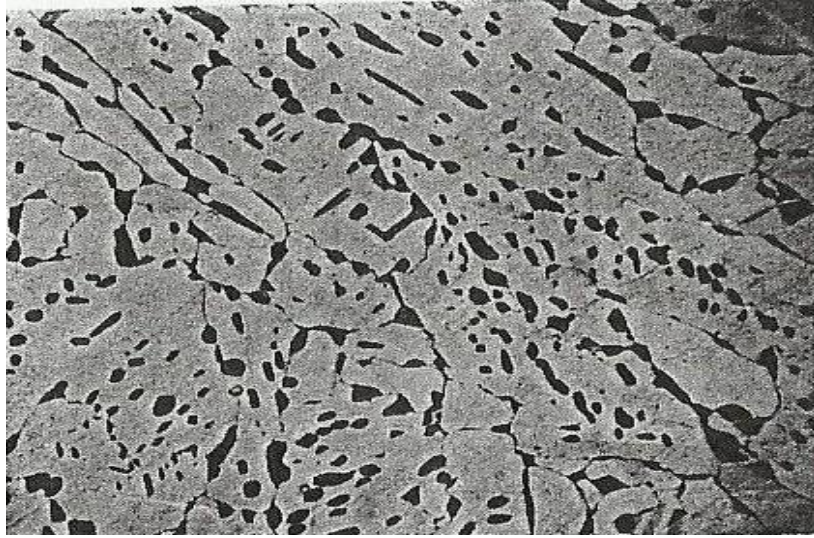


Şekil 34. NAB alaşımının 840°C 'de 3 saat tavllanmış içyapısı (X320) [23].



Şekil 35. NAB alaşımının 675°C 'de 16 saat tavllanmış içyapısı (X10 000) [23].

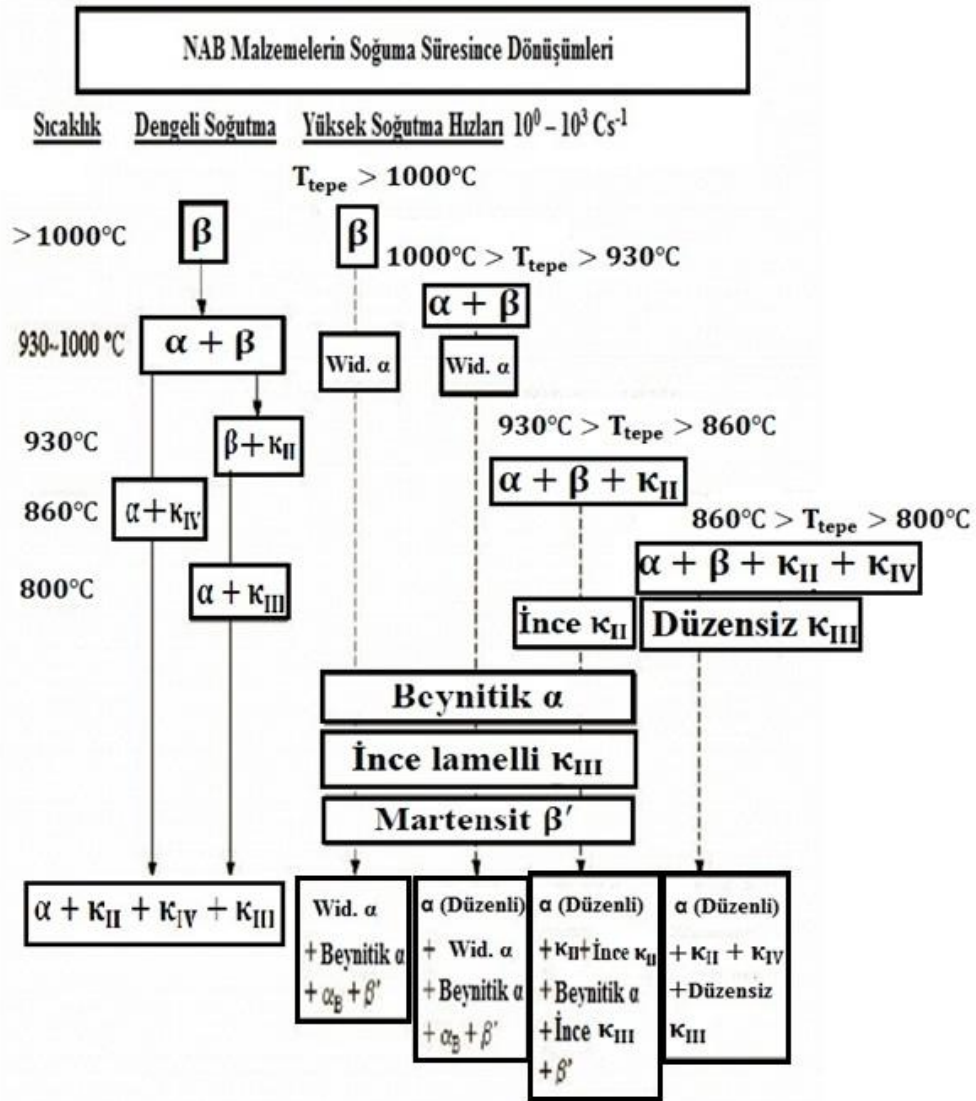
820°C ile 850°C'den yukarı sıcaklıklarda işlemde alaşım kendi tam bileşimine bağlı olarak  $\beta+\alpha+\kappa$  bölgesine girebilir. Bu bölgede yeterli zaman için ısıl işlem  $\kappa$  fazının küremsileşmesi ile sonuçlanır ve Şekil 36'da yapı gösterilmektedir [23].



Şekil 36. NAB alaşımının 860°C 'de 72 saat tavllanmış içyapısı (X480) [23].

Özellikle yüksek sıcaklıklardan su verme ve çelik ısıl işlemini andıran menevişleme tarzında nikel alüminyum bronz üzerinde gerçekleştirilebilir çeşitli ısıl işlemler vardır. Bununla birlikte bu işlemler nadiren geniş dökümlerle uygulanabilir [23].

NAB'ın özellikleri bileşimindeki alaşım elementlerine duyarlıdır. İşlem süresince meydana gelen sıcaklıklar ve soğuma hızları tarafından mikroyapının sonuçlanması kontrol edilmektedir. Dökümde, NAB ortalama  $10^{-3} \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$  dengeli bir hızda soğutan kalıp içerisine dökülür. Döküm soğudukça, NAB sıvıdan  $\beta$  fazına ve sonunda  $\alpha$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$  ve  $\kappa_{IV}$  fazlarının kombinasyonu dönüşümüne uğrar. Tepe sıcaklıkların 800 ile  $1000^\circ\text{C}$ 'ye çıktığı işlemlerde  $\alpha$  ve  $\beta$  fazlarının iki faz bölgesi sonuçlanır. Şekil 3 NAB'ın soğuma süresince oluşan dönüşümlerini göstermektedir [24].



Şekil 37. Soğuma süresince NAB dönüşüm ürünleri [24].

### 1.3. SKK'nın Uygulama Alanları

SKK, ergitme kaynak yöntemleri ile kaynağı mümkün olmayan veya güç olan Al-Li gibi bazı alaşımlar ve 0,8 mm kalınlığındaki çinko sacların kaynağında başarı ile uygulanmıştır. Ayrıca, düşük karbonlu yumuşak çeliklerin, Mg alaşımlarının, Ti-Al alaşımlarının, saf Cu ve pirinç gibi Cu alaşımlarının, düşük sertlikteki ostenitik paslanmaz çeliklerin ve ergime derecesi birbirine yakın farklı iki malzemenin kaynağında da bu yöntem başarı ile uygulanabilir. Özel amaçlı sürtünme karıştırma kaynağı makinelerinde 50 mm kalınlığındaki saf bakır levha 100 mm/dak kaynak hızında mükemmel kalitede kaynak edilmiştir [26].

SKK yöntemi, çinko ve kurşun levhalarda olduğu kadar magnezyum alaşımlarında da başarı ile uygulanabilmektedir. İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde (TWI) 9,5 mm kalınlığındaki magnezyum AZ61A alaşımında yapılan ilk deneyler başarı ile sonuçlanmıştır. Japonya'da yapılan bir çalışmada da, 6 mm kalınlığındaki AZ31 magnezyum alaşımı üzerinde yapılan deneylerde, kaynak esnasında ince yeniden kristalleşmiş tane yapısının oluşmasından dolayı, numunelerin mukavemeti ile baz malzemenin mukavemet değerlerinin birbirlerine çok yakın olduğu saptanmıştır [26].

Uzay ve havacılık endüstrisinde kullanılan titanyum alaşımlarında sürtünme karıştırma kaynağı denemeleri başarı ile gerçekleştirilmiş ve çalışmalar devam etmektedir. Yüksek korozyon dayanımından dolayı petrol boru hattı şebekeleri ve su üstü platformlarında rakipsiz olan bu alaşımın sürtünme karıştırma kaynağının bu uygulamalarda kullanılabilirliği konusunda araştırmalar sürdürülmektedir [26].

#### 1.3.1. Gemi Endüstrisinde Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamaları

Sürtünme karıştırma kaynağı ile ilgili ilk ticari uygulama, balıkçı gemilerinin derin dondurucularının oluklu alüminyum panellerinde kullanılmıştır. Bu kaynak yöntemindeki minimum çarpılma ve yüksek verimlilik, teknik ve ekonomik yönden sert panel üretiminde bu işlemi cazip kılmaktadır. Bu yöntem ile Japonya'da alüminyum petek paneller ve deniz suyunun korozyon etkisine dayanıklı panellerin üretimleri yapılmaktadır. Yüksek hız feribotlarında kullanılan standart boydaki alüminyum ekstrüzyon panelleri sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmektedir. Ergitme kaynaklarına kıyasla ısı girdisinin düşük olması panellerdeki çarpılma ve kalıntı gerilmelerini minimum düzeyde olmasını

sağlamaktadır. Norveç'te bulunan Hydro Marine Aluminium firmasında son üç yılda 70 kilometre uzunluğunda Şekil 9'da gösterilen alüminyum ekstrüzyon paneli sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiştir [26].

### 1.3.2. Uçak ve Uzay Endüstrisinde SKK Uygulamaları

1993 yılında NASA, Lockheed Martin Laboratuvarlarından, Uzay Mekiği Harici Tank projesinde (uzay mekiklerinin yakıt tanklarında) AA2219 alüminyum alaşımı yerine kullanılmak üzere daha yüksek mukavemetli, düşük yoğunluk ve hafiflikte bir malzeme geliştirilmesi için talepte bulunmuştur. Bunun üzerine Al-Li 2195 olarak bilinen çok daha hafif yeni bir alüminyum alaşımı geliştirilmiştir. Geliştirilen bu alaşım sayesinde Harici Tank projesinin (yakıt tankı) ağırlığı yaklaşık 3500 kg azaltılmıştır. Yeni düşük ağırlıklı Al-Li 2195 alaşımının ergitme kaynağı çok zor olmakta ve kaynak bölgesinin mukavemeti göz ardı edilemeyecek kadar düşmektedir. Dolayısıyla, bu uygulama için mukavemet düşüşünün daha düşük seviyede olduğu bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı ideal bir birleştirme yöntemidir. Günümüzde, Al-Li 2195 alaşımından üretilen uzay mekiklerinin yakıt tanklarının son kubbe kısımlarının kaynağında bu yöntem başarılı bir şekilde uygulanmaktadır [26].

Sürtünme karıştırma kaynağı yolcu uçakları gibi hafif alüminyum iskeletli yapılarda büyük potansiyel arz etmektedir. Boeing Şirketi ince alın, bindirme ve T birleştirmeleri ile çeşitli havacılık ve uzay uygulamalarında kullanılacak kalın alın kaynaklarında bu yöntemi kullanma çalışmalarına son zamanlarda büyük hız vermiştir. Şu ana kadar, uçakların iniş takımlarının kapaklarında ve bazı savaş uçaklarının kaportasında ince T birleştirmelerinde (sandviç montaj) sürtünme karıştırma kaynağı uygulanmış ve test uçuşları başarı ile sonuçlanmıştır. Eclipse Aviation Corporation'da, üreteceği özel jetlerde perçinleme ve yapıştırma yerine; maliyet ve montaj zamanından tasarruf amacıyla sürtünme karıştırma kaynağını kullanmaya karar verdiğini açıklamıştır. Bu, belki de sürtünme karıştırma kaynağının ilk büyük havacılık denemesi olacaktır. Bu nedenle üretimi yapılan jet uçaklarının bazı parçaları bu yöntemle kaynatılarak deneme çalışmaları ve uçuşları devam etmektedir. Eritme kaynak yöntemiyle kaynatılamayan malzemelerin SKK ile kaynatılabilmesi uygulama alanının genişlemesine sebep olmuştur. Bu yöntem, endüstride; Boeing, Lockheed Martin, Airbus, General Dynamics, Alcoa vb. firmalarda, akademik olarak da; TWI, EWI vb. enstitülerde geliştirilmeye devam etmektedir [26].

### **1.3.3. Otomotiv Endüstrisinde Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamaları**

Ulaşım sektöründe alüminyum ekstrüzyonlarının birleştirilmesinde vidalama, perçinleme, yapıştırma, bağlama ve kaynak gibi birçok birleştirme metodu kullanılmaktadır. Bunlardan kaynak metodu ürünün yüksek mukavemetli olması istendiği durumlarda kullanılır. Halen, otomotiv endüstrisindeki yüksek üretim oranları, rekabetçi üretim ortamları ve düşük maliyet gereksinimleri geleneksel olan diğer birleştirme tekniklerinin uygulanmasına neden olmaktadır. Sürtünme karıştırma kaynağı otomotiv parçalarında, alüminyum birleştirmelerde kayda değer bir potansiyel artışı sağlamakla beraber otomotiv sektöründe kullanılabilirliği sınırlıdır. Otomotiv endüstrisindeki yoğun üretim nedeniyle, bu yeni teknolojiyi uygulamaya geçirmek için bir hayli zamana ihtiyaç duyulması beklenmektedir. Kaynak teknolojisindeki gelişme hızlandığında artırılmış üretim için büyük potansiyel, özel parçaların büyük oranda üretiminin sağlanması sonucunda açığa çıkacaktır. Yüksek kalite ve yükseltilmiş kaynak mukavemeti, ağırlık azaltışını mümkün hale getirecektir. Özellikle, Mg-alaşımlarının otomotiv sektöründe bu yeni kaynak teknolojisi sayesinde kullanımı ile ağırlıktan tasarruf daha da artırılabilir [26].

### **1.3.4. Hızlı Tren Üretiminde Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamaları**

Modern yolcu treni vagonlarının imalatında, alüminyum ekstrüzyonlardan üretilen petek paneller daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu panellerde, uzun Al ekstrüzyonlar aralarına sıklık artırıcı destekler yerleştirilerek birleştirilmektedir. Bu sayede, hem çarpışmalarda emniyet hem de bükme kuvvetlerine dayanımı artırmaktadır. Klasik ergitme kaynağı, özellikle yüksek mukavemetli Al-alaşımlarındaki ITAB bölgesinde aşırı mukavemet kaybına sebep olduğu için, son yıllarda Almanya ve İngiltere’de meydana gelen hızlı tren kazalarında daha dayanıklı kaynaklara ihtiyaç duyulduğu gerçeği ortaya çıktı. Sürtünme karıştırma kaynağı, kaynak bölgesinde daha düşük seviyelerde mukavemet kaybına neden olduğundan cazip bir alternatif oluşturduğu için son yıllarda Avrupa ve Japonya ‘da hızlı tren vagonlarının üretiminde bu kaynak teknolojisi ile imal edilen Al Alaşımı petek paneller kullanılmaya başlanmıştır [26].



Ayrıca ülkemizde endüstriyel anlamda SKK yöntemi Gölbaşı-Ankara'da bulunan Türk-Amerikan ortak kuruluşu olan FNNS Zırhlı araçlar fabrikasında alüminyum levhaların kaynak işlemlerinde kullanılmaktadır [26].

#### 1.4. Nikel Alüminyum Bronz İçin SKK'nın Önemi

Yüksek sıcaklıkta ergiyen metaller ve alaşımları, bakır, çelikler, paslanmaz çelikler, nikel ve titanyumun sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ve sürtünme karıştırma prosesi (SKP) laboratuvarında ortaya çıkmakta ve endüstriyel kullanıma taşınmaktadır. Bakır ve bakır bazlı alaşımlara sürtünme karıştırma teknolojisinin uygulama potansiyelinin çoğu tanımlanmıştır. Bununla birlikte, bu uygulamaların birkaçı değerlendirilmiş ve bu kapsamda mikroyapı-özellik ilişkisi verileri sınırlandırılmıştır [6].

Bakır ve bakır bazlı alaşımlar, iletkenlik (termal ve elektriksel), mukavemet, şekillendirilebilirlik ve korozyon direnci gibi kombinasyonları ve geniş bir alanda mühendislik uygulamalarında kullanılmasıyla eşsiz bir yapı önerir. Bu malzemelerin ek olarak değerli özellikleri ise renk, kıvılcıma direnç ve mıknatıslanmaz davranışını kapsar. Bakırın termal ve elektriksel iletkenlikleri saf metal için en yüksektir ve alaşımlama ile önemli bir şekilde düşer. Demir ve titanyumdan farklı olarak saf bakır katılaşmadan sonra faz değişimi geçirmez ve katı durumda bir yüzey merkezli  $\alpha$  fazı olarak kalır. Çeşitli elementler bakır içinde geniş katı çözünebilirlik sergiler ve dolayısıyla ilgili alaşımlar çözünenler ve soğuk işlem tarafından kuvvetlendirilir. Bakır içinde çinkonun çözünebilirliği  $25^{\circ}\text{C}$ 'de % 30 'u geçer ve pirinçler geniş bileşim ve sıcaklık oranları üzerine mükemmel mukavemet-tokluk kombinasyonları sergiler; aynı zamanda soğuk deformasyon ve tavlama işlemleriyle kolayca şekil verilir ve mukavemeti artırılır [6].

Yeterli alaşımlama eklemeleriyle, çeşitli bakır bazlı alaşımlar, ısı işlem haline ve sertleştirme ve meneviş tedavilerine yanıtı vermesiyle çeliklerle benzer olur. % 10 alüminyum içeren Alüminyum bronzların  $850^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerinde sıcaklıklara ısıtılması hacim merkezli kübik  $\beta$  fazına dönüştürür. Böyle alaşımların mikroyapıları, sonraki soğutma süresince  $\beta$  fazının ayrışmasını gösterir;  $\beta$  fazının çeşitli ayrışım ürünleri alaşım bileşiminin detayları üzerinde hassaslığa ve ısı işleme bağlıdır. Bu alaşımlarda mikroyapı/mekanik özellik ilişkileri karmaşıktır ve su verme yüzünden sertleştirme karbon çeliklerindeki gibi belirgin değildir. Sonunda çökeltme sertleşmesi bakıra % 1,5 ile 2 Be

eklenmesi ile ulaşılabilir. Böyle alaşımlar tipik olarak tavlanır, su verilir ve sonra  $\gamma$  fazının incelmış ayrılmalarını geliştirmek için yaşlandırılır [6].

İmalatta bakır ve bakır bazlı alaşımların birleşmesi farklı kaynak yöntemleriyle gerçekleştirilebilmektedir. Kaynak edilebilirliği belirlemede ana faktörler, termal iletkenlik, birleştirilirken malzemelerin katılma aralıkları ve düşük erime bileşenlerinin varlığıdır. Saf bakırın yüksek termal iletkenliği, seyreltik alaşımlar ve saf metalde yerel erimeyi başarmak için, yüksek ısı kaynağı yoğunluğu harcanabilmesini gerektirir. Çeşitli alaşımlama eklemeleri, çinko ve kalay dâhil, çatlama hassasiyetinin artması ile kaynak edilebilirliği azaltır. Alüminyumun yapışkan oksitleri, nikel ve berilyum, kaynağı engelleyebilir ve sık sık sağlam kaynağı kesinleştirmek için çıkarılması gerekir. Bakır alaşımlarında değişik elementler (örneğin; çinko) mevcut olabilir ki hem uçucu hem zehirlidir, havalandırma ve kaynakçıyı ile çevreyi toz ve dumandan korumak için araç gereç gerektirir [6].

Saf bakır 1083°C'de erir. Bununla birlikte, döküm NiAl bronzun (Cu-9,4Al-5Ni-4Fe) SKP için 1000°C 'ye yaklaşan ( $0,94 T_{\text{bakır erime sıcaklığı}}$ ) tepe sıcaklıklar tespit edilmiştir. Böylece, bakırın SKK/SKP işlemlerinde sıcaklıklar yüksek değerlere çıkmıştır ve bakır alaşımları için uygulamalarda takım malzemelerinin seçimi üzerindeki sınırları belirlemiştir. Döküm NiAl bronz malzemenin SKP için takım geliştirilmesinde, MP150 (25Ni-36Co-19Cr-9Fe-7Mo-3Ti)'den hazırlanmış takımlar ile aşırı takım aşınması görülürken, Densimet 176 (92,5W-Fe,Ni; sinterlenmiş toz metalurji malzemesi) kullanılarak imal edilmiş takımlar sürekli olarak iyi performans sergilemiştir [6].

Döküm NiAl bronzlarda SKP döküm bileşenlerin yüzeye yakın bölgelerinde mikroyapıdaki incelme ve gözenek kapanması ile yerel modifikasyonu ve özelliklerin iyileştirilmesini sağlayabilir. Nikel alüminyum bronz malzemelere uygulanan SKP malzeme üzerinde yüzeylerin seçici olarak kuvvetlenmesi ve yorulma direncinin iyileşmesini sağlayabilir [6].

### 1.5. Literatür Taraması

Gerçekleştirilen literatür araştırmasında, NAB alaşımlarının SKK işlemlerinden daha çok sürtünme karıştırma prosesi işlemleriyle karşılaşılmıştır. Endüstriyel uygulamalarda NAB alaşımı genellikle dökümden elde edildiği şekliyle kullanıldığından, birleştirme ihtiyacından daha yaygın olarak yüzey proses işlemine tabi tutulmaktadır. NAB alaşımının sürtünme karıştırma kaynağı ve sürtünme karıştırma prosesi işlem olarak benzer olduğundan, kaynak işlemi sonrası oluşan yapısal etkilerde aynı olmaktadır.

Sürtünme karıştırma kaynağı ve sürtünme karıştırma prosesi benzer işlemlerdir. Sürtünme karıştırma prosesi, bir metal işleme teknolojisi olarak ortaya çıkar ve yerel modifikasyonu ile işlenmiş metalik bileşenlerin yakın yüzey katmanlarında mikroyapılarının kontrolünü sağlayabilir. Sürtünme karıştırma prosesinde takım, işlenmiş veya döküm metaller ve alaşımlarının seçilmiş bölgelerinde, özelliklerin iyileştirilmesiyle uyularak ve mikroyapı modifikasyonunu gerçekleştirmek için tek iş parçası yüzeyi üzerinde önceden belirlenmiş gidişatta hareket ettirilir. SKP'nin termomekanik döngüsü süresince ağır plastik deformasyon ve yenileme, özellikle alaşımlarda büyük ölçüde incelmış karıştırma bölgesi mikroyapıları oluşturabilir. Döküm metaller için SKP döküm gözeneklerini kapama yanı sıra ham döküm mikroyapısının homojenleştirilmesini ve ham döküm mikroyapıyı makroskobik şekil değişimine neden olmadan işlenmiş duruma gelmesini sağlar [6].

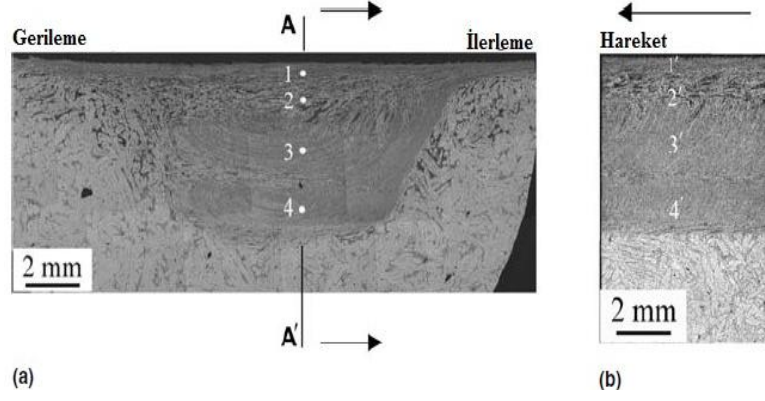
Döküm NiAl bronz alaşımlar, korozyon direnci, mukavemet, tokluk, sürtünme katsayıları ve kıvılcım yaymayan davranışları gibi iyi kombinasyonları yüzünden geniş bir alanda denizcilik sistemlerindeki bileşenlerde kullanılmaktadır. NiAl bronz malzemenin üretilmiş çoğu döküm parçalar, kalın kesitler içerir ve yavaş soğuma hızları kaba mikroyapılara katkı sağlar ayrıca fiziksel ve mekanik özellikleri azaltır. Böyle uygulamalarda, NiAl bronz malzemeler kolayca ısıl işlenmeyebilir ve dolayısıyla SKP benzer parçaların yüzeylerinin seçici olarak kuvvetlendirilmesinde bir alternatif sunar [6].

### 1.5.1. NiAl Bronzunun Mikroyapısına Sürtünme Karıştırma İşleminin Etkisi

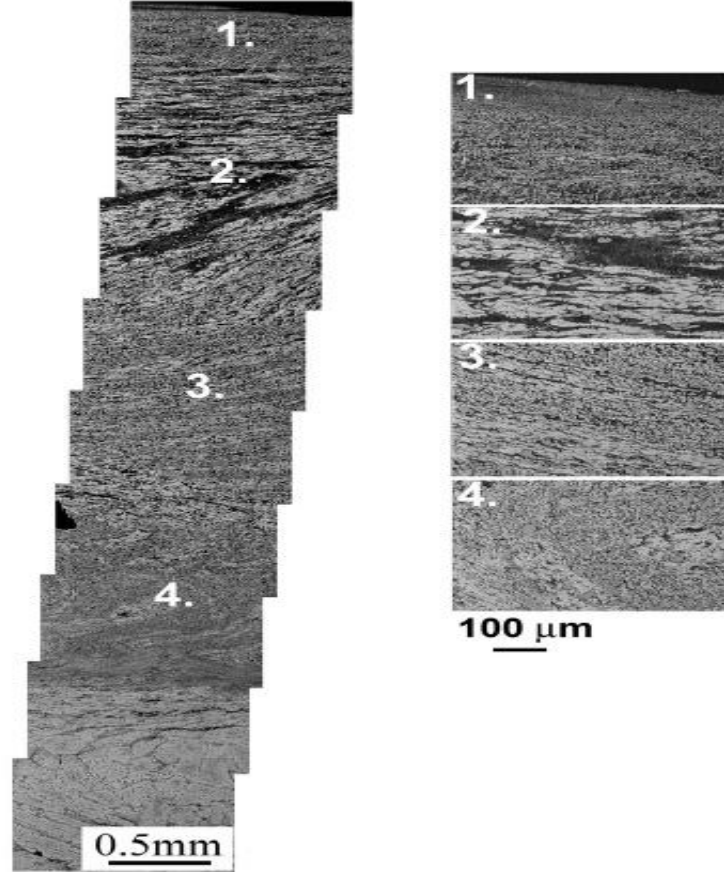
NAB malzeme üzerinde tek sürtünme karıştırma işleme pasosunun temsili örneğinin karıştırma bölgesi boyunca enine ve boyuna kesitlerden mikrografik kurguları Şekil 38’de gösterilmektedir. Bu durumda, sürtünme karıştırma prosesi MP150’den (25Ni-36Co-19Cr-9Fe-7Mo-3Ti) imal edilmiş bir takım ile gerçekleştirildi. Takım omuz çapı 23,8 mm iken pim 7,95 mm çapında, 6,95 mm uzunluğunda ve spiral yiv işlenmiş şeklindedir. Takım dönüş hızı 1000 dev/dak ve enine hareket hızı  $20,3 \text{ cm} \cdot \text{dak}^{-1}$  idi. Her iki kurgu ana metal yanı sıra karıştırma bölgesini içerir. Şekil 38.(a)’da enine kesit gösterilmektedir. İlerleme tarafında, takım aşağısına doğru karıştırma bölgesi ve çevreleyen malzeme arasındaki sınır belirgindir fakat gerileme tarafında net değildir. Şekil 38.(b)’de gösterilen boyuna kesit karıştırma bölgesinin merkez hattı boyunca elde edilmiştir. Şekil 38.(a)’da A – A’ kesitinde karıştırma bölgesinin belirgin karakteri olduğu gibi görünmektedir. Ana metal taneleri termomekanik etkili bölgede dağılır. Kaymanın yönü ve uzantısı, karıştırma bölgesi-termomekanik etkili bölge sınırı boyunca değişir. Termomekanik etkili bölge ve yakındaki ana metalde koyu şekiller, işlem sırasındaki ısınma yüzünden  $\beta$  şekillenmesi için  $\alpha + \kappa_{\text{iii}}$ ’ün lamelli yerel eski halini yansıtır. Hızlı soğuma sonrası  $\beta$ ’nin dönüşümü ile çeşitli dengesiz dönüşüm ürünleri oluşur [6].

