TM YÖNTEMİYLE ÜRETİLMİŞ ALÜMİNYUM ESASLI SiC_p TAKVİYELİ KOMPOZİT İLE 304 PASLANMAZ ÇELİĞİN SÜRTÜNME KAYNAĞIYLA BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

Zülküf BALALAN

Doktora Tezi

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

MART – 2013

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

TM YÖNTEMİYLE ÜRETİLMİŞ ALÜMİNYUM ESASLI SiC_p TAKVİYELİ KOMPOZİT İLE 304 PASLANMAZ ÇELİĞİN SÜRTÜNME KAYNAĞIYLA BİRLEŞTİRİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

DOKTORA TEZİ

Zülküf BALALAN

(05122206)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 21 Şubat 2013
Tezin Savunulduğu Tarih: 22 Mart 2013

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR (F.Ü)**

Diğer Jüri Üyeleri : **Doç. Dr. Sedat KOLUKISA (D.Ü)**

Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN (F.Ü)

Doç. Dr. Cebeli ÖZEK (F.Ü)

Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü)

MART-2013

ÖNSÖZ

Bu çalışmanın yürütülmesinde derin bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım danışman hocam Sayın Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR' e sonsuz teşekkür ve şükranlarımı sunarım. Çalışmanın her safhasında, mekanik test numunelerinin imalatında gerekli yardımlarını esirgemeyen ve makinanın imalatında büyük yardımlarını gördüğümüz SİLVAN HEKİMOĞLU torna atölyesi ve personeline, her aşamada yardımını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. İhsan KIRIK' a, İbrahim SAYINER' e, ve Serdar MERCAN' a ayrı ayrı teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Ayrıca, tezimin hazırlık ve yazım aşamasında manevi desteklerini benden esirgemeyen aileme ve tüm dostlarıma sonsuz şükranlarımı sunarım.

Bu tez çalışmasını, TEF.11.07 numaralı proje kapsamında maddi olarak destekleyen FÜBAP ve çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Zülküf BALALAN

ELAZIĞ – 2013

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ I
İÇİNDEKİLER II
ÖZET VII
SUMMARY IX
ŞEKİLLER LİSTESİ XI
TABLOLAR LİSTESİ XVIII
1. GİRİŞ 1
2. KONUNUN LİTERATÜRDEKİ YERİ 3
3. GENEL BİLGİLER 17
3.1. Kompozit Malzemeler 17
3.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması 18
3.2.1. Matris Malzemesine Göre Kompozit Malzemeler 18
3.2.1.1. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler 18
3.2.1.2. Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler 19
3.2.1.3. Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler 19
3.2.2. Takviye Elemanına Göre Sınıflandırma 20
3.2.2.1. Elyaf Takviyeli Kompozit Malzemeler 20
3.2.2.2. Parçacık Takviyeli MMK' ler 20
3.2.2.3. Sürekli Elyaf Takviyeli MMK 22
3.2.2.4. Kısa Elyaf Takviyeli MMK' ler 23
3.2.2.5. Rastgele Düzlemsel Yönlendirilerek Takviyelendirilmiş MMK' ler 24
3.2.2.6. Tabakalı Kompozitler 25
3.2.3. Metal Matrisli Kompozitlerde Matris Malzemeleri 25
3.2.3.1. Alüminyum ve Alaşımları 27
3.2.3.2. Magnezyum ve Alaşımları 27
3.2.3.3. Titanyum ve Alaşımları 28
3.2.3.4. Çinko Alaşımları 29
3.2.3.5. Bakır ve Alaşımları 29
3.2.4. Metal Matrisli Kompozitlerde Takviye Fazları 30
3.2.4.1 Alümina (Al_2O_3) 31

3.2.4.2. Silisyum Karbür (SiC) 31
3.2.4.3. Bor 31
3.2.4.4. Karbon 32
3.2.4.5. TiC 32
3.2.5. Kompozitlerin Üretim Teknikleri 33
3.2.5.1. Toz Metalurjisi Tekniği 33
3.2.5.2. Difüzyon Bağı Yöntemi 34
3.2.5.3. Sıkıştırmalı veya Sıvı Dövme Döküm Tekniği 35
3.2.5.4. Sıvı Metal Emdirmesi (İnfiltrasyon) 36
3.2.5.5. Yarı Katı Karıştırma 36
3.2.5.6. Basınçlı ve Basınçsız İnfiltrasyon Tekniği 37
3.2.5.7. Hızlı Katılaşma Tekniği 38
3.2.5.8. Plazma Püskürtme Tekniği 39
3.2.5.9. Sıcak Presleme ve Sıcak İzostatik Presleme 40
3.2.6. Toz Metalurjisi 41
3.2.6.1. T/M'de Kullanılan Tozların Özelliklerinin Belirlenmesi 43
3.2.6.2. Metal Tozlarının Karıştırılması ve Yağlayıcı İlavesi 44
3.2.6.3. Metal Tozlarının Sıkıştırılması 45
3.2.6.4. Presleme 47
3.2.6.4.1. Tek Yönlü Presleme 47
3.2.6.4.2. İzostatik Presleme 48
3.2.6.4.3. Sıcak İzostatik Presleme 49
3.2.7. Metal Tozların Sinterlenmesi 50
3.2.7.1. Katı Hal Sinterlemesi 52
3.2.7.2. Sıvı Faz Sinterlemesi 53
3.2.8. Takviye Elemanı ve Matriks Arayüzey Bağı 56
3.2.8.1. Takviye Elemanı ve Matriks Seçimi 57
3.2.8.2. Adhezyon veya Yapışma Teorisi 59
3.2.8.3. Islatma ve Çözünme Bağı 59
3.2.9. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları 61
3.2.10. Toz Metal Malzemelerin Kaynaklanabilirliği 62
3.3. Paslanmaz Çelikler 63

3.3.1. Paslanmaz Çelik Türleri 64
3.3.1.1. Ferritik Paslanmaz Çelikler..... 66
3.3.1.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler 67
3.3.1.3. Östenitik- Ferritik (Çift Fazlı) Paslanmaz Çelikler 68
3.3.1.4. Çökelme Sertleşmesi Uygulanabilen Paslanmaz Çelikler 69
3.3.1.5. Östenitik Paslanmaz Çelikler 70
3.3.2. Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği 72
3.3.2.1. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği 73
3.3.2.2. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Sürtünme Kaynak Yöntemi İle Kaynak Edilebilirliği..... 76
3.4. Katı Hal Kaynak Yöntemleri 76
3.4.1. Difüzyon Kaynağı 77
3.4.2. Nokta Direnç Kaynağı..... 79
3.4.3. Patlamalı Kaynak 80
3.4.4. Ultrason Kaynağı 80
3.4.5. Sürtünme Karıştırma Kaynağı 81
3.4.6. Sürtünme Kaynağı..... 83
3.4.6.1. Sürtünme Kaynağının Mekanizması 84
3.4.6.2. Sürtünme Kaynağı Çeşitleri..... 85
3.4.6.2.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı..... 85
3.4.6.2.1.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı Parametrelerinin Belirlemesi 87
3.4.6.2.1.2. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı 89
3.4.6.2.1.2.1. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı Değişkenleri..... 90
3.4.6.2.1.3. Hibrit Sürtünme Kaynağı (Kombine Sürtünme Kaynağı) 91
3.4.6.3. Sürtünme Kaynak Değişkenleri (Parametreleri) 92
3.4.6.3.1. Çevresel Hız 93
3.4.6.3.2. Sürtünme Basınç Kuvveti 93
3.4.6.3.3. Sürtünme Süresi 94
3.4.6.3.4. Yığma Süresi..... 94
3.4.6.3.5. Yığma Basınç Kuvveti..... 95
3.4.6.3.6. Frenleme 97

3.4.6.4. Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti 97
3.4.6.5. Kaynak Yüzeyinin Hazırlanması 98
3.4.6.6. Sürtünme Kaynağının Uygulama Alanları 98
3.4.6.7. Sürtünme Kaynağının Avantajları 100
3.4.6.8. Sürtünme Kaynağının Dezavantajları 101
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 102
4.1. Çalışmanın Amacı 102
4.2. Kaynak Öncesi İşlemler 102
4.2.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler 102
4.2.2. Kompozit Üretimi 104
4.2.2.1. Karışım Tozların Hazırlanması 104
4.2.2.2. Presleme ve Sinterleme 106
4.2.3. Yoğunluk ve Porozite Ölçümü 107
4.2.4. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması 109
4.2.5. Deney Çalışmalarında Kullanılan Sürtünme Kaynak Makinesi ve Donanımı ... 110
4.2.6. Kaynak Parametreleri 115
4.2.7. Kaynak İşleminin Uygulanması 116
4.3. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler 117
4.3.1 Metalografik İncelemeler 117
4.3.2. Mikrosertlik Analizi 118
4.3.3. Bindirme Kayma Testi 118
5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ 120
5.1. Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik Değerlendirilmesi 120
5.1.1. 1300 Devir Sayisi Kullanilarak Birleştirilen (%5 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynakli Bağlantilarin Makroskopik İncelemeleri 120
5.1.2. 1500 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%5 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 123
5.1.3. 1700 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%5 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 126
5.1.4. 1300 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%10 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 129
5.1.5. 1500 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%10 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 132

5.1.6. 1700 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%10 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 134
5.1.7. 1300 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%15 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 137
5.1.8. 1500 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%15 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 140
5.1.9. 1700 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%15 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri 142
5.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirilmesi..... 145
5.2.1. %5 SiC_p Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri 148
5.2.2. %10 SiC_p Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri ... 154
5.2.3. %15 SiC_p Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri ... 160
5.2.4. Kaynaklı Bağlantıların EDS ve X-Ray Analizleri 167
5.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi 171
5.3.1. % 5 SiC_p Takviye Oranı ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik İncelemeleri 171
5.3.2. % 10 SiC_p Takviye Oranı ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik İncelemeleri 176
5.3.3. % 15 SiC_p Takviye Oranı ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik İncelemeleri 181
5.4. Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Test Sonuçları..... 186
5.4.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Bindirme Kayma Testi Sonuçları.. 187
5.4.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Bindirme Kayma Testi Sonuçları.. 190
5.4.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Bindirme Kayma Testi Sonuçları.. 193
5.4.4. Kaynaklı Bağlantıların Bindirme Kayma Testi Sonrası Kırık Yüzey Analizleri 198
6. GENEL SONUÇLAR 202
KAYNAKLAR 205
ÖZGEÇMİŞ 220

ÖZET

Kompozit malzemeler, şekil ve kimyasal bileşimleri farklı ve birbiri içerisinde pratik olarak çözünemeyen iki veya daha fazla sayıda makro bileşenin kombinasyonundan oluşan malzemeler şeklinde tanımlanabilir. MMK malzemeler, karıştırma, mekanik alaşımlama, döküm, infiltrasyon, vb. birçok yöntemle üretilebilmektedir. Her ne kadar döküm yöntemi ucuz olması sebebiyle tercih edilse de, bu yöntemde takviye elemanlarının matris içerisinde homojen dağıtılması zordur. Fakat bir katı hal işlem tekniği olan toz metalurjisi tekniklerinden karıştırma ve mekanik alaşımlama yöntemlerinde bu problemlerin ortadan kaldırılması mümkün olmaktadır.

Pek çok sahada geniş bir uygulama alanına sahip ve farklı üretim metotları ile üretilen MMK' lerin birleştirilmesinde güvenle kullanılacak birleştirme tekniklerinin belirlenmesi gereği ortaya çıkmıştır. Ayrıca, farklı özelliklere sahip malzemelerin geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde çeşitli problemlerle karşılaşılmakta ve bilhassa kompozit malzemelerin diğer metallerle birleştirilmesini neredeyse imkânsız kılmaktadır. Bu malzemelerin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde ortaya çıkan olumsuzlukları minimize etmek için, birleştirilecek parçaların şekil ve boyutları uygun ise ergitme olayının olmaması, çok daha az kaynak hatası içermesi ve kaynak sonrası daha az iç gerilmeler oluşturması nedeni ile katı hal kaynak tekniklerinden biri olan sürtünme kaynak yöntemi büyük avantaj sağlamaktadır.

Bu çalışmada, Al matrisli SiC_p takviyeli ve Cu ilaveli metal matrisli kompozit toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen bu malzeme sürtünme kaynak yöntemiyle farklı özelliklere sahip AISI 304 östenitik paslanmaz çelikle birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde; devir sayısı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, yığma basıncı ve yığma süresi gibi parametreler, belirli aralıklarda değiştirilerek, farklı mekanik ve mikroyapı özelliklerine sahip birleştirmeler elde edilmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda, üretim ve işlem parametrelerinin birleşme kalitesi üzerinde önemli rol oynadığı ve östenitik paslanmaz çelik ile Al matrisli MMK' lerin sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde, takviye elemanı olarak kullanılan SiC_p partikül boyutu ve hacim oranının bağlantı mukavemeti üzerine olan etkisi tespit edilmiştir. Bu doğrultuda, uygun devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süreleri kullanılarak kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.

Bu çalışmanın ilk bölümünde konuya giriş yapılmış, ikinci bölümde konunun literatürdeki yeri hakkında bilgi verilmiştir. Üçüncü bölümde kompozit malzemeler, üretim yöntemleri ve birleştirme yöntemlerinden bahsedilmiştir. Dördüncü bölümde deneysel çalışmalar, beşinci bölümde deney sonuçları sunulmuştur. Altıncı ve son bölümde genel sonuçlar verilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Toz Metalurjisi, Metal Matrisli Kompozit Malzemeler, Sürtünme Kaynağı, AISI 304 Paslanmaz Çelik.

SUMMARY

The Investigation of Weldability of Al Based SiC_p Reinforced Composite, which is Produced by PM Method with 304 Stainless Steel by Friction Welding

Composite materials could be defined as the materials consisted of two or more macro components of which shapes and chemical composition are different and that can be dissolved in each other. Metal matrix composite materials can be produced in different ways such as mixturing, mechanic alloy, cast iron and infiltration. Eventhough cast iron method is prefered thanks to being cheap, it is difficult that reinforcement elements are scattered homogeneously. But it is possible to abolish these problems via mechanic alloy and mixture ,one of the powder metallurgy thecniques, which is a solid processing thecnique. It is possible that the demanded size and proportion powders are produced without causing a reaction on the interface of matrix reinforcement elements by the powder metallurgy process. Metal matrix composite materials are used in many industrial fields, which are exposed to wear, thanks to their properties. The necessity of determining the thecniques that are used safely in combining the Metal matrix composite materials which have a wide application field and are produced in diffirent ways, has revealed.

In literature there are fine numbers of studies about developing and defining the welding methods which are used safely on combining the metal matrix composite which are produced with the powder metallurgy prosess. Besides, some problems are encountered while combining the materials,which have different characteristic, with the traditional arc welding process and specially it is almost possible to combine the composite materials wiht other metals. So as to minimize the negativities which has revealed while combining these materials with arc welding methods, if the shapes and sizes of the combined parts are suitable, friction welding process one of solid state welding thecniquies has great advantages because of not melting, including much less welding faults and composing less internal stress after welding.

In this study, Metal matrix composite with Al matrix , reinforced SiC_p and addition Cu have been produced with the powder metallurgy method. This produced material has been combined with AISI 304 austenitic stainless steel that has different charecteristic by the friction welding method. In welding combinings, which has different mechanic and microstructure charecteristics has been achieved by changing some parameters in certain

intervals such as quantity of rotation, friction pressure, friction duration, condensation pressure and condensation duration. After applied investigations, it has been determined that producing and processing parameters have an important role on quality of combining and SiC_p which is a reinforced part has influences on particul size and volume rate of connection strenght in combining the austenitic stainless steel and metal matrix composite with aluminum matrix by friction welding method. In this direction, it may be possible to increase the quality of welding using appropriate quantity of rotation, friction pressure and friction duration.

In the first chapter of this study, the subject was introduced. In the second chapter, the information about place in the literature of the subject was given. In the third chapter, composite materials, production processes and of the combining processes were mentioned. In the fourth chapter, experimental studies, In the fifth chapter, the results of experiments are presented. In the sixth and final chapter, the general results were given.

Key Words: Powder Metallurgy, Metal Matrix Composite Materials, Friction Welding, AISI 304 Stainless Steel.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 3.1. Fiber takviyeli kompozitlerin enine kesitinde ara faz ve Ara-yüzeylerin görünümü 18
Şekil 3.2. Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitinşematik yapısı 21
Şekil 3.3. Sürekli fiber takviyeli MMK şematik yapısı a) Tek doğrultuda yönlendirilmiş, b)90° açılı çift doğrultuda yönlendirilmiş 22
Şekil 3.4. Kısa elyaf takviyeli metal matrisli kompozitin şematik yapısı 23
Şekil 3.5. Rastgele düzlemsel yönlendirilerek takviyelendirilmiş MMK yapısı 24
Şekil 3.6. Tabakalı kompozit hafif zırh tasarımı 25
Şekil 3.7. Metal matrisli kompozit malzemelerin toz metalurjisi tekniği ile üretim aşamaları 33
Şekil 3.8. Sıkıştırma döküm yöntemi 35
Şekil 3.9. Düşey makina ile sıkıştırmalı veya sıvı dövme döküm işleminin basamakları 35
Şekil 3.10. Basınçlı infiltrasyon tekniği 37
Şekil 3.11. Basınçsız infiltrasyon tekniği 38
Şekil 3.12. Hızlı katılaşma prosesi ile kompozit üretim tekniği 39
Şekil 3. 13. Plazma püskürtme tekniği 39
Şekil 3.14. Folyo matris ile filamentlerin kesit görünümü 41
Şekil 3.15. Toz Metalurjisi döküm yönteminin şematik gösterimi 41
Şekil 3.16.a.) Küresel b.) Angular c.) Yuvarlak d.) Damlacık e.) Kübik f.) Gözenekli g.) Asikülar h.) Düzensiz ı.) Silindirik i.) Flake j.) Ligamental k.) Liber l.) Poligonal m.) Dentritik n.) Agregate 44
Şekil 3.17. Karıştırıcı geometrileri a) silindirik b)döner küp c) çift taraflı konik d) V tipi 45
Şekil 3.18. Toz metal parçaların sıkıştırma basamakları 46
Şekil 3.19. Tek yönlü preslemenin şematik gösterimi 47
Şekil 3.20. Tek eksenli sıcak preslemenin şematik gösterimi 48
Şekil 3.21. Sıcak izostatik presleme şematik gösterimi (HIP) 50
Şekil 3.22. Toz taneciklerin birleşmesi 51
Şekil 3.23. Sinterleme aşamaları 51

Şekil 3.24. 1400 ˚C de 2 saat sinterlenen seramik malzemenin yüzey bağlantısı (1 μm).....51
Şekil 3.25. Katı durumda sinterleme aşaması 53
Şekil 3.26. Sıvı faz sinterlemesinde mikroyapısal değişimler.....55
Şekil 3.27. Kompozit tabakada arayüzey bağının önemini belirten şematik gösterimi.....57
Şekil 3.28. Temas açısı ölçümü için yapılan sessile drop testi 60
Şekil 3.29. T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler 62
Şekil 3.30. Değişik paslanmaz çelik türleri için nikel ve krom miktarlar (ÇS: Çökeltme sertleşmesi uygulanabilen) 65
Şekil 3.31. Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı 67
Şekil 3.32. Martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı 68
Şekil 3.33. Östenitik-ferritik (Çift fazlı) paslanmaz çeliklerin mikroyapısı 69
Şekil 3.34. Östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı 72
Şekil 3.35. Paslanmaz çeliklerin WRC-92 diyagramı 75
Şekil 3.36. Difüzyon kaynak seti.....77
Şekil 3.37. Nokta direnç kaynağı şematik resmi 79
Şekil 3.38. Patlamalı kaynak yönteminde işlem sırası.....80
Şekil 3.39. Ultrasonik kaynak 81
Şekil 3.40. Sürtünme karıştırma kaynağının prensibi 82
Şekil 3.41. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi 85
Şekil 3.42. Klasik Sürtünme Kaynak Parametreleri 86
Şekil 3.43. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı 89
Şekil 3.44. Volan tahrikli sürtünme kaynak parametreleri 89
Şekil 3.45. Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş egzoz supapları 99
Şekil 3.46. Sürtünme Kaynağı ile imal edilmiş uçak parçası 100
Şekil 4.1. Al-Cu denge diyagramı 104
Şekil 4.2. Presleme aşamalarının şematik gösterimi.....105
Şekil 4.3. Üç boyutlu dönebilen toz karıştırma mikseri 105
Şekil 4.4. Hidrolik presin şematik resmi.....106
Şekil 4.5. Parçaların hazırlanmasında kullanılan kalıp ve zımba 107
Şekil 4.6. Quantachrome-Ultrapycnometer 1000.....108
Şekil 4.7. Quantachrome Poremaster.....109
Şekil 4.8. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi.....110

Şekil 4.9. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinası 111
Şekil 4.10. Dönerli ayna ve eksenel hareketli ayna donanımı..... 111
Şekil 4.11. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının hidrolik devresi 112
Şekil 4.12. Manuel kontrol paneli..... 112
Şekil 4.13. Elektronik devrenin çalışma şeması 113
Şekil 4.14. Lazer ısı detektörüne ait görüntüler..... 114
Şekil 4.15. Parçaların bağlanma şekli 117
Şekil 4.16. Kaynak ara kesiti üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları 118
Şekil 4.17. Bindirme kayma testi numune ölçüleri..... 119
Şekil 4.18. Bindirme kayma aparatı şematik resmi 119
Şekil 5.1. Sürtünme kaynaklı numunelerde birleşme arakesitinin şematik resmi 120
Şekil 5.2. a) S1A, S4A ve S7A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S1A, S4A ve S7A no' lu numunelerin kaynak arayüzeyinin makroskopik incelenmesi..... 121
Şekil 5.3. a) S3A, S6A ve S9A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S3A, S6A ve S9A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 122
Şekil 5.4. a) S10A, S13A ve S16A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S10A, S13A ve S16A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 124
Şekil 5.5. a) S12A, S15A ve S18A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S12A, S15A ve S18A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 125
Şekil 5.6. a) S19A, S22A ve S25A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S19A, S22A ve S25A no' lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik incelenmesi 127
Şekil 5.7. a) S21A, S24A ve S27A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S21A, S24A ve S27A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 128
Şekil 5.8. a) S1B, S4B ve S7B no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S1B, S4B ve S7B no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 130

Şekil 5.9. a) S3B, S6B ve S9B no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S3B, S6B ve S9B no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 131
Şekil 5.10. a) S10B, S13B ve S16B no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S10B, S13B ve S16B no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 132
Şekil 5.11. a) S12B, S15B ve S18B no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S12B, S15B ve S18B no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 133
Şekil 5.12. a) S19, S22 ve S25 no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi b) S19, S22 ve S25 no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 135
Şekil 5.13. a) S21B, S24B ve S27B no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S21B, S24B ve S27B no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 136
Şekil 5.14. a) S1C, S4C ve S7C no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S1C, S4C ve S7C no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 138
Şekil 5.15. a) S3C, S6C ve S9C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S3C, S6C ve S9C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 139
Şekil 5.16. a) S10C, S13C ve S16C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S10C, S13C ve S16C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 140
Şekil 5.17. a) S12C, S15C ve S18C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S12C, S15C ve S18C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 142
Şekil 5.18. a) S19C, S22C ve S25C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S19C, S22C ve S25C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 143
Şekil 5.19. a) S21C, S24C ve S27C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S21C, S24C ve S27C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi 144

Şekil 5.20. Ostenitik paslanmaz çeliğin SEM mikroyapı fotoğrafı 146
Şekil 5.21. a) Metal Matrisli Kompozitin Soğuk Pres SEM mikroyapı fotoğrafı
b) Metal Matrisli Kompozitin Sıcak Pres SEM mikroyapı fotoğrafı 146
Şekil 5.22. Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirilmesinin gösterimi 148
Şekil 5.23. S1A, S4A ve S7A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 149
Şekil 5.24. S3A, S6A ve S9A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 150
Şekil 5.25. S10A, S13A ve S16A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 151
Şekil 5.26. S12A, S15A ve S18A no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 152
Şekil 5.27. S19A, S22A ve S25A no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 153
Şekil 5.28. S21A, S24A ve S27A no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 154
Şekil 5.29. S1B, S4B ve S7B no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 155
Şekil 5.30. S3B, S6B ve S9B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 156
Şekil 5.31. S10B, S13B ve S16B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 157
Şekil 5.32. S12B, S15B ve S18B no'lu numunelerinin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 158
Şekil 5.33. S19B, S22B ve S25B no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 159
Şekil 5.34. S21B, S24B ve S27B no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 160
Şekil 5.35. S1C, S4C ve S7C no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 161
Şekil 5.36. S3C, S6C ve S9C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 162

Şekil 5.37. S10C, S13C ve S16C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 163
Şekil 5.38. S12C, S15C ve S18C no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 164
Şekil 5.39. S19C, S22C ve S25C no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 165
Şekil 5.40. S21C, S24C ve S27C no'lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri 166
Şekil 5.41. %15 SiC_p takviyeli S9, S18 ve S27 no' lu numunelerin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri 167
Şekil 5.42. %15 SiC_p takviyeli S10 numunesinin X-Işını analiz grafiği 169
Şekil 5.43. %15 SiC_p takviyeli S21 numunesinin X-Işını analiz grafiği 169
Şekil 5.44. %15 SiC_p takviyeli S25 numunesinin X-Işını analiz grafiği 170
Şekil 5.45. Kaynaklı bağlantıların mikrosertlik analizin şematik gösterimi 171
Şekil 5.46. 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 173
Şekil 5.47. 1500 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 174
Şekil 5.48. 1700 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 175
Şekil 5.49. 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 178
Şekil 5.50. 1500 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 179
Şekil 5.51. 1700 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 180
Şekil 5.52. 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 182
Şekil 5.53. 1500 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 184
Şekil 5.54. 1700 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri 185

Şekil 5.55. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S2A, S2B ve S2C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri 187
Şekil 5. 56. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S5A, S5B ve S5C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri 188
Şekil 5.57. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S8A, S8B ve S8C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri 189
Şekil 5.58. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S11A, S11B ve S11C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri.....191
Şekil 5.59. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S14A, S14B ve S14C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri.....192
Şekil 5.60. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S17A, S17B ve S17C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri.....193
Şekil 5.61. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S20A, S20B ve S20C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri.....194
Şekil 5.62. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S23A, S23B ve S23C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri.....195
Şekil 5.63. a) Bindirme kayma testi sonucu numunelerin makroskopik resimleri,
b) S26A, S26B ve S26C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri.....196
Şekil 5.64. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimler
b) Kaynaksız numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri 197
Şekil 5.65. %5, %10 ve %15 SiC takviye oranına sahip numunelere ait maksimum
kesme gerilme değerleri 197
Şekil 5.66. Kaynaksız %5 S1 ve %15 S2 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM
fotoğrafları 198
Şekil 5.67. 1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen %5 S5, %10 S8 ve %15 S5
no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları 199
Şekil 5.68. 1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen %5 S11, %10 S17 ve %15
S14 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları 200
Şekil 5.69 1700 dev/dak kullanılarak birleştirilen %5 S27, %10 S20 ve %15
S23 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları 201

TABLOLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 3.1. Bazı Mg alaşımlarının bileşimi ve mekanik özellikleri 28
Tablo 3.2. Ti-6Al-4V alaşımının özelliklerinin diğer alaşımlarla karşılaştırılması 29
Tablo 3.3. Paslanmaz çelik türlerine ait fiziksel özellikler 65
Tablo 3.4. Yaygın olarak kullanılan östenitik paslanmaz çelik türleri 71
Tablo 3.5. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağında çeşitli malzemeler için tavsiye edilen kaynak parametrelerinin değerleri 88
Tablo 4.1. Deney çalışmasında kullanılan AISI 304 malzemenin kimyasal içeriği.....103
Tablo 4.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemenin mekanik özellikleri 103
Tablo 4.3. Deneysel çalışmada kullanılan SiC tozunun özellikleri 103
Tablo 4.4. Deneysel çalışmada kullanılan Cu tozlarının özellikleri.....103
Tablo 4.5 Deneysel çalışmada kullanılan Al tozlarının özellikleri.....103
Tablo 4.6 Ağırlıkça numune karışım oranları 105
Tablo 4.7 MMC' lerin yoğunluk ve porozite miktarları 107
Tablo 4.8. HNC-Oransal katların teknik değerleri 113
Tablo 4.9. Sürtünme kaynak makinasının teknik özellikleri.....115
Tablo 4.10. Kaynaklı bağlantıların üretiminde kullanılan sürtünme kaynak parametreleri.....116
Tablo 5.1. S1A-S9A numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları 123
Tablo 5.2. S10A-S18A numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....126
Tablo 5.3. S19A-S27A numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....129
Tablo 5.4. S1B-S9B numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....131
Tablo 5.5. S10B-S18B numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....134
Tablo 5.6. S19B-S27B numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....136
Tablo 5.7. S1C-S9C numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....139
Tablo 5.8. S10C-S18C numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....141
Tablo 5.9. S19C-S27C numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları.....145
Tablo 5.10. %15 SiC_p takviyeli S9, S18 ve S27 no'lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları 168
Tablo 5.11. %15 SiC_p takviyeli S10 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....168

Tablo 5.12. %15 SiC_p takviyeli S21 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar 169
Tablo 5.13. %15 SiC_p takviyeli S25 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar 170
Tablo. 5.14. %5 SiC_p takviye oranı ile birleştirilen numunelerde kullanılan kaynak parametreleri 172
Tablo 5.15. %10 SiC_p takviye oranı ile birleştirilen numunelerde kullanılan kaynak parametreleri 176
Tablo 5.16. %10 SiC_p takviye oranı ile birleştirilen numunelerde kullanılan kaynak parametreleri 181
Tablo 5.17. Bindirme kayma testi değerlendirme tablosu 186

1. GİRİŞ

Teknolojik gelişim ile endüstride kullanılan malzemelerin mevcut ihtiyaçlara cevap verememesi ya da istenen özellikleri karşılamada yetersiz olması insanoğlunu daha üstün özellikli malzeme oluşumları konusunda yeni arayışlara yöneltmiştir. Bu malzeme grubundan sayılan metal matrisli kompozit malzeme temel olarak birbiri içinde çözünmeyen, farklı malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makro bileşen bir araya gelerek oluşturdukları yapılardır. Bu yapılar seramiklerden gelen yüksek elastik modül özelliği ile metallerden gelen yüksek süneklik özelliklerini bir arada bulundurmaktadırlar. Ayrıca metal matrisli kompozitlerin dayanım/ağırlık ve dayanım/yoğunluk oranları gibi malzeme özelliklerinin önemli olduğu başta uzay, havacılık, savunma sanayi ve otomotiv endüstrisi olmak üzere modern teknolojiyi kullanan alanlarda, metalik malzemelerin yanında yer alarak büyük ölçüde yenilikler kazandırmışlardır (Hasçalık, 2003). Metal matrisli kompozitlerin bu özelliklerinden dolayı üretim ve mekanik özellikleri ile ilgili çalışmalar önem kazandırmış ve devam etmektedir. Fakat işlenebilirlik, plastik şekil verme ve birleştirilebilirlik gibi üretim sonrası işlemlerin yeterli olmayışı bu tip araştırmaların önemini arttırmıştır.

Farklı özelliklere sahip seramik takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemeler ile paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan geleneksel ergitme kaynak yöntemlerinde çeşitli problemlerle karşılaşılmaktadır. Birleştirme safhasında takviye elemanının viskositeyi arttırması dolgu malzemesi ile kompozitin karışımını güçleştirerek kaynağın oluşumunu ve bağlantının kalitesini düşürmektedir. Termodinamik açıdan alüminyum matrisli kompozitler dengede değildir. Çünkü matris ile takviy+e arasında bir kimyasal potansiyel farkı olduğu için kimyasal reaksiyonlar meydana gelmekte ve istenmeyen fazların oluşmasına neden olabilmektedir (Zhang, vd., 1999). Ayrıca ergimiş metal havuzunun katılaşması sırasında takviye elemanları katılaşma cephesinin önüne itilmekte ve kaynak havuzunun normal katılaşma süreci bozulmaktadır. Bu durum mikro segregasyona ve homojen olmayan bir dağılıma yol açarak kaynakta birçok hatanın oluşmasına sebep olmaktadır (Zhang, vd., 1999).

Kompozit malzemelerin yanısıra, özellikli malzeme grubundan sayılan östenitik paslanmaz çeliklerin klasik ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde de bir dizi

olumsuz metalurjik problemler ortaya çıkmaktadır. Bunlar; taneleraras korozyon ve çeliği gevrekleştiren sigma fazının oluşmasıdır. Bu çeliklerin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde ortaya çıkan diğer önemli bir sorun da, özellikle 18/8 çeliği gibi bazı krom-nikelli çeliklerin 450-850^{o}C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları halinde, ostenit tane sınırlarında taneleraras korozyona neden olacak krom karbür çökelmesinin ortaya çıkmasıdır. Bunun sonucu olarak malzeme korozif bir ortamda bulunduğunda, kromca zayıflamış tane sınırlarında korozyon başlar. Bu şekilde ortaya çıkan korozyon tüm malzemeyi çok kısa bir zamanda kullanılamaz hale getirir. Bu açıdan, seramik takviyeli alüminyum matrisli kompozit malzemeler ile östenitik paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde güvenle kullanılacak katı hal kaynak yöntemleri (sürtünme kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı vb.) önemli avantajlar sağlamaktadır.

Sürtünme kaynağı bir katı hal birleştirme tekniği olup, biri sabit diğeri dönen iki parça ara yüzeylerinde mekanik olarak oluşturulan sürtünme yoluyla üretilen mekanik enerjinin termal enerjiye dönüştürülmesi ile elde edilen sıcaklıktan yararlanarak eksenel basınç altında birleştirme işlemi gerçekleştirilmektedir. Sürtünme kaynağında kaynak süresi boyunca sürtünen yüzeyler eksenel basınç altındadır ve ısıtma safhası ya da sürtünme safhası olarak adlandırılan bu süreç plastik deformasyon sıcaklığı oluşuncaya kadar devam eder (Spindler, 1994). Bu sıcaklıkta dönme hareketi durdurulup eksenel basınç artırılarak yığma oluşturulur. Böylece kaynak bölgesi bir tür termomekanik işleme uğramakta ve dolayısıyla birleşme bölgesinde tane yapısı bozulmamaktadır (Boyer, vd., 1988; Jenning, 1971). Sürtünme kaynağı, ısıl ve mekanik özellikleri farklı olan metallerin birleştirilmesinde kullanılabilecek bir yöntem olarak görülmektedir. Çünkü sürtünme kaynağında ergime sıcaklığının altında çalışılması ve kaynak süresinin kısa olması nedeniyle, diğer kaynak yöntemleri ile birleştirilemeyen malzeme çiftlerinin bu yöntemle birleştirilmesini mümkün kılmaktadır (Şahin, vd., 1998).

Bu nedenle; bu çalışmada, oldukça geniş kullanım alanına sahip AISI 304 östenitik paslanmaz çelik ve Al matrisli SiC_p takviyeli Cu katkılı kompozit malzeme farklı işlem parametreleri kullanılarak katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilebilirliğinin araştırılması ve SiC_p takviye oranının bağlantı mukavemeti üzerine olan etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

2. KONUNUN LİTERATÜRDEKİ YERİ

Sürtünme kaynağıyla kaynak yapma fikri ilk olarak 1891 yılında Amerikalı makinist I.H. Bevington tarafından ortaya atılmış ve patentini almıştır. Daha sonraları konu ile ilgili 1924 yılında İngiltere ve Rusya, 1929 yılında Almanya patent almıştır. Başlangıçta boru ve plastiklerin kaynağında kullanılan bu teknik, 1956 yılında Rus bilimci A.J. Chdicov, iki metal çubuğu sürtünme kaynağı ile birleştirmede kullanmıştır. Sürtünme kaynağı konusu ile ilgili gerçek bilimsel çalışmalar 1956 yılından sonra başlamış ve usulün uygulama alanlarının geliştirilmesi doğrultusunda çalışmalar halen devam etmektedir. Özellikle yeni ve özellikleri geliştirilmiş malzemelerin üretilmesi ve bu malzemelerin mevcut kaynak yöntemleri ile kaynatılmasından doğan problemler, sürtünme kaynağı için geniş bir uygulama alanı bulmasını sağlamıştır. Sürtünme kaynağı ile ilgili ilk bilimsel çalışmalar malzeme ve diğer şartlara bağlı olarak parametrelerin belirlenmesi üzerinedir.

Bu konudaki ilk çalışmalar V.I. Vill (1962) tarafından yapılmıştır. V.I. Vill çalışmasında sürtünme basıncının bu kaynak çeşidinde büyük öneme sahip olduğu görülmüş ve sürtünme basıncının yaklaşık olarak 25 MPa-250 MPa arasında alınması gerektiğini ileri sürmüştür. Bu çalışma dönme hızının, birleştirmeyi etkilemeden geniş bir aralıkta kullanılabileceğini vurgulanmış ve kaynak kalitesinin arttırılması için düşük dönme hızlarının daha yararlı olacağını belirtmiştir.

R.Y. Tylecote (1968) tarafından sürtünme basıncı, yığma basıncı ve dönme hızı en önemli üç parametre olarak belirlenmiştir. Bunlardan sürtünme basıncının temas yüzeyleri arasındaki yüzey sıcaklığını ve gerekli momenti etkilediği saptanmıştır. R.Y. Tylecote sürtünme basıncını yumuşak çelikler için 56.2 MPa, orta karbonlu çelikler için 70.3 MPa olduğunu çeşitli araştırmacıların yaptıkları çalışmalara dayanarak önermiştir.

P. Jenning (1971) yaptığı çalışmada, 19 mm çaplı Cr-Mo/Cr çelik çifti için kaynak öncesi ısıl işlemlerde uygulayarak, değişik tutulan kaynak parametrelerinde kaynak işlemleri gerçekleştirmiştir. Elde edilen bu kaynaklı bağlantılara tarafından eğme, çekme ve yorulma deneyleri uygulanarak bağlantının mekanik özellikleri araştırılmıştır. Çalışmada uygulanan kaynak parametreleri eğme deneyleri yardımıyla eğme açısı ve kırılma pozisyonu temel alınarak tespit edilmiştir. Numunelere uygulanan çekme deneyleri sonrasında bütün kopmalar kaynak bölgesi dışında oluşmuştur. Kaynak sonrası numunelere uygulanan ısıl işlemlerin çekme özellikleri üzerine önemli etkileri olmuştur. Ayrıca bu

çalışmada düşük sürtünme basıncı yüksek yığma basıncı değerleri en iyi çekme özellikleri vermiştir. P. Jenning elde ettiği numunelere yorulma deneyleri uygulayarak kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemlerine göre hem eğmeye ve hem de burulmaya göre sürekli mukavemet eğrilerini de elde etmiştir.

F.D. Duffin B. Crossland (1971) yumuşak çelikleri kullanarak elde ettikleri sürtünme kaynaklı bağlantıları da düşük kaynak süresi ve yüksek yığma basıncı değerlerinin daha ince taneli bir yapı verdiğini tespit etmişlerdir. Yapılan bu çalışmada kaynak sonu asıl işlemlerin mikroyapı üzerinde, biri hemen hemen kaynak arayüzeyine kadar tavlanmış bir bölge ve ikinci ise kaynak arayüzeyine ince taneli bir bölge olmak üzere iki ayrı bölge oluşturduğu belirlenmiştir.

P. Voinov (1972) sürtünme kaynaklı C20/C60 çelik çiftinin elde edilen, tam ortada çepeçevre U şeklinde çentik içeren numunelere yorulma deneyi uygulamıştır. Ayrıca V.P. Voinov bu numunelerde kaynak öncesi ve sonrası ısıl işlemlerin etkisini de araştırmıştır. Deneyler sonrasında, birleştirmedeki dönme hızlarının yorulma mukavemeti üzerinde pek etkili olmadığı, kaynak öncesi ısıl işlemlerin etkisinin az olmasına karşın kaynak sonrası ısıl işlemlerin mukavemeti üzerinde etkili olduğu tespit edilmiştir.

J. Fritz ve H. Saudinger (1974) yaptıkları bir çalışmada sürtünme kaynaklı yüksek hız çeliği (HSS) karbonlu çelik çiftinin, yakma alın kaynağı ile de mukayese ederek mikro yapılarını incelemişlerdir. Yapılan bu çalışmada kaynak sonrası numunelere uygulanan ısıl işlemlerin mikroyapıya olan etkileri ayrı ayrı incelenmiştir. Kaynak sonrası ara bölgenin hemen HSS tarafında yaklaşık 1mm genişliğinde ve 800 Hv' in üzerinde bir sertliğe sahip martenzit yapılı bir bölge tespit edilmiştir. Karbonlu çelik tarafında ise maksimum sertlik 360 Hv civarında olup ara bölgenin C45 çeliği tarafında karbonca fakir ve kaba taneli bir bölge bulunmaktadır. Numunelere 2 saat süre ile 550 ^{o}C de gerginlik giderme ısıl işlemi uygulandığında bağlantının HSS tarafında bir yaşlanma sertleşmesi görülmüştür. Yapıda ince karbürler çökelmiş, artık ostenit martenzite dönüşmüştür. Bunun sonucu olarak da HSS tarafındaki maksimum sertlikte ve ara bölgedeki sertlik farkında önemli artışlar olduğunu belirlemişlerdir.

A. N. Dobrovidov ve arkadaşları (1975) HSS-C45 karbonlu çelik çifti kullanılarak yapılan sürtünme kaynaklı numunelerin mikroyapısı üzerinde çalışmışlardır. Bu çalışmada HSS tarafına doğru bir karbon difüzyonunun olduğu, dolayısıyla C45 tarafında bir dekarbürize bölge oluştuğu ve kaynak sonrası ısıl işlem şartlarının bu dekarbürize bölgenin genişliği üzerinde çok etkili olduğu tespit edilmiştir.

C.R.G. Ellis (1977) literatüre dayanarak yapmış olduğu sürtünme kaynaklı bağlantılarda kaynak kalitesini etkileyen parametrelerin; dönme hızı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi ve yığma basıncına bağlı olduğunu, arayüzey sıcaklığı ve bağlantı kalitesi üzerine en etkin parametrenin dönme hızı olduğunu ileri sürmüştür. Isıtma süresinin sürtünme ile sürtünen yüzeyleri temizleyecek ve katı hal kaynağı için gerekli plastisiteye ulaşabilecek düzeyde olması gerektiğini ifade eden C.R.G. Ellis, yığma için gerekli sürtünme süresini amprik T=82.55xD (sn) olarak ifade etmiştir. Bu formülün, karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler için iyi sonuç verirken, yüksek alaşımlı, paslanmaz çelikler, sertleştirilmiş çelikler ve yüzey işlemi görmüş çelikler için iyi sonuç vermediğini ifade etmiştir. Yapılan bu çalışmalarda elde edilen sonuçlara göre, yığma basıncı malzemelerin kaynaklanabilmesi için sıcak dövme mukavemetlerinin altında olmamalıdır. Buna karşın yığma basıncı çok yüksek alınırsa, aşırı metal deformasyonu oluşur ve bu aşırı yığılma sırasında metalik olmayan inklizyonlar kaynak bölgesinde arzu edilmeyen enine bir akış göstererek yeniden şekillenirler. Bu durum kaynağın kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını olumsuz etkilediği sonucuna varmıştır.

S.A. Seregin ve S.B Sabantsev (1977) 14 mm çapında, kaynak öncesi çeşitli derecelerde deformasyona uğratılmış St20 çeliğini kullanarak, diğer kaynak parametreleri sabit kalmak şartıyla n=1200-1400 dev/dak gibi iki ayrı dönme hızında birleştirilen sürtünme kaynaklı numunelere çentik darbe deneyi uygulamışlardır. Deney sonuçlarında yüksek dönme hızlarının daha iyi sonuçlar verdiğini belirlemişlerdir.

A.N. Popandopulo ve G.D. Tkachevskaya (1977) yaptıkları çalışmada, HSS ve C45 arasında yapılmış sürtünme kaynaklı numuneleri incelemiş ve parlak şerit olarak nitelendirilen karbür fazı miktarına, MC ve M6C hatları difraksiyon zirvelerin relatif yüksekliklerinden karar vermişlerdir. Artık ostenit miktarına X ışınları analiz metodu ile martenzitteki karbon miktarına X ışınları ve elektronoptical analiz metodu ile karar verilmiştir. Yapılan bu incelemeler sonrasında parlak şerit bölgesine yüksek karbonlu martenzit (%0.5-0.55 C), yüksek miktarlarda artık östenit ve daha ziyade, vanadyum karbürleri olmak üzere 200 Aº gibi geniş bir karbür fazı miktarını MC ve M6C hatları difraksiyon zirvelerinin relatif yüksekliklerinden karar vermişlerdir. Kaynak öncesi MC/M6C oranı 0.3 iken kaynak sonrası bu oran 1.1 civarına çıkmıştır. Bu bölgedeki vanadyum miktarındaki keskin artış, plastik deformasyona, çözünen M7C3 ve M6C karbürleri ile C45' den difüze olan karbon miktarına bağlıdır. Bu bölgenin karakteristik

özellikleri olan MC karbonlarındaki artış MC/M6C oranı tavlanmış çeliklerde artmakta olduğunu tespit etmişlerdir.

Ishabashi ve arkadaşları (1983) ise yaptıkları çalışmada ostenitik paslanmaz çelik (SUS304), martenzitik paslanmaz çelik (SUS440), yüksek hız çeliği (SKH9) ve karbonlu çelik (C45) kullanmışlardır. SKH9/C45 çelik çifti için d=15-20 mm V=2.6-3.5/1s, Ps=78-157 MPa, Py= 78-157 MPa, ts=12-24s ve ty=5s' parametrelerinde kaynak işlemi gerçekleştirmişlerdir. Değişik sürtünme kaynaklı malzeme kombinasyonlarına dönel durumda eğmeli yorulma deneyi uygulanmıştır. SUS304/S45 çelik için daha yüksek dönme hızları daha iyi yorulma kırılması daha çok SKH9 tarafında oluşmuştur. Bu çalışma sonuçlarına göre yazarlar tarafından genelde paslanmaz çelikler için P2=2P1 önerilirken, SKH9/C45 çelik çifti için P2=P1+0.3P1 elde edilmiştir. Ayrıca X ışını ve elektron mikroskobu ile mikroyapı analizi yapılmıştır.

S.A.Westgate ve S.B. Dunkerton (1985) tarafından yapılan bir çalışmada, sürtünme kaynaklı C/Mn çeliklerinde parametrelerin, kaynak sonrası ısıl işlemlerin ve malzemenin kükürt içeriğinin bağlantının tokluğuna etkisi, çentik darbe dayanımı testi uygulanarak araştırılmıştır. Bu tür bağlantılarda düşük kaynak süresi ve yüksek yığma basıncı değerleri daha ince taneli bir yapı vermiş olduğunu tespit etmişlerdir.

G.P. Rajamani ve arkadaşları (1992) sertleştirilmiş ve temperlenmiş A517 çelik çubukların sürtünme kaynağındaki kaynak özelliklerini ele almışlardır. 22 mm çapındaki çelik çubukları klasik sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Deneylere basınç, üniform ve adımlı basınçla iletmişlerdir. Deneylerde sürtünme basıncı 45-90 MPa değerleri arasındadır. Tüm deneylerde sabit olarak dönme hızı 1500 dev/dak ve sürtünme süresi 4 s' dir. Yaptıkları çalışmada; birleştirmelerin eğilme ve mekanik mukavemetini araştırmışlardır. Ayrıca, kaynak bölgesinin radyografisi, mikroyapısı ve sertliği incelenmişlerdir. İyi bir sürtünme kaynak birleştirmesi elde etmek için optimum kaynak şartları önermişlerdir.

M. Yılmaz (1993) 13 mm çaplı S-6-5-2 ve C45 çelik çifti kullanılarak yapılan yakma alın ve sürtünme kaynaklı birleştirmelerde kaynak kalitesi kıyaslaması yapılmıştır. Sürtünme kaynaklı birleştirmeler sabit dönme hızı altında (n=1400 dev/dak) t=5-6-8 sn, P1=45-50-55 MPa, P2= 90-100-120 MPa değişken parametreleri kullanılarak kaynak sonrası 650 ^{0}C' de 4 saat süre ile tavlama yapılmıştır. Deney çalışmaları sonucunda artan sürtünme süresi, kaynak bölgesinde daha yüksek bir sertlik değeri verdiği, yığma basınçlarındaki değişim ise maksimum sertliği pek etkilemediği görülmüştür. Birleştirme

yöntemleri arasında yapılan kaynak kalitesi kıyaslamasında, sürtünme kaynaklı birleştirmeleri daha iyi sonuçlar verdiği tespit edilmiştir.

B.S. Yılbaş ve arkadaşları (1995) çelik-alüminyum ve alüminyum-bakır malzeme çiftlerini kullanarak yapmış oldukları sürtünme kaynaklı birleştirmelere yorulma, çekme ve çentik darbe deneyleri uygulayarak üç temel parametrenin (dönme hızı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresi) kaynak kalitesi üzerine etkisi araştırılmıştır. Deneysel çalışmalar sonucunda, çelik-alüminyum kaynaklı birleştirmelerde yüksek dönme hızı ve sürtünme basıncın bir sonucu olarak meydana gelen aşırı deformasyon ile birlikte birleşme bölgesinin alüminyum tarafında ince bir intermetalik tabakanın oluştuğu görülmüştür. Ancak, yüksek dönme hızı ve sürtünme basıncı, temas yüzeyi üzerindeki alüminyum oksit filminin kırılmasını sağlayarak arayüzeyde yeterli deformasyonu sağladığı belirlenmiştir. Alüminyum-bakır çifti kaynaklı numunelere uygulanan kırılma testi sonucunda kırılma yüzeyinde gri bir alüminyum tabakasının varlığından bahsedilmiştir.

Y. Zhou ve arkadaşları (1995) çalışmalarında; MMK ve AISI 304 malzemelerinin birleşme noktalarındaki çentik darbe dayanımının dönme hızı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncına bağlı olarak değişimini araştırmışlardır. Sürtünme basıncı ve dönme hızının çentik darbe dayanımını önemli ölçüde etkilediği vurgulanmıştır. En yüksek çentik darbe dayanımı, en yüksek sürtünme basıncında (120 MPa) olduğunu belirlemişlerdir.

W. E Nentwig ve arkadaşları (1996) çalışmalarında farklı kesitli parçaların sürtünme kaynağı, parçaların ısıl iletkenliklerinin ve akma kuvvetlerinin farklı olması nedeniyle, eşit kesitli parçaların kaynağına kıyasla bazı özellikler gösterdiği için ortaya çıkan sorunların giderilmesinde baskı kuvvetlerinin farklı uygulanması ve devir sayılarının değiştirilmesi şeklinde bir yaklaşım uygulamışlardır.

A. Z. Şahin ve arkadaşları (1996) çalışmalarında; Al-Al, Al-çelik ve çelik-çelik sürtünme kaynağı birleştirmelerinden çıkan sonuçları karşılaştırmışlardır. Kaynak işlemi boyunca geçici ısı üretimi ve sıcaklık artışı modellenmiştir. Kaynak bölgesi kesitinde çekme testleri ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. ITAB' daki metalurjik değişiklikler SEM' le incelenmiştir. Yüzey düzlemindeki sıcaklık artışı hesaplanmıştır ve kaynak özelikleriyle bağlantı kurulmuştur. Kaynak kalitesinden etkilenen parametreler istatistiksel analizle tanımlanmıştır. Sonuçlar, kaynak parametrelerinin karşılıklı etkisinin akma, çekme ve kırılma mukavemetinin etkilediğini ve Al' un kenarındaki ITAB' ın Al-çelik kaynaklı birleştirmelerinden daha geniş olduğunu tespit etmişlerdir.

T. J. Lienert ve arkadaşları (1996) çalışmalarında; %11 oranında SiC_p ile takviyelendirilmiş 8009 alüminyum matrisli kompozit malzemenin atalet frenli sürtünme kaynağını araştırmışlardır. Optik ve elektron mikroskobuyla incelemeler yapmış ve mikrosertlik, gerilim değerlerini ölçmüşlerdir. Bu sürtünme yönteminde aksiyel kuvvet iki aşamada uygulanmıştır. Kaynağın mikroyapısı incelendiğinde SiC_p' ün homojen dağılımı belirlenmiştir. SiC_p ve matris arasında kimyasal tepkime olmadığı, ancak ana malzemede SiC_p partiküllerinden kaynaklanan çatlaklar tespit edilmiştir. SiC_p takviyeli 8009 alüminyum matrisli kompozit malzemelerin atalet frenli sürtünme kaynağında, sertlik ve gerilim değerlerinde çok az kayıplar olduğu tespit edilmiştir.

G. J. Bendzsak ve arkadaşları (1997) sürtünme kaynaklı birleştirmelerde birleşme bölgesinde meydana gelen plastik deformasyonun akışını, Non-Newton akış denklemi kullanarak sayısal modellemesini yapmışlardır.

N. L. Han ve arkadaşları (2000) SiC_p/Al MMK lazer ışın kaynağıyla yaptıkları çalışmada; kaynak bölgesinde büyük gözenekler oluşurken TiC, Ti_5Si_3, Al_3Ti takviyeli kompozitlerde yerinde oluşan (in situ) kaynağında beklenen birleşme sağlandığı tespit edilmiştir.

T. Muhandas ve arkadaşları (2000) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş α+β alaşımının mekanik özellikleri sürtünme basıncının ve ısıl işlemin mikroyapıda oluşturduğu değişikliklerin incelenmesi sonucu olarak yüksek basınçlı kaynakların mekanik özellikleri darbe dayanımı dışında ana mekaniklerle karşılaştırılabilir olduğu sonucuna varılmıştır. Bunun ana sebebinin martenzit ve α+β kaynamış mikroyapısına bağlı olduğunu belirlemişlerdir. 700 ile 960 ^{0}C yapılan ısıl işlemlerde darbe dayanımı 960 ^{0}C azaldığını bunun nedeni olarak mikroyapının zayıf direncine bağlı olduğunu tespit etmişlerdir.

S. Fukumoto ve arkadaşları (2000) sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilen 5052 Al ve 304 paslanmaz çelik kaynaklı bağlantılarda, kaynak arayüzeyinde yığılmış kristal ve amorf yapılar gözlenmiştir. Yüksek sıcaklıklarda intermetalik bileşiklerin oluştuğu tespit edilmiştir.

Ghosh ve Chatterjee (2002) katı hal difüzyon kaynağını ticari saf titanyum ve 304 paslanmaz çelik arasında, 950 ºC işlem sıcaklığında, 30-120 dakika arasında ve 3 MPa' lık bir yük uygulayarak gerçekleştirmişlerdir. Arayüzey mikroyapısının mukavemet üzerine etkisini araştırmışlardır. Titanyum kenarındaki difüzyon bölgesinin 304 paslanmaz çelik tarafından daha geniş olduğunu ve reaksiyon bölgesinde χ, σ, Fe_2Ti, Cr_2Ti, FeTi gibi

intermetalik fazların varlığını tespit etmişlerdir. Bu sert ve kırılgan fazlar, arayüzey mukavemetinin düşmesine neden olmuşlardır. α-Fe, β-Ti ve Fe_2Ti_4O fazlarının oluşumu her zaman intermetalik bileşiklere yakın gerçekleşmiştir. Difüzyon süresinin artışı ile birlikte σ fazının büyüdüğünü, 60 dakikadan sonra ki sürelerde genişliğinin sabit olduğunu ve sürenin artışı ile χ+λ fazının büyüdüğünü gözlemişlerdir. FeTi+λ+β-Ti faz toplamı, sürenin artışından dolayı yapısını adacık şeklinden sürekli bant şekline dönüştüğünü tespit etmişlerdir. Ti' nin %71' ine denk maksimum bağ dayanımını, 30 dakikalık sürede elde etmişlerdir. Sürenin artışı ile birlikte intermetalik fazların arttığını, çatlak oluşumunun gerçekleştiğini ve bunun da bağ dayanımını düşürdüğünü ileri sürmüşlerdir.

A. Hasçalık (2003) Al/Al_2O_3 kompoziti ile AISI 1020 çeliğinin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine yaptığı çalışmada; oksit kırılmasının meydana geldiği bölgede, birleşme ara yüzeyinde ve birleşme sınırı boyunca sertlik artmakta, çelik tarafında en yüksek değere ulaşmaktadır. Partikül oranı ve boyutu arttıkça birleşme bölgesinde kayma dayanımı düşmekte ve gevrek kırılma olduğu sonucuna varmıştır.

M. Şahin ve E. Akata (2003) plastik deformasyonlu çeliğin sürtünme kaynak yöntemi ile farklı çaplarda birleştirilmesinde parça kalınlığının artması ile çekme mukavemetinin düştüğünü ve farklı çaptaki parçaların sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde optimum şartların sağlanamadığını vurgulamışlardır.

N. Özdemir ve N. Orhan (2004) termomekanik işlemlerle tane boyutu küçültülmüş süper plastik haldeki ötektoid üstü çelik çifti, farklı işlem kullanılarak sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinde birleştirilmiştir. Kaynak sonrası elde edilen mikroyapı ve mikrosertlik analizi sonuçlarından, bütün kaynaklı numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişiklikte önemli farklılıklar gözlenmemekle beraber, numunelerde yaklaşık 200-500μm genişliğindeki aşırı deformasyona uğramış bölge ve bu bölgenin bitişiğinde yine basıncın etkisiyle dövülmüş, taneler arasında plastik deformasyon etkisinin açıkça görüldüğü iki bölgenin varlığı tespit edilmiştir. Bu iki bölgede meydana gelen mikro yapısal bozunum ve plastik deformasyon miktarındaki değişim üzerinde, devir sayısı, sürtünme basıncı ve yığma basıncının önemli derecede etkili olduklarını belirlemişlerdir.

A. Silva ve arkadaşları (2004) Ti-6Al-4V+%10TiC malzemesinin sürtünme kaynağının birleşme noktalarındaki metalurjik ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu çalışmalar sonucunda ek yerlerindeki gerilme dayanımı, düşük dönme hızı ve basınçtan

yararlanılarak iyileştirilmiştir. Bu şekilde iyi gerilme değerlerine sahip olan sürtünme kaynaklı Ti-6Al-4V+%10TiC malzemeleri geniş bir kullanım alanına sahiptir. Dönme hızı ve basınç yüksek seçildiğinde daha geniş ve ince dönüşmüş bölgelere rastlandığı tespit edilmiştir.

W. Lee ve arkadaşları (2004) TiAl alaşımını ve AISI 4140' ı aratabaka kullanarak sürtünme kaynağı yöntemiyle birleştirmişlerdir. Bu malzemelerin direkt olarak birleştirilmesi sırasında gevrek reaksiyon ürünlerinden dolayı ara yüzeyde çatlaklar gözlenmiş, TiAl' da martenzit yapıya dönüşen alanın giderek genişlediği izlenmiştir. Bu dönüşümü önlemek için, saf bakır ara metal olarak kullanılmıştır. Sıcaklıkta etkilenen bölgenin genişliğini en aza indirgemek için kullanılan bakır AISI 4140 tarafında uygulanmıştır. Diğer kaynak yöntemlerine göre daha yüksek gerilim gücü değerlerine ulaşılmıştır. Ara metal olarak saf bakırın kullanılmasıyla sürtünme kaynağı bağlantılarında daha iyi sonuçlar almışlardır.

A. Slipenyuk ve arkadaşları (2004) toz metalurjisi ile üretilmiş AlCuMn/SiC_p MMK mikroyapı ve mekanik özelliklerine takviye partikül boyutunun matrisin etkisi üzerine yaptıkları çalışmada; takviye partikül boyutunun ilavesiyle sertleşme, mekanik özelliklerinde kötüleşmeye yol açtığı gözlendi. Daha küçük takviye parçacık boyutuyla homojen bir mekaniksel dağılımın olduğu mikroyapıda görülmektedir. Takviye parçacık boyut oranı arttığında gerilme uzamanın kötüleştiği sonucuna varılmıştır. Mikroyapıda homojenlik artarken, matris alaşımında plastik deformasyon olmadığı tespit edilmiştir.

N. Özdemir (2005) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 304/AISI 4340 kaynaklı bağlantılarda devir sayısının mekanik özelliklere etkisi üzerine yapmış olduğu çalışmada; devir sayısının kaynaklı bağlantıların çekme dayanımı üzerine önemli etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Kaliteli bağlantılar elde edebilmek için, sürtünme süresini mümkün olabildiğince en düşük devir sayısı, sürtünme ve yığma basıncının ise büyük olması gerektiği sonucuna varmıştır.

M. Şahin (2005) sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş yüksek hız çeliği ve AISI 1040 çeliklerinde mukavemet ve metalürjik özelliklerin incelenmesinde, birleştirilen parçaların çekme mukavemetleri, sürtünme zamanı ve basıncıyla artmakta olduğunu, fakat bir noktadan sonra sürtünme zamanı ve basıncının artmasına karşılık çekme mukavemeti azalmaktadır. Kaynağın yüksek hız çeliği tarafında, bright shiny (yüzük şeklinde parlak bir halka) denilen bir alan gözlemlenmiştir. Birçok literatürde bahsedilen bu alan birleşim yerlerinin kırılganlığını arttırmakla kalmaz, aynı zamanda çekme mukavemetinin

azalmasına da sebep olur. Kaynak yapılan parçaların çekme mukavemeti, daha düşük mukavemeti olan AISI 1040 çeliğinin mukavemetine yakın olduğu tespitinde bulunmuşlardır.

V. V. Satyanarayana ve arkadaşları (2005) farklı özellikteki ostenitik-ferritik paslanmaz çeliklerin sürekli tahrikli sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmesi ve korozyon davranışlarının araştırılması adlı çalışmada; farklı olarak birleştirilen parçaların östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerden daha düşük bir direnç gösterdiklerini belirtmişlerdir. Östenitik paslanmaz çelik tarafının daha fazla kalıntı gerilmelerin var olduğunu vurgulamışlardır.

H. Arık ve arkadaşları (2005) difüzyon kaynak yöntemiyle Al-Al_4C_3 kompozitin kaynak edilebilirliği üzerine yaptıkları çalışmada; Al-Al_4C_3 kompozit malzeme toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiştir. Kompozit malzemeler difüzyon kaynağı sırasında kaynak sıcaklığında önemli kaynak parametreleri bulmuşlardır. Yaklaşık 1.5 saat sürede ve 675 $^{\circ}$C' de en uygun kaynak sıcaklığı olduğunu tespit etmişlerdir. Ancak kaynak süresini 2.5 saat arttırarak, kaynak arayüzeyinde kayma dayanımının az da olsa bir artış olduğu belirtilmiştir.

İ. Küçükrendeci ve arkadaşları (2006) vorteks metoduyla üretilmiş %20 ağırlık oranlarında SiC partikül takviyeli AA 4147 Al esaslı metal matrisli kompozit ile 304 paslanmaz çeliğin sürtünme kaynak yöntemiyle yapılan çalışmada, kaynak arayüzeyinde meydana gelen değişimlerde SiC partiküllerinin nasıl rol oynadığını araştırmışlardır. Deformasyonun daha çok Al matris tarafında olduğu, SiC partiküllerinin matris içlerine doğru sürüklendiği ve kaynak arayüzeyinde kırılıp ufaldığı ve bu bölgede toplandığı belirtilmiştir.

M. Uzkut ve arkadaşları (2006) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş olan 1.4718 (X45CrSi93)/1.4871 (X53CrMnNiN219) yüksek alaşımlı malzeme çiftinin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine yapmış oldukları çalışmada; Çekme deneylerinde, numunelerin kaynak bölgesinden kopma olmadığı belirlenmiştir. Çentik darbe deneylerinde, oldukça yüksek kırılma enerjisi (tokluk) elde edilmiştir. Mikrosertlik incelenmesinde; numunelerde, sertlik profilinin maksimum değeri, 1.4718 malzeme tarafında gerçekleşmiştir. Işık ve SEM mikroskobu incelemesinde; numunelerde standart kalınlıkta ITAB ve mekanik yönlenmeler ile bu yönlenme hatları boyunca karbür oluştuğu belirlenmiştir. 1.4871 malzemenin kaynaktan uzak bölgedeki içyapısında tipik ostenitik yapı, 1.4718 malzemenin kaynaktan uzak bölgedeki içyapısında ise tipik martenzitik yapı

belirlenmiştir. 1.4871 malzemede kaynak bölgesine yaklaştıkça, tane küçülmesi ve tane yassılaşması ile karşılaşılmıştır. Tane yassılaşması, kaynak esnasında oluşan deformasyona dik doğrultuda tanelerin yönlenmesi şeklinde geliştiğini tespit etmişlerdir.

M. Muratoğlu ve arkadaşları (2006) farklı sıcaklıklardaki saf alüminyum ile Al matrisli SiC_p takviyeli kompozit malzemenin difüzyon kaynağında; SiC partikül yoğunluğu azalırken, diğer elementlerin yoğunluğu artmıştır. Arayüzeydeki değişim kompozit tarafında saf alüminyuma göre daha fazla olduğu belirtilmiştir. Özellikle kaynak öncesine göre Si yoğunluğu düşerken, bakırın yoğunluğunun arttığını tespit etmişlerdir.

N. Orhan ve A. Hasçalık (2007) Al/Al_2O_3 kompozit ile SAE 1020 çeliğin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine yapmış oldukları çalışmada; takviye elemanı partikül boyutunun sürtünme kaynaklı bağlantılar üzerinde olumsuz etkilerinin olduğunu tespit etmişlerdir. Takviye malzeme partiküllerinde plastik deformasyonun artmasıyla kısmi bölgelerde gerilme direncinin düştüğünü gözlemlemiş ve aynı zamanda arayüzeydeki oksit parçacıkları gerilme direncinin düşmesine katkı sağladığını tespit etmişlerdir.

K. Jayabharath ve arkadaşları (2007) toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş çelik ile saf bakırın sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi üzerine yapmış oldukları çalışmada; deformasyonun sadece bakır tarafında gözlemlendiği, bunun nedeni de düşük dayanım ve yüksek ısı iletiminden kaynaklandığı belirtmişlerdir.

N. Özdemir ve arkadaşları (2007) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 304/AISI 4340 kaynaklı bağlantılarda devir sayısının arayüzey özelliklere etkisi üzerine yapmış olduğu çalışmada, yüksek devir sayısı ve düşük sürtünme sürelerinde yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim ve ITAB' ın genişliğinde düşüş kaydedildiği belirtilmiştir. Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişimin mekanik özellikler üzerinde önemli etkisi olduğu belirlemişlerdir.

S. Çelik ve İ. Ersözlü (2009) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 4140/AISI 1050 çelik çiftinin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi üzerine yapmış oldukları çalışmada; devir sayısı ve sürtünme süresinin birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim üzerinde önemli etkiye sahip olduğu belirtilmiştir. Yüksek devir sayısı ve yüksek sürtünme süresi kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda daha geniş ITAB ve buna paralel boyca kısalmada artış olduğu belirtilmiştir.

E. Taban ve arkadaşları (2010) 6061-T6 alüminyum alaşımı ile AISI 1018 çeliğin sürtünme kaynak yöntemiyle yapılan birleştirmede; çekme gerilmesinin 170-250 MPa

arasında olduğu ve en iyi kaynakların 60 MPa ve altındaki basınçlarda elde edildiği belirtilmiştir. Mekanik testlerdeki numunelerin kırılma yüzeyleri alüminyuma yakın arayüzeylerde yüksek plastik deformasyon olduğu sonucuna varmışlardır. Maksimum intermetalik bileşiğin kalınlığı elektron mikroskopunda 350 nm olduğu, demirce zengin FeAl ve alüminyumca zengin Fe_2Al_5 intermetalik bileşikler olduğunu tespit etmişlerdir.

M. N. A Fauzi ve arkadaşları (2010) çalışmalarında; farklı malzemelerin birleşme kabiliyetini anlayabilmek için seramik ve metal alaşımları arasındaki intermetalik fazlar üzerinde çalışmışlardır. Günümüzde sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş alümina ve 6061 alüminyum alaşımlı kaynak kalitelerini ölçebilmek için optik ve elektron mikroskoplarıyla dört kaynak noktasından gerilim ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Kaynak süresince faz oluşumlarını anlayabilmek için ayrıca EDS analizi yapılmıştır. Alümina/6061 Alüminyum malzemelerin sürtünme kaynağında, sürtünme basıncı ve sürtünme zamanı sabit tutularak, dönme hızı değiştirilmiştir. Dönme hızının etkisiyle 6061 Al malzemesinde deformasyon miktarı alümina malzemeden daha fazla meydana geldiği görülmüştür. Malzemelerde ısıdan etkilenen, az ve çok deformasyona uğrayan bölgeler olmak üzere üç bölge keşfedilmiştir. Bununla birlikte dönme hızının artmasıyla tamamen plastik deformasyona uğramış bölgenin kalınlığı artmıştır. Ayrıca 2500 rpm' de en iyi bağlantı dayanımı ve mikro sertlik değerlerinin elde edildiği belirtilmiştir.

F. Rotundo ve arkadaşları (2010) Al matrisli SiC takviyeli kompozit malzemelerin lineer sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilmesi üzerine yapmış oldukları çalışmada; mikroyapıda termomekanik olarak etkilenen bölge ve ısıdan etkilenen bölgelerin mevcut olduğunu ve genel olarak yorulma kırılmalarının termomekanik olarak etkilenen bölgede görüldüğünü tespit etmişlerdir.

H. Seli ve arkadaşları (2010) Al ile orta karbonlu çeliğin sürtünme kaynağıyla tek boyutlu sonlu sayısal modellemesi üzerine yapmış oldukları çalışmada; kaynaklı numunelerin sürtünme kaynağı süresince, sıcaklık etkisinden dolayı esas malzemeyle mukayese edildiğinde daha düşük çekme gerilmesi ve sertlik değerleri elde etmişlerdir. Sürtünme kaynak yönteminin karakteristiğine göre kaynağın sayısal modellemesini geliştirmişlerdir.

H.K. Rafi ve arkadaşları (2010) sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AA7075-T6 Al alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özelliklerine olan etkileri üzerine yaptıkları çalışmada; kaynaklı bağlantıların birleşme mukavemeti üzerinde

sürtünme basıncı, devir sayısı ve boyca kısalma miktarının etkin parametreler olduğu tespit edilmiştir.

I. D. Park ve arkadaşları (2011) sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş hibrit Al_2O_3 ile Al takviyeli MMK malzemenin kaynağında; dönme hızının etkisinin, sürtünme basıncından daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Partikül boyutu küçük olan taraftaki kaynağın etkisi artmazken, metal matrisli kompozit tarafında kaynağın etkisi daha fazla olduğu görülmüştür. Arayüzeydeki yapışma, ikinci taraftaki alüminyum partiküllerinin kaynak sonrası esas metale doğru kaydığını belirlemişlerdir.

M. B. Uday ve arkadaşları (2011) sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiş 6061 Al esaslı/YSZ seramik takviyeli kompozit malzemelerinin devir sayısının mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir. Artan devir sayısına bağlı olarak kaynaklı bağlantıların çekme dayanımında önemli düşüşler olduğu kaydedilmiştir.

M.B. Uday ve arkadaşları (2011) sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilen AA6061 ve YSZ seramik kaynaklı bağlantılarda işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik davranışlara etkisi üzerine yapmış oldukları çalışmada; devir sayısının kaynaklı bağlantıların kırılma mekaniği üzerinde önemli etkiye sahip olduğu belirtilmiştir.

M. Srinivasan ve arkadaşları (2011) AZ31B mağnezyum metal matrisli nano kompozitli malzemelerin sürtünme kaynağı yöntemi ile yapmış oldukları çalışmada; sürtünme basıncı ve yığma basıncının bağlantıların kaynak kabiliyeti üzerinde önemli etkiye sahip oldukları belirlenmiştir. Kaynak kabiliyetinin artan sürtünme basıncı ve yığma basıncı ile arttığı, sürtünme süresinin artmasıyla kaynak etkinliğinin azaldığını belirtmişlerdir. Uygun bağlantıların gerçekleştirilmesi için kaynak parametrelerinin optimize edilmesi gerekli olduğunu tespit etmişlerdir. Sürtünme basıncı ve süresine bağlı olarak mikrosertlik değerlerinin değiştiğini tespit etmişlerdir.

N. Arivazhagan ve arkadaşları (2011) AISI 304 östenitik paslanmaz çelik ile AISI 4140 düşük alaşımlı çelik çiftinin Gaz Tungsten Ark kaynağı (GTAW), Elektron Işın Kaynağı (EBW) ve Sürtünme Kaynağının (FRW) mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerine yapmış oldukları çalışmada; elektron ışın kaynağındaki çekme gerilmesi en yüksek değeri (681 MPa), sürtünme kaynağında en düşük gerilme değerini (494 MPa) ve gaz

tungsten ark kaynağında da (635 MPa) gerilme değerini elde etmişlerdir. Kopma uzaması değerleri mukayese edildiğinde (EBW) ve (GTAW) kaynak yöntemleriyle yapılan birleştirmelerin, (FRW) yöntemiyle birleştirilen numunelerden daha yüksek çıktığını belirlemişlerdir. Ayrıca (GTAW) yöntemiyle birleştirilen numuneler ile diğer kaynak yöntemlerine göre birleştirilen numunelerin darbe mukavemeti değerlerinin daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir.

A. Ambroziak (2011) molibdenin kendisi ve diğer metallerle (vanadyum, bakır, niyobyum ve tantalyum) sürtünme kaynak yöntemi ile yapılan birleştirilmelerinde bu refrakter metallerin molibden ile birleştirilebildiğini ve birleştirilen parçaların arayüzeylerinde intermetalik bileşiklerinin olmadığını belirtmişlerdir. Niyobyum ile molibdenin sürtünme kaynağında, esas malzemenin mikrosertlik değerleri 213-297 Hv olurken, kaynak bölgesindeki mikrosertliğin esas malzemeye yakın (236-312 Hv) değerleri elde edilmiştir. Molibden tarafında aşırı deformasyon bölgesi olduğunu belirlemişlerdir. Niyobyum ara tabakalı molibden esaslı alaşımla aynı malzemenin sürtünme kaynağında, kaynak bölgesinde 30 μm niyobyum tabaka kalınlığı olduğu ve mikrosertlik değerlerinde düşüşler olduğunu ve ayrıca ortalama çekme gerilme değerlerinin 312 MPa civarında olduğu belirtilmiştir.

R. Winiczenko ve M. Kaczorowski (2012) sfero dökme demir ile östenitik paslanmaz çeliğin aratabaka kullanılarak sürtünme kaynak yöntemiyle yaptıkları çalışmada; sfero dökme demir, paslanmaz çelikle kıyaslandığında çekme gerilmesinin paslanmaz çeliğin değerine yakın (700 MPa) olduğunu belirlemişler ve difüzyon süresinin nispeten kısa olmasına rağmen, karbon atomlarının difüzyonun yüksek olduğunu tespit etmişlerdir. Bu çalışmanın sonucu gösteriyor ki sfero dökme demirin sürtünme kaynak sürecinde yüksek plastik deformasyon olduğunu ve paslanmaz çelik tarafında ise krom karbürlerin tane sınırlarında olduğunu belirtmişlerdir.

K. Sun ve arkadaşları (2012) yüksek dayanımlı AZ63 Mg alaşımı ile nano SiC_p takviyeli kompozit malzemenin sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirilmesi üzerine yaptıkları çalışmada; kompozit malzemede mikro düzeyde olmayan partikül yığılması olduğunu belirlemişlerdir. Esas metalin ortalama mikrosertliği 80 Hv ve kompozitin 109 Hv sertlik değerleri elde edilmiştir. kompozitin çekme gerilmesi 312 MPa iken, Mg alaşımın gerilmesi 160-263 MPa arasında değişmektedir. SiC partiküller hem tane içinde hem de tane sınırlarında olduğu belirlenmiş, partiküllerin kaymayı durdurarak, önemli ölçüde kompozitin mekanik özelliklerini iyileştirdiği tespit edilmiştir.

M. B. Uday ve arkadaşları (2012) seramik kompozitler ile Al 6061 alüminyum alaşımlarının sürtünme kaynağı ile birleştirilmelerinde, farklı özellikteki bu malzemelerin sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilebildiğini belirlemişlerdir. Ayrıca uygun şartlar sağlandığında ana malzemelerden seramik malzemesine yakın mukavemet değerler elde edildiğini belirtmişlerdir.

L. Fratini ve arkadaşları (2012) lineer sürtünme kaynağını deneysel olarak simülasyonu adlı çalışmalarında basıncın ve arayüzeyde birleşmeyi sağlayacak sıcaklığa ulaşmanın çok önemli parametreler olduğunu vurgulamışlar. Lineer sürtünme kaynağının geliştirilmesi diğer sürtünme kaynak yöntemlerinden daha üstün olacağını belirtmişlerdir.

G. M. Reddy ve P.V. Ramana (2012) Nikel aratabakalı düşük karbonlu alaşımlı çelik ile maraging çeliğin sürtünme kaynak yöntemiyle yapmış oldukları çalışmada mekanik özelliklerine nikelin etkisini araştırmışlardır. Aratabakasız kaynaklı birleştirmelerin, ara tabakalı birleştirmelere göre çekme gerilmesi, çentik darbe dayanımı ve tokluk etkisi değerlerinin düşük olduğunu tespit etmişlerdir. Isıl işlem uygulanan aratabakalı birleştirmelerin de çentik darbe dayanımı ve tokluk değerleri aratabakasız birleştirmelerine göre daha fazla olduğunu tespit etmişlerdir. Nikel aratabaka kullanımının karbon difüzyonunu engellediğini ileri sürmüşlerdir.

R. Winiczenko ve M. Kaczorowski (2013) sfero dökme demir ile paslanmaz çeliğin sürtünme kaynak yöntemiyle yapılan çalışmada; sfero dökme demirden paslanmaz çeliğe doğru atomların taşınımı gerçekleşmiştir. Karbonca zengin paslanmaz çelikte oluşan krom karbürler çoğunlukla tane sınırlarına dağıldığı tespit etmişlerdir. Dökme demirde Cr ve Ni difüzyon oranlarının 50 mikronluk mesafeyi geçmediği, difüzyon yoğunluğunun beynitik dökme demirin ferritik dökme demirden fazla olduğunu belirlemişlerdir.

F. Rotunda ve arkadaşları (2013) SiC takviyeli Al kompozit ile monilitik Al alaşımının lineer sürtünme kaynak yöntemiyle birleştirilmesi üzerine yapmış oldukları çalışmada; üç farklı kaynak parametresi kullanarak yapılan birleştirmelerde en iyi dağılımın MMC tarafında, en yüksek çekme gerilmesi değerlerinin ise AA 2024 esas malzemede olduğunu belirlemişlerdir. Sürtünme kaynak süresince malzemenin plastik akışından dolayı kırılmanın kaynak merkezinde veya aşırı deformasyon bölgesinde olduğunu tespit etmişlerdir.

3. GENEL BİLGİLER

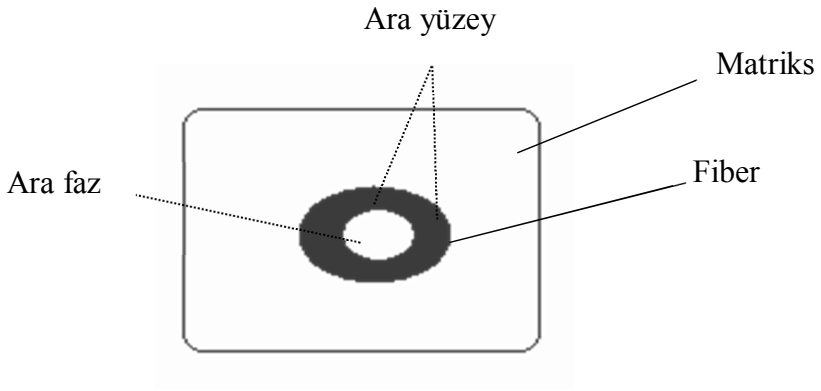
3.1. Kompozit Malzemeler

Geleneksel mühendislik malzemeleri olarak adlandırılan metal, seramik ve polimer malzemelere ilave olarak kompozit malzemelerde ayrı bir grup mühendislik malzemesi olarak tanımlanmaktadır (Groover, 1996). Kompozit malzemelerin genel olarak kabul edilmiş bir tanımı olmamakla birlikte en geniş anlamda kompozit malzeme; çok kristalli birden fazla ve farklı metal ve metal olmayan bileşenlerin bir arada toplanması olarak ifade edilmektedir. Bileşenlerin kompozisyonlarını ve yapısal şeklinin her ikisini de hesaba katan bir başka tanımlama ise aynı veya farklı gruptaki malzemelerin en iyi özelliklerini yeni ve tek bir malzemede toplamak amacıyla, birbiri içerisinde çözünmeyen ve birbirlerinden farklı şekil veya malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makro bileşenin karışımından veya birleşmesinden oluşan bir malzeme sistemi şeklinde yapılmaktadır (Weeton, vd., 1990).

