

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA İŞLEMİNİN DP 600 ÇELİĞİNE UYGULANMASI: İÇ YAPI VE
ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Semih Mahmut AKTARER

**TEMMUZ 2019
TRABZON**



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :

Trabzon

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Makina Mühendisliği Anabilim Dalında

Semih Mahmut AKTARER Tarafından Hazırlanan

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA İŞLEMİNİN DP 600 ÇELİĞİNE UYGULANMASI: İÇ
YAPI VE ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 14 /06/2019 gün ve 1807 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
DOKTORA TEZİ
olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

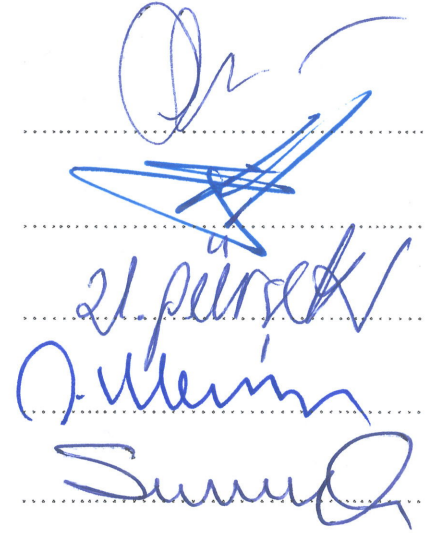
Başkan : Prof. Dr. Ayşegül AKDOĞAN EKER

Üye : Prof. Dr. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU

Üye : Prof. Dr. Genççağa PURÇEK

Üye : Prof. Dr. Cemal MERAN

Üye : Prof. Dr. Sultan ÖZTÜRK



Prof. Dr. Asim KADIOĞLU

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Otomotiv endüstrisinde artan rekabet ile yürürlüğe giren yasalar üreticileri daha güvenli ve düşük yakıt tüketimi ile düşük emisyon özelliklerini sağlayacak daha hafif araçlar üretmeye zorlamaktadır. Bu gereksinimleri karşılamak amacıyla yüksek dayanımlı, hafif malzemelerin geliştirilmesi ve bunların otomotiv parça üretiminde kullanılması üzerine yoğun çalışmalar devam etmektedir. Bu çalışmaların yanı sıra otomotiv endüstrisinin temel beklentilerinden biri de sac metalin şekillendirilebilirliğidir. Bu özellikler dikkate alındığında, sac levhaların bölgesel mukavemet artışına imkân sağlayacak bir yöntem araç hafifletme çalışmalarına da katkı sağlayacaktır. Ayrıca sac levhanın şekillendirilebilirliğinin geliştirilmesi karmaşık geometrili parçaların üretilmesi açısından oldukça önemlidir.

Bu çalışmada otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan çift fazlı DP 600 çeliğine sürtünme karıştırma işlemi uygulanmış (SKİ) ve bu işlemin sonrasında çeliğin iç yapısında meydana gelen değişimler, mekanik özellikler ve şekillendirilebilme kabiliyeti sistematik olarak incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar, SKİ sonrasında şekillendirilebilirlik kabiliyetinde dikkate değer bir azalma olmadan mekanik özelliklerde önemli gelişmelerin elde edildiğini göstermiştir. Mekanik özelliklerdeki bu iyileşme SKİ'nin sac levhaların özellikle bölgesel mukavemet artışında ideal bir yöntem olarak kullanılabileceğini ortaya koymaktadır.

Tez danışmanlığını üstlenerek çalışmalarımın her aşamasında sağladığı değerli katkılardan dolayı hocam Prof. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU'na teşekkürlerimi sunarım. Tez çalışmalarına verdikleri destek için Dr. Murat SEKBAN'a, Arş. Gör. Harun YANAR'a Dr. Öğr. Üyesi Muhammet DEMİRTAŞ'a, Dr. Öğr. Üyesi Kemal DAVUT'a, Doç.Dr. Hasan GEDİKLİ'ye ve Prof.Dr. Mehmet DEMİRKOL'a teşekkür ederim. Ayrıca, tez çalışması boyunca yardımını esirgemeyen Prof. Dr. Genççağa PÜRÇEK'e teşekkür ederim. Deney malzemesi ERMETAL A.Ş. tarafından tedarik edilmiştir. Bu tez çalışması 5509 kod numaralı proje ile KTÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından desteklenmiştir. Desteklerinden dolayı söz konusu kurum ve yetkililerine teşekkür ederim.


Bu süreçte desteklerini esirgemeyen çok değerli aileme, sevgili eşim Seher'e ve kızım Irmak'a çok teşekkür ederim.

Semih Mahmut AKTARER

Trabzon, 2019

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum ‘‘Sürtünme Karıştırma İşleminin DP 600 eliğine Uygulanması: İç Yapı ve şekillendirilebilirlik Özelliklerinin İncelenmesi’’ başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU’nun sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 08/07/2019


Semih Mahmut AKTARER

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XIV
SEMBOLLER DİZİNİ	XV
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çelikler.....	4
1.2.1. Çift Fazlı Çelikler.....	6
1.3. Literatür Özeti	8
1.3.1. Sürtünme Karıştırma İşlemi	8
1.3.2. Çeliklerin Sürtünme Karıştırma İşlemi	13
1.3.2.1. Karıştırıcı Takım	13
1.3.2.2. İç Yapı ve Mekanik Özellikler	13
1.4. Çalışmanın Amacı	17
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR	19
2.1. Deney Malzemesi	19
2.2. SKİ İçin Kullanılan Deney Düzenegi.....	19
2.3. Sıcaklık Ölçümü	20
2.4. SKİ İçin Kullanılan Karıştırıcı Takım.....	21
2.5. Sürtünme Karıştırma İşleminin Uygulanması	22
2.6. SKİ Parametrelerinin Belirlenmesi	23
2.7. SKİ Sonrası Yapılan İncelemeler	24
2.7.1. İç Yapı	24
2.7.2. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi	26
2.7.2.1. Sertlik	26
2.7.2.2. Çekme Testi.....	27

2.7.3.	Şekillendirilebilirlik Özelliklerin İncelenmesi	28
2.7.3.1.	Erichsen Şekillendirilebilirlik Deneyi	28
2.7.3.2.	Delik Genişletme Şekillendirilebilirlik Deneyi	30
3.	BULGULAR VE İRDELEME.....	32
3.1.	İdeal SKİ Parametresinin Tespit Edilmesi	32
3.2.	SKİ Sırasındaki Sıcaklıklar	37
3.3.	İdeal SKİ Parametrelerinde Gerçekleştirilen İncelemeler.....	40
3.3.1.	İç Yapı	40
3.3.2.	İç Yapıdaki Yerel Deformasyon ve Yeniden Kristalleşme	62
3.3.3.	Kristalografik Yönelim.....	73
3.3.4.	Mekanik Özellik İncelemeleri	78
3.3.4.1.	Sertlik	78
3.3.4.2.	Çekme Deneyinden Elde Edilen Değerler.....	81
3.3.5.	Şekillendirilebilirlik Özelliklerinin İncelenmesi	83
3.3.5.1.	Erichsen Şekillendirilebilirliği	83
3.3.5.2.	Delik Genişleme Şekillendirilebilirliği	92
4.	GENEL SONUÇLAR	109
5.	ÖNERİLER	111
6.	KAYNAKLAR.....	112
ÖZGEÇMİŞ		

Doktora Tezi

ÖZET

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA İŞLEMİNİN DP 600 ÇELİĞİNE UYGULANMASI: İÇ YAPI VE ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Semih Mahmut AKTARER

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU

2019, 129 Sayfa

Bu tez çalışmasında, otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan DP 600 çelik saclara sürtünme karıştırma işlemi (SKİ) uygulanmıştır. Söz konusu işlemin iç yapı, mekanik özellikler, germe ve kenar kıvrıma şekillendirilebilirliği üzerindeki etkisi sistematik olarak incelenmiştir. SKİ uygulanmış DP 600 çeliğinin işlem bölgesi, ince taneli ferrit, beynit, martenzit ve temperlenmiş martenzitten meydana gelmiştir. Başlangıçta 2,83 µm olan ferrit'in ortalama tane büyüklüğü işlem bölgesinde 0,79 µm'ye düşmüştür. Hem elektron geri saçılım tekniği (EBSD) hem de geçirimli elektron mikroskop (TEM) gözlemleri işlem bölgesinde yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip alt yapıların varlığını göstermiştir. SKİ sonrası iç yapıda meydana gelen bu değişimlerin bir sonucu olarak sertlik ve dayanım değerleri yaklaşık 1,5 kat artmıştır. Ayrıca termodinamik esaslı malzeme özellik yazılımı (JMatPro) hesaplamalarının sonuçları, plastik deformasyon etkisini içermeksizin faz oranlarının ve sertlik değerlerinin deneysel sonuçlarla % 10 hata aralığında tahmin edilebileceğini ortaya koymuştur. SKİ, germe şekillendirilebilirlik kabiliyetinde bir miktar düşüşe yol açarken şekillendirilebilme için ihtiyaç duyulan zımba kuvvetini arttırmıştır. Kenar kıvrıma şekillendirilebilirlik kabiliyetini belirleyen delik genişletme deneyi sonuçları SKİ sonrasında delik genişleme oranının % 93,6 'dan % 118,0'e çıktığını göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: DP 600 çeliği, Sürtünme karıştırma işlemi (SKİ), İç yapı, Mekanik özellikler, Erichsen testi, Delik genişletme testi, Şekillendirilebilirlik.

PhD. Thesis

SUMMARY

APPLICATION OF FRICTION STIR PROCESS ON DP 600 STEEL: INVESTIGATION
OF MICROSTRUCTURE AND FORMABILITY PROPERTIES

Semih Mahmut AKTARER

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Dr. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU
2019, 129 Pages

In this study, DP 600 steel, which is widely used in the automotive industry, was subjected to the friction stir process (FSP). The effects of this process on the microstructure, mechanical properties, stretch formability and edge flangeability properties were systematically investigated. The processed region of the DP 600 steel consists of fine-grained ferrite, bainite, martensite and tempered martensite. The average grain size of the ferrite, which was initially 2.83 μm , decreased to 0.79 μm in the processed zone. Both the TEM and EBSD observations showed the presence of sub-structures with high density of dislocation in the processed region. Such a refined microstructure has increased the hardness and strength values by approximately 1.5 times. In addition, the results of the thermodynamic based material property software (JMatPro) calculations revealed that the phase fractions and hardness values could be estimated in the 10 % error with experimental results without directly including the influence of severe plastic deformation. The FSP lead to an increase required punch force for formability, while it caused a slight reduction on the stretch formability capability. The results of the hole expansion test, which indicate the capability of edge flangeability, showed that the hole expansion ratio increased from 93.6 % to 118.0 % after the FSP.

Key Words: DP 600 steel, Friction stir process (FSP), Microstructure, Mechanical properties, Erichsen test, Hole expansion test, Formability.

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	Otomotiv üretiminde kullanılan çeliklerin uzama ve gerilme dayanımı grafiği [4].	6
Şekil 2.	Çift fazlı çeliğin şematik ısıtılma işlem diyagramı ve iç yapısı [9,34].	7
Şekil 3.	SAAB için çeşitli DP sınıflarından üretilen otomobil parçalarına ait örnekler [35].	8
Şekil 4.	SKİ tekniğinin şematik uygulama prensibi	10
Şekil 5.	SKİ bölgesindeki yapısal olarak farklı bölgeleri gösteren şematik resim	10
Şekil 6.	SKİ'nin gerçekleştirildiği düzeneğin genel bir fotoğrafı	20
Şekil 7.	Sıcaklık algılayıcı ısıtılma çiftlerin numune üzerindeki konumlarını ve termal kamerayı gösteren şematik resim	21
Şekil 8.	(a) Kullanılan takımının fotoğrafı ve (b) takım ölçüleri	22
Şekil 9.	(a) SKİ öncesi tabla üzerine sabitlenmiş numune fotoğrafı ve (b) SKİ uygulanmış bir plaka numunesinin fotoğrafı	23
Şekil 10.	İç yapı inceleme numunelerinin SKİ uygulanmış plaka içindeki konumları ve numunelerin boyutlarını gösteren şematik resim	25
Şekil 11.	Sertlik ölçme numunesinin SKİ uygulanmış plaka içindeki konumu, numune boyutları ve sertlik tarama bölgesini gösteren şematik resim	26
Şekil 12.	Çekme deney numunesinin SKİ uygulanmış plaka içindeki konumu ve numune boyutları gösteren şematik resim	27
Şekil 13.	(a) Erichsen numunesinin SKİ uygulanan plakadaki konumu ve boyutları. (b) Erichsen deneyi uygulamasının şematik resmi ve boyutları (c) Küçük boyutlarda üretilmiş Erichsen kalıbını universal çekme-basma cihazına bağlanmış konumdaki fotoğrafı	29
Şekil 14.	(a) Delik genişletme deney numunesinin SKİ uygulanan plakadaki konumu ve boyutları. (b) Delik genişletme deneyinin uygulamasının şematik resmi ve kalıbın boyutları (c) Minyatürleştirilmiş delik genişletme kalıbının üç boyutlu montaj resmi ve universal çekme-basma cihazına bağlanmış konumdaki fotoğrafı	31
Şekil 15.	Üç farklı dönme devri ve üç farklı ilerleme hızında gerçekleştirilmiş SKİ'nin plaka üzerindeki yüzey fotoğrafı	33
Şekil 16.	Üç farklı dönme devri ve üç farklı ilerleme hızında gerçekleştirilmiş SKİ'nin işlem bölgesinin enine kesit optik mikroskop iç yapı görüntüleri	34

Şekil 17. Dokuz farklı parametre şartlarında plakalara uygulanan SKİ'nin işlem bölgelerinde ölçülen sertlik değerleri ve saçlılımları	35
Şekil 18. Değişen ilerleme hızlarında ve 1000 min ⁻¹ 'deki dönme hızında SKİ işlemine tabi tutulmuş plakalardan N1, N2, N3 ve başlangıç numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri	35
Şekil 19. Değişen ilerleme hızlarında ve 1250 min ⁻¹ 'deki dönme hızında SKİ işlemine tabi tutulmuş plakalardan N4, N5, N6 ve başlangıç numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri	36
Şekil 20. Değişen ilerleme hızlarında ve 1600 min ⁻¹ 'deki dönme hızında SKİ işlemine tabi tutulmuş plakalardan N7, N8, N9 ve başlangıç numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri	36
Şekil 21. SKİ uygulanacak plaka içine yerleştirilen ısı çiftlerinin görünümü	38
Şekil 22. (a) SKİ sırasındaki sıcaklık algılama düzeneğinin genel bir fotoğrafı, (b) SKİ sırasında termal kamera görüntüsü, (c) SKİ merkez bölgesinden HT yönüne doğru sıcaklık ölçüm noktaları ve ısı çiftlerinden algılanan zaman-sıcaklık eğrileri	39
Şekil 23. Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimine göre JMatPro yazılımıyla hesaplanarak çizdirilen faz diyagramı.....	40
Şekil 24. BM'nin iç yapısını gösteren mikroskop görüntüleri (a) OM, (b) SEM	41
Şekil 25. Başlangıç malzemesinin EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ), (b) yüksek büyütme desen kalitesi, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısız yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı, (desen kalitesi iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler düşük açılı tane sınırlarını, kırmızı çizgiler geniş açılı tane sınırlarını göstermektedir).....	42
Şekil 26. SKİ sonrası oluşan iç yapıları gösteren OM ve SEM görüntüleri, (a) SKİ uygulanmış numune kesitinin genel bir iç yapı görüntüsü ve SKİ bölgelerinin şematik olarak gösterimi, (b)-(b1) KB-I, (c)-(c1) takım ucu altındaki UE-KB-I, (d)-(d1) takım ucu kenarındaki UE-KB-I, (e)-(e1) KB-II, (f)-(f1) haddeleme tarafındaki TMEB, (g)-(g1) dövme tarafındaki TMEB	46
Şekil 27. Zaman sıcaklık ostenitleşme (TTA) diyagramının bir bölümü ile SKİ uygulanan çeliğinin IEB'indeki iç yapıları: (a) Takımın arkasında kalan işlem gören yüzeyin sıcaklık gradyanı. (b) JMatPro ile hesaplanan zaman sıcaklık ostenitleşme (TTA) diyagramında ilgili bölge IEB'leri, (c) K-IEB I, (d) K-IEB II, (e) KA-IEB.....	48
Şekil 28. UE-KB-I iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ), (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısız yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (desen kalitesi iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir.)	50

Şekil 29. KB-I iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)	51
Şekil 30. KB-II iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)	52
Şekil 31. TMEB iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)	53
Şekil 32. Kritik IEB-II iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)	54
Şekil 33. Kritikaltı IEB iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)	55
Şekil 34. SKİ sırasında işlenen bölgelerde JMatPro yazılımı kullanılarak hesaplanan tahmini faz oranları diyagramı	57
Şekil 35. Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimine göre JMatPro yazılımı kullanılarak 799°C için hesaplanan teorik sürekli soğutma dönüşüm (CCT) diyagramı	58
Şekil 36. SKİ bölgesinden elde edilen TEM görüntüleri (a) iğnemsiz martenzit, (b) beynitik yapı, (c) ferritik bölgedeki alt tane yapısı, (d) temperlenmiş martenzit yapısı	60
Şekil 37. KB-I'de bulunan martenzitin TEM iç yapı görüntüleri ve EBSD faz haritası, (a) aydınlık alan TEM görüntüsü, (b) ilgili TEM görüntüsü elektron kırınım halka deseni, (c) karanlık alan TEM görüntüsü ve (d) KB-I'nin EBSD faz haritası (kırmızı renkli bölgeler: martenzit veya ferrit; yeşil renkli bölgeler: ostenit).....	62
Şekil 38. BM'nin (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası	65
Şekil 39. UE-KB-I'nin (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası	67
Şekil 40. KB-I'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası	67

Şekil 41. KB-II'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası.....	68
Şekil 42. TMEB'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası	68
Şekil 43. K-IEB-II'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası.....	69
Şekil 44. KA-IEB'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası.....	69
Şekil 45. SKİ bölgelerinin ve BM'nin KAM açısı dağılım eğrileri.....	70
Şekil 46. SKİ bölgelerinin ve BM'nin GOS açısı dağılım eğrileri	71
Şekil 47. SKİ bölgelerindeki yeniden kristalleşme oranı ve GATS oranı grafiği.....	73
Şekil 48. BM'in (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri.....	75
Şekil 49. UE-KB-I'e ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri.....	75
Şekil 50. KB-I'in (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri.....	76
Şekil 51. KB-II'ye ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri.....	76
Şekil 52. TMEB'e ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri	77
Şekil 53. K-IEB-II'ye ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri.....	77
Şekil 54. KA-IEB'e ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri.....	78
Şekil 55. (a) SKİ uygulanan plaka kesitinin optik iç yapı görüntüsü (b) SKİ uygulanan plaka kesitinin mikrosertlik haritası, (c) SKİ numunesinin yatay mikrosertlik dağılımı ve (d) SKİ numunesinin dikey mikrosertlik dağılımı	80
Şekil 56. SKİ bölgelerindeki faz oranlarının mikrosertlik üzerindeki etkilerini gösteren üçlü diyagram.	80
Şekil 57. Başlangıç malzemesi ve SKİ uygulanmış sac numuneye ait mühendislik gerilme-uzama eğrileri	82
Şekil 58. (a) SKİ uygulanmış plakanın enine kesit iç yapı görüntüsü ve bu bölgeden hazırlanan Erichsen deney numunesinin konumu, (b) SKİ uygulanmış bölgenin renkli sertlik dağılım haritası, (c)-(c1) BM'nin SEM iç yapı görüntüsü, ve (d)-(d1) Erichsen deney numunesinin iç yapısını gösteren SEM görüntüleri.....	83
Şekil 59. Erichsen deneyi esnasında kaydedilen BM ve SKİ'li numunelerin zımba kuvveti (F) – zımba yer değiştirmesi (X) eğrisi ve dF/dX – zımba yer değiştirmesi (X) eğrileri.....	86
Şekil 60. Erichsen testi sonrası numune kubbe yüzeylerinin SEM görüntüleri (a)-(c) BM ve (d)-(f) SKİ'li numune.....	87
Şekil 61. Erichsen deneyi sonrasında numunelerin kubbe yüzeylerinin optik profilometre ile görüntülenen üç boyutlu yüzey haritası ve yüzey pürüzlülük grafikleri (a)-(b) BM ve (c)-(d) SKİ'li numune	88
Şekil 62. Erichsen testi sonrası numunelerin kubbe yüzey görüntüsü, enine kesit görüntüleri, kesitteki kalınlık değişimleri ve yüzey çatlak görüntüleri; (a)-	

(d) BM numunesine ait görüntüler ve (e)-(h) SKİ'li numuneye ait görüntüler	90
Şekil 63. Erichsen testi sonrası numunelerin genel bir görünümü, kırılma yüzey profili ve kırılma yüzeyi iç yapıları; (a)-(c) BM'si numunesi ve (d)-(f) SKİ'li numune.....	91
Şekil 64. Delik genişletme deney numunelerinin SKİ plakalardan hazırlanışı ve deney sonrası numunelerin görüntüsü	93
Şekil 65. Farklı zımba mesafelerinde durdurulan deneylerdeki SKİ'li numunelerin fotoğrafı.....	94
Şekil 66. Farklı zımba mesafeleri için numunelerinin kesit görünümleri, (a) BM ve (b) SKİ	97
Şekil 67. BM ve SKİ'li numunelerde delik genişletme oranının zımba mesafesi ile değişimi	98
Şekil 68. BM ve SKİ sonrası delik genişletme deney numunelerine ait zımba yükü (F) – zımba yer değiştirmesi (X) eğrileri.	102
Şekil 69. Zımba yer değişiminin farklı noktalarında alınan kamera görüntüleri, (a)-(b) BM numuneleri, (c)-(d) SKİ'li numuneler.....	103
Şekil 70. BM'nin 11mm zımba yer değişimindeki genişlemiş delik ve kenar bölgenin SEM görüntüleri.....	104
Şekil 71. SKİ'li numunenin 11mm zımba yer değişimindeki genişlemiş delik ve kenar bölgenin SEM görüntüleri.....	104
Şekil 72. Hasar sonrası BM'sinin genel bir görüntüsü, ana çatlak ve kırılma yüzeyinin SEM görüntüleri.....	106
Şekil 73. Hasar sonrası SKİ'li numunenin genel bir görüntüsü, ana çatlak ve kırılma yüzeyinin SEM görüntüleri.....	107
Şekil 74. (a)-(b) SKİ'li numunenin çatlak ucu SEM görüntüleri ve (c) çatlak ilerlemesinin şematik resmi	108

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1. Sürtünme karıştırma işleminin başlıca avantajları [21].	12
Tablo 2. DP 600 kalite (Erdemir 0390) sıcak haddelenmiş çelik sacların kimyasal bileşimi.....	19
Tablo 3. SKİ’de ideal parametrenin belirlenmesinde kullanılan parametre tablosu	24
Tablo 4. Başlangıç malzemesi (BM) ve farklı dönme hızı ve farklı ilerleme hızlarında SKİ uygulanan numunelerin mukavemet ve süneklik değerleri	37
Tablo 5. Başlangıç malzemesi ve SKİ uygulanmış sac numuneye ait mukavemet ve süneklik değerleri.....	82
Tablo 6. BM ve SKİ’li Erichsen numunelerinden elde edilen şekillendirilebilirlik değerleri	86
Tablo 7. Farklı zımba ilerleme miktarlarında numunelere ait delik genişleme özellikleri	98
Tablo 8. Delik genişletme deneyinden elde edilen değerler	102

SEMBOLLER DİZİNİ

Ac ₁	: Alt Kritik Sıcaklık Çizgisi
Ac ₃	: Üst Kritik Sıcaklık Çizgisi
APD	: Aşırı Plastik Deformasyon
AUST SS	: Ostenitik Paslanmaz Çelikler
AYS	: Alt Yapı Sınırları
B	: Beynit
BBH	: Birikimli Bağ Haddesi
BH	: Fırında Sertleştirilebilir
BM	: Başlangıç Malzemesi
CALPHAD	: Termokimyanın ve Faz Diyagramlarının Bilgisayar Hesaplamalı İlişkisi
CCT	: Sürekli Soğuma Dönüşüm
CI	: Güven İndeksi
CMn	: Karbon-Mangan
CO ₂	: Karbondioksit
CP	: Kompleks Fazlı
DATS	: Düşük Açılı Tane Sınırı
DKDD	: Deformasyon Katkılı Dinamik Dönüşüm
DP	: Çift Fazlı
DT	: Dövme Tarafı
DYK	: Dinamik Yeniden Kristalleşme
EBSD	: Elektron Geri Saçılım Kırınımı
EDM	: Tel Erozyon Makinesi
EI	: Erichsen İndeksi
EKAE	: Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon
ES-1	: Paslanmaz Rulman Çeliği
F	: Zimba Kuvveti
FEG	: Alan Emisyon Tabancası
F _{EI}	: Erichsen İndeksinde Ulaşılan Kuvvet
FIB	: Odaklanmış İyon Işını

GCIS	: Tane Güven İndeksi Standardizasyonu
GND	: Geometrik Olarak Gerekli Dislokasyon
GOS	: Tane Yönelim Yayılımı
GYDÇ	: Gelişmiş Yüksek Dayanımlı Çelik
HSLA	: Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli Çelik
HT	: Haddeleme Tarafı
IEB	: Isının Etkisindeki Bölge
IF	: Arayer Atomsuz Çelik
IPF	: Ters Kutup Şekli
IQ	: Desen Kalitesi
ISO	: İzotropik Çelik
İKE	: İstiflenme Kusur Enerjisi
İM	: İğnemsiz Martenzit
JMatPro	: Java Temelli Malzeme Özellik Yazılımı
K	: Mukavemet Katsayısı
KA-IEB	: Kritikaltı Isının Etkisindeki Bölge
KAM	: Çekirdek İçi Ortalama Yönelim Farkı
KB	: Karıştırma Bölgesi
K-IEB	: Kritik Isının Etkisindeki Bölge
L-IP	: İndüklenmeyle Plastikliği Arttırılmış Hafif Çelikler
M	: Martenzit
MART	: Martenzitik Çelik
Mf	: Martenzitik Dönüşümün Bitiş Sıcaklığı
Mild	: Düşük Mukavemetli Çelikler
MS	: Martenzitik Çelikler
Ms	: Martenzitik Dönüşümün Başlangıç Sıcaklığı
n	: Pekleşme Üsteli
ND	: Normal Yön
OM	: Optik Mikroskop
PCBN	: Polikristal Kübik Bor Nitrür
r	: Plastik Gerinim Oranı
R	: Rezilyans
Ra	: Pürüzlülük Değeri

RD	: Haddeme Yönu
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
SH	: Soğuma Hızı
SiN	: Silisyum Nitrür
SKİ	: Sürünme Karıştırma İşlemi
SKK	: Sürünme Karıştırma Kaynağı
T	: Tokluk
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu
TM	: Temperlenmiş Martenzit
TMEB	: Termo Mekanik Olarak Etkilenmiş Bölge
TMKİ	: Termo Mekanik Kontrollü İşlem
TRIP	: Dönüşüm Kaynaklı Plastisite
TTA	: Zaman Sıcaklık Ostenitleşme
TWB	: Kaynak Dikişli Sac
TWIP	: İkizlenme Kaynaklı Plastisite
UE-KB-I	: Uçtan Etkilenen Karıştırma Bölgesi
WC	: Tungsten Karbür
W-Rh	: Tungsten Renyum
X	: Zımba Yer Değişimi
YBB	: Yüksek Basınç Altında Burma
YDÇ	: Yüksek Dayanımlı Çelikler
YDDA	: Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım
α	: Ferrit
ϵ_{ϕ}	: Çevresel Şekil Değişimi
ϵ_g	: Gerçek Genişlik Gerinimi
ϵ_k	: Gerçek Kalınlık Gerinimi
ϵ_o	: Ön Deformasyon Oranı
ϵ_t	: Toplama Uzama
$\epsilon_{\bar{u}}$: Üniform Uzama
λ	: Delik Genişleme Oranı
σ_a	: Akma Dayanımı
σ_{ϕ}	: Çekme Dayanımı
γ	: Ostenit

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Çelikler diğer malzemelere göre yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirlik gibi özelliklerinin yanında düşük maliyeti nedeniyle endüstrinin birçok alanında kullanılmaktadır. Otomotiv endüstrisi çelik ürünleri için en büyük pazarlardan biridir. Çelik, 1900'lerin başından beri Kuzey Amerika'da motorlu taşıtların gövde yapımı için önemli bir malzeme olmuştur [1]. Otomotiv endüstrisinde, 1920'lere kadar çeliğin alternatifi olarak alüminyum ve ahşap kullanılmış olsa da düşük maliyet, karmaşık şekilli parçalara dönüştürülebilmesi ve kaynak işlemleriyle kolayca birleştirilebilmesi gibi avantajları çeliği o tarihten sonra gövde yapımında kullanılan başlıca malzeme haline getirmiştir. 20.yy ortalarına kadar otomotiv endüstrisinde kullanılan çeliklerin üretiminde kayda değer bir gelişme olmamıştır. Yapısal ve işlevsel parçaların kaynak edilebilirliği, şekillendirilebilirliği, boyanabilirliği ve tamir edilebilirliği gibi özellikleri karşılamak amacıyla düşük mukavemetli çelikler kullanılmaya devam etmiştir [1]. Bununla birlikte, 1960'lı yıllardan başlayarak, otomotiv endüstrisi araç yapısal gerekliliklerini kökten değiştirecek önemli yeni gereksinimlerle karşılaşmıştır. 1970'lerin başındaki dünya petrol krizi ve bunun bir yansıması olarak yakıt tasarruflu araçların üretilmesi ihtiyacı ortaya çıkmıştır. Ayrıca, Amerika'da daha güvenli ve çevreci araçların üretilmesi ile ilgili yürürlüğe giren yasalar daha yüksek dayanıklılığa ve üretilebilirliğe sahip yeni çelik ürünlerinin geliştirilmesine yol açmıştır [1]. Otomotiv endüstrisinde bu yeni düzenleyici ve tüketici taleplerini karşılamak için araç üreticileri öncelikli olarak araç ağırlığının azaltılması üzerine çalışmalara yoğunlaşmıştır. Otomotiv endüstrisindeki ağırlık azaltma çalışmaları yakıt tüketimi ve karbon emisyonlarının düşürülmesinin yanı sıra araç performansının iyileştirilmesi açısından da oldukça önemlidir. Araç ağırlığındaki % 20'lik bir azalmanın yaklaşık %14 mertebelerinde yakıt ekonomisi sağlayacağı ve buna bağlı olarak karbon emisyonlarında azalma olacağı öngörülmektedir [2]. Otomotiv endüstrisindeki emisyon salınımını gittikçe sınırlayan standartlar ve rekabet, otomotiv üreticilerini yakıt tüketimi ile birlikte CO₂ salınımlarını azaltmaya ve araç güvenliğini arttırmaya zorlamaktadır. Ağırlığı azaltılmış olan araç daha iyi yakıt ekonomisine, daha düşük emisyonlara ve yeni güvenlik gereksinimlerinin karşılanmasına olanak sağlamıştır. Araç gövde parçalarının üretiminde

kullanılacak malzemelerin, yüksek dayanım, düşük geri esneme (yaylanma) oranı, gelişmiş şekillendirilebilirlik gibi gereksinimleri karşılayabilmesi için belirli özelliklere sahip olması gerekmektedir [3].

Son yıllarda, otomotiv parçalarının yapısal bileşenlerinde geleneksel çeliklerden gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklere (GYDÇ) geçiş, otomotiv endüstrisinin daha güvenli araçlar ve hafif tasarımlar elde edilmesinde başarılı olmasını sağlamıştır [3]. GYDÇ sınıfının başlıca türleri, çift fazlı çelikler (DP), ikizlenme kaynaklı plastisite çelikleri (TWIP), dönüşüm kaynaklı plastisite çelikleri (TRIP), martenzitik çelikler (MS) ve kompleks fazlı çeliklerden (CP) oluşmaktadır [4]. Ayrıca, yüksek mukavemetli ve hafif özelliklere sahip olmanın ötesinde, otomotiv endüstrisinin temel beklentilerinden biri de sac metalin yüksek şekillenebilirliğidir. Ferrit ve martenzit fazlarından oluşan çift fazlı (Dual Phase, DP) çelikler yüksek mukavemet ve iyi şekillendirilebilirliklerinden dolayı GYDÇ çelik sınıfı içerisinde en yaygın kullanılanlarıdır [5]. Düşük deformasyonlarda hızlı pekleşme gösteren bu çelikler düşük akma dayanımına ve yüksek çekme dayanımına sahiptirler. Bu özellikleri sayesinde şekillendirilebilirlikleri ve toklukları ferritik ve perlitik çeliklerden daha iyidir [6]. Bu yüzden çift fazlı çelikler daha çok yüksek şekil değişimlerinin gerçekleştiği derin çekme ve gererek şekillendirme gibi yöntemlerle parça üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır.

Endüstriyel uygulamalarda farklı dayanım ve süneklik gereksinimlerini karşılamak amacıyla çift fazlı çelikler çeşitli türlerde üretilmektedirler. Değişen mekanik özelliklere sahip çift fazlı çelikler başta karbon olmak üzere mangan, krom, molibden, vanadyum ve nikel gibi alaşım elementlerini içeren çeliğin kontrollü ısıl işlem uygulanması sayesinde üretilmektedirler [6]. Çift fazlı çeliklerde arzu edilen yüksek mukavemet, iç yapısındaki martenzit oranını arttırarak elde edilebilmektedir. Çift fazlı çeliklerdeki yüksek dayanım özelliği sağlayan martenzit, alaşım element oranına ve uygulanacak ısıl işlemin karakteristiğine bağlıdır. Ancak, dayanımda sağlanan artış süneklik değerlerinde bir miktar azalmaya yol açmaktadır [6].

DP çeliklerinin kimyasal bileşimini değiştirmeden iç yapı ve mekanik özellikleri, termo mekanik kontrollü işlem (TMKİ) [7–9] ve aşırı plastik deformasyon (APD) [10,11] teknikleri ile geliştirilebilmektedir. Ancak, TMKİ'de elde edilebilen en küçük tane boyutunun 3-4 µm civarında olduğu bildirildiğinden [12,13] bu yöntemin çeliklerde tane inceltme ve tokluğu geliştirme kapasitesi sınırlı kalmaktadır [14]. Diğer yandan, APD yöntemlerinin önemli ölçüde tane inceltme kapasitesi göz önüne alındığında mekanik özellikleri geliştirmede en etkili yöntemlerden biri olabileceği düşünülmektedir [15–17].

Bilinen başlıca APD yöntemleri; birikimli bağ haddesi (BBH) [18], yüksek basınç altında burma (YBB) [19], eş kanallı açısız ekstrüzyon (EKAE) [20] ve sürtünme karıştırma işlemidir (SKİ) [21]. Büyük ölçekli levha veya sac tipi malzemelerin bölgesel olarak işlenmesi göz önünde bulundurulduğunda, bu tip malzemelerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde SKİ'nin diğerleri arasında ön plana çıktığı söylenebilir. SKİ'nin temel uygulama prensibi son yıllarda geliştirilmiş katı hal kaynak yöntemlerinden sürtünme karıştırma kaynağına (SKK) dayanmaktadır [22]. SKİ uygulanan malzemede önemli ölçüde plastik deformasyon meydana gelmekte ve dinamik olarak yeniden kristalleşmiş ince taneli homojen bir iç yapı oluşmaktadır [23]. SKİ sonrası iç yapıdaki bu değişim malzemelerin mekanik özelliklerinde önemli gelişmeler sağlamaktadır. Bu yüzden SKİ yeni bir iç yapısal modifikasyon tekniği olarak metallerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde kullanılan etkili bir yöntem haline gelmiştir. SKİ yöntemi bulunduğu bu yana özellikle dökme ve dövme alüminyum alaşımlarına, bakır alaşımlarına, magnezyum alaşımlarına, titanyum alaşımlarına ve diğer birçok düşük ergime sıcaklığına sahip alaşımlara uygulanmıştır [24]. SKİ uygulanan bu metallerin mekanik özelliklerinin, korozyon direncinin, aşınma özelliklerinin, süper plastik malzeme davranışının ve döküm kusurlarının giderilmesinde gelişmeler sağladığı bilinmektedir [24]. Özellikle, SKİ uygulanan metallerin mukavemet ve sünekliklerinde ciddi iyileşmeler olduğu birçok araştırmacı tarafından bildirilmiştir [25–28]. Alüminyum alaşımları gibi düşük ergime sıcaklığına sahip metallerin SKİ üzerine yapılan çalışmalar iyi yapılandırılmış bir literatürün oluşmasını sağlamıştır. Ancak demir gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip metallerin SKİ'sinde takım malzemesinin ve kullanım koşullarının oluşturduğu teknik yetersizlikler bu konudaki araştırmaları ikinci plana itmiştir. Son yıllarda, yüksek sıcaklığa dayanıklı seramik esaslı takımların kullanılmaya başlanması bu yöntemin demir esaslı alaşımlara uygulanmasını hızlandırmıştır. Elde edilen ilk sonuçlar SKİ sonrası demir esaslı alaşımlarda da tane boyutunun önemli ölçüde incelmesini ve mekanik özelliklerde gelişme olduğunu göstermiştir [29–31].

Yüksek mukavemet, iyi şekillendirilebilirlik ve darbe sönümlenme gibi özelliklere sahip malzemelerin seçimi özellikle otomotiv endüstrisindeki uygulamalarda önem arz etmektedir. Çeşitli APD yöntemleriyle elde edilen dayanım değerlerindeki artış beraberinde malzemenin süneklik değerlerinde önemli bir azalmaya yol açabilmektedir. Ayrıca bu yöntemlerin üretim ve uygulanabilirliği belirli sınırlamalardan dolayı güçleşmektedir. Yüksek mukavemet ve iyi süneklik arasındaki ideal denge ince ve homojen tane yapısına sahip malzemeler ile mümkündür. Bu nedenle, mukavemet ve süneklik gereksinimini

birlikte karşılayan ince taneli malzeme üretecek bir teknik gereklilik olarak ortaya çıkmaktadır. Sürtünme karıştırma işlemi ince taneli malzemeler üretmek için kullanılabilir ideal bir yöntemdir.

Yukarıda bahsedilenler ışığında, otomotiv endüstrisinde kullanılan gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerin kimyasal bileşimini değiştirmeden aşırı plastik deformasyonla mekanik özelliklerinin geliştirilmesinin büyük önem arz ettiği görülmektedir. Literatürde yapılan çalışmalar incelendiğinde, bu tip malzemelerin aşırı plastik deformasyonla mekanik özelliklerinin geliştirilmesini amaçlayan çalışmaların oldukça sınırlı olduğu, otomotiv endüstrisinde çok yaygın bir kullanıma sahip çift fazlı çeliklerde ise detaylı bir çalışmanın yapılmadığı görülmektedir. Dolayısıyla bu çalışmada SKI sonrası ortaya çıkan iç yapısal değişimin otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çeliğin mukavemet özelliklerini geliştirebileceği öngörüsüyle proses-iç yapı-şekillendirilebilirlik arasındaki ilişkilerin detaylı araştırması amaçlanmıştır.

1.2. Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çelikler

Otomotiv gövde panelleri ve gövde yapıları için sac formundaki çelikler, sade karbonlu yüksek dayanımlı çelikler (YDÇ) ve gelişmiş yüksek dayanımlı çelikler (GYDÇ) olarak Şekil 1’de gösterildiği gibi sınıflandırılabilir [4]. Sade karbon çelikleri arasında, yumuşak çelikler ve arayer atomsuz (IF) çelikler gibi geleneksel hafif çelikler bulunmaktadır. Karbon-mangan (CMn) çelikleri, fırında sertleştirilebilir (BH) çelikler ve yüksek dayanımlı düşük alaşımlı (YDDA) çelikler bu grup içerisinde ikinci bir kategoriye ayrılabilir [4]. Geçtiğimiz 30 yıl içerisinde sıkı taşıt güvenliği ve çevre düzenlemeleri ile ilgili yasaların getirilmesinin yanı sıra, diğer yeni ve daha hafif malzemelerin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalarda artan rekabet, GYDÇ adı verilen yeni bir çelik sınıfının geliştirilmesine yol açmıştır. GYDÇ, yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirlik özelliklerini birleştiren esas olarak “çok fazlı çelikler” dir [32]. Yaklaşık 500 MPa'dan daha yüksek çekme dayanımına sahip olan birinci nesil GYDÇ'ler, çift fazlı (DP) çelikler, dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikler, kompleks faz (CP) çelikler ve martenzitik (MS) çelikleri kapsamaktadır [4]. Çift fazlı (DP) çelikler GYDÇ'lerin ana katagorisini oluşturan ve en yaygın kullanılan çelik sınıfıdır.

TRIP çelikleri üniform uzama sınırına kadar oldukça yüksek defromasyon sertleşme (pekleşme) oranı sergilerler. Bu özellikleri sayesinde çarpışmalarda aşırı derecede yüksek

enerji emiliminin sağlanmasına yardımcı olurlar. TRIP çeliklerin iç yapısı genellikle beyrit ve ferrit matris içinde % 5 ve % 20 oranında kalıntı ostenit içermektedir. İç yapıdaki kalıntı ostenit deformasyon sırasında martenzite dönüşür. TRIP çeliklerindeki fazların bu kombinasyonu, presleme işleminin ilk aşamalarında ostenitin yüksek şekillenebilirliğini, daha sonra şekillendirme sürecinin sonunda martenzitin yüksek mukavemetini verir. TRIP çeliklerinin mükemmel şekillendirilebilirliği, yüksek dayanım ile birleştiğinde tokluğu artırarak darbe sönümlenme kabiliyetini de iyileştirmektedir [4].

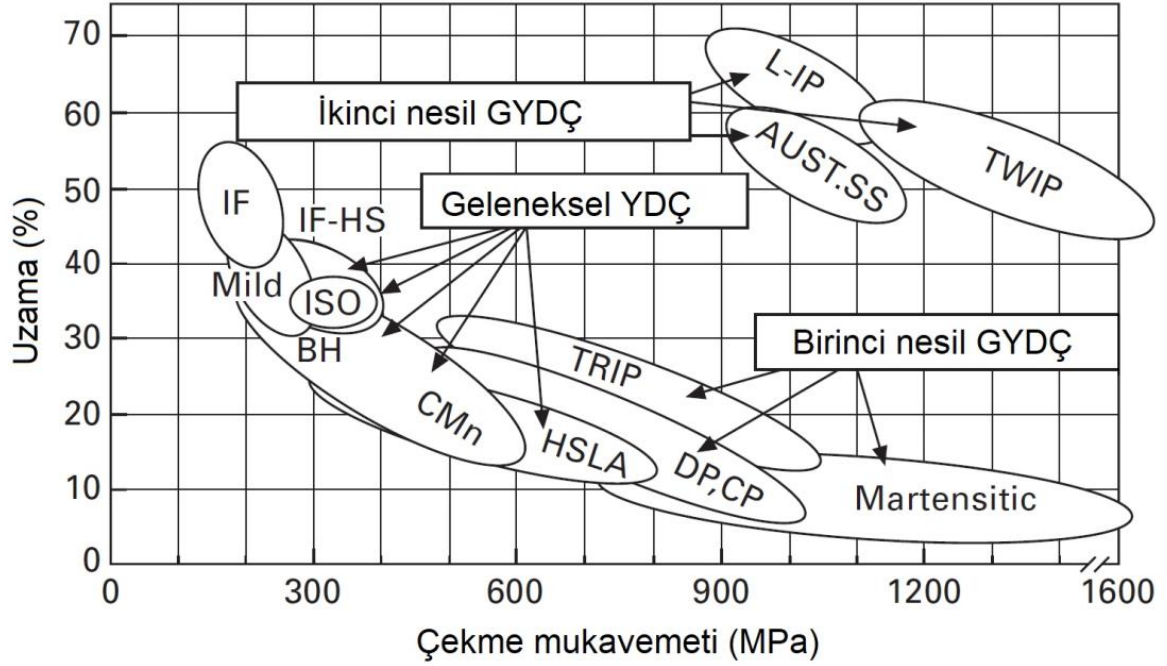
Kompleks fazlı (CP) çelikler çok ince ferrit iç yapısından ve yüksek hacimsel oranda sert fazlardan oluşur. Bu çeliklerdeki mukavemet artışı ince çökelti tarafından sağlanır. Bu çeliklerin kimyasal bileşimi DP ve TRIP çelikleriyle neredeyse aynıdır fakat iç yapısında az miktarda niobyum, titanyum ve vanadyum mukavemet artırıcı ince çökelti şeklinde bulunur. Bu çelikler yüksek oranda deforme edilebilirlik ve yüksek toklukları ile tanınmaktadırlar. Bu özellikleri onları otomotiv sanayinde tampon ve B-kirişi gibi darbe direncinin arandığı uygulamalar için ideal malzeme haline getirmektedir [4].

Martenzitik çelikler (MS), iç yapısında sertleşebilirliğe katkı sağlayan krom, mangan, nikel, silisyum, vanadyum, bor ve molibden gibi elementler sayesinde düşük karbonlu yüksek oranda martenzit içerir. Sıcak haddeleme veya malzemenin tavlama sırasında mevcut olan ostenit, su verme ve şekillendirme sonrası ısı işlem sırasında martenzite dönüştürülür. Martenzitik çelikler, sünekliği iyileştirmek için genellikle su verme sertleştirme sonrası tavlama işlemine tabi tutulur ve 1500 MPa'ya kadar olan yüksek çekme dayanımlarında bile iyi şekillendirilebilirlik sağlayabilmektedir [4].

Hem yüksek mukavemete hem de yüksek sünekliğe sahip ikinci nesil GYDÇ'ler olarak adlandırılan yeni bir çelik kategorisi daha vardır. Bu kategorideki çeliklerden birisi de ikizlenme kaynaklı plastisite çelikleri (TWIP) olarak adlandırılmaktadır. TWIP çeliklerin, iç yapısı oda sıcaklığında tam ostenitik olmasını sağlayan % 17 ila % 20 oranında Mn içermektedir. Soğuk şekillendirme sırasında, ikizlenme yoluyla deformasyon, ostenit taneciklerinin daha ince boyutlara ayrılmasına neden olur ve böylece tane inceliği ile mukavemetlerini arttırmaktadır. Klasik pekleşme mekanizmasına ek olarak, ikizlenme olarak bilinen mekanizma, mukavemet, süneklik ve pekleşme (deformasyon sertleşmesi) gibi önemli mekanik özellikleri iyileştirebilmektedir. Plastik şekil değişimi sırasında mekanik zorlamalı ikizlerin meydana gelmesi yüksek gerilme-sertleşme oranlarının elde edilmesine ve lokalize deformasyonu geciktirerek yüksek sünekliğin korunmasına neden olmaktadır. Yüksek dayanımlı ve orta sünekliğe sahip olan TRIP çeliklerinden farklı olarak,

TWIP çeliklerinin hem yüksek dayanımlı hem de yüksek süneklığe sahiptir. Mukavemet artışı, ağırlıkta azaltma sağlarken, süneklikteki artış, karmaşık parçaların şekillendirilebilirliğine olanak sağlamaktadır. Bu nedenle TWIP çelikleri birçok otomotiv uygulamaları için istenilen özellikleri karşılamakla birlikte diğer çeliklere göre daha yüksek maliyete sahiptir [4].

Ostenitik paslanmaz çelikler (AUST SS) yaklaşık % 16 ile % 26 arasında Cr ve % 8 Ni içermekte olup oda sıcaklığında yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısına sahiptir. Ostenitik paslanmaz çelikler ısı ile sertleştirilememekte ve sadece soğuk şekillendirmeyle sertleştirilebilmektedir. Deformasyon kaynaklı ostenit-martenzit dönüşümü ile yüksek dayanımlar elde edilebilmektedir [4].

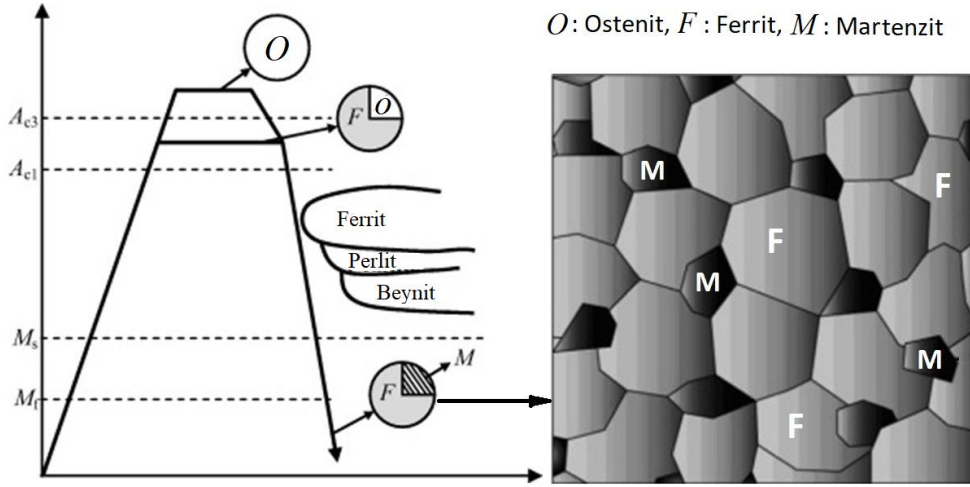


Şekil 1. Otomotiv üretiminde kullanılan çeliklerin uzama ve gerilme dayanımı grafiği [4].

1.2.1. Çift Fazlı Çelikler

Bu çelikler, otomotiv endüstrisinin ağırlık azaltma ve güvenliği artırma gibi artan taleplerini karşılamak amacıyla 1960'ların ortasında geliştirilmiş ve birinci nesil GYDÇ sınıfını oluşturmuştur. "Çift Faz" isimlendirmesi ferrit-martenzit iç yapısını tanımlamak için kullanılmış olmasına karşın bu çelikler çok az miktarda perlit, beynit ve kalıntı ostenit içerebilmektedir [6, 32]. Ferritik ve perlitik iç yapıya sahip bir çelik ferrit + ostenit ($\alpha + \gamma$)

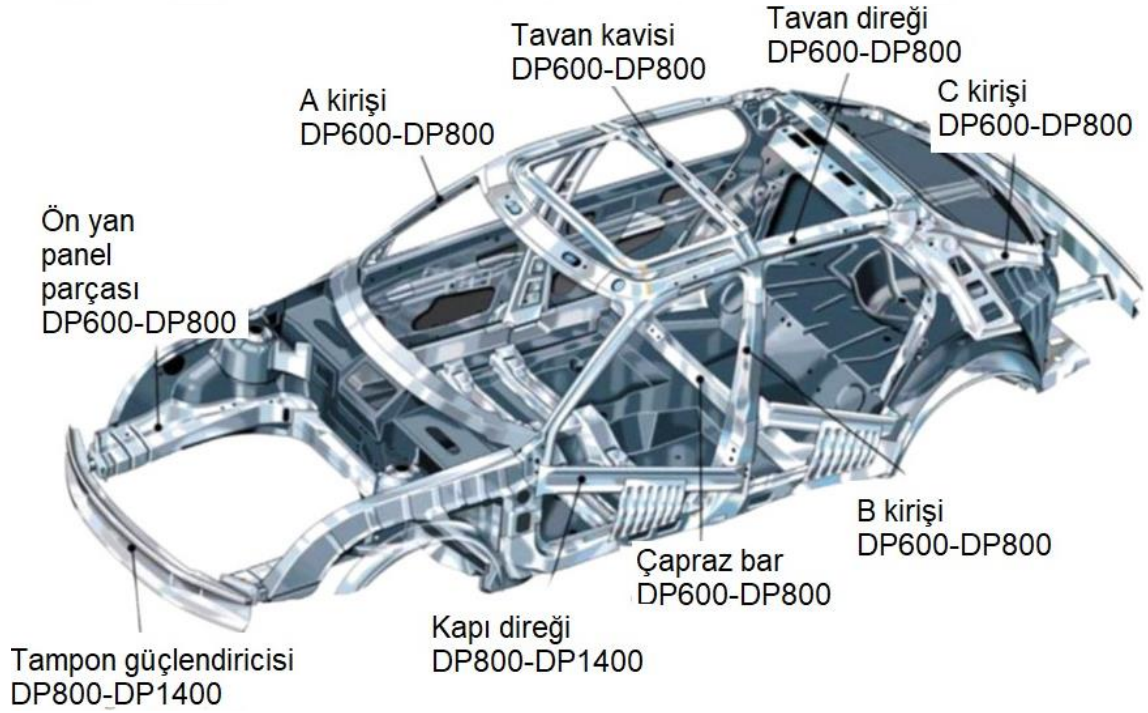
çift fazlı bölgesinde kritik aralık tavlaması sonrasında ostenitin martenzite dönüşebileceği yeterli soğuma hızında ani soğutularak ferritik-martenzitik çift fazlı çelik elde edilmektedir. Endüstriyel uygulamalarda ise, sıcak haddelenmiş ürünler için ostenit bölgesinden bir kritik aralık tavlaması sırasında kontrollü soğutma ile veya soğuk haddelenmiş saclar için ferrit + ostenit bölgesinden kontrollü gerçekleştirilen soğutma işlemi ile üretilmektedir. DP çeliklerinin, ostenit ve ferrit + ostenit bölgelerinden kontrollü soğutma yoluyla üretilmesinin şematik bir diyagramı Şekil 2’de verilmiştir. Burada A_{c1} ve A_{c3} sırasıyla ısıtma sırasında ostenitleşme başlama ve sonlama sıcaklıkları olup M_s ve M_f ise sırasıyla martenzitik dönüşümün başlangıç ve bitiş sıcaklıklarıdır [6, 32]. Böyle bir tavlama işlemi sonrasında genellikle %70-90 oranında sünek ferrit matrisi ve yaklaşık %10-30 oranında ferrit tane sınırlarında dağılmış ve sert kütle formunda martenzit fazı elde edilmektedir. Bununla birlikte, üretim sonrasında DP çelik iç yapısında çok az miktarda beyrit, perlit veya kalıntı ostenit gibi diğer fazlar da bulunabilmekte ve fiziksel ve mekanik özellikleri etkileyebilir.



Şekil 2. Çift fazlı çeliğin şematik ısıtma işlem diyagramı ve iç yapısı [9,34].

DP çeliklerinin mekanik ve şekillendirilebilme özellikleri sünekliğe katkı sağlayan ferrit matrisinin ve dayanım artışına neden olan sert martenzit fazının oluşturduğu kompozit benzeri iç yapı tarafından belirlenmektedir. İdeal orandaki martenzit ve ferrit fazlarına sahip DP çeliği sürekli akma özelliği, yüksek pekleşme oranı ve geniş uniform uzama gibi mükemmel mekanik özellikler sergiler [6, 32]. Bu gelişmiş özelliklerin bir sonucu olarak, yüksek dayanım ve iyi şekillendirilebilirlik arasında iyi bir denge oluşturmaları nedeniyle DP çelikleri, gövde panelleri, tamponlar, şok kuleleri ve iç kapı panelleri gibi birçok

otomotiv uygulamasında giderek daha fazla kullanılır hale gelmiştir. Kullanım alanlarındaki farklı tasarım gereksinimlerini karşılamak için DP çelik çeşitleri farklı dayanım ve şekillendirilebilirlik özelliklerinde endüstriyel olarak üretilmektedir [6, 32]. Mekanik özelliklerdeki bu değişim çoğunlukla çeliğin karbon içeriğini kontrol ederek elde edilmektedir. Ayrıca kimyasal bileşimdeki mangan, krom, vanadyum, molibden ve nikel gibi diğer alaşım elementlerinin varlığı mekanik özellikleri geliştirebilmektedir [6, 32]. Genellikle, DP çeliklerindeki mekanik özellikler kontrollü termo mekanik ısıl işlem ile iyileştirilebilmektedir [9]. Şekil 3 araç üretiminde kullanılan farklı DP çeliklerinin kullanım bölgelerini göstermektedir.



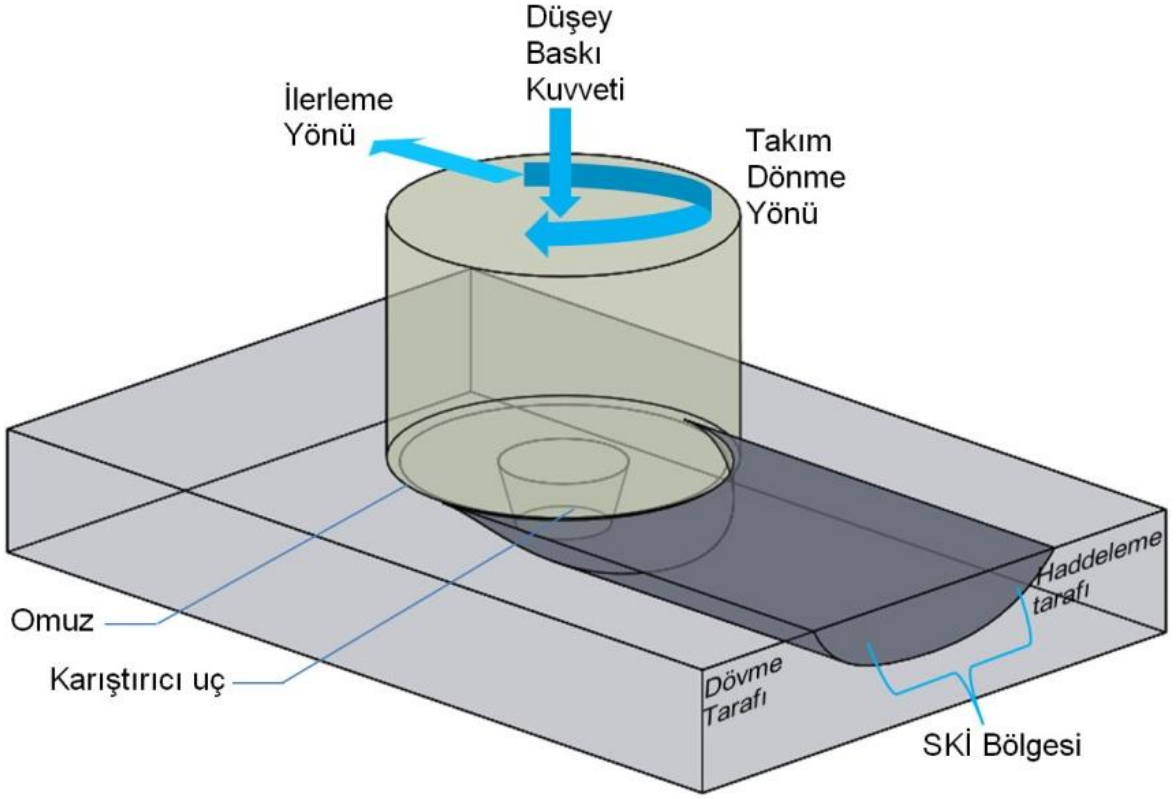
Şekil 3. SAAB için çeşitli DP sınıflarından üretilen otomobil parçalarına ait örnekler [35].

1.3. Literatür Özeti

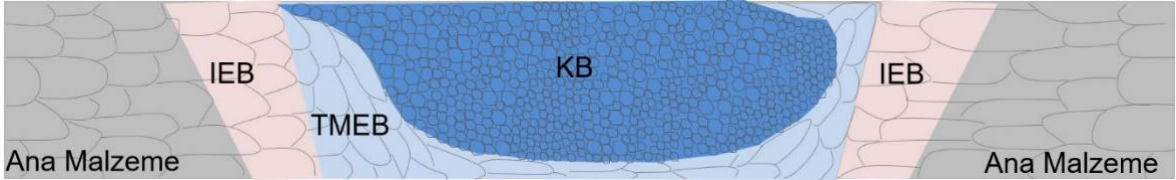
1.3.1. Sürtünme Karıştırma İşlemi

APD yöntemlerinden biri olan sürtünme karıştırma işlemi (SKİ), sürtünme karıştırma kaynağının (SKK) temel prensiplerine dayanılarak geliştirilmiş yeni bir iç yapısal modifikasyon tekniğidir [21]. Bu yöntemde, omuz ve karıştırıcı pimden oluşan tükenmeyen

bir takım kullanılır. Dönen bir takım omuzu, iş parçası yüzeyine temas edinceye kadar işlem yapılacak bölgeye batırılır. Takım ve iş parçası arasındaki sürtünme, malzemenin karışmasını ve takımın ilerleme yönünde hareket etmesini sağlayacak ısıyı üretir. Takımın dönme ve ilerleme hareketinin birlikteki etkisi plastikleşen malzemeyi takımın ön kısmından arka kısmına doğru hareket ettirir. Takımın ilerlemesiyle geride kalan işlenmiş bölgedeki malzeme ciddi şekilde plastik deformasyona uğramaktadır [23]. SKİ şematik uygulama prensibi Şekil 4’de verilmiştir. İşlem sırasında ortaya çıkan sıcaklığa ve deformasyona bağlı olarak işlem bölgesinde faz dönüşümü, dinamik yeniden kristalleşme (DYK) ve dinamik toparlanma mekanizmaları meydana gelebilmektedir. [22]. Bu yüzden işlem bölgesi homojen ve ince taneli bir iç yapıyla birlikte gelişmiş mekanik özellikler sergilemektedir [36]. Dönen takımın ileri doğru hareket etmesiyle dönme tarafına göre takımın önünde kalan kısım dövme tarafı (DT) ve takımın arkasında kalan kısım ise haddeleme tarafı (HT) olarak adlandırılmaktadır. SKİ bölgesinin iki tarafında gerçekleşen ısı transferi ve malzeme akışı birbirinden farklıdır ve SKİ bölgesinin asimetric olmasına neden olur [37]. Bununla birlikte, SKİ sırasında çeşitli termo mekanik süreçlerin etkileşimi eşzamanlı olarak meydana gelir. Bu etkileşim, işlem bölgesindeki dinamik yeniden kristalleşmeyi, plastik deformasyonu ve malzeme akışını, ısıtma ve soğutma hızıyla birlikte tüm mekanik süreçleri etkiler [38]. Sürtünme karıştırma işlemi sonrasında oluşan iç yapısal olarak farklı bölgeler Şekil 5’de verilmiştir. Burada, ana malzeme SKİ’nin neden olduğu ısı ve plastik deformasyonun etkisine maruz kalmamış bölgedir. Karıştırma Bölgesi (KB), takımın dönmesiyle oluşan karıştırma ve sürtünme hareketinin yol açtığı sıcaklık ve plastik deformasyon etkisinin en fazla olduğu bölgedir [38]. Bu yüzden, bu bölgenin iç yapısı genellikle ince taneli gelişmiş mekanik özellikler sergiler. Plastik deformasyon etkisinin gözlemlendiği ve iç yapıda kayda değer morfolojik değişimlerin meydana geldiği fakat her zaman DYK’nin görülmediği bölge termo mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB) adıyla tanımlanır. [39]. TMEB, SKİ parametrelerine ve malzemeye bağlı olarak her zaman KB’dan belirgin bir şekilde ayırt edilmeyebilmektedir. Isının etkisindeki bölge (IEB) ise sıcaklık etkisiyle iç yapısında ve mekanik özelliklerinde değişimlerin gözlemlendiği bölgedir [39].



