

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

GEMİ İNŞAATI VE GEMİ MAKİNELERİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA İŞLEMİNİN BİR GEMİ İNŞA ÇELİĞİNİN YAPISAL VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİ VE BU ÇELİĞİN SÜRTÜNME
KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ**

DOKTORA TEZİ

Dursun Murat SEKBAN

**HAZİRAN 2018
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**

**Gemi İnşaatı ve Gemi Makineleri Mühendisliği Anabilim Dalında
Dursun Murat SEKBAN Tarafından Hazırlanan**

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA İŞLEMİNİN BİR GEMİ İNŞA ÇELİĞİNİN YAPISAL VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİ VE BU ÇELİĞİN SÜRTÜNME
KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 05 /06/2018 gün ve 1756 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
DOKTORA TEZİ
olarak kabul edilmiştir.**

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

Üye : Prof. Dr. Gençğa PÜRÇEK

Üye : Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Üye : Prof. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU

Üye : Prof. Dr. Ercan KÖSE



Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Gemi imalatında yüksek mukavemetli çeliklerin kullanılmasını zayıf kaynak edilebilirlik ve düşük şekil verilebilirlik gibi kısıtlayan bazı faktörler vardır. Bu bağlamda gemilerde yüksek dayanımın istenildiği yerlerde genellikle daha kalın saclar kullanılmaktadır. Kalın sacların kullanılması gemilerde ağırlığın dolayısıyla da yakıt tüketiminin önemli ölçüde artmasına neden olmaktadır. Bu bilgiler göz önüne alındığında düşük-orta mukavemetli gemi imalat çeliklerinin uygulanacak ikincil yöntemlerle mevcut dayanım özelliklerinin geliştirilmesi gemi imalat sektörüne önemli bir katkı olacaktır. Öte yandan bu tür çeliklerin gemi imalatında kullanılan mevcut yöntemlerin dışında kaynak sonrası iyi mekanik özellikleri gösteren yeni nesil kaynak yöntemleri ile birleştirilebilirliğinin araştırılması da son derece önem arz etmektedir.

Bu çalışmada, gemi imalatında geniş kullanıma sahip Grade A gemi sacına sürtünme karıştırma işlemi (SKİ) uygulandı ve bu işlemin söz konusu çeliğin metalürjik ve çeşitli mekanik özellikleri üzerindeki etkileri sistematik bir şekilde incelendi. Öte yandan aynı çelik yüksek kalitede kaynaklı bağlantılar elde edebilmek adına sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ile birleştirildi ve kaynaklı bağlantının metalürjik ve mekanik özelliklerinin incelemeleri metal aktif gaz (MAG) kaynağı ile karşılaştırmalı olarak gerçekleştirildi. Sonuçlar incelendiğinde SKİ sonrası çeliğin içyapısının işlem öncesine göre oldukça ince taneli bir yapıda oluştuğu ve mekanik özelliklerinin işlem öncesi duruma göre geliştiği görüldü. SKK sonrası kaynaklı bağlantıların metalürjik ve mekanik özellikleri incelendiğinde de karşılaştırma amaçlı yapılan MAG kaynağına göre daha iyi metalürjik ve mekanik özelliklerin oluştuğu belirlendi.

Tez danışmanlığımı üstlenerek çalışmalarımın yönlendirilmesindeki katkılarından dolayı hocam Prof. Dr. Gençağa PÜRÇEK'e teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmalarına sağladığı katkılardan dolayı başta Öğr. Gör. Semih Mahmut AKTARER olmak üzere Arş. Gör. Harun YANAR, Dr. Öğr. Üyesi Muhammet DEMİRTAŞ, Dr. Öğr. Üyesi Hasan ÖLMEZ, Prof. Dr. Zongyi MA ve Dr. Peng Xue'ye teşekkür ederim. Öte yandan SKİ ve SKK işlemlerinin yapılmasında yaptığı çok kıymetli katkılarından ötürü Prof. Dr. Tevfik KÜÇÜKÖMEROĞLU'na teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmalarım boyunca, desteklerini esirgemeyen ve yanımda olduklarını her an hissettiğim kıymetli aileme ve sevgili eşim Demet'e çok teşekkür ederim.

Dursun Murat SEKBAN

TRABZON, 2018

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum ‘‘Sürtünme Karıştırma İşleminin Bir Gemi İnşa eliğinin Yapısal Ve Mekanik Özelliklerine Etkilerinin İncelenmesi ve Bu eliğin Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi İle Birleştirilmesi’’ başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Gençağa PÜRÇEK’in 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. 28/06/2018

Dursun Murat SEKBAN

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	iii
TEZ ETİK BEYANNAMESİ	iv
İÇİNDEKİLER.....	v
ÖZET.....	viii
SUMMARY	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	x
TABLolar DİZİNİ	xv
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Gemi İmalatında Kullanılan Çelikler	3
1.2.1. Düşük-Orta Mukavemetli Gemi İmalat Çelikleri.....	3
1.2.2. Yüksek Mukavemetli Gemi İmalat Çelikleri	4
1.3. Gemi İmalatında Kullanılan Geleneksel Kaynak Yöntemleri.....	6
1.3.1. Örtülü Elektrotlu Ark Kaynağı.....	6
1.3.2. Tozaltı Kaynağı.....	7
1.3.3. Gazaltı Kaynağı.....	8
1.3.4. Tungsten Asal Gaz Kaynağı (TIG)	9
1.3.5. Oksi-Asetilen Kaynağı	10
1.4. Sürtünme Karıştırma İşlemi ve Sürtünme Karıştırma Kaynağı	11
1.4.1. Sürtünme Karıştırma İşlemi	11
1.4.1.1. Çeliklerde SKİ Kullanımı.....	14
1.4.2. Sürtünme Karıştırma Kaynağı.....	16
1.4.2.1. Çeliklerde SKK Uygulamaları	21
1.4.3. Gemi İmalatında SKK ve SKİ Kullanımı	22
1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	24