Kompozit malzemeler en az iki yapı bileşeninden meydana geldiği için bileşenler arasında sınır oluşturan bir arayüzey mevcuttur. Bu arayüzey monolitik malzemelerdeki tane sınırlarına özdeştir. Bazı kompozitlerde yapı bileşenleri arasında ara faz olarak adlandırılan ayrı bir bölge görülebilir. Plastiklerin pekiştirilmesinde kullanılan cam fiberler üzerine uygulanılan kaplama malzemeleri bir ara faz olarak kabul edilebilir. Bu ara faz cam fiberlerle ve plastik matriksle ayrı birer arayüzey oluşturur (Şekil 3.1). Ara fazı meydana getiren sadece kaplama tabakaları değildir. Yapı bileşenlerinin birbiri içerisinde düşük oranlarda çözünmeleri sonucu ortaya çıkan katı eriyik bölgeleri veya bileşenleri arasındaki reaksiyonla oluşan kimyasal bileşenler birer ara fazdır.

Son yıllarda teknolojideki hızlı gelişmelere bağlı olarak, geleneksel malzemelere göre daha üstün özelliklere sahip kompozit malzemelerin kullanım ihtiyacı artmakta ve pek çok çeşit kompozit malzeme üretilmektedir. Üretilen kompozit çeşitleri ve üretim yöntemleri çok farklı olduğundan ayrıca bir sınıflandırma ihtiyacı duyulmuştur. Kompozit malzemeleri değişik yollarla sınıflandırmak mümkündür. Matris malzemelerine göre polimer, seramik ve metal matrisli kompozit malzemeler olarak üç gruba ayrılırlar. Seramik matrisli kompozit (SMK) malzemeler doğal olarak yüksek sıcaklık direncine sahip iken, kaba uygulamalarda gevrek yapısı nedeniyle kırılmaya karşı eğilimleri

yüksektir. Polimer matris kompozit (PMK) malzemelere göre metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler yüksek özgül dayanım, yüksek özgül rijitlik ve yüksek sıcaklıktaki iyi mekanik özellikler ve seramiklere göre yüksek tokluk sergilemenin yanında, çoğunlukla iyi aşınma ve sürtünme direncine sahiptirler (Schwartz, 1996). Yukarıda bahsedilen bu özellikler sayesinde MMK malzemeler, endüstride çok önemli bir konuma gelerek daha yaygın kullanılan kompozit malzeme sınıfı haline gelmiştir.



Şekil 3.1. Fiber takviyeli kompozitlerin enine kesitinde ara faz ve Ara-yüzeylerin görünümü (Atik, 1994).

3.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemeler, matris malzemesine ve takviye çeşidine göre iki şekilde sınıflandırılabilir.

3.2.1. Matris Malzemesine Göre Kompozit Malzemeler

Matris malzemesine göre kompozit malzemeler metal matrisli, polimer matrisli ve seramik matrisli kompozit malzemeler olmak üzere üç grupta incelenebilirler.

3.2.1.1. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler

Metal malzemelerin iyi süneklik ve tokluk özelliklerinin, seramik malzemelerin yüksek mukavemet ve yüksek elastiklik modülü özelliklerinin bir araya getirilmesiyle oluşan metal matrisli kompozit malzemeler, yüksek elastiklik modülü ve mukavemet,

düşük yoğunluk, yüksek aşınma direnci ve yüksek sıcaklıklarda kullanılabilme gibi önemli özelliklere sahiptirler (Atik vd., 2006).

Metal matrisli kompozitler için matris malzemesi olarak genellikle hafif metaller tercih edilmektedir. MMK malzemelerde matris malzemesi olarak, alüminyum ve alaşımları ilk sırayı almaktadırlar. Bu alaşımların tercih edilmesinin nedeni düşük yoğunluk, düşük ergime sıcaklığına sahip olmaları ve birçok seramik takviye elemanını kolay ıslatabilmeleridir. Metal matrisli kompozit malzemelerde en çok kullanılan takviye elemanları ise Al_2O_3, SiC, bor, TiC ve karbondur (Hiçyılmaz, 1999).

3.2.1.2. Polimer Matrisli Kompozit Malzemeler

Polimer matrisli kompozit malzemeler üretim yöntemlerinin diğer kompozit malzemelere göre daha ucuz ve basit olması sebebiyle yaygın kullanım alanı bulmuşlardır. Polimer matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak; epoksi ve polyester gibi termoset plastikler ile termoplastik polyester, poliamid (PA), politetrafloretilen (PTFA), polietilen (PE) gibi termoplastik malzemeler kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarak ise cam, aramid, karbon, polietilen, bor, Al_2O_3 ve SiC kullanılmaktadır (Sınmazçelik, 2003; Şahin, 2004).

Özellikle cam, aramid ve karbon ile takviye edilmiş polimer kompozitler endüstride geniş uygulama alanına sahiptirler. Bu alanlara örnek olarak uçak ve helikopter parçaları, spor malzemeleri, güçlendirme amaçlı yapı elemanları verilebilir (Ersoy, 2001).

3.2.1.3. Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler

Seramik matrisli kompozit malzemeler genellikle yüksek sıcaklıkta çalışması gereken parçalar için kullanılılırlar. Sert ve kırılgan malzemeler olan seramik malzemeler, çok düşük kopma uzaması gösterirler, düşük tokluğa sahiptirler ve termal şoklara karşı dayanıksızdırlar. Buna karşılık çok yüksek elastiklik modülüne, düşük yoğunluğa ve çok yüksek çalışma sıcaklıklarına sahiptirler. Seramik matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak Al_2O_3, SiC, Si_3N_4 ve B_4C yaygın olarak kullanılmaktadır. Takviye elemanı olarak da genellikle Al_2O_3 ve SiC seramik malzemeler fiber formuna getirilerek kullanılmaktadır (Smith, 2001).

3.2.2. Takviye Elemanına Göre Sınıflandırma

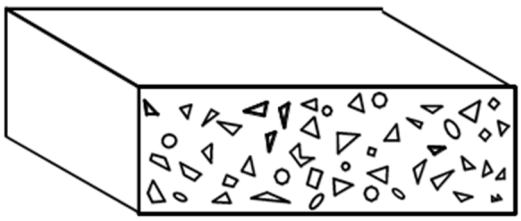
3.2.2.1. Elyaf Takviyeli Kompozit Malzemeler

Elyaf takviyeli kompozitler; yumuşak ve sünek matris içine sert dayanıklı elastikliği yüksek elyaflar ilave edildiğinde çekme dayanımı, yorulma dayanımı, özgül modül ve özgül dayanım özellikleri iyileştirilir. Matris malzemesi kuvveti elyaflara transfer ederek yumuşaklık ve tokluk özelliği sağlarken elyaf uygulanan yükün çoğunu taşımaktadır. Çökeltmeyle sertliği arttırılmış kompozitlerin aksine kompozitin dayanımı hem oda hem de yüksek sıcaklıklarda arttırılır. Bu takviyeli kompozitlerde oldukça değişik takviye elemanları kullanılmaktadır.

Sürekli elyafları çok yönlü takviyelendirebilmek için çoklu flamentler halinde veya dokunmuş örgü halinde kalıp içerisine yerleştirilir. Ön ısıtmadan sonra metal veya alaşımı sıvı metal emdirme veye infiltrasyon metodu ile emdirilerek üretilebilmektedir. Bu işlem, genellikle de metal matriksli kompozitlere uygulanmaktadır. Takviye elemanları değişik yönlerde düzenlenebilmektedir. Anistropik özellikler elde etmek amacıyla sürekli tek yönlü elyaflarla takviyelendirme yapılmaktadır. Bu tip kompozitlerde takviye fazı %80 hacim oranına kadar sürekli elyafların en küçük çapları 10-20μm iken en büyük çapları ise 100-200 μm çaplarında üretilir. Ancak kullanıldığı yere göre tek flamentler halinde kullanılırlar. Flamentler kimyasal ve buharlaştırma metoduyla kaplama yapılarak üretilir. İlk üretilen sürekli elyaflar boron ve SiC olmasına rağmen daha sonra karbon, alümina esaslı elyaflar da uzun olarak üretilmektedir.

3.2.2.2. Parçacık Takviyeli MMK' ler

Bu tip kompozitler tek veya iki boyutlu makroskobik parçacıkların veya sıfır boyutlu olarak kabul edilen mikroskobik parçacıkların matris ile oluşturdukları malzemelerdir (Şekil 3.2). Pratikte en çok kullanılan takviye elemanları Al_2O_3 ve SiC' den oluşan seramiklerdir. Seramik parçacık takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler üstün, özel mukavemet ve özel modül, aşınma dayanımı ve yüksek sıcaklık mukavemetine sahiptir (Donomoto vd., 1983).



Şekil 3.2. Parçacık takviyeli metal matrisli kompozitin şematik yapısı (Güldaş, 1998).

Güçlendirilmiş parçacık hacmi, döküm yoluyla üretilen kompozitlerde pratikte karşılaşılan zorluklardan biri parçacık eklendiğinde tozların karıştırma zorluğu ve eriyik viskozitesinin düşmesidir. Bazen de eriyiğin seramik parçacıkları ıslatmadığı görülmektedir. Islatabilirliğin gerçekleşebilmesi için katı yüzey enerjisinin artırılması, ergimiş metal yüzey geriliminin azaltılması ve katı-sıvı arayüzey enerjisinin azaltılması gibi tedbirler alınmaktadır. Örneğin, parçacık yüzeyinin kaplanması ve ısıl işlem, matris sıvı geriliminin azaltılması için bileşimin ayarlanması gibi yöntemler de uygulanmaktadır. Alüminyum alaşımlarında ıslatmayı iyileştirmek için yaygın olarak kullanılan alaşım elementi magnezyumdur (Güldaş, 1998; Sur, 2002).

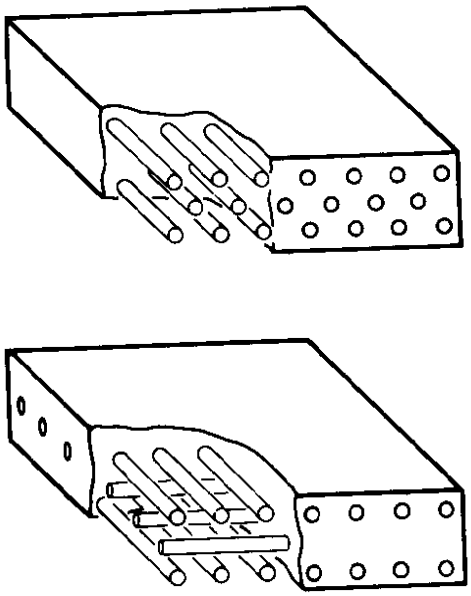
Kompozitin dayanımı parçacıkların büyüklüğüne, parçacıklar arası mesafeye ve matrisin özelliğine bağlıdır. Partiküller yapı içerisinde homojen dağıldığında genellikle parçacık hacminin artışı ile kompozitin dayanımını ve aşınma direnci de doğru orantılı olarak artar. Fakat artan takviye oranı ile porozite de artma gözlenir.

Genellikle döküm yöntemi ile üretilmiş bir kompozitin sünekliği ve dayanımı, toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş kompozitten daha düşüktür. Bunun nedeni takviye elemanlarının matris içerisinde homojen dağılmaması ve tane büyüklüğünün etkisidir. Parçacık takviyeli kompozitler ise izotropik özellik gösterdiğinden homojen dağılımı istenilene çok yakındır. Wolfram karbür, krom karbür, titanyum karbür ve bor karbür en fazla kullanılan karbür türlerindendir. Bağlayıcı olarak kobalt ve alaşımları kullanılır. Mekanik özellikleri bağlayıcının bileşim ve hacim oranına bağlı olarak değişir ve matrisin hacim oranı %35 kadardır (Şahin, 2000).

3.2.2.3. Sürekli Elyaf Takviyeli MMK

Bu tip kompozitlerde seramik esaslı ve metalik esaslı fiberler kullanılır. Sürekli lifler şeklinde olan bu flamentler en büyükleri 10-200 μm en küçükleri ise 20 μm' den daha küçük çaplarda üretilir ve kompozit içinde %10-70 gibi farklı hacim oranlarında kullanılırlar. Sürekli fiberler uygulamada kullanıldığı yere ve amaca göre tek flamentler halinde kullanılır. Flamentler kimyasal veya fiziksel buharlaştırma ile kaplama yapılarak üretilirler. İlk üretilen sürekli fiber boron ve silisyum karbür esaslı olmasına rağmen, daha sonraki çalışmalarda, düşük yoğunluk, mükemmel ısıl direnç ve dayanıma sahip, karbon, silisyum karbür ve alümina esaslı elyaflar kullanılmıştır (Şahin, 2000).

Sürekli fiberler yönlendirilebilme özelliklerinden dolayı, diğer takviye elemanlarına göre bazı üstün özelliklere sahiptir. Tek yönde çekme dayanımına maruz kalan bölgelerde, tek yönde yönlendirilmiş fiberler, fiber doğrultusunda maksimum performans gösterilirler. Buna karşın, fibere dik yönde daha düşük gerilme dayanımı elde edilir. Bunu da karşılamak için Şekil 3.3' de görüldüğü gibi iki boyutlu ve üç boyutlu ve istenilen açıda yönlendirme yapılabilir**.**



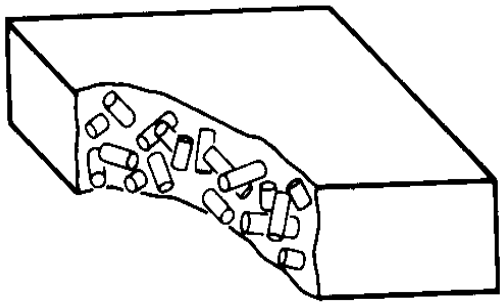
Şekil 3.3. Sürekli fiber takviyeli MMK şematik yapısı a) Tek doğrultuda yönlendirilmiş, b) 90° açılı çift doğrultuda yönlendirilmiş (Şahin, 2000).

Sürekli fiberler çok yönlü yönlendirilebilmek için çoklu flamentler halinde veya dokunmuş halde kalıp içerisine yerleştirilir. Ön ısıtmadan sonra metal emdirilir. Çoklu

flament takviyeli MMK genellikle ergimiş metal emdirme yolu ile üretilirler. Metal matrisli kompozitlerde kullanılan diğer sürekli fiber pekiştiriciler, metalik tellerdir. Ağırlığın önemsiz olduğu yerlerde kullanılırlar. Dezavantajları, yüksek sıcaklıklarda oksidasyona karşı zayıf olması ve matristeki bazı alaşımlardan metalik tellerin gevrekleşmesine neden olmasıdır. Bu problemde difüzyon önleyiciler kullanılarak önlenir. Metalik matrislerin pekiştirilmesinde kullanılan metalik teller genellikle tungsten, molibden, berilyum, çelik ve nikel esaslı alaşımlardan üretilirler (Sur, 2002).

3.2.2.4. Kısa Elyaf Takviyeli MMK' ler

Kısa fiber veya süreksiz fiber olarak adlandırılan fiberler 0.5-6mm uzunluğunda ve yaklaşık 3-5mm çapında üretilirler. Kısa fiberli kompozitler, takviye elemanının eriyik içinde malzemeyle birleştirilmesiyle, sıkıştırmalı dökme ön şekli verilmiş kalıba basınçlı olarak eriyik emdirilerek üretilirler. Eriyik içinde takviye elemanının hacim oranı, esasında sıvının viskozitesinin yükselmesi ile sınırlıdır. Ön şekil halindeki fiberlere ergimiş metal süzdürülürken hacim oranları önem arz ettiğinden fiber oranı en çok %35 civarındadır. Bu değerin üstündeki uygulamalarda istenilen mekanik ve fiziksel özellikleri elde etmek zorlaşmaktadır. Kısa fiberler genellikle rastgele yönlendirilirler (Şekil 3.4).



Şekil 3.4 Kısa elyaf takviyeli metal matrisli kompozitin şematik yapısı (Hughess, 1986).

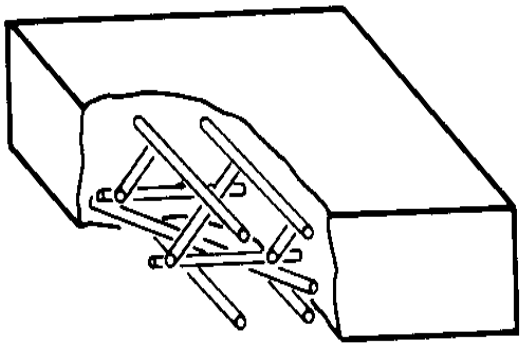
Pres döküm yöntemi kısa elyaflı kompozitleri üretmek için en uygun yöntemdir. Örneğin, saf fiber alümine tabanlı kısa fiberli kompozitler pres döküm tekniği ile üretilirler. Piston başlığı olarak kullanılan kompozitler bu yöntemle üretilirler. Pistonun bu baş kısmında sık karşılaşılan termal yorulmayı önlemek için genellikle takviye elemanı olarak kısa elyaflar kullanılmaktadır. Kısa elyaflı kompozitlerin diğer üretim teknikleri de toz metalurjisi ve plazma püskürtmedir.

Toz metalurjisi ile üretimde mekanik kuvvetlerden dolayı elyaflar da dikkate değer zararlar görülür. Plazma püskürtmeli çökeltme işleminde şekil ve ölçü faktörlerinin sınırlı olması nedeniyle düşük performanslı bir üretim şekli olarak kabul edilir. Sürekli fiberlere göre, kısa fiberli kompozitlerin üretim işleminin hızlı ve maliyetinin düşük oluşu, biçimlendirme ve şekil verme yeteneğinin yüksek olması nedeniyle tercih edilir. Otomobil sanayisinde başarıyla kullanılabilecek bir kompozit türüdür.

3.2.2.5. Rastgele Düzlemsel Yönlendirilerek Takviyelendirilmiş MMK' ler

Rastgele düzlemsel yönlendirilerek takviyelendirilmiş MMK' ler kısa fiberlerden oluşurlar. Fakat bu fiberler matris içinde gelişigüzel ve rastgele iki boyutlu olarak yönlendirilmişlerdir. Bu tip yönlendirilmiş bazı kompozitler sodyum silikat' dan oluşan orta sulululukta bir bağlayıcı ile askıya alınarak (tutularak) katı ön şekil haline getirilir, bu işlemden sonra preslenir veya santrifüj sistemi ile iyice sıkıştırılıp kurutularak fırınlanır (Sur, 2002).

Ön şekillerdeki fiberler karmaşık olarak yönlendirilebilmelerine rağmen genellikle gelişigüzel veya iki boyutlu yerleştirilerek yönlendirilirler (Şekil 3.5). Bu tip üretim yöntemlerinde ön şekillerin dar alanlar ve küçük oyuklar gibi özel alanlarda yerleştirilip emdirilmesine müsaade etmesi kompozit üretiminde maliyeti düşürür. Bu nedenle, kesintisiz şekilli ergimiş metal emdirilmeli kompozitin üretimi diğer tekniklerle karşılaştırıldığında daha caziptir fakat yer değiştirme ve yönlendirme derecesi (açısı), akış alanına ve işlem durumuna, bunların yanında fiberin boyuna, fiberin hacim oranına ve kalıbın şekline bağlıdır.

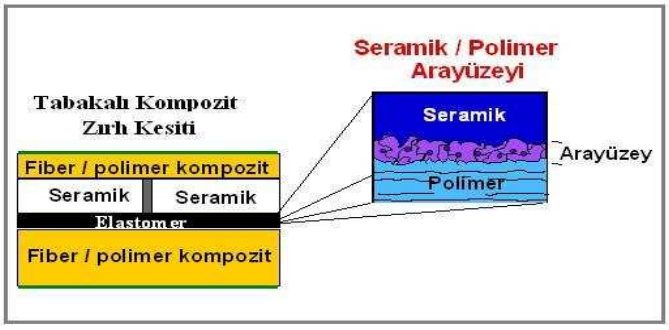


Şekil 3.5. Rastgele düzlemsel yönlendirilerek takviyelendirilmiş MMK yapısı (Sur, 2002).

Kompozit içinde fiberlerin gelişigüzel yerleştirilmeleri ne kadar düzenli olursa yapı içerisindeki fiber oranı da o kadar artar ve kompozitte matris alanları azaltılmış olur. Kompozitlerin tüm yönlerdeki mekanik özelliklerin fiberlerin yerleştirilmelerine bağlıdır. Fiberler rastgele yerleştirilirken işlem doğru yapılırsa kompozitte tüm yönlerde istenilen mekanik özellikler elde edilir.

3.2.2.6. Tabakalı Kompozitler

Farklı özelliklerdeki tabakaların üst üste veya yan yana getirilmesiyle oluşturulan tabakalı kompozitler, tasarlanan tabakların yapısına bağlı olarak aşınma direnci, korozyon dayanımı ve yük taşınma kapasitesi gibi özelliklerin istendiği alanlarda kullanılmaktadır. Tabakalar, farklı malzemelerden oluşabileceği gibi farklı türde ve şekillerde takviye içeren kompozit malzemelerden de oluşabilmektedir. Kullanım amaca göre farklı şekillerde tasarlanabilen tabakalı kompozit malzemelerin uygulama alanlarına örnek olarak askeri ekipmanlar ve hafif zırhlar verilebilir (Görener, 2007). Şekil 3.6' da tabakalı kompozite örnek gösterilmiştir.



Şekil 3.6. Tabakalı kompozit hafif zırh tasarımı (Tanoğlu vd., 2004).

3.2.3. Metal Matrisli Kompozitlerde Matris Malzemeleri

MMK malzemelerin üretiminde kullanılan matris metallerinde kesin bir ayrımı yapmak mümkün değildir. Geleneksel olarak kullanılan tüm metal ve alaşımlarının MMK malzeme üretmek amacıyla matris metali olarak kullanımı mümkündür. Uygun takviye malzemesinin seçimiyle her türlü metal ve alaşım matris malzemesi olarak kullanılabilir.

Matris ve takviye elemanı arası fiziksel ve kimyasal uygunluk sağlandığında kullanım yerine ve amacına göre MMK malzeme üretilebilir (Ilgaz, 1997).

Kompozitlerde yaygın olarak kullanılan matris malzemesi düşük yoğunluklu, iyi tokluk ve mekanik özelliklere sahip olan hafif metaller ve alaşımlardır. Alaşım nispeten basit fakat genellikle çok elementli olmakta, alaşım içinde birkaç faz oluşabilmektedir. Bu hafif metal alaşımları dayanım ve özgül ağırlık oranlarının iyi olması nedeniyle hafif yapı konstrüksiyonlarda tercih edilmektedirler. Atmosfere karşı korozyon dayanımının da çok yüksek olması diğer karakteristik özelliklerinden biridir. Matris malzemesi olarak kullanılan birçok metal vardır. Bunlara Al, Zn, Cu, Fe, Mg, Ti ve Pb örnek gösterilebilir. Bununla birlikte alaşım sistemlerinin hemen hemen hepsi metal matrisli kompozitlerde matris malzemesi olarak kullanılırken; silisyum karbür (SiC), bor (B), grafit, alüminyum oksit (Al_20_3), wolfram (W) ve molibden (Mo) gibi değişik sürekli, kılcal kristalli, parçacık veya elyaflar takviye elamanı olarak kullanılmaktadır. Ancak matris olarak yaygın bir şekilde kullanılan Al, Ti, Mg ve bunların alaşımlarıdır (Özdin, 2006; Atik, 1994).

Matris, takviye elamanlarını bir arada tutar ve işlem sırasında malzeme yüzeyini mekanik hasarlardan korur. Matris, takviye elemanlarına gelen yükü transfer eder ve dağıtır. Böylece takviyeler, yükün büyük bir kısmını taşırlar. Yükün transferi, matris ve takviye arasındaki arayüzeye bağlıdır. Metal matrisli kompozitlerde alüminyum, magnezyum, titanyum, nikel ve nikel-kobalt gibi metaller ve süper alaşımları matris olarak kullanılmaktadır. Fakat düşük yoğunluğu, ucuz oluşu, çeşitli alaşım formlarında bulunabilmesi ve oldukça iyi mekanik özellik kombinasyonlarına sahip olmasından dolayı, matris olarak en çok alüminyum kullanılır. Metal matrisli kompozitlerde en ciddi problem, matris ile takviye arasında kimyasal bir uyum sağlamaktır. Takviyelerin, matris içinde kolay ve homojen dağılması için iyi bir karıştırma gereklidir. Bazen takviyeler, yüksek sıcaklığa maruz kaldıkları takdirde, matris ile takviyeler arasında, takviyelerin özelliklerini bozacak şekilde bir etkileşim meydana gelebilir. Örneğin; karbon fiberler alüminyum karbür (Al_4C_3) oluşturacak şekilde alüminyumla reaksiyona girerler. Bu reaksiyon ise kompozit malzemenin mukavemetini düşürür. Benzer şekilde bor, bor fiberleri (TiB_2) oluşturmak üzere titanyum ile reaksiyona girer. Fakat bu reaksiyon, borun silisyum karbür (SiC) ile kaplanmasıyla önlenir (Şahan, 2002).

3.2.3.1. Alüminyum ve Alaşımları

Metal malzemeler içinde Al ve alaşımları, gerek saf olarak gerekse alaşım olarak en yaygın olarak kullanılan malzeme gruplarından birisidir. Saf alüminyumun oksijene ilgisinden dolayı döküm kabiliyetinin kötü oluşu ve düşük mekanik özellikler göstermesi gibi istenmeyen özellikleri vardır. Alaşımlama yapılarak bu özelliklerde gelişme sağlanabilmektedir.

Al alaşımlarının yaygın kullanılmasının sebebi; dayanım/özgül ağırlık oranının yüksek olması, elektrik iletkenliği/özgül ağırlık oranının yüksek olması, atmosfere ve diğer ortamlara karşı korozyon direncinin iyi olması, plastik deformasyon kabiliyetinin iyi olmasından kaynaklanmaktadır. Alüminyum alaşımları, üretim yöntemlerine göre dövme alaşımları ve döküm alaşımları olarak iki ana gruba ayrılırlar. Bu iki grupta kendi içinde sertleştirilebilen ve sertleştirilemeyen alaşımlar olarak gruplandırılabilir (Şahin, 2000).

3.2.3.2. Magnezyum ve Alaşımları

Birçok endüstriyel uygulamada, hafif mühendislik malzemelerine olan talep sürekli artmaktadır. Hafif metal alaşımlarından olan magnezyum alaşımlarının, endüstriyel uygulamalardaki kullanımlarının gelecekte oldukça yaygınlaşacağı eklenmektedir. Buna bağlı olarak da magnezyum esaslı kompozit malzemelerin kullanımı artacaktır.

Magnezyumun yoğunluğu 1.74 gr/cm^3 olup, yapısal uygulamalarda kullanılan en hafif metaldir. Ağırlığı, alüminyumun üçte ikisi, demirin dörtte biri, bakır ve nikelin ise beşte biri düzeyindedir. Alaşımlandırıldığında, mekanik özelliklerinde iyileşmeler görülür. Magnezyum alaşımları, yüksek özgül dayanıma, iyi dökülebilirlik özelliğine ve yüksek sönümleme kapasitesine sahiptirler. Düşük ergime sıcaklığı (650 °C) ve iyi kaynak kabiliyetine sahip olan magnezyum, doğada yaygın olarak bulunabilmektedir (Altun vd., 2006).

Magnezyum, alüminyum kadar mukavemetli değildir, fakat spesifik dayanımı daha iyidir. Bu nedenle uzay araçlarında, yüksek hızlı makine ve nakliye araçlarında kullanılır. Ancak magnezyum alaşımları; oksijene karşı ilgisinin fazla olması, düşük elastik modülü ve yorulma direncine sahip olması, yüksek sıcaklıkta sürünme dayanımı değerinin düşük olması vb. nedenlerle daha az tercih edilirler. En önemli alaşım elementleri alüminyum ve çinko olup, yaklaşık %2.5-8 alüminyum ve %0.5-4 çinko ilave edilir. Bu sayede dayanım

artırılabilmektedir. Magnezyum alaşımları iyi dökülebilir alaşımlardır, sertleşebilen ve sertleşmeyen türleri mevcuttur.

Tablo 3.1. Bazı Mg alaşımlarının bileşimi ve mekanik özellikleri (Şahin, 2000).

Alaşım Kodu	**Bileşim Yüzdesi**					**Çekme Muk.** (MPa)	**Uzama** (%)
	Mg Diğer.	Al		Mn	Zn		
AZ10A	98	1.3	0.2	0.4	-	240	10
AZ80A	91	8.5	-	0.5	-	330	11
HM31A	96	-	1.2	-	-	283	10
AZ63A	91	6.0	-	3.0	-	200	6
ZK21A	97.1	-	-	2.3	0.6 Zr	260	4

Aşınma direnci düşük olan Mg ve Al gibi metal matrislere, rijit partikül takviyesi yaparak veya grafit gibi yağlayıcı partiküller katılarak aşınma dirençleri arttırılabilir. Tablo 3.1' de bazı Mg alaşımlarının bileşimi ve mekanik özellikleri verilmiştir (Cöcen ve Önel, 1996; Şahin, 2000).

3.2.3.3. Titanyum ve Alaşımları

Ti ve alaşımları, metal matrisli kompozit malzemelerde matris malzemesi olarak yaygın kullanım alanına sahiptir. Titanyumun korozyona karşı dayanımı çok iyidir. Yüzeyinde ince bir TiO_2 tabakası oluşturarak, çok iyi korozyon direnci sağlar. Vücut içine konan parçalarda, proses kazanları vb. yerlerde bu özelliğinden dolayı titanyum ve alaşımları kullanılır. Ayrıca Ti metali, alüminyumdan daha rijit ve dayanıklıdır. Özellikle çok iyi mukavemet/özgül ağırlık oranına sahip olduğundan dolayı uçak ve uzay sanayiinde uygulama alanları bulmuştur. En önemli dezavantajı pahalı olmasıdır. Metaller arasında titanyumun ısıl genleşme katsayısı oldukça düşüktür. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında Ti alaşımları oldukça iyi performans gösterir. Tablo 3.2' de Ti-6Al-4V alaşımının özellikleri, diğer alaşımlarla karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

Tablo3.2. Ti-6Al-4V alaşımının özelliklerinin diğer alaşımlarla karşılaştırılması (Cöcen ve Önel, 1996).

Malzeme	**Çekme Muk.** (MPa)	**Elastiklik Mod.** (GPa)	**Yoğunluk** (kg /dm^3)
Ti-6Al-4V	988	110	4430
Al-2124 (T6)	470	72	2770
Mg-AZ61	198	40	38

Ti alaşımları matris olarak kullanıldığında, takviye elemanı ile iyi bir yapışma sağlamaktadır. Bu da arayüzey mukavemetini arttırıcı bir rol oynar. Metal matrisli kompozit malzemelerde en yaygın kullanılan titanyum alaşımı matris malzemeleri, Ti-6Al-4V, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al ve Ti-17Mo alaşımlarıdır. Titanyumun matris olarak kullanıldığı kompozit malzemelerde, en yaygın kullanılan takviye elemanları ise TiC ve SiC' dür (Cöcen ve Önel, 1996; Şahin, 2000).

3.2.3.4. Çinko Alaşımları

Çinko alaşımlarının döküm kabiliyeti çok iyi olması nedeni ile 0.5 mm kalınlığında ince cidarlı, karışık şekilli ve çok küçük çaplı delikler kolaylıkla elde edilebilir. Düşük ergime sıcaklığı nedeniyle kalıpların bozulması çok az olduğundan, çok sayıda parça üretildiğinde daha ekonomik olabilir. Pres dökümle üretilen çinko alaşımları Zamak olarak adlandırılmaktadır. ZA-4, ZA-8, ZA-12 ve ZA-27 olarak kodlandırılır. Bu alaşımların, özellikle düşük devirlerde ve ağır yükleme şartlarında aşınma dirençlerinin iyi olduğu bilinmektedir. Çinko ve alaşımları oda sıcaklığında yorulma dayanımı iyi, fakat düşük sıcaklıklarda çok kırılgandırlar. Bu alaşımların uzun süre kullanımında sünekliği biraz artar ve dayanımı azalır. Çinko ve alaşımlarından imal edilmiş, pres döküm parçalar, genellikle ev mutfak eşyalarında, taşıtlarda ve hassas mekanik parça üretiminde kullanılır.

3.2.3.5. Bakır ve Alaşımları

Metal matrisli kompozit malzemeler içerisinde bakır ve alaşımlarının kullanımı özellikle elektronik sistemlerde uygulama alanı bulmuştur. Burada bakırın elektriği iyi iletebilme özelliği ön plana çıkmaktadır. Genellikle bakır matris içerisine grafit partiküller ilave edilerek, düşük termal genleşme katsayısına sahip, iyi iletken malzemeler elde

edilebilir. Bu malzemeler elektrik kontaktörleri ve elektronik devre yapımında kullanılırlar. Bakırın en önemli dezavantajı ise, diğer bir iletken malzeme olan alüminyuma göre daha pahalı olmasıdır.

Bakır alaşımı bir matrise, grafit partiküller katılarak sürtünme ve aşınma özellikleri iyileştirilebilir. Katı yağlayıcı olarak grafitin kullanıldığı metal matrisli kompozit malzemelerin, yatak malzemesi olarak kullanımı kurşun kullanımından kaynaklanan zehirleyici etkiyi ortadan kaldırır. Ayrıca Al ve Cu alaşımlarının sönümleme kapasitesi içlerine grafit katıldığında önemli oranda artmaktadır. Japon Hitachi firması tarafından, dökme demirde dahil olmak üzere titreşimi sönümleyen alaşımlardan daha iyi sönümleme yeteneği olan Gradia adı altında Al-grafit veya Cu-grafit metal matrisli kompozit malzemeler üretilmektedir (Cöcen ve Önel, 1996).

3.2.4. Metal Matrisli Kompozitlerde Takviye Fazları

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde değişik takviye malzemeleri kullanılmaktadır. Kompozit malzemeden beklenen özelliklerin elde edilmesi için takviye malzemesinin seçimi, önemli bir konudur (Başçı, 1999).

Kompozit malzemelerde iki ya da daha fazla sayıda farklı faza sahip malzemeler bir araya geldiğinde, malzemeden beklenilen özelliklerin gerçekleşebilmesi için fazlar arasında belirli fiziksel ve kimyasal uyumun olması gerekir. Matris ile takviye elemanı arasındaki fiziksel uyum, süneklik ve ısıl genleşme özellikleri ile ilgilidir. Kimyasal uyum ise, arayüzey bağı ve arayüzey reaksiyonları açısından önem taşır. Takviye elemanı ve matrisin ısıl genleşme katsayıları arasındaki uyum, kalıcı yapısal gerilmelerin oluşması yönünden önemlidir.

Takviye elemanı, kompoziti oluşturan en önemli elemanlardan biri olup, kompozit üzerine gelen yükün büyük bir bölümünü taşımaktadır. Yükün takviye elemanına iletilmesi için arayüzey bağının güçlü olması gerekir. Takviye elemanlarının ıslanamaması durumunda arayüzey bağlarının oluşumunu engellemesine ve hava boşluklarının oluşmasına neden olur. Bundan dolayı takviye elemanı seçimi, matris içerisinde yönlendirilme şekilleri ve hacim oranları, kompozitin fiziksel ve mekaniksel karakteristiklerini etkiler (Özdin, 2006).

3.2.4.1 Alümina (Al_2O_3)

Metal matrisli kompozitlerde ana hedef, düşük yoğunluklu ve yüksek dayanımlı malzemeler elde etmektir. Bu özellikler genelde yapı içine katılan seramik faz ile sağlanır. Alümina' nın sahip olduğu yüksek sıcaklık dayanımı, yüksek modül ve rijitlik, takviye elemanı olarak kullanılmasının en önemli nedenlerindendir.

Alümina' nın takviye elemanı olarak en yaygın kullanıldığı matris malzemesi alüminyum ve alaşımlarıdır. Al_2O_3, SiC ile karşılaştırıldığında daha düşük modül ve dayanıma, daha yüksek yoğunluğa sahiptir. Fakat Al_2O_3 maliyet açısından, SiC' e göre daha avantajlıdır (ASM Composite Handbook, 2002).

3.2.4.2. Silisyum Karbür (SiC)

Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan diğer bir seramik takviye elemanı SiC' dür. SiC malzemede kovalent bağlar mevcuttur. Bu özellik, SiC fibere yüksek elastiklik modülü değeri vermektedir. Genelde CVD yöntemi ile karbon veya tungsten altlık üzerine, kaplama yolu ile üretilirlerler. Yaklaşık 1400 ºC civarında maksimum kullanım sıcaklığına sahiptirler. SiC' ün en önemli avantajı, yüksek sıcaklık şartlarında özelliklerini muhafaza edebilmesidir. Bu takviye malzemesinin oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıkta rijitlik ve mukavemet özelliklerini koruması ve ergimiş alüminyum içindeki etkisi bakımından bor fiberlerden daha iyidir. Diğer bir üstünlüğü bor fiberden daha ekonomik olmasıdır. SiC fiberlerin termal genleşme katsayısı da alümina ile kıyaslandığında daha düşüktür. SiC' ün partikül ve whisker türleri de üretilmektedir. Partikül ve whisker tipinde SiC takviyeleri ile üretilen metal matrisli kompozit malzemelere, ekstrüzyon, haddeleme gibi plastik şekil verme işlemleri yapılabilmesi de önemli bir avantaj teşkil eder (Sınmazçelik, 2003).

3.2.4.3. Bor

Bor yeryüzündeki en hafif malzemelerden biridir. Bor fiber, borun genelde CVD yöntemi ile tungsten veya karbon altlık üzerine kaplanması yolu ile üretilir. Kalın bir fiber elde edilir. Oluşan hibrit yapıya, ısıl işlem yapılarak kalıntı gerilmeler azaltılır. Fiberin dayanımını azaltacak aşırı tane büyümesini önlemek için, sıcaklık dikkatlice kontrol

edilmelidir. Bor fiberler çok yüksek elastiklik modülü değerine sahiptir, fakat oldukça pahalıdırlar.

Avantajlarına rağmen metal matrisli kompozit üretimi sırasında bor fiberin, Al ve Ti gibi metallerle hızla reaksiyona girmesi, tungsten tel ile bor kaplama sırasında reaksiyon oluşması, difüzyonla tungsten boridiğe dönüşmesi ve dolayısıyla borun dış yüzeyine yakın yerde eksenine dik şekilde basma gerilmesi oluşturur ve bu da bor fiberi kırılgan yapar. Bunu önlemek için borun üzerine kimyasal buharlaştırma metoduyla SiC veya B_4C kaplanır ve kaplama kalınlığı 25-45 μm kadardır (ASM Composite Handbook, 2002; Sınmazçelik, 2003).

3.2.4.4. Karbon

1950' li yılların ikinci yarısından itibaren kullanılmaya başlamış olan karbon fiberlerin yoğunluğu düşük, çekme dayanımı ve elastiklik modülü yüksektir. Bu da spesifik dayanım ve modül değerlerinin çok yüksek olması anlamına gelir. Yüksek sıcaklıklara dayanabilen karbon fiberlerin özelikleri, üretimindeki son işlemin sıcaklığına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Karbon fiberlerde hammadde olarak poliakronitril (PAN), Selüloz (Rayon) ve Zift (Pitch) kullanılır.

Isıl genleşme katsayısı oldukça düşük olan karbon fiberler, yaklaşık 1500 ºC' ye kadar mekanik özelliklerini korurlar. 2000 ºC' den sonra karbon fiberde sürünme başlar. Karbon fiberler azot atmosferinde kararlı olmasına rağmen 450 °C üzerinde havada artan oranda oksitlenirler. Oldukça fazla türde karbon fiber olduğu göz önüne alınırsa, değişik fiber tiplerine bağlı olarak oksidasyona uğrama oranının da farklılık gösterdiği söylenebilir. SiC ve B_4C kaplamalar karbon fiberlerin oksidasyona karşı direncini arttırır (Aran, 1997; Wallenberger, 2000).

3.2.4.5. TiC

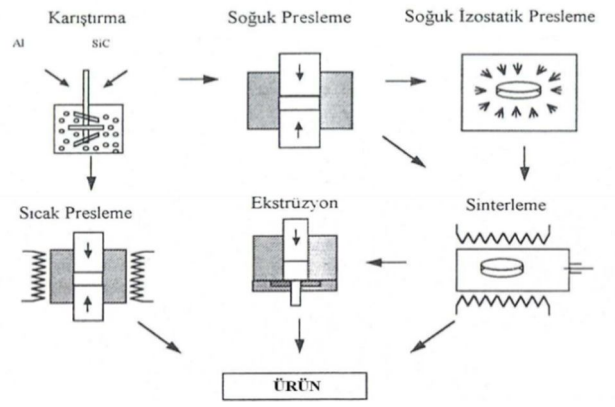
TiC, yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini muhafaza edebilmesi nedeniyle kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak kullanılmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamalarında, yüksek modül, yüksek mukavemet ve iyi sürünme dayanımı gibi özelliklerini koruyan TiC' ün, diğer takviye malzemelerine göre en büyük dezavantajı yoğunluğunun fazla olmasıdır (4.93 gr/cm^3). Bu özelliği, TiC takviye malzemesinin yaygın kullanımını engellemiştir.

Titanyum ve nikel bazlı alaşımlarda, TiC partikül takviyesi yapılması ile kullanım sıcaklığı 1100 °C'nin üzerine kadar çıkarılmıştır. Ayrıca alüminyum matris, TiC partiküller ile takviye edilerek, piston ve biyel kolları imal edilmiştir. Bu şekilde aşınmaya karşı dayanımın arttığı belirlenmiştir (Sınmazçelik, 2003).

3.2.5. Kompozitlerin Üretim Teknikleri

3.2.5.1. Toz Metalurjisi Tekniği

Metal matrisli kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan en yaygın yöntemlerden biri toz metalurjisi tekniğidir. Seramik partiküllerin sıvı metal tarafından ıslatılmasındaki güçlük nedeniyle toz metalurjisi ile kompozit üretimi ilk geliştirilmiş tekniklerden birisidir. Bu teknikte genel olarak partikül veya whisker formunda takviye elemanları ile toz haldeki metal kullanılarak, metal matrisli kompozit malzeme oluşturulur. Yaygın kullanılan takviye elemanları silisyum karbür, grafit, titanyum karbür, en çok kullanılan matris malzemeleri ise alüminyum, titanyum ve bakırdır (Şahin, 2000). Metal matrisli kompozit malzemelerin toz metalurjisi ile üretim aşamaları Şekil 3.7' de gösterilmiştir.



Şekil 3.7. Metal matrisli kompozit malzemelerin toz metalurjisi tekniği ile üretim aşamaları (Yılmaz vd., 1996).

Toz metalurjisi yöntemiyle metal matrisli kompozit malzeme üretiminde, matris ve takviye elemanlarının tozları öncelikle karıştırılır ve istenen şekli verebilecek bir kalıbın içine boşaltılır. Daha sonra bu toz karışımını sıkıştırabilmek amacıyla basınç uygulanır. Ardından toz parçacıkları arasındaki birleşmeyi kolaylaştırmak amacıyla sıkıştırılmış toz karışımı yeterli

miktarda katı hal difüzyonu oluşturacak şekilde ergime noktasının altında bir sıcaklıkta sinterlenir.

Toz presleme ve sinterlemenin ayrı ayrı yapıldığı bu yöntemde elde edilen malzeme yoğunluğu çok iyi değildir. Bu nedenle artık günümüzde yaygın olarak sıcak presler (HP) kullanılmaktadır. Bu işlemde tozlar karıştırıldıktan sonra, toz sıkıştırma (presleme) ve sinterleme işlemi aynı anda yapılır. Bir başka deyişle, toz karışımı sıcak preslenir. Bu şekilde yoğunluk artarken, takviye- matris arayüzey bağıda önemli ölçüde kuvvetlenir. Sıcak presleme sonucunda üretilen parça ekstrüzyon, haddeleme ve dövme gibi ikincil işlemlerin ardından kullanıma hazır hale gelir. Bir diğer alternatifte izostatik sıcak preslemedir (HIP). Bu yöntem ise son şekle yakın, çok yüksek yoğunluklu malzeme üretimi için daha uygundur. Ancak oldukça pahalıdır (Akoral vd., 2002).

3.2.5.2. Difüzyon Bağı Yöntemi

Difüzyon bağı oluşturma işlemi, katı halde kompozit malzeme üretim tekniklerinden en pratik olanlarından birisidir. Bu yöntem vakumda presleme yöntemi olarak da isimlendirilmektedir. Yöntemde, matris malzemesi metal folyo veya levha şeklinde kullanılmaktadır.

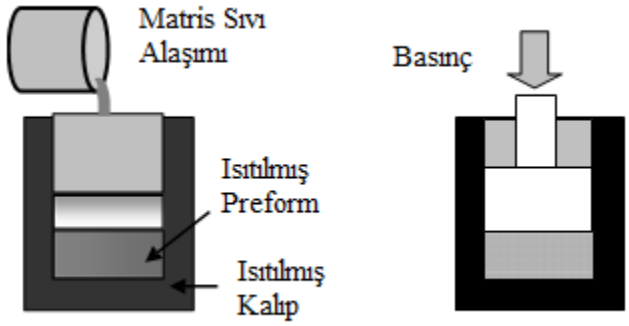
Difüzyon bağı yönteminde, takviye elemanları metal folyolar üzerine istenilen açıda ve miktarda yerleştirilebilmekte ve bu işlemler tamamlandıktan sonra ergime sıcaklığına yakın bir sıcaklık altında basılarak veya haddelenerek matris ile takviye arasında bir bağ oluşturulmak suretiyle kompozit malzeme üretilmektedir. Üretilen kompozit malzemenin dayanımı difüzyon bağına bağlıdır. Bu işlemde difüzyon bağı oluşumu için matris malzemesi ve takviye yüzeylerinin çok temiz ve oksitsiz olması gerektiğinden kimyasal olarak temizleme işlemleri yapılmaktadır.

Difüzyon bağı oluşturma işleminde sıvı halde üretim tekniğinde karşılaşılan problemlerden birisi olan takviye malzemelerinin bozulma veya ayrışmasına pek rastlanmamaktadır. Bunun sebebi, işlemlerin sıvı halde üretim tekniğine göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesidir. Vakum altında yapılan haddelenerek difüzyon bağı oluşturma işlemi, gaz altında veya atmosfer basıncında yapılan işlemlerden daha verimli ve başarılıdır. Ancak yöntem oldukça pahalı bir yöntem olup sınırlı malzeme formu ve çeşidi ile gerçekleştirilmektedir. Difüzyon bağı yönteminde matris malzemesi olarak Al ve Ti

alaşımları, takviye malzemesi olarak da SiC, Al_2O_3, B ile C gibi tek fiber ya da fiber demetleri kullanılmaktadır(Şahin, 2004; Akdoğan, 2005).

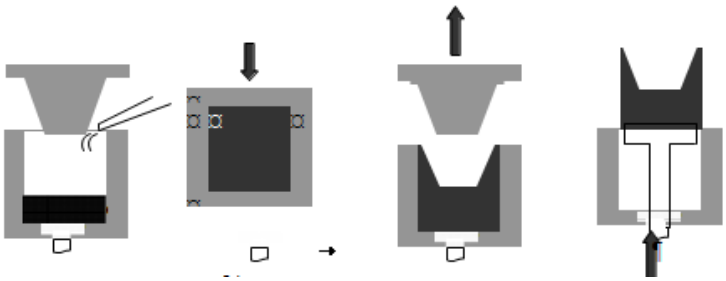
3.2.5.3. Sıkıştırmalı veya Sıvı Dövme Döküm Tekniği

Bu yöntemde takviyeden oluşturulmuş preform veya yatağa Şekil 3.8' de görüldüğü gibi sıvı alaşım hidrolik basınç altında emdirilmektedir. Sıvıyı soğutma etkisinden kaçınmak için kalıp, preform ve zımba ön ısıtmaya tabi tutulmaktadır.



Şekil 3.8. Sıkıştırma döküm yöntemi (Şahin, 2000).

Sıvı dövme ile metal emdirme tekniğinin şematik resmi ve aşamaları Şekil 3.9' da gösterilmiştir. Bu teknikte, önceden ısıtılmış seramik elyafların sıvı metal içerisine veya metal kalıp içine uygun bağlayıcılarla yerleştirilen mastar elyafların basınç altında sıvı metalle emdirilerek katılaşması kısa sürede gerçekleşmektedir. Bu aşamalar şekildeki sırasına göre boşaltma, dökme, sıkıştırma ve çıkartma olarak sıralanabilir (Şahin, 2000).



Şekil3.9. Düşey makina ile sıkıştırmalı veya sıvı dövme döküm işleminin basamakları (Şahin, 2000).

3.2.5.4. Sıvı Metal Emdirmesi (İnfiltrasyon)

Sıvı metal emdirmesi tekniği, takviyeli metal matriksli kompozitlerin üretilmesinde yaygın olarak kullanılan bir metottur. İnfilitrasyon yöntemi, havada inert gaz kullanılarak veya vakumlu atmosferde gerçekleştirilebilir (Ejiofor, 1997). Bu metotta prensip, önce istenilen şekilde uygun bağlayıcı kullanılarak preform (ön-şekil) hazırlanır. Kompozitte tasarlanan takviye hacim içeriği ve doğrultuları bu aşamada yapılır. Hazırlanan bu model kalıp içerisine yerleştirilmekte ve ergimiş metal enjekte edilerek bu mastarın ısıtılması sıvı metal emdirerek sağlanır, bu arada organik bağlar yanar ve katılaşmaya bırakılır. Emdirme işlemi, sıvı dövme döküm tekniğinde olduğu gibi basınçla gerçekleştirilebilir (Şahin, 2000). Sıvı hal üretiminin en önemli dezavantajı ıslatılabilirlik, istenmeyen arayüzey reaksiyonlarının gerçekleşmesi, preformun yapısal bozulmasıdır (Aslanoğlu, 1998).

İnfiltrasyon tekniğini, kısa fiber takviyeli alüminyum alaşımları üzerinde ticari olarak ilk deneyen şirket Toyota firmasıdır. Dizel motorların silindirleri üzerinde denemiştir. Başlıca üretim yöntemi basınçlı döküm yöntemidir. Kısa fiber alümina preformu önceden ısıtılmış kalıba yerleştirip ergimiş alüminyum alaşımını döktükten sonra basınçlı döküm hidrolik presde gerçekleştirilir. Kompozit alüminyum pistonlar takviyesiz pistonlardan daha iyi performans sergiler (Aslanoğlu, 1998).

3.2.5.5. Yarı Katı Karıştırma

Bu yöntem bazen Compocasting veya Rheocasting olarak da anılmaktadır. Bu anılan yöntemde katı ile sıvı arasındaki sıcaklığa sahip yarı katı karıştırmak suretiyle yapılan takviye ilave tekniğidir. Alaşımın sıcaklığı sıvı sıcaklığının 30-50 ^{o}C üzerine çıkarılıp şiddetli şekilde karıştırılarak yarı-katı aralığa kadar soğumasına müsaade edilir. Devam eden bu hareketlilik, katılaşan dendiritleri kırarak ince küresel parçacıklara dönüştürmekte ve yarı akışkan vizkozitesindeki yükselmeye de engel olur. Karıştırma devam ederken takviye ilavesi gerçekleştirilir. Nispeten düşük viskositeye sahip karışım doğrudan basit kütük şeklinde dökülebilir ve bu durumda yöntem ise Rheocasting adını alır. Şayet karışım sıvı sıcaklığı üzerine çıkarılıp karıştırılarak yapılırsa bu durumda da işleme Compocasting adı verilmektedir. Fakat helisel indüksiyon karıştırıcı kullanılarak da kompozit üretim çalışmaları yapılmaktadır. Bu proses sırasında deformasyon direnci oldukça düşük olduğundan dolayı, son şekle yakın parça, ekstrüzyon ve şekil verme yöntemleri

kullanılarak üretilebilir. Bu yöntemde ortaya çıkan en önemli problem karıştırma sırasında sürtünme etkisiyle fiberde hasar meydana gelmesidir (Şevik, 2004).

3.2.5.6. Basınçlı ve Basınçsız İnfiltrasyon Tekniği

Bu teknik Şekil 3.10' da görüldüğü gibi sıvının, preform veya yatak içerisine basınçlı soy gaz ile itilmesidir. Bir ucu basınç ünitesi içerisine yerleştirilmiş pota içerisindeki sıvı metale daldırılmıştır. Diğer ucu normal atmosfer veya vakuma bağlanmış ve içerisinde takviye malzeme bulunan bir silindirden meydana gelmiştir. Silindir içerisindeki bu parçacıklar sıvı metale daldırılarak veya başka bir yerde ön ısıtmaya tabi tutulur. Bu teknikte işlem değişkenleri şunlardır;

a) Kalıp ön ısıtma sıcaklığı,

b) İnfiltrasyon sıcaklığı,

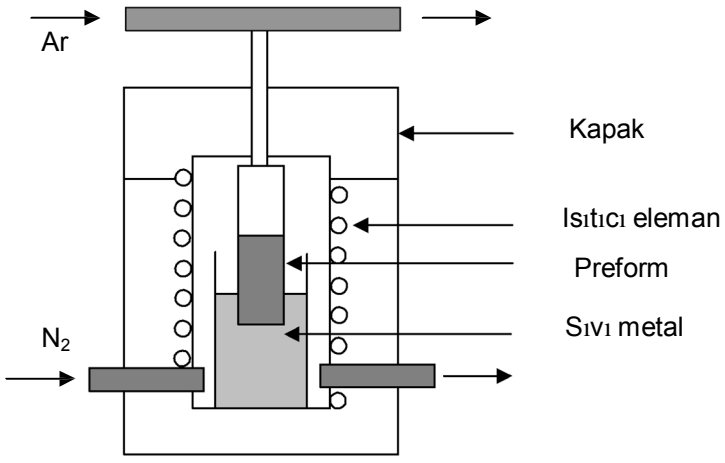
c) Sıkıştırılmış takviye yoğunluğu,

d) Takviye parçacık boyutu,

e) İnfiltrasyon hızı,

f) Sıvı metal sıcaklığı gösterilebilir.

Kapasitans tekniği kullanılarak gerçekleştirilen basınçlı infiltrasyon yönteminde; toz numune içeren kuvartz tüp içerisine metal elektrot arasında bir potansiyel farkı uygulanmıştır. Sıvı metal elektrot seviyesini geçecek şekilde preform içerisine girdiği zaman silindirik bir kapasitör oluşmaktadır. Bu durumda kuvartz tüp di-elektrik olarak sıvı metal ise ikinci elektrot olarak görev yapmaktadır. Bu teknikte yaklaşık %50 hacimsel yoğunluğa sahip SiC preformun kalay ile infiltrasyonu sağlanabilmektedir (Gül, 1999).



Şekil 3.10. Basınçlı infiltrasyon tekniği



Şekil 3.11. Basınçsız infiltrasyon tekniği

Basınçsız infiltrasyon tekniğinde, sıvı metalin takviye parçacık içerisine kendi kendine infiltrasyonunu sağlayan bu teknikte paketlenmiş seramik toz yatak azot atmosferinde basınç uygulanmaksızın Al-Mg alaşımının infiltrasyonu sağlanabilir (Denklem 3.1 ve Denklem 3.2). Alaşım-seramik sistemi 800-1000 ^{o}C' ye kadar ısıtılmaktadır. Şekil 3.11' de basınçsız infiltrasyon olarak adlandırılan sıvı oksidasyon tekniği gösterilmiştir.

İnfiltrasyon işlemini sağlayan reaksiyon denklemi,

$$N_2+3Mg=Mg_3N_2 \qquad 3.1$$

İnfiltrasyon sırasındaki reaksiyon denklemi,

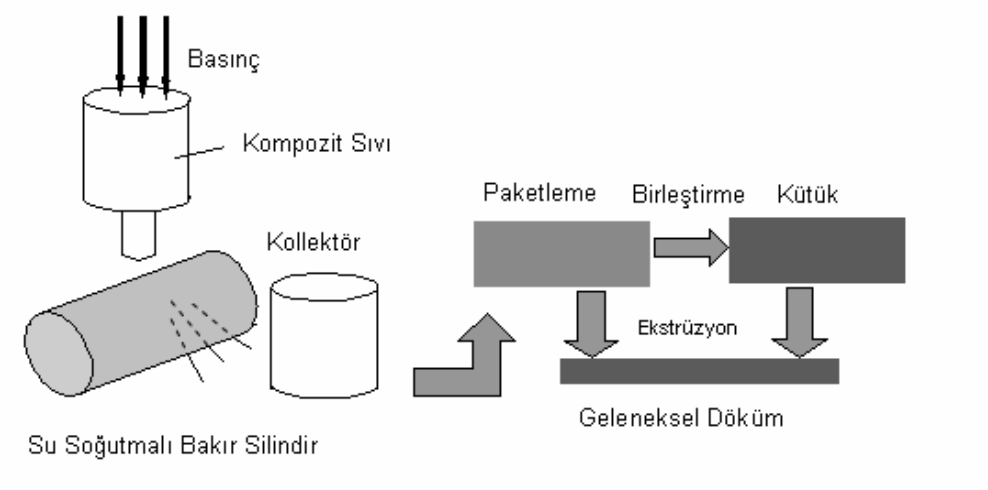
$$Mg_3N_2+2Al=2AlN+3Mg \qquad 3.2$$

şeklinde yazılabilir. İnfiltrasyon sıcaklığına ısıtma sırasında magnezyum buharlaşır. Takviye yüzeyini kaplayan Magnezyum Nitrit (Mg_3N_2) oluşturmak üzere azot atmosferi ile reaksiyona girer. Mg_3N_2 basınç veya vakum uygulanmaksızın alaşımın takviye faza infiltrasyonuna imkân sağlayan bir bileşiktir.

3.2.5.7. Hızlı Katılaşma Tekniği

Bu yöntem Şekil 3.12' de görüldüğü gibi basınç altında suyla soğutulan bakır disk üzerine sıvı jeti halinde verilerek 40-60 µm kalınlığında, 6-8 µm uzunluğunda ve 0.5-0.7 µm genişliğinde lamelsi tozlar elde edilir. Bunlar bir araya getirilerek değişik ikincil işlemlere tabi tutulur. İki kritik proses parametresi ise diskin soğuma hızı ve disk üzerine verilen malzeme miktarıdır. şayet disk çok hızlı dönecek olursa sıvı, toz üretmek için yeteri

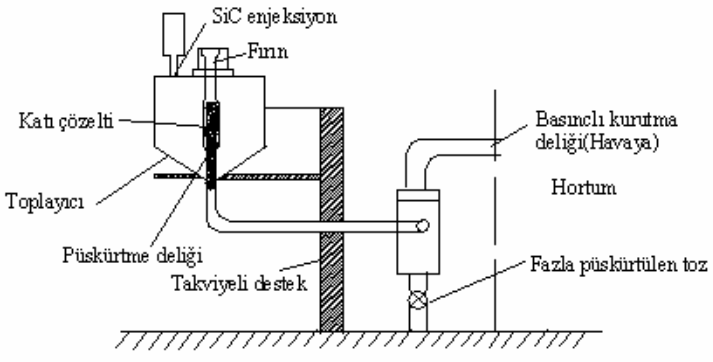
kadar diske temas etmeyecektir. Çok yavaş dönmesi durumunda ise, ikincil işlem için kabul edilebilir olmayan kalın lameller elde edilecektir (Gül, 1999).



Şekil 3.12. Hızlı katılaşma prosesi ile kompozit üretim tekniği

3.2.5.8. Plazma Püskürtme Tekniği

Silisyum karbür parçacıklı kompozitleri üretmek için kullanılan bu teknik ilk defa ALCAN şirketi tarafından kullanılmıştır. Şekil 3.13' de işlemin şeması verilmektedir. Bu teknikte, püskürtülecek alaşım, indüksiyon fırınında ergitilir ve potaya basınç uygulanır. Ergimiş alaşım püskürtülürken aynı zamanda parçacıklı elyaflar atomize edilmiş sıvı içerisine enjekte edilerek önceden ısıtılmış alt katman üzerine çökeltilir ve toplayıcı üzerinde katı bir çökelti oluşur. Soğuduktan sonra kaplanmış çökelmiş çubuk haddelenmesi için göbekten çıkartılır. Bu metot genellikle alüminyum gibi ergime noktası düşük olan metallere uygulanmalıdır.



Şekil 3.13. Plazma püskürtme tekniği

Tipik olarak metalin akış miktarı yaklaşık 5 kg/dak ve %95 yoğunlukta çubuk üretilebilmektedir. Bu metodun faydası;

a) Ergimiş metal zerrecikleri ile elyaf arasında temas zamanı çok kısa olduğundan reaksiyon en aza indirilebilmektedir.

b) Katılaşma oranı oldukça hızlı gerçekleştiğinden düzgün mikro yapı elde edilebilmektedir. Ayrıca parçacıklar arası mesafenin kontrol edilebilmesi ve parçacıkların daha kolay yönlendirilebilmeleri diğer bir üstünlüğüdür (Şahin, 2000).

3.2.5.9. Sıcak Presleme ve Sıcak İzostatik Presleme

Bu yöntemde lifler alüminyum, magnezyum ve titanyum gibi metal matrisler arasına yerleştirilerek yüzeye püskürtülen ve presleme sırasında yanacak olan bir bağlayıcı ile konumlarından kaymamaları sağlanır. Daha sonra preform kompozit tamburdan çıkarılır, istenilen ölçüde kesilir ve sıcak pres kalıp içine istiflenir. İstiflenmiş kütle üstüne hafif basınç uygulanır ve bağlama sıcaklığına ulaşıldığında gerekli zaman için Şekil 3.14' de görüldüğü gibi tam bağ basıncı uygulanır. Daha sonra basınç kaldırılır ve termal uzamalardan ileri gelen kalıcı gerilmeleri en aza indirmek için komple parça yavaş şekilde soğumaya bırakılır.

Sıcak presleme ile üretilen kompozitlerden şu avantajlar beklenir;

a) Yüksek dayanım,

b) Dayanım/yoğunluk oranı geleneksel malzemelerden 2-4 kat daha yüksek olması,

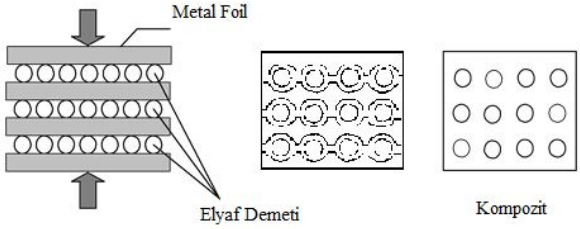
c) Yüksek sıcaklıklarda dayanımı muhafaza etmesinin mükemmel olması,

d) Yorulma dayanımının iyi olması,

e) Karışımlar kuralına tam uyum göstermesi.

Bu yöntemde, kaplama malzemesi fiber yüzeylerini korurken aynı zamanda matris metalini de oluşturur. Kaplama tabakasının kalınlığı doğrudan doğruya fiberler arası mesafeyi kontrol eder. Sıcak izostatik presleme tekniğinde uygulanan sıcaklıklar, soğuk preslemeden sonra yapılan sinterleme sıcaklığından ve sıcak preslemede kullanılan sıcaklıklardan daha düşüktür. Bor ve grafit takviyeli metaller bu tekniğin uygulamalarına örnek olarak gösterilebilir. Titanyum alaşımları bor fiberleriyle pekiştirilirken bileşenler arasında 870 ^{o}C' de reaksiyonlar görülür. 870 ^{o}C' nin altında yapılan izostatik preslemede ara yüzeyde boşluk bırakmadan ve önemli bir fiber hasarı meydana gelmeksizin Ti/B

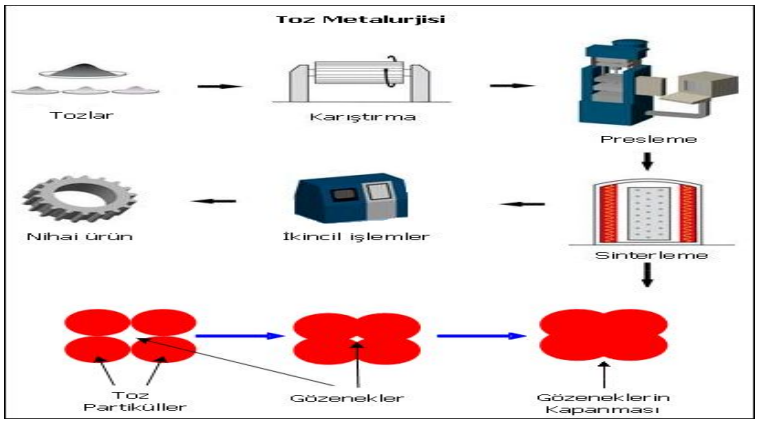
kompozitleri üretilmektedir. Grafit fiberler nikel veya kobalt ile kaplandıktan sonra sıcak izostatik presleme ile şekillendirilirler (Şahin, 2000).



Şekil 3.14. Folyo matris ile filamentlerin kesit görünümü

3.2.6. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi metal tozlarının belirli oranlarda karıştırılarak, oda sıcaklığında hassas kalıplarda, istenen teknik değerlere uygun basınçlarda sıkıştırılması (presleme) ve kontrollü atmosferlerde fırınlanmasıyla (sinterleme) parça üretme yöntemidir. Parçalardan beklenen diğer özelliklere ulaşmak için sinterlemeden sonra kalibrasyon, çapak alma, yağlama ve ısıl işlemler gibi işlemlerde yapılabilir (Yıldırım, 1999). Bu yönteme ait imalat basamakları Şekil 3.15' de gösterilmiştir.



Şekil 3.15. Toz Metalurjisi döküm yönteminin şematik gösterimi (Güneş, 2010).

Toz metalurjisi üretim yöntemleri diğer metal şekillendirme yöntemlerinden tamamen farklıdır ve seramik parça üretim teknolojisine benzemektedir. İşlem her iki halde de tozların bir kalıp içinde sıkıştırılmasıyla başlanır. Oluşturulan şekil pişirilerek gerekli mukavemete kavuşturulur (Somunkıran, 1999). Bazı parçalar bu işlemi takiben kalibrasyon (yeniden presleme), yağ veya plastik emdirme, daha düşük ergime noktalı

bir metal veya alaşım sızdırma, ısıl işlem veya kaplama işlemlerine tabi tutulabilir. Diğer bir ifadeyle T/M, elementel tozların, tam veya yarı ön alaşımlanmış tozların bağlayıcılar ve yağlayıcılarla birlikte harmanlanarak uygun sıkıştırma yöntemleri ve sıcaklıklar kullanılarak arzu edilen şekilde üretilmeleri süreçlerini içeren oldukça kapsamlı ve çok disiplinli bir malzeme üretim yöntemidir (Öveçoğlu, 1997).

Toz metalurjisi (T/M) modern bir imalat yöntemidir. Çok küçük partikülleri birbirine bağlayarak parça haline getirme işlemidir. Bu işlem metal tozlarının kendine has yöntemler ile küçük, girintili çıkıntılı, diğer klasik yöntemlerle üretilmesi zor olan iş parçalarının seri olarak üretilmelerine olanak sağlayan toz malzeme teknolojisidir (Benjamin, 1974). Toz metalurjisi teknolojisi, artık malzeme bilimlerinin önemli bir alanı olmuştur. Böylece, toz dövme, metal matrisli kompozit sıcak izostatik presleme gibi çeşitli süreçlerde toz metalurjisi teknolojisinin kullanım alanı gün geçtikçe genişlemiştir (Taner, 2000).

TM yöntemi genelde, takviyelenecek parçacıklara sahip matris alaşımının tozlarının karışımını, preslenmesini ve katı faz sinterlenmesini içerir. Bu takviye ile matris arasındaki az reaksiyonun olduğu, diğer yöntemlerden daha düşük sıcaklıkların kullanılması anlamını taşır. İyi bir mikroyapı elde edebilmek için karışımda bütün parçacıkların homojen dağılması önemlidir (Torralba vd., 2003).Takviye malzemesinin sıvı alaşım tarafından ıslatılabilirliğinin düşük olması nedeniyle, ilk olarak geliştirilen diğer bir üretim yöntemi olması nedeniyle TM yöntemi önemlidir (Huda vd., 1995).

Seramik parçacıkların sıvı alaşım tarafından ıslatılmasındaki güçlükler nedeniyle geliştirilen ilk kompozit üretim yöntemi olan TM uygulamalarında whisker veya parçacık şeklindeki takviye malzemesi ile metal veya alaşım tozları karıştırılır. Bu karışım daha sonra soğuk ya da sıcak presleme ile kalıplanır. Soğuk preslemeden sonra ürün, parçacık veya matris arayüzey mukavemetini artırması amacıyla sinterlenir. Sinterleme sonrasında %75-85 yoğunluğa sahip ara ürün elde edilir. Bu ara ürün daha sonra dövülür, haddelenir ya da ekstrüze edilir (Torralba vd., 2003).

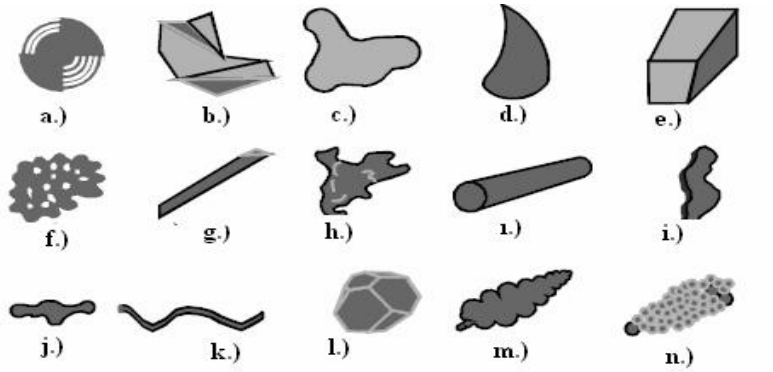
TM ile imal edilen parçaların özelliklerini önemli oranda bu parçaların imalında kullanılan tozların sahip olduğu özellikler belirlemektedir. Bu nedenle tozların özellikleri ve aldıkları rolün anlaşılması önemlidir. Tozların görünür yoğunluğu, yani preslenmemiş ve yerleşmemiş tozların verilen hacminin kütlesi önemli bir parametredir. Görünür yoğunluk tozlarındaki boşluk derecesi ve toz şeklinin fonksiyonudur. Toz şeklinin karmaşıklaşması ve gözenekliliğin artması görünür yoğunluğu düşürür. Görünür

yoğunluğunun düşmesi ise presleme aşamasının da hacim azalmasını artırır ve böylece soğuk kaynak miktarını artırır. Sonuçta, daha yüksek ham mukavemetli parça elde edilmiş olur. Parçanın sinterleme verimi de soğuk kaynak miktarının artmasından dolayı artacaktır. Kalıp içindeki tozların paketlenme verimliliği toz boyut dağılımına geniş ölçüde bağlıdır. Büyük tozlar arasında oluşan boşluklar küçük boyuttaki tozlarla doldurulabilir. TM sürecinde önemli olan bir diğer husus, saflıktır. Tolerans gösterilip, izin verilecek yabancı madde seviyesi büyük oranda maddelerin tamamının yapı ve durumuna bağlıdır. Pek çok metal tozunun ince bir oksit tabakası ile kaplı olması presleme işlemine fazla etkili olmaz. Çünkü tozlar arası sürtünme ile bu tabaka kolayca yırtılır ve açığa çıkan metal yüzeyler hemen soğuk kaynak olurlar (Sağırlı, 1990).

Tozların fiziksel özellikleri; tane şekli ve boyutu, yoğunluk, akıcılık ve sıkıştırılabilirlik olarak sıralanabilir. Metal tozlarının tane büyüklüğü genellikle elek analizi ile belirlenmektedir. Tane boyutunda esas olan parçacık boyutlarının belirlenmesidir. Tozun tamamının aynı boyutta olduğu söylenemez, ancak ortalama boyuttan söz edilebilir. Boyut analizleri ile her bir aralıktaki tozun %miktarı ve ortalama tane boyutu belirlenir. Tozun şekli, tane boyutunun tespitinde çok önemlidir. Küresel tozlarda sadece çapın bilinmesi yeterli iken pul şeklindeki toz parçacıklarının pul kalınlığı ile düzlem yönündeki boyutun ölçülmesi gerekir. Alanı değişik şekilli tozlarda yüzey alanından gidilerek tane boyutu tespit edilir. Yüzey küreye denkleştirilerek tane boyutu bulunur.

3.2.6.1. TM' de Kullanılan Tozların Özelliklerinin Belirlenmesi

Tozlarının en önemli özelliklerinden biri olan tane şekli, tozların, akıcılık, görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik ve ham mukavemet gibi özelliklerini etkileyen önemli bir etkendir. Şekil 3.16' da görüldüğü gibi tozların tane şekilleri, tozların üretim metoduna göre değişik şekillerde olabilmektedir. Genellikle küresel şekilli toz taneleri gaz atomizasyonu ile elde edilirken, gaza oranla daha hızlı soğutucu olan su atomizasyonuyla karmaşık tane şekillerine sahip tozlar elde edilmektedir.



Şekil 3.16. a.) Küresel b.) Angular c.) Yuvarlak d.) Damlacık e.) Kübik f.) Gözenekli g.) Asikülar h.) Düzensiz ı.) Silindirik i.) Flake j.) Ligamental k.) Liber l.) Poligonal m.) Dentritik n.) Agregate (Salak vd., 2006).

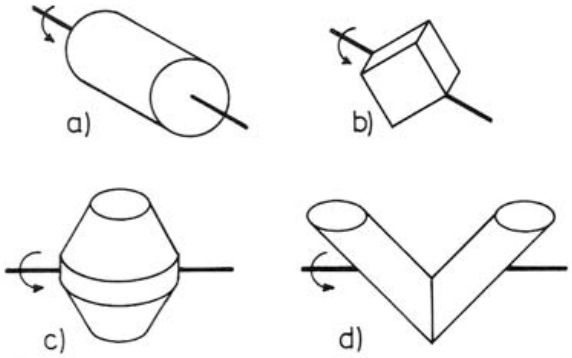
Herhangi bir tozun görünür yoğunluğu, tozların preslenmesi için dizayn edilen kalıptaki boşlukların boyutlarını belirleyen en önemli faktördür. Görünür yoğunluğun tespiti için gevşek, birbirine yapışık olmayan belirli miktardaki metalik toz hacmi bilinen bir kaba tam olarak doldurulur ve kütlesi ölçülür. Daha sonra kütlenin hacme oranıyla görünür yoğunluk tespit edilir. Kabın gevşek olarak doldurulması tozun eğimli plaklar üzerine düşürülmesi ile sağlanır Demir tozlarının görünür yoğunlukları gözlenebilir farklılıklar gösterirler.

Metal tozlarının üretim yöntemleri ile ürünün şekli ve mikroyapısı arasında bir ilişki vardır. Metal tozlarının üretim yöntemleri atomizasyon, kimyasal elektroliz ve mekanik yöntemler olarak özetlenebilir. Atomizasyon yöntemi ile kimyasal şekilli tozlar üretilir. Bunların yüzeyleri düz ve muntazam olabileceği gibi pütürlüde olabilir. Kimyasal yöntemle ise karmaşık şekilli tozlar üretilebilir. Bu toz partikülleri sünger şeklinde yapıları verir. Bu tozlara elektron mikroskobu ile bakıldığında kaktüs şeklinde bir görünümü vardır. Elektroliz yöntemiyle dentrit şekilli tozlar üretilir. Mekanik yöntemle ise lamel şekilli tozlar üretilir. Lamel şeklindeki tozların kenarları düzensiz ve dantelli olup genişlik ve uzunlukları genellikle kalınlıklarından büyüktür (German, 1998).

3.2.6.2. Metal Tozlarının Karıştırılması ve Yağlayıcı İlavesi

TM teknolojisinin toz imalatından sonraki önemli bir aşaması, homojen bir şekilde karıştırılmasıdır. Metalik tozlar, yağlayıcılar ve isteğe bağlı alaşım elementleriyle homojen bir karışım elde etmek için karıştırılır. Karışım, imalatı yapılacak parçanın ağırlığına göre, % olarak karışım elementlerinin ağırlığı belirlenerek oluşturulur. Karışım içerisine,

genellikle %0.5-1.5 arası yağlayıcı ilave edilmektedir. Yağlayıcı olarak çinko stearat, stearik asit, metalik stearatlar ve parafin en çok kullanılanlarıdır. Özellikle küresel tozların paketlenmesinde, parafin, polivinil alkol (PVA) gibi bağlayıcılar sıklıkla kullanılmaktadır. Yağlayıcının temel amacı, toz taneleriyle takım yüzeyleri ve kalıp duvarları arasındaki sürtünmeyi azaltmak, tozların sıkıştırma sırasında kolay kaymalarını sağlamaktır (Hale, 2003). Karıştırma işlemi, Şekil 3.17' de verilen prizmatik, V şekilli ve çift taraflı konik kaplar tarafından gerçekleştirilir.



Şekil 3.17. Karıştırıcı geometrileri a)Silindirik, b)Döner küp, c) Çift taraflı konik, d)V tipi (German, 1984).

Karıştırma işleminde karıştırıcı doluluk oranının, minimum %30-40 olması tavsiye edilmektedir. Karıştırma işleminin 20-30 dev/dak hızda, 20-30 dakika süreyle yapılması tavsiye edilmektedir. Optimum karıştırma işlemi, ham yoğunluğu ve sinterleme sonrası yoğunluğu etkilemektedir.

Uygun karıştırma yapılmazsa, partiküller arasında mekanik kilitlenme meydana gelerek sinterleme sonrası daha büyük gözenekli yapı meydana gelmekte ve bu mekanik özelliklerin kötüleşmesine neden olmaktadır. Yüksek hızda karıştırma homojenliği ortadan kaldırır ve toz tanelerinde plastik deformasyon meydana getirebilmektedir. (German, 1989).

3.2.6.3. Metal Tozlarının Sıkıştırılması

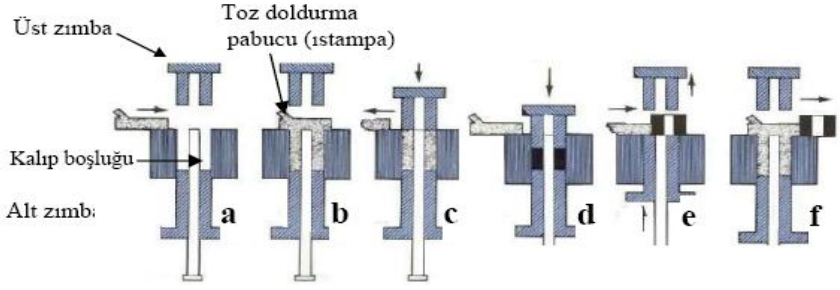
Bir toz kütledeki, toz tanelerinin hepsi aynı boyutta ve şekilde değildir. Dolayısıyla sıkıştırma öncesi tozların homojen dağılımlarını elde etmek amacıyla tozlar yağlayıcılarla birlikte belli bir süre karıştırılırlar. Yağlayıcı kullanmanın amacı, tozların şekillendirilmesi sırasında toz kütlelerinin kalıp duvarlarını daha az aşındırması, kalıptan daha kolay çıkartılması ve toz taneleri arasındaki sürtünmeleri azaltmak suretiyle tozların akışını

kolaylaştırmak, meydana gelecek enerji kayıplarını azaltmaktır. Yağlayıcılar düşük yoğunlukta olduklarından çok az miktarda toza ilave edildiğinde çok büyük bir hacmi işgal edebilir. Grafit tozu metal tozlara yağlayıcı olarak %1-1.5 oranında ilave edilebilir (Kuşkonmaz,vd., 1993; Ünal vd., 1999).

Şekillendirme sonrası parçanın kalıptan çıkartılması için gerekli olan sıyırma basıncını düşük tutan yağlayıcı iyi bir yağlayıcıdır. Yağlayıcı ve toz optimum bir sürede karıştırılmalıdır. Fazla karıştırma, düşük ergime derecesine sahip yağlayıcının ısınarak yapışkan bir hal almasına sebep olabileceği gibi, az karıştırma ise yağlayıcıdan beklenen özelliği karışıma yansıtmaz. Bazı yağlayıcılar yapıştırıcı görevi görüp mukavemet artışına sebep olduğu gibi bazıları ise sinterleme esnasında yanarak gözenek artışına sebep olur ve buna bağlı olarak sinterleme ile artması gereken yoğunluk düşebilir (Mabuchi, vd., 2001; Akbulut vd., 1995).

Yağlayıcı ile karıştırılan metal tozları, üretilecek parçanın sinterleme öncesi son şeklini vermek ve istenen oranda gözeneklilik sağlamak amacıyla üretilecek parça şekline göre hazırlanmış kalıplar içerisinde presle sıkıştırırlar. Sıkıştırmada kullanılan kalıp ve maça pimleri tungsten karbürden, alt ve üst zımbalar yüksek kaliteli takım çeliğinden yapılmalıdır (Hanyaloğlu, 1999; Arık, vd., 2003).