Şekil 4. SKİ tekniğinin şematik uygulama prensibi



Şekil 5. SKİ bölgesindeki yapısal olarak farklı bölgeleri gösteren şematik resim

SKİ sırasındaki plastik deformasyon enerjisinin bir kısmı termo mekanik işleme maruz kalmış bölge içerisinde harcanmaktadır. Plastik deformasyonun artmasıyla işlem bölgesindeki dislokasyon yoğunluğu da artmaktadır. Bununla birlikte, sürtünme ısısı bu bölgede eş zamanlı olarak toparlanma ve yeniden kristalleşmenin bir karışımını meydana getirmektedir. Bu yüzden, SKİ sırasındaki işlem bölgesinde artan dislokasyon yoğunluğu, dinamik yeniden kristalleşme nedeniyle aşırı plastik deformasyonda olduğu gibi aşırı derecede artmaz [40]. Genellikle işlem bölgesinde ince taneli homojen bir iç yapı elde edilmektedir. SKİ sonrasındaki dayanım artışı sadece artan dislokasyon yoğunluğu ile değil aynı zamanda birim hacimdeki tane sınırı alanının artmasıyla ve belirli çökeltilerin çözünmesiyle de artabilmektedir [40]. SKİ'de malzeme akışı takımın dönmesi ve

ilerlemesinden önemli derecede etkilenir. Malzeme akışının çoğu dövme tarafı boyunca dönen takımın arkasından plastikleşmiş malzemenin taşınmasıyla meydana gelir. Son deneyler ve sayısal çalışmalar SKİ sırasında belirgin dört tip malzeme akışının meydana geldiğini göstermiştir [38,41–44]. İlki takımın hemen yanında plastikleşmiş kütleli bir malzemenin takımla birlikte dönmesidir. İkincisi takımın yanındaki malzemenin etrafında daha düşük bir çevresel hızla dönen malzeme akışıdır. Bu hareket takım ile iş parçası arasındaki sürtünmeden dolayı takımın dönmeye devam etmesiyle sürdürülmektedir. Üçüncüsü takımın dönme hareketi takım ucuna yakın malzemeyi aşağıya doğru bastırırken aynı zamanda bir miktar malzemenin de yukarı doğru hareket etmesine neden olmaktadır. Dördüncüsü ise takımın ilerleme hareketiyle haddeme taraftaki takım yüzeyinin hemen yakınında büyük miktardaki malzeme aşırı derece deformasyona uğramaktadır. Böyle bir malzeme akışı takımın altında parlak bantlı gibi yapıların oluşmasına yol açmakta ve karıştırma bölgesinin simetrik olmayan bir şekli ile sonuçlanmaktadır [38,41–44]. İşlem bölgesindeki plastikleşen malzemenin hareketi bu dört etkinin eşzamanlı etkileşimi sonucunda ortaya çıkmaktadır.

Sürtünme karıştırma işlemi, geleneksel ve diğer yeni malzeme işleme tekniklerine göre birçok avantaj sergilemektedir. SKİ'nin en önemli özelliklerinden biri de tek adımlı bir süreç olmasıdır. SKİ'nin otomasyona uyumlu olması nedeniyle sac levha üzerinde istenilen bölgede veya sıralı gerçekleştirilen işlemlerle geniş ölçekli boyutlarda mekanik özelliklerde iyileşme sağlayabilmektedir [23]. Yöntemin bu özelliği diğer APD yöntemleri arasında en önemli avantajıdır. Ayrıca mekanik özellikleri geliştirilmesi istenilen bölgenin boyutları, kullanılan takımın geometrisiyle belirlenebilmektedir. SKİ sırasında sıcaklık ve deformasyon miktarı takımın baskı kuvveti, ilerleme ve dönme hızı gibi parametreleri değiştirilerek kontrol edilebilmektedir. Bu sayede işlem bölgesinde istenilen iç yapı ve mekanik özellikler elde edilebilir hale gelmektedir. SKİ'nin önemli avantajları Tablo 1'de özetlenmiştir. Bu avantajlardan en yüksek seviyede yararlanabilmek için dikkat edilmesi gereken bazı hususlar vardır. İşlem bölgesinde daha ince taneli bir yapı elde etmek için uygun parametrelerin seçilerek işlem sırasındaki sıcaklığın belirli bir seviyede tutulması gerekmektedir. İstenen homojen iç yapı kontrollü bir soğuma hızının uygulanmasıyla mümkün olmaktadır. Bölgesel olarak meydana gelen farklı orandaki soğuma hızları işlem bölgesinin iç yapısında ve mekanik özelliklerinde de farklılıklara yol açmaktadır. Takım geometrisi de işlenmiş bölgenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Başarılı bir işlem için takım omuzu ve uç çap oranı yaklaşık üç olarak önerilmektedir [45,46].

Tablo 1. Sürtünme karıştırma işleminin başlıca avantajları [21].

Metalürjik Avantajlar	Teknolojik Avantajlar	Ekolojik Avantajları
<ul style="list-style-type: none"> • Geniş ölçekli levhalara uygulanabilirlik • Homojen ve ince taneli iç yapı • İşlem bölgesinin boyutlarının kontrolü • İşlem bölgesinde arzu edilen özelliklerinin elde edilebilirliği • İç yapısal kararlılık 	<ul style="list-style-type: none"> • Kullanılan takımın tükenmemesi • Otomasyona uygunluk ve istenilen bölgede işlem yapabilme özelliği • İşlem bölgelerindeki mukavemet artışından dolayı nispeten hafif parça imalatı • SKİ uygulan malzemenin ikinci bir işleme gerek duymadan kullanılabilmesi • Boyutsal kararlılık 	<ul style="list-style-type: none"> • İşlemin gerçekleştirilebilmesi için çevreye zarar veren koruyucu gaz gibi ikinci bir donanıma ihtiyaç duymaması • İşlem sonrası herhangi bir atık olmaması • SKİ için gereken enerjinin düşük olması

Bununla birlikte, takımın dönme hızının artması veya ilerleme hızının azalması işlem bölgesinde üretilen ısının artmasına neden olmakta ve sonuç olarak iç yapısal özelliklerin değişmesine yol açmaktadır [47,48]. Ayrıca, değişen takım geometrisinin işlem sırasında ortaya çıkan sıcaklıkları doğrudan etkilediği ve sıcaklık değişiminin de iç yapıları önemli ölçüde etkilediği görülmüştür [49,50]. İşlem bölgesindeki iç yapının özellikleri ortaya çıkan sıcaklıkla birlikte soğuma hızlarındaki farklılıklardan önemli ölçüde etkilenmekte ve mekanik özellikleri değiştirmektedir [51,52]. Başarılı bir SKİ için gerekli takım baskı kuvvetindeki ve takım eğim açısındaki değişim işlem bölgesindeki sıcaklıkları ve dolayısıyla iç yapıyı doğrudan etkilemektedir [53,54]. Diğer yandan, SKİ yeni bir teknik olduğundan bazı sınırlamaları vardır. Bu sınırlamaları azaltmak için hala yoğun araştırmalara ihtiyaç duyulmaktadır. İşlem öncesi ön delik uygulaması bu sınırlamalardan biridir ve uygulanmaması durumunda takımın ömrü azalmaktadır. Başka bir engel ise işlem sonunda takım ucunun çıkışta bıraktığı “anahtar deliği” şeklinde tanımlanan boşluktur ve bundan sakınmak için ilave parça kullanımı ayrı bir maliyet olarak ortaya çıkmaktadır. Daha genel bir sınırlama ise, SKİ birçok değişkene bağlı olduğundan arzu edilen bir iç yapı için öngörü modellerinin olmamasıdır. Ayrıca, literatürde belirli parametreler ve malzemeler için sayısal benzetim çalışmaları mevcuttur. Son yıllarda yüksek sıcaklığa dayanıklı takımların kullanılmaya başlanmasıyla çelik gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip birçok malzeme grubuna başarılı bir şekilde SKİ gerçekleştirilmektedir. Bu yüzden, SKİ otomotiv ve havacılık endüstrisinde yüksek dayanımlı malzemelerin talep edildiği uygulamalarda dayanım arttırıcı bir alternatif yöntem olarak kullanılma potansiyeline sahiptir.

1.3.2. Çeliklerin Sürtünme Karıştırma İşlemi

1.3.2.1. Karıştırıcı Takım

SKİ için takım geliştirme çalışmaları çelik gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip malzemelerin sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirilme çalışmalarına dayanmaktadır. İlk başlarda yüksek sıcaklıklara dayanabilen uygun bir takım malzemesinin olmaması bu yöntemin çelik ve diğer yüksek sıcaklık malzemelerine uygulanmasını engellemiştir [55]. İlerleyen yıllarda, çeliklerin SKİ ve SKK için gerçekleştirilen yoğun çalışmalar takım malzemesinin geliştirilmesinde önemli ilerlemeler sağlamıştır [56–58]. Bu çalışmalar sayesinde silisyum nitrür (SiN), tungsten renyum (W-Rh), tungsten karbür (WC) ve polikristal kübik bor nitrür (PCBN) esaslı takımlar çeliklerin SKİ ve SKK işlemlerinde başarılı bir şekilde kullanılmıştır [59–63]. Takımın iş parçasına dalması sırasında çok yüksek yerel gerilmeler ortaya çıkmakta ve takım malzemesinin düşük kırılma tokluğuna sahip olması durumunda takım kırılabilmektedir. Bu yüzden kullanılan takımın ömrünü uzatmak amacıyla işlem başlangıç noktasında bir ön delik açılmasını gerektirmektedir. Tungsten esaslı takımlarda renyum ve kobalt ilavesi kırılma tokluğunu geliştirmektedir. Bu takım malzemeleri arasında WC nispeten düşük maliyete sahiptir ve bu yüzden SKİ ve SKK’de yaygın olarak kullanılmaktadır [59–63].

1.3.2.2. İç Yapı ve Mekanik Özellikler

SKİ kullanılarak saf demir üzerine yapılan bir çalışmada iç yapı gelişiminin esas olarak alt tane oluşumu ve tane sınırı özelliklerinde önemli değişimleri içeren karmaşık bir süreçle meydana geldiği bildirilmiştir [29]. Ayrıca, yapılan diğer çalışmalar düşük karbonlu çeliklerde SKİ sırasında KB’de önemli derecede tane incelmesinin ortaya çıktığını göstermiştir [31,64–66]. SKİ sonrasında genellikle KB’deki ince taneli iç yapıların faz dönüşümü olarak ya da olmaksızın oluştuğu bilinmektedir [67–69]. SKİ’deki aşırı plastik deformasyon sonrasındaki tane incelmesinin deformasyon katkılı dinamik dönüşüm (DKDD) [70], dinamik yeniden kristalleşme (DYK) [71] ve dinamik toparlanma gibi farklı mekanizmalarla oluştuğu öne sürülmektedir [72]. Örneğin Xue ve ark. [52] sade karbonlu çeliğin ostenit + ferrit bölgesinde gerçekleşen sürtünme karıştırma işlemi sonrasında ultra ince taneli martenzitik ferritik çift fazlı çelik elde ettiklerini bildirmişlerdir. SKİ sırasında,

başlangıçtaki ferrit fazının bir kısmının ostenit fazına dönüştüğü ve daha sonraki hızlı soğuma sırasında deformasyonun da etkisiyle ince martenzit fazına dönüştürüldüğü ileri sürülmüştür [52]. Eşzamanlı olarak iki fazlı bölgedeki bir kısım ostenitin faz dönüşümüyle ya da deformasyon katkılı dinamik dönüşümle ve/veya kalan ferritin dinamik yeniden kristalleşmesiyle ultra ince ferrit tanecikleri elde edilebileceğini bildirmişlerdir [52]. Ok ve Park [73], ferritin tane boyutunu inceltme işleminde, dönüşmüş ferrit fazında sürekli dinamik yeniden kristalleşmenin de meydana geldiğini göstermişlerdir. Dolayısıyla her durumda, SKİ sırasında iki fazlı bölgedeki yoğun plastik deformasyondan, DKDD ve / veya DYK ile ferrit fazın incelmesi belirgin bir şekilde ortaya çıkacağı öngörülmektedir [52]. SKİ sonrasında erişilen sıcaklıklar ve değişen soğuma hızları iç yapının özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir [66]. Örneğin, ostenit bölgesinde SKİ'ye maruz bırakılan düşük karbonlu bir çeliğin iç yapısında Widmanstatten ferrit ve martenzit gibi iğnemsî yapılar gözlemlenmiştir [74]. A₃ dönüşüm sıcaklığının üzerinde gerçekleştirilen ES-1 çeliğinin (Eglin Steel, paslanmaz rulman çeliği) yüksek soğuma hızlarında SKİ sonrası iç yapıda martenzit, üst ve alt beynit gibi benzer iğnemsî yapılar Tungala ve ark. [75] tarafından da rapor edilmiştir. SKİ sırasında plastik olarak deforme olmuş ostenitin widmanstatten ferrit, iğnemsî ferrit, beynit ve martenzit gibi dönüşümlerin mekanik stabilizasyon neticesinde geciktirildiği ileri sürülmektedir [21,76]. SKİ sırasında İç yapı oluşumunun yanında az sayıda ve sınırlı kapsamda olsa da doku oluşumu üzerine çalışmalar bulunmaktadır [77–81]. Abbasi ve ark. [80] API X80 çeliğinin SKİ sonrasında yüksek sıcaklık ve oda sıcaklığındaki doku oluşumunu araştırmış ve oda sıcaklığında ferritin kayma deformasyon doku bileşenlerini sergilediğini rapor etmişlerdir. Eş eksenli tane yapısının yanı sıra, yeniden kristalleşmeye ve plastik deformasyona işaret eden doku bileşenlerinin varlığı yüksek sıcaklıklarda da parçalı yeniden kristalleşmenin meydana geldiğini göstermiştir [80].

SKİ'nin yukarıda da bahsedildiği gibi önemli ölçüde tane inceltmesi nedeniyle birçok araştırmacı triboloji, korozyon ve mukavemet gibi malzeme özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla çeliklerin SKİ üzerine çalışmalar yapmışlardır. Yaygın olarak SKİ karbon çeliklerine ve ultra düşük karbonlu çeliklere [64,82–88], paslanmaz çeliklere [44,67,78,89–96] ve alaşımlı çeliklere [97–100] uygulanmıştır. Çeliklerin SKİ ilişkin yapılan çalışmalar tane inceltmesi nedeniyle ana malzemedan daha yüksek akma ve çekme dayanımının elde edildiğini göstermiştir [79]. Ayrıca, birçok çalışma KB'nin sertliğinin mukavemet değerleriyle tutarlı bir şekilde başlangıç malzemesinden daha yüksek olduğunu ortaya çıkarmıştır [68,85,90,99,101]. Örneğin Hajian ve ark. [79] SKİ maruz bırakılan 316L

paslanmaz çeliğin akma ve çekme dayanımının başlangıç malzemesine göre sırasıyla 1,6 ve 1,2 kat artış sergilediğini ve 173 HV olan başlangıç malzemesinin sertliğinin KB’de ortalama 600 HV değerine çıktığını bildirmişlerdir. SKİ uygulanmış çeliklerin darbe tokluğunda önemli gelişmeler kaydedildiği yapılan çalışmalardan görülmüştür [102,103]. SKİ maruz kalmış düşük karbonlu bir çelikte sünek gevrek geçiş sıcaklığı 25 °C azaldığı ve darbe tokluğunda da % 30’luk bir gelişme sağlandığı rapor edilmiştir [102]. SKİ sonrasındaki şekillendirilebilirlik özellikleri düşük karbonlu çelikler üzerinde araştırılmıştır. Bu yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlar, SKİ’nin şekillendirilebilirlik kabiliyetinde önemli bir azalma olmadan şekil değişimi için gerekli zımba yükünde önemli artışa yol açtığını göstermiştir [64,104]. Diğer yandan çelikler üzerindeki SKİ her zaman mekanik özelliklerde gelişme sağlamayabilmektedir [100]. Bunun en önemli nedeni başlangıç malzemesin özellikleri ve kullanılan parametrelerdir. SKİ’de parametre optimizasyonu üzerine yapılan çalışmalar belirli bir malzeme grubu için genel bir parametre optimizasyonunun mümkün olmadığını göstermektedir [105–108]. Parametre optimizasyonu üzerine yapılan çalışmalar çoğunlukla takım dönme hızı ve ilerleme hızı üzerine yoğunlaşmıştır [82,85,109,110]. Chabok ve Dehghani [82] ara yer atomsuz (IF) çeliğinin SKİ’inde, dönme hızındaki artışın dayanımda başlangıç malzemesiyle karşılaştırıldığında yaklaşık % 80’lik bir artış gösterdiği, ancak dönme hızı daha da arttırıldığında bu artışın bir miktar düşüş sergilediğini bildirmişlerdir. Yaptıkları bu çalışma, dönme hızının mekanik özellikler üzerindeki etkisinin ilerleme hızına göre daha etkili olduğunu ortaya koymuştur [82]. SKİ sırasında takım baskı yükü önemli bir parametredir ve başarılı bir SKİ için takım baskı kuvvetinin, yeterli ısıyı üretecek ve plastikleşen malzemeyi bir arada tutabilecek bir kuvvette olması gerektiği Langlade ve ark. [111] tarafından rapor edilmiştir.

SKİ işlemi uygulanan çeliklerin tribolojik özellikleri yoğun olarak incelenmiş ve aşınma davranışlarında önemli iyileşmelerin elde edildiği görülmüştür [84,90,98,110,111]. Örneğin düşük karbonlu bir çeliğin çok pasolu SKİ sayesinde gerçekleştirilen yüzey modifikasyonu sonrasında aşınma performansı Sattari ve ark. [112] tarafından araştırılmıştır. Artan paso sayılarıyla birlikte aşınmadaki hacim kayıplarının azaldığı ve aşınma direncinin arttığı bildirilmiştir [112]. SKİ uygulanmış çeliklerin korozyon davranışı da bazı araştırmacılar tarafından incelenmiştir [93,101,113–117]. Korozyon davranışındaki gelişme genellikle SKİ sonrası iç yapıdaki düşük açılı tane sınırı (DATS) oranındaki artışa [113], önemli derecede tane incelmesine [114], yüzeydeki mukavemet artışına [115] ve yüzeye yakın yerdeki karbürler gibi ikinci fazların homojen dağılmasına bağlanmaktadır [116].

SKİ'nin çelikler üzerindeki diğer bir araştırma konusu kavitasyondur. Bu konudaki çalışmalar SKİ'nin aşırı tane inceltmesi, yüzeydeki mukavemeti arttırması, yüksek pekleşme kabiliyeti sayesinde kavitasyon direncini önemli ölçüde iyileştirdiği rapor edilmiştir [115,118–120].

Otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerin sürtünme karıştırma işlemleri hakkında bazı çalışmalar bulunmaktadır. Örneğin, Razmpoosh ve ark. [69] SKİ uygulanan TWIP çeliğinde iç yapı ve mekanik özelliklerin değişimini incelemiştir. Bu çalışmada, SKİ bölgesindeki dinamik yeniden kristalleşme sonucunda önemli miktarda tane inceltmesiyle ultra ince taneli bir iç yapı elde edildiği görülmüştür [69]. Razmpoosh ve ark. [121] tarafından yapılan bir başka çalışmada, artan takım dönme hızıyla birlikte Zener-Hollomon parametresinin $1,04 \times 10^{20}$ den $0,03 \times 10^{20} \text{s}^{-1}$ 'e azaldığı rapor edilmiştir. Ayrıca, bu çalışmada geleneksel Z-d davranışının 1600 min^{-1} üzerindeki bir dönme hızında pozitif m-değerlerine sahip olduğu ve 1600 min^{-1} 'den düşük dönme hızlarında negatif m-değerlerine sahip oldukları bildirilmektedir [121]. SKİ sırasındaki DYK sayesinde TRIP çeliğinin ortalama tane boyutunun $100 \mu\text{m}$ 'den $5,2 \mu\text{m}$ 'ye azaldığı Nene ve ark. [122] tarafından bildirilmiştir. İnce tane boyutu ve homojen dağılmış ϵ - fazının birlikte etkisi SKİ'li numunelerde geniş bir plastik deformasyon aralığında yüksek pekleşme hızına yol açtığını rapor etmişlerdir [122]. TRIP çeliğinin SKİ üzerinde gerçekleştirilen başka bir çalışma SKİ sırasındaki KB'de tam ostenitleşmiş iç yapının SKİ sonrasında $1 \mu\text{m}$ 'den daha küçük tane boyutlarına ulaştığını göstermektedir [123].

Sürtünme karıştırma kaynağının temel prensipleri üzerine geliştirilmiş olan sürtünme karıştırma işlemi hem büyük ölçekli plakalara uygulanabilirliği hem de levha üzerinde istenilen kısmi bölgelere uygulanabilirliği gibi avantajları sayesinde diğer aşırı plastik deformasyon yöntemleri arasında daha ön plana çıkan bir yöntem olduğu söylenebilir. SKİ sırasında yüksek sıcaklıklarda meydana gelen deformasyon etkisiyle, dinamik yeniden kristalleşme ve deformasyon katkılı dinamik dönüşüm mekanizmalarının aktif hale gelmesi ile tane boyutunda önemli derecede inceltme meydana gelmektedir. İnce taneli iç yapı mukavemet ve sertlik değerinde kayda değer bir gelişmeye neden olmaktadır. Ayrıca, SKİ sırasında meydana gelen tane inceltmesine yol açan mekanizmaların doğası aşırı derecede dislokasyon oluşumunu engellediği için SKİ'ye maruz kalan malzemeler yüksek mukavemetin yanında iyi şekil değiştirme kabiliyeti sergilerler. SKİ sonrasında ideal dayanım-süneklik kombinasyonu, malzemenin tokluk ve şekillendirilebilirlik özelliklerinin de iyileşmesine katkı sağlamaktadır. SKİ uygulanmış çeliklerin iç yapısındaki elde edilen

tane incelme etkisi malzemenin sertlik, aşınma, korozyon ve kavitasyon dirençlerini de artmaktadır.

Otomotiv gövde elamanları imalatında çoğunlukla GYDÇ kullanılmaktadır. Bu çelik grubu içinde maliyet ve özellik açısından uygun ve yeterli performansı sergileyen DP çeliklerinin kullanımı gittikçe artmaktadır. Güvenlik açısından daha kalın kesitli veya daha mukavemetli malzeme kullanımı bir yaklaşım olarak uygulanırken, yakıt ekonomisi açısından da daha hafif, özgül dayanımı yüksek malzeme kullanımı diğer bir yaklaşım olarak otomotiv endüstrisinde parça imalatında uygulanmaktadır. Gelişen teknolojik ihtiyaçlar doğrultusunda güvenlik ve yakıt ekonomisi gereksinimlerini bir arada karşılayabilmek amacıyla farklı kalınlık ve farklı mukavemete sahip çelik sacların birleştirilme ihtiyacı kaynak dikişli sac (Tailor Welded Blank, TWB) uygulamalarını geliştirmiştir. Bu yöntem sayesinde yüksek mukavemet sergilemesi istenen bir bölgede daha kalın veya özgül dayanımı yüksek sac, daha düşük dayanımlı veya daha ince kesitli sac levhaya birleştirilerek yakıt ekonomisini ve güvenlik kombinasyonunu aynı anda sağlamaktadır. TWB'ye alternatif yenilikçi bir yaklaşım olarak, SKİ'nin sac levha üzerinde yüksek mukavemet gereksiniminin talep edildiği bölgeye uygulanmasıdır. Bu sayede, daha kalın ya da daha dayanıklı sac kullanımının ortaya çıkardığı kaynak edilebilme, şekillendirilebilme gibi sorunlara alternatif bir çözüm olarak bölgesel dayanım artışı sağlanabilecektir.

1.4. Çalışmanın Amacı

Bu çalışma yukarıda açıklanan bilgiler çerçevesinde ve aşağıdaki amaçlar gözetilerek planlanmıştır:

- Çeliklerin SKİ üzerine yapılan çalışmalar, iç yapı ve mekanik özelliklerin geliştirilmesinde her malzeme grubu için ayrı ayrı optimum parametrelerin belirlenmesi gerekliliğini ortaya koymuştur. Bu yüzden, çift fazlı çeliğin SKİ sonrasında ideal dayanım-süneklik kombinasyonunu belirlemek için farklı parametreler uygulanmıştır. Farklı parametrelerle SKİ işlemi uygulanan plakaların iç yapı ve mekanik özellikleri karşılaştırılarak en ideal SKİ parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu çelikler için gerçekleştirilen parametre optimizasyonunun literatürdeki parametre çalışmalarına katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

- İdeal parametrelerde SKİ işlemi uygulanan çift fazlı çeliğin işlem bölgelerindeki tane morfolojisi, iç yapı değişimleri ve kristalografik yönelim nitel ve nicel olarak

incelenecek ve dayanım, sertlik ve süneklilik gibi temel mekanik özellikleri ayrıntılı bir şekilde araştırılacaktır. Çift fazlı çeliklerin SKİ sonrasındaki iç yapı karakterizasyonu ve mekanik özelliklerinin sistematik olarak kapsamlı bir incelemesinin SKİ üzerinde çalışan araştırmacılara katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

- SKİ sonrası işlem bölgelerinde oluşan iç yapı ve sertlik değerleri, malzeme özellikli modelleme yazılımı kullanılarak araştırılacaktır. İncelenen numunede elde edilen deneysel fazlar ve oranları, yazılım kullanılarak elde edilecek faz oranları ile karşılaştırılarak oluşan sıcaklığın iç yapıya etkisi ayrıntılı olarak incelenecektir. Bu bakımdan deneysel sonuçlarla uyumlu bir model oluşturulmasının SKİ üzerine daha derinlemesine araştırmaların yapılmasına katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

- SKİ'li plakaların iki eksenli gerilme altında germe şekillendirilebilirliği küçük boyutlu numunelerin kullanılacağı Erichsen testleriyle araştırılacaktır. SKİ'li plakalar ile ana malzemenin şekillendirilebilirliği arasındaki fark ve bu plakaların şekillendirilebilme karakteristiği iç yapısal nedenleri ile incelenecektir. Literatürde SKİ'li çeliklerin şekillendirilebilirliği üzerine sınırlı sayıda çalışma olmasının yanında çift fazlı çelikler üzerine yapılan bir çalışmaya rastlanmamıştır. Bu nedenle yapılacak bu çalışmaların SKİ'li bu tür malzemelerin şekillendirilebilirliği ile ilgili literatüre katkı sağlayacağı ve bu konu üzerine çalışacak araştırmacılara yol gösterici bir nitelikte olacağı düşünülmektedir.

- SKİ uygulanmış plakaların şekil verme işlemi sırasında çatlak başlama eğilimi delik genişletme deneyleriyle incelenerek deneyler sırasındaki değişimin yapısal mekanizmaları nedenleri ile birlikte araştırılacaktır. İlgili literatüre bakıldığında, köşe çatlaklarının oluşumu üzerine yoğun bir ilginin olduğu görülmektedir. Ancak SKİ yöntemiyle mekanik özellikleri geliştirilen plakların delik genişletme şekillendirilebilirliği üzerine herhangi bir çalışma görülmemiştir. Bu yüzden, çift fazlı çeliklerde şekil verme işlemi sırasında köşe çatlaklarının oluşumunun ve delik genişletme şekillendirilebilirliğinin kapsamlı olarak araştırılması amaçlanmıştır. Gerçekleştirilecek bu çalışmanın konuyla ilgili literatüre önemli katkı sağlayacağı düşünülmektedir.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Deney Malzemesi

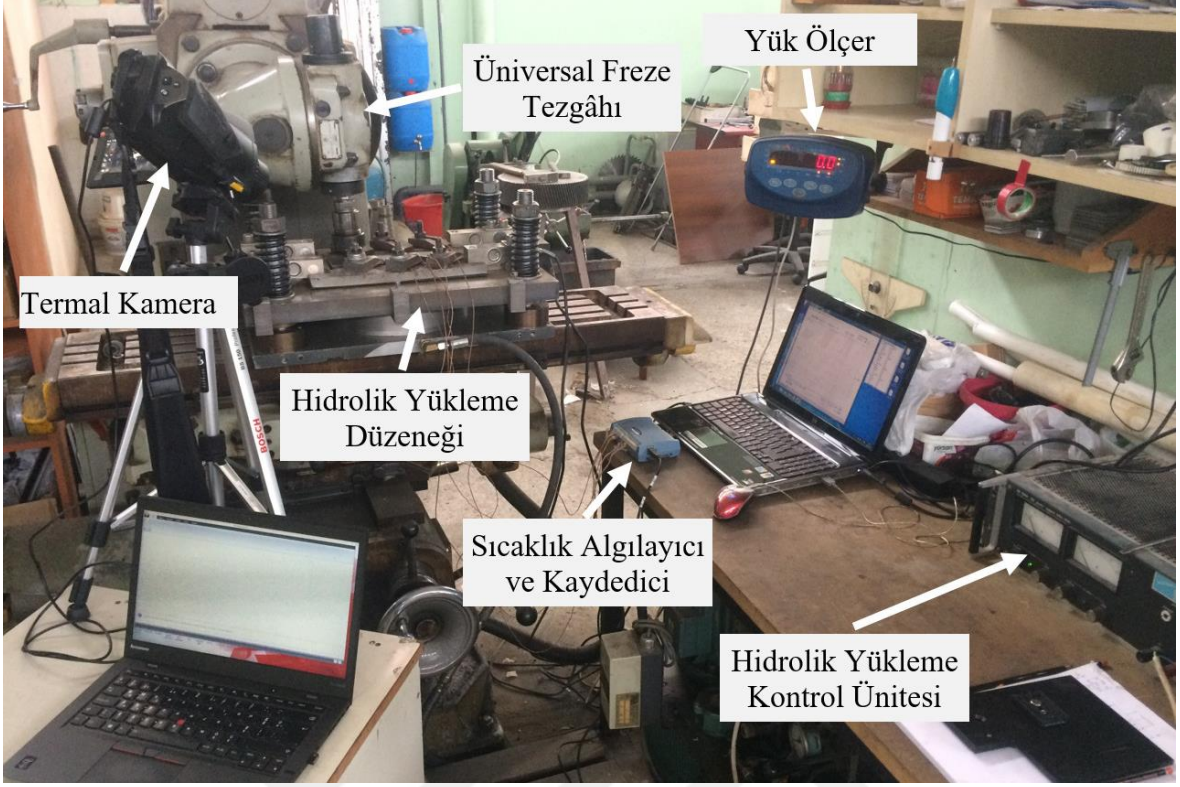
Bu çalışmada kullanılan 1,5 mm kalınlığındaki DP 600 kalite sıcak haddelenmiş çelik sac malzemenin kimyasal bileşimi Tablo 2’de verilmiştir. DP 600 sac levhalardan 50 mm × 200 mm boyutlarında plakalar giyotin makasla kesilerek SKİ için hazırlanmıştır. SKİ yönünün sac levhaların haddeleme yönüne dik doğrultuda olması için kesilen plakaların 50 mm’lik ölçü uzunluğu haddeleme yönüne paralel olacak şekilde ayarlanmıştır.

Tablo 2. DP 600 kalite (Erdemir 0390) sıcak haddelenmiş çelik sacların kimyasal bileşimi

Malzeme	Kimyasal Bileşim (ağırlık %)										
	C	Mn	Si	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	P	S	Fe
DP 600	0,060	1,476	0,330	0,045	0,040	0,667	0,034	0,003	0,062	0,004	Kal.

2.2. SKİ İçin Kullanılan Deney Düzenegi

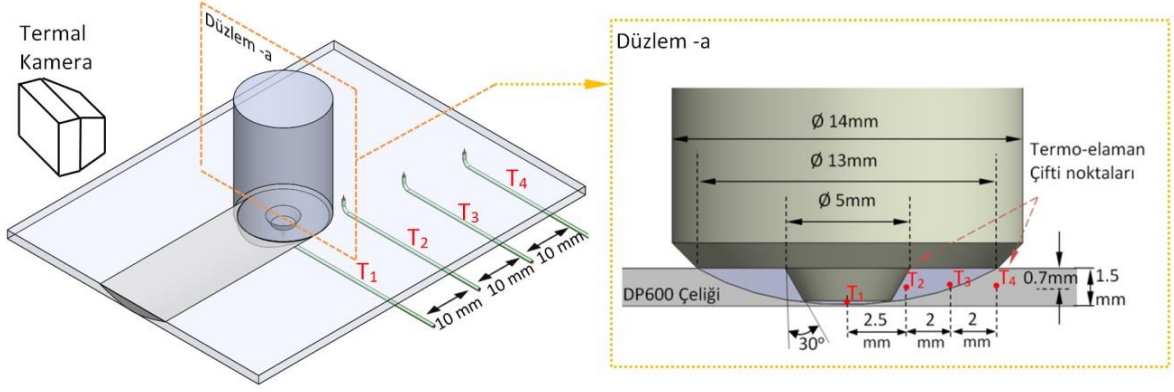
Bu çalışmada SKİ’nin gerçekleştirildiği deney düzenegi Şekil 6’da verilmiştir. Bu düzenek, universal dik freze tezgâhına adapte edilmiş takım baskı kuvveti oluşturan bir sistem, sistemin basıncını ayarlayan bir kontrol ünitesi ve göstergesi, termal kamera, sıcaklık algılayıcı ısı çiftleri ve verilerin kaydedildiği bir bilgisayardan oluşmaktadır. Deneylerde kullanılan universal freze tezgâhının elektrik motoru 7,5 kW gücünde olup tezgâhın devir sayısı 50 - 1600 min⁻¹ aralıklarda ve ilerleme hızı 35 - 1020 mm/min aralıklarda değiştirilebilmektedir. SKİ sırasında takım baskı yükünü kontrol edebilmek amacıyla hidrolik bir düzenek tezgâh tablası üzerine monte edilmiştir. SKİ öncesi hidrolik düzenegin tablasına yerleştirilen numune pabuçlar yardımıyla sabitlenmektedir. SKİ’de kullanılacak olan takım freze tezgâhının universal başlığındaki pens tutucuya bağlanmaktadır. Tezgâh milinin dönmesiyle dönen takım sabitlenmiş numune içine doğru daldırılmakta ve takım baskı kuvveti, hidrolik yükleme sistemi sayesinde ayarlanarak sabitlenmektedir. Tezgâh tablasının ileri doğru hareket etmesiyle takımın arkasında kalan malzeme SKİ’ye maruz kalmaktadır.



Şekil 6. SKİ'nin gerçekleştirildiği düzeneğin genel bir fotoğrafı

2.3. Sıcaklık Ölçümü

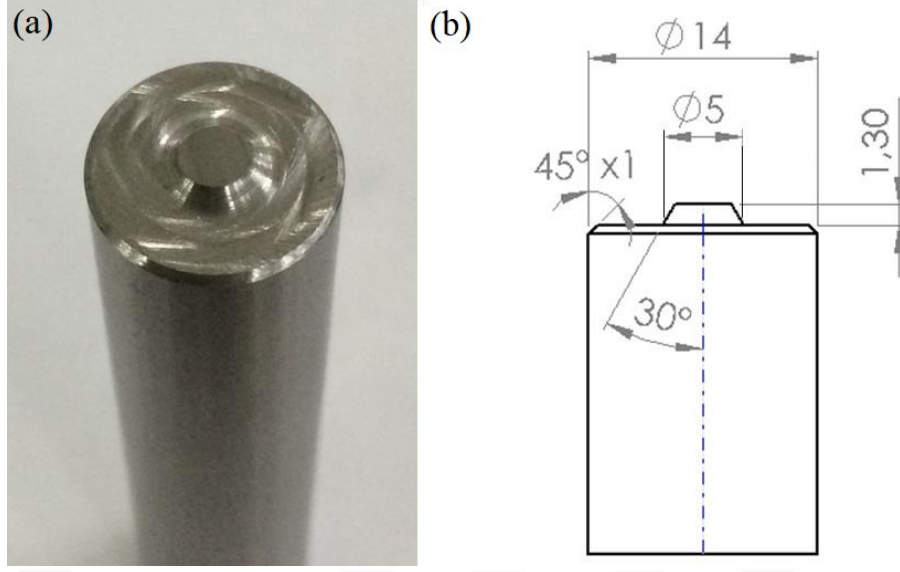
SKİ sonrasında oluşan iç yapının doğru yorumlanabilmesi için SKİ sırasında numunede ortaya çıkan sıcaklıkların bilinmesi gerekmektedir. SKİ sırasında takım ve iş parçası arasındaki sürtünmeden dolayı oluşan sıcaklıklar K-tipi ısı çift ve termal kamera sayesinde kayıt altına alınmıştır. SKİ bölgelerindeki en yüksek sıcaklıklar, numune içinde dört farklı bölgeye yerleştirilen K-tipi ısı çiftleri ile ölçülmüştür. Isıl çiftler, takım piminin altına ve pim merkezinden 2,5 mm, 4,5 mm ve 6,5 mm mesafelerdeki numunenin altından yaklaşık numunenin ortasında kadar açılan deliklere yerleştirilmiştir. SKİ sırasında, işlem yüzeyindeki en yüksek sıcaklık, 30 mK'den daha düşük termal duyarlılığa ve 1200 °C'ye kadar sıcaklık ölçümüne sahip kızılötesi görüntüleme kamerası Testo 885 kullanılarak gözlemlenmiş ve kaydedilmiştir. Bu cihaz sayesinde, SKİ sırasında oluşan sıcaklık dağılımı gerçek zamanlı olarak Testo yazılımı kullanılarak analiz edilmiştir. Ayrıca sıcaklık algılamada kullanılan ısı çiftleri ve termal kameradan elde edilen verilerin birbirlerini doğrulaması kontrol edilmiştir. Numune içindeki ısı çiftlerinin ve termal kameranın konumları Şekil 7' de gösterilmektedir.



Şekil 7. Sıcaklık algılayıcı ısı çiftlerinin numune üzerindeki konumlarını ve termal kamerayı gösteren şematik resim

2.4. SKİ İçin Kullanılan Karıştırıcı Takım

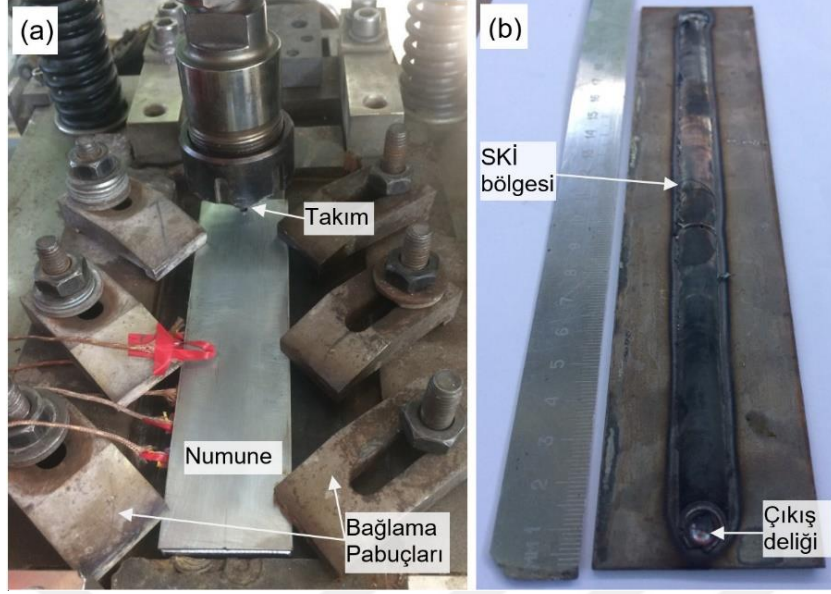
SKİ işleminin uygulanması sırasında ortaya çıkan aşınmaya ve yüksek sıcaklığa dayanıklı olan tungsten karbür (WC) esaslı bir takım kullanılmıştır. Konik uçlu takımlar düz silindirik uçlu takımlara göre daha iyi bir malzeme akışı sağlamakta ve SKİ için daha az takım baskı kuvvetine ihtiyaç duymaktadır [124]. Bu yüzden kullanılan takımın uç geometrisi konik olarak seçilmiştir. Diğer taraftan, takım omuz çapı ölçüsünün, pim çapının yaklaşık 3 katı olduğu durumlarda işlem bölgesindeki kusurların azalmasını sağlayarak, malzemeye daha homojen bir iç yapı ve daha yüksek mekanik özellikler kazandırılmaktadır [45,46]. Literatürdeki benzer çalışmalar dikkate alınarak takımın karıştırıcı pim çapı 5 mm, omuz çapı 14 mm ve koniklik açısı 30° derece olarak belirlenip sac levha kalınlığına göre de pim uzunluğu 1,3 mm olarak seçilmiştir. Takımın omuz ve uç geometrisi masa üstü taşlama tezgâhında elmas taşlar yardımıyla oluşturulmuştur. SKİ sırasındaki çapak oluşumunu azaltmak ve daha düzgün bir yüzey elde etmek amacıyla takımın omuzuna pah kırılmıştır ve omuzun etkin çapı yaklaşık 13 mm olmuştur. SKİ için kullanılan takımın genel bir fotoğrafı ve ölçüleri Şekil 8’de verilmiştir.



Şekil 8. (a) Kullanılan takımın fotoğrafı ve (b) takım ölçüleri

2.5. Sürtünme Karıştırma İşleminin Uygulanması

SKİ uygulanacak plaka üniversal freze tezgâhı üzerine yerleştirilmiş hidrolik yüklem düzeneği tablasına Şekil 9 (a)'da görüldüğü gibi sabitlenmiştir. SKİ öncesinde tezgâhın üniversal başlığı takım eğim açısı 2° olacak şekilde ayarlanmıştır. Ön deneylerden elde edilen verilerden takım baskı yükü 6 kN olarak sabitlenmiştir. Üç farklı dönme devri (1000 , 1250 ve 1600 min^{-1}) ve üç farklı ilerleme hızında (65 , 115 ve 170 mm/min) sac levhalara SKİ uygulanmıştır. Konik uç profiline sahip dönen takım belirlenen yük ile iş parçası içerisine daldırılmış ve takımın işlem doğrultusu boyunca ilerlemesiyle takımın arkasında kalan bölge SKİ'ye maruz kalmıştır. SKİ uygulanmış numunenin genel bir fotoğrafı Şekil 9 (b)'de verilmiştir. Tüm deney numuneleri SKİ uygulanmış plakalardan kesilerek hazırlanmış ve incelemeler bu deney numuneleri üzerinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 9. (a) SKİ öncesi tabla üzerine sabitlenmiş numune fotoğrafı ve (b) SKİ uygulanmış bir plaka numunenin fotoğrafı

2.6. SKİ Parametrelerinin Belirlenmesi

SKİ’de kullanılacak en uygun parametrelerin belirlenmesi için literatürde yapılmış çalışmalardan faydalanarak farklı parametrelerle ön deneyler gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada gerçekleştirilen parametre tablosu Tablo 3’de verilmiştir. Takım baskı kuvveti 6 kN’da ayarlanarak, optimum SKİ parametrelerinin belirlenmesi amacıyla üç farklı dönme devri (1000, 1250 ve 1600 min^{-1}) ve üç farklı ilerleme hızında (65, 115 ve 170 mm/min) sac levhalara SKİ uygulanmıştır. SKİ uygulanmış plakaların enine kesit iç yapısı incelenmiş ve sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. SKİ’li numunelerin mukavemet ve süneklik değerlerini tespit etmek amacıyla çekme deneyleri gerçekleştirilmiştir. En yüksek mukavemette kabul edilebilir bir uzama sergileyen numunenin parametreleri optimum parametre olarak seçilmiştir. En yüksek mukavemet değerinin elde edildiği 1600 min^{-1} devir sayısı ve 170 mm/min’lik ilerleme hızındaki parametrenin, (N9) seçilen parametreler içinde o dönme hızındaki en yüksek ilerleme hızı olması nedeniyle bir üst ilerleme hızında da SKİ gerçekleştirilmiştir. Ancak bu bir üst ilerleme hızındaki parametrede takımın arkasında bir kanal kusurunun meydana gelmesi nedeniyle SKİ başarısız olarak değerlendirilmiştir. Bu yüzden optimum parametre 1600 min^{-1} ’lik devir sayısında ve 170 mm/min’lik ilerleme hızı olarak kabul edilmiştir. Bundan sonraki tüm incelemeler ve deneyler bu parametre (N9) kullanılarak SKİ maruz bırakılmış numune üzerinde gerçekleştirilmiştir.

Tablo 3. SKİ’de ideal parametrenin belirlenmesinde kullanılan parametre tablosu

Numune No	Dönme Hızı (min^{-1})	İlerleme Hızı (mm/min)	Takım Baskı Kuvveti (kN)	Karıştırma Şiddeti (mm^{-1})
N1	1000	65	6	12,3
N2	1000	115	6	6,9
N3	1000	170	6	4,7
N4	1250	65	6	19,2
N5	1250	115	6	10,8
N6	1250	170	6	7,3
N7	1600	65	6	24,6
N8	1600	115	6	14,5
N9	1600	170	6	9,4

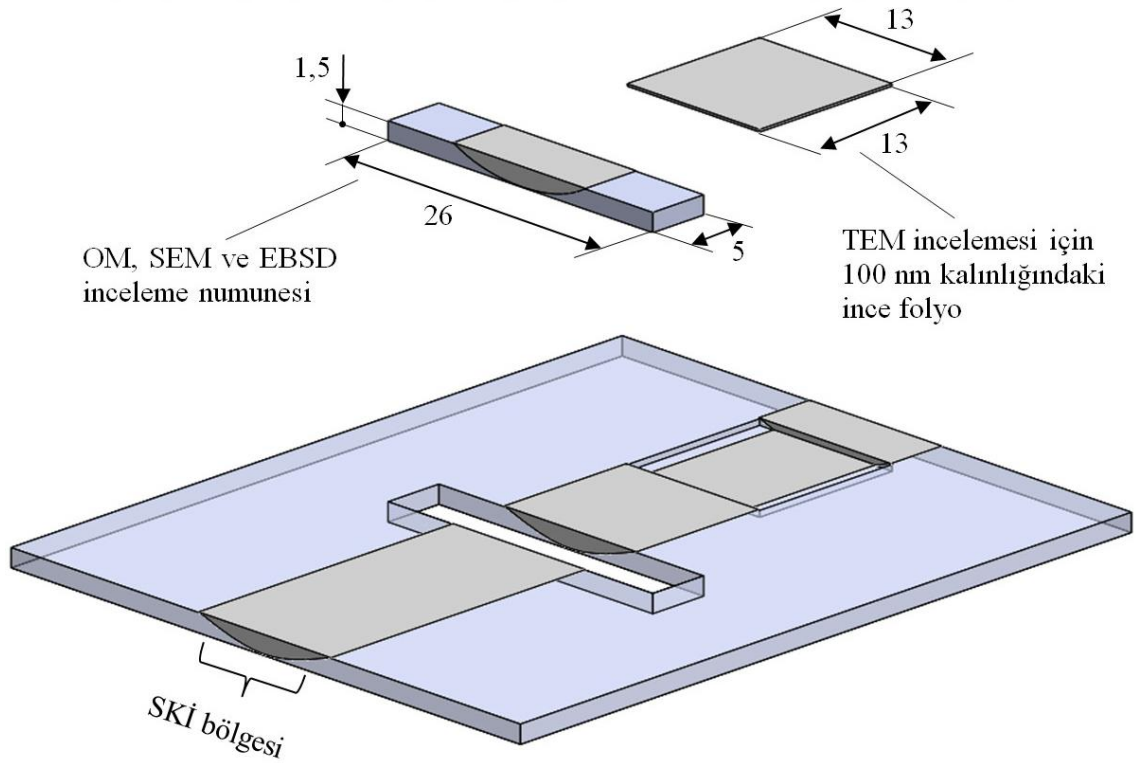
2.7. SKİ Sonrası Yapılan İncelemeler

2.7.1. İç Yapı

Metalografik incelemeler için numuneler, SKİ yönüne dik olarak işlem bölgesinden kesilmiştir (Şekil 10). Kesilen numuneler geleneksel metalografik zımparalama ve parlatma aşamalarından sonra 20 saniye boyunca % 2 Nital (2 ml HNO_3 + 98 ml $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$) ayracı ile dağlanmıştır. SKİ bölgesinin iç yapısal gelişimi optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak karakterize edilmiştir. SEM incelemeleri JEOL 6400 marka cihaz ile 15 keV ve 20 keV çalışma geriliminde ikincil görüntüleme modu (SE) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. TEM numuneleri, odaklanmış iyon ışını (FIB) kullanılarak ince folyolar halinde hazırlanmıştır. TEM incelemeleri, 300 kV'luk bir nominal voltajda çalıştırılan bir FEI Tecnai F30 mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bunun yanında, tane ve alt tane yapısı, tane sınırı karakteri, açılmal yönelim ve kristalografik yönelim gibi iç yapı detaylarını ortaya çıkarmak için elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) tekniği kullanılmıştır. EBSD analizi için EDAX / TSL EBSD sistemi ve Hikari EBSD kamera ile donatılmış Zeiss Merlin alan emisyon tabancası (FEG) taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Hızlanma voltajı 15 kV, ışın akımı 6,0 nA ve çalışma mesafesi 13 mm seçilmiştir. EBSD haritaları adım mesafesi 50 nm olan bir altıgen ızgara üzerinde ölçülmüştür. Ham EBSD verilerinin işlenmesi sırasında öncelikle tane güven indeksi standardizasyon (GCIS) yöntemi

kullanılmıştır. GICS yöntemi, bir tanedeki tüm noktaların güven indeksini (CI) kontrol eder ve daha sonra bulunan en yüksek değeri bu tanenin tüm noktalarına atar. Daha sonra, sadece yanlış şekilde indekslenmiş noktaları çıkarmak için 0,1'lik bir minimum CI filtresi kullanılmıştır. Bu temizleme prosedürü herhangi bir noktanın ölçülen yönünü değiştirmemektedir. Doku analizi için genelleştirilmiş küresel harmonik seri açılımı yönetimi kullanılmıştır. Harmonik seriler 34. sraya kadar açılmış ve Gaussian düzgünleştirmede 5°'lik yarım genişlikler kullanılmıştır. Belirtilen hesaplama yöntemiyle ters kutup şekilleri elde edilmiştir. SKİ öncesi ve sonrası iç yapı görüntülerinde her fazın hacim oranını belirlemek için nokta analizi yöntemi ve ImageJ görüntü analizi yazılımı kullanılmıştır.

SKİ bölgelerindeki sıcaklığa göre faz oranlarının tahmini, sürekli soğuma dönüşüm diyagramları (CCT) ve zaman sıcaklık ostenitleşme diyagramlarının (TTA) hesaplanması amacıyla bir CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry) tipi ticari bir program olan JMatPro (Java-base Materials Properties) yazılımı kullanılmıştır [125,126]. Bu program sayesinde hesaplanan ve deneysel olarak belirlenen sertlik ve faz oranları karşılaştırılarak iç yapı oluşumu detaylı olarak araştırılmıştır.

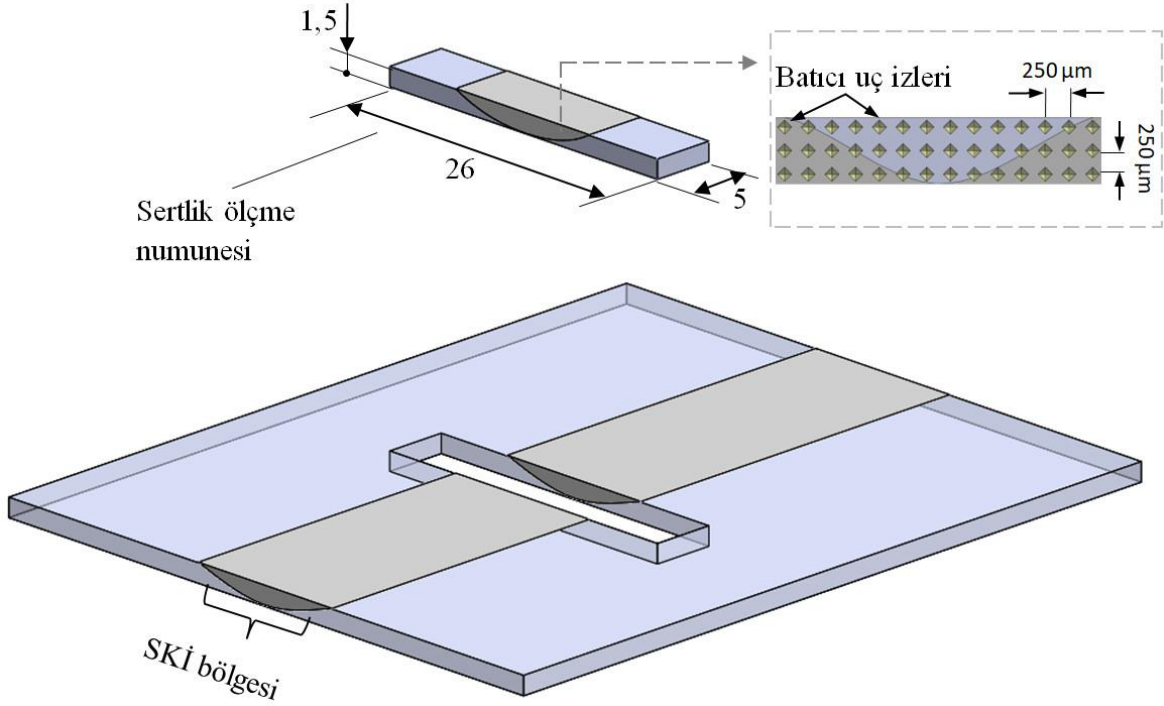


Şekil 10. İç yapı inceleme numunelerinin SKİ uygulanmış plaka içindeki konumları ve numunelerin boyutlarını gösteren şematik resim

2.7.2. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

2.7.2.1. Sertlik

SKİ uygulanmış plakalardan işlem doğrultusuna dik yönde Şekil 11’de görüldüğü gibi sertlik ölçme numuneleri çıkartılmıştır. Sertlik ölçme işlemleri Vickers sertlik ölçüm yöntemi kullanılarak mikro sertlik ölçme cihazında gerçekleştirilmiştir. Vickers sertlik ölçümleri 1,96 N’luk baskı kuvvetinde 10 s’lik uygulama süresi şartlarında yapılmıştır. SKİ uygulanmış bölgenin sertlik ölçümleri işlem yüzeyinin 250 μm altından ve işlem görmüş bölge ile birlikte ana malzemeyi kapsayacak şekilde 250 μm ’lik adım mesafelerinde gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sertlik değerlerinden SKİ bölgesinin renkli sertlik haritası oluşturulmuştur.

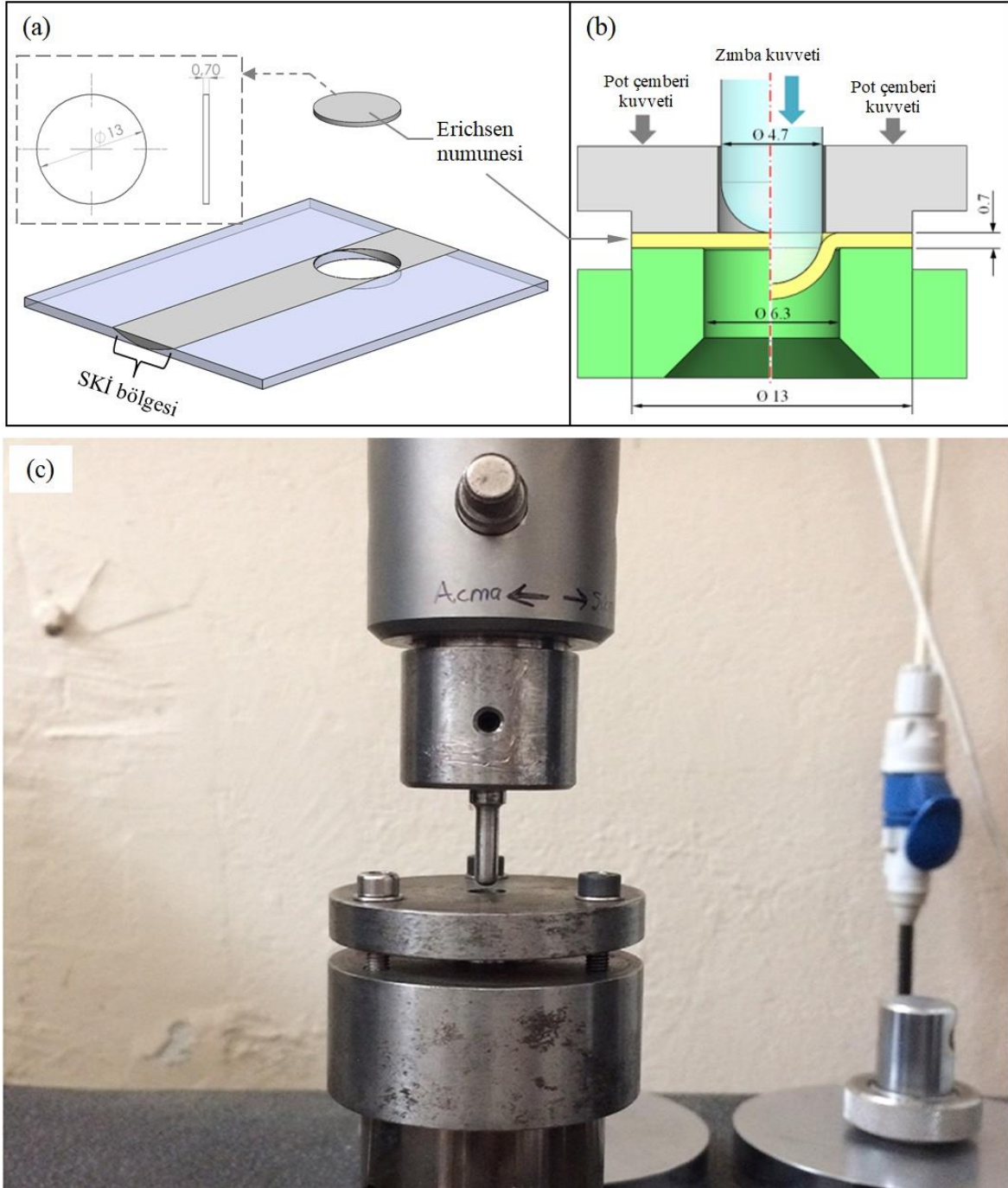


Şekil 11. Sertlik ölçme numunesinin SKİ uygulanmış plaka içindeki konumu, numune boyutları ve sertlik tarama bölgesini gösteren şematik resim

2.7.3. Şekillendirilebilirlik Özelliklerin İncelenmesi

2.7.3.1. Erichsen Şekillendirilebilirlik Deneyi

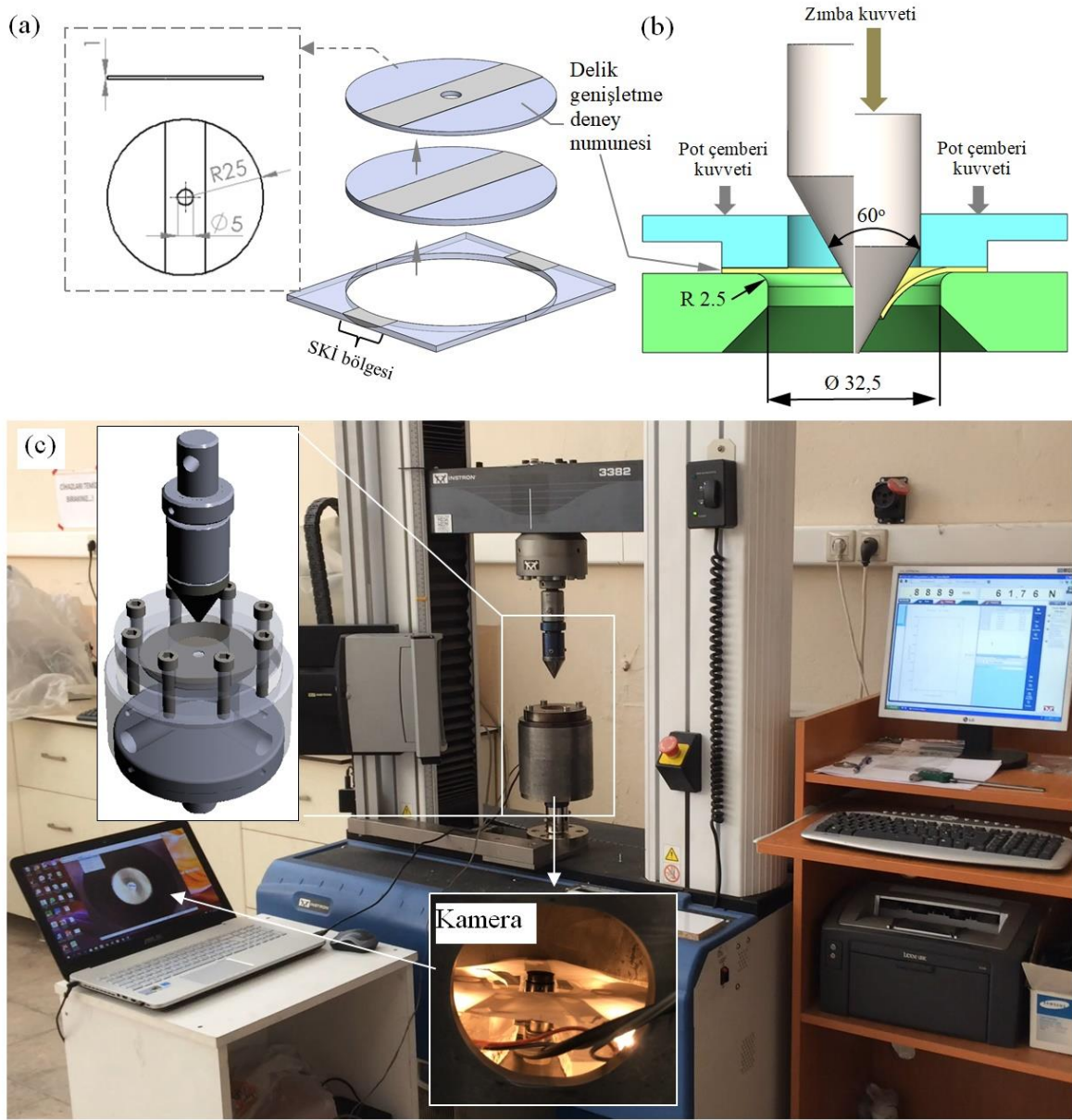
SKİ öncesi ve sonrası numunelerin iki eksenli deformasyon altındaki şekillendirilebilirlik özelliklerini tespit etmek için Erichsen şekillendirilebilirlik deneyleri gerçekleştirilmiştir. Deney numuneleri SKİ uygulanan plakadan işleme maruz kalmış bölgeyi kapsayacak şekilde Şekil 13 (a)'da görüldüğü gibi tel erozyon cihazı kullanılarak çıkartılmıştır. SKİ bölgesinden kesilen Erichsen örneklerinin yüzeyinde muhtemel işlem izlerinin çatlak başlatma eğilimini önlemek için geleneksel zımparalama ve parlatma adımları uygulanarak yüzey kusurları giderilmiştir. Numunelerin son kalınlığı ve çapı sırasıyla 0,7 mm × 13 mm olacak şekilde hazırlanmıştır. Erichsen kalıbı, zımba çapı 4,7 mm numunenin şekillendiği boşluk 6,3 mm olacak şekilde TS EN ISO 20482 standardına uygun olarak minyatürleştirilmiş boyutlardadır. Erichsen deneyinin şematik uygulama prensibi, kalıp boyutları ve cihaz üzerindeki konumu Şekil 13 (b) ve (c)'de verilmiştir. Deneyler bir Instron-3220 üniversal test cihazına bağlanan minyatürleştirilmiş Erichsen test düzeneğinde 0,01 mm.s⁻¹ zımba hızı uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Deney sırasında uygulanan zımba yükü ve yer değiştirme miktarı bir bilgisayar tarafından kaydedilmiş ve elde edilen bu verilerden kuvvet-uzama eğrileri çizdirilmiştir. Deney sonrası şekillendirilmiş numunelerin enine kesitleri çıkartılmış ve numunelerdeki kesit incelenmesi, kırılma yüzeyi ve kırılma profili gibi özellikleri OM ve SEM ile incelenmiştir. Ayrıca, şekillendirilmiş Erichsen numunelerinin kubbe yüzeyi, morfolojik özellikleri belirlemek amacıyla SEM ve Nanofocus marka üç boyutlu optik profilometre ile incelenmiştir. Test sonuçlarının tekrarlanabilirliğini doğrulamak için en az beş Erichsen numunesi kullanılmış ve elde edilen sonuçların ortalaması alınmıştır.