Karıştırma bölgesi ve ham döküm NiAl bronz ana metal karşılaştırması, karıştırma bölgesinde daha ince mikroyapı gösterir, fakat aynı zamanda derinlik ile bu durum değişir. Sürtünme karıştırma prosesi termomekanik döngüsü süresince elde edilmiş tepe sıcaklık ile mikroyapıdaki gözlenen değişimin derinlik ile ilişkisi Şekil 38’de (enine düzlemde 1 ile 4 ve boyuna düzlemde 1’ ile 4’ ) görülmektedir. Şekil 39 ile 40’da mikroyapı verileri özetlenmektedir. Takım omuzu ile temasta yüzeye yakın yerlerde, yani Şekil 39’da bölge 1 ve Şekil 40’da bölge 1’, mikroyapı  $\beta$ ’nin tüm dönüşümünü yansıtır. Takım geçmesinden sonraki soğutma süresince,  $\beta$  bir Widmanstatten morfolojisi ile  $\alpha$  ve sonraki soğuma süresince koyu dağlanmış bileşenlerin şekillenmesi tarafından ayrışmaya başlar. 2 ve 2’ bölgelerinde, uzamış bant veya eşksenli birincil  $\alpha$  tanelerinin blok gibi kümeleri ki tavlama ikizleri içerir, ince  $\beta$ -dönüşüm ürünlerinden oluşmuş uzamış bölgeler ile serpiştirilir. Bölge 2’de birincil  $\alpha$ ’nın uzaması, enine düzlemde (Şekil 39) daha dikkate değerdir; boyuna düzlemde 2’ bölgesinde, birincil  $\alpha$  tanelerinin kümeleri daha düzensiz şekildedir, fakat bu kümeler içerisinde taneler hala eşksenlidir. Önceki  $\beta$  bölgeleri, koyu dağlanmış bölgelerde ince bir Widmanstatten  $\alpha$  ve ince çözümlenmemiş  $\beta$  dönüşüm

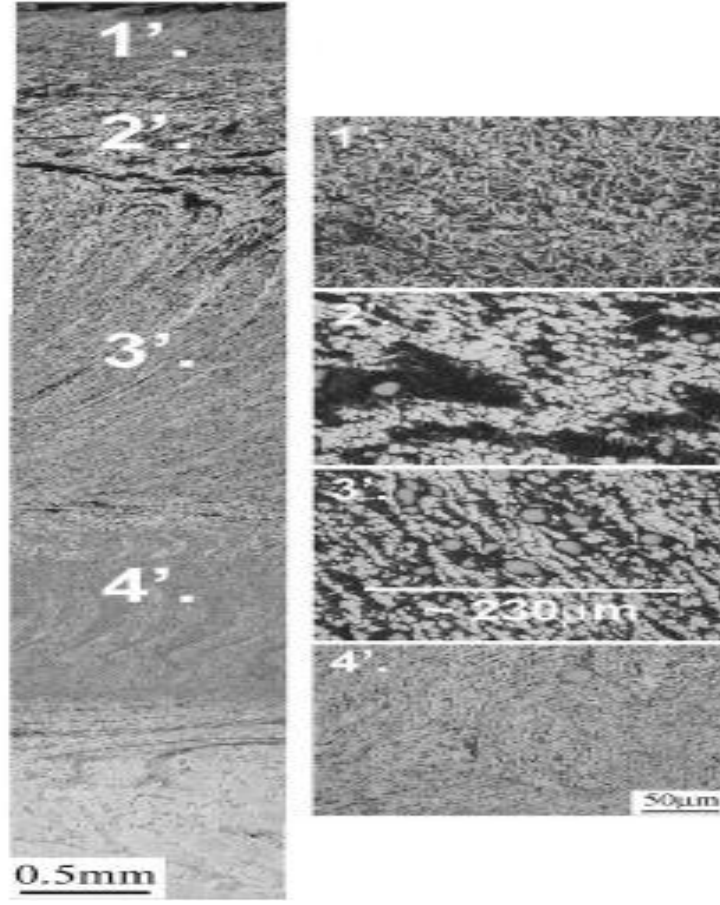
ürünleri sergiler. Geçirimli elektron mikroskobu incelemeleri gösterdi ki bu ürünler  $\beta$ 'nın ayrışması tarafından şekillenmiş beynitli ve martensitli bileşenler içerir. Karıştırma bölgesinin merkezi bölgeleri, belirgin soğan halkası akış desenleri sergiler. Bu desenlerin halka desenleri karakteristiği Şekil 38.(a)'da açıkça görülmektedir; bu şekiller değişken katmanlı yapılar olarak ortaya çıkar ki Şekil 38.(b)'de boyuna kesitte takım hareketinin yönünden uzağa eğimlidir. Yüksek büyütmede (Şekil 39'da 3 bölgesi; Şekil 40'da 3' bölgesi), bu katmanlar  $\alpha$ 'nın bantlarından oluşan Widmanstatten morfolojisine sahip, ince eşeksiz taneleri içeren birincil  $\alpha$  uzamış bantları ile serpişmiş şekilde açığa çıkar. Bantların görünen yatay aralığı 3' bölgesinde 230  $\mu\text{m}$  iken takımın her dönüşü için 203  $\mu\text{m} \cdot \text{d}^{-1}$  dir (Şekil 40). Bu nedenle, bu özelliklerin farklı termomekanik geçmişlere sahip bantları teşkil ettiği muhtemeldir ve uygun devirlerde takım arkasına yakın başlar. Sonunda, yüksek bir şekilde incelmış fakat çözülmemiş yapı, hem enine hem de boyuna düzlemlerde karıştırma bölgesinin altında 4 ve 4' bölgelerinde ( Şekil 39 ve 40, sırasıyla) açığa çıkar. Şekil 41.(a) Geçirimli elektron mikroskobu  $\alpha$  tanelerinin yüksek şekilde incelmış yapısını gösterir, bunlar 800 dev/dak ve 15,2  $\text{cm} \cdot \text{dak}^{-1}$  enine hareket hızındaki işlemde sonra benzer malzeme ve takım için karıştırma bölgesinin altında 1 ile 2  $\mu\text{m}$  boyutundadır. Karıştırma bölgesi altında  $\beta$ 'nin dönüşüm ürünlerinin yokluğu muhtemelen SKP boyunca sadece ötektoid sıcaklık civarına ısınmayı yansıtır. Bu yerde, mikroyapı değişimi birincil  $\alpha$ 'nın deformasyon ve yeniden kristalleşmesi tarafından temelde açığa çıkar. Yakınsak ışın elektron kırınım metotları tane-ölgül konumlama verilerini bu bölgede açığa çıkarmayı sağlar ve tane taneye dezoryantasyonlar ilgisine Şekil 41.(b)'de gösterilen sınır yapının izinde hat genişliği tarafından işaret edilir. (Dezoryantasyon terimi bütün kristalografik eşdeğer rotasyonlar arasında minimum açıya tekabül eder ki komşu kafesleri rastlantısal getirir) Düzgün sınırların çoğu ikizlerle alakalı olarak dezoryantasyona sahiptir ve dolayısıyla bu şekiller sürtünme karıştırma prosesi süresince tavlama ikizlerinin şekillenmesini takip eden yeniden kristalleşmeyi yansıtır [6].



Şekil 38. Ham döküm nikel alüminyum bronz alaşımında tek paso sürtünme karıştırma işleme için mikrografik kurgular, takım omuzu bölgesinden aşağıya ana metal içine doğru karıştırma bölgesi gösterimi. (a) Enine kesit, (b) Boyuna kesit A – A' boyunca [6].



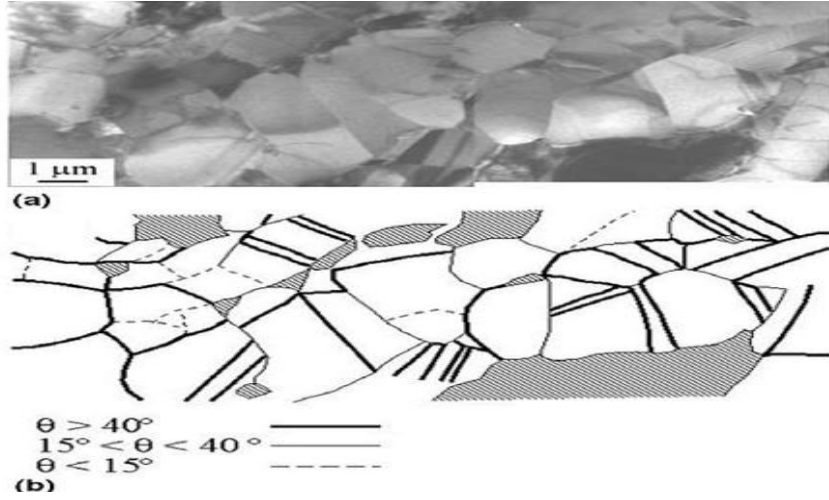
Şekil 39. Enine düzlemde mikroyapıdaki değişim. Bölge 1'de,  $\beta'$ 'nin Widmanstatten morfolojisi ile dönüşümü apaçiktır. Bölge 2'de, deformasyona uğramış birincil  $\alpha$  ve  $\beta'$ 'nin Widmanstatten morfolojisi ile dönüşüm ürünleri karışımı şekillenmiştir. Bölge 3'te soğan halkalarından bantlar gösterilmekte ve bölge 4'te karıştırma bölgesinin altına yakın kısımda tane incelmış bölge gösterilmektedir [6].



Şekil 40. Boyuna düzlemde mikroyapıdaki değişim. Bölge 1'de Widmanstatten morfolojisi belirgindir. Bölge 2'de, birincil  $\alpha$  ve  $\beta$  dönüşüm ürünleri tombalak görünür. Bölge 3'de bantlar takım devri başına ilerleme ile ilgili olarak bir aralığa sahiptir, bölge 4'de ince taneli bölge karıştırma bölgesinin altındadır [6].

Çeşitli tavlama ve sıcak haddeleme deneyleri, sürtünme karıştırma prosesi boyunca yerel karıştırma bölgesi tepe sıcaklıklarının kestirimini temel alan belirleme için yönlendirilmiştir. Bu deneylerin tipik sonuçları Şekil 42.(a)'da gösterilmektedir; bu veriler gösterilen sıcaklıklarda 1 saat için küçük kuponların tavlama tarafından,  $\sim 10^0 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$  soğuma hızı verilerek laboratuvar havasında kuponların soğumasını takip ederek elde edildi. İlave deneyler kısa tavlama ve eşzamanlı sıcak haddeleme ( pasolar arası yeniden ısıtma ile) yönlendirildi. Ötektoid reaksiyonun aralığı içerisinde ısıtma sonrası, katmanlı  $\alpha + \kappa_{\text{iii}}$  ötektoid yapı  $\beta$  şekillenmesi için yeniden çözünür. Sonra, soğutma süresince  $\beta$  dönüşümü şekillenirken birincil  $\alpha$  etkilenmemiş kalır.  $720 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de ısıtma sonrası reaksiyon henüz başlamamıştır, fakat  $\geq 820 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de ısıtma süresince açıkça

yerini alır;  $\beta'$ 'ya bütün dönüşüm 1000 °C üzerinde ısıtma ile olduğu görülür. Tavlama verisi,  $\beta'$ 'nin denge fraksiyonları 6 dakika içerisinde erişilen sıcaklıkta ısıtılmasıyla elde edildiği kanıtladı. Bununla birlikte, küresel  $\kappa_{ii}$  görünüşte daha yavaş çözüldü. Benzer sıcaklıkta eş zamanlı sıcak haddeleme ile  $\alpha$  ve  $\beta$  fazlarının görünüşte uyumluluğunun bozulduğu; sıcak haddelemeden sonra, soğuma sonrası deformasyona uğramış ve yeniden kristalleşmiş  $\alpha$  arta kalırken, çeşitli dönüşüm ürünleri  $\beta'$ 'dan şekillenir [6].

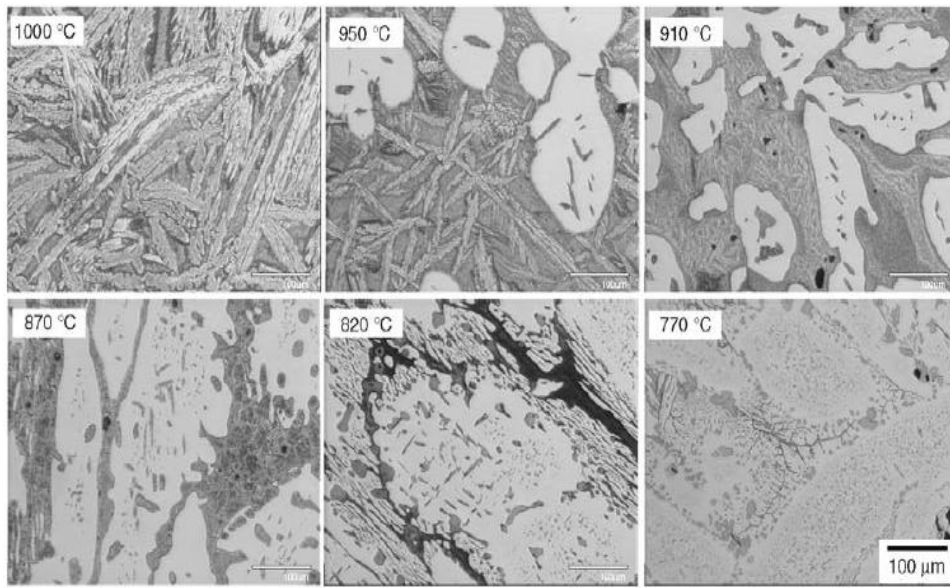


Şekil 41. Tane yapısı analizi: (a) ince taneli yapının geçirimli elektron mikroskop görüntüleri, (b) Şekil 38'de bölge 4 ile ilgili alt karıştırma bölgesinden yakınsak ışın elektron kırınım analiz sonuçları. Tane sınırları çeşitli hatlar tarafından betimlenir, tane taneye dezoryantasyon açısına bağlı olarak: kalın için  $\theta > 40^\circ$ , ince için  $15^\circ < \theta < 40^\circ$ , ve noktalı  $\theta < 15^\circ$ , sırasıyla [6].

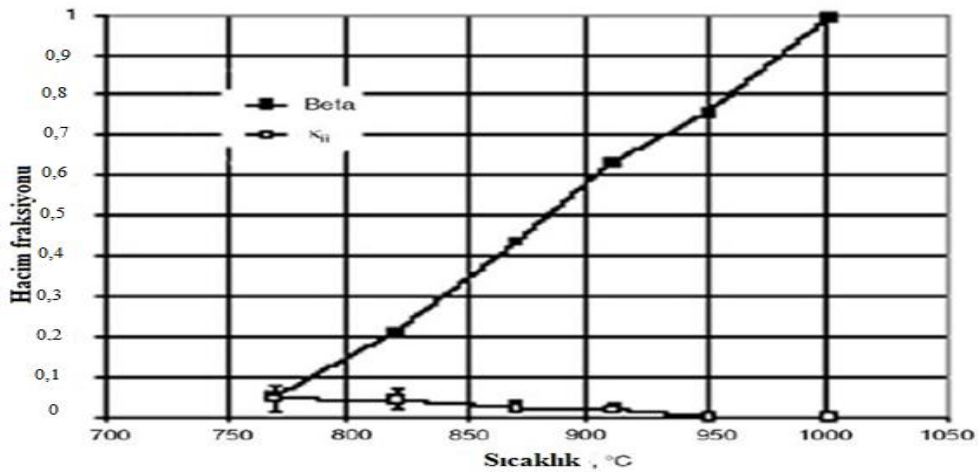
Şekil 42.(a)'da gösterilen mikroyapı verileri, tavlama sıcaklık artışları derecesinde  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin hacim fraksiyonu artışlarını ve  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin Widmanstatten morfolojisi ile  $\alpha'$ 'yı kapsadığını gösterir. Şekil 42.(b) bu tavlama deneyinde ısıtma sıcaklığının bir fonksiyonu olarak  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin hacim fraksiyonunun çizimidir; özdeş sonuçlar sıcak haddeli örneklerde elde edildi. Küresel  $\kappa_{ii}$ 'nin hacim fraksiyonu olduğu gibi ölçüldü: bu faz morfolojisi ve düşük demir difüzyon hızı yüzünden daha yavaş çözüldü, fakat 950°C üzerinde ısıtma üzerine gözden kayboldu. Yerel tepe sıcaklık tahminleri, karıştırma bölgesi mikroyapılarında  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin hacim fraksiyonu ile ilgili ölçüm tarafından yapıldı. Eşzamanlı deformasyon, yüksek karbon çeliklerinin sıcak işi süresince küreleşme hızlarında sırasıyla büyüklük artışlarının sonucunu göstermektedir. Bu temelde, sürtünme karıştırma prosesi süresince karıştırma bölgesinde



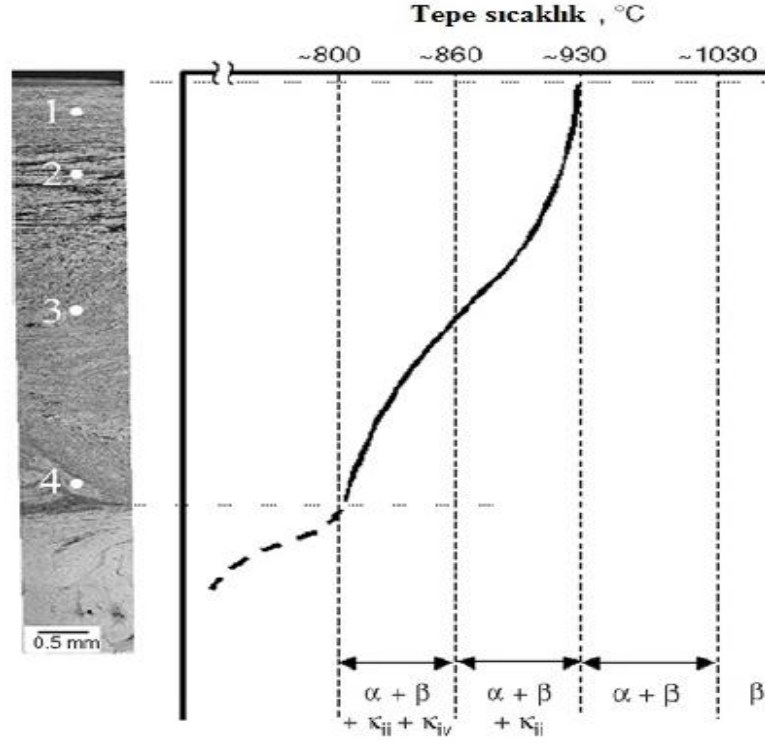
katmanlı  $\alpha + \kappa_{iii}$  bileşenin çözünmesini ağır eşzamanlı deformasyon tarafından hızlandıracaktır ve dengeye yakın mikroyapılar geliştirilebilir. Şekil 43'te taslak şekilde 800 dev/dak ve  $15,2 \text{ cm} \cdot \text{dak}^{-1}$ 'de işlenmiş malzeme için karıştırma bölgesinde tepe sıcaklık dağılımı örneklenir ki, Şekil 38 ile 41'nin mikroyapılarına uyar. Bu dağılım ham döküm mikroyapının eski haline dönmesi, deformasyon ve yerel tepe sıcaklığa ısıtma süresince açığa çıkar ve eski haline dönme reaksiyonları büyük şekilde eşzamanlı deformasyon tarafından hızlandırılır.  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin ortalama hacim fraksiyonu farklı soğan halkası şekillenmesini sergileyen bölgelerde belirlendi [6].



(a)



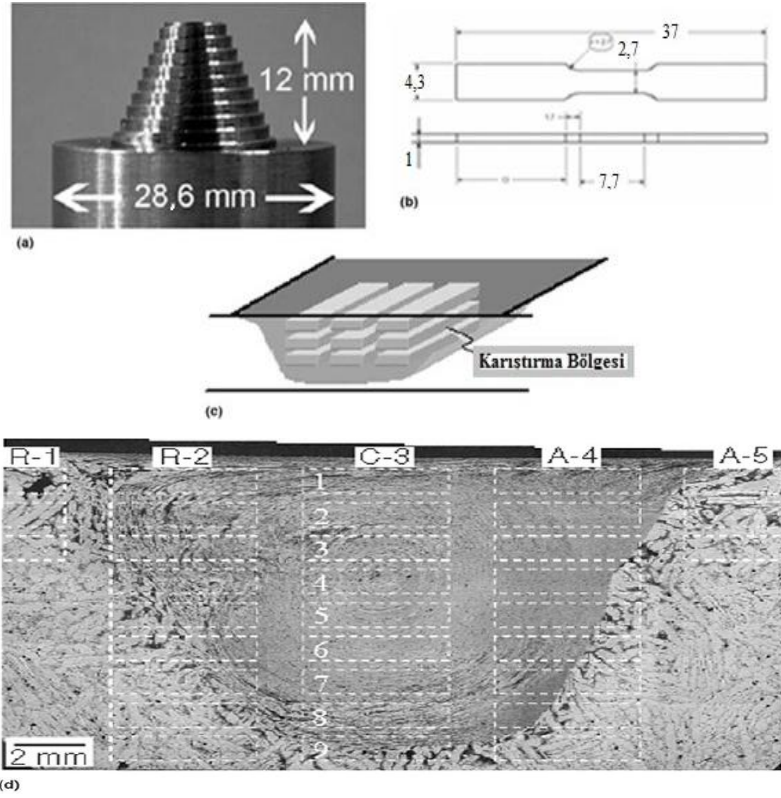
Şekil 42. Sıcaklıkla mikroyapı değişimi: (a) döküm NiAl bronzun mikroyapısında tavlama sıcaklığının etkisi, (b)  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin hacim fraksiyonunun sıcaklığa bağlılığı [6].



Şekil 43. Karıştırma bölgesinde derinlik ile tepe sıcaklık değişimi. Yerel tepe sıcaklığı,  $\beta$  dönüşüm ürünlerinin fraksiyonu yerel görünümü ve Şekil 42'nin verilerinden hesaplanmıştır [6].

### 1.5.1.1 Sürtünme Karıştırma İşlemi Sonrası Karıştırma Bölgesi Mekanik Özellikleri Dağılımı

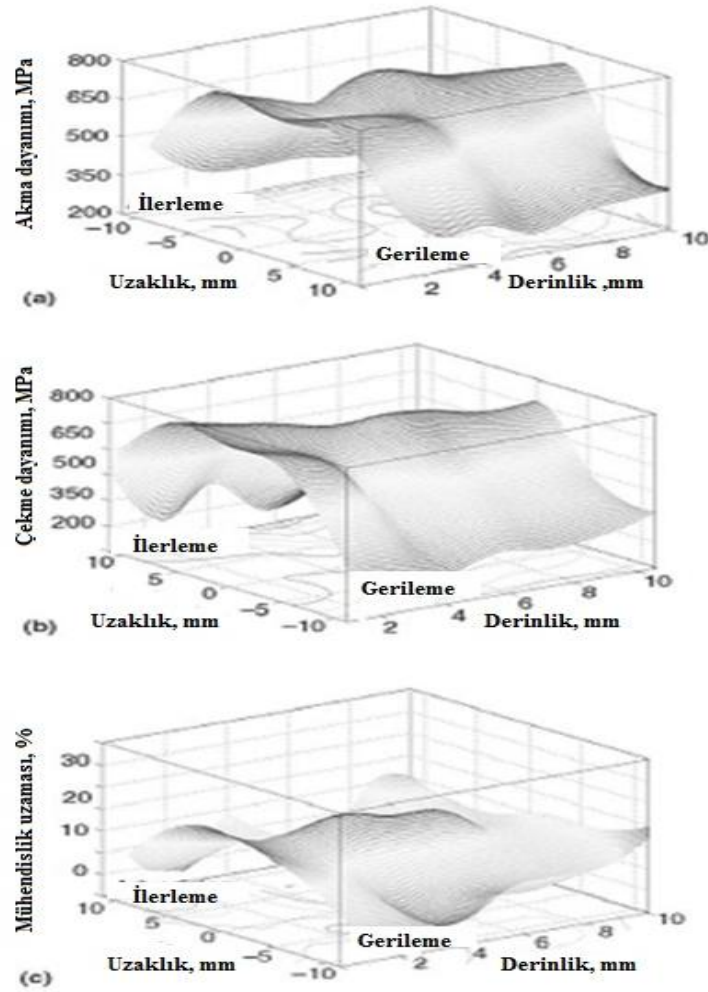
Mikroyapıların bulunduğu yere göre belirgin şekilde değişmesi yüzünden, minyatür levha tipli çekme deneyi kupon tasarımı, karıştırma bölgeleri boyunca mukavemet ve sünekliğin dağılımını değerlendirmek için geliştirildi. Mevcut çalışmada, sürtünme karıştırma prosesi Şekil 44.(a)'da örneklenen 12 mm adım-spiral Densimet 176 takım kullanılarak yönetildi. İşleme 800 dev/dak ile  $10,2 \text{ cm} \cdot \text{dak}^{-1}$  enine hareket hızında yönetildi. Şekil 44.(b)'de tasarıma göre test kuponları, tel erozyon ile elde edildi. Yüzey ve sürtünme karıştırma merkeziyle ilgili olarak örnek konumunu korumak için özenle alındı. Bu çekme eksenleri için Şekil 44.(c)'nin şematüğünde takım hareketinin yönü ile hizalandı. Karıştırma bölgesinin enine kesitinden mikrografiklerin kurgusu üzerinde, çekme kuponlarının ölçü kesitlerinin üst düşümü tarafından Şekil 44.(d)'de karıştırma bölgesi mikroyapısı kaydı örneklenmiştir [6].



Şekil 44. Takım malzemesi ve karıştırma bölgesi görünümü: (a) ham döküm NiAl bronz işleme için Densimet 176 takım kullanıldı, (b) minyatür çekme örnek tasarımı (boyutlar mm), (c) karıştırma bölgesinde çekme kuponlarının dağılımının şematik sunumu, (d) 800 dev/dak ile  $10,2 \text{ cm} \cdot \text{dak}^{-1}$ 'de işleme için karıştırma bölgesinin enine kesiti. Dikdörtgenler tarafından çekme kuponlarının kesitleri belirtilmiştir [6].

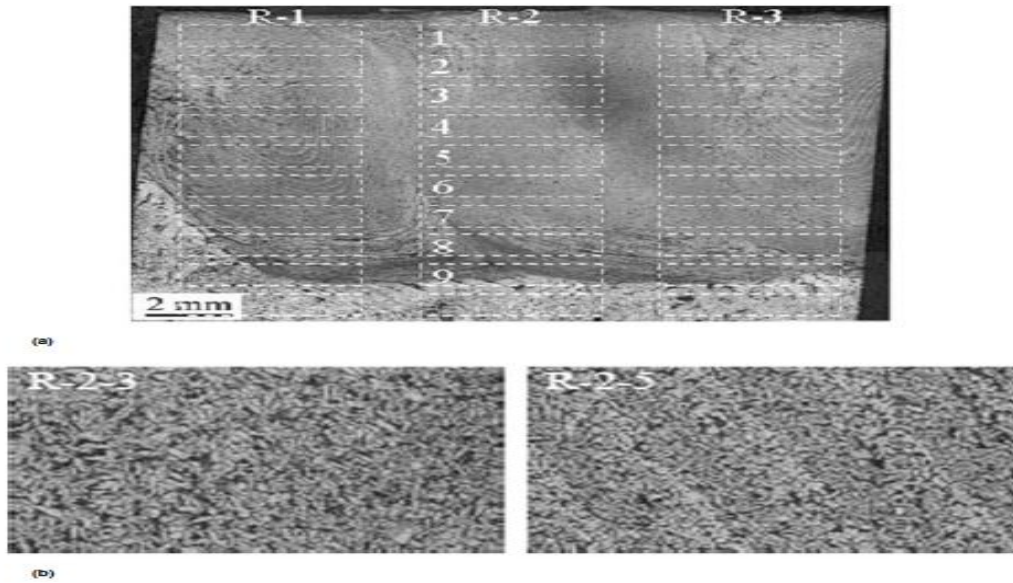
Çekme testi, standart işlemleri içerdi. Ana metal mekanik özellikleri, 220 MPa akma mukavemeti, 450 MPa çekme mukavemeti ve % 10 uzama idi. Tipik sonuçlar Şekil 45'de gösterilmektedir. Bütünüyle bu verilerde, sürtünme karıştırma prosesi artan akma ve çekme mukavemetleri yanında uzamadaki artışlarıyla sonuçlanabilir. Akma ve çekme dayanımlarının dağılımı Şekil 45.(a) ve (b) gösterilirken, Şekil 45. (c)'de süneklik verileri gösterilmektedir. Dikkate değer işaret, takım omuzu ile temasta plaka yüzeyi yakınında akma ve çekme dayanım değerleri en yüksek olurken, akma dayanımı ortalama 500 MPa'a ve çekme dayanımı 760 MPa'a yükselmiştir; bu yerde süneklik hasara kadar ortalama % 20 uzama gösterdi. Bu durum, yerel olarak karıştırma bölgesinde yüksek sıcaklığı ve tamamen  $\beta$  mikroyapısının dönüşüm ürünü olarak Widmanstatten  $\alpha'$ 'nin hâkimiyetini yansıtır. Bütün açığa çıkan akma ve çekme dayanımları yanında süneklik değerleri karıştırma bölgesi boyunca, ana metal değerlerinden yukarıda kalmıştır. Bununla birlikte,

takım omuzu altında termomekanik etkili bölgede düşük süneklik yerleri (~%5 uzama) olduğu açığa çıkmıştır. Düşük sünekliğin benzer yerleri, ergitme kaynaklarının ısıdan etkilenmiş bölgelerinde görünür ve 800°C'ye kadar ısınmadan sonra hızlı soğuma süresince şekillenmiş  $\beta$ 'nın martensitli dönüşüm ürünleri ile ilişkili olarak görünür. Bu sıcaklıkta lamelli  $\alpha + \kappa_{iii}$ , yüksek alüminyum içeriğine bağlı olarak  $\beta$ 'dan şekillenir, daha yüksek sıcaklıklara çıkıldığında süneklik değişim gösterecektir [6].