2.	YAPILAN ÇALIŞMALAR	28
2.1.	Deney Malzemesi	28
2.2.	SKİ ve SKK İşlemleri	28
2.2.1.	Deney Sistemi ve Çalışma Prensibi	28
2.3.	Sıcaklık Ölçümü	30
2.4.	Kullanılan Takım ve Özellikleri.....	30
2.5.	Optimum İşlem Parametrelerin Belirlenmesi.....	31
2.6.	SKİ ve SKK Sonrası Özellik İncelemeleri.....	32
2.6.1.	SKİ Sonrası Yapılan İncelemeler	32
2.6.1.1.	İçyapı İncelemeleri.....	32
2.6.1.2.	Mekanik Özelliklerin İncelenmesi	33
2.6.1.2.1.	Sertlik	33
2.6.1.2.2.	Çekme Deneyi	34
2.6.1.2.3.	Şekillendirilebilirlik Deneyi.....	35
2.6.1.2.4.	Çentik-Darbe Deneyi.....	37
2.6.1.2.4.1.	Çentik Pozisyonuna Göre Çentik-Darbe Deneyi	37
2.6.1.2.4.2.	Sünek-Gevrek Geçiş Sıcaklığının Belirlenmesi	38
2.6.1.2.5.	Korozyon Deneyi	39
2.6.1.2.6.	SKİ Sonrası Sonlu Elemanlar Yöntemi ile Mukavemet Analizi.....	41
2.6.2.	SKK İşlemleri.....	43
2.6.2.1.	SKK ile Karşılaştırma Amaçlı Yapılan Gazaltı (MAG) Kaynağı.....	44
2.6.2.2.	İçyapı İncelemeleri.....	45
2.6.2.3.	Mekanik Özellik İncelemeleri.....	45
2.6.2.3.1.	Sertlik	45
2.6.2.3.2.	Çekme Deneyi.....	46
2.6.2.3.3.	Üç Noktadan Eğme Deneyi.....	47
2.6.2.3.4.	Korozyon Deneyi	48
3.	BULGULAR VE İRDELEME.....	50
3.1.	Optimum SKİ ve SKK Parametrelerin Belirlenmesi	50

3.2.	SKİ ve SKK sırasında Ölçülen Sıcaklıklar	52
3.3.	Optimum Şartlarda Yapılan İşlemler Sonrası İncelemeler	53
3.3.1.	Sürtünme Karıştırma İşlemi (SKİ)	53
3.3.1.1.	İçyapı.....	53
3.3.1.2.	Mekanik Özellik İncelemeleri	63
3.3.1.2.1.	Sertlik	63
3.3.1.2.2.	Mukavemet ve Süneklik Değerleri.....	65
3.3.1.2.3.	Şekillendirilebilirlik	67
3.3.1.2.4.	Çentik-Darbe Davranışı.....	74
3.3.1.2.4.1.	Çentik Pozisyonunun Etkisi	74
3.3.1.2.4.2.	Sünek-Gevrek Geçiş Davranışı	76
3.3.1.2.5.	Korozyon Deneyi	83
3.3.1.2.6.	Mukavemet Analizi	85
3.3.2.	Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK) ve Gazaltı Kaynağı (MAG)	89
3.3.2.1.	İçyapı.....	89
3.3.2.2.	Mekanik Özellik İncelemeleri	95
3.3.2.2.1.	Sertlik	95
3.3.2.2.2.	Mukavemet ve Süneklik Değerleri.....	99
3.3.2.2.3.	Şekillendirilebilirlik	102
3.3.2.2.4.	Korozyon Deneyi	104
4.	GENEL SONUÇLAR	107
5.	ÖNERİLER	112
6.	KAYNAKLAR.....	113

ÖZGEÇMİŞ

Doktora Tezi

ÖZET

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA İŞLEMİNİN BİR GEMİ İNŞA ÇELİĞİNİN YAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİ VE BU ÇELİĞİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ

Dursun Murat SEKBAN
Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Gemi İnşaatı ve Gemi Makineleri Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Genççağa PÜRÇEK
2018, 127 Sayfa