Şekil 13. (a) Erichsen numunesinin SKİ uygulanan plakadaki konumu ve boyutları. (b) Erichsen deneyi uygulamasının şematik resmi ve boyutları (c) Küçük boyutlarda üretilmiş Erichsen kalıbını universal çekme-basma cihazına bağlanmış konumdaki fotoğrafı

2.7.3.2. Delik Genişletme Şekillendirilebilirlik Deneyi

SKİ uygulanan numunelerin kenar bükme işlemindeki çatlak oluşumu ve Şekillendirilebilirlik performansını belirlemek amacıyla delik genişletme deneyi gerçekteştirilmiştir. Delik genişletme kalıbı ve deney numuneleri detaylı incelemeleri gerçekteştirmek için ISO 16630 metalik saclar için delik genişletme testi standardındaki boyutlara göre % 50 küçültülerek tasarlanmış ve üretilmiştir. SKİ uygulanmış plakadan kare geometrili olarak kesilen numuneler torna tezgâhında çapı 50 mm olacak Şekilde dairesel kesitli hale getirilerek numunelerin merkezine 4,5 mm çapında ön delik açılmıştır. Numune merkezindeki bu delikler, ölçü hassasiyeti ve yüksek yüzey kalitesine sahip olabilmesi amacıyla 5,00 mm çapına raybalama işlemi ile büyütölmüştür. Özel tasarlanmış bağlama aparatı sayesinde otomatik zımparalama cihazına bağlanan numuneler kalınlıkları 1mm olana kadar zımparalandıktan sonra parlatılmıştır. Delik genişletme numunelerinin SKİ uygulanan plakadaki konumu ve boyutları Şekil 14 (a)'daki Şematik resimde verilmiştir. Bu Şekillendirme deney yönteminde, delik genişletme kalıbında köşeleri 2,5 mm yarıçapında yuvarlatılan 32,5 mm çaplı bir delik üzerine söz konusu deney numunesi sabitlenmiştir. Sabitlenen bu numunenin merkezinde bulunan deliği çatlak oluşuncaya kadar genişletmek amacıyla konik açısı 60° derece olan bir zımba numune üzerindeki deliğe yerleştirilerek kontrollü bir Şekilde ilerletilmiştir. Delik genişletme deneyinin Şematik uygulama prensibi ve kalıp boyutları Şekil 14 (b)'de, kalıbın montaj resminin bir perspektifi de Şekil 14 (c)'de verilmiştir. Deney sırasında, zımbanın ilerlemesi ve delikteki genişlemeyi görsel olarak izleyebilmek için hazırlanan kalıbın içine bir kamera yerleştirilmiştir. Bu kamera sayesinde deney sırasında delikte meydana gelen genişleme süreci ayrıntılı olarak kaydedilmiştir. Delik genişletme deneyi, Instron-3220 üniversal test cihazı yardımıyla zımbanın ilerleme miktarına göre oluşan tepki kuvveti kaydedilerek gerçekteştirilmiştir. Delik genişletme deneyleri ISO 16630 standardına uygun olarak 0,1 mm.s⁻¹ zımba hızı uygulanarak gerçekteştirilmiştir. Deney sırasındaki zımba kuvveti ve yer değiştirmesi verileri numunelerin Şekil değişimine ait kuvvet-yer değiştirme eğrileri çizilmiştir. Delik genişletme deneyi 1mm, 2mm, 3mm, 4mm, 5mm, 8mm, 11mm ve delik kenarında belirgin çatlak hasarının oluştuğu zımba mesafelerinde durdurulmuştur. Farklı zımba mesafelerinde durdurulan numuneler OM ve SEM ile incelenmiş ve delik genişleme oranları hesaplanmıştır.



Şekil 14. (a) Delik genişletme deney numunesinin SKİ uygulanan plakadaki konumu ve boyutları. (b) Delik genişletme deneyinin uygulamasının şematik resmi ve kalıbın boyutları (c) Minyatürleştirilmiş delik genişletme kalıbının üç boyutlu montaj resmi ve üniversal çekme-basma cihazına bağlanmış konumdaki fotoğrafı

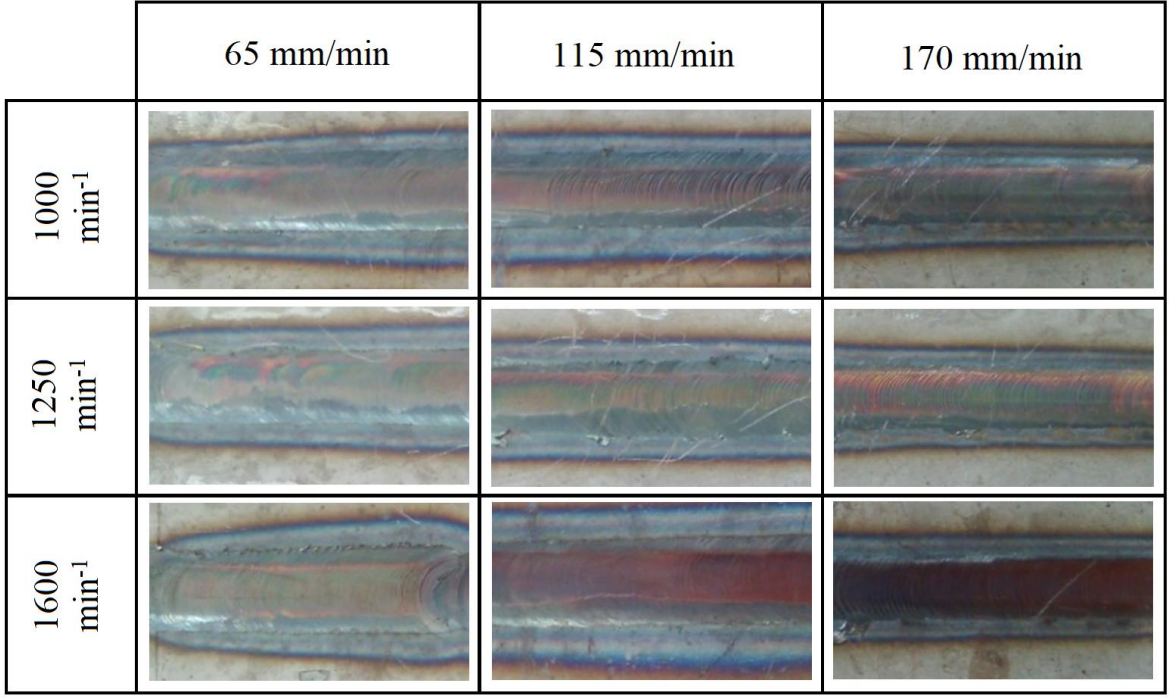
3. BULGULAR VE İRDELEME

3.1. İdeal SKİ Parametresinin Tespit Edilmesi

Farklı parametrelerle SKİ uygulanmış sac numunelerin yüzey fotoğrafı Şekil 15’de verilmiştir. SKİ sonrası, numunelerin yüzey görüntüsünden kanal ve boşluk gibi herhangi bir yüzey kusuru görülmemektedir. Uygulanan her parametre için SKİ doğrultusuna dik yönde işlem bölgesinin enine kesit iç yapı görüntüleri Şekil 16’da verilmiştir. Üç farklı dönme devri için artan ilerleme hızlarında iç yapıdaki malzeme akış çizgilerinin varlığının azalmakta olduğu görülmüştür. Diğer bir ifadeyle artan ilerleme hızlarında iç yapı daha homojen bir görünüm sergilemiştir. Öncelikle SKİ uygulanmış plakaların işlem bölgesinin sertlik ölçümleri alınmıştır. SKİ bölgesinin ortalama sertlik değerleri standart sapmalarıyla birlikte Şekil 17’de verilmiştir. Şekil 17’de görüldüğü gibi tüm parametre şartlarında başlangıç malzemesinin sertliği SKİ sonrası iç yapıdaki önemli değişimlerden dolayı kayda değer bir artış sergilemiştir. Aynı dönme devrinde artan ilerleme hızıyla birlikte ortalama sertlik değerleri azalmaktadır. Benzer şekilde, aynı ilerleme hızlarında artan devir sayısıyla ortalama sertlik değerleri artış göstermiştir.

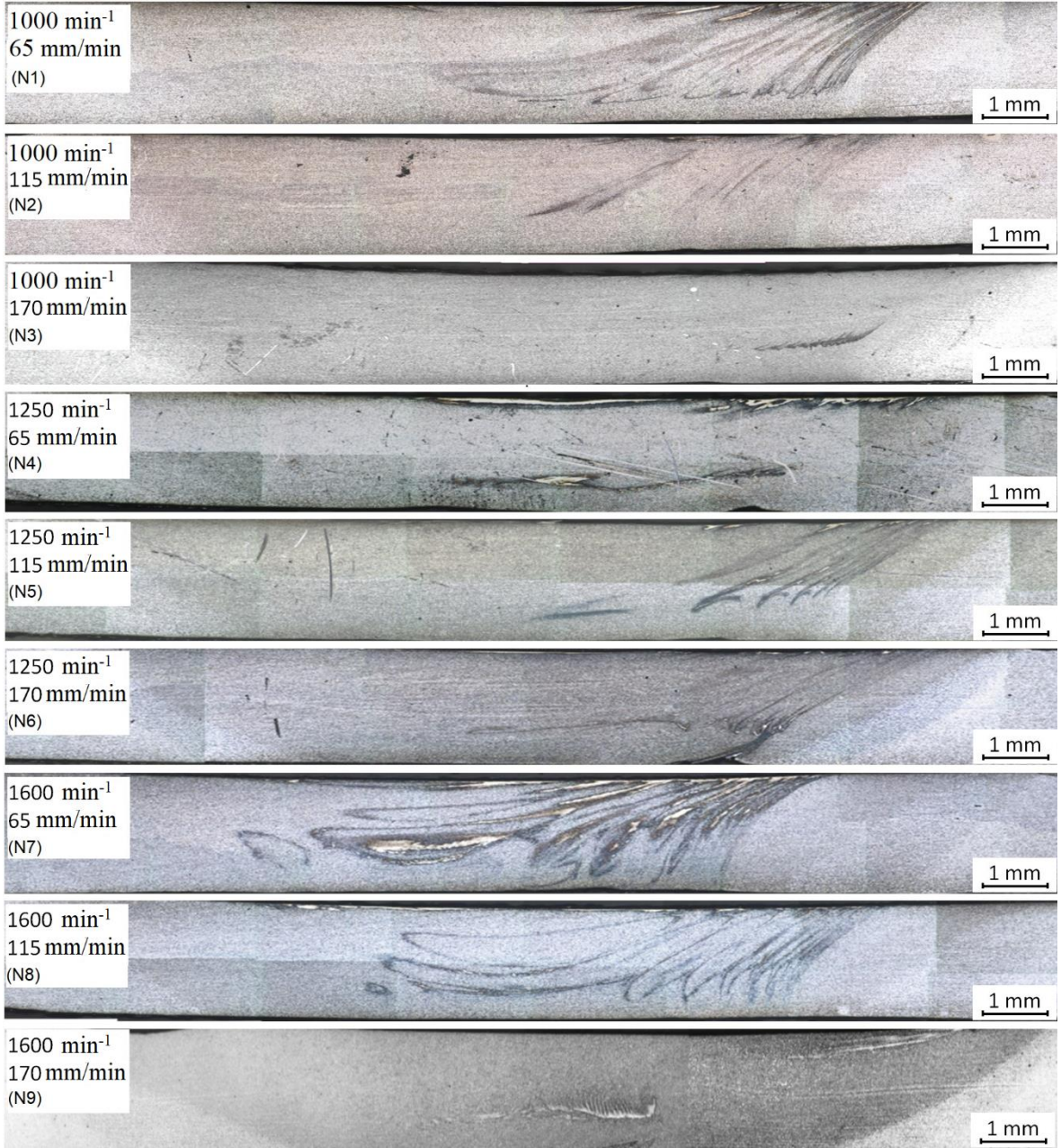
Bununla birlikte, aynı devir sayısında artan ilerleme hızında ortalama sertlik değerlerinin saçılımı azalmakta ve daha küçük standart sapma özelliği sergilemektedir. Bu durum iç yapının daha homojen olduğunun bir başka göstergesidir. Ortalama sertlik değerlerinin saçılımındaki azalma Şekil 16’da verilen iç yapı görüntüleriyle uyum sağlamaktadır.

SKİ uygulanmış plakaların işlem bölgesinden hazırlanan çekme numunelerinin gerilme uzama eğrileri 1000 min⁻¹’deki parametreler için Şekil 18, 1250 min⁻¹’deki parametreler için Şekil 19 ve 1600 min⁻¹’deki parametreler için Şekil 20’de verilmiştir. Çekme deneyinden elde edilen verilerden belirlenen mukavemet ve süneklik değerleri Tablo 4’te özetlenmiştir. Her üç dönme hızında da takım ilerleme hızının artmasıyla mukavemet değerleri artış sergilemiştir. Mukavemet değerlerindeki böyle bir artışın nedeni artan ilerleme hızıyla azalan ısı girdisinin yol açtığı tane boyutundaki incelmeye bağlanmaktadır [108]. Genel olarak artan ilerleme hızlarıyla birlikte toplam uzama değerleri de azalmaktadır.

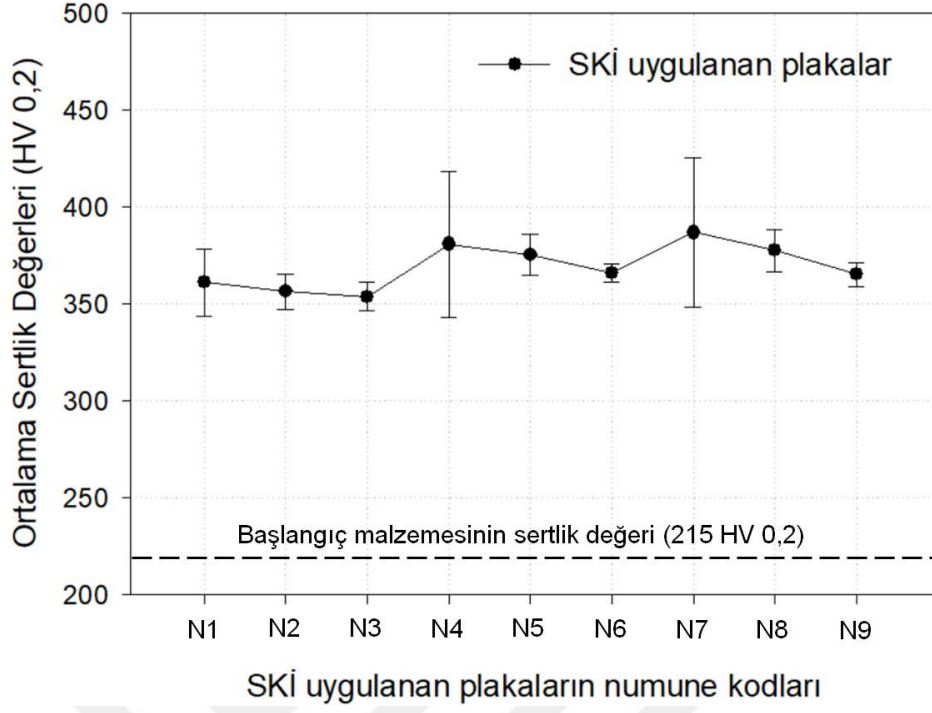


Şekil 15. Üç farklı dönme devri ve üç farklı ilerleme hızında gerçekleştirilmiş SKİ'nin plaka üzerindeki yüzey fotoğrafı

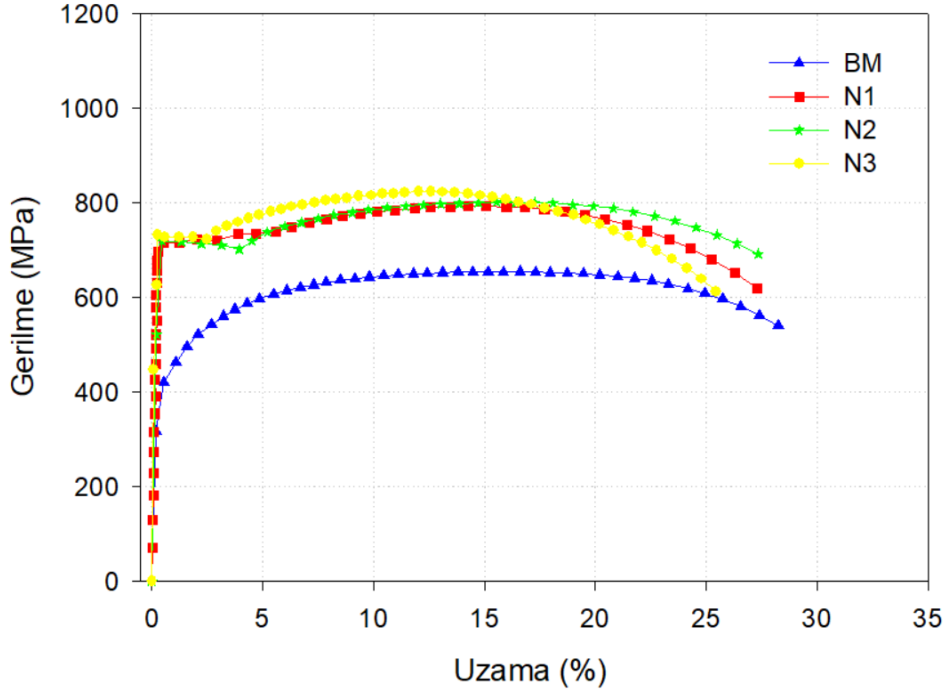
Sac malzemelerin şekillendirilmesi sırasında üniform deformasyon bölgesinin miktarı şekillendirilebilme kabiliyeti açısından oldukça önemlidir. Malzemedeki mukavemet artışının yanı sıra çekme dayanımı / akma sınırı oranındaki artış homojen deformasyon bölgesinin genişlemesine yol açmaktadır. Bu nedenle bu çalışmada, en yüksek mukavemet kriteriyle birlikte en yüksek çekme dayanımı / akma sınırı oranının elde edildiği şartlar optimum parametre olarak alınmıştır. Dokuz farklı parametre şartları altında gerçekleştirilen SKİ'de en yüksek çekme dayanımı 984 MPa ile dönme hızının 1600 min⁻¹ ve ilerleme hızının 170 mm/min olduğu parametre şartlarında elde edilmiştir. Bu parametredeki numunenin çekme dayanımı / akma sınırı oranı 1,30 ile gerçekleştirilen deneyler arasında en yüksek değere sahiptir. Bu nedenle mekanik özellikleri farklılık gösteren numunelerde çekme dayanımı / akma sınırı oranı en uygun değere sahip olan N9 numaralı numune ayrıntılı incelemelere tabi tutularak SKİ'nin etkileri belirlenmiştir.



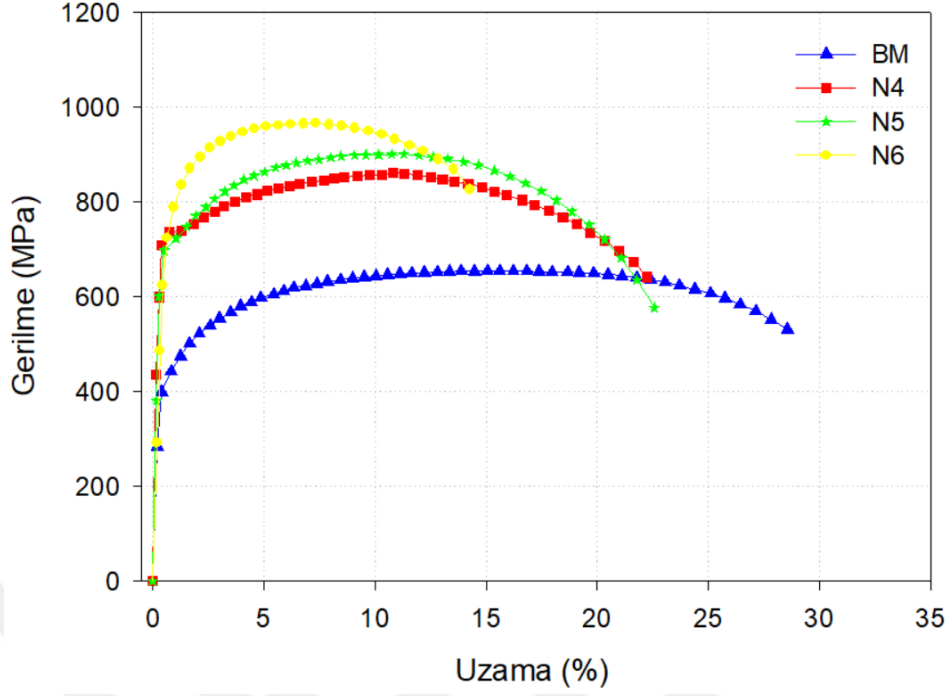
Şekil 16. Üç farklı dönme devri ve üç farklı ilerleme hızında gerçekleştirilmiş SKİ'nin işlem bölgesinin enine kesit optik mikroskop iç yapı görüntüleri



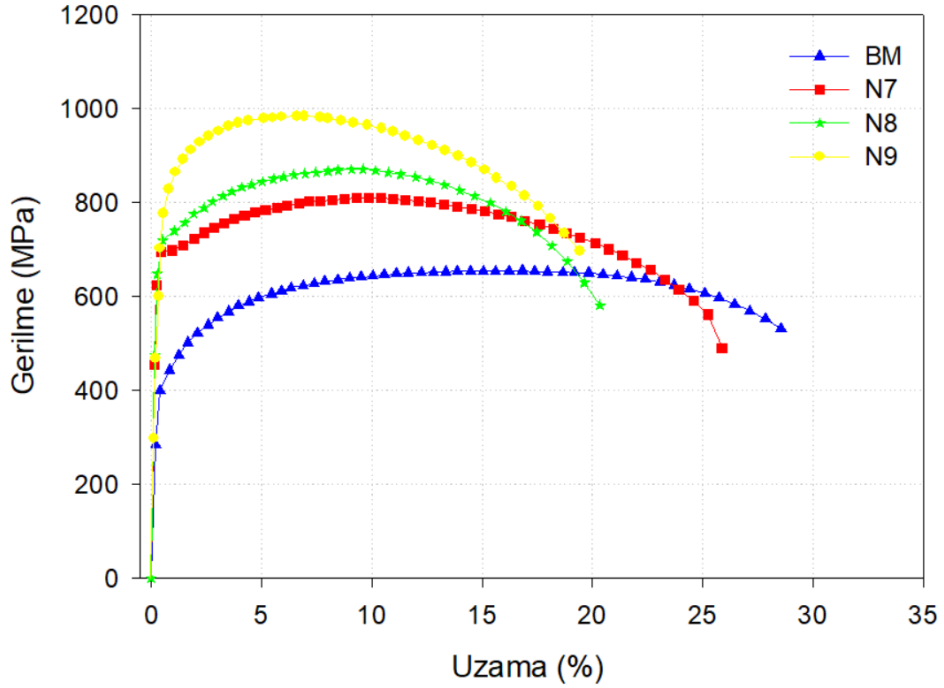
Şekil 17. Dokuz farklı parametre şartlarında plakalara uygulanan SKİ'nin işlem bölgelerinde ölçülen sertlik değerleri ve saçılımları



Şekil 18. Değişen ilerleme hızlarında ve 1000 min^{-1} 'deki dönme hızında SKİ işlemine tabi tutulmuş plakalardan N1, N2, N3 ve başlangıç numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri



Şekil 19. Değişen ilerleme hızlarında ve 1250 min^{-1} 'deki dönme hızında SKİ işlemine tabi tutulmuş plakalardan N4, N5, N6 ve başlangıç numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri



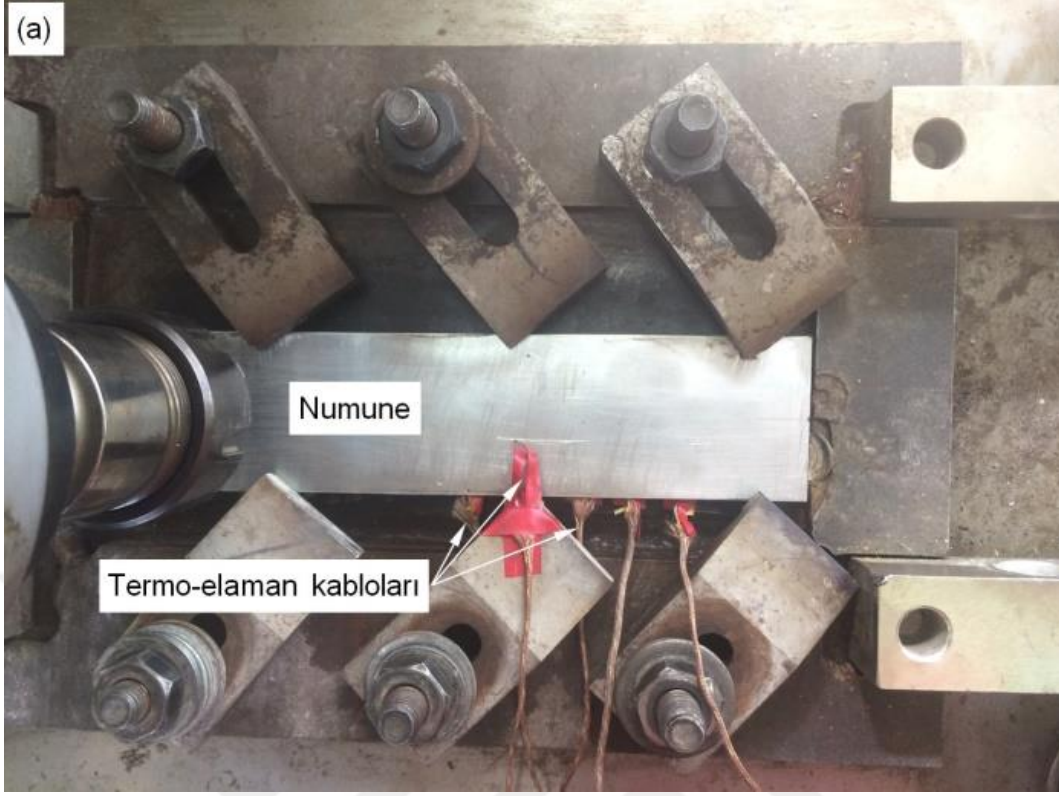
Şekil 20. Değişen ilerleme hızlarında ve 1600 min^{-1} 'deki dönme hızında SKİ işlemine tabi tutulmuş plakalardan N7, N8, N9 ve başlangıç numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri

Tablo 4. Başlangıç malzemesi (BM) ve farklı dönme hızı ve farklı ilerleme hızlarında SKİ uygulanan numunelerin mukavemet ve süneklik değerleri

Numune Durumu	Akma Sınırı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)	Çekme Dayanımı/Akma Sınırı
BM	396 ±11	645 ±7	16 ±1	28 ±1	1,62
SKİ (N1)	714 ±18	794 ±15	14 ±1	26 ±2	1,11
SKİ (N2)	720 ±22	807 ±18	14 ±1	26 ±2	1,12
SKİ (N3)	726 ±17	824 ±28	12 ±1	25 ±1	1,13
SKİ (N4)	730 ±21	860 ±34	11 ±2	22 ±2	1,17
SKİ (N5)	708 ±30	901 ±25	10 ±2	22 ±2	1,27
SKİ (N6)	779 ±30	965 ±28	7 ±1	15 ±2	1,23
SKİ (N7)	685 ±24	812 ±26	10 ±2	25 ±2	1,18
SKİ (N8)	710 ±19	870 ±32	10 ±1	20 ±2	1,22
SKİ (N9)	756 ±18	984 ±22	7 ±1	19 ±2	1,30

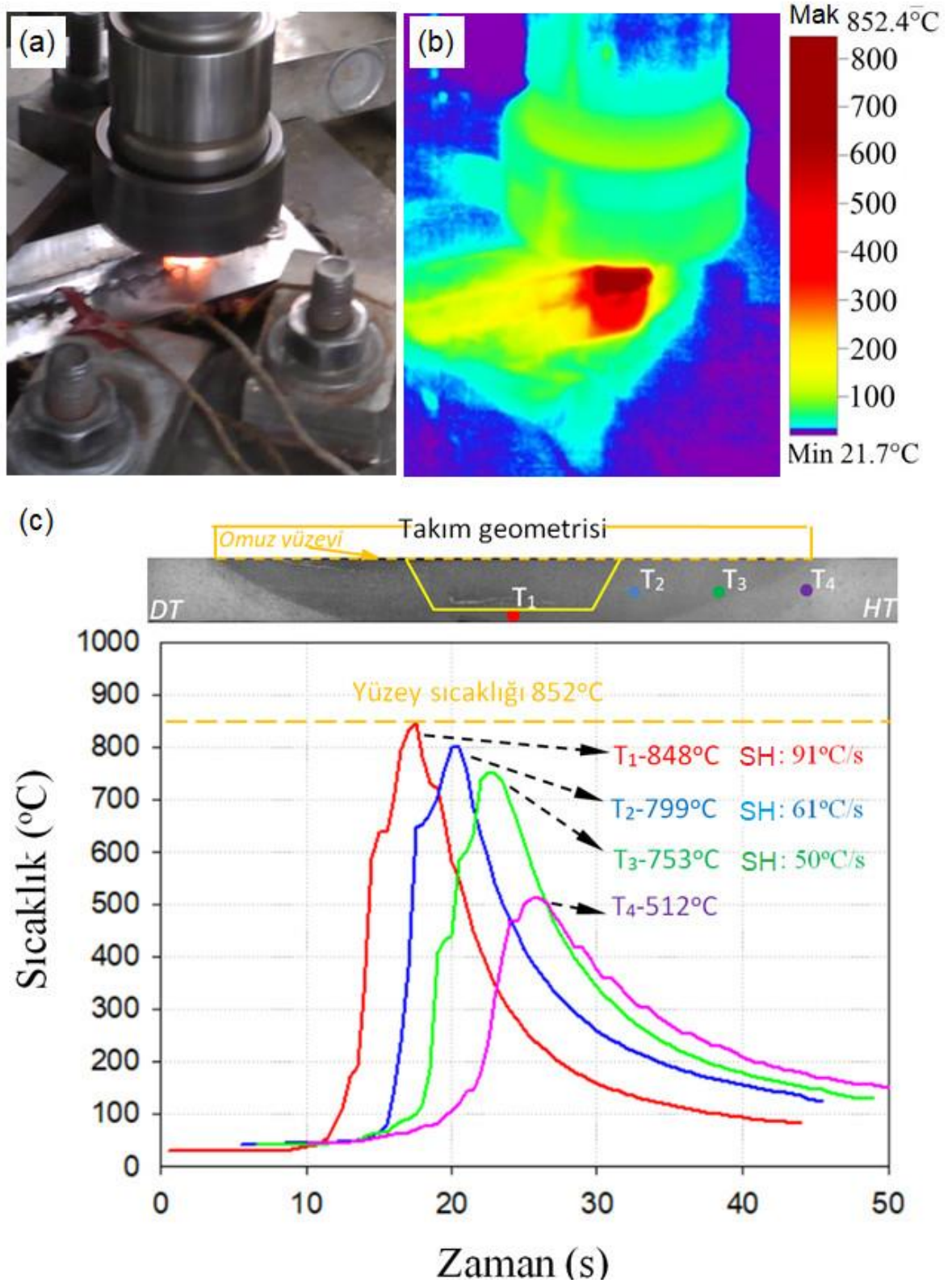
3.2. SKİ Sırasındaki Sıcaklıklar

SKİ sırasında numunede ortaya çıkan sıcaklıklar, işlem bölgesine göre farklı uzaklığa yerleştirilmiş ısı çiftleri ile ölçülerek oluşan sıcaklık gradyanı belirlenmiştir (Şekil 21 ve 22). Ölçülen bu sıcaklıklar ayrıca termal kamera ile de gözlemlenmiştir. SKİ sırasında sıcaklık ölçümlerinin alındığı bir andaki SKİ ait genel bir fotoğraf Şekil 22 (a)'da verilmiştir. Şekil 22 (b) 'deki termal kamera görüntüsü, SKİ maruz kalan numune yüzeyindeki en yüksek sıcaklığın yaklaşık 852 °C'ye ulaştığını göstermiştir. İşlem bölgesindeki farklı noktalarda bulunan ısı çiftlerinden elde edilen zaman-sıcaklık eğrileri Şekil 22 (c)'de verilmiştir. Pim altındaki bölgenin en yüksek sıcaklığı 848 °C'dir ve bu bölgenin soğuma hızı (SH), ilgili zaman-sıcaklık eğrisinden 91 °C/s olarak hesaplanmıştır. SKİ merkezinden ana malzemeye doğru 2,5 mm, 4,5 mm ve 6,5 mm mesafedeki noktalarda en yüksek sıcaklıklar sırasıyla 799 °C (SH: 61 °C/s), 753 °C (SH: 50 °C/s) ve 512 °C olarak ölçülmüştür.

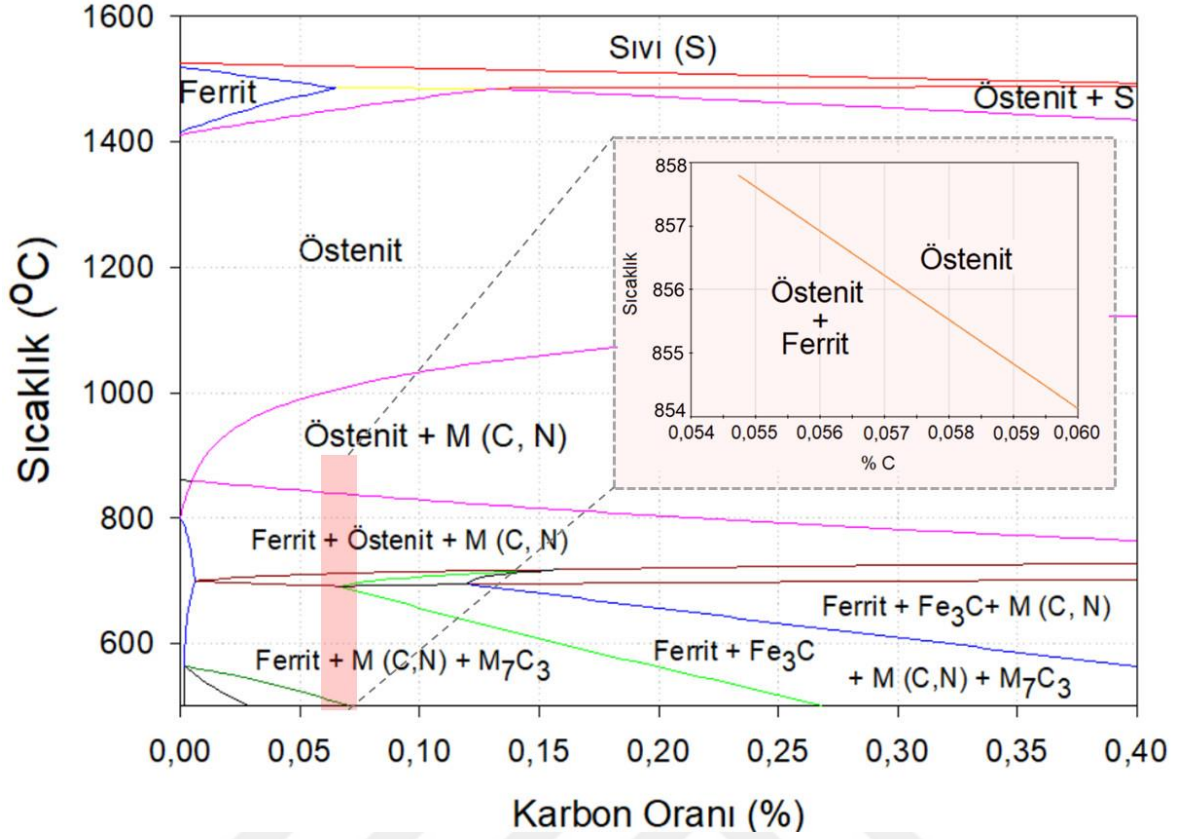


Şekil 21. SKİ uygulanacak plaka içine yerleştirilen ısı çiftlerinin görünümü

SKİ bölgelerinde erişilen en yüksek sıcaklıkların dönüşüm diyagramında hangi bölgede yer aldığı ve oluşan soğuma hızları iç yapının hangi dönüşümlere uğrayacağı yorumlanabilmesi bakımından oldukça önemlidir. BM'nin belirli bir kimyasal bileşim ile A_1 ve A_3 dönüşüm sıcaklıkları çeşitli ampirik bağıntılardan veya çeşitli yazılımlar ile hesaplanabilmektedir [127–129]. Bu çalışmada dönüşüm sıcaklıkları ve izotermal dönüşüm diyagramları malzeme özellik tabanlı yazılım (JMatPro) kullanılarak hesaplanmıştır. Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimi dikkate alınarak hesaplanan değerlerin kullanılmasıyla çizdirilen faz diyagramı Şekil 23'de verilmiştir. Bu diyagramdan BM'nin A_1 ve A_3 dönüşüm sıcaklıkları sırasıyla yaklaşık $700\text{ }^\circ\text{C}$ ve $854\text{ }^\circ\text{C}$ olarak hesaplanmıştır. SKİ sırasında ölçülen en yüksek sıcaklık $852\text{ }^\circ\text{C}$ 'dir ve faz diyagramında A_3 dönüşüm sıcaklığının hemen altındaki bir bölgeye erişilebildiğini göstermektedir. Ancak bu diyagramlar denge durumları için hesaplandığından SKİ işlemine maruz kalan malzemenin bu sıcaklıklarda önemli derecede deformasyona uğradığı dikkate alınır ise işlem sırasındaki iç yapı bölgesel olarak tamamen ostenitlemiş ya da A_1 ve A_3 dönüşüm sıcaklıkları arasında kalmış olduğu düşünülebilir.



Şekil 22. (a) SKİ sırasındaki sıcaklık algılama düzeneğinin genel bir fotoğrafı, (b) SKİ sırasında termal kamera görüntüsü, (c) SKİ merkez bölgesinden HT yönüne doğru sıcaklık ölçüm noktaları ve ısıl çiftlerden algılanan zaman-sıcaklık eğrileri

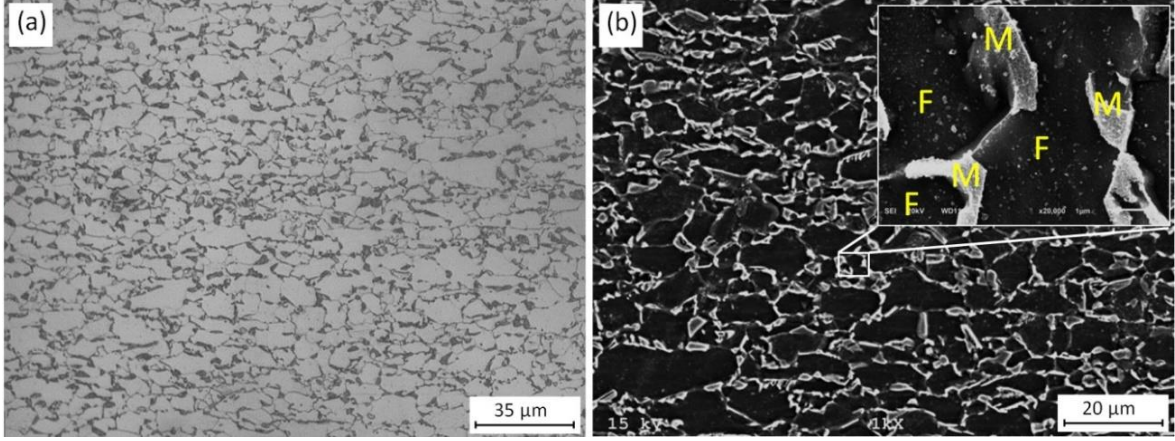


Şekil 23. Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimine göre JMatPro yazılımıyla hesaplanarak çizdirilen faz diyagramı

3.3. İdeal SKİ Parametrelerinde Gerçekleştirilen İncelemeler

3.3.1. İç Yapı

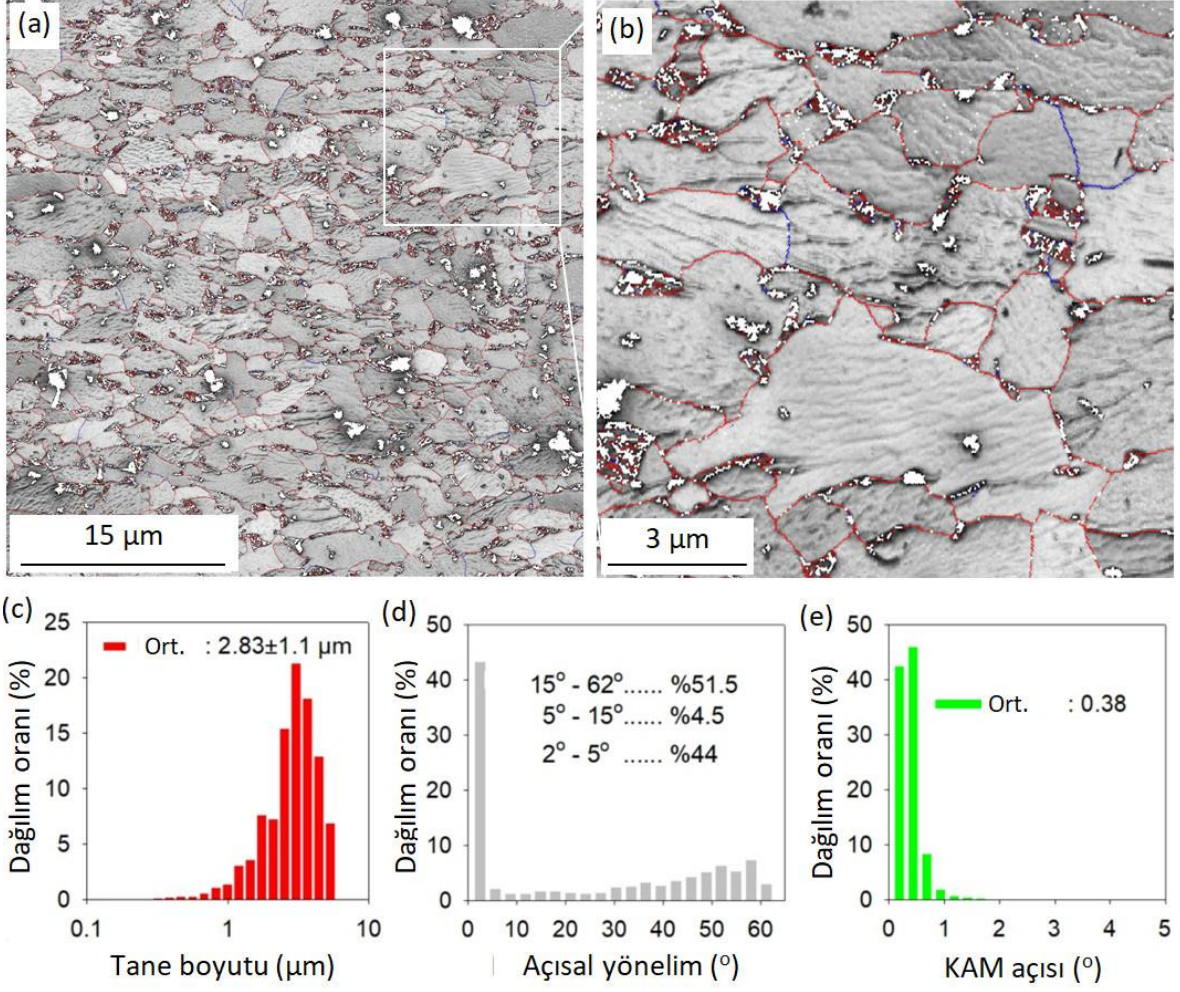
SKİ öncesindeki başlangıç malzemesinin iç yapısını gösteren OM ve SEM fotoğrafları Şekil 24 (a) ve (b)'de verilmiştir. BM'nin iç yapısı, haddeleme doğrultusunda yönlenmiş ferrit tanelerinden ve çoğunlukla ferrit matrisinin tane sınırlarında dağılmış kütleli ada biçimindeki martenzit fazından oluşmaktadır. Bu iç yapıyla BM tipik bir çift fazlı çeliğin iç yapısını sergilemektedir. BM'nin iç yapısındaki ferrit OM görüntüsünde açık renkli, martenzit siyah renkli ve SEM görüntüsünde ferrit siyah renkli, martenzit ise beyaz renkli olarak görülmektedir.



Şekil 24. BM'nin iç yapısını gösteren mikroskop görüntüleri (a) OM, (b) SEM

Şekil 25'de EBSD verilerinden elde edilen BM'ye ait desen kalitesi (IQ) iç yapı görüntüsü (a ve b), tane boyutu dağılımı (c), tane sınırı açısallık yönelimi (d) ve çekirdek içi ortalama yönelim açısı farkı (KAM) dağılımlarına ait (e) grafikler verilmiştir. BM'de ferritin ortalama tane boyutu $2,83 \mu\text{m}$ ve martenzitin hacimsel oranı yaklaşık % 24 olarak hesaplanmıştır. Bu çalışmada, komşu noktalar arasındaki $2 - 5^\circ$ arası açısallık yönelim farkı alt yapı sınırlarını (AYS), $5 - 15^\circ$ arası açısallık yönelim farkı düşük açılı tane sınırlarını (DATS) ve 15° üzerindeki açısallık yönelim farkı ise geniş açılı tane sınırlarını (GATS) tanımlamaktadır. BM'deki geniş açılı tane sınırlarının oranı % 51,5, düşük açılı sınırlarının oranı % 4,5 ve alt yapı sınırlarının oranı % 44 olarak tane sınırlarının karakterize edildiğini göstermiştir.

Çekirdek içi ortalama yönelim farkı (KAM) açısı tanelerdeki lokal deformasyonların ve ikinci sert fazların tespitinde etkili bir yöntem olarak kullanılmaktadır [130]. Bu çalışmada, KAM değerleri sadece ferritik bölgeler için hesaplanmıştır. BM'deki ferrit fazının KAM değerlerinin ortalamasının $0,38$ gibi düşük bir değere sahiptir. Bu düşük KAM ortalama değerleri BM'deki dislokasyon yoğunluğunun da düşük olduğunu bir göstergesidir [131,132]. Sıcak haddeleme ürünü olan BM, üretim aşamasındaki yeniden kristalleşme nedeniyle düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip olması beklenen bir durumdur.



Şekil 25. Başlangıç malzemesinin EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ), (b) yüksek büyütme desen kalitesi, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı, (desen kalitesi iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler düşük açılı tane sınırlarını, kırmızı çizgiler geniş açılı tane sınırlarını göstermektedir)

SKİ'nin BM'nin iç yapısı üzerindeki etkisi Şekil 26'da gösterilmiştir. Şekil 26 (a)'da gösterilen SKİ bölgesinin kesit görüntüsü, karıştırma bölgesi (KB), termo mekanik olarak etkilenen bölge (TMEB) ve ısıdan etkilenen bölge (IEB) dahil üç makro boyutlu bölgeyi gösterir. KB, mikro ölçekli yapısal değişikliklere bağlı olarak KB-I ve KB-II olmak üzere iki alt bölgeye ayrılabilir. KB-I, Şekil 26 (a)'daki yeşil noktalı çizginin içindeki bölgedir ve büyüklüğü pim çapına göre oluşmaktadır. KB-I'in iç yapısı hem dönen pim hareketinden hem de sürtünmeden oluşan ısıdan etkilenmiştir.

KB-II'in iç yapısı takımla birlikte dönen malzeme akışından etkilenen bölgedir ve dönen takımın açısal hızından daha düşük bir oranda karıştırılır. KB-II, Şekil 26 (a)'da gösterilen yeşil noktalı çizgiler ile mavi çizgiler arasında kalan bölgeyi kapsamaktadır. SKİ

sırasında, KB'leri sürtünme nedeniyle ısının yanı sıra ciddi plastik deformasyona maruz kalırlar. En güçlü plastik deformasyonun takım ucunun dönme etkisinin baskın olduğu KB-I'de olduğu kabul edilir [133]. KB-I'deki en yüksek sıcaklıklar yaklaşık 852 °C'dir ve bu sıcaklıkta bu bölge A₃ dönüşüm sıcaklığının (854 °C) hemen altındaki ferrit + ostenit ($\alpha+\gamma$) iki fazlı bölgede yer almaktadır. Ancak, SKİ sırasında bu bölgenin faz bileşimi, A₃ sıcaklığının hemen altında bulunması nedeniyle büyük oranda ostenit olup geriye kalan kısmı ferrittir. KB-I, 852 °C'den yaklaşık 91 °C/s gibi bir soğutma hızıyla soğuduğunda iç yapıdaki ostenitin büyük bir kısmı iğnemsiz martenzite, diğer kısmı beynite dönüşmüş ve yapıdaki ferrit yeniden kristalleşmiştir. KB-I'in iç yapısındaki iğnemsiz martenzit, beynit ve ferrit Şekil 26 (b)'deki SEM görüntüsünde verilmiştir. SKİ sırasında ostenite dönüşmemiş ferrit daha çok martenzit tane sınırlarında (önceki ostenit tane sınırlarında) bulunduğu Şekil 26 (b1)'deki yüksek büyütme SEM görüntüsünde açıkça görülmektedir. BM iç yapısı ile karşılaştırıldığında KB-I'deki ferrit oranındaki azalma, martenzit ve beynitin oranındaki artış KB-I'in iç yapısının neredeyse tamamen ostenitik bölgeden kritik soğutma hızından daha hızlı bir oranda soğumasıyla oluştuğu gerçeğine bağlanabilir. Mevcut çalışmadaki KB-I'e benzer bir iç yapı özelliği, yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikte ostenit bölgesinden 70 °C/s ve 150 °C/s soğuma hızlarında elde edildiği Kang ve ark. [134] tarafından rapor edilmiştir. Plastik olarak deforme olmuş ostenitin aynı martenzit gibi beynit oluşturan dönüşümlere yol açtığı belirtilmektedir [76]. Bu nedenle, SKİ sırasında deformasyon sıcaklığının ostenit oluşum sıcaklığının (A₁) üstüne çıkıp devamında soğumanın gerçekleşmesi durumunda, beynit oluşumu meydana gelmektedir. Diğer yandan, A₃ dönüşüm sıcaklığına yaklaşan KB-I bölgesinde ferrit tane boyutunun incelmesi gözlemlenmiştir. Genellikle plastik deformasyon sırasında ferrit tane boyutunun incelmesinde, deformasyon katkılı dinamik dönüşüm (DKDD) [70], dinamik yeniden kristalleşme (DYK) [71], veya dinamik toparlanma [72] olmak üzere farklı mekanizmaların etkili olduğu ileri sürülmüştür. DKDD'nin A₃'e yakın sıcaklıklarda oluşan şiddetli plastik deformasyonun etkisi ile gerçekleştiği literatürde açıkça belirtilmektedir [70,135–137]. DKDD kaynaklı tane incelmesinde ferrite dönüşmüş olan ostenitin tane sınırlarında çekirdeklenme meydana getirerek birim alandaki ferrit taneciklerin sayısında artışa yol açtığı ifade edilmektedir [70,135–137]. Bu durum DKDD sırasında depolanan deformasyon enerjisi sayesinde dönüşüm ve çekirdeklenme etkisinin soğuma sırasında büyük ölçüde hızlanmasına neden olmaktadır [70,135–137]. KB-I bölgesinde tane incelmesi DKDD sayesinde gerçekleşmesi beklenilmektedir. Xie ve ark. [138] DP 780 çeliğinin SKK'inde A₃

dönüşüm sıcaklığı bölgesine yaklaşılması durumunda DKDD katkısıyla ferrit tanelerinin incelendiğini bildirmişlerdir.

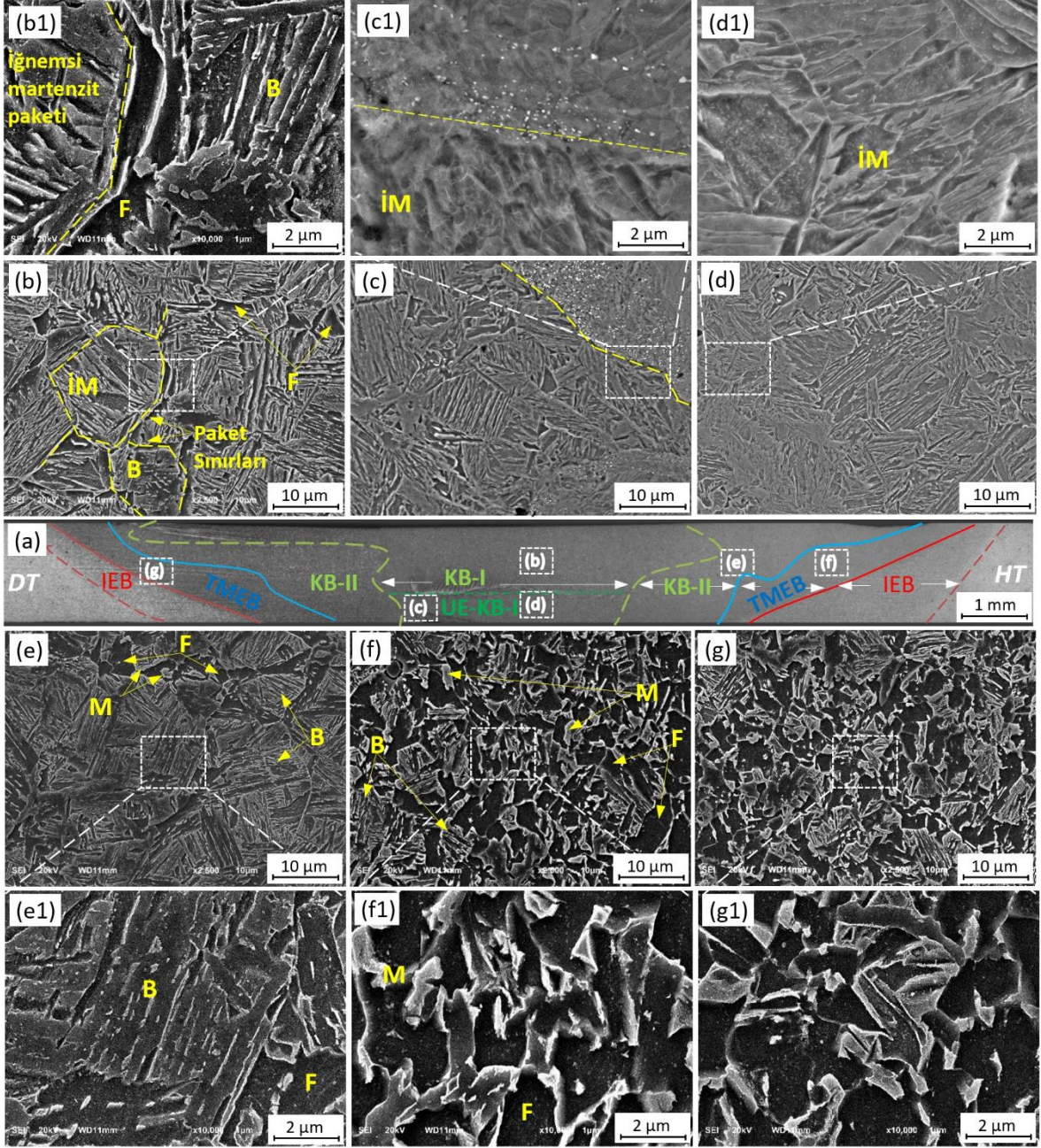
SKİ ile ilgili yapılan bir simülasyon çalışması, malzeme akışının büyük kısmının takım yüzeyine ve dövme tarafına (DT) yönleneceğini ve mevcut çalışmada olduğu gibi KB'nin simetrik olmayan bir yapıda meydana geldiğini göstermektedir [42]. Takım ucunun etrafındaki malzeme aşırı derecede deforme olmakta ve bu bölgede bir girdap hareketi oluşmaktadır. KB-I'in içindeki pimin altında olduğu gözlenen parlak bant yapısı "takım ucundan etkilenen (UE) KB-I bölgesi" olarak adlandırılabilir. Takım ucunun alt kısmına yakın olan bölgenin maruz kaldığı sıcaklık ve plastik deformasyon dikkate alındığında yeniden kristalize olarak tane boyutunun incelenmesi ile sonuçlanacağı bilinmektedir [43]. Yaklaşık A₃ sıcaklığına maruz kalması nedeniyle takım ucuna yakın bölgede lokal olarak ostenitlemiş tanelerin, Şekil 26 (c) ve (c1)'den görüldüğü gibi hızlı soğuma sırasında ince iğnemi martenzite dönüşmektedirler. Benzer şekilde, Şekil 26 (d) ve (d1)'de, tamamen ince iğnemi martenzit yapı pimin hemen altında gözlenmektedir. UE-KB-I, hemen hemen aynı pik sıcaklıklara maruz kalmasına rağmen, KB-I'den daha ince ve daha yüksek oranda iğnemi martenzite sahiptir. KB-I ve UE-KB-I arasındaki iç yapı farkının, SKİ sırasındaki soğutma hızının yanı sıra plastik deformasyona bağlı olabileceği düşünülmektedir.

