

## ÖNSÖZ

Dinamik yüklemelerin olduğu kaynaklı birleştirmelerde yorulma kırılmalarının kaçınılmaz olduğu bilinmektedir. Yorulma kırılmalarında çatlak oluşumu yüzeyden başladığından ergitmeli kaynak yöntemi sonrasında ITAB bölgesinde olacak kayıpların yorulma dayanımını olumsuz yönde etkileyeceği açıktır. Bu nedenle ITAB bölgesinde yapılacak iyileştirmelerin çatlak ilerleme davranışında etkisi olacağı öngörülmüştür. Bu amaçla proje kapsamında 20 mm kalınlığında Al 5083 (Al-Mg) alüminyum plakalar üzerinde Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK) yöntemi ile kaynaklı birleştirmeler yapılmadan önce Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP) kullanılarak kaynak sonrası mikroyapı, mekanik özellikler ve çatlak ilerleme davranışı incelenmiştir.

Proje ekibimiz, çalışmalarında kendisine destek veren Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu'na, değerlendirmeleri ile projeyi zenginleştiren hakemlerimize ve Kurum çalışanlarına teşekkür eder.

## İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
TABLO LİSTESİ .....	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vi
ÖZET.....	x
ABSTRACT .....	xi
1. GİRİŞ .....	1
2. LİTERATÜR ÖZETİ.....	3
2.1 Sürtünme Karıştırma Prosesi ve 5083 Alüminyum Alaşımı .....	5
3. GEREÇ VE YÖNTEM .....	11
3.1 İçyapı İncelemeleri .....	11
3.2 Mekanik testler .....	11
3.3 XRD analizi .....	13
4. BULGULAR.....	14
4.1 Ana Malzeme Karakterizasyonu .....	14
4.1.1 Kimyasal Analiz .....	14
4.1.2 İç Yapı Karakterizasyonu.....	14
4.1.3 X-Işını Analizi.....	21
4.2 Sürtünme Karıştırma Yöntemi Uygulamaları .....	23
4.2.1 A01 ucu ile denemeler .....	23
4.2.2 Triflude Ucu İle Gerçekleştirilen Denemeler .....	33
4.2.3 Truncated-3f Ucu İle Gerçekleştirilen Denemeler.....	35
4.3 SKP uygulamaları sonrası mikro yapı ve sertlik değişimi incelemeleri .....	37
4.4 Gazaltı Kaynağı (GMAW) Uygulamaları .....	48
4.4.1 5083 Alaşımının GMAW Uygulaması .....	48
4.4.2 FSP Uygulanmış Plakalar'da GMAW Uygulamaları .....	49
4.5 Yorulma Çatlağı İlerleme Testleri.....	50

5. BULGULARIN TARTIŞILMASI.....	56
6. SONUÇ .....	62
REFERANSLAR.....	64

## TABLO LİSTESİ

Tablo 1. Analize ait veriler .....	13
Tablo 2. Kimyasal analiz sonuçları .....	14
Tablo 3. Analize ait veriler .....	21
Tablo 4. SKP deneylerine ait değişkenler ve çıkılan sıcaklıklar. ....	26
Tablo 5. Triflude SK ucu ile gerçekleştirilen denemelere ait parametre setleri. ....	34
Tablo 6. Truncated-3f SK ucu ile gerçekleştirilen denemelere ait parametre setleri. ....	35
Tablo 7. Kaynaklı plakaların birleştirmelerinde uygulanan parametre setleri. ....	48
Tablo 8. Ana malzeme, kaynaklı birleştirme ve SKP'ne müteakip kaynaklı birleştirme numunelerinin ortalama tane boyutları (çatlak ilerleme ekseninde), tek eksenli çekme testi mukavemet verileri ve yorulma çatlak ilerleme parametreleri (ana malzemede hadde yönüne dik, kaynaklı birleştirmelerde kaynak doğrultusuna dik). ....	57

## ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 1. a) Sürtünme karıştırma kaynağı, b) Sürtünme karıştırma prosesi.....	4
Şekil 2. Bir Alüminyum alaşımında iç yapı; a) Döküm sonrası, b) SKP sonrası [15].....	5
Şekil 3. Döküm alüminyum A356 alaşımında değişen karıştırıcı uç dönüş hızları ve ilerleme hızlarına bağlı olarak Gerilim-uzama eğrileri[17].....	6
Şekil 4. SKP ile modifiye edilmiş sürekli döküm 5083 alaşımının sıcak çekme sonrası uzama değerleri [18]. ....	7
Şekil 5. Çeşitli kaynak dikişleri ve S-N eğrileri.....	7
Şekil 6. 5083 alaşımının çift taraflı kaynaklı birleştirmesinde dikiş kenarından başlayan yorulma kırılması [19]; (a) ölçüler ve şematik gösterim, (b) makro görüntüsü. ....	7
Şekil 7. 5083 alaşımının GMA ve SK kaynaklarına ait S-N eğrileri (R=0.1) [20].....	8
Şekil 8. SK kaynağı ile birleştirilmiş 5083 alaşımına ait (a) makro yapı görüntüsü ve üç bölgeye ait EBSD görüntüleri (b) Karışım bölgesi SZ, (Dinamik yeniden kristallenme bölgesi, DXZ) (c) termomekanik etkilenmiş bölge (TMAZ) ve (d) ana malzeme (AM) e) ana malzeme (BM) ve DXZ'ye ait da/dN-ΔK eğrileri [21].....	8
Şekil 9. Karıştırıcı ucun ilerleme yönünde a)sağ taraftan ve b) sol taraftan alınan sonuçlar[26] .....	9
Şekil 10 Karışım bölgesinden alınan a) EBSD görüntüsü b) tane boyutu ve dağılımı ve c) sertlik değerleri [27] .....	9
Şekil 11 Sıcak çekme testi a) Ana malzeme b) Sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzeme[27].....	10
Şekil 12. Karışma bölgesi'nden (SZ) ana metale geçişin EBSD (IPF) haritası [28] A) Karışma bölgesi (SZ), B) ve C) TMAZ ve D) ITAB .....	10
Şekil 13. SKP sonrası a) Çekme testi ve b) sertlik taraması sonuçları [28] .....	10
Şekil 14. Elektrolitik parlatma/dağlama cihazı .....	11
Şekil 15. Çekme test cihazı .....	12
Şekil 16. Dinamik test cihazı .....	12
Şekil 17. CT numunesi şematik gösterimi .....	13
Şekil 18. 5083 Al-Mg alaşımı levha üzerinde numune alınan üç yüzeyin şematik görünümü. ....	14
Şekil 19. Haddeye dik yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü. ....	15
Şekil 20. Hadde yüzeyinden elde edilen içyapı görüntüsü .....	15
Şekil 21. Haddeye paralel yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü .....	16
Şekil 22. Optik mikroskop ile tespit edilen intermetalik bileşikler.....	16
Şekil 23. Metaller-arası bileşiklerin SEM görüntüsü .....	17
Şekil 24. Tip 1 'e ait noktasal analiz sonuçları.....	17

Şekil 25. Tip 1 'e ait çizgisel tarama sonuçları .....	18
Şekil 26. Tip 2 'ye ait noktasal analiz sonuçları.....	18
Şekil 27. Tip 2 'ye ait çizgisel tarama sonuçları.....	18
Şekil 28. Hadde yüzeyinden elde edilen içyapı görüntüsü .....	19
Şekil 29. Haddeye paralel yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü .....	20
Şekil 30. Haddeye dik yüzeyden elde edilen içyapı görüntüsü .....	20
Şekil 31. Hadde yüzeyinden (ND'ye dik yüzey), haddeye dik yüzeyden (RD'ye dik yüzey) ve haddeye paralel yüzeyden (TD'ye dik yüzey) elde edilen içyapıların görüntüsü.....	21
Şekil 32. Alüminyuma ait X-ışını kırınım profili .....	22
Şekil 33. 5083 Al-Mg alaşımından elde edilen X-ışını kırınımı profiline ait Rietveld analizi sonuçları.....	23
Şekil 34. A01 SKP takım ucu .....	24
Şekil 35. SKP deneylerinde plakanın tezgâh üzerine yerleştirilmesi ve karıştırıcı ucun ilerleme yönü belirtilmiştir.....	24
Şekil 36. LabView programı "Front panel" ve "block diagram" görünümü .....	25
Şekil 37. SKP deneyleri için hazırlanan plakanın şematik görünümü (a) üst görünüm (b) yan görünüm .....	25
Şekil 38. SKP deneylerinin uygulandığı dört adet 5083 plakalarına ait görünüm.....	26
Şekil 39. İlk plaka üzerinde DN1, DN2 ve DN3 deneylerine ait genel görünüm.....	26
Şekil 40. SKP deneylerinde çıkılan sıcaklıklar a) DN1, b) DN2 ve c) DN3.....	27
Şekil 41. İkinci plaka üzerinde DN4, DN5, DN6 ve DN7 deneylerine ait genel görünüm. ....	28
Şekil 42. Üçüncü plaka üzerinde DN8, DN9 ve DN10 deneylerine ait genel görünüm .....	28
Şekil 43. Dördüncü plaka üzerinde DN11, DN12 ve DN13 deneylerine ait genel görünüm....	29
Şekil 44. Sabit ilerleme hızında (2.1cm/dk) üç farklı dönme hızına bağlı olarak çıkılan sıcaklıklar. ....	29
Şekil 45. Sabit dönme hızında (355rpm) üç farklı ilerleme hızına bağlı olarak dört ayrı noktada sıcaklık eğrileri.....	30
Şekil 46. Sabit dönme hızında (355 rpm) iki farklı ilerleme hızına bağlı olarak dört ayrı noktada sıcaklık eğrileri.....	30
Şekil 47. Sabit ilerleme hızında (21 mm/dk) iki farklı ilerleme hızına bağlı olarak dört ayrı noktada sıcaklık eğrileri.....	31
Şekil 48. İlerleme hızı (mm/sn.) ve dönme hızının çıkılan maksimum sıcaklığa etkisi [30]. ...	31
Şekil 49. SKP uygulanmış plakaların x-ışını ile çekilmiş radyografik filmlerinin görünümü ....	32
Şekil 50. SKP uygulanmış plakaların bir bölümünden alınan kesitlerden hazırlanan makro görüntüler. ....	33
Şekil 51. Triflud SK ucu .....	33

Şekil 52. Triflude uç ile SKP denemeleri .....	34
Şekil 53. Triflude uç ile denemelerde sıkça karşılaşılan kırılmaya ait görüntü .....	34
Şekil 54. Truncated-3f SK ucu.....	35
Şekil 55. Truncated-3f ucu ile karıştırılmış deneme plakasına ait görünüm .....	36
Şekil 56. Sıcak ve soğuk parametre denemelerine ait görünüm .....	36
Şekil 57. Bindirmeli SKP işlemi yapılmış plakalar. a) 290rpm-185mm/dk (soğuk) b) 720rpm-185mm/dk. (sıcak).....	36
Şekil 58. Bindirmeli SKP uygulanmış plakadan alınan makro kesit. ....	37
Şekil 59. DN3'e ait radyografik film görüntüsü .....	37
Şekil 60. DN13'e ait radyografik film görüntüsü .....	38
Şekil 61. DN3'e ait SKP uygulanmış bölgenin makro kesiti .....	38
Şekil 62. DN13'e ait SKP uygulanmış bölgenin makro kesiti .....	38
Şekil 63. DN3'e ait mikroyapı görüntüsü .....	39
Şekil 64. DN13 'e ait mikroyapı görüntüsü .....	39
Şekil 65. DN7 denemesinde SKP uygulamasının intermetalikler üzerindeki etkisi. ....	39
Şekil 66. Sıcak parametre setine ait mikroyapı görüntüsü .....	40
Şekil 67. Sıcak parametre setine ait mikroyapı görüntüsü .....	40
Şekil 68. Sıcak parametre seti optik mikroskop görüntüsü.....	41
Şekil 69. Soğuk parametre seti optik mikroskop görüntüsü .....	41
Şekil 70. İlerleme tarafında ve durulma tarafında incelenen geçiş bölgesi .....	42
Şekil 71. Sıcak parametre setine ait mikroyapıda (a) ilerleme tarafında ve (b) durulma tarafında ana malzemeye geçişin görünümü.....	42
Şekil 72. Soğuk parametre setine ait mikroyapıda (a) ilerleme tarafında ve (b) durulma tarafında ana malzemeye geçişin görünümü. ....	42
Şekil 73. Sıcak parametre setine ait kesitte sertlik profili .....	43
Şekil 74. Soğuk parametre setine ait kesitte sertlik profili .....	43
Şekil 75. Farklı kesit ve ölçülere sahip uç tipleri[[38].....	44
Şekil 76. Uygulama parametresi ile elde edilen kesite ait sertlik profili .....	45
Şekil 77. 5083 alaşımının FSP sonrası mekanik özelliklerinin karşılaştırılması .....	45
Şekil 78. Pin üzerinde üç bölgeden alınan mikroyapı görüntüleri.....	47
Şekil 79. Kaynaklı birleştirmeden alınan kesit üzerinde sertlik taraması .....	49
Şekil 80. FSP ile hazırlanmış plakaların kaynaklı birleştirmesinden alınan kesit üzerinde sertlik taraması. ....	50
Şekil 81. Ana malzemeye ait iki C(T) numunesine ait çatlak ilerleme testi a-N grafiği. ....	51

Şekil 82. Gaz-metal ark kaynağı birleştirmelerinden çıkarılan iki adet C(T) numunelerine ait çatlak ilerleme testi a-N grafiği (numune çentik eksenleri kaynaklı birleştirmenin ısıdan etkilenmiş bölgesi merkezlidir). .....	51
Şekil 83. Sürtünme-karıştırma prosesi uygulanmış plakaların gaz-metal ark kaynağı ile birleştirmelerinden çıkarılan iki adet C(T) numunelerine ait çatlak ilerleme testi a-N grafiği (numune çentik eksenleri kaynaklı birleştirmenin ısıdan etkilenmiş bölgesi merkezlidir). .....	52
Şekil 84. Ana malzemeye ait C(T) numunelerinin Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı / çatlak ilerleme hızı grafiği. ....	53
Şekil 85. Sürtünme-karıştırma prosesi uygulanmış plakaların gaz-metal ark kaynağı ile birleştirmelerinden çıkarılan C(T) numunelerinin Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı / çatlak ilerleme hızı grafiği. ....	53
Şekil 86. Gaz-metal ark kaynağı birleştirmelerinden çıkarılan C(T) numunelerinin Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı / çatlak ilerleme hızı grafiği.....	54
Şekil 87. Çatlak ilerleme testlerinden elde edilen n ve C değerleri .....	55
Şekil 88. Kaynak işlemi öncesinde sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış (SKP'li ITAB 1 ve 2) ve uygulanmamış (ITAB 1 ve 2) plakaların kaynaklı birleştirme C(T) numunelerinin çatlak ilerleme süreci gerilim-yoğunluğu faktör aralığına karşılık çatlak ilerleme hızı eğrileri. ....	59
Şekil 89. $\Delta K_{th}$ komşuluğunda çatlak profilleri; solda proses uygulanmamış ana malzemenin kaynaklı birleştirmesi, sağda proses uygulanmış malzemenin kaynaklı birleştirmesi görülmektedir.....	60
Şekil 90. $\Delta K_{th}$ komşuluğunda çatlak profilleri; solda proses uygulanmamış ana malzemenin kaynaklı birleştirmesi kırılma yüzeyinde oksitlenme, sağda proses uygulanmış malzemenin kaynaklı birleştirmesi yanal çatlaklar görülmektedir. ....	60
Şekil 91. Tip 1 metaller-arası yapı içinde oluşan ve Al-Mg matrise doğru ilerleyen çatlak görüntüsü. ....	61



## ÖZET

Bu rapor AA5083-H111 20 mm plaka malzemeler, bu malzemelerin gaz metal ark kaynağı işlemi sonrasında ısıdan etkilenmiş bölgesi ve bu malzemelerin sürtünme karıştırma prosesi ardından gaz metal ark kaynağı işlemi sonrasında ısıdan etkilenmiş bölgesinin, uluslararası literatürde rastlanmamış çatlak ilerleme tavrı verilerini sunmaktadır. Malzemenin bu koşullara istinaden belirlenen Paris-Erdoğan ilişkisi katsayıları, çekme testleri ve sertlik ölçümleri ile desteklenmiş, metalografik ve fraktografik gözlemlerle ilişkilendirilmiştir. Plaka malzemeler üzerinde, değişen takım ucu geometrileri ile dönme ve ilerleme hızı gibi sürtünme karıştırma proses parametreleri sınanarak optimum proses parametre kümeleri ve takım ucu geometrisi belirlenmiştir. Optimum parametre kümeleri uygulanarak elde edilen içyapıda tane boyutunun plaka yüzeyinde ortalama 54  $\mu\text{m}$ 'dan 1  $\mu\text{m}$  seviyesine kadar incelendiği gözlemlenmiştir. Proses edilmiş plaka malzemelere müteakiben uygulanan kaynak işlemi ısı girdisi ile tane irileşmesinin ortalama olarak 3  $\mu\text{m}$  ile sınırlı kaldığı görülmüştür. Proses edilmiş plakaların kaynaklı birleştirmeleri, proses edilmemiş plakaların kaynaklı birleştirmelerine göre daha yüksek mukavemet arz etmiştir. İnce tane yapısı ve görece yüksek mukavemeti ile proses edilmiş plakaların kaynaklı birleştirmelerinin çatlak ilerleme dirençlerinin daha yüksek olduğu ancak gerilim-yoğunluğu faktör aralığı eşik değerlerinin görece iri taneli ana malzeme ve proses edilmemiş ana malzeme kaynaklı birleştirmelerinin ısıdan etkilenmiş bölgelerine göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Çatlak ilerleme sürecinin bu ilk evresinde, eşik değerler arasındaki farklılık çatlak kapanma mekanizmaları ile açıklanmıştır.

## ABSTRACT

This report provides fatigue crack propagation data, which was previously missing in the literature, for AA5083-H111 20 mm-thick wrought plates base material and the heat affected zones of gas metal arc weldments with and without pre-weld friction stir processing. Paris-Erdoğan coefficients of the specimens that were prepared from the materials were supported with tension and hardness tests. In addition to this, these coefficients were correlated with metallographic and fractographic observations. The processing parameters, such as rotational and linear speed, and the tool geometry were optimized during a preliminary effort. Friction stir processing yielded grain refinement from 54  $\mu\text{m}$  for as-received material to 1  $\mu\text{m}$ . It was observed that the grain coarsening due to the arc welding heat input was limited up to 3  $\mu\text{m}$ . Moreover the tensile strength of the weldments after processing was observed to be higher than the weldments without pre-welding processing. Higher crack propagation resistance of the weld heat affected zone that had previously been processed as compared to the heat affected zone without pre-weld processing is associated to its higher strength and finer grain structure. However it was also noted that the threshold stress-intensity factor range of pre-weld processed specimens were higher as compared to the heat affected zone specimens without pre-weld processing. This observation is concluded with the differences in crack closure mechanisms.

## 1. GİRİŞ

Zırhlı personel taşıyıcıların iskelet ve gövde alt bütünlerinde kullandıklarında Alüminyum alaşımı (AA) 5083, görece yüksek özgül mukavemeti ile taşıta iyi balistik özelliklerin yanı sıra yüksek manevra kabiliyeti sunmaktadır. AA5083 ayrıca üstün korozyon özellikleri ile de taşıtlara her türlü iklim ve coğrafik ortamda kullanılabilirlik vasfı katmaktadır. Personel taşıyıcıların imalatında kaynak kaçınılmaz bir birleştirme tekniğidir. Yüksek metal transfer oranları ve sınırlandırılabilir ısı girdileri ile bu imalatlarda en yoğun olarak uygulanan kaynak yöntemi gaz metal ark kaynağıdır.

AA5083'ün mukavemeti katı çözelti ve soğuk deformasyon işlemleri ile arttırılmaktadır. Alaşımın gaz metal ark kaynağı gibi ergitme kaynak teknikleriyle kaynaklanabilirliği iyi olarak tanımlanmakla beraber kaynak prosesinin ısı girdisi, malzemenin alaşım içeriği ve soğuk deformasyon miktarına bağlı olarak, ısıdan etkilenmiş bölgede (IEB) mukavemet kayıpları gözlenmektedir. Mukavemet kaybı kaynak ısı girdisi ile tetiklenen metalürjik dönüşümlerle ilişkilendirilmektedir.

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) bir katı hal kaynak yöntemi olarak The Welding Institute (TWI, Britanya) tarafından geliştirilmiş ve 1991 yılında patentlenerek sunulmuştur. SKK, ergitme kaynak yöntemlerinden farklı olarak, malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında gerçekleştirilir ve daha düşük kaynak ısı girdisi ile kaynaklı birleştirmelerde daha kontrollü bir içyapı sunabilmektedir. Ancak yöntem, ergitme kaynak yöntemlerine göre yüksek maliyet, düşük üretim kapasitesi ve kalın cidarlı mamullerde kaynaklı birleştirmelerde tekrar edilebilirlik sorunlarını beraberinde getirmektedir. Yöntemin zafiyetlerinin temelinde uygulama için artan atalet gereksinimleri ile ilerleme hızı, eksen takibi ve baskı kuvveti gibi kaynak parametrelerinin kontrolünün güç olması bulunmaktadır. Özellikle tekrar edilebilirlik problemleri ve düşük imalat kapasitesi yöntemin birleştirmeler için sunduğu içyapı ve dolayısı ile mekanik özellik avantajlarına karşılık uygulanabilirliğini pratik olmaktan çıkarmaktadır. Sürtünme-karıştırma işleminin birleştirme amaçlı kullanılması yerine, bir içyapı iyileştirici işlem olarak döküm ve toz metalürjisi mamulü malzemeler için kullanıldığı uygulamalara Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP) denilmektedir. SKP uygulamaları, hâlihazırda yüksek atalete sahip malzeme kütlelerine uygulandığı için daha kontrol edilebilir işlemler ve tekrar edilebilir ürünler sunmaktadır. SKP uygulamaları ile döküm Alüminyum alaşımlarında büyük boyutlarda metaller-arası bileşiklerin kırılması ve homojen dağıtılması, birincil dendritlerde küçültme ve tane inceltmesi ve döküm boşluklarının giderilmesi sağlanmıştır. Bu sayede, süneklik, akma ve çekme dayanımlarında iyileştirmeler sağlanmıştır.

Döküm ve toz metalürjisi mamulü Alüminyum malzemelere SKP uygulanarak makro ve mikro yapı iyileştirmeleri çalışmalarından esinlenerek prosesin kaynaklı birleştirmelere de uygulanması fikri ve ilk uygulamaları birkaç yıl öncesine dayanmaktadır. Uluslararası literatürde çentik hassasiyeti yüksek olan Alüminyum malzemelerin kaynaklı birleştirmelerinde, kaynak kapağına SKP uygulamaları ile çentik etkisinin azaltılması ve kalıntı gerilimlerin kaynak yüzeyinde azaltılması marifetiyle birleştirmenin yorulma tavrının iyileştirilmesine yönelik çalışmalar mevcuttur. Bu çalışmalar çatlak başlama süreçlerinin de dahil olduğu yorulma süreçlerini inceleme altına almaktadır ve kaynak işlemi sonrasındaki SKP uygulamalarına yöneliktir. Literatür özetinde Alüminyum malzemelerin SKP ile iç yapı modifikasyonu, mekanik özellikler ve yorulma davranışı üzerine literatürde yer alan çalışmalardan örnekler verilmiştir.

Projemiz literatürdeki iki açık alana veri sağlamaktadır. Kaynaklı birleştirmeler, ergime (kaynak metali) ve ısıdan etkilenmiş bölgelerinde prosesin doğası gereği barındırdıkları makro ve mikro süreksizlikler (gözenek, sıcak çatlak, yetersiz ergime ve nüfuziyetsizlik) nedeniyle çoğu zaman çatlak oluşma süreci tamamlanmış olarak servis vermeye başlarlar. Günümüzde ekipman veya yapısal bütünlerin tasarımında veya muayene periyotlarının planlanmasında yorulma çatlak ilerleme tavrı, çatlak oluşum süreçlerinden daha büyük önem arz etmektedir. AA5083 ana malzemesi ve GMA kaynaklı birleştirmelerinin yorulma çatlak ilerleme testleri neticesinde elde edilen Paris-Erdoğan parametreleri projemizin açık literatüre sunduğu iki temel çıktısından birini oluşturmaktadır. AA5083 malzemelerin kaynak işlemi öncesinde proses edilmesiyle tane inceltmesi ve kaynak işlemi sonrasında elde edilen iç yapının iç yapı ve mekanik karakterizasyonu çıktıları ile de çalışmamız literatürde bir ilktir.

## 2. LİTERATÜR ÖZETİ

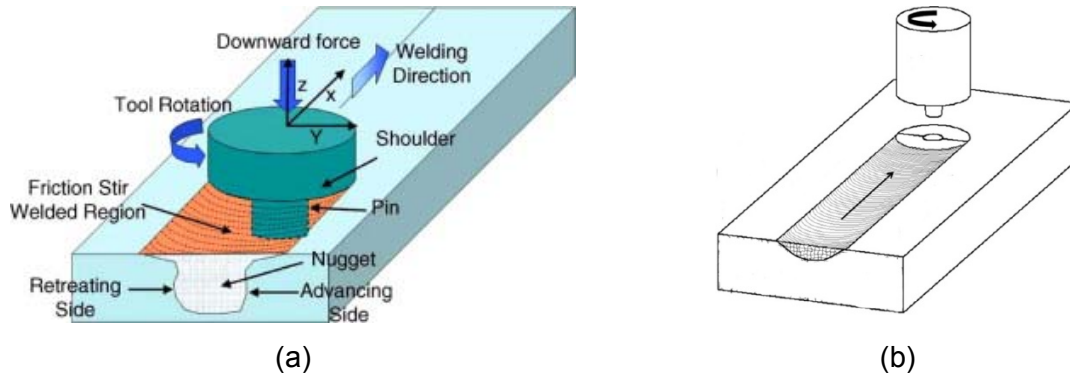
Görece yüksek özgül mukavemetleri ve korozyon özelliklerinin iyi olması nedeniyle Alüminyum alaşımlarının kara, hava, deniz ve demiryolu taşıt alt bütünlerinde kullanımı tercih edilmektedir. Bu alaşımların nihai mukavemetleri katı çözelti, soğuk deformasyon ve yaşlandırma yöntemleri kullanılarak uygulama alanına uygun olarak iyileştirilmektedir. Taşıtların bütünlenmesinde kaynak kaçınılmaz bir birleştirme tekniğidir. Bazı Alüminyum alaşım gruplarının kaynaklanabilirliği iyi olarak tanımlanmakla beraber dayanç arttırma işlemlerine ve alaşım içeriğine bağlı olarak bazı alaşımlara ergitme kaynak yöntemi uygulamaları sınırlandırılmaktadır. Hatta Alüminyum alaşımı (AA) 7075 gibi bazı alaşımların kaynaklı imalatına izin verilmediği bilinmektedir. Kaynaklanabilir Alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde yaygın kullanılan ark kaynağı yöntemleri Gaz metal Ark Kaynağı (GMAK) (diğer ismiyle Metal Asal Gaz Kaynağı, MIG) ve Gaz Tungsten Ark Kaynağı (GTAK) (diğer ismiyle Tungsten Asal Gaz kaynağı, TIG) olarak verilebilir.

5000 serisine ait Alüminyum alaşımları katı çözelti ve soğuk deformasyon ile dayanıcı arttırılan alaşımlardır. Kaynaklanabilirliği iyi olarak tanımlanan bu alaşımlarında, kaynak işlemi sonrasında kaynak ısı girdisi ile tetiklenen metalürjik dönüşümler nedeniyle mukavemet kayıpları kaydedilmiştir. Mukavemet kaybı özellikle ısıdan etkilenmiş bölgede (IEB, veya ısı tesiri altındaki bölge - ITAB) belirgin olmakla beraber mukavemetteki düşüş miktarı, kaynak işleminin ısı girdisi kadar yarı mamulün gördüğü deformasyon ve tavlama süreçleri ile de ilişkilidir.