Şekillendirme başlangıcında tozların yoğunluğu yaklaşık görünür yoğunluğa eşittir. Uygulanan basıncın artmasıyla tanecikler arası nokta teması bozulur ve gözeneklilik azalır. Başlangıç olarak temas sayıları, taneciklerin yeniden düzenlenip kayma meydana gelince artar. Artan basınçlarda plastik deformasyon ile birlikte temas yüzeylerinin artmasıyla yoğunluk artar. Böylece basınç temas yüzeylerinde bölgesel deformasyona sebep olur. Deformasyon sırasında meydana gelen soğuk kaynak, sıkıştırma sonrası ham mukavemet artışına sebep olur. Artan basınç ile birlikte gözeneklilik azalır ve temas sayısı artar, böylece bütün toz taneleri soğuk deformasyon sertleşmesine uğrar. Şekil 3.18' de sıkıştırma işlemi kademeli olarak gösterilmektedir (Kurt, 1992).



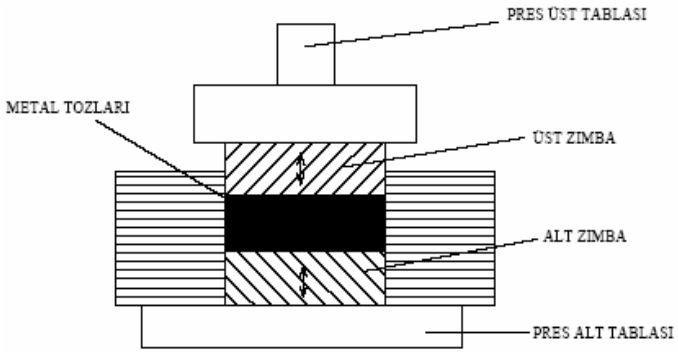
Şekil 3.18. Toz metal parçaların sıkıştırma basamakları (Türk TM Derneği, 2006).

3.2.6.4. Presleme

Presleme genellikle oda sıcaklığında özel şekilde hazırlanmış çelik kalıpta yapılır. Toza, plastik şekil değiştirme özelliğine göre 1-10 ton/cm^2 arasında değişen basınç tatbik edilir. Geleneksel toz sıkıştırılması işleminde tek eksen boyunca uygulanan basınç sonucu, kalıbı dolduran tozlar preslenerek şekillenir. Toz doldurulduktan sonra, üst baskı plakası (dalgıç piston) ile basma gerçekleşir ve sıkıştırılmış toz metal blok parça alt pistonun hareketi ile çıkarılır. Kalıp duvarlarının aşınmasını engellemek ve tozların kolay sıkıştırılabilirliği için tozlara ve kalıp duvarlarına yağlayıcılar eklenir.

3.2.6.4.1. Tek Yönlü Presleme

Uygulanan basınç arttıkça toz kütlesinin yoğunluğu artar. Yani bünyedeki gözeneklilik düşer. Tek yönlü presleme ekonomik bir yöntem olmasına karşın, bazı dezavantajları ve sınırlılıkları vardır. Karmaşık şekillerdeki parçalar ile boy/en (L/D>2.5) oranı yüksek olan metalik parçalarda istenen ham yoğunluklar gerçekleşemez. Bu yüzden karmaşık ve boy/en oranı fazla olan şekillerdeki parçaları basmak amacıyla soğuk izostatik presleme ile tozların preslenmesi işlemleri gerçekleştirilir. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen soğuk izostatik presleme işleminde, tozlar kauçuk bir kalıba doldurularak yağla dolu basma hücresinin içerisine yerleştirilir. Basma pistonu veya dalgıcı sayesinde yağ, kalıba her yönden eşit baskı yapar ve bu sayede basılmış numunelerin her tarafı aynı yoğunlukta olur (Öveçoğlu, 1997). Tek yönlü preslemenin şematik resmi Şekil 3.19' da verilmiştir.



Şekil 3.19. Tek yönlü preslemenin şematik gösterimi (Sarıtaş vd., 2007).

İzostatik presleme, hedeflenene yakın boyut ve şekillerdeki TM parçalarını üretmek için kullanılır. Geleneksel presleme veya kalıplamadan farklı olarak izostatik presleme, yağ, gaz veya su gibi bir basınçlı sistemde gerçekleştirilir. İzostatik preslemenin faydaları;

a) Karmaşık şekil kabiliyeti,

b) En aza indirilmiş pahalı toz girişi,

c) Azaltılmış malzeme kaybı (karmaşık şekil yapımında),

d) Preslenmesi zor parçaları üretebilme,

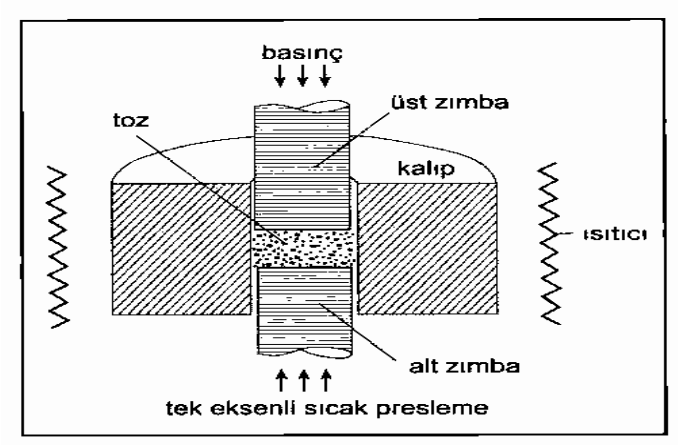
e) Genellikle bağlayıcıya ihtiyaç yoktur,

f) Parçayı son şekil ve boyutuna yakın üretebilme,

g) Homojen yoğunluk ve özellikler sıralanabilmektedir (German, 1997).

3.2.6.4.2. İzostatik Presleme

Tozların her yönden aynı basınçla sıkıştırılması işlemidir. İzostatik presleme TM' de yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Homojen yoğunluk dağılımını sağladığı için seramiklerde yaygın olarak tercih edilir. Kuru preslemede olduğu gibi çeşitli bağlayıcı ve yağlayıcılarla hazırlanan karışım, sıvı geçirmeyen esnek bir lastik kalıba konulur. Kalıbı çevreleyen sıvı 400 MPa kadar sıkıştırılır. Elde edilen ham yoğunluk %50 civarındadır. Parça boyutunun çok sınırlı olmaması bu yöntemin başka bir tercih sebebidir (Kalpakjan vd., 2003; Geçkinli, 1991). Tek eksenli sıcak presleme Şekil 3.20' de gösterilmiştir.



Şekil 3.20. Tek eksenli sıcak preslemenin şematik gösterimi (Sarıtaş vd., 2007).

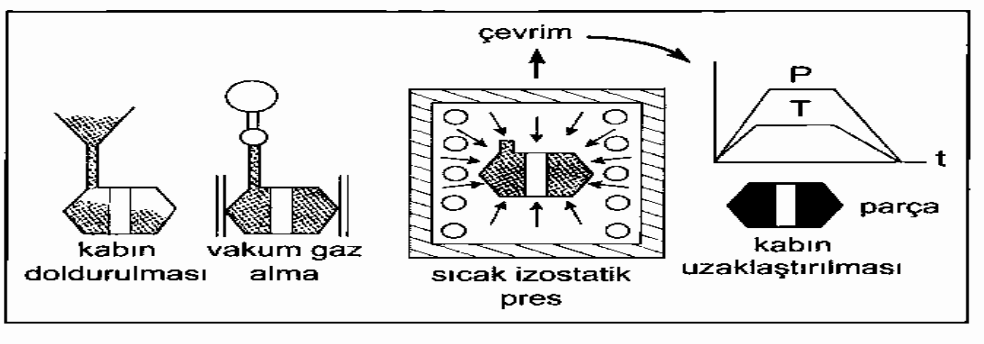
3.2.6.4.3. Sıcak İzostatik Presleme

Sıcak izostatik presleme (HIP), yüksek sıcaklıklarda bir toz kütleye veya ön şekil verilmiş bir parçaya yüksek izostatik basınçlar uygulamak suretiyle gerçekleştirilen bir malzeme hazırlama (şekil verme) yöntemidir. Bu işlem sonucunda genellikle tam yoğunluğa ulaşmış ürünler elde edilebilir (Bradbury, 1986).

Seramik ürünlerindeki densifikasyonu artırmak için genellikle sıcak preslemeye başvurulur. Sinterleme, yüksek sıcaklık ve uzun bir sürede yapılsa bile nihai malzemede, densifikasyon ancak %80-90 mertebesinde gerçekleşmektedir. Sinterlemede densifikasyon difüzyon prosesine dayandığından tam bir densifikasyon ancak difüzyonun hızlı olduğu erime noktasına yakın yüksek sıcaklıklarda gerçekleşebilir. Ancak, bu uygulamada birtakım güçlükler vardır örneğin, refrakter ve seramik malzemelerin ergime noktaları çok yüksek olduğundan, çok yüksek sıcaklıklarda sinterleme hem teknik açıdan hem de ekonomik açıdan mümkün değildir. Diğer taraftan, süper alaşımlar içinde yüksek sıcaklıklarda sinterleme, tane büyümesi ve mevcut fazların kararlılığı açısından pratik olarak mümkün değildir. Benzer şekilde, süper iletken seramiklerin üretiminde de faz dönüşümü nedeniyle yüksek sıcaklıklarda sinterleme yapmak mümkün değildir. Bütün bu güçlükler, sinterlemenin tam bir densifikasyon için yeterli olmadığını göstermektedir (Yılmaz, 2005).

Sıcakta presleme iki şekilde uygulanabilir. Bunlardan birincisi kuru preslemeye benzerdir. Ancak, presleme fırın içerisinde yapılır bu yöntemde tozlar tek yönde sıkıştırılır. Diğer yöntem ise sıcak izostatik presleme (HIP) olup önemi gün geçtikçe artmaktadır. Klasik yöntemlerle poroziteyi ortadan kaldırabilmek için gereğinden yüksek sıcaklık ve basınç altında uzun süre malzemeyi tutmak gerekmektedir. Oysa işlemin daha düşük sıcaklıklarda ve kısa sürede tamamlanması, hem mikroyapının ince kalması açısından hem de enerji tasarrufu açısından önem taşımaktadır (Yılmaz, 2005). HIP prosesi, jeolojide yüksek basınç ve sıcaklık altında kaya ve elmasın oluşumuna benzer bir biçimde tozların sıkıştırılarak yoğun bir malzeme olmasını sağlar HIP prosesinde densifikasyon, büyük ölçüde atomların yayınması ile değil, toz malzemenin hareketi ile gerçekleşir. Bunun sonucu olarak, düşük sıcaklıklarda ve daha kısa sürede densifikasyon gerçekleşebilmektedir (Yılmaz, 2005). Tozların, HIP' le sıkıştırılması esnasında davranışı karmaşık olup, başlıca tozların yeni bir düzene girmesini, plastik deformasyona ve sürünme gibi olayları içermektedir (Yılmaz, 2005). Günümüzde HIP prosesi, takım

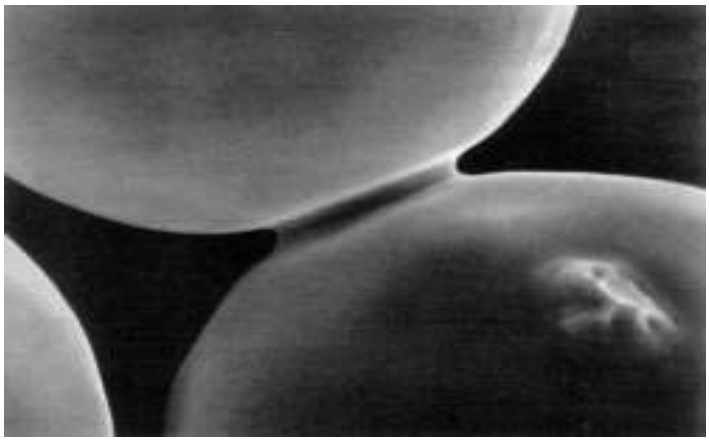
çeliklerinin, nükleer yakıtın, titanyum alaşımlarının, refrakter malzemelerin, seramik kompozitlerin ve süper alaşımların üretiminde kullanılmaktadır (Şekil 3.21). HIP kinetiğine etki eden parametreler sıcaklık, basınç, toz boyutu ve malzemenin mekanik davranışıdır. HIP prosesi sonucunda meydana gelen densifikasyon, belirli boyuttaki toz ve sıcaklık için HIP basıncına bağlı olarak değişmektedir (Yılmaz, 2005).



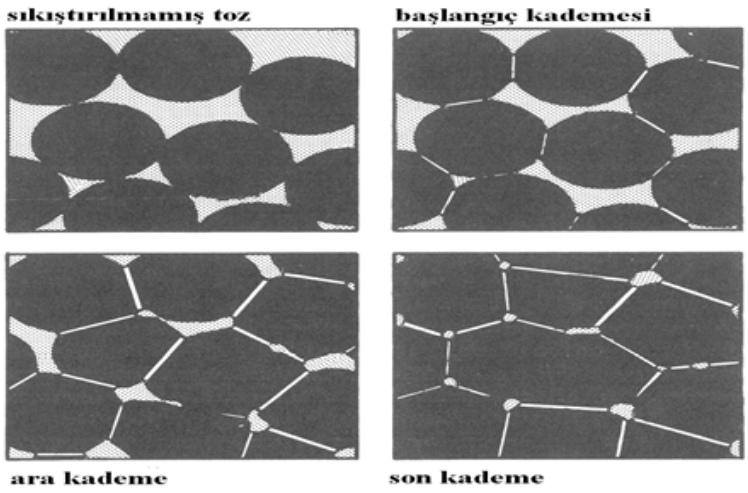
Şekil 3.21. Sıcak izostatik presleme şematik gösterimi (HIP) (Sarıtaş ve diğ., 2007).

3.2.7. Metal Tozların Sinterlenmesi

Sinterleme, ısı enerjisi uygulayarak metal ya da seramik tozlarından oluşan bileşimlerden yoğun malzemeler elde etme tekniğidir Son yıllardaki malzeme gelişimi, malzeme sentezinin ve üretim süreçlerinin önemini arttırdıkça malzeme üretiminde sinterlemenin önemi artmıştır. Sinterlemenin temel amacı kompakt malzemedeki porozitelerin azaltılmasıdır (Upadhyaya, 2000). Sinterleme, genel olarak T>0.5T (K) olacak sıcaklıklarda toz kompaktlara ısıl işlem uygulanmasına denir. Uygulanan sıcaklıklarda difüzyon kontrollü kütle taşınımının meydana gelmelidir. Ancak sinterleme bölgesel olarak sadece tanelerin temas eden yüzeylerinde meydana gelmektedir (Chen, 2000). Şekil 3.22' de toz taneciklerin birleşmesi ve Şekil 3.23' de ise sinterleme aşamaları verilmiştir.

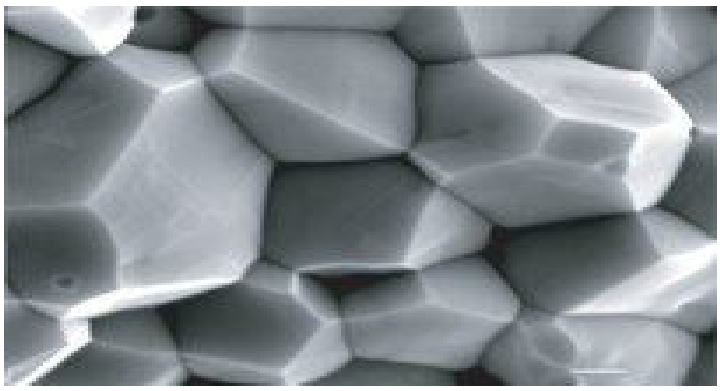


Şekil 3.22. Toz taneciklerin birleşmesi



Şekil 3.23. Sinterleme aşamaları

Seramiklerde mukavemet, ısıl iletkenlik, yoğunluk, saydamlık ve yarı saydamlık artar. Polimerde yoğunluk ve mukavemet yükselir. Metallerde iletkenlik, mukavemet ve süneklik genelde artar (Aydın, 1997). Şekil 3.24' de seramik malzemenin yüzey bağlantısı verilmiştir.



Şekil 3.24. 1400 ˚C de 2 saat sinterlenen seramik malzemenin yüzey bağlantısı (1 μm)

Sinterleme işlemi, preslenmiş TM parçalarına çalışma şartlarına dayanabilecek özellikleri kazandırmak amacıyla ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta uygulanan ısıl işlemdir. Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı genellikle metalin ergime sıcaklığının 2/3 veya 4/5 alınarak tespit edilirken, birden fazla bileşenli sistemlerde ise sinterleme sıcaklığı, ergime sıcaklığı düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde, ergime sıcaklığı yüksek olan bileşenin ergime sıcaklığının altında seçilir. Sinterleme süresi kullanılan malzemeye göre değişir. Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında ters orantılı bir ilişki vardır. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme süresi kısalır (Akoral, 2003).

Temel olarak sinterleme prosesi iki gruba ayrılabilir. Bunlar katı hal sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesidir. Katı hal sinterlemesi toz kompaktın uygulanan sinterleme sıcaklığında katı haldeyken yoğunlaşmasıdır, sıvı faz sinterlemesinde ise sinterleme esnasında toz kompaktta sıvı fazın oluşması durumudur. Katı hal sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesinin yanında viskoz akış sinterlemesi ve geçici sıvı faz sinterlemesi gibi yöntemlerde uygulanabilmektedir.

3.2.7.1. Katı Hal Sinterlemesi

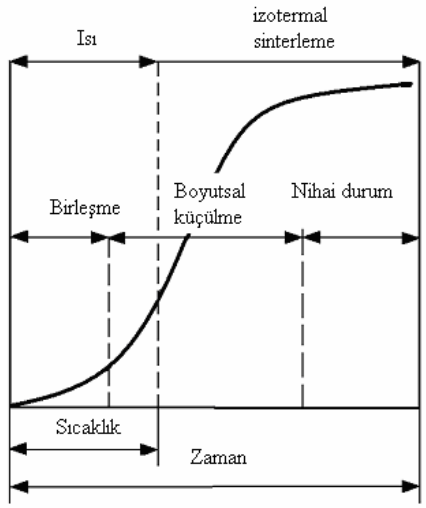
Genellikle katı hal sinterleme mekanizması Şekil 3.25' de olduğu gibi artan sıcaklık ve zamana bağlı olarak üç aşamada açıklana bilir.

1. Aşama: Tozların ergime sıcaklığının yaklaşık %20-40' ına kadar ısıtılır. Bu aşamada tozlar birbirinden bağımsızdır. Presleme ile oluşmuş temas, ısının etkisiyle oluşmuş temas alanları boyun diye adlandırılan sinter köprülerine dönüşür. Bu durumda sistemin dayanımı düşer. Redükleyici bir atmosferde sıcaklıktaki daha fazla bir artışla boyun oluşumu da artar. İki tanecik arasındaki temas düzlemlerinde tane sınırı oluşumu başlar. Toz parçacıkların merkezleri çok küçük miktarda birbirlerine yanaşır.

2. Aşama: Yüzey, hacim ve tane sınırı gibi tüm difüzyon etkileriyle, metal atomlarının daha fazla değişikliğe uğramasının bir sonucu olarak temas noktasındaki boyun oluşumu artar. Boyutsal küçülme en fazla bu bölgede görülür ve teorik yoğunluğa yavaşça yaklaşır. Başlangıç parçacığın şekli, yüzeyi ve boşluk şekli değişir. Boşluk küresel olup kısmen daralır.

3. Aşama: Kapalı gözenek oranı hızla azalır. Birbirinden izole edilen gözenekler küresel şekil kazanmaya başlar. Eğer gözenekler içerisinde hapsolmuş ve dışarıya çıkması

(difüze olması) mümkün olmayan gaz varsa ve gözenekteki gazın basıncı ile yüzey geriliminden doğan basınç denge halini alırsa sinterlenmiş yapıda teorik yoğunluğa çıkmak mümkün olamaz. Şayet vakumla sinterleme yönteminde olduğu gibi gözeneklerde gaz yok ise veya gözenekteki gaz ana yapıdan kolayca difüze olup sistemden uzaklaşabiliyorsa yoğunluk artışı devam eder ve %100 teorik yoğunluğa ulaşılabilir.



Şekil 3.25. Katı durumda sinterleme aşaması (Salak, 1995).

Yüksek yoğunluk ve dayanım gerektiren çelikler, manyetik malzemeler, sementit karbürler gibi toz metalurjisi ürünlerinde çoğu kez 3. aşamaya çıkılabilir veya en azından ara aşamanın (2. aşama) sonuna ulaşılabilir. Daha çok kaba toz boyutunda ve küresel şekilli tozlardan mamul yüksek gözenekli yapıda, gaz veya sıvı geçirgenlik özellikleri aranan filtre türü toz metalurjisi ürünlerinde sadece 1. aşama yeterli sinterleme prosesini oluşturur. Çok ince toz boyuttaki tozlarla yapılan sinterleme işlemini tanımlamak oldukça zordur. Boyutsal küçülme ve tane büyümesi düşük sıcaklıklarda başlar ve sinterleme sıcaklık artışı ile birlikte gerçekleşir. Bu arada özellikle çelik gibi malzemelerin çok yüksek yoğunluklarda preslenmesi sonucu sinterlenmesin de çok küçük boyutsal küçülme vukubulur. Bu durumda 1. ve 2. aşamaları birbirinden ayırmak mümkün olmayabilir.

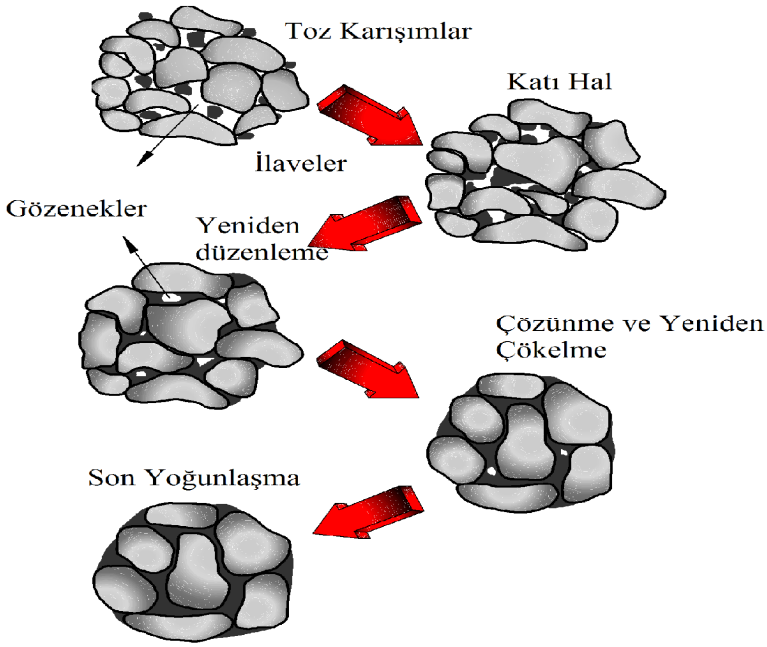
3.2.7.2. Sıvı Faz Sinterlemesi

Sıvı faz sinterlemesi esnasında sıvı faz ve katı bir toz kümesi aynı anda bulunmaktadır. Genellikle sıvı faz sinterlemesi parçacıklar arasında bağ oluşumunu arttırmakta ve sinterleme hızına katkıda bulunmaktadır. Sıvı fazın oluşturduğu kılcal çekim

kuvvetleri sayesinde partiküller birbirlerini çekmekte ve herhangi bir basınç olmaksızın hızlı bir yoğunlaşma meydana gelmektedir. Oluşan sıvı faz, partiküller arasındaki sürtünmeyi azaltarak yeniden düzenlenmeyi hızlandırmaktadır. Parçacıklar arası bağlanmaya, mukavemet, süneklik, iletkenlik, manyetik geçirgenlik ve korozyon direnci gibi, gözenek yapısında ve parça özelliklerinde meydana gelen önemli değişiklikler eşlik eder.

Sıvı faz sinterlemesi esnasında sıvı faz elde etmek için kimyasal yapıları farklı tozlar kullanılmaktadır. İki tozun birbirleriyle etkileşimi sıvı faz oluşturmaktadır. Sıvı faz oluşturmak için diğer bir yöntem, ön alaşımlandırılmış bir metal tozunu sıvılaşma ve katılaşma eğrileri arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtmaktır. Sonuçta oluşan katı ve sıvı fazların karışımı süper solidüs sinterlemesine yol açar (James, 1985).

Geleneksel sıvı faz sinterlemesinde süreçler birbiri üzerine binen üç aşamada gerçekleşmektedir. Sıvı faz sinterlemesinin temel aşamaları ve mikroyapı değişimleri Şekil 3.26' da şematik olarak verilmiştir. İlk aşamada toz karışımları sıvının oluştuğu sıcaklıklara kadar ısıtılmakta, sıvının oluşumu ile sıvının katı parçacıklar üzerinde ortaya koyduğu kuvvete bağlı olarak hızlı bir şekilde başlangıç yoğunlaşması olmaktadır. Sistem yüzey enerjisi en düşük duruma indirilmeye çalışılırken, gözenekler giderilir. Yeniden düzenleme boyunca mikroyapı, kılcal hareketler doğrultusunda viskoz bir katı olarak davranır. Gözeneklerin giderilmesi, sinterlenen kompaktın viskozitesi ile ters orantılı artmakta ve yoğunlaşma hızı sürekli olarak azalmaktadır.



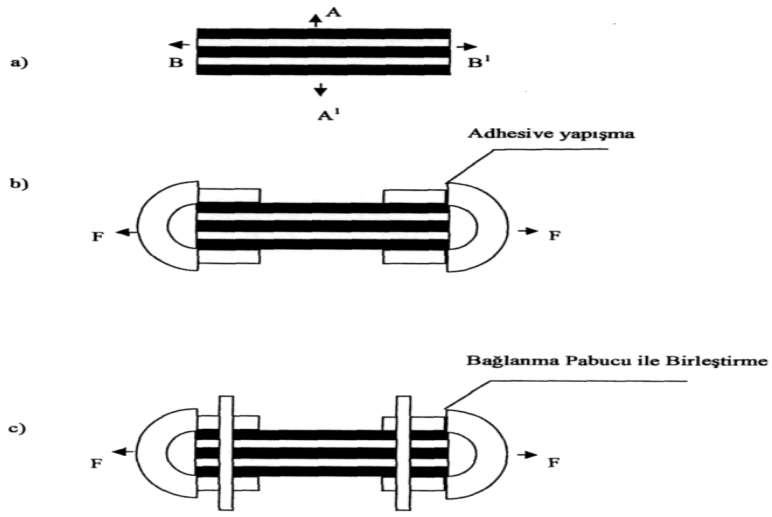
Şekil 3.26. Sıvı faz sinterlemesinde mikroyapısal değişimler (German, 1994).

Yeniden düzenlenme ile yoğunlaşma yavaşladıkça çözünürlük ve yayınma etkileri baskın hale gelmektedir. Çözünme ve yeniden çökelme aşamasında mikroyapıdaki taneler irileşmektedir. Bir tane onu çevreleyen sıvı içerisindeki tane boyutu ile ters orantılı davranış göstermekte olup; küçük taneler büyük tanelere göre daha yüksek çözünürlüğe sahiptir. Malzeme, yayınma yoluyla küçük tanelerden büyük tanelere iletilir. Bu süreç irileşme olarak adlandırılmaktadır.

Sıvı faz sinterlemesinin ilk aşamasında düşük ergime sıcaklığına sahip olan bileşenler sıvı hale geçmekte, sıkıştırma sonucunda aralarında bulunan kılcal boşluklar nedeniyle oluşan kuvvetler, oluşan sıvı fazın boşluklara ilerlemesini sağlamaktadır. Islatıcı sıvıya bağlı olarak kapiler kuvvetler, sıvıyı parçacıklar üzerine ve parçacıklara yakın bir çevreye çekecek şekilde rol oynamaktadır. Oluşan sıvı faz katı parçacıklar arasına sızarken katı parçaların birbirleri üzerine kaynamalarına neden olmaktadır. Böylece mikroyapı yeniden düzenlenmeye başlamakta; parçacıklar, birbirini izleyen ve bir arada büyüyen parçacıklar gibi yakın olarak yeniden paketlenmektedir. Bu işleme paralel olarak meydana gelen viskoz akış ile mikroyapıda bulunan gözenekler giderilmektedir (Özkal, 2002; James, 1985).

3.2.8. Takviye Elemanı ve Matriks Arayüzey Bağı

İki fazın arayüzey bağı oluşturması, genellikle, arayüzeyin uyumluluğuna, takviye elemanı matriks elemanlarının uygun seçimi ve özelliklerine dolayısıyla da arayüzey dayanımının kompozit malzemelerin fiziksel ve mekaniksel özellikleri üzerine rolünün büyük olduğu bilinmektedir. Takviye elemanı ve matriksin elastik özellikleri arasındaki büyük farklar bazen arayüzeyde yeterli derecede kuvvetli bağ oluşmasını önlemektedir. Bu nedenle, takviye elemanı matriks türü üretim metodu ve konsolidasyon şartlarının optimize edilmesi gerekmektedir. Diğer bir deyişle, matriks üzerine etkiyen kuvvetler arayüzey aracılığı ile takviye elemanına nakledilir. Farklı elastiklik modüle sahip levha şeklinde tabakalardan meydana gelen basit bir kompozit numune Şekil 3.27' de gösterilmiştir. Tabakalar arasında fiziksel, mekanik ve kimyasal bağ yoksa tabaka doğrultusuna dik AA1 boyunca çekme dayanımı da yoktur. Tabakalara paralel BB1 doğrultusunda çekme dayanımı ve modül ise parçanın tutunma, kavranma durumuna bağlıdır. Eğer hiç tutunma yoksa veya basit bir yapışma kavrama dış tabakalarda meydana gelmişse Şekil 3.27 b' de olduğu gibi uygulanan yük bu dış tabakalarla gerçekleştirdiği için dayanım sınırlıdır. Diğer örnekte ise tabakalar hep birlikte bağlama pabucuyla bağlanmışsa (Şekil 3.27 c) bütün tabakalar yükü taşıdığı için kompozit daha dayanıklı ve rijit olacaktır. Buradan anlaşılacağı gibi takviye elemanlarının yüksek dayanım ve elastiklik modülünden faydalanabilmek için bunlar matrikse kuvvetli olarak bağlanmalıdır. Çünkü kompozitlerin mekanik özelliği; esas itibariyle takviye elemanı olarak elyafın yüksek çekme dayanımı ve modülü, matriksin çekme dayanımı, modülü ve kimyasal kararlılığıyla birlikte oluşan ara yüzey bağının kararlılığına bağlıdır. Bu nedenle arayüzeyin bazı özelliklerini değerlendirmek gerekir. Çünkü arayüzeyin kompozitlerin kırılma tokluğuna da önemli bir etkisi olmakta bunlar korozyon ve sulu ortamlara karşı da belirginlik gösterirler. Zayıf arayüzeye sahip kompozit malzemeler nispeten düşük dayanım ve elastik modüle sahipken tokluğu yüksektir. Yüksek arayüzey bağ dayanımına sahip malzemeler ise yüksek dayanım ve rijitliğe sahip olurlar. Ancak bunlar diğerlerine göre daha çok kırılgandırlar. Takviye elemanı olarak elyaf ve matriks arasındaki doğal bağın; elyafların kimyasal özellikleri, polimer matriksin kimyasal oluşumu, molekül şekli, elyaf ve matriks arasındaki uyuma bağlı olduğundan her matriks ve elyaf sistemine özgü arayüzeyin mevcut olduğu görülmektedir.



Şekil 3.27. Kompozit tabakada ara yüzey bağının önemini belirten şematik gösterimi (Şahin, 2006).

3.2.8.1. Takviye Elemanı ve Matriks Seçimi

Belirli uygulama alanı için matriks seçimi; yoğunluk, çekme dayanımı, yüksek sıcaklık özelliği ve süneklik gibi faktörler yanında üretim metodu ve bunlar arasındaki uyuma da bağlıdır. Fakat genelde düşük yoğunluğa sahip Al, Mg ve Ti gibi matrikslerde en iyi özellikler elde edilebilmektedir. Çünkü karbon elyaf hariç diğer elyafların yoğunluğu 3000 kg/m^3' ün üstünde olup bunlar yüksek yoğunluklu metaller içerisine katılırsa ağırlık problemi ortaya çıkmaktadır. Bugüne kadar çoğu kompozitler Al, Ti ve son yıllarda da Mg' a ilgi yoğunlaşmaktadır. Elyaf seçimi de şu faktörlere bağlıdır; elyaf şekli, mikroyapısı, mekanik ve fiziksel özellikleri, elyaf maliyeti, elyaf ile matriks arasında uyumluluk, elyaf matriks arasında arayüzey dayanımı vb.' dir.

Uygulama en yüksek dayanımı gerektiriyorsa, sürekli elyaf veya whiskerler gerekli olup fakat bu durumda maliyet artacaktır. Eğer parçayı şekillendirmek için ekstrüzyon, haddeleme, dövme vb. ikinci bir metot uygulanacaksa whiskerler veya parçacıklar tercih edilmelidir. Çünkü şekil verme işlemi esnasında bunlar daha az hasara sebep olurlar. Uygulamada düşük maliyet amaçlanıyorsa parçacık takviye elemanları en ucuz olanıdır. Dolayısıyla bu tür kompozit yapımı için tasarım yapılmalıdır.

Arayüzey arasında bağ oluşması, takviye elemanı ve matriks arasında uyumluluğu sağlamak ise en zor olan parametredir. Kompozitin ilk fabrikasyonu sırasında uyumluluk, matriksin bütün elyaf yüzeylerine kolaylıkla yayılması gerekir. Bu durumda da elyaflar iyi ıslanır ve boşluksuz bir kompozit elde edilir. Ancak, genelde, seramiklerin ıslanma işlemi

karmaşık olduğundan, metaller tarafından kolaylıkla ıslatılamaz. Bu nedenle, ıslatılabilirliği iyileştirmek ve dolayısıyla arayüzey bağını gerçekleştirmek için matriks içine katılmadan önce sıkça elyaflar yüzey muamelesine tabi tutulur. Alüminyum karbon elyaflarla takviyelendirildiğinde kimyasal buhar birikimi metodu ile elyaflar önce titanyum diboride ile kaplanır. Bu kaplama kalınlığı yaklaşık 200 A^0 olup karbon elyaf yüzeyin enerjisini değiştirir. Böylece yapılan bu kaplama ile Al matriks ile daha kolay bağ yapılabilir. Titanyum diboride elyafı aynı zamanda reaksiyondan korur. Kompozit üretim işlemi esnasında elyaflar yüksek sıcaklığa maruz kalır ve elyaf matriks arasında etkileşim meydana gelebilir. Bunun sonucunda da intermetalik bileşikler oluşur ve bu da elyafların dayanımını azaltır. Örneğin karbon elyaflar alüminyumun ergime noktasının hayli altındaki sıcaklıklarda alüminyum ile reaksiyona girerek alüminyum karbürü (Al_4C_3) oluşturmaktadırlar. Bu reaksiyon dayanımda oldukça düşüşlere sebep olur. Reaksiyon bölgesi kalınlığı ergime sıcaklığı arttıkça artar ve 530°C de 4 μm kalınlığında iken sıcaklık 640°C ye çıktığında ise kalınlık 14 μm' e ulaşır. Benzer şekilde boron elyaflar Ti ile reaksiyona uğrayarak titanyum borid (TiB_2) oluşturur. Fakat bu reaksiyon SiC kaplı boron elyaflar kullanılarak engellenebilir. Özellikle, alüminyum matriks ile iyi arayüzey uyumluluğu elde etmek güçtür. Çünkü alüminyum çoğu seramikler ile kolaylıkla etkileşimlere girerek intermetalik oluşturur ve iyi bir arayüzey bağın gerçekleşmesini zorlaştırır. Silisyum karbür temel olarak alüminyumun ergime noktası altında kararlıdır fakat sıvı eğrisi üzerindeki sıcaklıklarda çoğu alaşımlar ile reaksiyona uğrar. Bu reaksiyon, alüminyum karbür meydana getirir ki takviye elemanı ve silisyum matriksin bileşimini değiştirir. Yani, matriks silisyum içeriğini değiştirmekte, daha doğrusu silisyum içeriğini arttırmaktadır. Ergimiş alüminyum 800 °C de silisyum karbür ile reaksiyona girerek Al_4C_3 oluşturur. Bunun anlamı, silisyum karbür/alüminyum kompozit aşırı sıvı fazı işlemi gerektiriyorsa silisyum karbür korunabilir veya matriks olarak yüksek silisyum içerikli alaşım kullanılır. Islanabilirlik davranışlarını özetlemek gerekirse bunlar şöyle sıralanabilir;

-Elyaf ve ana malzeme özelliklerine,

-Kristal yapıya ve bileşime,

-Arayüzeyde oluşan reaksiyonlara,

-Saf veya alaşım elementlerine,

-Ergimiş metalin ergime sıcaklığı,

-Elyafın kaplanmış veya kaplanmamış olması vb. şartlara bağlı olarak özetlenebilir.

3.2.8.2. Adhezyon veya Yapışma Teorisi

Basit bir sistemde arayüzey bağı; matriks ve elyaf arasındaki yapışma nedeniyle çekme sonucu meydana gelir. Kararlı bir arayüzey faz oluşumu için ilk gereksinim ise matriksin elyafı ıslatmasıdır. Bu konuda gerek plastik gerekse metal esaslı kompozitler üzerine çeşitli araştırmalar yapılmış ve bu çalışmalar yüzeyin tamamen ıslatılmasının çeşitli faktörlere bağlı olduğunu göstermiştir. Bağlayıcı matriksin düşük viskozitede ve takviye elemanının kritik yüzey geriliminden daha düşük olması gerekmektedir. Ancak seramikler ve oksit-nitrürlü takviye elemanları çok yüksek yüzey gerilimine sahiptirler. Organik polimerlerle inorganik takviye elemanları birbirine bağlamada silan yüzey gerilimi ayarlayıcı rolünü oynar. Bu silanlar suda çözündükten sonra ya reçineye karıştırılır ve takviye elemanları üzerine sürülür. Bunlar günümüzde ticari olarak temin edilmekte fakat iyi bir ara yüzey bağı oluşturmak için elyaflar çoğu zaman bir malzeme katmanıyla kaplanır. Metal esaslı kompozitlerde ara yüzey tipleri; reaktif olmayan çözünmez fazlar, çözünebilen fazlar veya reaksiyona girerek arayüzey bileşik fazları oluşturanlar olmak üzere gruplandırılabilirler. Oluşan arayüzey mekanizmaları da şöyle sıralanabilir:

-Islatma bağı veya çözünme,

-Mekanik bağ,

-Difüzyon bağı,

-Elektrostatik çekim,

-Kimyasal bağ vb.

3.2.8.3. Islatma ve Çözünme Bağı

Islatma özelliği, elyaf ve matriksin oluşturduğu serbest enerji değişimine bağlıdır. İki elektriksel yüzey birbirlerine yeteri kadar yaklaştığı zaman fiziksel çekim kuvveti mevcut olur ki bu, katı bir yüzeyin sıvı ile ıslatılması halinde daha iyi anlaşılır. İki yüzey fiziksel temas halinde olduğu zaman gerçek molekülsel temas toplam yüzeyin sadece küçük bir kısmında meydana gelir. Bu çok hassas parlatılmış yüzeyler de bile atomik ölçekte kabadır. Ayrıca, genelde yüzeyler kirlilik, oksit ve diğer artık maddeler de içerirler. Bu maddeler kaldırılsa ve temas noktalarında kuvvetli yapışma olsa bile bütün yüzeye göre ortalama yapışma olsa bile bütün yüzeye göre ortalama yapışma zayıf olmaktadır.

Bir elyaf yüzeyinin etkili ıslanması için sıvı reçinenin katı yüzeyin her tepe ve çukuruna ulaşması sağlanmalıdır. Islanma iki basit denkleme anlaşılabilir. Termodinamikte bir sıvının katı hale geçişi esnasında yapılan işi (Wa), Püpre denklemi ile söyle hesaplanır.

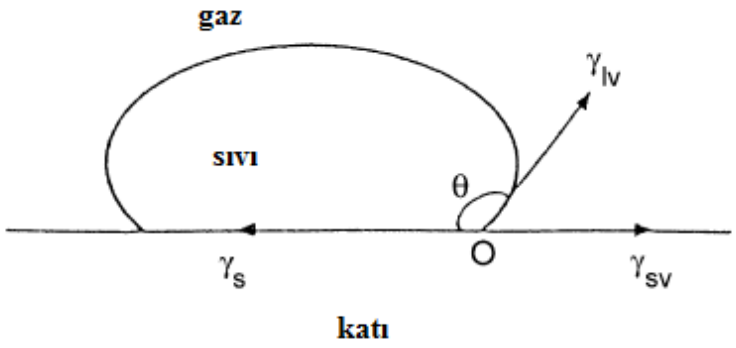
$$W_A = \gamma 1 + \gamma 2 \square \gamma 12 \qquad 3.3$$

Burada γ1 ve γ2 sırasıyla sıvı ve katının serbest enerjileri ve γ12: sıvı-katının arayüzey serbest enerjilerini göstermektedir. Bileşenler arasında maksimum bağ, arayüzey serbest enerjisi en aza indirdiğinde ortaya çıkar. Şekil 5.2' de gösterildiği gibi düzgün bir katı yüzey üzerine düşen bir sıvı damlasının fiziksel durumunu ifade eden Young denklemini kullanarak A noktasındaki kuvvetleri bileşenlere ayırıp çözülürse;

$$\gamma kb = \gamma ks + \gamma sb \cos \theta \qquad 3.4$$

Burada da; γkb, γks ve γsb yüzey serbest enerjilerini sırasıyla katı-buharın yüzey gerilimleri, katı-sıvı ve katı-buhar arayüzeylerini gösterirken θ ise temas açısını belirtmektedir. Küçük temas açıları, iyi ıslanabirliği büyük temas açıları ise kötü ıslanabilirliği sergilemektedirler.

Başka bir ifadeyle, katının yüzey gerilimi arayüzey geriliminden küçük olursa temas açısı 900 den büyük olur ki bu durumda da ıslanma olmaz. Temas açısı θ<900 ise genellikle, ıslanabilirliğin iyi olduğu anlaşılır. 3.3 denkleminde bu durum ise γsk<γk olarak ifade edilebilir ve temas açısının az olması ıslatılabilirliği arttırmaktadır (Şekil 3.28).



Şekil 3.28. Temas açısı ölçümü için yapılan sessile drop testi (Hashim vd., 2001).

$A1_2O_3$/A1 kompozitin arayüzey ıslanabilirliği üzerine yapılan çalışmalardan arayüzey geriliminin γLs ilk olarak yüksek olduğu fakat bunun sıcaklığın artması ile azaldığını göstermektedir. Yüzey gerilimini (γLS) azaltmanın bir yolu; kaplama maddesi ve ana malzeme arasında kimyasal bağ oluşturarak arayüzeyde kararlı bir birleşim oluşturmaktadır.

Alümina ve ergimiş alüminyum arasında reaksiyonlar 1727 ^{0}C' de incelenmiş ve aşağıdaki şekilde reaksiyon denklemi ortaya çıkmıştır.

4A1 (1) $A1_20_3$ (g)----------3 $A1_20$ (g) 3.5

Bu reaksiyon için uçan $A1_2O$' nun kısmı basıncı yaklaşık olarak 860 ºC'de 10^{-5} torr olduğu rapor edilmektedir. 870 ºC üzerindeki reaksiyonun gaz fazı olduğu ifade edilmiş bu gaz fazı denklem 3.3' de açıklanan reaksiyonun ürünü olmaktadır. Keza alüminyum ile kaplanmış alümina elyaflar ısıl işleme maruz kalırsa buharlanmış $A1_2O$ soğuk ana malzeme ile karşılaştığında A1 aşağıdaki gibi reaksiyonla kaplanır:

$2A1_2O(g)$---------- 4 A1(s)+O_2 (g) 3.6

$A1_2O_3$ ergimiş A1 arasında zayıf Van der Waals kuvvetleri nedeniyle ergimiş A1 katmanı C/Cu ve C/A1 sistemlerinde herhangi bir oluşum meydana gelmeksizin elyafı düzgün şekilde kaplayabilir. Ergimiş A1' un oksitli olmayan yüzeylere düşüşü 600 ºC sıcaklığında alüminyumu ıslattığı görülmektedir. Kaplanmış elyaf su ile sertleştirildiği zaman elyaf yüzeyden ergimiş Al ayrılmaktadır. Kaplama katmanı ve elyaf arasında kimyasal reaksiyonlar yüzünden kimyasal emme olmuşsa arayüzeyde bazı kararlı bileşikler oluşabilir.

Kuvvetli arayüzey bağı elde etmek ve böylece iyi ısınabilirlik için, uygun arayüzey reaksiyonu ve denklem 3.3' deki reaksiyon kontrol edilmelidir. C/Cu sistemde, karbon elyaf ve bakır arasında ne bir kimyasal reaksiyon ne de iç difüzyon meydana gelmektedir. Bu nedenle arayüzey ıslanabilirliği çok zayıftır. Az oranda Fe, Mo ve Cr gibi kuvvetli karbür oluşturan bazı elemanlar bakıra ilave edilirse karbon üzerinde bakırın temas açısı 900' den daha az olmaktadır (Şahin, 2006).

3.2.9. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları

Toz metalurjisi çok değişik alanlarda kullanılmaktadır. Bunlar takım çelikleri, paslanmaz çelikler, süper alaşımlar, refrakter olan tungsten ve molibden gibi malzemelerin kullanılmasıyla üretilen aşınmaya dayanıklı parçaların imalatı, magnetik alaşımlar, bakır, alüminyum ve titanyum alaşımları, nükleer malzemeler, sermetler ve değerli metallerdir (Wang ve Dannınger, 1998).

Toz metalurjisi, otomotiv endüstrisi başta olmak üzere pek çok alanda kullanılmaktadır. Tungsten lamba flamentleri, dişli çarklar, ortopedik gereçler, yağlamasız yataklar, elektrik kontakları, ofis makina parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, uçak fren balataları, jet motor parçaları, kaynak elektrotları, katalizörler, lehimleme aletleri, yüksek sıcaklık filtreleri, nükleer güç yakıt elemanları, devre levhaları, dişçilik gibi uygulama alanları vardır (Ateş, 2003). Bu uygulamalardan bazıları Şekil 3.29' da görülmektedir.



Şekil 3.29. T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler (Fujiki, 2001).

3.2.10.Toz Metal Malzemelerin Kaynaklanabilirliği

Metal matrisli kompozitler arasında, birçok uygulama alanı bulması ve çok geniş bir yelpazede değerlendirebilme özelliklerinden dolayı matris malzemesi olarak en çok alüminyum kullanılmaktadır. Ergitme kaynak yöntemleriyle toz metal malzemelerin birleştirilmesinde, partikül takviyeli metal matrisli kompozitlere uygulanabilir olmasına rağmen uygulamada karşılaşılan bazı zorluklar vardır. Bunlar daha çok, ergime noktasının çok üstünde yapılan işlemde ergiyiğin yüksek vizkozitesi, ergiyiğin katılaşma sürecinde segregasyonların meydana gelmesi, matris ve takviye malzemesi arasında kontrolsüz istenmeyen reaksiyonların meydana gelmesi ve kontrolsüz gaz oluşumu şeklinde sıralanabilir.

Ergimiş metalin yüksek vizkozite eğilimi, birleşme bölgesinde takviye ile matrisin iyi karışamamasına neden olduğundan bu tür uygulamalarda zengin Si takviye veya matris malzemesi kullanımı tercih edilmektedir (Ellis, 1994). SiC takviyeli Al-MMK' lerde ergitme yöntemleri ile yapılan birleştirmelerde ergiyik seramik takviyeyi ergiyiğin dışına

atar yada katılaşma sırasında öteleyerek segregasyon bölgelerinin meydana gelmesine sebep olur. Bu sorunun giderilmesi için de ergiyiğin yüzey gerilimini düşürecek ıslatma kabiliyetini geliştirecek elementler katılır ve Mg bu elementlerden biridir.

3.3. Paslanmaz Çelikler

Günümüz endüstrisinin vazgeçilmez malzemeleri arasına giren paslanmaz çelikler esas itibari ile demir, karbon ve çoğu zamanda nikel içeren alaşımlar olup başlıca özelliklerini kroma borçludurlar. Demir alaşımlarının korozyon dayanımlarını arttırmak için geliştirilmiş bir türü olan paslanmaz çeliklerin, uygulama alanlarının her geçen gün artarak devam etmesinin temel nedeni korozif ortamlarda, mekanik özelliklerini yitirmeden gösterdikleri yüksek korozyon dirençleridir. Paslanmaz çeliğin paslanmazlık özelliğine sahip olabilmesi için en az %12 Cr içermesi gerekir (Develi, 2003).

Doğada yalnızca altın ve platin gibi metaller saf halde bulunur, normal metallerse diğer elementlerle bileşmiştir. Paslanma, bu yüzden doğal bir olaydır. Doğada demir cevheri şeklinde bulunan demir, bu yüzden dengesizdir ve paslanmak ister. Paslanmak saf demirin suyun mevcudiyetinde oksijenle birleşmesidir. Herhangi bir koruyucu kaplamaya sahip olmayan karbon çeliği üzerinde bir pas katmanı oluşur ve çeliğin kalan kısmını korur. Yüzeydeki pas katmanının alınması durumunda yeni bir pas katmanı oluşur. Bu durum paslanma olarak adlandırılır. Boyama, çinko kaplama (galvanizleme), epoksi reçinelerle yapılan çeşitli kaplamalar paslanma sürecini geciktirir veya durdurur (Kayır, 2003).

Paslanmaz çelikteki kromun oksijene büyük bir yakınlığı vardır. Krom oksijenle karşılaştığında çeliğin yüzeyinde moleküler düzeyde bir krom oksit filmi oluşur. Bu filmin kalınlığı 130 Angstrom' dur. Bu durum, büyük bir binayı, mektup kâğıdı kalınlığındaki çatı sacıyla yağmurdan korumak gibi bir şeydir (Kayır, 2003).

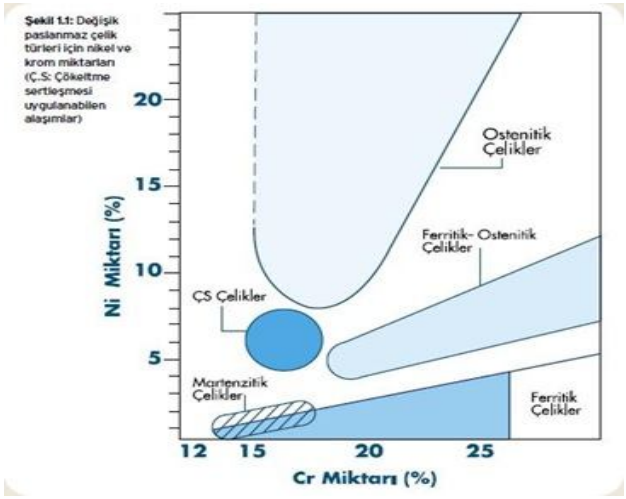
Demir esaslı alaşımlarda ve diğer teknolojik olarak önemli alaşımlarda ortak özellik hem çözücü hem de çözen atomların oksitlenmesidir. Wagner, alaşımların oksitlenmesini iki kategoride incelemiştir: (1) soylu (değişiklik göstermeyen elementler, Pt, Ag ve Au gibi) ana element ile alaşım elementi (Pt-Ni gibi) ve (2) soylu olmayan ana element ile soylu olmayan alaşım elementleri. Fe bazlı alaşımlar, Fe-Cr, Fe-Si, Fe-Cr-Al, Fe-Ni-Cr ve Fe-Cu alaşımları, bu ikinci katogoriye girmektedirler (Sarıoğlu, 2001).

Koruyucu tabaka oluşturmanın amacı alaşımı, özellikle yüksek sıcaklıklarda, oksidasyona karşı korumaktır. Koruyucu tabakadan istenilen özellikler istenilen sıcaklık ve oksijen kısmi basınçlarında kararlı olması, çok yavaş büyümesi, yani düşük parabolik hızlara sahip olmalarıdır, bunu sağlayan oksitler, SiO_2, Cr_2O_3 ve Al_2O_3' dir (Sarıoğlu, 2001).

Paslanmaz çelikler son yılların keşfi değildir. Faraday 1822 yılında, demir içine krom katıldığında atmosferik oksidasyona karşı oldukça dayanıklı bir alaşım oluştuğunu göstermiştir. 1838 yılında Mallet kromlu çeliklerin bazı ortamlarda korozyona dayanıklı özellik gösterdiğini keşfetmiştir. 19. asrın sonuna kadar kromlu çelikler yalnızca sıcak sülfirik asit kapları için kullanılmıştır. 1904 yılında Monnartz krom ilave edilmiş çeliklerin oksitleyici ortamlarda pasifleşme özelliğinin daha belirgin hale geldiğini ortaya koymuştur. Bu metallerin korozyon dayanıklılığının metal yüzeyinde oluşan pasif tabakadan ileri geldiğini ispatlamıştır. Fakat pasif filmin oluşması alaşımların her ortamda korozyona karşı dirençli olabilmeleri için yeterli değildir. Paslanmaz çelikleri ortama daha dirençli kılmanın yolarından birisi krom, nikel gibi ana alaşım elementlerinin oranını arttırmak, karbon içeriğini azaltmaktır (Kahraman, vd., 2002).

3.3.1. Paslanmaz Çelik Türleri

Paslanmaz çeliklerde kimyasal bileşim değiştirilerek farklı özelliklerde alaşımlar elde edilebilir. Krom miktarı yükseltilerek veya nikel ve molibden gibi alaşım elementleri katılarak korozyon dayanımı artırılabilir. Bunun dışında bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum ve selenyum gibi bazı elementlerle alaşımlama ile ilave olumlu etkiler sağlanabilir. Paslanmaz çeliklerde içyapıyı belirleyen en önemli alaşım elementleri, önem sırasına göre krom, nikel, molibden ve mangandır. Bunlardan öncelikle krom ve nikel içyapının ferritik veya östenitik olmasını belirler. Şekil 3.30' da değişik paslanmaz çelik türleri için krom ve nikel miktarları verilmiştir. Paslanmaz çelik türlerine ait fiziksel özellikler Tablo 3.3' de verilmiştir.



Şekil 3.30. Değişik paslanmaz çelik türleri için nikel ve krom miktarlar (ÇS: çökeltme sertleşmesi uygulanabilen) (Aran, vd., 2003).

Tablo 3.3. Paslanmaz çelik türlerine ait fiziksel özellikler (Odabaş, 2007).

Fiziksel Özellikler	**Östenitik paslanmaz çelikler**	**Ferritik paslanmaz çelikler**	**Martenzitik paslanmaz çelikler**	**Çökelme ile sertleşebilen paslanmaz çelikler**
Elastisite Modülü (GPa)	195	200	200	200
Yoğunluk (g/cm³)	8.0	7.8	7.8	7.8
Isıl Genleşme Katsayısı (µm/m°C)	16.6	10.4	10,3	10.8
Isıl iletkenlik (W/mk)	15.7	25.1	24,2	22.3
Özgül Isı (J/k °K)	500	460	460	460
Elektriksel Direnç (µΩcm)	74	61	61	80
Manyetik Geçirgenlik	1.02	600-1100	700-1000	95
Ergime Aralığı (°C)	1375-1450	1425-1530	1425-1530	1400-1440

Paslanmaz çelikler beş ana grupta toplanırlar:

1- Ferritik paslanmaz çelikler,

2- Östenitik paslanmaz çelikler,

3- Martenzitik paslanmaz çelikler,

4- Dubleks (Çift Fazlı) paslanmaz çelikler,

5- Çökeltme sertleşmesi uygulanabilen paslanmaz çelikler (Aran vd., 2003).

3.3.1.1. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler, içeriğindeki alaşım elementlerinin özellikle karbonun miktarına bağlı olarak %16-30 Cr içerirler, manyetiktirler, soğuk veya sıcak olarak haddelenebilirler (Develi, 2003).

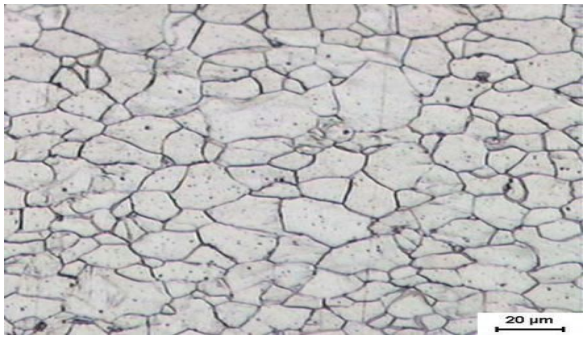
Ferritik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında ferrit yapıdadır. Bu alaşımlar oda sıcaklığında manyetiktir ve bu özelliklerini Curie sıcaklığına ($768^{o}C$) kadar korurlar. Bu gruptaki paslanmaz çelikler %12-30 Cr içerir. Nikel ihtiva etmezler. Ayrıca karbon oranı %0.02 ile 0.12 gibi çok düşük değerdedir. %12 Cr' lu ferritik paslanmaz çelikler; düşük maliyette üretim ve iyi korozyon direnci sağlar. Bu çeliklerde ferriti tamamen kararlı hale getirebilmek için yeterli miktarda krom ve diğer alaşım elementlerine ihtiyaç vardır. γ (Gama) bölgesini genişlettiği düşünülen karbonun çok düşük oranlarda tutulması gerekir. Bu sayede yüksek tokluk ve çekilebilirlik korunurken, östenit dönüşümü de engellenmiş olur. Isıl işlem görmüş paslanmaz çelikler çok taneli ve tek fazlı bir mikroyapıya sahiptir. Çekilebilirliğe ve tokluğa etki eden zararlı fazların oluşumunu engellemek için alaşımlandırılmış ferritik tanelerin yüksek sıcaklıkta ($1100\ ^{o}C$) homojenleştirme ısıl işlemi gördükten sonra hızlı soğutulmaları gerekir (Korkut, 1997).

Ekonomik olmalarından dolayı ferritik paslanmaz çelikler, çok çeşitli kullanım alanları bulmuşlardır. Bunlar; cihaz yapımı, otomotiv endüstrisi, mutfak ve ev aletleri, kimya ve petro-kimya endüstrisi, gıda endüstrisi, kaynar su kap ve boruları, İç ve dış mimari, buhar üretim ve iletim donanımlarıdır (Develi, 2003).

Krom oranı %20' den daha fazla olan ferritik paslanmaz çelikler $550\ ^{o}C$ ve $850\ ^{o}C$ arasındaki sıcaklıklarda uzun süre tavlandıklarında sigma (σ) fazı oluşur. Yüksek sıcaklıktaki uygulama sırasında ortaya çıkan bu durum, çeliğin sertliğini artırdığı için bazen yararlı olabilir, ancak gevrekleşmeye neden olduğu ve korozyon direncini azalttığı

için genellikle istenmez (Develi, 2003). Şekil 3.31' de ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı görülmektedir.

Yüksek miktarlarda krom ve karbon içeren ferritik kromlu paslanmaz çeliklere, ITAB' ın özelliklerinin iyileştirilmesi bakımından 200^{o}C' lik bir ön tavlama uygulanabilir, diğer hallerde bu çeliklerin kaynağında bir ön tavlama uygulanmaz. Bu tür çeliklerde kaynaktan sonra 750-850 ^{o}C' lik bir tavlamayı takiben hızlı bir soğutma, ITAB' nin sünekliliğinin ve tanelerarası korozyona direncinin artmasına yardımcı olur (Kaluç, 1988)



Şekil 3.31. Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran, vd., 2003).

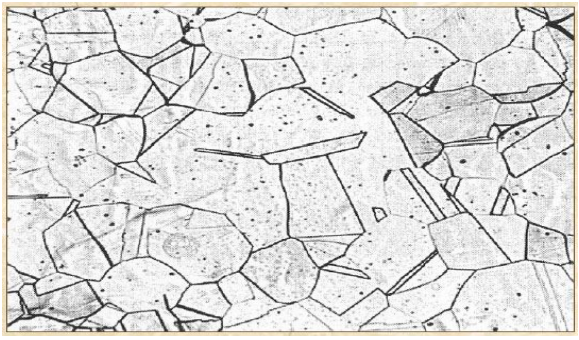
3.3.1.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik kromlu paslanmaz çelikler %11.5' dan fazla krom içeren ve yüksek sıcaklıklarda östenit yapısına sahip olan ve uygun bir soğutma işlemi ile de iç yapıları oda sıcaklığında martenzitik olan paslanmaz çeliklerdir. AISI normuna göre 4XX serisi şeklinde gruplandırılan bu tür çelikler DIN ve TSE standartlarına göre yüksek alaşımlı çelikler grubu gibi simgelendirilerek X10Cr13, X105CrMol7 tarzında işaretlenmektedir.

TS 2535 paslanmaz çelikleri çeşitli kimyasal etkilere karşı dayanıklı olan ve bileşiminde ağırlık olarak %11.5' dan çok krom içeren çeliktir diye tanımlar iken, martenzitik paslanmaz çelikleri, bileşiminde %11.5-18 Cr bulunan ve ısıl işlem ile sertleştirilebilen martenzitik yapılı paslanmaz çeliktir diye tanımlamaktadır (Develi, 2003). Şekil 3.32' de martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı verilmektedir.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin en önemli özellikler ısıl işlemle sertleştirilebilmeleridir. Sertleştirildikten sonra korozyon dirençleri en yüksektir. Ancak diğer paslanmaz çelik guruplarının gerisindedir. Tavlanmış durumdaki çelik içereceği yüksek miktardaki krom karbür nedeniyle Cr bakımından fakirleşir. Dolayısıyla yapıdaki

Cr miktarı %12' nin altına düşerek korozyon dirençlerini zayıflatır. Ancak sertleştirilme esnasında tekrar eski özelliklerini kazanırlar. Dolayısıyla Cr miktarı azalarak karbür ayrışımları önlenir. Bu çeliklerin selenyum (Se) ve kükürt (S) ilavesi ile talaşla işlenebilirlik özellikleri iyileştirilebilir. Bu çeliklerde yüksek Cr miktarı ile östenite tam dönüşüm sağlanır. Manyetiktirler ve süneklilikleri ortadadır. Sertleştirilmiş halde toklukları azdır. Dolayısıyla istenen tokluğa ulaşmak için çoğunlukla temperleme gerekir. Temperleme ile çok değişik mukavemet değerleri elde etmek mümkündür (Çalık, 2001).



Şekil 3.32. Martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran,vd., 2003).

3.3.1.3. Östenitik- Ferritik (Çift Fazlı) Paslanmaz Çelikler

Çift fazlı (Dubleks) çelikler olarak da adlandırılan bu çeliklerin içyapısında her iki faz bir arada bulunur ve bu sayede östenitik ve ferritik çeliklerin her birinin de ötesinde iyileştirilmiş özellikler gösterirler. Böylece östenitik çeliklere kıyasla daha iyi gerilme korozyonu dayanımına; ferritik çeliklerle kıyaslandığında ise daha iyi tokluk ve sünekliğe sahip olurlar. Ayrıca, iki fazın bir arada bulunması halinde tavlanmış durumda bile 550 ile 690 MPa akma dayanımı gösterirler ki, bu değer, fazların tek başına bulunduğu türdeki çeliklerin akma dayanımının yaklaşık iki katıdır (Yorulmazel, 2007).

Dubleks ve süper dubleks paslanmaz çelikler örtülü elektrod ile ark, TIG, MIG, tozaltı, özlü elektrod ile ark ve plazma ark kaynağı yöntemleri ile uygun ek kaynak metalleri ve uygun prosedürleri kullanılarak başarılı bir biçimde kaynak edilebildiği gibi, elektron ışın ve laser ışın hatta katı hal kaynak yöntemleri ile de kaynak edilebilmektedirler (Develi, 2003).

Mevcut ticari kaliteler %22-26 krom, %4-7 nikel, azami %4.5 molibden, yaklaşık %0.7 bakır ve volfram ile % 0.08 – 0.35 azot içerirler. Başlıca dört ana kalitesi vardır. Bunlar;

(1) Fe-23Cr-4Ni-0,1N

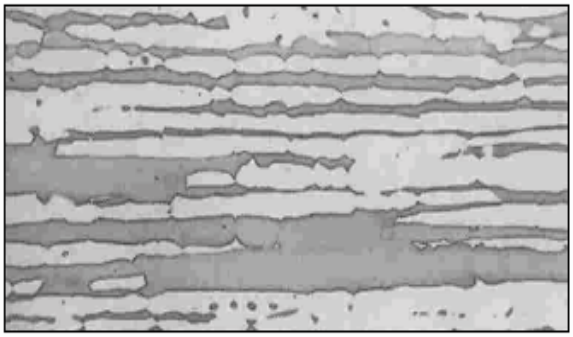
(2) Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N

(3) Fe-25Cr-5Ni-2,5Mo-0,17N-Cu

(4) Fe-25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-W-Cu.

Bunlardan dördüncüsü süper-dubleks diye de adlandırılır. Bu türdeki çelikler üzerinde araştırma ve deneyler devam etmekte ve mekanik özellikler ile korozyon dayanımında sürekli iyileşmeler sağlanmaktadır. Östenitik-ferritik çelikler ferrit yapıcı elementlerin oranına bağlı olarak %10' a kadar delta-ferrit içerirler. İlk önce katılaşan bu faz, içyapının ince taneli olmasını sağlar. Sıcak çatlama duyarlığını artıran fosfor, kükürt, silisyum gibi elementler de büyük ölçüde ferrit kafesi içinde çözünerek östenit fazından uzaklaşır ve böylece bu çeliklerde sıcak çatlama tehlikesi azalır (Yorulmazel, 2007).

Dubleks çeliklerin, tavsiyelere göre uygulama yapıldığında, kaynak kabiliyetleri de iyidir. Genellikle petrol, petrokimya, kimyasal teçhizat imalatında, arıtma tesislerinde ve deniz teknolojisinde kullanılır. Kaynaksız halde 280°C, kaynaklı halde ise 250°C sıcaklıklara kadar güvenle kullanılabilirler (Yorulmazel, 2007). Şekil 3.33' de östenitik-ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı verilmiştir.



Şekil 3.33. Östenitik-ferritik (çift fazlı) paslanmaz çeliklerin mikroyapısı (Aran,vd., 2003).

3.3.1.4. Çökelme Sertleşmesi Uygulanabilen Paslanmaz Çelikler

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler bakır, molibden, niyobyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementleri içeren, bu elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile

çökelme sertleşmesi (yaşlandırma) gösteren Fe-Cr-Ni' li paslanmaz çelikler ailesinin bir grubudur (Develi, 2003).

Çökelme sertleşmesi, prensip olarak alaşımı çözeltiye alma tavından sonra uygulanan hızlı soğutmayı takip eden bir yaşlandırma işlemidir. Yukarıda belirtilen ve çeliğin içinde bulunan alaşım elementleri, çözeltiye alma tavı sırasında çözünürler ve yaşlandırma işlemi sırasında da çok küçük (submikroskobik) zerrecikler halinde çökelerek matrisin sertlik ve mukavemetini arttırırlar. Bu işlem sonucu çelik, martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine ve AISI 304 (X5CrNi1810) türü östenitik paslanmaz çeliğin korozyon direncine sahip olabilmektedir. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, çözeltiye alma fazlaşmasından sonraki işlemler sonucu çeliğin yapısal değişimine ve özelliklerine bağlı olarak üç türde gruplanmaktadır. Bunlar;

1-Yarı östenitik çökelme paslanmaz çelikler

2-Östenitik çökelme paslanmaz çelikler

3-Martenzitik çökelme paslanmaz çelikler (Develi, 2003; Tülbentçi, vd., 1993)

3.3.1.5. Östenitik Paslanmaz Çelikler

%16-25 Cr ve %20' ye kadar Ni içeren yüzey merkezli kübik (YKM) kristal yapısına sahip çelikler östenitik paslanmaz çeliklerdir. 18Cr/8Ni' li östenitik çeliklerin ve bunların türevlerinin erime sıcaklıkları içerdikleri karbon miktarına göre 1400 ile 1430 °C arasında değişir. Bazı elementler eklenmesiyle bu sıcaklık düşürülebilir. Östenitik içyapı dönüşüm göstermediği için normalleştirme ve sertleştirme ısıl işlemi uygulanamaz. Kromun ferrit yapıcı etkisi östenit yapıcı alaşım elementleri katılarak giderilir. Östenit yapıcı temel element nikeldir. Sertlik, sadece soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Manyetik olmayan bu tür paslanmaz çelikler AISI 3XX serisi içinde gruplandırılmalarının yanı sıra DIN 17440, EU 88, EU 95 ve TS 2535' e göre yüksek alaşımlı çelikler halinde olduğu gibi simgelendirilirler (Alptekin, 2006; Odabaş, 1998).

TS 2535 östenitik paslanmaz çelikleri bileşiminde korozyona karşı krom ve östenitik bir yapı sağlamak amacıyla nikel bulunan, oda sıcaklığında manyetik olmayan ısıl işlem ile sertleştirilemeyen soğuk şekillendirmeye elverişli paslanmaz çelikler şeklinde tanımlanmaktadır (Develi, 2003).

304 (X5CrNi1810) ve özellikle bunun düşük karbonlu modeli olan 304L tipi paslanmaz çelikler kaynaklanabilme özelliği sayesinde taşıma tanklarında ve kaynatma

kazanlarında tercih edilir. 304 tipi çeliğin yeterli olmadığı koşullarda kimyasallara ve çukurcuklanmaya karşı dirençli olan 316 ve 316L tipi paslanmaz çelikler kullanılır. 316 (%2-4 molibden içeren) tipi paslanmaz çelikler düşük karbonlu olarak 316L, dayanıklılığı arttırmak için azot eklenmesi ile 316N, işlenebilirliği iyileştirmek amacıyla sülfür eklenmesiyle 316F ve yüksek karbon değerlerinde 316H olarak adlandırılırlar. Paslanmaz çelikler metalurjik yapılarına göre östenitik, ferritik ve martenzitik olarak üç temel sınıfa ayrılırlar. Östenitik sınıfın böyle adlandırılmasının sebebi oda sıcaklığında östenitik fazın nikel elementi sayesinde kararlı olarak bulunmasıdır. Bunun için %18 krom, %8 nikel paylaşımı ideal koşuldur (Gülgün vd., 2005). Tablo 3.4' de yaygın olarak kullanılan östenitik paslanmaz çelik türleri verilmiştir.

Tablo 3.4. Yaygın olarak kullanılan östenitik paslanmaz çelik türleri (Develi, 2003).

ASTM AISI	**EN 10088 Malzeme No**	**EN 10088 Kısa Adı**
301(S30100)	1.4310	X10CrNi18 - 8
304(S30400)	1.4301	X5CrNi18-10
304L(S30403)	1.4306 1.4307	X2CrNi 19-11 X2CrNi 18-9
310(S31000)	1.4841	X15CrNiSi 25-20
310S(S31008)	1.4845	X12Ni 25-21
316(S37600)	1.4401 1.4436	X5CrNiMo 17-12-2 X3CrNiMo 17-13-3
316L(S31603)	1.4404 1.4432 1.4435	X2CrNiMo 17-12-2 X2CrNiMo 17-12-3 X1CrNiMo 18-14-3
321(32100)	1.4541	X6CrNiTi 18-10
347(534700)	1.4550	X6CrNiNb 18-10

Östenitik paslanmaz çelikler düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerden daha zor işlenirler. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklere göre dayanımlarının ve sünekliklerinin yüksek olması, yüksek deformasyon sertleşme eğilimleri ve düşük ısıl iletkenlikleri östenitik paslanmaz çeliklerin zor işlenmelerinin nedenleri olarak kabul edilir (Çiftçi, 2005). Şekil 3.34' de östenitik çeliğin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 3.34. Östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran, vd., 2003).

3.3.2. Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği

Kaynak edilebilir terimi, bir malzemenin iş ortamındaki performansının iyi olması ve sağlıklı kaynakların yapılabilmesi anlamına gelir. Bu sebepten kaynak edilebilirlik; dayanım, süneklik, çentik darbe dayanımı gibi mekanik özellikler ve kırılma, gerilme korozyon kırılması, genel korozyon dayanımı ve korozyonik özellikleri kapsar (Pollard, 1993).

Genel olarak paslanmaz çeliklerin kaynağı için, uygulamadaki tüm kaynak yöntemlerinin uygun olduğu söylenebilir. Bir kaynak yönteminin diğerine tercih edilmesinde ise şu faktörler göz önüne alınır;

• Uygun cihazların varlığı ve kurularak kullanılabilirliği,
• Kaynak edilecek malzemenin kalınlığı,
• Kaynağın gerçekleştirileceği ortam,
• Kaynak pozisyonu,
• Paslanmaz çeliğin türü,
• Yardımcı donanım ve ekipmanın karşılanabilirliği (Kaluç, 1990; Kaluç ve Taban, 2004).

Bu faktörlerin incelenmesi sonucunda, paslanmaz çeliklerin kaynak edilmelerinde örtülü elektrodların kullanımının halen ön planda olduğu anlaşılır. Bu tür çeliklerin kaynağında, fiziksel ve metalurjik özellikleri gibi kaynak kabiliyetini etkileyen karakteristiklerinin bazı problemlere neden olabileceği unutulmamalıdır. Bu problemler, oluşturulacak konstrüksiyonların servis ömrü açısından da önem taşırlar. Bu karakteristikleri şöyle sıralanabilir.

• Paslanmaz çeliklerin düşük ısı iletme katsayıları,
• Yüksek ısıl genleşme katsayıları,
• Yüksek elektrik iletme direnci,

• Soğuk şekillendirmeye karşı hassasiyet,
• Kaynakta izlenen yapısal değişimler (tane irileşmesi, karbür oluşumu, sigma fazı, delta ferrit),
• Korozyona karşı hassasiyet (Kaluç, 1990).

Kromlu paslanmaz çeliklerin ısı iletme katsayıları, alaşımsız çeliklerin yarısı kadardır. Östenitik krom-nikelli çeliklerin ise, alaşımsız çeliklerin üçte biri kadardır. Kromlu paslanmaz çelikler, genellikle alaşımsız çelikler ile aynı ısıl genleşme katsayısına sahiptirler. Östenitik krom-nikelli çeliklerde ise bu değer, karbonlu ve az alaşımlı çeliklerden %50 daha fazladır (Anık, 1991).

Karbonlu ve az alaşımlı çelikler, düşük elektrik iletme direncine sahiptirler. Paslanmaz çeliklerde ise bu değer 4-7 kat daha fazladır. Bu nedenle; paslanmaz çelik elektrodlar daha çabuk kızardıklarından, daha kısa olarak üretilirler ve normal elektrodlara göre %25 daha düşük akım şiddetiyle yüklenirler (Anık vd., 1993). Paslanmaz çeliklerin büyük bir bölümünün kaynak kabiliyeti yüksektir ve ark kaynağı, direnç kaynağı, elektron ve lazer bombardıman kaynakları, sürtünme kaynağı ve sert lehimleme gibi çeşitli kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirler (Odabaş, 2007). Uygun kaynak yöntemleri ve dolgu metalleri kullanıldığında ostenitik, ferritik ve çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, karbonlu çelikler ve düşük alaşımlı çelikleri de içine alan kaynak edilebilir çeliklerle başarılı bir şekilde birleştirilebilirler. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çelikler, karbon veya düşük alaşımlı çeliklerle genel uygulamalar için ostenitik paslanmaz çelik veya nikel esaslı bir dolgu metali kullanılarak birleştirilebilir. Dolgu malzemesi seçiminde göz önünde bulundurulması gereken en önemli unsur, dolgu metalinin ıslatma etkisinin her iki malzemeye de uygun olmasıdır. Östenitik paslanmaz çelik kaplanmış karbon ve düşük alaşımlı çelikler istenilen özellikler korunarak kaynak edilebilir. Bu malzemelerin kaynağında dolgu metali olarak, yüksek alaşımlı paslanmaz çelikler kullanılmalıdır (Noble, 1993; Noble, 1992).

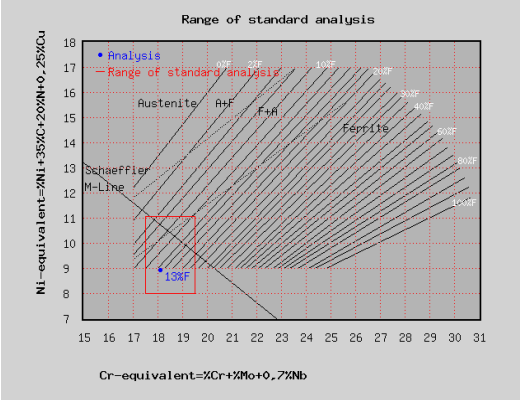
3.3.2.1. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği ve kaynak işlemi sonrası performansı, direkt olarak kaynak mikroyapısıyla ilgilidir. Ön ısıtma ve pasolar arası ısıtma aynı zamanda çarpılma ve çatlak oluşumunu arttırabilir. Kaynak sonrası ısıl işlem,

özellikle kalın kesitli parçalarda ostenitik kaynak metalindeki kalıntı gerilmeleri gidermek için gereklidir. Gerilme giderme işlemi 650 °C' de her 25 mm kalınlık için 1-4h arasında olmalıdır (Brooks ve Lippold, 1993). Ostenitik paslanmaz çelikler, oksitleyici veya redükleyici ortamlarda iyi korozyon direnci gösterirler. Tüm kaynaklı paslanmaz çelik imalatlarının %90' dan daha fazlası için ostenitik paslanmaz çeliklerin kullanılmasının nedeni, iyi kaynaklanabilirliğidir. Östenitik paslanmaz çeliklerde kaynaklar, çoğunlukla ana metalle karşılaştırılabilen kimyasal bileşimlere ve mekanik özelliklere sahiptirler. Östenitik paslanmaz çelikler, çeşitli kaynak yöntemleri ile kolaylıkla kaynak edilebilir (Castro, 1974). Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilerek birleştirilmelerinde, fiziksel özelliklerini dikkate almak gereklidir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetini etkileyen fiziksel özelliklerinin yanında, bir dizi metalurjik etken de bu tür çeliklerin kaynağında önemli rol oynar. Bunlar; delta ferrit (δ-ferrit) oluşumu, taneleraras korozyona duyarlılık, gerilmeli korozyona duyarlılık ve sigma fazının oluşmasıdır (Kaluç, 1990). Östenitik paslanmaz çeliklerin üretimlerinde, sıvı halden itibaren katılaşma başlayınca, ostenit ve δ-ferrit (delta ferrit) taneleri oluşmaya başlar. Bu ferrit, östenitin dönüşümü sonucu ortaya çıkan ferritten farklıdır. Katılaşma normal olarak ingota dökülen sıvı metalin katılaşmasında görülen hızda oluştuğu zaman bu çeliklerin yapısı, ostenit taneleri arasına serpilmiş δ-ferrit taneciklerinden oluşur. Bu faz, Cr ve ferriti dengeleyen elementler yönünden zengin, nikel ve osteniti dengeleyenler yönünden fakirdir. Bu fazın oluşumu, çelik üreticilerinin istemediği bir durumdur, çünkü malzemenin sıcak şekil değiştirmesini zorlaştırır ve malzemede çatlak oluşumunu teşvik eder. Bu fazın sürekli olarak tane sınırlarında bulunması, korozyon direncini azaltır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda uzun süre δ-ferrit fazıyla karşı karşıya kalınması sonucunda da, malzemenin mukavemetinde ve şekillendirilebilme kabiliyetinde azaltıcı yönde etkiyen sert ve gevrek (sigma)-fazının oluşumu gibi sorunlarla karşılaşılır (Anık ve Tülbentçi, 1983).

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde σ (sigma)-fazının bulunması, kaynak edilebilirliklerini olumsuz yönde etkiler. Metallerarası bir bileşik olan bu sert fazın oluşabilmesi için ostenitik yapı içinde bir miktar da ferrit bulunması gerekir. Ostenitik mikroyapı üzerine ise kimyasal bileşimin çok büyük etkisi vardır. N katkısı, alaşımın oyuklaşma korozyon direncini ve dayanımını önemli derecede düzeltir. Bu tip alaşımlar, diğerlerine nazaran daha yüksek Mn içeriğine sahiptirler. Paslanmaz çeliklerin kaynak metallerinin mikroyapıları, esas metalin mikroyapısından bir miktar farklılık gösterir. Tamamen ostenitik alaşımların eşdeğer bileşimindeki kaynak metalinin az miktarda ferrit

içerdiği görülür. Çeşitli elektrodların kullanımı, kaynak yapısının metalurjik yapısını değiştirebilir. Delta ferrit içeriği ve kontrolü konusu, ferrit içeriği ve kaynak metali çatlağı arasındaki ilişki nedeniyle 40 yılı aşkın zamandır ilginçliğini korumuştur. Schaeffler ve De Long tarafından daha önce geliştirilen yapısal diyagramların yerine şimdi, WRC-92 diyagramı geçmiştir. Bu diyagramlar kimyasal bileşim üstüne ferrit tahmininin doğruluğunu geliştirerek kaynak metali verisini büyük ölçüde sağlamlaştırmıştır. WRC-92 diyagramı aşağıdaki Şekil 3.35' de gösterilmektedir.