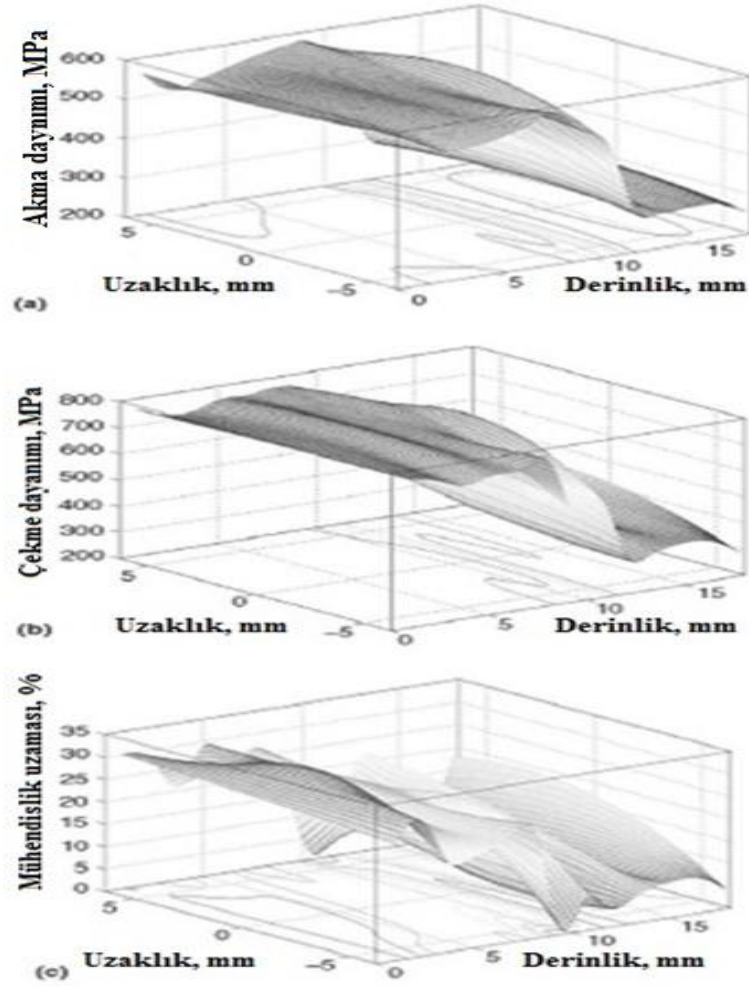


Şekil 45. Şekil 44'de verilen karıştırma bölgesi için mekanik özelliklerin dağılımları: (a) akma dayanımı, (b) çekme dayanımı ve (c) boyuna eksen ile hizalanmış test kuponları için süneklik. Takım omzunun altında termomekanik etkilenmiş bölgede düşük süneklik görülmesine rağmen hem mukavemet hem de süneklik ham döküm malzemedeki artar [6].

Benzer bir araştırmada, bitişik pasoların bindirmesi ile ızgara desenini kapsayarak birbirini takip eden çok pasolu SKP için gerçekleştirilmiştir. SKP, 800 dev/dak ile  $10,2 \text{ cm} \cdot \text{dak}^{-1}$  enine hareket hızında işletilen 12 mm adım-spiral Densimet 176 takım kullanılarak yönetildi. Mikroyapı ve çekme kuponları konum kurgusu Şekil 46.(a)'da örneklenmektedir. Şekil 46.(b)'de mikrografikler iki karıştırma bölgesi konumunu gösterirken, yüksek şekilde incelmış mikroyapılar ve bu malzeme ile işleme koşulu için karıştırma bölgesinde Widmanstatten morfolojisinin hâkimiyetini gösterir. Şekil 47.(a) ve (b)'de akma ve çekme dağılımları özetlenmiştir ve şekil 47.(c) 'de uzama verileridir. Bu veriler iki bindirme pasoları ile alakalı bölgeyi karşılar ve bu çoklu paso işlemleri tarafından, takım omuzu altında düşük süneklik bölgesinin giderilmiş olduğunu gösterir. Plaka yüzeyinde akma gerilmeleri 550 MPa, çekme gerilmeleri 800 MPa'dır ve süneklik aynı zamanda tutarlı olarak % 30 uzama gösterir. Bu sürtünme karıştırma işleminin NiAl bronz malzemede belirgin yüzey serleştirmesiyle sonuçlandığını vurgular. Yine de karıştırma bölgesi altında bulunan konumlarda ısıdan etkilenmiş bölge ile ilgili düşük süneklik bölgesinin oluştuğu görülür ve tahmin ızgara prosedürü tarafından işlenmiş bölgenin dış kısmındaki bölge olabileceğidir [6].



Şekil 46. Çok pasolu karıştırma bölgesi: (a) Çekme kuponları kesit dağılımı belirtilmesi ile  $800 \text{ dev/dak}$  ile  $10,2 \text{ cm} \cdot \text{dak}^{-1}$  da sürtünme karıştırma işlemeyi kapsayan çok pasolu ızgara işlemi için karıştırma bölgesi enine kesiti, (b) yüksek büyütmede, incelmış Widmanstatten  $\alpha$ 'dan oluşan mikroyapı. Aynı zamanda soğan halkaları yapısında bantlar çok pasolu işlemler için daha azdır [6].



Şekil 47. Şekil 46’da verilen çok pasolu karıştırma bölgesi için mekanik özelliklerin dağılımları: (a) akma dayanımı, (b) çekme dayanımı ve (c) çok pasolu ızgara desenler için yerel boyuna eksenler ile hizalanmış çekme kuponları için süneklik. Karıştırma bölgesi altında termomekanik etkilenmiş bölge içerisinde düşük süneklik görünmesine rağmen çok iyi mukavemet / süneklik kombinasyonları plaka yüzeyi yakınında sağlandı [6].

## 1.6. Çalışmanın Amacı ve Önemi

Bu çalışma genellikle deniz suyu uygulamalarında, özellikle askeri alanda gemilerde ve denizaltılarda çeşitli ekipmanlarda, pompalar, vana bağlantıları ile gemi pervanelerinde kullanılan nikel alüminyum bronz malzemenin sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirilebilirliğinin incelenerek, kaynak bölgesindeki mikroyapı değişimleri ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin araştırılmasına yöneliktir.

Bu amaçla, literatürde yapılan araştırmalar sonucunda özellikle deniz suyu ortamındaki uygulamalarında en yaygın kullanılmakta olan NAB (UNS C95800) alaşımının uygun takım ile sũrtũnme karıştırma işlemine yũnelik birũok çalışma belirlenmiştir. Ancak bu çalışmaların tũmũnũn sũrtũnme karıştırma prosesi uygulaması olduğu gũrũlmũř, NAB ũzerinde sũrtũnme karıştırma kaynak metoduyla ilgili çalışma belirlenememiştir. Planlanan bu çalışma ile NAB alaşımının kullanıldığı alanlardaki mevcut bilgi birikimine, endũstriyel kullanılabilirliğin değerlendirilmesine, kaynak kabiliyetinin belirlenmesine ve bu alandaki bilimsel yayınlara ũnemli katkı sağlanması dũřũnũlmektedir.

## **2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR**

Bu çalışmada, deney malzemesi olarak nikel alüminyum bronz (C95800) alaşımı kullanılmıştır. Literatür araştırmalarında bu malzeme için sürtünme karıştırma kaynağı çalışmaları yetersiz olduğundan benzer bir yöntem olan sürtünme karıştırma prosesi değerleri dikkate alınarak ve yapılan ön deneyler sonucunda, kullanacağımız kaynak parametreleri belirlenmiştir. Bu parametreler kullanılarak NAB alaşım plakalar alın alına birleştirilmiştir. Kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıkların ölçümü için termokupullar kullanılmıştır. SKK deneyleri için sırasıyla deney düzeneği oluşturulmuş, ham döküm nikel alüminyum bronz malzeme temin edilmiş ve kaynak için hazır hale getirilmiş, karıştırıcı uç dizayn ve imal edilmiş, uygun parametreler belirlenmiş, deney esnasında sıcaklık ölçümleri yapılmış, birleştirilen plakalar numunelere ayrılarak bu numuneler üzerinde çekme deneyi, darbe deneyi, mikrosertlik ölçümü ve metalografik incelemeler gerçekleştirilmiştir.

### **2.1. Deney Düzeneği**

Gerçekleştirilmek istenilen bu çalışmada, sürtünme karıştırma kaynak işlemi için Şekil 48'den görüldüğü gibi SKK işlemi amacına uygun şekle dönüştürülen bir universal dikey freze tezgâhı, hidrolik yükleme tablası ve kontrol ünitesi, deney esnasında verilerin kaydedilmesi için bilgisayar sistemi, kalibre edilmiş yük hücreleri ve veri okuma cihazı bir araya getirilerek SKK deney düzeneği hazırlanmıştır.





Şekil 48. Sürtünme karıştırma kaynak donanımının görüntüsü

### 2.1.1. Ana Tezgâh

SKK deneylerini gerçekleştirmek için KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü takım tezgâhları laboratuvarında bulunan STANKOIMPORT marka universal freze tezgâhı kullanılmıştır. Freze tezgâhı 7,5 kW gücünde olup, 50-1600 dev/dak devir sayısı aralığında ve 35-1020 mm/dak ilerleme hızı aralığında çalışabilmektedir. Kaynağı gerçekleştirmek için kullanılan takım, bu tezgâhın takım tutucusuna özel pens ile bağlanmıştır. Tezgâh tablası üzerine takım baskı kuvvetini uygulamak ve kontrol etmek amacıyla hazırlanmış hidrolik üniteli deney tablası bulunmaktadır. Uygulanan baskı kuvvetini freze tezgâhı karşılamaktadır. Kullanılan freze tezgâhı ile SKK'nın takım dönme hızı ve tezgâhın tablasına montaj edilmiş hidrolik tablayı takıma dik doğrultuda hareket ettirerek takım ilerleme hızları kontrol edilmektedir.

### 2.1.2. Yükleme Ünitesi

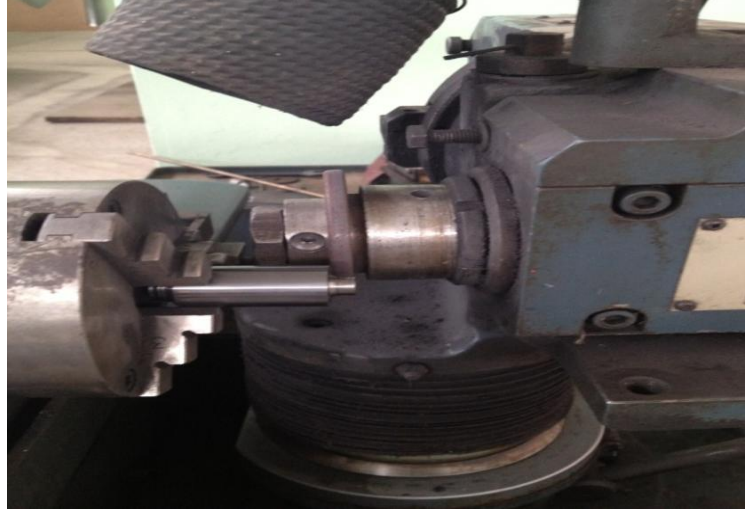
SKK esnasında takım baskı kuvveti parametresini uygulamak ve kontrol etmek amacı ile oluşturulmuştur. Yüzeyleri taşlanmış iki adet tabla, dört köşesine yerleştirilen dört adet klavuz mil, tablaların aralarında 1,5 kW gücünde, değişken basınçlı yük kontrol ünitesi ile bağlantılı hidrolik bir piston, üst tablanın köşelerinde uygulanan yükü eşit olarak karşılaması için dört adet yay ile alt ve üst tabla arasında bulunan piston strokunu sınırlaması için karşılıklı tabla köşelerine monte edilmiş iki adet sınırlayıcıdan oluşmaktadır. Hidrolik sistem takım ile iş parçası arasındaki baskı kuvvetini SKK işlemi boyunca uygulayıp sabit tutmak amacı ile hazırlanıp kalibre edilmiştir. Kaynak edilecek plakalar üst tabla üzerinde sabitlenebilen ve dört adet yük ölçüm hücrelerinin bağlı olduğu ayrı bir tutucu haznesine yerleştirilerek sabitlenir (Şekil 49).



Şekil 49. Hidrolik yüklemeli tablanın görüntüsü

## 2.2. Kullanılan Takım

Takım malzemesi olarak aşınmaya ve yüksek sıcaklığa dayanıklı sert bir malzeme olan tungsten karbür takım kullanılmıştır. Takımın işlenmesi için KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü takım tezgâhları laboratuvarında bulunan Jones-Shipman marka taşlama tezgâhı kullanılmıştır (Şekil 50).



Şekil 50. Taşlama tezgahı ile SKK takım malzemesi işleme

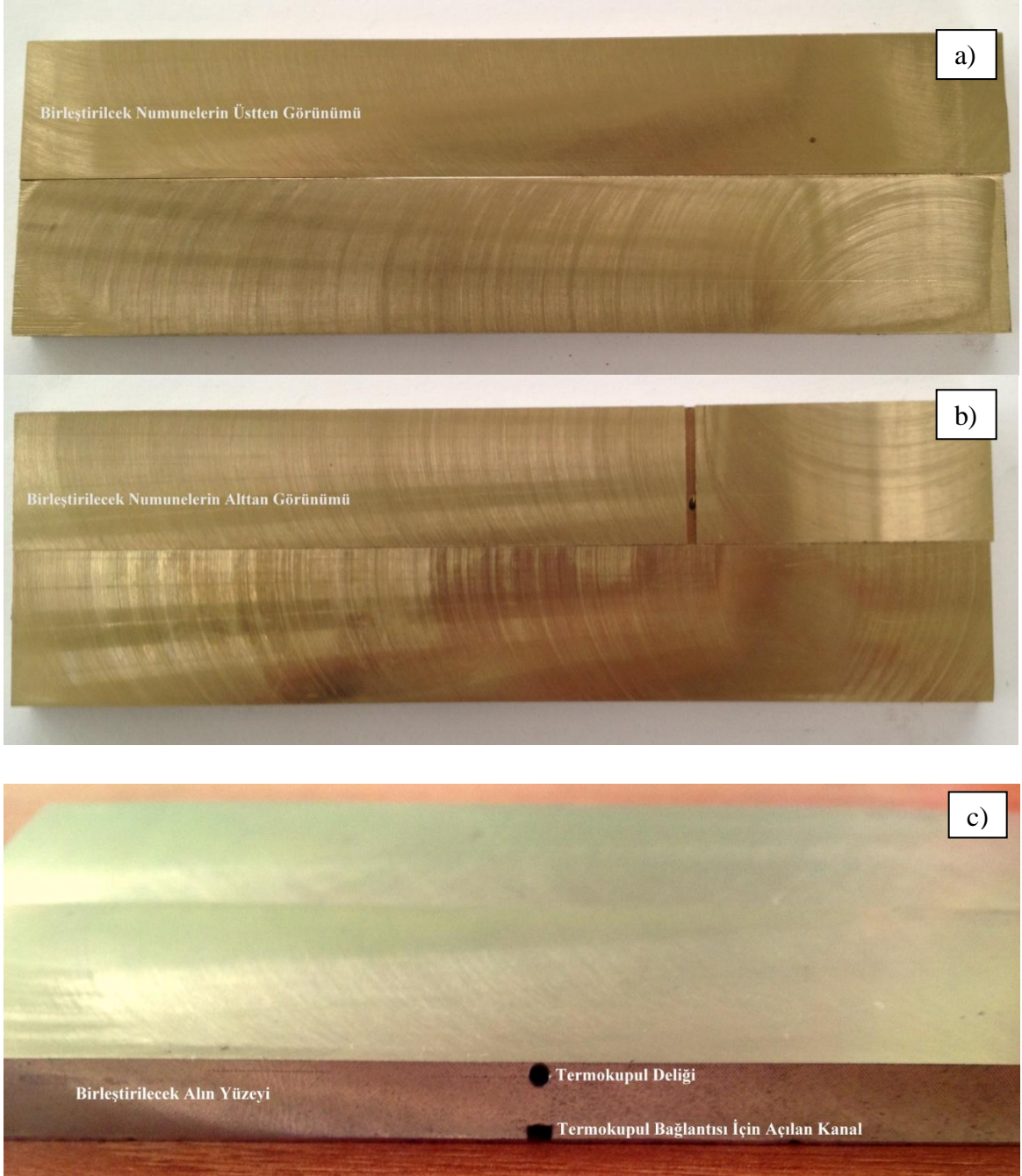
Karıştırıcı uç profilini belirlemek amacı ile literatür taraması yapılmıştır. Uygun karıştırıcı uç profili olarak NAB malzemenin SKP çalışmalarında verimli olarak kullanılan konik üçgen profilli takım uçlarının olduğu görüldü. SKK yapılacak plakaların kalınlığı 9 mm olduğu için ve yük değişimlerinde alt tablaya zarar vermemek üzere takımın pim uzunluğu 8,5 mm olarak seçilmiştir. Takım omuz çapı 16 mm ve pim çapı 8 mm olarak seçilmiştir. Pime taşlama tezgâhında omuzdan başlayarak konik yapıda üçgen profili sağlayacak şekilde  $2,5^\circ$  içe ve  $5^\circ$  dışa doğru şekil verilmiştir. Şekil 51'de şekillendirilmiş takım profili görülmektedir.



Şekil 51. Karıştırıcı takımın yandan ve üstten görünümü

### 2.3. Deney Malzemeleri

SKK işleminde deney malzemesi olarak ham döküm nikel alüminyum bronz (C95800) belirlenmiştir. Bu malzeme piyasadan ticari olarak üretilmiş durumda yaklaşık 11-12 mm kalınlığında plaka şeklinde temin edilmiştir. Daha sonra bu plakalar sürtünme karıştırma kaynak işlemi için KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü - Takım Tezgâhları laboratuvarında boyutları 9 mm x 30 mm x 200 mm olacak şekilde hazırlanmışlardır. Hazırlanan numunelerde ölçülen yüzey pürüzlülük değerleri yaklaşık olarak  $10 \mu\text{m} \pm 5$  mertebesindedir. Gerçekleştirilmek istenilen kaynak işleminde erişilecek sıcaklık mertebesini tespit edebilmek için numunelerin ara yüzeylerinde termokupul kullanılmıştır. Söz konusu termokupulun ara yüzeye yerleştirilebilmesi, numunelerden birinin alt kısmına radyal doğrultuda 2 mm derinliğinde ve 2 mm genişliğinde kanal açılarak bu kanal içerisinden taşınması ve yine bu kanal üzerinde belirli bir açıda numunelerin ara yüzeyine kadar 1 mm çapında açılan delik içerisinden geçirilerek sağlanmıştır. Şekil 52'de numunelere açılan termokupul kanalı görülmektedir.



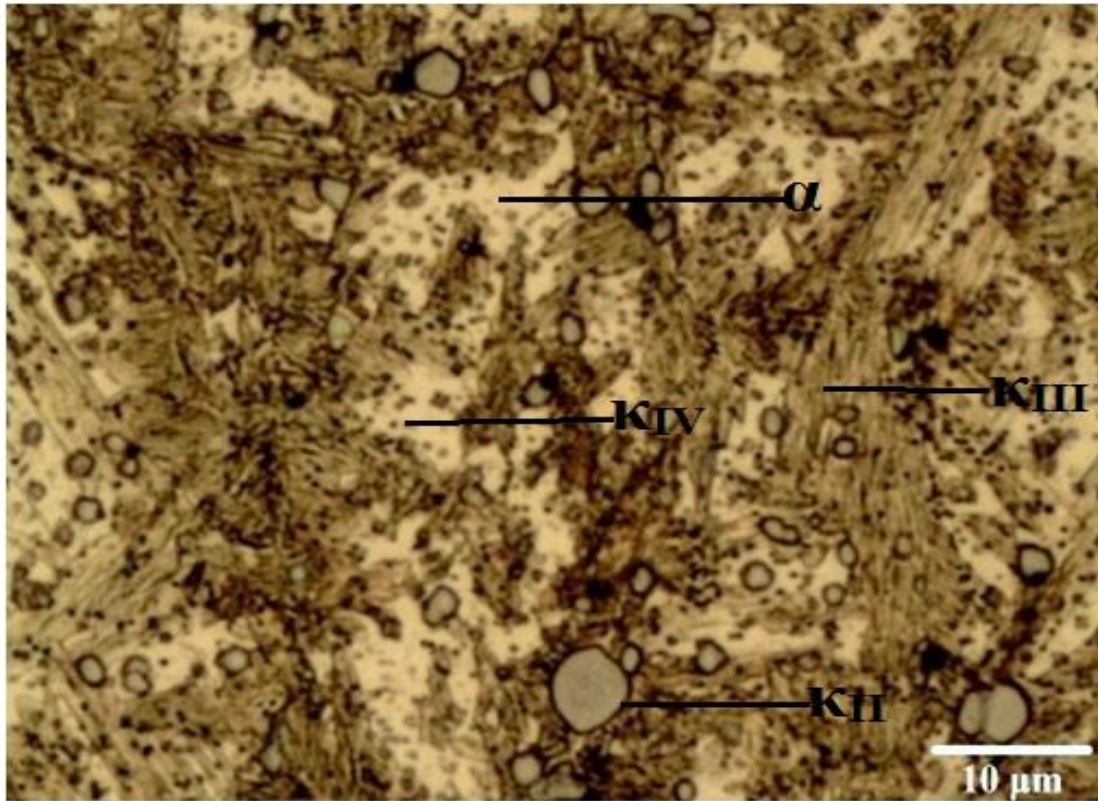
Şekil 52. Termokupul için açılan kanal ve termokupul deliği: (a) üstten, (b) alttan, (c) yanal görünüm

Deneyde kullanılan C95800 nikel alüminyum bronz için tedarikçi firmadan alınan kimyasal bileşim oranları Tablo 11’de verilmiştir. Ayrıca tedarikçi firma malzeme sertlik değerini 280 Brinell Sertlik Değeri (295 VSD) olarak vermiştir.

Tablo 11. Nikel Alüminyum Bronz kimyasal özellikleri

Kimyasal Bileşim							
Element	Cu	Al	Ni	Fe	Mn	Sn	Si
% Ağırlık	78,311	10,917	4,863	3,987	1,312	0,234	0,162
Element	Zn	Zr	Co	Pb	Mg	Be	Cr
% Ağırlık	0,132	0,045	0,021	0,009	0,004	0,002	0,001

KTÜ Makine Mühendisliği Malzeme Bilimleri Laboratuvarında satın alınan ham döküm NAB malzeme üzerinde yapılan incelemelerde ham döküm malzemeye ait optik mikroskop görüntüsü Şekil 53’de verilmiştir.



Şekil 53. Ham döküm NAB malzeme optik mikroskop görüntüsü

Ham döküm durumdaki NAB alaşımının mikroyapısı, literatürdeki benzer çalışmalarla karşılaştırıldığında bakırca zengin ( $\alpha$ ) fazı ve Ni-Fe-Al ( $\kappa$ ) fazlarından oluştuğu görülmektedir.  $\kappa$ -fazlarının yapısını NAB alaşımının kimyasal bileşim oranları belirlemektedir.  $\kappa$ -fazı, literatürde de ayrıntılı olarak belirtildiği gibi yapıdaki element oranlarına bağlı olarak  $\kappa_I$ ,  $\kappa_{II}$ ,  $\kappa_{III}$  ve  $\kappa_{IV}$  fazları şeklinde oluşabilmektedir [17].  $\kappa_I$  fazı, sadece %5 Fe'den daha büyük demir içeriği ile NAB içinde gözlemlendiği belirtilmiştir. Buna paralel olarak deneylerde kullanılan NAB malzemenin Fe oranı % 3,98 olduğundan ortalama 20 ile 50  $\mu\text{m}$  boyutunda ve  $\alpha$  tanelerinin merkezlerinde bulunan  $\kappa_I$  fazı görülmemiştir. Şekil 53'de görüldüğü gibi açık sarı renkte olan bakırca zengin  $\alpha$  fazı etrafında literatürde de belirtilen ortalama 5 ile 10  $\mu\text{m}$  çapında küresel görünümlü  $\kappa_{II}$  çökeltileri açık gri renkte görülmektedir. Nikelce zengin  $\kappa_{III}$  çökeltileri lamelli bir şekil sergiler.  $\alpha$  taneleri boyunca dağılan ince nokta biçiminde küçük ve 2  $\mu\text{m}$  çapından daha düşük mertebesinde parçacıklar demirce zengin  $\kappa_{IV}$  parçacıklarıdır.  $\alpha$  taneleri dış kenarında bir çökelti serbest bölgesi ile görülmektedir [18].

Ham döküm NAB plakaların üzerinde haddeleme doğrultusunda ve dik yönde hazırlanan numuneler ile darbe deneyleri gerçekleştirilmiştir. Bu deneyler sonunda her yönde yapılan ölçümler sonrası X yönünde  $X_1=3,3$  J ayrıca Y yönünde  $Y_1=2,96$  J olarak elde edilmiştir.

Ham döküm NAB plakalardan alınan numune üzerinde sertlik ölçümü yapılmıştır. Farklı noktadan ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması  $VSD290 \pm 4$  (Vickers Sertlik Değeri) olarak belirlenmiştir.

#### 2.4. Kullanılan Kaynak Parametreleri

SKK'da kullanılacak kaynak parametrelerini belirlemek amacı ile önce literatür taraması yapılmıştır. Literatür taramalarında nikel alüminyum bronz malzemenin SKK yöntemiyle birleştirilmesine rastlanmadığından benzer bir yöntem olan SKP yöntem parametreleri değerlendirildi. Ayrıca takım baskı kuvveti ilgili bir çalışma bulunmadığından ön deneyler sonucunda en uygun olabilecek parametreler seçildi.

Tablo 12. Kaynak parametreleri

Numune No	Takım Dönme Hızı (dev/dak)	Takım İlerleme Hızı (mm/dak)	Takım Baskı Kuvveti (N)	Karıştırma Şiddeti (dev/mm)	
112	800	85	4500	9,41	
113			6000		
122		135	4500	5,93	
123			6000		
133			6000		
211		1250	85	3500	14,71
212	4500				
221	135		3500	9,26	
222			4500		
223			6000		
231	270		3500	4,63	
232			4500		
233			6000		
311	1600		85	3500	18,82
312				4500	
321			135	3500	11,85
322				4500	
323		6000			
331		270	3500	5,93	
332			4500		
333			6000		

Tablo 12’de görüldüğü üzere 21 adet deney koşulu belirlenmiştir. Bu sayıdaki kaynak parametrelerinin birbiri ile karışmasını önlemek ve yapılacak olan yorumlarda kolaylık sağlamak için kodlama yoluna gidilmiştir. Takım dönme hızı, takım ilerleme hızı ve baskı kuvvetine ait üçer kaynak parametreleri vardır. Bu parametreler her bir ana parametre altında küçükten büyüğe doğru sıralanarak üç basamaklı bir kodlama standardı geliştirilmiştir.

Parametrelerin belirlenmesi akabinde deney düzeneği hazır hale getirilmiş, C95800 nikel alüminyum bronz plakalarına termokupullar yerleştirilmiş, freze tezgâhının dönüş yönü saat yönüne ayarlanmış, takım ilerleme yönüne göre konumlandırma yapılmış ve plakalar uzun kenarları alın altına temas edecek biçimde üst tablada bulunan tutucu hazne içerisine sabitlenerek kaynak işlemine geçilmiştir.