Ergitme kaynak yöntemlerinden farklı olarak, katı hal kaynak yöntemleri malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında gerçekleştirilmeleri itibarıyla Alüminyum gibi metalürjisi egzotik malzemeler için daha düşük kaynak ısı girdisi ve kaynak işlemine müteakip daha kontrollü bir içyapı sunabilmektedir. TWI tarafından özellikle Alüminyum alaşımları için geliştirilen ve patentlenen sürtünme karıştırma kaynağı (SKK; Friction Stir Welding, FSW) bazı Alüminyum mamulü imalatlarda ergitme kaynak yöntemlerine alternatif olarak yaklaşık 20 yıldır kullanılmaktadır. Yöntem sürtünme kuvvetlerini kullanarak malzemenin ergime sıcaklığının altında yoğun plastik deformasyondan mütevellit metal akışı ve sıvama ile birleştirme olanağı sunmaktadır. Gerek sıcaklığın düşük olması gerekse ergitme kaynak yöntemlerinde karşılaşılan dolgu teli, koruma gazı, elektrot gibi sarfların olmaması ve zararlı duman ve ışınlar gibi riskleri içermediğinden bazı imalat tipleri için daha cazip bir yöntem olarak düşünülmektedir. Ancak yöntem, ergitme kaynak yöntemlerine göre yüksek maliyet, düşük üretim kapasitesi ve kalın cidarlı mamullerde kaynaklı birleştirmelerde tekrar edilebilirlik

sorunlarını beraberinde getirmektedir. SKK yönteminin uygulanmasında yüksek kararlılıkta fiksürleme, mekanizasyon ve otomasyon gereklilikleri söz konusudur. Bu gereklilikler imalat için gereken yatırım ve işletim maliyetlerini yükseltmektedir. Kaynak hızı, ergitme kaynak yöntemlerine göre düşüktür. Bunlarla beraber, özellikle kalın cidarlı malzemelere uygulandığında artan atalet gereksinimleri işlemin ilerleme hızı, eksen takibi ve baskı kuvveti biri süreçlerinin gerçek zamanlı ve sürekli kontrolünü güçleştirmekte ve yöntemin birleştirmeler için sunduğu içyapı ve dolayısı ile mekanik özellik avantajlarına karşılık uygulanabilirliğini pratik olmaktan çıkarmaktadır.

Sürtünme-karıştırma işleminin birleştirme amaçlı kullanılmasında birleştirme hattının görece düşük ataleti nedeniyle zafiyetler, işlemin döküm malzemelerin yüzey ve yüzey-altı içyapılarının iyileştirmesi amacıyla kullanıldığı Sürtünme Karıştırma Prosesi uygulamalarında büyük oranda giderilmektedir. Sürtünme karıştırma prosesinin (SKP) temelinde sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ile aynı prensipler yatar (Şekil 1). Sürtünme karıştırma kaynağından çok daha yeni olan sürtünme karıştırma prosesinin kullanımı Alüminyum döküm ve toz metalürjisi mamulü malzemeler için giderek yaygınlaşmaktadır; yöntem günümüzde yeni uygulama alanları da bulmaya başlamıştır.



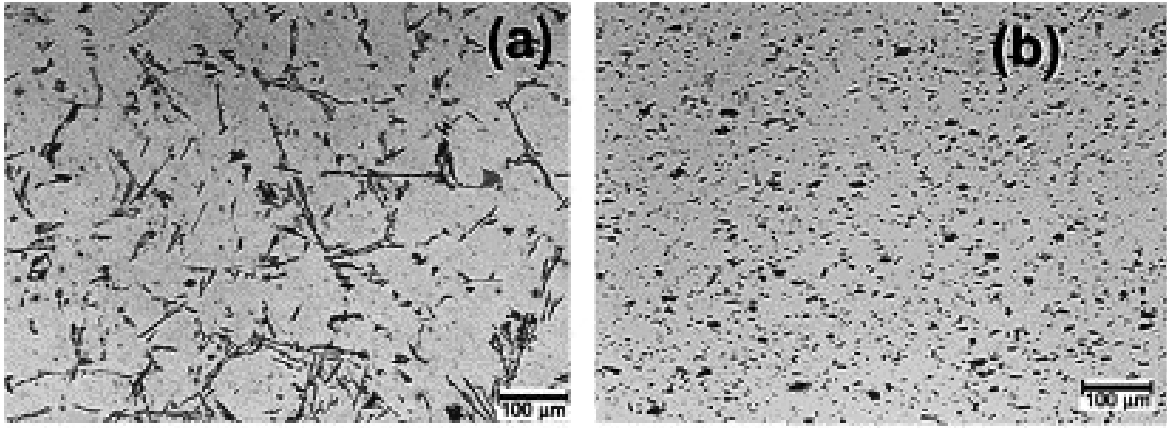
Şekil 1. a) Sürtünme karıştırma kaynağı, b) Sürtünme karıştırma prosesi

Sürtünme karıştırma kaynağında olduğu gibi bu yöntemde de karıştırıcı uç üzerinde omuz ve pim olarak iki bölüm bulunmaktadır. Yönteme ait temel değişkenler, karıştırıcı ucun omuz ve pim çapı, dönüş hızı, ilerleme hızı ve baskı kuvveti olarak sayılabilir. Çıkarılacak sıcaklığa bağlı olarak tane yapısında ve/veya çökelti şekli ve dağılımında değişiklik yapma olanağı vermektedir. Bu sayede de malzemede dayanç, süneklik [[1][5], korozyon dayanımı [6 -[12] ve şekillendirilebilirlik [18] özelliklerinde iyileştirmeler elde edilebilmektedir.

SKP malzeme içinde üç bölge oluşumuna sebep olmaktadır. Bunlar karışma bölgesi, SZ, (Stir zone), termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge, TMAZ, (Thermo-mechanically affected zone)

ve ısıdan etkilemiş bölge, ITAB, (Heat affected zone, HAZ) olarak verilebilir. Karışma bölgesinde (SZ) sıcaklık en yüksek değerine ulaşır ve bu bölgede ince ve eş-eksenli tane yapısı görülür. TMAZ bölgesinde ise yeniden kristallenme sıcaklığının altına ısıtılan metalde plastik deformasyon gerçekleşir. ITAB'da ise yalnızca çıkılan ısının etkisi görülür [[13].

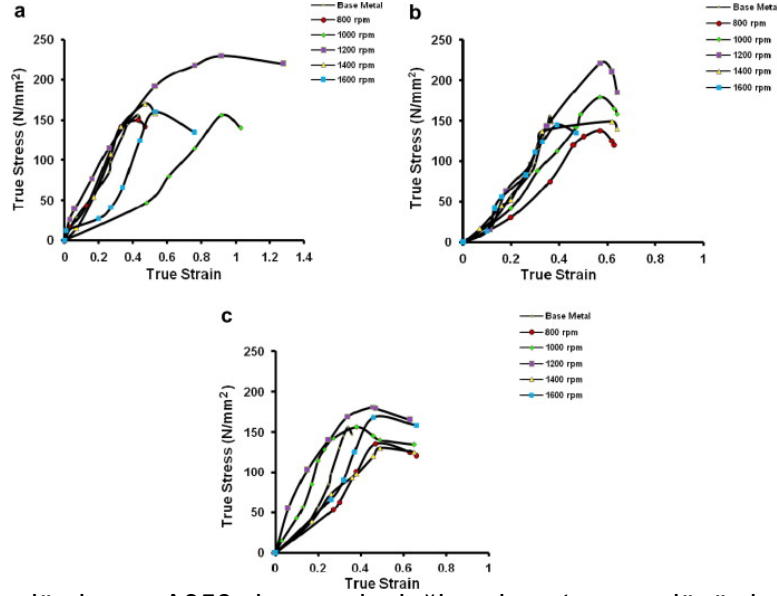
Sürtünme karıştırma prosesi (SKP) kullanarak döküm Alüminyum alaşımlarında büyük boyutlarda metallerearası bileşiklerin kırılması ve homojen dağıtılması (Şekil 2), birincil dendritlerde küçültme ve tane inceltmesi çalışmaları ile döküm boşluklarının giderilmesi üzerine çalışmalar yapılmıştır [[13-16]. Bu sayede, süneklik, akma ve çekme dayanımlarında (Şekil 3.) iyileştirmeler sağlanmıştır [17].



(a) (b)  
Şekil 2. Bir Alüminyum alaşımında iç yapı; a) Döküm sonrası, b) SKP sonrası [15]

## 2.1 Sürtünme Karıştırma Prosesi ve 5083 Alüminyum Alaşımı

Sürekli dökümle üretilmiş olan 5083 alaşımlarında SKP'nin farklı Mn oranlarına bağlı olarak tane yapısı ve sıcak deformasyon kabiliyetine etkisi üzerine yapılan araştırmada Mangan ve Demir'ce zengin olan parçacıkların homojen dağıtılmasının daha ince tane yapısı oluşumuna yardımcı olduğunu göstermiştir. SKP ile modifiye edilmiş sürekli döküm 5083 alaşımlarının sıcak çekme sonuçlarına (%600'ün üzerinde uzama) bakıldığında (Şekil 4) yüksek hızda şekillendirmeye daha elverişli olduğu görülmüştür [[18].



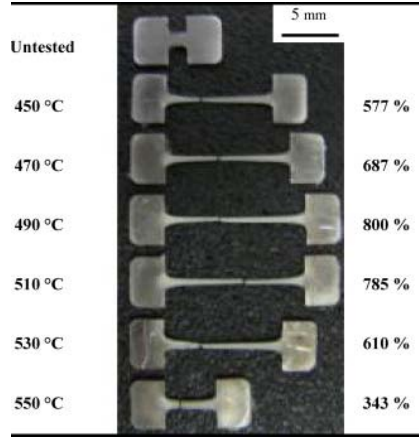
Şekil 3. Döküm alüminyum A356 alaşımında değişen karıştırıcı uç dönüş hızları ve ilerleme hızlarına bağlı olarak Gerilim-uzama eğrileri[17].

Kaynaklı birleştirmelerin olduğu tasarımlarda kaynak dikişi yük taşımaya dahi dinamik yük altındaki parça üzerindeki yük ile kaynak dikişinin eksenin doğrultularına bağlı olarak yorulma ömrünü olumsuz etkilediği bilinmektedir (Şekil 5). Yükleme dik olan bir alın birleştirmesi veya eğme yükü altında çalışan bir I-profil üzerinde dik kuşak ve destek kuşaklarında yer alan kaynak dikişlerinin yorulma ömrünü azalttıkları açıktır. Kaynak dikişinin yüklemeye olan doğrultusuna da bağlı olarak kaynak dikişi kep-malzeme geçişi, bozuk dikiş yüzeyi veya aşırı kep yüksekliği yorulma ömrünü azaltan unsurlardır. Bunlara kaynak hataları da eklendiğinde hatanın formuna bağlı olarak servis ömründe çok daha fazla düşüş ile karşılaşılabilir. Örneğin cüruf veya gözeneğe göre çentik etkisi çok daha yüksek olan birleşme hatası veya yanma çentiği gibi kaynak hatalarında kırılmaya sebep olacak çatlak başlangıçları hataların bulunduğu noktalardır.

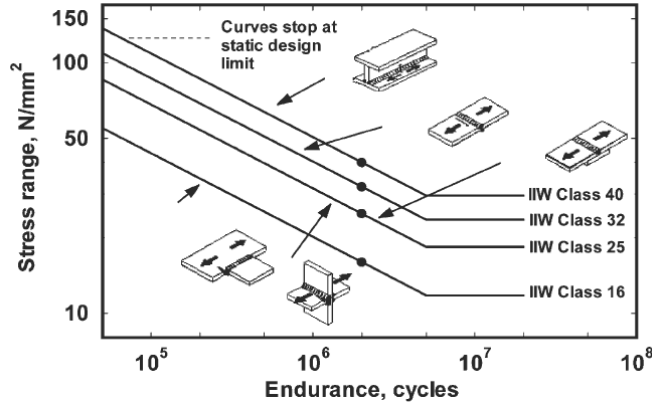
5083 alaşımlarının ergitme kaynak yöntemi ile birleştirmelerinin yorulma dayanımı üzerine çalışmalardan Sonsino ve beraberindekilerin yaptığı araştırma kaynak dikişinde çentik etkisinin (Şekil 6) yorulma dayanımına etkisi üzerinedir [19]. Tam ve kısmi nüfuziyetli kaynaklar ana malzeme üzerinde yapılan yorulma testleri ile ana malzeme üzerinde farklı çaplarda açılan çentikli parçalardan elde edilen sonuçlar kıyaslanmıştır.

Ergitme kaynak yöntemleri ile SK kaynağı ile birleştirilmiş 5083 alaşımının yorulma davranışlarını kıyaslayan çalışma sonuçlarında SK kaynağı ile birleştirilen parçalarda yorulma ömrü GMA kaynağı ile birleştirilenlere kıyasla (Şekil 7) 9-12 katı daha fazla olduğundan bahsedilmektedir [20].

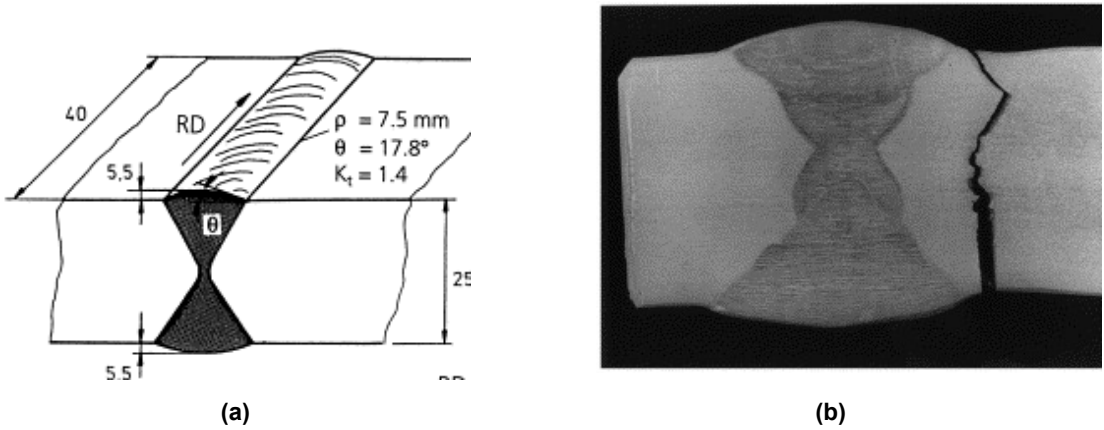




Şekil 4. SKP ile modifiye edilmiş sürekli döküm 5083 alaşımının sıcak çekme sonrası uzama değerleri [18].

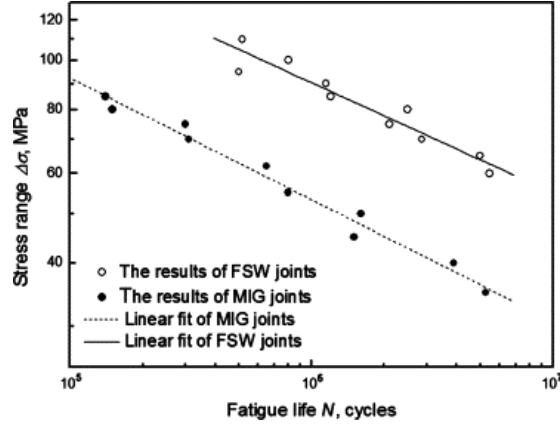


Şekil 5. Çeşitli kaynak dikişleri ve S-N eğrileri

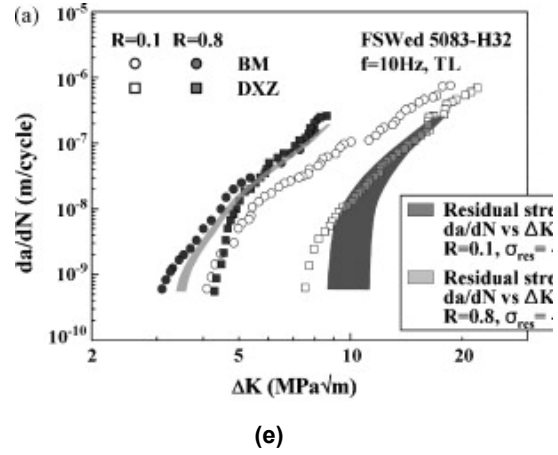
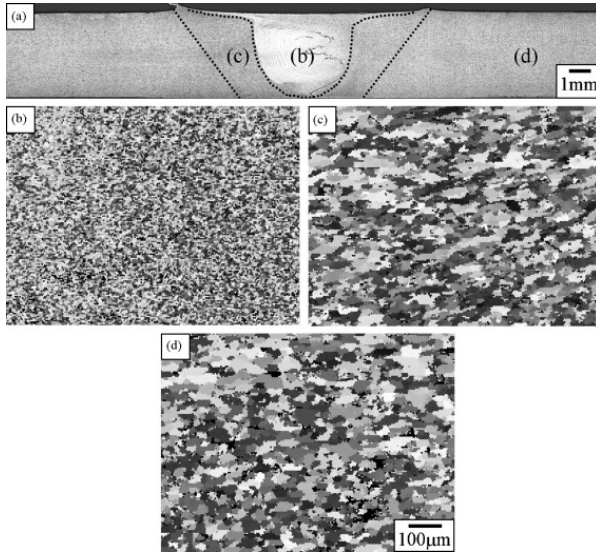


Şekil 6. 5083 alaşımının çift taraflı kaynaklı birleştirmesinde dikiş kenarından başlayan yorulma kırılması [19]; (a) ölçüler ve şematik gösterim, (b) makro görüntüsü. Alüminyum alaşımlarının SK kaynağında çatlak ilerlemesi üzerine az sayıda çalışma vardır [21-[25]. Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen 6061 ve 5083 alaşımları üzerinde

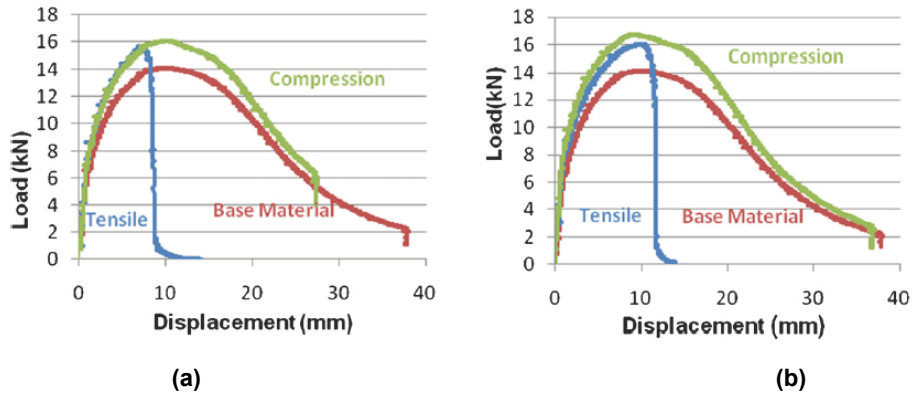
gerçekleştirilen çalışmada pimin karıştırma yaptığı yeniden kristallenmenin görüldüğü bölgede incelen tane yapısının çatlak ilerlemesini geciktirdiği belirtilmektedir(Şekil 8). Ancak, aynı bölgenin yorulma çatlakları ilerlemesini hızlandırdığı söylenen çalışmalar da [23] bulunmaktadır.



Şekil 7. 5083 alaşımının GMA ve SK kaynaklarına ait S-N eğrileri ( $R=0.1$ ) [20]

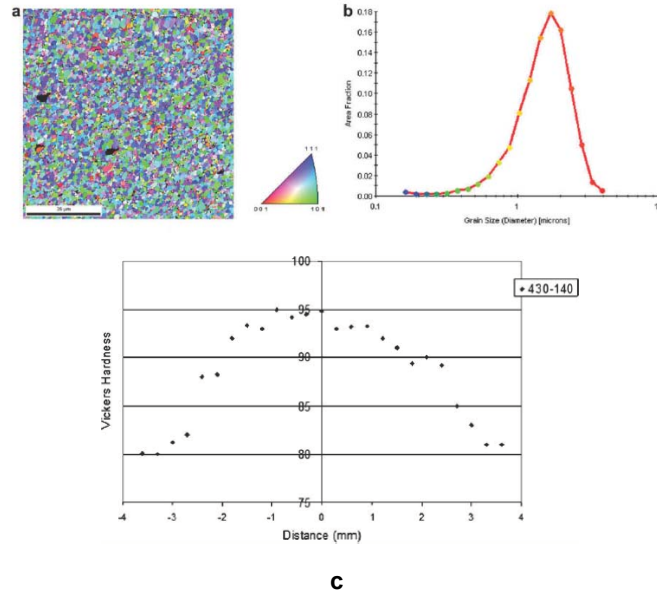


Şekil 8. SK kaynağı ile birleştirilmiş 5083 alaşımına ait (a) makro yapı görüntüsü ve üç bölgeye ait EBSD görüntüleri (b) Karışım bölgesi SZ, (Dinamik yeniden kristallenme bölgesi, DXZ) (c) termomekanik etkilenmiş bölge (TMAZ) ve (d) ana malzeme (AM) e) ana malzeme (BM) ve DXZ'ye ait  $da/dN-\Delta K$  eğrileri [21]

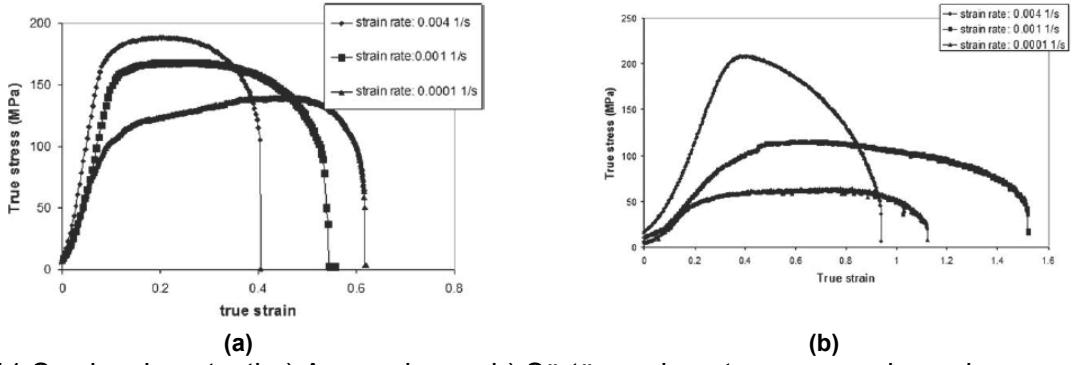


Şekil 9. Karıştırıcı ucun ilerleme yönünde a)sağ taraftan ve b) sol taraftan alınan sonuçlar[26]

Sürtünme karıştırma prosesini 5083 alaşımı üzerinde bindirmeli pasolar olarak uygulanması sonrasında mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir [26]. Karıştırıcı ucun dönüş hızı, ilerleme hızı ve özellikle malzemenin akış yönüne bağlı olarak mekanik özelliklerde farklılıklar görülmüştür (Şekil 9). Bindirmeleri ilerleme yönünün sol tarafı (retreating side, RT) üzerine yapıldığı durumda toklukta %19 artış sağlandığı belirtilmektedir. Danaf ve arkadaşlarının [26] 5083 alaşımı üzerinde SK prosesi kullanarak yaptığı çalışma sonuçları SKP sonrası karışma bölgesinde (SZ) tane incelmesi ve sertlik değerlerinde artış olduğunu göstermiştir (Şekil 10). Ayrıca, ince tane yapısının alaşımın deformasyon kabiliyetini de iyileştirdiği görülmüştür (Şekil 11).

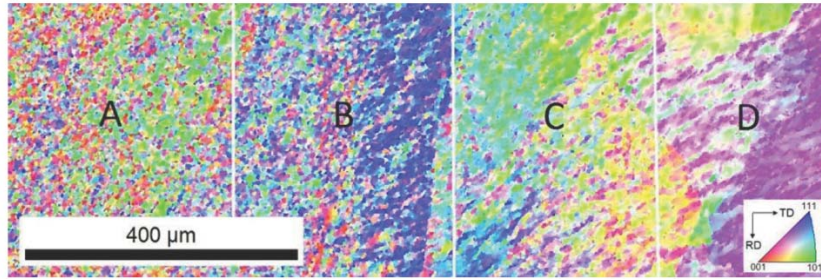


Şekil 10 Karışım bölgesinden alınan a) EBSD görüntüsü b) tane boyutu ve dağılımı ve c) sertlik değerleri [27]

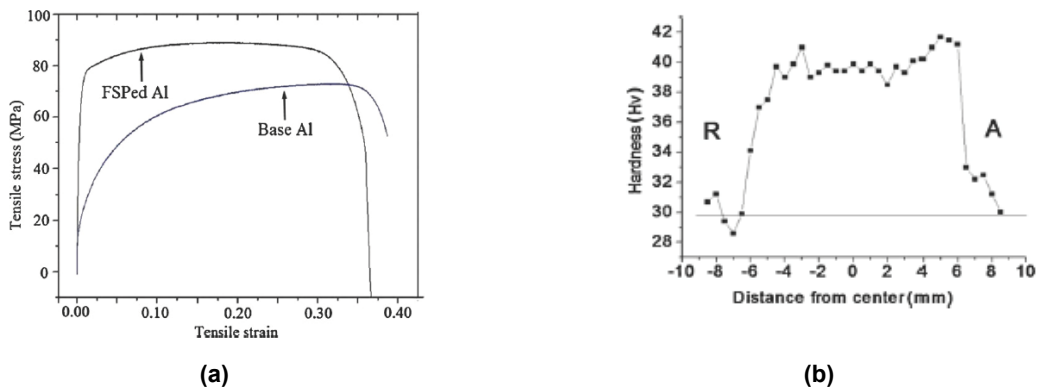


Şekil 11 Sıcak çekme testi a) Ana malzeme b) Sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzeme[27]

Sürtünme karıştırma prosesi sırasında SZ'de dinamik rekristalizasyon ve TMAZ'da sıcak deformasyon ve ITAB bölgesinde gerçekleşen içyapı değişimleri yöntemin değişkenlerine bağlı olduğu gibi alüminyum alaşımına ve kondisyonuna da bağlıdır. Bu değişkenleri dâhil etmeden SKP'ni değerlendirmek amacıyla saf alüminyum (%99.2) üzerine yapılan çalışmada [28] SZ bölgesinden ana ITAB'a doğru çıkılan sıcaklık ve deformasyon farklılıkları ile tane boyutu, tane oryantasyonu üzerine elde edilen bulgular ilişkilendirilmiştir (Şekil 12). SKP sonrası modifiye edilmiş içyapının etkisi sertlik taraması çekme testi ile de desteklenmiştir (Şekil 15).



Şekil 12. Karışma bölgesi'den (SZ) ana metale geçişin EBSD (IPF) haritası [28] A) Karışma bölgesi (SZ), B) ve C) TMAZ ve D) ITAB



Şekil 13. SKP sonrası a) Çekme testi ve b) sertlik taraması sonuçları [28]

### 3. GEREÇ VE YÖNTEM

#### 3.1 İçyapı İncelemeleri

İçyapı incelemelerinde optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), EBSD ve EDS kullanılmıştır. İnceleme öncesinde numune hazırlığında zımparalama ve parlatma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Metalografik inceleme amacıyla hazırlanan numunelerde sırasıyla 120, 400, 800, 1200 kum boyutlarında zımparalar kullanılmıştır. Zımparalama sonrası parlatma işlemi 3 ve 1  $\mu\text{m}$  boyutlarında elmas süspansiyonlar ve son parlatma da koloidal silika ile tamamlanmıştır.

OM ile polarize filtre altında incelenecek parçalar elektrolitik dağlama yöntemi ile dağlanmıştır. Bu amaçla doğru akım güç kaynağı kullanılarak Barkers elektrolit zltisi içinde 20V potansiyel fark altında değişken sürelerle dağlama işlemi uygulanmıştır. EBSD ile incelenecek numunelere elektrolitik parlatma işlemi uygulanmıştır. Bu amaçla Struers Lectropol-5 elektrolitik parlatma ve dağlama cihazı kullanılmıştır (şekil 14).



şekil 14. Elektrolitik parlatma/dağlama cihazı

FEI marka Taramalı elektron mikroskobunda (SEM) parlatılmış numuneler ile kırık yüzeyler incelendi. Kırık yüzey incelemelerinde yüzeyler sadece alkol ile temizlenip kurutuldu. Görüntü almak ve element analizi (EDS) yapmak amacıyla incelenen numuneler de yalnız parlatma uygulandığından yukarıda belirtilen mekanik parlatma prosedürü takip edildi. EBSD analizi için hazırlanan numunelerde elektrolitik parlatma prosedürü takip edildi.

#### 3.2 Mekanik testler

Ana malzeme karakterizasyonu, kaynaklı birleştirmelerin ve Sürtünme Karıştırma Prosesi uygulanmış (SKP) numunelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla çekme deneyleri

yapıldı. Çekme deneylerinde Instron marka çekme test cihazı (Şekil 15) kullanıldı. Kaynaklı parçalarda numuneler ISO 15614-2'ye göre hazırlandı.

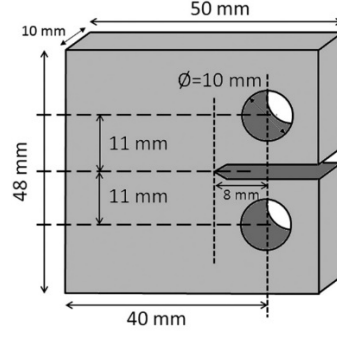


Şekil 15. Çekme test cihazı

Çatlak ilerleme deneylerinde MTS marka dinamik test cihazı kullanıldı (Şekil 16). Deney numunesi hazırlıklarında ASTM E647 referans alındı (deneyler için hazırlanan numune geometrisi Şekil 17'de gösterilmektedir). Çatlak ilerleme ölçümleri optik olarak ve çatlak açılma deplasman ölçeri (COD transducer) marifetiyle gerçekleştirildi.



Şekil 16. Dinamik test cihazı



Şekil 17. CT numunesi şematik gösterimi

### 3.3 XRD analizi

Ana malzemeden eğe yardımıyla elde edilen tozlar 10-100° dereceler arasında 0.5°/dakika hızla X-ışını kırınım metoduyla taranmış (Tablo 1) ve toplanan veriler Rietveld yöntemi ile analiz edilmiştir.