Şekil 3.35. Paslanmaz çeliklerin WRC-92 diyagramı (URL-1, 2009).

Bu diyagram, ferrit içeriklerini 100FN (ferrit numarası) kadar genişletmiştir; böylece, diyagram duplex paslanmaz çelik kaynak metalleri için de kullanılmaya başlanmıştır. Bu diyagram; ostenitik (A), ostenitik-ferritik (AF), ferritik-ostenitik (FA) ve ferritik (F) rejimlere ayrılan çizgilerle gösterildiği gibi aynı zamanda, katılaşma davranışının rejimlerini de göstermektedir. Katılaşma biçimi kaynak metali katılaşma çatlağına hassasiyeti etkilediğinden, bu diyagramla katılaşma davranışı tahmini yapılabilmesi önemli bir katkıdır. Ostenit fazından katılaşan kaynak metalleri, ferrit fazından katılaşandan daha fazla katılaşma çatlağına uğrama eğilimindedir (Lippold, 1993).

WRC paslanmaz çelik alt komisyonu tahribatsız yöntemlerle ferritin saptanması için bazı çalışmalar yapmış, manyetik yöntemlerle ferritin saptanmasını sağlamışlardır. Ferritin manyetik, ostenitin antimanyetik olması en önemli etkendir. Bu gerçek, delta ferritin manyetik yöntemlerle saptanmasını olanaklı duruma getirmiştir. Ferromanyetik bir kaplama üzerine, manyetik olmayan farklı kalınlıkta kaplama kullanarak manyetik bir çekim alanı elde etmişlerdir. Kaplama kalınlıkları için FN tayin edilmiş ve bir kalibrasyon prosedürü geliştirilmek üzere bir seri standartlar kullanılmıştır (Lippold ve Kotecki, 2005).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir sorun da; özellikle 18/8 çeliği gibi bazı paslanmaz çeliklerin 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları sonucunda oluşan krom karbür çökelmesi eğilimidir. Oluşan krom karbürün ağırlıkça %90' ını Cr oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ostenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır. Bunun sonucu olarak, malzeme korozif bir ortamda kaldığında kromca zayıflamış tane sınırında korozyon oluşur (Kaluç, 1990; Anık vd., 1993). Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı esnasında ergiyen bölge, çok kısa bir zamanda katılaşıp hızla soğuduğundan ve elektrod olarak kullanılan alaşımların karbon içeriği düşük olduğundan, kaynak metali için karbür çökelme tehlikesi yoktur. Buna karşılık ITAB, kaynak süresi boyunca 500-900 ^{o}C sıcaklık aralığında tavlı olarak kalmakta ve aynı zamanda da burası esas metal olduğundan, karbon içeriğinin yüksek olması halinde ostenit tane sınırlarında taneler arası korozyona neden olabilecek, karbür çökelmesi olayı ortaya çıkmaktadır.

3.3.2.2. Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Sürtünme Kaynak Yöntemi İle Kaynak Edilebilirliği

Östenitik paslanmaz çelikler kaynak işlemleri diğer paslanmaz çeliklere nazaran daha iyi olduğundan daha fazla tercih edilmektedir. Bu çeliklerin kaynağında yukarıda da anlatıldığı gibi bazı metalurjik değişimler olmaktadır. Bunlar: delta ferrit, σ-fazı, gerilmeli korozyon çatlaması ve geleneksel ergitme kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilen Cr-Ni östenitik paslanmaz çeliklerin birleştirilmelerinde 450-850 ^{o}C' de tane sınırlarında krom-karbür çökelmesidir.

Ancak, sürtünme kaynak metodunda bir erimenin olmayışı, çok kısa zamanda gerçekleştirilebilmesi ve hızlı soğuma nedeniyle meydana gelen bu metalurjik değişimleri elimine eder. Farklı bileşimlere sahip metallerin birleştirilmesinde büyük avantajlar sağlamaktadır.

3.4. Katı Hal Kaynak Yöntemleri

Katı hal kaynağını yapmak için iki malzemenin temiz yüzeylerini, aralarında bir bağ oluşacak kadar birbirlerine yaklaştırmak gerekir. Bunu sağlamak üzere birçok teknik

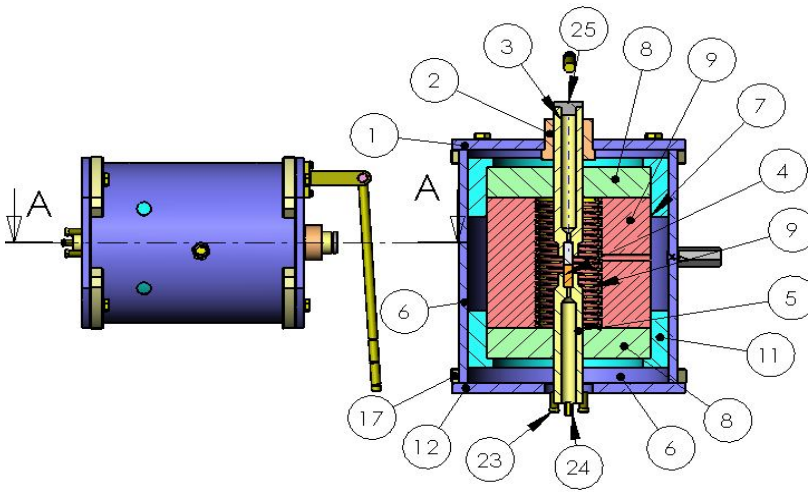
uygulanmakta ise de, bütün işlemlerde esas olan, üzerinde bir tabaka bırakmayacak şekilde iki yüzeyi deforme edecek bir basınç uygulamaktır.

Başlıca katı hal kaynak işlemleri şu şekilde gruplandırılabilir:

1. Yüksek sıcaklıkta basınç kaynağı,
2. Soğuk basınç kaynağı,
3. Difüzyon kaynağı,
4. Nokta direnç kaynağı,
5. Patlamalı kaynak,
6. Ultrasonik kaynak,
7. Sürtünme karıştırma kaynağı,
8. Sürtünme kaynağı.

3.4.1. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, katı hal kaynak usulleri arasında yer alır. Difüzyon kaynağı; birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerin ergime noktaları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalurjik bir bağ oluşuncaya kadar malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak usulüdür. Malzemelerin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkla eriyen bir aratabaka kullanıldığı takdirde buna sıvı faz difüzyonu adı verilir (Orhan, 1996). Şekil 3.36' da difüzyon kaynak setinin şematik resmi verilmiştir.



Şekil 3.36. Difüzyon kaynak seti

Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasındaki çekim, kohezyon kuvvetlerini meydana getirir. Normal olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Katı, harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiği zaman, atomlar denge pozisyonlarını terk eder ve kristalin içinde dış kuvvet tarafından dengelenen bir gerilme meydana getirir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimumdan geçer daha sonra azalır. Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim ise adhezyon olarak bilinir. Aynı ya da farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken, aynı cins katı yüzeyler arasında kohezyon, farklı cins yüzeyler arasında da adhezyon işi yapılmış olur. Adhezyon ve kohezyon işi serbest yüzey enerjisinin bir fonksiyonudur. Difüzyon kaynağının mekanizmasıyla ilgili ilk teori Kinzel (1944) tarafından sunulmuştur. Daha sonra Gerken ve Owczarski (1955) üç safhalı bir mekanizma ileri sürmüştür. Sonraki yıllarda Shwartz, King ve Owczarski birbirlerininki ile aynı olan bir modelle bu modelleri birleştirmişlerdir. Bu modele göre ilk safhayı, birleştirilecek yüzeye basınç altında ilk teması ve sürünme meydana getirmektedir. İkinci safhada, birinci aşamada yok edilemeyen ara kesit boşlukları difüzyon yoluyla yok edilmekte ve ara kesit tane sınırları daha küçük bir enerji seviyesine, yani ara kesit düzlemi dışına göçmektedir. Buradaki etkin mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Son safha ise, tane içindeki boşlukların hacim difüzyonu ile doldurulmasıdır. Araştırmacılar, başlangıç safhasında plastik deformasyonunun, birleşecek yüzeylerin büyük bir kısmı temas ettiği zaman ise, yüzeyden kaynaklanan ve arayüzey mekanizmalarının etkili olduğu konusunda hem fikirdir.

Difüzyon kaynak mekanizması şu şekildedir:

A- Yük altında plastik deformasyon,
B- Sürünme deformasyonu,
C- Difüzyon,
D- Yeniden kristalleşme ve tane sınır göçü.

Metal folyo veya kaplama şeklindeki ara tabakaların kullanılarak, kaynak için gerekli sıcaklık, basınç ve zaman değerlerinin azaltmak mümkündür.

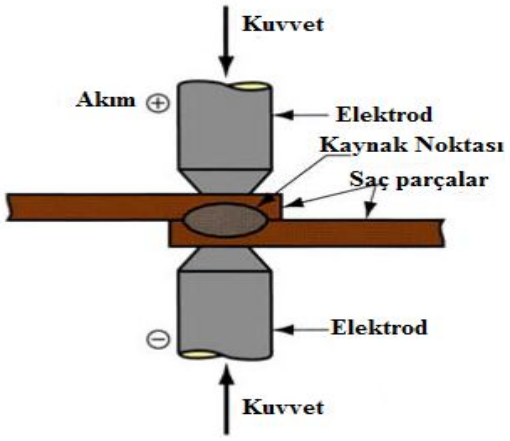
3.4.2. Nokta Direnç Kaynağı

Direnç kaynak yöntemleri (nokta, dikiş ve flanş-alın yakma kaynağı) özellikle yüksek mukavemetli, ısıl işleme tabi tutulabilen alaşımların birleştirilmesinde önerilir. Bunları ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi güç olup, direnç kaynağıyla birleştirilmeleri pratik olarak yapılıp, kaynak işleminden kaynaklanan mukavemet kaybı ortadan kalkar. Direnç kaynağı, iş parçalarından geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdiği dirençten sağlanan ısı ve aynı zamanda basıncın uygulanmasıyla yapılan bir kaynak yöntemidir. Malzemeden geçen elektrik akımının doğurduğu ısının dışında, herhangi bir ısı uygulanmamaktadır. Isı, kaynak edilecek kısımlarda oluşur ve basınç kaynak makinesindeki elektrotlar ya da çeneler aracılığıyla uygulanır (Anık, vd., 1991).

Direnç kaynağında gerekli ısı, yüksek kaynak akımları ile sağlanmaktadır. Isı üretim hızı, malzemenin direncine ve akım şiddetine bağlıdır. Bu ısı miktarı şu formülle hesaplanır:

$$Q = I^2 . R . T \qquad 3.7$$

Burada;
(t) saniye cinsinden kaynak süresini,
(R) ohm cinsinden iş parçasındaki toplam direnci,
(I) amper cinsinden kaynak akımını ifade eder. Nokta direnç kaynağının bileşenleri Şekil 3.37 ’de verilmiştir.



Şekil 3.37. Nokta direnç kaynağı şematik resmi

3.4.3. Patlamalı Kaynak

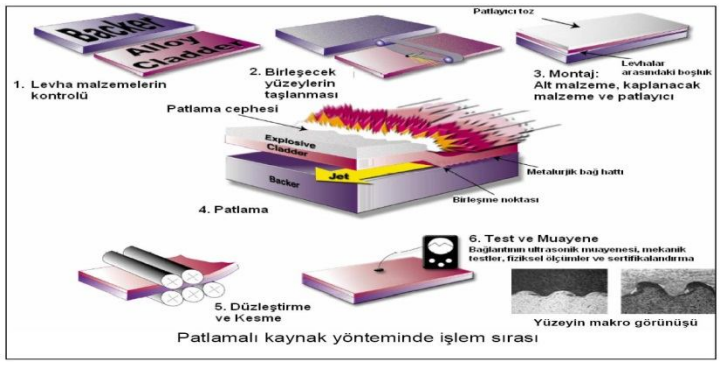
İş parçaları kontrollü patlamanın etkisi ile iş parçalarında erime olmaksızın birbirine çarpması ile gerçekleştirilen katı-hal kaynak tekniğidir. Patlamanın etkisiyle parçaların ulaştığı hızlarda çarpma sonucu metalik bağ oluşur. Bu bağ, dalgalı bir arayüzeyle sonuçlanan mekanik kilitlemeyle beraber metalurjiktir. Herhangi bir dolgu malzemesi kullanılmadan yapılır. Patlamalı kaynak parametreleri;

A) Çarpma hızı,

B) Çarpma açısı,

C) Kaplama metalinin hızı.

Çarpma malzemede plastik akmaya sebep olur ve aynı zamanda oluşan jet arayüzeyi temizleyerek kuvvetli metalurjik bağ oluşmasını sağlar. Karbon çeliklerinin paslanmaz çeliklere veya eritme kaynağı veya difüzyon kaynağı ile yapılması metalurjik olarak uygun olmayan alüminyumun veya titanyumun çelik ile birleştirilmesi bu yöntemde mümkündür. Bu yöntemle birleştirilebilecek yüzey büyüklüğü 6.5 cm^2 ile 37 m^2' ye kadar değişebilir. Ana malzeme sabit durduğundan kalınlık sınırı yoktur. Ancak kaplama metalinin kalınlık aralığı 0.25 ile 31.8 mm arasında bulunur. Patlamalı kaynak yönteminde işlem sırası Şekil 3.38' de verilmiştir.

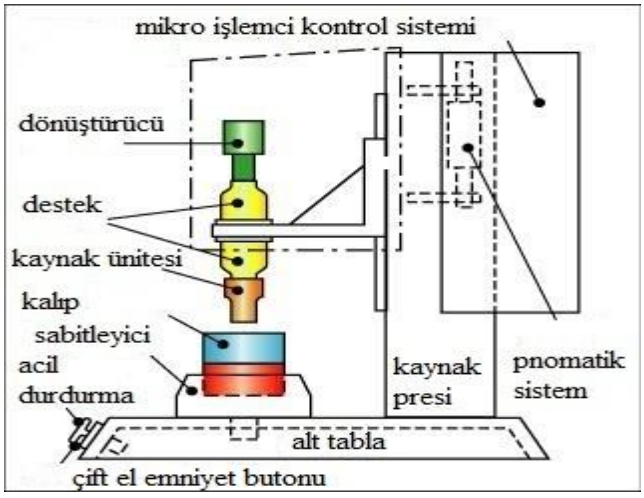


Şekil 3.38. Patlamalı kaynak yönteminde işlem sırası

3.4.4. Ultrason Kaynağı

Ultrason kaynağı, bir yarı-katı hal kaynak tekniğidir. Parçalar oldukça yüksek tutma kuvvetleri ile, parçaya yüksek frekanslı ses dalgaları gönderilerek yapılır. Bu yöntemde malzemelerde önemli bir erime olmaz. Şekil 3.39' da ultrasonik kaynak prensibinin resmi verilmiştir. Ultrasonik kaynak yönteminde parçalar, ultrason altındaki mekanik titreşimler

ve hafif bir basınç yardımı ile birleştirilir. Bu amaçla bir elektro-akustik dönüştürücüden yararlanılır. Bu dönüştürücüde değişken bir elektrik akımı, bir nikel alaşımının manyetostrüktif etkisi yardımı ile aynı frekanstaki, boylamasına mekanik titreşimlere çevirir. Birleştirilecek parçalar sabit bir örs üzerindedir. Sonodron yardımı ile teğetsel titreşimler parçaya katılır. Sıkıştırma kuvveti ve kaynak yüzeyleri arasındaki bağıl hareketlerin meydana getirmiş olduğu genliğin artmasına paralel olarak akma başlar. Bu yöntem, birbirine bastırılmış iki yüzeyin arakesitinde, salınım yapan kayma kuvvetleri yardımıyla kaynak yapar. Bu arada oluşan iç gerilmeler arakesitte elastoplastik bir deformasyona yol açar. Ultrason kaynağında elastik histerezis, arakesit kayması ve plastik deformasyonun birlikte etkimesiyle kaynak bölgesinde bir sıcaklık artışı olur. Birleşmenin mukavemeti ana metalinkine yakındır. Bu yöntemin tek dezavantajı, ancak ince parçalara uygulanabilmesidir. Ultrason kaynağı geniş oranda, elektronik havacılık ve ölçü aletleri kontrol sanayilerinde kullanılır.

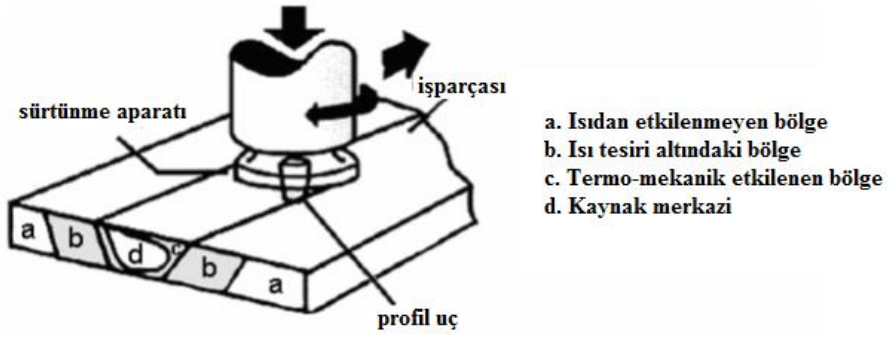


Şekil 3.39. Ultrasonik kaynak

3.4.5. Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, geniş uygulama alanına yayılmış ve farklı geometrilerde kaynak olanağı sağlayan, 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde (TWI), W. Thomas tarafından icat edilen ve geliştirilmeye devam edilen bir katı hal kaynak yöntemidir. Günümüze kadar İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde alüminyum ve alüminyum alaşımları için bu kaynak yöntemi ile oluşturulacak birleştirmeler üzerinde birçok araştırma yapılmıştır. Bu çalışmaların sonuçları, bu yöntemin gerek yaşlandırma sertleşmesi yapılmış

gerekse yaşlandırma sertleşmesi yapılamayan (1xxx ve 5xxx serileri gibi) alüminyum ve alaşımlarında başarılı ve güvenli bağlantıların ortaya çıktığını göstermiştir. Ayrıca bakır-bakır alaşımları, kurşun-kurşun alaşımları, titanyum-titanyum alaşımları, magnezyum-magnezyum alaşımları, metal matrisli alüminyum kompozitlerde de bu yöntemin uygulanmasına başlanmıştır (Çam, 2002). Sürtünme karıştırma kaynağı, sürtünme kaynak yönteminin geliştirilmiş bir başka yöntemidir. Bilindiği gibi sürtünme kaynağı genellikle silindirik kesitli malzemelere uygulanan katı hal kaynak yöntemidir (Özsoy ve Kaluç, 2002). Özellikle kaynak yapılması zor olan alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde sürtünme karıştırma kaynağı performansı geliştirilerek araştırmalar sanayinin ilgisini alüminyum alaşımları üzerine yoğunlaştırmıştır. Bu kaynak yöntemi 1 mm' den az ve 35 mm' den kalın olan ve kaynaklanamaz olarak düşünülen alüminyum alaşımlarına uygulanmış ve çok iyi mekanik özellikler elde edildiği araştırmacılar tarafından bildirilmektedir (Özdemir, 2003). Şekil 3.40' da sürtünme karıştırma kaynak prensibi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.40. Sürtünme karıştırma kaynağının prensibi (Şık, vd., 2003).

Bu metotla yapılan birleştirmelerde, mükemmel bir birleştirme mukavemeti elde etmek mümkün olduğu gibi, oldukça düşük bir malzeme çarpılması söz konusudur. Bu kaynak yöntemi alın alına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen kademeli bir karıştırıcı ucun daldırılarak kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir (Özdemir, 2003).

3.4.6. Sürtünme Kaynağı

Sürtünme: cisimlerin veya maddelerin birinin diğerine bağlı olarak hareketinden doğan kinetik enerji kayıpları olarak tarif edilir (ASM Handbook, 1992). Sürtünmeye temas eden iki cismin arayüzeylerinde gerçekleşen kuvvetler sebep olur. Bu kuvvetler yükün yanı sıra temas eden malzemenin özellikleri ve temas alanı olarak belirlenir. Gerçek temas alanı cismin görünen alanından çok küçüktür. Gerçek yüzey teması atomik mertebede düz değildir. İşlem görmüş bütün malzemeler farklı bir yüzey topografyasına sahiptirler. Bu farklılıklar; işleme aletinin geometrisi, çalışma parçasının mikroyapısı ve sistemdeki titreşimlerin sebep olduğu dalgalı sapmalardır. Sürtünme kuvveti; bir katı ile temas eden cismin diğeri üzerinde kaymasını sağlamaya yarayan teğet halindeki yüzeysel kuvvettir. Sürtünme, yüzeylerin düzleminde gerçekleşir ve yüzeye dik olan kuvvetle orantılıdır. Sürtünme kuvveti aşağıdaki amprik formülle belirlenir.

$$F = \mu . N \qquad 3.8$$

Burada;

F = Sürtünme kuvveti,

μ = Sürtünme katsayısı,

N = Yüzeye dik olan normal kuvveti ifade etmektedir.

Sürtünme kaynağı (SK)**;** biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki parçanın arayüzeylerinde oluşturulan sürtünme yolu ile mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüştürülmesi sonucunda ısıdan yararlanarak eksenel basınç altında arayüzeyde plastik deformasyon oluşturularak yapılan bir katı hal kaynak yöntemidir. Sürtünme kaynağında sürtünme süresi boyunca sürtünen yüzeyler eksenel basınç altındadır. Isıtma veya sürtünme fazı olarak adlandırılan bu süreç birleşme bölgesinde plastik deformasyon sıcaklığına ulaşıncaya kadar devam eder. Bu sıcaklıkta dönme hareketi ani frenleme ile durdurulur ve eksenel basınç yaklaşık iki kat arttırılarak yığma oluşturulur. Normal şartlar altında arayüzey erimez. Çünkü oluşan sıcaklık malzemelerin ergime sıcaklığından daha düşüktür. Bu kaynak tekniğinde ilave metal ve koruyucu gaza gerek yoktur. Bu birleştirme yöntemi dairesel kesitli parçaların kaynağında yaygın bir kullanıma sahiptir ve kaynak işlemi otomatik olarak da yapılmaktadır. Yöntem, silindirik olmayan parçalar için de kullanılabilir. Alın kaynağı uygulamalarında parçalardan birinin dönme simetrisine sahip olması bu yöntem için yeterlidir. Sürtünme kaynağı, malzemeler ve kombinasyonlarıyla

plastiklerin birleştirilmesi işlemleri için uygundur. Sürtünme kuvveti, temas yüzeylerinin büyüklüğüne ve işleniş tarzına bağlı olmayıp yüzeye dik gelen yükle doğru orantılıdır (Ateş, vd., 2007).

3.4.6.1. Sürtünme Kaynağının Mekanizması

Sürtünme kaynağı mekanizmaları farklı araştırmacılar tarafından açıklanmaya çalışılmıştır. Sürtünme kaynağı genel anlamda şu aşamalarda gerçekleştirilir.

Birinci aşamada, parçalardan biri sabit diğeri dairesel harekete sahip olacak şekilde aynı eksende bağlanır.

İkinci aşamada, iki parçanın eksenel basınç altında yüzey teması sağlanır.

Üçüncü aşamada, sürtünme hareketi ile arayüzeyde plastik deformasyon ve şişme meydana getirilir.

Dördüncü aşamada, dönme hareketi durdurularak, yığma basıncı uygulanır.

Midling, sürtünme kaynağı işlemini benzer bir şekilde üç basamakta tanımlamıştır. Bunlar;

Düşük eksenel basınç kuvveti altında yüzey teması ve sürtünme yoluyla plastik deformasyonu hakim kılma, eksenel basınç kuvvetini artırarak birleşme bölgesinde gerekli ısıya ulaşma ve sürtünme işlemini durdurarak birleşme bölgesinde yığma oluşturmak şeklinde tarif etmiştir.

Darby, sürtünme kaynağında kaliteli bir bağlantının oluşması için şu şekilde bir mekanizma açıklanmaktadır;

1-) Sürtünme hareketi ile bütün oksit ve diğer tabakalar parçalanarak yüzeyden uzaklaştırılır. Sürtünen yüzeyler arasındaki sürekli temas kaynak sırasında oksit filmlerinin oluşmasını engeller.

2-) Sürtünme kaynağı sırasında kaynak inklüzyonlarının büyük bir kısmı elimine edilir.

3-) Bağlantı bölgesi, hızlı lokal ısıtma ve soğutma sonrası uygulanan yüksek basınç nedeni ile ince taneli bir yapıya sahiptir.

4-) Hızlı lokal ısıtma ve ayrıca bağlantıya bitişik relatif olarak geniş ısıtılmamış alanların ısıyı lokal ısınmış alanlardan hızla çekmesi sonucunda çok dar bir ITAB oluşur.

3.4.6.2. Sürtünme Kaynağı Çeşitleri

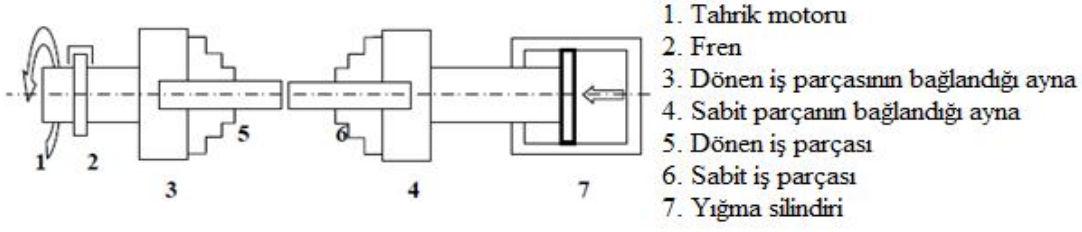
Sürtünme kaynağı, enerji kaynağına göre üç ayrı yöntemle, hareket şekline göre ise beş grupta incelenir. Sürtünme kaynağı aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir (Özdemir, 2002).

1. Enerji kaynağına göre:
- Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı,
- Volan tahrikli sürtünme kaynağı,
- Hibrit sürtünme kaynağı.

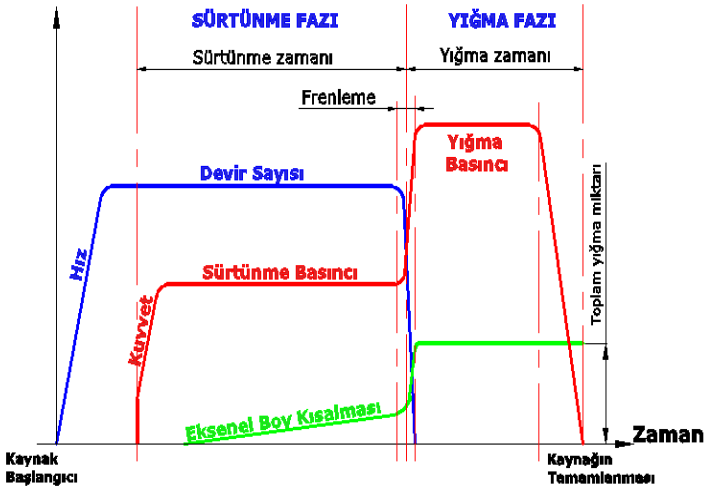
2. Hareket şekline göre:
- Dairesel hareketli,
- Lineer titreşim hareketli,
- Açısal hareketli,
- Radyal hareketli,
- Yörüngesel hareketli.

3.4.6.2.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı

Bu kaynak tekniğinde parçalardan biri dairesel harekete sahip bir motor ünitesine tutturulur, diğeri ise aynı eksende sabitlenir. Motor önceden belirlenen devir sayısında döndürülür ve sabit parçaya eksenel basınç kuvveti uygulanarak iki parça arayüzeyinde temas sağlanır. Arayüzeyde plastik deformasyon için gerekli sıcaklığa ulaşıncaya kadar işlem devam ettirilir. Sonra dönen parça ani frenleme ile durdurulur ve arayüzeyde yeterince plastik deformasyon oluşturmak için yığma basıncı uygulanarak işlem tamamlanır. Şekil 3.41' de sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinin şeması görülmektedir (Welding Handbook, 1980). Klasik sürtünme kaynak parametreleri ise Şekil 3.42' de verilmiştir.



Şekil 3.41. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi



Şekil 3.42. Klasik sürtünme kaynak parametreleri (Gül, 2006).

Sürtünme kaynağında bir erime bölgesinin olmayışı, ısının tesiri altındaki bölgenin darlığı ve kaynağın çevresinde plastik olarak deforme olmuş malzemenin varlığı en belirgin özelliklerini oluşturur. Kaynak kalitesi;

a) Uygun malzeme seçimi,
b) Kaynak dizaynı,
c) Sürtünme süresi,
d) Sürtünme basınç kuvveti,
e) Devir sayısı,
f) Yığma basınç kuvveti,
g) Yığma süresi, gibi parametrelere bağlıdır.

Hız, zaman ve basınç kuvveti gibi kaynak parametrelerinin geniş çapta kullanımı ile kaliteli bir kaynak elde edilebilir. Bu kaynak yöntemi üç aşamada meydana gelmektedir.

1. İlk sürtünme
2. Isınma
3. Yığma

1. Aşama: Bu aşamada döndürme momenti hızla artarak bir maksimuma ulaşır ve aşama sonunda azalır. Momentin hızla artışı sonra yavaş yavaş düşüşü, parçaların yüzeyindeki pürüzlerin kilitlenmesine ve kopmasına neden olur. Sürtünme nedeniyle oluşan ısı arayüzeydeki malzemenin yumuşamasına sebebiyet verir.

2. Aşama: Bu aşamada, moment sabit kalır. Malzemelerde deformasyon yaşlanması ile ısı yumuşaması bir denge meydana getirir. Malzemeler yığılmaya izin verecek kadar ısınırlar.

3. Aşama: Bu aşamada ise yığılma yer alır. Yığılma tahrik sisteminin ayrılıp frenlemelerinin başladığı anda devreye girer. Tahrik mili ayarlanan frenleme süresi ile yavaşlar. Frenleme süresi malzemenin türüne bağlıdır. Fren ani uygulanırsa, moment aniden düşer ve yığılma meydana gelir. Eğer bu aşamada eksenel kuvvet arttırılırsa, frenleme süresi kısalır. Ancak, uygulanan kuvvet daha büyük olduğu için maksimum değeri yükselmeye devam eder. Sürtünmenin artması burulmalı yığılmayı arttırır. Bu aşama, tahrik mili durdurduktan kısa bir süre sonra sona erer. Basma ve yığma dönemi de dördüncü bir parametre olarak kabul edilebilir (Ananthapadmanaban, ve diğ., 2009).

Yığma aşaması, kaynak çevrimi içerisinde daha yüksek olan basınç uygulandığı anda başlar. Bu sebeple yığma aşaması gerçekte durma aşamasının başlangıcından başlar. Kuvvet, genellikle ya ayna frenlendiği anda ya da ayna durduğunda, yani durma safhasının sonunda arttırılır. Bu iki uygulama arasındaki fark birincisinde, sürtünmede bir artışın olmasıdır. Birinci uygulamada ayna yavaşlatıldığında kuvvet arttırılır, döndürme momenti sıfıra düşmeden önce ikinci bir maksimum değere ulaşır. Bu hal, bir burulma kuvveti oluşturur. İkinci uygulamada, yani kuvvetin durdurma sonunda artırıldığı aşamada, hızlı frenleme sebebiyle durdurma safhasının çok hızlı olması halinde sürtünme kuvveti artmaz. Ancak, yığılma safhasının ilerlemesiyle azalmaya başlar. Bu durumda burulma kuvveti oluşmaz ve yığılma yalnızca baskı kuvvetinden etkilenir (Welding Handbook, 1980).

3.4.6.2.1.1. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı Parametrelerinin Belirlemesi

Bu yöntemde işlem parametreleri esasen karbonlu çelikler üzerinde geliştirilmiştir. Tablo 3.5' de sürtünme kaynağında, kontrolü gereken önemli parametreler bulunmaktadır. Yöntem üzerinde en etkin ve optimizasyonu gereken parametreler;

1. Çevresel hız,
2. Sürtünme basınç kuvveti,
3. Sürtünme süresi,
4. Yığma basınç kuvveti,
5. Yığma süresidir.

Bunların dışında numune geometrisi, malzemenin ısıl kapasitesi, malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneği ve parça boyundaki kısalma miktarı gibi parametreler de önemlidir. Tablo 3.5' de sürekli tahrikli sürtünme kaynağında tavsiye edilen kaynak parametreleri verilmiştir.

Tablo 3.5. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağında çeşitli malzemeler için tavsiye edilen kaynak parametrelerinin değerleri (Dinç, 2006).

Malzeme	Çap (mm)	Yüzeye Bağlı		Sürtünme süresi (s)	Yığma süresi (s)	Çevresel hız (s)
		Sürtünme basınç kuvveti (N/mm^2)	Yığma basınç kuvveti (N/mm^2)			
Alaşımsız ve Düşük Alaşımlı Çelikler	20	20-80	80-200	3-6	2-10	0.5-5
Yüksek Alaşımlı Çelikler	20	40-100	120-400	6-10	2-10	0.5-5
Yüksek sıcaklığa Dayanıklı Alaşımlar	20	60-180	180-600	5-10	2-15	0.5-5
Hafif ve Ağır Metaller	20	10-80	20-150	1-8	2-5	0.5-4

Bu yöntemde kaynak basınçları ile tahrik milinin hızı hesaplanır.

$$V_t = [(X.S)/(\pi.D_d)] \qquad 3.9$$

Burada:

V_t:Tahrik mili hızı (d/d),

X:1000 (çevrim katsayısı),

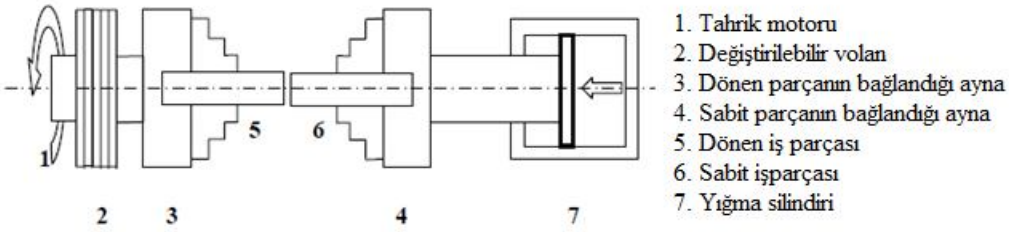
S: Yüzey hızı (m/dak)

D_d: Parçanın dış çapı (m),

Burada yüzey hızı 76-182 (m/dak) arasında değişir. Boruların kaynağında bu değerin biraz daha yüksek olması istenir.

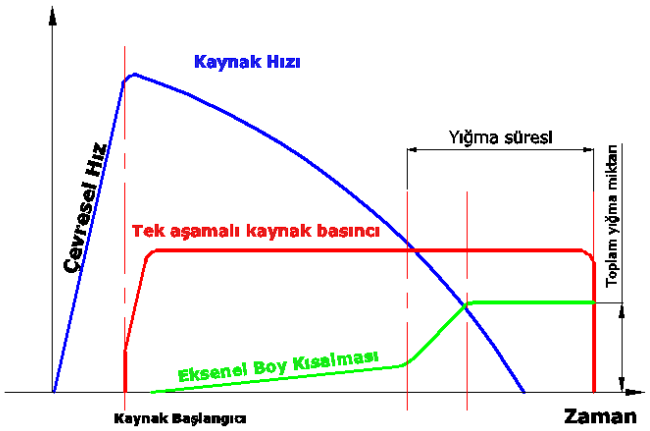
3.4.6.2.2. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı

Bu yönteme, atalet kaynağı da denilmektedir. Sistem hemen hemen sürekli tahrikli sürtünme kaynağı ile aynı mekanizmaya sahiptir. Yalnız burada dönen parçaya tutunan mil bir volana bağlanmıştır. Volan belirlenen bir hıza ivmelendirilir. Böylece dönme enerjisinden kazanılan kinetik enerji volan üzerinde toplanmış olur. Tahrik motoru ile dönen parça arasındaki bağlantı kesildiğinde volan üzerinde depolanmış olunan enerji boşalana kadar sürtünme kaynağı yapılır (Şekil 3.43).



Şekil 3.43. Volan tahrikli sürtünme kaynağı

Kaynak kuvveti eksenel olarak uygulandığında dönmesi serbest bırakılan parça diğer parça ile birlikte döner. Bu arada volan enerjisi parça ara yüzeyinde sürtünmeye harcanır. Volan hızı azalırken kaynak bölgesi ısınır ve bu ısı yayılır. Volan tamamen durduktan sonra basınç etki ettirilir. Bu yöntemle bazı kaynak uygulamalarında ısı daha az yayılabilir. Volan tahrikli sürtünme kaynağının kaynak parametreleri Şekil 3.44' de verilmiştir.



Şekil 3.44. Volan tahrikli sürtünme kaynak parametreleri (Dinç, 2006).

3.4.6.2.2.1. Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı Değişkenleri

1. Volan çapı (Atalet momenti ile ifade edilir)
2. Dönme hızı
3. Eksenel kuvvet

Volan tahrikli sürtünme kaynağı işlemi üç aşamada meydana gelir.

l. Aşama: İlk sürtünme

2. Aşama: Isınma

3. Aşama: Yığma

Sürekli tahrikli sürtünme kaynağının aksine kaynak parametreleri önceden belirlenemez. Ancak, volana kazandırılmış olan çevresel hız yardımıyla diğer kaynak parametreleri kontrol edilir. Eğer ikinci ve üçüncü aşamadaki eksenel kuvvetler değişirse, işleme iki aşamalı kaynak, kuvvetlere de ısıtma ve basma kuvveti adı verilir. Öte yandan, kuvvet bütün işlem boyunca sabit kalıyorsa, bu tür sürtünme kaynağına da tek aşamalı kaynak adı verilir. Volan tahrikli sürtünme kaynağında volan, kaynağa ısı girişini kontrol eder. Volanın atalet momenti, önemli bir değişken olup başka volanlar ilave edilip çıkarılarak çevresel hızı ayarlanabilir. Volanda depolanan enerji miktarı volanın hızı ile kontrol edilebilir. Volan mili istenen hıza ulaştığında tahrik sistemi ayrılır ve volan ataletiyle dönmeye devam eder. Bundan sonra eksenel bir kuvvet uygulanır ve bu kuvvet kaynak süresince sabit tutulur. Uygulanan eksenel basınç, dönme hızının azalmasına neden olur. Bazı durumlarda parça durduğunda ya da durmaya yaklaştığında eksenel basınç kuvveti yaklaşık iki kat artırılarak yığma basınç kuvveti olarak uygulanabilir.

Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı ile volan tahrikli sürtünme kaynağı arasındaki en önemli fark, sürtünme hızıdır. Volan tahrikli sürtünme kaynağında sürtünme hızı sürtünme aşamasında sürekli azalırken, sürekli tahrikli yöntemde sürtünme hızı sabit kalır. Temas eden yüzeylerde malzemelerin plastik deformasyonu sonucu ortaya çıkan ısı, yığma aşamasında arayüzeydeki sıcaklığın süratli bir şekilde düşmesine engel olur.

Volan tahrikli sürtünme kaynağının karakteristiklerini kontrol eden işlem değişkenleri; volan çapı, volan hızı ve eksenel basınçtır. Volan tahrikli sürtünme kaynağında, hareket eden volan, kaynak enerjisini temin eder. Kaynak basıncının uygulama aşamasında tahrik mili yavaşlar. Ataletin artması, kaynak çevrim süresini uzatır. Ayrıca, uygulanan enerji sabit tutulduğunda, yüzey hızı azalıp, daha büyük volanlar kullanılarak yığma artırılabilir.

Kasnağa imkân verebilecek olan enerjinin hesabı;

1. Yüzey hızı,
2. Malzeme cinsi,
3. Bağlantı geometrisine bağlıdır.

Karbonlu çeliklerin volan tahrikli sürtünme kaynağında, tur başına düşen volan enerjisi:

$$E = 2nl/e \qquad 3.10$$

denklemi ile bulunur. Burada atalet momenti ($kg.m^2$),:

$$I = wk^2 \qquad 3.11$$

E = Enerji (j),

n: Volan devri (d/d),

e: Bir dönüşüm katsayısı olup değeri 182,4' tür. wk^2 ifadesinde,

w: Volanın ağırlığı,

k^2: Ağırlık merkezlerinin dış eksene olan mesafesinin karesidir.

Yığma basıncı, kaynak basıncının 1.5 ila 4 katıdır. Gerçek değeri ancak deneyerek bulunabilir. ITAB' ın boyutu üzerinde kaynak basıncının etkisi ile yüzey hızının etkisi bir birinin zıddıdır. Yani düşük kaynak basınçları ile elde edilen ITAB yüksek yüzey hızları ile elde edilenlere benzer. Volan tahrikli sürtünme kaynağında parametreler şu şekilde belirlenebilir:

1. Volan hızı seçilir (d/d).
2. Gerekli enerji seviyesi (E-r) için ihtiyaç duyulan toplam momenti (Wk^2) bulunur.
3. Kaynak makinesi üzerindeki en yakın mümkün toplam atalet momenti (Wk^2) ve
4. Toplam atalet momenti (Wk^2) ile gerekli devir (d/d) yeniden hesaplanır.

3.4.6.2.3. Hibrit Sürtünme Kaynağı (Kombine Sürtünme Kaynağı)

Her iki kaynak işleminin yapıldığı kaynak türüdür. Kaynak işlemi sürtünme ve yığma safhalarını içermektedir. Hem atalet ve hem de sürtünme kaynağı için moment eğrilerinin değişimi işlemin izahı için önemli değer taşımaktadır. Prosesin başlangıcında kuru sürtünme hâkimdir ve bu sürtünmenin etkisiyle moment eğrisi bir zirve yaptıktan sonra dengeye gelir. Süreç içerisinde oksit tabakalarının parçalanması sonucu çıplak

yüzeyde temaslar sırasında kuvvetli atomsal bağlar oluşmaya başlar. Sürtünme hareketi ile bu bağlar koparılmaya çalışılır. Sonuçta bu temas noktalarında büyük adhezyon kuvvetleri oluşur, moment artar ve sıcaklık istenilen düzeye ulaşır. Frenleme sonrası hız azalırken moment de sıfıra düşer (Lee, vd., 2004; Li, vd., 2008). Tasarım olarak sürtünme kaynağı makineleri torna, matkap gibi metal işleme makinelerini andırmaktadır ve ilk sürtünme kaynağı makineleri bu tezgâhların modifiye edilmiş şekilleridir. Sürtünme kaynağı, ana gövde bağlama tertibatları, dönme ve yığma mekanizmaları, fren sistemi, güç ünitesi, kontrol üniteleri ve kumanda tablosu kısımlarından oluşmaktadır. Sürtünme kaynağı makineleri tam mekanize makineleridir. Parçaların bağlanması, çözülmesi ve oluşan çapakların alınması otomotize edilebilir. Bilindiği gibi sürtünme kaynağının ana fonksiyonları parçaların bağlanması ve sıkıştırılmasında, basınç altında dönme ve sürtünme, frenleme, yığma için gerekli sürelerin hassas olarak ayarlanmalıdır. Numune bağlama aparatları gerekli rijitliğe sahip olmalı, üzerine gelecek momentleri karşılamalı, radyal kaçıklıklar ve titreşimler, gerekli incelemeler ve araştırmalar yapılarak sönümlenecek şekilde makine tasarlanmalıdır (Yılbaş, vd., 1995). Titreşimler yanında oluşacak radyal ve eksenel kuvvetlerden dolayı parçaların sabitlemesi ve eksenel kaçıklıkların önlenmesi zordur. Bu nedenle bağlama tertibatı parçaları gereken miktarda sıkıştıracak dizayna sahip olmalıdır. Bu işlem için genellikle V şekilli iki çene veya özel çeneler kullanılır. Kaynak ekipmanlarını tutmak için kullanılan bütün durdurma elemanları güvenilir olmalıdır. Bağlantısı yapılacak parçalarda oluşabilecek küçük bir kayma hem kaynak bağlantısına ve hem de frenleme sisteminin zarar görmesine neden olur. Uygulamaların çoğunda otomatik olarak merkezleyen frenleme tertibatları kullanılır (Bahrani ve Grossland, 1976).

3.4.6.3. Sürtünme Kaynak Değişkenleri (Parametreleri)

Sürtünme kaynağında birçok kaynak parametresi mevcuttur. Bunların kontrolünün optimum düzeyde olması kaynağın kalitesini arttırır. Sürtünme kaynağıyla ilgili parametreler;

l. Dönme hızı (çevresel hız)

2. Eksenel sürtünme basınç kuvveti,

3. Sürtünme süresi,

4. Yığma süresi,

5. Yığına basınç kuvveti,
6. Frenleme' dir.

Kaynak parametreleri malzemenin cinsine, kaynak yüzeyinin boyutlarına ve bağlantının kalitesine göre değişkendir. Bunların dışında numune geometrisi, malzemenin ısıl kapasitesi, malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneği ve parça boyundaki kısalma miktarı gibi parametreler de önemlidir.

3.4.6.3.1. Çevresel Hız

Ellis (1977) kendi yaptığı çalışmalara ve literatüre dayanarak, ara düzey sıcaklığı ve bağlantı kalitesi üzerinde en etkili parametrenin çevresel hız olduğunu öne sürmüştür. Çevresel hız ITAB' ın genişliğine etki eder. Yüksek çevresel hız yüksek arayüzey sıcaklığı üretirken, düşük çevresel hız yetersiz ısıtma sonucu kaynak bağlantısını olumsuz etkiler. Yüksek çevresel hıza bağlı olarak deformasyon hızının değişimi kaynak süresini kısaltır. Çelikler için çevresel hız 1.2-l.8 m/s arasında önerilir. 1.2 m/s' nin altındaki hızlarda düzensiz bir yığılma oluşur. Yüksek hızlarda ise kaynak bölgesi aşırı ısınır ve metalurjik dönüşümler meydana gelir. Yüksek hızlarda ITAB genişler ve kaynak zamanı uzar; güç girdisinde ise büyük değişiklik olmaz (Ellis, 1976), kaynak kalitesi için düşük dönme hızlarını tavsiye etmiş ve numune çapına bağlı olarak orta ve düşük karbonlu çelikler için aşağıdaki formülü önermiştir.

$$N = (1.2\text{-}6.0) \times 10^4 / D(d/d) \qquad 3.12$$

Burada:
N = Dönme hızı (d/d)
D = Parçanın çapı (mm) belirtir.

3.4.6.3.2. Sürtünme Basınç Kuvveti

Sürtünme basınç kuvveti, numune geometrisi ve birleştirilecek malzeme çiftinin plastik şekil değiştirme yeteneğine bağlı olarak değişir. Sürtünme basıncı arayüzeydeki oksit, yağ, kır ve yabancı tabakaları kaldırıp, yüzeylerin atmosfer ile ilişkisini kesebilecek ve yüzeylerde düzenli bir ısıtmayı sağlayacak büyüklükte seçilmelidir. Çünkü malzemedeki sıcaklık grandiyentini denetlediği ve gücü etkilediği için basınç önemlidir.

Alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliğe uygulanan basıncı iki katına çıkarmak gücü %50 arttırır. Alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikte yapılan sürtünme kaynağı için güç gereksinimi, başlangıç durumu için 4.8 kW/cm^2' dir. Daha hızlı enerji girişi ve yüksek basınç, ITAB' ın genişliğini etkiler. Metal yer değiştirme oranını hızlandırır. Sürtünme süresince gerekli olan basınç değeri malzemeye bağlıdır. Atmosfer etkilerini önleyebilmek için iki yüzeyin yakın teması sağlanmalıdır.

3.4.6.3.3. Sürtünme Süresi

Sürtünme süresi malzemenin cinsine göre değişir. Sürtünme süresi, yüzeylerdeki kalıntı ve pislikleri uzaklaştırabilecek, kaynak bölgesinin gerekli kaynak sıcaklığına en kısa zamanda ulaşmasını sağlayacak biçimde ayarlanmalıdır. Sürenin az veya çok tutulması malzemenin ısınmasını etkileyeceğinden kaynağın kalitesine tesir eder. Optimumu aşan bir ısıtma süresi, düşük iletkenliğe ve daha fazla malzeme tüketimine yol açar. Uzun ısıtma, aşırı yığılmayla birlikte geniş bir ITAB' ın oluşmasına sebep olur. Uygun olmayan sürtünme süresi düzensiz ısıtmayla beraber arayüzeyde birleşmemiş bölgeler oluşmasına ve kirlenmelere yol açar. Yavaşlama zamanının değiştirilmesi toplam malzeme tüketimini değiştirmez. Bu değişiklikler bazı malzemelerin birleşme özellikleri üzerinde önemli etki yapar.

Ellis (1976) parametre optimizasyonla ilgili yapmış olduğu çalışmada sürtünme süresini, malzeme çapına bağlı olarak aşağıdaki şekilde formüle etmiştir.

$$t = 82.55/d \ (s) \qquad 3.13$$

Burada:

t = Sürtünme süresi (s)

d = Malzeme çapı (mm) belirtir.

3.4.6.3.4. Yığma Süresi

Yığma süresi, malzeme çifti arayüzeyinde gerekli plastik deformasyonu oluşturmak ve sürtünme kaynağının oluşum mekanizmalarından biri olan difüzyonu hızlandırmak için yığma basınç kuvvetinin uygulandığı süredir. Bu konuda literatürde çalışma yapılmamıştır. Ancak parametre optimizasyonu üzerine yapılan çalışmalarda, yığma süresi malzemenin

soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir. Bu da kaynak edilecek parçanın çapına bağlı olarak genellikle sürtünme süresinin iki katı olacak şekilde hesaplanır. Yığma süresinin uygun zamandan az ya da çok olması istenilen özelliklerdeki kaynağın elde edilmesini güçleştirir (Şahin, 2001).

3.4.6.3.5. Yığma Basınç Kuvveti

Yığma basıncı malzemenin sıcak akma sınırına bağlıdır. Bu basınç, aşırı malzeme yığılmasına sebep olacak kadar da yüksek ve elverişsiz şekillendirmeye, dolayısıyla yetersiz kaynaklanmaya sebep olacak kadar düşük olmamalıdır. Yığma basınç kuvveti, sürtünme periyodu sonrasında malzeme çifti arasında difüzyon mekanizmasını hızlandırmak amacıyla uygulanır. Yığma basıncı, malzemelerin birleştirilmesinin iyi olması için bu malzemelerin sıcak dövme mukavemetlerinin altında olmamalıdır. Buna karşılık yığma basıncı çok yüksek alınırsa aşırı metal deformasyonu oluşur ve bu aşırı yığılma sırasında kaynak bölgesinde metalik olmayan yapılar istenilmeyen enine bir akış göstererek yeniden şekillenirler. Bu durum kaynağın kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını olumsuz etkiler.

Genel olarak, yığma basınç kuvveti paslanmaz çelikler için sürtünme basınç kuvvetinin iki katı olarak önerilirken, hız çelikleri için bu 1.3 katı olarak önerilmiştir. Düşük karbonlu çelikler için sürtünme basıncı 30-65 MPa yığma basıncı 75-140 MPa iken, orta ve yüksek karbonlu çelikler için sürtünme basıncı 70-210 MPa, yığma basınç kuvveti 100-420 MPa arasında seçilir. Farklı iki malzemenin sürtünme kaynağında, yığma basıncını hesaplarken, üç önemli faktör ortaya çıkmaktadır. Bunlar;

1. Yığma işlemi, plastik şekil değiştirme kurallarına göre meydana gelmektedir.

2. Yığma öncesi sürtünen yüzeyleri etkileyen ısı derinliği, plastik şekil değişim oranı ve derecesi ile saptanır. Sürtünme etkisiyle meydana gelen ısı derinliği, malzemenin uç formunda yapılacak gerekli değişikliklerle direkt olarak şekillendirilebilir.

3. Sürtünme kaynağı için kullanılan yığma basıncı değerlen hesaplamaları diğer yığma ile gerçekleştirilen kaynak metotları için de kullanılabilir.

Metal malzemelerin deformasyonu hidrodinamik analoji ile izah edilebilir. Yığma süreci, iki dairesel düzlem arasındaki vizkoz sıvının akışı ile tarif edilir. Kullanılan vizkozite bağıntısı aşağıdaki denklemde verilmiştir.

$$\mu = \mu_0 . \exp\left[b \left(\frac{z}{h} \right)^2 \right] \qquad 3.14$$

Akışkan akışı, diferansiyel denklemlerinin integrasyonu ile hesaplanır.

$$P_f = \frac{-v.R^2.\mu_0.b}{\left[4.h^3.\left(2e^{-b} - \sqrt{\frac{\pi}{b}}.\emptyset\sqrt{b} \right) \right]} \qquad 3.15$$

Burada:

V: kaliteli bir kaynak bağlantısının üretimi için malzemenin yığılma hızı (mm/dak.),

R: Numunenin yarıçapı (mm),

h: Defornıas) ona uğrayan bölgenin derinliği (mm),

μ_0: Sıvı modelin relatif vızkozitesi (gr/s),

ε : Numunenin şekil değiştirme oranı,

b: Metallerin mekanik özelliklerini karakterize eden bir katsayı

$$b = \delta B_{(p)} / \delta B_{(0)} \qquad 3.16$$

$\delta B_{(0)}$: Numunenin temas bölgesındeki sıcaklıkta deforme olmuş metalin akma noktasıdır.

$\delta B_{(p)}$:Metallerin deformasyon bölgesinin sınırlarına karşılık gelen sıcaklıktaki akma noktasıdır. Sürtünme kaynağında bu sıcaklıklar 600-700 °C civarındadır.

Kaliteli bir kaynak bağlantısının elde edilebilmesi için yukarıdaki eşitlikler yerine konulduğunda gerekli s basınç kuvveti formülü bulunur.

$$P_f = -\frac{R^2.b.\delta B(0)}{4.h^2.[2e^{-b} - \sqrt{\pi} / b.\phi.(\sqrt{b})]} \qquad 3.17$$

3.4.6.3.6. Frenleme

Gerekli kaynak sıcaklığı oluşturulduktan sonra sistemin ani olarak durdurulmasıdır. Frenleme malzemenin türüne bağlıdır. Fren ani uygulanırsa, moment düşer ve yığılma meydana gelir.

3.4.6.4. Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti

Demir ve demir dışı metaller sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilir. Ayrıca sürtünme kaynağı, diğer kaynak yöntemleri ile kaynak edilemeyen farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin kaynağında da kullanılabilir. Ergime sıcaklığı altındaki sıcaklıklar ve kısa kaynak süresi sürtünme kaynağına bu olanağı vermektedir. Farklı termik ve mekanik özelliklere sahip metallerin sürtünme kaynağı simetrik olmayan deformasyon miktarlarına yol açar. Yüksek bir kaynak mukavemeti ise relatif olarak simetrik plastik deformasyon veren farklı malzemelerin kaynağında elde edilebilir. Sürtünme kaynağında dövülebilen iyi kuru sürtünme özellikleri olmayan bütün malzemeler kolaylıkla kaynak edilebilir. Kuru yağlama sağlayan alaşım elementleri bağlantı bölgesinin kaynak sıcaklığına erişmesini engeller. Demir esaslı malzemeler, yumuşak çelikten, yüksek alaşımlı çeliklere kadar kaynak edilebilmektedir. Yumuşak çelikler relatif olarak daha kolay kaynaklanmakta ve geniş bir parametre aralığına sahiptirler. HSS türü yüksek alaşımlı çelikler ise daha dar parametre aralığında ve daha yüksek eksenel kuvvetlerde kaynaklanabilir. Bunların, tokluğu ve çatlak hassasiyeti dikkat edilmesi gereken bir konudur, parçalarda oluşan çapaklar mutlaka alınmalıdır. Çünkü bu çapaklar çatlak başlangıcı için uygun yerlerdir (Yılmaz, 1993).

Paslanmaz çelikler, sinterlenmiş çelikler ve maraging çelikleri literatürde verilen kaynak parametrelerinde kolaylıkla kaynak edilebilir. Isıl işlemli paslanmaz çelikler diğer yüksek alaşımlı çelikler gibi kaynak değişkenlerine çok hassastır ve ITAB' da arzu edilen özellikler için kaynak sonu prosesler gerektirir. Bunların dışında sinterlenmiş malzemeler, Al ve alaşımları, Cu ve alaşımları, Ti alaşımları, Zr alaşımları, Mg alaşımları, ısıl direnç alaşımları olan Ni-Co alaşımları, refrakter metaller olan Mo, Ni ve Ta alaşımları da sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilmektedir. Bazı metal ve alaşımlarında aşağıda belirtilen metalurjik içeriklerinden dolayı başarılı bir kaynak yapılamaz. Bu sınırlamalar genelde sürtünme ısısı ve dönmeye yöneliktir.

• Bazı dökme demirler, serbest grafitin sürtünme sıcaklığını sınırlaması nedeniyle,

• %0.3' ün üzerinde kurşunlu bronz ve pirinçler, sürtünme aralığının sınırlanmasından,

• %0.13' ün üzerinde S, Pb içeren çeliklerde, bu elementlerin sürtünme sıcaklığını sınırlanmasından,

• Yüksek derecede anizotropik malzemelerde geçiş bölgesi kırılganlığından,

• Yapısında hazır olarak grafit, Mn, serbest Pb gibi zayıflatıcı faz içeren malzemelerde birleşme sınırlı gerçekleşir (Şahin, 2001).

3.4.6.5. Kaynak Yüzeyinin Hazırlanması

Kaynak yapılacak parçaların yüzeyleri hazırlanırken aşağıdaki hususlar dikkate alınmalıdır (Şahin, 2001).

• Sürtünmeyi önleyecek veya azaltacak, kav, hadde ve döküm tabakaları, kalın oksit tabakaları, çekme veya dövme işlemi tozları, yağlama maddeleri, kaplama tabakaları gibi yabancı maddeler kaynak yüzeylerinden uzaklaştırılmalıdır. Kaynaklı parçada az bir kısalma söz konusu ise yağ, gres, boya, ince pas tabakası da giderilmelidir.

• Ağız bölgesindeki su verilmiş sert tabakalar da yumuşatma tavlamasıyla giderilmelidir veya bu tabaka kaynak işlemi sırasında ortadan kalkabilecek şekilde ince olmalıdır.

• Malzeme kombinasyonlarında kaynağın cinsi malzemenin özel şartlarına uygun olmalıdır.

• Malzeme kombinasyonlarında farklı deformasyon kabiliyetinin dengelenmesi amacıyla, sıcakta yüksek mukavemetli parçalar bir ön tavlamaya tabi tutulmalıdır (Karuzar, 1979).

3.4.6.6. Sürtünme Kaynağının Uygulama Alanları

Sürtünme kaynağı yıllardır, hızlı, çevreye zararlı olmayan ve güvenilir bir kaynak yöntemi olarak kabul edilmektedir. Sürtünme kaynağı, takım üretiminde ve otomotiv sanayinde çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Sürtünme kaynağından hafif yapıların elde edilmesinde de yararlanılır. Diğer uygulama alanları; elektroteknik, yapı endüstrisi ve tesisat yapımıdır.

Sürtünme kaynağı öncelikle kütle ve seri imalatta aynı veya farklı malzemelerden makine parçalarının birleştirilmesinde uygulanır. Birçok hallerde bu yöntem küçük parça

sayılarında da ekonomik olabilmektedir, özellikle diğer yöntemlerle kaynak yapılmayan veya kötü kaynak edilebilen malzeme kombinasyonları söz konusu ise bu yöntem uygulanır. Halen mevcut olan sürtünme kaynağı makineleriyle 0.6-200 mm çaplı makine parçaları kaynak yapılabilir. Günümüzde çelik borular için maksimum çap 900 mm, kalınlığı da S=7 mm' dir (Dede vd., 2002). Sürtünme kaynağı günümüzde değişik endüstrilerde uygulama alanı bulmuştur. Sürtünme kaynağının uygulanmasına dair örnekler şu şekilde sıralanabilir.

a) Otomotiv Endüstrisi

Supaplar, kadran milleri, fren milleri, akslar (rot kolu, çeki kolu, stabilizer vb), vites kolları, turbo dondurucular, ön yıkama odaları, şanzıman parçaları, ön ısıtma odaları, boru milleri ve taşıyıcı aks boruları gibi (Şekil 3.45).



Şekil 3.45. Sürtünme kaynağı ile imal edilmiş egzoz supapları (mtiwelding.com).

b) Havacılık ve Uzay Endüstrisi

Rotorlar, türbinler, miller, itme jetleri (memeler), yanma odaları, borular, flanşlar ve fittingler (Şekil 3.46).



Şekil 3.46. Sürtünme Kaynağı ile imal edilmiş uçak parçası (mtiwelding.com)

c) Takım Endüstrisi

Helisel matkaplar, freze çakıları, raybalar, çelik kalemler ve delik zımbaları.

d) Makine İmalatı ve Endüstrisi

Miller, borular, flanşlar, fittingler, dişli çarklar, hidrolik silindirler, piston kolları, sonsuz vidalı miller, krank milleri, valflar ve matkap uçları.

e) Elektronik ve Elektroteknik Endüstrisi

Gaz analizleri alıcı kameralar, kromatografiler için ayırma sütunları, röntgen cihaz tüpleri için döner anod miller, sürekli lehim uçları, devre kontakları ve geçiş parçaları gibi yerlerde kullanılır (Dede vd., 2002).

3.4.6.7. Sürtünme Kaynağının Avantajları

a) Kullanılan enerji bakımından, diğer kaynak yöntemlerine göre daha tasarrufludur.

b) İlave metal kullanılmadığı için, bütün kesitte düzgün bir kaynak kalitesi sağlanabilir.

c) Kaynak bölgesi, kir, pas ve oksit içermez.

d) Kaynak sonrası oluşan kaynak bölgesinin mukavemeti, birleştirilen malzemelerin dayanımına eşit hatta bazı durumlarda daha fazla olabilir.

e) Bilinen kaynak yöntemleriyle birleştirilebilmesi zor olan farklı kompozit malzemeler sürtünme kaynak yöntemiyle kolaylıkla birleştirilebilmektedir.

f) Kaynağın yapım aşaması çok kolay ve kaynak yüzeylerinde tam anlamıyla bir birleşme söz konusudur.

g) Kaynak parametrelerini kontrol edebilmek basittir.

h) Sadece silindirik değil, çok farklı kesitteki malzemelerin kaynağını yapmak mümkündür.

i) Kaynak sırası ve sonrası ısı değişikliklerindeki hızlı değişimler, kaynak bölgesinde ince taneli bir yapı oluşumuna sebep olur, bu da mukavemeti korur. Sürtünme kaynağı sırasında sürtünmenin etkisiyle oksit, yağ gibi yabancı maddeler yüzeyden uzaklaştırılır.
k) Kaynak öncesi ayrıca bir temizleme gerekmez.
l) Kaynağın süresi kısa, birleştirilme sıcaklığı düşüktür.
m) Isıdan etkilenen bölge dardır.
n) Koruyucu bir atmosfere gerek yoktur.

3.4.6.8. Sürtünme Kaynağının Dezavantajları

a) İş parçasının boyutları, sürtünme kaynak makinesinin boyutlarıyla sınırlanmaktadır.
b) Kaynak sonrası gevrekleşme söz konusudur.
c) Oksijene karşı büyük ilgi vardır.
d) Kaynak sonrası parçaların boyunda belirli bir kısalma söz konusu olduğundan, malzeme sarfiyatı söz konusudur.
e) Genelde malzeme listesini kendi ekseni etrafında dönebilen malzemeler oluşturmaktadır.
f) Büyük kesitli parçalarda homojen bir ısıtma söz konusu olmadığından kaynağın yapımı zorlaşmaktadır.
g) Sürtünme kaynağı makinesinin ve teçhizatının maliyetleri yüksektir.
h) Su verilmiş veya su alınmış malzemelerde mukavemet düşer (Dede vd., 2002).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Çalışmanın Amacı

Metal matrisli kompozit malzemelerin ergitme kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmelerinde bazı problemler mevcuttur. Matris ile takviye arasında kimyasal potansiyel farkının olması bunların termodinamik açıdan dengede olmadığını gösterir. Bu durum istenmeyen fazların içinde bulunduğu kimyasal reaksiyonların meydana gelmesine neden olur. Bu da birleştirilecek malzemenin ve metal matrisli kompozit malzemenin karışımını zorlaştırır ve kaynağın kalitesini düşürür. Katılaşmanın kontrolsüz gerçekleşmesi ergitme kaynak yönteminde meydana gelen bir diğer problem olarak ortaya çıkmaktadır. Bu durum takviye elemanlarının ergimiş metal havuzunun katılaşması sırasında katılaşma cephesinin önüne itilmesi sonucu meydana gelir. Böylece kaynak havuzunun katılaşma süreci bozulmuş olur. Tüm bunlar mikro segregasyonlara ve homojen olmayan dağılımlara yol açar. Bu amaçla katı hal kaynak yöntemlerinden sürtünme kaynağında; ergime sıcaklığının altında çalışılması ve kaynak süresinin kısa olması bu yöntemi diğerlerinden daha cazip hale getirmiştir. Bu çalışmada Al matrisli SiC_p takviyeli metal matrisli kompozit farklı üretim parametreleri kullanılarak imal edilmiş ve daha sonra AISI 304 östenitik paslanmaz çelik sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Bu yöntem ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantılara mikroyapı ve mekanik testler uygulanarak hasar süreçlerinin incelenmesi ve hasar sürecinde ortaya çıkan olumsuzlukları minimize etmek için optimum şartlar belirlenecektir. Deneysel çalışma sonucunda elde edilen veriler, ilgili literatür ışığında değerlendirilerek üretim parametrelerinin bu iki malzeme çiftinin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine olan etkilerinin belirlenmesi amaçlanmıştır.

4.2. Kaynak Öncesi İşlemler

4.2.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler

Deneysel çalışmalarda kullanılan Al, SiC_p ve Cu tozları Asdal Medikal' den, AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik ise Gezer San. Tic. Ltd. Şirket'inden Ø12x3000 mm

çubuklar halinde ticari olarak temin edilmiştir. Bu çeliğe ait kimyasal bileşimler Tablo 4.1' de, mekanik özellikler ise Tablo 4.2' de sırasıyla verilmiştir. Ticari olarak temin edilen SiC, Cu ve Al, tozlarının özellikleri Tablo 4.3, 4.4 ve 4.5' de verilmiştir.

Tablo 4.1. Deney çalışmasında kullanılan AISI 304 malzemenin kimyasal içeriği

Malzeme Adı	C	Ni	Cr	Si	Mn	P	S
AISI 304	0.027	8.1	18.1	0.28	1.81	0.037	0.023

Tablo 4.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemenin mekanik özellikleri

Malzeme Adı	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama %	Kesit Daralması %	Sertlik (Hv)
AISI 304	379.3	714	49.7	48.9	185

Tablo 4.3. Deneysel çalışmada kullanılan SiC tozunun özellikleri

Malzeme	Yoğunluk(g/cm^3)	Ergime sıcaklığı (^0C)	Isıl genleşme katsayısı (10-6/°C)	Basma muk. (MPa)	Sertlik (Hv)	Elastikiyet modülü 10^3 (MPa)
SiC	3.2	2500	5	2000	3000	414

Tablo 4.4. Deneysel çalışmada kullanılan Cu tozlarının özellikleri

Malzeme	Yoğunluk(g/cm^3)	Ergime sıcaklığı (^0C)	Isıl genleşme µm/(m·K)	Isıl iletkenlik W/(m·K)	Sertlik (Hv)	Ergime Isısı kJ/mol
Cu	8.96	1084	16.5	401	369	66

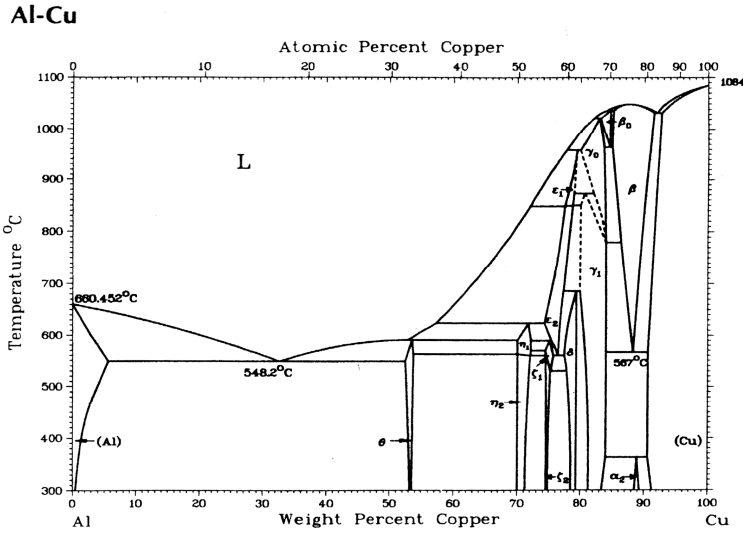
Tablo 4.5 Deneysel çalışmada kullanılan Al tozlarının özellikleri

Malzeme	Yoğunluk(g/cm^3)	Ergime sıcaklığı (^0C)	Isıl genleşme katsayısı (1/K)	Isı iletim katsayısı (W/mK)	Elektrik iletim kts. ($m/\Omega mm^2$)	Elastikiyet modülü 10^3 (MPa)
Al	2.78	660	24.10^{-6}	230	40	66

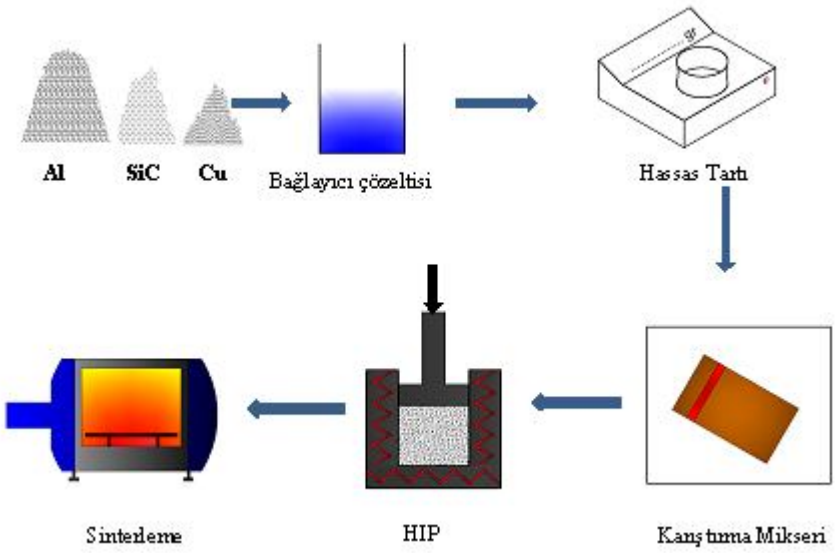
4.2.2. Kompozit Üretimi

4.2.2.1. Karışım Tozların Hazırlanması

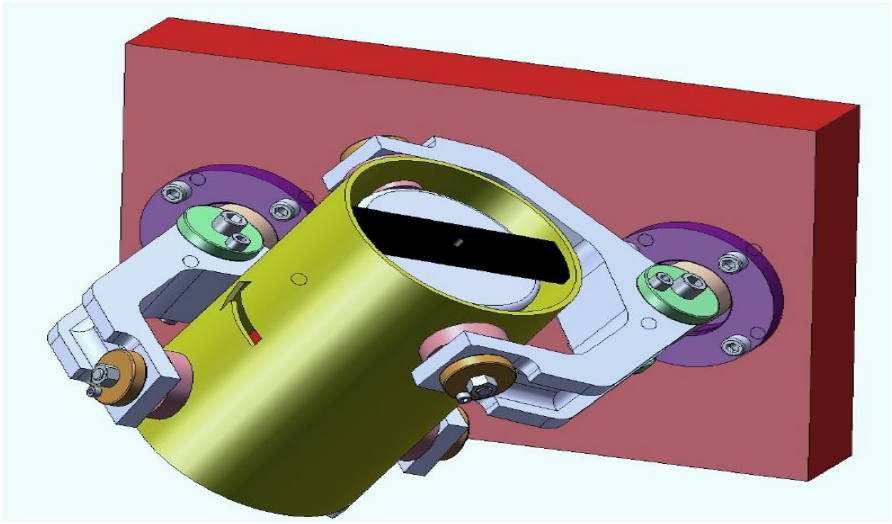
Numunelerin hazırlanmasında ilk aşama matris ve takviye fazlarını oluşturan tozların ağırlık oranlarına göre tartılması ve karıştırılması işlemidir. Deneylerde %99 saflıkta ve tane boyutu 230 mesh Al, 325 mesh SiC_p ve 325 mesh Cu tozları kullanılmıştır. Burada Alüminyum matrisli SiC_p takviyeli ve Cu ilaveli metal matrisli kompozit üretimi amaçlanmıştır. %5 Cu ilavesini temel amacı, Şekil 4.1' deki Al-Cu denge diyagramı esas alınarak Al-Cu ötektiği oluşturularak matris ile takviye arayüzeyinde ıslatma özelliğini geliştirmek ve poroziteyi azaltmaktır. Çalışmada üç farklı kompozisyon kullanılmış olup bu karışımlara ait toz oranları Tablo 4.6' de verilmiştir. Tozların tartı işlemleri, 10^{-4} hassasiyetine sahip terazide yapılmıştır. Karıştırma işlemi Fırat Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü Laboratuvarındaki toz karıştırma mikserinde gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.3). Mikser 1 litre hacimde karıştırma tankına sahip olup her türlü metal tozunun homojen bir şekilde karışmasını sağlamaktadır. Matris malzemesi ile seramik takviyenin homojen karışımını sağlamak amacıyla Karıştırma işlemi 6 saat süreyle, silindir iç yüzeylerine ve silindir içerisindeki bilyelere sıvanmasını önlemek için ağırlıkça %1oranında polietilen glikol (PEG) yağlayıcı katılarak gerçekleştirilmiştir. Presleme aşamalarını gösteren şematik resim Şekil 4.2' de verilmiştir.



Şekil 4.1. Al-Cu denge diyagramı



Şekil 4.2. Presleme aşamalarının şematik gösterimi



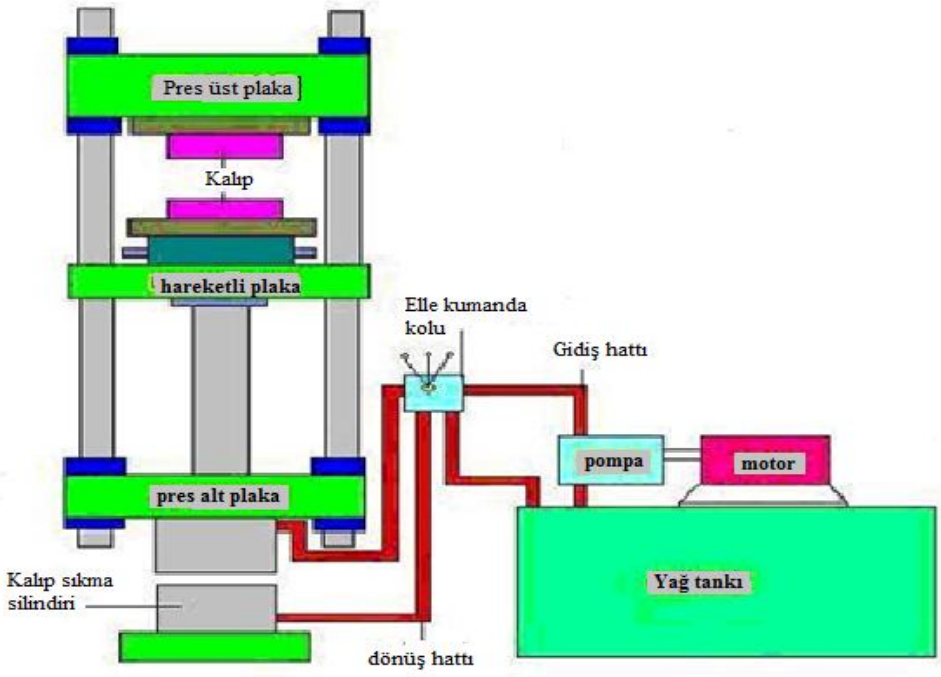
Şekil 4.3. Üç boyutlu dönebilen toz karıştırma mikseri (Çelik, 2009).

Tablo 4.6 Ağırlıkça numune karışım oranları

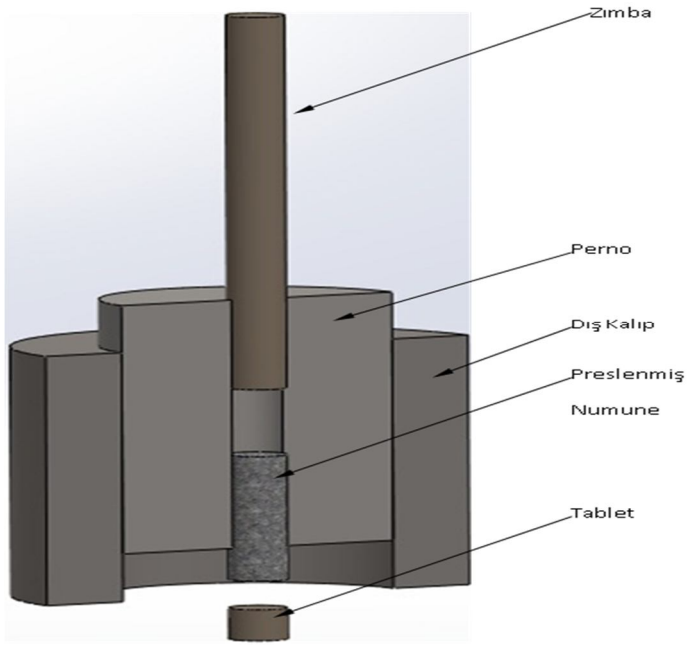
Numune kodu	%Al (230 mesh)	%SiC (325 mesh)	Cu (325 mesh)	Al (g)	SiC (g)	Cu (g)
%5 SiC_p	90	5	5	90	5	5
%10 SiC_p	85	10	5	85	10	5
%15 SiC_p	80	15	5	80	15	5

4.2.2.2. Presleme ve Sinterleme

Al-SiC_p ve Cu toz karışımları, Fırat Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu Makine Bölümü Atelyesinde bulunan ve Şekil 4.4' de şematik resmi verilen 60 ton yük kapasitesine sahip Şahinler markalı makinede 100 MPa' lık bir basınçta soğuk olarak ön presleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Presleme işlemi, tarafımızdan üretimi yapılan tek yönlü eksenel kalıpta ve 1.5 mm/dak yükleme hızında yapılmıştır (Şekil 4.5). Soğuk presleme işlemi ile Ø12x60 mm boyutlarında kompozit numuneler üretilmiştir. Presleme işlemi esnasında sürtünmeyi azaltmak amacıyla her numunenin preslenmesinden önce kalıbın iç yüzeyi ve zımbanın dış yüzeyi bor nitrür karışımı ile yağlanmıştır. Bunun nedeni ise kalıp içerisindeki karışım toz ile kalıp yüzeyleri arasındaki sürtünmeyi azaltarak kalıp yüzeylerinin aşınmasını engellemek ve numunelerin kalıptan çıkmasını kolaylaştırmaktır. Soğuk olarak paketlenen numunelere gözeneksiz bir yapı ve matris-takviye arasında iyi bir bağlanma mukavemeti elde etmek için HIP (Hot Isostatic Pressing) uygulanmıştır. HIP işlemi, soğuk paketlenen Ø12x60 mm boyutlarındaki numuneler atmosfer kontrollü bir fırında 550 ^oC sıcaklıkta 20 dakika bekletildikten sonra sıcak presleme kalıbında 50 MPa basınç altında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.4. Hidrolik presin şematik resmi



Şekil 4.5. Parçaların hazırlanmasında kullanılan kalıp ve zımba

4.2.3. Yoğunluk ve Porozite Ölçümü

Kompozitin yoğunluk oranını hesaplayabilmek için teorik ve gerçek yoğunlukların tam olarak tespit edilmesi gerekmektedir. Gerçek yoğunluğun teorik yoğunluğuna bölünmesi ile toz karışımın teorik yoğunluğu (%), diğer bir ifade ile relativ yoğunluğu (RD) hesaplanır. Elde edilen RD verileri, üretilen parça kalitesinin tayininde karar vermek açısından önemlidir. HIP yöntemi kullanarak üretmiş olduğumuz kompozit numunelerin RD relativ yoğunlukları 4.1 ve 4.2' deki eşitlikler kullanılarak elde edilmiştir. Bu amaçla, numuneler 1/10000 g hassasiyetinde dijital terazide tartılmış ve boyutları dijital kumpas ile ölçülerek teorik yoğunlukları belirlenmiştir.

$$P_{karışım\,(\%)} = [(P_{gerçek} \div P_{teorik}) \times 100] \qquad 4.1$$

$$P_{karışım} = [(\%W)_1 \times P_1] + [(\%W)_2 \times P_2] + \ldots\ldots\ldots + [(\%W)_n \times P_n] \qquad 4.2$$

$P_{karışım}$: Toz karışımın teorik yoğunluğu (gr/cm^3),

$(\%W)_n$: Her bir bileşenin karışım içindeki ağırlık yüzdesi (gr),

P_n : Her bir bileşenin yoğunluğudur.