Bu çalışmada, gemi inşaatında kullanılan düşük karbonlu Grade A çeliğine sürtünme karıştırma işlemi (SKİ) uygulanmış ve bu işlemin içyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi kapsamlı bir şekilde incelenmiştir. Ayrıca söz konusu çeliğe sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yöntemi de uygulanmış ve kaynak bölgesinin içyapı ve mekanik özellikleri, gemi inşaatında sıklıkla kullanılan metal aktif gaz (MAG) kaynağı ile karşılaştırılmalı olarak incelenmiştir. Optimum parametrelerde yapılan SKİ işlemi çeliğin içyapısını inceltmek için karıştırma bölgesinde (KB) tane boyutunu 25 µm'den 3-4 µm değerine kadar düşürmüştür. SKİ ile oluşan ince tane yapısına bağlı olarak, çeliğin süneklik ve şekillendirilebilirlik değerlerinde yaşanan küçük orandaki düşüşe rağmen, sertlik, mukavemet, korozyon dayanımı, oda sıcaklığında kırılma enerjisi ve sünek gevrek geçiş sıcaklığı değerlerinde önemli iyileştirmeler elde edilmiştir. Öte yandan hem tekil plaka hem de gemi orta kesiti ızgara sistemi üzerine sonlu elemanlar tabanlı nihai mukavemet analizine göre, plakaların SKİ sonrası nihai mukavemet değerlerinin önemli ölçüde arttığı da görülmüştür. Aynı çeliklere uygulanan SKK ve MAG işlemleri sonrası kaynak bölgesinde, SKİ sonrası olduğu gibi ince taneli bir içyapı oluşmuştur. Yine SKK ve MAG kaynağı sonrası kaynak bölgesinde süneklik ve şekillendirilebilirlik değerlerinde ihmal edilebilir oranlardaki düşüşe rağmen, bu bölgelerin sertlik, mukavemet, şekillendirilebilirlik ve korozyon dayanımı değerleri önemli oranlarda iyileşmiştir. Öte yandan, SKK ve MAG kaynağı sonrası kaynak bölgelerinin mekanik özellikleri karşılaştırıldığında, SKK sonrasında daha yüksek sertlik ve mukavemet değerleri ile daha iyi şekillendirilebilirlik ve korozyon dayanımı değerleri elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Gemi inşaa çeliği, Sürtünme karıştırma işlemi (SKİ), Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), Metal aktif gaz (MAG) kaynağı, Mikroyapı, Mekanik özellikler, Şekillendirilebilirlik, Korozyon.

PhD. Thesis

SUMMARY

EFFECT OF FRICTION STIR PROCESSING ON STRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF A SHIPBUILDING STEEL AND ITS JOINING WITH FRICTION STIR WELDING

Dursun Murat SEKBAN
Karadeniz Technical University
The Graduate School of Applied Sciences
Naval Architecture and Marine Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Dr. Genççağ PÜRÇEK
2018, 127 Pages

In this study, friction stir processing (FSP) was applied to a shipbuilding low carbon Grade A steel and its effect on the structural and mechanical properties was investigated in detail. Friction stir welding (FSW) was also applied to that steel, and microstructure and mechanical properties of joined zone were investigated in comparison with the metal active gas (MAG) welding which is one of the welding methods frequently used in shipbuilding. It was observed that the grain size in the processed zone (PZ) decreased from 25 μm to about 3-4 μm after FSP applied under optimum parameters. In spite of small decrease in ductility and formability values, hardness, tensile and impact strength values as well as corrosion resistance increased, and ductile-to-brittle transition temperature decreased as a result of grain refinement with FSP. Finite element based ultimate strength analysis models of both single plate and ship mid-section grid system were established, and it was observed that ultimate strength values significantly increased after FSP. After FSW and MAG welding, grain size decreased in the welding zone (WZ) as in the case of FSP. Also, in spite of a negligible decrease in ductility and formability values in the WZ after FSW and MAG welding, the hardness, tensile strength values increased with significantly improvement in the formability and corrosion resistance. On the other hand, it was determined that FSWed joints showed higher hardness, tensile strength, formability and corrosion resistance values than those of MAG joints.

Key Words: Shipbuilding steels, Friction stir processing (FSP), Friction stir welding (FSW), Metal active gas (MAG) welding, Microstructure, Mechanical properties, Formability, Corrosion.

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.	Örtülü elektrotlu ark kaynağı işleminin şematik gösterimi [7].....	7
Şekil 2.	Gazaltı kaynağının şematik gösterimi [8].....	9
Şekil 3.	Tungsten asal gaz kaynağına (TIG) ait şematik gösterim [7].....	10
Şekil 4.	SKİ uygulamasının şematik gösterimi.....	12
Şekil 5.	SKİ sırasında proses edilen malzemede oluşan mikro yapısal bölgelerin şematik gösterimi.....	13
Şekil 6.	SKK yönteminin uygulamasını gösteren şematik resim.....	17
Şekil 7.	SKK sırasında malzemede oluşan mikro yapısal bölgelerin şematik gösterimi.	18
Şekil 8.	SKK’da kullanılan farklı takım geometrileri [78].	20
Şekil 9.	SKİ ve SKK’nın gerçekleştirildiği sisteme ait (a) şematik gösterim ve (b) genel görünümünü veren fotoğraf	29
Şekil 10.	Sıcaklık algılayıcı termo-elemanların iş parçası üzerindeki konumlarını gösteren şematik resim	30
Şekil 11.	(a) Kullanılan takımın gösteren genel resim ve (b) takım boyutlarını gösteren teknik resim	31
Şekil 12.	SKİ uygulanan plakadan çıkarılan içyapı inceleme numunelerinin konumları ve boyutları	33
Şekil 13.	SKİ uygulanan plakadan çıkarılan sertlik numunelerinin konumu, boyutları ve sertlik taramasının yapıldığı bölge.....	34
Şekil 14.	SKİ uygulanan plakadan çıkarılan çekme numunesinin konumu ve boyutları ..	35
Şekil 15.	(a) SKİ uygulanan plakadan çıkarılan Erichsen numunesinin konumu. (b) Şekillendirilebilirlik testi için kullanılan minyatürüze Erichsen kalıbının kesit teknik resmi. (c) Şekillendirilebilirlik testi için kullanılan minyatürüze Erichsen kalıbını cihaza bağlı olarak gösteren genel fotoğraf.....	36
Şekil 16.	SKİ uygulanan plakadan farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan darbe numunelerinin konumları ve boyutları	38
Şekil 17.	Sıvı azotta bekletilen aynı şartlardaki üç farklı numunenin bu ortamdan çıkarıldıktan sonra soğumaya bağlı ortaya çıkan sıcaklık-zaman değişim grafiği.....	39
Şekil 18.	SKİ uygulanan plakadan çıkarılan korozyon numunesinin plaka içerisindeki konumu ve boyutları	40
Şekil 19.	Korozyon deneyi düzeneği	40