KB-II, KB-I'e kıyasla takım ucundan daha uzaktadır, dolayısıyla daha az sıcaklık ve deformasyona uğramaktadır. SKİ sırasında KB-II'deki en yüksek sıcaklık yaklaşık 799 °C olarak ölçülmüştür ve bu sıcaklıkta bu bölge iki fazlı bölgede ($\alpha + \gamma$) yer almaktadır. Ayrıca KB-II'nin soğutma hızı (61 °C/s) KB-I'den (91 °C/s) daha yavaştır. Bu bölgedeki sıcaklık A₃ sıcaklığına doğru yükseldikçe, ostenitleşen fazın hacimsel oranı yüksek bir karbon içeriğiyle en yüksek seviyededir; çünkü karbon ostenitte ferritten daha fazla çözünürdür [6]. Ayrıca, ilk karbon konsantrasyonu martenzit adalarında daha yüksek olduğundan SKİ sıcaklığına maruz kalan neredeyse tüm martenzit ostenit haline dönüşmüştür. Bu sıcaklıktaki soğuma ve deformasyona bağlı olarak, ostenit fazı martenzite veya beynite dönüşürken dönüşmeden kalan ferrit yeniden kristalize edilmiş olur. SKİ sırasında bu bölgedeki ferritin büyük bir kısmı dinamik yeniden kristalleşme nedeniyle ince taneli yapıya dönüşür [21,22]. Ancak ferrit tanelerinin bazıları, ciddi plastik deformasyon ve yetersiz yeniden kristalleşme nedeniyle yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olabilmektedir [21,22]. Bu nedenle, KB-II'deki ferrit tanelerinin kısmen yeniden kristalleşmesinden dolayı yapıda hem düşük hem de yüksek dislokasyon yoğunluğunun oluşması beklenmektedir. Sonuç olarak, Şekil 26 (e) ve (e1)'de görüldüğü gibi KB-II'nin iç yapısı baskın yapı olarak beynitten ve düşük bir oranda

martenzit ve ferrit fazlarından oluşur. SKİ sonrasında oluşan böyle bir iç yapı, düşük plastik malzeme akışı ve düşük sıcaklık etkisine bağlanmıştır [138].

TMEB, IEB ve KB-II arasında kalan bir bölgedir. Bu bölge Şekil 26 (a)'da şematik olarak gösterilen mavi ve kırmızı çizgiler arasındadır. TMEB, SKİ sırasında hem sıcaklık hem de deformasyon etkisinde kalmaktadır. Bu bölgede ölçülen en yüksek sıcaklık 753 °C'dir ve bu yüzden A_1 ve A_3 dönüşüm sıcaklıkları arasında iki fazlı ($\alpha+\gamma$) bölge oluşmaktadır. SKİ sırasında, TMEB'in iç yapısı ostenit ve ferrit fazlarından oluşur. Daha sonra ostenit, 50 °C/s gibi bir hızda soğuması nedeniyle martenzit ve beynit karışımına dönüşür. TMEB iç yapısındaki ferrit ve martenzit, KB'deki malzeme akış yönüne doğru deformasyona maruz kalır. Deforme olmuş ferrit taneleri SKİ sırasında sıcaklık A_1 'i aştığı için kısmen toparlanmış ve kısmen yeniden kristalize olmuştur.

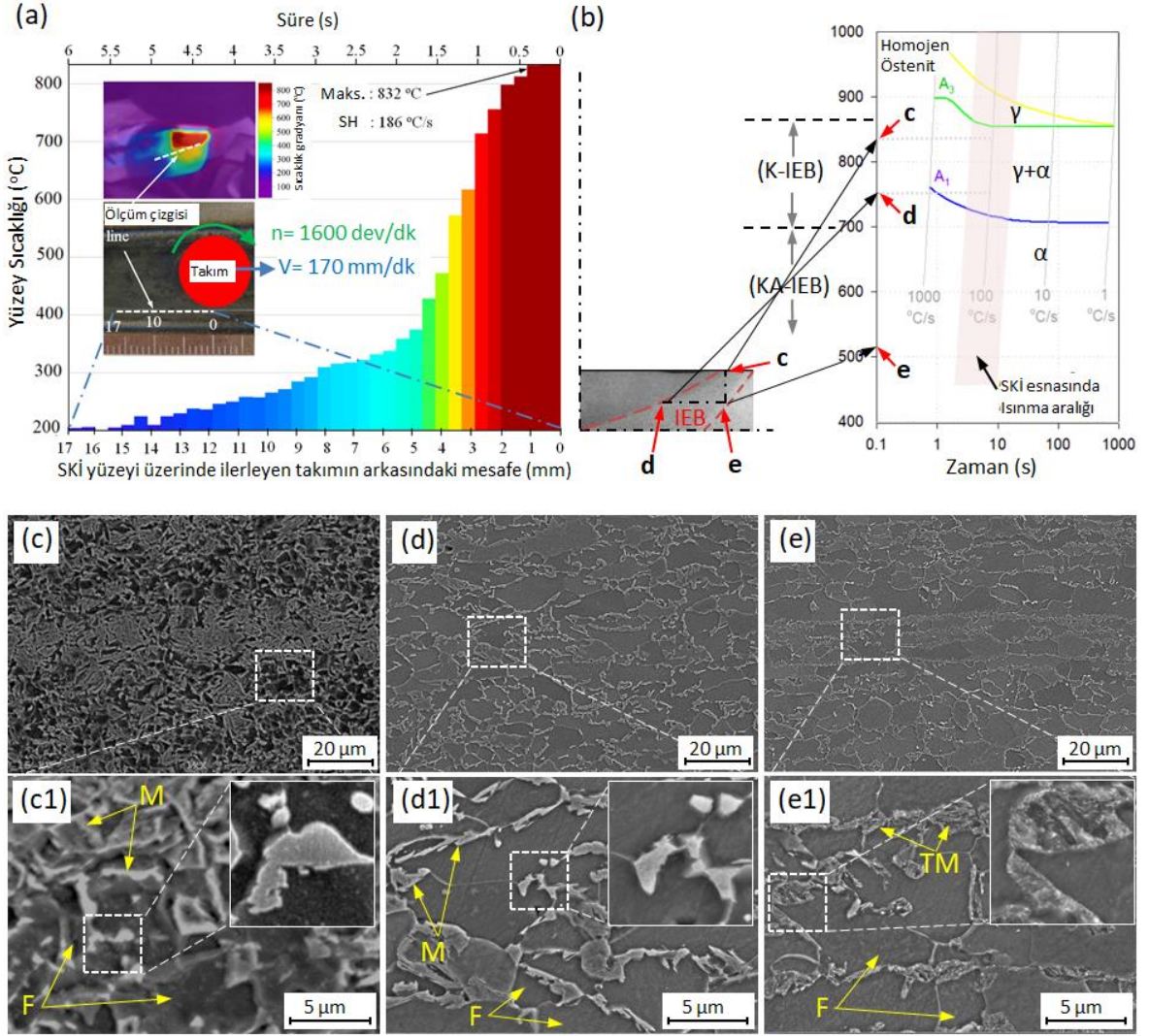
Sonuç olarak, TMEB'in hem HT hem de DT'deki iç yapısı Şekil 26 (f) ve (g)'de gösterildiği gibi martenzit adaları, beynit ve ferritten meydana gelmektedir. Şekil 26 (f1) ve (g1), BM'de haddeleme doğrultusu boyunca uzamış tanelerin SKİ sonrasında ilk yöneline dik olarak kesit kalınlığı boyunca uzatıldığını göstermektedir. Her iki TMEB tarafı da benzer iç yapıya sahiptir. Bu durum, TMEB'in haddeleme tarafındaki ve dövme tarafındaki sıcaklık ve deformasyon miktarının birbirine oldukça yakın olması nedeniyledir. SKİ uygulanan çeliklerde oluşan iç yapı, maruz kalınan en yüksek sıcaklığa, soğuma hızına ve plastik deformasyon miktarına bağlı oluşmaktadır. Örneğin, Fuji ve ark. [139] SKK sırasında A_1 ve A_3 çizgileri arasında bir sıcaklığa maruz kalan S35C çeliğinin iç yapısının ferrit ve perlitten oluştuğunu bildirmiştir. Başka bir çalışma da ise SKİ maruz bırakılan sade karbonlu çeliğin su ile soğutulması durumunda ferrit ve martenzit içeren çift fazlı bir yapıya dönüştüğünü belirtmişler [52].



Şekil 26. SKİ sonrası oluşan iç yapıları gösteren OM ve SEM görüntüleri, (a) SKİ uygulanmış numune kesitinin genel bir iç yapı görüntüsü ve SKİ bölgelerinin şematik olarak gösterimi, (b)-(b1) KB-I, (c)-(c1) takım ucu altındaki UE-KB-I, (d)-(d1) takım ucu kenarındaki UE-KB-I, (e)-(e1) KB-II, (f)-(f1) haddeleme tarafındaki TMEB, (g)-(g1) dövme tarafındaki TMEB

TMEB ile BM arasında iç yapısı ısınma etkileriyle belirlenen (deformasyondan neredeyse hiç etkilenmez) bir IEB bölge bulunmaktadır. SKİ'de açığa çıkan ısının büyük bir bölümü omuz tarafından üretilmektedir. SKİ sırasında oluşan IEB'nin genişliği takımın geometrisine bağlı olarak değişir. Bu nedenle, ısının büyük bir bölümünü oluşturan omuzun

IEB'deki sıcaklık etkilerini belirlemek amacıyla omuz kenarındaki yüzey sıcaklık gradyanı Şekil 27 (a) 'da gösterildiği gibi termal kamera görüntülerinden elde edilmiştir. IEB'in maruz kaldığı farklı sıcaklıklara göre bu bölge “kritik IEB” (K-IEB) ve “kritikaltı IEB” (KA-IEB) olmak üzere iki alt bölgeye ayrılarak incelenmiştir. IEB'in bu farklı kısımların yapısal ayrıntılarının tanımlanması için Şekil 27 (b)'de JMatPro yazılımı ile oluşturulan zaman sıcaklık ostenitleşme (TTA) diyagramı kullanılmıştır. Yaklaşık takım omuz çapının yanındaki bir bölgeye denk gelen K-IEB-I, A_1 sıcaklığının üzerinde ve A_3 sıcaklığının altında yaklaşık 832 °C sıcaklığa maruz kalmaktadır. Bu sıcaklıkta, başlangıç iç yapısındaki martenzit ve ferritin büyük bir bölümünün ostenitleşmiş olduğu görülmektedir. Ostenit fazının 186 °C/s gibi yüksek bir hızda soğumasıyla ada formundaki martenzit yapılar dönüşür. SKİ sonrasındaki bu bölgedeki iç yapı martenzit ve ferrit tanelerinden oluştuğu Şekil 27 (c) ve (c1)'den açıkça görülmektedir. Hızlı soğumanın etkisiyle martenzit adalarının hacimsel olarak artışı sonucunda ferrit yapısında hacimsel bir azalmaya neden olur. Bu dönüşüm sonucunda yapıdaki ferrit tane boyutunun yaklaşık olarak 2,1 μm 'lik değere sahip olduğu belirlenmiştir. Şekil 27 (b)'de şematik olarak gösterilen K-IEB-II ve TMEB'e bitişik olduğundan yaklaşık olarak TMEB'le aynı sıcaklıklara maruz kalmaktadır. Bu bölgede ölçülen en yüksek sıcaklık A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında yaklaşık 753 °C değerinde oluşmaktadır. Bu bölgedeki maruz kalınan bu sıcaklık iç yapının ferrit + ostenitten oluşmasına yol açar. Sonraki soğuma sürecinde, kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi gibi soğuma hızına bağlı olarak ostenit fazı martenzite dönüşürken, ferrit yapıda aynen kalır. Bu nedenle iç yapı Şekil 27 (d) ve (d1)'de görüldüğü gibi başlangıç malzemesinin iç yapısına çok benzeyen martenzit adaları ve ferrit tanelerinden oluşmaktadır. K-IEB-II'den BM'ye doğru A_1 sıcaklığının altındaki sıcaklıklara maruz kalmış dar bir bölgede kritikaltı IEB (KA-IEB) bölgesi bulunur. BM'nin iç yapısında bulunan martenzit adaları A_1 'in altındaki sıcaklığa maruz kaldıklarında, temperlenmenin başlangıcı olarak kabul edilebilecek olan ferrit ve sementit ayrışmaya başlar. Bununla birlikte martenzitin temperlenmesi tam olarak tamamlanamaz. Ancak martenzit çok kısa temperleme süresi nedeniyle kısmen parçalanır [140]. KA-IEB'da yaklaşık 512 °C sıcaklıkta temperlenmiş martenzit iç yapısının SEM görüntüsü Şekil 27 (e)'de verilmiştir. Şekil 27 (e1)'de KA-IEB'in ayrıntılı iç yapı SEM görüntüsünde etkilenmemiş martenzit adası dâhil olmak üzere sementit ve ferrite ayrıışmış olan kısmen temperlenmiş martenzit adaları açıkça görülmektedir.



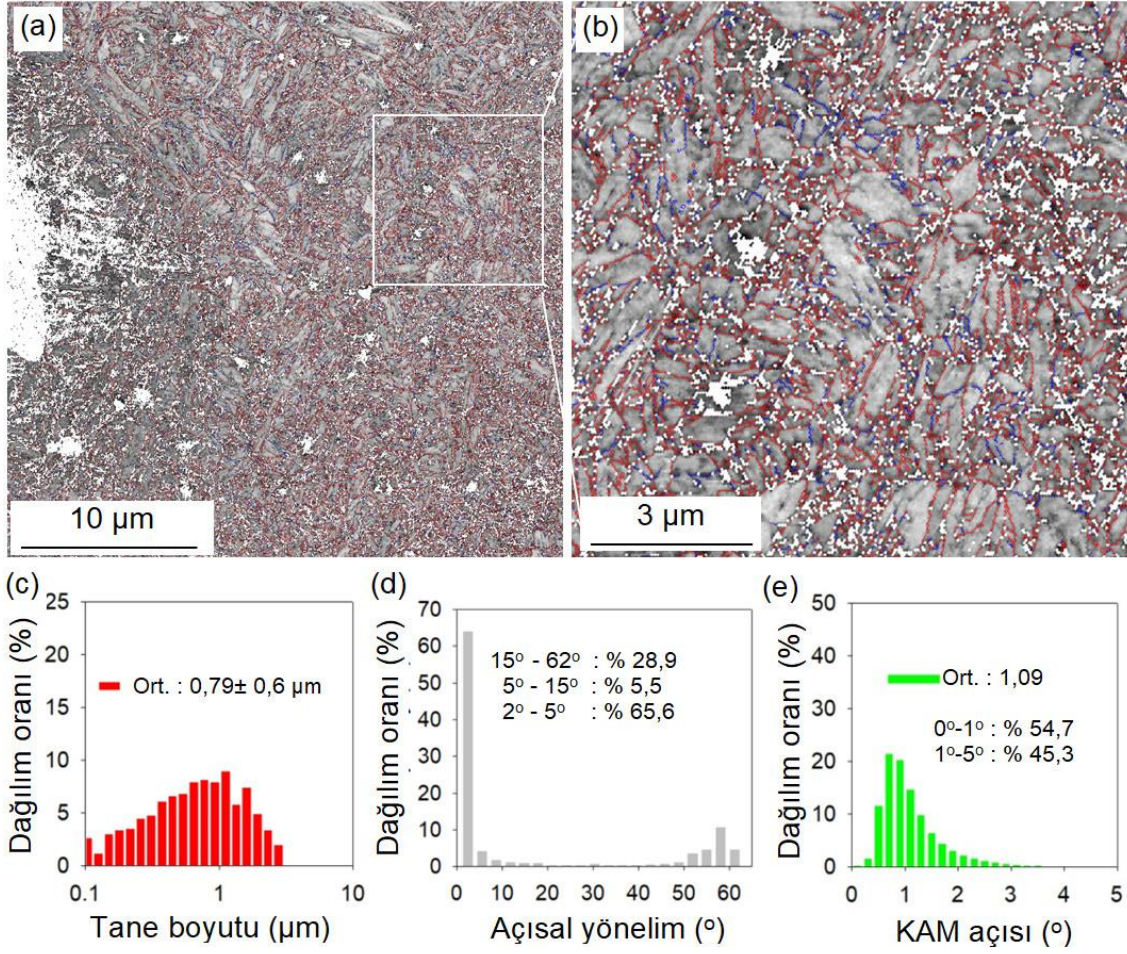
Şekil 27. Zaman sıcaklık ostenitleşme (TTA) diyagramının bir bölümü ile SKİ uygulanan çeliğinin IEB'indeki iç yapıları: (a) Takımın arkasında kalan işlem gören yüzeyin sıcaklık gradyanı. (b) JMatPro ile hesaplanan zaman sıcaklık ostenitleşme (TTA) diyagramında ilgili bölge IEB'leri, (c) K-IEB I, (d) K-IEB II, (e) KA-IEB

SKİ sonrasında oluşan iç yapıların tane sınırı karakteristiği, iç yapı gelişiminin irdelenmesi bakımından oldukça önemlidir. SKİ sırasındaki plastik deformasyon iç yapıdaki dislokasyon yoğunluğunda ve AYS'lerin oranında bir artışa yol açmaktadır [141]. KAM geometrik olarak gerekli dislokasyon (GND) yoğunluğuna duyarlı olması nedeniyle SKİ bölgesindeki iç yapıda dislokasyon yoğunluğunu yorumlamak için kullanılan etkili bir yöntemdir [142–144]. Ayrıca KAM değerleri ile AYS'lerin arasında doğrusal bir korelasyon vardır [142–144] ve KAM değerini etkileyen en önemli faktörlerden birinin dislokasyonların oluşturduğu AYS'lerin olduğu iyi bilinmektedir [145]. Bu yüzden, SKİ bölgesindeki ilgili iç yapıların daha geniş bir alanını kapsayan EBSD çalışması gerçekleştirilmiş ve iç yapıların

tane sınırlarını karakterize eden desen kalitesi görüntüleri ve EBSD verilerinden elde edilen ilgili dağılım grafikleri hazırlanmıştır. Önceden tanımlanmış bölgelerin KAM değerleri sadece ferritik bölgeler için karşılaştırılmıştır; çünkü martenzit doğal olarak daha yüksek KAM değerlerine sahiptir.

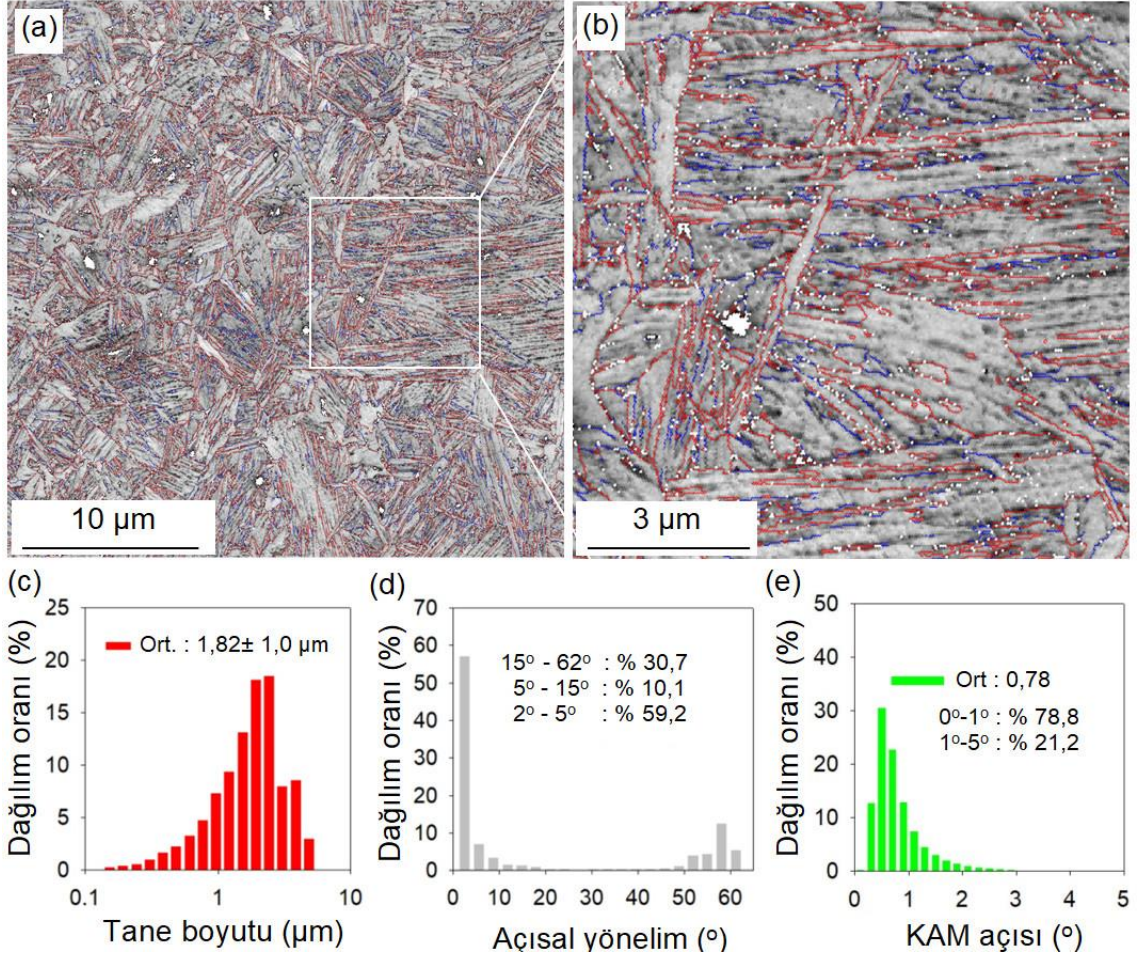
Takım ucunun hemen altındaki bölge olan UE-KB-I'in GATS ve DATS ayrıntılarını gösteren EBSD desen kalitesi görüntüleri Şekil 28 (a) ve (b)'de verilmiştir. Bu bölgedeki ferritin ortalama tane boyutu yaklaşık 0,1 μm ila 2,6 μm arasında değişmekte olup ortalama 0,79 μm 'dir (Şekil 28 (c)). UE-KB-I'deki ortaya çıkan iç yapı çoğunlukla 2-5 derece arasında açısız yönelimli sınırlar olarak kabul edilen AYS'lerden oluşmaktadır. UE-KB-I'in iç yapısında AYS'lerin oranı % 65,6'dır ve geriye kalanlar DATS (% 5,5) ve GATS (% 28,9) ile ayrılmış tanelere sahiptir (Şekil 28 (a) ve (d)).

Rahimi ve ark. [146] mikroalaşımli bir çeliğin çift taraflı SKK'sinde pimin altındaki bölgede yaklaşık 0,8 μm boyutunda ultra ince taneli ferrit oluşumunu gözlemlemişlerdir. Elde edilen sonuçlar, iç yapı özellikleri bakımından bu çalışmanın sonuçlarıyla büyük bir tutarlılık göstermektedir [146]. KB'den TMEB'e doğru beynit oranındaki azalmanın nedenini sıcaklık değerlerindeki düşüşe bağlamışlardır [146]. Bunun bir sonucu olarak, pim bölgesindeki sıcaklığın, takım omzu bölgesine oranla daha düşük ve muhtemelen Ac_1 'in altında olabileceğini ileri sürmüşlerdir [146]. Bu nedenle, bu bölgedeki ultra ince taneli ferrit oluşumunun, kayma deformasyonunun ve SKK sırasında erişilen sıcaklık mertebesinin neden olduğu sürekli dinamik yeniden kristalleşmeye atfedilebileceğini bildirmişlerdir [146]. Karşılaştırılan bu çalışmalarda, kullanılan takım geometrileri ve işlem parametrelerinden kaynaklanan farklar dikkate alındığında, Rahimi ve ark. [146] yaptıkları çalışmada pimin alt tarafındaki bölgede sürekli dinamik yeniden kristalleşmeye işaret eden yüksek oranda GATS oluşumunu gösterirken, mevcut çalışmada UE-KB-I'de kısmi dinamik yeniden kristalleşmenin daha etkin olduğunu gösteren yüksek bir oranda AYS oluşumu gözlenmiştir. UE-KB-I'deki ferrit taneleri için KAM dağılımlarının ortalaması BM (0,38) ile kıyaslandığında 1,09 gibi oldukça yüksek bir değere sahiptir (Şekil 28 (e)). KAM dağılımlarının ortalaması UE-KB-I'de oldukça yüksek değerde olması bu bölgedeki deformasyon şiddetinin de oldukça yüksek olduğu anlamını taşımaktadır.



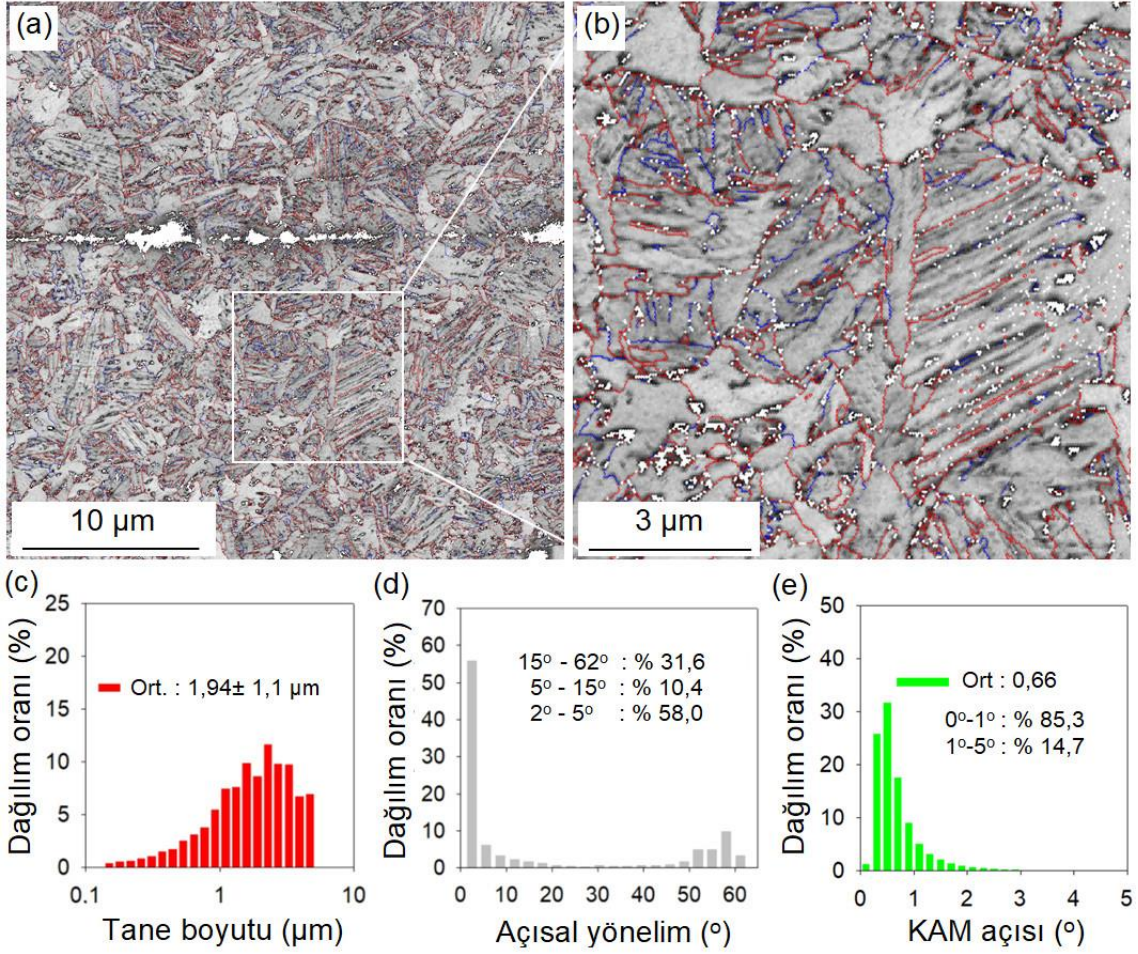
Şekil 28. UE-KB-I iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ), (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (desen kalitesi iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir.)

Şekil 29 KB-I'in EBSD desen kalitesi görüntülerini ve onlara ait diyagramları göstermektedir. KB-I'in iç yapısının iğnemsî morfoloji özellikleri Şekil 29 (a) ve (b)'den açıkça görülmektedir. Bu bölgenin ortalama ferrit tane boyutu 1,82 µm'dir. Tane sınırları çoğunlukla AYS'ler ile karakterize olmuştur ve AYS'lerin oranı % 59,2 ile oldukça yüksektir. BM iç yapısında ortalama 0,38 olan KAM değeri, SKİ'den sonra AYS'lerin oranındaki uyumlu bir artışla ortalama 0,78 gibi bir değere yükselmiştir. UE-KB-I'in iç yapısı ile karşılaştırıldığında KB-I'de DATS (% 30,7) ve GATS (%10,1) oranları artarken AYS'lerin oranı ve KAM ortalama değerleri azalmıştır. Bu durum takım ucu civarındaki (UE-KB-I) deformasyonun takım ucu ortasındaki bölgedekinden (KB-I) daha şiddetli olduğu dair önemli bir işaret olarak görülmektedir.



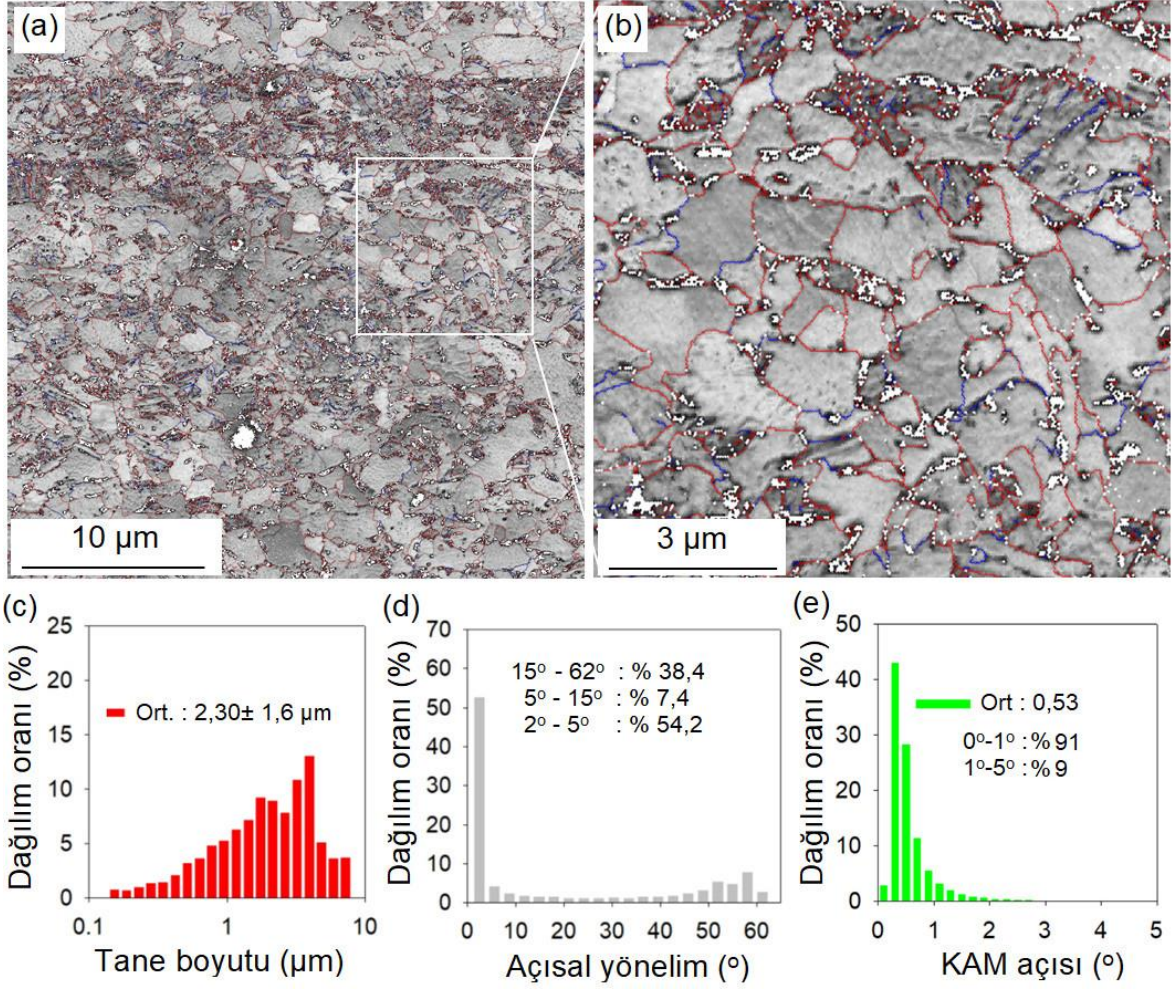
Şekil 29. KB-I iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)

KB-II'nin baskın beynitik iç yapısının EBSD desen kalitesi görüntüleri Şekil 30'da verilmiştir. Bu bölge, KB-I'in tane yapısı özelliklerinden bazı küçük farklarla ayrılmaktadır. KB-I'deki ince iğnemsî yapının bu bölgede daha kaba hale geldiği Şekil 30 (a) ve (b)'den açıkça görülmektedir. Bu bölgenin ortalama ferrit tane boyutu $1,94 \mu\text{m}$ 'dir (Şekil 30 (c)). Takım merkezinden uzaklaştıkça azalması beklenen sıcaklık ve deformasyon şiddeti gibi büyüklüklerin iç yapı üzerindeki etkileri, KB-I'e kıyasla KB-II'de AYS oranı (% 58) ve KAM ortalama (0,66) değerlerindeki azalmayla gözlemlenmiştir (Şekil 30 (d) ve (e)). Ancak, BM'nin tane yapı özellikleri dikkate alındığında KB-II'nin hala oldukça yüksek AYS oranına ve yüksek ortalama KAM değerine sahip olması bu bölgede de önemli miktarda plastik deformasyonun meydana geldiğini göstermektedir.



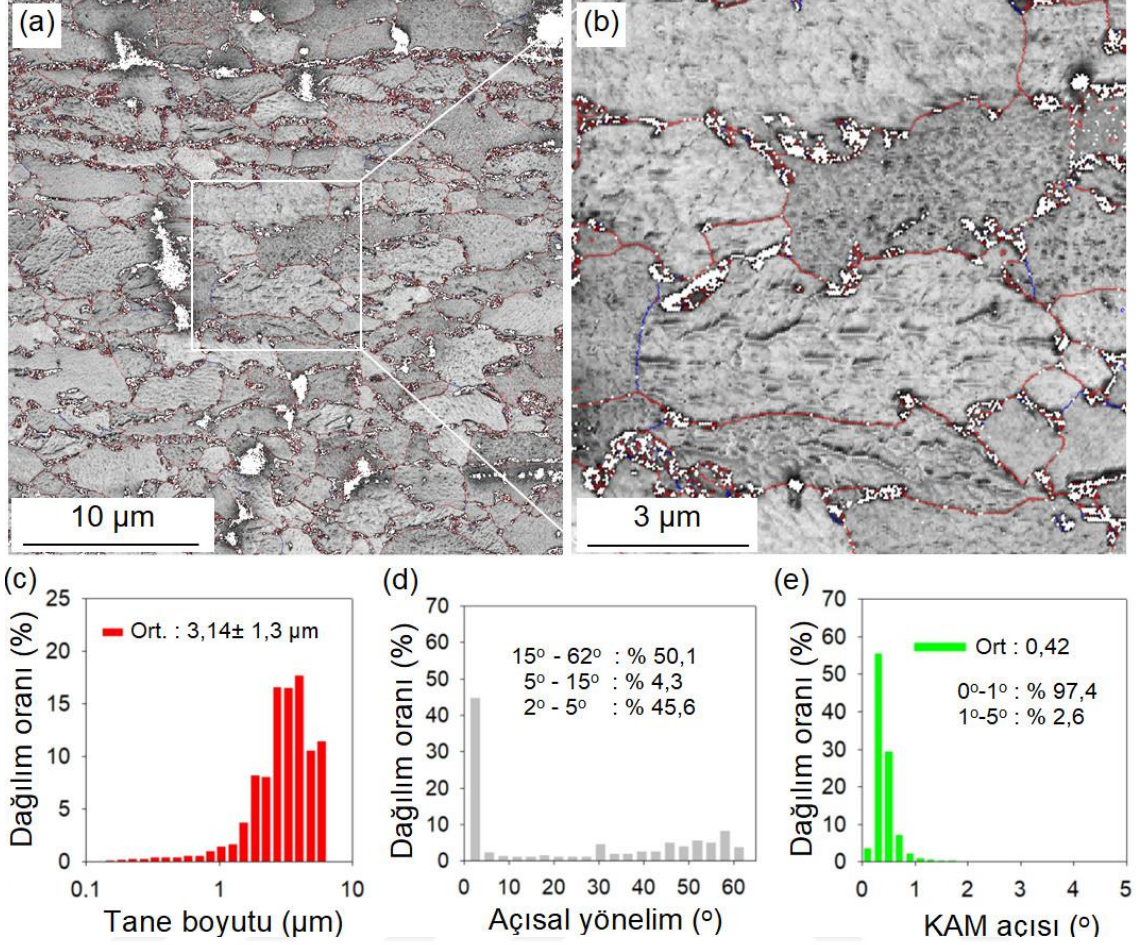
Şekil 30. KB-II iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)

TMEB'in tane yapısı KB'lerinkinden oldukça farklıdır. KB'lerde ortaya çıkan baskın iğnemsî yapılar TMEB'de gözlemlenmez. Çünkü SKİ sırasında ostenit + ferrit rejimindeki bu bölgede, dönen takımın etkisinde ferrit taneleri başlangıçtaki haddeleme doğrultusunda dik yönde deformasyona uğramasıyla şekillenmiştir. Bu yüzden Şekil 31 (a) ve (b)'de görüldüğü gibi ferrit taneleri daha eş eksenli bir görünüm sergilemektedir. TMEB'in ortalama ferrit tane boyutu 2,30 μm olarak belirlenmiştir (Şekil 31 (c)). KB'lere kıyasla, AYS'lerin TMEB'deki oranı % 54,2'ye düşmüştür çünkü bu bölgedeki plastik deformasyon KB'lerden daha azdır (Şekil 31 (d)). Ayrıca, TMEB'deki ortalama KAM değeri 0,53 gibi bir değerle KB'lerinkinden daha düşüktür. (Şekil 31 (e)). TMEB, yüksek yoğunluklu AYS'ler ile birlikte GATS'lere ve DATS'lere sahip bir iç yapı özelliği sergilemesi bakımından ciddi derecede plastik deforme olmuş metaller için tipik bir örnektir [147].



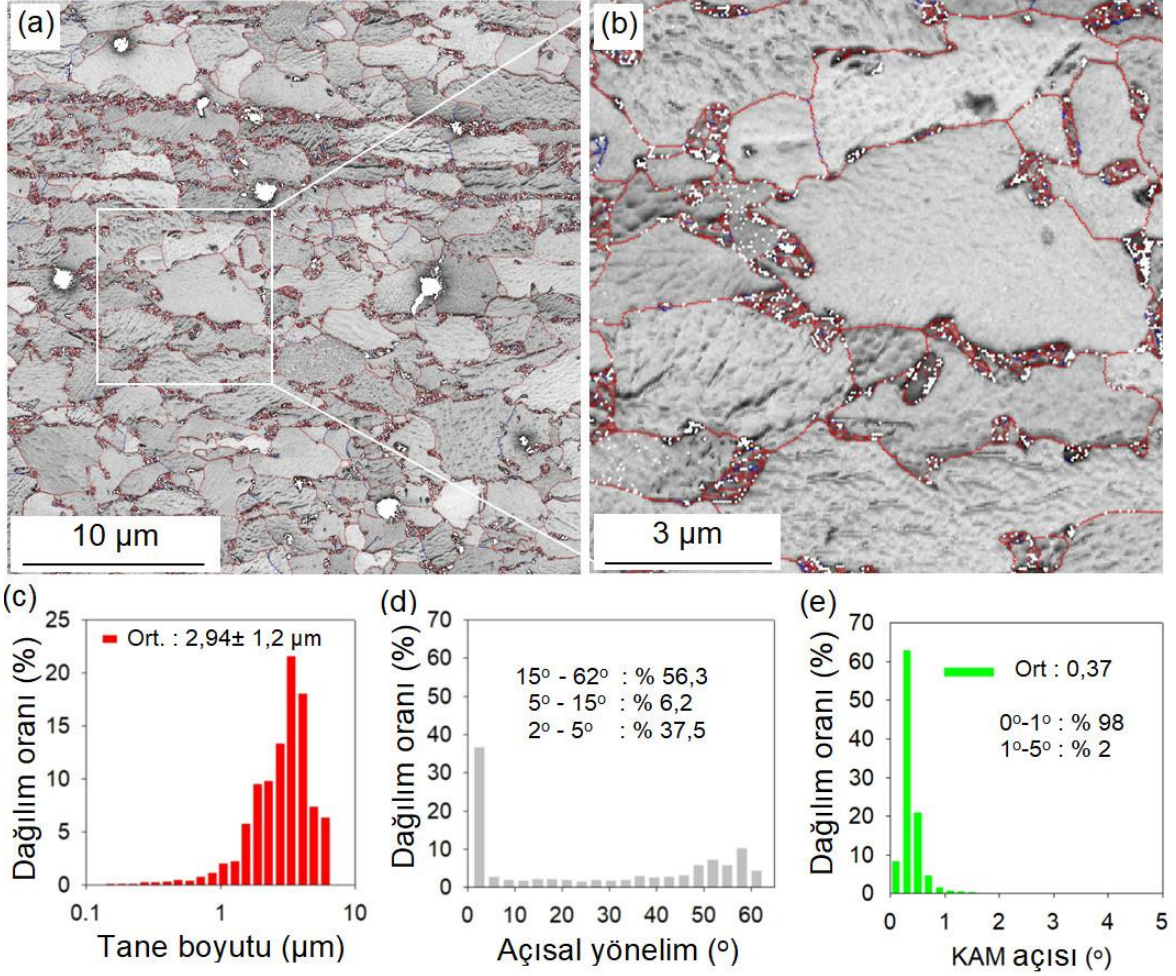
Şekil 31. TMEB iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)

Bununla birlikte, TMEB, EBSD tane sınırı karakterizasyonu dağılımlarında gösterilen alt yapı sınırları ile teyit edildiği gibi, dislokasyon yoğunluğunun başlangıç malzeme yapısına oranla hala yüksek değere sahip olduğu anlaşılmaktadır. K-IEB-II'nin iç yapısı Şekil 32 (a) ve (b)'de görüldüğü gibi başlangıç malzemesinin iç yapısına oldukça benzemektedir. Bu bölge 3,14 μm'lik bir ortalama ferrit tane büyüklüğü ile başlangıç iç yapısındaki tane boyutundan biraz büyüktür. Bu bölgedeki tane sınırlarının yaklaşık yarısı GATS'lerden (% 50,1) oluşmaktadır ve AYS'lerin oranı % 45,6'dır. K-IEB-II iç yapısındaki tane sınırı özelliklerinin BM'ye çok yakın olmasının sebebi bu bölgedeki sıcaklık sürecinin çift fazlı bir çeliğin kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemine benzer olmasıdır. Bu yüzden bu bölgedeki KAM değerlerinin ortalaması 0,42'lik bir değerle BM'nin çok az üzerindedir.



Şekil 32. Kritik IEB-II iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)

Şekil 33 (a) ve (b) temperlenmiş martenzit ve ferrit fazlarından oluşan KA-IEB'in EBSD desen kalitesini göstermektedir. Deformasyondan etkilenmeyen KA-IEB'da, ortalama ferrit tane boyutu 2,94 µm olarak ölçülmüştür (Şekil 33 (c)). BM ile KA-IEB arasındaki tane büyüklüğü, tane sınırı oranları ve KAM ortalama değerleri arasındaki farklar, BM değerlerinde bulunan standart sapmalardan daha azdır ve anlamlı bir değişiklik göstermemiştir (Şekil 33 (d) ve (e)). Bu nedenle bu küçük değişim BM'deki iç yapısal çeşitliliklere bağlanabilir.

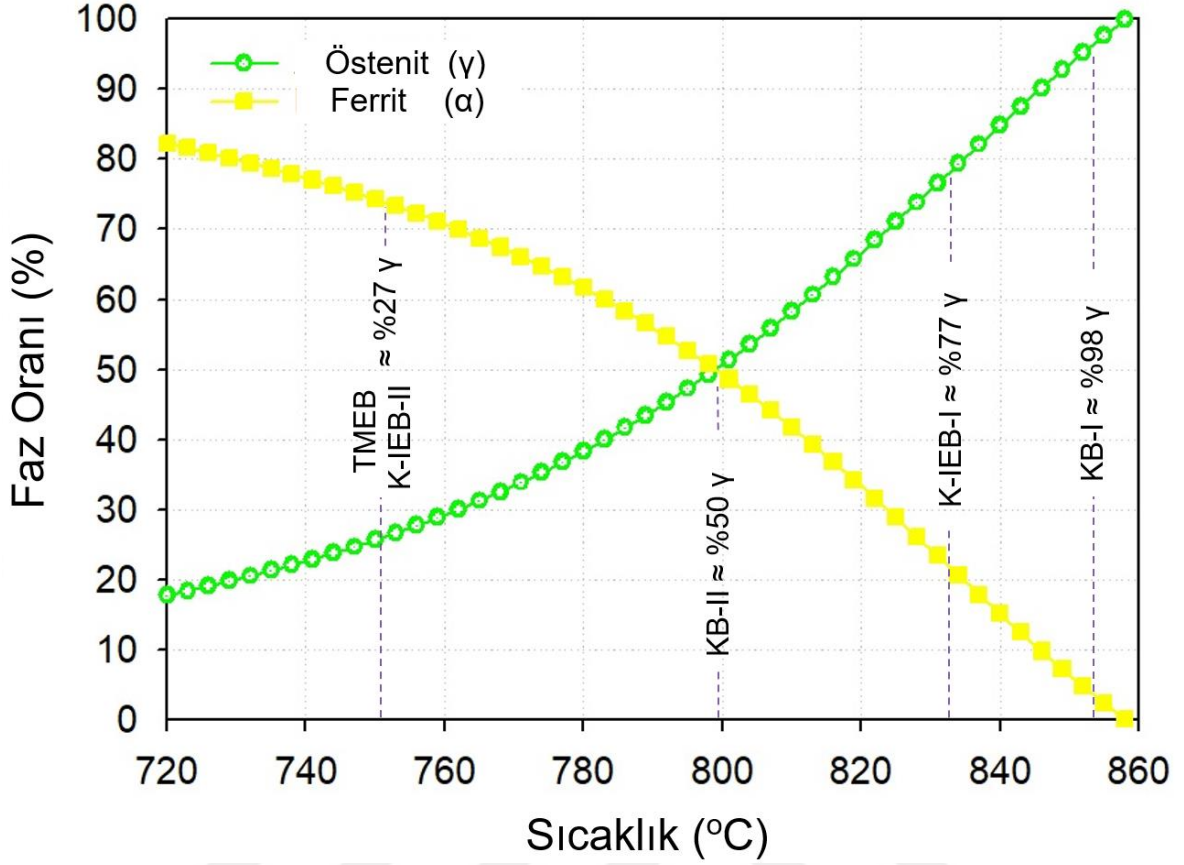


Şekil 33. Kritikaltı IEB iç yapısının EBSD görüntüleri ve grafik dağılımları (a) düşük büyütme desen kalitesi (IQ) görüntüsü, (b) yüksek büyütme IQ, (c) tane boyutu dağılımı, (d) açısal yönelim dağılımı ve (e) KAM açısı dağılımı (IQ iç yapı görüntülerinde mavi çizgiler DATS'leri, kırmızı çizgiler GATS'leri göstermektedir)

KAM açısı değerlerinin 1°'den küçük olan oranları yeniden kristalleşmenin bir derecesi olarak kabul edilmektedir [148,149]. 1°'den küçük ve büyük olan bu KAM değerlerinin oranları ilgili KAM açısı dağılım oranları grafikler içinde verilmiştir. Bu bölgedeki fazların KAM değerlerine göre hesaplanan yeniden kristalleşme oranları, maruz kaldıkları sıcaklıktaki artışın yanında gerçekleşen deformasyon oranına bağlı olarak, sırasıyla TMEB % 91, KB-I % 85,3, KB-II % 78,8 ve UE-KB-I % 54,7 olarak belirlenmiştir. Deformasyon içeren işlem bölgeleri arasındaki küçük sıcaklık farkından dolayı (SZ-I'de 852 °C ve TMEB'de 753 °C) KAM açılarının yüksek ve düşük değerlere sahip oranları, kısmi olarak yeniden kristalleşmenin işlem bölgelerinde meydana geldiğini göstermektedir. İşlem bölgelerinde yetersiz yeniden kristalleşme, AYS'lerin yüksek oranlarından sorumludur ve bu

durum yeniden kristalleşmemiş bölgelerin oluşmasına yol açar. IEB'ler, SKİ sırasında plastik deformasyona maruz kalmadığından, bu bölgelerdeki yüksek yeniden kristalleşme (yaklaşık % 98) davranışı SKİ öncesi başlangıç iç yapısından gelen bir özelliktir (Şekil 31 (d) ve 32 (d)). SKİ, başlangıçtaki iç yapının tane büyüklüğünü ve morfolojisini değiştirerek iç yapıda önemli bir iyileştirme sağlamıştır. SKİ sonrasında iç yapısındaki bu önemli değişme, yüksek KAM değerlerine neden olan AYS'lerin oranının artması ile karakterize edilmiştir. Li ve ark. [150], sürtünme karıştırma işlemi uygulanan çift fazlı çeliğin karıştırma bölgesindeki 2° - 5° ve 5° - 15° 'lik yönelim farkı açısı oranlarının BM'ninkine kıyasla % 54 arttığını bildirmiştir. AYS'lerin (2° - 5°) ve DATS'lerin (5° - 15°) oranlarındaki artışın nedenini serbest dislokasyonların yeniden düzenlenmesine bağlamışlardır [150].

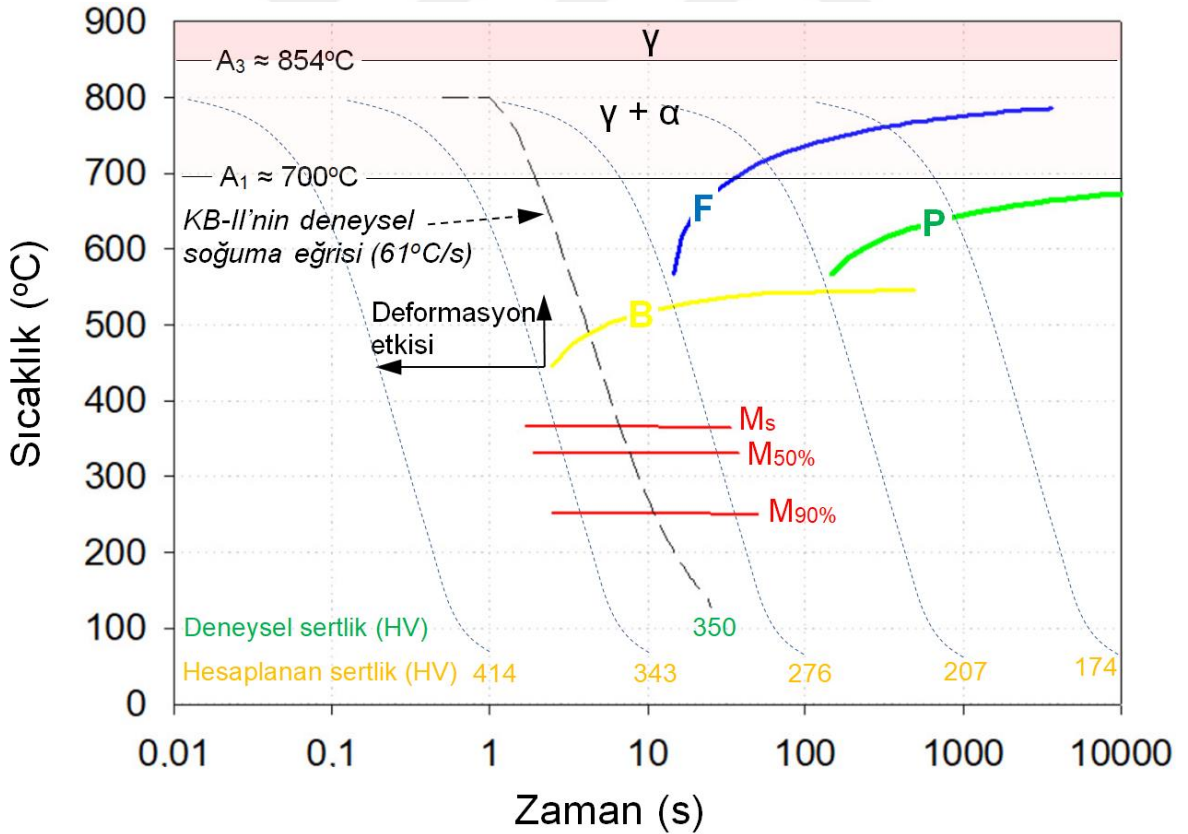
SKİ sırasındaki maruz kalınan sıcaklık ve plastik deformasyon nedeniyle işlem bölgelerinde iç yapılar farklı özellikler sergilerler. SKİ'deki maruz kalınan sıcaklığa ve soğutma hızlarına bağlı olarak oluşabilecek faz oranları ve iç yapılar, JMatPro yazılımı kullanılarak belirlenmiştir. Bu yazılım kullanılarak oluşturulan faz oranları diyagramı Şekil 34'de ve sürekli soğuma-dönüşüm (CCT) diyagramı Şekil 35'de verilmiştir. JMatPro, düşük alaşımlı çeliklerde Kirkaldy [151–154] modeline dayanan ferrit, perlit ve beynit içeren dönüşümleri hesaplar. Martenzit başlangıç sıcaklığı (M_s) hesaplamaları için bu yazılım Ghosh ve Olson'ın [155] çalışmasına dayanan tam bir termodinamik işlem süreçlerini kapsamaktadır. CCT hesaplamalarının doğruluğu temel olarak doğru ostenit bileşiminin belirlenmesine bağlıdır ve özellikle alaşımın kritikarası (ostenit-ferrit) bölgeden soğutulması durumunda önemlidir. Mevcut durumda, kritikarası sıcaklıklara ulaşan bölgeler için, önce ostenit - ferrit oranları ve bileşimleri hesaplandı ve daha sonra bu yeniden hesaplanan ostenit bileşimi kullanılarak CCT'nin hesaplamaları yapılmıştır. Bu yeniden hesaplanan bileşim, alaşımın nominal bileşiminden farklıdır. KB-I'in 852°C sıcaklığa maruz kalması iç yapıda büyük oranda ostenit oluşmasına yol açar. Bu sıcaklıkta, ostenite dönüşmeden kalan ferritin, iç yapıdaki oranı yaklaşık % 2 olarak hesaplanmıştır. Hesaplanan bu ferrit oranı Şekil 26 (b)'de verilen KB-I'in iç yapı görüntüsüyle önemli ölçüde tutarlılık göstermektedir. Bununla birlikte, UE-KB-I'de lokal ostenitleşmenin bir sonucu olarak, tüm yapı Şekil 26 (c)'deki SEM fotoğrafında görüldüğü gibi iğnemsiz martenzit olarak gözlenmiştir. SKİ sırasında K-IEB-I'in iç yapısındaki ostenit oranı bu bölgenin maruz kaldığı sıcaklıkla (832°C) uyumlu olarak % 77 olarak hesaplanmıştır. SKİ sırasında bu bölgede oluşan ostenitin büyük bir kısmı Şekil 27 (c)'deki K-IEB-I'in SEM iç yapı görüntüsünden açıkça görüldüğü gibi ada formundaki martenzite dönüşmüştür.



Şekil 34. SKİ sırasında işlenen bölgelerde JMatPro yazılımı kullanılarak hesaplanan tahmini faz oranları diyagramı

TMEB'e bitişik olan K-IEB-II hemen hemen aynı sıcaklıklara maruz kalmasından dolayı her iki bölgenin de yaklaşık % 27 ostenit fazı oluşturduğu hesaplanmıştır. Ancak TMEB'deki iç yapısal farklılık, SKİ'deki plastik deformasyonun etkisinden kaynaklanmaktadır. SKİ sırasında iç yapıda hesaplanan ostenit oranı, SKİ'den sonra oluşan iç yapıların özellikleri ile büyük ölçüde uyumludur. Bununla birlikte, Şekil 26 (e)'de KB-II'nin SEM iç yapısı görüntüsünden anlaşıldığı gibi deneysel gözlemlenen iç yapının faz oranıyla hesaplanan faz oranları arasında bir miktar farklılık görülmektedir. Bunun nedeni, SKİ sırasındaki şiddetli deformasyonun iç yapı oluşumunda oldukça etkili olmasıdır. Şekil 35'de verilen sürekli soğutma dönüşüm eğrisinde, kritik sıcaklık bölgesinde başlayan KB-II'nin deneysel belirlenen soğuma eğrisinin beynit dönüşüm bölgesini kısmi olarak kesip, martenzitik dönüşümün gerçekleştiğini göstermektedir. Beklenen bir sonuç olarak, bu bölgedeki iç yapı ferrit, beynit ve martenzit fazlarının karışımından oluşmaktadır. CCT diyagramındaki dönüşüm eğrileri denge durumunu yansıtmaktadır. Bu nedenle, CCT diyagramındaki dönüşüm eğrileri SKİ'nin neden olduğu deformasyonun etkisini

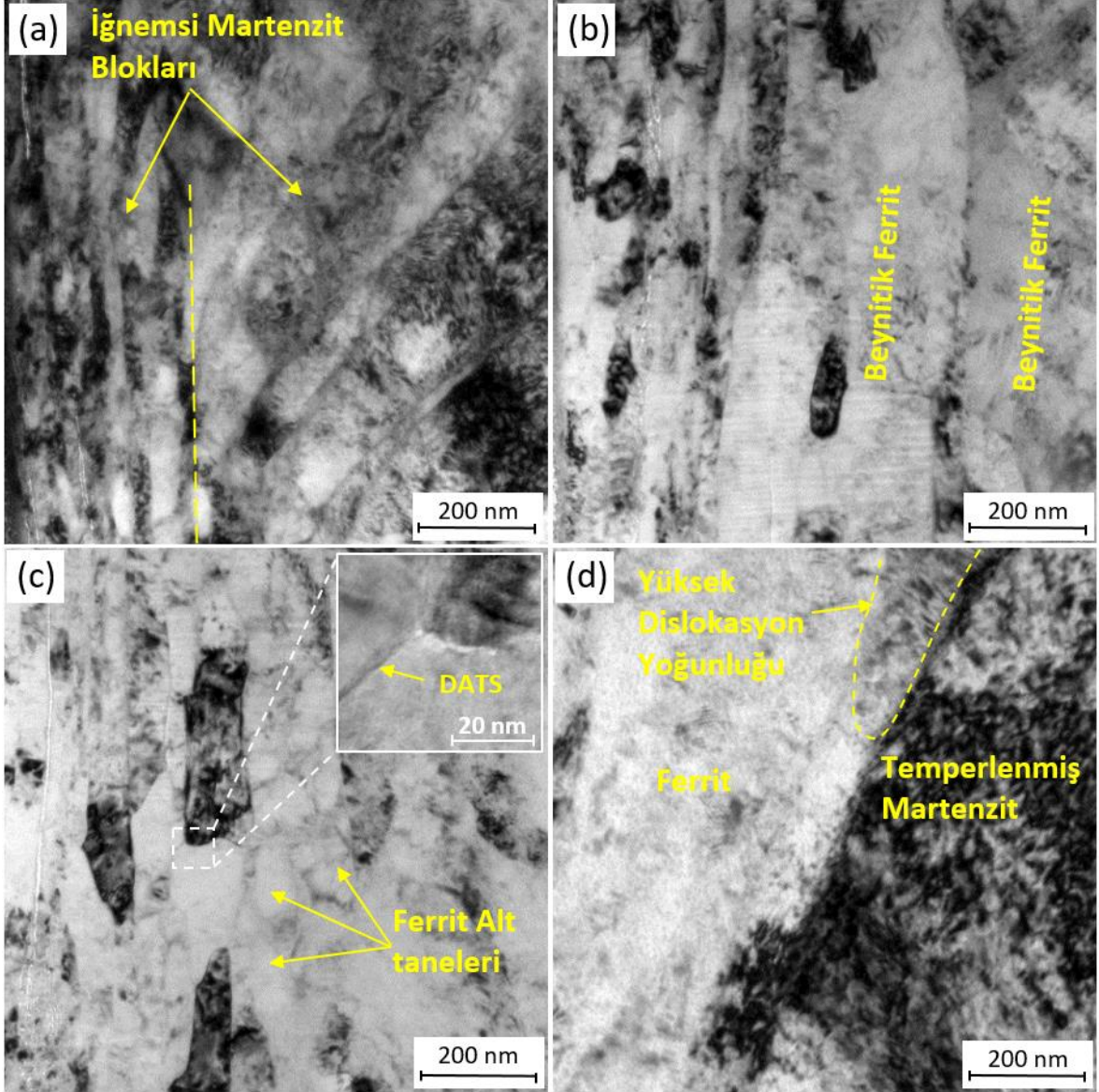
içermemektedir. Bununla birlikte, uygulanan SKİ'nin neden olduğu şiddetli plastik deformasyonun, dönüşüm eğrilerini sola kaydırması iyi bilinmektedir [156–158]. Opiela ve ark. [157] mikro alaşımlı bir çelikte plastik deformasyonun CCT diyagramına etkileri üzerine yaptıkları bir çalışmada, plastik olarak deforme edilen ostenitin deforme edilmeyen yapıya oranla beynitik dönüşümünün daha kısa sürede gerçekleştiğini ortaya koymuşlardır [157]. Xiao ve ark. [159] alaşımlı bir çeliğin sıcak deformasyonunun dönüşüm eğrilerinin burun kısmını sola ve yukarı doğru kaydırmasını, martenzit dönüşüm sıcaklığını artırarak, beynitik dönüşüm için kuluçka süresini düşürdüğünü ve daha ince bir beynit yapısının oluşmasını sağladığını bildirmişlerdir [159]. Bu durum göz önüne alındığında, KB-II'de dönüşmüş beynit fazının, teorik CCT diyagramında dönüşmesi beklenenden daha fazla beynit bulunacağı öngörülebilir. Şekil 26 (e)'de görülen KB-II yapısında yüksek oranda beynit fazı görülmesinin nedeni bu durumdur. Bununla birlikte, JMatPro'nun sertlik tahmini, deneysel olarak belirlenenle % 10 hata payı içinde uyum göstermiştir.