HIP yöntemi kullanarak üretmiş olduğumuz kompozit numunelerin gerçek yoğunluğu; Şekil 4.6' de görülen Quantachrome - Ultrapycnometer 1000 marka Helyum Piknometresiyle aynı dijital terazi ve yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak Arşimed prensibine göre yapılmıştır.

Yoğunluk ölçüm kitinin matematiksel ifadesi 4.3' de verilen eşitliğe bağlı olarak katı malzemelerin yoğunluk değerlerinin elde edilmesini sağlamaktadır. Arşimed prensibine göre yoğunluk ölçüm kitinde numunenin gerçek yoğunluğu bulunurken aşağıda verilen işlem sırası takip edilmiştir;

1. Üst kefede numunenin havadaki ağırlığı ölçülür (W);
2. Numune kaldırılmadan darasına bakılır;
3. Su içindeki alt kefeye daldırılarak numune tartılır (G);
4. Havadaki ağırlık değeri sudaki ağırlık değerine bölünür ve suyun sıcaklığın göre katalogdan bakılan suyun sıcaklık katsayı ρ (Rho) ile çarpılarak bulunur. Genel olarak oda sıcaklığındaki su için ρ=1 alınır.

$$P_{gerçek=} W \div G \times Rho(gr/cm^3) \qquad 4.3$$



Şekil 4.6. Quantachrome-Ultrapycnometer 1000

Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen numunelerin görünür yoğunlukları İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuarında mevcut Quantachrome-Ultrapycnometer 1000 (Şekil 4.6) kullanılarak Arşimed prensibine göre bulunmuştur. Bu prensibe göre bilinen bir sıvı içerisinde numunenin kuru ve askıdaki ağırlığından yola çıkılarak yoğunlukları ve Quantachrome

Poremaster civa porozimetresi yardımıyla da kompozitlerin % porozite miktarları belirlenmiştir (Şekil 4.7).

HIP yöntemiyle üretilmiş MMC' lerin arşimed sonuçlarına göre yoğunlukları ve porozite miktarları Tablo 4.7' de verilmiştir.

Tablo 4.7. MMC' lerin yoğunluk ve porozite miktarları

Soğuk İzostatik preslenmiş MMC		
Takviye oranı (SiC_p)	Gerçek Yoğunluk (gr/cm^3)	Porozite (%)
%5	2.951	10.73
%10	2.735	12.18
%15	2.542	15.10
Sıcak İzostatik preslenmiş MMC		
%5	2.837	1.51
%10	2.540	2.72
%15	2.287	3.45



Şekil 4.7. Quantachrome Poremaster

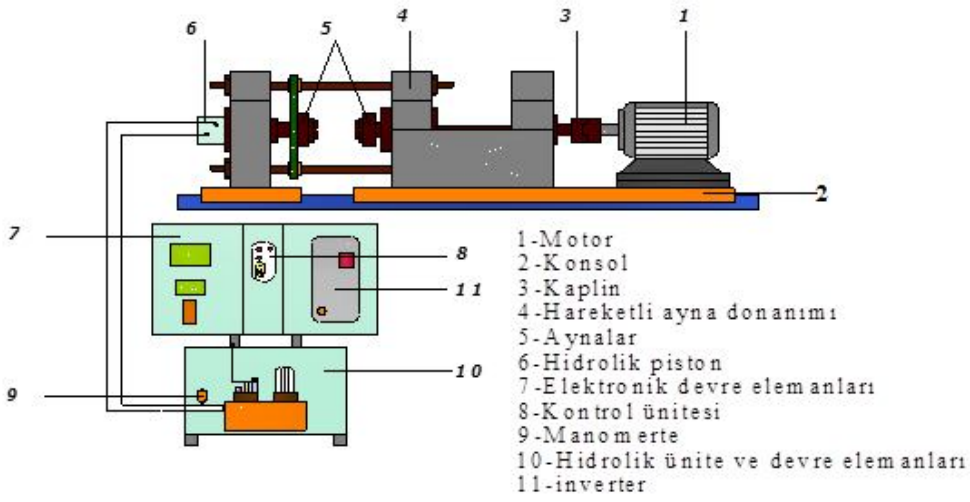
4.2.4. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması

Kaynak işleminden önce, ticari olarak temin edilen çubuk halindeki standart AISI 304 çelik hidrolik testere ile soğutma sıvısı kullanarak Ø12x50 mm ebatlarında kesilmiştir. Kesilen numuneler, CNC torna tezgâhında alın yüzeyleri, pas ve oksit tabakasından arındırılmış ve çapları da 10 mm olacak şekilde işlenmiştir. Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş olan alüminyum matrisli SiC_p takviyeli kompozit numuneler

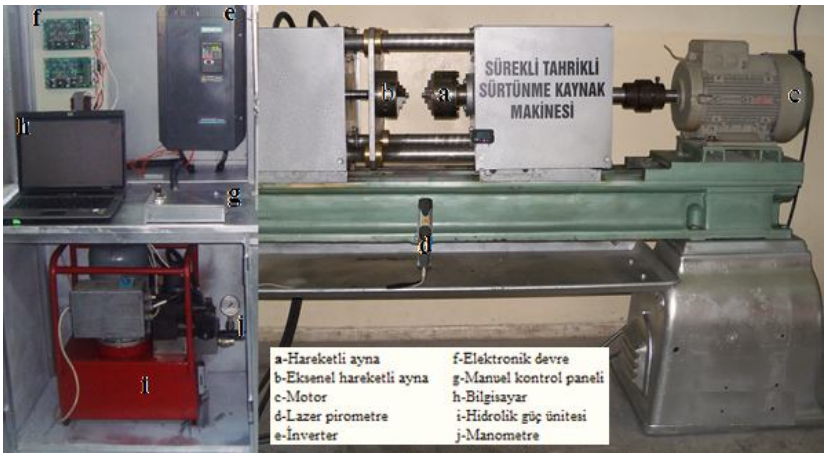
Ø12x50 mm boyutlarına torna tezgâhında işlenerek sürtünme kaynağına hazır hale getirilmiştir.

4.2.5. Deney Çalışmalarında Kullanılan Sürtünme Kaynak Makinesi ve Donanımı

Sürtünme kaynaklarını gerçekleştirmesinde Şekil 4.8 ve Şekil 4.9' da sırasıyla şematik resmi ve fotoğrafı verilen sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesi kullanılmıştır. Sürtünme kaynak makinesi, bir torna tezgâhı üzerine tarafımızdan tasarım ve imalatı gerçekleştirilen sürtünme kaynak makinesi bileşenleri monte edilerek, PLC kontrollü bir sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesi imalatı gerçekleştirilmiştir. Bu kaynak makinesi düzeneği beş ana bileşenden oluşmaktadır. Bunlar; dönerli ayna, eksenel hareketli ayna, hidrolik güç ünitesi, ısı detektörü ve elektronik kumanda ünitesidir (Kırık ve Özdemir, 2012).



Şekil 4.8. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının şematik resmi



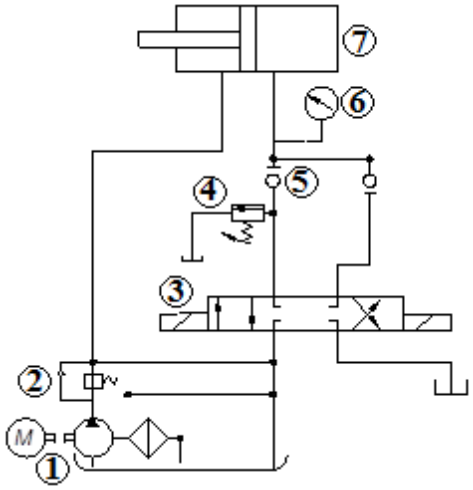
Şekil 4.9. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinası

Dönerli ayna: Tezgâh kızağı üzerine tahrik motoru ile aynı eksende bağlanmış olan dönerli ayna; 11.1 kW' lık SİMENS marka DC motor ve bu tahrik motoru kontrol eden 11.1 kW'lık SİEMENS marka midi vektör invertör ile kontrol edilebilecek şekilde bağlanmıştır. Dönerli torna aynasını kumanda eden tahrik motoru devir sayısı, 0-5 V arası DC gerilime sahip hız kontrol ünitesi tarafından 0-3500 dev/dak aralığındaki her devir sayısında çalışabilecek şekilde kontrol edilmektedir. Ayrıca, sürtünme kaynağında önemli bir parametre olan frenleme ve frenleme süresi, inverter üzerinden tahrik motoruna DC gerilim uygulanarak kontrol edilebilmektedir.

Eksenel hareketli ayna: Tezgâh üzerine dönerli ayna ile maksimum 0.002 eksen kaçıklığında Ø60 mm çapındaki dört adet eksenleme mili üzerine bağlanmış ve 120 mm' lik hidrolik piston mili yardımıyla ileri geri hareketini yapmaktadır. Dönerli ayna ile eksenel hareketli ayna donanımını birbirine bağlayan bu dört adet mil, eksenel hareketli aynanın ileri geri hareketi esnasındaki titreşimleri ve eksen kaymalarını önlemektedir (Şekil 4.10). Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinin hidrolik devresi Şekil 4.11' de gösterilmiştir.



Şekil 4.10. Dönerli ayna ve eksenel hareketli ayna donanımı

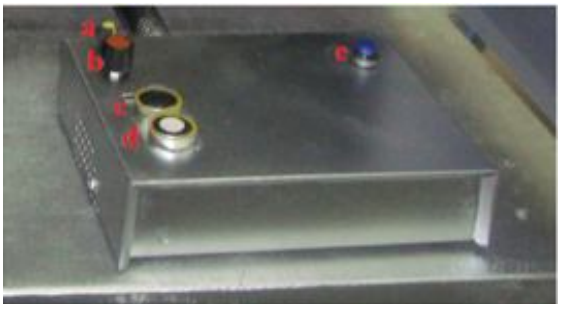


1. Hidrolik pompa motor ünitesi,
2. Basınç ayar valfi,
3. Selenoid kumandalı yön kontrol valfi,
4. Akış ayar kontrol valfi,
5. Çekvalf,
6. Manometre,
7. Hidrolik silindir

Şekil 4.11. Sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinasının hidrolik devresi

Manuel kontrol paneli: Şekil 4.12' de resmi verilen kontrol paneli, kaynak işlemlerinin otomasyondan bağımsız kumanda etmek amacıyla tasarlanmıştır. Kontrol paneli üzerine, ileri-geri tuşu, basınç ayarı kontrol düğmesi, pistonun ilerleme hızını sağlayan ayar portlar yerleştirilmiştir. Kontrol paneli yardımıyla istenilen basınç ve hızda pistonun hareketi sağlanabilmektedir. Aynı zamanda motorun start, stop ve istenilen devirde hareketini sağlayan portlarda yerleştirilmiştir.

a- Piston ilerleme hız butonu
b- Basınç kontrol potansiyometresi
c- Piston ileri hareket butonu
d- Piston geri hareket butonu
e- Motor start ve stop butonu
f- Devir sayısı kontrol potansiyometresi

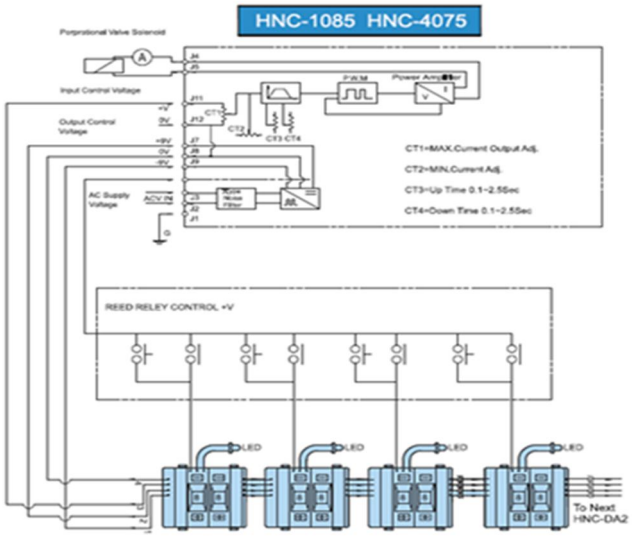


Şekil 4.12. Manuel kontrol paneli

Elektronik devre: Belirlenmiş veriler DA2 dijital veri ayarlayıcısı ile sisteme girildiğinde basınç ile hız valfleri belirlenen süre, basınç ve hızda pistonun ileri ve geri hareketlerini sağlamaktadır. DA2+9.0 ve -9V arası voltaj değerlerine karşılık gelen komutları, HNC 1085 basınç kontrol valfine ve HNC 4075 hız kontrol valfine göndererek işlem görmektedir. HNC oransal kontrol kartların teknik özellikleri Tablo 4.8' de verilmiştir. Ayrıca HNC-1085, HNC-4075 ve HNC-DA2 kartların çalışma şeması Şekil 4.13' de verilmiştir.

Tablo 4.8. HNC-Oransal katların teknik değerleri

MODEL	HNC-1085	HNC-4075
Özellik	Basınç kartı	Debi kartı
Güç Kaynağı	AC 28V ±20%	AC 40V ±20%
Sigorta	2A	2A
Bobin Yük Direnci	10Ω/ 20°C (68°F)	40Ω/20°C (68°F)
Giriş Kontrol Voltajı	0V ile +9V	0V ile +9V
Max. Akım Çıkış Aralığı	0–850 mA	0–750 mA
Ayar Pilot Akım Aralığı	0–150 mA	0–150 mA
Yukarı Akış Zamanı	0.1-2.5 sec	0.1-2.5 sec
Aşağı Akış Zamanı	0,1-2,5 sec	0.1-2.5 sec
Yayılan Isı	0.1 mA/C	0.2 mA/C
Max. Çevre Isısı	0-50°C (32-122°F)	0-50°C (32-122°F)
Max. Güç Gereksinimi	15 VA	40 VA



Şekil 4.13. Elektronik devrenin çalışma şeması

Lazer ısı detektörü: Sürtünme kaynağı işlemi esnasında birleştirilecek malzemeler arayüzeyinde oluşan sıcaklığın tespiti amacıyla, 250-1800 ^{o}C arasında sıcaklık ölçümü yapabilen IGA 15 PLUS marka sıcaklık ölçer lazer ısı detektörü kullanılmıştır. Sıcaklık ölçümü, cihaz kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyine odaklı 70 cm uzağa sabitlenerek, 0.5 sn aralıklarda yapılan ölçümler bilgisayar ortamına aktarılarak gerçekleştirilmiştir. IGA 15 PLUS marka lazer ısı detektörüne ait görüntüler Şekil 4.14' de verilmiştir.



Şekil 4.14. Lazer ısı detektörüne ait görüntüler

Sürtünme Kaynak Makinasının Teknik Özellikleri: Tablo 4.9' da sürtünme kaynak makinasının teknik üzellikleri verilmiştir. Manometre özerinden okunan basınç değerlerinden, uygulanan basınç değerleri itme kuvvetlerine göre belirlenmektedir. Piston dış çapı: 120 mm olan kaynak makinesinde kullanılan silindir piston çapı 80 mm' dir. Pistonun ön yüzeyine uygulanan basınçtan dolayı itme kuvveti oluşmaktadır. Piston yüzey alanı $A=D^2$ x /4 eşitliği ile hesaplanır. Değerler yerine yazıldığında A=5024 mm^2 olarak bulunur. Piston yüzeyindeki itme kuvveti ise F=PxA eşitliği ile bulunur. Burada, F; basma kuvveti, P; manometreden okunan basınç, A; hidrolik silindirin alanı olarak hesaplanır. Numune yüzeyine uygulanan basınç ise P=F/A eşitliği ile bulunur. Burada, P; numune yüzeyine uygulanan basınç, F; hidrolik silindir tarafından uygulanan kuvvet, A; numunenin yüzey alanı olarak tanımlanır (Sathiya, ve diğ., 2009; Ersözlü, 2006).

Tablo 4.9. Sürtünme kaynak makinasının teknik özellikler

Makinanın eni	120 mm
Makinanın boyu	2460 mm
Motor devri ve gücü	0-3500 d/dak-11.5 kW
Basınç ayar valfi	40 V
Piston stroku	120 mm
Hidrolik pompa motor gücü	2.2 kW
Makinanın yüksekliği	1400 mm
Hidrolik silindir çapı	120 mm
Hidrolik pompa motor devri	1400 d/dak
Hız ayar valfi	28 V
Sıcaklık detektörü	0-1800 ^{o}C
Piston çapı	80 mm

4.2.6. Kaynak Parametreleri

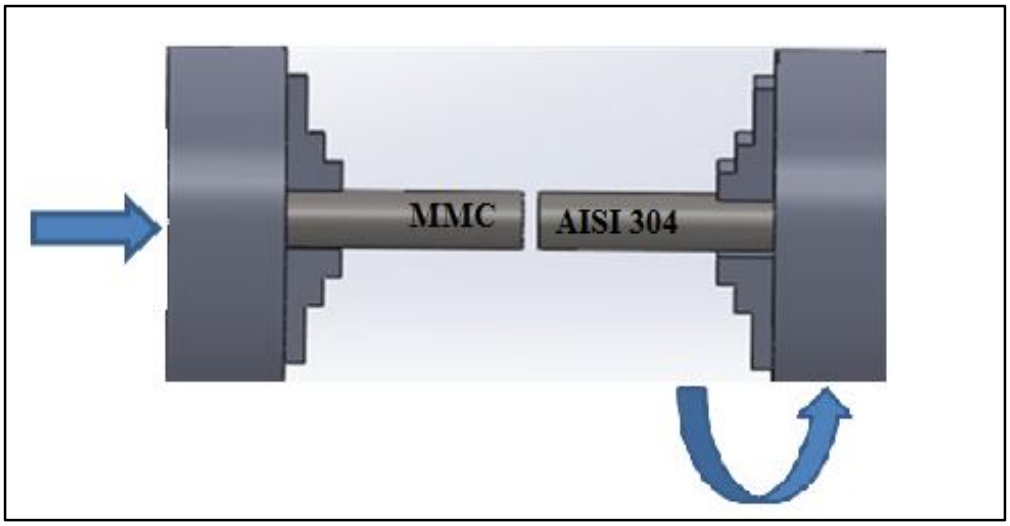
Literatür incelemeleri sonucunda; sürtünme kaynağı ile yapılan birleştirmelerde mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerinde önemli etkiye sahip olan devir sayısı, sürtünme basıncı, sürtünme süresi, yığma basıncı ve yığma süresi işlem parametreleri değişken olarak seçilmiş olup, bu değişkenler 3x3x3x3x1 şeklinde belirlenerek Tablo 4.10' da verilen düzende deneysel program belirlenmiştir.

Tablo 4.10. Kaynaklı bağlantıların üretiminde kullanılan sürtünme kaynak parametreleri

Numune No	Dev.say.(dev/dak)	Sürtünme süresi (s)	Sürtünme basıncı(MPa)	Yığma süresi (s)	Yığma basıncı (MPa)
S1	1300	10	5	5	10
S2		15			
S3		20			
S4		10	10		20
S5		15			
S6		20			
S7		10	15		30
S8		15			
S9		20			
S10	1500	10	5		10
S11		15			
S12		20			
S13		10	10		20
S14		15			
S15		20			
S16		10	15		30
S17		15			
S18		20			
S19	1700	10	5		10
S20		15			
S21		20			
S22		10	10		20
S23		15			
S24		20			
S25		10	15		30
S26		15			
S27		20			

4.2.7. Kaynak İşleminin Uygulanması

Birleştirilmek üzere eşleştirilen AISI 304 paslanmaz çelik ve MMC numuneler, Şekil 4.15' deki düzende, tezgâha bağlanmıştır. Kaynak işlemi, mikroyapı analizi ve mekanik test uygulamaları için toplam 81 adet olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.15. Parçaların bağlanma şekli

4.3. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler

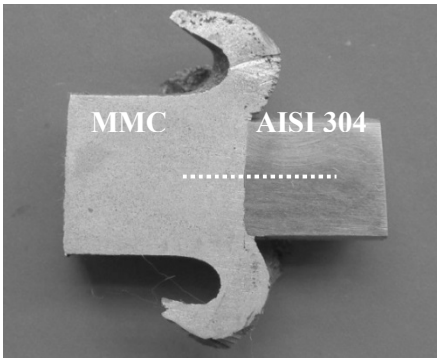
4.3.1 Metalografik İncelemeler

Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların yüzey karakteristiklerini belirlemek için, makro çekim özelliği olan Sony marka dijital fotoğraf makinası kullanılarak makro yüzey fotoğrafları çekilmiştir. Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişimi belirlemek amacıyla; numuneler birleşme hattına dik doğrultuda kesilerek yüzeyleri 80-1200 mesh' lik zımpara ile temizlendikten sonra 3 µm' lik elmas pasta ile parlatılmıştır. AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafı %10 oksalik asit+%90 saf su bileşimine sahip çözelti hazırlanarak elektrolitik olarak dağlanmıştır. Dağlama işlemi 12 V 60 saniye bekletilerek yapılmıştır. Yapılan bu dağlama işleminden sadece AISI 304 paslanmaz çelik etkilenmiştir. MMC tarafı ise %3 HCl+%2 HF+ %3 HNO_3 (keller) çözelti hazırlanarak 30 saniye kimyasal olarak dağlanmış ve optik ve SEM yüzey fotoğrafları çekilmiştir. Kaynaklı bağlantıların taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri için Fırat Üniversitesi, FÜEM Laboratuvarı' nda bulunan LEO marka EVO 40 XVP model cihaz kullanılmıştır. Ayrıca, bindirme kayma mekanik testi sonrası numunelerin kırılma yüzeyleri aynı SEM cihazı kullanılarak incelenmiştir. Kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde oluşan fazların kimyasal içerikleri, Fırat Üniversitesi, FÜEM Laboratuvarı'nda bulunan elektron mikroskobunun bünyesinde bulunan BRUKER 125 eV marka EDS analiz test cihazı

kullanılarak belirlenmiştir. Deneysel çalışmalarda üretilen kompozitlerin optik mikroskop incelemeleri, kuru objektif ile 50x, 100x ve 200x büyütme olarak Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Bölümü Laboratuvarı' nda bulunan Nikon marka optik mikroskopta gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı bağlantıların ara bölgesinde oluşan fazları tespit etmek amacıyla X-Ray analizi Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği X-Ray Analiz Laboratuvarı' nda bulunan test cihazında gerçekleştirilmiştir.

4.3.2. Mikrosertlik Analizi

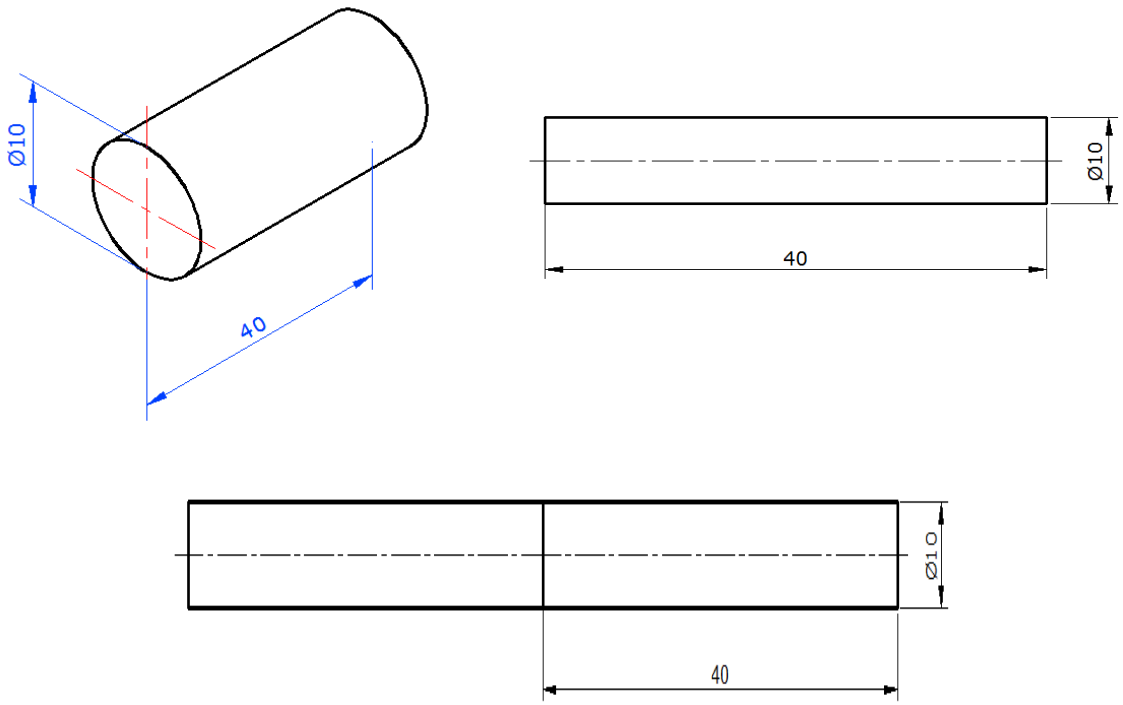
Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen sertlik değişimini belirlemek için mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri, Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı' nda bulunan LEİCA MHF-10 marka mikrosertlik cihazında 30gr yük altında Şekil 4.16' daki düzende arayüzeylerinin her iki tarafında 0.5 mm aralıklarla Vickers (Hv) skalasında alınmıştır. Daha sonra bu değerler, bilgisayar ortamına aktarılarak mikrosertlik grafikleri çizilmiştir.



Şekil 4.16. Kaynak ara kesiti üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları

4.3.3. Bindirme Kayma Testi

Sürtünme kaynağı ile birleştirilen numunelerin kesme kuvvetine karşı göstermiş olduğu direnci belirlemek amacıyla bağlantılara bindirme kayma testi uygulanmıştır. Test numuneleri Şekil 4.17' de verilen ölçülerde torna tezgâhında işlenerek hazırlanmıştır. Hazırlanan numuneler, Şekil 4.18' de şematik resmi verilen bindirme-kayma aparatı tasarlanıp imal edilmiştir. Bindirme kayma testleri, 50000 N yük kapasitesine sahip SHİMADSU marka çekme cihazında, 0.5 mm/dak' lık çekme hızı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.17. Bindirme kayma testi numune ölçüleri

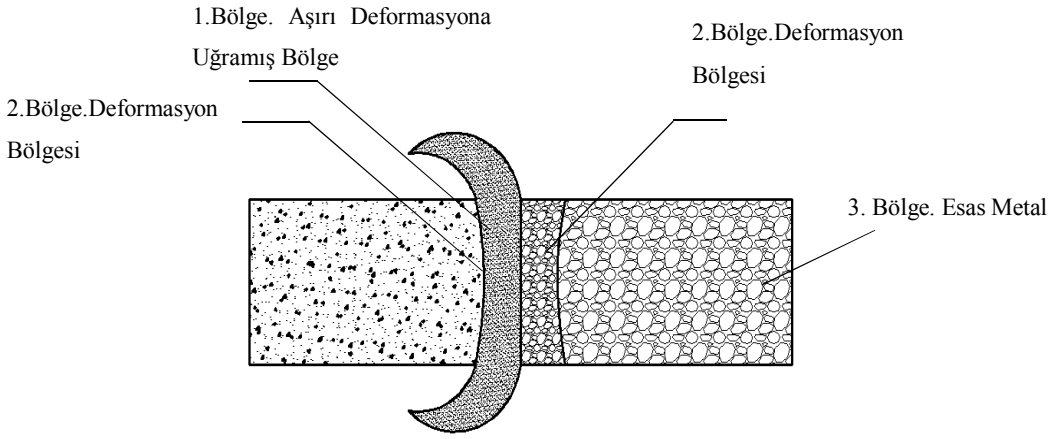


Şekil 4.18. Bindirme kayma aparatı şematik resmi

5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

5.1. Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik Değerlendirilmesi

Farklı işlem parametreleri kullanılarak sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların, arayüzeyinden dışarı taşan malzeme profilindeki değişim şematik olarak Şekil 5.1' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgelerinden alınan makroskopik inceleme fotoğrafları değerlendirildiğinde; artan devir sayısı, sürtünme basıncı, yığma basıncı ve sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyden dışarı taşan malzeme miktarında artış görülmektedir. Kaynak sonrası numuneler üzerinden alınan boyca kısalma miktarı, dışarı taşan malzeme miktarına bağlı olarak farklılık göstermektedir. Bu çalışmada kaynak sonrası birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim analizleri 10 ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen numuneler üzerinde yapılmıştır. 15 s sürtünme süresi kullanılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilen numunelere bindirme kayma testi uygulanmıştır.

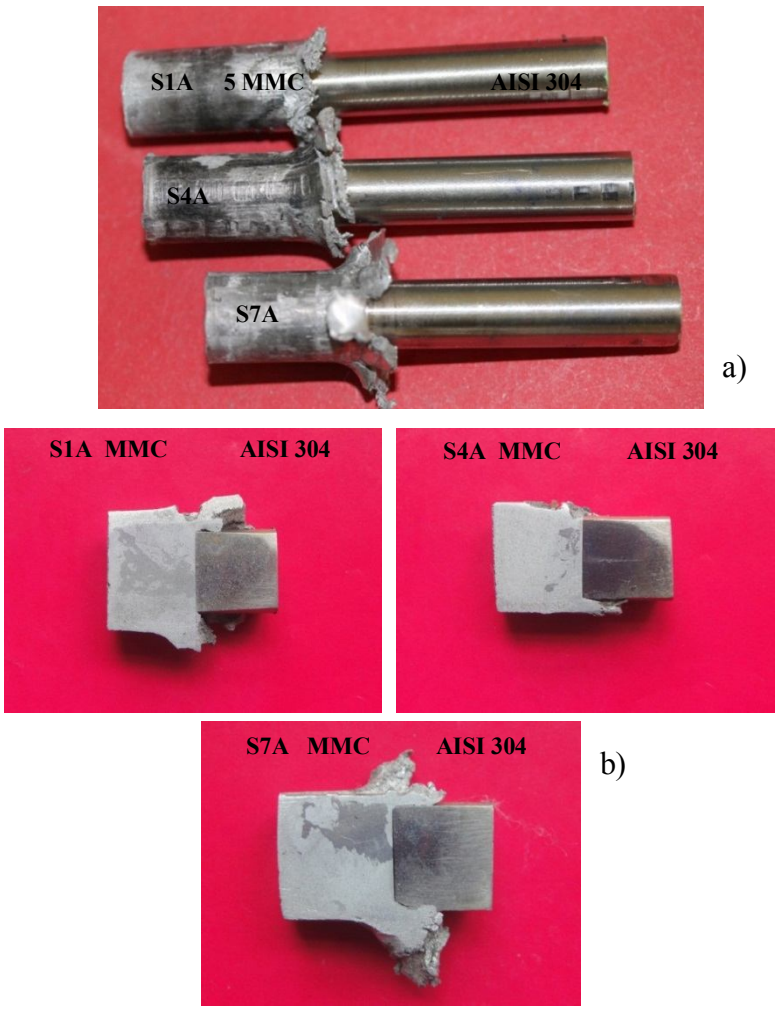


Şekil 5.1. Sürtünme kaynaklı numunelerde birleşme arakesitinin şematik resmi

5.1.1. 1300 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%5 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

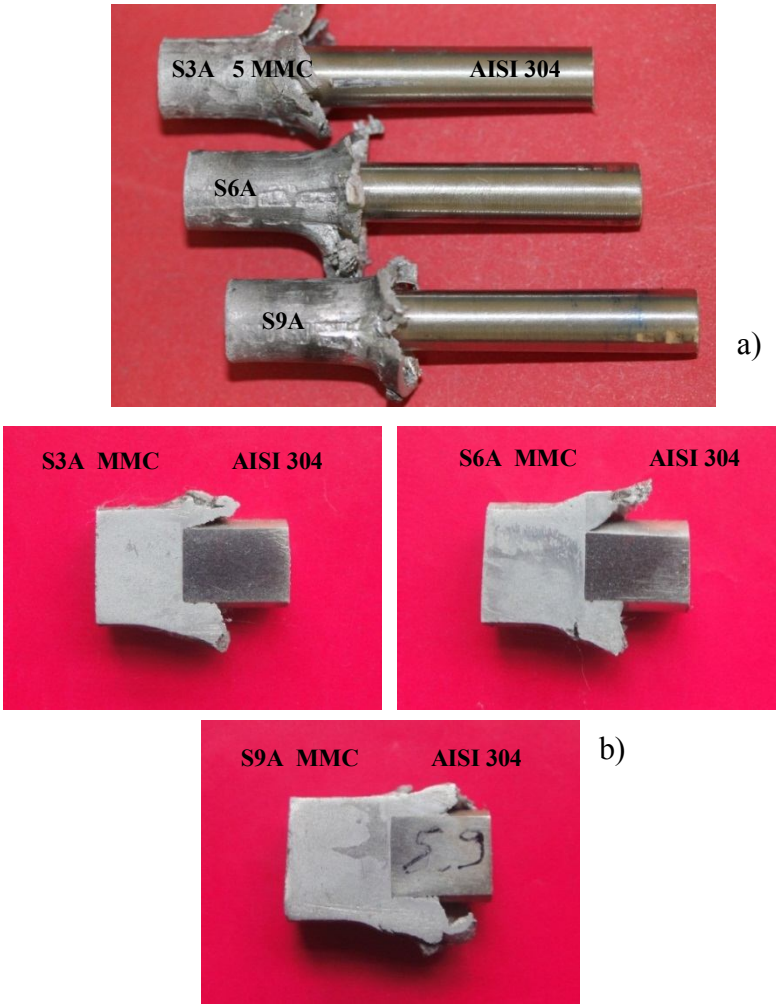
1300 dev/dak. 10 s sürtünme süresi ve üç farklı sürtünme basıncı (5, 10 ve 15 MPa) kullanılarak birleştirilen S1A, S4A ve S7A no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.2.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde; temelde benzerlik göstermesine

rağmen artan sürtünme basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarında artış gözlenmektedir. Kaynak sonrası yapılan boyca kısalma ölçümleri neticesinde, en büyük kısalma S7 no' lu numunede 5 mm olarak tespit edilmiştir. Boyca kısalma MMC tarafında meydana gelmiştir. Boyca kısalmanın MMC tarafında meydana gelmesinin nedeni, metal matrisli kompozitin sertliğinin düşük, yoğunluğunun daha az ve mukavemetinin de fazla olmamasından kaynaklanmaktadır. Bu kaynaklı bağlantılar üzerinde yapılan boyca kısalma ölçüm sonuçları Tablo 5.1' de verilmiştir. Ayrıca, arayüzeyden alınan makro arayüzey fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 5.2.b), artan sürtünme basıncına bağlı olarak arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesini arttırması sonucu dışarı flanş olan malzemenin çapı artmış ve paslanmaz çeliğin daha fazla kompozit tarafına gömülmesine neden olduğu resimden de açıkça görülmektedir.



Şekil 5.2. a) S1A, S4A ve S7A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S1A, S4 ve S7A no' lu numunelerin kaynak arayüzeyinin makroskopik incelenmesi

Sürtünme süresi 10 s arttırılarak birleştirilen S3A, S6A ve S9A no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.3.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde; artan sürtünme basıncı ve buna paralel yığma basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarı ve flanş çapı artmaktadır. Arayüzey resimlerinden de açıkça görüldüğü gibi, artan sürtünme basıncıyla, dışarı taşan malzeme geometrisi ve deformasyon rejiminin değiştiği görülmektedir.



Şekil 5.3. a) S3A, S6A ve S9A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b)S3A, S6A ve S9A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Bu kaynaklı bağlantılar üzerinde yapılan boyca kısalma miktarları sırasıyla 4, 5 ve 6 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.1). Boyca kısalma miktarındaki bu artış, artan sürtünme süresi ve sürtünme basıncından kaynaklanmaktadır. Ayrıca dışarı flanş olan malzeme çapının da genişlediği ve paslanmaz çeliğin de 10 s sürtünme süresi kullanılarak

birleştirilen bir önceki gruba göre kompozit tarafına daha fazla gömüldüğü görülmektedir.

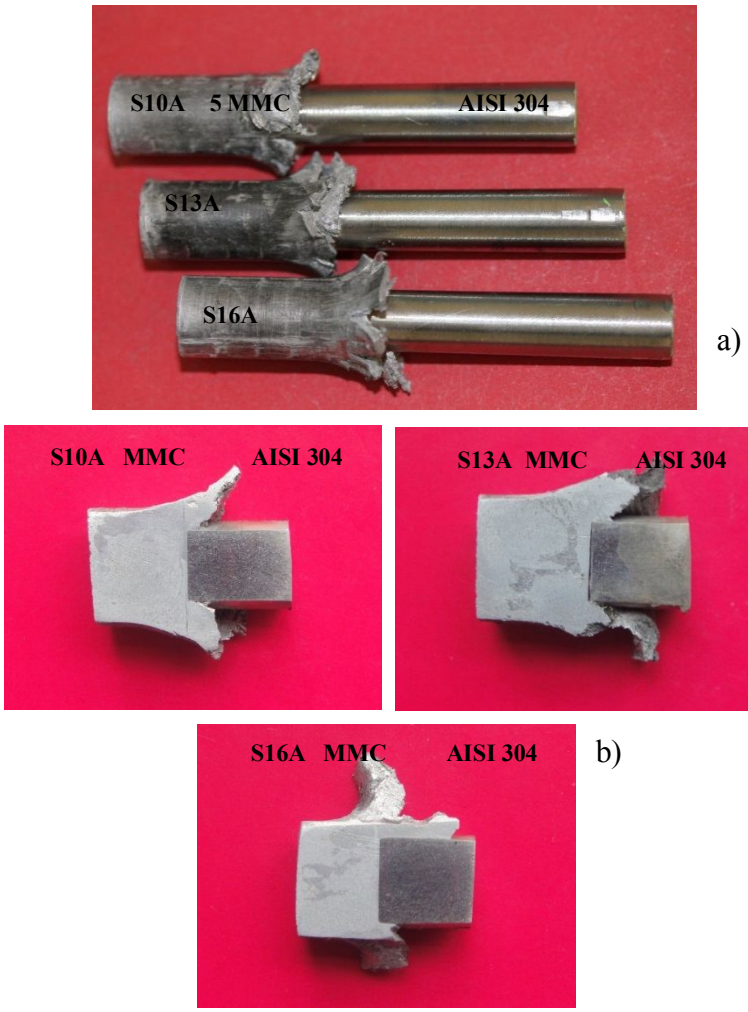
Tablo 5.1. S1A-S9A numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S1A	1300	10	5	10	5	3
S2A		15				3.5
S3A		20				4
S4A		10	10	20		4
S5A		15				4.2
S6A		20				5
S7A		10	15	30		5
S8A		15				5.3
S9A		20				6

5.1.2. 1500 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%5 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

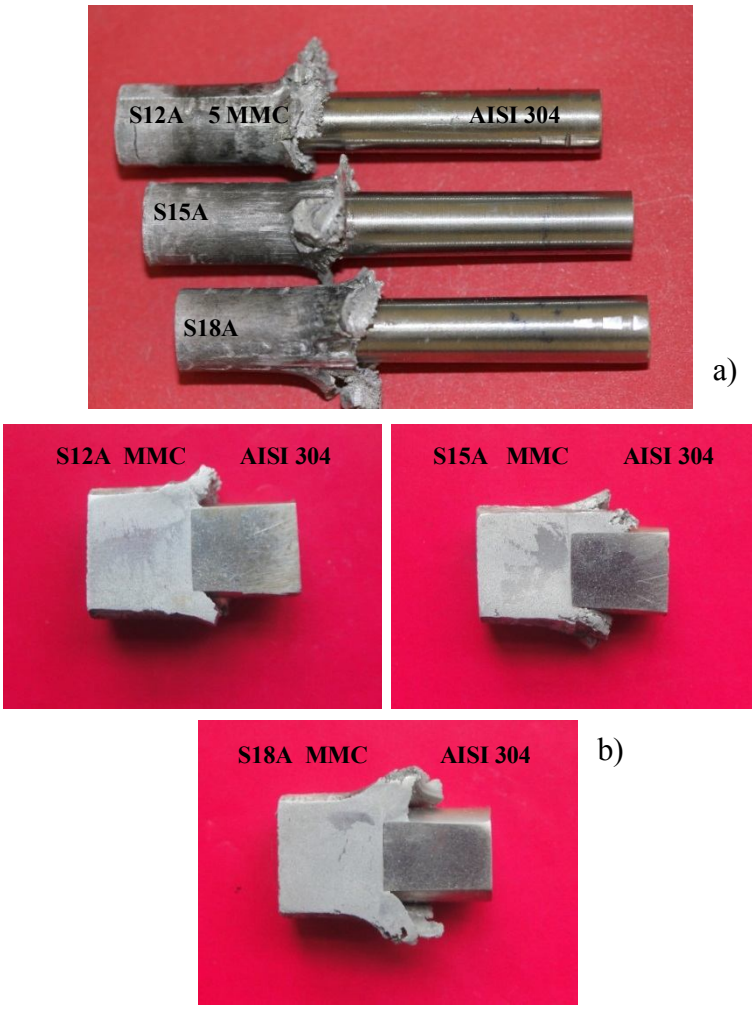
Devir sayısı 200 dev/dak arttırılarak 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10A, S13A ve S16A no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.4. a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, bir önceki seriye göre kompozit tarafında dışarı flanş olan malzemede düzensizlik ve yırtılmaların arttığı görülmektedir. S10A, S13A ve S16A no' lu kaynaklı bağlantılar üzerinde yapılan boyca kısalma ölçümlerinden, en büyük boyca kısalma S16A no' lu numunede 5.5 mm olarak kaydedilmiştir. Ayrıca bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey fotoğrafları incelendiğinde, birleşme bölgesinde boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Her üç numuneye ait yüzey ve arayüzey fotoğrafları incelendiğinde, artan devir sayısının bağlantı kalitesi ve merkezden dışarı taşan malzeme miktarı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu açıkça görülmektedir. Bu numunelere ait boyca kısalma bir önceki grupla kıyaslanırsa kısalma miktarının yaklaşık 0.5 mm' den daha fazla olduğu belirlenmiştir. Bu durum, artan devir sayısı ve sürtünme basıncına bağlı olarak arayüzeyde ulaşılan yüksek sıcaklık nedeniyle

viskoz hale gelen malzemenin yığma basıncının etkisiyle dışarı atılmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca, artan devir sayısı ve sürtünme basıncı etkisiyle AISI 304 paslanmaz çeliğin MMC tarafına gömülme derecesini arttırdığı açıktır.



Şekil 5.4. a) S10A, S13A ve S16A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S10A, S13A ve S16A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

1500 dev/dak devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S12A, S15A ve S18A no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.5. a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, bir önceki grupla temelde benzerlik göstermesine rağmen artan sürtünme süresine bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarında bir artma ve flanş geometrisinde çanak oluşumu meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 5.5. a) S12A, S15A ve S18A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S12A, S15A ve S18A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

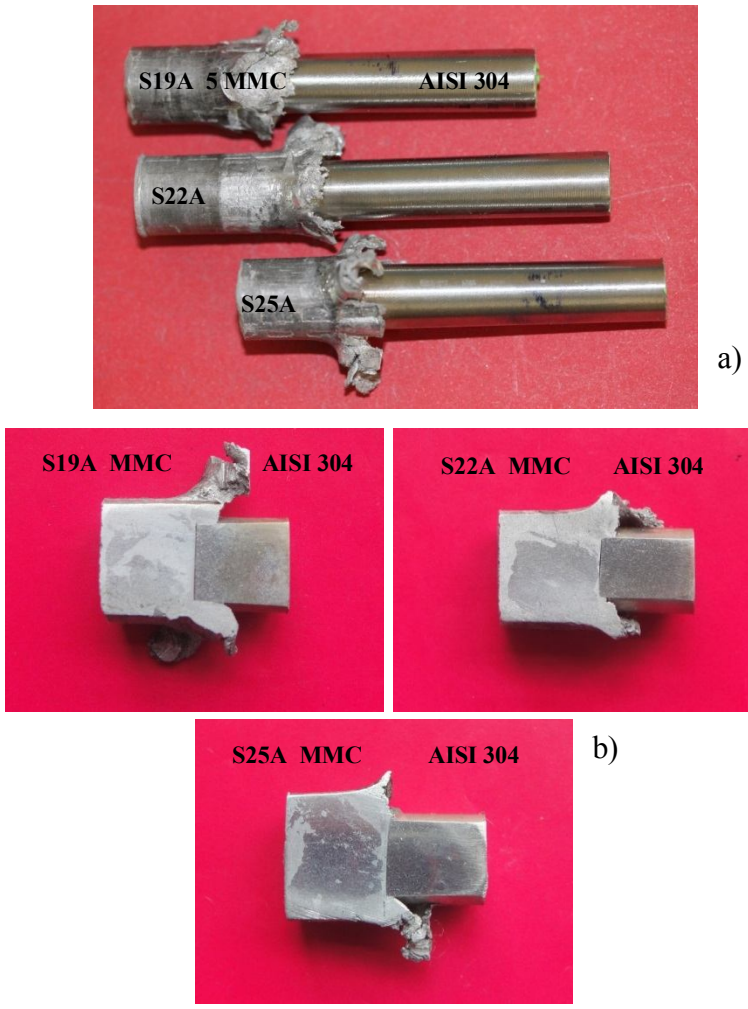
Bu bağlantılara ait arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde kaynak arakesit çizgisinde ve arayüzeyde herhangi bir bağlantısız bölge, çatlak ve boşluğun olmadığı; bağlantı kalitesinde önemli bir artmanın ortaya çıktığı görülmüştür. S12A, S15A ve S18A no' lu numunelerin boyca kısalma miktarları sırası ile 4.7, 4.75, 6.7 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.2). Ayrıca, artan sürtünme basıncına bağlı olarak AISI 304 paslanmaz çeliği MMC tarafına gömülme derecesini arttırdığı açıktır.

Tablo 5.2. S10A-S18A numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune No	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (sn)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (sn)	Boyca Kısalma (mm)
S10A	1500	10	5	10	5	4
S11A		15				4.3
S12A		20				4.7
S13A		10	10	20		5.6
S14A		15				6
S15A		20				4.75
S16A		10	15	30		5.5
S17A		15				6.3
S18A		20				6.7

5.1.3. 1700 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%5 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

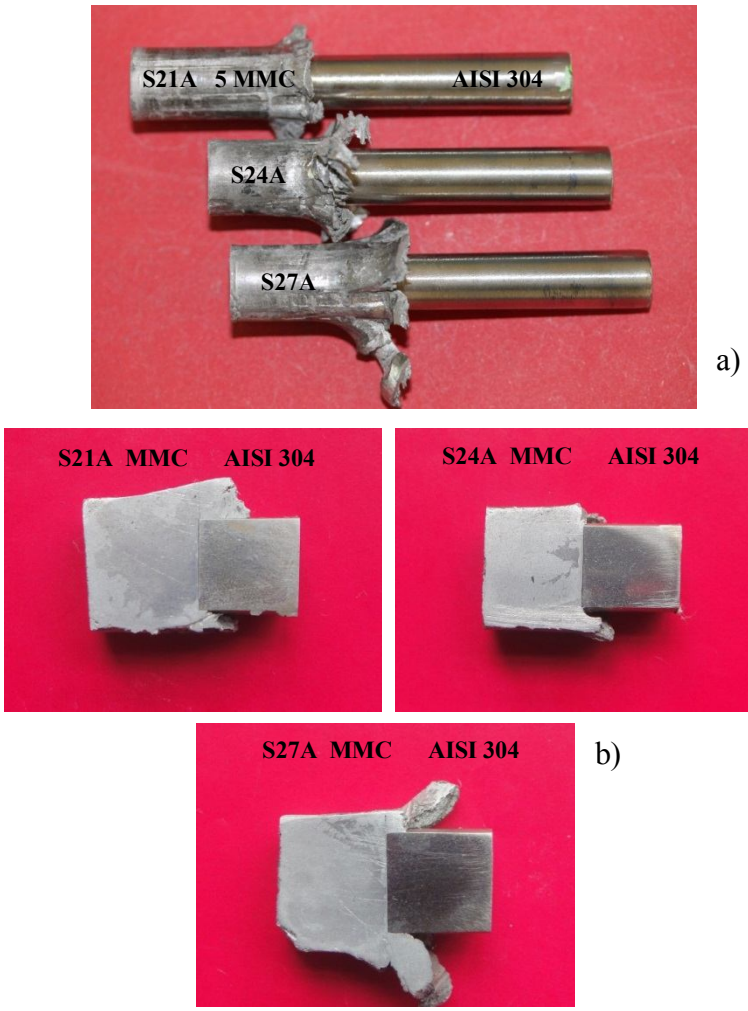
Devir sayısı 200 dev/dak arttırılarak 10 s sürtünme süresi ve üç farklı sürtünme basıncı (5, 10 ve 15 MPa) kullanılarak birleştirilen S19, S22 ve S25 no' lu numunelere ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.6 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.6.a); artan devir sayısı ile dışarı flanş olan malzeme miktarının arttığı ve bunun sonucu olarak da boyca kısalmanın fazla olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait makro arayüzey fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 5.6.b), arayüzeyde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmüştür. Ancak, sürtünme süresinin düşük olmasından dolayı arayüzeyde etkin bir plastik deformasyon için gerekli sıcaklık sağlanamadığı, artan sürtünme basıncına bağlı olarak dışarı taşan malzemenin kenarlarında çatlak ve düzensizlerin varlığı dikkat çekmektedir. Bunun nedeni, birim yüzeyin sürtünme fazı etkisinde kalma miktarının azalması, arayüzeyde plastik deformasyon için gerekli olan sıcaklığa ulaşamamasından ileri gelmektedir. S19A, S22A ve S25A no' lu numunelerin boyca kısalma miktarları 5.5, 6.5 ve 7.5 mm olarak ölçülmüştür. Bu numunelere ait boyca kısalmaları bir önceki grupla kıyaslandığında, devir sayısının 200 dev/dak arttırılması ile boylarındaki kısalma miktarının arttığını göstermiştir. Devir sayısının ve boyca kısalmanın orantılı olarak değiştiği söylenebilir. Tablo 5.3' de S19A, S22A ve S25A no' lu numunelere ait boyca kısalma miktarları verilmiştir.



Şekil 5.6. a) S19A, S22A ve S25A no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S19A, S22A ve S25A no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

1700 dev/dak devir sayısı 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilen S21A, S24A ve S27A no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.7.a ve b' de sırası ile verilmiştir.

Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme süresi ve sürtünme basıncı ile malzemedeki boyca kısalma miktarında bir önceki gruba göre önemli bir artışın olduğu görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey makro fotoğrafları ele alındığında Şekil 5.7.b, her üç numunede de artan sürtünme basıncı ile dışarı doğru flanş olma miktarı orantılı bir şekilde arttığı görülmektedir. En önemli değişim, 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S27A no' lu numunede kaydedilmiştir. Bu kaynaklı bağlantı arayüzeyinde dışarı taşan malzeme literatüre uygun bir flanş geometrisi sergilemiştir.



Şekil 5.7. a) S21A, S24A ve S27A no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S21A, S24A ve S27A no'lu numunelerin kaynak ara yüzey makroskopik incelenmesi

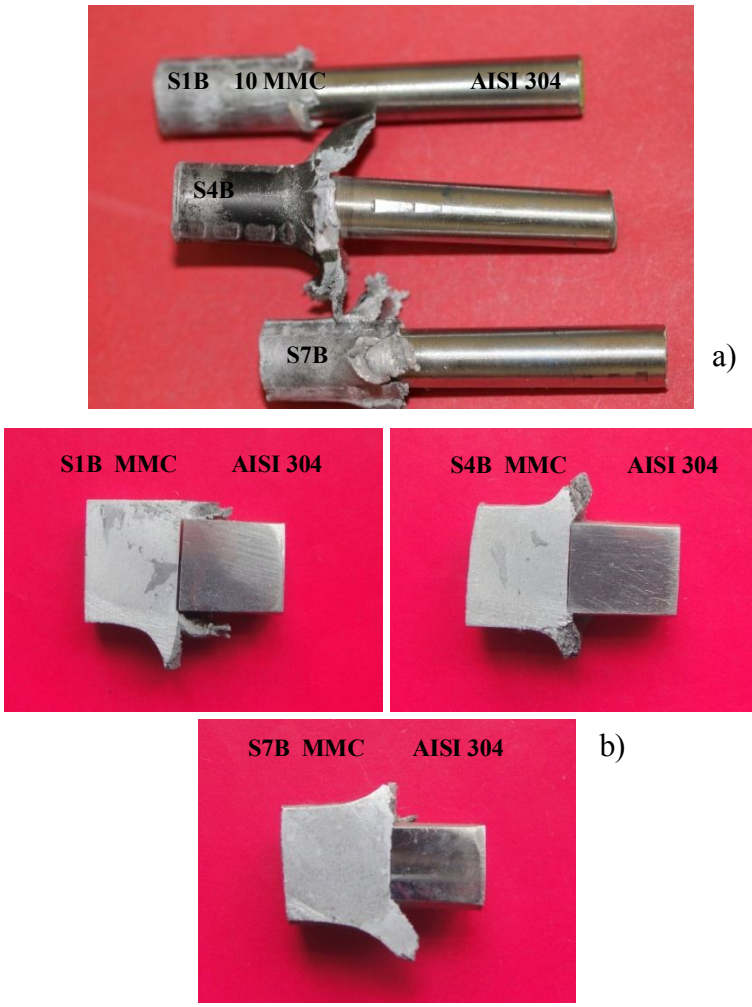
Demirli malzemelerin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesinde maksimum devir, minimum sürtünme süresi kullanılarak bağlantı mukavemetinin arttırılacağı literatürde belirtilmektedir (Özdemir, 2002). Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında, alüminyumun ısı iletim katsayısı yüksek olduğundan, maksimum devir sayısı ve sürtünme süresi kullanılarak emniyetli kaynaklı bağlantıları elde edilebileceği bu çalışmanın sonuçları doğrulamaktadır. AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında deformasyon olmamasının sebebi, arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesi ve eksenel basıncın yetersizliğinden kaynaklanmaktadır.

Tablo 5.3. S19A-S27A numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S19A	1700	10	5	10	5	5.5
S20A		15				5.7
S21A		20				5.75
S22A		10	10	20		6.5
S23A		15				6.7
S24A		20				6.3
S25A		10	15	30		7.5
S26A		15				7.6
S27A		20				7.8

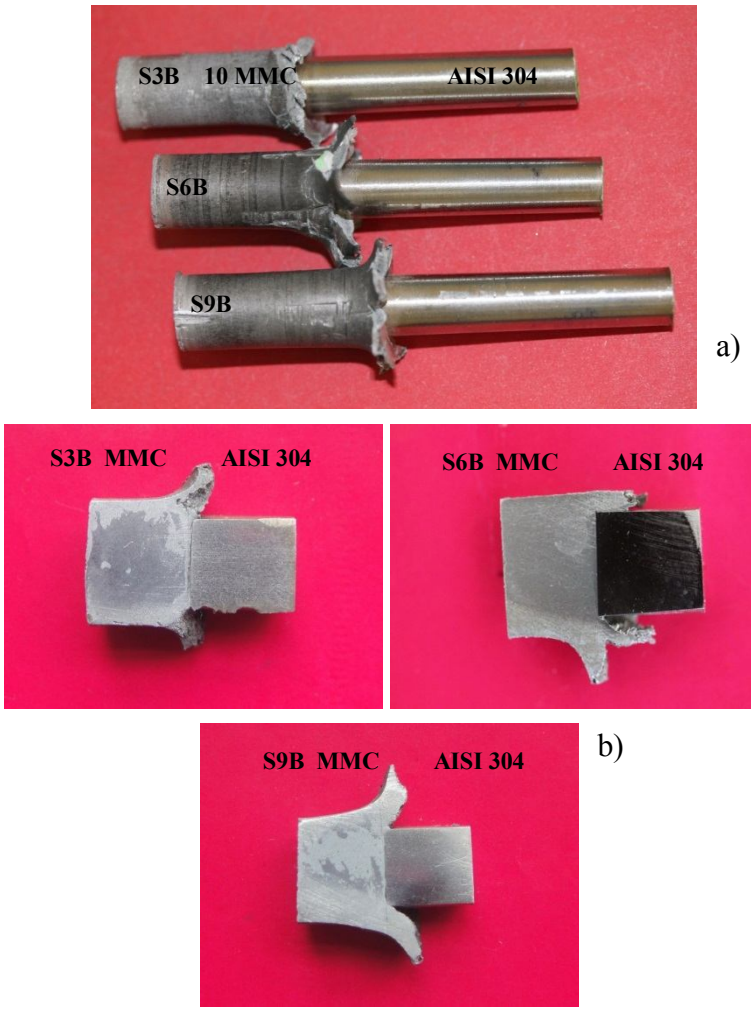
5.1.4. 1300 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%10 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

1300 dev/dak ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak üç farklı sürtünme basıncı (5, 10 ve 15 MPa) ile birleştirilen %10 SiC takviyeli S1B, S4B ve S7B no' lu numunelerin kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.8.a ve b' de verilmiştir. Bu bağlantılara ait yüzey ve arayüzey fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme basıncına bağlı olarak dışarı doğru flanş olan malzeme miktarında bir artma ve papatya şeklinde açılmaların daha düzgün meydana geldiği yüzey resimlerinde açıkça görülmektedir. Ortaya çıkan bu farklılık, arayüzeyde viskoz hale gelen malzemenin dışarı atılmasında eksenel basıncın etkisinin artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca, her üç numunede artan SiC_p takviye oranına bağlı olarak dışarı taşan malzemenin deformasyon rejiminde düzensizliklerin arttığı açıktır. Artan takviye oranına bağlı olarak MMC' lerin sertliği artarken ısı iletim katsayısının düştüğü bilinmektedir.



Şekil 5.8. a) S1B, S4B ve S7B no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S1B, S4B ve S7B no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Sürtünme süresinin 10 s arttırılması ile birleştirilen %10 SiC_p takviyeli S3B, S6B ve S9B no' lu numunelere ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.9.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.9.a); artan sürtünme süresine bağlı olarak dışarı taşan malzemenin ve boyca kısalmanın arttığı flanş geometrisinin de düzensiz olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makro fotoğraflar incelendiğinde, her üç numunenin de arayüzeyinde bir çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı açıkça görülmektedir. Bu numunelere ait boyca kısalma miktarları sırası ile 3.7, 4.5 ve 5.4 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.4). 1300 dev/dak ile gerçekleştirilen %5 SiC_p takviyeli kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında boyca kısalma miktarlarında azalma olduğu tespit edilmiş ve bu da takviye oranındaki artış ile ilişkili olduğu düşünülmektedir



Şekil 5.9. a) S3B, S6B ve S9B no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S3B, S6B ve S9B no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Tablo 5.4. S1B-S9B numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

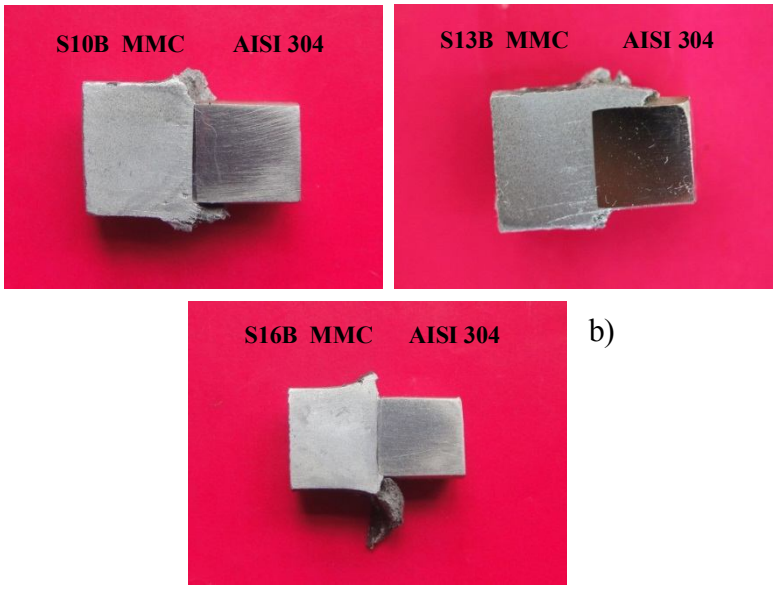
Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (sn)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (sn)	Boyca Kısalma (mm)
S1B	1300	10	5	10	5	2.7
S2B		15				3
S3B		20				3.7
S4B		10	10	20		3.6
S5B		15				3.9
S6B		20				4.5
S7B		10	15	30		4.4
S8B		15				4.4
S9B		20				5.4

5.1.5. 1500 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%10 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

Devir sayısını 200 dev/dak arttırılması ile birleştirilen %10 SiC_p takviyeli S10B, S13B ve S16B no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.10.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, dışarı doğru flanş olan malzeme geometrisinin düzensiz, çapakların malzeme uçlarında kırıldığı ve kompozit malzemeye doğru gömülmenin artan sürtünme basıncına bağlı olarak arttığı görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait boyca kısalma miktarları 3.7, 4.2 ve 5 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.5). Bu numunelere ait boyca kısalmalar bir önceki grupla kıyaslandığında az da olsa arttığı görülmüştür. Bunun nedeni, artan devir sayısına bağlı olarak arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesinin artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



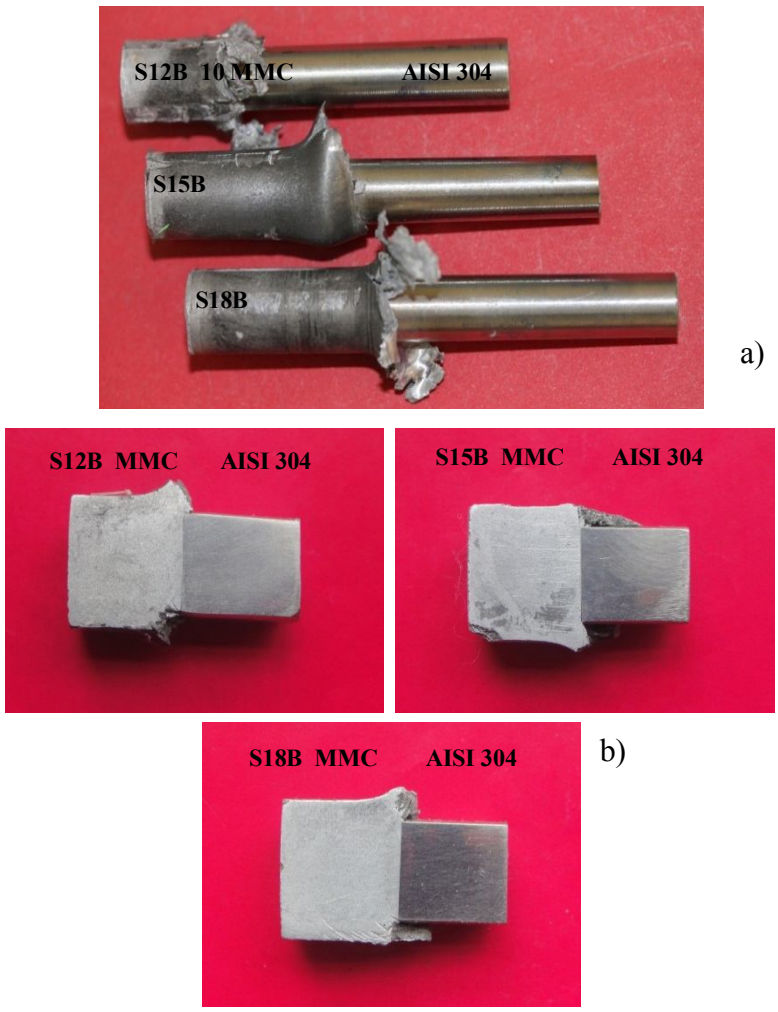
a)



b)

Şekil 5.10. a) S10B, S13B ve S16B no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S10B, S13B ve S16B no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

1500 dev/dak devir sayısı, 20 s sürtünme süresi kullanılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilen %10 SiC_p takviyeli S12B, S15B ve S18B no' lu numunelere ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.11.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 5.11.a); artan sürtünme süresine bağlı olarak dışarı taşan malzemenin ve boyca kısalmanın arttığı, özellikle S15B ve S18B no' lu bağlantılarda flanş geometrisinin daha düzenli olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey kaynaklı bağlantılar incelendiğinde, her üç numunenin de arayüzeyinde herhangi bir çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgenin olmadığı açıkça görülmektedir. Yüzey fotoğraflarında görülen dışarı taşmış malzemenin geometrisinin arayüzey fotoğraflarında görülmemesinin sebebi, numunelerin birleşme yüzeyine dik doğrultuda kesilmesi sırasında kırılmasından kaynaklanmaktadır.



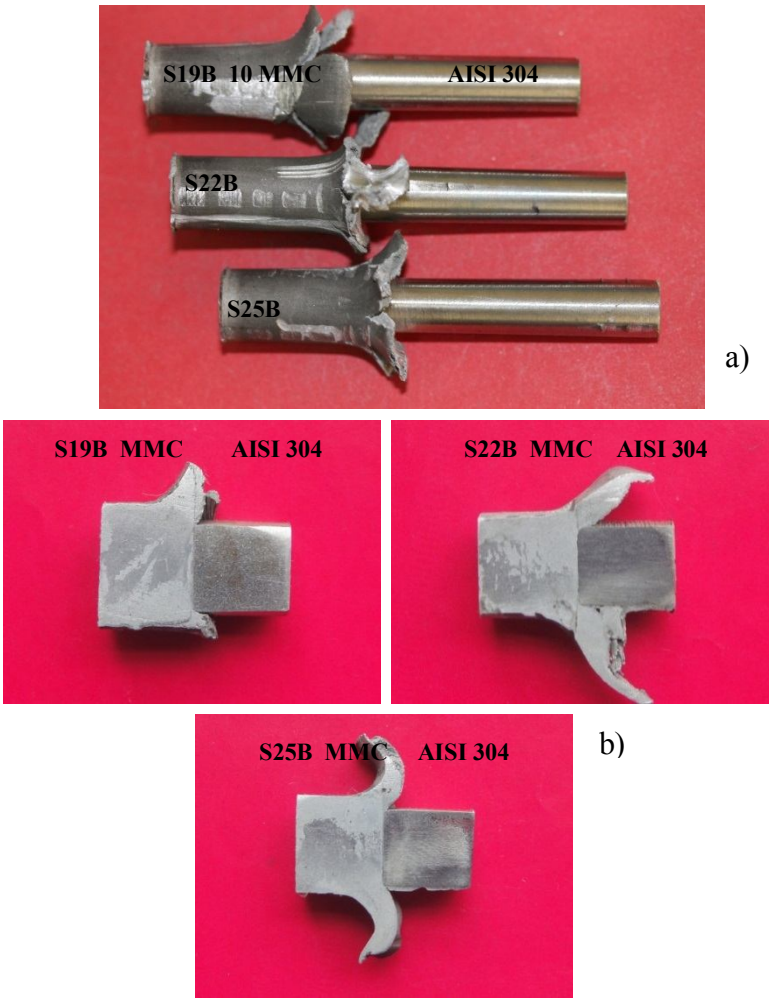
Şekil 5.11. a) S12B, S15B ve S18B no 'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S12B, S15B ve S18B no 'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Tablo 5.5. S10B-S18B numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S10B	1300	10	5	10	5	3.7
S11B		15				3.9
S12B	1300	20				4.1
S13B	1300	10	10	20		4.2
S14B		15				4.4
S15B	1300	20				5.2
S16B	1300	10	15	30		5
S17B		15				5.3
S18B	1300	20				6.3

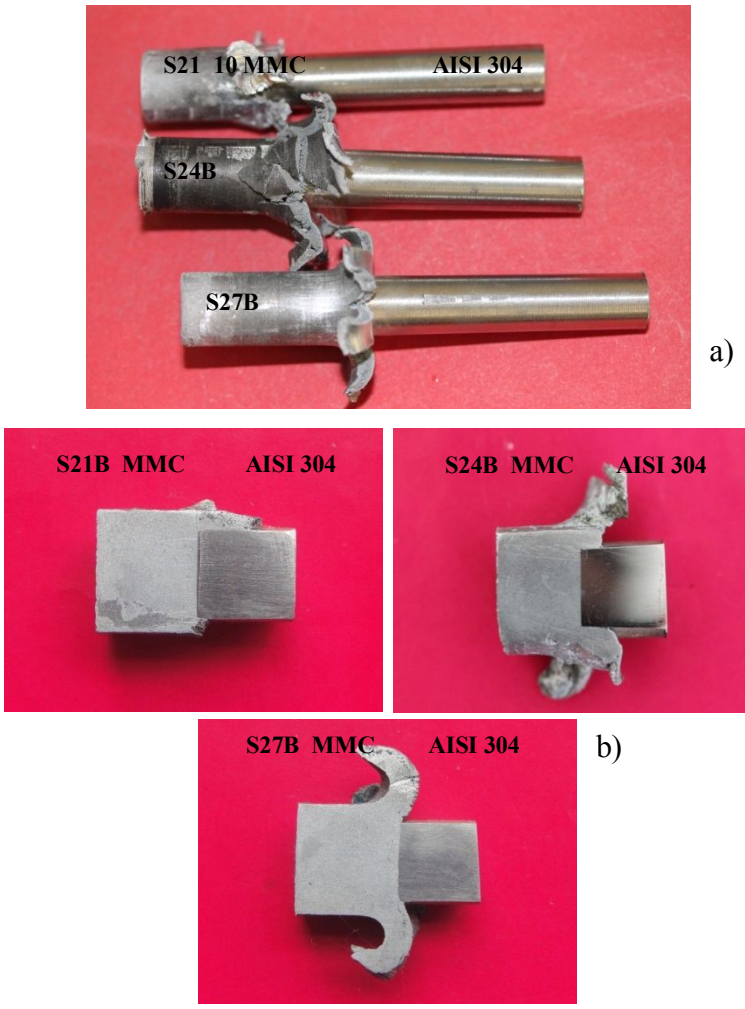
5.1.6. 1700 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%10 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

1700 devir/dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi ve üç farklı sürtünme basıncı (5, 10, 15 MPa) kullanılarak birleştirilen S19B, S22B ve S25B no' lu numunlere ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.12.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde S19B no' lu numunede dışarı doğru çatlayarak flanş olan numune sürtünme basıncının düşük olması sebebiyle kompozit malzemeden kopmadığı, ancak sürtünme ve yığma basıncının arttırılması ile S22B ve S25B no' lu numuneler çapaklanan malzemenin yüzeyden koparak ayrıldığı resimlerden açıkça görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde artan devir sayısına bağlı olarak birleşme kalitesinin arttığı, arayüzeyde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmüştür. Bu numunelere ait S19B, S22B ve S25B boyca kısalma miktarları 5.1, 6 ve 7 mm olarak ölçülmüştür.



Şekil 5.12. a) S19B, S22B ve S25B no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S19B, S22B ve S25B no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Sürtünme süresinin 10 s arttırılması ile gerçekleştirilen %10 SiC_p takviyeli S21B, S24B ve S27B no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.13.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu numunelere ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde artan devir sayısı ve sürtünme sürelerine bağlı olarak dışarı flanş olan malzeme geometrisinin daha düzgün olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde, açıkça görülmektedir. S21B, S24B ve S27B no' lu numunelere ait boyca kısalma miktarları Tablo 5.6' da sırası ile verilmiştir. Bir önceki grupla kıyaslandığında boyca kısalma miktarlarının arttığı ancak aynı şartlarda birleştirilen %5 SiC_p takviyeli bağlantılarla mukayesesinde bir azalmanın mevcut olduğu belirlenmiştir.



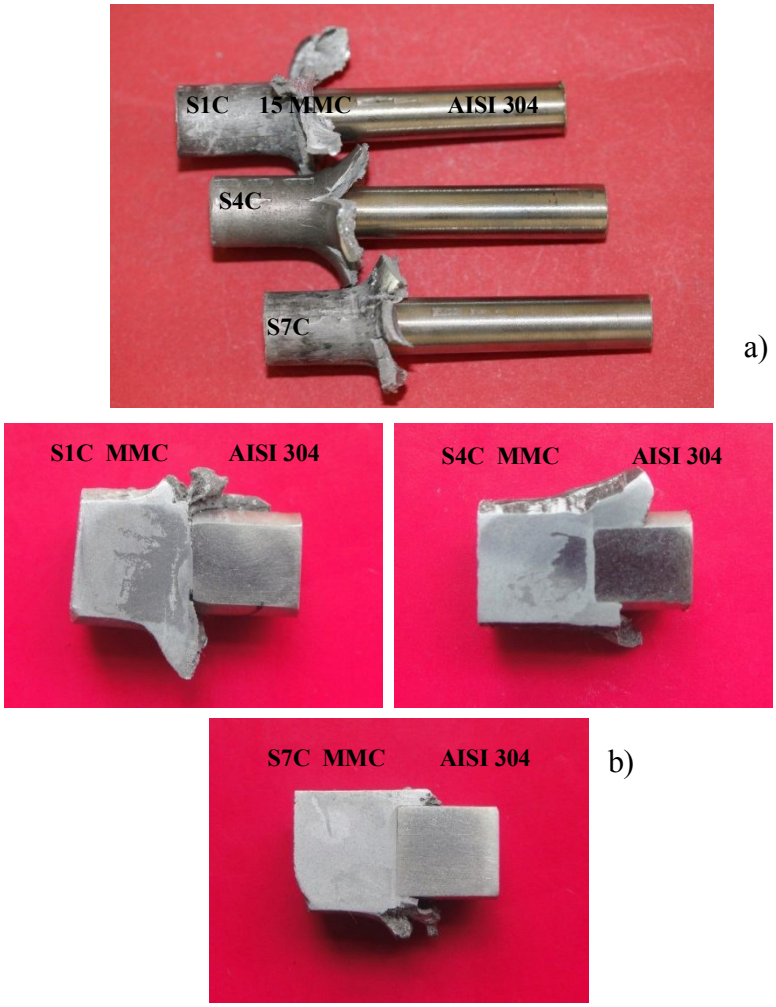
Şekil 5.13. a) S21B, S24B ve S27B no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S21B, S24B ve S27B no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Tablo 5.6. S19B-S27B numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S19B	1700	10	5	10	5	5.1
S20B		15				5.1
S21B		20				5.3
S22B		10	10	20		6
S23B		15				6.2
S24B		20				6.2
S25B		10	15	30		7
S26B		15				6.5
S27B		20				6.8

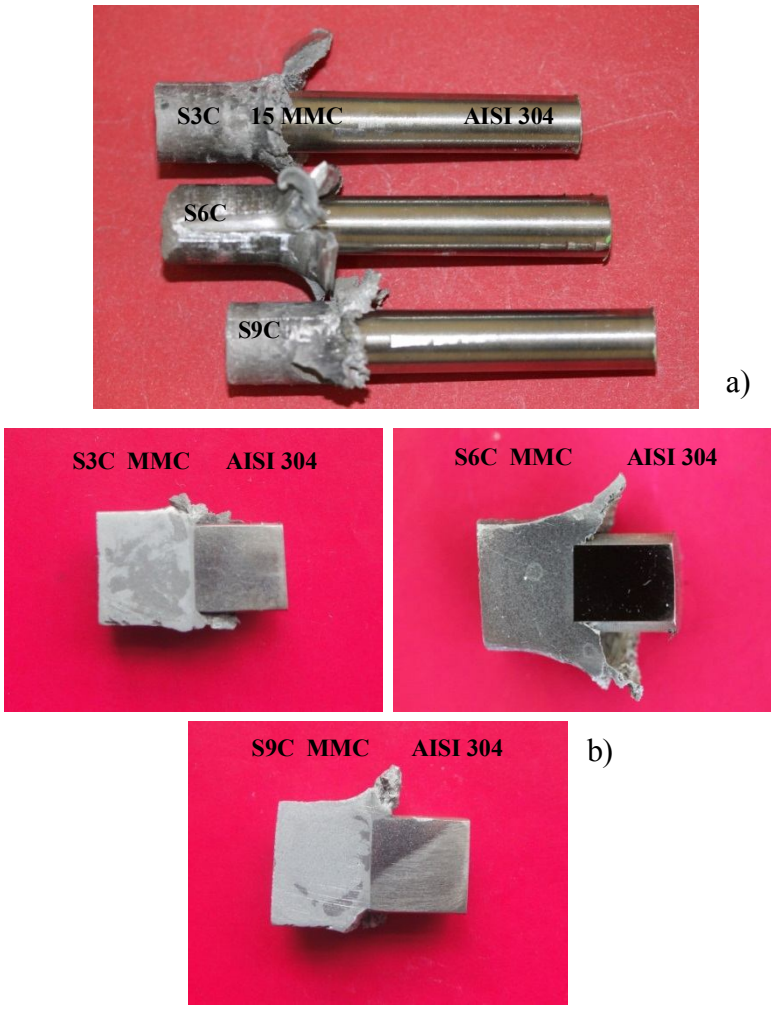
5.1.7. 1300 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%15 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen %15 SiC_p takviyeli S1C, S4C ve S7C no' lu numunelere ait yüzey ve arayüzey makroskopik inceleme fotoğrafları Şekilde 5.14.a ve b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde S1C no' lu numunede devir sayısının ve sürtünme basıncının düşük olması nedeni ile dışarı taşan malzeme miktarının düzensiz olduğu, S4C ve S7C no' lu numunelerin daha düzgün olduğu görülmektedir. Ancak artan sürtünme basıncına bağlı olarak S7C no' lu numunede dışarı çapaklanan malzemenin uçlarında kırılmaların olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makro fotoğraflar incelendiğinde, %5 ve %10 SiC_p takviye kullanılarak birleştirilen numunelere göre dışarı taşan malzemenin deformasyon rejiminde önemli iyileşmelerin olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait boyca kısalma miktarları sırası ile 2.5, 3.4 ve 4 mm olarak ölçülmüştür. Elde edilen boyca kısalma miktarları 1300 dev/dak sürtünme süresi , %5 ve %10 SiC_p takviye oranına sahip numuneler ile kıyaslandığında, artan takviye oranına bağlı olarak boyca kısalma oranında düşüş kaydedilmiştir. Bunun sebebi, artan takviye oranının MMC' lerin sertlik ve dayanımını arttırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.14. a) S1C, S4C ve S7C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S1C, S4C ve S7C no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Sürtünme süresi 10 s arttırılarak birleştirilen % 15SiC takviyeli S3C, S6C ve S9C no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makroskopik inceleme fotoğrafları Şekil 5.15.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu numunelere ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde artan sürtünme süresine bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarının arttığı, çapakların daha fazla ve düzensiz olduğu, S9C no' lu kaynakta bağlantının yan taraflarında yırtılmaların meydana geldiği görülmektedir. S9C no' lu numunedeki bu durum devir sayısının düşük, sürtünme süresinin ve sürtünme basıncının yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde, bu numunelere ait boyca kısalma miktarları sırası ile 3.5, 4.1 ve 5.1 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.7).