Şekil 20. (a) Tek plaka ve (b) ızgara sisteme ait program girdi modelleri	42
Şekil 21. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda içyapı incelemelerinde kullanılan numunelerinin plak içindeki konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG	45
Şekil 22. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda sertlik numunelerinin plaka içerisindeki konumları, boyutları ve sertlik taramalarının yapıldığı kesitin görünümü: (a) SKK ve (b) MAG.....	46
Şekil 23. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda çekme numunelerinin konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG.	47
Şekil 24. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda eğme numunelerinin plaka içerisindeki konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG.....	48
Şekil 25. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda korozyon numunelerinin konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG	49
Şekil 26. Optimum parametrenin belirlenmesi amacıyla sekiz farklı proses şartında uygulanan SKİ sonrası karıştırma bölgesinde oluşan ortalama sertlik değerleri	50
Şekil 27. Ana yapı ve en yüksek ortalama sertlik değerlerinin elde edildiği D4 ve D8 şartlarına ait parametreleri ile SKİ işlemine tabi tutulmuş numunelere ait gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri	51
Şekil 28. SKİ ve SKK sırasında karıştırma bölgesinin merkezinden ITAB bölgesine doğru ölçülen sıcaklık değişimi	53
Şekil 29. Proses öncesi ana çelik yapısına ait içyapı görüntüleri: (a) İçyapıyı global olarak gösteren optik mikroskop resmive (b) ferrit tane sınırlarında konumlanan ince lamelli perlit fazını yakından gösteren SEM görüntüsü.....	54
Şekil 30. Grade A kalite gemi çeliğine uygulanan SKİ sonrası oluşan içyapıya ait OM ve SEM görüntüleri: (a) SKİ yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b)-(b1) omuzun etkilediği KB, (c)-(c1)-(d)-(d1) KB'nin altında karıştırıcı pinin etkilediği bölgenin üzerinde kalan KB, (e)-(e1) karıştırıcı takımın uç kısmının etkilediği KB, (f)-(f1) gerileme tarafındaki geçiş bölgesi ve (g)-(g1) ilerleme tarafındaki geçiş bölgesi	56
Şekil 31. SKİ sırasında karıştırıcı takım ucu etrafında oluşan içyapıya ait OM ve SEM görüntüleri: (a) KB'nin genel görünümü, (b) ilerleme tarafının üst kısmında oluşan ince taneli bölge, (c) karıştırıcı takımın uç kısmında oluşan ince taneli soğan halkası bölgesi ve (d) karıştırıcı takımın uç kısmında oluşan ince taneli bölge... ..	58
Şekil 32. SKİ sonrası KB'nde oluşan yapılara ait detay TEM görüntüleri: (a) İğnemsiz martenzit oluşumu, (b) WF plakalarının oluşumu, (c) FSK oluşumu ve (d) alt tane oluşumu	60
Şekil 33. SKİ sırasında ITAB'da oluşan farklı içyapılara ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a) ITAB bölgesinde ölçülen sıcaklıkların ve Fe-Fe ₃ C diyagramının yardımıyla KB'den SKİ'den etkilenmeyen ana yapıya kadar oluşan farklı bölgelerin genel gösterimi, (b)-(b1) SKİ'den etkilenmemiş ana yapı, (c)-(c1) KA-ITAB, (d)-(d1) K-ITAB ve (e)-(e1) İT-ITAB	62