Şekil 35. Başlangıç malzemesinin kimyasal bileşimine göre JMatPro yazılımı kullanılarak 799°C için hesaplanan teorik sürekli soğutma dönüşüm (CCT) diyagramı

Önceki bölümde bahsedilen SKİ bölgelerinin, alt yapı ayrıntılarını açıklamak için işlenmiş bölgeden alınan TEM iç yapı görüntüleri Şekil 36'da verilmiştir. Şekil 36 (a)'daki iç yapı, yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip martenzit fazının, paralel plakalar şeklindeki ince martenzit paketlerinden oluştuğunu göstermektedir. Koyu martenzit plakalarının morfolojisindeki noktalı siyah alt yapılardan yüksek miktarda dislokasyon gözlenir. Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip böyle ince bir martenzitik yapının, SKİ sırasında aşırı plastik deformasyon ve hızlı soğuma etkisiyle oluştuğunu gösterir [10,52]. Şekil 36 (b), kaba beynit bölgesindeki beynitik ferrit alt yapısını gösteren TEM görüntüsüdür ve TEM gözlemi, sementit partiküllerinin beynitik ferrit içindeki plakalar arasında rastgele dağıldığını ortaya koymaktadır. Beynitteki ferrit + sementit yapısının karbonca zenginleştirilmiş ostenitten oluşan karbür çökeltilerinin olduğu düşünülmektedir [160]. Şekil 36 (c)'de görüldüğü gibi KB'sinde çokgen şekilli bir dislokasyon ağı tarafından oluşturulan ferritte birçok düşük açılı sınırlara sahip tipik bir alt taneli yapı gözlenmiştir. Şekil 36 (c)'de görülen yapılarda dislokasyonların genellikle alt tane yapısının içerisinden çok tane sınırlarında birikmiş durumdadır. Bu nedenle alt taneler içindeki dislokasyon yoğunluğunun nispeten daha düşük olduğu söylenebilir. Yüksek açılı sınırlarla ayrılmış ferrit ve temperlenmiş martenzit bölgelerinden elde edilen TEM görüntüsü Şekil 36 (d)'de verilmiştir. Temperlenmiş martenzit morfolojisinde, martenzit küresel şekilli sementit ve ferrit olarak ayrışarak ferrit matrisi içinde çok küçük karbür çökeltileri şeklinde görünmektedir. Ayrıca, ferrit taneleri içindeki dislokasyon yoğunluğu, martenzit adalarının tane sınırı yakınında daha yüksektir. Martenzit adaları yakınında daha yüksek yoğunluklu dislokasyon bölgelerinin oluşumu, ferrit matrisinde martenzit dönüşümü ile ilişkili hacim genişlemesinin neden olduğu çarpılmaya atfedilmektedir [161,162].

SKİ'deki takımın ilerleme hızı dikkate alındığında martenzitin çok kısa sürelerde temperlendiği göstermektedir. Nitekim, Wu ve ark. [163] temperlenmiş martenzitin morfolojik dönüşümünün temperleme sırasında çok hızlı gerçekleştiğini ve XRD ve TEM analizi sonuçlarından sementit oluşumunun 2 dakikalık bir süre içerisinde tamamlanabileceğini belirtmişlerdir [163].

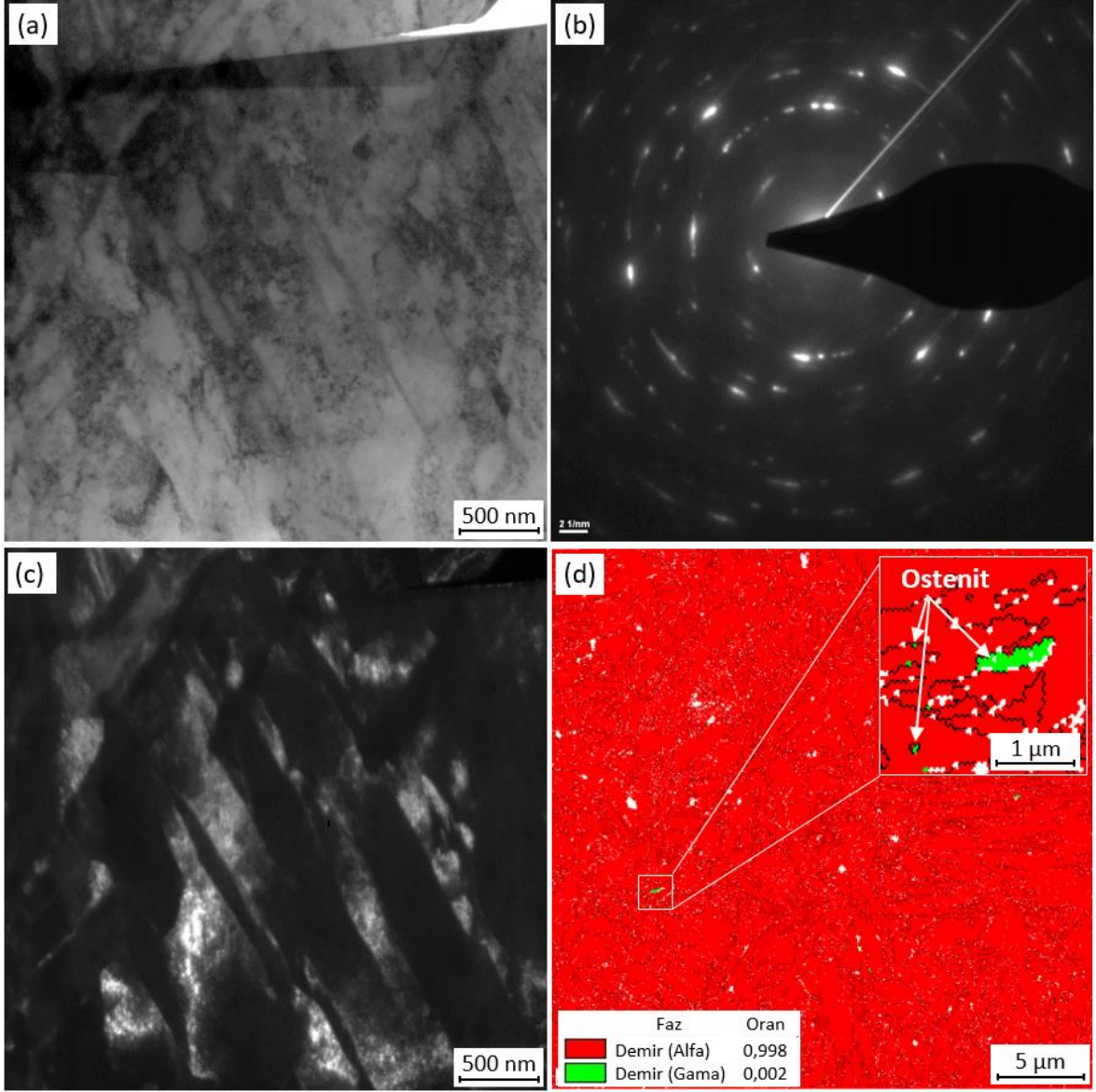


Şekil 36. SKİ bölgesinden elde edilen TEM görüntüleri (a) iğnemsiz martenzit, (b) beynitik yapı, (c) ferritik bölgedeki alt tane yapısı, (d) temperlenmiş martenzit yapısı

Bazı çalışmalarda martenzit plakaları arasında az miktarda kalıntı ostenit bulunduğu gözlemlenmiştir [164–167]. Bu nedenle, iğnemsiz martenzitler içindeki muhtemel diğer alt yapıları incelemek amacıyla KB-I'in üzerinde bir TEM ve EBSD araştırması gerçekleştirilmiştir. Elde edilen aydınlık alan ve ilgili kırınım desen TEM görüntüleri, Şekil 37 (a) ve (b) 'de sunulmuştur. Şekil 37 (a) 'da birbirine paralel yönelimli bir grup plakadan oluşan tipik martenzit blokları görülmektedir. Bazı martenzit plakalarının dislokasyon yoğunluğu diğerlerinden daha yüksektir ve dislokasyonlar martenzit plakaları içinde homojen olarak dağılmaz (Şekil 37 (a)). Martino ve diğ. [168], martenzit plakalarındaki

dislokasyon yoğunluğunu etkileyen birkaç faktör olduğunu bildirmişlerdir. Bunlar, dönüşüm kaynaklı plastik deformasyondaki birikim, martenzitik dönüşüm başlama sıcaklığı, martenzitteki şekil dönüşümü, dönüşümdeki hacimsel değişim, martenzit ve ostenitin mukavemeti gibi diğer faktörler olduğunu sıralamışlardır [168]. Şekil 37 (b) 'deki TEM görüntüsünde, martenzit plakaları arasında yönelme açılarının farkından dolayı kırınım halkası deseni belirgin farklı noktalar göstermiştir; çünkü elektron kırılmaları birkaç plakadan etkili bir şekilde toplanmaktadır. İğnemsiz martenzit içindeki dislokasyonların oluşturduğu alt yapılar TEM'deki elektron kırınım halkası deseninde dağınık hatlar olarak görülmektedir (Şekil 37 (b)). Şekil 37 (c)'de, karanlık alan TEM görüntüsündeki açık beyaz alanlar, martenzit plakaları arasında ince bir tabaka halinde tutulan muhtemel ostenittir [167,169]. KB-I'deki kalıntı ostenit yapısı Şekil 37 (d)'deki EBSD faz haritasında yeşil renkli bölgeler olarak gözlenmiştir ve çok düşük bir oranda (% 0,2) olduğu tespit edilmiştir.

Bu tür çeliklerin pekleşme kabiliyeti, kalıntı ostenitin artan miktarıyla ile artar ve bu da mekanik özelliklerin geliştirilmesine katkı sağlamaktadır [170,171]. Ancak, bu çalışmadaki kalıntı ostenit miktarı çok düşüktür ve bu yüzden mekanik özellikler üzerindeki etkisi ihmal edilebilir [170,171]. Çok düşük oranda kalıntı ostenit içeriği aynı zamanda SKİ sırasında oluşan ostenitin neredeyse tamamen dönüştürüldüğünü de gösterir.



Şekil 37. KB-I'de bulunan martenzitin TEM iç yapı görüntüleri ve EBSD faz haritası, (a) aydınlık alan TEM görüntüsü, (b) ilgili TEM görüntüsü elektron kırınım halka deseni, (c) karanlık alan TEM görüntüsü ve (d) KB-I'nin EBSD faz haritası (kırmızı renkli bölgeler: martenzit veya ferrit; yeşil renkli bölgeler: ostenit)

3.3.2. İç Yapıdaki Yerel Deformasyon ve Yeniden Kristalleşme

SKİ sırasında sıcaklık ve plastik deformasyon malzemede dinamik toparlanma veya dinamik yeniden kristalleşme mekanizmalarının aktif hale gelmesine yol açar. Bu iki mekanizma malzemelerin sıcak deformasyonu sırasında iki önemli temel mekanizmadır. Dinamik toparlanmada dislokasyonlar düşük enerjili bir şekilde yeniden düzenlenirler. Dinamik yeniden kristalleşmede ise depolanan deformasyon enerjisi yeni tane yapısının

oluşumuna yol açmaktadır. Bu iki mekanizmada iç yapı oluşumu deformasyon ve sıcaklık şartlarına göre değişmektedir. Bununla birlikte, metalik malzemelerin istiflenme kusur enerjisi (İKE) sıcak deformasyon davranışının belirlenmesinde kritik rol oynar. İKE'nin yüksek olduğu metalik malzemelerde dislokasyonların kolay hareket etmesi aynı zamanda yapının dinamik toparlanmasını kolaylaştırmaktadır [172]. İKE'nin düşük olduğu metalik malzemelerde ise dinamik toparlamanın gecikmesi deformasyon enerjinin birikmesine neden olur ve depolanan deformasyon enerjisi kritik bir değerden sonra yeni taneciklerin çekirdeklenmesine yol açarak DYK mekanizmasının süresiz oluşmasını sağlar [172]. Genellikle DYK'deki dislokasyonların çapraz kayma hareketi düşük açılı tane sınırlarının ve alt yapı sınırı oranının artmasına neden olur. DATS'leri tarafından oluşturulan alt taneler nispeten düşük dislokasyon yoğunluklu olarak oluşurlar. Bu esnada iç yapıda devam eden deformasyon alt tanelerinin dönüşünü sürdürmesine yol açarak artan yönelim farkı açısı yeni geniş açılı tanelerin oluşmasıyla sonuçlanır. Bu mekanizma literatürde sürekli DYK olarak ifade edilmektedir [173]. SKİ sırasında ortaya çıkan bu mekanizmaları daha iyi anlayabilmek ve iç yapıdaki yerel deformasyon alanlarını detaylı incelemek amacıyla bu bölgelerde EBSD incelemesi gerçekleştirilmiştir. Bu ayrıntılı incelemelerde, SKİ bölgelerinin, tane sınırı karakteristiği, desen kalitesi görüntüleri, çekirdek içi ortalama yönelim farkı (KAM) açısı ile haritası ve tane yönelim yayılımı (GOS) değerleri EBSD tekniği kullanılarak incelenmiştir.

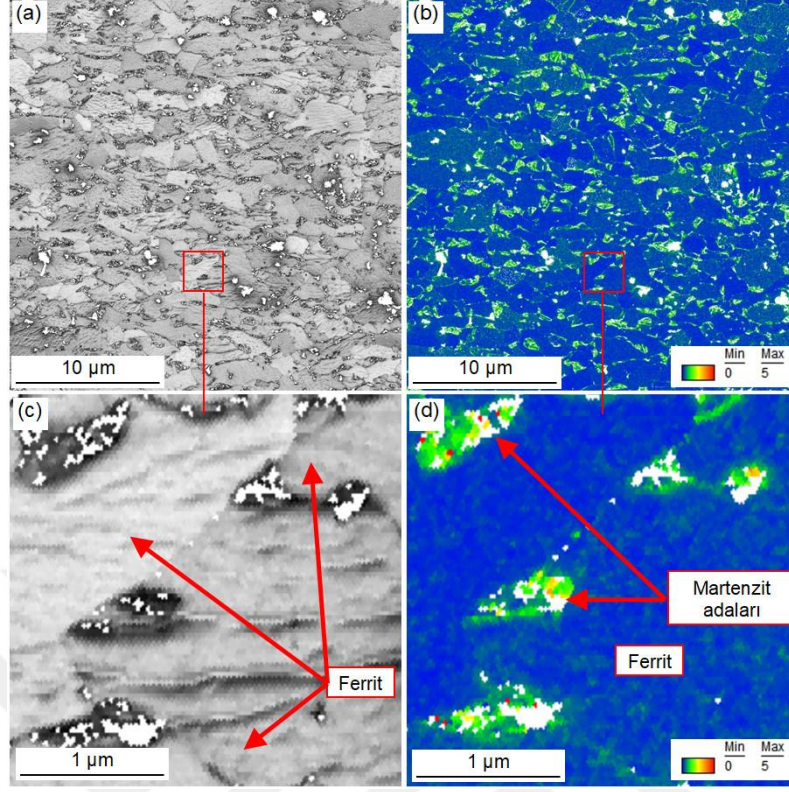
Çekirdek içi ortalama yönelim farkı yönteminde, tane içindeki bir noktanın açısallık yönelimi ile bu merkezin çevresindeki bölgelerin açısallık yönelim farkları ölçülmektedir. Merkez bölgenin (piksel) tanımlanan yerel yönelim açısı değeri bu merkezin çevresindeki tüm komşu bölgelerin açısallık yönelim farkı değerlerinin ortalaması olarak belirlenir. Bu çalışmada KAM, tane içindeki açısallık yönelim farkı 5°'den büyük olanlar hariç her veri noktası ile en yakın komşu noktaların tümü arasındaki ortalama açısallık yönelim farklarını temsil eder. Deformasyona uğramış kristal yapıları metallerdeki yerel yönelim farkı açısındaki değişimler tane içi deformasyonun iyi bir göstergesidir [174]. Bu yüzden KAM değerleri, deforme olmuş malzemelerde dislokasyon birikiminin ve düzeyinin tahmin edilmesinde etkili bir yol olarak kullanılmaktadır [175,176].

Görüntü kalitesi (IQ) olarak da adlandırılan EBSD tabanlı kırınım deseni kalitesi de deformasyon oranının anlaşılabilmesi için önemli bir gösterge olarak kullanılmaktadır [177]. IQ kırınım deseni kalitesini gösteren değerler olup, EBSD haritalarındaki görüntünün kontrast değerini ifade eden bir ölçüdür. Bu değer ne kadar düşükse, depolanan

dislokasyonların toplam miktarı o kadar yüksek olur [177]. Bu fark aynı zamanda yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip bölgeler (martenzit) ile düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip bölgeler (ferrit) arasında ayırım yapmak için kullanılmaktadır [177]. Piksel esaslı bir IQ haritasında düşük IQ değerlerine sahip olan tane sınırları ile düşük IQ değerli martenzit adacıklarının ayırt edilebilmesindeki güçlük nedeniyle yerel deformasyonun hesaplanmasında tane sınırlarının hesaplamaya katılmadığı KAM değerleri bu çalışmada kullanılmıştır.

Başlangıç malzemesinin iç yapısına ait IQ ve KAM haritası görüntüleri Şekil 38'de verilmiştir. IQ görüntülerindeki açık kontrastlı bölgeler ferrit tanelerini ve koyu kontrastlı bölgeler martenzit ya da dislokasyon yoğunluğu yüksek bölgeleri göstermektedir (Şekil 38 (a)-(c)). EBSD verilerinde indekslenemeyen (5° 'den büyük) bölgeler haritalarda beyaz alanlar olarak görülmektedir. KAM haritasındaki yeşil renkli bölgeler yüksek KAM değerlerine sahip martenzit ya da aşırı deforme olmuş ferriti ve mavi bölgeler ise düşük KAM değerlerine sahip ferriti göstermektedir. BM'nin sıcak haddelenmiş olmasından dolayı ferrit taneleri içinde dikkate değer deformasyon bölgeleri gözlemlenmemektedir. IQ haritasındaki koyu bölgeler KAM haritasındaki yeşil bölgeler olarak görülmektedir ve bu bölgeler martenzit adalarını göstermektedir. Martenzitik-ferritik çift fazlı bir çeliğin deformasyon öncesi durumunu gösteren mevcut çalışmadakine benzer bir KAM haritası Archie ve ark. [177] tarafından da rapor edilmiştir.

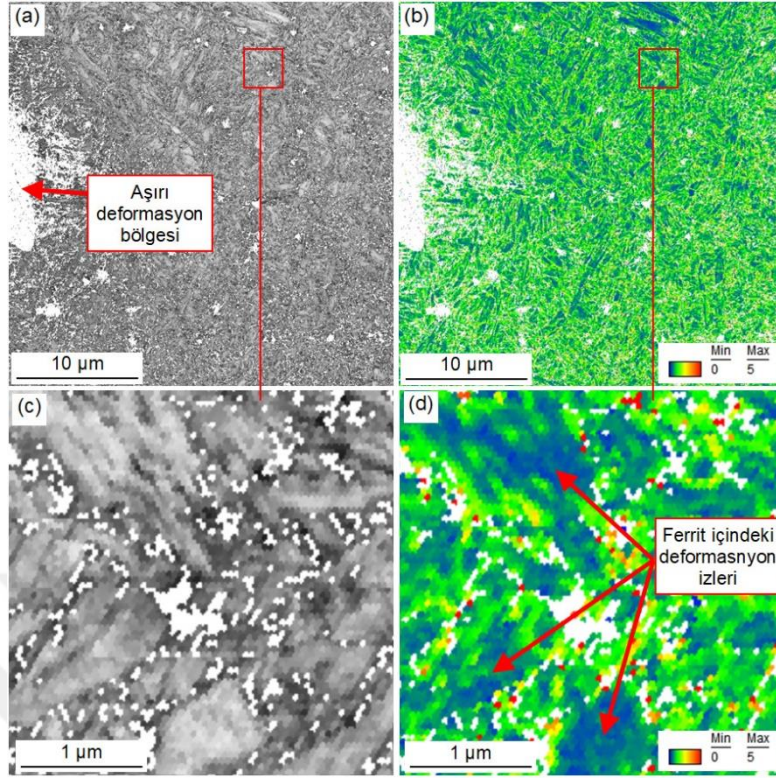
UE-KB-I, Şekil 38'de görüldüğü gibi aşırı plastik deformasyona uğramış ultra ince taneli bir yapı özelliği sergilemiştir. Bu bölgedeki baskın iç yapı ince martenzittir ve çok az oranda (%2) ferrit taneleri de gözlemlenmektedir. KAM değerleri ve haritaları geometrik olarak oluşması beklenen dislokasyonların (GND) yoğunluğu bakımından da yorumlanmaktadır [177]. GND'ler, bir tanedeki farklı yerlerde farklı deformasyon oranlarının karşılığı olarak oluşturulan ve sıfır olmayan bir net Burgers vektörü yapan dislokasyonlar olarak tanımlanmaktadır [178,179]. KAM ve GND'ler arasında kesin doğrusal bir ilişki olmamasına rağmen GND yoğunluğunun toplam deformasyon ile artacağı varsayılmaktadır [180,181]. Bu yüzden UE-KB-I'deki ince martenzit yapısı yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle Şekil 39 (b)'de yüksek KAM değerine sahip yeşil bölgeler olarak görülmektedir. Bunun yanısıra, bu bölgenin KAM haritasında ferrit taneleri içinde yeşil bölgeler olarak görülen deformasyon desenleri yüksek dislokasyon yoğunluğuna işaret etmektedir (Şekil 39 (d)).



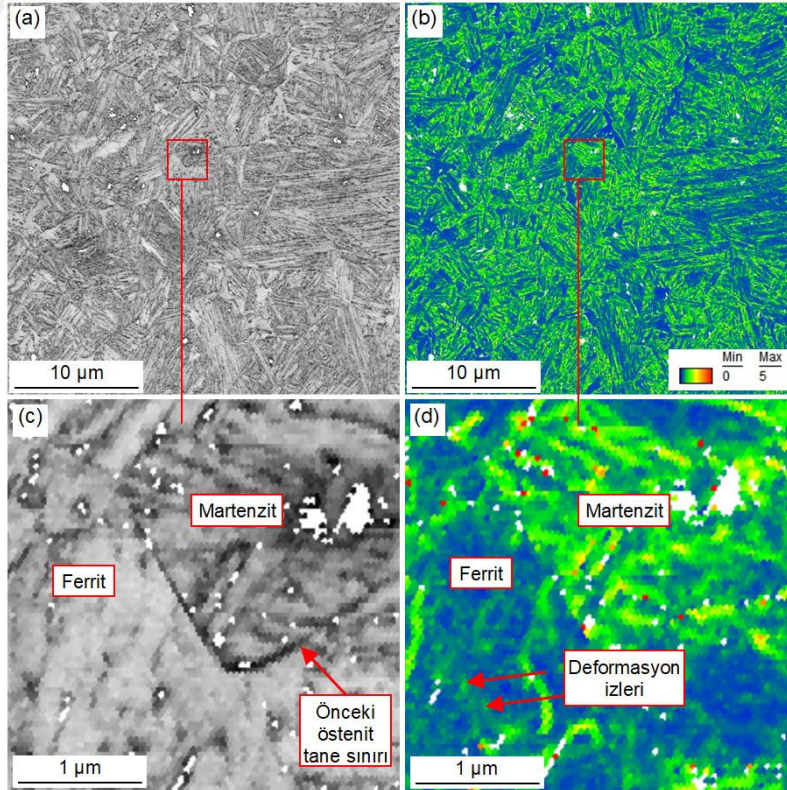
Şekil 38. BM'nin (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası

Ferrit taneleri içindeki dislokasyonlar SKİ sırasındaki plastik deformasyondan dolayı meydana geleceği gibi bu bölgedeki martenzitik dönüşümün neden olduğu çarpılmadan da kaynaklanmış olabilir. Ancak martenzitik dönüşümün neden olduğu dislokasyon birikimi Şekil 36 (d)'deki TEM iç yapısından görüleceği gibi tane sınırlarına yakın bölgelerde oluşmaktadır. Bu yüzden ferrit taneleri içinde görülen deformasyon desenleri SKİ sırasındaki plastik deformasyondan kaynaklandığı düşünülmektedir. KB-I'deki martenzitin hacimsel oranıyla uyumlu olarak bu bölgenin KAM haritasındaki deformasyon alanları (yeşil renkli bölgeler) azalmıştır. İgnemsi martenzit yapısı KAM haritasında yeşil bölgeler olarak görülmektedir (Şekil 40 (b)). Bu bölgedeki ferrit taneleri içinde deformasyon desenleri hala belirgin olarak gözlemlenmektedir (Şekil 40 (d)). KB-II'nin baskın beynit iç yapısının IQ ve KAM haritaları Şekil 41'de verilmiştir. Diğer karıştırma bölgelerine kıyasla (UE-KB-I ve KB-II) daha az deformasyon belirtileri KAM haritasından açıkça görülmektedir (Şekil 41(b)). Bu bölgedeki SKİ sırasında dönüşmemiş ferrit taneleri içindeki deformasyon izleri hala gözlemlenmektedir. Bununla birlikte beynitik yapı içindeki ferritin daha düşük yerel yönelim farkı açısına sahip olması düşük dislokasyon yoğunluğuna (mavi renkli bölgeler) sahip olduğu şeklinde yorumlanabilir. TMEB'deki ferrit tanelerinde

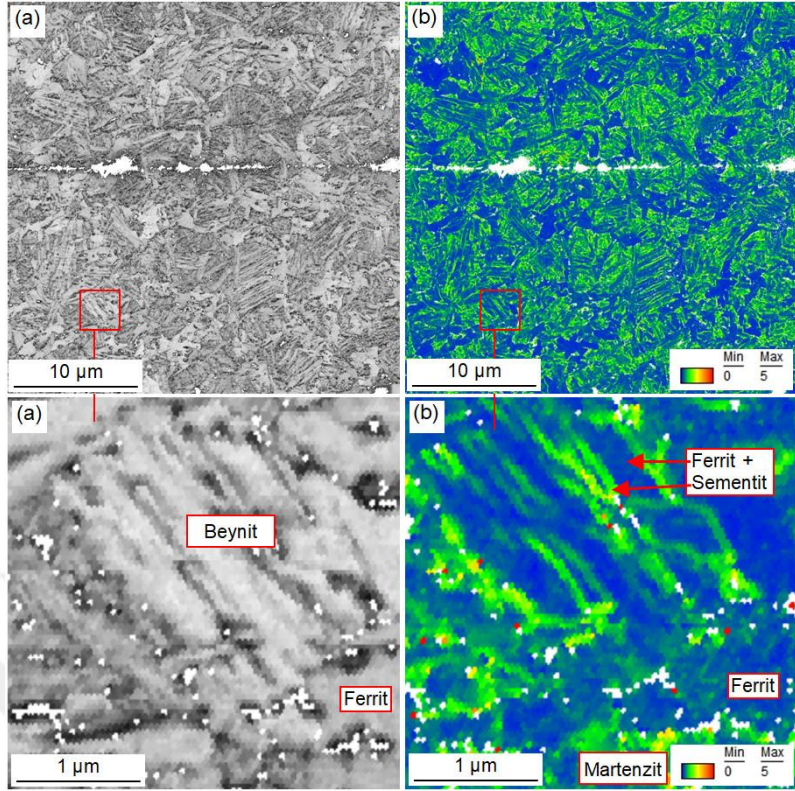
deformasyon desenleri (yeşil renkli desenler) Şekil 42 (b) ve (d)'de açıkça görülmektedir. Ancak KB'leri ile kıyaslandığında ferrit tanelerindeki deformasyon desenleri, başka bir ifade ile dislokasyon yoğunluğu oldukça azalmıştır. Imam ve ark. [182] SKK'nin deformasyon davranışı üzerine yaptıkları deneysel ve sayısal çalışma, sürtünme karıştırma işlem bölgesindeki en yüksek deformasyon miktarının takım ucu altında oluştuğunu ve takım ucundan uzaklaştıkça deformasyon etkisinin azaldığını göstermiştir. Dolayısıyla, mevcut çalışmada da iç yapıdaki deformasyon etkisinin takım ucu altında en yüksek değerde olması (UE-KB-I'in ortalama KAM değeri 1,09) ve uçtan uzaklaştıkça azalması beklenen bir durumdur (TMEB'in ortalama KAM değeri 0,53). K-IEB-II'nin IQ ve KAM haritası Şekil 43'de verilmiştir. K-IEB-II iç yapısındaki ferrit taneleri içinde herhangi bir deformasyon belirtisi gözlemlenmemiştir (Şekil 43 (b) ve (d)). Bu bölge kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi gibi çift fazlı çeliğin üretimine benzer bir ısı işleme maruz kaldığından oluşan iç yapının KAM değeri (0,42) başlangıç malzemesine oldukça yakın (0,38) bir değerdedir ve KAM haritaları büyük ölçüde benzerlik sergilemiştir. KA-IEB, A₁ sıcaklık çizgisinin altındaki bir sıcaklığa maruz kalması nedeniyle iç yapıdaki martenzit adaları temperlenmiştir. Bu bölgedeki temperlenmiş martenzit, Şekil 44 (b) ve (d)'deki KAM haritalarında yeşil alanlar içinde beliren mavi bölgeler olarak görülmektedir. Bunun nedeni yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip martenzitin daha düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip ferrit+sementite ayrışmasıdır. Ayrıca, BM'nin iç yapısının 512 °C sıcaklığa maruz kalması sonucunda ferrit tanelerindeki dislokasyonların yeniden düzenlenmesi neticesinde ferrit tanelerinin yerel yönelim farkı açısından bir miktar düşüş olmuştur. Bu düşüşün bu bölgedeki KAM değerlerinin (0,37) BM'ye (0,38) kıyasla az miktarda azalmasına yol açmış olabileceği gibi bu düşük fark BM'nin iç yapısal farklılığından da kaynaklanıyor olabilir.



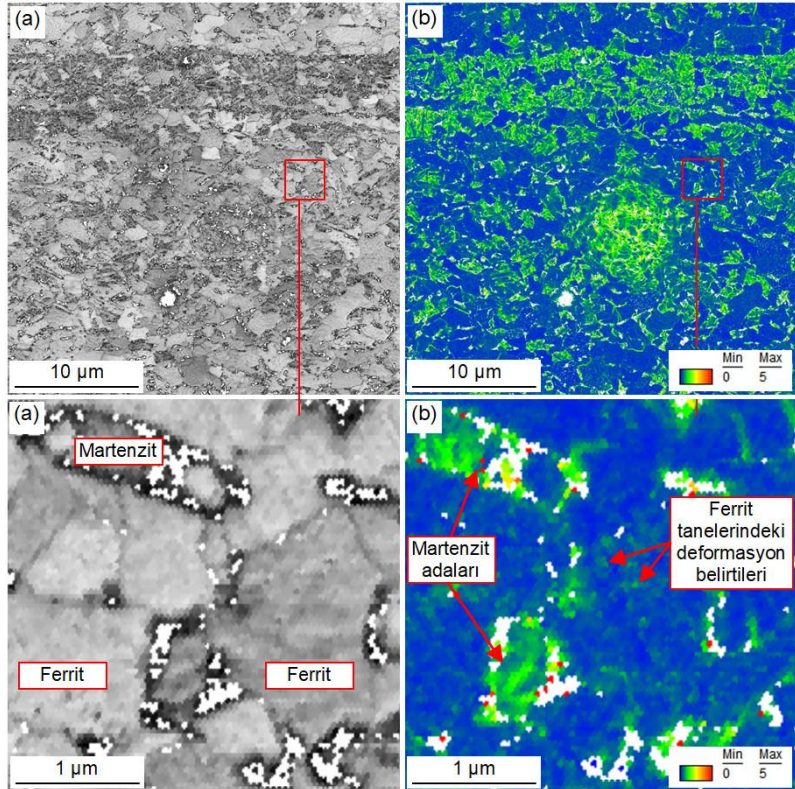
Şekil 39. UE-KB-I'nin (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası



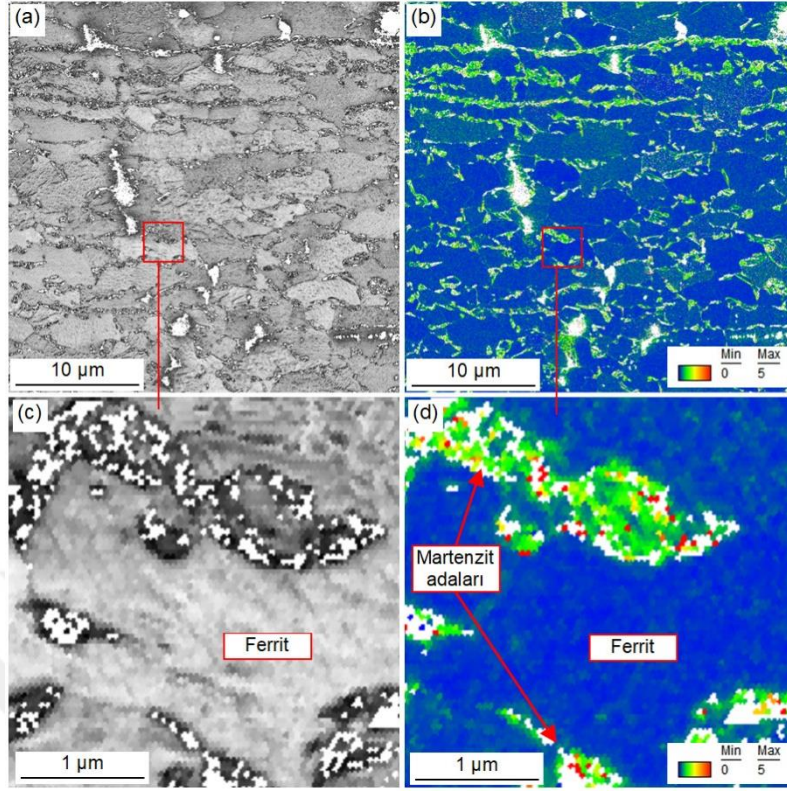
Şekil 40. KB-I'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası



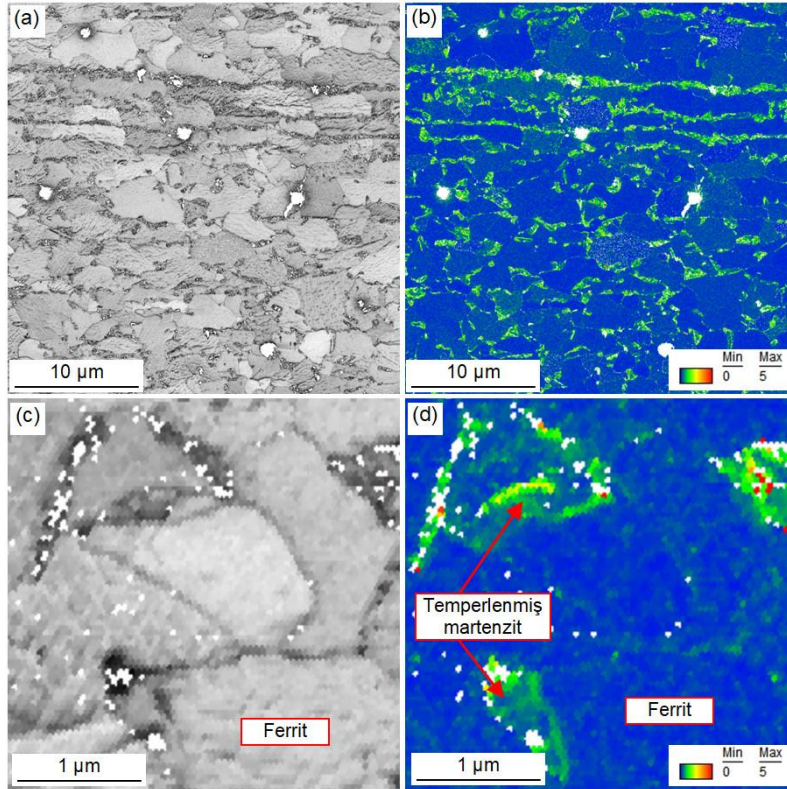
Şekil 41. KB-II'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası



Şekil 42. TMEB'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası

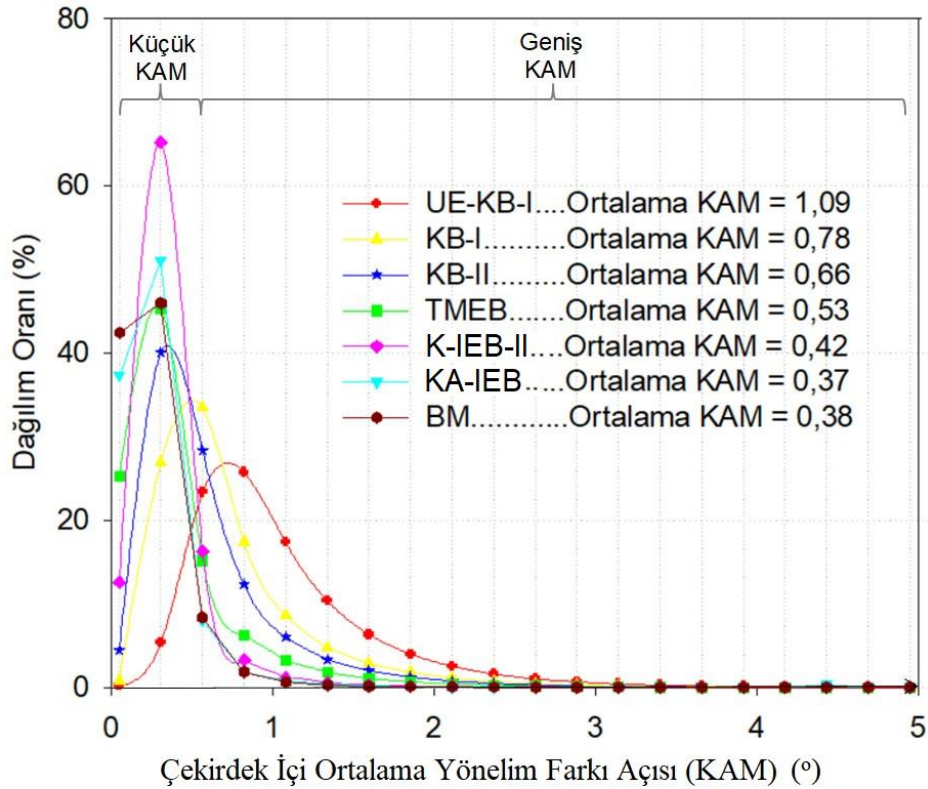


Şekil 43. K-IEB-II'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası



Şekil 44. KA-IEB'in (a) ve (c) IQ haritası, (b) ve (d) KAM haritası

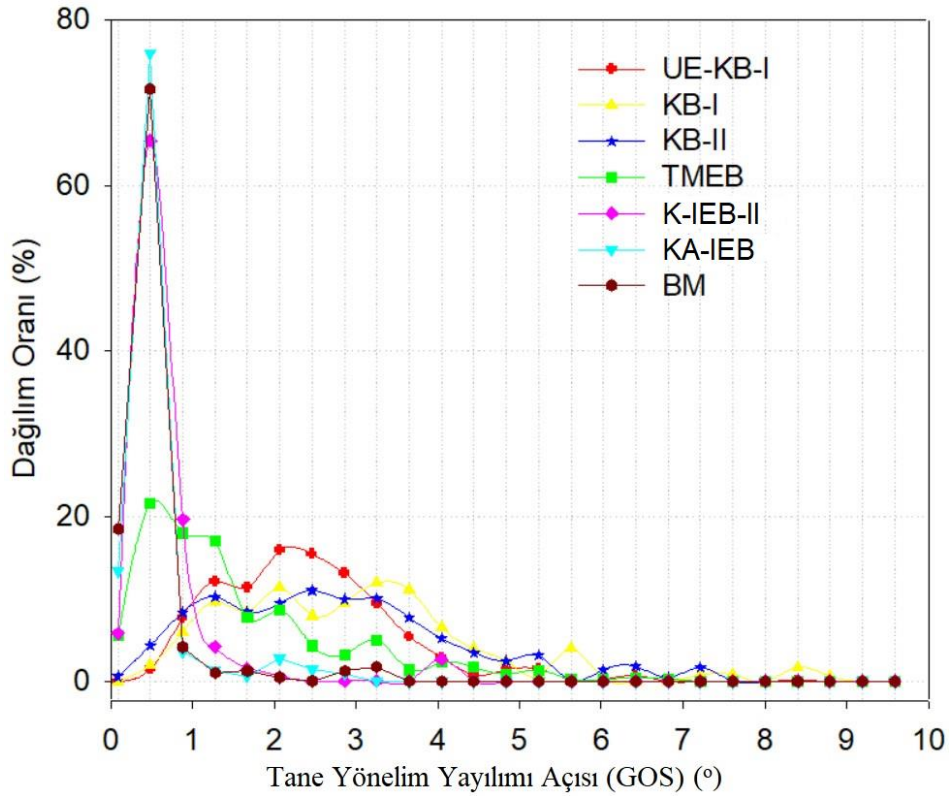
SKİ sırasında sıcak plastik deformasyona uğramış SKİ bölgelerinden elde edilen KAM dağılım grafiği Şekil 45’de verilmiştir. Bu şekilde gösterilen 1°’den küçük KAM dağılımlarının düşük yerel deformasyonu ve 1°’den büyük KAM dağılımlarının ise yüksek yerel deformasyona uğrayan alanları göstermektedir, yani düşük ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip alanların ayırt edilebilmesini sağlamaktadır [175]. Bu durum, SKİ sırasında plastik deformasyona maruz kalmayan bölgelerde (BM, K-IEB-II ve KA-IEB) dislokasyon yoğunluğu oldukça düşük seviyede dağılım göstermektedir. Dolayısıyla bu bölgelerdeki KAM değerleri birbirine oldukça yakın olarak elde edilmiştir. Bununla birlikte, işlem bölgelerinin maruz kaldığı plastik deformasyon oranı arttıkça KAM değerlerinin de arttığı ve daha geniş bir açıda dağılım sergilediği görülmektedir [173]. Ayrıca KAM eğrilerinin pik değerlerindeki düşüş yüksek oranda plastik deformasyona maruz kalan SKİ bölgelerinde dislokasyon düzenindeki homojensizliğin arttığına işaret etmektedir [183]. Plastik deformasyon miktarı arttıkça bu bölgelerin (TMEB, KB-II, KB-I ve UE-KB-I) KAM dağılım eğrileri beklenen deformasyon oranlarına uygun olarak yüksek KAM değeri bölgesine doğru genişlemektedirler. Buna paralel olarak, KAM ortalama değerleri yerel deformasyon miktarının da (dislokasyon yoğunluğu) arttığını göstermektedir [184].



Şekil 45. SKİ bölgelerinin ve BM'nin KAM açısı dağılım eğrileri

Yeniden kristalleşmiş ve deforme olmuş taneleri ayırt etmek için tane yönelim yayılımı (GOS) yaklaşımı yaygın olarak kullanılan etkili bir yöntemdir [173,185]. Bu yöntemde tanelerin ortalama yönelimi hesaplanır. Tane içindeki ölçülen her bir noktanın yönelimi ve tanelerin bu ortalama yönelim arasındaki yönelim farkı açısı hesaplanarak bu değer her bir taneye atanır. Diğer bir ifade ile GOS, bir tane içindeki her bir noktanın yönelimindeki ortalama sapma ile tanenin ortalama yönelimi olarak tanımlanmaktadır [173]. Dolayısıyla GOS yaklaşımında, SKİ sırasında dinamik olarak yeniden kristalleşen tanelerin yönelim yayılımı deforme olmuş tanelerden daha düşük olacağı anlamına gelmektedir [186].

Deforme olmuş tanelerin ortalama yönelim sapması daha büyük GOS değerlerine yol açan yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle daha yüksektir. Yeniden kristalleşmiş tanelerin dislokasyon yoğunluğunun düşük olması nedeniyle GOS değerlerinde düşük olması beklenir. SKİ sırasında herhangi bir plastik deformasyona maruz kalmayan BM, K-IEB-II ve KA-IEB'in GOS eğrisi düşük GOS açısı değerlerinde yüksek seviyede olduğu Şekil 46'dan açıkça görülmektedir. Plastik deformasyon içermeyen bu bölgelerin yüksek oranda düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip yeniden kristalleşmiş ferrit tanelerine sahip olduğu anlamına gelmektedir [186].



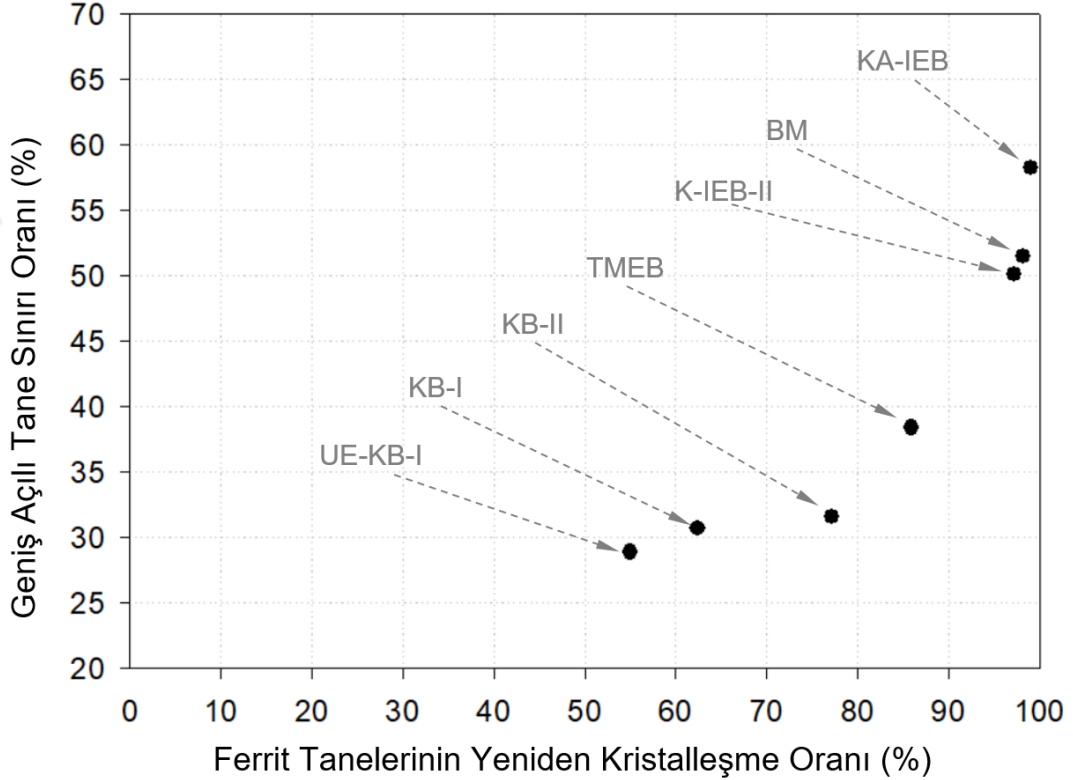
Şekil 46. SKİ bölgelerinin ve BM'nin GOS açısı dağılım eğrileri

SKİ sırasında plastik deformasyonun etkili olduğu KB'leri ve TMEB'de plastik deformasyonun oranına bağlı olarak iç yapıda oluşan yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle bu bölgelerin GOS eğrileri sağa doğru kayarak daha büyük GOS açıları sergilemiştir. UE-KB-I, yüksek GOS açılarında yüksek dağılım oranları sergilemiştir. Bu durum en fazla deformasyona uğramış ferrit tanelerinin UE-KB-I'de oluştuğuna işaret etmektedir. Bu durum Şekil 39 (b) ve (d)'deki bu bölgeye ait KAM haritalarında belirgin deformasyon izlerinden de teyit edilmektedir. SKİ bölgelerindeki plastik deformasyon miktarının giderek azalmasıyla UE-KB-I, KB-I, KB-II ve TMEB'in GOS eğrileri daha küçük GOS açılara doğru kaymaktadır.

Yeniden kristalleşmiş tanelerin oranını belirlemek için GOS değeri genellikle $2-3^\circ$ arasında bir eşik değeri seçilerek hesaplanması kabul görmüş bir yaklaşımdır [173,187,188]. GOS değerlerinin $2-3^\circ$ arasında benzer sonuçlar verdiği daha önce de rapor edilmiştir [189]. Bu yüzden bu çalışmada yeniden kristalleşmiş tanelerin oranı GOS değerleri $2,5^\circ$ 'de eşikleme yapılarak hesaplanmıştır. SKİ bölgelerindeki ferrit tanelerinin GOS yaklaşımıyla hesaplanan yeniden kristalleşme oranları KAM değerinin 1° de eşiklenmesiyle yapılan hesaplamadakiyle büyük benzerlik göstermiştir. GOS ve KAM ile yapılan yeniden kristalleşme oranlarındaki küçük farklar KAM hesaplamasında tane içi yerel ölçümleri esas almasından kaynaklanmaktadır. SKİ bölgelerinin GOS yaklaşımıyla hesaplanan yeniden kristalleşme oranı ve geniş açılı tane sınırları oranı değişim diyagramı Şekil 47'de verilmiştir. Deformasyona maruz kalmayan bölgelerin yeniden kristalleşme oranı oldukça yüksektir. KA-IEB bölgesindeki yeniden kristalleşme oranının (%99) BM'den (%98) çok az yüksek olması bu bölgenin maruz kaldığı ısı sürecinden olabileceği gibi BM'nin iç yapısındaki homojensizlikten de kaynaklanmış olabilir. K-IEB-II'nin yeniden kristalleşme oranı (%97) da BM'ye oldukça yakındır; çünkü bu bölgenin iç yapısı BM'nin iç yapı oluşumuna benzer bir ısı sürecine maruz kalmıştır. SKİ sırasında TMEB'den UE-KB-I'e doğru plastik deformasyonun etkisi artarken bu bölgelerin tamamen yeniden kristalleşmesini sağlayacak sıcaklığa maruz kalma süresi (5-7 saniye) oldukça sınırlı kalmaktadır. Bu sıcaklığa maruz kalma süresinin sınırlı olması nedeniyle bu bölgelerdeki yeniden kristalleşme tam olarak tamamlanamamakta ve kısmı olarak gerçekleşmektedir. SKİ bölgelerinin benzer sıcaklık etkisine aynı şekilde maruz kalması nedeniyle TMEB'den UE-KB-I'e doğru yeniden kristalleşme oranının azalacağı görülmektedir.

Şekil 47'den görüleceği gibi yeniden kristalleşmiş ferrit tanelerinin oranı arttıkça geniş açılı tane sınırının oranı da artmaktadır. Dolayısıyla, geniş açılı tane sınırları oranı aynı

zamanda yeniden kristalleşme oranı için bir ölçü olduğunu göstermektedir [172]. SKİ bölgelerindeki plastik deformasyon miktarı arttıkça GATS oranı azalırken alt yapı sınırlarının oranı artmaktadır. Bu durum, SKİ bölgelerindeki plastik deformasyon oranı arttıkça dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasının kısmi olarak aktif hale geldiğini göstermektedir çünkü GATS oranı belirgin bir şekilde azalmaktadır.



Şekil 47. SKİ bölgelerindeki yeniden kristalleşme oranı ve GATS oranı grafiği

3.3.3. Kristalografik Yönelim

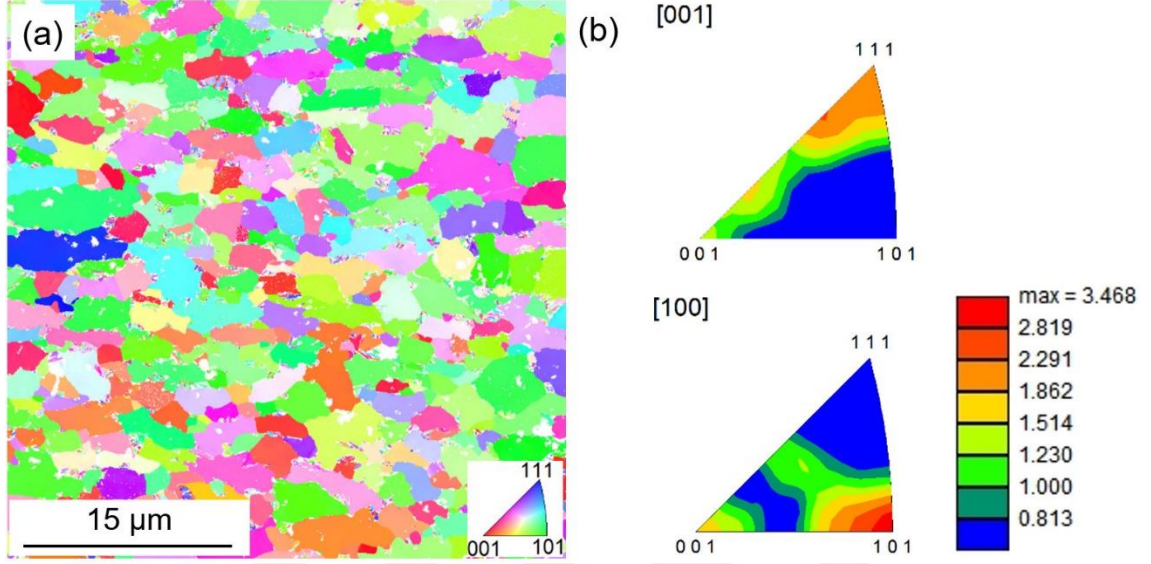
SKİ işleminin neden olduğu aşırı plastik deformasyon işlem bölgelerinde kristalografik yönelim oluşumuna yol açmıştır. SKİ bölgelerinin maruz kaldığı plastik deformasyona bağlı olarak söz konusu kristalografik yönelme SKİ bölgelerinde farklılık göstermiştir. Bu çalışmada haddeleme yönündeki ters kutup şekil haritası (IPF-RD) kullanılmıştır. Ters kutup şekillerinde normal yön (ND), [001] doğrultusuna paralel ve haddeleme yönü (RD), [100] doğrultusuna paralel olacak şekilde referans alınmıştır. DP 600 çeliğinin SKİ öncesi ve sonrasında farklı bölgelerinde oluşan kristalografik yönelim, ters kutup şekil haritası (IPF-RD) ve normal yön (ND) ve haddeleme yönü (RD) için ters kutup

şekilleri Şekil 48-54 (a) ve (b)'de verilmiştir. BM dokusunun maksimum yoğunluğu yaklaşık 3,46'dır ve bu yapının baskın dokusu (101) // RD şeklindedir. Daha az yoğunlukta (111) // ND doku bileşeni de mevcuttur (Şekil 48). Bu durum başlangıç malzemesinin üretimindeki sıcak ve soğuk haddelemenin kristalografik yönelim üzerindeki etkisinden kaynaklanmaktadır. Hacim merkezli kübik kristal yapısında, örneğin ferritik çeliklerde ve çift fazlı çeliklerde haddeleme sonrası gözlemlendiği rapor edilen doku bileşenleri bu çalışmada da bulunmuştur [190–192].

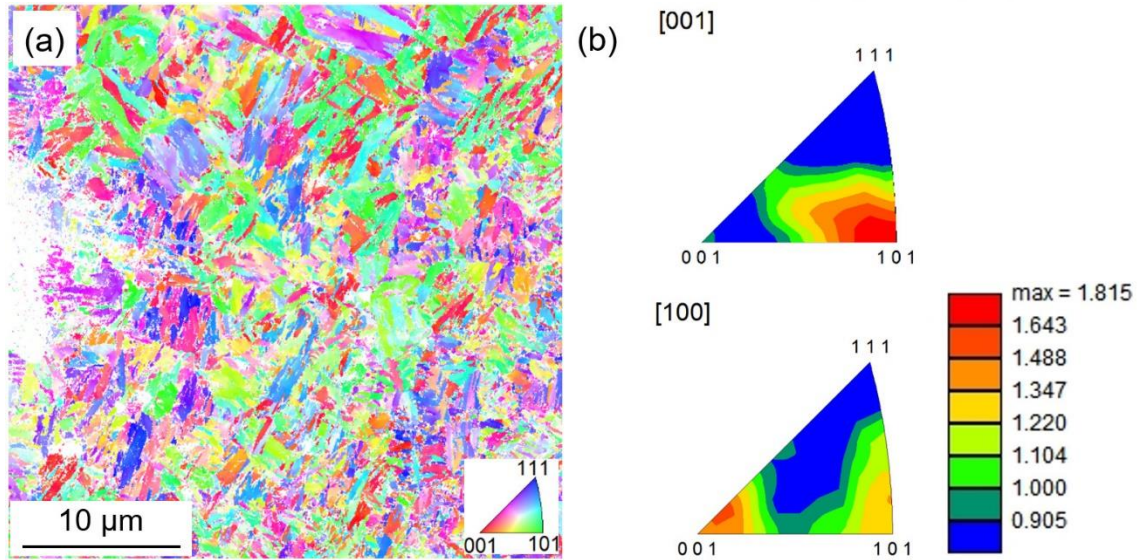
SKİ sırasında takım ucundaki şiddetli deformasyon UE-KB-I'in iç yapısındaki tane yapısının önemli ölçüde değişmesine yol açmıştır. Şekil 49 (a) ve (b)'den görüleceği gibi bu bölgedeki yapı ağırlıklı olarak martenzit olmuş, martenzit iğne ve plakaları farklı yönlerde olduğu için başlangıç malzemesine göre doku yoğunluğu azalmış (1,85) ve rastgele dağılıma yaklaşılmıştır. Bu zayıf doku özelliği UE-KB-I'deki deformasyon doğrultusunun üniform (tekdüze) olmadığına bir göstergesidir. KB-I'in iç yapısına ait ters kutup şekilleri ve haritası ve Şekil 50 (a) ve (b)'de verilmiştir. Bu bölgedeki doku yoğunluğu 2,54 seviyelerinde olup (101) // ND ve (111) // RD bileşenleri gözlemlenmektedir. Ayrıca bu bölgedeki doku bileşenleri (112-111) // RD simetri çizgisi boyunca bir boşluğu kapsamakta ve (112) // RD doku bileşenlerinde kümelenmeler yoğunlaşmıştır. Bu bölgede gözlemlenen (112) // RD dokusu Sharma ve ark. [193] tarafından ostenit fazındaki kayma sistemlerinin geleneksel gerilme eksenine doğru yönelmesine bağlanmıştır. Ray ve ark. [194] deformasyon kaynaklı martenzitte yönelim özelliğinin ostenitten miras kaldığını ve ostenitin kararlı son yöneliminin (112) // RD dokusuna yakın olduğunu bildirmişlerdir. Dolayısıyla KB-I'de gözlemlenen (112) // RD dokusu SKİ sırasında ostenitten kalan bir doku özelliği de olabilir. KB-II'nin iç yapısına ait ters kutup şekilleri ve haritası Şekil 51 (a) ve (b)'de verilmiştir. Bu bölgedeki kristalografik yönelim (111) // ND ve (101) // RD doku bileşenleri şeklinde ortaya çıkmıştır. KB-II'nin doku yoğunluğu 3,52 seviyelerindedir ve KB-I den (2,54) daha yüksektir.

KB-I ve KB-II'nin doku bileşenlerindeki ve yoğunluğundaki farklılık bu bölgelerin plastik deformasyon süreçlerinin birbirlerinden oldukça farklı olduğu anlamına gelmektedir. TMEB'in kristalografik yönelimi (111) // ND ve (101) // RD dokusunda güçlü ve sıkı bir kümelenme sergilediği Şekil 52'den görülmektedir. Plastik deformasyona maruz kalmayan K-IEB-II ve KA-IEB'in kristalografik yönelimi (111) // ND ve (101) // RD bileşenleriyle BM'ninkine oldukça benzer bir doku özelliği sergilemiştir (Şekil 53 ve Şekil 54). SKİ sırasında önemli derecede plastik deformasyona maruz kalan KB'leri ve TMEB'deki

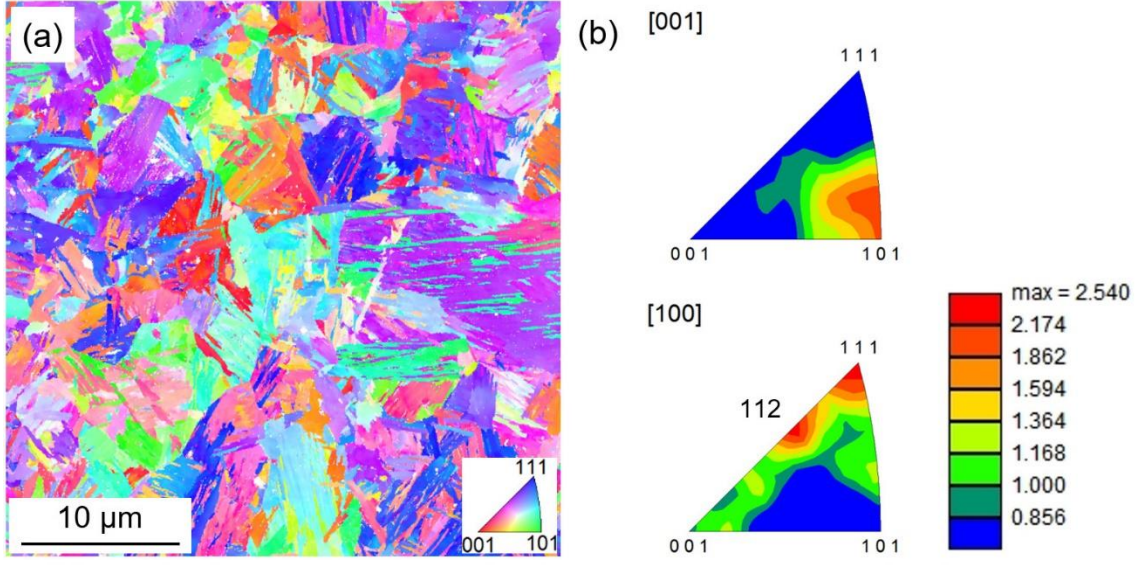
kristalografik yönelmelerin farklı doku özellikleri ve farklı yoğunluk değerleri göstermeleri bu bölgede SKİ sırasında malzeme akışının ve plastik deformasyon doğrultularının birbirinden oldukça farklı karakterde olduğunu göstermektedir.