## 2.5. Sıcaklık Ölçümü

SKK esnasında ortaya çıkan sıcaklığı belirlemek amacı ile K tipi termokupul kullanılmıştır. Birleştirilecek plakalardan birine termokupul kablolarının geçebilmesi için kanal açılmış ve kanalın ucuna ortaya çıkan maksimum sıcaklığı ölçmek amacı ile delik açılarak termokupul kablo ucu yerleştirilmiştir. Maksimum kaynak sıcaklığını ölçebilmek için termokupul deliği kanalın en ucuna açılmıştır.

## 2.6. Kaynağın Uygulanması

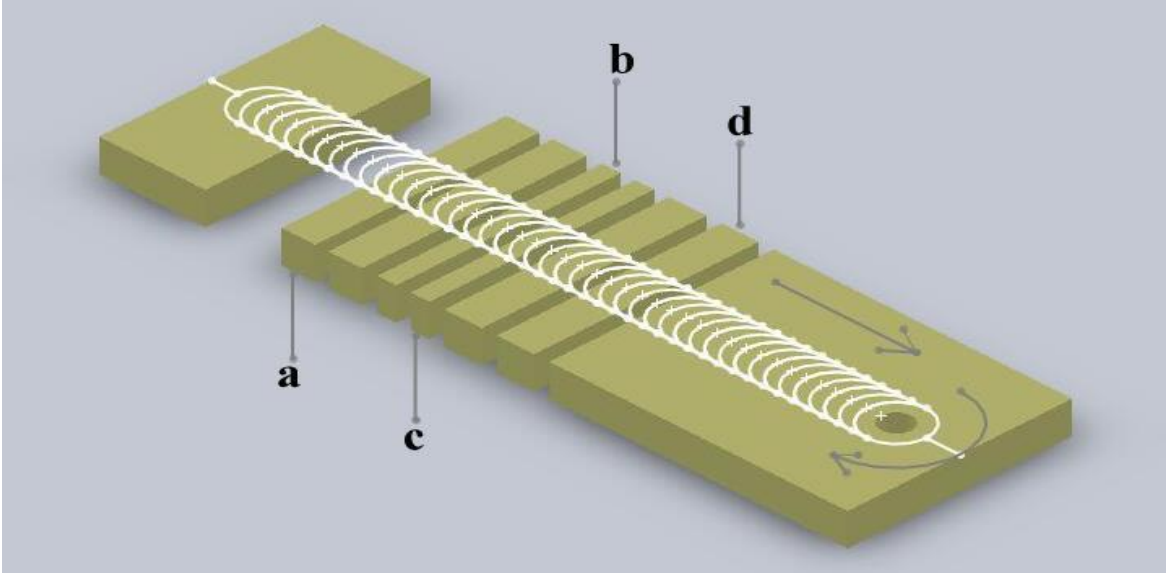
Kaynak edilecek numuneler tutucu hazneye yerleştirilmeden önce, takıma gelen ilk yükü azaltmak için numunelere ön delik açıldı. Şekil 54'teki gibi numuneler alın altına bitştirilerek tutucu haznede sabitlendi. Sonra takım dönme hızı ve takım ilerleme hızı parametreleri freze tezgâhına girildi. Tezgâh kafasına 2° takım eğim açısı verildi. Takım dönüş yönü saat yönü olarak ayarlandı. Tezgâh çalıştırıldı. Hidrolik yükleme ünitesinden takım baskı kuvveti, kalibre edilmiş yük hücreleri vasıtası ile dijital göstergeden okunarak girildi. Takımın plakalar arasına girmesi ve takım omzunun plakalar ile temasının sağlanması ile takım ilerleme hareketi verildi ve kaynak işlemi başladı. Takım termokupul ucundan geçerken maksimum sıcaklık okundu. Takımın plakanın sonuna gelmesi ile beraber takım baskı kuvveti geri çekildi, takım plakalardan ayrıldı ve kaynak sona erdi.



Şekil 54. SKK'nın uygulanış şekli: a) SKK düzeneği ve b) kaynak edilmiş numune

## 2.7. Kaynak Yapısının İncelenmesi

SKK sonunda kaynak edilen plakaların öncelikle görsel kontrolleri yapılarak kaynak dikişleri incelenmiştir. Daha sonra kaynak edilmiş plakalardan çeşitli incelemeler için gerekli numuneler tel erozyon yöntemi ile çıkartılmıştır (Şekil 55).

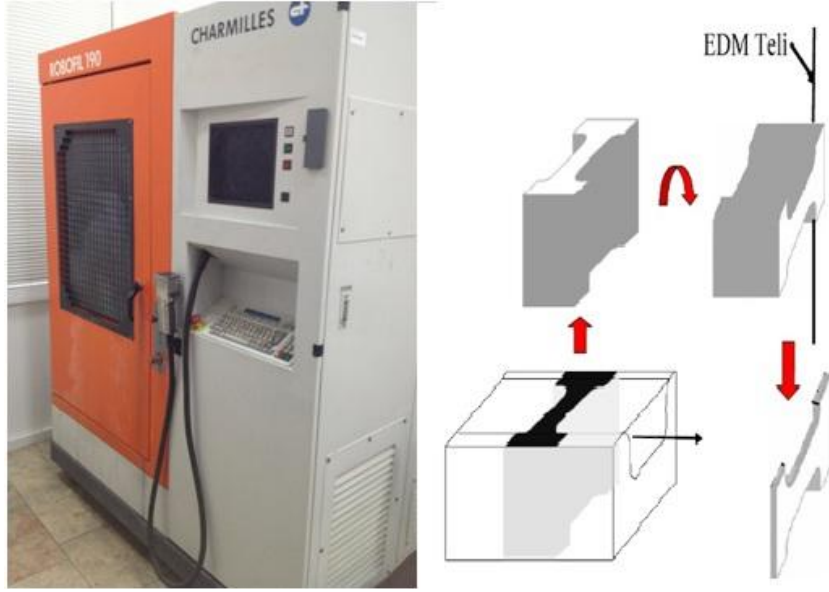


Şekil 55. İnceleme amacı ile kaynaklı plakalardan çıkarılan numunelerin çıkarım planı: (a) enine darbe numuneleri, (b) metalografi numunesi, (c) sertlik numunesi, (d) enine çekme numuneleri

Numuneler çıkarıldıktan sonra ayrıca amaca uygun olarak deneylerde kullanılmak üzere şekillendirilmişlerdir.

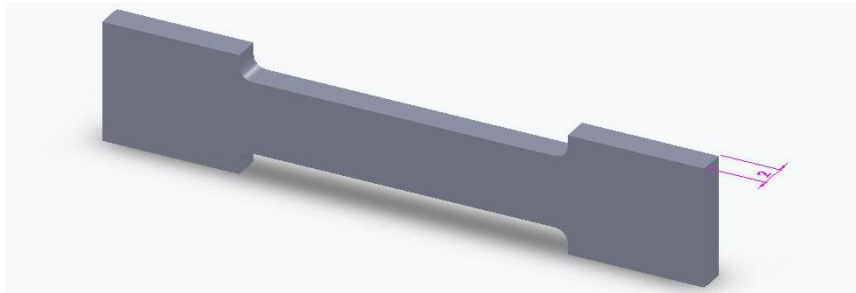
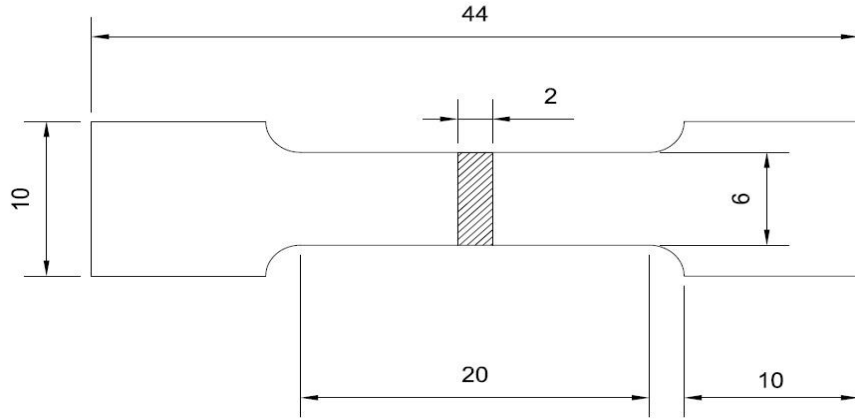
### 2.7.1 Çekme Deneyleri

Kaynağın mekanik özelliklerini belirlemek üzere enine çekme numuneleri alınmıştır. Kaynak eni yönünde üçer adet çıkarılan çekme numuneleri KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü Mekanik Deneyler Laboratuvarında bulunan tel erozyon kesme makinesinde hazırlanmıştır.

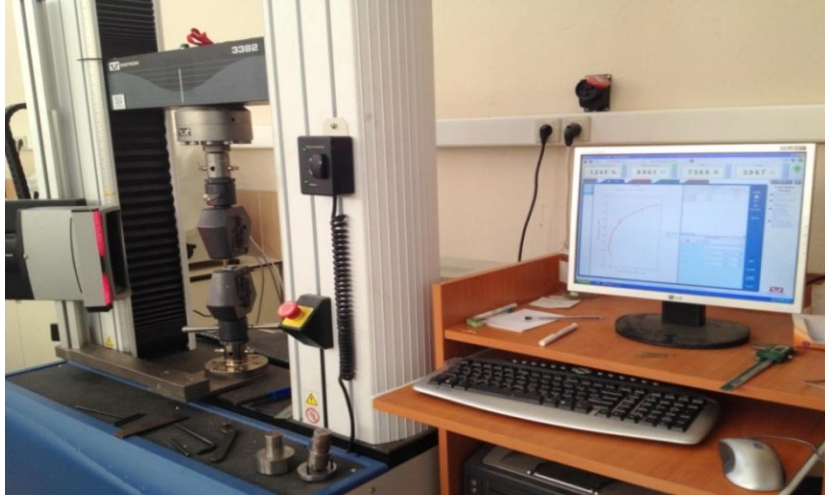


Şekil 56. Elektroerozyon cihazı ve çekme numunesi hazırlama gösterimi

Kaynak enine çıkarılan çekme numunelerinin ölçüleri de Şekil 57’de verilmiştir. TS-138 standartlarına uygun şekilde çıkarılan numuneler mekanik deneyler laboratuvarında bulunan INSTRON marka çekme cihazıyla çekme deneylerine tabi tutulmuştur (Şekil 58).



Şekil 57. Kaynak enine çıkarılan çekme numunelerinin ölçüleri

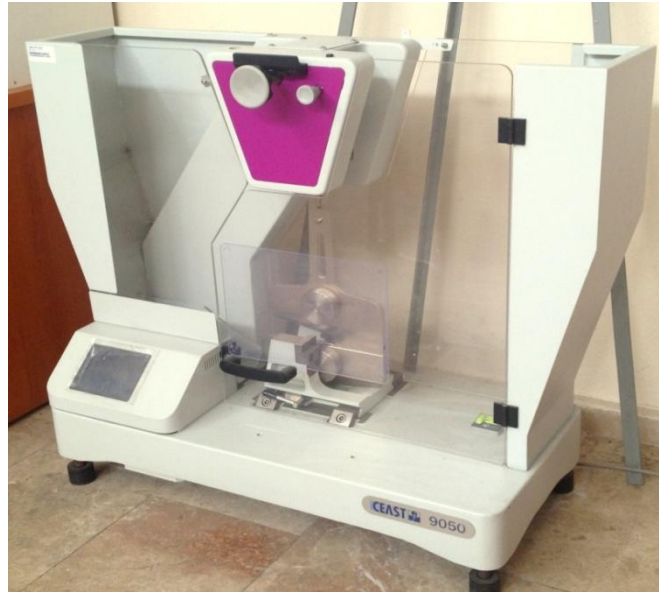


Şekil 58. Çekme deneyi düzeneği

Çekme deneyi 0,95 mm/dak deformasyon hızında gerçekleştirilmiştir.

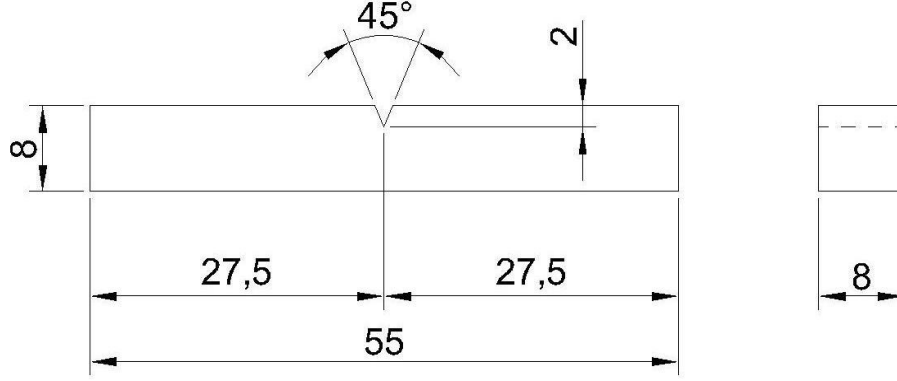
### 2.7.2. Darbe Deneyleri

Darbe deneyi kaynaklı birleştirmenin kırılma davranışını belirlemek için yapılmıştır. Deney, KTÜ makine mühendisliği bölümü mekanik deneyler laboratuvarında bulunan INSTRON marka CEAST 9050 darbe cihazı kullanılarak yapılmıştır (Şekil 59).



Şekil 59. Darbe cihazı

Darbe numuneleri KTÜ Makine Mühendisliği takım tezgâhları laboratuvarında V çentikli olarak Şekil 60'da verilen numune ölçülerinde hazırlanmıştır.



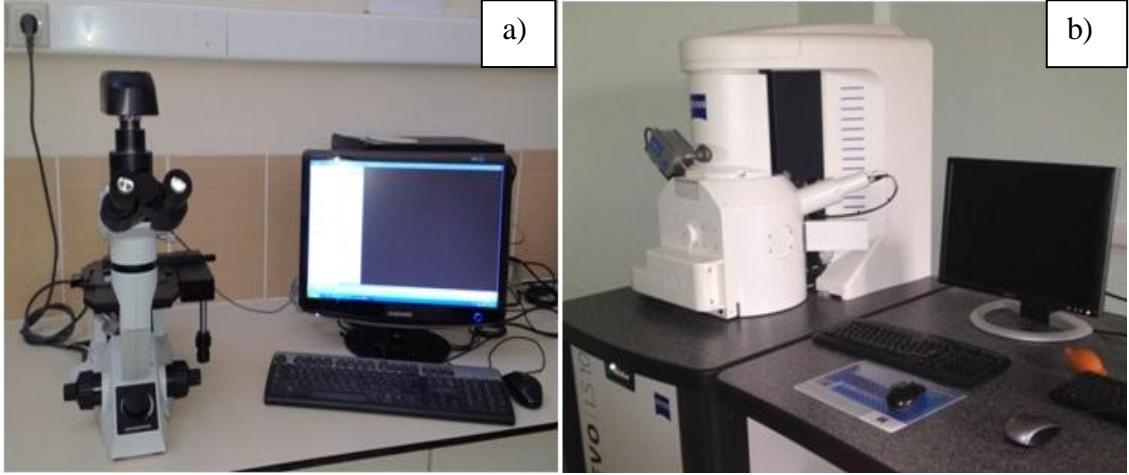
Şekil 60. Darbe numune ölçüleri

### 2.7.3. Metalografik Deneyler

Metalografi numuneleri, standart metalografi teknikleri kullanılarak hazırlandı. Yüzeyi parlatmak için numuneler önce 1  $\mu$  ve sonra 0,3  $\mu$ 'luk alümina süspansiyon ile BUEHLER marka dönen disk üzerinde parlatılmıştır.

Parlatma işleminden sonra dağlama işlemi için 2 adet solüsyon hazırlanmıştır. Birinci solüsyon 40 ml su, 40 ml amonyum hidroksit, 20 ml hidrojen peroksit içerirken, ikinci solüsyon 60 ml su, 30 ml fosforik asit ve 10 ml hidrojen peroksit içerecek şekilde hazırlandı. Dağlama işlemi önce birinci solüsyonda 1-2 sn arası bekletilen numuneler sonra ikinci solüsyonda 2-3 saniye bekletilerek gerçekleştirilmiştir.

Dağlanan numunelerin marko yapıları LEICA marka mikroskopta, mikro görüntüleri OLYMPUS marka optik mikroskopta incelenmiştir. Ayrıca kaynaklı bölgenin kimyasal enerji dağılım spektrometresi (Energy Dispersive Spectroscopy-EDS) KTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan ZEISS marka taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirildi (Şekil 61).



Şekil 61. a) Optik mikroskop ve b) taramalı elektron mikroskobu

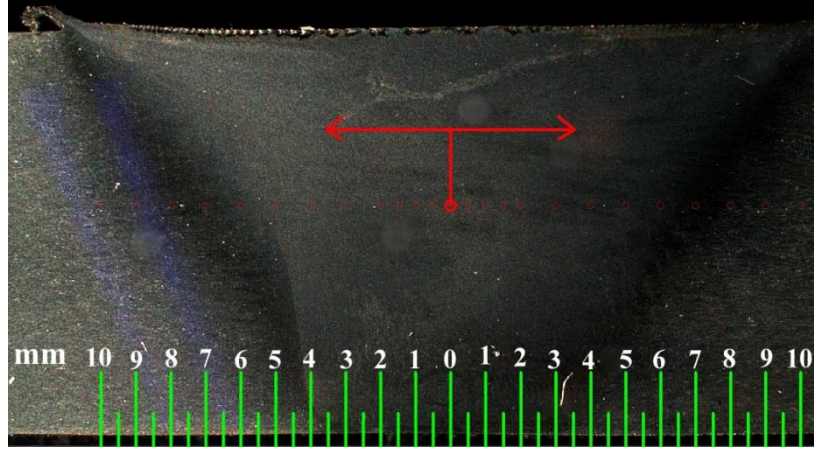
#### 2.7.4. Mikrosertlik Ölçümleri

Mikrosertlik ölçümleri için KTÜ Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme Bilimi Anabilim Dalı Laboratuvarında mevcut STRUERS marka mikrosertlik ölçme cihazı kullanılmıştır (Şekil 62).



Şekil 62. Mikrosertlik ölçüm düzeneği

Sertlik ölçümleri kaynak yüzeyinin 3 mm altından kaynak yönüne dik doğrultuda merkezden ileri ve geriye doğru ölçülmüştür. Ölçümler merkezden 2 mm uzaklığa kadar 0,5 mm aralıkla, 2 mm den sonra 8 mm mesafeye kadar ise 1 mm aralıklarla ilerleme ve gerileme bölgelerinde simetrik olarak yapılmıştır (Şekil 63). Mikrosertlik ölçümleri; Vickers ucu ile 100 gram yük altında 10 sn süre ile uygulanmıştır.



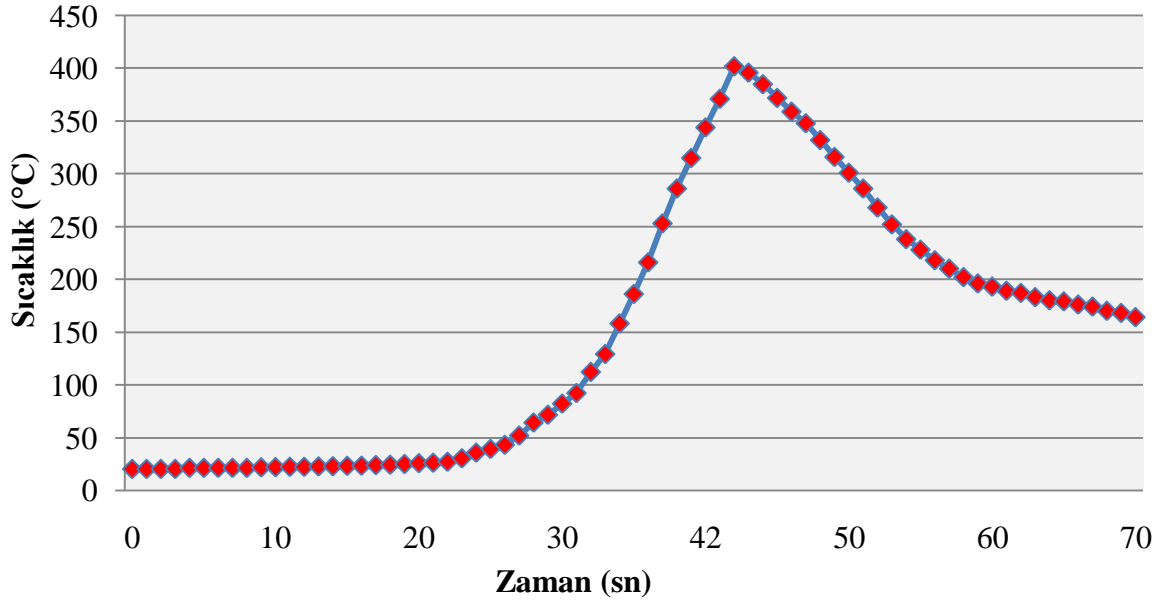
Şekil 63. Kaynak bölgesinde sertlik alınan noktaların gösterimi



### 3. BULGULAR VE İRDELEME

#### 3.1. Kaynak Sıcaklığının Etkileri

NAB sürtünme karıştırma kaynağı deneylerinde en sağlıklı sonuçları almak amacı ile termokupul birleştirilecek NAB plakaların kaynak yüzeyine yaklaştırılabilecek en yakın noktaya sabitlenerek sıcaklık ölçümleri alınmıştır. Literatür çalışmaları ve ön deneylerden elde edilen bulguların değerlendirilmesi sonucunda belirlenen kaynak parametreleri kullanılarak gerçekleştirilen birleştirme işleminde, ölçülen en yüksek sıcaklık değerlerinin 358 ile 404 °C arasında değişmekte olduğu gözlenmiştir. Sıcaklık eğrilerinin değişim profilleri birbirleri ile benzemektedir. Ölçülen bu eğrilerden kaynak esnasında takım, termokupula yaklaşırken yüksek hızla artmakta, zirve noktasına ulaştıktan sonra ise daha yavaş bir hızla azalmakta olduğu belirlenmiş olup, karakteristik biri Şekil 64’de verilmiştir.

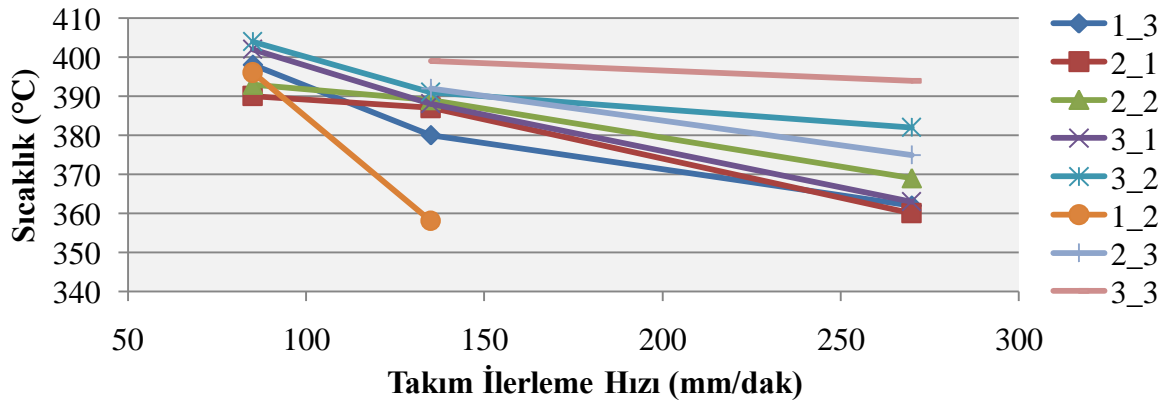


Şekil 64. 311 numunesine ait sıcaklık değişim grafiği

Elde edilen bulgulardan, genel olarak takım ilerleme hızı arttıkça erişilen sıcaklık mertebesinin azalmakta (Şekil 65), takım baskı kuvveti arttıkça ise erişilen sıcaklık mertebesinin artmakta olduğu belirlenmiştir (Şekil 66).

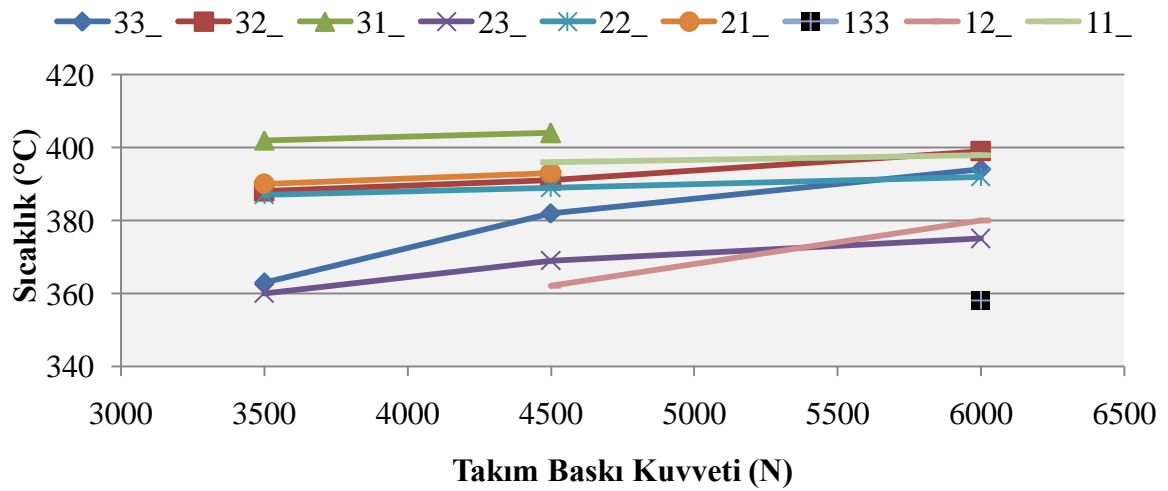
Gözlemlenen en yüksek sıcaklık değeri, kullanılan en yüksek takım dönme hızında ve 4500 N takım baskı kuvvetinde, takım ilerleme hızının da en düşük olduğu “312” numunesinde ölçülmüştür. Bu durumun iki temel nedeni vardır. Birincisi, karıştırma şiddeti olan takım dönme hızının takım ilerleme hızına oranı (devir / mm) değerinin en yüksek olarak kullanıldığı durumdur. Bu şiddet ilerleme başına dönme miktarını ifade eder ve bu oranın arttıkça erişilen sıcaklık değerinin de artacağı düşünülmektedir. İkinci etken ise takım baskı kuvvetidir. Bu kuvvetin artması takım omuzu ile birleştirilen parçaların yüzeyleri arasındaki sürtünme miktarının artmasına ve dolayısıyla erişilen sıcaklık seviyesinin de yükselmesine neden olmaktadır. Gerçekleştirilen ön deneylerden elde edilen bulguların ön değerlendirilmesi ile takım baskı kuvveti aralığı 3500-6000N olarak belirlenmiştir. Belirlenen devir sayısı ve ilerleme hızları dikkate alınarak, uygulanan takım baskı kuvvetinin bu sınır değerleri aşması durumunda, 3500N’un altında üretilen ısının yetersiz, 6000N’un üzerinde ise ısının aşırı değere ulaştığı gözlenmiştir. Kaynak işlemi sırasında erişilen sıcaklık seviyesinin artması birleştirilmekte olan malzemelerin mukavemet değerlerinin azalmasına yol açmakta ve bu durumda sabit değerde tutularak uygulanan baskı kuvvetinin etkisiyle takımın omuz batma derinliğinin artmasına ve takım piminin kaynak bölgesinin daha derinlerine nüfuz etmesine neden olmaktadır.

Şekil 65, sabit devir sayısı ve sabit takım baskı kuvveti altında gerçekleştirilen deneylerde ilerleme hızı arttıkça kaynak sıcaklıklarında düşüş olduğunu göstermektedir. Kaynak ilerleme hızı birim alana düşen ısı miktarını etkilemektedir. Bu durumun nedeni, deneyler sırasında takım ilerleme hızının artması sonucu takım omuzu ile iş parçası arasında sürtünme yolu ile açığa çıkan ısının, iş parçası üzerinde birim alana etkime miktarının azalmasıdır.