Rietveld analizi GSAS ve EXPGUI programlarıyla yapılmıştır. Düzeltilen parametreler arka plan (background parameters), sıcaklık (thermal parameters), doluluk oranı (occupancy), kristal yapıya ait parametreler (lattice parameters) ve profil parametreleridir.

Tablo 1. Analize ait veriler

<b>Radyasyon tipi</b>	Cu – dual
<b>Dalga boyu (Å)</b>	K $\alpha$ 1= 1.5405 Å K $\alpha$ 2= 1.5443 Å.
<b>Peak Cutoff</b>	0.001
<b>GU*</b>	0.340466E+03
<b>GV*</b>	-0.643958E+02
<b>GW*</b>	0.660256E+01

\*Cihaz parametreleri bilinmediğinden analiz sonucunda elde edilen veriler gösterilmiştir.

## 4. BULGULAR

### 4.1 Ana Malzeme Karakterizasyonu

#### 4.1.1 Kimyasal Analiz

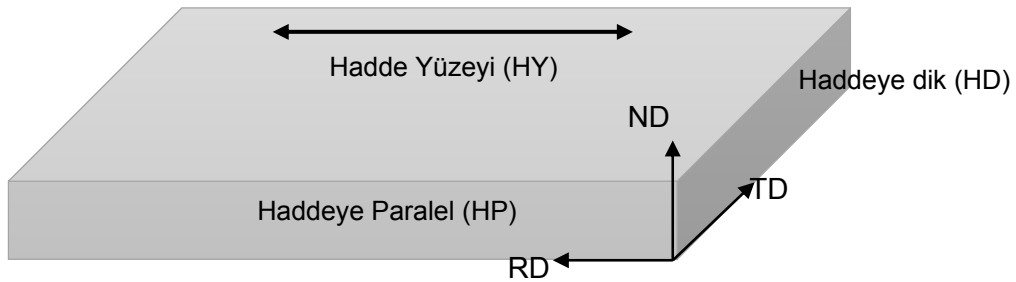
Araştırma konusu olan 5083-H111 alaşımının kimyasal analiz sonuçları ve ilgili standarda ait değerler Tablo 2'de verilmiştir. Fe ve Mg oranları üst sınıra yakın olsa da elde edilen değerler standarda uygundur.

Tablo 2. Kimyasal analiz sonuçları

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
<b>5083-H111</b>	0,167	0,4	0,04	0,56	4,8	0,04	0,1	0,05
<b>Standard</b>	0,4 max	0,4 max	0,1 max	0,4-1	4-4,9	0,25 max	0,05-0,25	0,15 max

#### 4.1.2 İç Yapı Karakterizasyonu

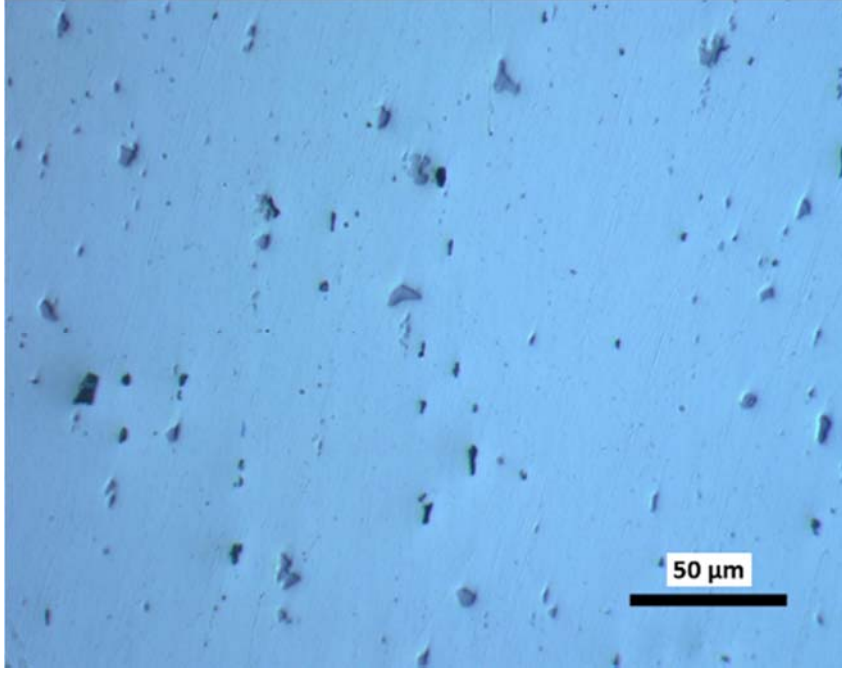
5083 Al-Mg alaşımı levhada üç bölgeden (Şekil 18) alınan ikişer adet örnek optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelendi.



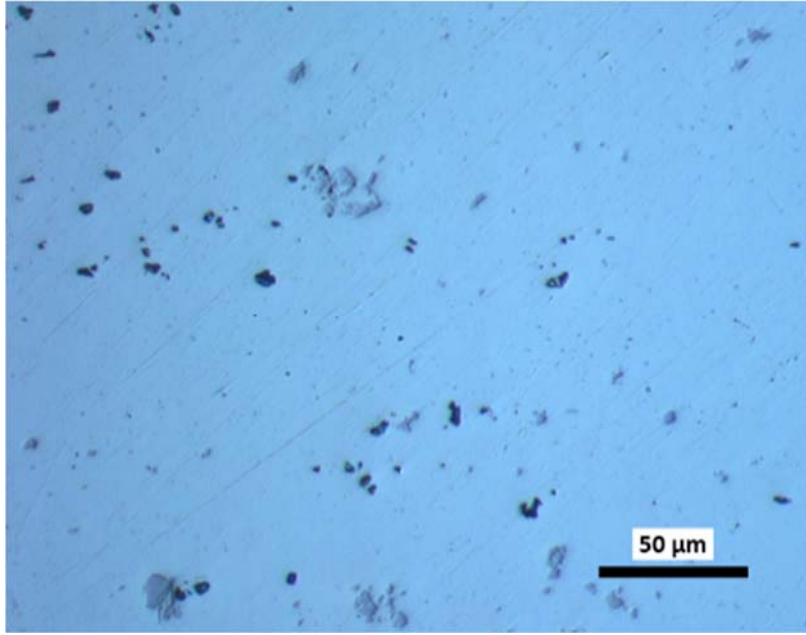
Şekil 18. 5083 Al-Mg alaşımı levha üzerinde numune alınan üç yüzeyin şematik görünümü.  
RD: Hadde yönü, ND: Hadde yönüne dik ve TD: Hadde yönünün enine

Numune yüzeylerindeki üç farklı bölgeyi temsil eden örneklerden alınan optik mikroskop görüntüleri Şekil 19, Şekil 20 ve Şekil 21'te verilmiştir. Optik mikroskop görüntülerinden iki farklı tipte metaller-arası (intermetalik) bileşik bulunduğu anlaşılmıştır (Şekil 22).

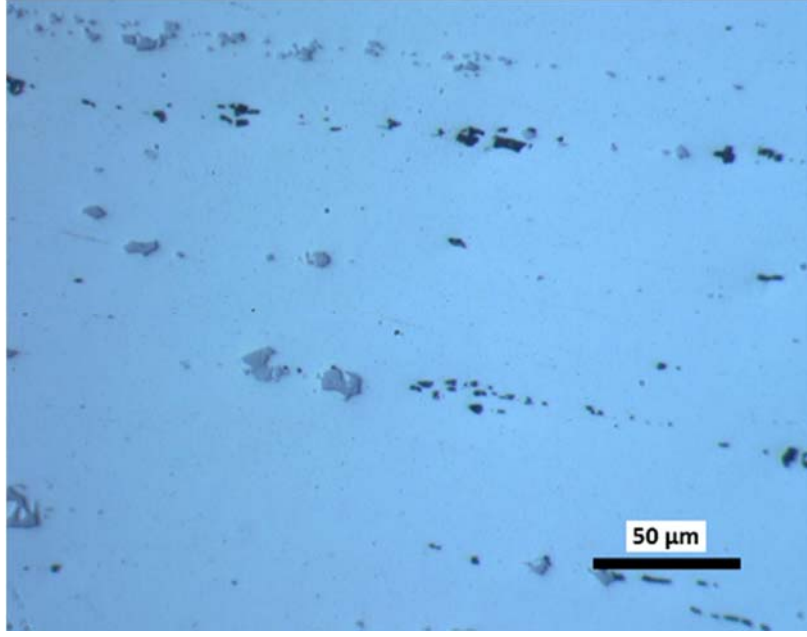




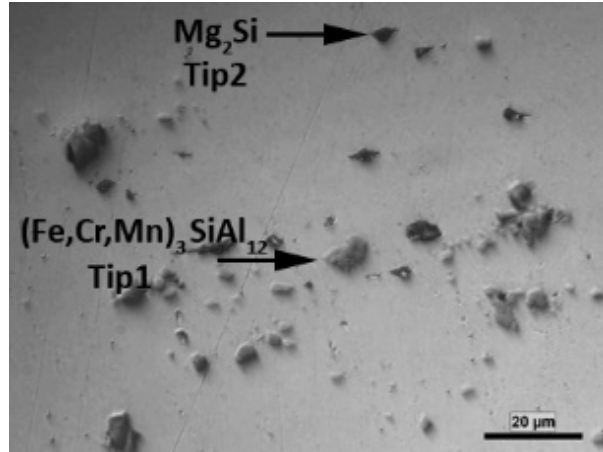
Şekil 19. Haddeye dik yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü.



Şekil 20. Hadde yüzeyinden elde edilen içyapı görüntüsü

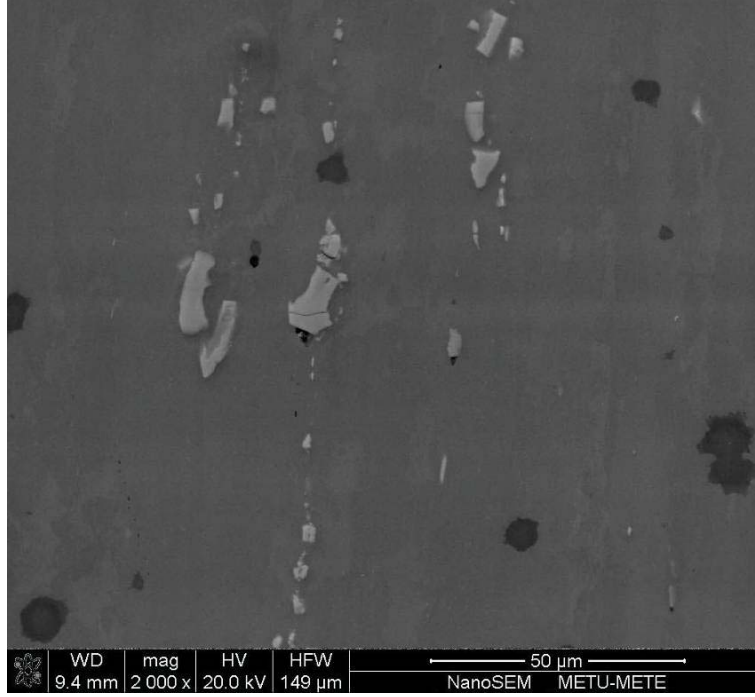


Şekil 21. Haddeye paralel yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü

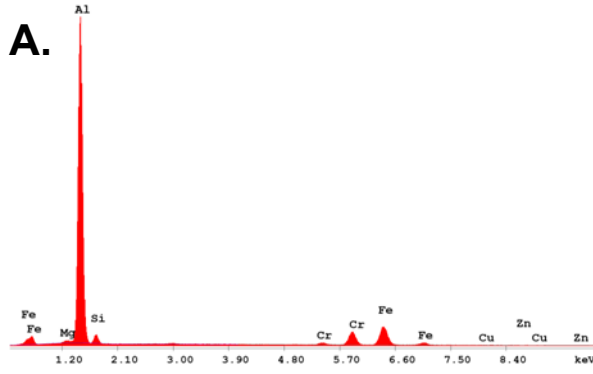


Şekil 22. Optik mikroskop ile tespit edilen intermetalik bileşikler

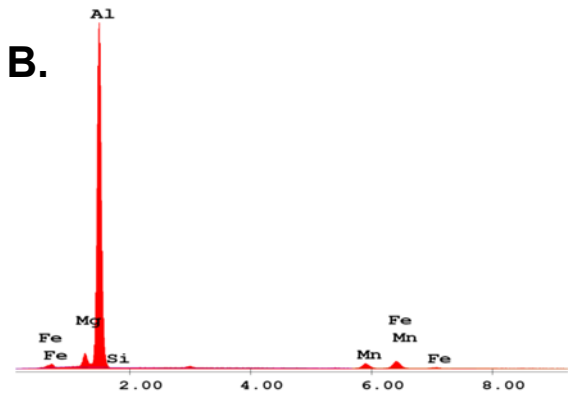
Optik mikroskopta tespit edilen iki tip metallere-arası bileşiğin FEI marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak incelemesi yapılmıştır. Şekil 23’de görülen metallere-arası bileşikler üzerinde EDS kullanılarak noktasal ve çizgisel tarama ile kimyasal analizler gerçekleştirilmiştir. Tip 1 üzerinden alınan noktasal analiz sonuçları Şekil 24’de, çizgisel tarama sonuçları Şekil 25’te verilmiştir. Tip 2 üzerinden alınan noktasal analiz sonuçları Şekil 26’te, çizgisel tarama sonuçları Şekil 27’de yer almaktadır.



Şekil 23. Metaller-arası bileşiklerin SEM görüntüsü

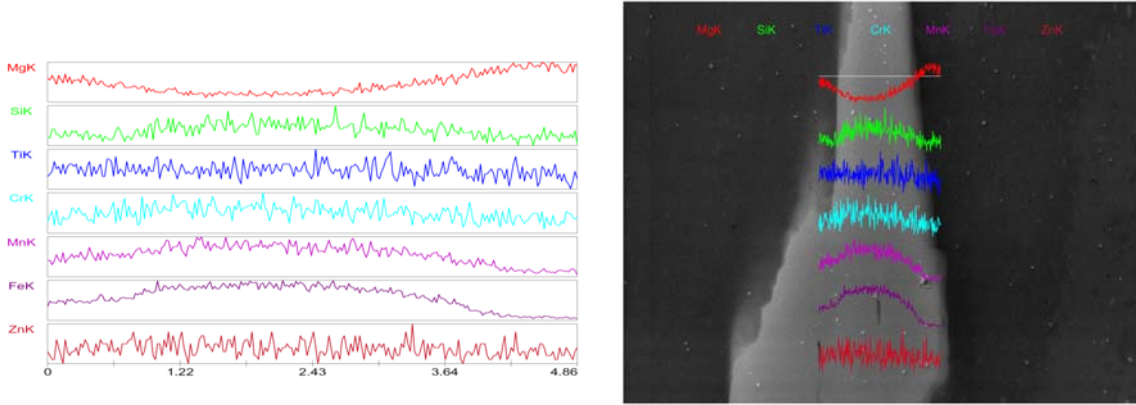


Element	Ağ%	At %
Mg	0.67	0.84
Al	72.86	82.17
Si	4.74	5.14
Cr	1.49	0.87
Fe	19.65	10.70
Cu	0.24	0.12
Zn	0.34	0.16

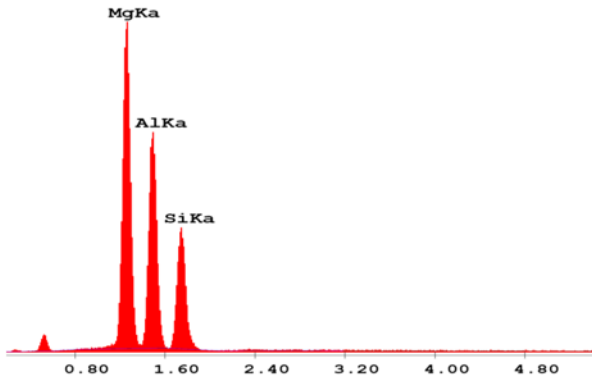


Element	Ağ%	At %
Mg	2.39	2.92
Al	79.03	87.12
Mn	6.70	3.63
Fe	11.88	6.33

Şekil 24. Tip 1 'e ait noktasal analiz sonuçları  
(A ve B analizleri farklı Tip 1 metaller-arası bileşiklerinden alınmıştır)

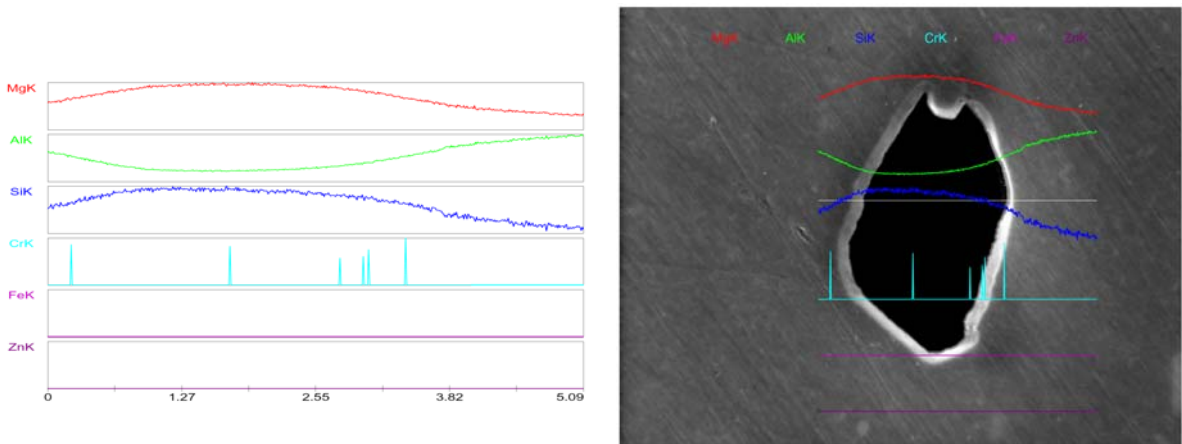


Şekil 25. Tip 1 'e ait çizgisel tarama sonuçları



Element	Ağ%	At %
MgK	30.26	32.92
AlK	37.05	36.31
SiK	32.68	30.77
Toplam	100.00	100.00

Şekil 26. Tip 2 'ye ait noktasal analiz sonuçları.

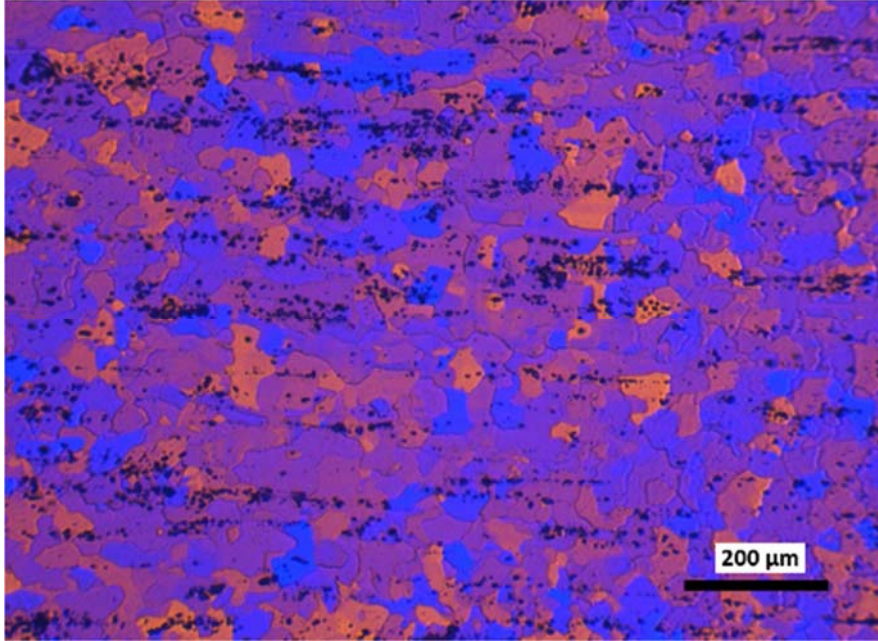


Şekil 27. Tip 2 'ye ait çizgisel tarama sonuçları.

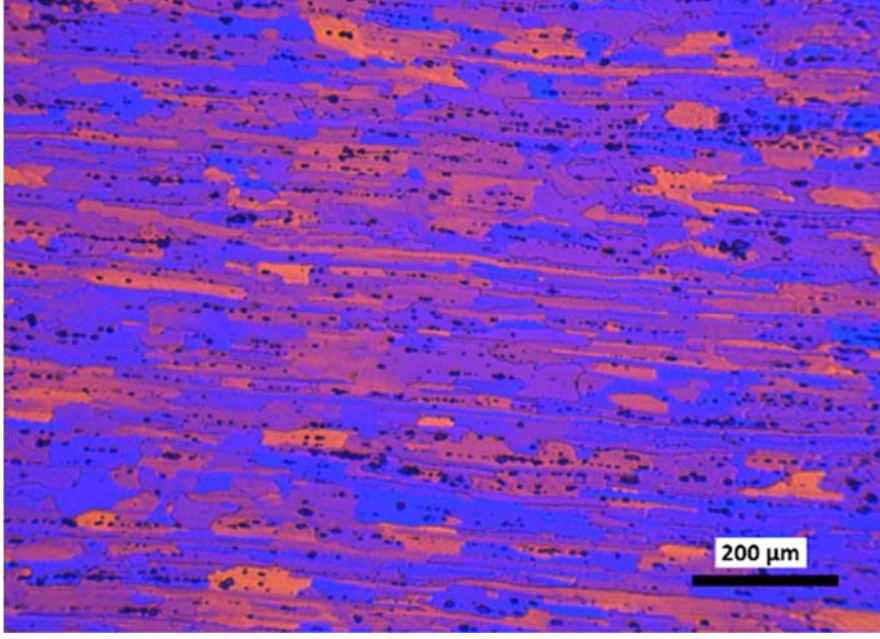
Tip 2 metallar-arası bileşiminin analizi sırasında (Şekil 27) görüntü kayması nedeniyle parçacığın tamamı taranamamıştır. Ancak noktasal analiz sonuçları (Şekil 26) ile kıyaslandığında Magnezyum ve Silis oranlarında artış olması iki analiz sonucunun tutarlı olduğunu göstermektedir. Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde Tip 1 ve Tip 2'nin sırasıyla, literatürle de uyumlu olarak,  $(Fe, Cr, Mn)_3SiAl_{12}$  ve  $Mg_2Si$  olabileceği düşünülmektedir.

5083 Al-Mg levhadan alınan örneklerin bir kısmında elektrolitik dağlama işlemi uygulandı ve polarize ışık altında optik mikroskopta incelendi. Hadde yüzeyinden, haddeye paralel yüzeyden ve haddeye dik yüzeyden alınan içyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 28, Şekil 29 ve Şekil 30'te verilmiştir.

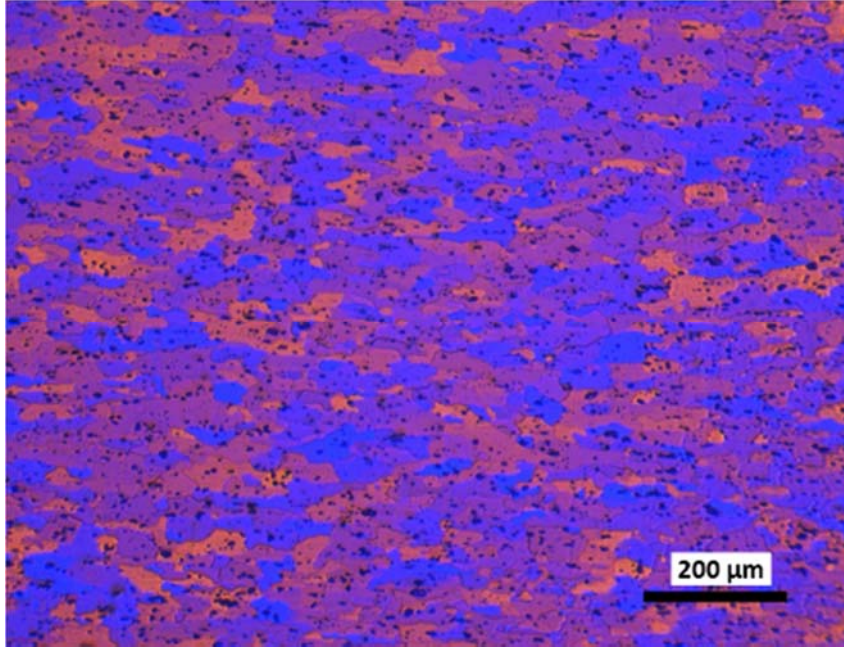
Üç yüzeye ait mikro yapı görüntülerinin birleştirilmiş hali Şekil 31 'te verilmiştir. Haddeye paralel yüzeyden (TD'ye dik yüzey) alınan görüntülerde tek eksende uzamış taneler görülmektedir.



Şekil 28.Hadde yüzeyinden elde edilen içyapı görüntüsü

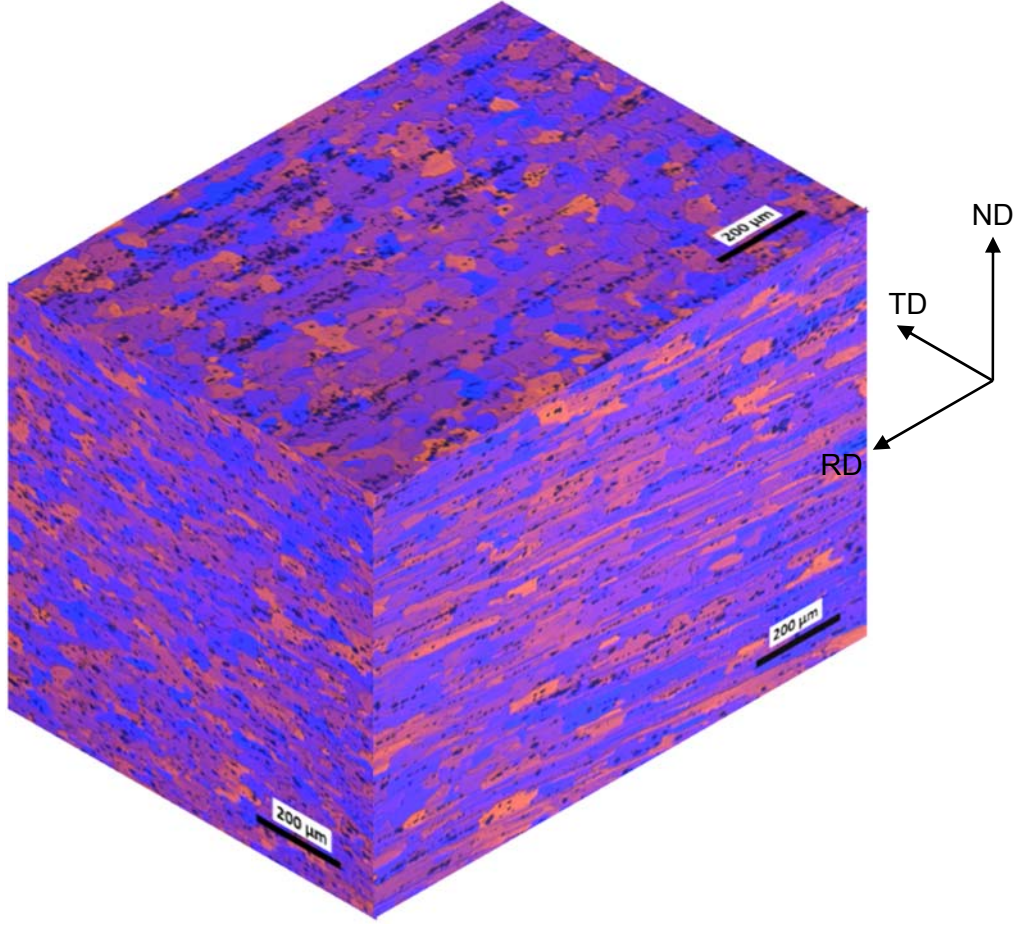


Şekil 29. Haddeye paralel yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü



Şekil 30. Haddeye dik yüzeyden elde edilen iç yapı görüntüsü

Doğrusal kesişim yöntemi ile tane boyutu ölçümü yapılmıştır. Haddeye dik iki eksen ve haddeye paralel eksenle yapılan ölçümde tane boyutu 54, 22 ve 69  $\mu\text{m}$  olarak ölçülmüştür.