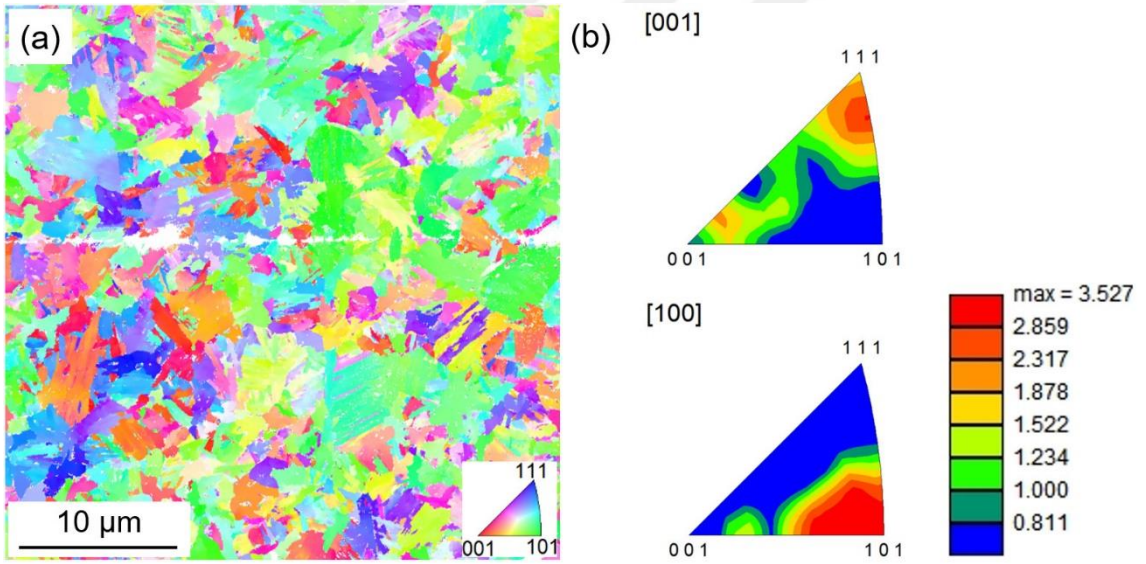
Şekil 48. BM'in (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri



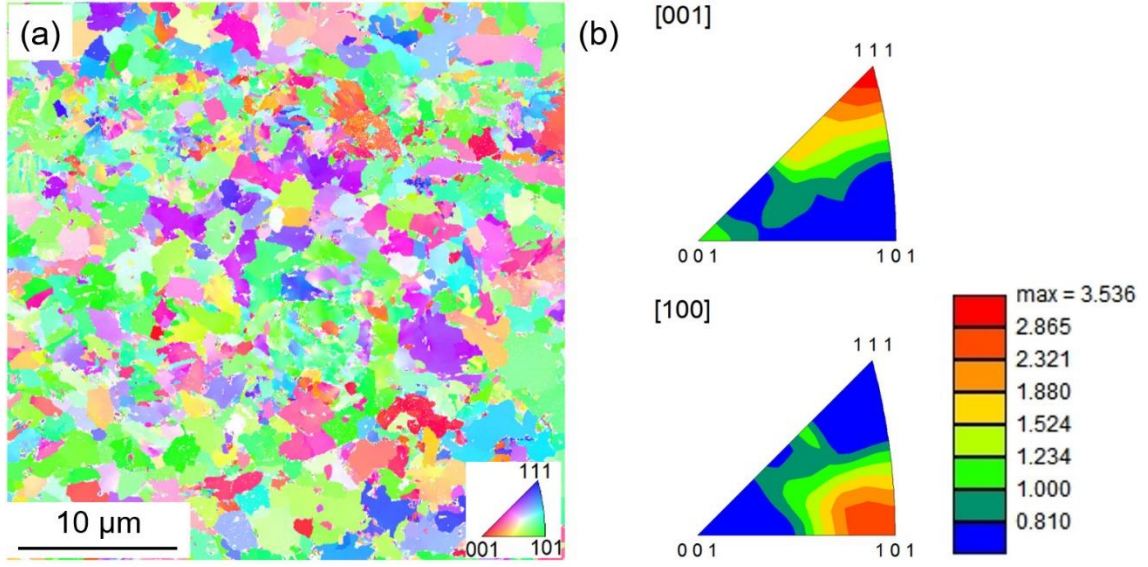
Şekil 49. UE-KB-I'e ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri



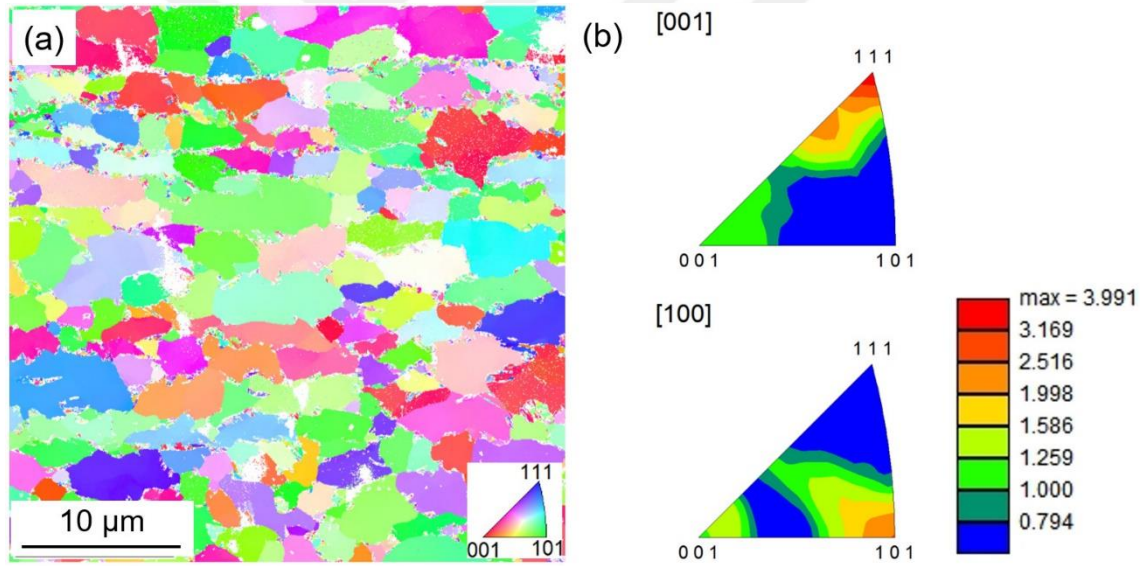
Şekil 50. KB-I'in (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri



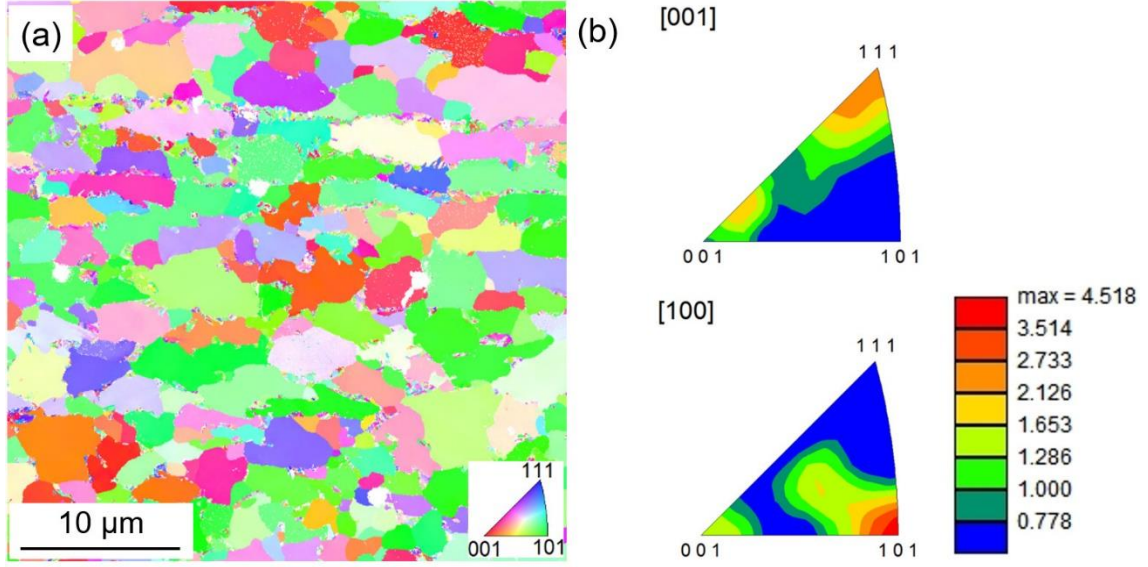
Şekil 51. KB-II'ye ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri



Şekil 52. TMEB'e ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri



Şekil 53. K-IEB-II'ye ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri



Şekil 54. KA-IEB'e ait (a) ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve (b) IPF şekilleri

3.3.4. Mekanik Özellik İncelemeleri

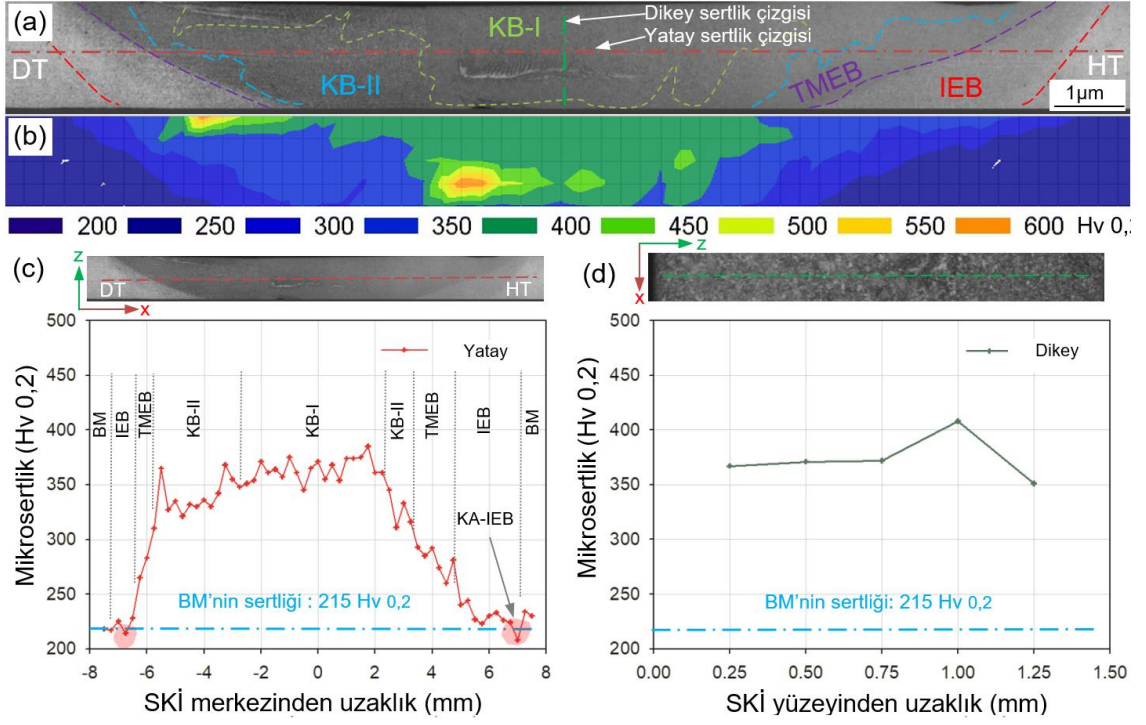
3.3.4.1. Sertlik

Sac plakalara uygulanan SKİ'nin malzemenin iç yapısında oluşturduğu değişimlerin bu bölgelerinin sertliği üzerindeki etkilerini incelemek için numunelerin tüm kesitlerini kapsayacak şekilde Vickers mikro sertlik ölçümleri sistematik olarak gerçekleştirilmiştir. SKİ uygulanan plakanın kesitinin bir iç yapı görüntüsü ve sertlik dağılımının algılanmasını güçlendirmek amacıyla renk haritası olarak düzenlenmiş hali, sırasıyla Şekil 55 (a) ve (b)'de verilmiştir. Ayrıca, SKİ maruz kalan plakaların kalınlık ve genişliğinin merkezinden alınan yatay ve dikey mikrosertlik profilleri Şekil 55 (c) ve (d)'de verilmiştir. Bu sertlik dağılım haritası, plastik deformasyonun, malzeme akışının ve işlem sırasında oluşan ısı etkisinin neden olduğu farklılıkları da açıkça göstermektedir. Başlangıç malzemesinin 215 HV 0,2/10 olan sertlik değeri KB-I'de 350-450 HV arasında değişmektedir ve Şekil 56 (a) 'da ortalama 400 HV olan koyu yeşil bir alan olarak görülmektedir. 400 HV sertliğe sahip KB-I'in iç yapısı martenzit, beynit ve ferrit karışımından oluştuğu Şekil 26 (b)'den de açıkça görülmektedir. Dövme tarafına doğru uzanan KB-I'i gösteren koyu yeşil renkli bölge, dönen uç ile hareket eden malzeme akışının etkisini göstermektedir. Karmaşık malzeme akışının ve aşırı plastik deformasyonun etkisi, pim ucunun hemen altında yüksek sertliğe sahip yerel alanlar (turuncu) olarak görülmektedir. Pimin altındaki UE-KB-I'in sertliğinin KB-I'den

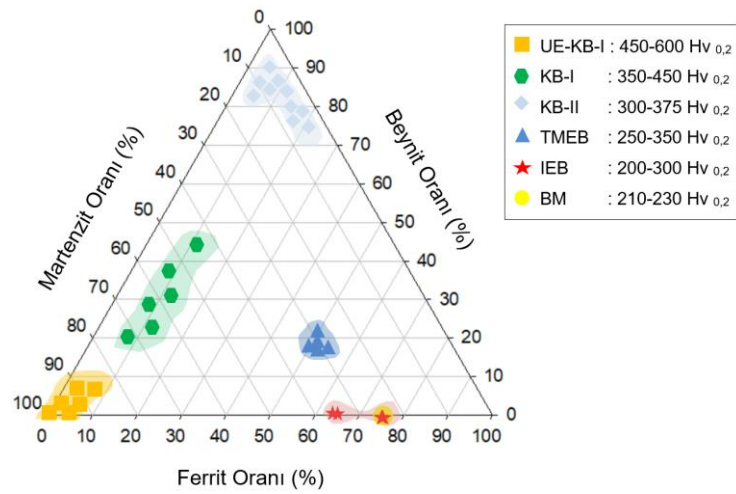
daha yüksek olması bu bölgedeki ultra ince taneli yapıya ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna atfedilmektedir [36,74]. Yaklaşık 550 HV sertliğe sahip UE-KB-I'in iç yapısı, Şekil 26 (c) ve (d) 'de görüldüğü gibi neredeyse tamamı ince iğnemsiz martenzittir. Ayrıca, bu bölgede % 2 oranında bulunan ferritin ortalama tane büyüklüğü 0,79 μm olarak belirlenmiştir. UE-KB-I'de pimin yoğun deformasyonunun etkisi nedeniyle oluşan ultra ince taneli iç yapının (Şekil 26 (c) ve (d)) neden olduğu sertlik artışı Şekil 55 (d) 'deki dikey sertlik profilinden görülebileceği gibi karıştırıcı ucun çevresinde yüksek bir sertlik değerine yol açar. KB-I'i çevreleyen açık mavi renkli KB-II'nin sertliği 300-375 HV aralığında ölçülmüştür (Şekil 55 (b)). Bu bölgenin iç yapısı, Şekil 26 (e)'deki SEM görüntülerinden görüldüğü gibi ferrit ve iğnemsiz martenzit içeren baskın bir beynitik yapı özelliği sergilemektedir. KB-II dışındaki mavi renkte (Şekil 55 (b)) gösterilen TMEB'in sertliği 250-350 HV arasındadır ve iç yapısı Şekil 26 (g) 'de görüldüğü gibi martenzit adası, beynit ve ferrit karışımından oluşmaktadır. IEB'in sertliği 200-300 HV arasındadır. K-IEB-I sertliği yaklaşık 250 HV'dir ve bu bölgenin iç yapısı daha ince ferrit ve martenzit adasından oluşmaktadır (Şekil 27 (c)). K-IEB-II'nin (Şekil 27 (d)) iç yapısı BM'ye çok yakındır ve bu bölgenin sertlik değeri 230 HV'dir. KA-IEB'in sertliği, BM sertliğinin biraz altındadır ve en düşük sertlik değeri 200 HV olarak ölçülmüştür. KA-IEB'deki bu sertlik düşüşünün nedeni yapıdaki martenzitin temperlenmesinden kaynaklanmaktadır (Şekil 27 (d)) [195]. KA-IEB'deki bu hafif sertlik düşüşü, Şekil 55 (c)'deki yatay sertlik profilinde açıkça görüldüğü gibi çok dar bir bölgede (yaklaşık 250 μm) meydana gelmektedir.

SKİ bölgelerinin iç yapısında belirlenen faz oranlarının ölçülen sertlik değerleri ile ilişkisini gösteren üçlü diyagram Şekil 56'da verilmiştir. KB-I'deki martenzit fazının hacimsel oranı % 100 ila % 80 arasında değişmektedir. Martenzit faz oranının neredeyse % 100 olduğu UE-KB-I'in sertlik değeri 600 HV civarında ölçülmüştür. Diğer taraftan, KB-I yapısı içinde % 80 martenzit fazına sahip iç yapının sertlik değeri yaklaşık 350 HV'dir. KB-II'nin iç yapısı % 75 ila % 85 arasında beynit içerir ve sertlik değeri 300-350 HV aralığında ölçülmüştür. TMEB, KB'lerine kıyasla daha az plastik deformasyona uğrarken, takım piminin sürtünme ısısına maruz kalır ve bu etkilerle ortaya çıkan iç yapı yaklaşık olarak % 27 oranında martenzit içermektedir. K-IEB-I, yaklaşık 832 °C sıcaklığa maruz kalmakta olup, bu bölgenin iç yapısı yaklaşık % 65 ferrit ve % 35 martenzit karışımından oluşmaktadır. TMEB'in bitişiğindeki K-IEB-II ise yaklaşık 753 °C sıcaklığa kadar erişerek neredeyse BM ile aynı faz oranında % 75 ferrit ve % 25 martenzitten oluşan bir iç yapıya sahiptir. Başlangıç malzemesi ferrit matrisi içinde dağılan martenzit adalarından oluşur.

TMEB ile BM arasında yaklaşık 512 °C sıcaklığa maruz kalan ve martenzit adalarının temperlenmesiyle sonuçlanan KA-IEB çok dar bir bölgede en düşük 200 HV sertliğe sahip bir bölgedir. Sonuç olarak, SKİ bölgelerindeki sertlik değerleri, iç yapıdaki fazların oranlarıyla uyumlu bir dağılım sergilemektedir.



Şekil 55. (a) SKİ uygulanan plaka kesitinin optik iç yapı görüntüsü (b) SKİ uygulanan plaka kesitinin mikrosertlik haritası, (c) SKİ numunesinin yatay mikrosertlik dağılımı ve (d) SKİ numunesinin dikey mikrosertlik dağılımı

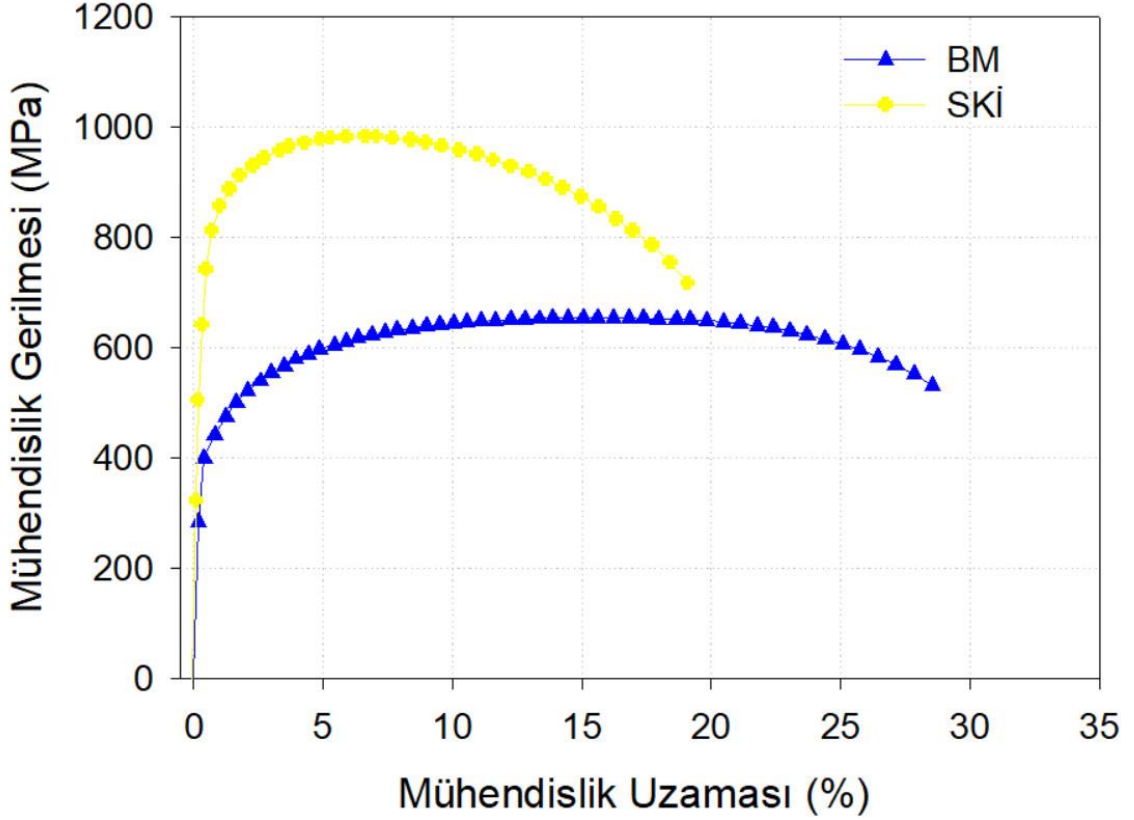


Şekil 56. SKİ bölgelerindeki faz oranlarının mikrosertlik üzerindeki etkilerini gösteren üçlü diyagram

3.3.4.2. Çekme Deneyinden Elde Edilen Değerler

Şekil 57, BM ve SKİ uygulanmış numunelerin mühendislik gerilme ve mühendislik uzama eğrilerini göstermektedir. Bu çekme eğrilerinden elde edilen mukavemet ve süneklik değerleri Tablo 5'de özetlenmiştir. BM numunesinin akma dayanımı (σ_a) ve çekme dayanımı (σ_c), sırasıyla yaklaşık 396 MPa ve 645 MPa'dır. Üniform uzama (ϵ_u) ve toplam uzama (ϵ_t) değerleri sırasıyla yaklaşık % 16 ve % 28'dir. Uygulanan SKİ'den sonra elde edilen numuneler mekanik özellik ve şekillendirilebilirlik açısından karşılaştırıldığında N9 numunesinin optimum özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir. Optimum şartların elde edildiği numunede akma ve çekme dayanımlarının BM'ye göre sırasıyla % 90 ve % 52'lik artış gösterdiği ve 756 MPa ve 984 MPa değerlerine ulaştığı görülmüştür. Ayrıca bu numunenin üniform uzama değerinin % 7,0 ve toplam uzama değerinin % 19 olduğu belirlenmiştir. Bu numunede elde edilen mukavemet artışı uygulanan aşırı plastik deformasyon sonucunda iç yapıdaki tane incelmenin yanı sıra yapıdaki iğnemsiz martenzit ve/veya beynit gibi sert fazların hacimsel olarak artış oranı ile artmaktadır [64,196]. Şekil 26 (b) ve (c)'deki SEM görüntüleri ve Şekil 28'de gösterilen ferritin tane büyüklüğü dağılımları SKİ bölgesindeki iç yapının tane boyutundaki incelmeyi destekler. Ayrıca, SKİ'den sonra KB-I'deki AYS'lerin oranı Şekil 29 (d)'de gösterildiği gibi, % 44'ten % 59,2'ye artmıştır. AYS'lerin artan oranı, SKİ numunesinin mukavemet artışına katkıda bulunan alt yapıların (Şekil 36 (c)'de gösterildiği gibi) oluşmasından kaynaklanmaktadır [197]. Dolayısıyla SKİ bölgesindeki dislokasyon yoğunluğunun artması, mukavemet artışının diğer bir nedenidir [198]. SKİ numunelerindeki uzama değerleri, BM'ye kıyasla belirgin bir şekilde azalmış olsa da, SKİ numunesinin çekme eğrisinden elde edilen tokluk değeri (3,15) BM'ninkinden (3,70) çok az düşüktür. SKİ sonrasında süneklik değerlerindeki azalma iç yapıda ferrit faz oranındaki azalmanın yanı sıra pekleşme özellikleri ile de ilgilidir. SKİ'den sonra, mukavemet katsayısı (K) 1050 MPa'dan 1640 MPa'a yükselirken, pekleşme üsteli (n) 0,18'den 0,14'e düşmüştür. SKİ numunesinin pekleşme üstelindeki azalma, tane boyutunun azalmasına ve dislokasyon yoğunluğunun artmasına bağlı olabilir [199]. Çok kristalli metallerdeki ana sertleşme mekanizmasının, diğer dislokasyonların ve GATS gibi diğer iç yapısal engellerin dislokasyon hareketini engellemesiyle olduğu iyi bilinmektedir [200]. Tane boyutundaki azalma tane sınırı oranının artmasına neden olarak dislokasyonların hareket edebileceği yolu kısaltır [74]. Ayrıca AYS oranının artmasıyla artan dislokasyon yoğunluğu dislokasyon hareketini sınırlamaktadır [169]. Boyun vermeye yol açan bir mikro

çatlak başlatma için gerekli dislokasyon birikimi bu işleme katkıda bulunan daha fazla taneler ya da yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle daha düşük plastik deformasyonda meydana gelmektedir [201]. Sonuç olarak, boyun verme daha küçük plastik deformasyonda daha erken başladığından uniform uzama ve toplam uzama değerleri de SKİ sonrasında azalmaktadır [202].



Şekil 57. Başlangıç malzemesi ve SKİ uygulanmış sac numuneye ait mühendislik gerilme-uzama eğrileri

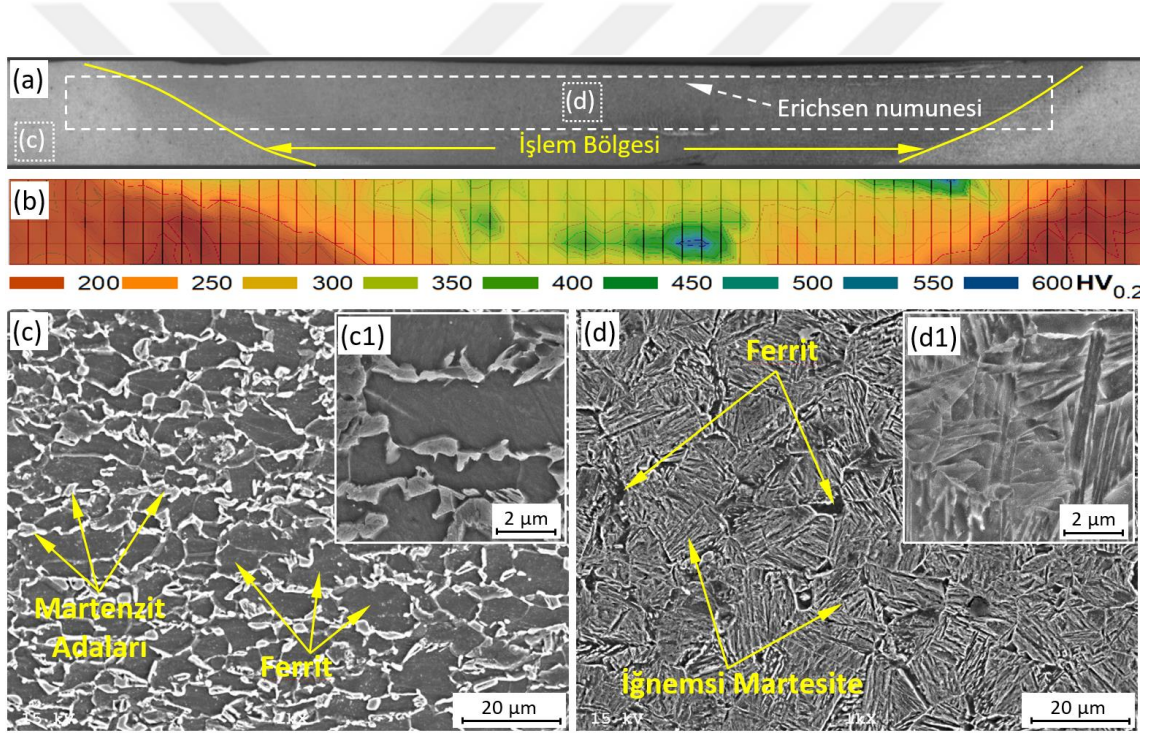
Tablo 5. Başlangıç malzemesi ve SKİ uygulanmış sac numuneye ait mukavemet ve süneklik değerleri

Numune	Özellikler							
	σ_a (MPa)	$\sigma_{\check{c}}$ (MPa)	$\epsilon_{\check{u}}$ (%)	ϵ_t (%)	K (MPa)	n	T (Joule)	R (Joule)
BM	396 ±11	645 ±7	16 ±1	28 ±1	1050	0,18	3,70	0,03
SKİ (N9)	756 ±18	984 ±22	7 ±1	19 ±2	1640	0,14	3,15	0,05

3.3.5. Şekillendirilebilirlik Özelliklerinin İncelenmesi

3.3.5.1. Erichsen Şekillendirilebilirliği

SKİ uygulanan malzemeden hazırlanan numunelerin germe şekillendirilebilirlik özellikleri Erichsen deneyi ile belirlenmiştir. SKİ'ye tabi tutulmuş sac malzemeden hazırlanan Erichsen numunesinin konumu ve bu numunenin iç yapısının SEM görüntüleri Şekil 58'de verilmiştir. Hazırlanan Erichsen numunesinin kenar kısımları ise işlem bölgesinde TMEB ve IEB olup bu bölgeler deney düzeneğinde pot çemberi altında kalmaktadır.



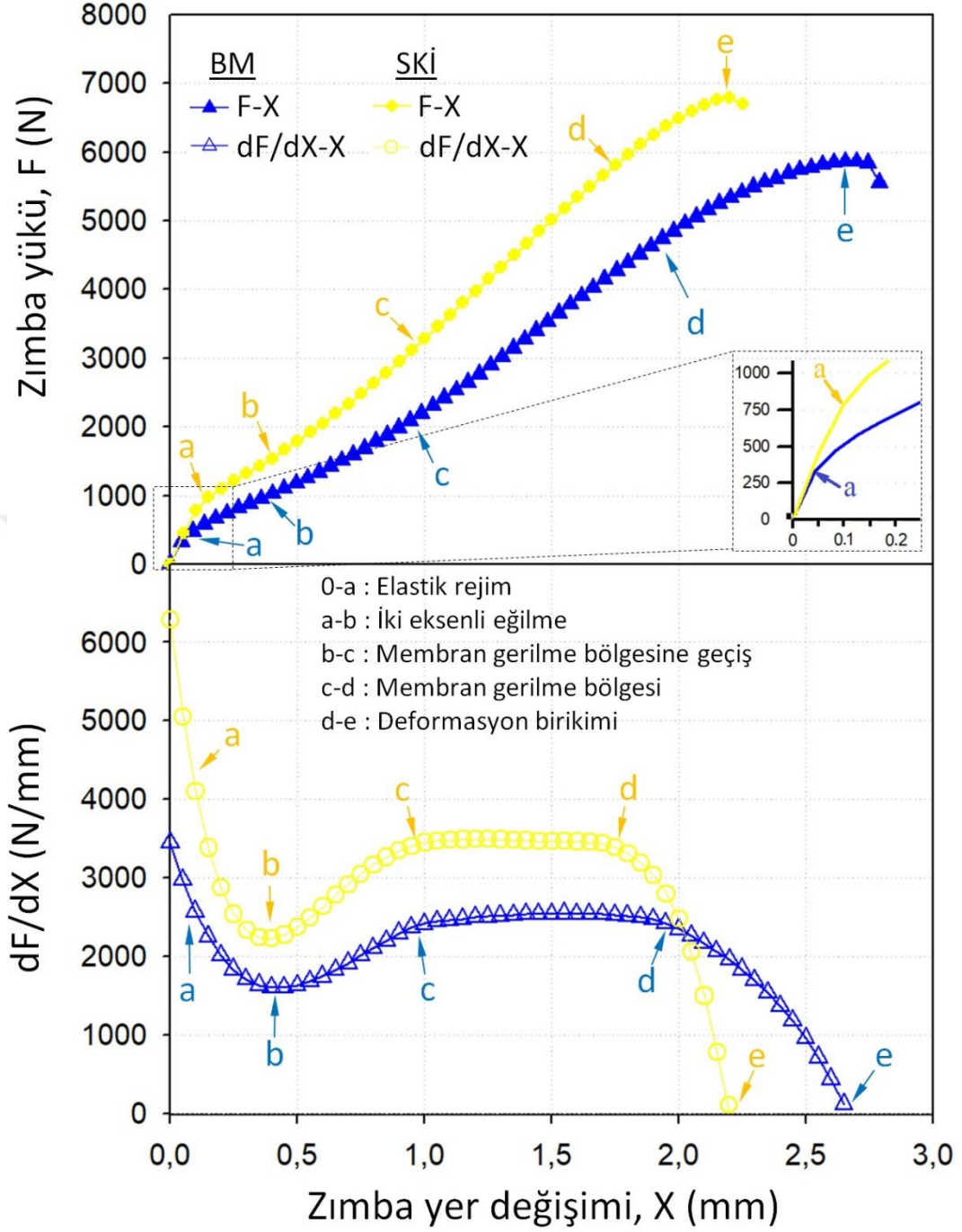
Şekil 58. (a) SKİ uygulanmış plakanın enine kesit iç yapı görüntüsü ve bu bölgeden hazırlanan Erichsen deney numunesinin konumu, (b) SKİ uygulanmış bölgenin renkli sertlik dağılım haritası, (c)-(c1) BM'nin SEM iç yapı görüntüsü, ve (d)-(d1) Erichsen deney numunesinin iç yapısını gösteren SEM görüntüleri

BM ve SKİ uygulanmış malzemeden hazırlanan numunelerin Erichsen deneyi, deney sırasında zımba hareket miktarına göre ölçülen zımba yükü eğrileri Şekil 59'da verilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen Erichsen indeksi (EI) ve EI'deki zımba kuvveti değerleri de Tablo 6'da verilmiştir. Bu eğriler üzerindeki deformasyon bölgeleri beş farklı aşamada incelenebilir. Bu aşamaları birbirlerinden ayırmak için, zımba kuvvetinin (F) zımba yer

değiştirmesine (X) göre birinci dereceden türevi hesaplanmış ve $dF / dX - X$ eğrileri Şekil 59' da verilmiştir. Birinci aşama, çoğunlukla elastik deformasyon ile karakterize edilen orijinden (0 deformasyon noktası) doğrusal değişimin gözleendiği bölge (a) arasındaki doğrusal elastik bölgedir. Deformasyon sırasında kuvvetin doğrusal değiştiği aşamada (0-a), numunedeki akma yüzeyi zımbanın numuneye temas noktasından numune kalınlığı boyunca yayılır [64,203]. Numunelerdeki ilk akma belirtisinin gözleendiği zımba yer değiştirme mesafesi, BM'de yaklaşık 0,04 mm ve SKİ uygulanmış numunede ise yaklaşık 0,10 mm değerindedir. 0-a bölgesi, elastisite modülü, akma gerilmesi ve pekleşmenin bir kombinasyonu ile karakterize edilmektedir [203,204]. İkinci aşama, doğrusallığın değişip plastik deformasyonun başladığı bölgedir. $dF/dX - X$ eğrisinde eğim, artan yer değiştirme (X) ile azalmakta ve bu aşama en düşük dF/dX değerinin görüldüğü "b" noktasında sona ermektedir [205]. İki eksenli deformasyonun oluştuğu "a-b" aşamasında esas olarak plastik bükülme meydana gelmektedir. Bu bükülme aşamasından sonra iki eksenli deformasyonun geliştiği membran tarzı uniform deformasyona geçiş oluşmaktadır (aşama "b-c"). En dıştaki radyal doğrultudaki gerilmenin şekillendirilen numunenin kesiti boyunca oluşan gradyanı bükülme etkisiyle membran tarzı deformasyona geçişindeki zımba yer değiştirmesinin bir fonksiyonu olarak ifade edilebilmektedir [206]. Bu aşama, $dF/dX - X$ eğrisindeki belirgin geçişler ile daha net bir şekilde görülebilmektedir. Bu sırada numunede, kubbe duvarına etki eden iki eksenli çekme gerilmesi etkisiyle incelmektedir [207]. "c-d" noktaları arasında $dF/dX - X$ eğrisi membran tarzı deformasyonun gerçekleşmeye devam ettiği bölgedir. Bu aşamada numunenin duvar kalınlığı, membran tarzı deformasyon nedeniyle uniform şekilde azalır [207,208]. Oluşan şekil değişimiyle numune kalınlığındaki azalma karşılığında meydana gelen deformasyonun etkisi oluşan pekleşme ve dayanım artışı ile birbirlerini dengeleyerek zımba kuvvetinin artmasına karşılık $dF/dX - X$ eğrisinin yaklaşık olarak sabit kalmasına neden olmaktadır [209]. "d" noktasından sonra devam eden şekil değişiminin numunede bölgesel deformasyon birikimine neden olmasıyla numunede boyun verme etkisi başlar. Bu aşamada, zımba kuvvetinin artış hızı yavaşlayarak "e" noktasında tepe değerine ulaşırken, $dF/dX - X$ eğrisinde belirgin bir azalmanın görülmesiyle birlikte EI'de sıfır değerine ulaşmaktadır. Artan zımba yer değişimi miktarı ve oluşan heterojen deformasyon sonucunda erişilen "e" noktası bölgesinde, boyun verme etkisinin yüksek olduğu bir konumda çatlak oluşumu meydana gelmektedir [203]. "e" noktasından sonra kuvvetin hızla düşmesi, oluşan çevresel çatlak/çatlakların ilerlemesi ve heterojen deformasyonun etkisiyle kuvvet taşıma kapasitesinin hızla azalmasından kaynaklanmaktadır [207,210]. Erichsen

testindeki deformasyon aşamaları göz önüne alındığında, membran türü deformasyon halinin, numunenin şekillendirilebilirliği ile ilgili en ayırt edici aşama olduğu sonucuna varılabilir [104]. Membran türü gerilme halini etkileyen en kritik faktörün, numunenin pekleşme kapasitesi olduğu ileri sürülmektedir [104,211]. Bu nedenle, daha yüksek bir Erichsen indeksi ve daha iyi şekillendirilebilirlik özelliği, plastik kararsızlığın başlangıcındaki gecikme ve daha yüksek pekleşme kabiliyeti ile elde edilmektedir [104].

SKİ'ye tabi tutulan numunelerin mekanik özelliklerinde oluşan değişiklikler, bu numunelerin şekillendirilebilirlik özelliklerinde de önemli değişiklikler ortaya koymuştur. BM ve SKİ uygulanmış numunelere uygulanan Erichsen deneyinde, SKİ uygulanmış numunelerin elastik bölgede BM'den daha yüksek bir yük taşıma kapasitesi ve daha fazla şekil değiştirme özelliği ortaya koyduğu görülmektedir. Bu durum SKİ'den sonra numunenin akma dayanımındaki önemli artışı göstermektedir [208]. SKİ'li numune için iki eksenli eğilme aşaması, erişilen yüksek akma dayanımı sayesinde BM'den daha yüksek gerilme değerinde ve şekil değiştirme miktarında başlar ve BM ile neredeyse aynı şekil değiştirme miktarıyla tamamlanır ("b" noktaları). SKİ'li numunede ise, homojen düzlem gerilme bölgesi BM'ye kıyasla daha düşük deformasyon miktarında tamamlanmaktadır [211]. Sonuç olarak, SKİ'li numunedeki membran gerilme etkisinde oluşan deformasyon aralığı BM'ye kıyasla kısaldır. Bu durum, SKİ'de oluşan pekleşme etkisinin malzemenin deformasyon kabiliyetini azaltmasından kaynaklandığı söylenebilir. SKİ'ye tabi tutulan numunede boyun verme ve çatlak oluşumu aşamasındaki ulaşılan deformasyon miktarının BM'den daha düşük olması, SKİ bölgesinin iç yapısındaki beynit ve martenzit gibi iğnemsî yapıların oluşturacağı çentik etkisinin, çatlak ilerlemesine olan katkısından kaynaklanmaktadır [212–214]. Bu nedenle, BM'nin EI'sı uygulanan SKİ sonrasında 2,7 mm'den 2,2 mm mertebelerine düşmüştür. Bununla birlikte, SKİ'den sonra malzemenin dayanımında önemli artış gözlenmiş ve Erichsen testi sırasında BM için 5864 N olan F_{EI} zımba kuvveti değerinin, SKİ uygulaması sonrasında yaklaşık 6795 N'a yükseldiği saptanmıştır.

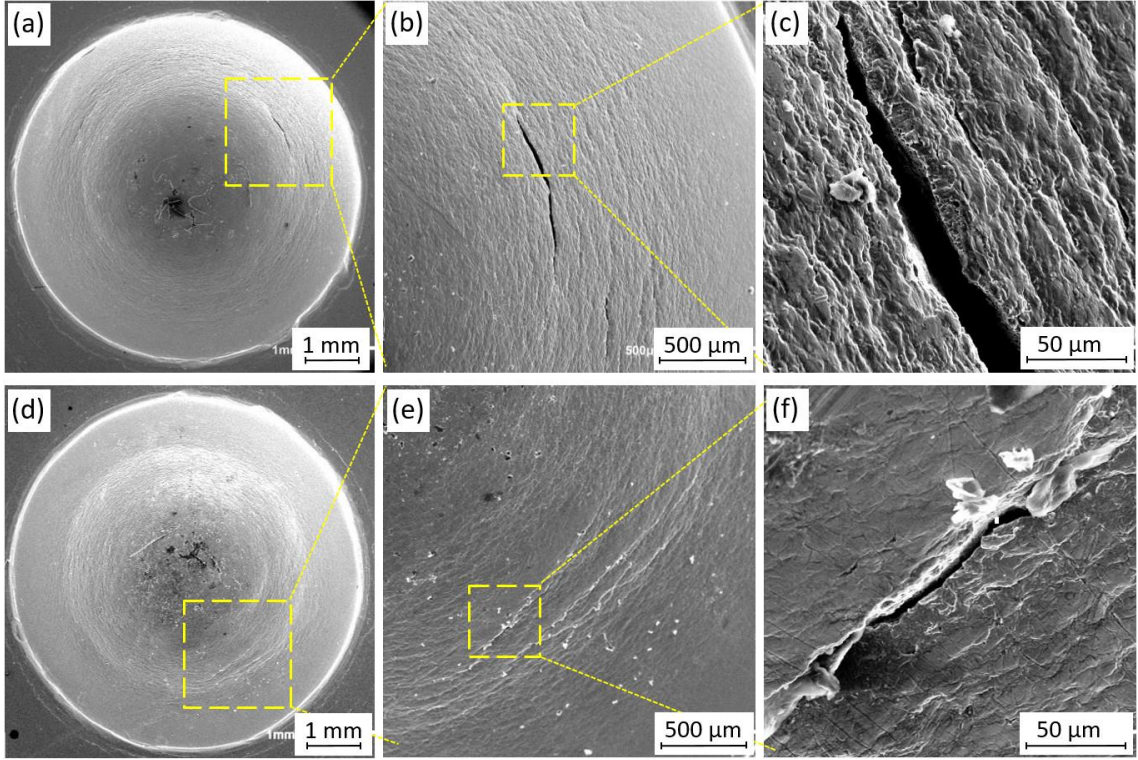


şekil 59. Erichsen deneyi esasında kaydedilen BM ve SKİ'li numunelerin zimba kuvveti (F) – zimba yer değişirmesi (X) eğrisi ve dF/dX – zimba yer değişirmesi (X) eğrileri

Tablo 6. BM ve SKİ'li Erichsen numunelerinden elde edilen şekillendirilebilirlik değerleri

Numune	Erichsen indeksi (EI) (mm)	Erichsen indeksinde ulaşılan kuvvet (F _{EI}) (N)
BM	2,7 ± 0,2	5864 ± 65
SKİ	2,2 ± 0,4	6795 ± 93

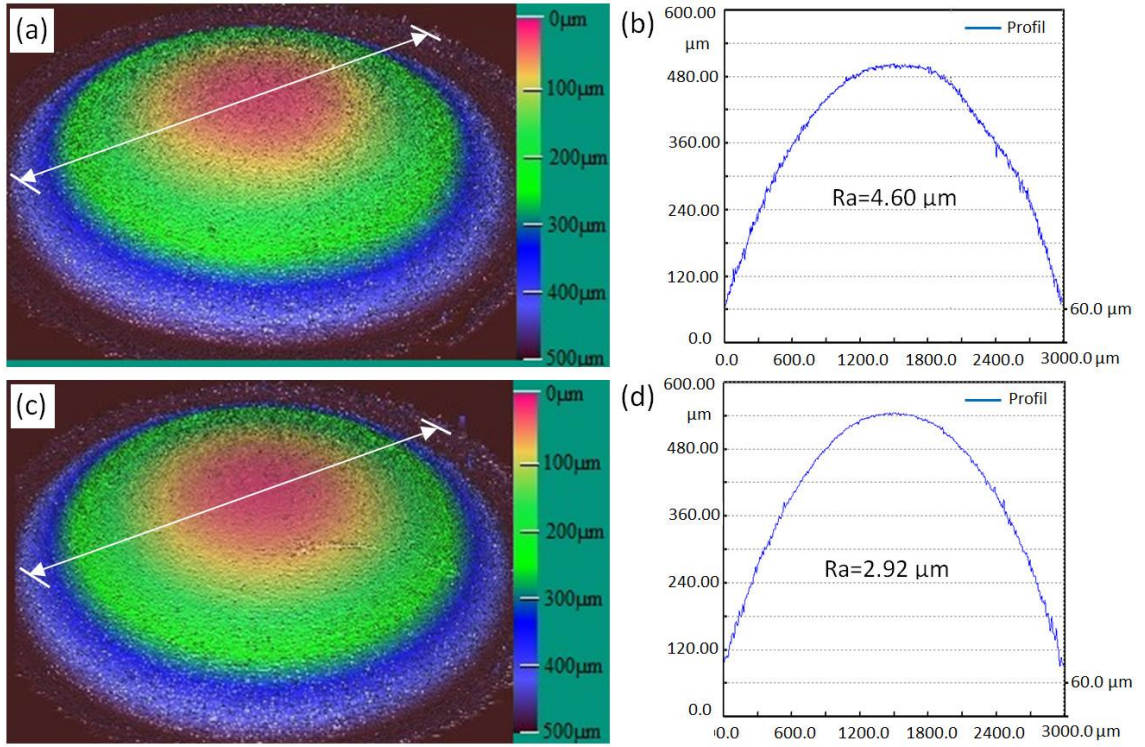
Erichsen testinden sonra, numunelerin serbest kubbe yüzey görüntüleri ve detay görüntüleri Şekil 60'da verilmiştir. Şekil 60 (b) ve (e)'de, zımba ucunun yakınındaki incelenmiş kısımda yerel deformasyonlara bağlı olarak bazı mikro çatlak oluşumlarına rastlanmıştır. Bu mikro çatlaklar etrafında oluşan plastik deformasyon izlerinin belirgin etkileri yüzeyde “portakal kabuğu etkisi” olarak bilinen dalgalanmalara neden olmuştur (Şekil 60 (c) ve (f)). Genellikle sac malzemelerin derin çekme gibi şekillendirme işlemi sonrasında oluşan portakal kabuğu etkisi, kristalografik yönelim farkından dolayı iri tanelerdeki deformasyon tutarsızlığına bağlanmaktadır [215,216]. Çatlak bölgesinde görülen böyle bir portakal kabuğu etkisi, Erichsen deneyi sonrasında BM numunesi yüzeyinde (Şekil 60 (c)) SKİ uygulanmış numunede (Şekil 60 (f)) daha belirgin olarak gözlemlenmektedir.



Şekil 60. Erichsen testi sonrası numune kubbe yüzeylerinin SEM görüntüleri (a)-(c) BM ve (d)-(f) SKİ'li numune

SKİ sonrasındaki tane boyutu, morfolojisi ve tane sınırı özelliklerindeki önemli değişiklikler, çift eksenli deformasyon sırasında oluşan portakal kabuğu etkisinin azalmasına yol açmıştır. Saray ve ark. [208] Erichsen deneyine tabi tutulan IF-çeliğinin kubbe yüzeyi üzerindeki portakal kabuğu etkisinin tane incilmesi sayesinde önemli ölçüde azaldığını rapor etmişlerdir.

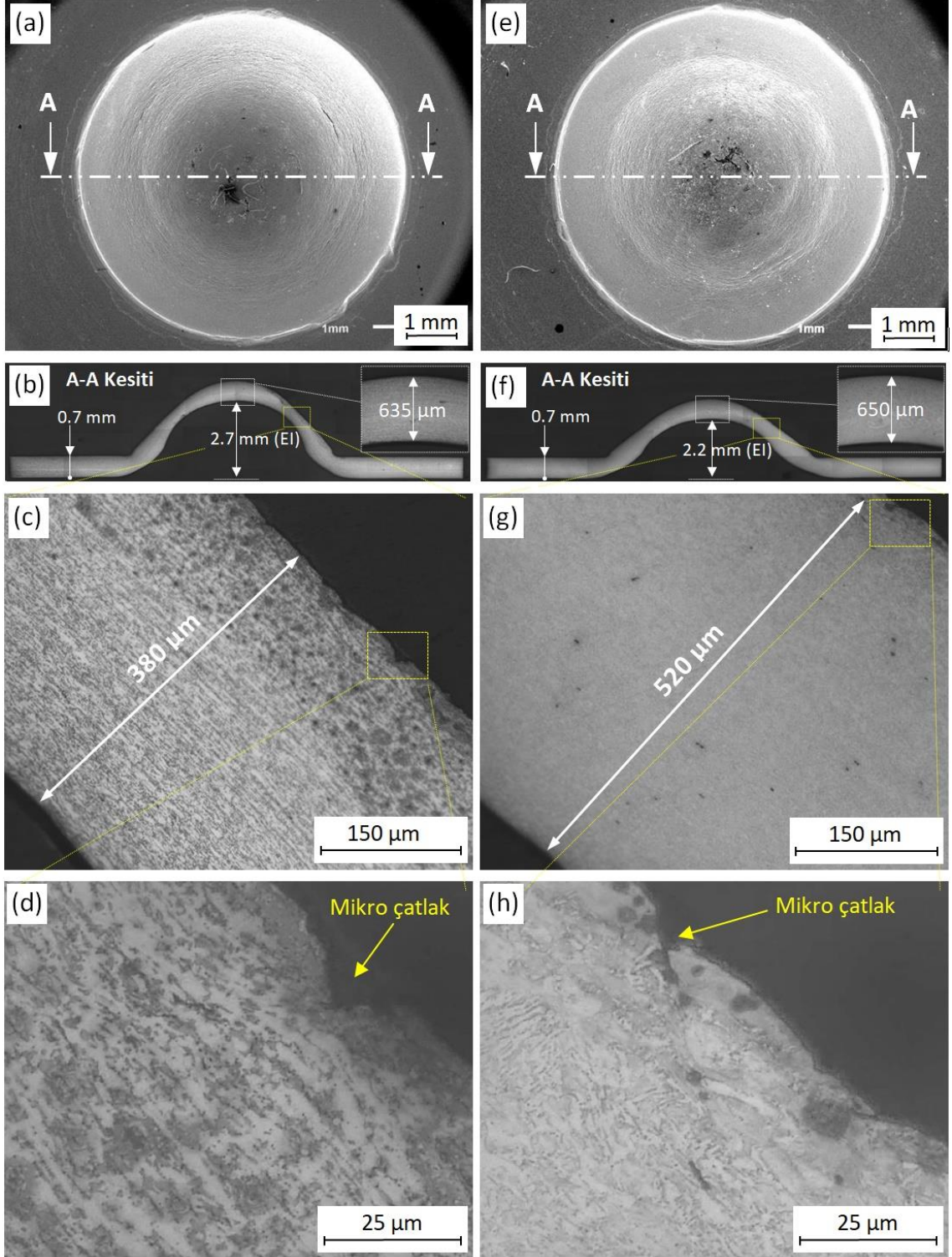
Erichsen deneyi numunelerinin yüzeyindeki pürüzlülük değerini tespit etmek amacıyla numunelerin serbest kubbe yüzeyleri optik profilometre ile incelenmiştir. Optik profilometrenin 3B ve 2B sonuçları Şekil 61'de gösterilmektedir. Numunelerin Erichsen numunelerindeki kubbe bölgesi yüzeyinin 3B görüntüsü, SKİ'nin pürüzlülük değerinin BM'ye oranla daha düşük olduğunu göstermektedir (Şekil 61 (a) ve (c)). Erichsen testinden sonra BM ve SKİ numunelerinde ortalama yüzey pürüzlülük değerleri sırasıyla $4,90 \mu\text{m}$ ve $2,62 \mu\text{m}$ olarak bulunmuştur (Şekil 61 (b) ve (d)). SKİ'den sonra yüzey pürüzlülüğündeki iyileşme, SKİ bölgesindeki tane yapısının incelmeye bağlanabilir [64,208].



Şekil 61. Erichsen deneyi sonrasında numunelerin kubbe yüzeylerinin optik profilometre ile görüntülenen üç boyutlu yüzey haritası ve yüzey pürüzlülük grafikleri (a)-(b) BM ve (c)-(d) SKİ'li numune

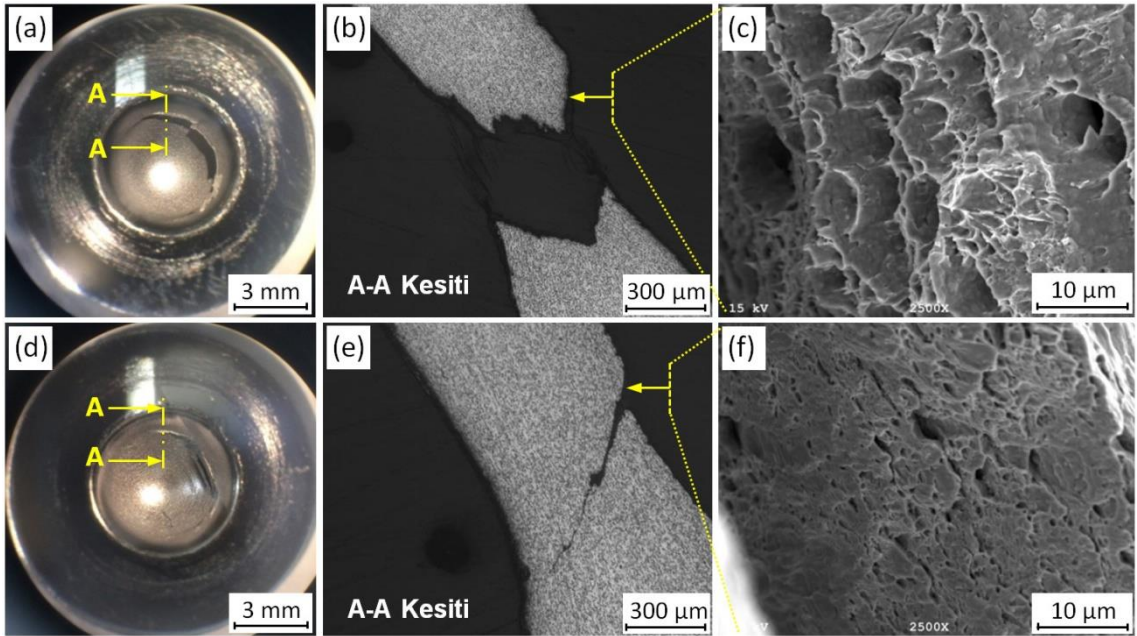
Erichsen testine tabi tutulmuş numunelerin iki eksenli gerilme etkisi altındaki bölgelerinin kalınlığı ve bu bölgelerdeki yüzeysel çatlak başlangıçları Şekil 62'de verilmiştir. Şekil 62'de verilen kesit görüntüleri hem BM, hem de SKİ numunelerinin aksenal simetriye sahip olarak kesitlerindeki kalınlıkların nispeten homojen bir dağılımda olduğunu göstermektedir (Şekil 62 (b) ve (f)). Başlangıç kalınlıkları $700 \pm 5 \mu\text{m}$ olan Erichsen numunelerinde zımba ucunun numuneye temas ettiği bölgede, deney sonrası ölçülen

kalınlıklar, BM numunesinde $635 \pm 5 \mu\text{m}$ ve SKİ uygulanmış numunede ise $650 \pm 5 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. İncelenen bu bölge için numunelerin çok az miktarda incelmiş oldukları Şekil 62 (b) ve (f)'de görülmektedir. Numune kubbe kalınlığındaki bu incelme iki eksenli deformasyondan ve zımba ara yüzü ile numune arasındaki sürtünmenin neden olduğu aşınmadan kaynaklanmaktadır [208,217]. Erichsen numunesinin kubbe duvarında belirli bir deformasyondan sonra kalınlıkta incelme sonucunda boyun verme oluşmaya başlamaktadır. Daha sonra ilerleyen deformasyon lokal olarak gelişen ize deformasyonların neden olduğu çatlak oluşumuna kadar bu boyun bölgesinde numune duvar kalınlığını inceltmeye devam etmektedir. Yüzeyde çatlaklar çekirdeklenmeye başladığında BM ve SKİ numunelerinin kalınlığı sırasıyla $380 \mu\text{m}$ ve $520 \mu\text{m}$ mertebelerindedir (Şekil 62 (c) ve (g)). Erichsen testi sonrasında numune yüzeyinde çekirdeklenen bir çatlağın görünümü Şekil 62 (d) ve (h) 'de gösterilmektedir. SKİ'li numunelerin BM numuneleriyle karşılaştırıldığında, elde edilen sınırlı deformasyon miktarının homojen deformasyon kabiliyetinin (üniform şekil değişimi) daha düşük olmasından kaynaklanabileceği düşünülmektedir [208,217].



Şekil 62. Erichsen testi sonrası numunelerin kubbe yüzey görüntüsü, enine kesit görüntüleri, kesitteki kalınlık değişimleri ve yüzey çatlak görüntüleri; (a)-(d) BM numunesine ait görüntüler ve (e)-(h) SKI'li numuneye ait görüntüler

Test edilen Erichsen numunelerindeki kırılma profilinin ve kırılma yüzeylerinin daha ayrıntılı incelenebilmesi için, Şekil 63 (a) ve (d)'de gösterildiği gibi kubbe yüzeyinin numune duvarlarından ayrılincaya kadar zımbanın daha fazla ilerlemesine izin verilmiştir. Hem BM hem de SKİ'li Erichsen numuneleri sünek bir kırılma özelliği sergilemiştir. Bu durum boyun verme ve çatlak oluşumunun önemli miktardaki plastik deformasyonların ardından meydana gelmesine bağlanabilir. Nitekim, Erichsen testinden sonra, numunelerin kırılma profili hem BM'de (Şekil 63 (b)) hem de SKİ numunede (Şekil 63 (e)) sünek kırılma özelliği sergilemiştir. Sünek kırılma karakteri, Şekil 63 (c)'de görüldüğü gibi BM numunesinin kırılma yüzeyinde küçük ve büyük mikro çukurcuklar ile iki farklı dağılım göstermektedir. Böyle bir kırılma yüzeyinin çift fazlı çeliklerinin karakteristik bir özelliği olduğu ifade edilmiştir [218]. Diğer taraftan, SKİ'li numunedeki kırılma yüzeyinde çok sayıda ince çukur bulunmasına rağmen mikro boşluklarla birlikte büyük düz yüzeyleri de içerdiği için esas olarak yarılmaya benzer bir kırılma gibi görünmektedir (Şekil 63 (f)) [219]. Aynı zamanda, kırılma yüzeyindeki çukurcuklar, BM'den daha ince ve daha sığ derinliktedir. Bu nedenle, BM'deki daha büyük ve derin çukurlar SKİ'li numuneye kıyasla daha yüksek süneklik özelliği sergilemektedir.