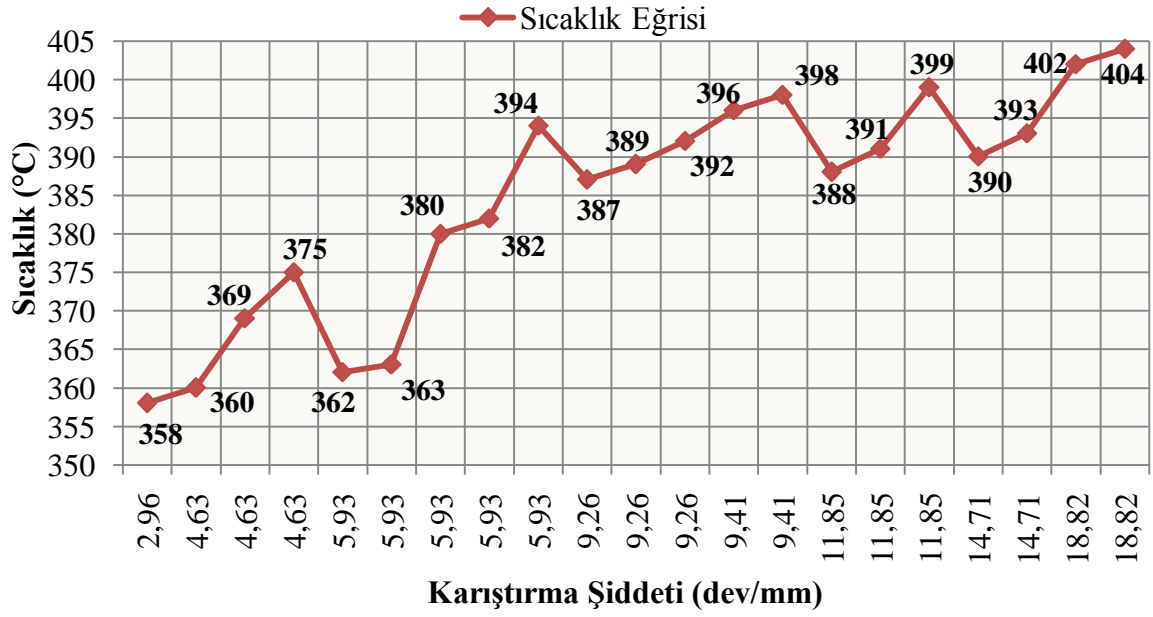
Şekil 65. Yapılan tüm deneylere ait sıcaklık-takım ilerleme hızı grafiği

Şekil 66, takım baskı kuvveti arttıkça sürtünmede arttığından ulaşılan maksimum sıcaklık değerlerinin de artmakta olduğunu gösterir. Şekil 66, ayrıca ilerleme başına devir sayısı (dev/mm) yani karıştırma şiddetini de ifade etmektedir. Buna göre karıştırma şiddetinin 18,82 dev/mm olduğu 31\_ numuneleri en yüksek sıcaklık değerine sahiptir. Ölçülen maksimum sıcaklık değeri 404°C ile karıştırma şiddetinin en fazla ve takım baskı kuvvetinin 4500N değerinde olduğu 312 numunesinde tespit edilmiştir. Takım baskı kuvveti ve karıştırma şiddetinin azalması ile ölçülen sıcaklıklarda da azalma görülmüştür. Karıştırma şiddetinin 2,96 dev/mm olduğu 133 numunesi en düşük sıcaklık değerine sahiptir. Ölçülen minimum sıcaklık değeri 358°C ile karıştırma şiddetinin en düşük, takım ilerleme hızının 270 mm/dak ve baskı kuvvetinin 6000N olduğu 133 numunesinde tespit edilmiştir.



Şekil 66. Yapılan tüm deneylere ait sıcaklık-takım baskı kuvveti grafiği

Şekil 67'de tüm karıştırma şiddetlerinin sıcaklık karakteristiği görülmektedir. Bu şekilden aynı karıştırma şiddetine sahip deneylerde ölçülen sıcaklık değerlerinin artmakta olan takım baskı kuvveti ile artmakta olduğu bariz olarak tespit edilmiştir. Bu artışa ek olarak karıştırma şiddetinin artması ile birlikte ortaya çıkan sıcaklık değerlerinin de belirgin olarak artmakta olduğu görülmektedir.



Şekil 67. Karıştırma şiddetlerine göre sıcaklık değerlerinin değişimi

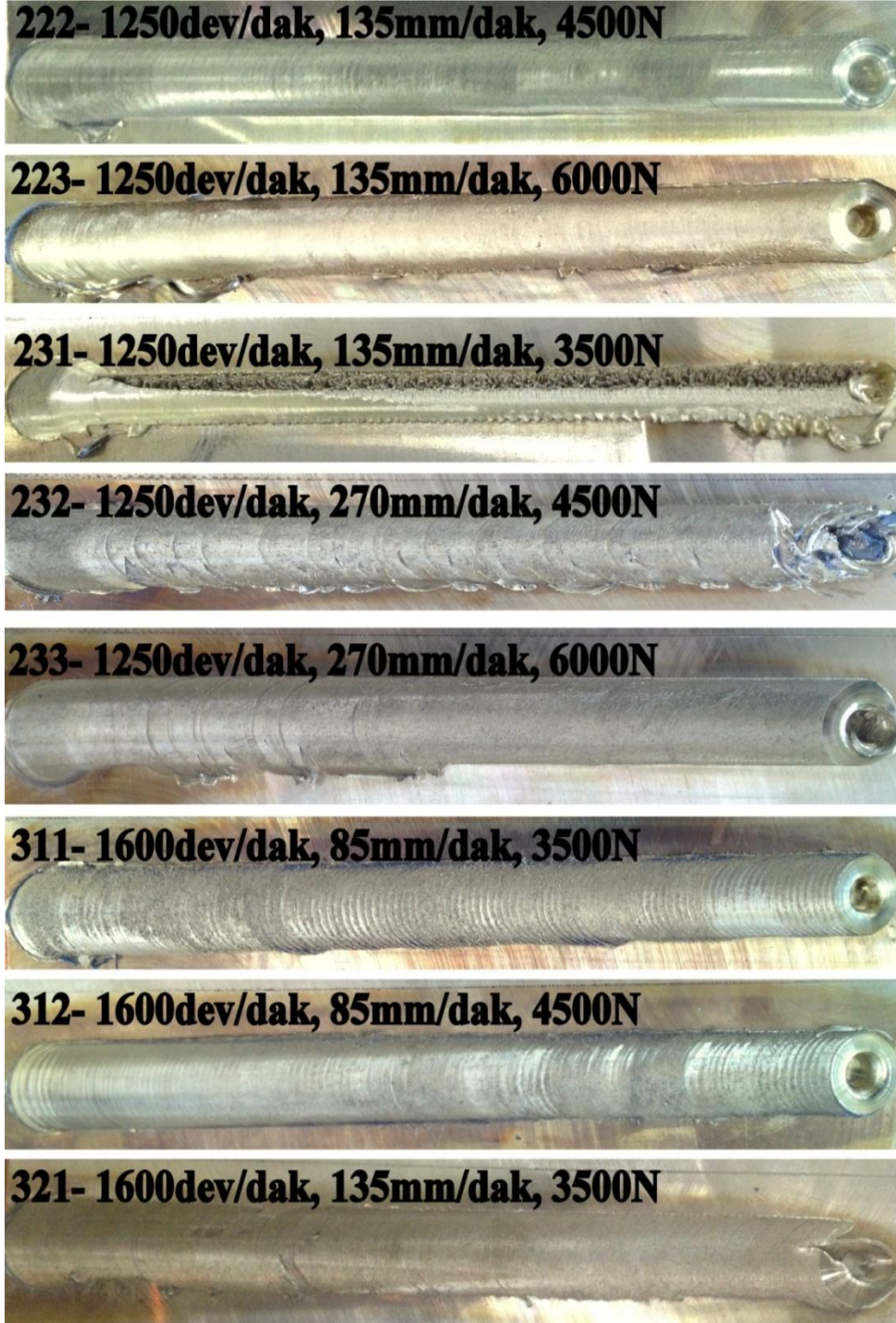
### 3.2. Makro İncelemeler

SKK işlemi yapıldıktan sonra birleştirmesi gerçekleştirilen numunelerin kaynak yüzeyleri makro olarak incelenmiştir. Şekil 68’de gerçekleştirilmiş olan deneylerden elde edilen numunelerin tümünün yüzeylerinin görünümü verilmiştir. Elde edilen numunelerin özdeş görünüme sahip olan alt yüzeylerinden birine (323 numaralı numune) ait kaynak sonu alt yüzey görüntüsü Şekil 69’da verilmiştir. Bu fotoğraftan da görülmekte olduğu gibi, takım piminin boyu parça kalınlığından 0,5mm daha kısa hazırlanması ve kaynak işlemi sırasında yaklaşık 0,2mm’lik bir batma oluşması sonucunda, parçaların arka yüzeylerinde kusursuz bir birleşme bölgesinin oluşmuş olduğu görülmektedir. Kullanılan takımındaki pim boyunun ve batma miktarının parça kalınlığından daha kısa kalmış olmasına rağmen bu bölgede herhangi çatlak veya çentik benzeri izin bulunmaması pimin uç bölgesinde ortaya çıkan karıştırma etkisi sayesinde (Şekil 1 ve 3 ile ref. 8, 9) her iki taraftaki malzemelerin etkin bir şekilde birleştirilmesi sağlanmıştır.

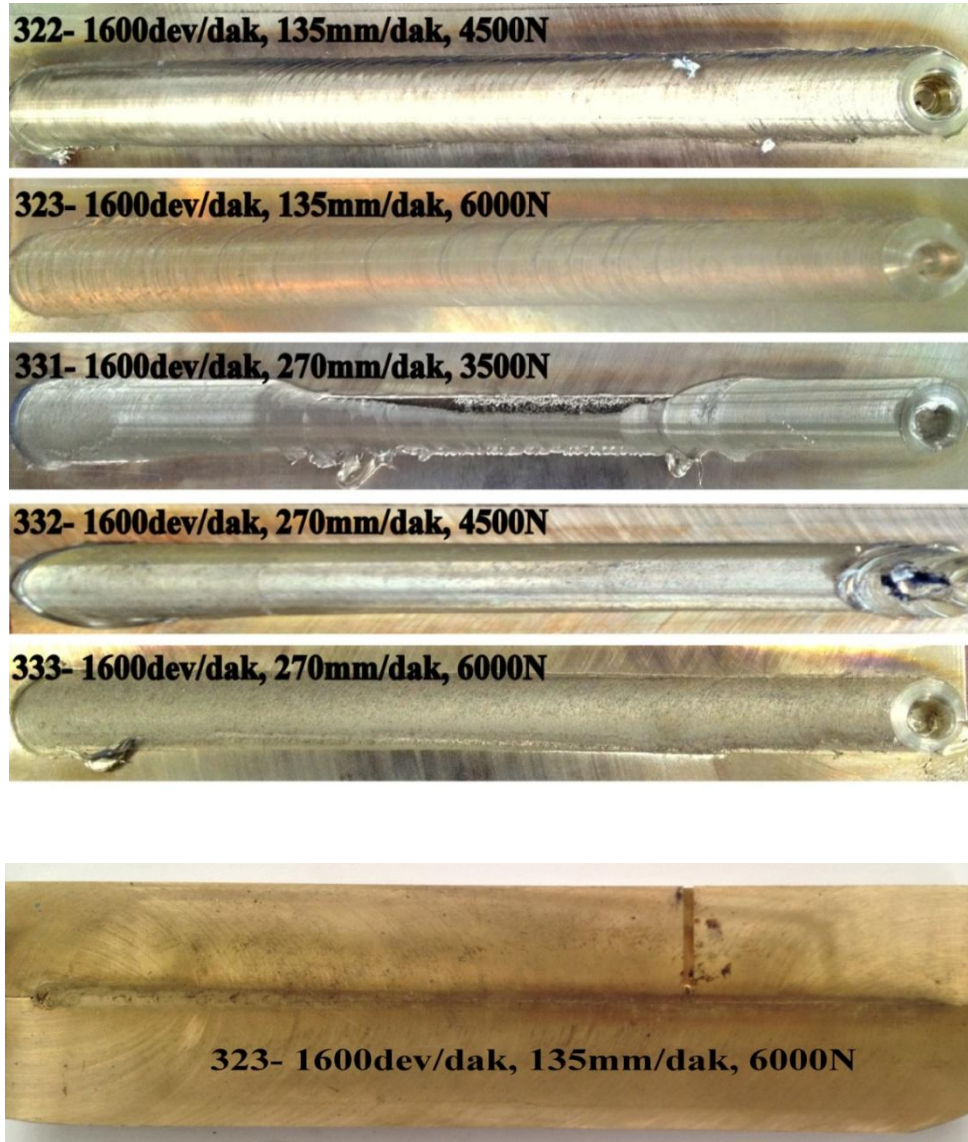


Şekil 68. Birleştirilen tüm numunelere ait kaynak yüzey görüntüleri

Şekil 68'in devamı



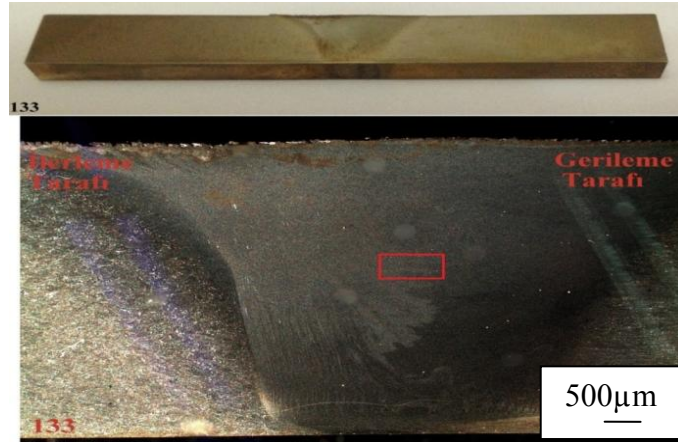
Şekil 68'in devamı



Şekil 69. 323 numaralı numuneye ait alt yüzey görüntüsü

Yukarıdaki fotoğraflardan da görüldüğü gibi genel olarak tüm birleştirmeler başarılı bir biçimde uygulanmış olup, kaynak dikişlerinin yüzey görüntülerinde herhangi bir hata veya boşluk gibi bir kusura rastlanmamıştır. Oluşan tüm kaynak yapılarında kaynak dikişlerinin kenarlarında çapak ve ondüleler oluşmuştur. Bu oluşumlar takım omzunun kaynak esnasında dönerken bu çapakları kenarlara doğru sıyırmasından kaynaklanmaktadır. Yüksek takım baskı kuvvetlerinin yapıldığı kaynaklarda takımın topuk batma derinliği arttığı için kaynak dikişi kenarlarında ondüle oluşumu daha fazla miktarda olmuştur.

Birleştirilen numunelerden bazılarının kaynak bölgesi kesitleri incelendiğinde SKK kaynağında meydana gelen boşluk kusurları tespit edilmiştir. Sürtünme karıştırma kaynaklarında hacimsel kusurlar (mesela malzeme eksikliği) genelde hatalı bir şekilde gözeneklilik olarak tanımlanmaktadır. Genellikle kaynağın ilerleme tarafı bölgesinde gözlenmiştir. Nitekim Şekil 70’de verilen bazı numunelerin stereo mikroskop incelemelerinde ve çıplak gözle de açıkça görülebilen kaynak bölgesinin ilerleme tarafında boşluk şeklinde kusur tespit edilmiştir. Kusurların nedeni olarak 6 numaralı referansta da belirtilmiş olduğu gibi verilen birkaç farklı işlem değişkeni takım geometrisi, takım dönüş hızı ve ilerleme hızı, takım omuzu, daldırma derinliği, takım eğim açısı gibi etmenler gösterilmektedir [6]. Burada deney parametrelerine bağlı olarak dövme basıncının yetersiz olması, çok yüksek ilerleme hızı, yetersiz karıştırma şiddeti ve parçanın plastik deformasyon kabiliyetinin yetersizliği yüzünden boşluk oluşabilmektedir. Sürtünme karıştırma takımı yüzünden deforme olmuş malzeme, enine hareket eden pim tarafından oluşturulan boşlukları doldurmayı mümkün kılabilir. Takım hızı ve pim çapı değerleri değiştirilirse, deforme olmuş malzeme soğumadan doğrudan takımın arkasındaki bölgeyi tamamıyla doldurabilmesini sağlayabilir. Takım yükünde oluşacak değişimler kaynak boyunca üretilen ısı miktarını sağlayamaması durumunda malzeme tam olarak şekillendirilebilirlik kazanmamış olacağından boşlukların meydana gelmesi mümkün olabilecektir.

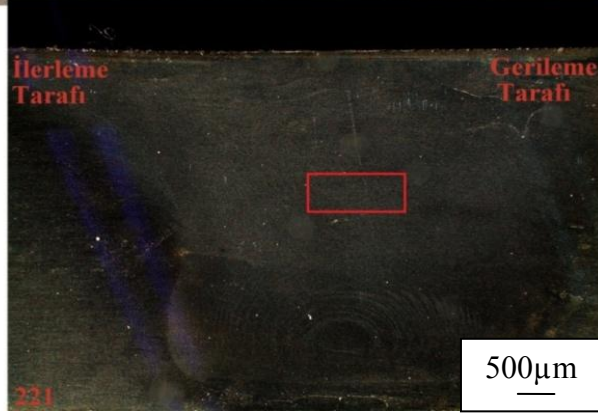


(a)

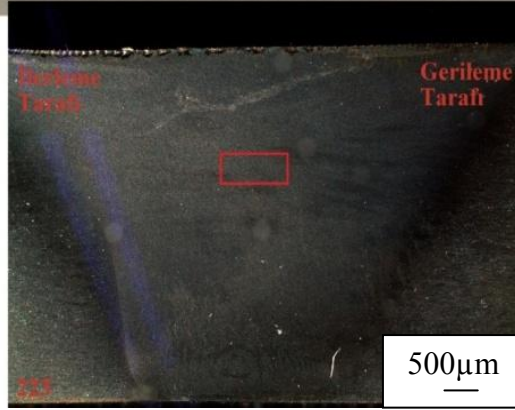
Şekil 70. Kaynak kesitlerine ait stereo mikroskop görüntüleri:  
 (a) 133 nolu numune, (b) 221 nolu numune, (c) 223 nolu numune, (d) 311 nolu numune, (e) 322 nolu numune



Şekil 70'in devamı

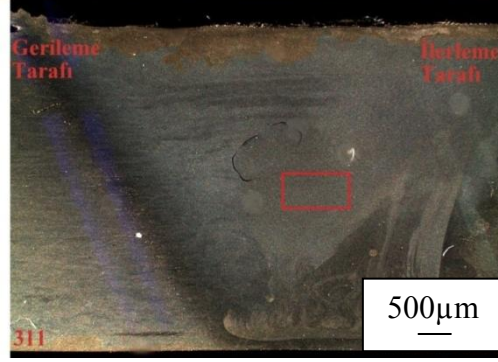


(b)

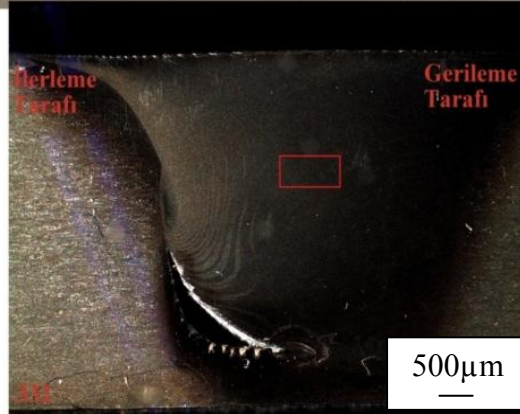


(c)

Şekil 70'in devamı



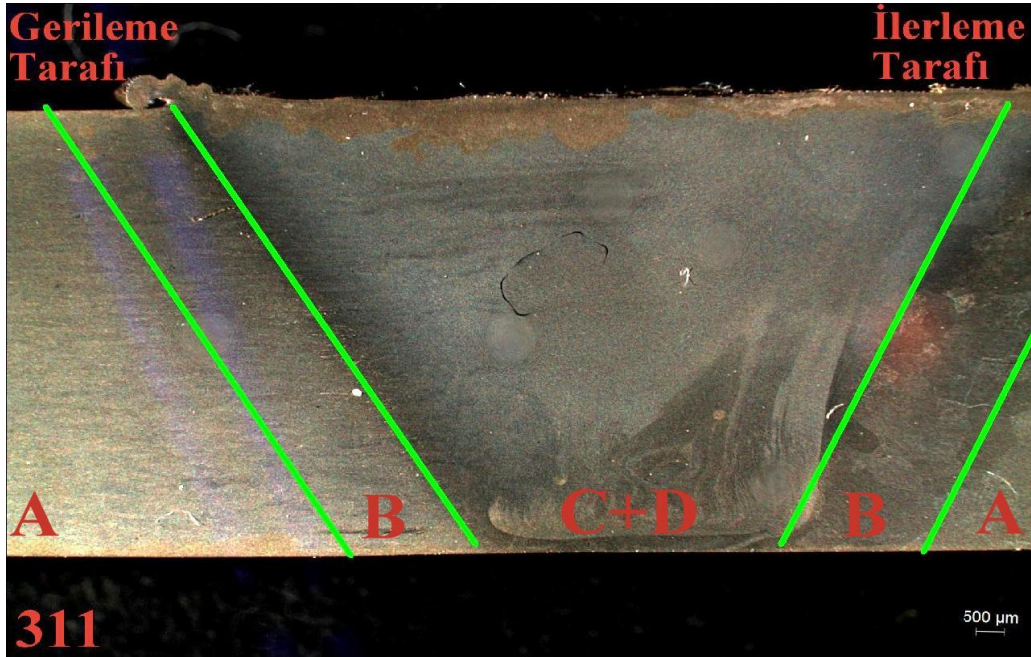
(d)



(e)

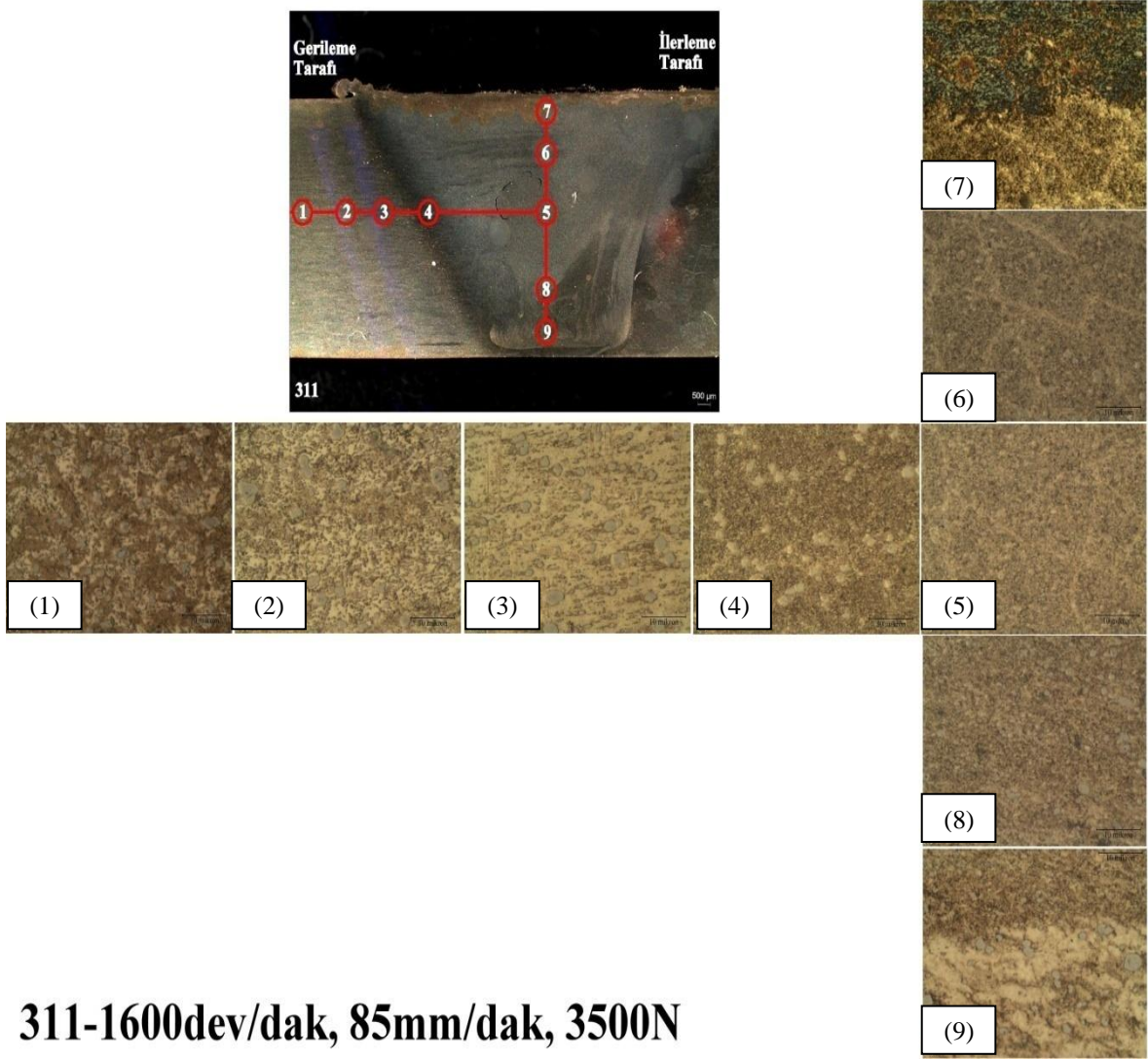
### 3.3. Mikroyapı İncelemeleri

Sürtünme karıştırma kaynağı sonrası var olan farklı mikroyapısal bölgelerin incelemesi optik ve elektron mikroskobu aracılığıyla yapılmıştır. Bu kaynak yönteminde kaynak bölgesinin dört farklı bölgesi Şekil 71’de karakteristik bir numune olan 311 numaralı numunenin stereo mikroskop görüntüsü üzerinde gösterilmiştir. Burada A bölgesi ile temel malzeme (TM), B bölgesi ile ısı tesiri altındaki bölge (ITAB), C bölgesi ile termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TEB) ve D bölgesi ile kaynak dikişi (KD) kastedilmiştir. Bu bölgeler mikroyapısal olarak farklılıklar göstermektedir.



Şekil 71. Kaynak bölgeleri gösterimi

Gerçekleştirilmiş sürtünme karıştırma kaynağı numunelerinden 311 numaralı numunenin üzerinde, meydana gelen deformasyon sonucu oluşan tane boyutları bölümlere ayrılarak optik mikroskop görüntüleri üzerinde Şekil 72’de verilmiştir. Malzeme boyunca 1 numaralı temel malzeme bölgesinden başlayan görüntüden 5 numaralı kaynak merkezi görüntüsüne kadar incelenen mikroyapı görüntülerinden açıkça görüldüğü gibi kaynaklı numune içyapıda değişim sergilemektedir.



### 311-1600dev/dak, 85mm/dak, 3500N

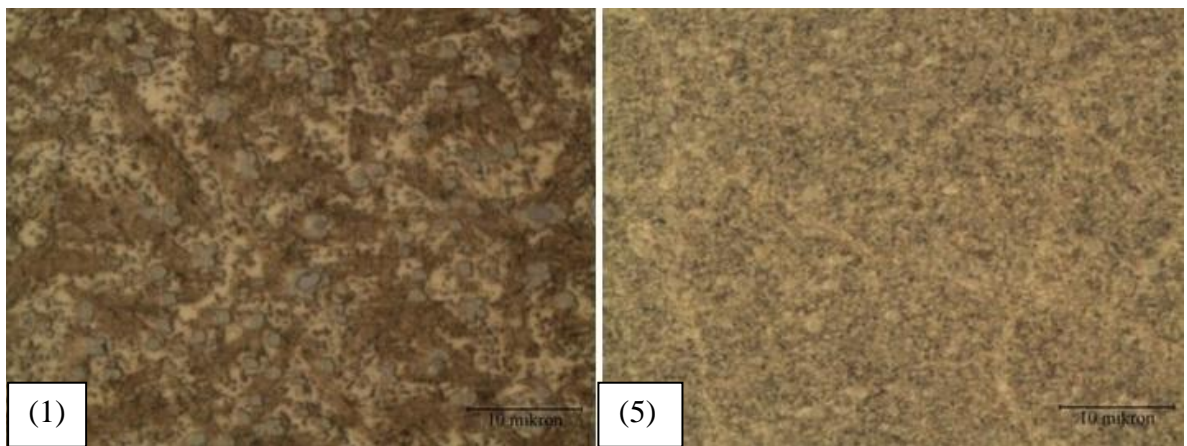
Şekil 72. SKK işlemi sonrası 311 nolu numunenin mikroyapı değişimi

NAB alaşım malzeme için SKK kaynağı 311 numaralı numune üzerinde incelendiğinde ana metal taneleri termomekanik etkili bölgede dağılır, kaymanın yönü ve uzantısı, karıştırma bölgesi-termomekanik etkili bölge sınırı boyunca değişir. Şekil 72’de 1 nolu görüntü kaynaktan bir ısıl çevrimle karşılaşmış olabilmesine rağmen, kaynaktan uzak, deforme olmamış, mikroyapısı ve mekanik özellikleri ısı tarafından etkilenmemiş bir bölgeyi göstermektedir. 1 nolu görüntüden ilerledikçe 2, 3 ve 4 nolu görüntüler incelendiğinde, buralar kaynak merkezine yakın dururken malzeme ısıl çevrimden etkilenmiş, mikroyapısal ve/veya mekanik özellikleri değişmiş bir bölge görülmektedir. Bununla birlikte, bu alanda plastik deformasyon yoktur. 5 nolu görüntüye bakıldığında sürtünme karıştırma kaynak takımı, malzemeyi plastik deformasyona uğratmıştır ve aynı

zamanda işlemde gelen ısının malzeme üzerinde etkisi olmuştur. Merkeze uzak kısımlarda yeniden kristalleşme görülebilir. Karıştırmanın tam merkezinde yeniden kristalleşmiş ve diğer bölgelere göre homojen dağılmış tane yapıları görülmektedir.