Şekil 31. Hadde yüzeyinden (ND'ye dik yüzey), haddeye dik yüzeyden (RD'ye dik yüzey) ve haddeye paralel yüzeyden (TD'ye dik yüzey) elde edilen içyapıların görüntüsü

#### 4.1.3 X-Işını Analizi

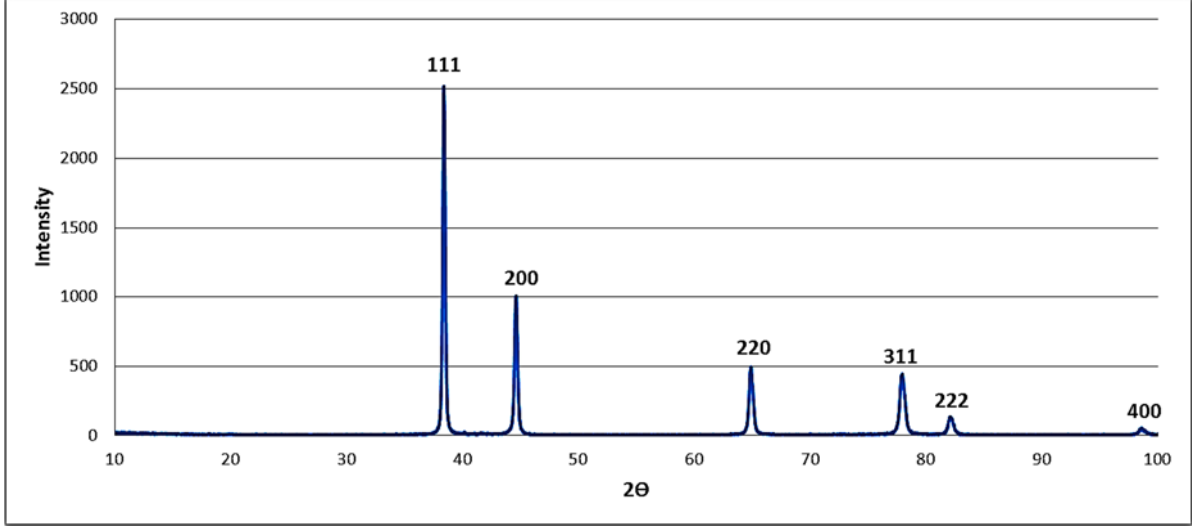
X-ışını kırınım metodu ile de faz tespiti yapılmaya çalışılmış ancak metaller-arası bileşiklerin yüzde oranı çok düşük olduğundan tespit edilememiştir. Ana malzemeden eğe marifetiyle elde edilen tozlar 10-100° dereceler arasında 0.5°/dakika hızla X-ışını kırınım metoduyla taranmış (Tablo 3) ve toplanan veriler Rietveld yöntemi ile analiz edilerek sonuçları aşağıda verilmiştir.

Tablo 3. Analize ait veriler

Radyasyon tipi	Cu – dual
Dalga boyu (Å)	K $\alpha$ 1= 1.5405 Å K $\alpha$ 2= 1.5443 Å.
Peak Cutoff	0.001
GU*	0.340466E+03
GV*	-0.643958E+02
GW*	0.660256E+01

\*Cihaz parametreleri bilinmediğinden analiz sonucunda elde edilen veriler gösterilmiştir.

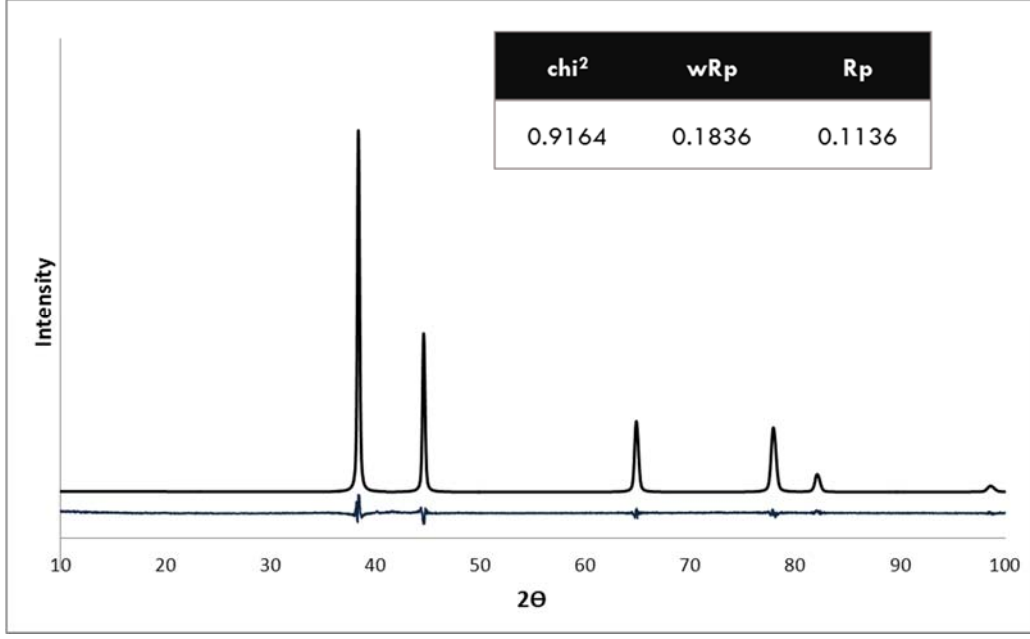
Şekil 32’te görüldüğü gibi, X-ışını kırınım profilinde yalnızca alüminyum fazına ait tepeler yer almaktadır. Düşük tarama hızlarına rağmen ikincil fazlara (Tip 1 ve Tip 2 metaller-arası bileşikler) ait güçlü kırınım elde edilememiştir.



Şekil 32. Alüminyuma ait X-ışını kırınım profili

Elde edilen profilin Rietveld analizi GSAS ve EXPGUI programlarıyla yapıldı. Düzeltilen parametreler arka plan (background parameters), sıcaklık (thermal parameters), doluluk oranı (occupancy), kristal yapıya ait parametreler (lattice parameters) ve profil parametreleridir. Sonuçlar Şekil 33’de verilmiştir.





a (Å)	Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Lx	Ly	U	Bağ uzunluğu (Å)	Doluluk oranı
4.066	2.7	0.572718E+01	0.150998E+02	0.1135	2.87	1

Şekil 33. 5083 Al-Mg alaşımından elde edilen X-ışını kırınımı profiline ait Rietveld analizi sonuçları.

## 4.2 Sürtünme Karıştırma Yöntemi Uygulamaları

SKP prosesine ait değişkenleri temel olarak karıştırıcı ucun dönüş hızı, ilerleme hızı, plaka ile yaptığı açı, kullanılan uç tipi, karıştırılacak malzemeye ait kalınlık, malzeme sıcaklığı ve baskı kuvveti olarak sayılabilir. Bu çalışma kapsamında değişken olarak dönüş hızı, ilerleme hızı ve plaka ile yaptığı açı seçildi. SKP denemeleri hadde yönüne paralel olacak şekildi üç farklı uç ile yapıldı. A01 adı verilen ilk uç tasarımı ile yurtdışından alınan uçların temini sürecinde ilk SKP denemeleri yapıldı. Yurtdışından tedarik edilen SK uçlarından Triflude ucu ile denemelere müteakip asıl deney numuneleri Truncated-3f ucuyla proses edilmiştir.

### 4.2.1 A01 ucu ile denemeler

H-13 çeliğinden hazırlanan SKP ucuna ısıl işlem uygulandı ve ısıl işlemin değerlendirilmesi amacıyla sertlik deneyleri Shimadzu Micro Hardness Tester sertlik cihazıyla gerçekleştirildi. Ulaşılan sertlik değeri 493HV2 ( $\approx$ 49 HRC) olarak tespit edildi.

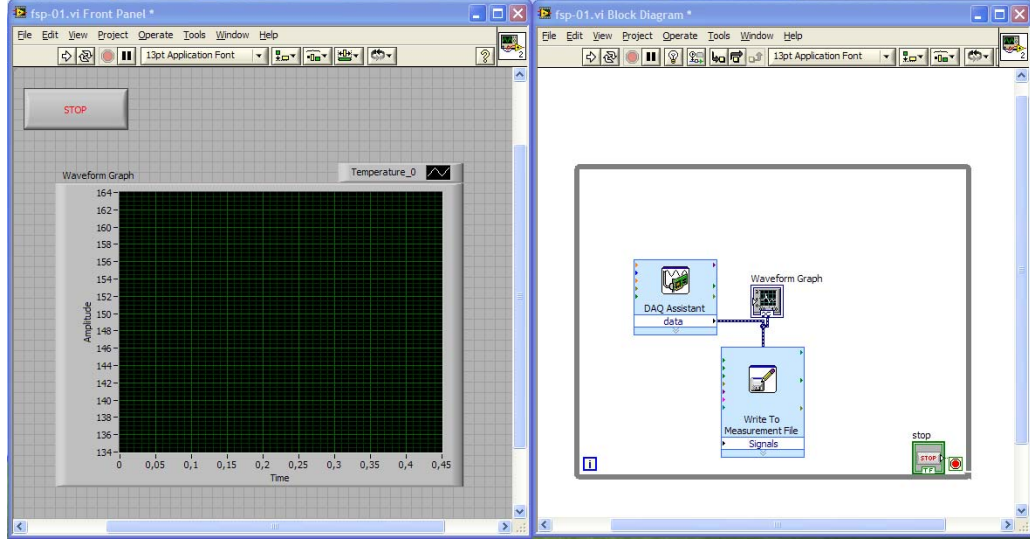


Şekil 34. A01 SKP takım ucu

Seçilen SKP parametrelerinin etkilerini değerlendirmek amacıyla 5083 alaşımı mamulü 20 mm kalınlığındaki plakalar freze tezgahı üzerine yerleştirilerek (Şekil 35) deneyler gerçekleştirilmiştir. Plaka üzerinde uygulama sırasında SKP değişkenlerine bağlı olarak çıkılacak en yüksek sıcaklıkların değişeceği düşünülerek sıcaklık ölçümleri yapılmıştır. Bu amaçla yalıtımlı K-tipi ısı-çift telleri kaynatılıp kompanzasyon kablolarıyla sıcaklık datasını toplayan SXCI modülü kullanılmıştır. Uygulama sırasında aynı hat üzerinde dört (4) farklı noktaya yerleştirilen K-tipi ısı-çiftlerinden gelen sıcaklık verileri National Instruments marka SCXI 1000 kasası içine yerleştirilen SCXI-1112 modülü ve LabView yazılımı (Şekil 36) ile kaydedilmiştir. SKP işleminin çok kısa sürmesi ve ısınma/soğuma süreçlerinin çok hızlı gerçekleşmesi nedeniyle veri toplama hızı saniyede 20 (20Hz) olarak seçilmiştir. Şekil 37'de plaka üzerinde karıştırıcı ucun ilerleme yönü, dönüş yönü, ısı-çiftlerinin yerleştirildiği noktalar detaylı olarak verilmiştir.

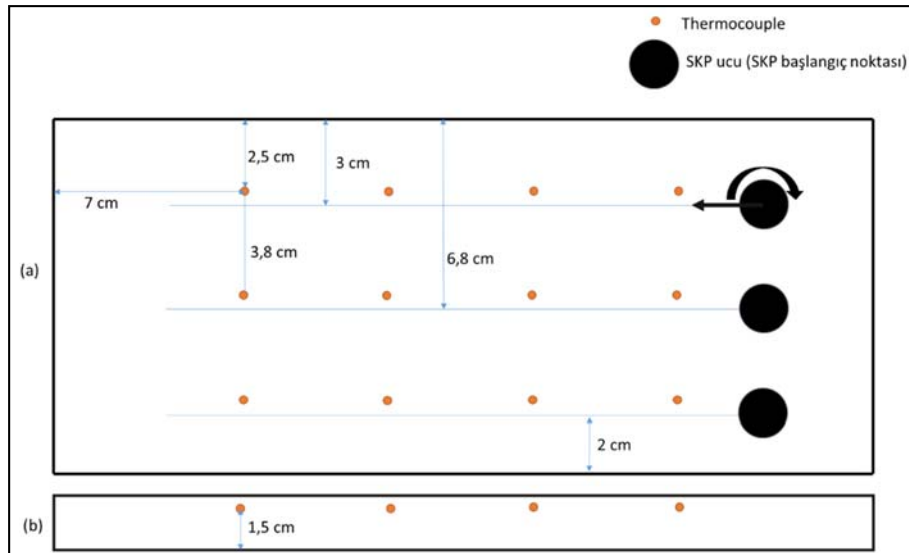


Şekil 35. SKP deneylerinde plakanın tezgâh üzerine yerleştirilmesi ve karıştırıcı ucun ilerleme yönü belirtilmiştir.

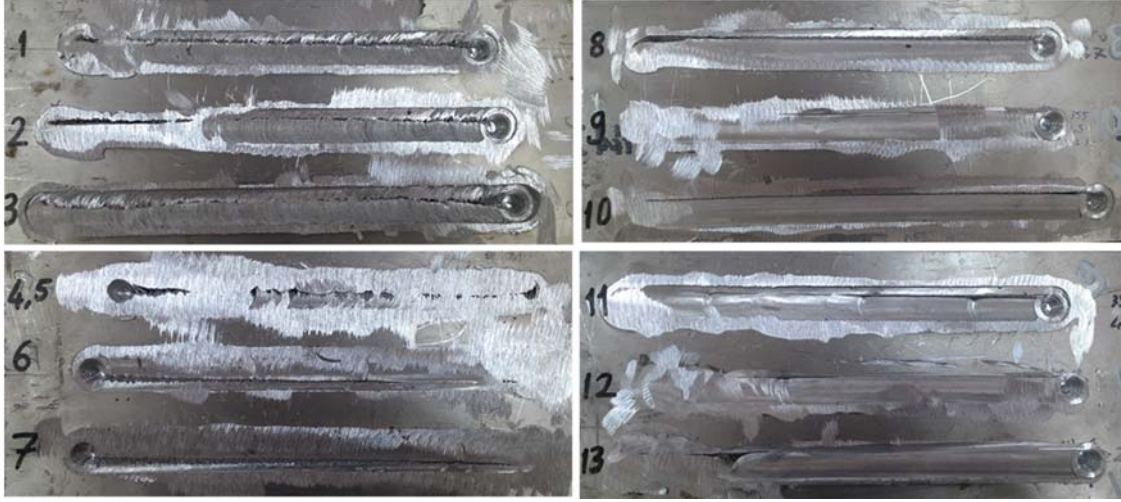


Şekil 36. LabView programı “Front panel” ve “block diagram” görünümü

5083 alaşımına ait 130x300x20mm dört adet plaka üzerinde deneyler gerçekleştirilmiştir (Şekil 38). Deney değişkenleri ve çıkılan sıcaklıklar Tablo 4’te verilmiştir. İlk plakada dönme hızı 900 rpm ve ilerleme hızı 2,1 cm/dk olarak sabit tutulup ucun açısı ilerleme yönüne ( $x^\circ$ ) ve ilerleme yönünün sol tarafına ( $y^\circ$ ) (advancing side) doğru değiştirilmiştir (DN 1, DN 2 ve DN3). Malzeme kaldırması ve boşluk bırakması artan açıyla azalmıştır (Şekil 39). Sıcaklık değerlerinde belirgin bir farklılık gözlemlenmemiştir (Şekil 40). Sıcaklık dağılımlarını gösteren resimler dönme hızı, ilerleme hızı,  $x^\circ$ ,  $y^\circ$  olarak isimlendirilmiştir.



Şekil 37. SKP deneyleri için hazırlanan plakanın şematik görünümü (a) üst görünüm (b) yan görünüm



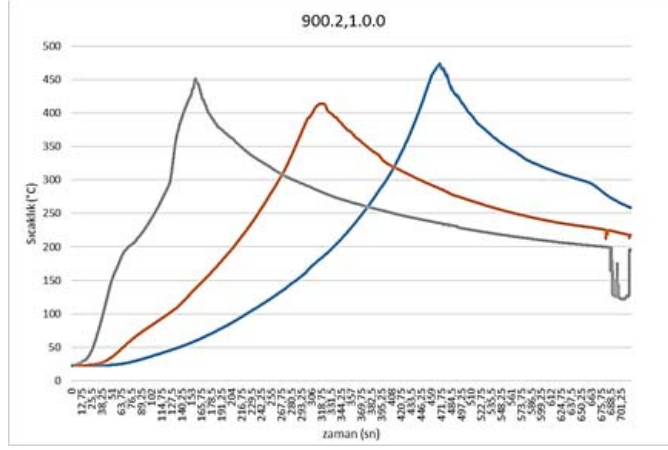
Şekil 38. SKP deneylerinin uygulandığı dört adet 5083 plakalarına ait görünüm

Tablo 4. SKP deneylerine ait değişkenler ve çıkılan sıcaklıklar.

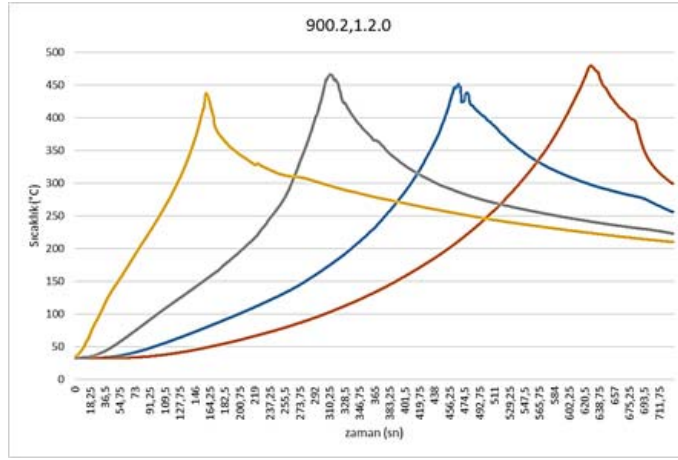
Deney No	Dönme Hızı rpm	İlerleme hızı cm/dk	x°	y°	Sıcaklık (°C)	Görülen Sıcaklık (°C)
DN1	900	2.1	-	-	446	474
DN2	900	2.1	2	-	459	480
DN3	900	2.1	2	2	454	485
DN4	1120	1.7	-2	-2	425	459
DN5	1400	1.7	2	2	424	458
DN6	560	1.7	2	2	410	426
DN7	560	2.1	2	2	413	422
DN8	560	2.7	2	2	419	467
DN9	355	4.3	2	-2	341	360
DN10	355	6.8	2	-3	368	397
DN11	355	2.1	2	2	432	457
DN12	355	4.3	2	-3	313	336
DN13	224	4.3	2.5	-2	351	367



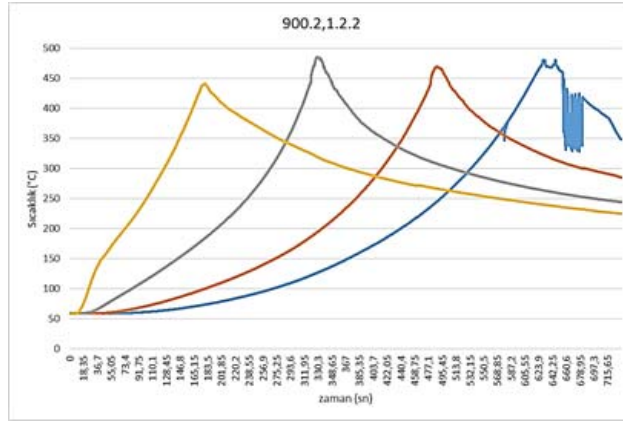
Şekil 39. İlk plaka üzerinde DN1, DN2 ve DN3 deneylerine ait genel görünüm.



a)



b)



c)

Şekil 40. SKP deneylerinde çıkılan sıcaklıklar a) DN1, b) DN2 ve c) DN3

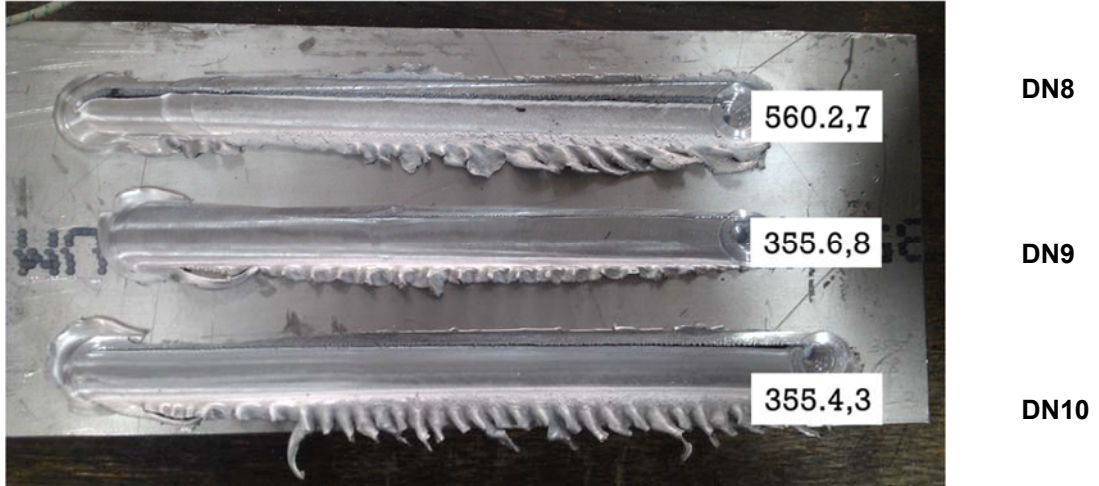
İkinci plakada (Şekil 41) ilk deney (DN4) 1120 rpm dönme hızı ve 1,7 cm/dk ilerleme hızıyla diğer deneylere göre ters yönde ilerletilmiştir. Sonraki deney (DN5), DN4 soğuduktan sonra, ilk geçişin üstünden dönme hızı 1400 rpm'e artırılarak yapılmıştır. Plakada kalan boşlukta iyileşme gözlemlenmediği için dönme hızı 560 rpm'e indirilmiştir (DN6). İkinci plakadaki son

deneyde (DN7) dönme hızı 560rpm de sabit tutulup ilerleme hızı 1,7' den 2,1 cm/dk'ya çıkartılmıştır.



Şekil 41. İkinci plaka üzerinde DN4, DN5, DN6 ve DN7 deneylerine ait genel görünüm.

Üçüncü (Şekil 42) ve dördüncü (Şekil 43) plakada dönme hızı ve ilerleme hızının oluşan boşluğa ve sıcaklığa etkileri incelemek için altı deney daha gerçekleştirilmiştir.

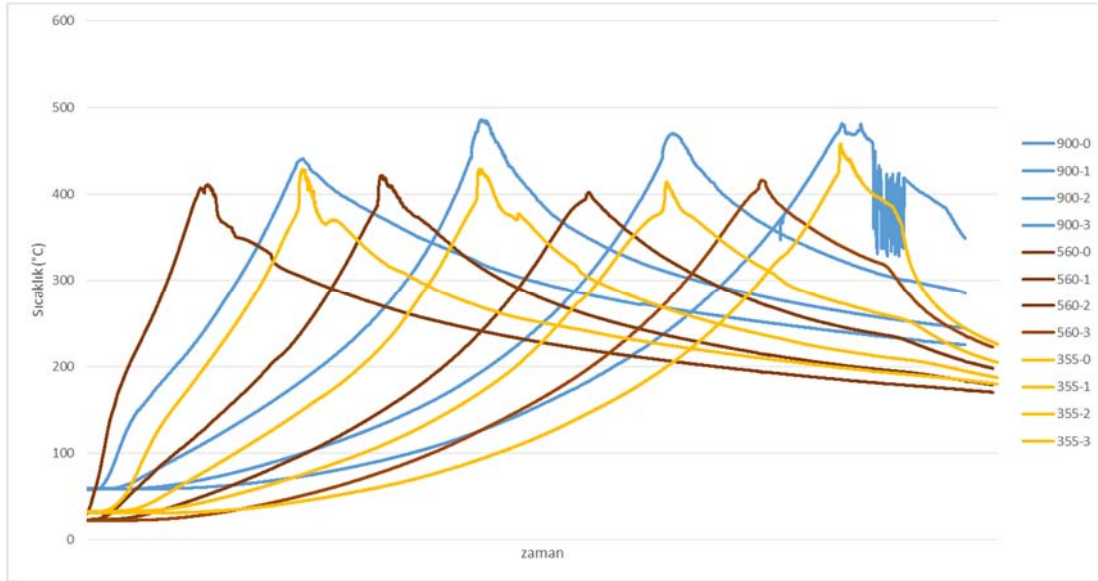


Şekil 42. Üçüncü plaka üzerinde DN8, DN9 ve DN10 deneylerine ait genel görünüm

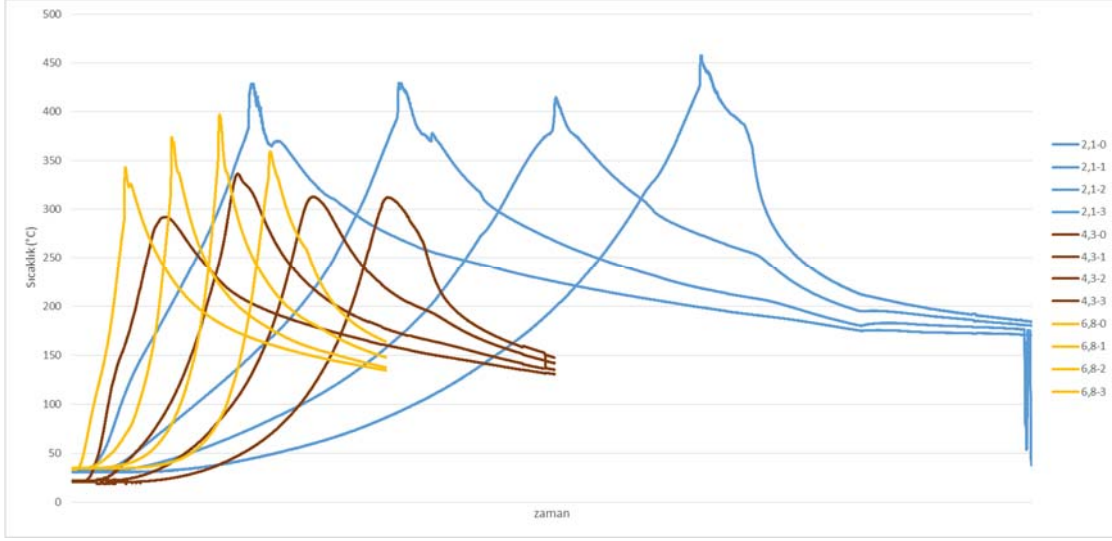


Şekil 43. Dördüncü plaka üzerinde DN11, DN12 ve DN13 deneylerine ait genel görünüm

Kesilen dört plaka üzerinde gerçekleştirilen deneylerde ilerleme hızı ve dönme hızının çıkılan maksimum sıcaklığa etkileri incelenmiştir. Dönme hızının etkisini incelemek için açıları aynı ve ilerleme hızı 2,1cm/dk olan 355, 560 ve 900 rpm deki deneyler karşılaştırıldı (Şekil 44) ve ilerleme hızının etkilerini incelemek için de dönme hızı 355 rpm olan deneyler seçildi (Şekil 45).



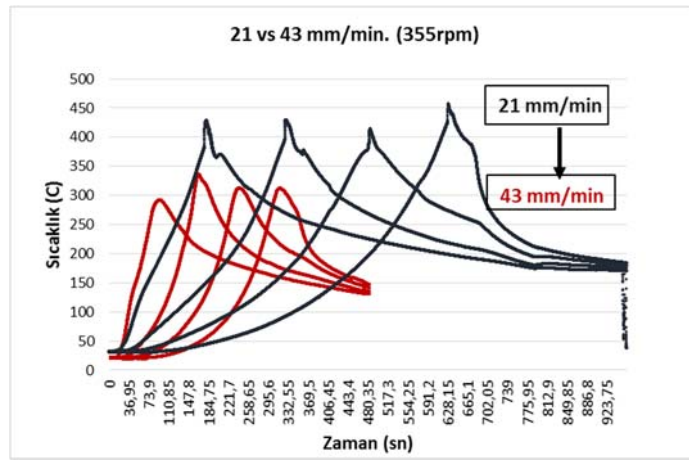
Şekil 44. Sabit ilerleme hızında (2.1cm/dk) üç farklı dönme hızına bağlı olarak çıkılan sıcaklıklar.



Şekil 45. Sabit dönme hızında (355rpm) üç farklı ilerleme hızına bağlı olarak dört ayrı noktada sıcaklık eğrileri.

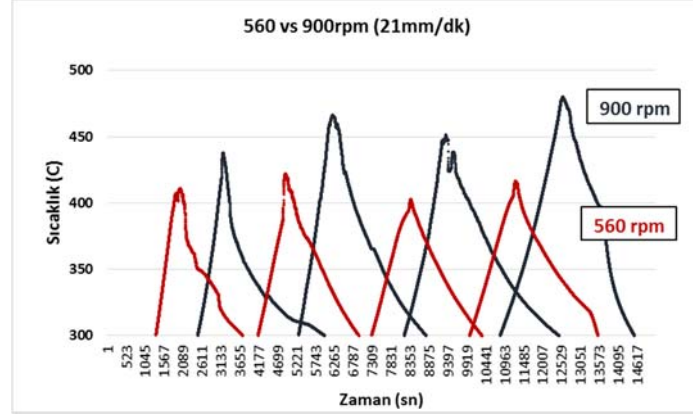
SKP denemeleri sürecinde plakanın sıcaklığının arttığı ve karıştırılan alandaki boşluğun denemenin sonuna doğru arttığı gözlemlenmiştir. İlerleme hızının boşluk oluşumuna etkisinin dönme hızına göre daha az olduğu gözlemlenmiş ve yüksek dönme hızlarında boşluğun daha büyük olduğu tespit edilmiştir.