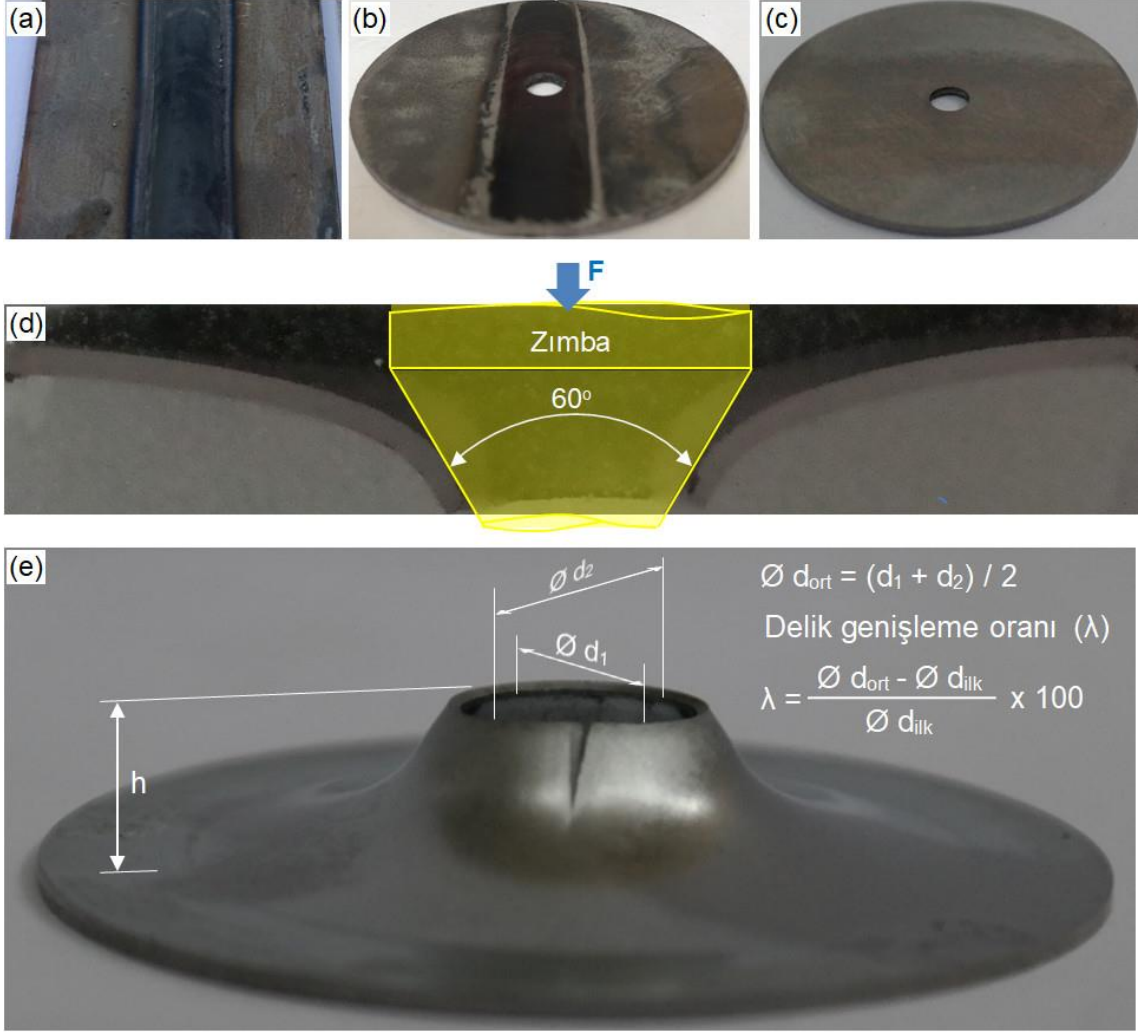
Şekil 63. Erichsen testi sonrası numunelerin genel bir görünümü, kırılma yüzey profili ve kırılma yüzeyi iç yapıları; (a)-(c) BM'li numunesi ve (d)-(f) SKİ'li numune

3.3.5.2. Delik Genişleme Şekillendirilebilirliği

Otomotiv gövde elamanlarının üretiminde sac levhaların kenar kıvrırma işlemleri yaygın uygulanan imalat yöntemlerinden biridir. Bu tür parçalarda uygulanan kenar kıvrırma işlemi sırasında oluşan kenar çatlakları sık karşılaşılan problemlerin başında gelmektedir [220]. Kenar biçimlendirilebilirliği, sac levhanın kırılma ile hasara uğramadan istenilen geometriye dönüşebilme kabiliyeti olarak tanımlanır [221]. Kenar biçimlendirilebilirliğini karakterize etmek için yaygın olarak uygulanan yöntemlerden biri delik genişletme testidir. Bu testin amacı, sac levhadaki bir deliğin genişlemesi sırasında çatlak oluşmadan şekillendirilebilirliğinin sınırlarını belirlemektir. Bir malzemenin delik genişletme testindeki kabiliyetini sayısal olarak veren parametre delik genişleme oranıdır (λ). Delik genişleme oranı aşağıdaki ifadeyle tanımlanmaktadır [222].

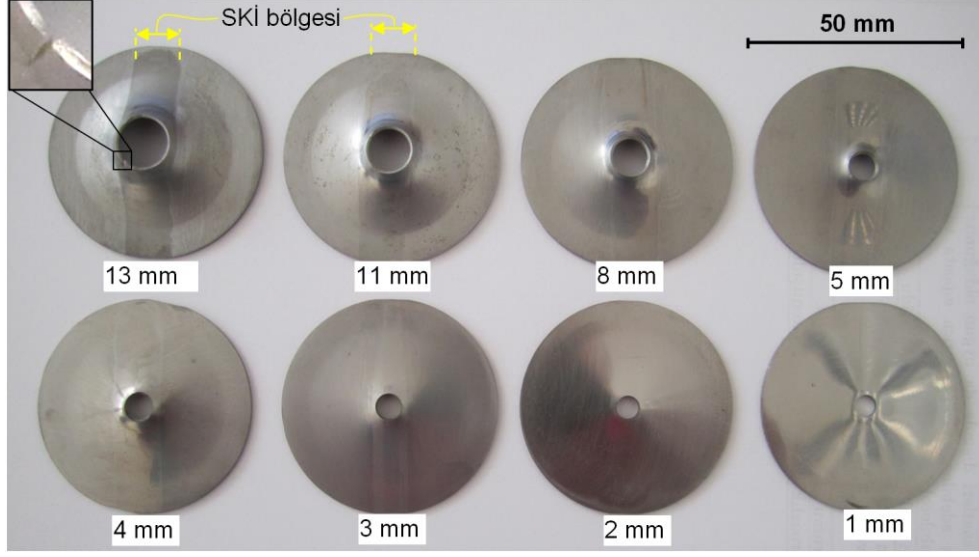
$$\lambda [\%] = \frac{do - di}{di} \times (100) \quad (1)$$

Burada, do (mm) test sonrası deliğin ortalama çapı ve di (mm) deliğin ilk çapıdır. Şekil verme işlemi sırasında oluşan kenar çatlakları malzemenin iç yapısından, mekanik özelliklerinden, kenar geometrisinden ve yüzey kalitesinden önemli ölçüde etkilenmektedir. Bu konu üzerine yapılan çalışmalar malzeme iç yapısının etkilerinin yanında, deliğin üretim yönteminin delik genişleme oranını doğrudan etkilediğini göstermektedir [222]. Aynı malzemede tel erozyon ve raybalama yöntemleri kullanılarak üretilen deliklerin matkapla delme, zımbalama ve lazer yöntemi kullanılarak üretilenlerden daha yüksek delik genişleme oranı sergilediği görülmüştür [223]. Bu yüzden bu çalışmada delikler raybalama yöntemi kullanılarak hazırlanmıştır. Delik genişletme deney numuneleri BM'den ve SKİ uygulanmış plakalardan çıkarılmıştır (Şekil 64 (a) ve (b)). Daha sonra dairesel kesitli numunelerin ortasındaki deliklere uygulanan raybalama işlemi ile deliklerin son ölçü ve yüzey hassasiyeti elde edilmiştir. Bu numuneler otomatik zımparalama cihazında kalınlıkları 1 mm olana kadar zımparalanmış ve yüzeyleri daha sonra parlatılmıştır (Şekil 64 (c)). Delik genişletme deneyi sonrasında numunelerin tam kesiti alınarak incelenmiş ve delik genişletme oranları hesaplanmıştır (Şekil 64 (d) ve (e)).



Şekil 64. Delik genişletme deney numunelerinin SKİ plakalardan hazırlanışı ve deney sonrası numunelerin görüntüsü

Deney sırasında kalıp düzeneğinin altına yerleştirilen kamera ile delik genişleme süreci kayıt altına alınmıştır. Deneyler farklı zımba ilerlemelerinde durdurulmuş ve bu sıradaki delik genişleme oranları ve kesit değişimleri incelenmiştir. SKİ'li numunelerin farklı zımba mesafelerindeki (1, 2, 3, 4, 5, 8, 11 ve 13 mm) görüntüleri Şekil 65'deki fotoğrafta verilmiştir. BM ve SKİ'li numunelerde deney sırasında hasarın oluştuğu ve 11 mm zımba mesafesindeki numunelerin delik etrafı SEM ile detaylı olarak incelenmiştir. Daha sonra bu farklı zımba mesafelerinde durdurulan deney numunelerinin tam kesitleri alınmış ve kesit geometrisindeki değişim detaylı olarak incelenmiştir. Tam kesiti alınmış BM ve SKİ'li numunelerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 66'da verilmektedir. Farklı zımba ilerlemeleri ve numunelerde çatlağın oluştuğu noktalardaki hesaplanan delik genişletme oranları Tablo 7'de verilmiştir.



Şekil 65. Farklı zımba mesafelerinde durdurulan deneylerdeki SKİ'li numunelerin fotoğrafı

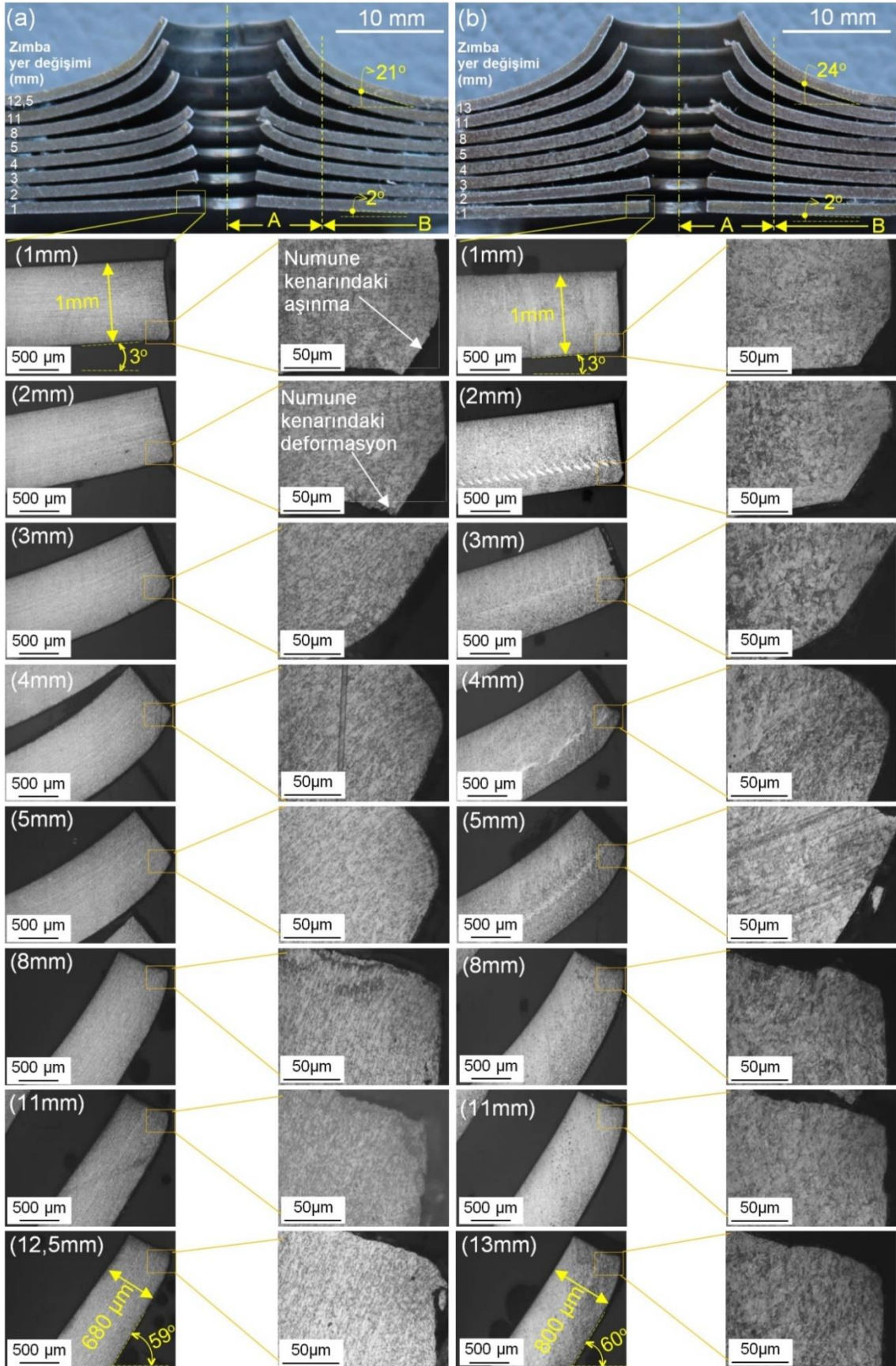
Delik genişletme deneyleri sonrasında tam kesiti alınan numunelerin kesitteki açılal değişimlerini analiz edebilmek için numune kesiti A ve B bölgesi olmak üzere iki farklı bölgeye ayrılarak inceleme yapılmıştır. A bölgesi çevresel gerilmenin etkili olduğu kesiti, B bölgesi ise eğilme gerilmesinin etkili olduğu kesiti ifade etmek için kullanılmıştır. Zımba 1 mm mesafeyi kat edene kadar zımba ile numune arasındaki sürtünme nedeniyle her iki durum için de numune kenarları bir miktar deforme olmuştur (Şekil 66 (a) ve (b) 1mm'lik mesafe). Bu zımba mesafesinde her iki numune kesitindeki A bölgesindeki kesitin yatayla açısı 3° ve B bölgesindeki kesitin yatayla açısı 2° olarak ölçülmüştür. Bu durum deney sırasında numune kesitindeki şekil değişiminin numune kesiti boyunca aynı olmadığını göstermektedir. A bölgesindeki çevresel gerilmenin etkisiyle yatayla yapılan açı B bölgesindekinden her zaman daha fazla olmuştur. Zımba ilerledikçe numune kesitindeki A ve B bölgelerinin yatayla yaptığı açı büyümekte ve delik genişlemektedir. Zımba ilerlemesinin 11 mm'de durdurulduğu deneylere ait numunelerde BM ve SKİ için delik genişletme oranları BM ve SKİ durumları için sırasıyla % 84,0 ve % 91,9 olarak ölçülmüştür (Tablo 7). Bu zımba mesafesi için BM'de d1 ve d2 delik çapları aynı ölçüde iken SKİ'li numunenin d1 ve d2 delik çapları farklılık göstermektedir. (Tablo 7). Bu durum BM ve SKİ numunelerin plastik gerinim oranlarının (r-değeri) birbirinden farklı olduğu anlamına da gelmektedir [224]. Zımba ilerledikçe numunelerdeki delik bölgesindeki numune kesit kalınlığının belirgin bir biçimde azaldığı Şekil 66 (a) ve (b)'deki optik iç yapı fotoğraflarından açıkça görülmektedir. Delik kenarında çatlağın oluşup ilerlediği durumdaki

şartlarda numune kesit kalınlığı BM için 680 µm, SKİ için 800 µm olarak ölçülmüştür. Delik genişletme deneyi öncesinde 1,00 mm olan numune kesit kalınlığı BM’de SKİ’dekenden daha fazla incelmıştır. Bu durum kesiti alınan bölgeye göre değişiklik göstermekle birlikte, çevresel gerilme altında SKİ durumuna kıyasla BM’deki kesit incelmesinin delik kenarında yoğunlaşmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Her iki numune için delik genişletme deney sonrası numune hacminin sabit kaldığı düşünüldüğünde, BM’de kesit incelmesi A bölgesinde belirgin bir şekilde yoğunlaşırken SKİ’li numunede ise kesit incelmesi numune boyunca (A ve B bölgesi) daha dengeli bir şekilde yayılmaktadır. Hasarın olduğu bu durumda delik kenarındaki (A bölgesi) kesitin yatayla açısı BM’de 59° ve SKİ’li numunede 60° olarak birbirine çok yakın değerlerde ölçülmüştür. Her iki durumdaki açı değeri aslında zımba ucu açısına (60°) eşitlenmiştir. B bölgesinin yatayla açısı BM’de 21° ve SKİ’li numunede 24° olarak ölçülmüştür. Numune kesitindeki A ve B bölgeleri arasındaki açısal fark kesit boyunca şekil değişiminin heterojenliğini göstermektedir. Dolayısıyla SKİ numune için A ve B bölgesindeki açısal farkın daha küçük olması BM numunesine kıyasla şekil değişiminin kesit boyunca meydana geldiğinin ve kesit kalınlığındaki incelmenin kesit boyunca gerçekleştiğinin bir başka göstergesidir. Delik genişletme deneyi sırasında, BM ve SKİ’li numunelerin delik genişletme oranlarının zımba mesafesiyle değişimini gösteren eğriler Şekil 67’de verilmiştir. Zımba yaklaşık 10 mm mesafeyi katedene kadar her iki numunedeki delik genişleme eğrisinin karakteristiği birbirine oldukça yakındır. Bu noktadan sonra BM’de delik genişleme oranı azalarak artarken SKİ’li numunede ise bu orandaki artış doğrusal olarak devam etmektedir. Hasarın olduğu durumda BM numunesinin delik genişleme oranı % 93,6, SKİ’li numunenin delik genişleme oranı ise % 118 olarak belirlenmiştir. Chen ve ark. [225] malzemelerde plastik gerinim oranının (r) artmasıyla birlikte delik genişleme oranının arttığını rapor etmişlerdir. Mevcut çalışmada plastik gerinim oranı (r) çekme testindeki verilerden faydalanarak aşağıdaki bağıntıyla hesaplanmıştır.

$$r = \frac{\varepsilon_g}{\varepsilon_k} = \frac{\ln(g_s/g_i)}{\ln(k_s/k_i)} \quad (2)$$

Burada ε_g gerçek genişlik gerinimi, ε_k gerçek kalınlık gerinimidir. Başlangıç malzemesinin plastik gerinim oranı 0,86 ve sürtünme karıştırma işlemi sonrası plastik gerinim oranı 0,98 olarak hesaplanmıştır. İncelenen literatür malzeme iç yapısındaki her bir doku bileşenlerinin yoğunluğunun malzemenin plastik gerinim oranını doğrudan etkilediğini

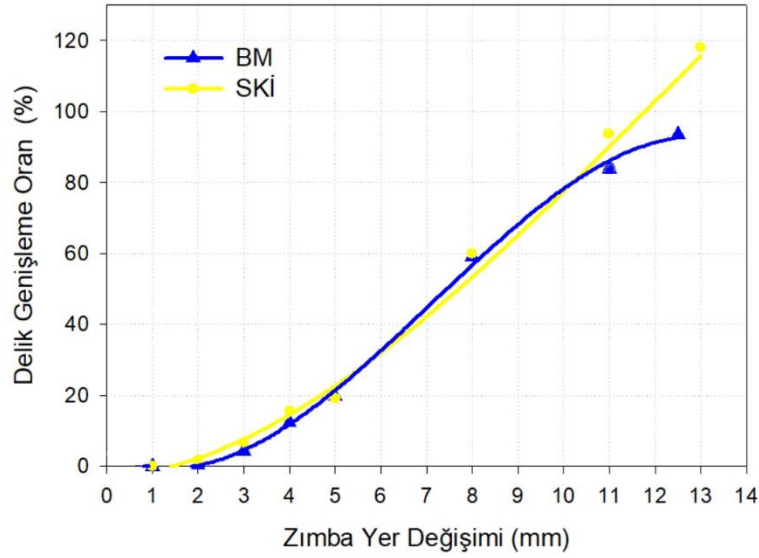
belirtmiştir [226,227]. Haddelme düzlemine paralel yönelmiş (111) düzlemlere sahip doku bileşenlerinin varlığı plastik gerinim oranını (r) arttırdığı ve (100) düzlemlere sahip doku bileşenlerinin varlığı ise r katsayısını azalttığı ifade edilmiştir [226,228,229]. Şekil 49 ve 51’de incelenen numunelerin ters kutup şekli (IPF-RD) haritası ve IPF şekillerinden görüldüğü gibi, BM’de (101) // RD doku bileşeni gözlemlenirken, SKİ uygulanmış numunedeki delik kenarının iç yapısına karşılık gelen karıştırma bölgesindeki dokunun (111) // RD bileşeninde yoğunlaşması, SKİ sonrası plastik gerinim oranındaki artışı desteklemektedir. SKİ uygulanmış numunelerdeki delik genişleme oranındaki artışın nedenlerinden biri malzemenin plastik gerinim oranındaki artıştan kaynaklandığı düşünülmektedir [221,222,226,230]. Bu değerlendirme literatürde birçok araştırmacı tarafından da desteklenmektedir [221,222,226,230]. Wang ve ark. [231] kenar şekillendirilebilirliğinin pekleşme ve plastik gerinim oranındaki artışla artabileceğini çünkü bu iki malzeme özelliğinin kesit incelmeye karşı direncin bir göstergesi olduğunu belirtmişlerdir. Diğer taraftan literatürde yapılan bir kısım çalışmalar nedenini tam olarak açıklayamamakla birlikte daha düşük pekleşme üsteli (n) değerine sahip malzemelerin daha yüksek delik genişleme oranı sergilediğini göstermektedir [222,225]. Mevcut çalışmada SKİ sonrası pekleşme üsteli değerinin 0,18’den 0,14’e düşmesine rağmen delik genişleme oranındaki artış literatürdeki bu çalışmaların sonuçlarıyla uyum göstermektedir [222,225]. Diğer yandan Wang ve ark. [231] yaklaşımı dikkate alındığında, SKİ sonrasındaki delik genişleme oranındaki gelişmeye plastik gerinim oranındaki artışın, pekleşme davranışındaki azalmanın olumsuz etkisinden daha fazla katkı sağlamış olabileceği düşünülmektedir. Bununla birlikte, numune iç yapısındaki martenzit fazı oranı, martenzit morfolojisi ve iç yapıdaki homojenliğin artması delik genişleme oranının artmasını sağlayacak bir etki oluşturacağı çeşitli araştırmacılar tarafından ifade edilmektedir [232–234]. Teste tabi tutulan numunelerin iç yapıları, “3.3.1. İç yapı” incelemeleri bölümünde detaylı bir şekilde açıklandığı gibi delik genişletme numunelerinde, ferritik ve martenzitik iç yapıya sahip olan başlangıç malzemesinin uygulanan SKİ sonrasındaki iç yapısı iğnemsiz martenzit, beynit ve ince taneli ferritin karışımından oluşan bir yapıya dönüşmüş olduğu belirlenmişti. Uygulanmış olan SKİ işleminin malzemenin iç yapısını genel olarak başlangıç yapısına oranla daha ince taneli ve daha homojen bir iç yapıya dönüştürdüğü görülmüştür. Malzeme iç yapısında oluşan bu olumlu dönüşüme ek olarak SKİ bölgesindeki ferrit tanelerini çevreleyen martenzit, ferrit fazında başlayan çatlağın ilerlemesine engel olup ilerlemesini geciktirerek, delik genişleme sürecinin uzamasına katkı sağladığı öne sürülmektedir [234].



Şekil 66. Farklı zımba mesafeleri için numunelerinin kesit görünümleri, (a) BM ve (b) SKİ

Tablo 7. Farklı zımba ilerleme miktarlarında numunelere ait delik genişleme özellikleri

Zımba ilerlemesi (mm)	Durum	$\varnothing d_1$ (mm)	$\varnothing d_2$ (mm)	Delik genişleme oranı (%)	Yükseklik (mm)	
1±0,1	BM	5,00	5,00	0	0,65±0,1	
	SKİ	5,00	5,00	0	0,40±0,1	
2±0,1	BM	5,08±0,01	5,08±0,01	1,6	1,30±0,1	
	SKİ	5,02±0,01	5,02±0,01	0,4	1,15±0,1	
3±0,1	BM	5,34±0,01	5,34±0,01	6,8	2,02±0,1	
	SKİ	5,22±0,01	5,22±0,01	4,4	2,30±0,1	
4±0,1	BM	5,78±0,02	5,78±0,02	15,6	2,75±0,1	
	SKİ	5,65±0,02	5,60±0,02	12,5	2,99±0,1	
5±0,1	BM	5,96±0,03	5,96±0,03	19,2	2,87±0,1	
	SKİ	6,01±0,03	5,98±0,03	19,8	3,46±0,1	
8±0,1	BM	8,00±0,03	8,00±0,03	60,0	4,57±0,1	
	SKİ	7,95±0,03	7,95±0,03	59,0	4,96±0,1	
11±0,1	BM	9,20±0,05	9,20±0,05	84,0	5,54±0,1	
	SKİ	9,69±0,05	9,50±0,05	91,9	6,00±0,1	
Hasar	12,5	BM	9,70±0,1	9,66±0,1	93,6	6,00±0,1
	13,0	SKİ	11,00±0,1	10,80±0,1	118,0	7,46±0,1



Şekil 67. BM ve SKİ'li numunelerde delik genişletme oranının zımba mesafesi ile değişimi

BM ve SKİ numunelerin delik genişletme deneyi sırasında kaydedilen zımba kuvveti ve zımba yer değişimi arasındaki ilişkiyi gösteren eğriler Şekil 68'deki grafikte verilmiştir. Bu grafikten elde edilen zımba kuvveti ve zımba ilerleme değerleri Tablo 8'de verilmiştir. Her iki numune için bu eğriler akma ve plastik deformasyon aşaması (0-a), bir geçiş aşaması (a-b), iki eksenli gerilme aşaması (b-c) ve çatlak oluşumu (c-d) aşaması olarak farklı durumlarda incelemek mümkündür. 0-a aşamasında, zımba ilerledikçe numunede elastik olarak başlayan deformasyon akma gerilmesinin üzerinde plastik deformasyona geçmekte ve numunede kalıcı şekil değişimi meydana getirmektedir. Bu bölgede plastik deformasyon devam ettikçe numune delik kenarı ile (A bölgesi) numune orta kesiti (B bölgesi) farklı miktarlarda şekil değişimine maruz kalmaktadır. Bu sırada delik etrafındaki etkin gerilme hali tek eksenli gerilme olup delik kenarındaki deformasyon çekme testindeki kalınlık ve genişlik azalmasına benzer türdedir [235]. Zımba ilerlemesi devam ettikçe delik kenarındaki tek eksenli çekme tipi gerilme radyal gerilmeden dolayı iki eksenli gerilme durumuna aşamalı olarak geçmektedir (a-b). Diğer bir ifade ile a-b aşamasında delik kenarındaki deformasyon derin çekme halinden germe haline aşamalı olarak geçmektedir [225]. Bu aşamadan sonra (b-c), zımba yer değişimi devam ettikçe delik çevresel gerilme ve radyal gerilme etkisi altında genişlemeye devam etmektedir. Çevresel gerilmenin baskın olduğu bu aşamada delik kenarındaki numune kalınlığı incelmeye başlamakta, numune kesitindeki en fazla incelme ise en yüksek çevresel gerilmenin meydana geldiği delik kenarında oluşmaktadır. Bu bölgede zımba kuvvetinin (F) değeri yer değişimine bağlı olarak artmaktadır. Zımbanın ilerlemesi sırasında test edilen numunenin, zımba ile temasta olduğu delik kenarı bölgesinde (A) oluşan bükülme nedeniyle zımbanın parçaya temas bölgesi delik merkezinden dışarı doğru kayarak delik kenar bölgesinden uzaklaşır. Ancak bütünlüğünü koruyan delik bu etkiyle genişlemeye devam ederken kenar bölgesinde oluşmuş çatlaklar büyümesini sürdürür. Delik kenarında bu çatlakların oluşmasına rağmen zımba temas bölgesinin çatlak içeren kenar bölgeden gittikçe uzaklaşması nedeniyle parçanın zımbaya karşı göstermekte olduğu tepki kuvveti azalmayarak, artmaya devam eder. Oluşan bu mekanizma nedeniyle delik çevresinde meydana gelen çatlakların başlangıç noktası Şekil 68'deki eğriler üzerinde net olarak görülememektedir. Dolayısıyla şekil 68'de verilen eğriler üzerinde çatlak başlangıç etkisi "c" bölgesi olarak işaretlenmiştir. Zımbanın ilerlemesiyle gelişen çatlağın, zımbanın numuneye temas bölgesine ulaşmasıyla zımba yükünde ani bir düşme oluşturarak çatlak görünür hale gelir. Malzemenin şekillendirilebilirlik kabiliyetini belirlemek için uygulanan delik genişletme deneyinde çatlak başlangıç noktasının tam olarak

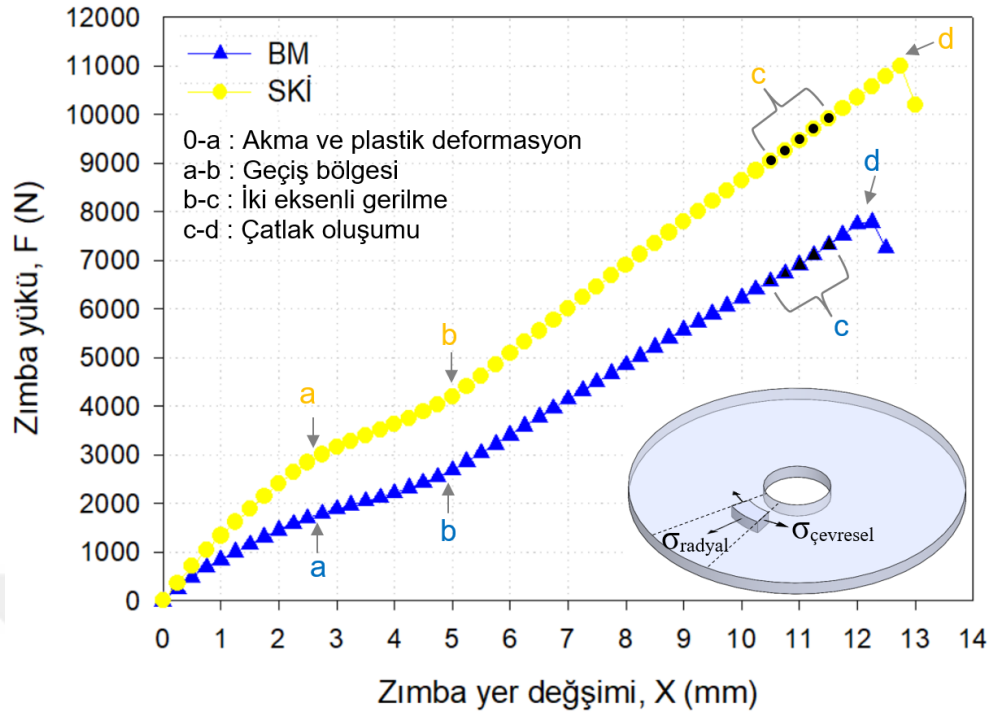
belirlenememesi önemli bir sorun arz etmektedir. Zımba yükü eğrisinde tespit edilemeyen bu çatlak başlangıç noktası değeri ancak deney sırasında kaydedilen kamera görüntülerinden elde edilebilmiştir. Bu kamera görüntüleri incelendiğinde zımba yükünde belirlenen net düşüşün gözlemlendiği an ile çatlak başlangıçlarının gözlemlendiği an arasında, zımba yaklaşık olarak $1\pm 0,2\text{mm}$ ilerlemekte olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum Şekil 69'da verilmiştir. Dolayısıyla delik genişletme deneylerinden çatlak başlangıç noktası değerleri deney esnasında kaydedilen kamera görüntülerinin incelenmesi ile elde edilmiştir. Kremaszky ve ark. [236] kesit boyunca oluşan görünür çatlağın zımba yükünün maksimum değere erişmesinden önce oluşmaya başlamasının nedenini pekleşme kabiliyetine ve delik üretim yöntemine bağlamışlardır. Tel erozyonla üretilmiş ve düşük pekleşme kabiliyetli numunede kesit boyunca oluşan ilk görünür çatlağın maksimum zımba yüküne yakın bir bölgede meydana geldiğini, kesme yöntemiyle üretilmiş ve yüksek pekleşme kabiliyetli numune ise kesit boyunca oluşan ilk görünür çatlağın zımba yükünden önemli ölçüde önce meydana geldiğini bildirmişlerdir [236]. Dolayısıyla, zımba yer değişimi devam ettikçe F-X eğrisindeki “c” noktası gibi bir yerden sonra çevresel gerilmenin baskın olduğu delik kenarında yerel deformasyon birikimi meydana gelmektedir. Delik kenarında meydana gelen bu yerel deformasyon birikimleri delik kesitinde bölgesel boyun vermeye neden olmakta ve numune kenarlarında çekirdeklenmeler sonucunda mikro çatlak oluşumunu başlatmaktadır. Boyun verme ve çatlak oluşumunda pekleşme, deformasyon hızı ve plastik gerinim oranı değeri (r)'nin önemli olduğu ve delik kenarının genişlemesi aşamasında etkin rol oynadığı ileri sürülmektedir [237]. Düz bir sacın kenar kıvrırma işleminde pekleşme ve plastik gerinim oranının etkileri Wang ve ark. [231,238] tarafından detaylı olarak incelenmiştir. Delik kenarındaki gerilme durumu dikkate alındığında bölgesel boyun vermenin aşağıdaki durumda meydana geldiği gösterilmiştir [231,238].

$$\varepsilon_{\text{ç}} = n(1 + r) - \varepsilon_0 \quad (3)$$

Burada, $\varepsilon_{\text{ç}}$ çevresel şekil değişimi, r malzemenin plastik gerinim oranı, n pekleşme üsteli ve ε_0 numune hazırlama aşamasında oluşan ön deformasyon miktarıdır. Bu bağıntı yerel boyun verme için çevresel deformasyonun kesit incelmeye karşı direnç gösteren malzeme özelliklerinin basit bir işlevi olduğunu göstermektedir. Delik kenarındaki gerilme belli bir zımba yer değişiminden sonra daha da artarak delik çevresi boyunca mikro çatlakların oluşmasına yol açmaktadır. BM ve SKİ numunelerde 11 mm'deki zımba yer

değişimi için genişleyen delik kenarlarında oluşan mikro çatlakların SEM görüntüleri Şekil 70 ve Şekil 71’de verilmektedir. Delik kenarında gözlenen mikro çatlakların boyun verme sonrasında oluşabileceği gibi boyun vermeden önce de oluşabildiği ifade edilmektedir [239]. Şekil 70’deki SEM görüntüleri BM numunesinde boyun oluşumu meydana gelmeden önce mikro çatlakların oluştuğunu açıkça göstermektedir. F-X eğrisindeki c-d aşamasında zımba yer değişimi devam ettikçe zımba kuvveti artışını sürdürmekte ve bu sırada oluşmuş mikro çatlaklar büyürken delik kenarı çevresinde yeni mikro çatlak oluşumu da devam etmektedir. Her iki numunede oluşan çatlaklar delik kenarında 45° ’lik açıyla yönlendirilmiştir. Delik kenarındaki bu tarzdaki yönelmiş çatlak oluşumu deneysel ve sayısal çalışmalarda da gözlemlenmiştir [240,241]. Zımba yer değişimi ile artan zımba yükü ana çatlakın numune kalınlığı boyunca ilerlemesi sonrasında radyal olarak dışarı doğru ilerlemeye başladığı noktada (d noktası) ani olarak düşmektedir. Bu noktadan sonra delik genişlemesi ana çatlakın dışarı doğru ilerlemesiyle gerçekleşmektedir. Şekil 68 ve Tablo 8’de görüldüğü gibi BM ve SKİ’li numunelerin delik genişletme deneyi sırasındaki deformasyon davranışları birbirine benzemektedir. Ancak SKİ sonrası iç yapıdaki bu önemli gelişime bağlı olarak hasar, SKİ’li numunede BM’liye göre daha yüksek bir zımba kuvvetinde meydana gelmiştir.

Deney sırasında ulaşılan en büyük kuvvetteki zımba mesafesi SKİ’li numunede BM’ye göre bir miktar gelişim sergilemiştir. Deney sırasında ölçülen en büyük zımba kuvveti BM’de 7,85 kN’dan SKİ’li numunede 10,97 kN’a yükselmiştir. SKİ’li numunedeki delik kenarının BM’dekine göre daha yüksek sertliğe sahip olmasının, delik kenarındaki çatlak oluşumunu geciktirmekte ve daha yüksek bir delik genişleme oranı elde edilmesine katkı sağlayacağı düşünülmektedir. Kim ve ark. [242] iç yapısal modelleme ile çift fazlı bir çeliğin delik genişleme şekillendirilebilirliğini araştırmışlardır. Ferritik-martenzitik yapıda bulunan çeliğe etkiyen gerilmenin oluşturacağı deformasyon yüksek martenzit oranının ferrit fazında oluşacak deformasyonu büyük ölçüde engellemesi sayesinde malzemedeki hasar oluşumunu geciktirdiğini rapor edilmiştir [242]. Gerçekleştirilen bu çalışmada da iç yapıdaki yüksek orandaki martenzit incelmış ferrit tanelerini destekleyerek, ferrit içerisinde oluşacak çatlakların ilerlemesini engellemesiyle malzemenin şekil değiştirmeye karşı direncini artırılmış ve bu sayede delik genişleme oranında anlamlı gelişme elde edilmesi sağlanmıştır.

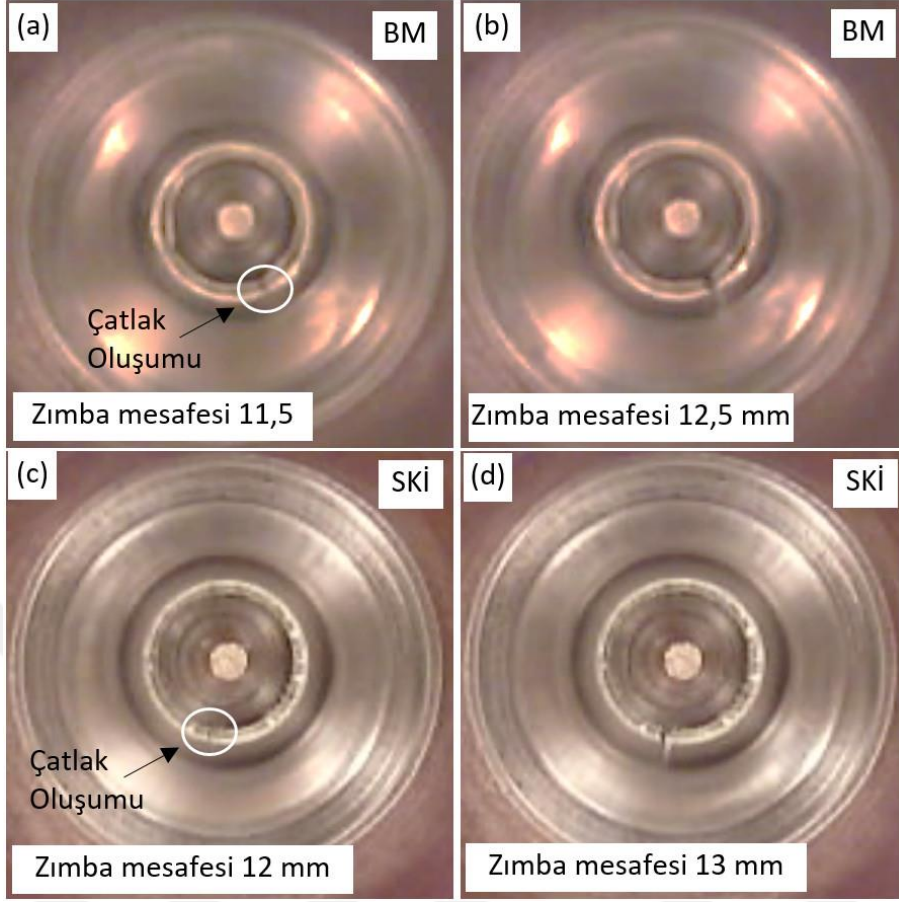


Şekil 68. BM ve SKİ sonrası delik genişletme deney numunelerine ait zımba yükü (F) – zımba yer değıştirmesi (X) eğrileri

Tablo 8. Delik genişletme deneyinden elde edilen değerler

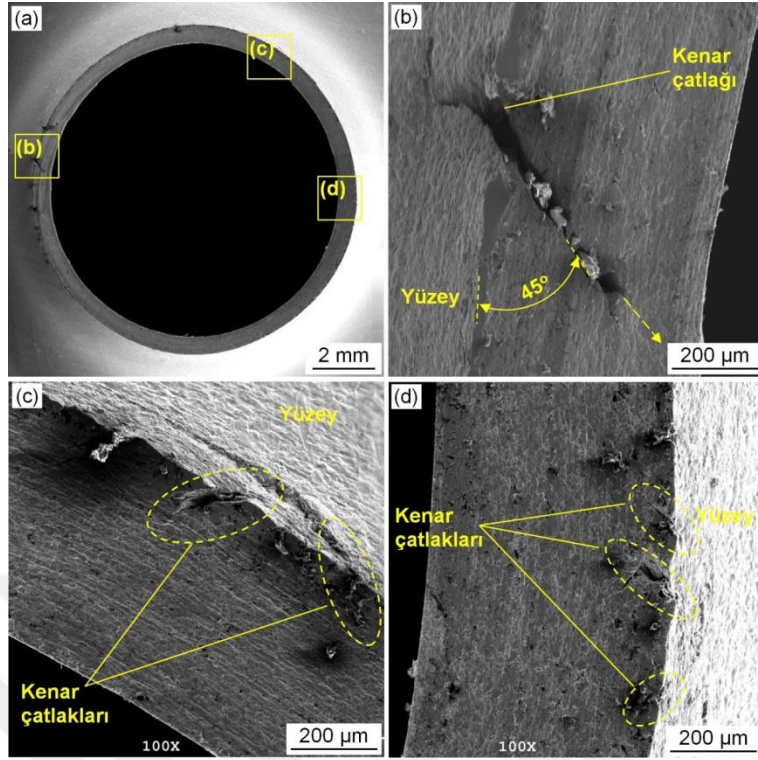
Durum	Maksimum Yük (N)	Maksimum Yükteki Zımba Mesafesi (mm)
BM	7851 ± 90	12,1 ± 0,5
SKİ	10970 ± 124	12,7 ± 0,5

Delik genişletme deneyine tabi tutulmuş BM ve SKİ’li numunelerde oluşan çatlakları içeren bölgelerin ayrıntılı SEM resimleri Şekil 72 ve Şekil 73’de verilmiştir. Çatlak yönü BM’de haddeleme doğrultusuna açılı ve SKİ’li numunede ise SKİ doğrultusunda oluşmuştur. Delik genişletme deneyi sonrasında oluşan çatlak doğrultusunun genellikle malzemenin üretim aşamasındaki haddeleme doğrultusu boyunca oluştuğu, öte yandan bazı durumlarda hadde doğrultusuna belirli bir açıyla oluşabileceği araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [243–245]. Xu ve ark. [243] TWIP çeliğinin delik genişletme deneyi sonrasında oluşan çatlak yönünün haddeleme doğrultusu boyunca sıralanan yüksek oranda Mn ve S içeren bantların oluşturduğu mikro boşluklardan etkilendiğini rapor etmişlerdir. Karelva ve ark. [245] delik genişletme deneyi sırasında ana çatlakların haddeleme doğrultusunda oluşmasının nedeni ile ilgili olarak çelik saclardaki düzlemsel anizotropinin hasarın bölgesini belirlemede etkili olduğunu bildirmişlerdir.

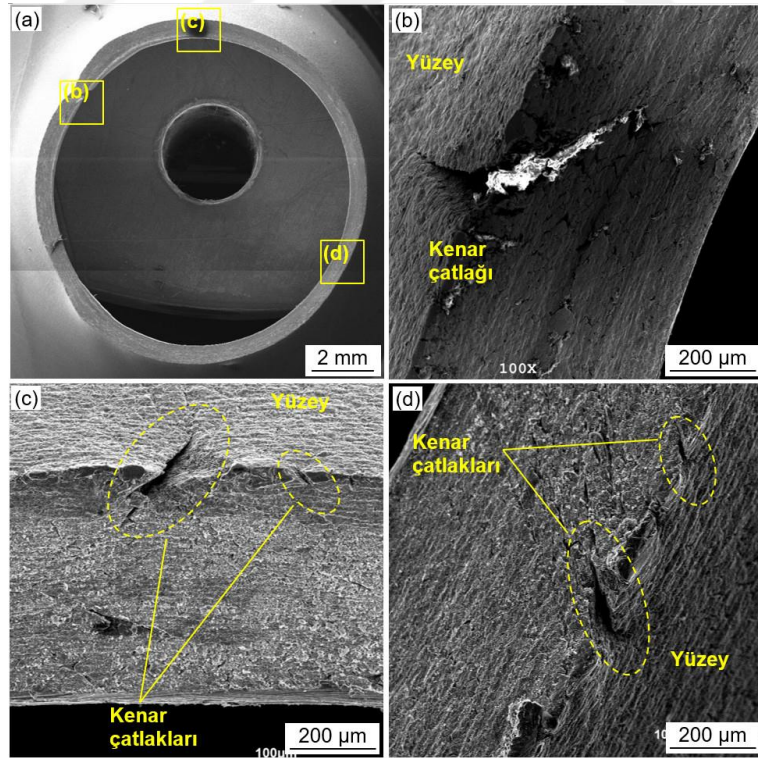


Şekil 69. Zımba yer değişiminin farklı noktalarında alınan kamera görüntüleri, (a)-(b) BM numuneleri, (c)-(d) SKİ’li numuneler

Delik genişletme deneyi sırasında oluşan ana çatlakın kırılma özelliğini analiz etmek amacıyla kırılma yüzeyinin genel ve ayrıntılı SEM görüntüleri BM ve SKİ’li numuneler için sırasıyla Şekil 72 (b)-(d) ve Şekil 73 (b)-(d)’de verilmiştir. Her iki numune yüzeyinde de çevresel gerilmeye dik, çatlak doğrultusuna paralel yoğun mikro boşluklar ve mikro çatlaklar gözlemlenmiştir (Şekil 72 (c) ve Şekil 73 (c)). Mikro çatlaklar ilk önce gerilmenin en yüksek değere eriştiği düşünölen delik kenarlarında gözlenirken delik kenarına yakın yüzey bölgelerinde de mikro çatlakların yoğun olarak meydana gelmiş oldukları Şekil 72 ve 73’den açık bir şekilde anlaşılmaktadır. Artan deformasyon etkisiyle gerilmenin en büyük değere eriştiği köşe bölgelerinde oluşan mikro çatlaklardan en uygun pozisyonda olanının gelişmesiyle büyüyüp ana çatlakı oluşturmaktadır.



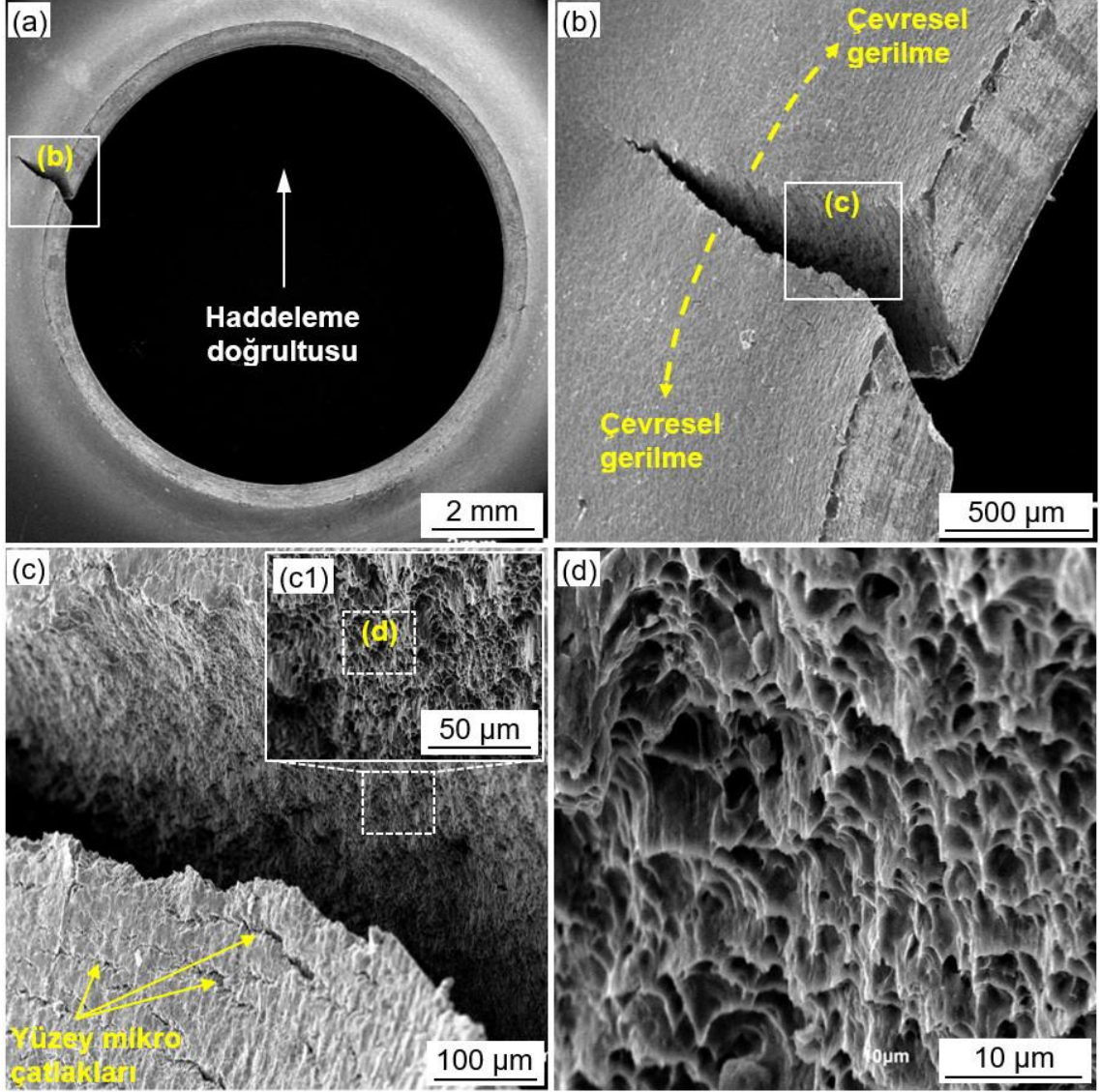
Şekil 70. BM'nin 1mm zımba yer değişimindeki genişlemiş delik ve kenar bölgenin SEM görüntüleri



Şekil 71. SKI'li numunenin 11mm zımba yer değişimindeki genişlemiş delik ve kenar bölgenin SEM görüntüleri

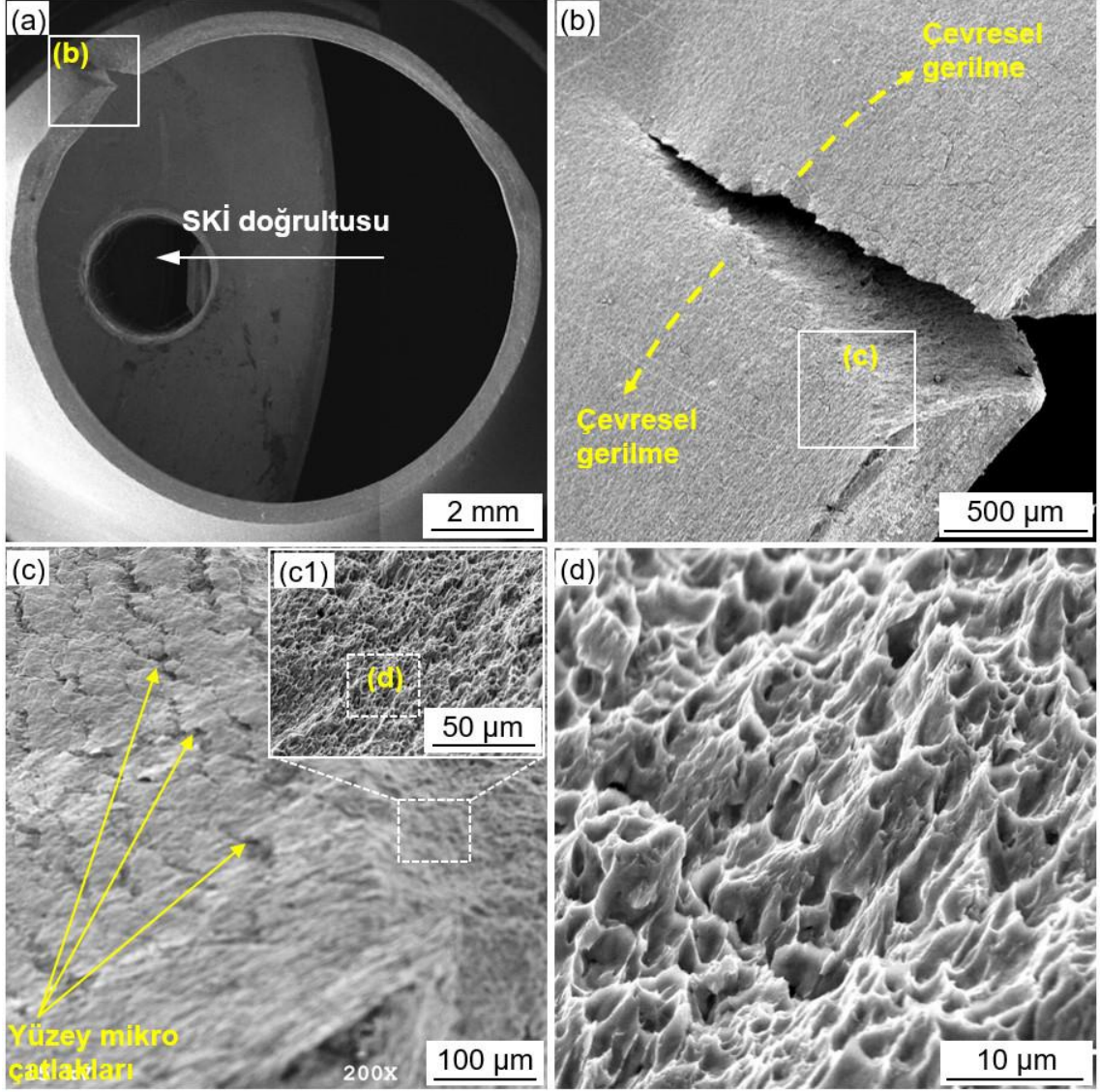
Köşelerde oluşan bu mikro çatlaklar nispeten izotrop yapıya sahip olan BM’de yöne bağlı olmaksızın en uygun ortam doğrultusunda gelişerek makro çatlağı oluşturmaktadır. SKİ uygulanmış olan numunede ise mikro çatlaklar BM’dekine benzer şekilde oluşurken, artan deformasyon etkisiyle birlikte söz konusu işlemin meydana getirdiği yönlenme ve iç yapı farkları etkisiyle, delik kenarı bölgesine karşılık gelen, özellikle işlemin uygulanmasında ortaya çıkan TMEB ve IEB’lerde görülen dayanım farklılıkları, mikro çatlakların gelişmesi için en uygun ortamı oluşturarak çatlağın gelişmesine yol açmaktadır. Her iki numunede de oluşan çatlakların kesit boyunca ilerlemesi plastik deformasyon sırasında oluşması muhtemel mikro boşlukların birleşmesiyle gelişmektedir [246].

Şekil 72 (d) ve Şekil 73 (d)’deki kırılma yüzeyinin ayrıntılı SEM görüntülerinde hem BM hem de SKİ numunelerin sünek kırılma özelliğine işaret eden şekil değişimine uğramış dairesel boşluklardan meydana gelen çukurcuklar görülmektedir. Malzeme bünyesinde bulunma ihtimali olan katışkı ve çökeltiiler nedeniyle oluşan düzensizlikler gerilme yığılmalarına neden olarak bu hataların çevresinde boşluk oluşturmaktadır. Oluşan bu mikro boşluklar artan şekil değiştirme miktarı ve gerilmelerin etkisiyle mikro boşlukların çekirdeklenmesi, büyümesi ve birleşmesiyle gelişmektedir [225]. BM’nin kırılma yüzeyi SKİ’li numunedekine kıyasla daha büyük boyutlu çukurcuklara sahip olduğu dikkati çekmektedir. BM’nin kırılma yüzeyindeki büyük boyutlu çukurcuklar daha düşük yoğunlukta çekirdeklenen mikro boşlukların daha yüksek oranda büyümesinden kaynaklanmaktadır. Diğer bir ifade ile kırılma yüzeyindeki çukurcukların büyüklüğü deformasyon sırasında çekirdeklenmiş olan mikro boşlukların sayısına ve dağılımına bağlı olmaktadır. Narayanasamy ve ark. [247] delik genişletme deneyi sonrasındaki kırılma yüzeyindeki daha büyük çukurcukların yüksek kayma gerilmesinden dolayı kırılmadan önce daha yüksek plastik deformasyonun göstergesi olduğunu bildirmişlerdir. Sonuç olarak her iki numunede de ince ve derin çukurcuklar kırılma yüzeyinde gözlemlenmiştir ve hem BM’nin hem de SKİ’li numunelerin kırılma özellikleri birbirine benzeyen sünek karakterde gerçekleşmiştir. Her iki delik genişleme numunesinde de ince çukurcukların varlığı deformasyon sırasında çekirdeklenen mikro boşluk bölgelerinin sık ve dar aralıklı olduğuna işaret etmektedir. Ayrıca tane sınırlarındaki mikro boşlukların birleşmesinden kaynaklanan tanecikler arası çukur yırtılması, her iki numunenin kırık yüzeydeki konik ve eksantrik çukurların oluşumuna yol açmıştır.



Şekil 72. Hasar sonrası BM'sinin genel bir görüntüsü, ana çatlak ve kırılma yüzeyinin SEM görüntüleri

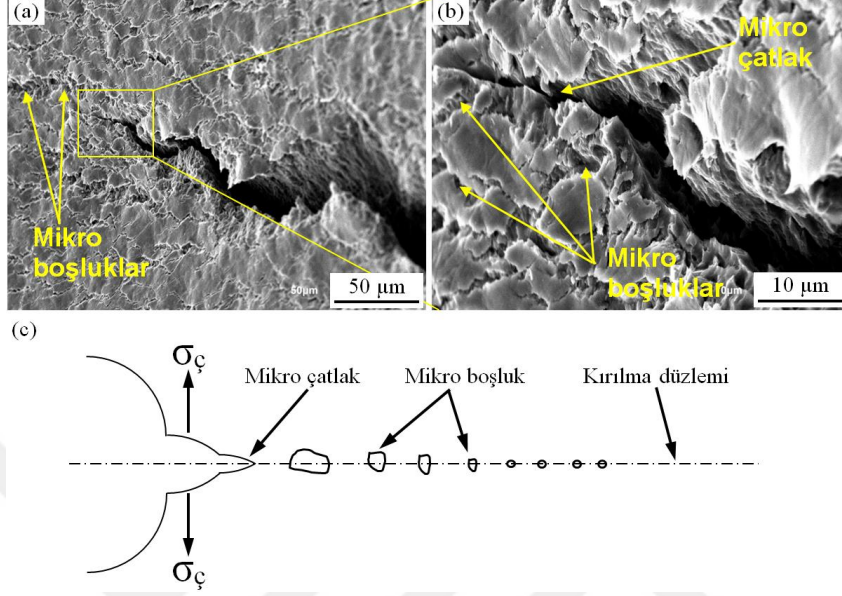
BM ve SKİ'li numunedeki çukurcukların derin konik şekli arasındaki küçük farklılıklar SKİ sonrası numunenin tane boyutu, tane sınırı karakteristiği ve faz oranları gibi iç yapısındaki değişim ile plastisite özelliklerindeki değişimden kaynaklandığı düşünülmektedir [248]. Ayrıca Şekil 72 (d) ve Şekil 73 (d)'dan açıkça görüldüğü gibi çukurcuklar etkileyen gerilme doğrultusunda plastik deformasyon etkisiyle yönlendirilmiş ve ayrılma yüzeyi ile uyumlu olduğu görülmektedir. SKİ'li numunenin delik genişletme deneyi sonrası oluşan çatlakın SEM görüntüsü ve çatlak oluşumunun şematik gösterilişi Şekil 74'de verilmiştir.