Şekil 5.15. a) S3C, S6C ve S9C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S3C, S6C ve S9C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Tablo 5.7. S1C-S9C numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

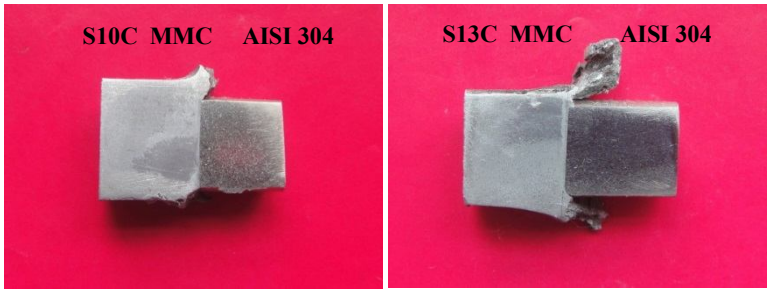
Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S1C	1300	10	5	10	5	2.5
S2C		15				2.8
S3C		20				3.5
S4C		10	10	20		3.4
S5C		15				3.7
S6C		20				4.1
S7C		10	15	30		4
S8C		15				4.3
S9C		20				5.1

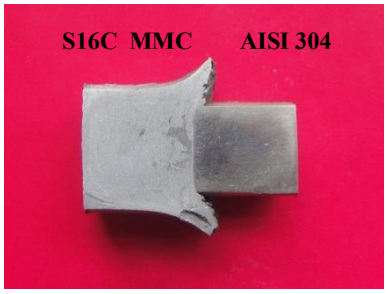
5.1.8. 1500 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%15 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

1500 dev/dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi, 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilen S10C, S13C ve S16C no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğraları Şekil 5.16.a. ve b' de verilmiştir. Bu bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, bir önceki grupta yapılan kaynaklı bağlantılarla temelde bir benzerliğin var olduğu, ancak dışarı taşma ve flanş geometrisinin farklı olduğu görülmektedir. Ayrıca devir sayısının kademeli artışı, bağlantının geometrisini ve merkezden taşan malzeme miktarında artmanın olduğu açıkça görülmektedir. S10C, S13C ve S16C no' lu numunelere ait boyca kısalma miktarları sırası ile 3.5, 3.9 ve 4.9 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.8).



a)





b)

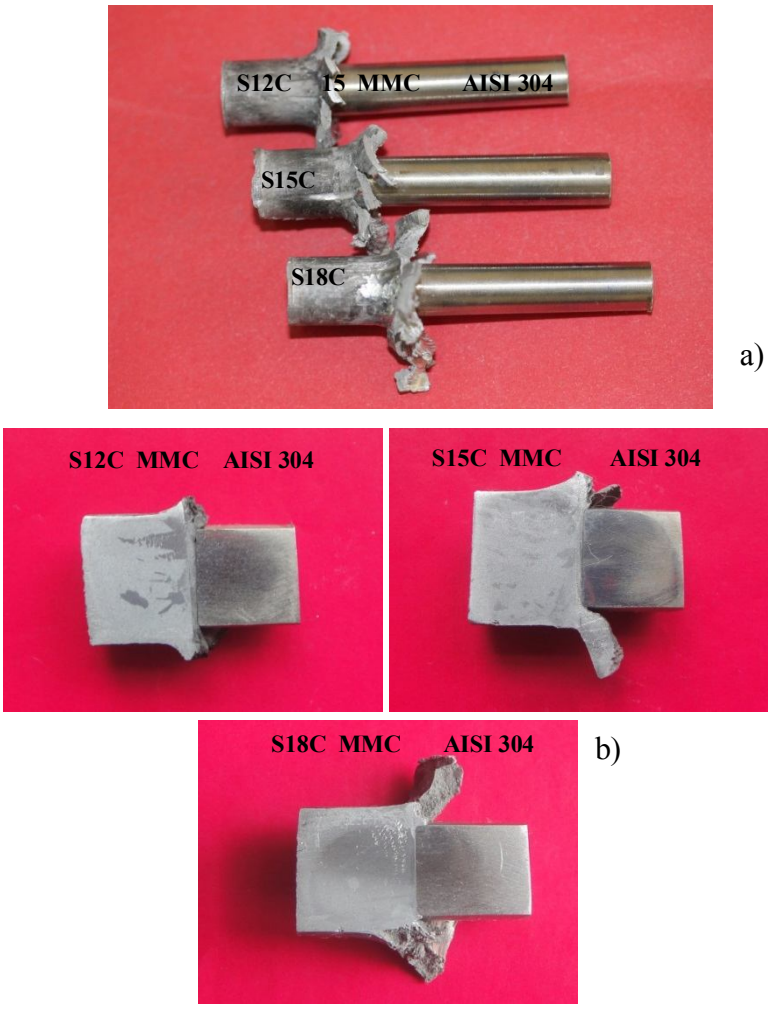
Şekil 5.16. a) S10C, S13C ve S16C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S10C, S13C ve S16C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Bu numunelere ait boyca kısalma miktarı bir önceki grupta yapılan kaynaklı numunelerle kıyaslandığında, artan SiC_p takviye oranı ile boylarındaki kısalma miktarının çok az miktarda düştüğü belirlenmiştir. Bu durum artan SiC_p takviye oranının arayüzeyde sürtünmenin etkisi ile viskoz hale gelen malzemenin akışkanlığını düşürdüğünden kaynaklandığı düşünülebilir.

1500 dev/dak sürtünme süresi, 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen %15 SiC_p takviyeli S12C, S15C ve S18C no' lu numunelere ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.17.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde, temelde benzerlik göstermesine rağmen artan sürtünme süresine bağlı olarak dışarı taşan malzeme miktarında bir artmanın olduğu, çapakların genişlediği ve flanş geometrisinde farklılaşmanın olduğu görülmektedir. Bu numunelere ait boyca kısalma miktarları 3.8, 4.6 ve 5.5 mm olarak ölçülmüştür. Boyca kısalma miktarlarında açıkça görüldüğü gibi sürtünme süresi 10 s arttırılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda boyca kısalma miktarı artmıştır. Bu sonuç, sürtünme süresinin arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesi ve deformasyon rejimi üzerine olan önemli etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tablo 5.8. S10C-S18C numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S10C	1300	10	5	10	5	3.5
S11C		15				3.7
S12C		20				3.8
S13C		10	10	20		3.9
S14C		15				4.2
S15C		20				4.6
S16C		10	15	30		4.7
S17C		15				5
S18C		20				5.5

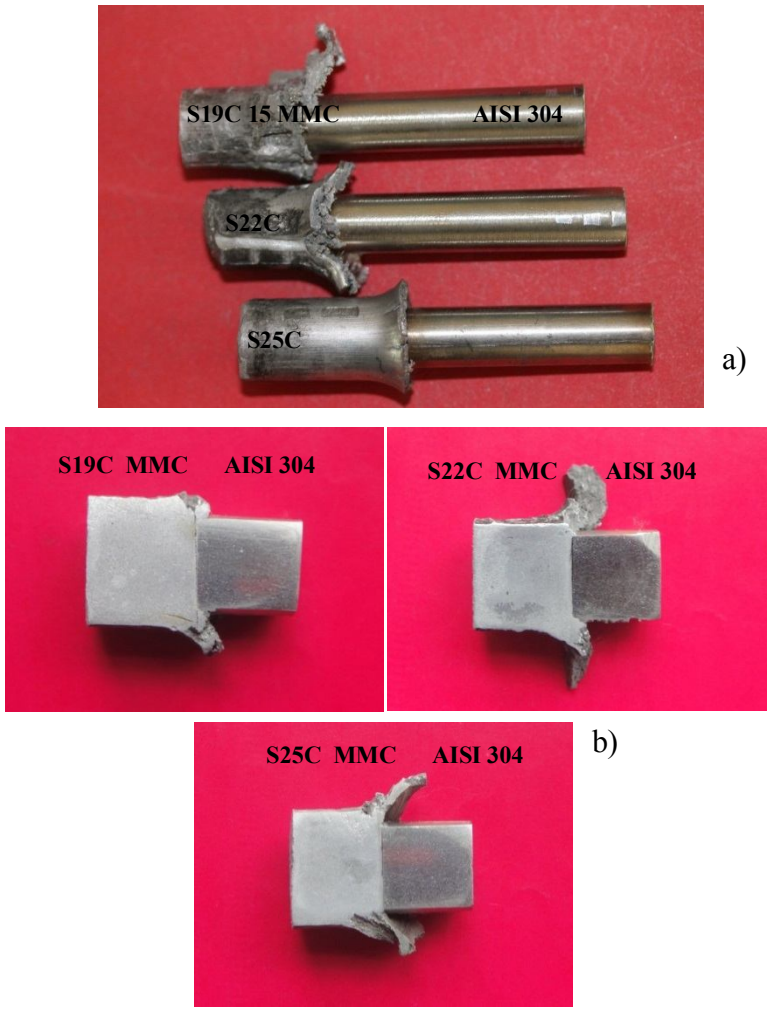


Şekil 5.17. a) S12C, S15C ve S18C no' lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S12C, S15C ve S18C no' lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

5.1.9. 1700 Devir Sayısı Kullanılarak Birleştirilen (%15 SiC_p) Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Makroskopik İncelemeleri

1700 dev/dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen %15 SiC takviyeli S19C, S22C ve S25C no' lu numunelere ait makro fotoğraflar Şekil 5.18.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey fotoğrafları incelendiğinde, S19C ve S22C no' lu kaynaklı bağlantılarda dışarı doğru taşan malzemenin yırtılarak taştığı gözlenmektedir. Bu durum artan SiC takviye oranı ile açıklanabilir. Ancak, 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S25C no' lu numunede arayüzeyde malzemenin daha düzenli bir formda dışarı taştığı açıkça görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey makro

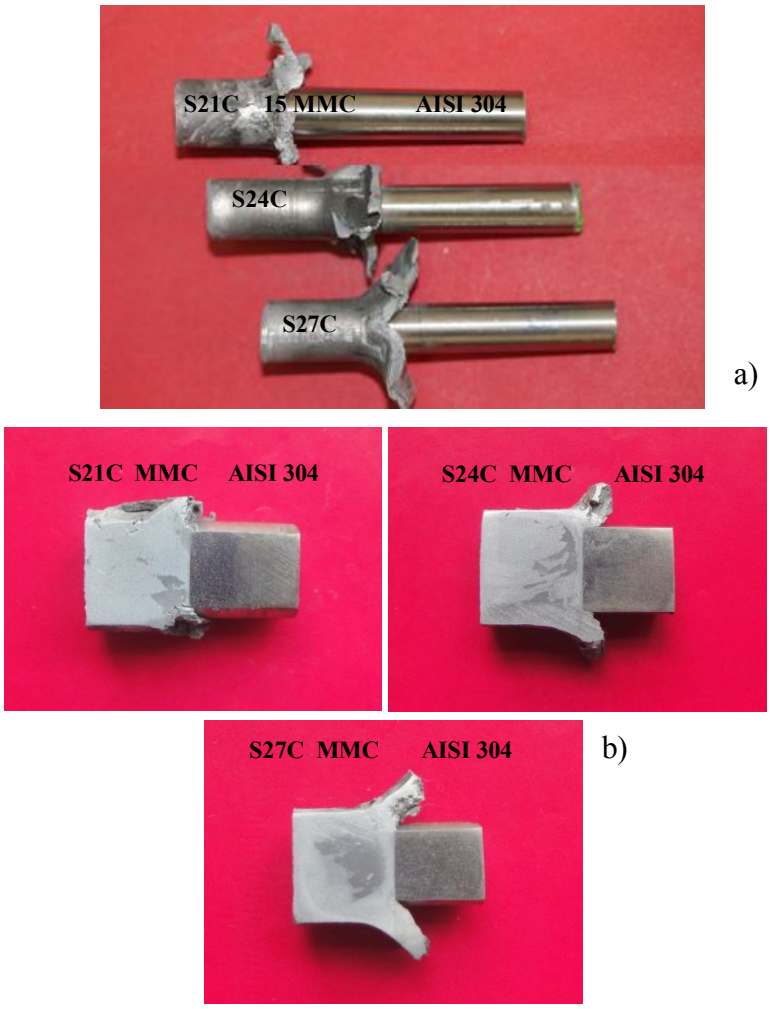
fotoğraflar incelendiğinde, her üç numunenin birleşme arayüzeyinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı açıktır. Bu numunelere ait boyca kısalma miktarları sırası ile 4, 4.9 ve 5.5 mm olarak ölçülmüştür.



Şekil 5.18. a) S19C, S22C ve S25C no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S19C, S22C ve S25C no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

1700 dev/dak devir sayısı, 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen %15 SiC_p takviyeli S21C, S24C ve S27C no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 5.19.a ve b' de sırası ile verilmiştir. Artan sürtünme süresi ile dışarı taşan malzeme miktarında ve flanş geometrisinde düzensizlikler görülmektedir. Diğer yandan arayüzey fotoğrafları incelendiğinde elde edilen resimler 1300-1500 dev/dak ile birleştirilen %5-10 SiC_p takviyeli gruplar ile kıyaslandığında SiC takviye oranı bağlantı kalitesinin üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olduğu ve önemli sayılabilecek bir düzensizliğin meydana

geldiği görülmektedir. S21C, S24C ve S27C no' lu bağlantıların boyca kısalma miktarları sırası ile 5, 5.7 ve 6.4 mm olarak ölçülmüştür (Tablo 5.9). Bu sonuçlardan da açıkça görüldüğü gibi artan devir sayısı ve sürtünme süresine bağlı olarak boyca kısalma miktarında önemli derecede bir artış kaydedilmiştir.



Şekil 5.19. a) S21C, S24C ve S27C no'lu numunelerin makroskopik incelenmesi
b) S21C, S24C ve S27C no'lu numunelerin kaynak arayüzey makroskopik incelenmesi

Tablo 5.9. S19C-S27C numunelere ait kaynakların boyca kısalma miktarları

Numune no	Devir Sayısı (dev/dak)	Sür. Süresi (s)	Sür. Basıncı (MPa)	Yığma Basıncı (MPa)	Yığma Süresi (s)	Boyca Kısalma (mm)
S19C	1700	10	5	10	5	4
S20C		15				4.2
S21C		20				5
S22C		10	10	20		4.9
S23C		15				5.1
S24C		20				5.7
S25C		10	15	30		5.5
S26C		15				5.7
S27C		20				6.4

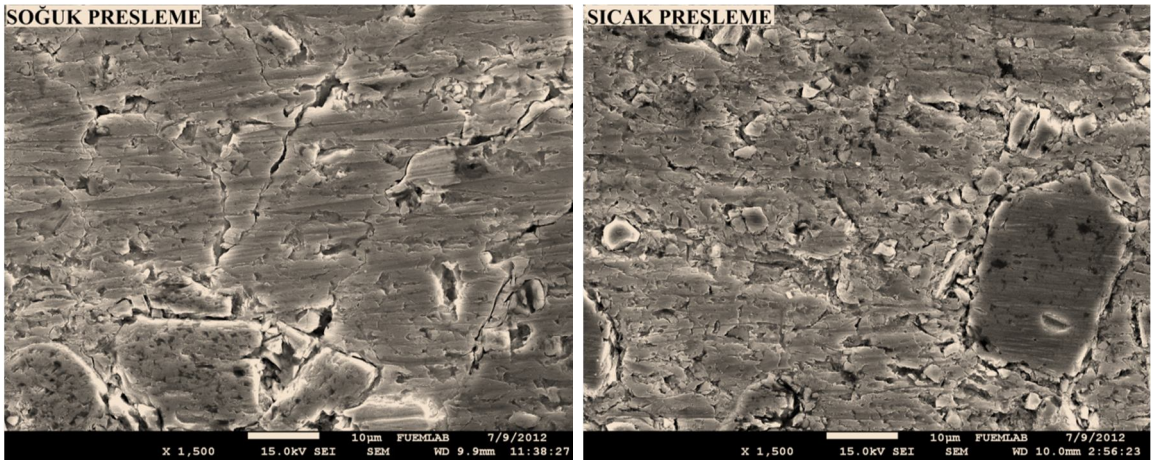
5.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirilmesi

Deneylerde kullanılan AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin kaynak işlemi öncesi yüzeyden alınan SEM fotoğrafı Şekil 5.20' de verilmiştir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde σ(sigma)-fazının bulunması, kaynak edilebilirliği olumsuz yönde etkilemektedir. Metallerarası bir bileşik olan bu sert fazın oluşabilmesi için östenitik yapı içinde bir miktar da ferrit bulunması gerekmektedir. Östenitik mikroyapı üzerine ise kimyasal bileşimin çok büyük etkisi vardır. Bu paslanmaz çeliklerde azot katkısı, alaşımın oyuklaşma korozyon direncini ve dayanımını önemli derecede düzeltmektedir. Östenitik paslanmaz çelikler, diğer paslanmaz çeliklere nazaran daha yüksek Mn içeriğine sahiptirler. Bu nedenle; östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir sorun da, özellikle 18/8 çeliği gibi bazı paslanmaz çeliklerin 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları sonucunda oluşan krom karbür çökelmesi eğilimidir. Oluşan krom karbürün ağırlıkça %90' ını Cr oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile östenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede düşürür. Bunun sonucu olarak, malzeme korozif bir ortamda kaldığında kromca zayıflamış tane sınırında korozyon oluşur (Kaluç, 1990; Anık vd., 1993). Bir katı hal kaynak tekniği olan sürtünme kaynağı, düşük sıcaklık ve çok kısa sürelerde gerçekleştiğinde yukarıda anlatılan olumsuzlukları büyük ölçüde elimine etmek mümkün olabilmektedir.



Şekil 5.20 Ostenitik paslanmaz çeliğin SEM mikroyapı fotoğrafı

Deneylerde kullanılan metal matrisli kompozitlerin soğuk preslenmiş esas mikroyapısını gösteren (SEM) fotoğrafı Şekil 5.21.a' da verilmiştir. Fotoğrafta da açıkça görüldüğü gibi farklı boyutlarda ve farklı yönlenmiş tanelerde ve buna taneler içerisinde gelişigüzel dağılmış SiC taneciklerinin dağıldığı açıkça görülmektedir. Deneylerde kullanılan sıcak preslenmiş metal matrisli kompozit malzemenin kaynak işleme öncesi yüzeyden alınan mikroyapısını gösteren SEM fotoğrafı Şekil 5.21.b' de verilmiştir. SEM fotoğraflarından da açıkça görüldüğü gibi tane sınırları birbiri içerisinde difüze olmuş daha küçük tanelerden ve belirgin SiC taneciklerinden meydana geldiği görülmektedir.

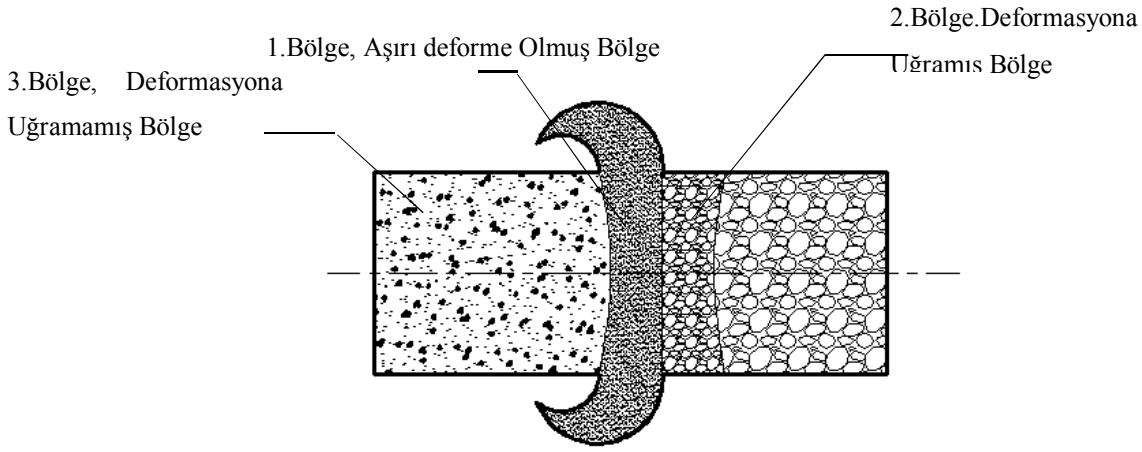


Şekil 5.21. a) Metal Matrisli Kompozitin Soğuk Pres SEM mikroyapı fotoğrafı
b) Metal Matrisli Kompozitin Sıcak Pres SEM mikroyapı fotoğrafı

Farklı işlem parametreleri kullanılarak sürtünme kaynak tekniği ile birleştirilen metal matrisli kompozit ve AISI 304 kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyi üzerinde alınan mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, farklı özelliklere sahip iki metal sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş olduğundan arayüzeyin her iki tarafında da farklı yapıların ortaya çıktığı açıktır. Bu nedenle mikroyapı değerlendirilmesi Şekil 5.22 esas alınarak yapılacaktır.

Sürtünme kaynak yönteminde kaynak sonrası birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim bazı araştırmacılar tarafından üç farklı bölgeye ayırarak incelemişlerdir. Bu bölgeler Şekil 5.22' de gösterildiği gibi; esas malzeme (EM), deformasyon bölgesi (DB), ve bununla birlikte deformasyon bölgesi içinde kalan, ancak yapısal olarak farklılık gösteren aşırı deforme olmuş bölgenin (ADB) varlığından bahsedilmektedir. Aşırı deforme olmuş bölgenin deformasyon bölgesinin dışında, ilave bir bölge olarak kabul edilmesi ile yapı üç farklı bölüm olarak belirlenmiş ve incelenmiştir. Tanımlanan bu üç bölgenin boyutlarının, işlem parametrelerine bağlı olarak değişim gösterdiği literatürde vurgulanmaktadır (Özdemir, 2005; Kırık, 2012). Bu çalışmada, farklı özelliklere sahip MMC ve AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi sonrası değişken parametrelere bağlı olarak birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim farklılık göstermektedir. Bu değişim, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında esas malzeme (EM) ve termo-mekanik olarak deformasyona uğramış bölge (DB) olarak görülmektedir. Deformasyona uğramış bu bölgenin genişliği artan eksenel basınca bağlı olarak arttığı belirlenmiştir. Bu bölge, MMC tarafında belirgin olarak görülmemekle birlikte, artan SiC_p takviye oranına bağlı olarak birleşme arayüzeyinden esas metale doğru SiC_p karbür yığılmasının belirgin olarak ortaya çıktığı görülmüştür.

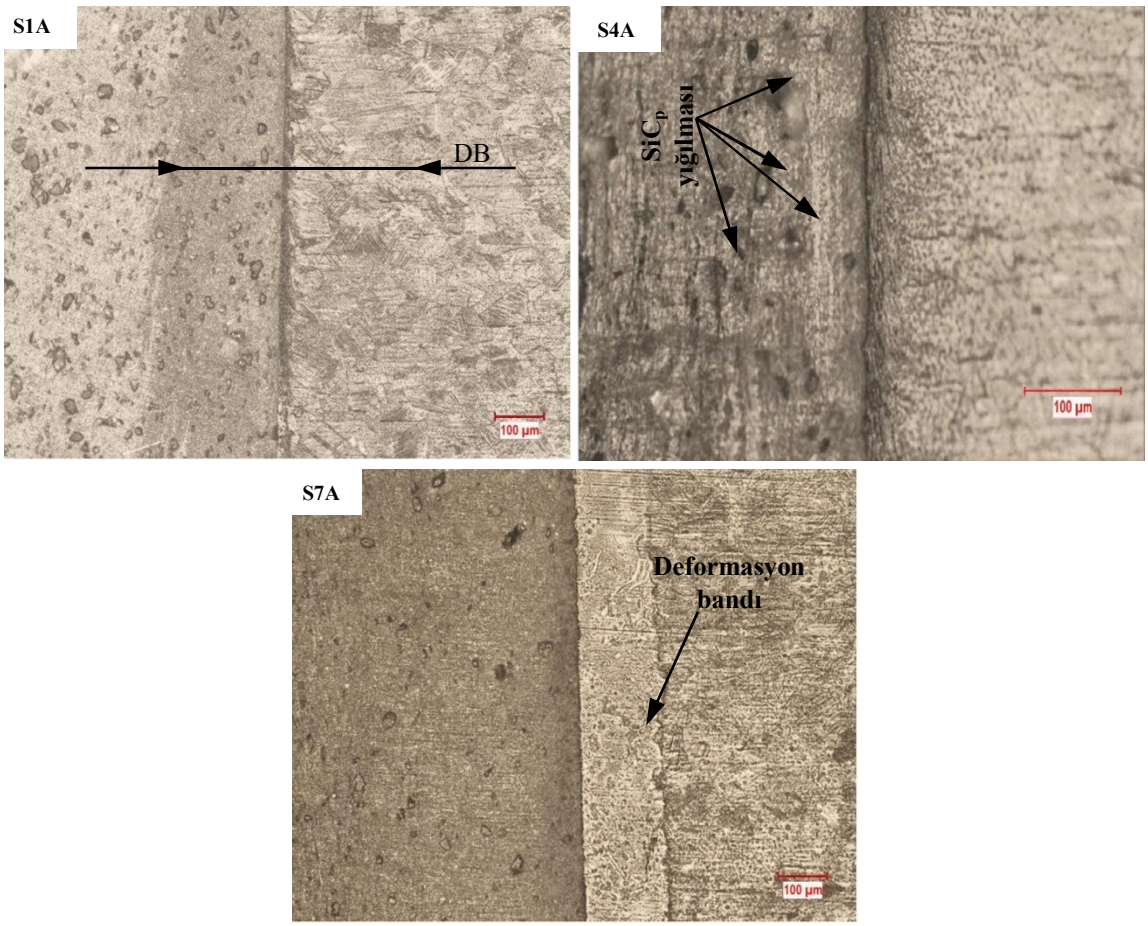
Farklı işlem parametreleri kullanılarak, sürtünme kaynak tekniği ile birleştirilen MMC/AISI 304 çelik malzemelerin birleşme arayüzeyi SEM fotoğrafları çekilerek incelenmiştir. Bu nedenle birleşme arayüzeyinin her iki tarafında farklı yapılar ortaya çıkmaktadır. Dolayısıyla her iki metal çifti içindeki yapılar ayrı ayrı incelenerek değerlendirmeler yapılmıştır.



Şekil 5.22. Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirilmesinin gösterimi

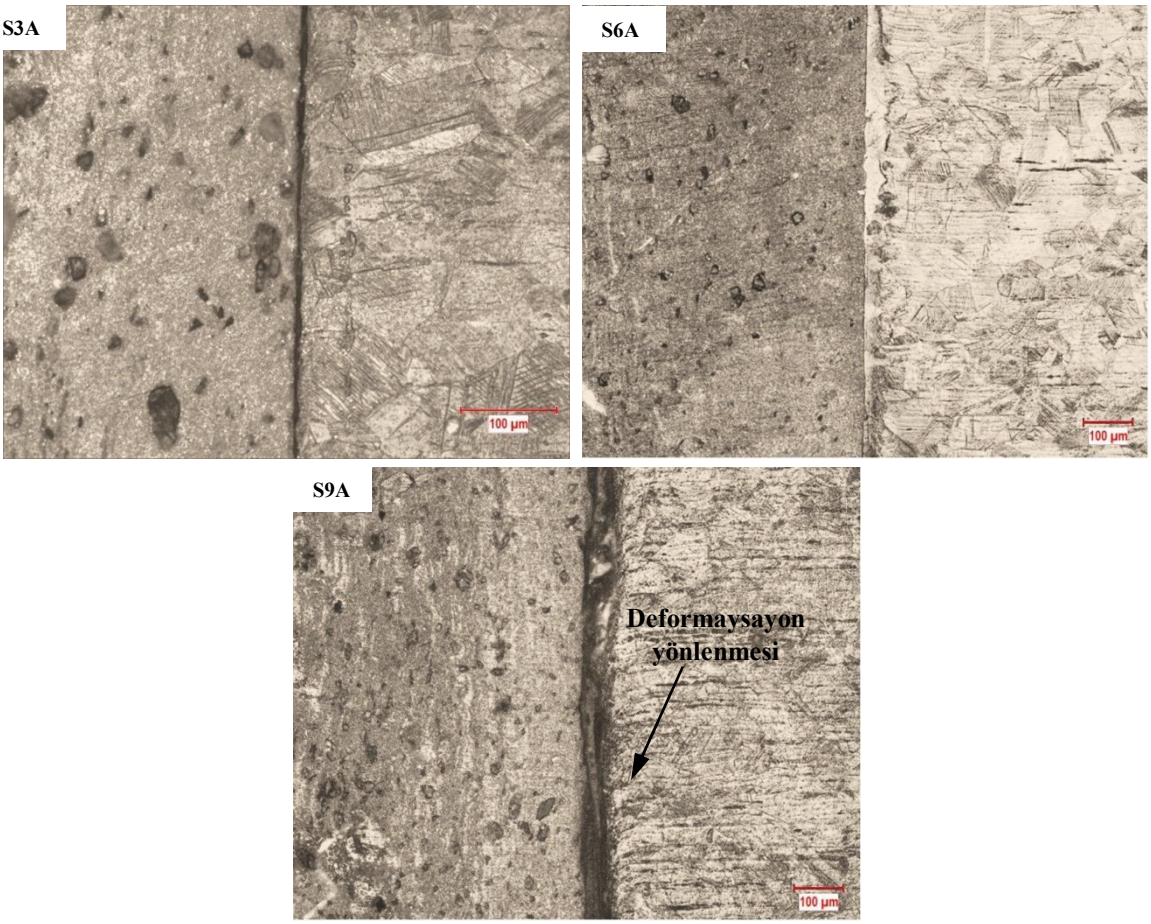
5.2.1. %5 SiC_p Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri

1300 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S1A, S4A, S7A, S3A, S6A ve S9A no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.23 ve 5.24' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan optik fotoğrafları incelendiğinde, boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Sürtünme basıncı kademeli arttırılarak birleştirilen S1A, S4A ve S7A no' lu numunelerin mikroyapı fotoğraflarından, 5 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S1A kaynaklı bağlantıda önemli bir değişim gözlenmemiştir. Ancak 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S4A ve S7A no' lu numunelerin arayüzey mikroyapı değişimi incelendiğinde AISI 304 paslanmaz çelik tarafında birleşme arayüzeyine bitişik sıcaklık ve deformasyon etki sonucu bir bandın varlığı görülmektedir. Bu bandın paslanmaz çeliklerin temel özelliklerinden olan deformasyon sertleşmesi sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Ayrıca artan sürtünme basıncına bağlı olarak MMC tarafında birleşme hattına bitişik ADB' sinde tane küçülme ve SiC_p karbür yığılmasının arttığı görülmektedir.



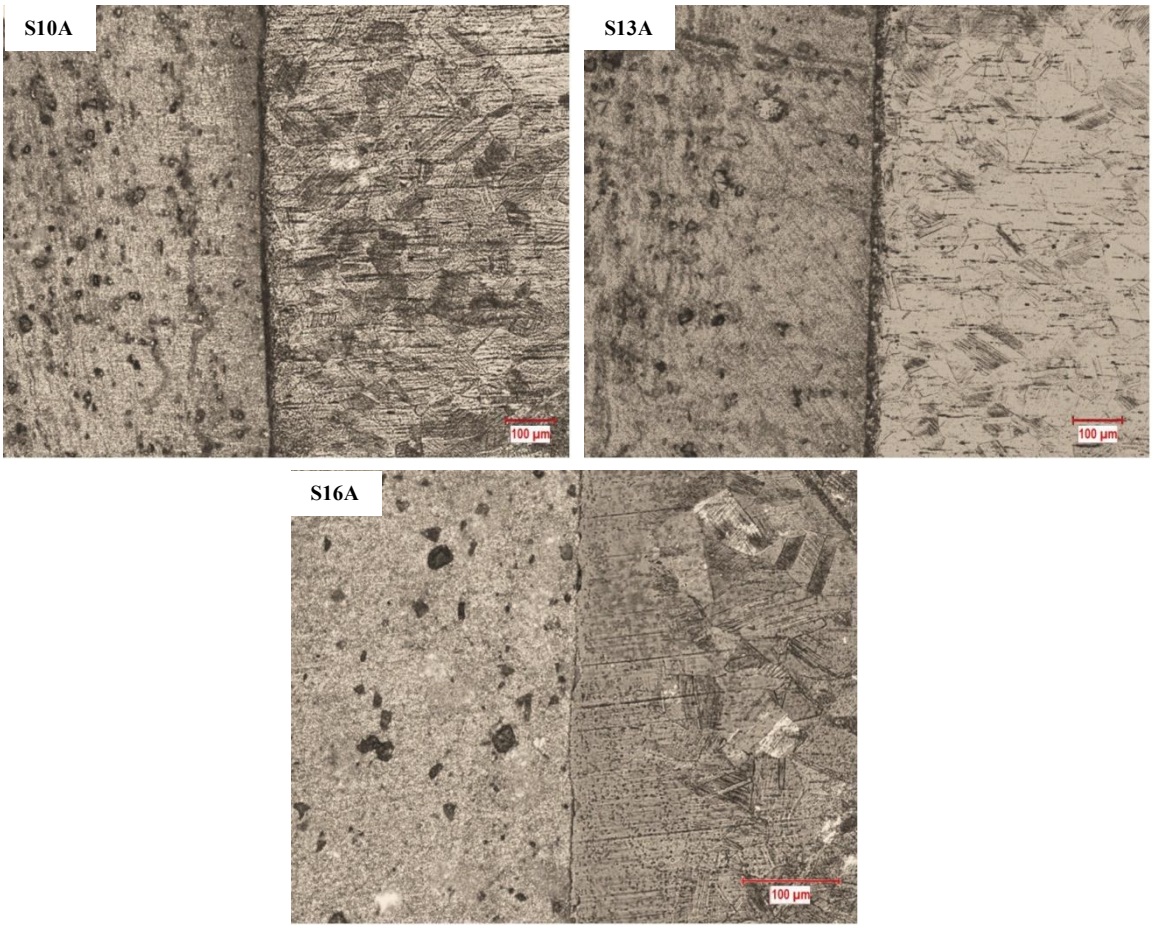
Şekil 5.23. S1A, S4A ve S7A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S3A, S6A ve S9A no' lu kaynaklı bağlantılara ait optik fotoğraflar incelendiğinde, artan sürtünme süresinin birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişimi üzerine önemli etkisinin olmadığı görülmektedir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak MMC tarafında dışarı taşan malzemenin artmış olduğu makroyapı analiz sonuçlarında bahsedilmişti. AISI 304 tarafında deformasyon için gerekli olan sıcaklığa ulaşılamadığından dolayı önemli bir yapısal değişim gözlenmemiştir.



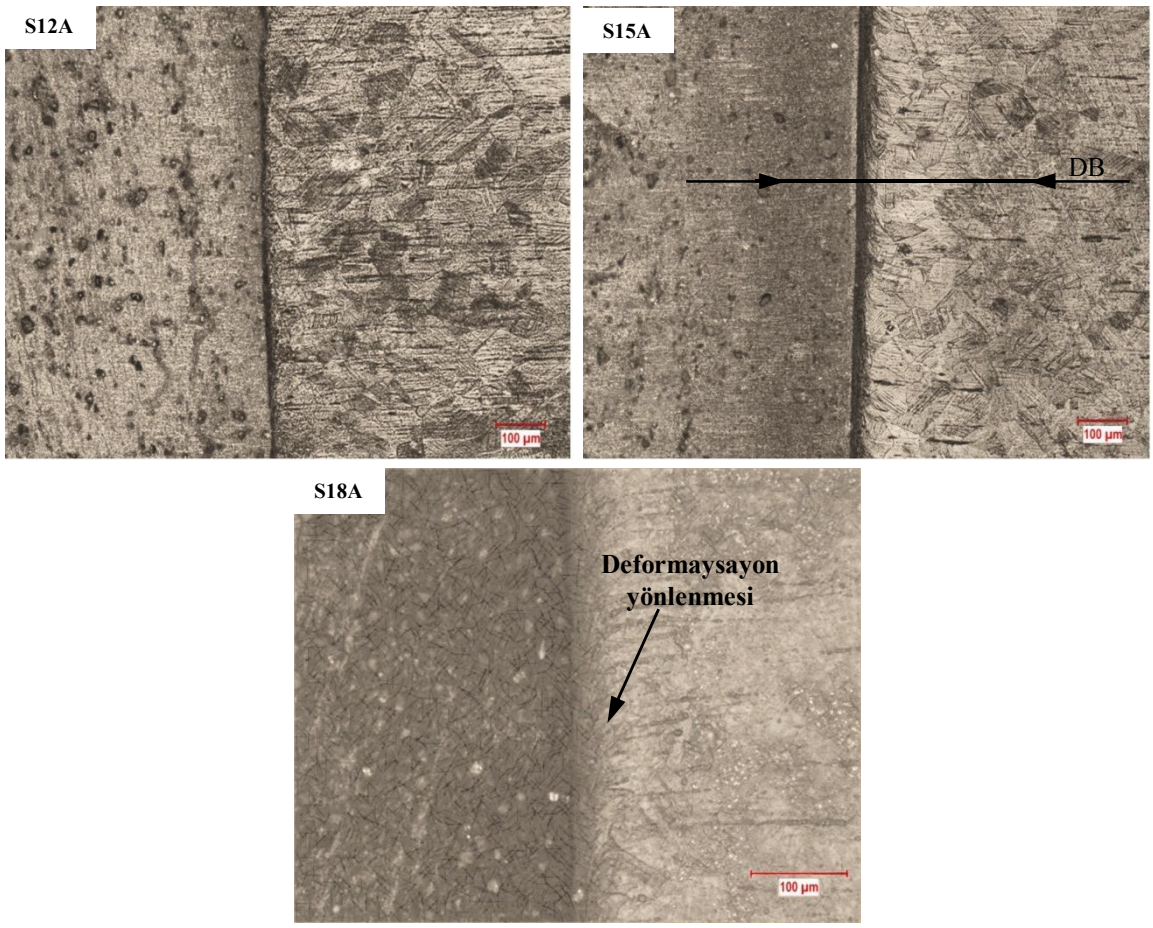
Şekil 5.24. S3A, S6A ve S9A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1500 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S10A, S13A, S16A, S12A, S15A ve S18A no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.25 ve 5.26' da verilmiştir. Üç farklı sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S10A, S13A ve S16A no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim ve sürtünme basıncının bu yapısal değişim üzerindeki etkisi açıkça görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantıların birleşme yüzeyinin her iki tarafında sıcaklık ve eksenel basıncın etkisi ile aşırı deformasyona uğramış bölgenin genişliği ve şeklinin artan sürtünme basıncına bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Bu değişim en çok 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S16A no' lu kaynaklı bağlantının AISI 304 tarafında belirgin olarak görülmektedir.



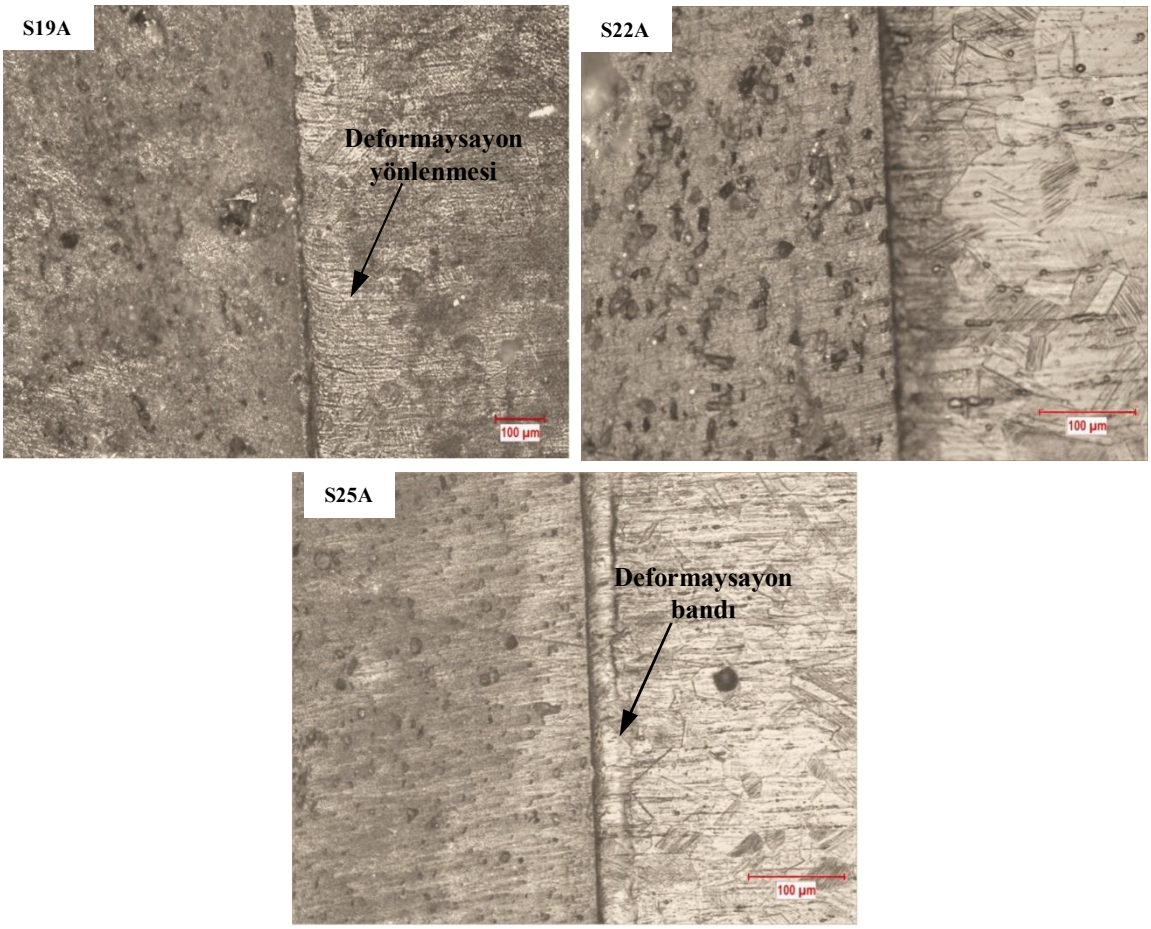
Şekil 5.25. S10A, S13A ve S16A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1500 dev/dak devir sayısı, 20 s sürtünme süresi ve üç farklı sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S12A, S15A ve S18A no' lu numunlere ait mikroyapı fotoğraflarından da görüleceği gibi kaynaklı bağlantıların tamamında birleşme bölgesinde bağlantıyı olumsuz etkileyecek çatlak ve boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Sürtünme süresi 10 s arttırılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda, S12A no' lu numune arayüzeyinde önemli bir değişim gözlenmezken 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S15A ve S18A no' lu numunelerin birleşme arayüzeyinin her iki tarafında önemli değişim gözlenmektedir. Bu değişim, artan sürtünme süresi ve sürtünme basıncının etkisiyle termomekanik etki sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Yüksek sürtünme süresi (20 s) ve yüksek eksenel basınç (15 MPa) kullanılarak birleştirilen S18A no' lu kaynaklı bağlantı arayüzeyinin AISI 304 tarafında şiddetli deformasyon etkisiyle birleşme hattına dik yönelmiş yapısal değişim görülmektedir.



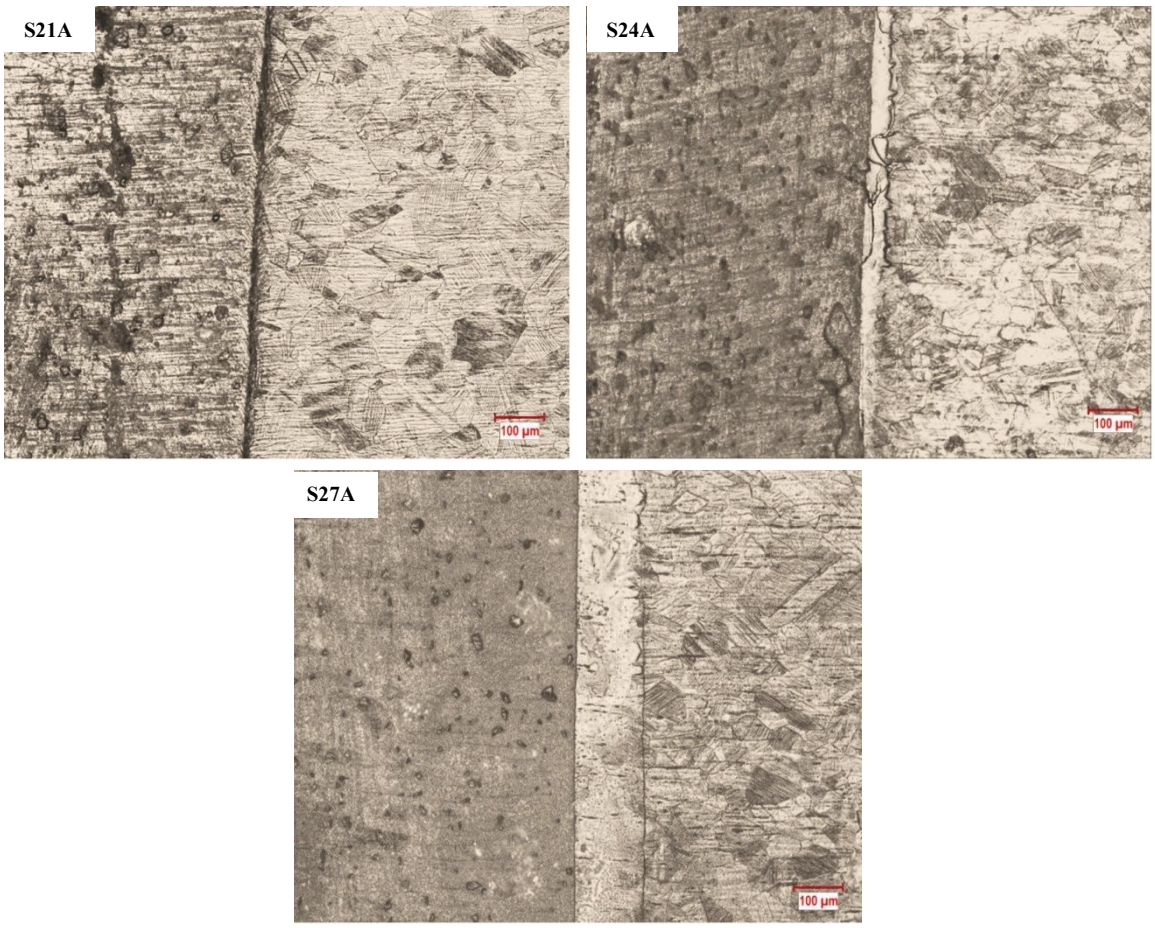
Şekil 5.26. S12A, S15A ve S18A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1700 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S19A, S22A, S25A, S21A, S24A ve S27A no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.27 ve 5.28' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde birleşme bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Birleşme arayüzeyinin her iki tarafında aşırı deformasyona uğramış bölge genişliğini artan sürtünme basıncına bağlı olarak arttığı görülmektedir. MMC tarafında artan sürtünme basıncına bağlı olarak ADB' de aşırı tane küçülme ve karbür yığılması gözlenirken AISI 304 tarfında termomekanik etki sonucu deformasyona uğramış bir bant görülmektedir.



Şekil 5.27. S19A, S22A ve S25A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S21A, S24A ve S27A no' lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme basıncına bağlı olarak bağlantının her iki tarafındaki ADB' sinde önemli değişim görülmektedir. Bir önceki grupla kıyaslandığında artan sürtünme süresinin bilhassa AISI 304 tarafında sıcaklık ve eksenel basıncın etkisiyle ADB' sinin genişlediği görülmektedir. 10 ve 15 MPa kullanılarak birleştirilen S24A ve S27A kaynaklı bağlantıların AISI 304 tarafında birleşme hattına bitişik ve paralel bir bandın varlığı görülmüş olup artan sürtünme basıncına bağlı olarak bu bandın genişlediği açıkça görülmektedir.



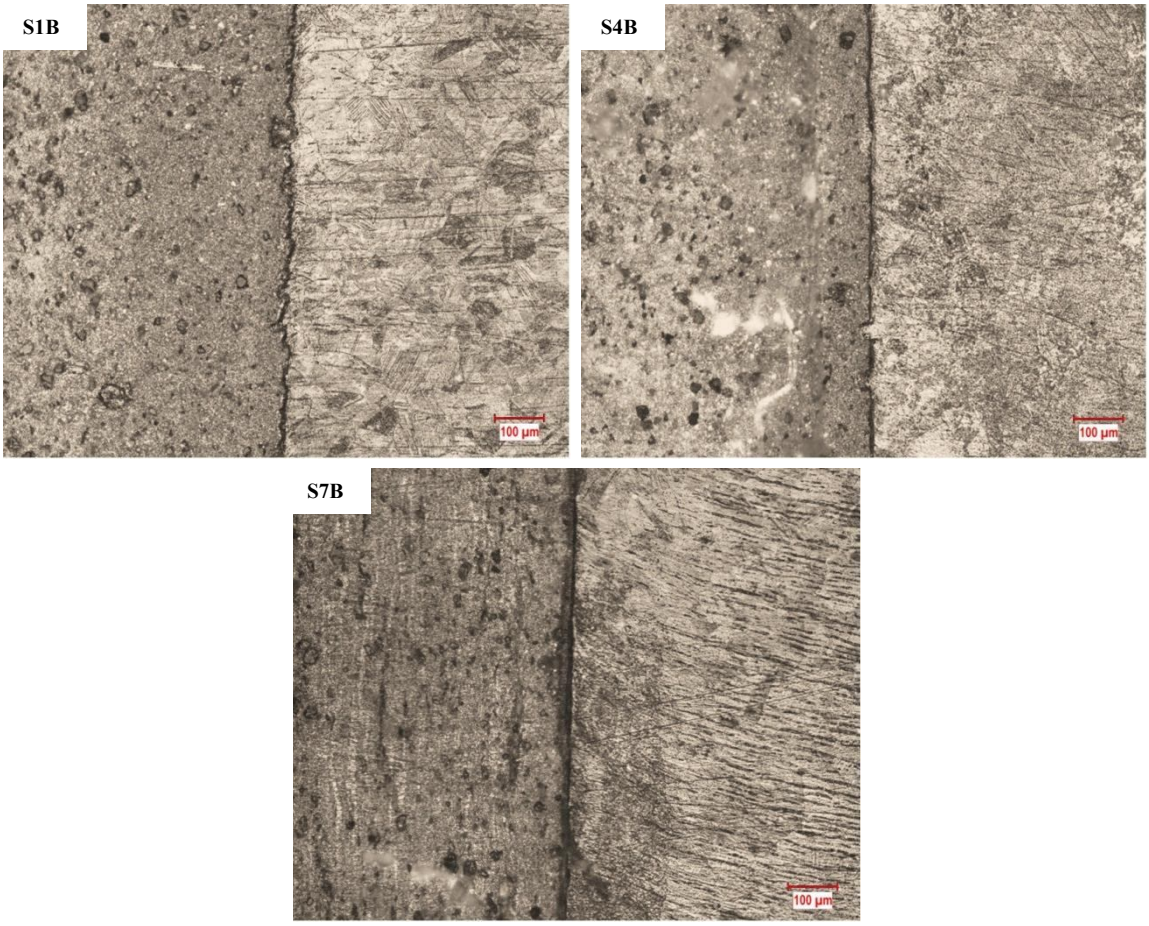
Şekil 5.28. S21A, S24A ve S27A no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

5.2.2. %10 SiC_p Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri

1300 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S1B, S4B, S7B, S3B, S6B ve S9B no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.29 ve 5.30' da verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan fotoğraflardan açıkça görüldüğü gibi bağlantı mukavemetini olumsuz etkileyecek çatlak, boşluk, ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. SiC_p takviye oranı %5 arttırılarak üretimi gerçekleştirilen MMC' lerin 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak yapılmış olunan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim temelde bir önceki seriyle benzerlik göstermektedir. Artan takviye oranının MMC' nin sertliğini arttırdığı bilinmektedir. Sertlikteki bu artış MMC' nin plastik şekil değiştirme davranışını düşürmesi sonucu birleşme arayüzeyinin AISI 304 tarafında eksenel basıncın deformasyon etkisi artan

sürtünme basıncına bağlı olarak arttığı görülmektedir. Ayrıca seçilen devir sayısı, sürtünme basıncı ve sürtünme süresinin seviyesi MMC yüzeyinde oluşan oksitleri temizleyip dışarı atacak derecede olması gerekir. Aksi takdirde bu oksit tabakası arayüzeyde birleşme mekanizmasını olumsuz etkileyeceği bilinmektedir.

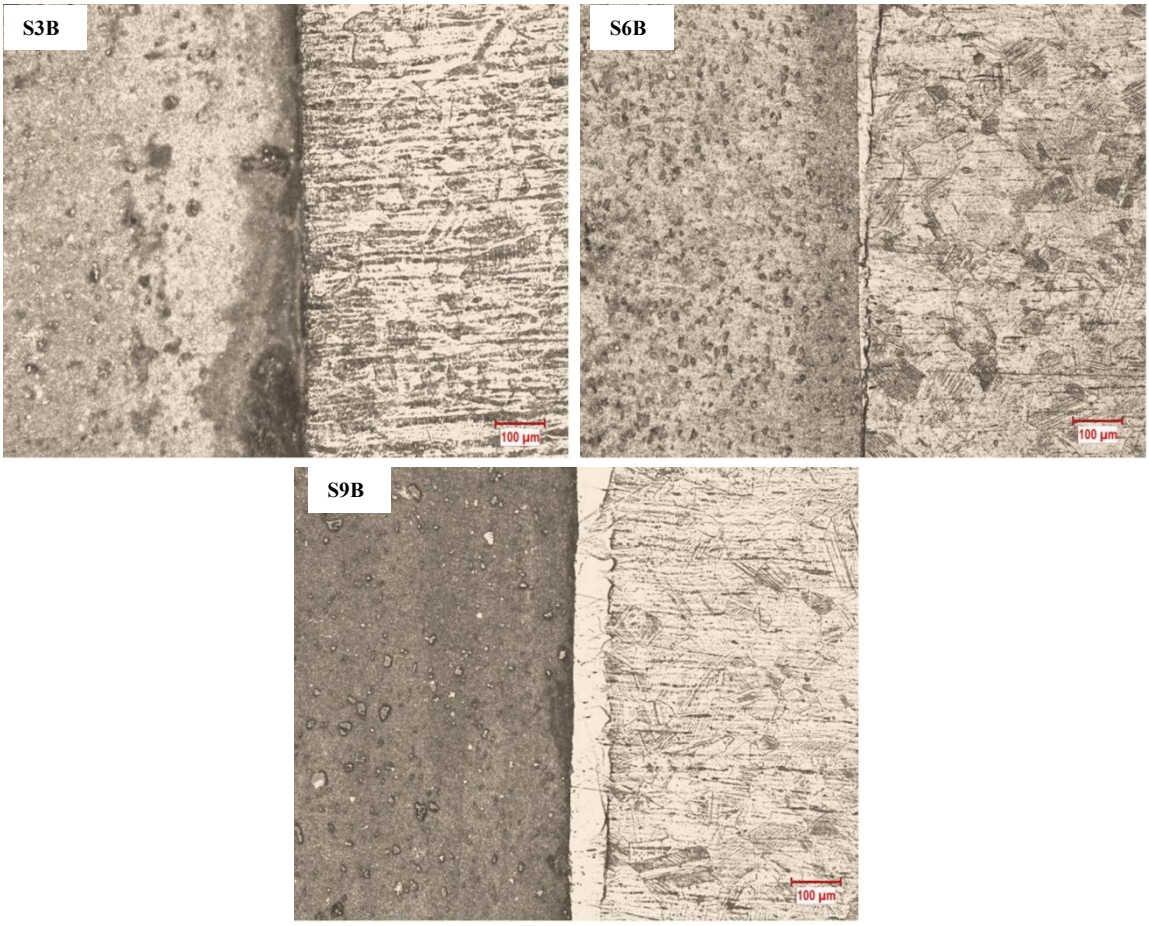
S1B, S4B ve S7B no' lu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflarda görüldüğü gibi artan SiC_p oranının arayüzeyde termo-mekanik etki sonucu MMC tarafında malzemenin yeterince viskoz hale gelme ve buna bağlı dışarı taşma eğilimini azaltmış olduğu, bu kaynaklı bağlantılara ait boyca kısalma ölçümleri göstermiştir.



Şekil 5.29. S1B, S4B ve S7B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S3B, S6B ve S9B no' lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeydeki sıcaklık artışı ile birlikte ekstrüzyon derecesinin artacağı ve bunun sonucu olarak da birleşme bölgesinin her iki tarafında termo-mekanik etki sonucu aşırı deforme olmuş ve yönlenmiş tanelerden oluşan bir yapıya sahip olduğu

görülmektedir. Bunun sebebi artan SiC_p oranına bağlı olarak malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneğinin düşmesi ve malzemenin yeterli viskoziteyi yakalamayıp tamamen arayüzeyden atılamamasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca bu numuneler bir önceki grupla kıyaslandığında artan sürtünme süresi ile arayüzeydeki ADB' nin daraldığı görülmektedir.

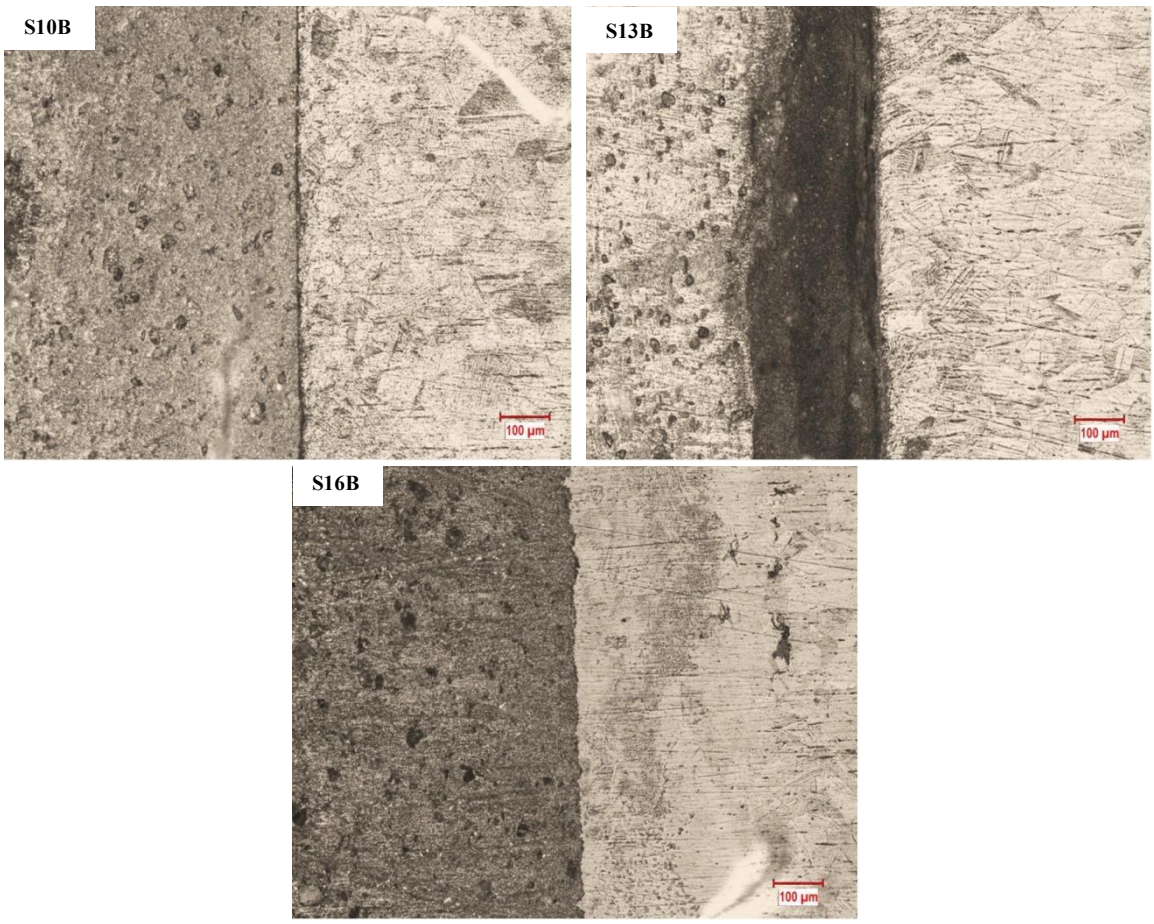


Şekil 5.30. S3B, S6B ve S9B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1500 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S10B, S13B, S16B, S12B, S15B ve S18B no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.31 ve 5.32' de verilmiştir.

Bu kaynaklı bağlantılara ait mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde artan sürtünme basıncına bağlı olarak MMC tarafında tane küçülme ve SiC_p yığılması AISI 304 tarafında ise şiddetli deformasyon etkisi sonucu oluşan bandın genişliğinin arttığı görülmektedir. Ayrıcı bir önceki numunelere ait optik fotoğraflar ile kıyaslandığında, düşük sürtünme

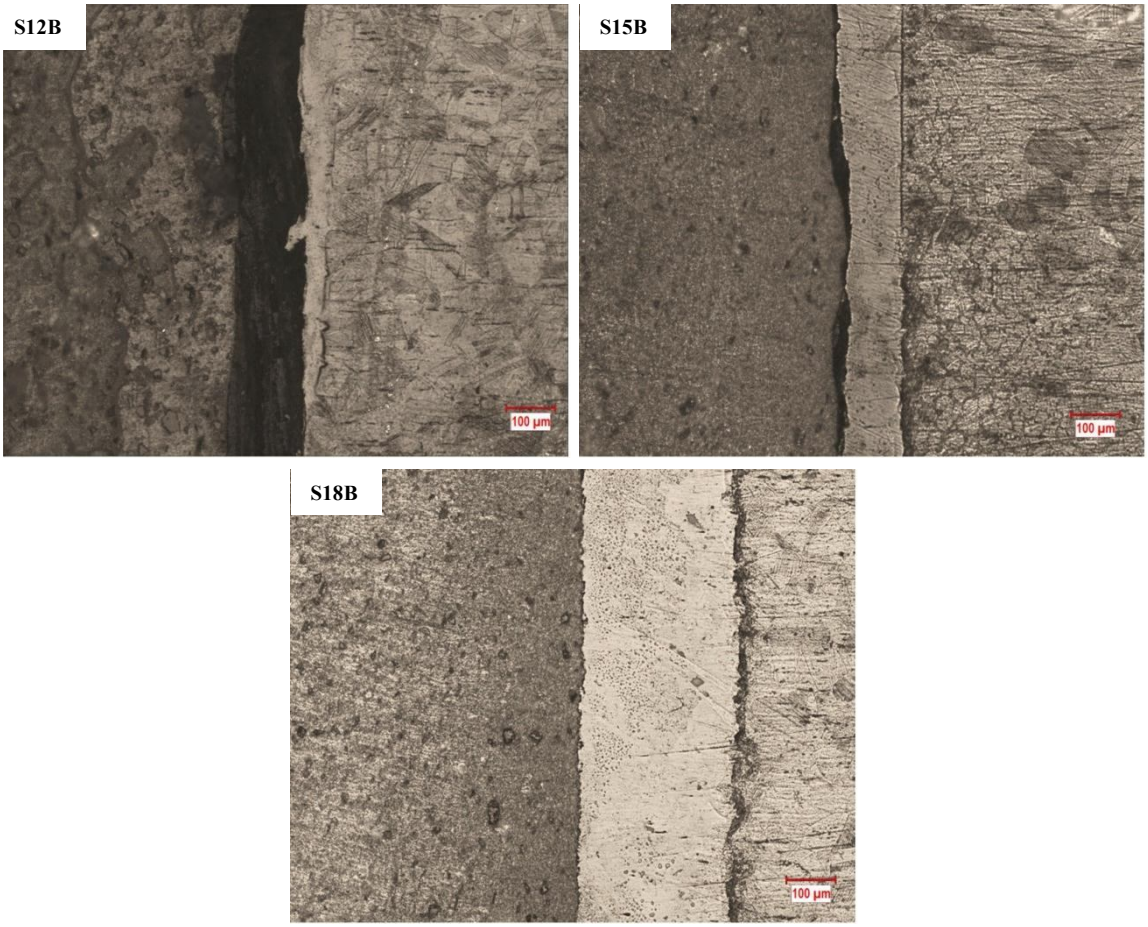
basıncı ve devir sayısı kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda arayüzeyde termomekanik etkisindeki malzemenin dışarı atılması için ulaşılan sıcaklık derecesi viskoplastik akma davranışını aşağı çekeceği gerçeği ve artan takviye oranında ADB' nin genişlemesine sebep olduğu açıkça görülmüştür. Literatürde birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim üzerinde en etkin parametrelerin sürtünme süresi ve sürtünme basıncının olduğu belirtmiştir. Yapılan incelemeler artan sürtünme süresi ve basıncına bağlı olarak ısıdan etkilenen bölgenin genişlemesinin arayüzeyde ulaşılan sıcaklık ve deformasyon derecesi ile ilişkilidir.



Şekil 5.31. S10B, S13B ve S16B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S12B, S15B ve S18B no' lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeydeki viskoz olan malzemenin dışarı atma eğilimini arttırmış ve metal matrisli kompozit tarafında ADB' nin daralmasına sebep olmuştur. Devir sayısının bu bölgelerden meydana gelen yapısal değişim üzerine önemli etkisi açıktır.

Arayüzeydeki sıcaklık artışı ile birlikte ekstrüzyon derecesinin artacağı bunun sonucu olarak da birleşme bölgesinde termomekanik etki sonucu aşırı deforme olmuş ve yönlenmiş tanelerden oluşan bir yapı ortaya çıkarmıştır. Bu durum yüksek sürtünme sürelerinde daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır.

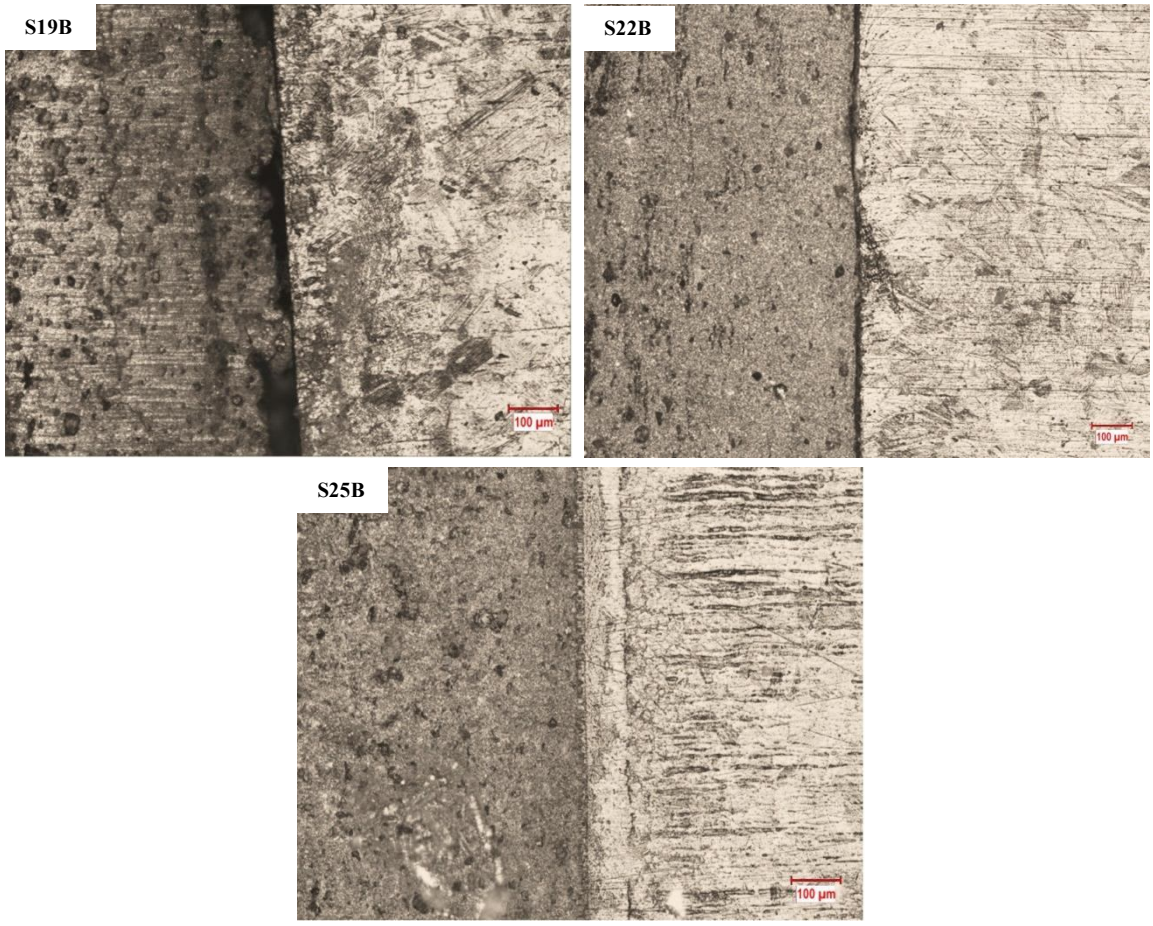


Şekil 5.32. S12B, S15B ve S18B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1700 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S19B, S22B, S25B, S21B, S24B ve S27B no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.33 ve 5.34' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflardan da açıkça görüldüğü gibi artan devir sayısına bağlı olarak birleşme arayüzeyinde plastik deformasyon için gerekli olan sıcaklığa çıkma süresini düşürmekle birlikte arayüzeyin sıcaklık etkisinde kalma süresini de arttırmaktadır.

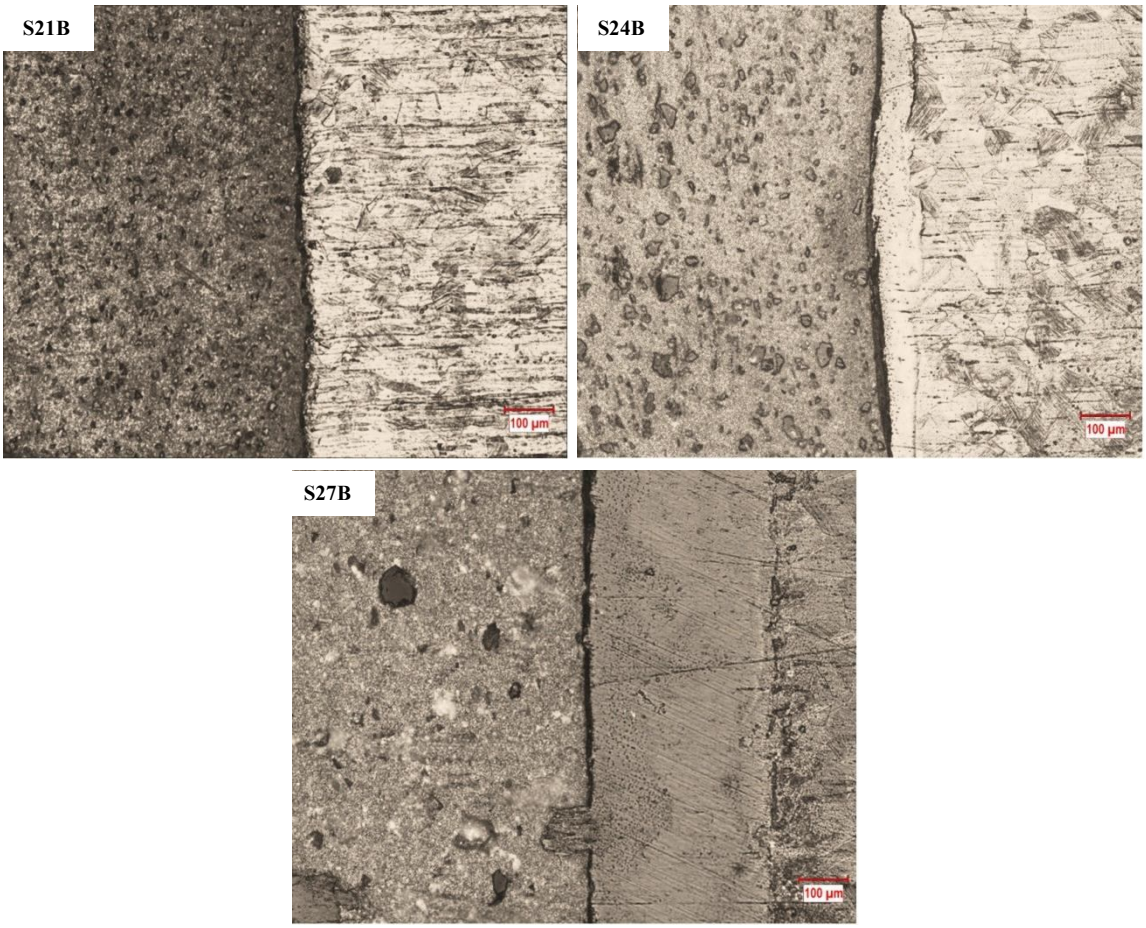
Bu durum, MMC tarafında dışarı taşan malzeme miktarında artış, östenitik paslanmaz çelik tarafında ise ısıdan etkilenen bölgenin genişlemesine sebep olduğu görülmektedir. Ayrıca, artan sürtünme basıncı arttırılarak birleştirilen S19B, S22B ve

S25B no’ lu kaynaklı bağlantılar arayüzeyinden alınan fotoğraflar incelendiğinde, sürtünme basıncının birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim üzerine önemli etkiye sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 5.33. S19B, S22B ve S25B no’ lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

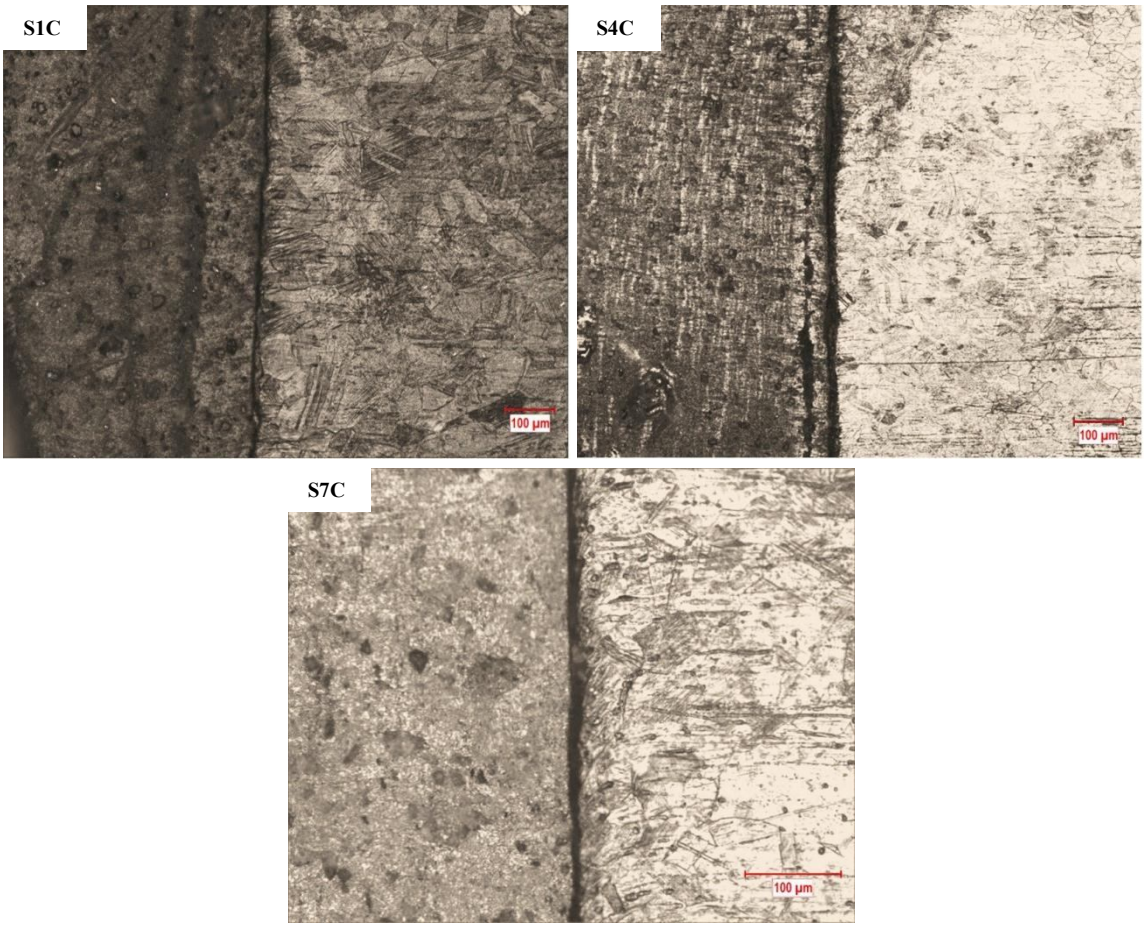
Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S21B, S24B ve S27B no’ lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme basıncına bağlı olarak bağlantının her iki tarafında önemli yapısal değişimin olduğu açıkça görülmektedir. Bu değişim, MMC tarafında tane küçülme ve karbür yığılması AISI 304 tarfında ise şiddetli deformasyon etkisi sonucu oluşan bandın genişliğindeki artış olarak kaydedilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılar üzerinde alınan fotoğraflar bir önceki seriyle kıyaslandığında, artan sürtünme süresinin kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinin MMC tarafında ADB’ de daralma, östenitik paslanmaz çelik tarafında ise genişlemesine sebep olduğu açıktır.



Şekil 5.34. S21B, S24B ve S27B no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

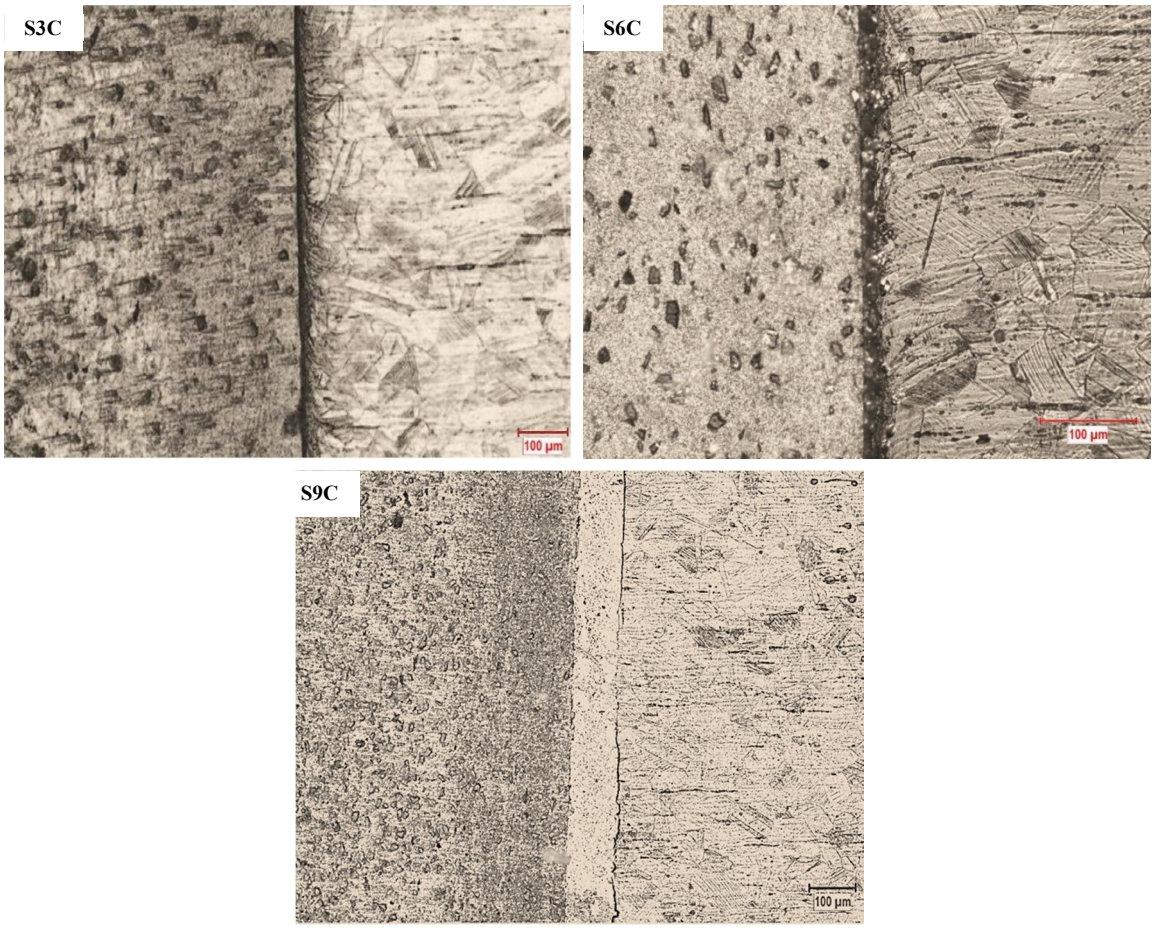
5.2.3. %15 SiC_p Takviyeli Sürtünme Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Analizleri

1300 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S1C, S4C, S7C, S3C, S6C ve S9C no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.35 ve 56.36' da verilmiştir. Fotoğraflardan da açıkça görüldüğü gibi 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1C, S4C ve S7C no' lu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim önemli farklılık göstermemektedir. Takviye oranının artmasıyla birlikte MMC' nin sertliğindeki artış plastik şekil değiştirme yeteneğini düşürdüğü bilinmektedir. Düşük devir sayısı ve sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda, artan takviye oranının birleşme bölgesinde ulaşılan sıcaklık derecesi ve deformasyon derecesini düşürmesi sonucu hem MMC hem de AISI 304 tarfında önemli yapısal değişim gözlenmemiştir. Bu kaynaklı bağlantılara uygulanan bindirme kayma testi sonrasında elde edilen sonuçlar yetersiz bir bağlanmanın olduğunu göstermiştir.