Şekil 46'da görüldüğü gibi dönme hızı sabit tutularak ilerleme hızı iki katına (21mm/dk'dan 43mm/dk'ya çıkarılmıştır) çıkartıldığında maksimum sıcaklık düşmüştür. Şekil 47'da ilerleme hızı (2,1mm/dk) sabit tutularak dönme hızının etkisi gösterilmiştir. Dönme hızı 560rpm' den 900rpm'e çıkarıldığında maksimum sıcaklığın 400°C'den 450°C'ye çıktığı görülmüştür.



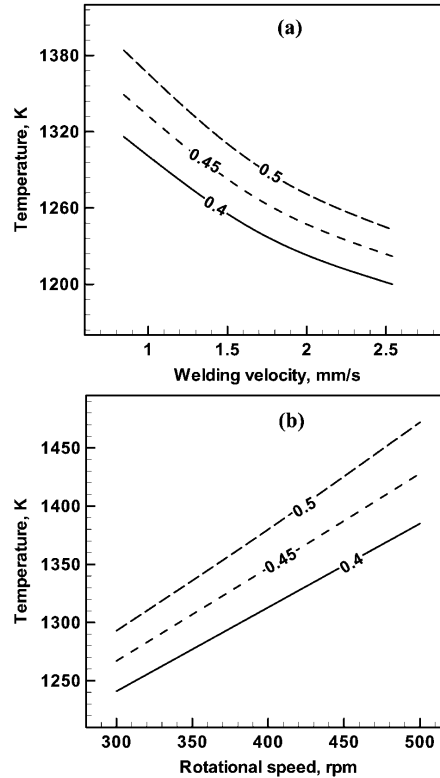
Şekil 46. Sabit dönme hızında (355 rpm) iki farklı ilerleme hızına bağlı olarak dört ayrı noktada sıcaklık eğrileri





Şekil 47. Sabit ilerleme hızında (21 mm/dk) iki farklı ilerleme hızına bağlı olarak dört ayrı noktada sıcaklık eğrileri

Literatüre göre SKP uygulamaları sırasında çıkılan en yüksek sıcaklık ısı iletkenliği, özgül ısı kapasitesi, sıcaklığa bağlı akma dayanımı gibi malzeme özelliklerine bağlı olduğu gibi uç tipi, dönme hızı ve teğetsel hız gibi SKP parametlerine de bağlıdır [29- [34]. Dönme hızı ile sıcaklık arasındaki ilişki doğru orantılıyken artan ilerleme hızı ile çıkılan maksimum sıcaklığın düştüğü görülmüştür [30].

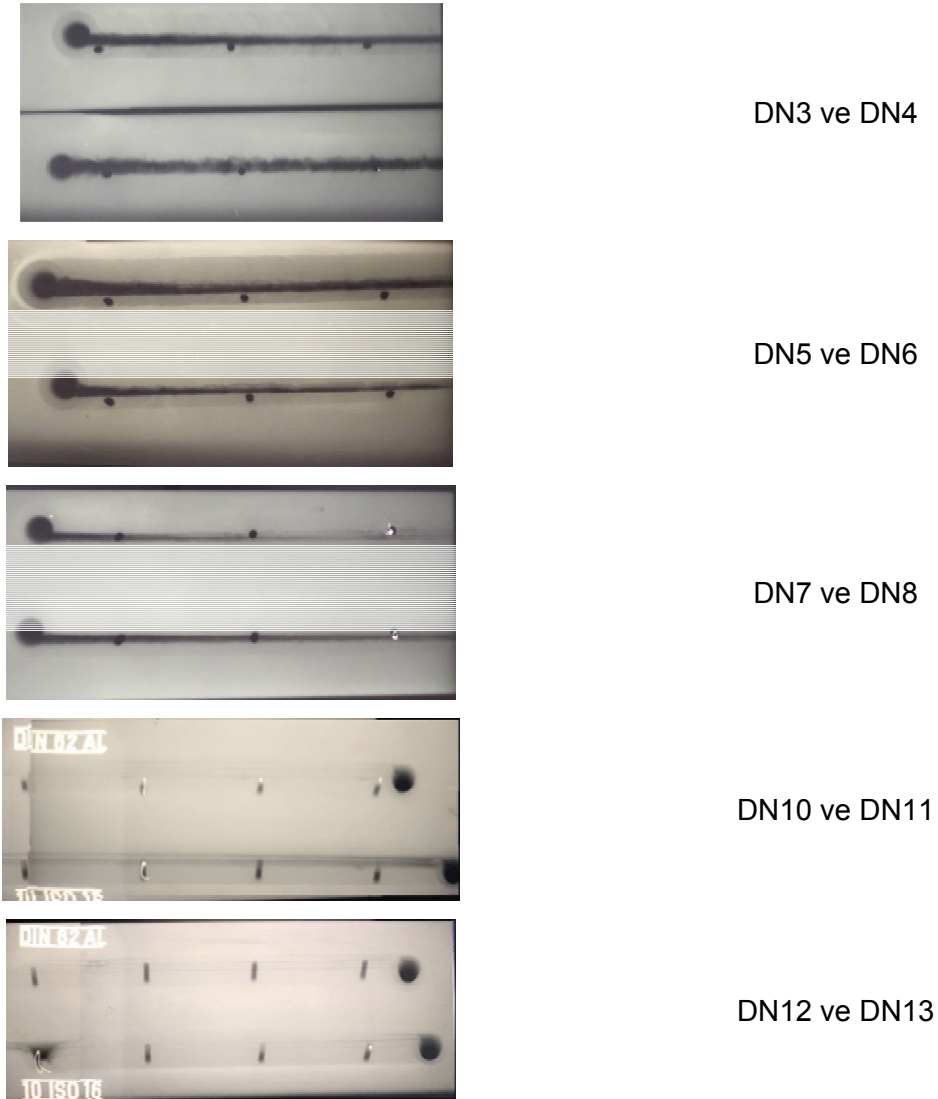


Şekil 48. İlerleme hızı (mm/sn.) ve dönme hızının çıkılan maksimum sıcaklığa etkisi [30].

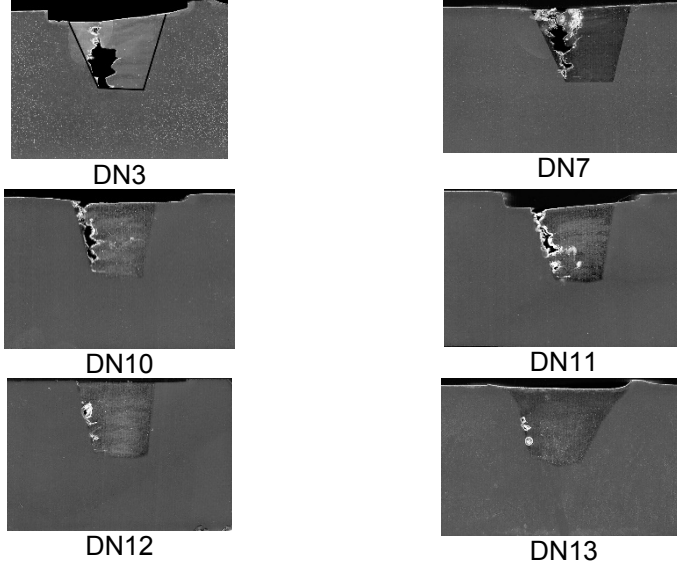
Yapılan deneylerin bir bölümünde yukarıda belirtilen ilişki görülürken bazılarında elde edilen sonuçlar literatür ile farklılık göstermiştir. Tekrar edilmeyen bu sonuçların ısı-çiftlerinin

uçlarının hazırlanan deliklere tam girememesi, ısıl-çift tellerinin birbirleriyle ve plakayla kısa devresi, SCXI moduluyla kompanzasyon kabloları arasındaki bağlantıda olası temassızlıklar ve ısıl-çift tellerinin iyi kaynatılmaması vb. sebeplerden olabileceği düşünülmektedir.

Plakalar SKP deneyleri tamamlandıktan sonra radyografik filmleri çekilmiş ve plakalardan alınan örnekler metalografik parlatma sonrası elektrolitik olarak dağlanmıştır. Hazırlanan kesitlerden ve elde edilen radyografik filmlerden (Şekil 49) SKP sırasında ilerleme yönünün dönme yönüyle aynı olan tarafta (advancing side) oluşan boşluğun ilk denemeden sonuncu denemeye kadar azaldığı görülmüştür (Şekil 50).



Şekil 49. SKP uygulanmış plakaların x-ışını ile çekilmiş radyografik filmlerinin görünümü



Şekil 50. SKP uygulanmış plakaların bir bölümünden alınan kesitlerden hazırlanan makro görüntüler.

#### 4.2.2 Triflude Ucu İle Gerçekleştirilen Denemeler

Yukarıda da belirtildiği gibi Friction Link. Inc.'den Triflude ve Truncated 3f uçları temin edilmiştir. Bunlardan Triflude ile yapılan denemelerde sık sık kırılma ile karşılaşmıştır. Bu nedenle bu uç ile gerçekleştirilen deneyler kısıtlı tutulmuştur. Triflude (Şekil 51) ile yapılan denemelere ait parametreler aşağıda (Tablo 5) verilmiştir.



Şekil 51. Triflude SK ucu

Tablo 5. Triflude SK ucu ile gerçekleştirilen denemelere ait parametre setleri.

Deney No	Dönme hızı (rpm)	İlerleme hızı (mm/dk.)	x°	y°	SK ucu
N19	210	285	0	0	Triflude
N20	210	185	0	0	Triflude
N21	110	185	0	0	Triflude
N22	150	185	0	0	Triflude
N23	980	40	0	0	Triflude
N24*)	720	-	0	0	Triflude
N25*)	530	-	0	0	Triflude
N26	530	65	0	0	Triflude
N27	530	100	0	0	Triflude
N28	530	185	0	0	Triflude
N29	390	65	0	0	Triflude
N30	390	100	0	0	Triflude
N31	210	285	0	0	Triflude

\*) Denemeler sırasında kırılma oldu.

Mikroyapı da farklılıklar elde etmek için dönme ve ilerleme hızları değiştirilerek denemeler yapıldı (Şekil 52). Ancak, kırılma probleminin (Şekil 53) sık sık yaşanmasında dolayı diğer uç (Truncated 3f) ile denemelere devam edilmesine karar verildi.



Şekil 52. Triflude uç ile SKP denemeleri



Şekil 53. Triflude uç ile denemelerde sıkça karşılaşılan kırılmaya ait görüntü

### 4.2.3 Truncated-3f Ucu İle Gerçekleştirilen Denemeler

Üçüncü ve son SKP uygulaması Truncated-3f ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 54). Bu uç ile yapılan denemelere (Şekil 55) ait parametre setleri aşağıdaki tabloda (Tablo 6) verilmiştir. Sürtünme karıştırma prosesi ile çalışmalar üç farklı parametre setinde yoğunlaştırılmıştır. Soğuk, sıcak ve uygulama olarak isimlendirilen bu setler sırasıyla 210rpm-185mm/dk., 720rpm-100mm/dk. ve 290rpm-100mm/dk.'dir. Bunların seçiminde parametreleri denemenin başarısı ve tezgahın zorlanma ihtimali dikkate alınmıştır. Yapılan denemelere ait



Şekil 54. Truncated-3f SK ucu

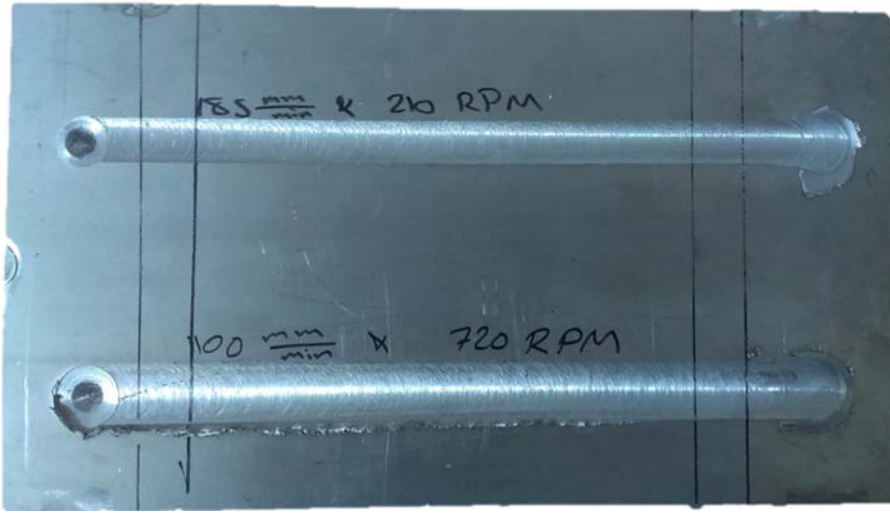
Tablo 6. Truncated-3f SK ucu ile gerçekleştirilen denemelere ait parametre setleri.

Deney No	Dönme hızı (rpm)	İlerleme hızı (mm/dk.)	$x^\circ$	$y^\circ$	SK ucu
N32	210	185	0	0	Truncated-3f
N33	530	185	0	0	Truncated-3f
N34	530	100	0	0	Truncated-3f
N35	720	65	0	0	Truncated-3f
N36	720	100	0	0	Truncated-3f
N37	290	100	0	0	Truncated-3f

Belirlenmiş parametrelerle tek plakanın üzerinde (Şekil 56) birbirinden uzak boyuna kenarlara sıcak ve soğuk parametreler denendi. Takiben iki parametrede bindirme çalışması yapıldı (Şekil 57). İki farklı parametre seti ile yapılan bu uygulamalarda mikroyapının ve sertliğin nasıl etkilendiği görülmeye çalışılmıştır.



Şekil 55. Truncated-3f ucu ile karıştırılmış deneme plakasına ait görünüm.



Şekil 56. Sıcak ve soğuk parametre denemelerine ait görünüm



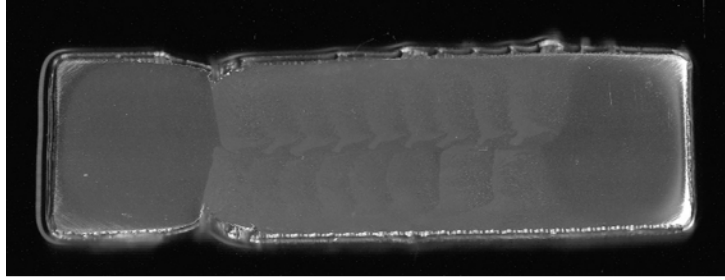
a)



b)

Şekil 57. Bindirmeli SKP işlemi yapılmış plakalar. a) 290rpm-185mm/dk (soğuk) b) 720rpm-185mm/dk. (sıcak)

Bindirmeli SK uygulanmış plakalardan alınan örnek makro kesiti aşağıda verilmiştir.

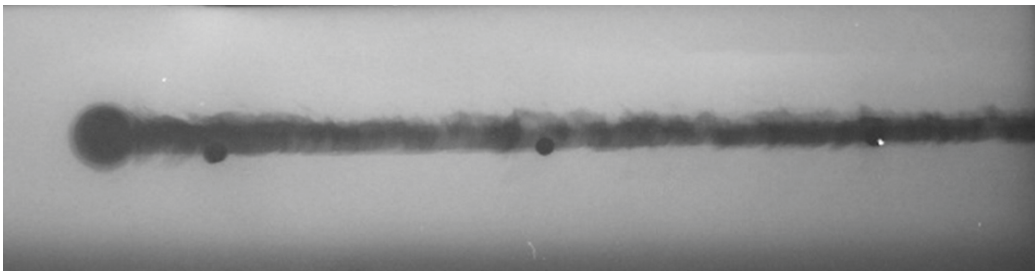


Şekil 58. Bindirmeli SKP uygulanmış plakadan alınan makro kesit.

#### 4.3 SKP uygulamaları sonrası mikro yapı ve sertlik değişimi incelemeleri

SKP uygulamalarında iki farklı uç ile yapılan çalışmalarda mikro yapı ve sertlik incelemeleri yapılmıştır. A01 ucu ile yapılan çalışmalarda sıcaklık ölçümleri de dikkate alınarak DN3 ve DN13 numaralı denemelere ait mikro yapılar incelenmiştir. Bu denemeler sırasında DN3 ve DN13 için plakalarda ölçülen en yüksek sıcaklık sırasıyla 485°C ve 367°C'dir. Yukarıda da belirtildiği gibi bu denemelere ait parametreler de sırasıyla 900rpm-21mm/dk. ve 224rpm-43mm/dk.'dir.

Mikro yapı incelemeleri için seçilen denemelerde çıkılan sıcaklıklar etkili olmuştur. Parametre setine (dönüş hızı-ilerleme hızı) bağlı olarak plakalarda çıkılan sıcaklık ve buna bağlı olarak içyapının etkisi araştırılmıştır. Aşağıda SKP uygulaması sonrasında DN3 ve DN13'e ait x-ışını radyografisi (Şekil 59 ve Şekil 60) ile makro kesit (Şekil 61 ve Şekil 62) görüntüleri verilmiştir.

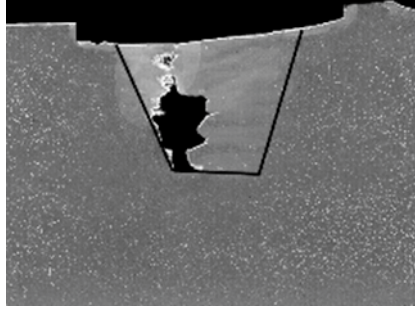


Şekil 59. DN3'e ait radyografik film görüntüsü

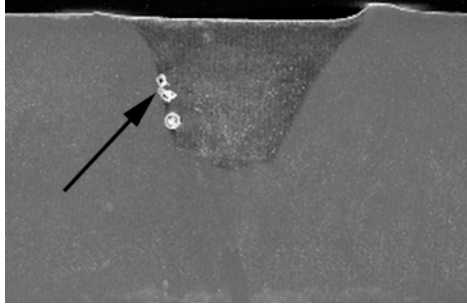


Şekil 60. DN13'e ait radyografik film görüntüsü

Filmlerden de görülebildiği gibi kendi tasarladığımız A01 olarak isimlendirilen SK ucu ile iki farklı parametre seti ile elde edilen bölgede kanal oluşumu artan sıcaklıkla neredeyse kaybolmuştur. Burada kanalın varlığı yalnızca sıcaklık ile ilgili değil aynı zamanda uçtan da kaynaklandığı düşünülmektedir.



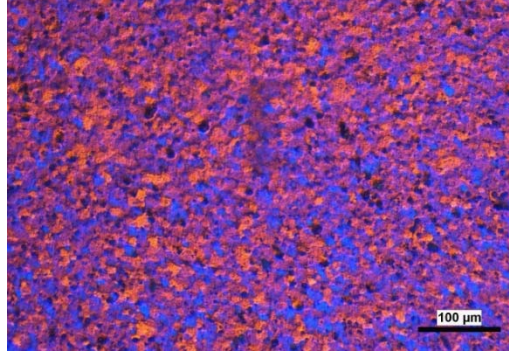
Şekil 61. DN3'e ait SKP uygulanmış bölgenin makro kesiti



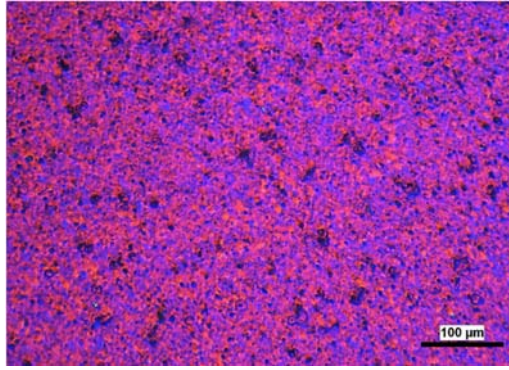
Şekil 62. DN13'e ait SKP uygulanmış bölgenin makro kesiti

Her iki denemeye ait kesitler üzerinde mikroyapı incelemeleri de yapıldı. Kanalların varlığı gözetilmeden çekirdek bölgede tane yapısı farklılıkları araştırıldı. Aşağıda da görüldüğü gibi (Şekil 63 ve Şekil 64) DN13'e göre DN3 daha iri tane boyutlarına sahiptir. Burada SKP uygulaması sırasında çıkılan sıcaklığın etkisi olduğu düşünülmektedir. SKP uygulamasının beklendiği gibi metaller-arası çökeltilerin boyutlarını da etkilediği tespit edilmiştir. DN7'ye ait ana malzeme ve karıştırılmış bölgeden alınan görüntülerde (Şekil 65) SKP uygulanmış bölgede metaller-arası çökeltilerin daha ince dağılımlı olduğu görülmüştür.

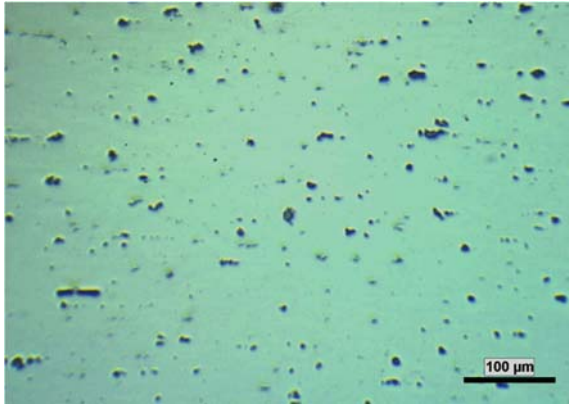




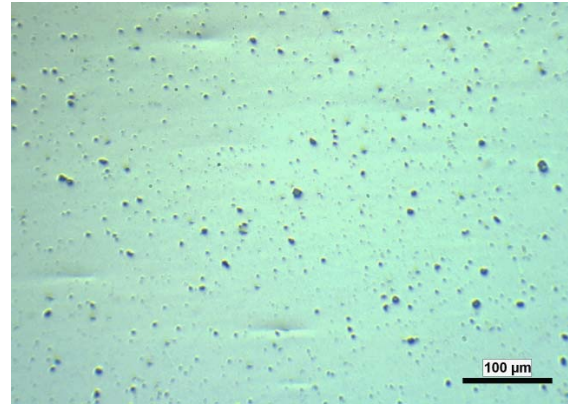
Şekil 63. DN3'e ait mikroyapı görüntüsü



Şekil 64. DN13 'e ait mikroyapı görüntüsü



a)

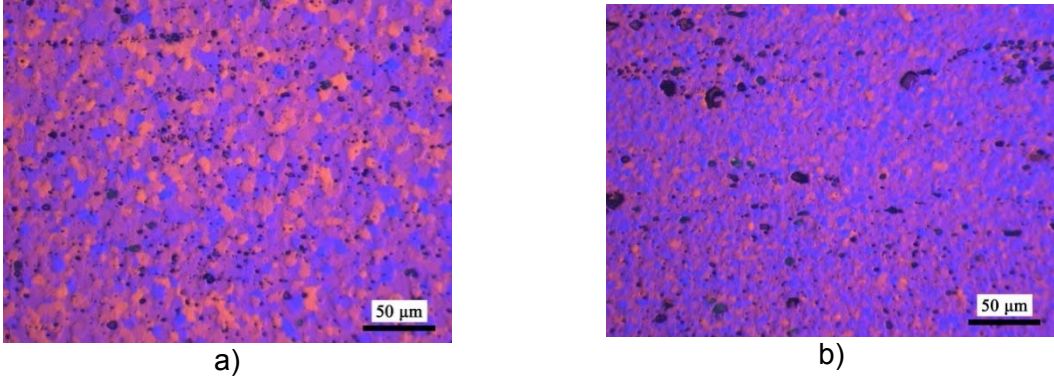


b)

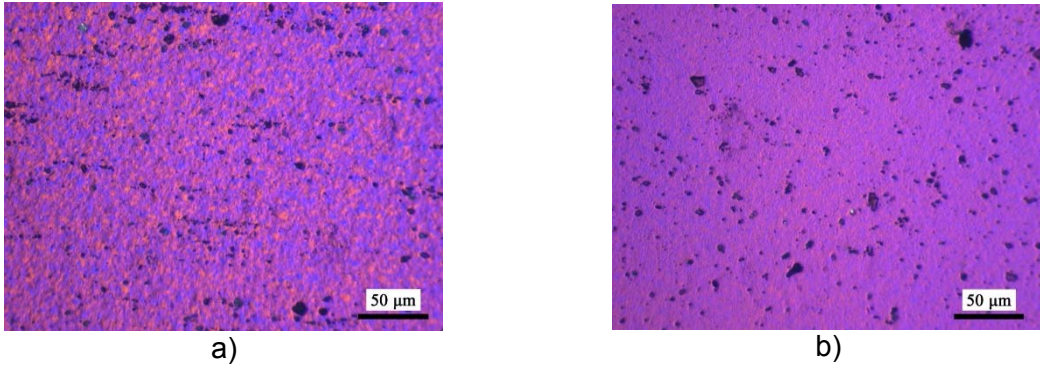
Şekil 65. DN7 denemesinde SKP uygulamasının intermetalikler üzerindeki etkisi.  
a) Ana malzeme ve b) SKP uygulanmış bölge

Truncated-3f SK ucu ile yukarıda da belirtildiği gibi soğuk ve sıcak parametre setleri ile denemeler yapılmıştı. Bu parçalardan çıkarılan kesitlerde gerçekleştirilen metalografik incelemeler de prosesin uygulandığı bölgelerde tane dağılımının homojen olmadığı görülmüştür. Her iki parametre setinde de yüzeye yakın bölgede iri tane yapısı görülürken uç

noktalarda da ince tane yapısı tespit edilmiştir. Ancak, iki parametre seti kıyaslandığında ise soğuk parametre setine ait mikro yapıda her iki bölgede daha küçük tane boyutuna sahiptir.

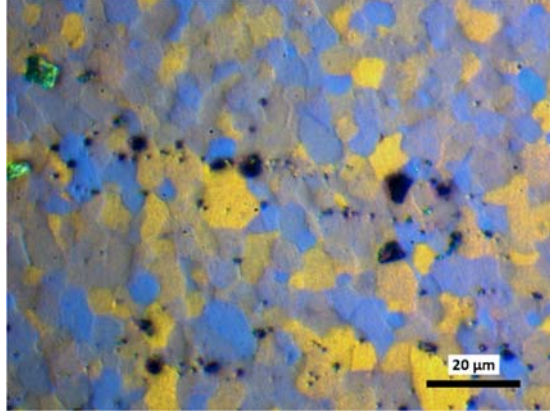


Şekil 66. Sıcak parametre setine ait mikroyapı görüntüsü  
a) Yüzeye yakın bölge, b) Yüzeye en uzak bölge

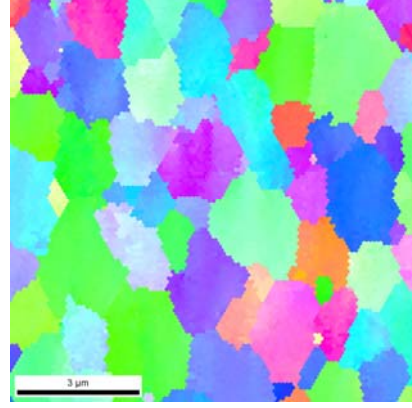
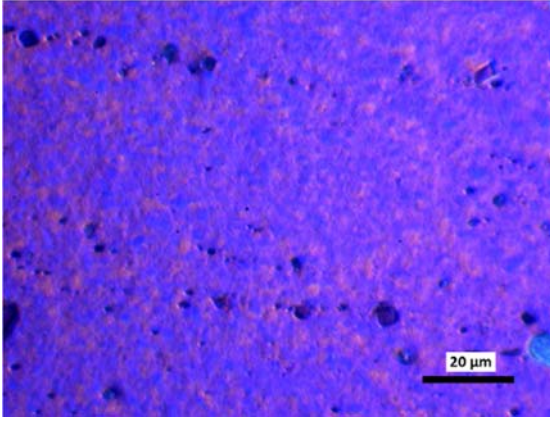


Şekil 67. Sıcak parametre setine ait mikroyapı görüntüsü  
a) Yüzeye yakın bölge, b) Yüzeye en uzak bölge

SKP uygulanmış bölgeler üzerinde aynı noktalardan alınan görüntüler üzerinde tane boyutu ölçümleri yapılmıştır. ASTM E112'ye göre doğrusal kesişim yöntemi kullanılarak yapılan tane boyutu ölçümlerinde sıcak parametre seti ile yapılan çalışmada tane boyutu 4 µm olarak hesaplanmıştır. Soğuk parametre setiyle elde edilen mikro yapı üzerinde tane boyutu için EBSD kullanılmış ve 1 µm olarak bulunmuştur.