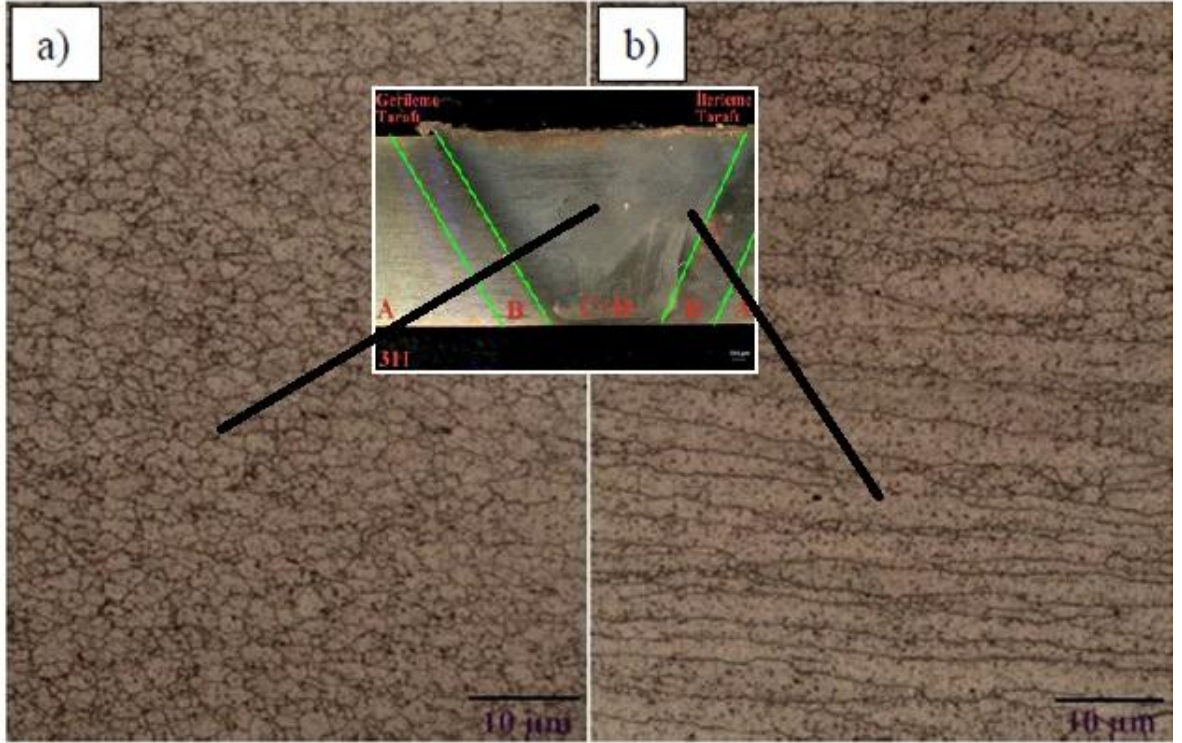
Takım omuzu ile temasta yüzeye yakın yerlerde, koyu dağlanmış bölgelerde aşırı ısınma ile hızlı soğuma sonrası ince çözünmemiş  $\beta$  dönüşüm ürünleri sergilediği düşünülebilir. Şekil 72’de verilen 7 ve 6 nolu görüntülerde yüzey geçişleri görülmektedir. Şekil 72’de verilen 9 nolu görüntüde karıştırma bölgesinde pim ucunun hemen altındaki mikroyapıda karıştırılmamış fakat ısıl çevrimden etkilenmiş bir bölge görülmektedir. Bu durum karıştırıcı ucun malzeme kalınlığından kaynak esnasında batma derinliği de düşünüldüğünde yaklaşık 0,3mm daha kısa kalmasından olmuştur. Bu nedenle karıştırıcı ucun etkin hareketi, kaynak esnasında malzemenin alt yüzeyine kadar nüfuz edememiştir. Takım ucundaki bu tasarım, SKK işlemi esnasında uygulanan baskı kuvveti nedeni ile karıştırıcı ucun, numunelerin yerleştirildiği alt tabakaya zarar vermemesi amacı ile düşünülmüştür. 9 nolu görüntüde pimin karışım bölgesi ile hemen altındaki bölge arasındaki farklılık açıkça görülmektedir. Pim altlarında oluşan homojen olmayan yapı karıştırma etkisinin yetersizliğinden ve düşük plastik deformasyondan kaynaklanmaktadır.

Karıştırma bölgesi ve ham döküm NAB ana metal optik görüntüleri incelendiğinde Şekil 73’de 1 ve 5 nolu görüntülerden de açıkça görüldüğü gibi, 5 nolu karıştırma bölgesi 1 nolu ana malzeme görüntüsüne göre incelmış ve homojen bir mikroyapı sergiler, ağır deformasyona uğramış karıştırma bölgesi ana malzemedeki küçük taneler içerir, fakat aynı zamanda kaynak derinliği ile bu durum değişmektedir.



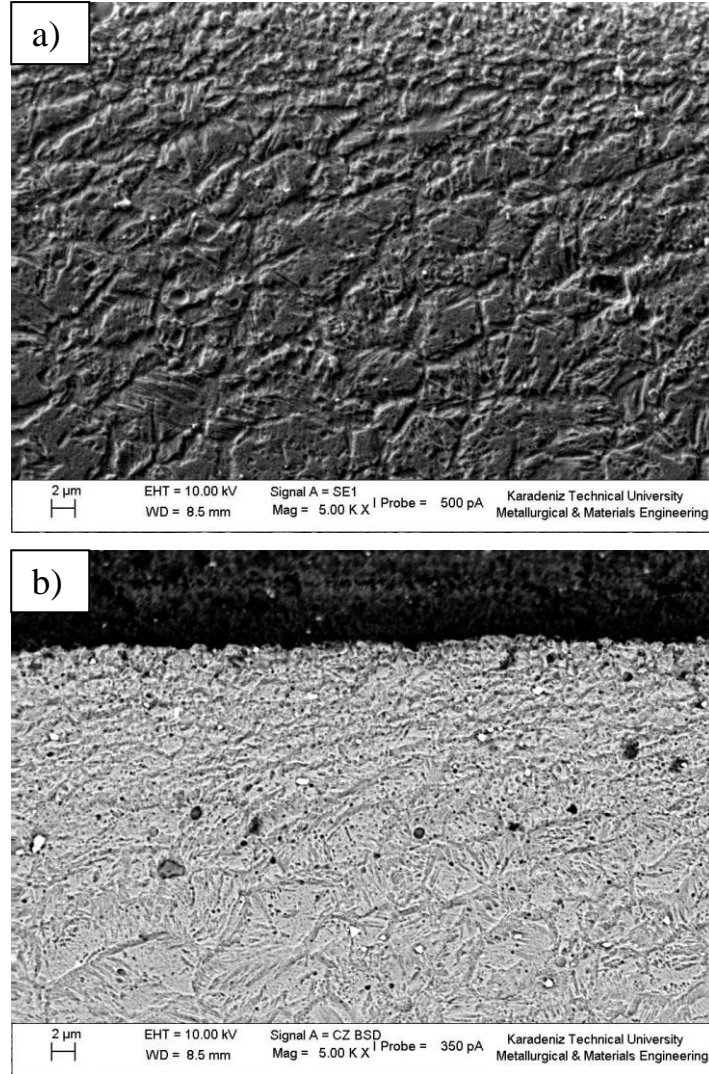
Şekil 73. Temel malzeme (1) ve karıştırma bölgesi (5) optik mikroskop görüntüleri

Birleştirilen NAB numunelerinin kaynak bölgesinde oluşan tane yapısındaki değişim açıkça Şekil 74’de verilen görüntülerde tespit edilmiştir. Karıştırma bölgesinde beklenen tane yapısı incelmesi ile ince taneli mikroyapı ve termomekanik etkilenmiş olan bölgede sıcaklık ve deformasyon girişi ile kaynak merkezine doğru akış yönünde uzamış ince taneler görülmektedir.



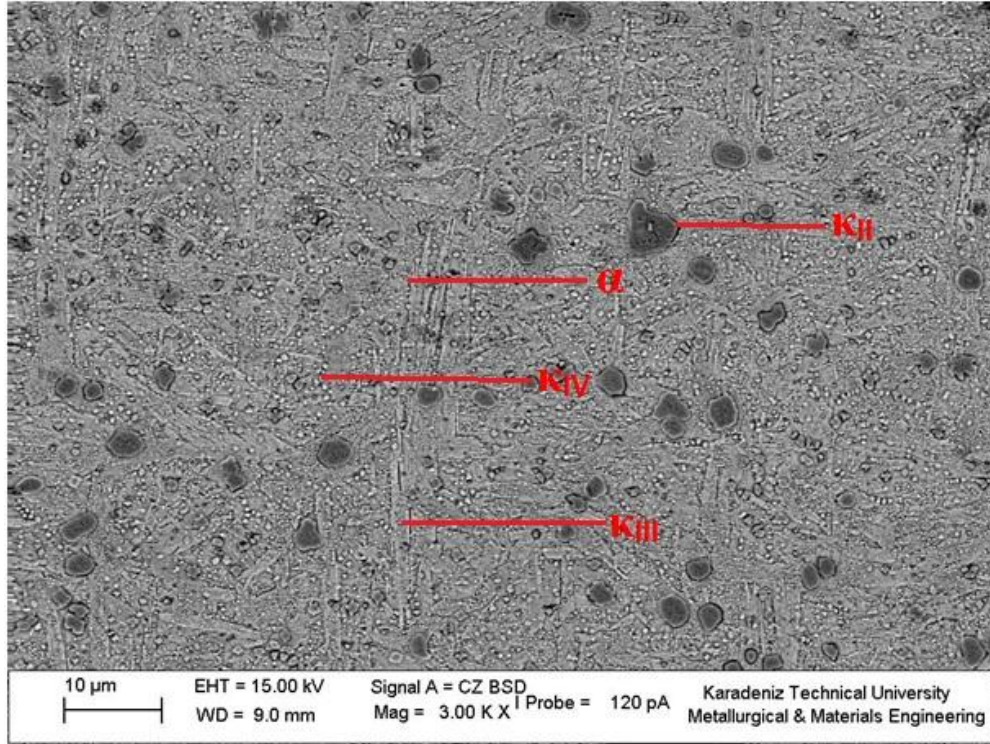
Şekil 74. 311 nolu numuneye ait optik mikroskop görüntüleri: (a) kaynak merkezi ince taneli yapı, (b) TEB uzamış ince taneli yapı

Yine kaynak bölgesinin Şekil 75’de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde karıştırma bölgesinde yüzey ve yüzey altı bölgelerine geçişte farklılık görülmektedir. Yüzeye yakın kısımlar takım omzuna direk temas halinde olduğundan yüksek ısı girdisi ve ağır deformasyon sonucu alt kısımlara göre daha ince taneli bir yapı sergilemektedir. Yüzey altına doğru bu yapı büyümektedir. Buradan baskı kuvveti ve ısı girdisinin tane yapısını incelttiği görülmektedir.



Şekil 75. Yüzeğe yakın karıştırma bölgesinin SEM görüntüleri: (a) SE görünümü ve (b) BSD görünümü

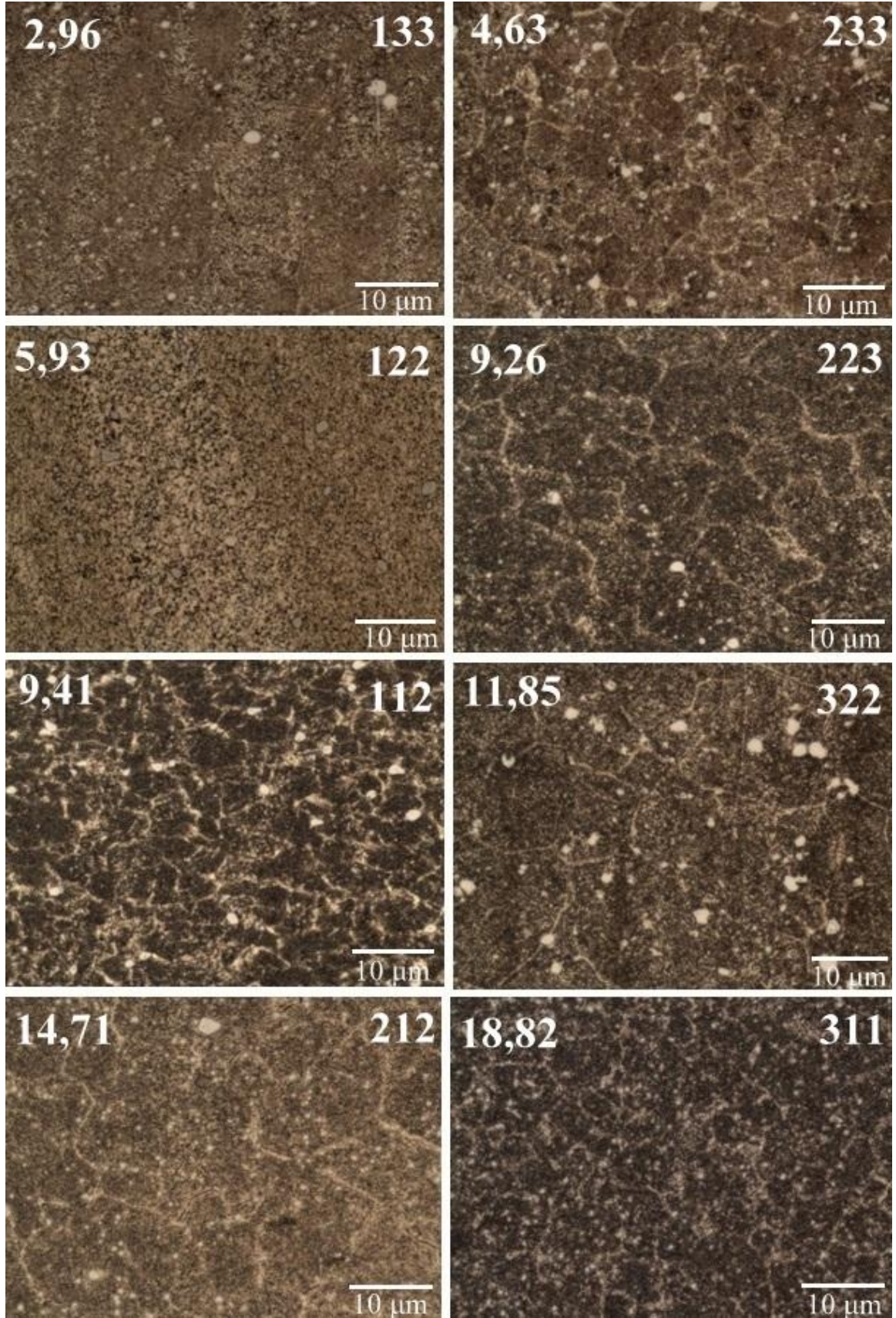
Ham döküm NAB alaşımı optik mikroskop (Şekil 53) ve SEM görüntüleri (Şekil 76) ile farklı kaynak parametreleri altında SKK ile birleştirilmiş numunelere ait görüntülerden de açıkça görüldüğü gibi mikroyapısal farklılıklar ortaya çıkmaktadır (Şekil 77 ve Şekil 78). Ham döküm yapıya ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri incelendiğinde bakırca zengin  $\alpha$  fazı etrafında ortalama 2 ile 4  $\mu\text{m}$  çapında küresel görünümlü  $\kappa_{II}$  çökeltileri görülmektedir. Nikelce zengin  $\kappa_{III}$  çökeltileri lamelli bir şekil sergiler.  $\alpha$  taneleri boyunca dağılan ince nokta biçiminde küçük ve 2  $\mu\text{m}$  çapından daha düşük mertebesinde parçacıklar demirce zengin  $\kappa_{IV}$  parçacıklarıdır.  $\alpha$  taneleri dış kenarında bir çökelti serbest bölgesi ile görülmektedir.



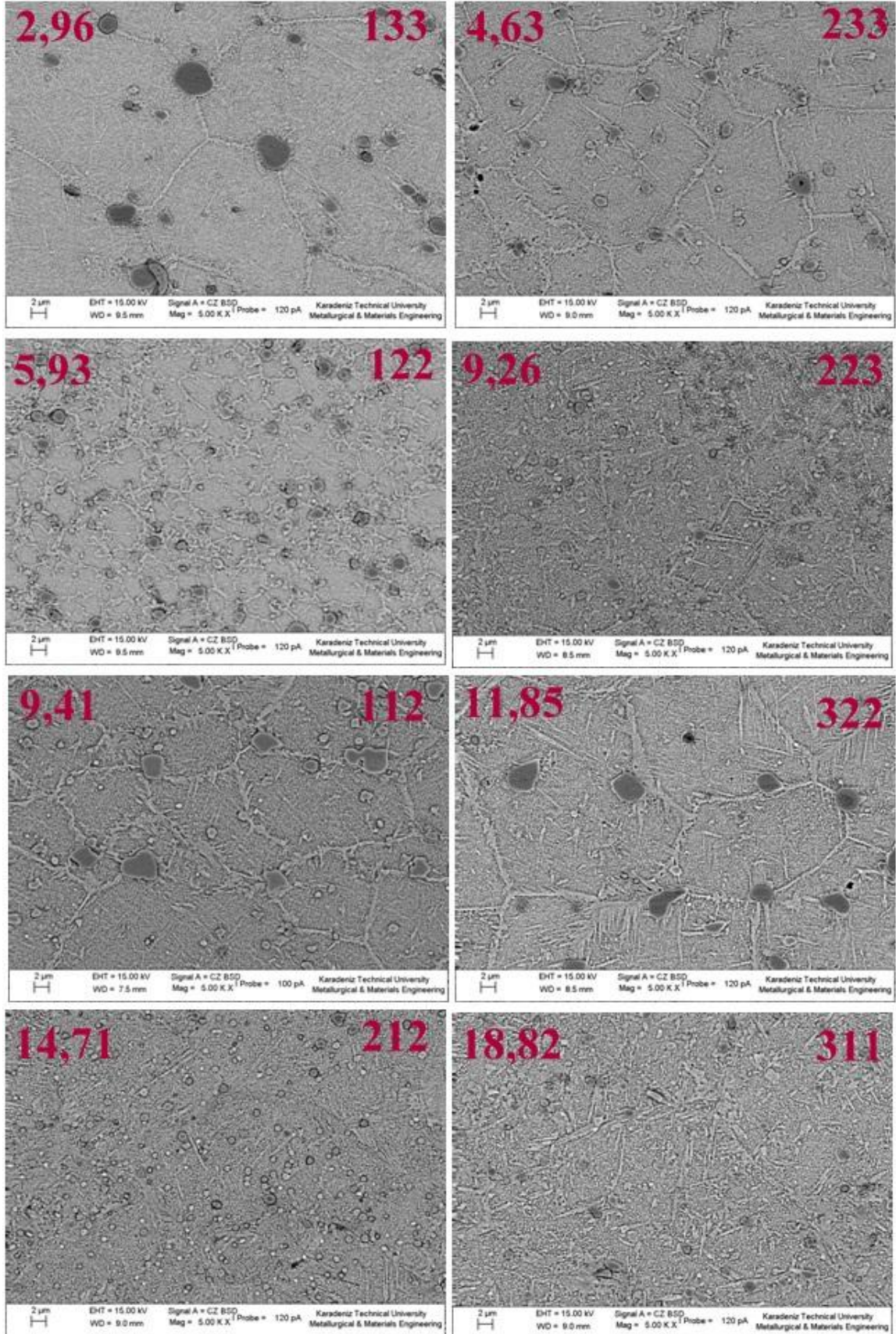
Şekil 76. Ham döküm yapıya ait SEM görüntüsü

SKK işlemi sonrası elde edilen numunelerden alınan optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 77 ve Şekil 78’de verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde karıştırma şiddeti arttıkça  $\kappa$  fazlarının mikroyapıda homojen olarak dağılmakta ve küçülmekte olduğu görülmektedir. Karıştırma şiddetinin yanı sıra tane boyutundaki küçülme ve  $\kappa$  yapılarının parçalanmasında uygulanan baskı kuvvetinin artmasının etkisi görülmektedir. Aşırı plastik deformasyona maruz kalan numunelerde, deformasyon etkisi karıştırma şiddetindeki artış ve uygulanan baskı kuvvetiyle değerlendirilebilir. Deformasyonun artan etkisi ve sıcaklığın artması aynı zamanda tane büyümesine yol açmıştır. Düşük karıştırma şiddetleri daha büyük taneler oluşturmuştur. Tane boyutunun küçük olması yüksek karıştırma şiddeti ve düşük sıcaklıkla sağlanmıştır. 18,82 dev/mm karıştırma şiddeti ile 311 nolu numunenin çökelti fazlarının küçülerek homojen dağıldığı görülmektedir. Ayrıca 2,96 dev/mm karıştırma şiddetine sahip 133 nolu numune ve 4,63 dev/mm karıştırma şiddetine sahip 233 nolu numune görüntülerinde çökelti fazlarının daha büyük yapıda olduğu görülmektedir. Yüksek karıştırma şiddetlerinde yüksek ısı girdisi olduğundan belli karıştırma şiddetlerinde karıştırma bölgesi içinde yeniden kristalleşmiş tanelerin tane boyutu artmaktadır.



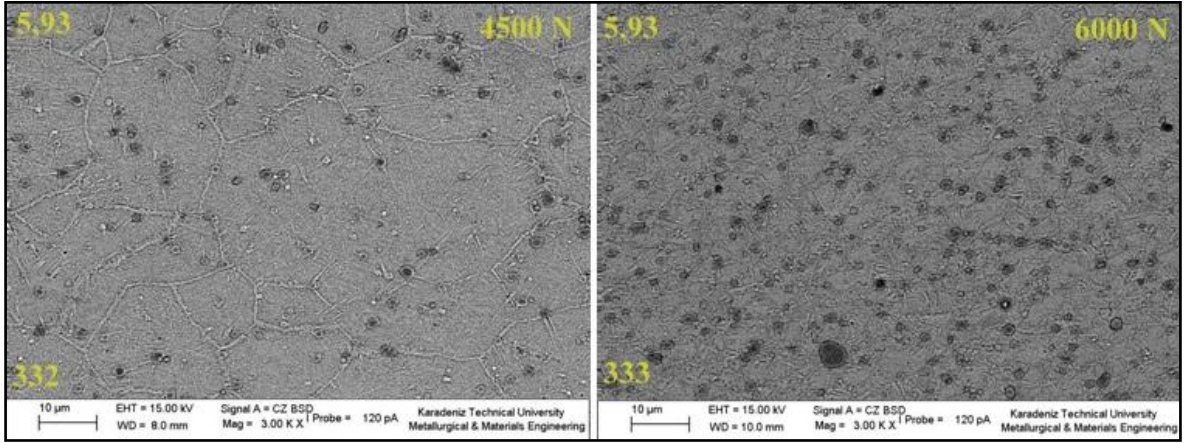


Şekil 77. Farklı karıştırma şiddetlerine ait numunelerin optik mikroskop görüntüleri

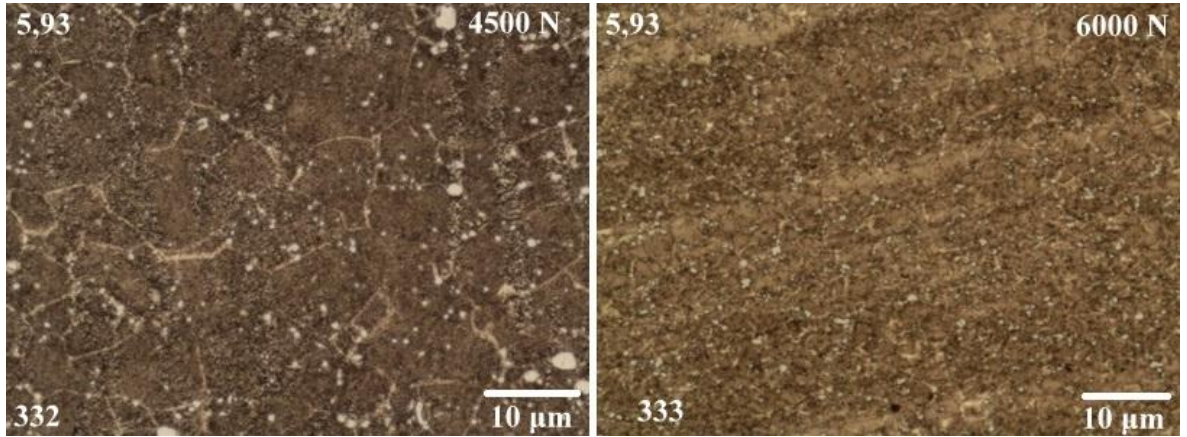


Şekil 78. Farklı karıştırma şiddetlerine ait numunelerin SEM görüntüleri

5,63 dev/mm karıştırma şiddetine sahip 332 ve 333 nolu numunelerin Şekil 79’da verilen SEM görüntüleri incelendiğinde 6000N takım baskı kuvvetine sahip 333 nolu numunenin 4500N takım baskı kuvvetine sahip 332 nolu numuneye göre çökelti fazlarının daha homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Artan takım baskı kuvveti yanında sıcaklık artışı tane boyutunu değiştirmektedir. Takım baskı kuvvetin artması takım omuzu ile birleştirilen parçaların yüzeyleri arasındaki sürtünme miktarının artmasına ve dolayısıyla erişilen sıcaklık seviyesinin de yükselmesine neden olmaktadır. Şekil 79 ve Şekil 80’de verilen görüntüler dinamik yeniden kristalleşmiş bölgeden yani takım pimi ile direk temas halinde olan kaynak külçesinin olduğu bölgeden alınmıştır. Aşırı plastik deformasyon ve sıcaklığa bağlı olarak ince taneli yapı oluşmaktadır.