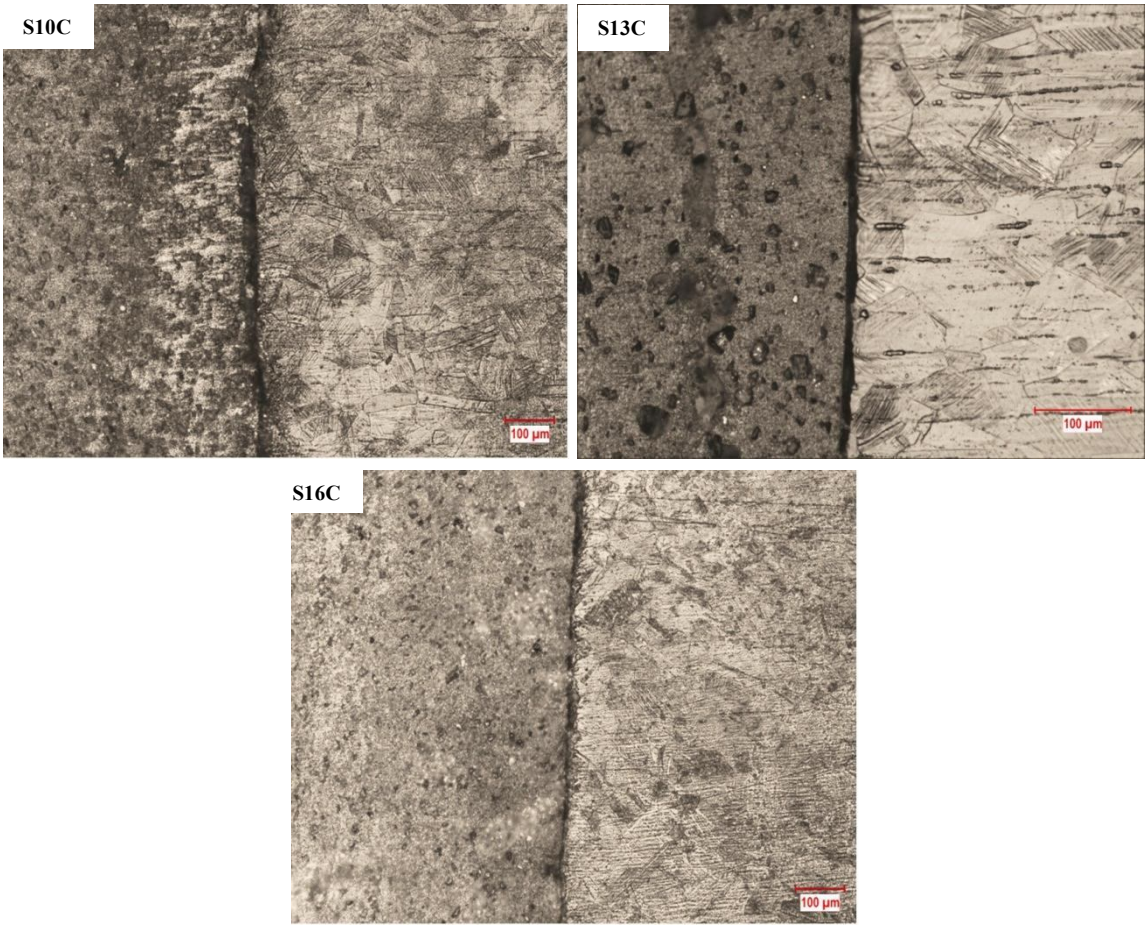
Şekil 5.35. S1C, S4C ve S7C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S3C, S6C ve S9C no' lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, birleşme bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmüş olup, sürtünme süresinin artması ile düzensizliklerin elimine edildiği tespit edilmiştir. Artan sürtünme basıncına bağlı olarak MMC tarafının ADB bölgesinde tane küçülme ve karbür yığılması AISI 304 tarafında ise şiddetli deformasyon etkisi olduğu gözlenmiştir. Bunun temel nedeni artan sürtünme süresi ve sürtünme basıncına bağlı olarak termomekanik etki derecesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



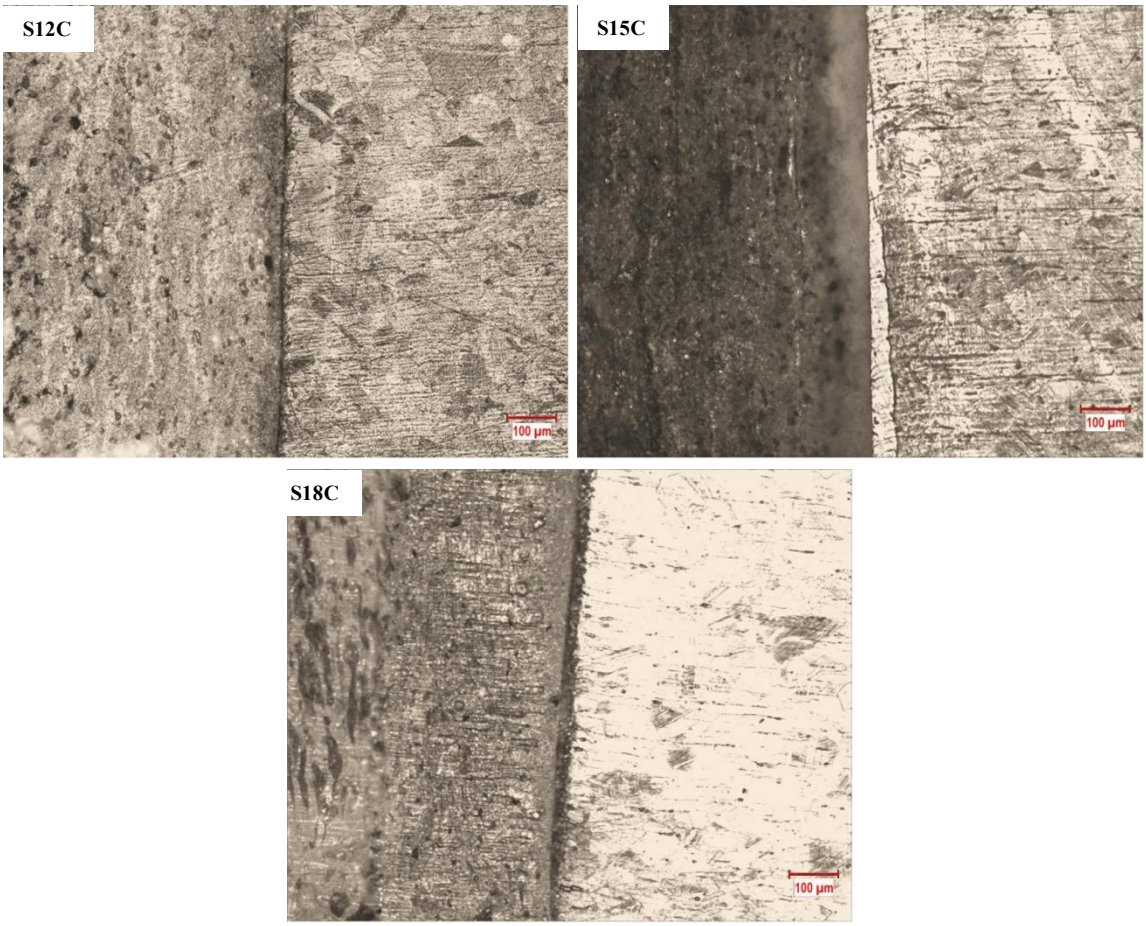
Şekil 5.36. S3C, S6C ve S9C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1500 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S10C, S13C, S16C, S12C, S15C ve S18C no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.37 ve 5.38' de verilmiştir. %15 SiC_p takviyeli bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflardan da görüldüğü gibi artan devir sayısı arayüzeydeki malzemenin viskoz hale gelme ve bu malzemenin dışarı atma eğilimini arttırmış ve metal matrisli kompozit tarafında DB 'nin daralmasına sebep olduğu görülmektedir. Devir sayısının birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim üzerine önemli etkisi olduğu açıktır. Arayüzeydeki sıcaklık artışı ile birlikte ekstrüzyon derecesinin artacağı bunun sonucu olarak da birleşme bölgesinde termomekanik etki sonucu aşırı deforme olmuş ve yönlenmiş tanelerden oluşan bir yapı ortaya çıkmaktadır. Bu durum yüksek sürtünme sürelerinde daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. Ancak, artan takviye oranının arayüzeyden malzemenin dışarı atılmasında viskozitesini düşürdüğü gerçeğini bu kaynaklı bağlantılar üzerinde kaydedilen boyca kısalma miktarları doğrulamaktadır.



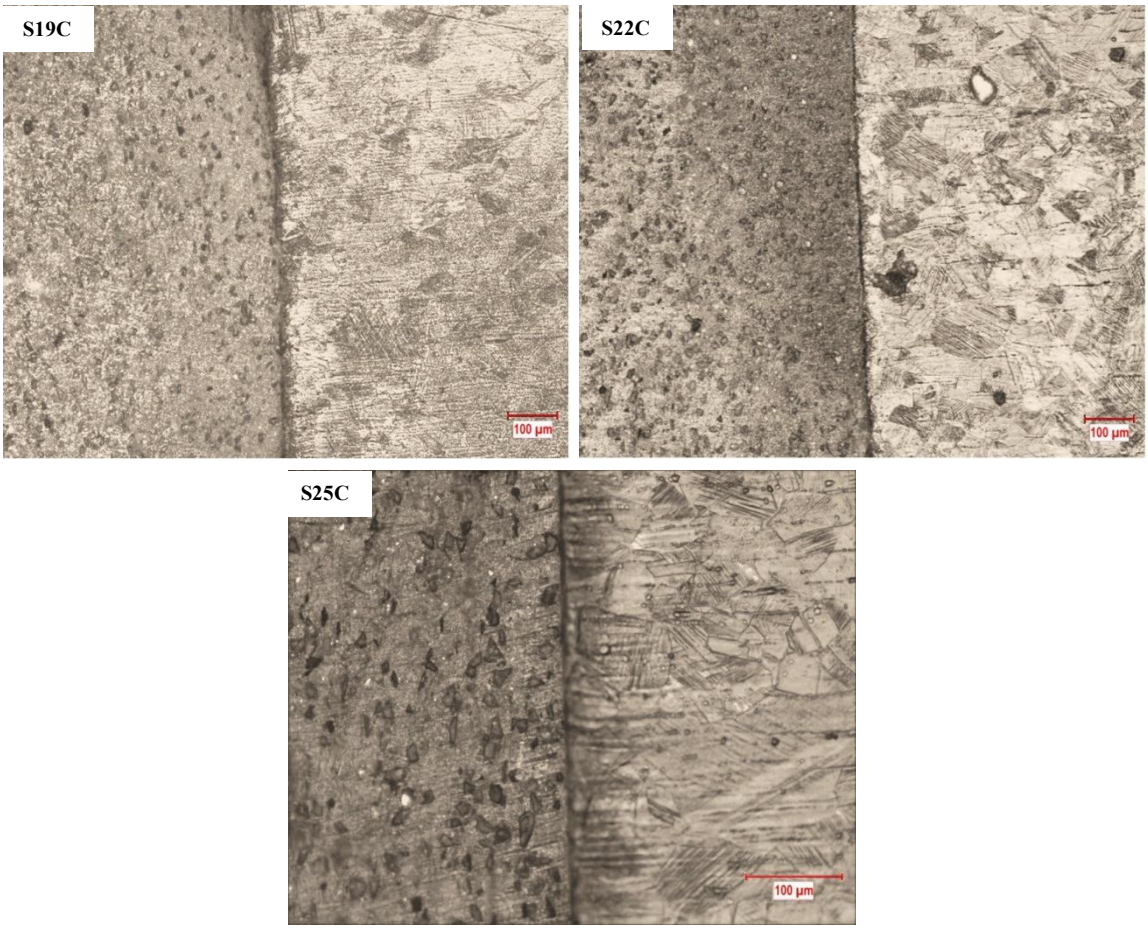
Şekil 5.37. S10C, S13C ve S16C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 10 s arttırılarak birleştirilen S12C, S15C ve S18C no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, sürtünme süresinin birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim üzerine önemli etkiye sahip olduğu görülmektedir. Ancak, bu kaynaklı bağlantılar %5 ve %10 SiC_p takviyeli kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında gerek arayüzeyde meydana gelen değişim gerekse dışarı taşan malzemenin taşma rejiminde farklılık görülmektedir. Bunun sebebi artan SiC_p oranına bağlı olarak malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneğinin düşmesi ve malzemenin yeterli viskoziteyi yakalamayıp tamamen arayüzeyden atılamamasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca bu numuneler bir önceki grupla kıyaslandığında artan sürtünme süresi ile arayüzeydeki ADB' nin daraldığı görülmektedir.



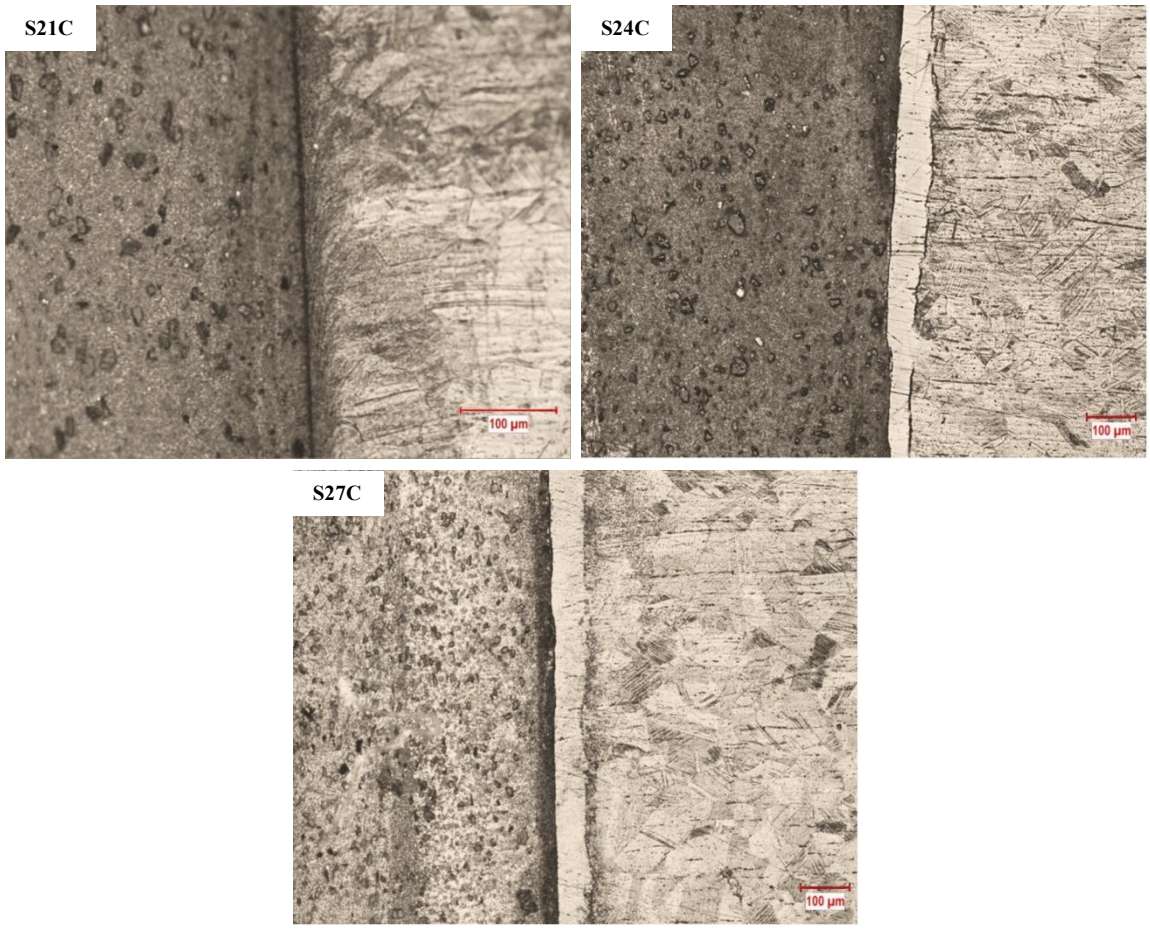
Şekil 5.38. S12C, S15C ve S18C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

1700 dev/dak 10 ve 20 s sürtünme süresi ve 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S19C, S22C, S25C, S21C, S24C ve S27C no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası arayüzey mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.39 ve 5.40' da verilmiştir. Sürtünme basıncı kademeli arttırılarak birleştirilen S19C, S22C ve S25C no' lu kaynaklı bağlantılar üzerinde alınan mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, birleşme arayüzeyinde bağlantı mukavemetini olumsuz etkileyecek çatlak, boşluk, ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde artan sürtünme basıncına bağlı olarak yeterli deformasyonun olmadığı açıktır. Bunun sebebi, düşük sürtünme sürelerinde plastik deformasyon için gerekli sıcaklığa ulaşılmadığı bundan dolayı malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneğinin düşmesi ve malzemenin yeterli viskoziteyi yakalamayıp tamamen arayüzeyden atılamamasından kaynaklanmaktadır.



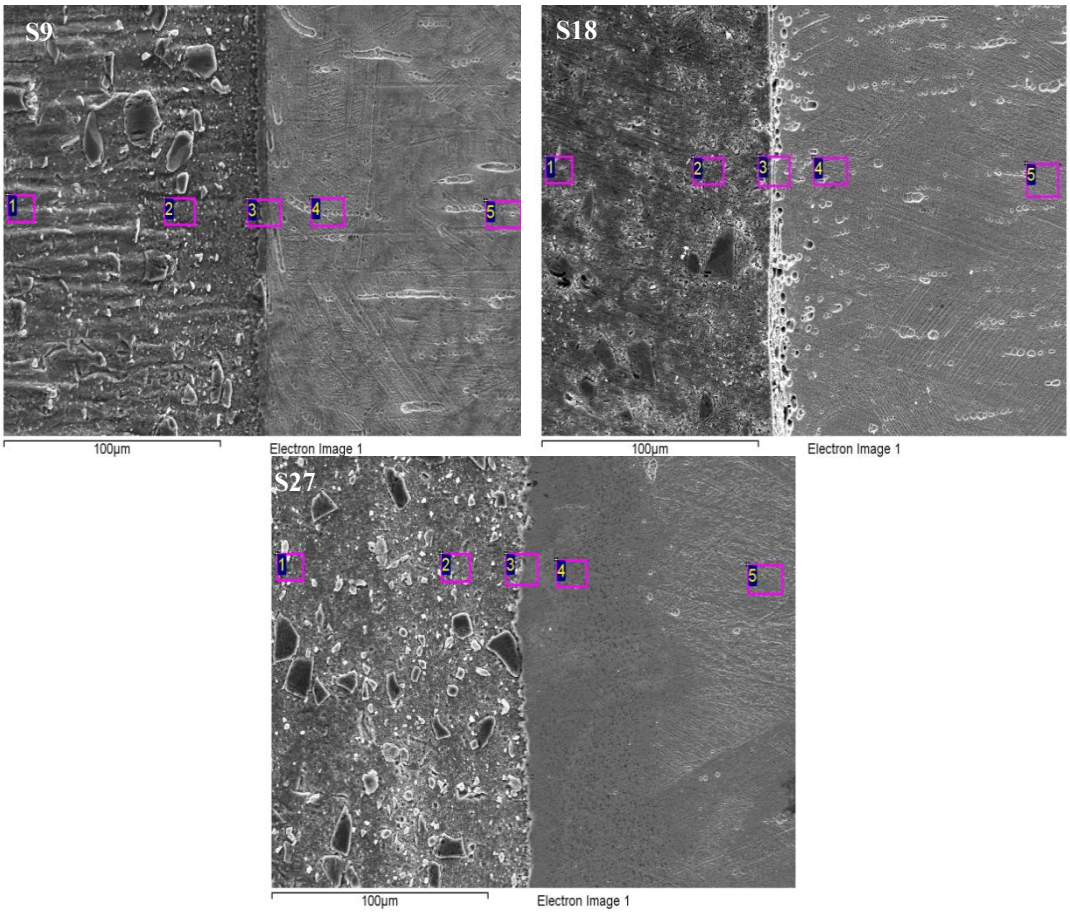
Şekil 5.39. S19C, S22C ve S25C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

Sürtünme süresi 20 s kullanılarak birleştirilen S21C, S24C ve S27C no' lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, artan sürtünme basıncına bağlı olarak birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişimin arttığı görülmektedir. Bu değişim bilhassa AISI 304 tarafında termo-mekanik etki sonucu meydana gelen bandın genişliğindeki artış olarak kaydedilmiştir. 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılar 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen numuneler ile kıyaslandığında, sürtünme süresinin arayüzeyde malzemenin dışarı taşma rejimini üzerinde olumlu etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara uygulanan bindirme kayma test sonuçlarında elde edilen iyileşmeler bu sonucu doğrulamaktadır.



Şekil 5.40. S21C, S24C ve S27C no' lu numunelerin arayüzeyden alınan mikroyapı görüntüleri

5.2.4. Kaynaklı Bağlantıların EDS ve X-Ray Analizleri



Şekil 5.41. %15 SiC_p takviyeli S9, S18 ve S27 no' lu numunelerin arayüzeyden alınan SEM görüntüleri

%15 SiC_p takviyeli S9, S18 ve S27 kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 5.10' da, bu numunelere ait arayüzeyden alınan SEM fotoğrafları da Şekil 5.41' de verilmiştir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; MMC tarafında kısmen dönüşüme uğrayan bölgede krom ve nikel miktarı yükselmiştir.100µm' luk mesafede metal matrisli kompozitten, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzemesine doğru karbon ve silisyum karbür elementi geçişi meydana gelirken, aynı mesafede AISI 304 östenitik paslanmaz çelikten metal matrisli kompozite doğru beklendiği gibi krom ve nikel elementi geçişi meydana gelmiştir.

Tablo 5.10. %15 SiC_p takviyeli S9, S18 ve S27 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS sonuçları

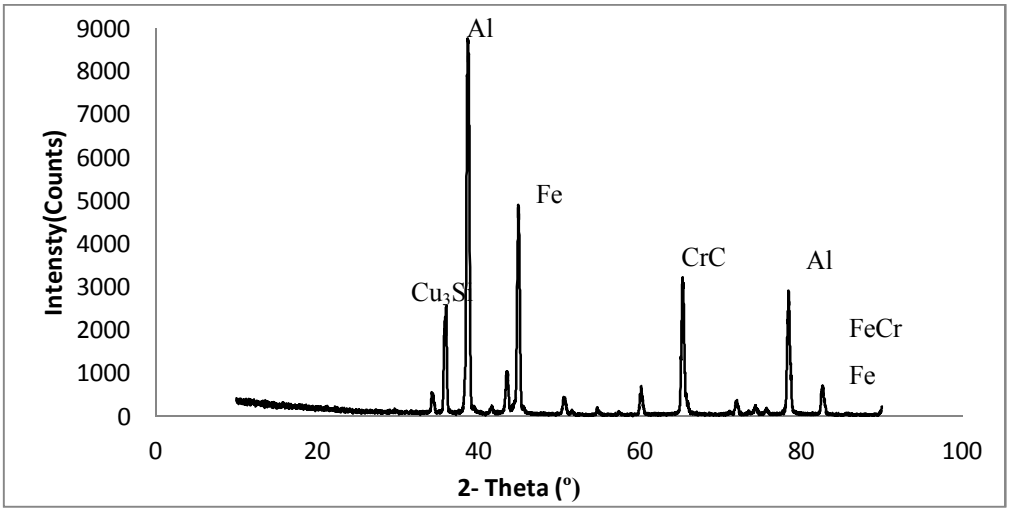
Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)							
		Al	Si	Cu	C	Cr	Mn	Ni	Fe
S9	1. Bölge	92.15	2.47	2.59	2.79	-	-	-	-
	2. Bölge	92.08	2.69	2.75	2.48	-	-	-	-
	3. Bölge	26.64	4.11	1.55	2.7	11.45	0.89	4.58	48.08
	4. Bölge	-	1.45	-	0.68	16.7	1.38	6.51	73.78
	5. Bölge	-	1.33	-	0.53	17.29	1.37	6.3	73.1
S18	1. Bölge	92.9	2.93	2.71	2.17	-	-	-	-
	2. Bölge	90.98	5.63	2.52	2.87	-	-	-	-
	3. Bölge	15.49	1.42	1.36	2.71	13.94	1.16	5.06	58.86
	4. Bölge	-	1.43	-	0.54	17.02	1.44	6.08	73.5
	5. Bölge	-	1.29	-	0.43	17.52	1.31	6.49	72.96
S27	1. Bölge	91.85	2.96	2.61	2.58	-	-	-	-
	2. Bölge	92.73	3.16	1.69	2.42	-	-	-	-
	3. Bölge	28.31	1.09	3.27	2.54	8.89	0.73	3.14	52.03
	4. Bölge	-	1.35	-	0.66	14.81	1.28	5.5	76.5
	5. Bölge	-	1.12	-	0.45	15.25	1.34	5.37	76.47

Bunun nedeni; arayüzeyde viskoplastik davranış kazanan malzemenin mekanik karışmasından kaynaklanmaktadır. 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen 1700 devir sayısı ile birleştirilen S27 no' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinde karbon, silisyum' un geçiş oranları; 1300-1500 devir sayısı ile birleştirilen S9 ve S18 no' lu numunelere göre daha fazla artmaktadır. Bu fark, devir sayısına bağlı olarak arayüzeyin ısının tesiri altında kalma süresini artırmasının bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır.

S10, S21 ve S25 no' lu numunelerin birleşme ara bölgesinde oluşan fazları ve bileşikleri tespit etmek amacıyla yapılan X- Işını analiz grafikleri Şekil 5.42-5.44' de, oluşan faz ve bileşikler de Tablo 5.11, 5.12 ve 5.13' de görülmektedir. X-ışını analizinde; Cu_3Si, CrC, FeCr, Cu_3Al_2 ve Cu_9Al_4 bileşikleri saptanmıştır**.**

Tablo 5.11. %15 SiC_p takviyeli S10 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

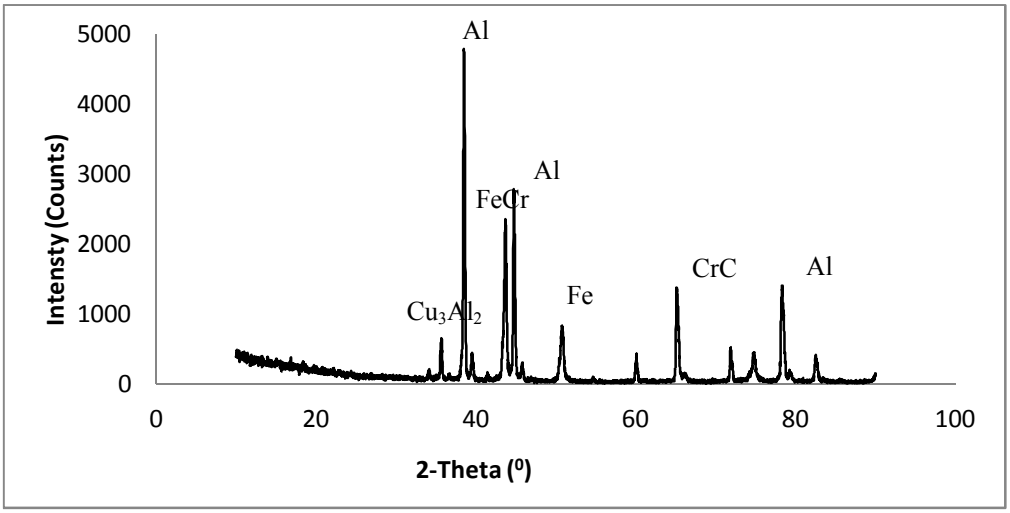
X-Ray Değerleri		
2 Theta (°)	**Intensty(Count)**	**Faz**
35.86	2573	Cu_3Si
65.26	3150	CrC
82.42	560	FeCr



Şekil 5.42. %15 SiC_p takviyeli S10 numunesinin X-Işını analiz grafiği

Tablo 5.12. %15 SiC_p takviyeli S21 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

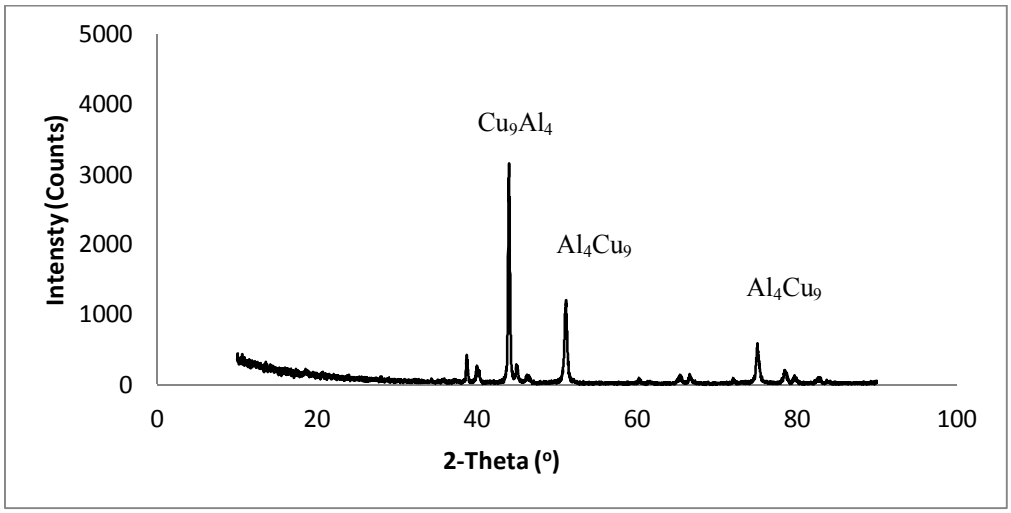
X-Ray Değerleri		
2 Theta (°)	**Intensty(Count)**	**Faz**
35.62	561	Cu_3Al_2
43.64	2226	FeCr
65.10	1376	CrC



Şekil 5.43. %15 SiC_p takviyeli S21 numunesinin X-Işını analiz grafiği

Tablo 5.13. %15 SiC_p takviyeli S25 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

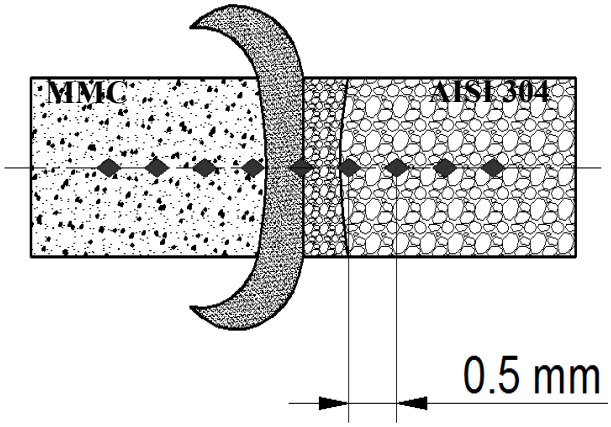
X-Ray Değerleri		
2 Theta (°)	**Intensty(Count)**	**Faz**
44	3150	Cu_9Al_4
51.10	1206	Al_4Cu_9
75	556	Al_4Cu_9



Şekil 5.44. %15 SiC_p takviyeli S25 numunesinin X-Işını analiz grafiği

5.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi

Üç farklı SiC_p takviye oranı kullanılarak üretilmiş metal matrisli kompozit ile AISI 304 östenitik paslanmaz çeliğin sürtünme kaynağı ile birleştirilmesinde üç farklı devir sayısı ve sabit sürtünme süresi ve sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların birleşme merkezinden ana metale doğru 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları Şekil 5.45' de şematik resmi verilmiştir. Kaynaklı bağlantıların arayüzey sertlik değerlerine bakıldığında sertlik dağılımının farklı bölgelerde değiştiği görülmektedir. Birleşme bölgesinde değişim gösteren ölçüm sonuçlarının ana malzemeye ulaştığında esas malzemenin sertlik değerlerine yakın sonuçlar elde edilmiştir.



Şekil 5.45. Kaynaklı bağlantıların mikrosertlik analizin şematik resmi

5.3.1. %5 SiC_p Takviye Oranı ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik İncelemeleri

1300, 1500 ve 1700 dev/dak devir sayısı, 10 ve 20 s sürtünme süresi, 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı ve %5 SiC_p takviye oranı kullanılarak birleştirilen kaynaklı numunelere ait grafikleri Şekil 5.46-5.48' de sırasıyla verilmiştir. Mikrosertlik ölçüm sonuçları Tablo 5.14 esas alınarak değerlendirilmiştir.

1300 dev/ dak devir sayısı ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1A, S4A ve S7A no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.46.a' da verilmiştir. Sertlik dağılım grafiğinden açıkça görüldüğü gibi en yüksek sertlik kaynak arayüzeyinin her iki tarafından maksimumdan başlayıp esas metale doğru düşüş

sergilediği görülmektedir. Ayrıca artan sürtünme basıncına bağlı olarak bu bölgelerdeki sertlik artmıştır.

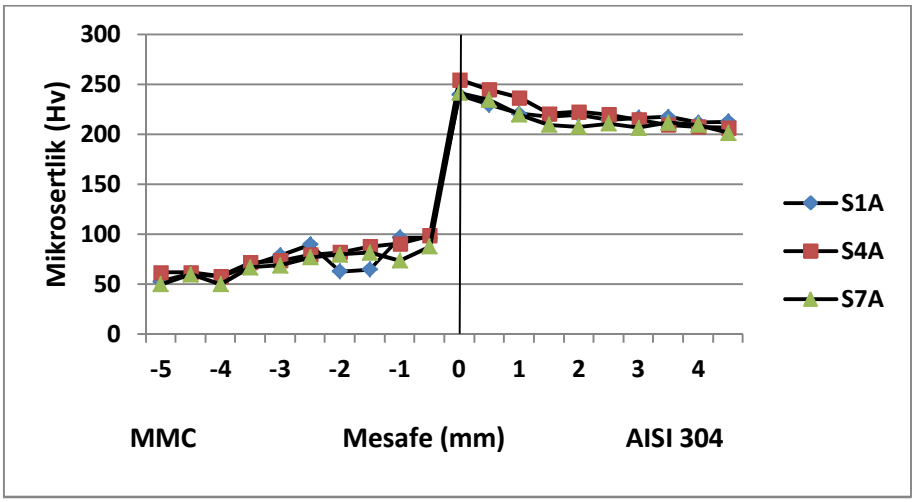
1300 dev/dak devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3A, S6A ve S9A no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.46.b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik profilleri incelendiğinde, bütün numunelerde elde edilen sertlik profili benzerlik göstermektedir.

Tablo. 5.14. %5 SiC_p takviye oranı ile birleştirilen numunelerde kullanılan kaynak parametreleri

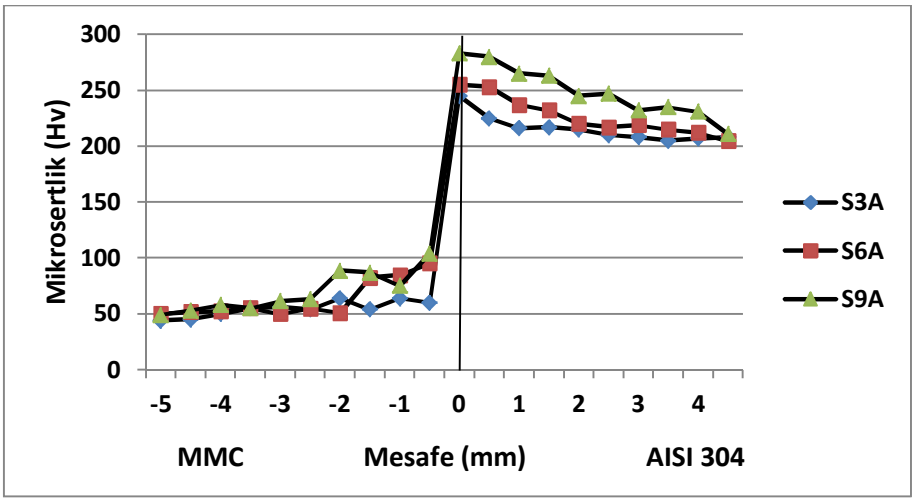
Numune No	Takviye Oranı (% SiC_p)	Parametreler		
		Devir Sayısı (dev/dak)	Sürtünme Süresi (s)	Sürtünme Basıncı (Mpa)
S1A	%5	1300	10	5
S4A				10
S7A				15
S3A			20	5
S6A				10
S9A				15
S10A		1500	10	5
S13A				10
S16A				15
S12A			20	5
S15A				10
S18A				15
S19A		1700	10	5
S22A				10
S25A				15
S21A			20	5
S24A				10
S27A				15

Sürtünme kaynaklı bağlantıların mikrosertlik dağılımı literatüre uygun olarak iki bölgede değişmektedir. Bu bölgeler deformasyona uğramış bölge ve aşırı deformasyona uğramış bölge olarak adlandırılmaktadır. Sertlik dağılımı, kaynak arayüzeyine yakın DB ve ADB' de yükseldiği ve daha sonra düşüş sergileyerek esas metal sertlik değerine ulaştığı görülmektedir. AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında termo-mekanik etki

sonucu deformasyon sertleşmesi gösteren bir bandın varlığı bu kaynaklı bağlantıya ait arayüzey mikroyapı analizinde tespit edilmişti. Aynı şekilde MMC tarafında birleşme arayüzeyine bitişik, termomekanik etki sonucu sertleşen ve karbür yığılmasının artmış olduğu bölge arayüzey SEM analiz fotoğraflarında belirlenmiştir. Elde edilen sertlik değerleri kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim ile paralellik göstermektedir. En yüksek mikrosertlik değeri AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında 283 Hv, MMC tarafında ise 104 Hv olarak kaydedilmiştir. Sonuçlardan da açıkça görüldüğü gibi artan sürtünme süresine bağlı olarak birleşme arayüzeyindeki sertlikte artış kaydedilmiştir.



a)

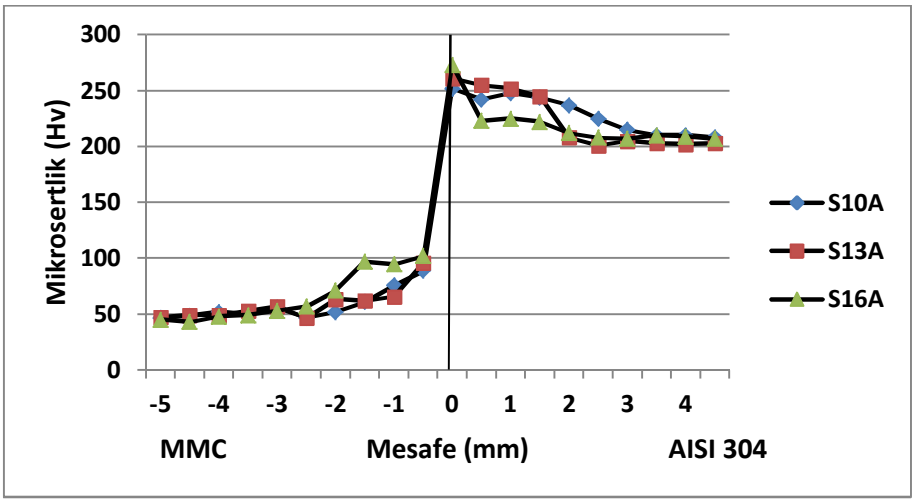


b)

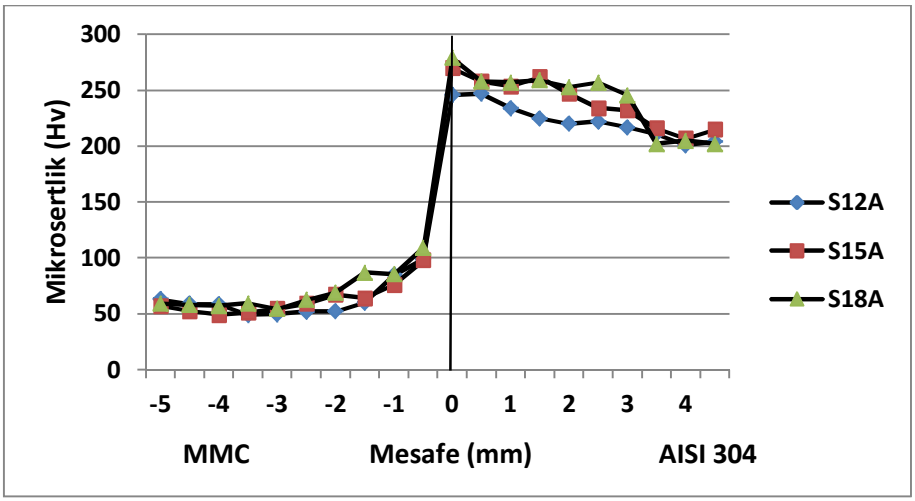
Şekil 5.46. 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1A, S4A ve S7A no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3A, S6A ve S9A no' lu numuneler

1500 dev/dak devir sayısı ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10A, S13A ve S16A no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.47.a' da verilmiştir. Artan devir sayısına bağlı olarak sertliğin arttığı görülmektedir. Bu artış artan arayüzey sıcaklığı ve şiddetli deformasyon derecesinde kaynaklanmaktadır.

1500 dev/dak devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3A, S6A ve S9A no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.47.b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik profilleri incelendiğinde, artan sürtünme süresine bağlı olarak sertlikte artış kaydedilmiştir. Ayrıca AISI 304 tarafında sertlik değişimi aralığı genişlemiştir.



a)

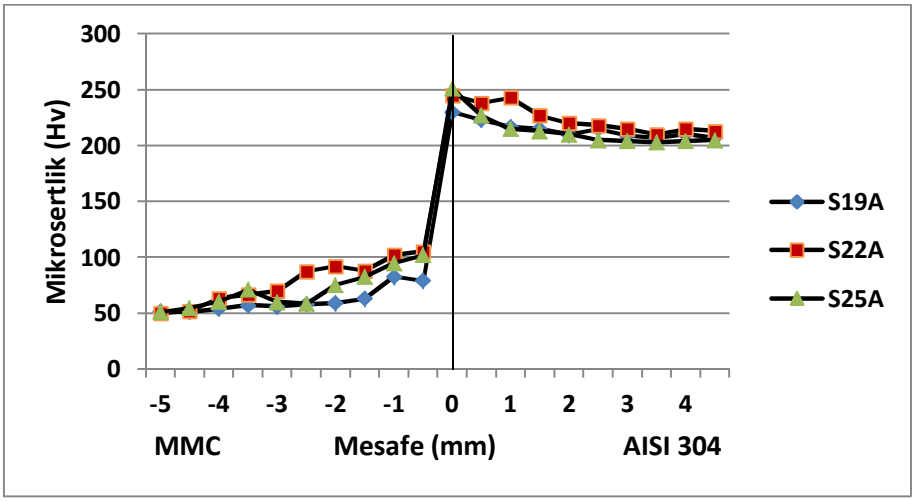


b)

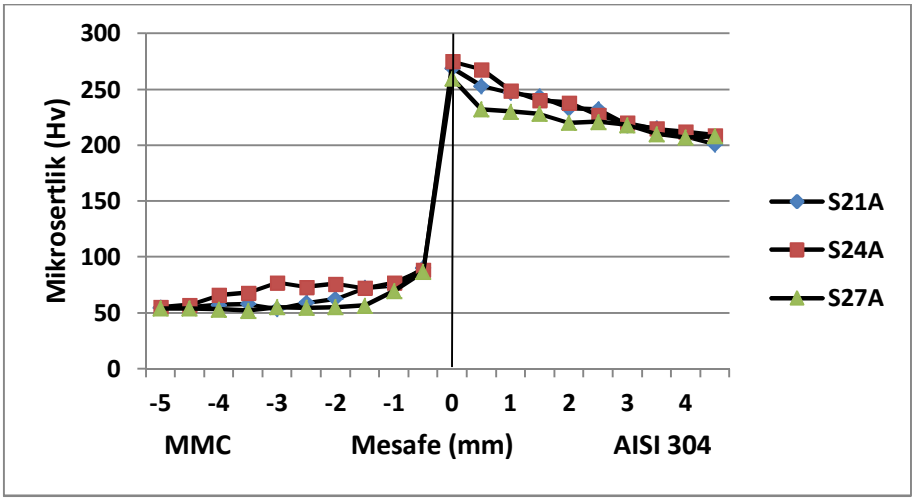
Şekil 5.47. 1500 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10A, S13A ve S16A no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S12A, S15A ve S18A no' lu numuneler

1700 dev/dak devir sayısı ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19A, S22A ve S25A no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.48 a' da verilmiştir. Sertlik grafiklerinde açıkça görüldüğü gibi 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların arayüzeyinin her iki tarafında önemli bir sertlik değişimi görülmemektedir.

1700 dev/dak devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S21A, S24A ve S27A no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.48.b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik profilleri incelendiğinde, sürtünme süresinin birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim üzerine önemli etkiye sahip olduğu görülmektedir.



a)



b)

Şekil 5.48. 1700 dev/dak devir kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19A, S22A ve S25A no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S21A, S24A ve S27A no' lu numuneler

5.3.2. %10 SiC_p Takviye Oranı ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik İncelemeleri

1300, 1500 ve 1700 dev/dak devir sayısı, 10 ve 20 s sürtünme süresi, 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı ve %10 SiC_p takviye oranı kullanılarak birleştirilen kaynaklı numunelere ait mikrosertlik ölçüm sonuçları Tablo 5.15' de, sertlik grafikleri ise Şekil 5.49-5.51' de sırasıyla verilmiştir.

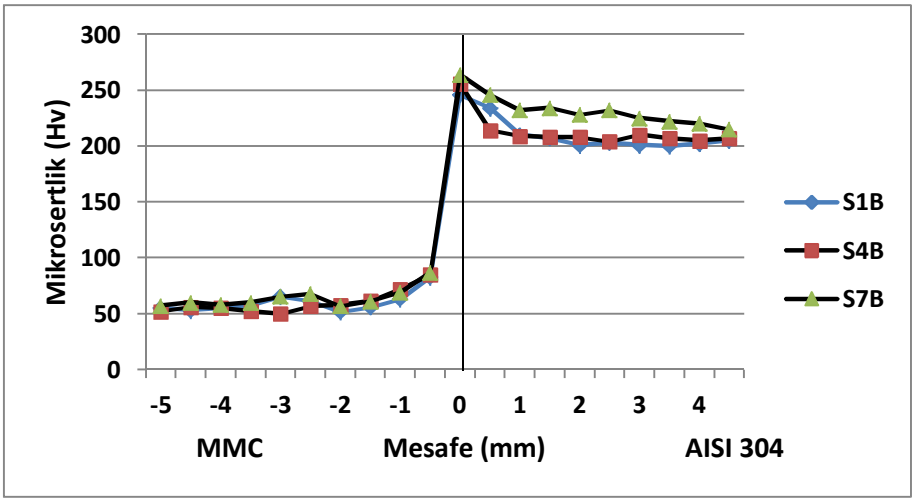
Tablo 5.15. %10 SiC_p takviye oranı ile birleştirilen numunelerde kullanılan kaynak parametreleri

Numune No	Takviye oranı (% SiC_p)	Parametreler		
		Devir Sayısı (dev/dak)	Sürtünme Süresi (s)	Sürtünme Basıncı (Mpa)
S1B	%10	1300	10	5
S4B				10
S7B				15
S3B			20	5
S6B				10
S9B				15
S10B		1500	10	5
S13B				10
S16B				15
S12B			20	5
S15B				10
S18B				15
S19B		1700	10	5
S22B				10
S25B				15
S21B			20	5
S24B				10
S27B				15

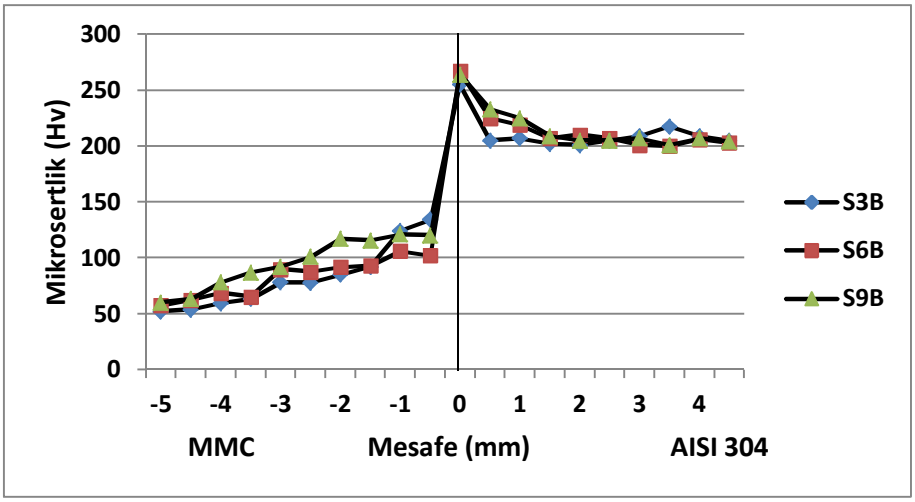
1300 dev/dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1B, S4B ve S7B no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.49.a' da verilmiştir. Mikrosertlik profilleri incelendiğinde, en yüksek sertlik değerinin kaynak arayüzeyinden ölçüldüğü ve esas metale doğru düşüş sergilediği görülmektedir. Ayrıca

artan sürtünme basıncına bağlı olarak numuneler üzerinden ölçülen mikrosertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. Bununla birlikte bir önceki grupta bulunan %5 SiC_p takviyeli kaynaklı bağlantılar ile kıyaslandığında artan takviye oranına bağlı olarak MMC tarafında mikrosertlik değerlerinin arttığı, AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında ise sertlik değerlerinde önemli oranda bir değişiklik olmadığı görülmektedir. N. Özdemir (2007) yapmış olduğu çalışmada, kompozit malzemelerin mikrosertlik değerlerindeki artışın bağlantı arayüzeyindeki SiC_p oranındaki artış ve plastik deformasyonundan kaynaklandığını bildirmiştir. Bu nedenle bu kaynaklı bağlantılarda artan SiC_p oranı sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur.

1300 dev/dak devir sayısı, 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3B, S6B ve S9B no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.49.b' de verilmiştir. Bu numunelere ait mikrosertlik grafikleri incelendiğinde, bir önceki grupla benzer mikrosertlik dağılımı görülmekle birlikte artan sürtünme süresine bağlı olarak bağlantı arayüzeyinden ölçülen sertlik değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Bu durum AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında, birim alanın ısının etkisinde kalma süresini ve buna bağlı olarak plastik deformasyon şiddetini arttırdığı için meydana geldiği düşünülmektedir. Ulaşılan yüksek sıcaklık değerlerinin AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında t8/t5 sıcaklığına çıkıldığı için krom karbür oluşumuna katkı sağladığı bilinmektedir. Artan sürtünme süresine bağlı olarak ısıdan etkilenen bölgenin genişlediği görülmektedir.



a)



b)

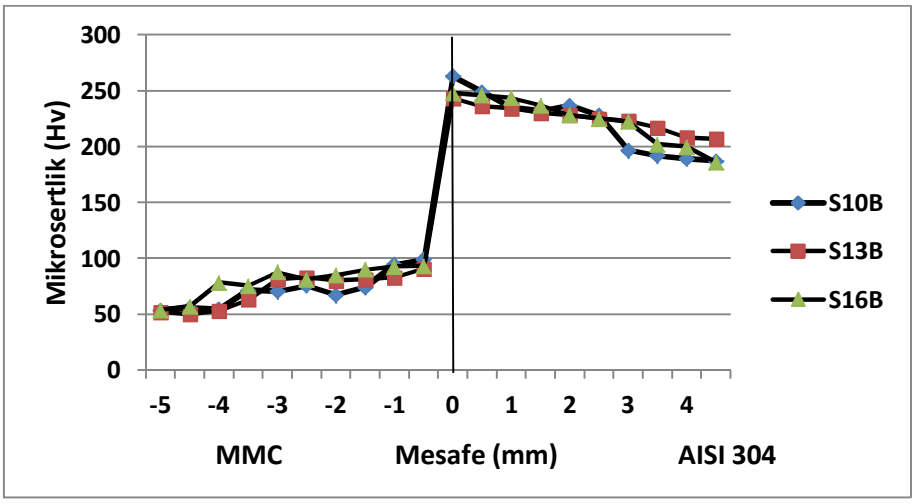
Şekil 5.49. 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1B, S4B ve S7B no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3B, S6B ve S9B no' lu numuneler

Aynı zamanda MMC ve AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında sertlik profillerinin DB ve ADB' de arttığı ana metale doğru ilerledikçe sertlik değerlerinin ana malzeme sertlik değerlerine ulaşıldığı görülmektedir. Bu numunelere ait sertlik profilleri incelendiğinde en yüksek sertlik değerinin 264 Hv ile S7B no' lu numunede olduğu görülmektedir.

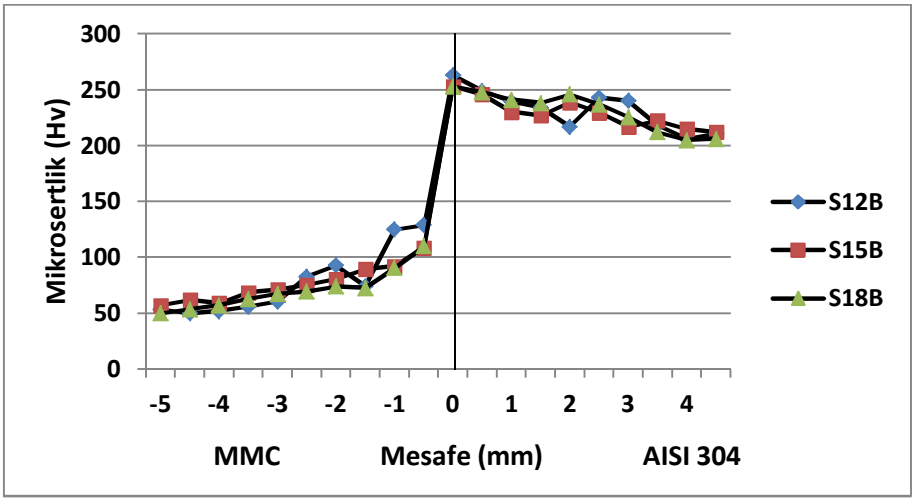
1300 dev/dak 20 s sürtünme süresi %5 SiC_p takviyeli, bir önceki kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında artan SiC_p oranının MMC tarafında mikrosertlik değerlerini arttırdığı görülmektedir. Bunun kaynak arayüzeyinde deformasyon etkisi ile bağlantı arayüzeyinde miktarı artan ve dışarı atılamayan SiC_p oranına bağlı olduğu düşünülmektedir. AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafında ise sertlik değerlerinin değişmediği görülmektedir.

1500 dev/ dak devir sayısı ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10B, S13B ve S16B no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.50.a' da verilmiştir. Sertlik ölçüm sonuçlarından açıkça görüldüğü gibi artan devir sayısına bağlı olarak MMC tarafında sertlik değişiminin meydana geldiği aralığın genişlediği görülmektedir. Bu durum artan arayüzey sıcaklığı ve deformasyon şiddetinin artmasından kaynaklanmaktadır.

1500 dev/dak devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S12B, S15B ve S18B no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.50.b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik profilleri 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen bir önceki grup ile kıyaslandığında, artan sürtünme süresine bağlı olarak MMC tarafında sertliğin arttığı görülmektedir.



a)

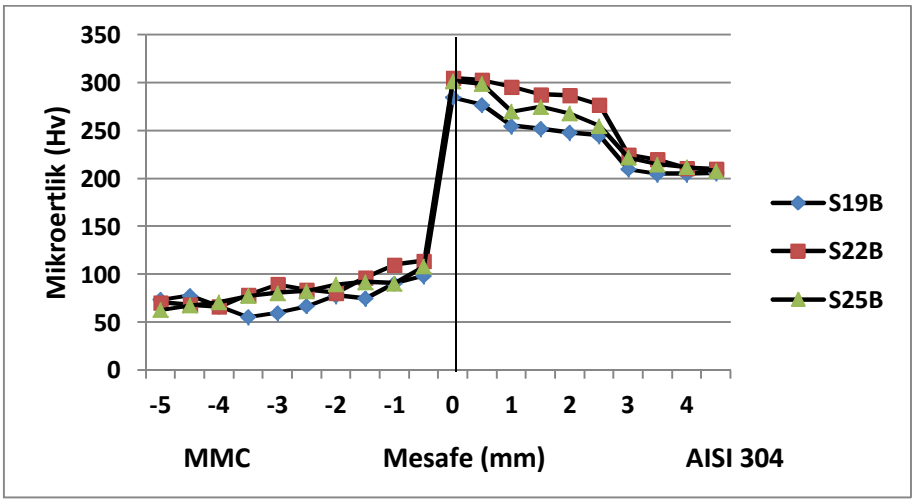


b)

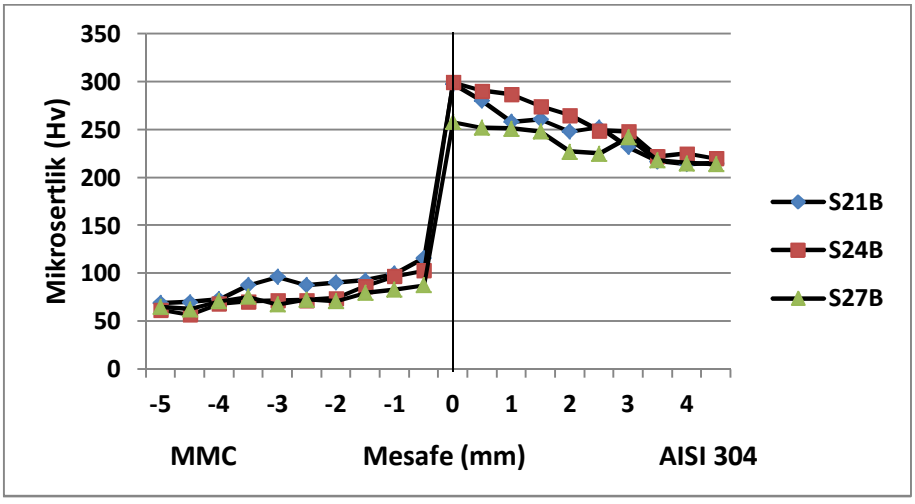
Şekil 5.50. 1500 dev/dak devir kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S S10B, S13B ve S16B no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S12B, S15B ve S18B no' lu numuneler

1700 dev/ dak devir sayısı ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19B, S22B ve S25B no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.51.a' da verilmiştir. Artan sürtünme basıncına bağlı olarak AISI 304 östenitik paslanmaz tarafında önemli sertlik artışı kaydedilmiştir. En yüksek sertlik 302 Hv ile S25B' de kaydedilmiştir. Bu sonuç yüksek devir ve yüksek sürtünme basıncının kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen değişim üzerine önemli etkiye sahip olduğu daha önce bahsedilmişti.

1700 dev/dak devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S21B, S24B ve S27B no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.51.b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik profilleri incelendiğinde, 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda elde edilen sertlik profili ile benzerlik göstermektedir.



a)



b)

Şekil 5.51. 1700 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19B, S22B ve S25B no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S S21B, S24B ve S27B no' lu numuneler

5.3.3. %15 SiC_p Takviye Oranı ile Birleştirilen Numunelerin Mikrosertlik İncelemeleri

1300, 1500 ve 1700 dev/dak devir sayısı, 10 ve 20 s sürtünme süresi, 5, 10 ve 15 MPa sürtünme basıncı ve % 15 SiC_p takviye oranı kullanılarak birleştirilen kaynaklı numunelere ait grafikleri Şekil 5.52-5.54' de sırasıyla verilmiştir. Mikrosertlik ölçüm sonuçları Tablo 5.16 esas alınarak değerlendirilmiştir.

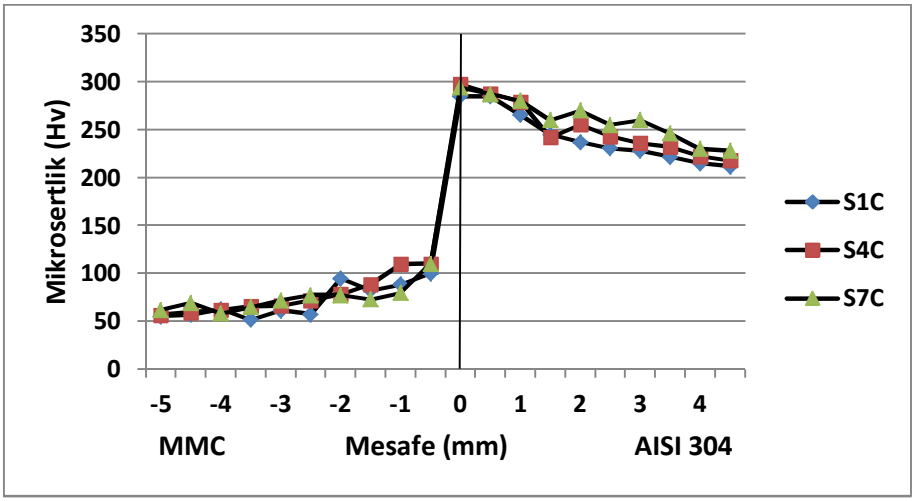
Tablo 5.16. %15 SiC_p takviye oranı ile birleştirilen numunelerde kullanılan kaynak parametreleri

Numune No	Takviye oranı (%SiC_p)	Parametreler		
		Devir Sayısı (dev/dak)	Sürtünme Süresi (s)	Sürtünme Basıncı (Mpa)
S1C	%15	1300	10	5
S4C				10
S7C				15
S3C			20	5
S6C				10
S9C				15
S10C		1500	10	5
S13C				10
S16C				15
S12C			20	5
S15C				10
S18C				15
S19C		1700	10	5
S22C				10
S25C				15
S21C			20	5
S24C				10
S27C				15

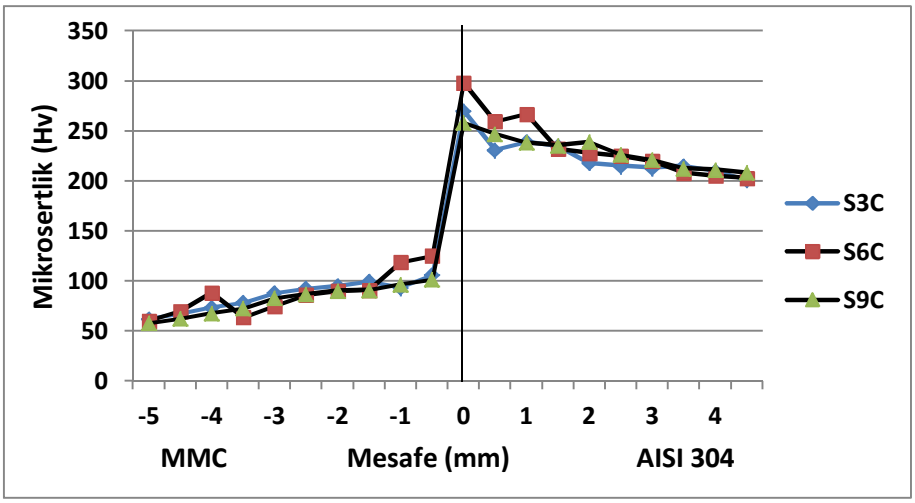
1300 dev/ dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1C, S4C ve S7C no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.52.a' da verilmiştir. Grafikten de açıkça görüldüğü gibi, sertlik her iki malzemenin arayüzeyine bitişik ADB bölgede maksimumdan başlayıp ana malzeme sertliğine doğru düşüş

sergilediği görülmektedir. Sürtünme basıncı kademeli arttırılarak (5, 10 ve 15 MPa) birleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda sürtünme basıncının birleşme bölgesinde meydana gelen sertlik değişimi üzerine olan etkisi belirgin olarak görülmemektedir.

1300 dev/dk devir sayısı ve 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3C, S6C ve S9C no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.52.b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik profilleri incelendiğinde, artan sürtünme süresine bağlı olarak sertlik değişiminin meydana geldiği bölgenin genişlediği görülmektedir.



a)

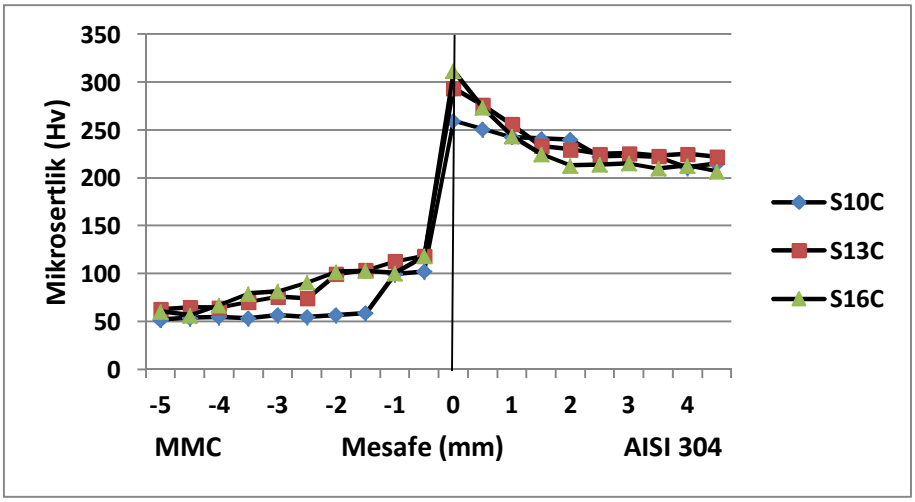


b)

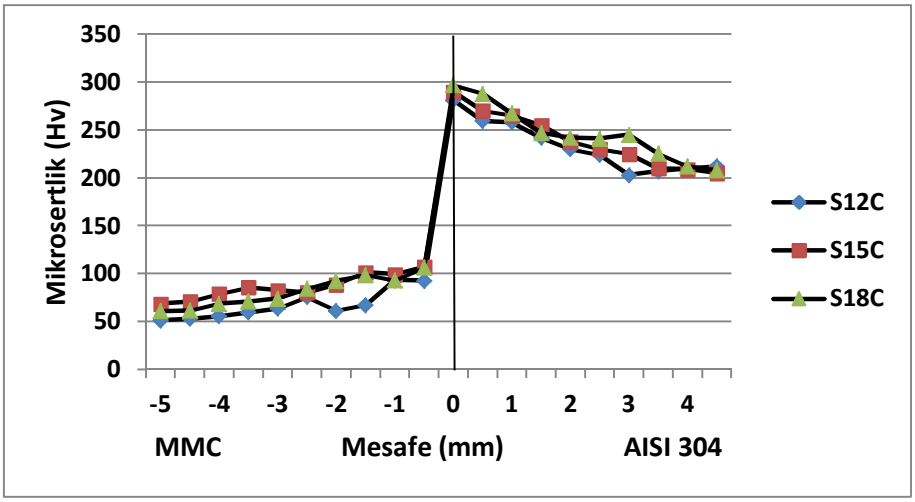
Şekil 5.52. 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S1C, S4C ve S7C no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S3C, S6C ve S9C no' lu numuneler

1500 dev/ dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10C, S13C ve S16C no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.53.a.' da verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait sertlik profiller incelendiğinde bütün numunelerde benzer özellikler sergilediği görülmüştür. Bu numunelerin arayüzeyinde sertliğin en yüksek olduğu ve birleşme bölgesinden ana malzemeye doğru gidildikçe sertliğin düştüğü görülmüştür. Ayrıca metal matrisli kompozit tarafında sertlik dağılımındaki dalgalanmalar artan SiC takviye oranına bağlı olarak belirgin bir şekilde arttığı, sertlik değerlerinden de açıkça görülmektedir. Elde edilen sertlik değerleri birbirleri ile kıyaslandığında en yüksek sertlik değeri 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S16C no' lu numunenin AISI 304 tarafında 312 Hv, MMC tarafında ise 118 Hv olarak kaydedilmiştir.

Sürtünme süresinin 10 s arttırılması ile birleştirilen S12C, S15C ve S18C no' lu numunelere ait sertlik profilleri incelendiğinde, artan sürtünme süresine bağlı olarak arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesinin de artması ile sürtünme basıncının şiddetli deformasyon etkisiyle, MMC tarafında tane küçülme AISI 304 tarafında ise deformasyon sertleşmesinin etkin olduğu alanın genişlediği görülmektedir.



a)



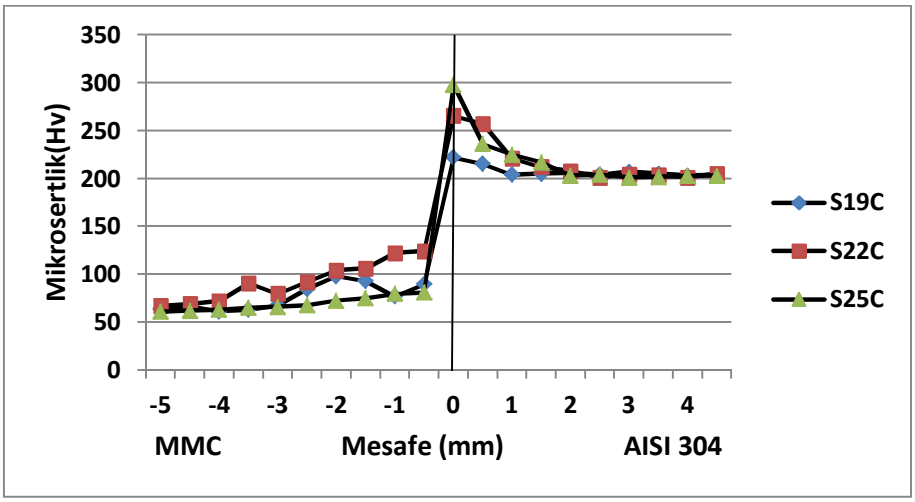
b)

Şekil 5.53. 1500 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S10C, S13C ve S16C no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S12C, S15C ve S18C no'lu numuneler

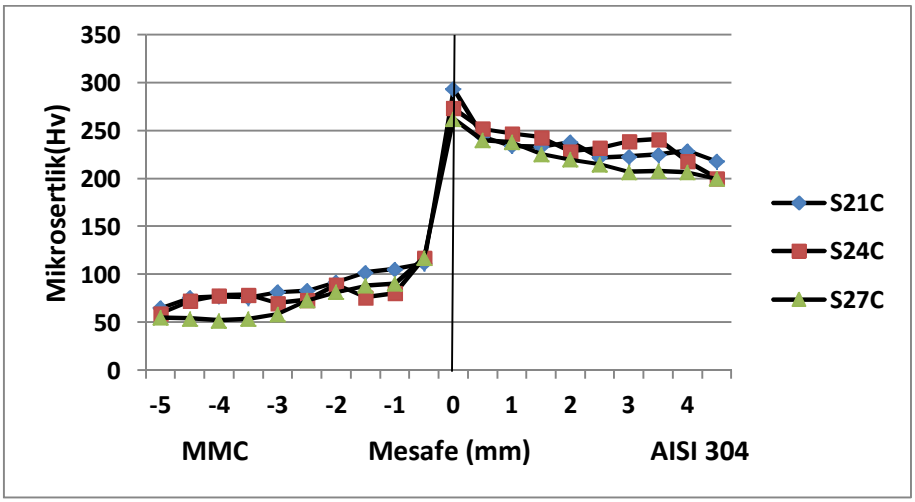
1700 dev/dak devir sayısı, 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19C, S22C ve S25C no' lu numuneler üzerinden alınan mikrosertlik dağılım grafikleri Şekil 5.54.a' da verilmiştir. Birleştirilen bu kaynaklı bağlantılar üzerinde yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçlarından, artan devir sayısına bağlı olarak, bir önceki gruba göre sertlik değerlerinde bir azalma görülmüştür. Bu azalmanın temel sebebi, arayüzeyde viskoz olan malzemenin eksenel basınç altında daha aktif bir biçimde dışarı taşması ve arayüzeyde sıcaklık etkisini esas malzemelere iletememesinden kaynaklanmaktadır. Ancak sertlik değerleri kendi arasında kıyaslandığında en yüksek sertlik değeri S25C no' lu numunede AISI 304 tarafında 298 Hv, MMC tarafında ise 124 Hv olarak ölçülmüştür.

Sürtünme süresinin 10 s arttırılması ile birleştirilen S21C, S24C ve S27C no' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik eğrileri incelendiğinde, artan sürtünme süresine

bağlı olarak arayüzeyde sertlik değişiminde önemli farklar görülmemekle birlikte metal matrisli kompozit tarafında düzensiz bir şekilde inişli çıkışlı dalgalanmaların olduğu sertlik değerlerinde açıkça görülmektedir. Arayüzeydeki maksimum sertlik değerleri esas metale doğru gidildikçe ana malzemenin sertlik değerlerine yaklaştığı görülmüştür.



a)



b)

Şekil 5.54. 1700 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerinin mikrosertlik grafikleri
a) 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S19C, S22C ve S25C no' lu numuneler
b) 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S21C, S24C ve S27C no'.lu numuneler

Bütün bu numunelerden alınan sertlik değerleri arasında bir kıyaslama yapılırsa, devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncının arayüzeyde ulaşılan sertlik değerleri üzerinde önemli etkiye sahip olduğu görülmüştür. Ayrıca artan SiC_p takviye oranına bağlı olarak MMC tarafında sertliğin arttığı gözlenmiştir. Bunun temel nedeni, SiC_p takviye oranı arttıkça MMC' nin plastik şekil değiştirme yeteneğinin azalması sonucu arayüzeyden malzemenin dışarı atılması için gerekli viskoz hale gelmemesi ile ilişkilendirilebilir.

5.4. Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Test Sonuçları

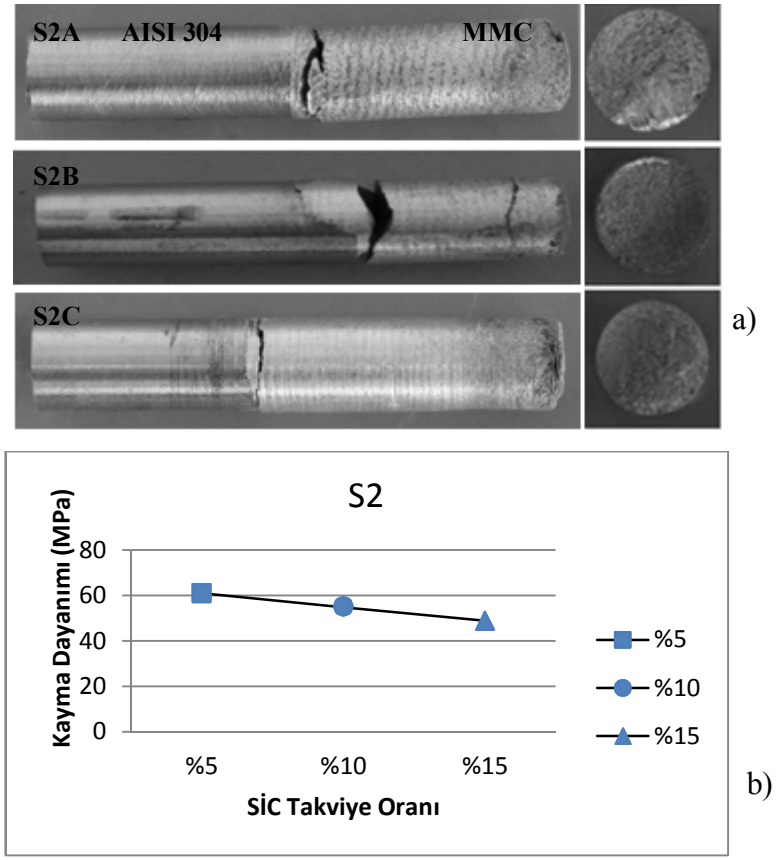
Bindirme kayma testi, deneysel tasarım tablosunda belirtilen 15 s sürtünme süresi kullanılarak sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş kaynaklı bağlantılara uygulanmıştır. Bindirme kayma testi sonrasında elde edilen sonuçlar Tablo.5.17.' de verilmiştir. Bindirme kayma testi, öncelikle işlemsiz AISI 304 östenitik paslanmaz çelik ve MMC' lere uygulanmıştır. Buna göre %5, 10 ve 15 SiC_p katkılı MMC' lerin maksimum kesme dayanımı sırasıyla 149, 153 ve 143 N/mm^2 olarak kaydedilmiştir. Kaynaklı bağlantılara uygulanan bindirme kayma testi sonrası elde edilen maksimum kesme gerilmesi değerleri ve kırılmış numunelerin makro yüzey fotoğrafları sırasıyla Şekil 5.55-5.64' de verilmiştir. Test sonuçları üç farklı devir sayısı (1300-1500 ve 1700 dev/dak), sürtünme basıncı (5, 10 ve 15 MPa) ve SiC_p takviye oranlarına göre incelenmiştir. Bindirme kayma test sonuçları incelendiğinde, bütün kırılmaların arayüzeye bitişik MMC tarafında gevrek kırılma davranışı sergilediği görülmüştür.

Tablo 5.17 Bindirme kayma testi değerlendirme tablosu

Numune No	Devir Sayısı (dev/dak)	Sürtünme Basıncı (MPa)	SiC_p Takviye Oranı	Kesme Gerilme Değeri
S2A	1300	5	%5	61
S2B			%10	55
S2C			%15	49
S5A		10	%5	102
S5B			%10	75
S5C			%15	66
S8A		15	%5	88
S8B			%10	53
S8C			%15	45
S11A	1500	5	%5	63
S11B			%10	96
S11C			%15	76
S14A		10	%5	66
S14B			%10	108
S14C			%15	80
S17A		15	%5	56
S17B			%10	98
S17C			%15	63
S20A	1700	5	%5	46
S20B			%10	153
S20C			%15	70
S23A		10	%5	102
S23B			%10	197
S23C			%15	92
S26A		15	%5	80
S26B			%10	118
S26C			%15	60

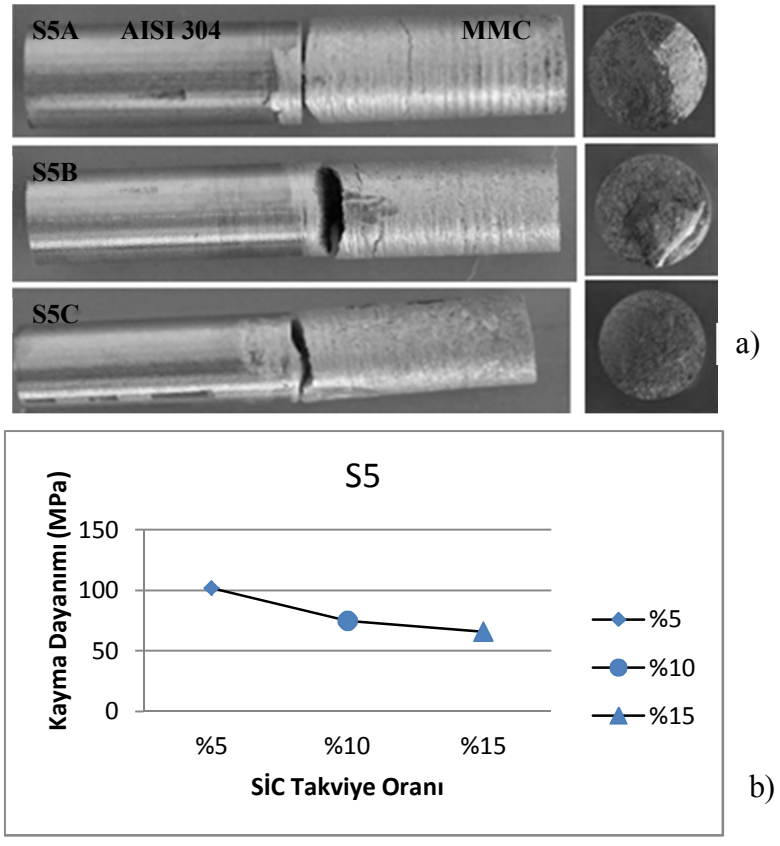
5.4.1. 1300 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Bindirme Kayma Testi Sonuçları

1300 dev/dak devir sayısı, 15 s sürtünme süresi, 5 MPa sürtünme basıncı ve üç farklı takviye oranı (%5, 10 ve 15 SiC_p) kullanılarak birleştirilen S2A, S2B ve S2C no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları ve kesme dayanım grafikleri takviye oranına göre Şekil 5.55 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Yüzey fotoğrafları incelendiğinde, %5 ve %15 takviye oranına sahip numunelerde kırılmanın metal matrisli kompozit tarafında birleşme çizgisine çok yakın bir düzlemde meydana geldiği görülmektedir. %10 takviye oranına sahip numunede ise kırılmanın arayüzey bölgesine daha uzak bir yerde meydana geldiği görülmektedir. Elde edilen maksimum kesme dayanımları sırasıyla 61, 55 ve 49 MPa olarak kaydedilmiştir. Sonuçlardan da açıkça görüldüğü gibi artan takviye oranına bağlı olarak kaynaklı bağlantıların maksimum kesme dayanımında düşüş olduğu görülmektedir. Metal matrisli kompozitlerde, takviye oranının artmasıyla birlikte sertlik artarken kesme dayanımında düşüş kaydedildiği konuyla ilgili literatürde belirtilmektedir.