Şekil 34. (a) SKİ uygulanan plakada sertlik ölçümünün yapıldığı kısma ait optik mikroskop görüntüsü. (b) Ölçülen mikrosertlik değerlerinin SKİ işlemi uygulanan yüzeyden uzaklığa göre değişimini gösteren eğri	64
Şekil 35. (a) SKİ yönüne dik olarak çıkarılan numunede oluşan içyapıya ait optik mikroskop görüntüsü. (b) Bu içyapı esas alınarak ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulmuş sertlik-dağılım haritası	65
Şekil 36. Ana yapı ve SKİ uygulanan numuneye ait gerilme-uzama eğrileri.....	66
Şekil 37. (a) SKİ yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait SKİ uygulanmış bölgeyi gösteren genel optik mikroskop görüntüsü ve bu bölgede Erichsen deney numunelerinin konumu. (b)-(d) Erichsen numunelerinin farklı noktalarının içyapısını gösteren optik ve SEM görüntüleri	68
Şekil 38. SKİ öncesi ana yapı ve SKİ sonrası ince teneli çelik yapıya ait zımba yükü (F) – zımba sehimi (X) ve dF/dX – zımba sehimi (X) eğrileri.....	70
Şekil 39. Erichsen deneyine tabi tutulmuş numunelerin yüzey SEM görüntüleri ve optik profilometre ile elde edilen iki ve üç boyutlu yüzey harita ve grafikleri ile yüzey pürüzlülük değerleri: (a) SKİ öncesi iri taneli ana yapıya sahip numune ve (b) SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numune.....	72
Şekil 40. Erichsen şekil verilebilirlik deneyi sonrasında numunelerin kesitinde oluşan kalınlık değişimi: (a) SKİ öncesi iri taneli ana yapıya sahip numune ve (b) SKİ sonrası ince tane yapısına sahip numune.....	73
Şekil 41. SKİ öncesi kaba taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince tane yapısına sahip ve farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan numunelere ait kırılma enerjisi değerleri	75
Şekil 42. SKİ öncesi iri taneli ve SKİ sonrası ince taneli ve farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan numunelerin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.....	76
Şekil 43. İri taneli ana yapı ve ince taneli SKİ sonrası yapıya ait sünek-gevrek geçiş sıcaklığı eğrisi.....	78
Şekil 44. SKİ öncesi iri taneli ana yapıya sahip numunelerin -30 °C ile -180 °C aralığındaki sıcaklıklarda darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.....	80
Şekil 45. SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numunelerin -60 °C ile -180 °C aralığındaki sıcaklıklarda darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.....	82
Şekil 46. Ana yapı ve SKİ uygulanan korozyon deney numunelerine ait potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.....	84
Şekil 47. Korozyon deneyi sonrası numune yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) İri taneli ana yapı ve (b) SKİ sonrası ince taneli yapı	85
Şekil 48. Plakanın farklı bölgelerinde oluşan nihai mukavemet dağılımı: (a) SKİ öncesi iri taneli ana yapı ve (b) SKİ sonrası ince taneli yapı.....	87

Şekil 49. Grade A gemi çeliğine uygulanan SKK sonrası oluşan içyapıya ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a) SKK yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b)-(b1) omuzun etkilediği KB, (c)-(c1) omuzun etkilediği KB'nin altında karıştırıcı pinin etkilediği bölgenin üzerinde kalan KB, (d)-(d1) karıştırıcı takımın uç kısmının etkilediği KB, (e)-(e1) gerileme tarafındaki geçiş bölgesi, (f)-(f1) gerileme tarafında oluşan nispeten ince taneli bölge ve (g)-(g1) ilerleme tarafındaki geçiş bölgesi	90
Şekil 50. SKK sonrası ITAB'da oluşan farklı içyapılara ait optik mikroskop görüntüleri: (a) SKK yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b) İT-ITAB (c) K- ITAB, (d) KA- ITAB ve (e) ana yapı..	92
Şekil 51. Grade A gemi çeliğine uygulanan MAG kaynağı sonrası oluşan içyapıya ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a) Kaynak yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b)-(b1) ikinci kaynak pasosu sonucu oluşan KB, (c)-(c1) ilk paso ile ikinci paso arasında kalan KB, (d)-(d1) ilk kaynak pasosu sonucu oluşan KB ve (e)-(e1)-(g)-(g1) MAG kaynağı sonrası oluşan ITAB	94
Şekil 52. SKK uygulanan plakada kaynak merkezinden dik olarak çıkarılan bölgeye ait: (a) Optik mikroskop görüntüsü ve (b) mikrosertlik-yüzeyden uzaklık eğrisi. SKK uygulanan plakada kaynak merkezine yatay olarak çıkarılan bölgeye ait: (c) Optik mikroskop görüntüsü ve (d) mikrosertlik-yüzeyden uzaklık eğrisi.....	96
Şekil 53. (a) SKK sonrası SKK yönüne dik olarak çıkarılan numunede oluşan içyapıya ait optik mikroskop görüntüsü. (b) SKK sonrası SKK yönüne dik olarak çıkarılan numunede ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulmuş sertlik dağılım haritası.....	97
Şekil 54. MAG kaynağı uygulanan plakada kaynak merkezinden dik olarak çıkarılan numuneye ait: (a) Optik mikroskop görüntüsü ve (b) mikrosertlik-yüzeyden uzaklık eğrisi. MAG kaynağı uygulanan plakada kaynak merkezine yatay olarak çıkarılan numuneye ait: (c) Optik mikroskop görüntüsü ve (d) mikrosertlik-yüzeyden uzaklık eğrisi	98
Şekil 55. (a) MAG kaynağı sonrası kaynak yönüne dik olarak çıkarılan numunede oluşan içyapıya ait optik mikroskop görüntüsü. (b) Söz konusu numunede ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulmuş sertlik dağılım haritası.....	99
Şekil 56. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan ve tamamen kaynak bölgesinden çıkarılan (ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen) küçük çekme numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri.....	100
Şekil 57. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan ve ölçü uzunluğu bölgesinde kaynak bölgesi ve ana yapıyı birlikte içeren büyük çekme numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri ve kopan numunelerin makro görüntüleri.....	102
Şekil 58. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan numunelerin üç noktadan eğme deneylerine ait eğme kuvveti – sehim eğrileri.....	104

- Şekil 59. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan korozyon deney numunelerine ait potansiyodinamik polarizasyon eğrileri..... 105
- Şekil 60. Korozyon deneyi sonrası numune yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) Ana yapı, (b) MAG kaynağı ve (c) SKK..... 106