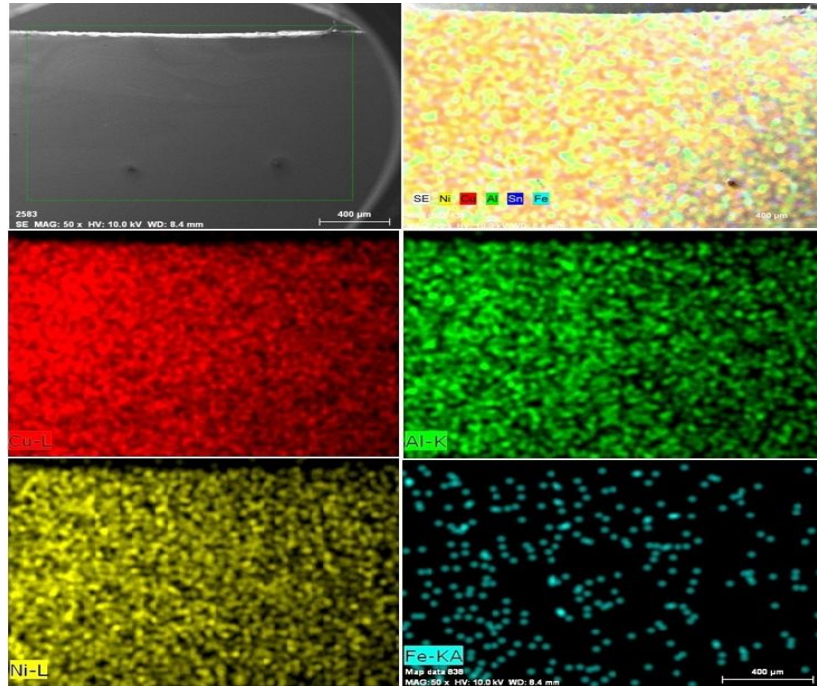
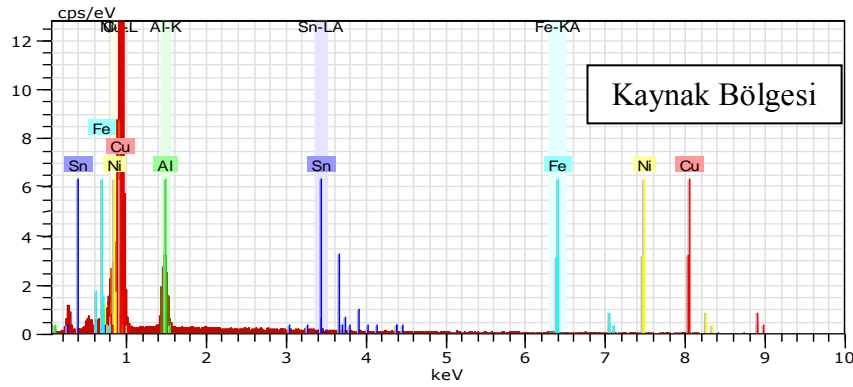
Şekil 79. Takım baskı kuvvetinin etkisi SEM görüntüleri: 332 ve 333 nolu numuneler



Şekil 80. Takım baskı kuvvetinin etkisi optik mikroskop görüntüleri: 332 ve 333 nolu numuneler

### 3.4. Kaynaklı Bölgenin Kimyasal Analizi

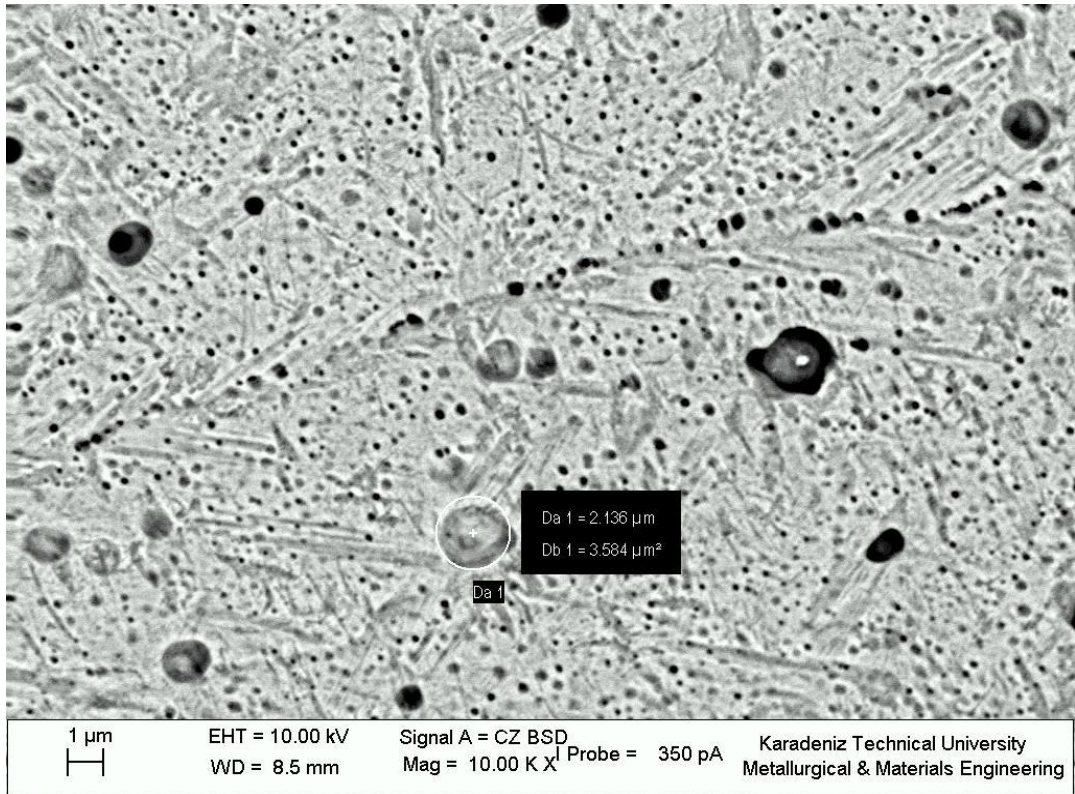
SKK yöntemi ile birleştirilen NAB numunelerin mikroyapı incelemelerinde kaynak bölgesinde farklı bölgelerin olduğu belirlenmiştir. Bu bölgelerde fazların yapısının yanında kimyasal özellikleri de önemlidir. Kaynak bölgesinin kimyasal kompozisyonunu ve element dağılım şekillerini belirlemek amacıyla birleştirilen numuneler taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla kimyasal olarak enerji dağılım spektrometresi (Energy Dispersive Spectroscopy- EDS) analizine tabi tutuldu. EDS analizleri noktasal ve element dağılım haritaları çıkartılarak gerçekleştirildi. Şekil 81’de 311 nolu numunenin kaynak bölgesi için EDS analizi görülmektedir.



Şekil 81. 311 nolu numune üzerinde kaynak bölgesinin EDS analizi

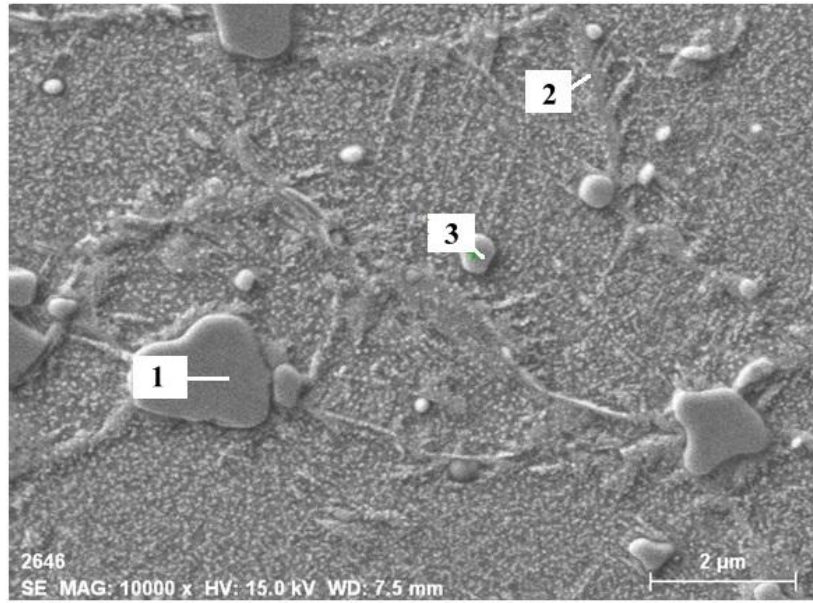
Ham döküm NAB mikroyapısının normal şartlar altında bakırca zengin  $\alpha$ -fazının oluşturduğu matris yapısı içerisinde farklı büyüklüklerde, gelişi güzel dağılmış bir şekilde bulunan  $\text{Fe}_3\text{Al}$  veya  $\text{NiAl}$  esaslı  $\kappa$ -fazı çökelti yapılarından oluştuğu bilinmektedir [17]. Şekil 81’de element dağılım haritaları incelendiğinde NAB malzemesi bünyesinde yer alan elementlerin kaynak bölgesinde homojen bir şekilde dağılım sergilediği görülmektedir. Karıştırma şiddetiyle uygulanan aşırı plastik deformasyon sonucu yapıda daha kaba şekilde bulunan çökelti ince taneli homojen olarak dağılmaktadırlar. Mikroyapı incelemelerinde karıştırma bölgesinde görülen incelmış çökelti homojen dağılımlı oldukları ve kimyasal olarak dönüşüme uğramamış oldukları belirlenmiştir.

Şekil 82’de 311 nolu numune üzerinden karıştırma bölgesinde alınan SEM görüntüsünde demirce zengin küresel şekilli  $\kappa_{II}$  fazının büyüklüğü ölçüldüğünde yaklaşık  $2\mu\text{m}$  çapında olduğu belirlendi. Yine demirce zengin  $\kappa_{IV}$  çökelti fazları ise karıştırma bölgesi içerisinde  $1\mu\text{m}$  daha küçük boyutlarda dağılım sergilemiştir.



Şekil 82. 311 nolu numune üzerinde  $\kappa_{II}$  yapısının SEM görüntüsü

Kaynak bölgesi mikroyapısı üzerinde çökelti fazlarının dağılımı, ısıl çevrim ve deformasyon etkisiyle ham yapı mikroyapısına göre daha homojen olmakla birlikte boyutsal olarak farklılık göstermektedir. Bu farklılıkları tespit edebilmek için kaynak bölgesinde çeşitli noktalardan alınan EDS analizleri ile element dağılımları incelenmiştir. Şekil 83’de 311 nolu numunenin kaynak bölgesi SEM görüntüsü üzerinde, EDS analizlerinin yapıldığı 3 farklı nokta görülmektedir.



Şekil 83. 311 nolu numune üzerinde EDS analizlerinin yapıldığı noktaların görüntüsü

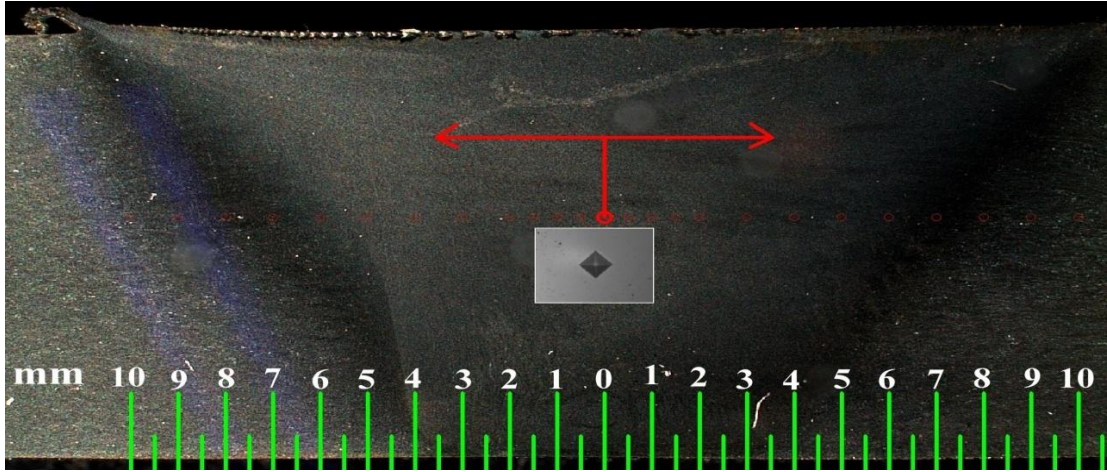
Belirlenen farklı noktalardan alınan EDS analizlerinin sonuçları Tablo 13’de verilmiştir. Burada 1 nolu nokta demir içeriği yüksek olan yaklaşık 2µm boyutlarındaki küresel  $\kappa_{II}$  fazını, 2 nolu nokta nikelce zengin ince lamelli yapıdaki  $\kappa_{III}$  fazını ve 3 nolu nokta 1µm’den daha küçük boyutlardaki küçük demirce zengin parçacıklardan oluşan küresel  $\kappa_{IV}$  yapısını işaret etmektedir.

Tablo 13. 311 nolu numune üzerinde yapılan EDS analiz sonuçları

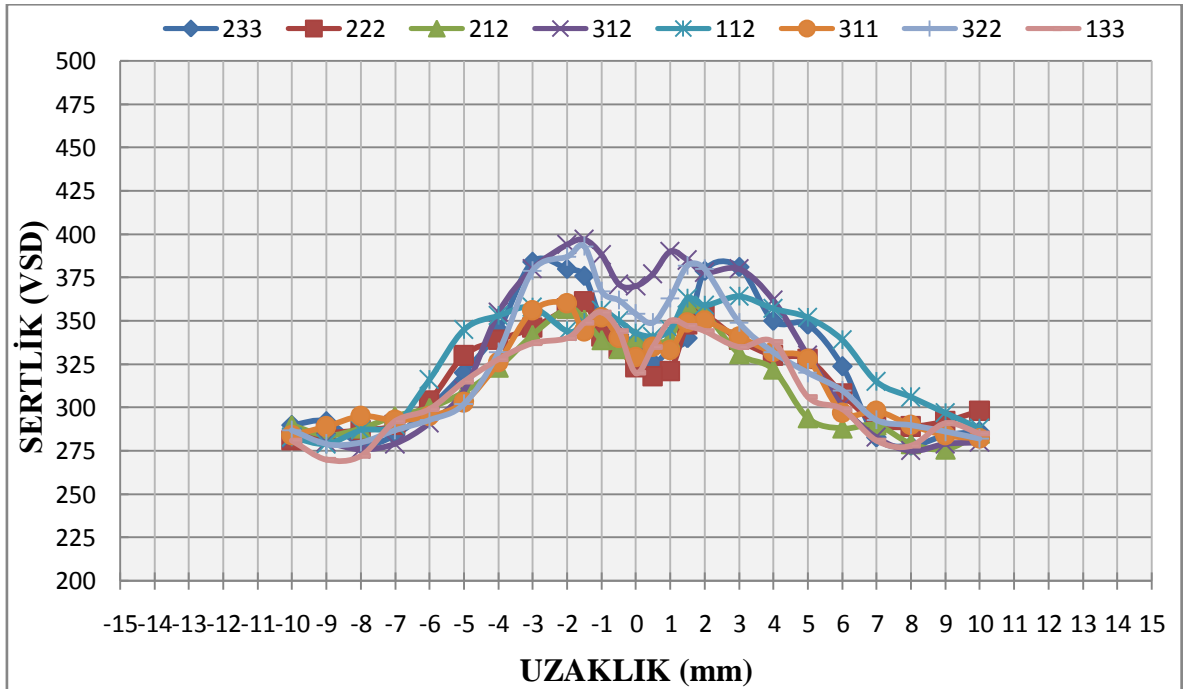
EDS Noktası	Alaşım Elementleri ( % Miktar)			
	Fe	Al	Ni	Cu
1	8,35	10,35	3,53	77,37
2	3,96	11,29	10,72	73,53
3	10,75	10,90	6,21	71,94

### 3.5. Mikrosertlik İncelemeleri

Mikrosertlik ölçümleri için hazırlanan metalografi numunelerine Şekil 84'deki gibi kaynak bölgesi merkezinden başlayarak simetrik olarak her iki yönde eşit adımlarla ölçümler yapılmıştır. Tüm karıştırma şiddetlerinde yapılan ölçümlerden alınan sonuçlar Şekil 85'deki grafikte sunulmuştur.



Şekil 84. Kaynaklı numunelerin mikrosertlik ölçüm gösterimi



Şekil 85. Farklı karıştırma şiddetlerinde numunelerin sertlik grafiği

Ham döküm NAB plakalardan alınan numune üzerinde ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması  $VSD290 \pm 4$  (Vickers Sertlik Değeri) olarak belirlenmiştir. Bu değerler referans alınarak deney numuneleri üzerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinin değerlendirilmesi yapılmıştır.

Şekil 85 incelendiğinde malzeme sertlik değerlerinin ana metalden kaynak bölgesine doğru artış gösterdiği görülmektedir. Oluşan sertlik profili incelendiğinde en yüksek sertlik bölgelerinin pim çapı çevresinde olduğu gözlenmiştir. Kaynak merkezine yaklaştıkça sertlik değerlerinde belirgin bir azalma görülmekle birlikte yine de sertlik değerleri ana malzemenin ortalama sertlik değerinin üzerinde kalmaktadır. Karıştırma ve aşırı deformasyon etkisi ile bu bölgede tane boyutu büyük oranda incelmekte, bu durum Hall-Petch bağlantısıyla uyumlu bir şekilde sertlik ve mukavemet değerlerinin artmasına yol açmaktadır. Tane boyutundaki önemli oranda incelme yanında sertlik değerlerinin yükselmesine yol açacak diğer bir etki de karıştırma ile oluşan aşırı deformasyon sonucunda yapıdaki makro boyutlu çökeltilerin parçalanıp içyapıda homojen olarak dağılmasından kaynaklanmaktadır. Sertliğin artışı için dislokasyon yoğunluğu, tane boyutundaki küçülme ve çökeltilerin homojen dağılımından kaynaklandığı söylenebilir [6].

Şekil 85'e bakıldığında pimin çevresi boyunca sertlik en yüksek değerlere çıkmakta olup bu bölgeden hem merkeze doğru (karıştırma bölgesi) hem de dışarı doğru (ısı tesiri altındaki bölge) gidildiğinde sertlik değerlerinin azalmakta olduğu görülmektedir. Ölçülen yüksek sertlik değerlerinin termomekanik olarak etkilenmiş bölgede olduğu görülmektedir. Termomekanik etkilenmiş bölgede uzamış ince taneli yapılar görülmektedir (Şekil 74.b) ve bu kısımdan sonra ısıdan etkilenmiş bölge geldiğinden tane yapısının irileşmekte olduğu ve sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir.

Tüm karıştırma şiddetlerinde yapılan sertlik ölçümlerinde en düşük değerler sıcaklığın  $358 \text{ }^{\circ}\text{C}$  ve karıştırma şiddetinin  $2,96 \text{ dev/mm}$  olduğu 133 nolu numunede görülmüştür. En yüksek sertlik değerleri ise sıcaklığın  $404^{\circ}\text{C}$  ve karıştırma şiddetinin  $18,82$  olduğu 312 nolu numunede görülmüştür.

Numunelerde belirlenen sertlik değerleri esas olarak karıştırma şiddeti ve takım baskı kuvvetinden (artan takım baskı kuvveti nedeniyle sıcaklığın yükselmesi) etkilenmektedir. Uygun karıştırma şiddetlerinde deformasyon etkisi ile sıcaklık arttırmakta böylece tane yapısı incelenerek sertlikte belirgin bir artış elde edilmektedir. Bazı numunelerde ise artan karıştırma şiddetiyle yüksek ısı girdisi karıştırma bölgesinde tane büyümesine neden olmakta ve sertlik değerlerini düşürmektedir.

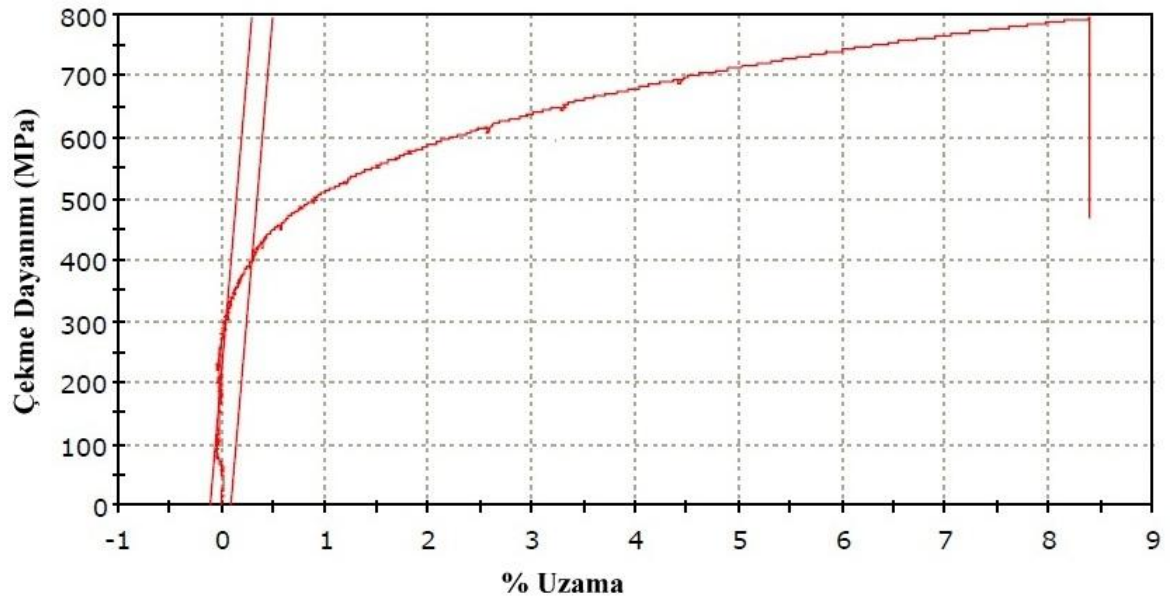


### 3.6. Çekme Deneyi İncelemeleri

Piyasadan tedarik edilen ham döküm NAB için referans olması amacı ile çekme deneyi gerçekleştirilmiştir. Elde edilen değerler Tablo 14’de mekanik özellikler ve Şekil 86’da çekme diyagramı ile verilmiştir.

Tablo 14. NAB çekme deneyi sonucu mekanik özellikler

Mekanik Özellikler				
	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	% Uzama	Tokluk (J)
<b>Nikel Alüminyum Bronz (C95800)</b>	397	795	8,40	11,30 J



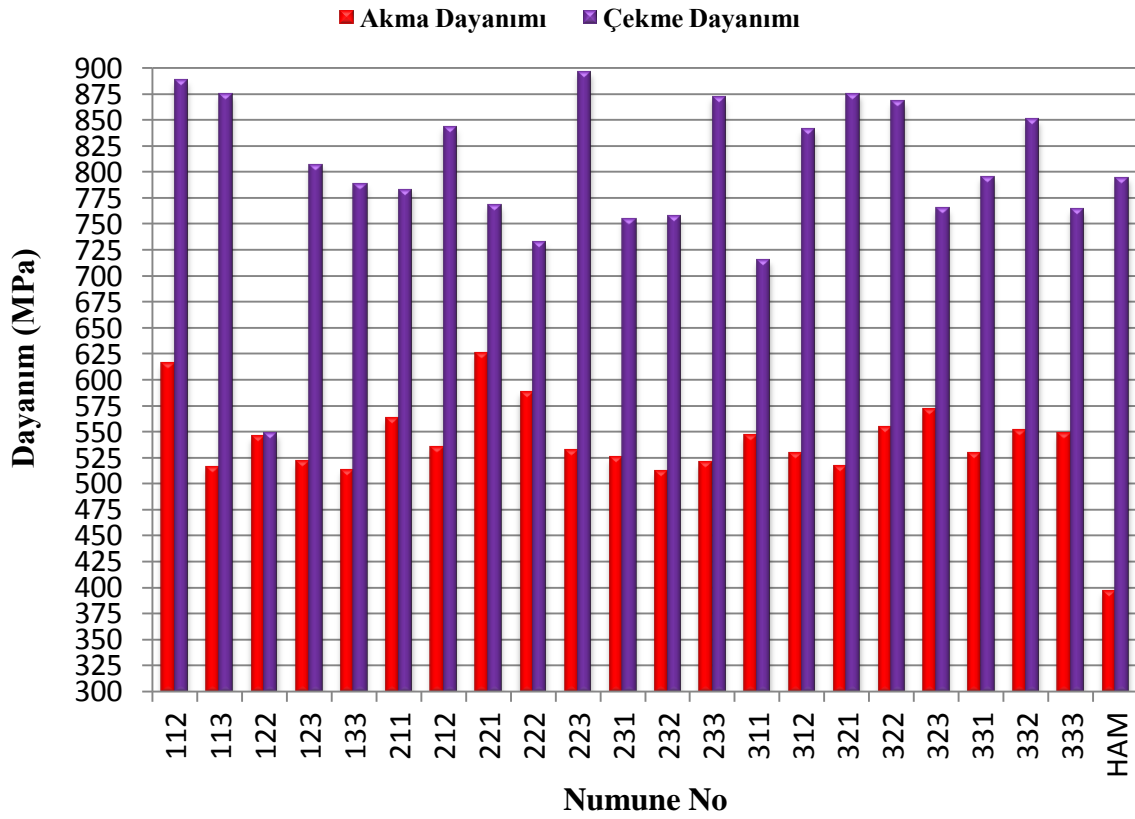
Şekil 86. NAB çekme diyagramı

Kaynakla birleştirilen numunelerden hazırlanan çok sayıda (en az üç) çekme numuneleri çekme testlerine tabi tutulmuş ve ortaya çıkan değerlerin ortalaması alınarak Tablo 15 oluşturulmuştur.

Tablo 15. Çekme numunelerinin mekanik özellikleri

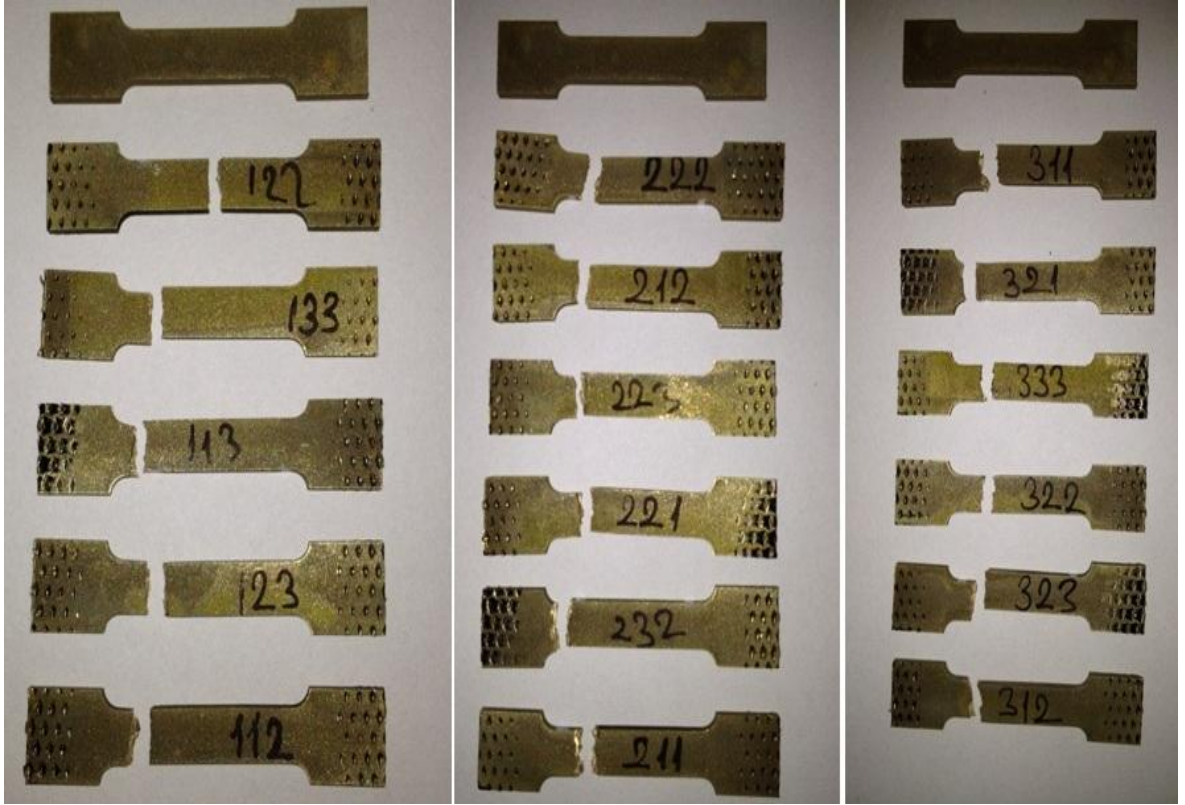
Numune No	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	% Uzama	Tokluk (J)
112	616	888	1,78	2,18
113	516	875	2,40	3,13
122	545	549	0,47	0,38
123	521	807	1,80	2,02
133	513	788	2,26	2,54
211	563	783	1,74	2,03
212	535	843	2,82	3,77
221	626	768	1,40	1,72
222	588	732	1,70	2,14
223	532	896	3,25	4,57
231	525	754	1,87	2,19
232	512	757	1,94	2,22
233	520	872	2,46	3,62
311	546	715	1,09	1,10
312	530	841	1,85	2,09
321	517	875	2,66	3,52
322	555	868	2,63	3,59
323	572	765	1,12	1,13
331	530	795	2,31	3,56
332	552	850	2,62	3,47
333	548	764	1,85	2,40
Ham Yapı	397	794	8,40	11,30

Şekil 87’de verilen grafikte ham döküm yapı ve kaynaklı birleştirmelerin çekme ve akma dayanımları arasındaki fark belirgin bir şekilde görülmektedir. Elde edilen verilerdeki hata payları ve bazı numunelerdeki kaynak kusurları dikkate alındığında NAB alaşımın SKK işleminden sonra birleştirme bölgesinde mekanik özelliklerdeki iyileşme açıkça görülmektedir. Mekanik özelliklerdeki artış özellikle akma sınırında daha yüksek oranlarda oluşurken, çekme dayanımı değerlerinin de ortalama olarak ham yapının değerlerinde olduğu görülmüştür. Bu durum yukarıda da belirtildiği gibi yüksek orandaki deformasyonun etkisiyle Hall-Petch bağlantısına uyumlu olarak özellikle akma sınırı değerlerinin artmasına yol açmaktadır.