Şekil 5.55. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S2A, S2B ve S2C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

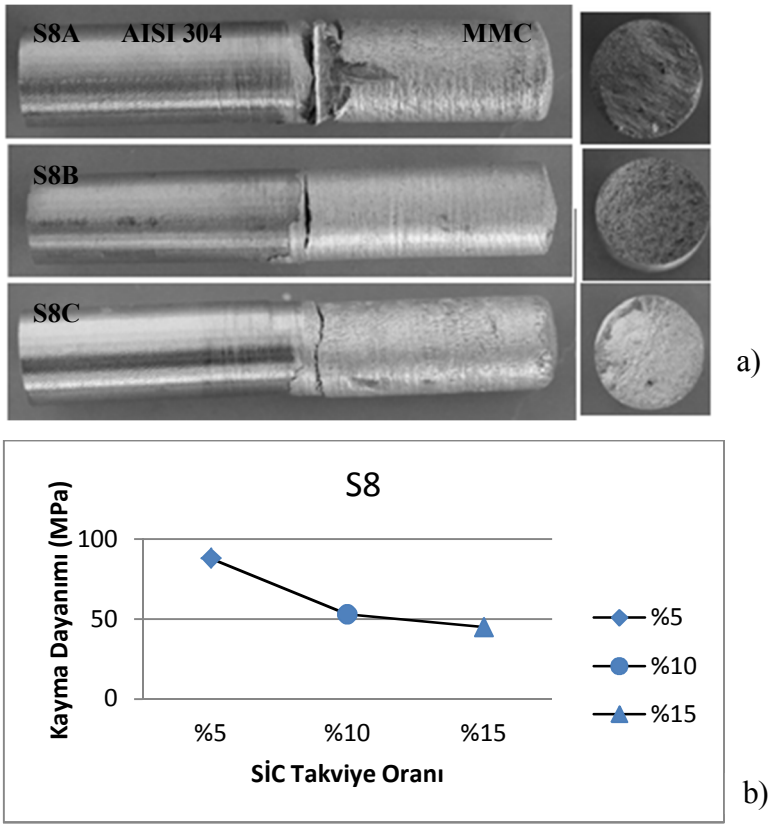
Sürtünme basıncı 10 MPa kullanılarak birleştirilen S5A, S5B ve 5SC no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları ve maksimum kesme dayanım grafikleri Şekil 5.56 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Şekil 5.56.a' da verilen yüzey fotoğrafı incelendiğinde, her üç numunede de benzerlikler görülmüş, kopmanın metal matrisli kompozit tarafında meydana geldiği resimlerden açıkça görülmektedir. Bu numunelere ait maksimum kesme dayanımları Şekil 5.56.b' de verilmiştir. Bu numunelere ait maksimum kesme gerilmesi değerleri 102, 75 ve 66 MPa olarak kaydedilmiştir. Elde edilen bu sonuçlar, 5 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen bir önceki seriyle kıyaslandığında, artan sürtünme basıncına bağlı olarak maksimum kesme dayanımın hatırı sayılır derecede arttığı açıktır.



Şekil 5.56. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S5A, S5B ve S5C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

1300 dev/dak devir sayısı, 15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S8A, S8B ve S8C no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları ve maksimum kesme dayanım grafikleri Şekil 5.57 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Şekil 5.57.a' da yüzey fotoğrafları incelendiğinde, %5 takviye oranına sahip numunede ezilerek bir kopmanın

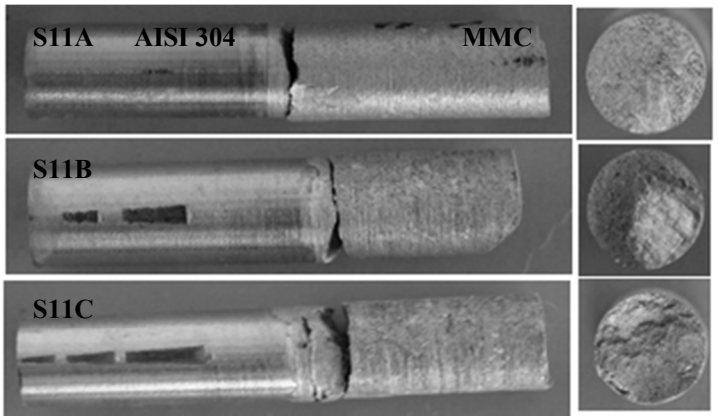
olduğu, %10 takviye oranına sahip numunede ise arayüzeye bitişik MMC tarafında gevrek bir kırılmanın meydana geldiği, %15 takviye oranına sahip numunede ise çatlak şeklinde bir kırılma görülmüştür. Maksimum kesme dayanımları sırası ile 88, 55 ve 45 MPa olarak kaydedilmiştir. Bu numunelere ait maksimum kesme dayanım sonuçları incelendiğinde, artan sürtünme basıncının kaynaklı bağlantıların dayanım mukavemeti üzerine olumsuz etki yarattığı açıkça görülmektedir. Makro yüzey fotoğraflarda kesme düzlemi MMC tarafında görülmekle birlikte, temelde bütün kırılmaların birleşme arayüzeyinden başlayıp MMC tarafına doğru ilerleyerek gerçekleştiği belirlenmiştir. Bindirme kayma testi numuneleri torna tezgâhında işlenirken alüminyumun AISI 304 östenitik paslanmaz çelik tarafına sıvanarak arayüzey çizgisini kaydırmış gibi görülmektedir.



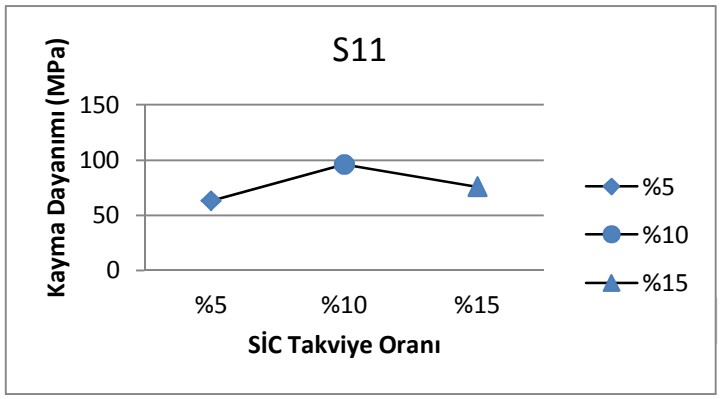
Şekil 5.57. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S8A, S8B ve S8C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

5.4.2. 1500 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Bindirme Kayma Testi Sonuçları

1500 dev/dak devir sayısı, 15 s sürtünme süresi ve 5 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S11A, S11B ve S11C no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve maksimum kesme dayanımı grafikleri Şekil 5.58 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Şekil 5.58 a incelendiğinde; her üç numunenin de birleşme bölgesine yakın MMC tarafında kırıldığı görülmektedir. Üç farklı takviye oranına sahip numunelerin maksimum kesme dayanımı sonuçları Şekil 5.58. b' de verilmiştir. Bu numunelere ait grafiklerden, maksimum kayma değerleri sırasıyla 63, 96 ve 76 MPa olarak tespit edilmiştir. Sonuçlardan da açıkça görüldüğü gibi artan devir sayısına bağlı olarak maksimum kesme dayanımı bir önceki seriye göre artış göstermiştir. Ancak, 1300 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda maksimum kesme dayanımı %5 SiC_p takviyeli numunelerde kaydedilmişti. 1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda en yüksek kesme dayanımı %10 SiC_p takviye oranına sahip kaynaklı bağlantılarda elde edildiği görülmektedir. Maksimum kesme dayanımındaki bu değişim, artan devir sayısına bağlı olarak arayüzeyde ulaşılan sıcaklık derecesine bağlı olarak arayüzeyde meydana gelen düzensizliklerin dışarı atılmasında sağlamış olduğu kolaylıktan kaynaklandığı düşünülmektedir. Ancak, %15 SiC_p takviye oranı kullanılarak birleştirilen S11C no' lu numunede maksimum kesme dayanımının düştüğü görülmektedir. Bu durum, artan takviye oranının MMC' lerin dayanımı üzerine olan olumsuz etkisinden kaynaklanmaktadır.



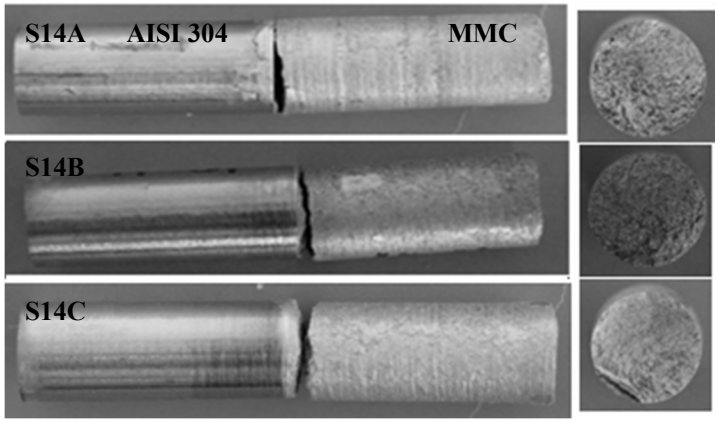
a)



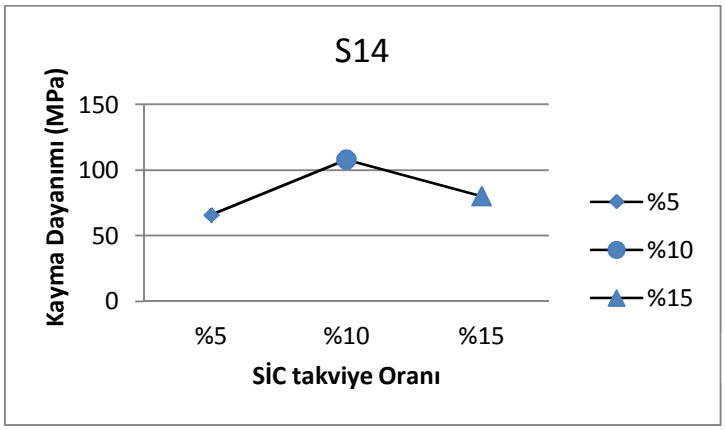
b)

Şekil 5.58. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S11A, S11B ve S11C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

10 MPa sürtünme basıncı kullanılarak sürtünme kaynağı ile birleştirilen S14A, S14B ve S14C no' lu bağlantılara ait yüzey fotoğrafları ve bindirme kayma değerleri Şekil 5.59 a ve b' de verilmiştir. Şekil 5.59 a' da açıkça görüldüğü gibi, kırılma davranışı bir önceki grupla benzerlik göstermektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait maksimum kesme dayanımı sırasıyla 66, 108 ve 80 MPa olarak kaydedilmiştir. Bu gruba ait maksimum kesme dayanım sonuçları 5 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında, artan sürtünme basıncına bağlı olarak maksimum çekme dayanımında artış görülmektedir. Ayrıca, bu grupta da en iyi kesme dayanımı %10 SiC_p takviyeli S14B no' lu kaynaklı numunede elde edilmiştir.



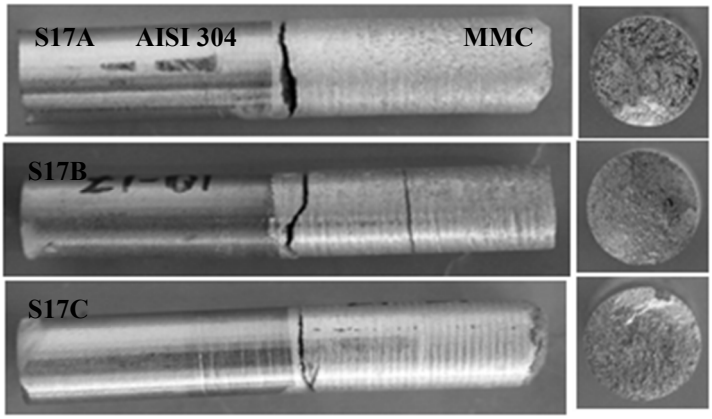
a)



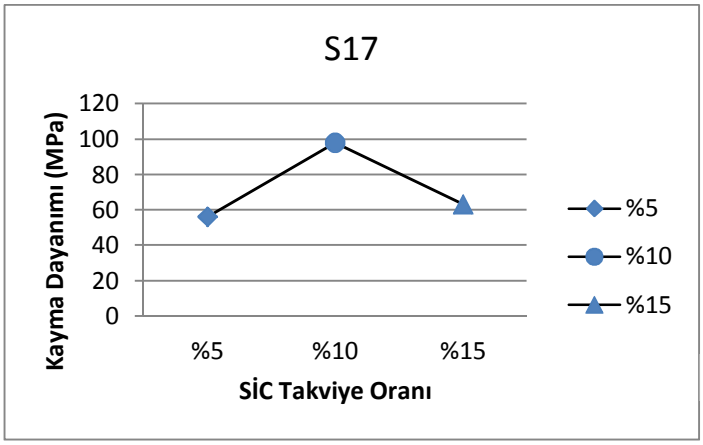
b)

Şekil 5.59. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S14A, S14B ve S14C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S17A, S17B ve S17C no' lu numunelere ait makro yüzey fotoğrafları ve maksimum kesme dayanımı grafikleri Şekil 5.60 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bindirme kayma testi sonrası makro yüzey fotoğrafları incelendiğinde, kırılmanın MMC tarafında gevrek olarak meydana geldiği görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait maksimum kesme dayanımı sırasıyla 56, 98 ve 63 MPa olarak kaydedilmiştir. 1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılar içerisinde maksimum kayma dayanımı S17B no' lu %10 SiC takviye oranına sahip numunede tespit edilmiştir.



a)

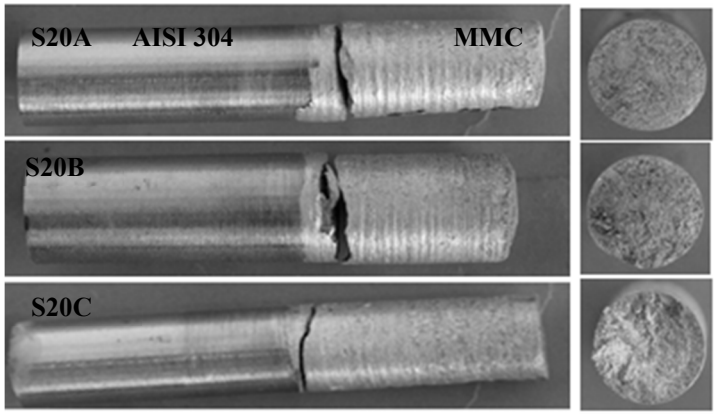


b)

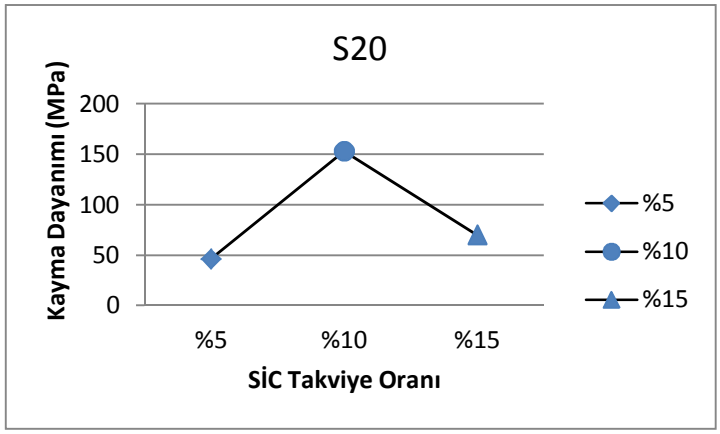
Şekil 5.60. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S17A, S17B ve S17C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

5.4.3. 1700 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Bindirme Kayma Testi Sonuçları

1700 dev/dak devir sayısı, 15 s sürtünme süresi ve 5 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S20A, S20B ve S20C no' lu kaynaklı bağlantılara ait makro yüzey fotoğrafları ve maksimum kesme dayanımı grafikleri Şekil 5.61 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait kırılma davranışını gösteren makro yüzey fotoğrafları incelendiğinde; her üç numunenin de arayüzeye yakın bölgede kırıldığı görülmüş olup, genel olarak gevrek bir kırılma davranışı sergiledikleri görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait maksimum kesme dayanım değerleri 46, 153 ve 70 MPa olarak tespit edilmiştir. Sonuçlardan da açıkça görüldüğü gibi maksimum kesme dayanımı %10 SiC_p takviyeli S20B no' lu numunede kaydedilmiştir. 1500 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında maksimum kesme dayanımında önemli derecede bir artış görülmektedir. Bu durum devir sayısının sürtünme kaynaklı bağlantıların dayanım mukavemeti üzerine olan etkisini açıkça ortaya çıkarmaktadır.



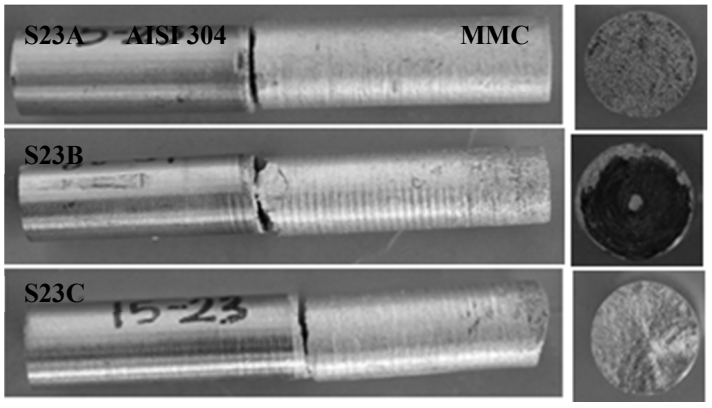
a)



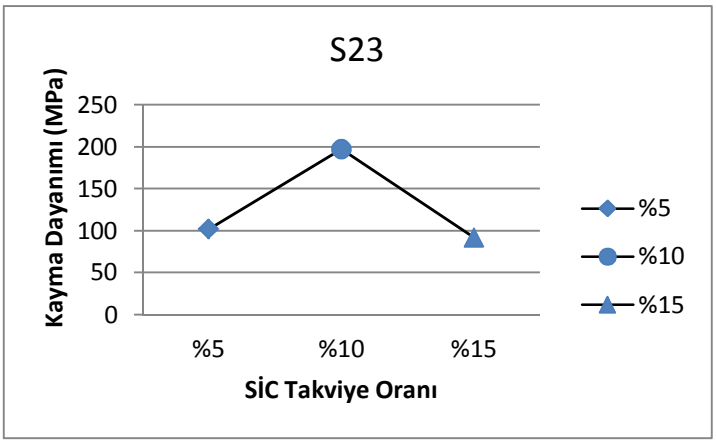
b)

Şekil 5.61. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S20A, S20B ve S20C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

10 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S23A, S23B ve S23C no' lu kaynaklı bağlantılara ait bindirme kayma testi sonrası kırılma davranışını gösteren makro kırık yüzey fotoğrafları ve maksimum kesme dayanım grafikleri Şekil 5.62 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Şekil 5.62 a' daki yüzey makro fotoğrafları incelendiğinde, kırılmaların metal matrisli kompozit tarafında olduğu ve %15 takviye oranına sahip numunede ise kırılmanın parçalanma şeklinde sergilendiği görülmüştür. Bu kaynaklı bağlantılara ait maksimum kesme dayanım değerleri sırası ile 102, 197 ve 92 MPA olarak tespit edilmiştir. Artan sürtünme basıncına bağlı olarak maksimum kesme dayanımı değerlerinde önemli yükselmeler kaydedilmiştir. %10 SiC_p takviyeli S23B no' lu numunede kaydedilen maksimum kesme dayanımı, esas malzemenin (MMC) kesme dayanımından yaklaşık %30 daha yüksek elde edilmiştir. Artan devir sayısı ve sürtünme basıncı ile maksimum kayma değerlerinin bir önceki parametre grubuna göre arttığı görülmektedir. Bunun nedeni artan sürtünme basıncı ve devir sayısı ile arayüzeyde olumsuzluk yaratacak yapıların akışkan haldeki malzeme ile birlikte dönme hareketi ve basıncın etkisi ile arayüzeyden dışarı bırakılmasıdır.



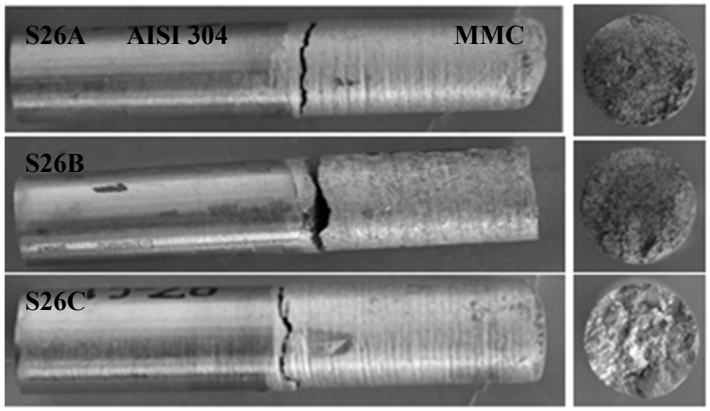
a)



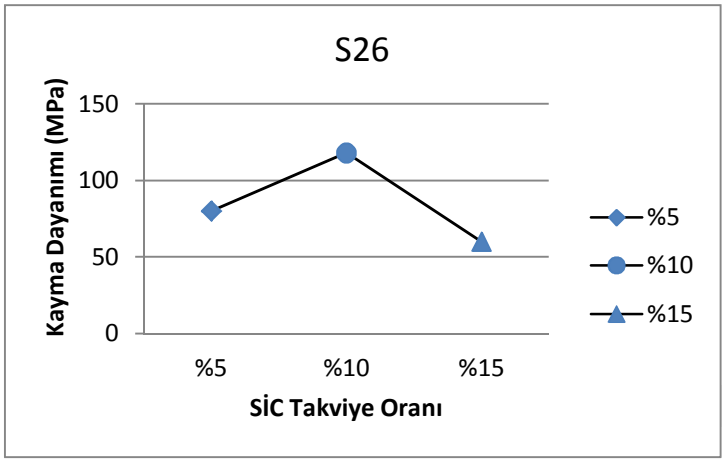
b)

Şekil 5.62. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S23A, S23B ve S23C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

15 MPa sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen S26A, S26B ve S26C no' lu kaynaklı bağlantılara ait kırılma davranışını gösteren makro yüzey fotoğrafları ve maksimum kesme dayanım grafikleri Şekil 5.63 a ve b' de sırası ile verilmiştir. Şekil 5.63 a' daki yüzey fotoğrafları incelendiğinde, her üç numunenin de benzer davranış sergileyerek kırıldıkları görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait maksimum kesme dayanımı sırasıyla 80, 118 ve 60 MPa olarak ölçülmüştür. Sonuçlardan da açıkça görüldüğü gibi artan sürtünme basıncına bağlı olarak maksimum kesme dayanımında düşüş kaydedilmiştir.



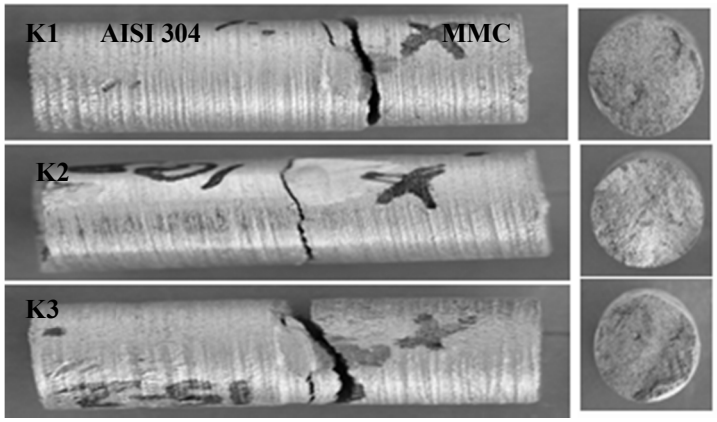
a)



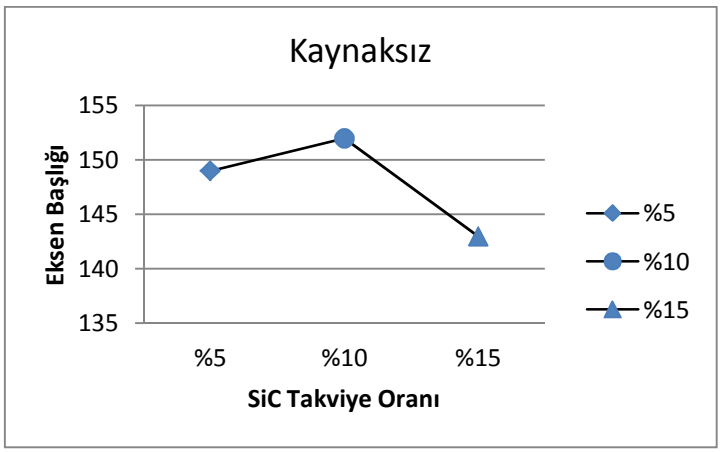
b)

Şekil 5.63. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) S26A, S26B ve S26C no' lu numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

Üç farklı devir sayısı (1300, 1500 ve 1700 dev/dak) ve sürtünme basıncı (5, 10 ve 15 MPa) kullanılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılar üzerinde kaydedilen maksimum kesme dayanım sonuçları birbirleriyle kıyaslandığında, artan devir sayısının bağlantı mukavemeti üzerinde önemli etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Kaynaksız numunelere ait makro fotoğraflar ve grafikler de Şekil 5.64' de verilmiştir. Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantılara uygulanan bindirme kayma testi ile elde edilen maksimum kesme dayanımı sonuçları Şekil 5.65' de gösterilmiştir.

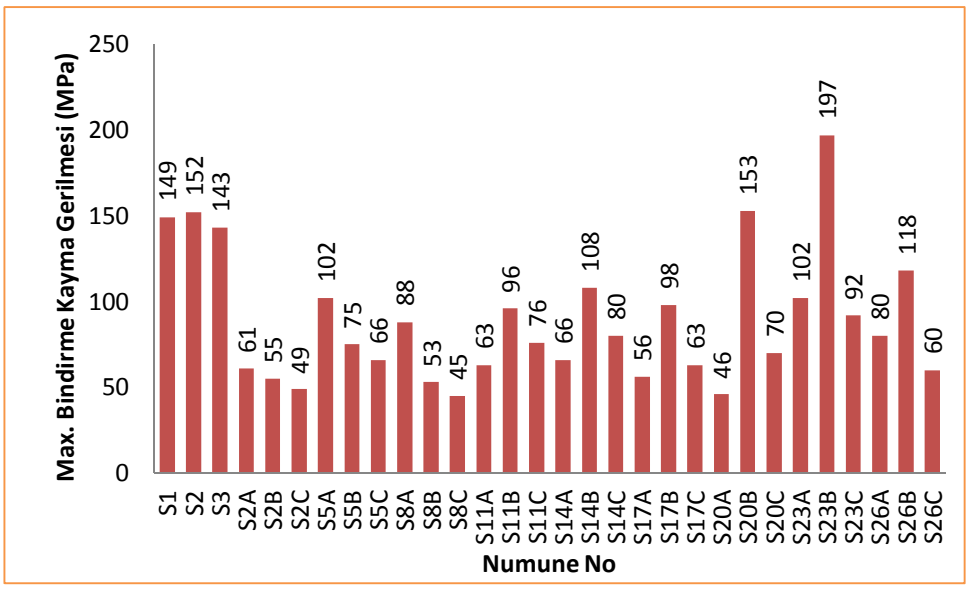


a)



b)

Şekil 5.64. a) Bindirme kayma test sonucu numunelerin makroskopik resimleri
b) Kaynaksız numunelere ait kesme gerilmesi eğrileri

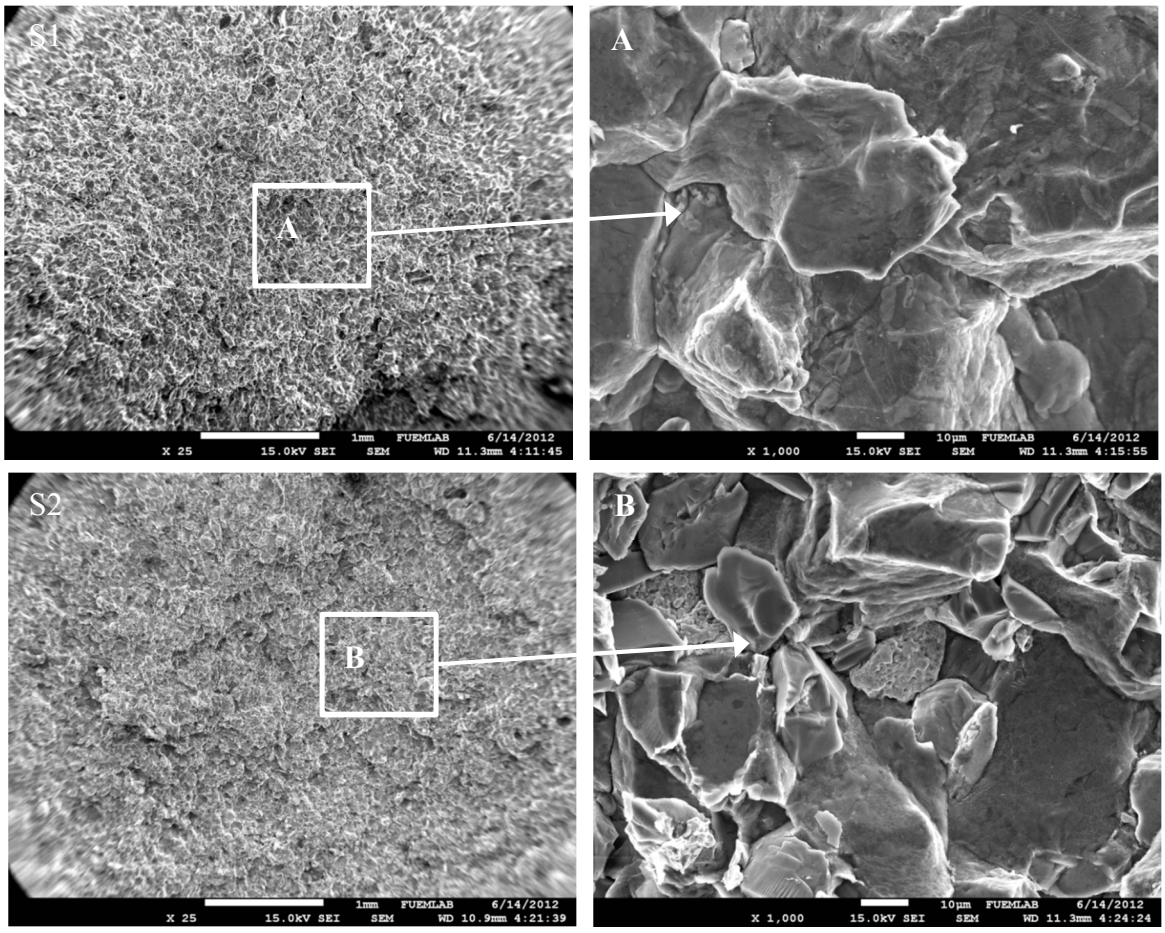


Şekil 5.65. %5, %10 ve %15 SiC takviye oranına sahip numunelere ait maksimum kesme gerilme değerleri

5.4.4. Kaynaklı Bağlantıların Bindirme Kayma Testi Sonrası Kırık Yüzey Analizleri

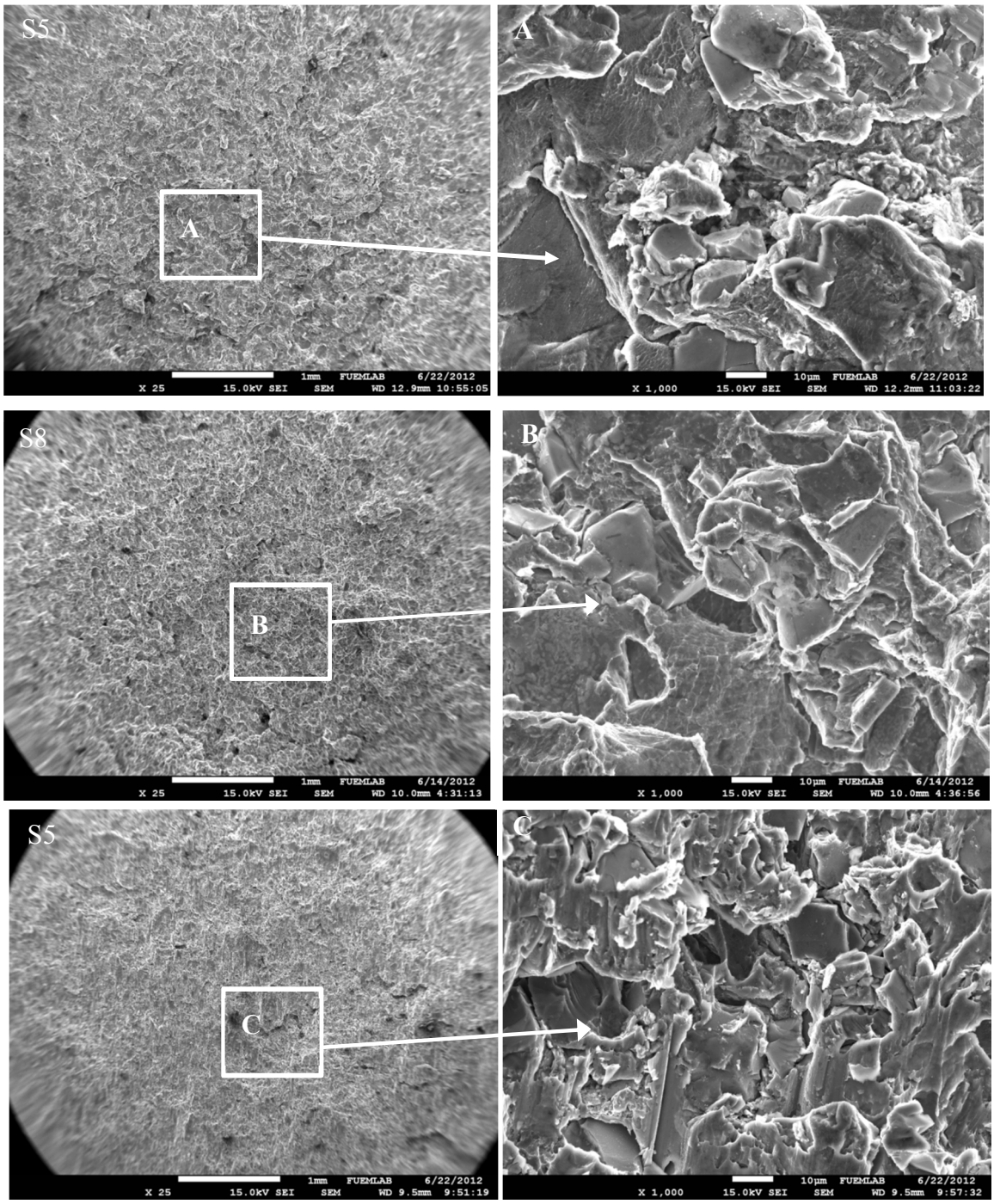
Kırık yüzeyler malzemenin sünekliği, mukavemeti, çatlak başlangıcı, yorulma dayanımı hakkında bilgi verir. Kırılma tane sınırlarında ya da taneleri keserek meydana gelebilir. Taneleraası kırılma, çok taneli malzemelerde tane sınırlarındaki yapışmanın çeşitli sebeplerle zayıf olması halinde, malzemenin kırılması tane sınırları yüzeylerinden tanelerin birbirinden ayrılması şeklinde meydana gelir. Böyle kırılmaya taneleraası kırılma denir (German, 2005).

Ayrıca, toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş kompozit malzemelerdeki porozite oluşumunun, mekanik özelliklerde önemli azalmalara yol açtığı pek çok araştırmacı tarafından kabul edilmekte olup kompozit malzemelerde bu durum bir malzeme hatası olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu çalışmada %5, 10 ve 15 SiC_p takviyeli ve %5 Cu katkılı kompozit malzemeler sıcak presleme yöntemi ile üretilmiştir.



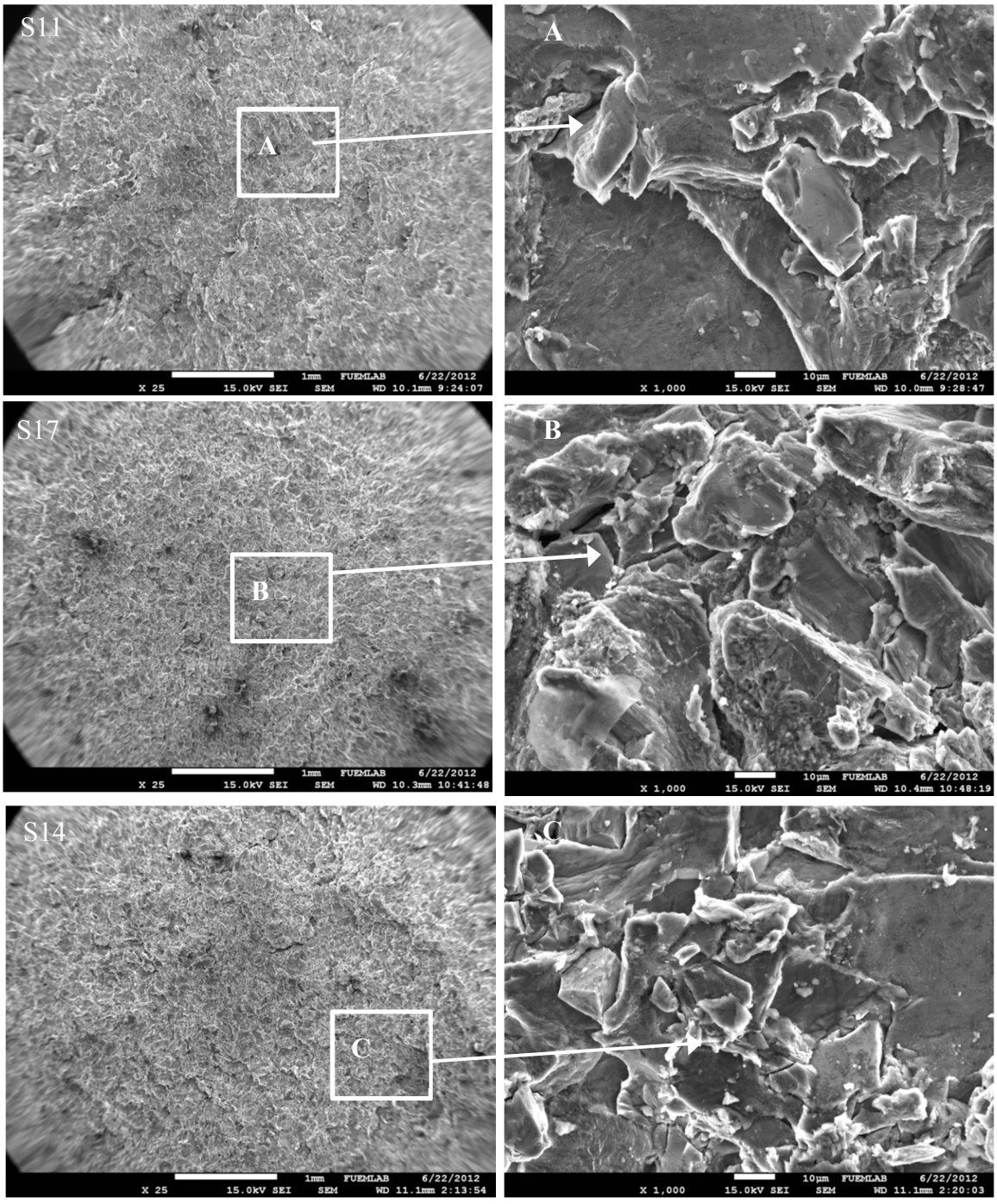
Şekil 5.66. Kaynaksız %5 S1 ve %15 S2 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları

Sıcak presleme yöntemi ile üretilen MMC' lere uygulanan bindirme kayma testi sonrası elde edilen kırık yüzey SEM fotoğrafları Şekil 5.66-5.69' da verilmiştir. Fotoğraflardan da açıkça görüldüğü gibi takviye oranı değişmesine rağmen kırılma morfolojisinde önemli farklılık görülmemektedir. MMC' lerde matris takviye arayüzeyinde boşluklu yapının varlığı ve yeterli ıslatmanın olmaması etkisi ile gevrek kırılma davranışı göstermişlerdir.



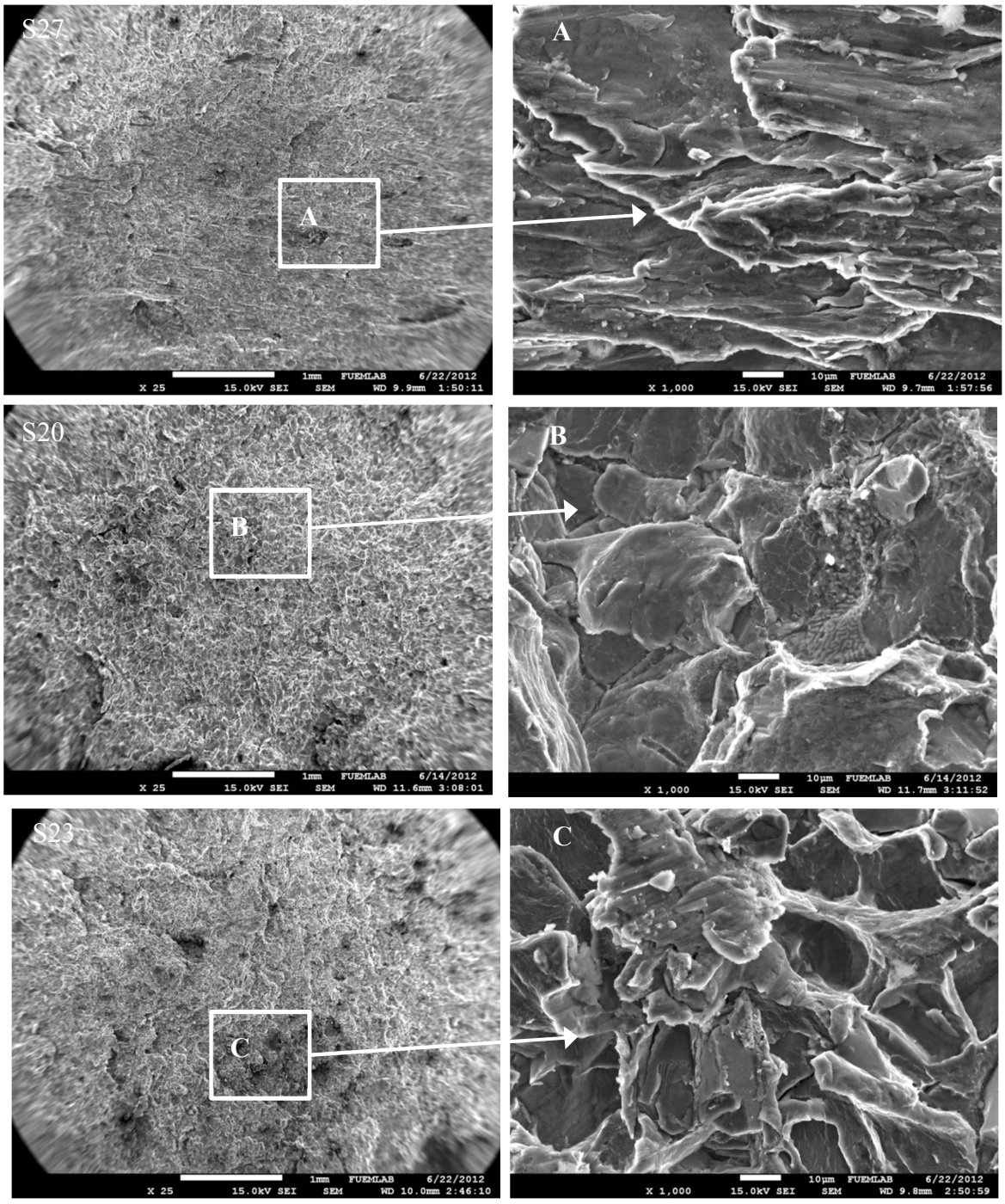
Şekil 5.67. 1300 dev/dak kullanılarak birleştirilen %5 S5, %10 S8 ve %15 S5 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları

Alınan SEM görüntüler incelendiğinde, kırık yüzeylerin oluşumunun tane sınırlarından ve tanelerarası oluşan boyunların kırılmalarından meydana geldiği gözlenmektedir. Bu kompozit numuneler üzerinden alınan optik görüntüler partikül takviyelerin matris içerisinde homojen dağılmadıkları yer yer partikül kümelerinin oluştuğu bölgelerde porozitenin varlığı tespit edilmiştir.



Şekil 5.68. 1500 dev/dak kullanılarak birleştirilen %5 S11, %10 S17 ve %15 S14 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları

Ayrıca bindirme kayma testi mekanizmasından, karşılıklı yüzeylerin birbirine sürtünmesi sonucu meydana gelen sıvama etkisi kırık yüzeylerin sağlıklı değerlendirilmesini güçleştirmektedir. Matris-partikül arasındaki yük iletiminin zayıf olması ile kompozitin dayanımı azalır. Porozlu noktaların takviye malzemelerinin yakınında yer alması da, yüke karşı dayanımı sağlayan etkin alanın azalması nedeniyle kompozit malzemenin dayanımını düşürmektedir.



Şekil 5.69. 1700 dev/dak kullanılarak birleştirilen %5 S27, %10 S20 ve %15 S23 no' lu numunelere ait kırık yüzey SEM fotoğrafları

6. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Al matrisli SiC_p takviyeli metal matrisli kompozit (MMC) ile AISI 304 östenitik paslanmaz çelik malzeme çifti farklı üretim parametreleri (devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncı) kullanılarak sürekli tahrikli sürtünme kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. İşlem parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapıdaki değişim ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri incelenmiş olup, elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır:

- Al matrisli ve SiC_p takviyeli kompozit numuneler HIP yöntemi ile başarılı bir şekilde 12 mm çapında 50 mm boyunda numuneler üretilmiştir. Numunelerin yoğunlukları, %5, 10 ve 15 SiC_p takviyeli numunelerde sırasıyla 2.837 gr/cm^3, 2.540 gr/cm^3, 2.287 gr/cm^3 olarak belirlenmiştir. Porozite miktarları da %1.51, %2.72 ve %3.45 olarak tespit edilmiştir.
- Al matrisli SiC_p takviyeli metal matrisli kompozit ile AISI 304 östenitik paslanmaz çelik sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinde başarılı bir şekilde birleştirilmiştir.
- Farklı işlem parametreleri kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılar üzerine yapılan makroyapı analizi sonuçlarından, takviye oranına bağlı olarak artan devir sayısı, sürtünme süresi ve eksenel basınca bağlı olarak dışarı taşan malzemenin miktarında ve boyca kısalmada artış kaydedilmiştir.
- Boyca kısalma, en çok %5 SiC_p takviye oranına sahip 1700 dev/dak devir sayısı 20 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S27A no'lu numunede gerçekleşmiştir.
- Kaynaklı bağlantılara ait makro ve mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, numunelerin bağlantı mukavemetini olumsuz etkileyebilecek çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı tespit edilmiştir.
- Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarından, sürtünme kaynaklı bağlantıların literatürde belirtilen üç temel bölgeden meydana geldiği görülmüştür. Bu bölgelerin kaynak arayüzeyinden başlayarak esas metale doğru sıralandığında aşırı deforme olmuş bölge (ADB), deforme olmuş bölge (DB) ve esas metal (EM) olarak görülmektedir.

- Kaynak sonrası arayüzeyde, değişken parametrelere bağlı olarak en önemli yapısal değişim ADB ve DB' de meydana geldiği görülmüştür. Aşırı deformasyona uğramış bölge, kaynak arayüzeyinin sürtünmesi ile termomekanik etki sonucu, MMC tarafında tane incelmesi ve karbür yığılması, AISI 304 östenitik paslanmaz tarafında ise pekleşme etkisinin görüldüğü bir bant olarak ortaya çıkmaktadır. Deformasyon bölgesinin ise kullanılan parametrelere bağlı olarak tane sınırları birbiri içerisinde difüze olmuş daha küçük tanelerden ve belirgin SiC taneciklerinden meydana geldiği görülmektedir.
- Üretim parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim üzerine olan etkisi analiz edildiğinde, devir sayısı, sürtünme süresi ve sürtünme basıncının en etkin parametreler olduğu görülmüştür. En iyi bağlantı arayüzeyi, maksimum devir, minumum sürtünme süresi ve maksimum sürtünme basıncı kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda elde edilmiştir. Bu sonuç literatür sonuçları ile paralellik göstermektedir.
- Sürtünme basıncı ve yığma basıncının oluşturduğu plastik deformasyon etkisi ile kaynak arayüzeyinde, viskoz hale gelen malzemelerin akış yönüne doğru haddeleme izlerine dik doğrultuda yönlendikleri görülmüştür
- Sürtünme kaynaklı bağlantıların birleşme hattına dik doğrultuda yapılan sertlik taraması sonucu elde edilen sertlik verilerinin, malzemelerin birbirinden farklı olan sertlik karakteristiklerine uygun şekilde biçimlendiği görülmüştür. Sertlik, birleşme bölgesinden bir maksimum değerden başlayarak esas metale doğru bir eğim sergilediği belirlenmiştir.
- Birleşme arayüzeyinde ölçülen en yüksek sertlik değeri, 1500 dev/dak devir sayısı, 15 MPa sürtünme basıncı ve 10 s sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen S16C numunesinde AISI 304 tarafında 312 Hv, MMC tarafında ise 118 Hv olarak ölçülmüştür
- Yapılan sertlik ölçümleri birbiriyle karşılaştırıldığında, en yüksek sertlik değerlerine, yüksek devir sayısı, yüksek sürtünme basıncı ve düşük sürtünme süresi kullanılarak birleştirilen bağlantılarda ulaşılmıştır. Yüksek devir sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerin kaynak işlem sıcaklıklarının, düşük devir ile birleştirilen numunelerden yüksek olması, bu numunelerde elde edilen sertlik değerlerinde bir miktar artışa yol açtığı tespit edilmiştir.

- Kaynaklı bağlantılara uygulanan bindirme kayma testi sonuçlarından, bütün kaynaklı numunelerde kopmalar, MMC tarafından gevrek kırılma şeklinde meydana gelmiştir. En yüksek maksimum kesme gerilmesi %10 SiC_p takviye oranına sahip S20 ve S23 no' lu numunelerde 153 ve 197 MPa olarak kaydedilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait kırık yüzey analizleri incelendiğinde, bütün numunelerde gevrek kırılma meydana geldiği ve kırılmanın MMC tarafında başlayıp SiC_p tanelerinden ayrılarak meydana geldiği görülmüştür.

KAYNAKLAR

Akbulut, H., Durman, M., 1995. SiC partikül takviyeli Al-Si metal matrisli kompozitlerin santrifüj dökümü, ***8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi,*** İstanbul, 687-692.

Akdoğan, A., 2005. Makine Malzemelerinde Korozyon ve Yüzeysel Koruma Yüksek Lisans Ders Notu, Yıldız Teknik Üniversitesi.

Akoral, E., Türker, M., Özçatalbaş, Y., 2002. Al Matrisli SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretimi, 3.Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı Bildiriler CD, 942-950.

Akoral, E., 2003. Toz Metalürjisi Yöntemi ile Al-SiC Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa, 42-46, 56-57.

Altun, H., Şen, S., 2006. PVD Tekniğiyle Yapılan Kaplamaların Magnezyum Alaşımlarının Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisi, 11.Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 1002.

Alptekin, A., 2006. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin paslanmaz çeliklere uygulanabilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, *Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü,* Denizli, 5-7.

Ambroziak, A., 2011. Friction welding of molybdenum to molybdenum and to other metals, Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 29, 462-469.

Ananthapadmanaban, D., Seshagiri Rao, V., Nikhil A., Prasad, Rao, K., 2009. A study of mechanical properties of friction welded mild steel to stainless steel joints, Materials & Design, Volume 30, Issue 7, August, 2642-2646.

Anık, S., Tülbentçi, K., Kaluç, E., 1991. Örtülü Elektrodlarla Elektrik Ark Kaynağı, İstanbul.

Anık, S., Anık, E.S., Vural, M., 1993. 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Cilt:1, Birsen Yayınevi, İstanbul.

Anık, S., 1991. Kaynak Tekniği El Kitabı, Gedik Holding Yayını, İstanbul.

Anık, S., Tülbentçi, K., 1983. Tozaltı kaynak tekniği, Türk Kaynak Cemiyeti Yayını No: 19, İstanbul.

Aran, A., 1997. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler Alanında Yeni Gelişmeler.

Aran, A., 2003. Paslanmaz çelik üretimi kullanımı standartları, 3. Baskı, *Sarıtaş Teknik Yayınları,* No:1, İstanbul.

Arık, H, Bağcı, C., 2003. İnvestigation of influences of pressing pressure and sintering temperature on the mechanical properties of AI-AI4C3 composite materials, *Turkish Journal of Enginerring Environmental Science*s, TÜBİTAK, Ankara, 27:53-58.

Arık, A., Aydın, M., Kurt, A., Türker, M., 2005. Weldability Al_4C_3-Al composites via diffusion welding technique, Materials and Design, Volume 26, Issue 6, p. 550-560.

Arivazhagan, N., Surendra S., Satya P., Reddy, **G.M.,** 2011. Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding, Materials and Design 32 (2011) 3036–3050.

Aslanoğlu, Z., 1998. Toz Hazırlama Yöntemleri W65 Ag35 Elektrik Kontaklarının Üretim Süreçlerine Etkilerinin İncelenmesi, Sakarya Üniversitesi

ASM International Handbook Committee, 2002. Composites, ASM Handbook Vol.21

Ateş, H., 2003. Ferritik Süper Alaşımların Sürtünme Kaynağı İle Kaynaklanabilirliğinin Araştırılması, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Ateş, A., Turker, M., Kurt, A., 2007. Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron-based superalloy, *Materials & Design,* **28**, 948-953.

Atik, E., 1994. Yaşlandırılabilir Bir Al-Al203 Kompozitinde Aşınma Dayanımı Açısından Optimum Mekanik Özelliklerin ve Üretim Şartlarının Belirlenmesi Doktora Tezi Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Bursa.

Atik, E., Ünlü, S.B., Şen, O., Çavdar, U., 2006. Partikül Takviyeli AlSi12CuNiMg Kompozitinin Aşınma Dayanımı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, C.B.Ü Fen Bilimleri Dergisi, 2,75-87.

Aydın, R., 1997. T/M Çelik Parçalarda Isıl İşlemlerin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Isparta.

Bahrani, A.S., Grassland, B., 1976. Friction Welding, CME. 61-66.

Başçı, Ü.G., 1999. Al_20_3 Parçacık Takviyeli Al-Cu Esaslı Metal Matrisli Kompozit Malzeme Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İstanbul.

Bendzsak G.J., Northt. H. and Lİ. Z., 1997. Numerical Model for Steady-State Flow İn Friction Welding, *Acta Mater*., 45. No.4 pp 1735-1745.

Benjamin, J.S., Volin, T.E., 1974. The mechanism of mechanical alloying, Metallurgical Transactions, 5: 1929-1933.

Boyer, H.E., Gall, T.L., 1988. Joining, Metals Handbook, Desk Edition, Metals Park, Ohio 44073, pp 30, 58.

Bradbury, S., 1986. Powder Metallurgy Equipment Manual, U.S.A

Brooks, J.A., Lippold, J.C., 1993. Selection of wrought austenitic stainless steels, ASM Metal Handbooks, 6, 456-469.

Chen, I.W., 2000. Low Temperature Processing and Kinetics of Ceramics and Ceramic Matrix Composites with Large Interfacial Areas. Department of Energy, *Basic Energy Sciences,* Final Technical Report, Philadelphia, USA.

Castro, R.J., De Cadenet, J.J., 1974. Welding metallurgy of stainless steel and heat-resisting steels, *Cambridge University Press*, Cambridge.

Cöcen, Ü. ve Önel, K., 1996. Metal Matrisli Kompozitler Özellikleri ve Uygulamaları, Metalurji Dergisi, 20, 104:18-31.

Çalık, A., 2001. AISI 422 Martenzitik paslanmaz çeliğin kaynaklanabilirliğinin ve dolgu kaynağının araştırılması, I.Ulusal Demir-Çelik Sempozyumu ve Sergisi Bildiriler Kitabı, Ankara, 743-748.

Çam, G., 2002. Sürtünme karıştırma kaynağı ve uygulamaları, PAÜ Mühendislik Fakültesi 9. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, s:450-458.

Çelik, S., Ersozlu, I., 2009. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels, Materials and Design 30, 970–976.

Çelik, E., 2009. Elmas kesici takımlarda alternatif bağlayıcılar, Doktora Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Çiftçi, İ., 2005. Östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde kesici takım kaplamasının ve kesme hızının kesme kuvvetleri ve yüzey pürüzlülüğüne etkisi, Gazi Üniv. Müh Mim Fak Der, 20 (2): 205-209.

Dede, A., Soy, U. ve Aslanlar, S., 2002. Sürtünme Kaynak Yöntemi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, Mart, Sakarya, 6(1).

Develi, K., 2003. Östenitik paslanmaz çeliklerin mıg kaynağında argon hidrojen karışımının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 6-26.

Dinç, D., 2006. AISI 1040 ve AISI 304 Çeliklerinin sürtünme kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin araştırılması, Y. Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Balıkesir.

Dobrovidov, A.N., vd., 1975. Selection of optimum conditions for the friction welding of high-speed steel R6M5 to carbon steel 45, *Welding Prod.*, pp 22-26.

Donomoto, T., Funatani, K., Miura, N., and Miyake N., 1983. Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Diesel Engines, *Journal of Composite Materials***,** 9-10.

Duffin, F.D., Crossland, B., 1971. Friction welding with sudden relase of the fixed component, advances in welding processes, solid phase joining of the conference, The Welding Institute, Cambridge, 25 (1971).

Ejiofor, J. U., Reddy, R.G., 1997. Developments in The Processing and Properties of Particulate Al-Si Composites, JOM p.31-37.

Ellis, C.R.G., 1977. Friction Welding, Some Recent Applications of Friction Welding, Weld. and Metal Fab., 9 (7). 207-213.

Ellis, B.D., 1994. joining of metal matrix composites, a review TWI Report, 489.

Ersoy, H.Y., 2001. Kompozit Malzeme, Literatür Yayıncılık, İstanbul.

Ersözlü, İ., 2006. Sürtünme Kaynak Makinasının Bilgisayar Kontrollü Çalıştırılması ve SAE 4140 ve SAE 1050 Çeliklerine Uygulanması, *Yüksek Lisans Tezi,* Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Balıkesir.

Fauzi M.N.A., Uday, M.B., Zuhailawati, H., Ismail, A.B., 2010. Microstructure and Mechanical Properties of Alumina-6061 Aluminum Alloy Joined by Friction Welding, Materials and Design 31 670-67.

Fukumoto, S., Tsubakino, H., Okita, K., Aritoshi, M., Tomita, T., 2000. Scripta Mater. 42, 807-812.

Fratini, L., vd., 2012. Investigations on the linear friction welding process through

numerical simulations and experiments, Materials and Design 40, 285-291.

Fritz, J., Staudınger, H., 1974. Microstructural In Investigations On Friction Welded Joints Between Heat Treatable And High Speed Tool Steel, A Comparison Between Flash Butt Welding And Friction Weding Tecniques Including Some Practical Investigation, Praktische Metallographie, 197-211.

Fujiki, A., 2001. Present State and Future prospects of Powder Metallurgy Parts For Automotive Applications, Materials Chemistry and Physics, 67, 298-306.

Geçkinli, A.,E., 1991. İleri Teknoloji Malzemeleri ***İTÜ Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü***, İstanbul, 60-91.

German, R. M., 1997. Sintering Theory and Practice, John Wiley and Sons, Inc., NewYork.

German, R.M.,1998. Powder Metallurgy of Iron and Steel, Joyn Wiley and Sons. Inc., USA.

German, R.M., 1984. Powder metalurgy science. MPIF, 278. 133-136s, USA.

German, R.M., 1989. Powder metallurgy science. MPIF, 203-335s, USA.

German, R.M., 1994. Powder Metallurgy Science (second edition*)* MPIF,Princeton, New Jersey, 1-878954-42-3.

German, R., M., 2005. Powder Metallurgy and Particulate Materials Processing.

Görener, A., 2007. Al-Si matrisli kompozit malzemelerin korozyon davranışlarının incelenmesi Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü 125 s.

Ghosh, M., Chatterjee, 2002. Characterization of transition joints of commercially püre titanium to 304 stainless steel, Materials Characterization, 48, 393-399.

Gül, A., 2006. Farklı Metalsel Malzemelerin Sürtünme Kaynağında, Kaynak Parametrelerinin Dikiş Özelliklerine Etkisi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Gül, F., 1999. Döküm Yoluyla Alüminyum Temelli Parçacık Takviyeli Kompozit Geliştirme, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 179, İstanbul.

Güldaş, A. M., 1998. Aşınma deney aparatının tasarımı, üretimi ve metal matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarının deneysel olarak incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi ,Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

Gülgün, H., Aydoğdu, M., Aydınol, K., 2005. AISI 316L tipi östenitik paslanmaz çeliklerin taneleraası korozyona duyarlılığının elektrokimyasal polarizasyon yöntemiyle belirlenmesi, ***Metalurji,*** (140): 50-61.

Groover, M.P., 1996. Fundamentals of modern manufacturing: Materials, processes, and systems, Prentice-Hall Inc., New Jersey, USA, 251-639.

Güneş, D., 2010. Al matrisli SiC_p takviyeli kompozit ile Ç1030 çeliğinin sürtünme kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin araştırılması, Y. Lisans Tezi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Balıkesir.

Hale, R., 2003. Powder metallurgy process and applications, AE 510 research project, University of Kansas, Lawrance, 82s. U.S.A.

Han, N. L. and Yang, J. M. and Wang, Z.G., 2000. Role of Real Matrix Strain Low Cycle Fatigue Life of A SiC Particulate Reinforced Aluminium Composite, Scripta Mater 43. 801-805.

Hanyaloğlu, S.C., M Colm, I.J., 1999. Alüminyum Nitrür/Nikel-Alüminyum kompozitlerin toz metalurjisi metoduyla üretimi, *Uluslararası Katılımlı 2. Toz Metalurjisi Konferansı,* ODTÜ, Ankara, 653-659.

Hasçalık, A., 2003. Al_2O_3 Oranının Al/Al_2O_3 kompoziti ile AISI 1020 çeliğinin sürtünme kaynağına etkisi , F. Ü. Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi, 15(2), 99-108.

Hasçalık, A., Orhan, N., 2007. Effect of particle size on the frition welding of reinforced 6160 Al alloy composite and SAE 1020 steel, Materials and Design 28, 313-317.

Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M.S.J., 2001. The enhancement pf weldability of SiC particle in cast aluminium matrix composites, Journal of Materials Processing Technology 119, 329-335.

Hiçyılmaz, N., 1999. Toz Metalurjisi Yöntemleri ile Elde Edilen Seramik Tanecik Destekli Alüminyum Esaslı Kompozit Malzemelerin Aşınma Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara.

Huda, M.D., Hashmi, M.S.J., 1995. MMC's Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, Metal Matrix Composites Part I: Application and Processing, Hobbs The Printers Ltd.

Hughess, D., H., 1986. Fibres Reinforcement Composite Materials-Part 2, *The JournalInst. of Metals and Materials***,** 45 359-365.

Ilgaz, U.M, 1997. Basınçlı Döküm Yöntemiyle Üretilen Seramik Parçacık Takviyeli Al-Si Esaslı Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Mekanik Özellikleri, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Ishibashi A, Ezoe S, Tanaka S., 1983. Bulletin of the JSME, 26 (216), 1080.

Jayabharath, K. vd., 2007. Investigations on the continuous drive friction welding of sintered powder metallurgical (P/M) steel and wrought copper parts, Materials Science and Engineering , A454-455, 114-123.

James, B.A., 1985. Liquid Phase Sintering in Ferrous Powder Metallurgy, Powder Metallurgy, 283.

Jenning, P., 1971. Some Properties of Dissimilar Metal Joints Made by Friction Welding, The Welding Institute, Abinghton Hall Cambridge, pp 147-153.

Kahraman, N., Gülenç, B., Akça, H., 2002. Ark kaynak yöntemi ile birleştirilen ostenitik paslanmaz çelik ile düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerinin incelenmesi, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., 17 (2):75-85.

Kaluç, E., 1988. Ferritik-östenitik paslanmaz çelik çiftinin nokta kaynağında kaynak parametrelerinin çekme-makaslama mukavemetine ve tanelerarası korozyona etkisi, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 20-25.

Kaluç, E., 1990. Ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin kaynağı, Gedik Kaynak Dünyası, İstanbul.

Kaluç, E., Taban, E., 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları, Makine Tek., Sayı. 84.

Kalpakjan, S., Schmid, S.R., 2003. Manufacturing processes for engineering materials (4th. ed.), ***Prentice Hall***, New Jersey, 660-668.

Kayır, Y. Z., 2003. Türkiye paslanmaz çelik üretebilir mi, II.Ulusal Demir-Çelik Sempozyumu ve Sergisi Bildiriler Kitabı, Ankara, 11-23 (2003).

Kırık, İ., Özdemir, N., 2012. The effect of friction time on the microstructure and mechanical properties of friction welded AISI 1040/duplex stainless steel, *Journalagent,* SAUFBE-07269, in press.

Kırık, İ., Özdemir, N., 2012. PLC kontrollü sürekli tahrikli sürtünme kaynak makinesinin tasarım ve imalatı, *International Conference on Welding Technologies and Exhibition,* 23-25 May 2012, Ankara, Turkey.

Kırık, İ., 2012. Sürtünme kaynağı ile birleştirilen AISI1040/AISI304L çelik çiftinin elektrokimyasal korozyon davranışının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Korkut, M. H., 1997. Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elmentlerin etkilerinin araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 5-10.

Kurt, A., 1992. Toz metal bronz yatak malzemelerin özellikleri, Yüksek Lisans Tezi***, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü,*** Ankara, 8-35.

Kuşkonmaz, N., Toy, Ç., Apdemir, O., Tekin, A., 1993. Si_3N_4' ün karbon termal sentezi sırasında oluşan visker morfolojisinin incelenmesi, ***7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi,*** Ankara, 625-634.

Kuruzar, D. L., 1979. Joint Design For The Friction Welding Process, Welding Journal, pp.31-35.

Küçükrendeci, İ., İpek, İ.,Güleşen M., 2006. 13. uluslararası malzeme sempozyumu, Denizli.

Lee, D.G., Jang,K.C., Kuk, J. M., Kim, I. S., 2004. Fatigue properties of inertia dissimilar friction-welded stainless steels, J*ournal of Materials Processing Technology*, 155-156, 14021407.

Li, W.-Y., vd., 2008. Effect of friction time on flash shape and axial shortening of linear friction welded 45 steel, *Materials Letters*, **62**, 293-296.

Lienert, T.J., Baeslack, W.A., Ringnalda, J., ve Fraser, H.L., 1996. Inertia-Friction Welding of SiC-Reinforced 8009 Aluminium Journal of Materials Science 31 2149-2157.

Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005. Welding metallurgy and weldability of stainless steels, A John Wiley Sons. Inc. Publication, 88-135.

Lippold, J.C., 1993. Introduction to the selection of stainless steels, ASM Metal Handbooks, 6, 431.

Mabuchi, M., Higashi, K., 2001. An experimental investigation of a superplastic constituve equation in Al-Mg-Si alloy composites reinforced with Si̇3N4 whiskers, ***International Journal of Plasticity,*** Japan, 17:399-407.

Muhandas, T., vd., 2000. Microstructure and mechanical properties of friction welds of α+β titanium alloy, Materials Science and Engineering, 70-82.

Muratoğlu M., Yılmaz O. ve Aksoy M., 2006. Investigation on diffusion bonding characteristics of aluminum metal matrix composites (Al-SiC_p) with pure aluminum for different heat treatments, Journal of Materials Processing Technologoy, 178 211-217.

Nentwig, A. W. E., Appel, L.,1996. Friction Welding of Cross Section of Different Sizes, Schweissen und Schneiden/Welding & Cutting v 48 n 12 Dec. PE 236-E237 4qq.

Noble, D.N., 1992. Plasma arc cutting and welding, Welding Design And Fabrication, 23-56.

Noble, D.N., 1993, Selection of wrought duplex stainless steels, ASM Metals Handbook, 6, 471-479.

Odabaş, C., 2007. Paslanmaz çeliklerin temel özellikleri, kullanım alanları ve kaynak yöntemleri, Kaynak Tekniği Sanayi Ve Ticaret A.Ş., İstanbul, 3-15, 59.

Odabaş, C., 1988. Östenitik çeliklerin genel özellikleri, Metal & Kaynak, (87): 60-65.

Orhan, N., 1996. Difüzyon Kaynağı İçin Yeni Bir Model ve Duplex Alaşımlara Uygulanması, Doktora Tez, F.Ü. Fen Bilimleri Ens. Elazığ.

Özdemir, N., 2002. Tane küçültülmüş düşük alaşımlı yüksek karbonlu çeliklerin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliğinin araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Özdemir, N., 2005. Investigation of the mechanical properties of friction-welded joints between AISI 304L and AISI 4340 steel as a function rotational speed, Materials Letters, 59, 2504-2509.

Özdemir, N., Sarsılmaz, F., Hasçalık, A., 2007. Effect of rational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel, Materials Design, 301-307.

Özdemir, M., 2003. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile alüminyum alaşımlarının kaynaklanabilirliği, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Ens. Ankara.

Özdemir, N., Orhan, N., 2004. Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş süperplastik haldeki ötektoid üstü çeliğin ara yüzey mikroyapı değerlendirmesi, 11. Uluslararası Makine Tasarım ve İmalat Kongresi, Antalya, 13-14.

Özdin, K., 2006. Alüminyum Esaslı SiC Takviyeli Kompozitlerin Üretimi ve Aşınma Özelliklerinin Araştırılması, Doktora Tezi Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Özkal, B., 2002. Wolfram Ağır Alaşımlarında Başlangıç Toz Özelliklerinin Sıvı Faz Sinterlemesi Yoluyla Yoğunlaşma Süreçlerine Olan Etkileri, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü., F.B.E., İstanbul.

Özsoy, M., Kaluç, E., 2002. Sürtünen eleman ile birleştirme kaynağının esasları, *Mühendis ve Makine Dergisi,* **43**, 513, 19-26.

Öveçoğlu, M.L. 1997**.** Toz Metalurjisi Tarihsel Gelişim, Üretim Aşamaları ve Yeni Eğilimler, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, 449-475.

Park, I. D., Lee, C.T., Kim, H.S., Choi, W.J., Kang, M.C., 2011. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 21 42-46.

Pollard, B., 1993. Selection of wrought precipitation-hardening stainless steels, ASM Metals Handbook, 6, 482-493.

Popandopulo, A.N., Tkachevskaya, G.D., 1977. Structure Of Shiny Nonfusion Rings In Friction Welded High- Speed Steels, Met. Sci. And Heat Treat., 152- 154. Feb.

Rafi, H. K., vd., 2010. Microstructure and tensile properties of friction welded aluminum alloy AA7075-T6, Materials and Design 31, 2375–2380.

Rajamanı, G.P., Shunmugam, M. S., Rao, K. P., 1992. Parameter Optimization and Properties Of Friction Elded Quenched And Tempered Steel, Weld. J., 225s-230s.

Reddy, G.M., Ramana, P.V., 2012. Role of nickel as an interlayer in dissimilar metal friction welding of maraging steel to low alloy steel, Journal of Materials Processing Technology 212 66–77.

Rotundo, F., vd., 2010. Mechanical and microstructural characterization of 2124Al/25 vol.%SiC_p joints obtained by linear friction welding (LFW), Composites A 41 1028–1037.

Rotundo, F., vd., 2013. Dissimilar linear friction welding between a SiC particle reinforced aluminum composite and a monolithic aluminum alloy: Microstructural, tensile and fatigue properties, . Materials Science & Engineering A 559 852-860.

Sağırlı, A., 1990. Mekanik Eksantrik Toz Metal Presi ve Toz Metal Teknolojisi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Šalak.A, Vasilka K, Selecka M, Daminger H., 2006. New Short Time Face Turning Methot For Testing the Machinability of PM Steel.Journal of Processing

Šalak, A., 1995. Ferrous powder metallurgy. Cambridge International Science Publishing, 450, England.

Sarıoğlu, C., 2001. Demir-çelik ve alaşımlarının yüksek sıcaklıkta oksidasyonu ve oksidasyondan korunma yollarıaz, I.Ulusal Demir-Çelik Sempozyumu Ve Sergisi Bildiriler Kitabı, Ankara, 731-741.

Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N., 2007. Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri 1. Baskı, ***Uyum Ajans***, Ankara, 180-190, 235-270.

Sathiya, P., Aravindan, S., Noorul Haq, A., Paneerselvam, K., 2009. Optimization of friction welding parameters using evolutionary computational techniques, *Journal of Mat. Proc. Tech*, **209,** 2576-2584.

Satyanarayana, V.V., Madhusudhan, Reddy, G., Mohandas, T., 2005. Dissimilar metal friction welding of austenitic-ferritic stainless steels, Journal of Materials Processing Technology, 160, 128.

Schwartz, M.M., 1996. Composites Materials: Volume I, Prentice Hall PTR, Upper Saddle River, New Jersey, 10-42.

Seli, H., Ismail, A.I.Md., Rachman, E., Ahmad, Z.A., 2010. Mechanical evaluation and thermal modelling of friction welding of mild steel and aluminium Journal of Materials Processing Technology 210 1209-1216.

Seregin, S.A., Sabantsev, V.P., 1977. The Friction Welding of Quenched Steel, *Weld. Prod*., pp. 20-23.

Sınmazçelik, T., 2003. Kompozit Malzemeler Ders Notları, Kocaeli Üniversitesi.

Silva, A., Meyer, A., Santos, Jorge., Kwietniewski, C., Strohaecker, T., 2004. Mechanical and metallurgical properties of friction-welded TiC particulate reinforced Ti-6Al-4V, Composites Science and Technology, 64.

Slipenyuk, A., Kuprin, V., Milman, Yu., Spowart, J.E. ve Miracle, D.B., 2004. The Effect of Matrix to Reinforcement Particle Size Ratio (PSR) on the Microstructure and Mechanical Properties of a P/M Processed AlCuMn/SiC_p MMC, Materials Science and Engineering A, 381(1-2):165–170.

Smith, W.F., 2001. Structure and Properties of Engineering Alloys, Cilt 2, Çeviri Editörü:Erdoğan, M., McGrawhill Inc., New York.

Somunkıran, İ., 1999. Demir Esaslı Molibden, Nikel, Bakır Katgılı TozMetal Alaşımının Mekanik Özelliklerine Bakır Oranının Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Spindler, D.E.,1994. What Industry Needs to Know Friction Welding, Welding Journal, pp 37-42, 1994.

Srinivasan, M., ve diğ., 2011. Feasibility of joining AZ31B magnesium metal matrix composite by friction welding, Materials and Design 32 ,1672-1676.

Sun, K., Shi, Q.Y., Sun, Y.J., Chen, G.Q., 2012. Materials Science and Engineering A 547 32-37.

Sur, G., 2002. Alüminyum esaslı kompozitlerin üretim ve işlenebilirliğinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara 3-42.

Şahin, A.Z., Yılbaş, B.S., Ahmed, M., Nickel, J., 1998. Analysis of The Friction Welding Process In Relation to the Welding of Copper and Steel Bars, Journal of Materials Processing Technology 82, 127-136.

Şahin, Y., 2000. Kompozit Malzemelere Giriş Kitabı, Ankara.

Şahan, E., 2002. Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretilen Al Matrisli A1203 Takviyeli Kompozitin Sürtünme Kaynağının Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Elazığ.

Şahin, İ., 2004. Silisyum Karbür Takviyeli Al-Si Matrisli Kompozit Malzemelerin Mikro yapılarının ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Y.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü- Doktora Tezi, 35-47.

Şahin, M., 2005. Joining with friction welding of high-speed steel and medium- carbon

Şahin, Y., 2006. Kompozit Malzemelere Giriş, Ankara. steel, Journal of Materials Processing Technology, 168 202.

Şahin, M., 2001. Sürtünme Kaynağı ile Birleştirmede Parça Boyutları ve Plastik Sekil Değiştirmenin Etkilerinin Araştırılması, Doktora Tezi, T. Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne.

Şahin, M., Akata, H.E., 2003. Journal of Materials Processing Technology 142, 239-246.

Şahin, A. Z., Yılbaş, B. S., Al-Garni., 1996. Friction Welding of Al-Al, Al-Steel, and Steel-Steel Samples, *Journal of Materials Engineering and Perfonmance v5 n1.P 89-99*

Şevik, H., 2004. Alümina Partikül Takviyeli Al-Si Esasli Kompozitlerin Basınçlı Döküm Yöntemi ile Üretilmesi ve Özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü

Şık, A., Kayabaş, Ö., 2003. Sürtünme karıştırma kaynağı ile yapılan alüminyum kaynağında kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin incelenmesi, Gazi Üniversitesi Endüstriyel Santalar Eğitim Fakültesi Dergisi, Y.11, S.12, s.30-43.

Taban, E., Gould, J.E., Lippold, J.C., 2010. Materials and Design 31 2305–2311.

Taner, E., 2000. Toz Metalurjisi Üzerine Yeni Çalışmalar Mühendis ve Makina cilt 41 sayı 483, 30-32.

Tanoğlu, M.,Seyhan, A.T.,Ünaler, E., 2004. Çok Fonksiyonlu/Çok Tabakalı Kompozit Hafif Zırh Malzemelerinin Proses Ve Karakterizasyonu, Savtek, Savunma Teknolojileri Kongresi Bildiriler Kitabı.

Torralba, J.M., Costa, C.E. and Velasco, F., 2003. P/M Aluminum Matrix Composites: An Overview, Journal of Metarials Processing Technology, 133: 203-206.

Tülbentçi, K., Kaluç, E., Yılmaz, M., 1993. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynağı, Kaynak Dünyası, (47): 18-24.

Türk TM Derneği, 2006. İnternet Sitesi

Tylecote, R.Y., 1968. The Solid Phase Welding of Metals, *Edward Arnold Ltd*.,London, 1-150.

Uday, M. B., vd., 2011. Evaluation of interfacial bonding in dissimilar materials of YSZ-alumina composites to 6061 aluminium alloy using friction welding, Materials Science and Engineering A 528, 1348–1359.

Uday, M. B., vd., 2011. Effect of welding speed on mechanical strength of friction welded joint of YSZ–alumina composite and 6061 aluminum alloy, Materials Science and Engineering A 528, 4753-4760.

Uday, M. B., vd., 2012. Thermal analysis of friction welding process in relation to the welding of YSZ-alumina composite and 6061 aluminum alloy, Applied Surface Science 258, 8264-8272

Upadhyaya, G.S., 2000. Sintered Metallic and Ceramic Materials: Preparation, Properties, and Applications, Wiley, New York

URL-1, www.migweld.de.com, 2009.

Uzkut, M.,Ünlü, B. S., Akdağ, M., 2006. Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi (1) 11-17

Ünal, R., Kainer, K.U., 1999. Toz metalurjisi yöntemi ile Al-SiC alaşımı üretilmesi ve mekanik özellikleri, Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, ODTÜ, Ankara, 579-584.

Vill, V.I., vd., 1962. Friction Welding of Metals, AWS, Newyork.

Voinov, V.P., vd., 1972. Fatigue Strength of Friction- Welded Joints Between Steels 20 and 40 Kh, *Weld. Prod.,* 51-54.

Wallenberger, F.T., 2000. Advanced Inorganic Fibers, Kluwer Academic Publishers.

Westgate, S.A., Dunkerton, S.B., 1985. Friction and Flash Welding-Mechanical Properties Reviwed, *The Welding Int. Research Bulletin*, 49-53.

Wang, J., Dannınger, H., 1998. Dry Sliding Behaviour of Molybdenum Alloyed Sintered Steels, Wear 222, 49-56.

Weeton, J.W., Peters, D.M., Thomas, K.L., 1990. Engineers' guide to composite materials, American Society for Metals, 1-10.

Winiczenko, R., 2012. Mieczysław Kaczorowski Materials and Design 34 444-451

Winiczenko, R., 2013. Mieczysław Kaczorowski Journal of Materials Processing Technology 213 453-462.

Yılbaş, B. S., Şahin, A.Z., Kahraman, N., Al-Garni, **A.Z.,** 1995. Friction welding of St-Al and Al-Cu materials, *Journal of Mat. Proc. Tech.,* **49**, 431-443.

Yıldırım S., 1999. Fe-Ferrokrom Tozundan Elde Edilen Kompozitin Mekanik Özelliklerinin Araştırılması Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

Yılmaz, R., 2005. Fe-Cr-Mn-C Kompaktların Üretimi ve Element Miktarlarının Sertlik ve Kırılma Tokluğuna Etkisi, 4. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı, Sakarya 1228-1236

Yılmaz, M., 1993. Farklı Takım Çeliklerinin Sürtünme Kaynağında Kaynak Bölgesinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.

Yorulmazel, S. C., 2007. Paslanmaz çelik konstrüksiyonlarda oluşan distorsyonların Etüdü, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 14-15.

Zhang, X.P., Ye, L., Mai, Y.W., Quan, G.F., Wei, W., 1999. Investigation on Diffusion Bonding Characteristics of SiC Particulate Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites (Al/SiC-MMC), Composites Part A, 30, 1415-1421.

Zhou, Y., Li, Z., Hu, L., Fuji, A., 1995. North, T.H., Mechanical Properties of Particulate MMC/AISl 304 Frict ion Joints, ISIJ Internat ional, Vol. 35, No. 10, pp. 131 51, 321.

ÖZGEÇMİŞ

1970 yılında Elazığ'da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini Elazığ'da tamamladı. 1996 yılında Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Makine Eğitimi Bölümünü bitirdi ve 2004 yılında Metalurji Eğitimi' nde Yüksek Lisans yaptı. 2005 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı'nda doktora eğitimine başladı. Halen Elazığ Gazi E.M.L' nde öğretmen olarak görev yapan Zülküf BALALAN, evli ve iki çocuk babasıdır.

Zülküf BALALAN
ELAZIĞ – 2013