TABLolar DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 1. Düşük-orta mukavemetli çelikler için kimyasal bileşim tablosu [5].	4
Tablo 2. Yüksek mukavemetli çelikler için kimyasal bileşim tablosu [5].	5
Tablo 3. SKİ'nin temel avantajları.	13
Tablo 4. SKK'nın temel avantajları [9].	19
Tablo 5. Grade A (Erdemir 3701) kalite düşük-orta mukavemetli çelik plakanın kimyasal bileşimi.	28
Tablo 6. SKİ/SKK işlemleri için optimum işlem parametrelerinin belirlenmesinde kullanılan parametrik aralıklar.	31
Tablo 7. SKİ/SKK işlemleri için kullanılan optimum parametreler.	32
Tablo 8. Tek plaka ve ızgara sisteme ait geometrik değerler ve malzeme özellikleri.	43
Tablo 9. Gazaltı kaynağı sırasında kullanılan rutil özlü tele ait kimyasal bileşim tablosu.	44
Tablo 10. Gazaltı kaynağı sırasında kullanılan kaynak parametreleri.	44
Tablo 11. Ana yapı ve en yüksek ortalama sertlik değerlerini veren D4 ve D8 parametrelerinde SKİ uygulanan numunelere ait temel mekanik özellikler.	52
Tablo 12. Ana yapı ve SKİ uygulanan numuneye ait temel mukavemet ve uzama değerleri.	67
Tablo 13. Erichsen deneyi sırasında ana yapı ve SKİ uygulanmış yapılardan elde edilen EI ve FEI değerleri.	71
Tablo 14. SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numunelere ait ortalama tane boyutu, üst ve alt darbe tokluğu ve sünek-gevrek geçiş sıcaklığı değerleri.	78
Tablo 15. Ana yapı ve SKİ uygulanan korozyon deney numunelerine ait potansiyodinamik polarizasyon değerleri.	84
Tablo 16. Literatürde nihai mukavemet analizi yapılmış plakanın farklı kalınlıklardaki nihai mukavemetinin çeşitli ampirik formüller ve oluşturulan model sonuçlarıyla karşılaştırması.	86
Tablo 17. Model deneyi ve çeşitli ampirik formüllerle hesaplamalar sonucunda SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip plakada oluşan nihai mukavemet değerleri.	87
Tablo 18. Izgara sistemine ait deneysel sonuçlar, ampirik formüller ve tez kapsamında oluşturulan modele ait nihai mukavemet analizi sonuçları.	88

Tablo 19. Model deneyi ve ampirik nihai mukavemet analizi hesaplama yöntemi olan HULT [127] ile elde edilen SKİ öncesi ve sonrası duruma ait ızgara sistemin nihai mukavemet analiz sonuçları	88
Tablo 20. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan ve tamamen kaynak bölgesinden çıkarılan (ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen) küçük çekme numunelerine ait temel mukavemet ve süneklik değerleri.	100
Tablo 21. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan çekme bölgesinde ana yapıyı da içeren büyük çekme numunelerine ait mekanik özellikler	102
Tablo 22. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan numunelerin üç noktadan eğme deneylerine ait eğme kuvveti, sehim ve maksimum eğme gerilmesi (σ_f) değerleri	104
Tablo 23. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan korozyon deney numunelerine ait polarizasyon eğrilerinden elde edilen elektrokimyasal değerler.....	106



1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Tarih öncesi dönemlerde insanlar yüzen ağaç parçalarından ilham almış ve içi oyulmuş kütükleri kullanarak ilk deniz araçlarını meydana getirmişlerdir. Gün geçtikçe deniz araçlarının imalatı yeni buluşlara tanıklık etmiş ve ağaçlardan yapılan parçalar muhtelif maddelerle takviyelenerek su geçirmez yapılar elde edilmiştir.

Sevk için rüzgâr ve insan gücü yerine makine kuvvetinden yararlanılmaya başlanması; gemilerin tasarımları, boyutları ve kullanılan malzemelerin çeşitlenmesi gibi birçok alanda önemli gelişmelerin yaşanmasına neden olmuştur. Gemi imalatındaki gelişmelere paralel olarak malzeme biliminde yaşanan gelişmelerle birlikte bu alanda kullanılan malzeme yelpazesi hızla genişlemiştir. Günümüzde gemi imalatında başlıca; metaller (demir ve demir dışı metaller), ağaçlar (çeşitli ağaç türleri) ve suni malzemeler (kompozitler, şişme lastik vb.) kullanılmaktadır.