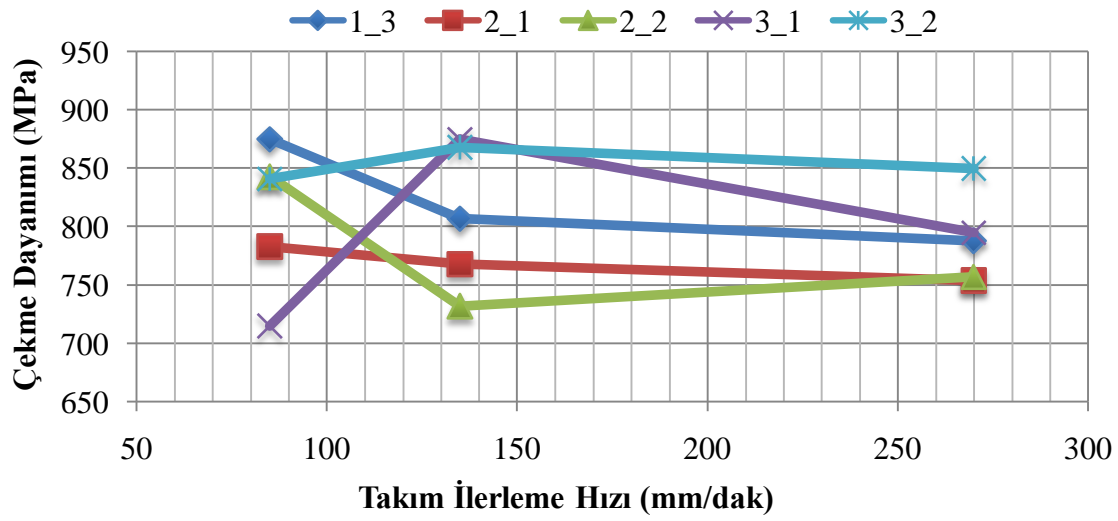
Şekil 87. Çekme deneyi sonucu elde edilen veriler grafiği

Çekme deneyi sonrası kopma şekilleri Şekil 88’de verilen resimlerde görülmektedir. Numunelerin büyük çoğunluğu ısı tesiri altındaki bölgeden ve ana metale yakın kısımlardan kopmuştur. Bu bölgeler ısının termal döngüsünden etkilenmiş bölgelerdir. Sertlik ölçüm grafiklerinde de gördüğümüz gibi numunelerin ısı tesiri altında kalan, tane boyutu daha büyük olan bölgelerde mukavemet değerlerinin düşük olmasını açıklamaktadır. Diğer ifade ile çekme numunelerinde kopmanın olduğu bölgeler (kusur içermeyen numunelerde) ile sertlik profillerinde en düşük değerlerin elde edildiği bölgeler tam bir uyum içinde olmaktadır.

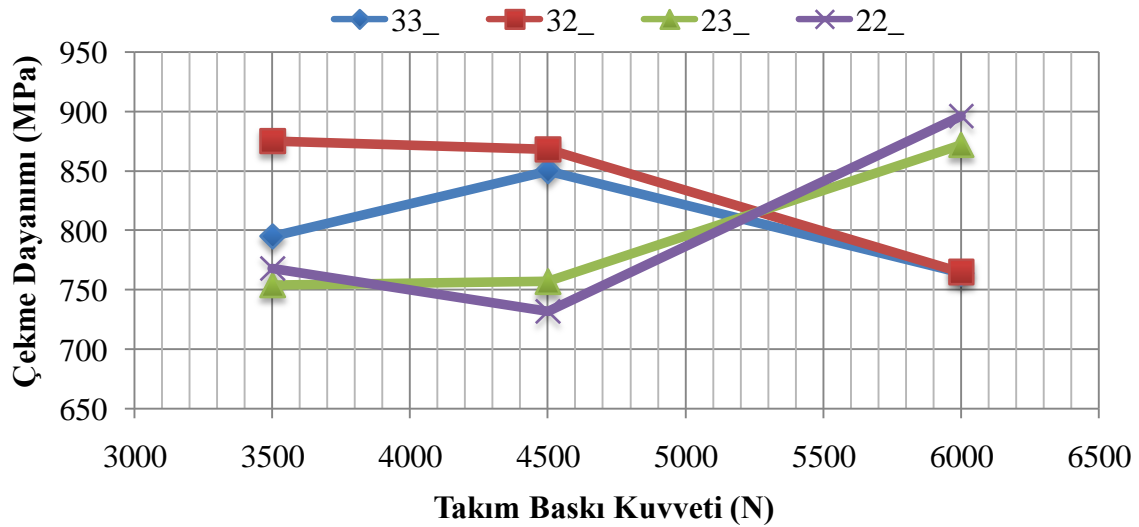


Şekil 88. Çekme numunelerinin kopma resimleri

Şekil 89 ve Şekil 90’da verilen grafikler incelendiğinde çekme dayanım sonuçlarının takım ilerleme hızı ve baskı kuvvetlerine göre değiştiği görülmektedir. Şekil 89’da takım ilerleme hızı artıkça çekme dayanım verilerinde düşüş eğilimi görülürken benzer durum akma dayanım verileri içinde geçerlidir (Şekil 91). Takım ilerleme hızı artıkça erişilen sıcaklık mertebesi, plastik deformasyon süresi ve şiddeti azalmaktadır. Dolayısıyla mukavemette de düşüş beklenmektedir. Takım baskı kuvvetleri incelendiğinde 1250 dev/dak takım dönme hızlarında artan takım baskı kuvvetiyle çekme dayanımının artmakta olduğu buna karşın 1600 dev/dak takım dönme hızında artan takım baskı kuvvetiyle düşüş eğilimi görülmektedir. Tablo 14’te verilen bütün çekme deneyleri sonuçları incelendiğinde en yüksek çekme dayanım değeri 896 MPa ile 223 nolu numunede görülürken en düşük çekme dayanım değeri 549 MPa ile 122 nolu numunede görülmüştür.

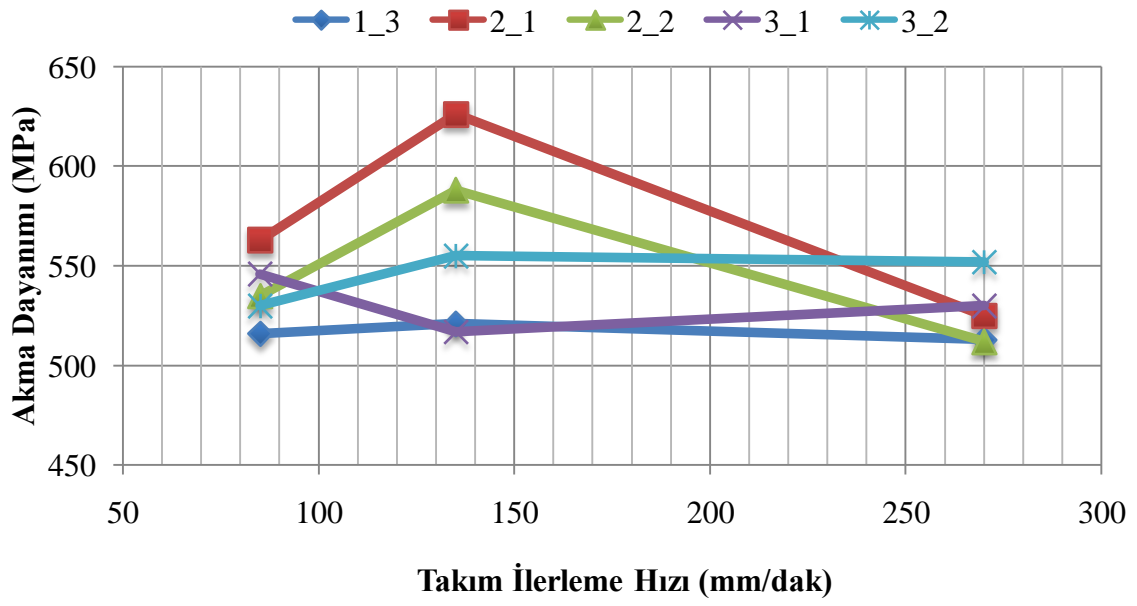


Şekil 89. Çekme dayanımı-takım ilerleme hızı grafiği

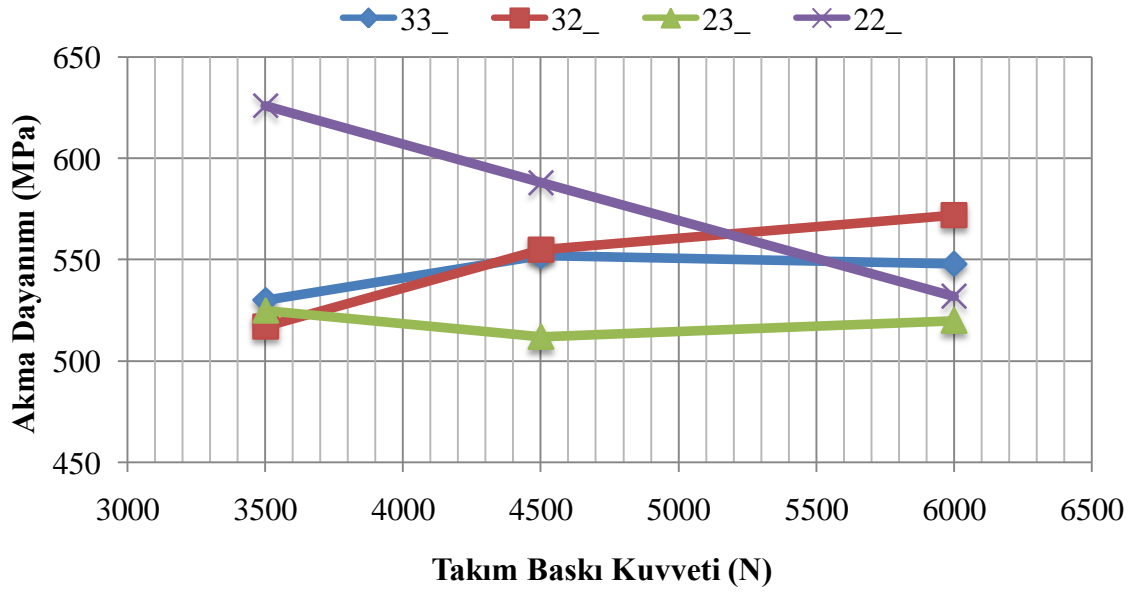


Şekil 90. Çekme dayanımı-takım baskı kuvveti grafiği

Çekme deneyi sonuçlarına göre akma dayanım değerleri incelendiğinde numunelerin tümünde artış gözlenmekle aynı zamanda farklı kaynak parametreleri ile bu değerlerde bazı değişimler gözlenmektedir. Şekil 91 ve Şekil 92’de verilen grafiklerde artan takım ilerleme hızlarında akma dayanımlarında düşüş eğilimleri görülürken, artan takım baskı kuvvetiyle akma dayanımları artmaktadır. En yüksek akma dayanımı 625 MPa ile 221 nolu numunede görülürken, en düşük akma dayanımı 512 MPa ile 133 nolu ve 232 nolu numunelerde görülmüştür ve bu değerlerin tümü ham döküm yapısının üzerindedir.

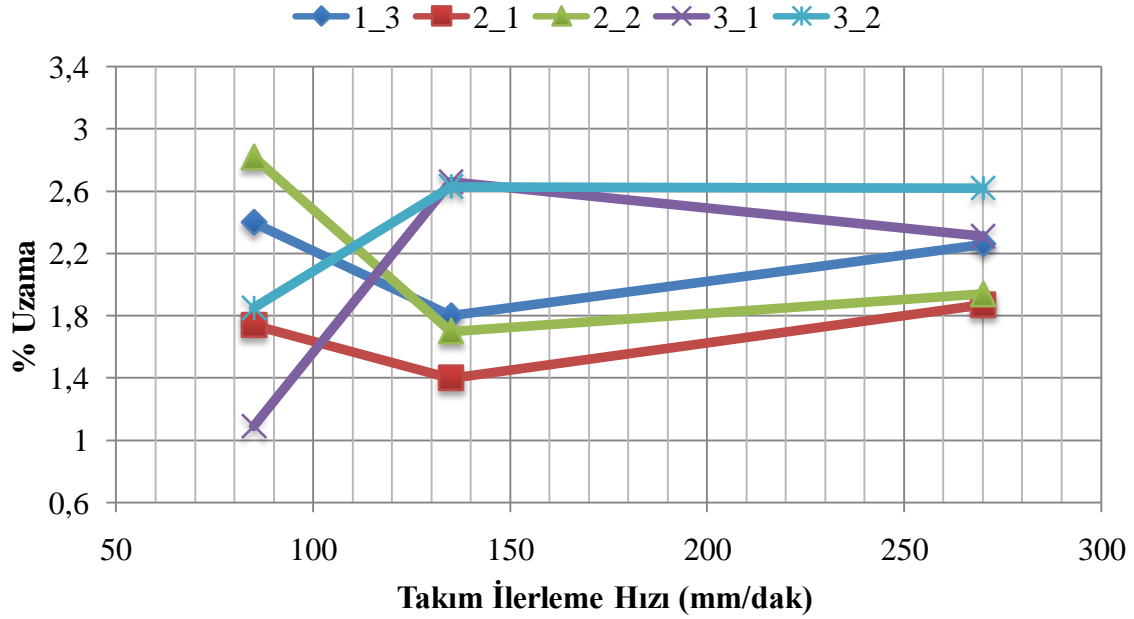


Şekil 91. Akma dayanımı-takım ilerleme hızı grafiği

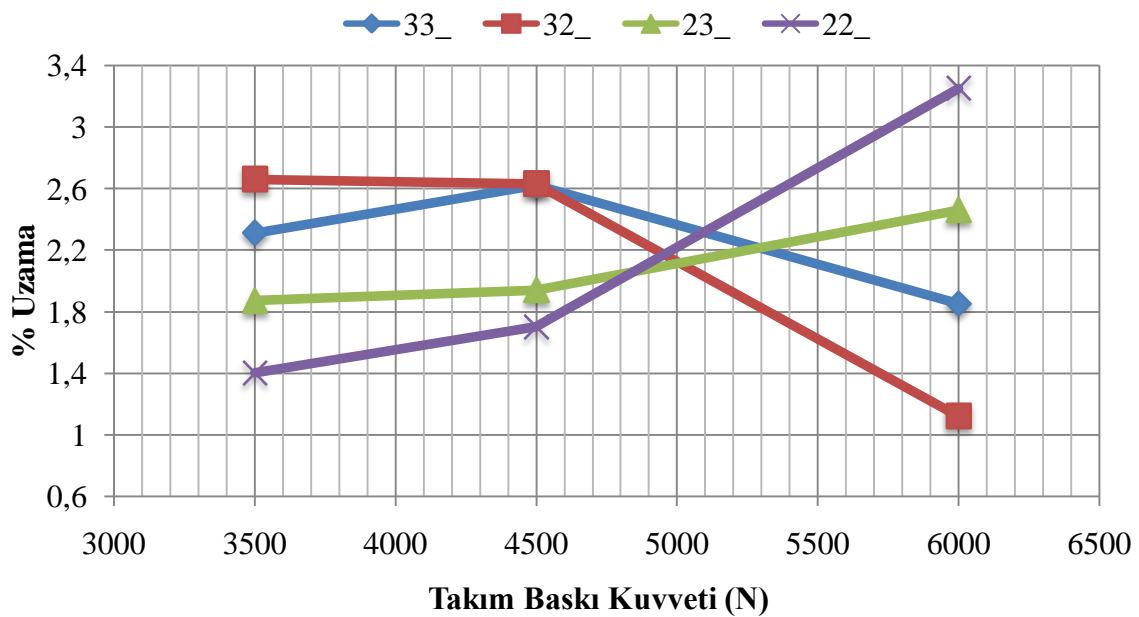


Şekil 92. Akma dayanımı-takım baskı kuvveti grafiği

Birim uzama verileri incelendiğinde en yüksek birim uzama değeri % 3,25 ile takım dönme hızı 1250 dev/dak, takım ilerleme hızı 135 mm/dak ve takım baskı kuvveti 6000N olan 223 nolu numunede görülmektedir. Şekil 93 ve Şekil 94’de verilen uzama grafikleri Şekil 89 ve Şekil 90 ‘da verilen çekme dayanımı grafikleriyle benzer eğilim göstermekte olup, anlamlı bir eğilim tespit edilememiştir.



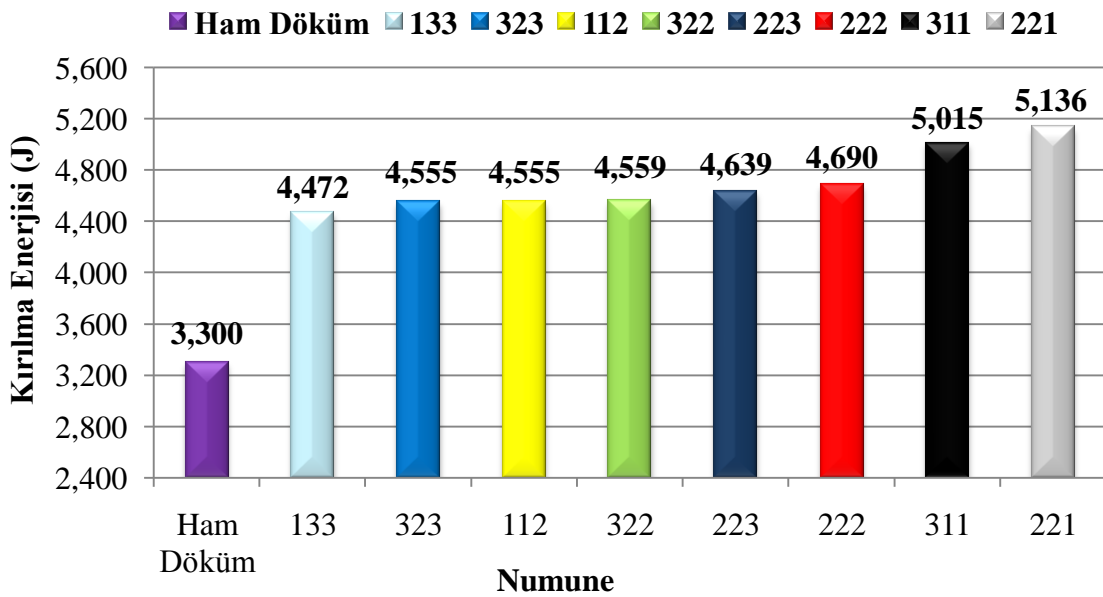
Şekil 93. Birim uzama-takım ilerleme hızı grafiği



Şekil 94. Birim uzama-takım baskı kuvveti grafiği

### 3.7. Darbe Deneyi İncelemeleri

Kaynak edilen numunelerin çekme deneyi ile belirlenen statik darbe dirençlerinden başka, dinamik yüklere karşı kırılma enerjisini belirlemek üzere hazırlanan numunelere darbe deneyi uygulandı. Gerçekleştirilen darbe deneylerindeki verilerin karşılaştırılması için en yüksek değerler alınarak Şekil 95'deki grafik hazırlandı. Bu grafik incelendiğinde darbe deneyi sonrası elde edilen sonuçlar ham döküm yapıdan elde edilen değerlerden yüksek çıkmıştır. En yüksek dinamik tokluk değeri 5,136J ile 221 nolu numunede görülmektedir. Elde edilen sonuçlarda kaynaklı numunelerin statik kırılma enerjileri ile dinamik kırılma enerjileri arasında belirgin farklar bulunduğu görülmektedir (Tablo 15 ve Şekil 95). SKK işlemi uygulanmış malzemelerin statik kırılma enerjilerinin ham yapıya oranla oldukça düşük olmasının nedeni kaynak dikişi içeren numunelerde ortaya çıkan çatlak ilerleme mekanizmalarından kaynaklanmış olabilir. Bu durum, numunelerin kaynak dikişi bölgelerinde tespit edilememiş mikro çatlakların mevcudiyetinden ve bu çatlakların statik yük altında birleşerek büyüyüp ilerlemelerinden kaynaklanmış olabilir [27]. Dinamik kırılma enerjilerinin ham yapıya oranla yüksek değerler alması aşırı plastik deformasyon sonucu tane yapısının incelenerek, içyapıdaki çökelti fazlarının daha homojen dağılımıyla açıklanabilir. Hall-Petch bağlantısıyla uyumlu olarak mukavemet ve tokluk değerlerinde artış görülmüştür.



Şekil 95. Darbe deneyi sonucu elde edilen veriler grafiği



#### 4. SONUÇLAR

Nikel alüminyum bronz (C95800) alaşımı 800, 1250 ve 1600 dev/dak'lık takım dönme hızı, 85, 135 ve 270 mm/dak'lık takım ilerleme hızı ve 3500N, 4500N ve 6000N takım baskı kuvveti parametreleri kullanılarak sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynak takımı olarak konik üçgen profil geometrisinde WC uç kullanılmıştır. Söz konusu kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilen numunelerin incelenip değerlendirilmelerinden çıkarılan sonuçlar aşağıdaki gibidir.

1. Nikel alüminyum esaslı bronz malzemeler kullanılan kaynak parametreleri ile başarılı bir şekilde birleştirilebilir.
2. SKK sonrasında numunelerin kaynak yapılarında ana malzeme, ITAB, TEB ve DKB olmak üzere dört bölge oluşur.
3. SKK esnasında birleşme bölgesinde erişilecek sıcaklık mertebesini diğer parametrelere göre daha etkin olarak takım baskı kuvveti ve karıştırma şiddeti belirler.
4. Erişilen kaynak sıcaklığı arttıkça ITAB ve TEB bölgelerinin genişliği artar ve sertlik değerleri düşer.
5. Kaynak dikişlerinin en zayıf yerini kaynak dikişinde ısı tesiri altında kalan bölgesi oluşturur.
6. Kaynak bölgesinin mukavemet değerleri ana malzemeye göre daha yüksek değerlere erişir.
7. Çekme deneyi numunelerinden 223 nolu numune (1250 dev/dak takım dönme hızı, 135 mm/dak takım ilerleme hızı ve 6000N takım baskı kuvveti) belirlenen deney sonuçlarına göre en yüksek birim uzama, statik tokluk ve çekme dayanımı değerlerini alır.
8. Kaynaklı birleştirmelerde, kaynak bölgesinin darbe dayanımları (dinamik kırılma enerjisi) ana malzemeye göre daha yüksek değerler alır.

9. Kaynak bölgesinde uygulanan kaynak parametrelerine bağlı olarak birleşme bölgesinde (kaynak ve termomekanik etkilenmiş bölgeler) tane boyutu ham yapıya oranla daha ince taneli (ortalama 2  $\mu\text{m}$ ) oluşur.
10. İnce taneler kaynak merkez bölgesinde yoğunlaşırken termomekanik etkili bölgede takımın dönüş yönünde uzamış yapıda şekillenirler.
11. Ham döküm yapıda mevcut, homojen dağılım sergilemeyen ve iri taneli yapıdaki çökelti fazları olan  $\kappa$  yapıları, özellikle kaynak merkezi ve termomekanik olarak etkilenmiş bölgede parçalanarak homojen ve incelmış bir dağılım sergiler.

## 5. ÖNERİLER

Nikel alüminyum bronzunun birçok özelliği bileşimindeki alaşım elementlerine bağlıdır. Bu malzemeye uygulanan termomekanik işlemler süresince meydana gelen sıcaklıklar ve oluşacak soğuma hızları malzemenin mikroyapısını belirlemektedir. Özellikle mikroyapıdaki  $\kappa$  fazlarının oluşumu soğuma hızına bağlı olarak değişikliğe uğramaktadır. Bu nedenlerle SKK işlemi süresince kaynak bölgesindeki sıcaklığın dağılımı ölçülerek, sıcaklık dağılım haritaları çıkartılabilir ve bu sayede içyapının değişiminde önemli etkisi olan soğuma hızları kaynak parametrelerine bağlı olarak belirlenebilir.

SKK genellikle sabit bir freze tezgâhı vasıtasıyla uygulanmakta olup, kaynağın uygulanmasında işlevsel zorluklar yaşanabilmektedir. Bunun önüne geçerek uygun kaynak donanımı tasarımları yapıp, otomasyona ağırlık verilerek değişken kaynak parametreleri kolaylıkla uygulanabilir hale getirilebilir.

Bu malzemeye uygulanacak SKP işleminin malzemenin korozyon direnci ve aşınma dayanımına etkileri de ayrıntılı olarak incelenip, şekillendirilebilirliğini ve kavitasyon direncini arttırma yolları aranabilir.

## 6. KAYNAKLAR

1. Gök K., Ünal H. G. ve Alkan M. A., Aynı Kalınlığa Sahip Levhaların Alın Kaynağı ile Birleştirme Durumlarının Gerilme Yığılmasına Etkisi, Teknoloji, 19, 2, (2007) 81-89.
2. Çam G., Sürtünme Karıştırma Kaynağı Uygulamalarındaki Son Gelişmeler, Kaynak Teknolojisi 6. Ulusal Kongre ve Sergisi, Kasım 2007, Ankara Bildiriler Kitabı 449: 35-36.
3. Şık A., Ertürk İ. ve Önder M., AA2024 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağında Farklı Parametrelerin Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, Cilt 16, Sayı 2, (2010) 139-147.
4. Kaluç E. ve Mert Ş., Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kullanılan Takımlardaki Gelişmeler, TMMOB Makine Mühendisleri Odası Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, Ekim 2003, Bildiriler Kitabı III:103-164.
5. Sun Y. F. and Fuji H., Investigation of The Welding Parameter Dependent Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Pure Copper, Materials Science and Engineering A, (2010) 6876-6886.
6. Mishra R. S. and Mahoney M. W., Friction Stir Welding and Processing, ASM International, 2007.
7. Çam G., Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK): Al-Alaşımaları İçin Geliştirilmiş Yeni Bir Kaynak Teknolojisi, Mühendis ve Makina, 46, 541, 30-39.
8. Mishra R.S. and Ma Z. Y., Friction Stir Welding and Processing, Materials Science and Engineering, (2005): 1-78.
9. Oh-Isı K. and McNelley T. R., Microstructural Modification of As-Cast NiAl Bronze by Friction Stir Processing, Metallurgical and Materials Transactions A, 35A, (2004).
10. Çam G., Sürtünme Karıştırma Kaynağındaki Gelişmeler, TMMOB Makine Mühendisleri Odası Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, Ekim 2003, Kocaeli Bildiriler Kitabı II: 47-99.
11. Bastier A., Maitournam M. H., Roger F. and Dang Van K., Modelling of The Residual State of Friction Stir Welded Plates, Journal of Materials Processing Technology, (2008) 25-37.

12. Threadgill P. L., Terminology in Friction Stir Welding, Science and Technology of Welding and Joining, 12, 4 (2007) 357-360.
13. www.twi.co.uk/Development of The Trivex Friction Stir Welding Tool. 25 Ağustos 2012.
14. Kaluç E. ve Özsoy M., Sürtünen Eleman ile Birleştirme Kaynağının Esasları, Mühendis ve Makina, 10 (2002).
15. Strang J. R. C., Nickel-Aluminium Bronze for Seawater: Flattered by Comparison, Shipham Valves.
16. Strang J. R. C., Cast Valve Materials for Seawater Service: Nickel-Aluminium Bronze and Its Rivals, Shipham Valves, Materials for seawater service, (2006) 1-19.
17. Cuevas A. M., Microstructure Characterization of Friction-Stir Processed Nickel-Aluminium Bronze through Orientation Imaging Microscopy, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, September 2002.
18. Hyatt C. V., Review of Literature Related to Microstructure Development During Laser Surface Engineering of Nickel Aluminium Bronze, Defence Research Establishment Atlantic, Canada, Technical Memorandum 96/227, March 1997.
19. Hasan F., Jahanafrooz A., Lorimer G. W. and Ridley N., The Morphology, Crystallography, and Chemistry of Phases in As-Cast Nickel Aluminium Bronze, Metallurgical Transactions A, 13A, 8 (1982) 1337-1345.
20. Pierce F. A., The Isothermal Deformation of Nickel Aluminium Bronze in Relation to Friction Stir Processing, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, September 2004.
21. England C. J., Analysis of Microstructure Refinement During Single-Pass and Multi-Pass Friction Stir Processing of NiAl Propeller Bronze, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, September 2010.
22. Wharton J. A., Barik R. C., Kear G., Wood R.J.K., Stokes K. R. and Walsh F.C., The Corrosion of Nickel-Aluminium Bronze in Seawater, Corrosion Science, (2005) 3336-3367.
23. Culpan E. A. and Rose G., Microstructural Characterization of Cast Nickel Aluminium Bronze, Admiralty Underwater Weapons Establishment, Portland, Dorset, UK, 1978.

24. LeGrand P. S., Electrochemical Studies of Passive Film Formation and Corrosion of Friction Stir Processed Nickel Aluminium Bronze, Thesis, Naval Postgraduate School, Master of Science in Mechanical Engineering, California, June 2011.
25. Ham-Su R., Cheng L. M., and Gharghoury M. A., Residual Stresses in Friction Stri Processed (FSP) Nickel Aluminium Bronze, Materials Science, 2008.
26. Gerçekçioğlu E., Eren T. ve Dağaşan E., Sürtünme Karıştırma Kaynak Yönteminin Uygulama Alanları, Kayseri VII. Havacılık Sempozyumu, Kayseri, Mayıs 2008, Kayseri Bildiriler Kitabı: 48-55.
27. ASM Handbook, Failure Analysis and Prevention, 11, ASM International, 2002.

## **ÖZGEÇMİŞ**

Erhan ŞENTÜRK, 1983 yılı Artvin doğumlu olup, ilk ve orta öğrenimini Trabzon'da tamamladıktan sonra 2005 yılında KTÜ Makine Mühendisliği bölümünden mezun oldu. 2006 yılında askerlik görevini tamamladıktan sonra Artvin ili Borçka ilçesinde bulunan Borçka Hidroelektrik Santrali'nda bakım mühendisi olarak göreve başladı. 2011 yılında KTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim dalında yüksek lisans eğitimine başladı. Halen Borçka Hidroelektrik Santrali'nda işletme sorumlusu olarak görevine devam eden Erhan ŞENTÜRK iyi derecede İngilizce bilmektedir.