Şekil 68. Sıcak parametre seti optik mikroskop görüntüsü

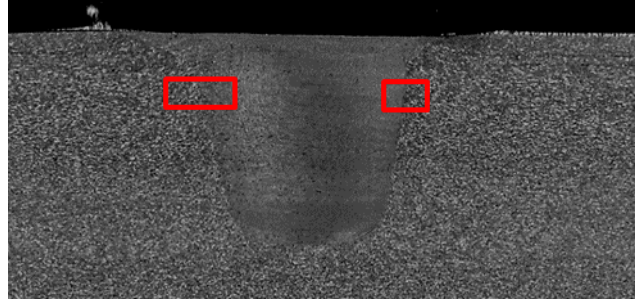


a)

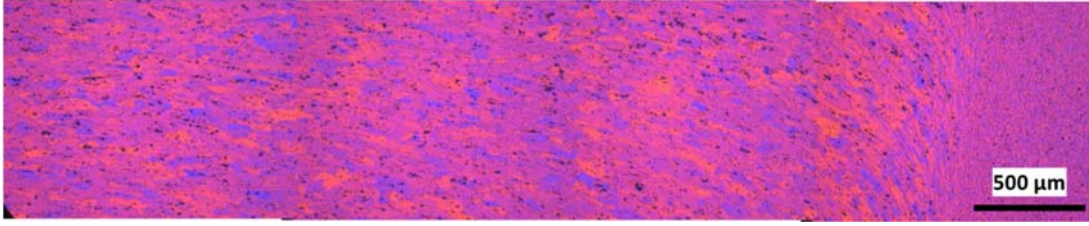
b)

Şekil 69. Soğuk parametre seti optik mikroskop görüntüsü  
a) Optik mikroskop görüntüsü, b) EBSD görüntüsü

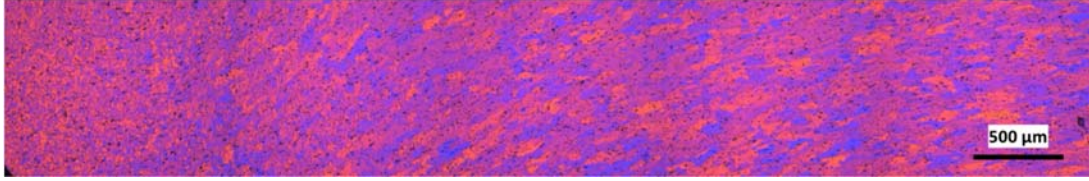
Sıcak ve soğuk parametre setiyle yapılan SK çalışmalarından elde edilen mikro yapılarda karıştırma bölgesinin tamamının bir arada değerlendirilebilmesi için optik mikroskop ile detaylı çalışma yapılmıştır. Detaylı incelemenin yapıldığı bölgeler aşağıda ki şekilde (Şekil 70) gösterilmiştir. Her iki parametre seti için yeniden kristalleşme bölgesinden ana malzemeye geçişin ilerleme tarafında (advancing side), durulma tarafına (retreating side) göre daha dar olduğu gözlenmiştir.



Şekil 70. İlerleme tarafında ve durulma tarafında incelenen geçiş bölgesi

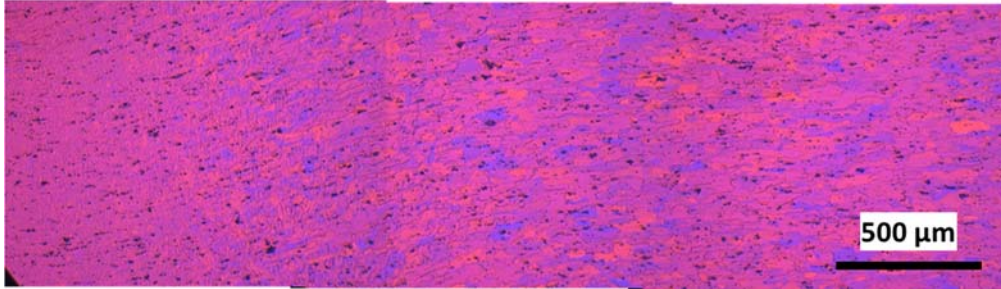


a)

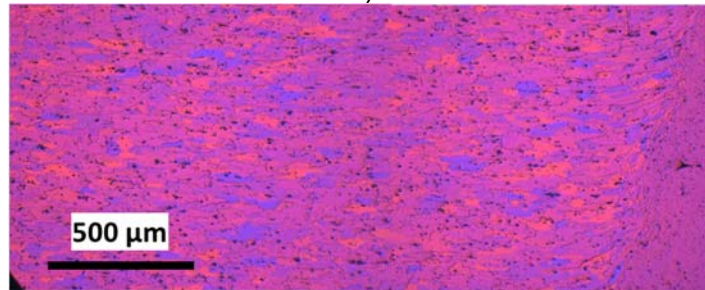


b)

Şekil 71. Sıcak parametre setine ait mikroyapıda (a) ilerleme tarafında ve (b) durulma tarafında ana malzemeye geçişin görünümü.



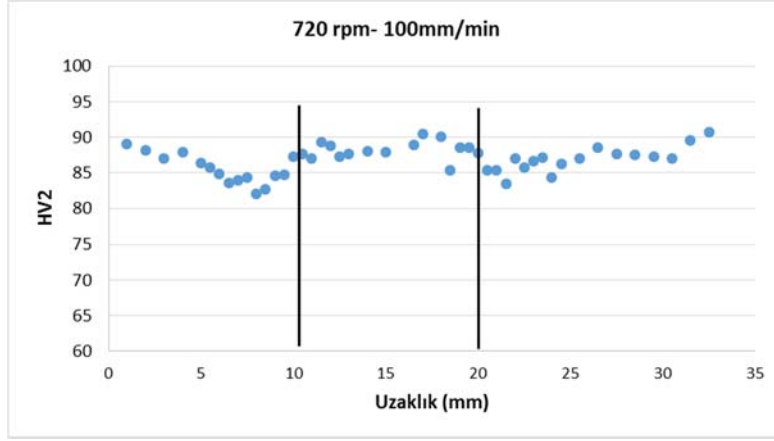
a)



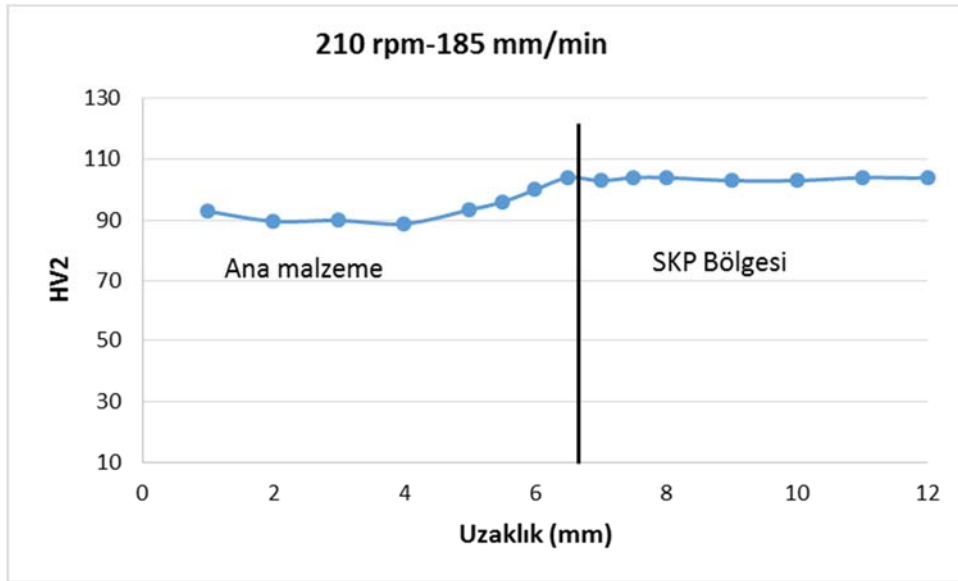
b)

Şekil 72. Soğuk parametre setine ait mikroyapıda (a) ilerleme tarafında ve (b) durulma tarafında ana malzemeye geçişin görünümü.

Sıcak, soğuk ve uygulama parametre setlerine ait kesitlerde HV2 ile sertlik taramaları da gerçekleştirilmiştir. Sıcak parametre setinde SKP bölgesine komşu olan bölgede sertlik düşüşü görülmüştür. Soğuk parametrenin durulma (retreating side) tarafından yapılan sertlik ölçümünde sertliğin 90HV'den 105HV'ye çıktığı görülmüştür.



Şekil 73. Sıcak parametre setine ait kesitte sertlik profili



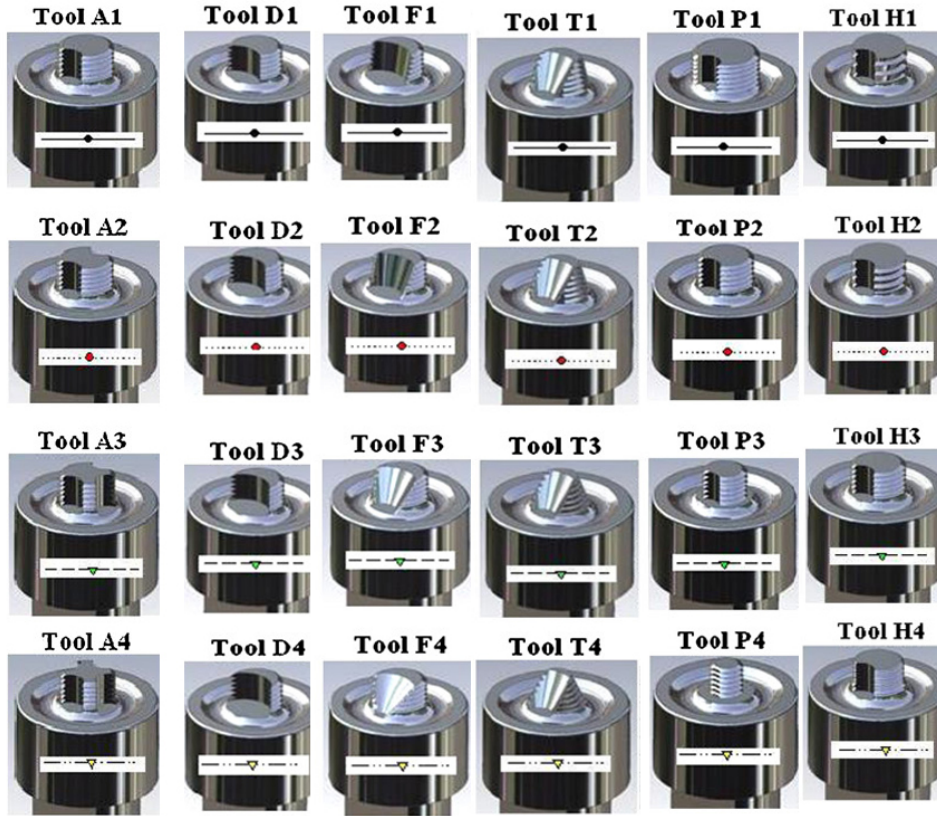
Şekil 74. Soğuk parametre setine ait kesitte sertlik profili

Kaynak öncesi bindirmelerin gerçekleştirildiği uygulama parametresine (290rpm-185 mm/dk.) ait profilde de sertlik taraması yapılmış ve ana malzeme ile yaklaşık aynı sertlik değerlerine ulaşılmıştır.

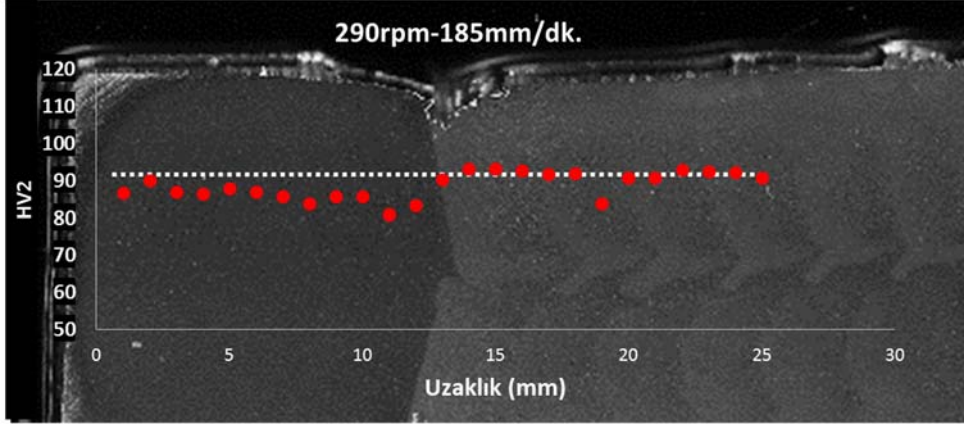
Düz silindirik, dış açılmış silindirik, üçgen kesitli vb. farklı uçların denendiği çalışmalar literatürde yer almaktadır [35-[38]. Pin çapının etkisi, açılan dış adımlarının etkisi, yivlerin sayısı ve konikliği gibi birçok değişken araştırılmıştır[[38]. Silindirik yapıya sahip pin kesiti ile

kıyaslandığında truncated-3f gibi statik kesiti dinamik kesit ile aynı olmayan uçlarda karıştırma işleminin ve kesme işleminin daha başarılı olduğu ve uca binen yüklerin azaldığı belirtilmiştir [40]. Bu çalışmada elde edilen içyapılarda, truncated-3f ucu ile elde edilen içyapıda prosese bağlı hatalara rastlanmamıştır.

A01 ucu ile elde edilen içyapıda azalmasına karşın halen iç hatalar kalmıştır. Burada proses sırasında ısıyı üreten omuz yapısının da etkili olduğu düşünülmektedir. Truncated-3f ucu ile açı dahi değiştirmeden hatasız içyapı elde edilebilmiştir. Bu uç tipinde omuz yapısı A01 ucundaki düz yapıdan farklı olarak sarmal olarak hazırlanmıştır. Sarmal yapı sayesinde ısı üretimini de arttıran sürekli sıyırma (shearing) işlemi gerçekleşmektedir. Sarmallar arasında ilerleyen metal pin'in arkasında bıraktığı boşluğa doğru itilerek hata içermeyen içyapı oluşumunu da desteklemektedir [40].

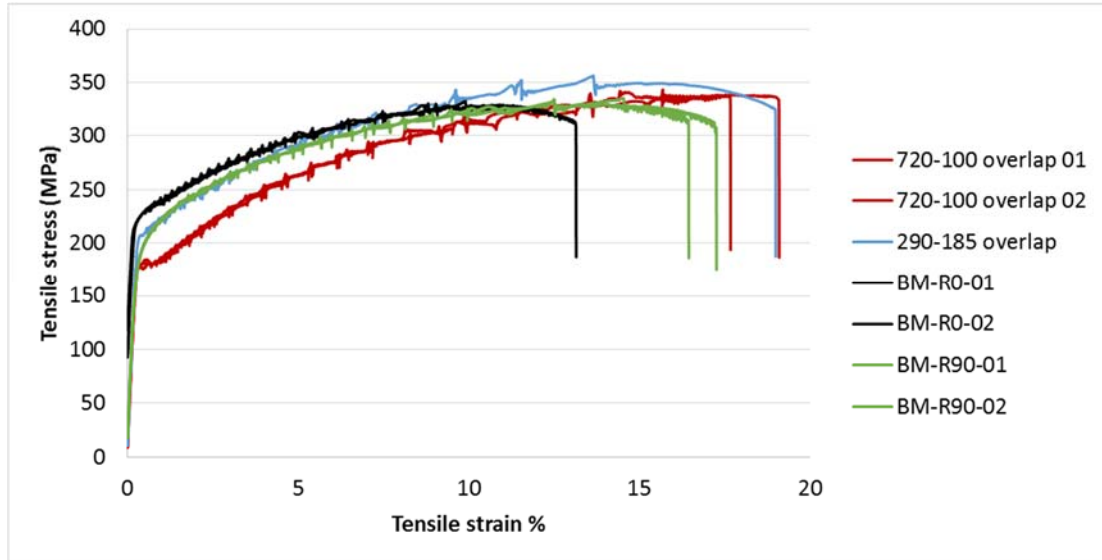


Şekil 75. Farklı kesit ve ölçülere sahip uç tipleri[[38]



Şekil 76. Uygulama parametresi ile elde edilen kesite ait sertlik profili

SKP uygulamasının bindirme (overlap) şeklinde uygulandığı plakalardan alınan örneklere çekme deneyi uygulanarak akma ve çekme dayanımları ile uzama değerleri karşılaştırılmıştır. Akma dayanımlarında düşüş görülürken çekme dayanımı ve uzama değerlerinde artış gözlenmiştir (Şekil 77). Kumbhara ve beraberindekilere göre [44] de genel olarak yüzde uzamalarda iyileşme görülürken yüksek dönme hızlarında çekme dayanımları düşmüştür. Bu farklı mekanik davranışların karışma bölgesi (nugget zone, NZ), ilerleme bölgesi (Advancing side, AS) ve durulma bölgesi (Retreating side, RS) karşılaştırıldığında tane boyutu, tane oryantasyonu ve tane sınırları açısından SKP uygulanan bölgenin oldukça heterojen bir yapı oluşu[44] ile ilişkilendirsek de açıklama olarak yetersiz kalmaktadır.

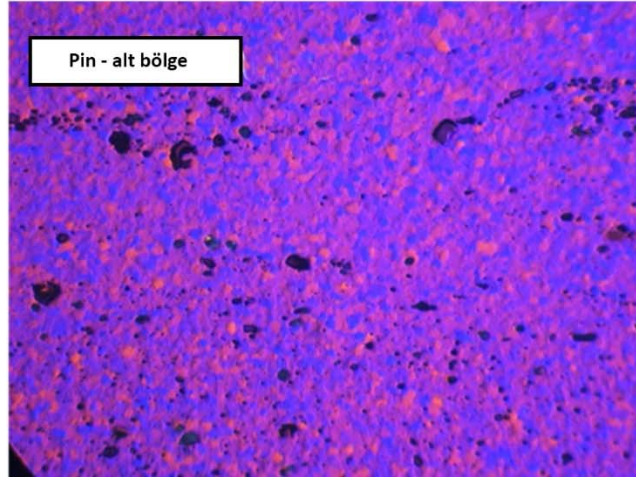
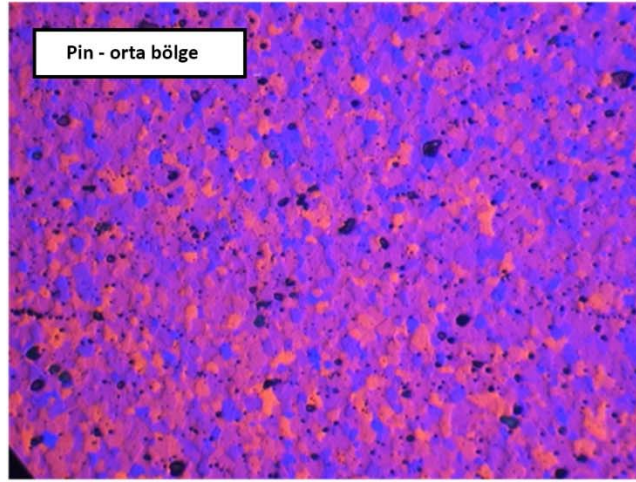
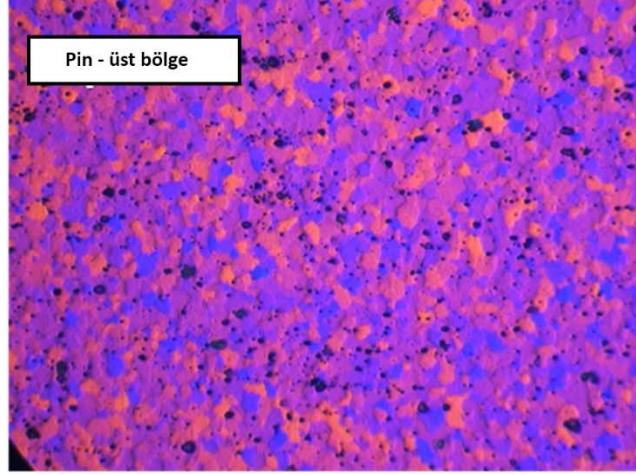


Şekil 77. 5083 alaşımının FSP sonrası mekanik özelliklerinin karşılaştırılması

	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama (%)
BM-R0	226	327	13
BM-R0	225	332	13
BM-R90	196	333	16
BM-R90	193	328	17
720-100-01	176	342	18
720-100-02	183	343	19
290-185	208	356	19

Sertlik değerlerinin soğuk deformasyon ile dayanımı arttırılmış olan ana malzemenin sertliğine yakın olması ince tane yapısı ile ilişkilendirilebilir [41]. Pin boyunca tane boyutunun omuzdan uca doğru küçülmesi (Şekil 78) sıcaklık dağılımına ve gerinim oranı ile ilişkilendirilmiştir[42].





Şekil 78. Pin üzerinde üç bölgeden alınan mikroyapı görüntüleri

#### 4.4 Gazaltı Kaynağı (GMAW) Uygulamaları

##### 4.4.1 5083 Alaşımının GMAW Uygulaması

5083 alüminyum alaşımı plakanın GMAW yöntemi ile kaynaklı birleştirmesinin hazırlanmasında da farklı parametreler denenmiştir (Tablo 7). Kalınlığın yüksek olması gerek kaynak ağızı hazırlığında gerekse kaynak uygulamasında farklı sorunlara sebep olmuştur. Öncelikle farklı kaynak ağızları denenmiş ve simetrik çift taraflı V-kaynak ağızına karar verilmiştir. Bu süreçte SKP uygulamalarında kullanılan ucun derinliği, uygulama şekli ve çatlak ilerleme testleri için numune hazırlığı göz önünde bulundurulmuştur.

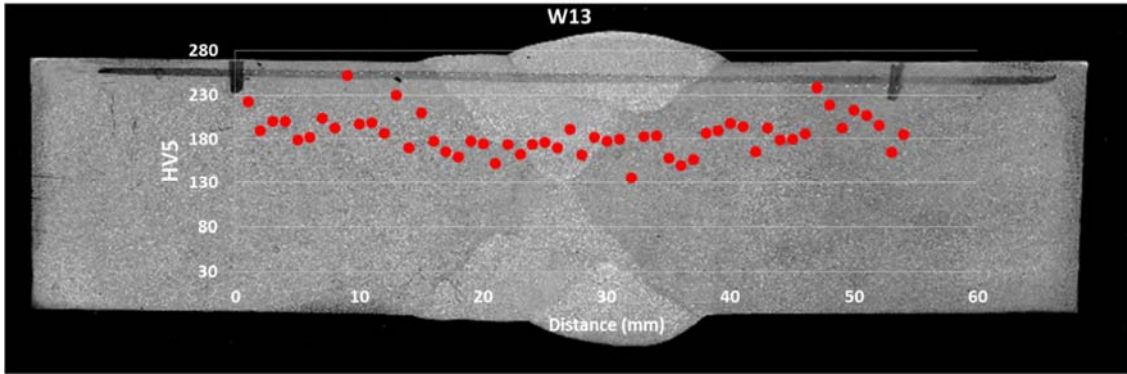
Tablo 7. Kaynaklı plakaların birleştirmelerinde uygulanan parametre setleri.

	Kaynak ağızı	Kök paso				Dolgu ve kapak pasolar			
		Tel sürme (m/dk.)	Gerilim V	Akım (A)	Gaz debisi (lt/dk.)	Tel sürme (m/dk.)	Gerilim V	Akım (A)	Gaz debisi (lt/dk.)
W1	V	13,6	23V	230	12	13,6	23V	230	14
W2	X	11,2	23V	230	12	11,2	23V	230	14
W3	X	11,2	23,5	230	12	10	23	230	14
W5	V	9,5	25	165	12	9,5	25	165	14
W6	V 45°	10	20,5	170	12	11,2	22,5	170	18
W7	X	12	25	170	12	13	26	170	18
W8	X	12	24	170	12	9,5	25	165	18
W9	X	12	20	170	12	9,5	25	170	18
W10	X	12	25	210	18	13	26	230	18
W11	X	12	25	210	18	13	26	230	18
W12	asm.X	12	25	210	18	13	26	230	18
W13	X	12	25	210	18	13	26	226	16
W14	asm.X	12	25	180	18	13	26	200	16
W15	X	10,5	20	180	15	13	27	200	16
W16	X	10,5	20	175	15	13	27	200	16
W17	X	10,5	21	180	15	13	27	200	16
W18	X	10,5	25	190	20	13	26	200	16
W19	X	10,5	22,5	190	15	12	25	200	20
W20	X	10,5	23	190	15	12	25	200	15
W21	X	11	24	185	18	12	26	195	18
W22	X	11	25	175	18	12,4	27	201	18
W23	X	10,5	22,5	168	17,5	12	25	185	18
W24	X	10,5	22,5	168	19	12	25	185	18,5

Uygulamalar sırasında karşılaşılan problemlerden biri yetersiz nüfuziyet ve birleşme hataları olmuştur. Bu sorun farklı kaynak parametreleri denenerek ve plakaların kaynağa

hazırlıklarında uygun kök aralığı ve puntalama işlemleriyle çözülmüştür. Karşılaşılan diğer problem de kaynak metalinde yüksek oranda gözenek oluşumudur. Bununla ilgili olarak da farklı çözümler üretilmiştir. İlk olarak gaz debisi ve torç parça mesafesi uygun olarak ayarlanmıştır. Azalma olmasına karşın gözenek miktarı kabul edilir seviyenin üstünde kalmıştır. Gözenek oluşumunda diğer bir etken de kullanılan dolgu telidir. Saklama koşulları çok da bilinmeyen mevcut dolgu teli yerine yeni dolgu teli alınarak denemeler yapılmıştır. Yeni dolgu teli ile elde edilen kaynaklı birleştirmelere ait radyografik filmlerde gözeneğin kabul edilir seviyelere düştüğü görülmüştür.

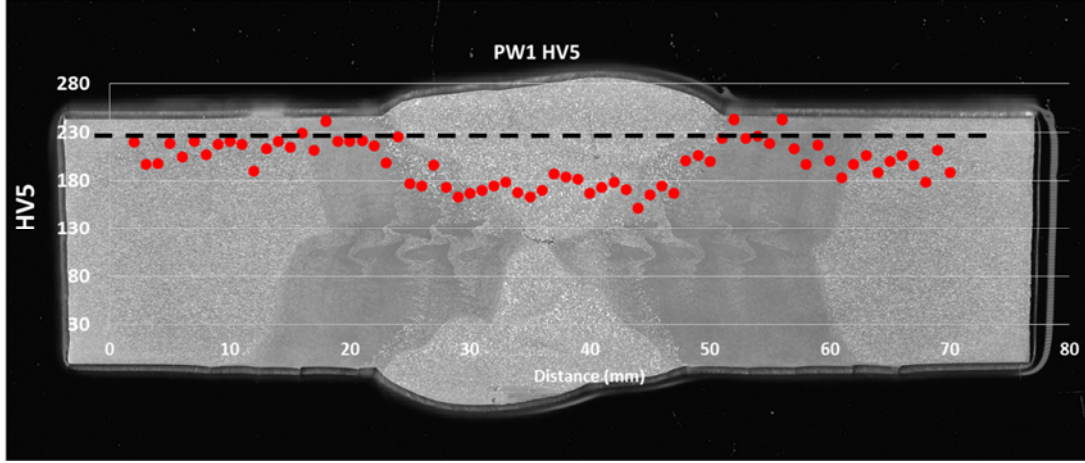
Hazırlanan kaynaklı birleştirmeden alınan kesitte sertlik taraması yapılmıştır. Sertlik taramasına ait sonuçlar aşağıda verilmiştir (Şekil 79). Beklendiği gibi kaynak işlemi sonrası ısıdan etkilenmiş bölge’de (ITAB) sertlik değerlerinde düşüş görülmüştür. ITAB’dan çekme deneyi için numune çıkartılması planlanmış olsa da mevcut olanaklarla kaynak ağızı formu gereği çıkarılacak numunenin bir kısmı ITAB bir kısmı da ana malzeme olacağından elde edilecek sonuçların kullanılabilir olmayacağına karar verilmiştir.



Şekil 79. Kaynaklı birleştirmeden alınan kesit üzerinde sertlik taraması

#### 4.4.2 FSP Uygulanmış Plakalar’da GMAW Uygulamaları

FSP uygulanmış plakalar kesilerek simetrik çift taraflı V-kayak ağızları hazırlanmıştır. Yukarıda W13 için uygulanmış olan GMAW parametre seti FSP ile hazırlanmış olan plakaların kaynaklı birleştirmelerinde kullanılmıştır. Kaynak işlemi sonrası makro hazırlanan kesit üzerinde sertlik taramaları (HV5) yapılmıştır (Şekil 80).

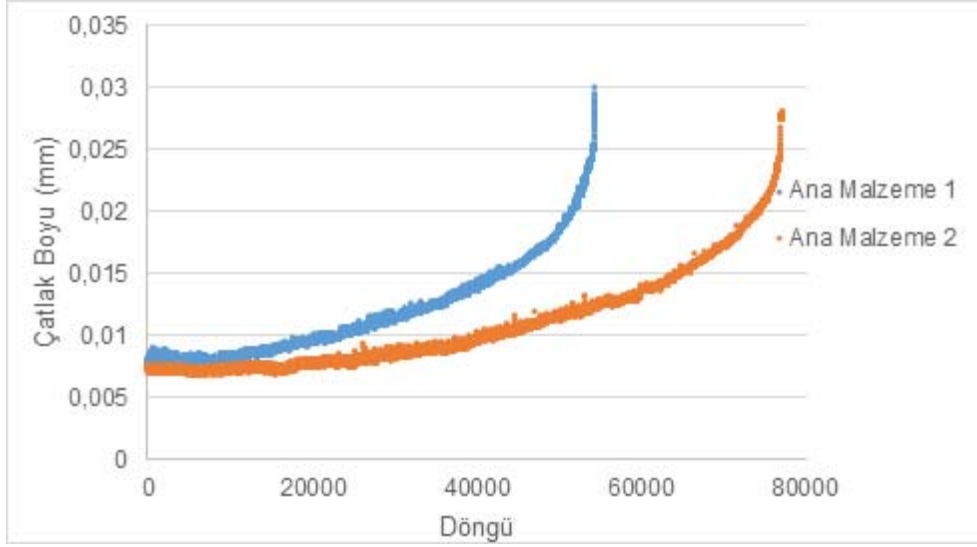


Şekil 80. FSP ile hazırlanmış plakaların kaynaklı birleştirmesinden alınan kesit üzerinde sertlik taraması.