Ağaç türlerinin, kompozit malzemelerin ve alüminyum alaşımlarının gemi ağırlığını düşürmek amacıyla kullanılmasına rağmen, özellikle dayanım anlamında yaşanan sıkıntılardan ötürü gemi imalatında günümüzde en çok kullanılan malzeme olarak çelikler ön plana çıkmaktadır. Çelikler dayanım, şekil verilebilirlik, kaynak edilebilirlik ve maliyetleri göz önüne alındığında; kullanılan diğer malzemelere büyük üstünlükler sağlamaktadır. Gemilerde kullanılan çelikler en genel anlamda düşük-orta mukavemetli çelikler ve yüksek mukavemetli çelikler olarak ikiye ayrılabilir. Geminin kullanım amacı, gemideki kullanım yeri ve seyrin yapıldığı sular gibi birçok değişkene bağlı olmakla birlikte, iyi tokluk değerleri, yüksek korozyon direnci, düşük maliyetleri ve yüksek kaynak edilebilirlikleri göz önüne alındığında gemi imalatında genellikle %0,15-0,23 aralığında karbon ihtiva eden düşük-orta mukavemetli çelikler kullanılmaktadır [1]. Bununla birlikte yüksek mukavemetin istendiği, hücum botları gibi özel amaçlı kullanılan gemi türlerinde ve gemilerin diğer kısımlarına göre yüksek dayanımın istendiği gemi taban sacları gibi kısımlarında yüksek mukavemetli çelikler kullanılmaktadır. Ancak gemi imalatında yüksek mukavemetli çelik kullanımını kısıtlayan en önemli problem bu çeliklerin zayıf kaynak edilebilirlik özellikleridir. Ayrıca, söz konusu çeliklerin kaynak edilebilirlik problemlerinin yanında düşük şekil verilebilirlikleri de bu çeliklerin gemi imalatında kullanımını sınırlandırmaktadır. Bu nedenle düşük-orta mukavemetli çeliklerin uygulanacak ikincil proseslerle mevcut dayanım özelliklerinin geliştirilerek yüksek

mukavemetli çeliklerin yerine kullanılabilirliğinin sağlanması gemi imalat sektörüne önemli bir katkı olacaktır. Bu bağlamda gemi imalatında kullanılan düşük-orta mukavemetli çeliklerin çeşitli aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri ile mekanik özelliklerinin geliştirilmesi fikri ortaya çıkmıştır. Kullanılan APD yöntemleri arasında levha/sac tipi malzemelere uygulanabilir olması nedeniyle sürtünme karıştırma işlemi (SKİ) bir adım ne çıkmaktadır. Bu işlem esasen sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) işlem prensibini temel alan ve malzemede aşırı deformasyona dayalı dinamik yeniden kristalleşme etkisiyle tane incelterek mekanik özelliklerin geliştirilmesini hedefleyen bir APD yöntemidir. Yapılan alışmalar incelendiğinde, SKİ ile gemi imalatında kullanılan düşük-orta mukavemetli çeliklerin mevcut tokluk ve şekil verilebilirlik özelliklerini fazla düşürmeden özellikle sertlik ve mukavemet değerlerinin büyük oranda geliştirebileceği öngörülmektedir.

Kullanılan eliklerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesinin yanında, bunların kaynak edilmesini sağlayacak daha etkin ve uygulama alanı geniş yöntemlerin de araştırılması ve bu kapsamda yeni nesil kaynak yöntemlerinin geliştirilmesi önem arz etmektedir. Bilindiği üzere gemiler sacların ve çeşitli profillerin kaynaklı birleştirilmesiyle oluşturulmaktadır. Önceleri bir tamir yöntemi olarak kullanılan kaynak işlemi, bu alandaki gelişmelerin sonucu olarak tamamen kaynaklı bağlantıların kullanıldığı büyük çaplı gemilerin inşaatına imkân sağlamıştır [2]. Günümüzde gemi imalatında en çok örtülü elektrotlarla ark kaynağı ve gaz-altı kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Ancak bu yöntemlerin kullanıldığı kaynaklı bağlantılarda; kaynak kalitesinin kaynağı yapan kişiye bağımlılığı, kaynak sonrasında oluşan cürufun temizlenme zorunluluğu ve kaynak sonrası iş parçasında oluşan çarpılmalar gibi sorunlar nedeniyle alternatif kaynak yöntemlerinin arayışı hız kazanmıştır. Bu bağlamda son yıllarda kullanım alanı genişlemeye başlayan SKK yönteminin gemi imalatında uygulanabilirliği araştırmaya başlanmış ve alüminyum gemi panellerinin SKK ile birleştirilmesi gibi uygulamalar gerçekleştirilmiştir. SKK sonrası iş parçasında oluşan düşük çarpılma, farklı tip ve kalınlıklardaki malzeme ve parçalara uygulanabilme özelliği ve birleşme alanındaki iyi metalürjik özellikler göz önüne alındığında, diğer sektörlerde olduğu gibi gemi imalatı sektöründe de farklı malzeme gruplarında SKK'nın geniş bir kullanım alanı bulacağı öngörülmektedir.

Yapılan bilimsel ve teknolojik incelemeler sonucunda henüz gemi imalatında kullanılan çeliklerin özellikle kimyasal yapısını etkilemeden mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yönelik bir çalışma yapılmadığı görülmüştür. Benzer şekilde özellikle otomotiv ve uçak sanayiinde gelişmiş yeni kaynak yöntemleri kaynak sonrası bağlantıların gösterdiği yüksek mekanik özellikleri sebebiyle sıkça kullanmaya başlanmışken, gemi imalatı sanayiinde hala

geleneksel kaynak yöntemlerinin kullanılmaya devam edildiği belirlenmiştir. Bu nedenle bu çalışmada, gemi imalatı sektöründe geniş kullanıma sahip Grade A gemi sacının SKİ ile metalürjik ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesi ve SKK yöntemi ile de daha yüksek kalitede kaynaklı bağlantıların elde edilmesine yönelik sistematik bir çalışmanın yapılması amaçlanmıştır.