Şekil 73. Hasar sonrası SKİ'li numunenin genel bir görüntüsü, ana çatlak ve kırılma yüzeyinin SEM görüntüleri

Deney sırasındaki çevresel deformasyon numunedeki delik bölgesi etrafında yerel deformasyon birikimine yol açarak, bu bölgenin yüzeyi üzerinde oluşan mikro boşlukların birleşmesiyle çatlak haline dönüşmektedir. Çevresel deformasyon sırasında en yüksek gerilmeye maruz kalan delik kenarında başlayan çatlak, yüzeydeki mikro boşluklar doğrultusunda birleşerek büyümektedir. Mikro çatlak çevresindeki çok sayıda mikro boşluklar Şekil 74 (a) ve (b)'deki SEM görüntülerinden açıkça görülmektedir. Mikro boşluk oluşumunun ferrit ya da martenzit tanelerinde meydana geldiği SEM görüntülerinden tam olarak anlayamamakla birlikte Hasegawa ve ark. [232,248] çift fazlı çeliklerde delik

genişletme deneyi sonrası mikro boşluk oluşumunun ferrit tanelerinde ve martenzit ara yüzeyinde meydana geldiğini gözlemlemiştir.



Şekil 74. (a)-(b) SKİ'li numunenin çatlak ucu SEM görüntüleri ve (c) çatlak ilerlemesinin şematik resmi

Bu çalışmadan elde edilen bulgular, DP 600 çeliğine uygulanan sürtünme karıştırma işleminin bu çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirdiğini ve delik genişleme şekillendirilebilirlik kabiliyetinde de kayda değer bir gelişme sağladığını göstermiştir. Kullanılan SKİ yönteminin sac malzemelerin tüm yüzeyine uygulanması pratik olmamakla birlikte, sac levhalarda mukavemetin yetersiz kaldığı bölgelerin güçlendirilmesi amacıyla kısmi olarak uygulanabilecek etkili bir yöntemdir. Karmaşık geometriye sahip olan otomotiv parçaları genellikle bölgesel olarak yüksek mukavemet ve iyi şekillendirilebilirliğe ihtiyaç duymaktadır. Üretilmek istenilen parçanın mekanik özellikler açısından yetersiz kalacağı bölgeler çeşitli analiz yöntemleriyle belirlenip, sadece bu bölgelerin mekanik özellikleri ve şekillendirilme kabiliyetleri SKİ yöntemi ile iyileştirilebilir. Araç hafifletme çalışmaları kapsamında, iç kapı panelinde farklı kalınlık veya farklı mekanik özelliklere sahip sac malzeme kullanılması bir gereklilik olarak ortaya çıkmaktadır. Bununla birlikte, dairesel kesite sahip parçaların şekil verme işlemi sonrasında oluşan kenar çatlakları problemi, giderilmesi gereken önemli bir sorundur. Söz konusu bu sorunlar, sürtünme karıştırma işleminin sac malzemelere uygulanması sonrasında mekanik özelliklerin geliştirilmesiyle giderilebilir.

4. GENEL SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan DP 600 çift fazlı çeliğe, 6 kN'luk takım baskı kuvvetinde optimum işlem parametreleri olarak belirlenen 1600 min⁻¹ dönme hızı ve 170 mm/min ilerleme hızında sürtünme karıştırma işlemi uygulanmış ve bu işleme maruz kalan bölgenin iç yapısında meydana gelen değişim, mekanik ve şekillendirilebilirlik özellikleri sistematik olarak incelenmiştir. Bu incelemelerden çıkarılan sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir.

1. SKİ sonrası oluşan iç yapı özellikleri bakımından, karıştırma bölgesi (KB), termo mekanik olarak etkilenen bölge (TMEB) ve ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) olarak adlandırılan üç ana bölgede meydana gelir. SKİ sonrası oluşan bu bölgelerin iç yapısı ferrit, beynit, iğnemsiz martenzit ve temperlenmiş martenzit içermektedir.
2. SKİ sırasında en yüksek sıcaklık uygulanan işlemin merkez bölgesinde 852 °C'ye erişirken, merkez bölgeden uzaklaşarak ana malzemeye doğru gidildikçe azalır ve yaklaşık 500 °C değerine erişildiğinde yapısal dönüşümler sonlanır.
3. SKİ sırasındaki dinamik yeniden kristalleşme ve deformasyon katkılı dinamik dönüşüm gibi mekanizmalar nedeniyle ferrit tane boyutu önemli derecede incelenerek, karıştırma bölgesinde ultra ince taneli (0,79 µm) bir yapı meydana gelir.
4. Kullanılan CALPHAD bazlı malzeme özellik modelleme yazılımı ile işlem bölgesinde oluşacak faz oranları ve sertlik değerleri, bölgedeki plastik deformasyonun etkisi dikkate alınmaksızın, deneysel bulgularla % 10'dan daha az hata ile tespit edilebilmektedir.
5. SKİ sırasında oluşan plastik deformasyon, malzemenin tane yapısını önemli ölçüde değiştirerek, 2-5° arasındaki alt yapı sınırlarının oranında önemli bir artış oluştururken, geniş açılı tane sınırları oranında azalmaya neden olur. Ana malzeme bölgesinden UE-KB-I'e doğru AYS'lerin oranı plastik deformasyonun etkisiyle önemli oranda artar.
6. Tane içi deformasyonun bir göstergesi olan ortalama KAM açısı değerleri BM'den KB'ye doğru yaklaştıkça dikkate değer bir artış gösterir. BM ile kıyaslandığında (0,38) işlem bölgesinde en yüksek ortalama KAM açısı değeri 1,09 gibi oldukça yüksek bir değere erişir.
7. SKİ sırasında TMEB bölgesinden UE-KB-I'e doğru plastik deformasyonun etkisi artarken bu bölgelerin yeniden kristalleşmesini sağlayacak sıcaklığa maruz kalma

süresinin (5-7 saniye) oldukça sınırlı olması nedeniyle yeniden kristalleşme sınırlı oranda gerçekleşir.

8. SKİ sonrası işlem bölgeleri farklı kristalografik yönelim özelliği sergiler. BM'nin baskın (101) // RD doku bileşeni KB-I'de (111) // RD doku bileşeni şeklinde gözlemlenmiştir.
9. Uygulanan SKİ, BM'nin sertliğini önemli ölçüde artırırken en yüksek sertlik değeri KB'de oluşur. İşlem bölgelerinde görülen sertlik artışı, bu bölge yapısında tane incilmesi, artan martenzit oranı ve alt yapı sınırlarındaki artıştan kaynaklanır.
10. SKİ uygulanan çift fazlı çeliğin mukavemet değerlerinde önemli bir artış oluşurken süneklik değerlerinde bir miktar düşüş meydana gelir. SKİ öncesi 396 MPa olan akma dayanımı SKİ sonrası 756 MPa'ya ve 645 MPa olan çekme dayanımı da 984 MPa'ya yükselmiştir. SKİ öncesi % 16 olan üniform uzama değeri SKİ sonrası % 7,0'ye ve toplam uzama değerleri % 28'den % 19 değerine kadar düşer.
11. Uygulanan SKİ, Erichsen deneyi sırasındaki zımba kuvveti değerini artırarak malzemenin Erichsen indeksi değerinde bir miktar düşüşe (BM'de 2,7 mm, SKİ'de 2,2 mm) neden olur. Bu durum Erichsen deneyindeki şekillendirilebilme kabiliyetini olumsuz yönde etkiler.
12. Erichsen testi uygulanmış numunenin serbest yüzeyi üzerindeki portakal kabuğu etkisi, SKİ sonrasında önemli ölçüde azalır, dolayısıyla şekillendirilen parçaların yüzey pürüzlülük değerlerinde önemli oranda iyileşme oluşur.
13. SKİ sonrasındaki iç yapısal değişime ve mekanik özelliklerdeki iyileşmeye bağlı olarak delik genişleme oranında kayda değer bir artış elde edilir.
14. Delik genişleme şekillendirilebilirliği malzemenin plastik gerinim oranından, pekleşme davranışından, iç yapıdaki fazların cinsi ve oranlarından önemli ölçüde etkilenir.
15. Uygulanan SKİ malzemenin pekleşme üsteli değerini düşürürken plastik gerinim oranını artırarak delik genişletme kabiliyetini iyileştirir.

5. ÖNERİLER

1. Sac levhaların sıcak haddelenmesi aşamasında üretim sistemine adapte edilebilecek otomasyona uygun SKİ tezgahları tasarlanabilir. Bu sayede seri üretime uygun, sac levhalar üzerinde farklı mekanik özelliklere sahip bölgeler sıralı proses uygulaması sayesinde elde edilebilir.
2. Gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerin geliştirilmesi çalışmalarına katkı sağlamak amacıyla SKİ tekniği bu çelikler üzerinde uygulanabilir ve bu konu üzerinde endüstriyel ve akademik çalışmalar gerçekleştirilebilir.
3. Kenar kıvrırma işlemi gereken uygulamalarda SKİ kenar bölgeye uygulanarak şekillendirme sonrasında oluşabilecek çatlak oluşumu engellenebilir. Bu şekillendirilebilirlik işlemleri sayısal modelleme programları kullanılarak analiz edilebilir ve geliştirilen ideal bir model kenar bölgesinin sahip olması gereken mekanik özelliklerin belirlenmesine katkı sağlayabilir.

6. KAYNAKLAR

1. Fekete, J.R. ve Hall, J.N., Design of auto body: Materials perspective, in: R. Rana, S.B. Singh (Eds.), *Automot. Steels*, Woodhead Publishing, Cambridge, 2017.
2. Plotkin, S.E., Examining fuel economy and carbon standards for light vehicles, *Energy Policy.*, 37 (2009) 3843–3853.
3. Hilditch, T.B., de Souza, T. ve Hodgson, P.D., Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), *Weld. Join. Adv. High Strength Steels.*, (2015) 9–28.
4. Mallick, P.K., Advanced materials for automotive applications: an overview, in: J. Rowe (Ed.), *Adv. Mater. Automot. Eng.*, Woodhead Publishing, Cambridge, 2012.
5. Lesch, C., Kwiaton, N. ve Klose, F.B., Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications – Tailored properties by smart microstructural adjustments, *Steel Res. Int.*, 88 (2017) 1–21.
6. Rashid, M.S., Dual phase steels, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 11 (1981) 245–267.
7. Sarwar, M. ve Priestner, R., Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel, *J. Mater. Sci.*, 31 (1996) 2091–2095.
8. Xiong, Z.P., Saleh, A.A., Kostryzhev, A.G. ve Pereloma, E. V., Strain-induced ferrite formation and its effect on mechanical properties of a dual phase steel produced using laboratory simulated strip casting, *J. Alloys Compd.*, 721 (2017) 291–306.
9. Zhao, J. ve Jiang, Z., Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Prog. Mater. Sci.*, 94 (2018) 174–242.
10. Son, Y. Il, Lee, Y.K., Park, K.T., Lee, C.S. ve Shin, D.H., Ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: Microstructure and tensile properties, *Acta Mater.*, 53 (2005) 3125–3134.
11. Park, K.T., Lee, Y.K. ve Shin, D.H., Fabrication of ultrafine grained ferrite/martensite dual phase steel by severe plastic deformation, *ISIJ Int.*, 45 (2005) 750–755.
12. Thompson, M., Ferry, M. ve Manohar, P.A., Simulation of hot-band microstructure of c-mn steels during high speed cooling, *ISIJ Int.*, 41 (2001) 891–899.
13. Li, C., Yuan, G., Ji, F., Kang, J., Misra, D. ve Wang, G., Mechanism of microstructural control and mechanical properties in hot rolled plain C–Mn steel during controlled cooling, *ISIJ Int.*, 55 (2015) 1721–1729.
14. Shen, X.J., Tang, S., Wu, Y.J., Yang, X.L., Chen, J., Liu, Z.Y., Misra, R.D.K. ve Wang, G.D., Evolution of microstructure and crystallographic texture of microalloyed

- steel during warm rolling in dual phase region and their influence on mechanical properties, Mater. Sci. Eng. A., 685 (2017) 194–204.
15. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Kucukomeroglu, T., Effect of severe plastic deformation on tensile properties and impact toughness of two-phase Zn-40Al alloy, Mater. Sci. Eng. A., 490 (2008) 403–410.
 16. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A. ve Yanagida, A., Severe plastic deformation (SPD) processes for metals, CIRP Ann. - Manuf. Technol., 57 (2008) 716–735.
 17. Toth, L.S. ve Gu, C., Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation, Mater. Charact., 92 (2014) 1–14.
 18. Saito, Y., Utsunomiya, H., Tsuji, N. ve Sakai, T., Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process, Acta Mater., 47 (1999) 579–583.
 19. Edalati, K. ve Horita, Z., A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988, Mater. Sci. Eng. A., 652 (2016) 325–352.
 20. Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G., Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, Prog. Mater. Sci., 51 (2006) 881–981.
 21. Ma, Z.Y., Friction stir processing technology: A Review, Metall. Mater. Trans. A., 39 (2008) 642–658.
 22. Mishra, R.S. ve Ma, Z.Y., Friction stir welding and processing, Mater. Sci. Eng. R Reports., 50 (2005) 1–78.
 23. Aktarer, S.M., Sekban, D.M., Saray, O., Kucukomeroglu, T., Ma, Z.Y. ve Purcek, G., Effect of two-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of as-cast binary Al-12Si alloy, Mater. Sci. Eng. A., 636 (2015) 311–319.
 24. Węglowski, M.S., Friction stir processing – State of the art, Arch. Civ. Mech. Eng., 18 (2018) 114–129.
 25. Ma, Z.Y., Sharma, S.R. ve Mishra, R.S., Effect of friction stir processing on the microstructure of cast A356 aluminum, Mater. Sci. Eng. A., 433 (2006) 269–278.
 26. Karthikeyan, L., Senthilkumar, V.S. ve Padmanabhan, K.A., On the role of process variables in the friction stir processing of cast aluminum A319 alloy, Mater. Des., 31 (2010) 761–771.
 27. Tsai, F.Y. ve Kao, P.W., Improvement of mechanical properties of a cast Al-Si base alloy by friction stir processing, Mater. Lett., 80 (2012) 40–42.
 28. El-Rayes, M.M. ve El-Danaf, E.A., The influence of multi-pass friction stir processing on the microstructural and mechanical properties of aluminum alloy 6082, J. Mater. Process. Technol., 212 (2012) 1157–1168.

29. Mironov, S., Sato, Y.S. ve Kokawa, H., Microstructural evolution during friction stir-processing of pure iron, Acta Mater., 56 (2008) 2602–2614.
30. Chen, Y.C. ve Nakata, K., Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel, Mater. Charact., 60 (2009) 1471–1475.
31. Chabok, A. ve Dehghani, K., Formation of nanograin in IF steels by friction stir processing, Mater. Sci. Eng. A., 528 (2010) 309–313.
32. Rana, Radhakanta and Singh, S.B., *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Cambridge, 2017.
33. Koo, J.Y., Thomas, G. ve Raghavan, M., Compositional analysis of dual phase steels by transmission electron microscopy, Metall. Trans. A., 11 (1980) 351–355.
34. Kuziak, R., Kawalla, R. ve Waengler, S., Advanced high strength steels for automotive industry, Arch. Civ. Mech. Eng., 8 (2008) 103–117.
35. Fonstein, N., Dual-phase steels, in: R. Rana, S.B. Singh (Eds.), *Automot. Steels*, Woodhead Publishing, Cambridge, 2017.
36. Zhang, Z. ve Zhang, H., Numerical simulation of dynamic recrystallization and hardness distribution in friction stir welding process, Jinshu Xuebao/Acta Metall. Sin., 42 (2006) 998–1002.
37. Liu, F.C., Hovanski, Y., Miles, M.P., Sorensen, C.D. ve Nelson, T.W., A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure ve properties, J. Mater. Sci. Technol., 34 (2018) 39–57.
38. He, X., Gu, F. ve Ball, A., A review of numerical analysis of friction stir welding, Prog. Mater. Sci., 65 (2014) 1–66.
39. Zhu, X.K. ve Chao, Y.J., Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel, J. Mater. Process. Technol., 146 (2004) 263–272.
40. Nandan, R., DebRoy, T. ve Bhadeshia, H.K.D.H., Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties, Prog. Mater. Sci., 53 (2008) 980–1023.
41. Nandan, R., Roy, G.G., Lienert, T.J. ve Debroy, T., Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel, Acta Mater., 55 (2007) 883–895.
42. Tutunchilar, S., Haghpanahi, M., Givi, M.K.B., Asadi, P. ve Bahemmat, P., Simulation of material flow in friction stir processing of a cast Al–Si alloy, Mater. Des., 40 (2012) 415–426.
43. Cho, J.-H., Boyce, D.E. ve Dawson, P.R., Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel, Mater. Sci. Eng. A., 398 (2005) 146–163.

44. Chen, Y.C., Fujii, H., Tsumura, T., Kitagawa, Y., Nakata, K., Ikeuchi, K., Matsubayashi, K., Michishita, Y., Fujiya, Y. ve Katoh, J., Banded structure and its distribution in friction stir processing of 316L austenitic stainless steel, J. Nucl. Mater., 420 (2012) 497–500.
45. Khan, N.Z., Khan, Z.A. ve Siddiquee, A.N., Effect of shoulder diameter to pin diameter (D/d) ratio on tensile strength of friction stir welded 6063 aluminium alloy, Mater. Today Proc., 2 (2015) 1450–1457.
46. Saravanan, V., Rajakumar, S., Banerjee, N. ve Amuthakkannan, R., Effect of shoulder diameter to pin diameter ratio on microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA2024-T6 and AA7075-T6 aluminum alloy joints, Int. J. Adv. Manuf. Technol., 87 (2016) 3637–3645.
47. Huang, C., Li, W., Zhang, Z., Planche, M., Liao, H. ve Montavon, G., Effect of tool rotation speed on microstructure and microhardness of friction-stir-processed cold-sprayed SiCp/Al5056 composite coating, J. Therm. Spray Technol., 25 (2016) 1357–1364.
48. Azizieh, M., Kokabi, A.H. ve Abachi, P., Effect of rotational speed and probe profile on microstructure and hardness of AZ31/Al₂O₃ nanocomposites fabricated by friction stir processing, Mater. Des., 32 (2011) 2034–2041.
49. García-Bernal, M.A., Mishra, R.S., Verma, R. ve Hernández-Silva, D., Influence of friction stir processing tool design on microstructure and superplastic behavior of Al-Mg alloys, Mater. Sci. Eng. A., 670 (2016) 9–16.
50. Elangovan, K. ve Balasubramanian, V., Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy, Mater. Des., 29 (2008) 362–373.
51. Darras, B. ve Kishta, E., Submerged friction stir processing of AZ31 magnesium alloy, Mater. Des., 47 (2013) 133–137.
52. Xue, P., Xiao, B.L., Wang, W.G., Zhang, Q., Wang, D., Wang, Q.Z. ve Ma, Z.Y., Achieving ultrafine dual-phase structure with superior mechanical property in friction stir processed plain low carbon steel, Mater. Sci. Eng. A., 575 (2013) 30–34.
53. Long, L., Chen, G., Zhang, S., Liu, T. ve Shi, Q., Finite-element analysis of the tool tilt angle effect on the formation of friction stir welds, J. Manuf. Process., 30 (2017) 562–569.
54. Zhang, S., Shi, Q., Liu, Q., Xie, R., Zhang, G. ve Chen, G., Effects of tool tilt angle on the in-process heat transfer and mass transfer during friction stir welding, Int. J. Heat Mass Transf., 125 (2018) 32–42.
55. Çam, G., İpekoğlu, G., Küçükömeroğlu, T. ve Aktarer, S.M., Applicability of friction stir welding to steels, J. Achiev. Mater. Manuf. Eng., 2 (2017) 65–85.
56. Hanke, S., Lemos, G.V.B., Bergmann, L., Martinazzi, D., dos Santos, J.F. ve Strohaecker, T.R., Degradation mechanisms of PCBN tool material during friction

- stir welding of Ni-base alloy 625, Wear., 376–377 (2017) 403–408.
57. Meshram, M.P., Kodli, B.K. ve Dey, S.R., Friction stir welding of austenitic stainless steel by pcbn tool and its joint analyses, Procedia Mater. Sci., 6 (2014) 135–139.
 58. Dabeer, P. ve Shinde, G., Perspective of friction stir welding tools, Mater. Today Proc., 5 (2018) 13166–13176.
 59. Hovanski, Y., Santella, M.L. ve Grant, G.J., Friction stir spot welding of hot-stamped boron steel, Scr. Mater., 57 (2007) 873–876.
 60. Santella, M., Hovanski, Y., Frederick, A., Grant, G. ve Dahl, M., Friction stir spot welding of DP780 carbon steel, Sci. Technol. Weld. Join., 15 (2010) 271–278.
 61. Miles, M.P., Ridges, C.S., Hovanski, Y., Peterson, J., Santella, M.L. ve Steel, R., Impact of tool wear on joint strength in friction stir spot welding of DP 980 steel, Sci. Technol. Weld. Join., 16 (2017) 642–647.
 62. Saunders, N., Miles, M., Hartman, T., Hovanski, Y., Hong, S. ve Steel, R., Joint strength in high speed friction stir spot welded DP 980 steel, Int. J. Precis. Eng. Manuf., 15 (2014) 841–848.
 63. Miles, M.P., Nelson, T.W., Steel, R., Olsen, E. ve Gallagher, M., Effect of friction stir welding conditions on properties and microstructures of high strength automotive steel, Sci. Technol. Weld. Join., 14 (2009) 228–232.
 64. Sekban, D.M., Saray, O., Aktarer, S.M., Purcek, G. ve Ma, Z.Y., Microstructure, mechanical properties and formability of friction stir processed interstitial-free steel, Mater. Sci. Eng. A., 642 (2015) 57–64.
 65. Dehghani, K. ve Chabok, A., Dependence of zener parameter on the nanograins formed during friction stir processing of interstitial free steels, Mater. Sci. Eng. A., 528 (2011) 4325–4330.
 66. Xue, P., Ma, Z.Y., Komizo, Y. ve Fujii, H., Achieving ultrafine-grained ferrite structure in friction stir processed weld metal, Mater. Lett., 162 (2016) 161–164.
 67. Rezaei-Nejad, S.S., Abdollah-zadeh, A., Hajian, M., Kargar, F. ve Seraj, R., Formation of nanostructure in a1s1 316l austenitic stainless steel by friction stir processing, Procedia Mater. Sci., 11 (2015) 397–402.
 68. Mehranfar, M. ve Dehghani, K., Producing nanostructured super-austenitic steels by friction stir processing, Mater. Sci. Eng. A., 528 (2011) 3404–3408.
 69. Razmpoosh, M.H., Zarei-Hanzaki, A., Heshmati-Manesh, S., Fatemi-Varzaneh, S.M. ve Marandi, A., The grain structure and phase transformations of tw1p steel during friction stir processing, J. Mater. Eng. Perform., 24 (2015) 2826–2835.
 70. Yada, H., Li, C.M. ve Yamagata, H., Dynamic $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation during hot deformation in iron–nickel–carbon alloys, ISIJ Int., 40 (2000) 200–206.

71. Tsuji, N., Matsubara, Y. ve Saito, Y., Dynamic recrystallization of ferrite in interstitial free steel, Scr. Mater., 37 (1997) 477–484.
72. Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H. ve Jonas, J.J., Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions, Prog. Mater. Sci., 60 (2014) 130–207.
73. Ok, S.Y. ve Park, J.K., Dynamic austenite-to-ferrite transformation behavior of plain low carbon steel within ($\gamma + \alpha$) 2-phase field at low strain rate, Scr. Mater., 52 (2005) 1111–1116.
74. Sekban, D.M., Aktarer, S.M., Zhang, H., Xue, P., Ma, Z. ve Purcek, G., Microstructural and mechanical evolution of a low carbon steel by friction stir processing, Metall. Mater. Trans. A., 48 (2017) 3869–3879.
75. Tungala, V., Arora, A., Gwalani, B., Mishra, R.S., Brennan, R.E. ve Cho, K.C., Microstructure and mechanical properties of friction stir processed cast eglin steel (ES-1), Mater. Sci. Eng. A., 709 (2018) 105–114.
76. Shipway, P.H. ve Bhadeshia, H.K.D.H., Mechanical stabilisation of bainite, Mater. Sci. Technol., 11 (1995) 1116–1128.
77. Xie, G.M., Cui, H.B., Luo, Z.A., Misra, R.D.K. ve Wang, G.D., Microstructural evolution and mechanical properties of the stir zone during friction stir processing a lean duplex stainless steel, Mater. Sci. Eng. A., 704 (2017) 311–321.
78. Cui, H.B., Xie, G.M., Luo, Z.A., Ma, J., Wang, G.D. ve Misra, R.D.K., Microstructural evolution and mechanical properties of the stir zone in friction stir processed AISI201 stainless steel, Mater. Des., 106 (2016) 463–475.
79. Hajian, M., Abdollah-zadeh, A., Rezaei-Nejad, S.S., Assadi, H., Hadavi, S.M.M., Chung, K. ve Shokouhimehr, M., Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel, Mater. Des., 67 (2015) 82–94.
80. Abbasi, M., Nelson, T.W. ve Sorensen, C.D., Transformation and deformation texture study in friction stir processed API X80 pipeline steel, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., 43 (2012) 4940–4946.
81. Yasavol, N., Abdollah-Zadeh, A., Vieira, M.T. ve Jafarian, H.R., Microstructure evolution and texture development in a friction stir-processed AISI D2 tool steel, Appl. Surf. Sci., 293 (2014) 151–159.
82. Chabok, A. ve Dehghani, K., Effect of processing parameters on the mechanical properties of interstitial free steel subjected to friction stir processing, J. Mater. Eng. Perform., 22 (2013) 1324–1330.
83. Lorenzo-Martin, C. ve Ajayi, O.O., Rapid surface hardening and enhanced tribological performance of 4140 steel by friction stir processing, Wear., 332–333 (2015) 962–970.
84. Aldajah, S.H., Ajayi, O.O., Fenske, G.R. ve David, S., Effect of friction stir

- processing on the tribological performance of high carbon steel, Wear., 267 (2009) 350–355.
85. Costa, M.I., Verdera, D., Vieira, M.T.F. ve Rodrigues, D.M., Surface enhancement of cold work tool steels by friction stir processing with a pinless tool, Appl. Surf. Sci., 296 (2014) 214–220.
 86. Khodir, S., Morisada, Y. ve Fujii, H., Suppression of hydrogen-induced blisters in SK4 carbon steel alloy by friction stir processing, J. Mater. Sci., 48 (2013) 4313–4320.
 87. Costa, M.I., Leitão, C., Ramalho, a. ve Rodrigues, D.M., Local improvement of structural steels high-friction properties by friction stir texturing, J. Mater. Process. Technol., 217 (2015) 272–277.
 88. Amirafshar, A. ve Pouraliakbar, H., Effect of tool pin design on the microstructural evolutions and tribological characteristics of friction stir processed structural steel, Meas. J. Int. Meas. Confed., 68 (2015) 111–116.
 89. Escobar, J.D., Velásquez, E., Santos, T.F.A., Ramirez, A.J. ve López, D., Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP), Wear., 297 (2013) 998–1005.
 90. Dodds, S., Jones, A.H. ve Cater, S., Tribological enhancement of AISI 420 martensitic stainless steel through friction-stir processing, Wear., 302 (2013) 863–877.
 91. Tinubu, O.O., Das, S., Dutt, A., Mogonye, J.E., Ageh, V., Xu, R., Forsdike, J., Mishra, R.S. ve Scharf, T.W., Friction stir processing of A-286 stainless steel: Microstructural evolution during wear, Wear., 356–357 (2016) 94–100.
 92. Gunter, C., Miles, M.P., Liu, F.C. ve Nelson, T., Solid state crack repair by friction stir processing in 304L stainless steel, J. Mater. Sci. Technol., 34 (2018) 140–147.
 93. Mishra, M.K., Gunasekaran, G., Rao, A.G., Kashyap, B.P. ve Prabhu, N., Effect of multipass friction stir processing on mechanical and corrosion behavior of 2507 super duplex stainless steel, J. Mater. Eng. Perform., 26 (2017) 849–860.
 94. Huang, Y., Xie, Y., Meng, X., Lv, Z. ve Cao, J., Numerical design of high depth-to-width ratio friction stir welding, J. Mater. Process. Technol., 252 (2018) 233–241.
 95. Mishra, M.K., Rao, A.G., Balasundar, I., Kashyap, B.P. ve Prabhu, N., On the microstructure evolution in friction stir processed 2507 super duplex stainless steel and its effect on tensile behaviour at ambient and elevated temperatures, Mater. Sci. Eng. A., 719 (2018) 82–92.
 96. Selvam, K., Prakash, A., Grewal, H.S. ve Arora, H.S., Structural refinement in austenitic stainless steel by submerged friction stir processing, Mater. Chem. Phys., 197 (2017) 200–207.
 97. Yasavol, N. ve Ramalho, A., Wear properties of friction stir processed AISI D2 tool steel, Tribol. Int., 91 (2015) 177–183.

98. Li, R., Yuan, T., Qiu, Z., Zhou, K. ve Li, J., Surface & Coatings Technology Nanostructured Co – Cr – Fe alloy surface layer fabricated by combination of laser clad and friction stir processing, Surf. Coat. Technol., 258 (2014) 415–425.
99. Costa, A.M.S., Oliveira, J.P., Pereira, V.F., Nunes, C.A., Ramirez, A.J. ve Tschiptschin, A.P., Ni-based Mar-M247 superalloy as a friction stir processing tool, J. Mater. Process. Technol., 262 (2018) 605–614.
100. Noh, S., Kasada, R., Kimura, A., Park, S.H.C. ve Hirano, S., Microstructure and mechanical properties of friction stir processed ODS ferritic steels, J. Nucl. Mater., 417 (2011) 245–248.
101. Pan, L., Kwok, C.T. ve Lo, K.H., Enhancement in hardness and corrosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel via friction stir processing, Surf. Coatings Technol., 357 (2019) 339–347.
102. Sekban, D.M., Aktarer, S.M., Xue, P., Ma, Z.Y. ve Purcek, G., Impact toughness of friction stir processed low carbon steel used in shipbuilding, Mater. Sci. Eng. A., 672 (2016) 40–48.
103. Lakshminarayanan, A.K., Balasubramanian, V. ve Salahuddin, M., Microstructure, tensile and impact toughness properties of friction stir welded mild steel, J. Iron Steel Res. Int., 17 (2010) 68–74.
104. Sekban, D.M., Akterer, S.M., Saray, O., Ma, Z.Y. ve Purcek, G., Formability of friction stir processed low carbon steels used in shipbuilding, J. Mater. Sci. Technol., 34 (2018) 237–244.
105. Venkateswarlu, G., Davidson, M.J. ve Sammaiah, P., Effect of friction stir processing process parameters on the mechanical properties of AZ31B Mg alloy, Manuf. Ind. Eng., 13 (2014) 1–5.
106. Kim, Y.G., Kim, J.S. ve Kim, I.J., Effect of process parameters on optimum welding condition of DP590 steel by friction stir welding, J. Mech. Sci. Technol., 28 (2014) 5143–5148.
107. Deepu, M.J., Farivar, H., Pahl, U. ve Phanikumar, G., Microstructure based simulations for prediction of flow curves and selection of process parameters for inter-critical annealing in DP steel, IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng., 192 (2017) 1–7.
108. Padhy, G.K., Wu, C.S. ve Gao, S., Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review, J. Mater. Sci. Technol., 34 (2018) 1–38.
109. Rahbar-kelishami, A., Abdollah-Zadeh, A., Hadavi, M.M., Seraj, R.A. ve Gerlich, A.P., Improvement of wear resistance of sprayed layer on 52100 steel by friction stir processing, Appl. Surf. Sci., 316 (2014) 501–507.
110. Seraj, R.A., Abdollah-zadeh, A., Hajian, M., Kargar, F. ve Soltanalizadeh, R., Microstructural evolution and wear resistance of friction stir-processed AISI 52100 steel, Metall. Mater. Trans. A., 47 (2016) 3564–3572.

111. Langlade, C., Roman, A., Schlegel, D., Gete, E. ve Folea, M., Formation of a tribologically transformed surface (TTS) on AISI 1045 steel by friction stir processing, Mater. Manuf. Process., 31 (2016) 1565–1572.
112. Sattari, B., Shamanian, M., Salimijazi, F. ve Salehi, M., Surface modification by friction stir processing of low-carbon steel: Microstructure investigation and wear performance, J. Mater. Eng. Perform., 27 (2018) 1–13.
113. Yasavol, N. ve Jafari, H., Microstructure, Mechanical and corrosion properties of friction stir-processed AISI D2 tool steel, J. Mater. Eng. Perform., 24 (2015) 2151–2157.
114. Wang, W., Xu, R., Hao, Y., Wang, Q., Yu, L., Che, Q., Cai, J., Wang, K. ve Ma, Z., Corrosion fatigue behavior of friction stir processed interstitial free steel, J. Mater. Sci. Technol., 34 (2018) 148–156.
115. Selvam, K., Mandal, P., Grewal, H.S. ve Arora, H.S., Ultrasonic cavitation erosion-corrosion behavior of friction stir processed stainless steel, Ultrason. Sonochem., 44 (2018) 331–339.
116. Lashgari, H.R., Kong, C., Asnavandi, M. ve Zangeneh, S., The effect of friction stir processing (FSP) on the microstructure, nanomechanical and corrosion properties of low carbon CoCr28Mo5 alloy, Surf. Coatings Technol., 354 (2018) 390–404.
117. Selvam, K., Ayyagari, A., Grewal, H.S., Mukherjee, S. ve Arora, H.S., Enhancing the erosion-corrosion resistance of steel through friction stir processing, Wear., 386–387 (2017) 129–138.
118. Hajian, M., Abdollah-zadeh, A., Rezaei-Nejad, S.S., Assadi, H., Hadavi, S.M.M., Chung, K. ve Shokouhimehr, M., Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing, Appl. Surf. Sci., 308 (2014) 184–192.
119. Jiang, X., Overman, N., Canfield, N. ve Ross, K., Friction stir processing of dual certified 304/304L austenitic stainless steel for improved cavitation erosion resistance, Appl. Surf. Sci., 471 (2019) 387–393.
120. Grewal, H.S., Agrawal, A., Singh, H. ve Arora, H.S., Cavitation erosion studies on friction stir processed hydroturbine steel, Trans. Indian Inst. Met., 65 (2012) 731–734.
121. Razmpoosh, M.H., Zarei-Hanzaki, A. ve Imandoust, A., Effect of the Zener–Hollomon parameter on the microstructure evolution of dual phase TWIP steel subjected to friction stir processing, Mater. Sci. Eng. A., 638 (2015) 15–19.
122. Nene, S.S., Liu, K., Frank, M., Mishra, R.S., Brennan, R.E., Cho, K.C., Li, Z. ve Raabe, D., Enhanced strength and ductility in a friction stir processing engineered dual phase high entropy alloy, Sci. Rep., 7 (2017) 16167.
123. Tehrani-Moghadam, H.G., Jafarian, H.R., Salehi, M.T. ve Eivani, A.R., Evolution of microstructure and mechanical properties of Fe-24Ni-0.3C TRIP steel during friction stir processing, Mater. Sci. Eng. A., 718 (2018) 335–344.

124. Mohanty, H.K., Mahapatra, M.M., Kumar, P., Biswas, P. ve Mandal, N.R., Effect of tool shoulder and pin probe profiles on friction stirred aluminum welds - a comparative study, J. Mar. Sci. Appl., 11 (2012) 200–207.
125. Saunders, N., Kucherenko, S., Li, X., Miodownik, A.P. ve Schille, J.P., A new computer program for predicting materials properties, J. Phase Equilibria., 22 (2001) 463–469.
126. Saunders, N., Guo, U.K.Z., Li, X., Miodownik, A.P. ve Schillé, J.-P., Using JMatPro to model materials properties and behavior, JOM., 55 (2003) 60–65.
127. Capdevila, C., García-Mateo, C., Caballero, F.G. ve de Andrés, C.G., Proposal of an empirical formula for the austenitising temperature, Mater. Sci. Eng. A., 386 (2004) 354–361.
128. Andrew, K.W., Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, J. Iron Steel Inst., 203 (1965) 721–727.
129. Trzaska, J., Calculation of critical temperatures by empirical formulae, Arch. Metall. Mater., 61 (2016) 981–986.
130. Chen, Y.-W., Tsai, Y.T., Tung, P.Y., Tsai, S.-P., Chen, C.Y., Wang, S.H. ve Yang, J.R., Phase quantification in low carbon Nb-Mo bearing steel by electron backscatter diffraction technique coupled with kernel average misorientation, Mater. Charact., 139 (2018) 49–58.
131. Hidalgo, J., Findley, K.O. ve Santofimia, M.J., Thermal and mechanical stability of retained austenite surrounded by martensite with different degrees of tempering, Mater. Sci. Eng. A., 690 (2017) 337–347.
132. Hossain, R., Pahlevani, F., Quadir, M.Z. ve Sahajwalla, V., Stability of retained austenite in high carbon steel under compressive stress: An investigation from macro to nano scale, Sci. Rep., 6 (2016) 1–11.
133. Ghosh, M., Kumar, K. ve Mishra, R.S., Friction stir lap welded advanced high strength steels : Microstructure and mechanical properties, Mater. Sci. Eng. A., 528 (2011) 8111–8119.
134. Kang, H.C., Park, B.J., Jang, J.H., Jang, K.S. ve Lee, K.J., Determination of the continuous cooling transformation diagram of a high strength low alloyed steel, Met. Mater. Int., 22 (2016) 949–955.
135. Dong, H. ve Sun, X., Deformation induced ferrite transformation in low carbon steels, Curr. Opin. Solid State Mater. Sci., 9 (2005) 269–276.
136. Dong, H. ve Sun, X., Deformation Induced Ferrite Transformation, in: *Ultra-Fine Grained Steels*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2009.
137. Kasai, S., Ukai, S., Yamashiro, T., Zhang, S., Oono, N., Hayashi, S., Ohtsuka, S. ve Sakasegawa, H., Deformation-induced dynamic ferrite transformation during hot-rolling in oxide dispersion-strengthened ferritic steel with 9 wt pct Cr content, Metall.

- Mater. Trans. A., 50 (2019) 590–600.
138. Xie, G.M., Cui, H.B., Luo, Z.A., Yu, W., Ma, J. ve Wang, G.D., Effect of rotation rate on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded DP780 steel, J. Mater. Sci. Technol., 32 (2015) 326–332.
 139. Fujii, H., Cui, L., Tsuji, N., Maeda, M., Nakata, K. ve Nogi, K., Friction stir welding of carbon steels, Mater. Sci. Eng. A., 429 (2006) 50–57.
 140. Han, Q., Asgari, A., Hodgson, P.D. ve Stanford, N., Strain partitioning in dual-phase steels containing tempered martensite, Mater. Sci. Eng. A., 611 (2014).
 141. Li, S., Guo, C., Hao, L., Kang, Y. ve An, Y., In-situ EBSD study of deformation behaviour of 600 MPa grade dual phase steel during uniaxial tensile tests, Mater. Sci. Eng. A., 759 (2019) 624–632.
 142. Kamaya, M., Wilkinson, A.J. ve Titchmarsh, J.M., Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction, Acta Mater., 54 (2006) 539–548.
 143. Kundu, A. ve Field, D.P., Geometrically necessary dislocation density evolution in interstitial free steel at small plastic strains, Metall. Mater. Trans. A., 49 (2018) 3274–3282.
 144. Joan Josep, R., Sebastián, S., Agustina, G., Gemma, F. ve Antonio, M., Geometrically necessary dislocations deformation of polycrystalline TRIP steel, Crystals., 9 (2019) 1–7.
 145. Pinard, P.T., Schwedt, A., Ramazani, A., Prah, U. ve Richter, S., Characterization of dual-phase steel microstructure by combined submicrometer EBSD and EPMA carbon measurements, Microsc. Microanal., 19 (2013) 996–1006.
 146. Rahimi, S., Wynne, B.P. ve Baker, T.N., Development of microstructure and crystallographic texture in a double-sided friction stir welded microalloyed steel, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., 48 (2017) 362–378.
 147. Cao, Y., Ni, S., Liao, X., Song, M. ve Zhu, Y., Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation, Mater. Sci. Eng. R Reports., 133 (2018) 1–59.
 148. Bozzolo, N., Jacomet, S. ve Logé, R.E., Fast in-situ annealing stage coupled with EBSD: A suitable tool to observe quick recrystallization mechanisms, Mater. Charact., 70 (2012) 28–32.
 149. Lin, H.-P., Chen, Y.-C., Chen, D. ve Kuo, J.-C., Effect of cold deformation on the recrystallization behavior of FePd alloy at the ordering temperature using electron backscatter diffraction, Mater. Charact., 94 (2014) 138–148.
 150. Li, S., Yang, X., Tang, W., Wang, F. ve Li, H., Effect of friction stir processing on microstructure and work hardening behavior of reduced activation ferritic/martensitic steel, J. Manuf. Process., 37 (2019) 220–231.

151. Saunders, N., Kucherenko, S., Li, X., Miodownik, A.P. ve Schillé, J., Computer modeling of materials properties, in: J.C. Zhao, M. Fahrman, T.M. Pollock (Eds.), *Mater. Des. Approaches Exp.*, TMS, Warrendale, 2001.
152. Kirkaldy, J.S., Thomson, B.A. ve Baganis, E.A., Hardenability concepts with applications to steel, in: J.S. Kirkaldy, D.V. Doane (Eds.), *Hardenability Concepts with Appl. to Steel*, AIME, Warrendale, 1978.
153. Kirkaldy, J.S. ve Venugopalan, D., Phase Transformations in Ferrous Alloys, in: A.R. Marder, J.I. Goldstein (Eds.), *Phase Transform. Ferr. Alloy.*, AIME, Warrendale, 1984.
154. Kirkaldy, J.S., Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications, *Scand. J. Metall.*, 20 (1991) 50–61.
155. Ghosh, G. ve Olson, G.B., Computational thermodynamics and the kinetics of martensitic transformation, *J. Phase Equilibria.*, 22 (2001) 199–207.
156. Mesplont, C., Phase transformations and microstructure - mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels, in: *Phase Transform. Microstruct. - Mech. Prop. Relations Complex Phase High Strength Steels*, 1st ed., Ghent University, Lille, 2002.
157. Opiela, M., Zalecki, W. ve Grajcar, A., Influence of plastic deformation on CCT-diagrams of new-developed microalloyed steel, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, 51 (2012) 78–89.
158. Kawulok, R., Schindler, I., Kawulok, P., Ruzs, S., Opěla, P., Solowski, Z. ve Čmiel, K.M., Effect of deformation on the continuous cooling transformation (CCT) diagram of steel 32CRB4, *Metalurgija.*, 54 (2015) 473–476.
159. Xiao, F., Liao, B., Qiao, G. ve Guan, S., Effect of hot deformation on phase transformation kinetics of 86CrMoV7 steel, *Mater. Charact.*, 57 (2006) 306–313.
160. Takayama, N., Miyamoto, G. ve Furuhashi, T., Chemistry and three-dimensional morphology of martensite-austenite constituent in the bainite structure of low-carbon low-alloy steels, *Acta Mater.*, 145 (2018) 154–164.
161. Magee, C.L. ve Davies, R.G., On the volume expansion accompanying the f.c.c. to b.c.c. transformation in ferrous alloys, *Acta Metall.*, 20 (1972) 1031–1043.
162. Moyer, J.M. ve Ansell, G.S., The volume expansion accompanying the martensite transformation in iron-carbon alloys, *Metall. Trans. A.*, 6 (1975) 1785.
163. Wu, Y.X., Sun, W.W., Styles, M.J., Arlazarov, A. ve Hutchinson, C.R., Cementite coarsening during the tempering of Fe-C-Mn martensite, *Acta Mater.*, 159 (2018) 209–224.
164. Samuel, F.H., Effect of dual-phase treatment and tempering on the microstructure and mechanical properties of a high strength, low alloy steel, *Mater. Sci. Eng.*, 75 (1985) 51–66.

165. Sherman, D.H., Cross, S.M., Kim, S., Grandjean, F., Long, G.J. ve Miller, M.K., Characterization of the carbon and retained austenite distributions in martensitic medium carbon, high silicon steel, Metall. Mater. Trans. A., 38 (2007) 1698–1711.
166. Morito, S., Oh-ishi, K., Hono, K. ve Ohba, T., Carbon enrichment in retained austenite films in low carbon lath martensite steel, ISIJ Int., 51 (2011) 1200–1202.
167. Thompson, S.W., A Transmission electron microscopy investigation of re-austenitized-and-cooled HSLA-100 steel, Metallogr. Microstruct. Anal., 1 (2012) 131–141.
168. Di Martino, S.F. ve Thewlis, G., Transformation characteristics of ferrite/carbide aggregate in continuously cooled, low carbon-manganese steels, Metall. Mater. Trans. A., 45 (2014) 579–594.
169. Luo, L., Li, W., Liu, S., Wang, L. ve Jin, X., Effect of intermediate temperature annealing on the stability of retained austenite and mechanical properties of medium Mn-TRIP steel, Mater. Sci. Eng. A., 742 (2019) 69–77.
170. Sachdev, A.K., Effect of retained austenite on the yielding and deformation behavior of a dual phase steel, Acta Metall., 31 (1983) 2037–2042.
171. Cheng, G., Choi, K.S., Hu, X.H. ve Sun, X., Computational material design for Q&P steels with plastic instability theory, Mater. Des., 132 (2017) 526–538.
172. Mirzadeh, H., Cabrera, J.M., Najafizadeh, A. ve Calvillo, P.R., EBSD study of a hot deformed austenitic stainless steel, Mater. Sci. Eng. A., 538 (2012) 236–245.
173. Chaudhuri, A., Sarkar, A. ve Suwas, S., Investigation of stress-strain response, microstructure and texture of hot deformed pure molybdenum, Int. J. Refract. Met. Hard Mater., 73 (2018) 168–182.
174. Zaefferer, S., Romando, P., Friedeli, F., EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels, J. Microsc., 230 (2008) 499–508.
175. Zhong, Y., Yin, F., Sakaguchi, T., Nagai, K. ve Yang, K., Dislocation structure evolution and characterization in the compression deformed Mn–Cu alloy, Acta Mater., 55 (2007) 2747–2756.
176. Gurao, N.P., Kumar, P., Bhattacharya, B., Haldar, A. ve Suwas, S., Evolution of crystallographic texture and microstructure during cold rolling of twinning-induced plasticity (TWIP) steel: Experiments and simulations, Metall. Mater. Trans. A., 43 (2012) 5193–5201.
177. Archie, F., Li, X. ve Zaefferer, S., Micro-damage initiation in ferrite-martensite DP microstructures: A statistical characterization of crystallographic and chemical parameters, Mater. Sci. Eng. A., 701 (2017) 302–313.
178. Gao, G., Zhang, B., Cheng, C., Zhao, P., Zhang, H. ve Bai, B., Very high cycle fatigue behaviors of bainite/martensite multiphase steel treated by quenching-partitioning-tempering process, Int. J. Fatigue., 92 (2016) 203–210.

179. Kubin, L. ve Mortensen, A., Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: a few critical issues, Scr. Mater., 48 (2003) 119–125.
180. Calcagnotto, M., Ponge, D., Demir, E. ve Raabe, D., Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD, Mater. Sci. Eng. A., 527 (2010) 2738–2746.
181. Demir, E., Raabe, D., Zaafarani, N. ve Zaefferer, S., Investigation of the indentation size effect through the measurement of the geometrically necessary dislocations beneath small indents of different depths using EBSD tomography, Acta Mater., 57 (2009) 559–569.
182. Imam, M., Sun, Y., Fujii, H., MA, N., Tsutsumi, S., Ahmed, S., Chintapenta, V. ve Murakawa, H., Deformation characteristics and microstructural evolution in friction stir welding of thick 5083 aluminum alloy, Int. J. Adv. Manuf. Technol., 99 (2018) 663–681.
183. Ghassemali, E., Sonkusare, R., Biswas, K. ve Gurao, N.P., In-situ study of crack initiation and propagation in a dual phase AlCoCrFeNi high entropy alloy, J. Alloys Compd., 710 (2017) 539–546.
184. Asghari-Rad, P., Nili-Ahmadabadi, M., Shirazi, H., Hossein Nedjad, S. ve Koldorf, S., A Significant improvement in the mechanical properties of aisi 304 stainless steel by a combined RCSR and annealing process, Adv. Eng. Mater., 19 (2017) 1–8.
185. Alvi, M.H., Cheong, S.W., Suni, J.P., Weiland, H. ve Rollett, A.D., Cube texture in hot-rolled aluminum alloy 1050 (AA1050)-nucleation and growth behavior, Acta Mater., 56 (2008) 3098–3108.
186. Mandal, S., Bhaduri, A.K. ve Subramanya Sarma, V., A study on microstructural evolution and dynamic recrystallization during isothermal deformation of a Ti-modified austenitic stainless steel, Metall. Mater. Trans. A., 42 (2011) 1062–1072.
187. Alvi, M.H., Cheong, S.W., Weiland, H. ve Rollett, A.D., Recrystallization and texture development in hot rolled 1050 aluminum, Mater. Sci. Forum., 467–470 (2004) 357–362.
188. Mandal, S., Mishra, S.K., Kumar, A., Samajdar, I., Sivaprasad, P. V., Jayakumar, T. ve Raj, B., Evolution and characterization of dynamically recrystallized microstructure in a titanium-modified austenitic stainless steel using ultrasonic and EBSD techniques, Philos. Mag., 88 (2008) 883–897.
189. Field, D.P., Bradford, L.T., Nowell, M.M. ve Lillo, T.M., The role of annealing twins during recrystallization of Cu, Acta Mater., 55 (2007) 4233–4241.
190. Hai-rong, G., Zheng-zhi, Z., Jie-yun, Y., Zhi-gang, W. ve Ai-min, Z., Texture evolution of high-strength deep-drawing dual-phase steels, Mater. Res. Innov., 19 (2015) S5-631-S5-634.
191. Haldar, A., Suwas, S. ve Bhattacharjee, D., eds., Microstructure and Texture in Steels and Other Materials, 1st ed., Springer-Verlag London, 2009.

192. Khatirkar, R.K. ve Kumar, S., Comparison of recrystallization textures in interstitial free and interstitial free high strength steels, Mater. Chem. Phys., 127 (2011) 128–136.
193. Sharma, S., Kumar, B.R., Kashyap, B.P. ve Prabhu, N., Effects of concurrent strain induced martensite formation on tensile and texture properties of 304L stainless steel of varying grain size distribution, Mater. Sci. Eng. A., 725 (2018) 215–227.
194. Ray, R.K., Jonas, J.J., Guill, M.P. ve Savoie, J., Transformation textures in steels, ISIJ Int., 34 (1994) 927–942.
195. Baltazar Hernandez, V.H., Nayak, S.S. ve Zhou, Y., Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior, Metall. Mater. Trans. A., 42 (2011) 3115–3129.
196. Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N. ve Nogi, K., Friction stir welding of a high carbon steel, Scr. Mater., 56 (2007) 637–640.
197. Hansen, N., Huang, X. ve Hughes, D.A., Microstructural evolution and hardening parameters, Mater. Sci. Eng. A., 317 (2001) 3–11.
198. Su, J.-Q., Nelson, T.W. ve Sterling, C.J., Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys, Mater. Sci. Eng. A., 405 (2005) 277–286.
199. Hutchinson, J.W. ve Neale, K.W., Influence of strain-rate sensitivity on necking under uniaxial tension, Acta Metall., 25 (1977) 839–846.
200. Wang, Y.M. ve Ma, E., Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal, Acta Mater., 52 (2004) 1699–1709.
201. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I., Neindorf, T. ve Maier, H.J., Equal-channel angular sheet extrusion of interstitial-free (IF) steel: Microstructural evolution and mechanical properties, Mater. Sci. Eng. A., 528 (2011) 6573–6583.
202. Hart, E., Theory of the tensile test, Acta Metall., 15 (1967) 351–355.
203. Manahan, M.P., Browning, A.E., Argon, A.S. ve Harling, O.K., Miniaturized disk bend test technique development and application., ASTM Spec. Tech. Publ., (1986) 17–49.
204. Manahan, M.P., Argon, A.S. ve Harling, O.K., The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation mechanical properties, Journal Nucl. Mater., 104 (1981) 1545–1550.
205. Sohn, D.S., Kohse, G.E., Parks, D.M. ve Harling, O.K., Yield stress determination by the massachusetts institute of technology miniaturized disk bend test, Nucl. Technol., 92 (1990) 383–388.
206. Manahan, M.P., A New Postirradiation mechanical behavior test—the miniaturized disk bend test, Nucl. Technol., 63 (1983) 295–315.
207. Norris, S.D. ve Parker, J.D., Deformation processes during disc bend loading, Mater.

- Sci. Technol., 12 (1996) 163–170.
208. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. ve Maier, H.J., Formability of ultrafine-grained interstitial-free steels, Metall. Mater. Trans. A., 44 (2013) 4194–4206.
 209. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. ve Maier, H.J., Improvement of formability of ultrafine-grained materials by post-SPD annealing, Mater. Sci. Eng. A., 619 (2014) 119–128.
 210. Chen, F.C. ve Ardell, A.J., Fracture toughness of ceramics and semi-brittle alloys using a miniaturized disk-bend test, Mater. Res. Innov., 3 (2000) 250–262.
 211. Saray, O., Biaxial deformation behavior and formability of precipitation hardened ultra-fine grained (UFG) Cu-Cr-Zr alloy, Mater. Sci. Eng. A., 656 (2016) 120–129.
 212. Liu, W., Qu, J. ve Shao, H., Fatigue-crack initiation in a Fe C Si Mn steel with carbide-free lathy bainite, J. Mater. Process. Technol., 69 (1997) 186–189.
 213. Zhao, P., Gao, G., Misra, R.D.K. ve Bai, B., Effect of microstructure on the very high cycle fatigue behavior of a bainite/martensite multiphase steel, Mater. Sci. Eng. A., 630 (2015) 1–7.
 214. Zhao, P., Liu, Z., Misra, R.D.K., Du, F., Zhang, C., Yang, Z.G. ve Yan, E., Non-inclusion induced crack initiation in multiphase high-strength steel during very high cycle fatigue, Mater. Sci. Eng. A., 712 (2018) 406–413.
 215. Becker, R., Effects of strain localization on surface roughening during sheet forming, Acta Mater., 46 (1998) 1385–1401.
 216. Liu, Y., Jehanathan, N., Yang, H. ve Laeng, J., SEM observation of the “orange peel effect” of materials, Mater. Lett., 61 (2007) 1433–1435.
 217. Fujita, N., Ishikawa, N., Roters, F., Tasan, C.C. ve Raabe, D., Experimental–numerical study on strain and stress partitioning in bainitic steels with martensite–austenite constituents, Int. J. Plast., 104 (2018) 39–53.
 218. Huang, S., Zhao, Y. ve He, C., Shear fracture of advanced high strength steels, J. Iron Steel Res. Int., 21 (2014) 938–944.
 219. Martin, M.L., Fenske, J.A., Liu, G.S., Sofronis, P. ve Robertson, I.M., On the formation and nature of quasi-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled steels, Acta Mater., 59 (2011) 1601–1606.
 220. Chen, X., Jiang, H., Cui, Z., Lian, C. ve Lu, C., Hole expansion characteristics of ultra high strength steels, Procedia Eng., 81 (2014) 718–723.
 221. Paul, S.K., Mukherjee, M., Kundu, S. ve Chandra, S., Prediction of hole expansion ratio for automotive grade steels, Comput. Mater. Sci., 89 (2014) 189–197.
 222. Comstock, R.J., Scherrer, D.K. ve Adamczyk, P.D., Hole expansion in a variety of sheet steels, J. Mater. Eng. Perform., 15 (2006) 675–683.

223. Konieczny, A. ve Henderson, T., On formability limitations in stamping involving sheared edge stretching, SAE Int., 1 (2007) 1–9.
224. Hashimoto, K., Kuwabara, T., Iizuka, E. ve Yoon, J., Hole expansion simulation of high strength steel sheet, Int. J. Mater. Form., 3 (2010) 259–262.
225. Chen, L., Kim, J.K., Kim, S.K., Chin, K.G. ve De Cooman, B.C., On the stretch-flangeability of high Mn TWIP steels, Mater. Sci. Forum., 654–656 (2010) 278–281.
226. Hatherly, M. ve Hutchinson, W.B., An Introduction to Textures in Metals, First, Institution of Metallurgists, Minnesota, 1979.
227. Mapelli, C., Barella, S. ve Venturini, R., Characterization of the relation among the mechanical behavior and the texture features in high martensitic dual phase steels, ISIJ Int., 45 (2006) 1727–1735.
228. Xie, C.L. ve Nakamachi, E., Investigations of the formability of BCC steel sheets by using crystalline plasticity finite element analysis, Mater. Des., 23 (2002) 59–68.
229. Lee, D.N. ve Oh, K.H., Calculation of plastic strain ratio from the texture of cubic metal sheet, J. Mater. Sci., 20 (1985) 3111–3118.
230. Paul, S.K., Non-linear correlation between uniaxial tensile properties and shear-edge hole expansion ratio, J. Mater. Eng. Perform., 23 (2014) 3610–3619.
231. Wang, C.-T., Kinzel, G. ve Altan, T., Failure and wrinkling criteria and mathematical modeling of shrink and stretch flanging operations in sheet-metal forming, J. Mater. Process. Technol., 53 (1995) 759–780.
232. Hasegawa, K., Kawamura, K., Urabe, T. ve Hosoya, Y., Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets, ISIJ Int., 44 (2004) 603–609.
233. Madrid, M., Van Tyne, C.J., Sadagopan, S., Pavlina, E.J., Hu, J. ve Clarke, K.D., effects of testing method on stretch-flangeability of dual-phase 980/1180 steel grades, JOM., 70 (2018) 918–923.
234. Terrazas, O.R., Findley, K.O. ve Van Tyne, C.J., Influence of martensite morphology on sheared-edge formability of dual-phase steels, ISIJ Int., 57 (2017) 937–944.
235. Y. Yamada and M. Koide, Analysis of the bore - expanding test by the incremental theory of plasticity, Int. J. Mech. Sci., 10 (1968) 1–14.
236. Kremaszky, C., Larour, P., Freudenthaler, J. ve Werner, E., Towards more efficient hole expansion testing, IDDRG 2014 Conf., (2014) 204–209.
237. Karima, M., Chandrasekaran, N. ve Tse, W., Process signatures in metal stamping: Basic concepts, J. Mater. Shap. Technol., 7 (1989) 169–183.
238. Wang, N.-M. ve Wenner, M.L., An analytical and experimental study of stretch flanging, Int. J. Mech. Sci., 16 (1974) 135–143.

239. Larour, P., Freudenthaler, J., Grünsteidl, A. ve Wang, K., Evaluation of alternative stretch flangeability testing methods to ISO 16630 standard, IDDRG Conf., (2014) 188–193.
240. Wang, K., Luo, M. ve Wierzbicki, T., Experiments and modeling of edge fracture for an AHSS sheet, Int. J. Fract., 187 (2014) 245–268.
241. Wang, K., Greve, L. ve Wierzbicki, T., FE simulation of edge fracture considering pre-damage from blanking process, Int. J. Solids Struct., 71 (2015) 206–218.
242. Kim, J.H., Lee, M.G., Kim, D., Matlock, D.K. ve Wagoner, R.H., Hole-expansion formability of dual-phase steels using representative volume element approach with boundary-smoothing technique, Mater. Sci. Eng. A., 527 (2010) 7353–7363.
243. Xu, L., Barlat, F. ve Lee, M.G., Hole expansion of twinning-induced plasticity steel, Scr. Mater., 66 (2012) 1012–1017.
244. Kuwabara, T., Mori, T., Asano, M., Hakoyama, T. ve Barlat, F., Material modeling of 6016-O and 6016-T4 aluminum alloy sheets and application to hole expansion forming simulation, Int. J. Plast., 93 (2017) 164–186.
245. Karelova, A., Kremaszky, C., Werner, E., Tsipouridis, P., Hebesberger, T. ve Pichler, A., Hole expansion of dual-phase and complex-phase ahs steels - effect of edge conditions, Steel Res. Int., 80 (2009) 71–77.
246. Wang, B., Liu, Z. yu, Zhou, X. guang ve Wang, G. dong, Improvement of hole-expansion property for medium carbon steels by ultra fast cooling after hot strip rolling, J. Iron Steel Res. Int., 20 (2013) 25–32.
247. Narayanasamy, R., Narayanan, C.S., Padmanabhan, P. ve Venugopalan, T., Effect of mechanical and fractographic properties on hole expandability of various automobile steels during hole expansion test, Int. J. Adv. Manuf. Technol., 47 (2010) 365–380.
248. Takashima, K., Hasegawa, K., Toji, Y. ve Funakawa, Y., Void generation in cold-rolled dual-phase steel sheet having excellent stretch flange formability, ISIJ Int., 57 (2017) 1289–1294.

ÖZGEÇMİŞ

Semih Mahmut AKTARER, 1984 yılında İnegöl'de doğdu. Lisans eğitimini Selçuk Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Otomotiv Öğretmenliği Bölümünde 2006 yılında, Yüksek Lisans eğitimini Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalında 2011 yılında tamamladı. Karadeniz Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından desteklenen bir projede ve Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından desteklenen iki projede araştırmacı olarak görev aldı. Semih Mahmut AKTARER'in doktora süresi boyunca SCI ve SCI-E kapsamı dergilerde 11, diğer uluslararası hakemli dergilerde 5 adet yayınlanmış makalesi ve 22 tanesi uluslararası olmak üzere 25 adet bildirisi bulunmaktadır. Yayınlanmış makaleleri 75'in üzerinde atıf almıştır. Doktora tezi kapsamında hazırlanan çalışmalar aşağıda sıralanmıştır. İngilizce bilen Semih Mahmut AKTARER, 2008 yılı aralık ayından beri Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu Otomotiv Teknolojisi Programında Öğr.Gör. olarak çalışmaktadır.

Aktarer, S.M., Küçükomeroglu, T. ve Davut, K., Friction stir processing of dual phase steel: microstructural evolution and mechanical properties, Materials Characterization, 155 (2019), 109787, doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109787