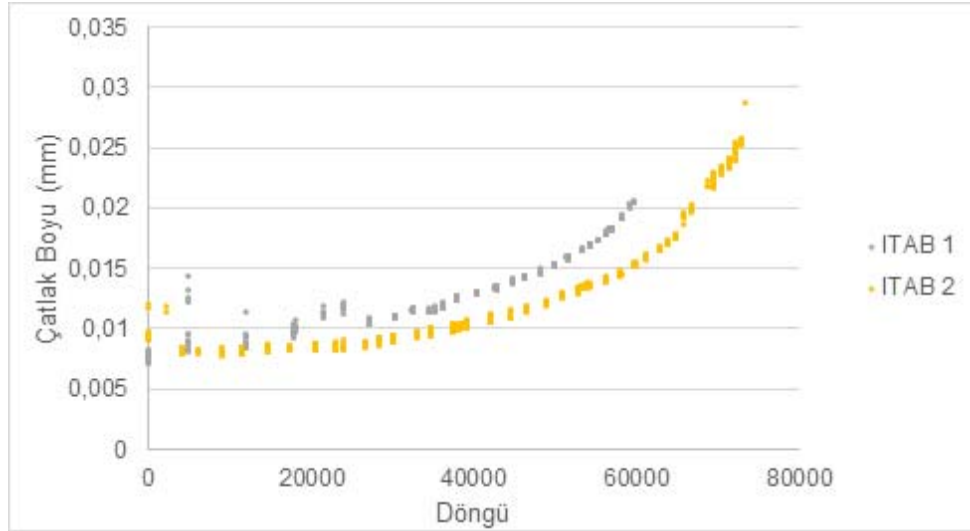
SKP sonrasında elde edilen kaynaklı birleştirme üzerindeki sertlik taramasında ITAB bölgesinde ana malzemeye yakın değerler gözlenmiştir. Bu eğilim ITAB'ın ana malzemeye göre daha ince tane yapısına sahip olması ile ilişkilendirilmiştir [[42, [43].

#### 4.5 Yorulma Çatlağı İlerleme Testleri

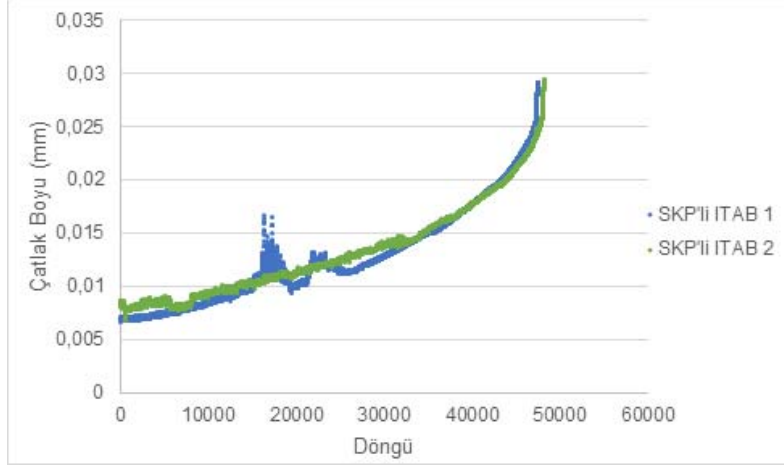
Ana malzeme, gaz-metal ark kaynaklı malzeme ve FS prosesine müteakip gaz-metal ark kaynağı uygulanmış malzemelerden en az 3'er adet C(T) numunesi yorulma çatlak ilerlemesi testine tabi tutulmuştur. Test verilerinin yüksek sapma gösterdiği numuneler değerlendirmeye alınmamış, her numune tipi için ikişer veri kümesi esas alınmıştır. Çatlak ilerleme testi sırasında hem optik olarak belirli yük döngülerinde, hem de çatlak açılma deplasman ölçeri (COD gage) ile yüklenme frekansı ile uyumlu olarak veri toplanmıştır. Deplasman ölçerden alınan verilerin çatlak boyu verilerine dönüştürülmesi için MatLab altyapısında bir rutin yazılmış ve veriler proses edilmiştir. Başka bir MatLab rutini kullanılarak, elektriksel kirlilik nedeniyle yüksek sapma gösteren veriler veri kümelerinden ayıklanmıştır. Ana malzeme, gaz-metal ark kaynaklı malzeme ve FS prosesine müteakip gaz-metal ark kaynağı uygulanmış malzemelerden çıkarılan C(T) numunelerinin yük döngü sayısına karşılık çatlak boyu verileri (a-N) aşağıda gösterilmektedir (Şekil 81, Şekil 82 ve Şekil 83).



Şekil 81. Ana malzemeye ait iki C(T) numunesine ait çatlak ilerleme testi a-N grafiği.



Şekil 82. Gaz-metal ark kaynağı birleştirmelerinden çıkarılan iki adet C(T) numunelerine ait çatlak ilerleme testi a-N grafiği (numune çentik eksenleri kaynaklı birleştirmenin ısıdan etkilenmiş bölgesi merkezlidir).

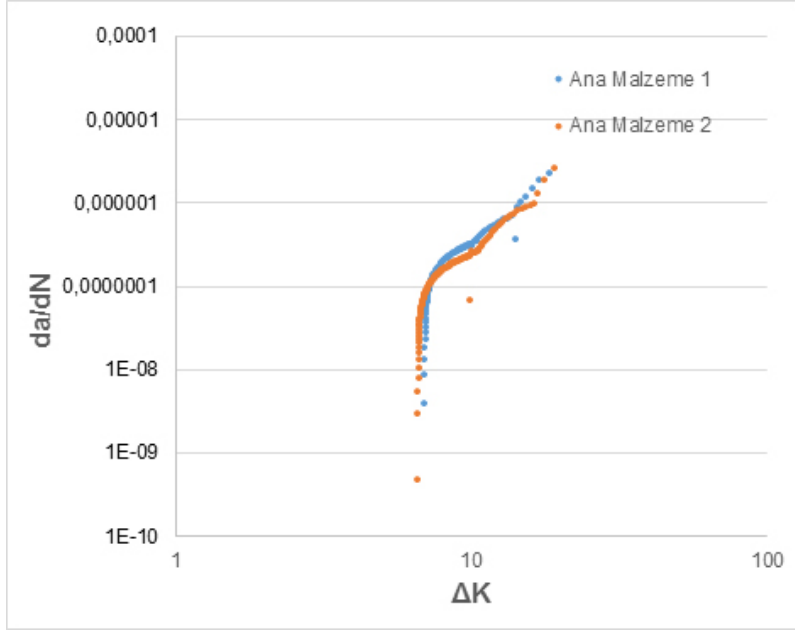


Şekil 83. Sürtünme-karıştırma prosesi uygulanmış plakaların gaz-metal ark kaynağı ile birleştirmelerinden çıkarılan iki adet C(T) numunelerine ait çatlak ilerleme testi a-N grafiği (numune çentik eksenleri kaynaklı birleştirmenin ısıdan etkilenmiş bölgesi merkezlidir).

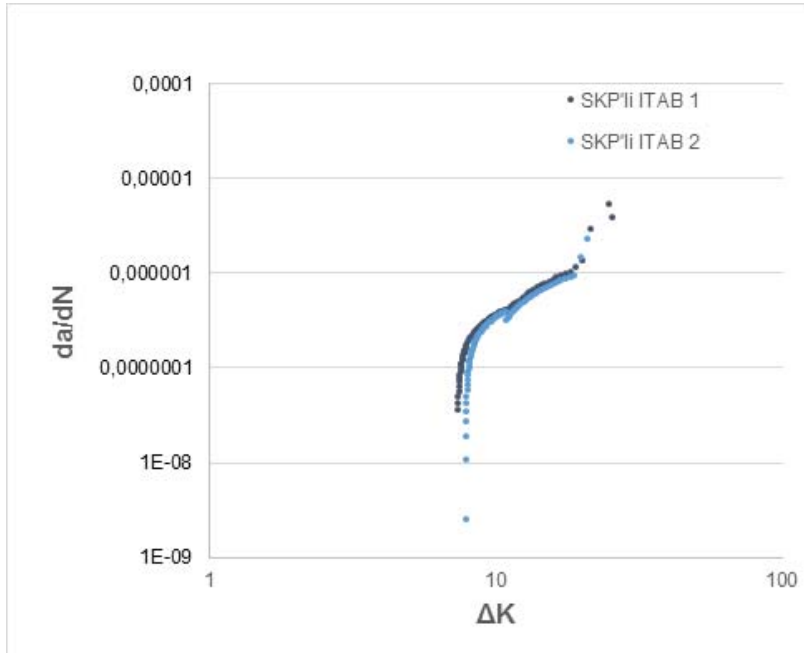
a-N veri kümelerine ASTM E647'ye uygun olarak 2. dereceden (incremental) polinom yakınsaması uygulanmış ve çatlak ilerleme hızı polinomun türevi alınarak (da/dN) her döngü sayısı için hesaplanmıştır. Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı (Stress-intensity Factor Range,  $\Delta K$ ) aşağıdaki şekilde hesaplanmıştır:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{1 - \alpha} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)$$

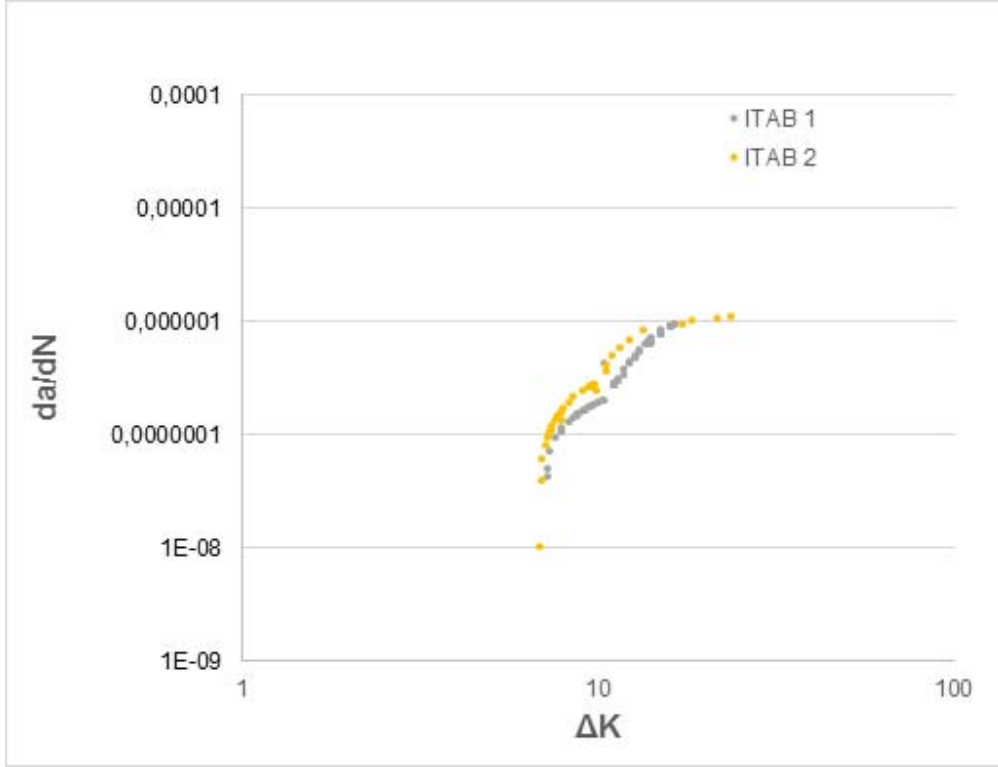
Bu eşitlikte  $\Delta P$  test sırasında numuneye verilen maksimum ve minimum yük arasındaki farkı, B numune kalınlığını, W numune delik eksenini ile karşı kenarı arasındaki mesafeyi ve  $\alpha$  ise gerçek zamanlı çatlak boyu ile W parametresi arasındaki oranı ifade etmektedir. Elde edilen  $\Delta K$  verileri ile da/dN verilerinin aynı kartezyende sunulduğu logaritmik eksenli grafikler (Şekil 84, Şekil 85, Şekil 86) aşağıda gösterilmektedir.



Şekil 84. Ana malzemeye ait C(T) numunelerinin Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı / çatlak ilerleme hızı grafiği.



Şekil 85. Sürtünme-karıştırma prosesi uygulanmış plakaların gaz-metal ark kaynağı ile birleştirmelerinden çıkarılan C(T) numunelerinin Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı / çatlak ilerleme hızı grafiği.

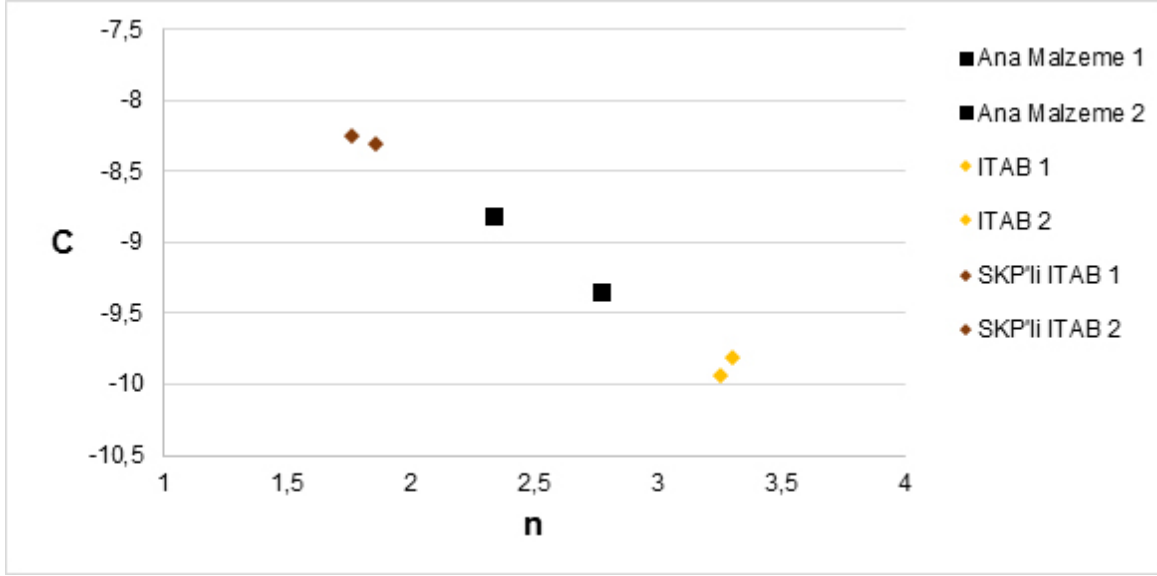


Şekil 86. Gaz-metal ark kaynağı birleştirmelerinden çıkarılan C(T) numunelerinin Gerilim-yoğunluğu Faktör Aralığı / çatlak ilerleme hızı grafiği.

Çatlağın kararlı şekilde ilerlediği ikinci evreye ait  $\Delta K$  ve  $da/dN$  verilerinin logaritmik ifadeleri ile grafikler oluşturulmuştur. Bu grafiklerdeki veri kümelerinin lineer regresyon ile en iyi doğrusal ilişkisi tanımlanmıştır. Bu doğruların eğimleri ve  $da/dN$  ekseninde kestiği noktalar ile Paris-Erdoğan ilişkisi incelenmiş, C ve n parametreleri hesaplanmıştır.

Log  $\Delta K$  – Log  $da/dN$  grafiklerinde, çatlak ilerleme hızının  $10^{-10}$  ve  $10^{-9}$  m/döngü seviyesinde olduğu çatlak ilerleme birinci evrede lineer regresyon ile elde edilen eğrinin Log  $da/dN = -10$  seviyesinde Log  $\Delta K$  ekseninde kestiği noktanın verdiği değer  $\Delta K_{th}$  (eşik  $\Delta K$ ) olarak kabul edilmiştir. Ana malzeme, gaz-metal ark kaynaklı malzeme ve FS prosesine müteakip gaz-metal ark kaynağı uygulanmış malzemelerden elde edilmiş C(T) numunelerinin n ve C değerleri grafik olarak (Şekil 87) aşağıda gösterilmiş, n, C ve  $\Delta K_{th}$  değerleri ile bu malzemelere ait akma ve çekme yükleri ve efektif ortalama tane boyutları Tablo 8’de verilmiştir.





Şekil 87. Çatlak ilerleme testlerinden elde edilen  $n$  ve  $C$  değerleri

## 5. BULGULARIN TARTIŞILMASI

Malzemelerin çatlak oluşum sürecini de kapsayan yorulma tavrını belirleyen faktörler;

- yükleme koşulları (servis sırasında malzeme üzerindeki en yüksek ve en alçak yük miktarı ile yükleme döngü frekansı),
- çevresel koşullar (asal ya da asidik-bazik ortamlar),
- malzeme geometrisi (gerilim yığılmasına neden olan süreksizlikler veya keskin geçişler),
- kalıntı gerilimler ve
- malzemenin içyapı koşulları olarak sıralanabilir.

Yükleme ve ortam koşulları dışında kalan faktörler, malzeme ve malzemenin gördüğü işlemlerle ilgilidir. Kaynaklı birleştirmelerde, henüz servis sürecine geçmeden önce dahi hata olarak tanımlanamamış makro süreksizlikler bulunur. Kaynak kapağı ve kökü gerilim yığılması oluşturan yapısal süreksizliklerdir. Diğer taraftan tahribatsız muayene uygulanmış olmasına rağmen tespit edilememiş boyutlarda veya tahribatsız muayene ile tespit edilmiş ancak ilgili kalite standardına göre hata olarak tanımlanamamış gözenek, cüruf kalıntısı, ergime noksanlığı, yanma oluşu gibi süreksizlikler ise dinamik yüklenme koşullarında çoğu zaman bir ön çatlak gibi davranabilirler.

Kaynaklı birleştirmeler barındıran ekipman veya yapısal alt-bütünlerin tasarım süreçlerinde, kaynaklı birleştirmenin yorulma çatlak ilerlemesi tavrı, istatistiki verilere dayalı genel yorulma ömründen daha önemli bir veri arz etmektedir. Zira kaynaklı birleştirmelerde yukarıda anlatılan nedenlere bağlı olarak halihazırda çatlak oluşum sürecinin tamamlandığı kabul edilir ve yapı birleştirmenin çatlak ilerleme tavrı dikkate alınarak tasarlanır[50],[51]. Bununla beraber, yapıların bakım planlamaları yorulma çatlak ilerleme tavrına bağlı olarak yapılabilir. Diğer statik ve dinamik mekanik özelliklerini etkilediği gibi malzemenin içyapı özellikleri, yorulma çatlak ilerleme direncini de belirleyen önemli bir faktördür.

Ana malzeme, gaz metal ark kaynağı ile birleştirilmiş ana malzemede kaynak ısısından etkilenmiş bölge (GMAK IEB) ve ana malzemenin sürtünme karıştırma prosesine müteakip gaz metal ark kaynağı ile birleştirilmiş deney plakalarından (SKP+GMAK IEB) çıkarılan numunelere uygulanmış tane boyutu ölçüm ortalama verileri, çekme testi verileri ve yorulma çatlak ilerleme testi verileri Tablo 8'de karşılaştırmalı olarak gösterilmektedir.

Tablo 8. Ana malzeme, kaynaklı birleştirme ve SKP'ne müteakip kaynaklı birleştirme numunelerinin ortalama tane boyutları (çatlak ilerleme ekseninde), tek eksenli çekme testi mukavemet verileri ve yorulma çatlak ilerleme parametreleri (ana malzemede hadde yönüne dik, kaynaklı birleştirmelerde kaynak doğrultusuna dik).

	$d_{tane}, \mu m$	$\sigma_{0.02}, MPa$	$\sigma_{UTS}, MPa$	n	C	$\Delta K_{th}, MPa\sqrt{m}$
Ana malzeme	54	195	331	2.6	-9.1	7.3
GMAK IEB	59	140	241	3.3	-9.9	7.4
SKP	1	204	349	--	--	--
SKP+GMAK IEB	3	181	252	1.8	-8.3	8.4

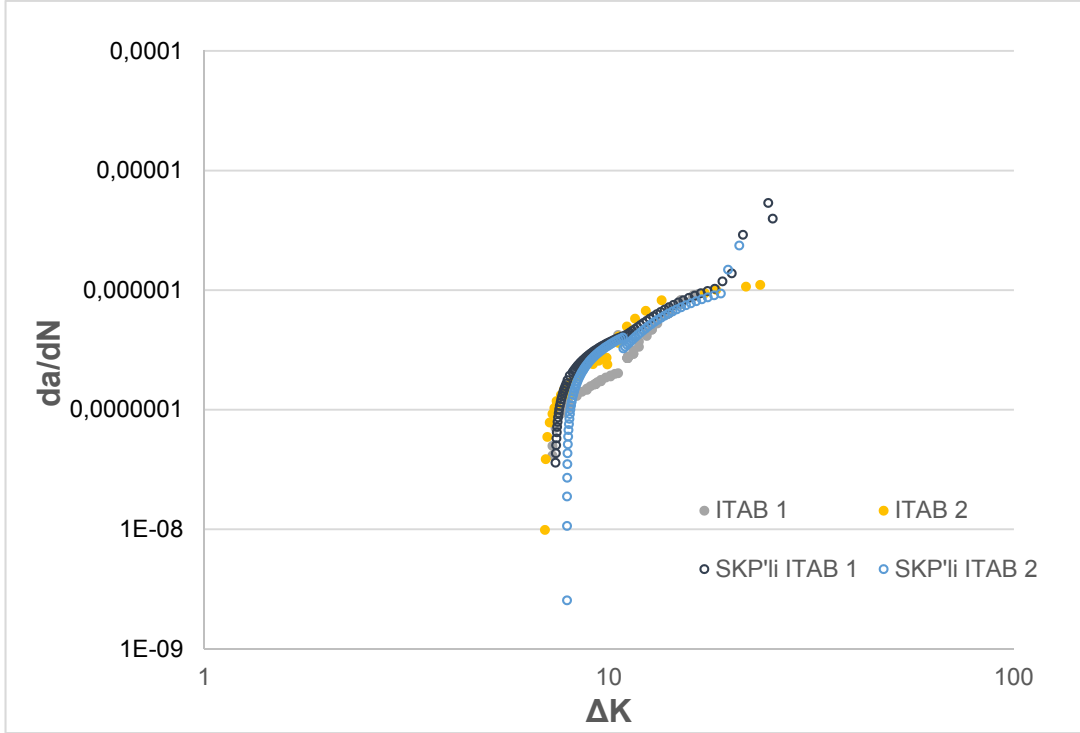
Ana malzemede hadde yönü-hadde yönüne dik eksenlerin oluşturduğu yüzeyde yapılan ölçümlerde ortalama efektif tane boyutu 54  $\mu m$  olarak belirlenmiştir. Haddelenmiş ana malzemeye uygulanan gaz metal ark kaynağı işlemi sonrasında, kaynaklı birleştirmenin ısıdan etkilenmiş bölgesinde tane irileşmesinin sınırlı kaldığı ve ortalama değer ana malzeme değerine yakın olduğu gözlenmiştir. Tane irileşmesinin, kısmi ergimiş bölgenin komşuluğundaki bölgede sınırlı kalmasının nedeni, H111 kondüsyonundaki AA5085 malzemelerin mukavemet arttırmak için uygulanan soğuk deformasyon miktarının düşük olması ve dislokasyon yoğunluğunun, diğer H koşullarına göre düşük olması olarak düşünülebilir. Ortalama tane boyutları yakın olmakla beraber, kaynaklı birleştirmelerin tek eksenli çekme testinde elde edilen akma ve çekme mukavemetleri ana malzemenin hadde yönüne dik eksendeki mukavemet verileri ile kıyaslandığında yaklaşık %30 oranında ve beklenildiği şekilde düşmüştür.

Ana malzemeye soğuk parametre kümeleri ile uygulanan sürtünme karıştırma prosesi neticesinde elde edilen tane boyutları ortalama 1  $\mu m$  olarak tespit edilmiş olup, sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzemelere ark kaynağı uygulanmasına müteakip ısıdan etkilenmiş bölgenin aynı konumundan alınan numunelerde yapılan tane boyutu ölçümlerinde tanelerin kısmen irileştiği ve ortalama tane boyutunun 3  $\mu m$  mertebesine ulaştığı gözlemlenmiştir. Sürtünme karıştırma prosesi ile elde edilmiş iç yapıda tane boyutu ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerin ısıdan etkilenmiş bölgelerindeki tane boyutlarına göre büyük oranda düşüktür.

Malzemenin tane boyutunun akma mukavemetini etkilediği bilinmektedir[52]. Bu etki dislokasyonların tane sınırları ile etkileşimi kaynaklıdır. Tane sınırları, dislokasyonların slip düzlemleri üzerinde hareketinde engel teşkil etmektedirler. Daha iri taneli iç yapılar daha fazla dislokasyon barındırabildikleri için elastik ve plastik deformasyona daha açık olurlar. Ancak diğer taraftan sürtünme karıştırma ile elde edilen iç yapıda hem karışma bölgesinde hem de termo-mekanik etkilenmiş bölgede dislokasyon yoğunluğunun, hadde malzemeye göre daha

düşük seviyeye indiği ve yapı içinde homojen dağıtıldığı bilinmektedir. Tane boyutuna karşılık, dislokasyon yoğunluğu farklılığı ana malzeme mukavemet verileri ile sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzeme mukavemet verileri arasındaki ilişkide ve kaynaklı birleştirme ile öncesinde sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış malzemenin kaynaklı birleştirmenin mukavemet verileri arasındaki ilişkide net olarak görülebilir. Ana malzeme ve sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzeme mukavemet verileri karşılaştırabilir değerlere sahipken, kaynaklı birleştirme akma ve çekme mukavemeti, öncesinde sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzemenin kaynaklı birleştirme akma ve çekme mukavemet verilerine kıyasla sırasıyla %23 ve %5 oranında altındadır.

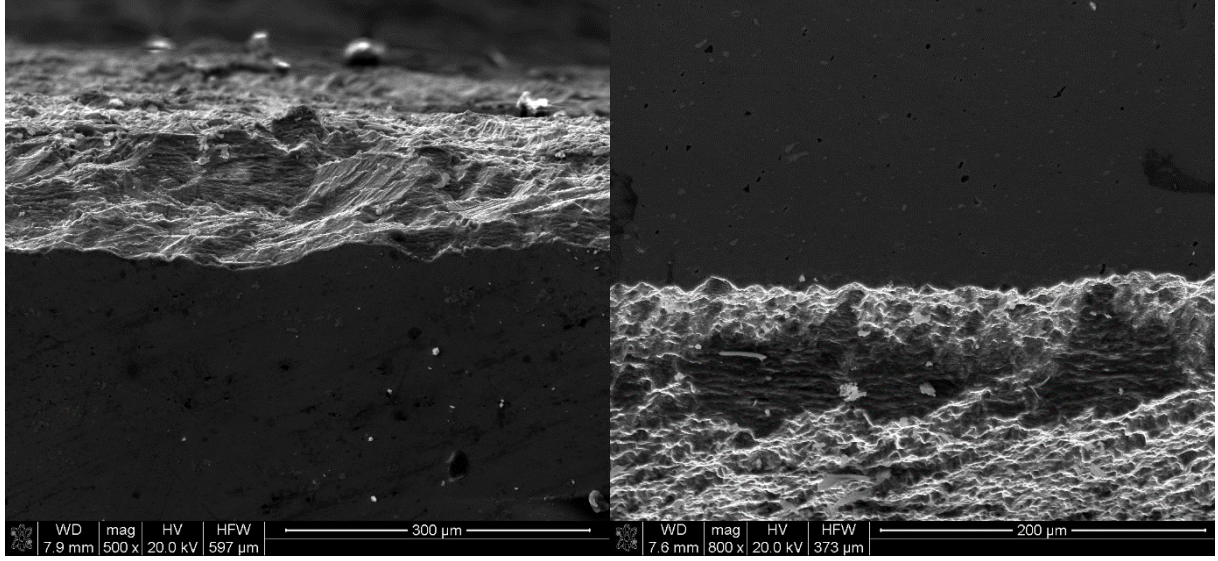
Yorulma çatlak ilerleme testleri verileri üzerinde yapılan hesaplamalarda beklenildiği gibi kaynak ısısından etkilenmiş bölgede çatlak ilerlemesinin, ana malzemeye kıyasla daha hızlı seyrettiği gözlemlenmiştir. Sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış ana malzemelerin kaynaklı birleştirmelerinde ısıdan etkilenmiş bölge merkezlenerek yapılan testlerde ise ana malzemenin dahi üzerinde yorulma çatlak ilerleme direnci saptanmıştır. Ancak bu testlerde elde edilen  $\Delta K_{th}$  verileri, hem ana malzeme hem de proses edilmemiş ana malzeme kaynaklı birleştirme ısıdan etkilenmiş bölgesinde elde edilen verilere görece yüksektir (Tablo 8 ve Şekil 88).



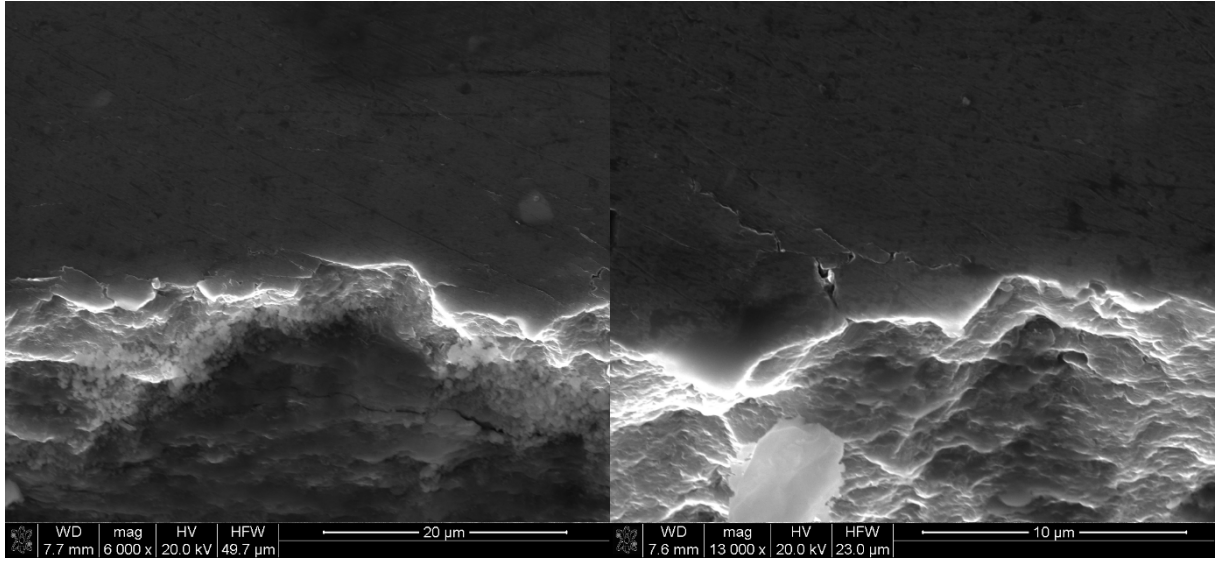
Şekil 88. Kaynak işlemi öncesinde sürtünme karıştırma prosesi uygulanmış (SKP'li ITAB 1 ve 2) ve uygulanmamış (ITAB 1 ve 2) plakaların kaynaklı birleştirme C(T) numunelerinin çatlak ilerleme süreci gerilim-yoğunluğu faktör aralığına karşılık çatlak ilerleme hızı eğrileri.

Literatürde Al-Mg alaşımlarının çatlak ilerleme tavrının incelendiği çalışmalar sınırlı olmakla beraber ultra-ince taneli alaşımlarda geleneksel alaşımlara göre daha düşük  $\Delta K_{th}$  değerleri ve daha yüksek çatlak ilerleme hızları tespit edilmiştir. Bu veriler pürüzlülük-tesirli çatlak kapanma (roughness-induced closure) mekanizmaları ile açıklanmıştır [45, [46]. Bu çalışmalarda diğer çatlak kapanma mekanizmaları olan plastisite-, oksit- ve kalıntı gerilim-tesirli çatlak kapanma mekanizmalarının etkileri görece düşük olarak kabul edilmiştir.

Örneği verilen ultra-ince taneli alaşımların çatlak ilerleme tavrının aksine, çalışmamızda sürtünme karıştırma prosesi ile elde ettiğimiz içyapılarda tane boyutu, proses edilmemiş malzemeye göre ince olmakla beraber ultra-ince mertebesinde değildir.  $\Delta K_{th}$  değerleri yakınlarında çatlak profili tane boyutları ile ilişkili olarak yontulmuş bir görünüm sergilemektedir ve çatlak profil pürüzlülüğü çatlak sapmaları ile belirlendiği gözlemlenmiştir (Şekil 89). Bununla beraber çalışmamızda plastisite- ve oksit-tesirli çatlak kapanma mekanizmalarının da etkin olduğu görülmüştür (Şekil 90).



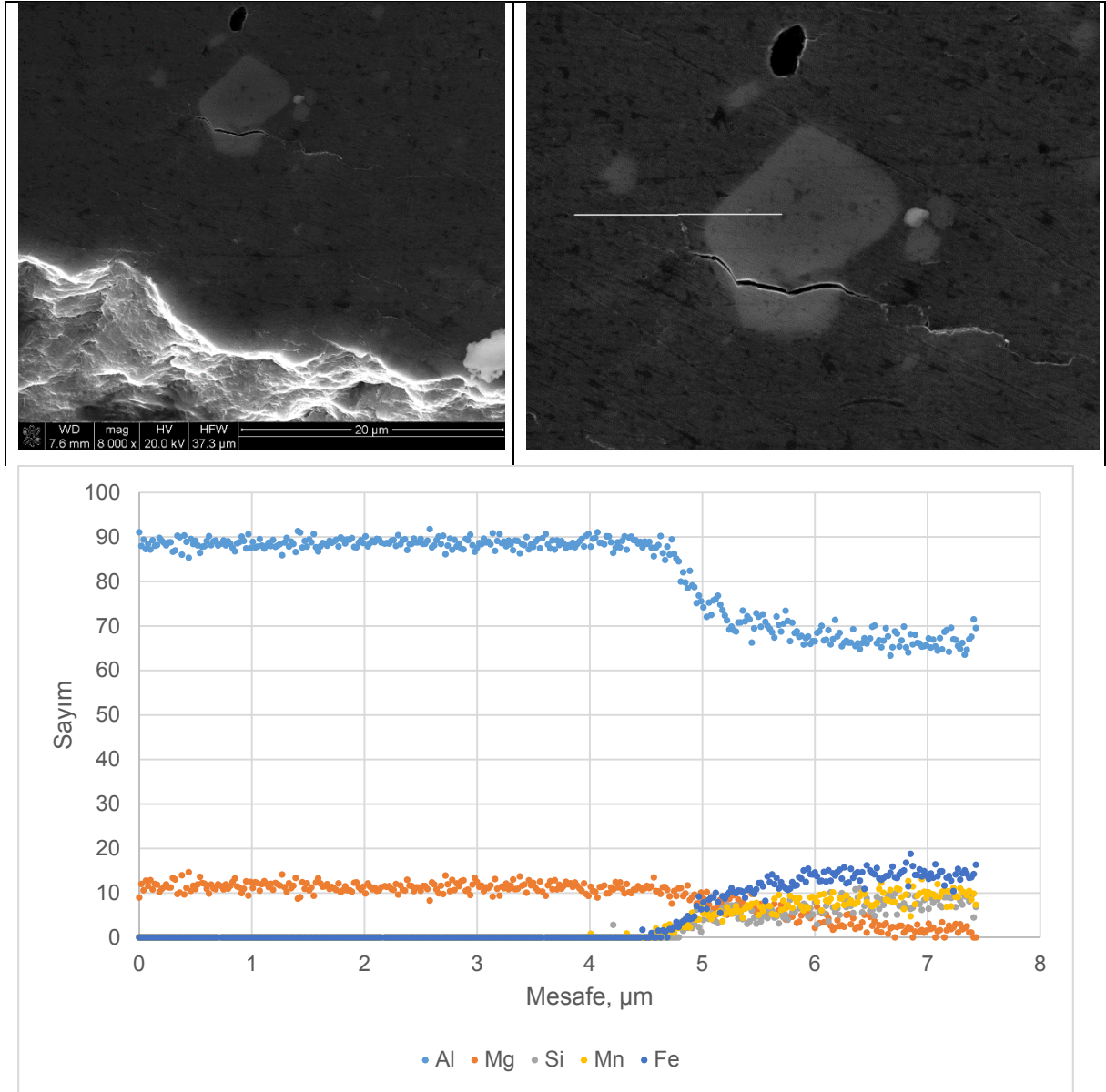
Şekil 89.  $\Delta K_{th}$  komşuluğunda çatlak profilleri; solda proses uygulanmamış ana malzemenin kaynaklı birleşmesi, sağda proses uygulanmış malzemenin kaynaklı birleşmesi görülmektedir.



Şekil 90.  $\Delta K_{th}$  komşuluğunda çatlak profilleri; solda proses uygulanmamış ana malzemenin kaynaklı birleşmesi kırılma yüzeyinde oksitlenme, sağda proses uygulanmış malzemenin kaynaklı birleşmesi yanal çatlaklar görülmektedir.

Çatlak ilerleme sürecinde 1. evreye kıyasla 2. ve 3. evrelerde çatlak ucu açılma miktarının artmasıyla beraber çatlak kapanma mekanizmaları etkilerini kaybettiği, bu evrelerde çatlak ilerleme sürecinde çatlak ucundaki plastik alanın genişliği ve dolayısı ile içyapı özelliklerinin daha etkin olduğu gözlenmiştir. Lados ve arkadaşlarının[47] plastik alanın genişliğinin hesaplanmasına yönelik modelleri mevcuttur. 2. evrede çatlak ilerlemesinin hem taneler arası hem de tane içinden gerçekleştiği gözlemlenmiştir.

Görece ince taneli malzemelerde çatlak ilerleme hızının, iri taneli malzemelere göre daha düşük olduğunu destekleyen çalışmalar mevcuttur. Argüman olarak çatlağın aşması gereken daha fazla sayıda tane sınırı ile karşılaşılıyor olması, çatlak sapma ve yanal çatlakların oluşma sıklığının artması olarak verilebilir [48[49].



Şekil 91. Tip 1 metaller-arası yapı içinde oluşan ve Al-Mg matrise doğru ilerleyen çatlak görüntüsü.

Şekil 91'de kaynak işlemi öncesinde sürtünme karıştırma prosesi uygulanmamış plakaların kaynaklı birleştirme C(T) numunesinde, kaynak ısının tavlama etkisi ile aglomere olmuş ve çatlak ucu plastik bölgesi dahilinde olan gevrek Tip 1 metaller-arası bileşiklerde çatlak oluşumu gözlenmiştir. Proses edilmiş plakaların kaynaklı birleştirmelerinde bu aglomerasyonun, tane

irileşmesinde olduğu gibi sınırlı olduğu ve malzemenin gevrekliğini arttırmadığı gözlemlenmiştir.

## 6. SONUÇ

Kaynaklı birleştirmelerin var olduğu ekipman veya yapısal alt-bütünlerde geleneksel güvenli-ömür (safe-life) tasarım mantığı yetersiz kalmaktadır. Zira güvenli-ömür tasarımı alt-bütünün hizmet (servis) ömrü, malzemenin çatlak başlama süresinin altında tutulur, ancak kaynaklı birleştirmeler tamamlandığı anda dahi kaynak işleminin doğası gereği döngüsel yüklenme koşullarında çatlak tavrı sergileyen süreksizlikleri barındırmaktadır. Hasar-tolere (damage-tolerant) tasarım, bir ekipman veya yapısal alt-bütünün yorulma söz konusu olduğunda servis yükleri altında mekanik veya korozif bir hasarlanmanın nihai aşamaya ulaşmadan tespit edilebilmesine fırsat verir bir yöntem uygular. Malzemenin çatlak ilerleme tavrı hakkında kontrollü laboratuvar ortamında elde edilen nicel ve nitel veriler bu ekipman veya yapısal elemanların tasarımında, tasarımcıya esneklik tanır. Dolayısı ile yorulma çatlak ilerleme testleri, hasar toleransı analizleri için önemli veriler sağlamaktadır. Diğer taraftan alüminyum malzemeler, çelik malzemelere görece çok daha çentik ve süreksizlik duyarlıdır; dolayısı ile alüminyum malzemelerde çatlak ilerleme tavrının anlaşılması daha büyük önem taşımaktadır. Projemizde AA5083 hadde malzemelerin hem H111 kondüsyonundaki ana malzeme hem de kaynaklı birleştirme ısıdan etkilenmiş bölgelerinde çatlak ilerleme tavrı incelenmiştir. Kaynak işleminin 5000 serisi alüminyum alaşımlarında, kaynak ısısının tavlama etkisiyle malzemenin mukavemetini bölgesel olarak düşürdüğü bilinmektedir ve mukavemet kaybının aynı zamanda ısıdan etkilenmiş bölgede ekslenenecek bir çatlak ilerleme hareketinin direncini azaltacağı öngörülmüş ve hem statik mukavemet hem de çatlak ilerleme tavrının iyileştirilmesine yönelik bir prosedür geliştirilmiştir. İtibar gören Hall-Petch tane boyutu ve mukavemet ilişkisinden yola çıkarak ana malzemede kaynak işleminin ısısından etkilenmiş bölgede tane inceltmek için en uygun yöntem 20 yıldır hem birleştirme hem de iç yapı modifikasyon işlemleri için kullanılan sürtünme karıştırma prosesi olarak düşünülmüştür.

Sürtünme karıştırma prosesinin kaynak işlemi sonrasında kullanılarak, kaynak işlemi nedenli çekme alanındaki kalıntı gerilimleri basma alanına çevirme ve kaynak kapak geometrisinden kaynaklanan çentik etkisini azaltmak suretiyle kaynaklı birleştirmenin yorulma (çatlak başlama + ilerleme) ömrünü artırma amaçlı çalışmaların mevcut olduğu görülmüştür. Ancak kaynaklı birleştirme işlemi tamamlanmış bir yapıda, birleştirme üzerinde ve komşuluğunda sürtünme



karıştırma işleminin en az 4 eksenli, yatırım maliyeti yüksek, proses kontrolünün güç olduğu tezgah altyapısına ihtiyaç duyulacağı açıktır. Bu projede, daha basit 2 veya 3 eksenli tezgahlarda uygulanabilecek, plaka malzeme henüz kaynak işlemine alınmadan, kaynak uygulanacak ve kaynak ısı ile tavlancak kenarlarına sürtünme karıştırma prosesi uygulayarak tane inceltmesi önerilmektedir. Proje başlangıcında sunulan hipotez, proje planına uyularak gerçekleştirilen test, analiz ve incelemelerle doğrulanmıştır.

Öncelikle hadde malzemeler üzerinde, değişen takım ucu geometrileri ile dönme ve ilerleme hızı gibi sürtünme karıştırma proses parametreleri sınanarak optimum proses parametre kümeleri ve takım ucu geometrisi belirlenmiştir. En uygun içyapıyı arz eden takım ucu yurtdışı menşelidir ve özel bir geometriye sahiptir. Bu takım ucu tersine mühendislik prensipleri takip edilerek hem geometrik olarak hem de metalürjik olarak tekrar modellenmiş ve tasarımında yerli olanaklarla üretilebilirlik ve proses sırasında malzeme akışını rahatlatıcak yönde ufak revizyonlar yapılmıştır. Çalışmanın devamında bu yeni tasarıma sahip ve yurt içinde üretilen takım uçları kullanılmış ve ispatlanmıştır.

Optimum parametre kümeleri ile sürtünme karıştırma prosesine tabi tutulan ana malzemenin içyapısında, tane boyutunun plaka yüzeyinde yaklaşık 1/50 oranında incelendiği gözlemlenmiştir. Proses edilmiş plaka malzemelere müteakiben uygulanan kaynak işlemi ısı girdisi ile tane irileşmesi, proses edilmemiş ana malzemenin kaynak işlemi sonrasındaki ısıdan etkilenmiş bölgesine kıyasla oldukça düşük seviyededir. Kaynak öncesi sürtünme karıştırma prosesi prosedürünü destekleyen en önemli faktör, kaynak işleminden sonra dahi ince taneli yapısını koruyan proses edilmiş numunelerin, proses edilmemiş plakaların kaynaklı birleştirme numunelerine göre daha yüksek mukavemet arz etmiş olmasıdır. İnce tane yapısı ve görece yüksek mukavemeti ile proses edilmiş plakaların kaynaklı birleştirme C(T) numunelerinde, çatlak ilerleme hızının daha düşük olduğu diğer önemli bulgudur. Ancak ince taneli yapı, çatlak ilerlemesinin ilk evresinde etkin olan çatlak kapanma (crack closure) mekanizmaları açısından fayda sağlamamaktadır. Bu numunelerin gerilim-yoğunluğu faktör aralığı eşik değerleri görece iri taneli ana malzeme ve proses edilmemiş ana malzeme kaynaklı birleştirmelerinin ısıdan etkilenmiş bölgeleri merkezli C(T) numunelerine göre daha yüksek olduğu bulgularımız arasındadır.

Projemiz çıktıları itibarıyla hedeflerine ulaştığına inanılmaktadır. AA5083 ve benzeri diğer 5000 serisi alüminyum alaşım malzemelerinin kullanıldığı ve servis sürecinde yorulmanın kritiklik arz ettiği imalatlarda, geliştirdiğimiz kaynak işlemi öncesi sürtünme karıştırma prosesi marifetiyle tane inceltmesi prosedürünün ilgi çekeceğini ve uygulanabileceğini düşünüyoruz; özellikle

yorulma ve balistik performans beklentilerinin giderek arttığı zırhlı personel taşıyıcıları gövde ve şase alt-bütünlerinin kaynaklı imalatında bir ön prosedür olarak değerlendirilebilir.

## REFERANSLAR

- [1] C.G. Rodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling, C.C. Bampton Scripta Mater, 36 (1997), p. 69
- [2] O.V. Flores, C. Kennedy, L.E. Murr, D. Brown, S. Pappu, B.M. Nowak et al. Scripta Mater, 38 (1998), p. 703
- [3] M.W. Mahoney, C.G. Rodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel Metall Mater Trans A, 29 (1998), p. 1955
- [4] S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown, J.C. McClure Scripta Mater, 41 (1999), p. 809
- [5] K.V. Jata, S.L. Semiatin Scripta Mater, 43 (2000), p. 743
- [6] J.B. Lumsden, M.W. Mahoney, G. Pollock, C.G. Rhodes, Corrosion 55 (1999) 1127
- [7] C.S. Paglia, M.C. Carroll, B.C. Pitts, A.P. Reynolds, R.G. Buchheit, Mat. Sci. Forum 396 (2002) 1677
- [8] J.B. Lumsden, M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, G.A. Pollock, Corrosion 59 (2003) 212
- [9] G.S. Frankel, Z. Xia, Corrosion 55 (1999) 139
- [10] J. Corral, E.A. Trillo, Y. Li, L.E. Murr, J. Mater. Sci. Lett. 19 (2000) 2117
- [11] F. Zucchi, G. Trabanelli, V. Grassi, Mater. Corros. 52 (2001) 853.] sonrası
- [12] Microstructural characterization and corrosion behavior of multipass friction stir processed AA2219 aluminum alloy” K. Surekha, B.S. Murty, K. Prasad Rao, Surface & Coating technology 202 (2008), 4057-4068
- [13] Z.Y. Ma, S.R. Sharma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney Mater Sci Forum, 426–432 (2003), p. 2891
- [14] S.R. Sharma, Z.Y. Ma, R.S. Mishra Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy Scripta Materialia Volume 51, Issue 3, August 2004, 237–241
- [15] Ma ZY, Sharma SR, Mishra RS. Metall Mater Trans,
- [16] M.L. Santella, T. Engstrom, D. Storjohann, T.Y. Pan Scripta Mater, 53 (2005), p. 201
- [17] L. Karthikeyan, V.S. Senthilkumar, K.A. Padmanabhan “On the role of process variables in the friction stir processing of cast aluminum A319 alloy Original Research Article Materials & Design, Volume 31, Issue 2, February 2010, 761-771
- [18] M.A. García-Bernal, R.S. Mishra, R. Verma, D. Hernández-Silva, “Hot deformation behavior of friction-stir processed strip-cast 5083 aluminum alloys with different Mn contents” Materials Science and Engineering A Volume 534, 1 February 2012, 186–192

- [19] C.M. Sonsino, D. Radaj, U. Brandt, H.P. Lehrke “Fatigue assessment of welded joints in AlMg 4.5Mn aluminium alloy (AA 5083) by local approaches International Journal of Fatigue Volume 21, Issue 9, October 1999, 985–999
- [20] Caizhi Zhou, Xinqi Yang, Guohong Luan “Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy Original Research Article Scripta Materialia, Volume 53, Issue 10, November 2005, 1187-1191
- [21] S. Kim, C. G. Lee, S. Kim “Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded 5083-H32 and 6061-T651 aluminum alloys Materials Science and Engineering: A Volume 478, Issues 1–2, 15 April 2008, Pages 56–64
- [22] P.S. Pao, E. Lee, C.R. Feng, H.N. Jones, D.W. Moon Proceedings of the Fourth International Symposium on FSW, Park City, Utah (May 2003)
- [23] K.V. Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau Metall. Mater. Trans. A, 31A (2000), pp. 2181–2192
- [24] R. John, K.V. Jata, K. Sadananda Int. J. Fatigue, 25 (2003), pp. 939–948
- [25] G. Bussu, P.E. Irving Int. J. Fatigue, 25 (2003), pp. 77–88
- [26] J. Gandra, R.M. Miranda, P. Vilac, “Effect of overlapping direction in multipass friction stir processing” Materials Science and Engineering A 528 (2011) 5592–5599
- [27] E. A. El-Danaf, M. M.El-Rayes, S. M. S. Soliman “Friction stir processing: An effective technique to refine grain structure and enhance ductility, Materials and Design 31 (2010) 1231–1236
- [28] D. Yadav, R. Bauri “Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of Aluminium” Materials Science and Engineering A (2012’de kabul edilmiş, henüz basılmamıştır.)
- [29] Arora A., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H., 2011, “Back-of-the-envelope calculations in friction stir welding – Velocities, peak temperature, torque, and hardness” Acta Materialia 59 2020–2028
- [30] Nandan R, Roy GG, Lienert TJ, DebRoy T., 2006 “Numerical modelling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel” Sci Technol Weld Join 2006;11:526.
- [31] Nandan R, Roy GG, Lienert TJ, DebRoy T, 2007, “Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel” Acta Materialia 55, 883–895
- [32] Nandan R, Roy GG, DebRoy T. 2006 “ Metall Mater Trans A 2006;37:1247.
- [33] Arora A, Nandan R, Reynolds AP, DebRoy T. Scripta Mater 2009;60:13.
- [34] Roy GG, Nandan R, DebRoy T. Sci Technol Weld Join 2006;11:606

- [35] Hidetoshi F., Ling C., Masakatsu M., Kiyoshi N. 2005 "Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys" *Materials Science and Engineering A* 419 (2006) 25–31
- [36] Colligan K. 1999 "Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminum" *Weld. J.* 78 229s–237s
- [37] W.M. Thomas, D.G. Stained, I.M. Norris, R. de Frias, 2003 *Weld. World* 47 (2003) 10–17.
- [38] D.G. Hattingh, C. Blignault, T.I. van Niekerk, M.N. James, 2008 "Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool" *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 203, Issues 1–3, 18, Pages 46-57
- [39] Salari E., Jahazi M., Khodabandeh A., Ghasemi-Nanesa H. 2014 "Influence of tool geometry and rotational speed on mechanical properties and defect formation in friction stir lap welded 5456 aluminum alloy sheets" *Materials & Design*, Volume 58, June 2014, Pages 381-389
- [40] Trimble D., O'Donnell G. E., Monaghan J., "Characterisation of tool shape and rotational speed for increased speed during friction stir welding of AA2024-T3" *Journal of Manufacturing Processes*, 2014 (Basım aşamasında)
- [41] Hirata T., Oguri T., Hagino H., Tanaka T., Chungb S. W., Takigawa Y., Higash K. "Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy" *Materials Science and Engineering A* 456 (2007) 344–349
- [42] Weifeng Xue, Jinhe Liu, Hongqiang Zhu, Li Fu "Influence of welding parameters and tool pin profile on microstructure and mechanical properties along the thickness in a friction stir welded aluminum alloy" *Materials & Design*, Vol. 47, May 2013, 599-606
- [43] Donga P., Lia H., Suna D., Gongb W., Liub J. "Effects of welding speed on the microstructure and hardness in friction stir welding joints of 6005A-T6 aluminum alloy" *Materials & Design* Volume 45, March 2013, 524–531
- [44] Kumbhara N.T., Sahoob S.K., Samajdarb I., Deya G.K., Bhanumurthy K., "Microstructure and microtextural studies of friction stir welded aluminium alloy 5052" *Materials & Design* Volume 32, Issue 3, March 2011, 1657–1666.
- [45] Pao, P.S. et al., "Fatigue crack propagation in ultrafine grained al-mg alloy", *International Journal of Fatigue*, v. 27, pp. 1164-1169, 2005.
- [46] Hanlon, T., Kwon, Y., Suresh, S., "Grain size effects on the fatigue response of nanocrystalline metals", *Scripta Materialia*, v. 49, pp. 675-680, 2003.
- [47] Donald, J.K., Bray, G.H., Bush, R.W., "An evaluation of the adjusted compliance ratio technique for determining the effective stress intensity factor", *Fatigue and Fracture*

Mechanics, 29, ed. T.L. Panontin, S.D. Sheppard, ASTM STP 1332 (Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, pp. 674-695, 1999.

[48] Bhadeshia HKD, Svensson LE, Grefott B. A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe-Mn-Si-C) weld deposits. *Acta Met* 1985;33:1271-83.

[49] Balasubramanian V, Ravisankar V, Madhusudhan Reddy G. Influences of pulsed current welding and post weld aging treatment on fatigue crack growth behaviour of AA7075 aluminium alloy joints. *Int J Fat* 2008;30:405-16.

[50] Anderson, T. L., *Fracture Mechanics Fundamentals and Applications*, CRC Press, 1995.

[51] Barsom, J. M. and Rolfe, S. T, *Fracture and Fatigue Control in Structures, Applications of Fracture Mechanics*, Prentice Hall, 1987.

[52] E.O. Hall, "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results," *Proc. Phys. Soc. London*, Vol. 64, 1951, p. 747-753.

**TÜBİTAK**  
**PROJE ÖZET BİLGİ FORMU**

Proje Yürütücüsü:	Prof. Dr. CEMİL HAKAN GÜR
Proje No:	112M238
Proje Başlığı:	5083 Alüminyum Alaşımı Ark Kaynaklı Birleştirmelerinde Kırılma Tokluğu Ve Çatlak İlerlemesi Tavrının Sürtünme Karıştırma Prosesi İle İyileştirilmesi
Proje Türü:	Araştırma
Proje Süresi:	18
Araştırmacılar:	SÜHA TİRKEŞ
Danışmanlar:	
Projenin Yürütüldüğü Kuruluş ve Adresi:	ORTA DOĞU TEKNİK Ü. MÜHENDİSLİK F. METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ B.
Projenin Başlangıç ve Bitiş Tarihleri:	01/11/2012 - 01/08/2014
Onaylanan Bütçe:	156050.0
Harcanan Bütçe:	125534.18
Öz:	<p>Bu rapor AA5083-H111 20 mm plaka malzemeler, bu malzemelerin gaz metal ark kaynağı işlemi sonrasında ısıdan etkilenmiş bölgesi ve bu malzemelerin sürtünme karıştırma süreci ardından gaz metal ark kaynağı işlemi sonrasında ısıdan etkilenmiş bölgesinin, uluslararası literatürde rastlanmamış yorulma çatlak ilerleme tavrı verilerini sunmaktadır. Malzemenin bu koşullara istinaden belirlenen Paris-Erdoğan ilişkisi katsayıları, çekme testleri ve sertlik ölçümleri ile desteklenmiş, metalografik ve fraktografik gözlemlerle ilişkilendirilmiştir. Plaka malzemeler üzerinde, değişen takım ucu geometrileri ile dönme ve ilerleme hızı gibi sürtünme karıştırma proses parametreleri sınanarak optimum proses parametre kümeleri ve takım ucu geometrisi belirlenmiştir. Optimum parametre kümeleri uygulanarak elde edilen içyapıda tane boyutunun plaka yüzeyinde ortalama 54 µm'dan 1 µm seviyesine kadar incelendiği gözlemlenmiştir. Proses edilmiş plaka malzemelere müteakiben uygulanan kaynak işlemi ısı girdisi ile tane irileşmesinin ortalama olarak 3 µm ile sınırlı kaldığı görülmüştür. Proses edilmiş plakaların kaynaklı birleştirmeleri, proses edilmemiş plakaların kaynaklı birleştirmelerine göre daha yüksek mukavemet arz etmiştir. İnce tane yapısı ve görece yüksek mukavemeti ile proses edilmiş plakaların kaynaklı birleştirmelerinin çatlak ilerleme dirençlerinin daha yüksek olduğu ancak gerilim-yoğunluğu faktör aralığı eşik değerlerinin görece iri taneli ana malzeme ve proses edilmemiş ana malzeme kaynaklı birleştirmelerinin ısıdan etkilenmiş bölgelerine göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Çatlak ilerleme sürecinin bu ilk evresinde, eşik değerler arasındaki farklılık çatlak kapanma mekanizmaları ile açıklanmıştır.</p>
Anahtar Kelimeler:	5083 Alüminyum alaşımı, Gaz metal ark kaynağı, sürtünme karıştırma süreci, çatlak ilerleme direnci
Fikri Ürün Bildirim Formu Sunuldu Mu?:	Hayır