1.2. Gemi İmalatında Kullanılan Çelikler

Fiyat, geleneksel yöntemlerle kaynak edilebilirlik ve erişilebilirlik gibi özellikler göz önüne alındığında, gemi imalatında en çok %0,15 - %0,23 aralığında karbon ihtiva eden düşük-orta mukavemetli çelikler kullanılmaktadır. Bununla birlikte gerilmelerin yüksek olduğu gemi tiplerinde ve özel tip gemilerde yüksek mukavemetli çelikler de kullanılmaktadır. Gemi imalatında kullanılan çeliklerin klas kurumlarınca denetlenmiş, test edilmiş ve onaylanmış olmaları gerekmektedir. Klas kurumlarınca gemi imalatında kullanılan çelikler düşük-orta mukavemetli gemi çelikleri ve yüksek mukavemetli gemi çelikleri olarak 2 ana gruba ayrılmış olup, aşağıda bunlarla ilgili kısa bilgiler verilmiştir.

1.2.1. Düşük-Orta Mukavemetli Gemi İmalat Çelikleri

Yüksek tokluk değerleri, iyi korozyon direnci, düşük maliyetleri ve yüksek kaynak edilebilirlikleri göz önüne alındığında, düşük-orta mukavemetli çelikler gemi imalatında çok ve sıklıkla kullanılan çelik türleridir. Türk loyduna göre; normal mukavemetli gemi inşa çeliklerinin sahip olması gereken kimyasal bileşim ve oksijen giderme yöntemleri Tablo 1’de verilmiştir. Düşük-orta mukavemetli gemi inşa çeliklerinde karbon oranı yaklaşık %0,2 seviyelerindedir. Bu tip çeliklerde dayanımı arttırması nedeniyle Mn ve Si elementleri de bulunmaktadır. Ayrıca bu tür çeliklerde tane inceltici etkisinden dolayı Al, yüksek sıcaklıklarda dayanımı arttırıcı etkisinden dolayı Mo, düşük sıcaklıklarda tokluğu arttırıcı etkisinden dolayı Ni ve aşınma direncini arttırıcı etkisinden dolayı ise Cr elementleri bulunmaktadır [3, 4].

Tablo 1. Düşük-orta mukavemetli çelikler için kimyasal bileşim tablosu [5].

Element	Kalite			
	TL-A	TL-B	TL-D	TL-E
C_{\max}	0,21*	0,21	0,21	0,18
Mn_{\min}	2,5xC	0,8	0,6	0,7
Si_{\max}	0,5	0,35	0,35	0,35
P_{\max}	0,035	0,035	0,035	0,035
S_{\max}	0,035	0,035	0,035	0,035
Al (asitte çözülebilir) _{min}	-	-	0,015	0,015

* Profiller için en çok %0,23; $(C + 1/6Mn)$ %0,40'ı aşmamalıdır.

Ticari gemilerin imalatında çoğunlukla düşük-orta mukavemetli çelikler kullanılmaktadır. Ayrıca gemilerdeki kullanım yerlerine göre bir sınıflandırma yapacak olursa, gemilerin baş-kıç bodoslama, postalar, güverte kaplamaları, perde ve tank kısımları genelde bu tür çeliklerle imal edilmektedir.

1.2.2. Yüksek Mukavemetli Gemi İmalat Çelikleri

Yüksek mukavemetli gemi imalat çelikleri özellikle gerilmelerin çok yüksek olduğu yerlerde kullanılırlar. Bu tür çeliklerin içerdiği nispeten daha yüksek karbon oranlarından dolayı kaynak edilmeleri daha sorunludur. Ancak yüksek özgül mukavemetleri nedeniyle daha ince saç kullanmaya imkân verirler. Türk loyduna göre bu çeliklerin sahip olması gereken kimyasal bileşimi Tablo 2'de verilmiştir. Söz konusu çelikler düşük-orta mukavemetli gemi imalat çeliklerine göre daha yüksek oranda Mn ve Cu elementleri içerdiğinden; daha yüksek mukavemet, sertlik ve korozyon direnci gösterirler. Ayrıca bu tür çelikler düşük-orta mukavemetli gemi imalat çeliklerinde bulunmayan ve yapıya yüksek mukavemet, yüksek sertlik, iyi korozyon dayanımı veren ve tane irileşmesini engelleyici Nb, V, Ti ve N gibi elementleri de ihtiva ederler [4].

Tablo 2. Yüksek mukavemetli çelikler için kimyasal bileşim tablosu [5].

Element	Kalite	
	TL-A 32, TL-D 32, TL-E 32	TL-F 32
	TL-A 36, TL-D 36, TL-E 36	TL-F 36
	TL-A 40, TL-D 40, TL-E 40	TL-F 40
C_{max}	0,18	0,16
Mn	0,9 - 1,6	0,9 - 1,6
Si_{max}	0,5	0,5
P_{max}	0,035	0,025
S_{max}	0,035	0,025
Al (asitte çözülebilir) _{min}	0,015	0,015
Nb	0,02 - 0,05	0,02 - 0,05
V	0,05 - 0,1	0,05 - 0,1
Ti_{max}	0,02	0,02
Cu_{max}	0,35	0,35
Cr_{max}	0,2	0,2
Ni_{max}	0,4	0,8
Mo_{max}	0,08	0,08
N_{max}	-	0,009 (Al varsa 0,012)
Kimyasal bileşim	(Nb + V + Ti_{max}) %0,12'yi geçmemelidir	

* Kalite işaretinde 'H' harfi kullanılabilir TL - AH 36 gibi

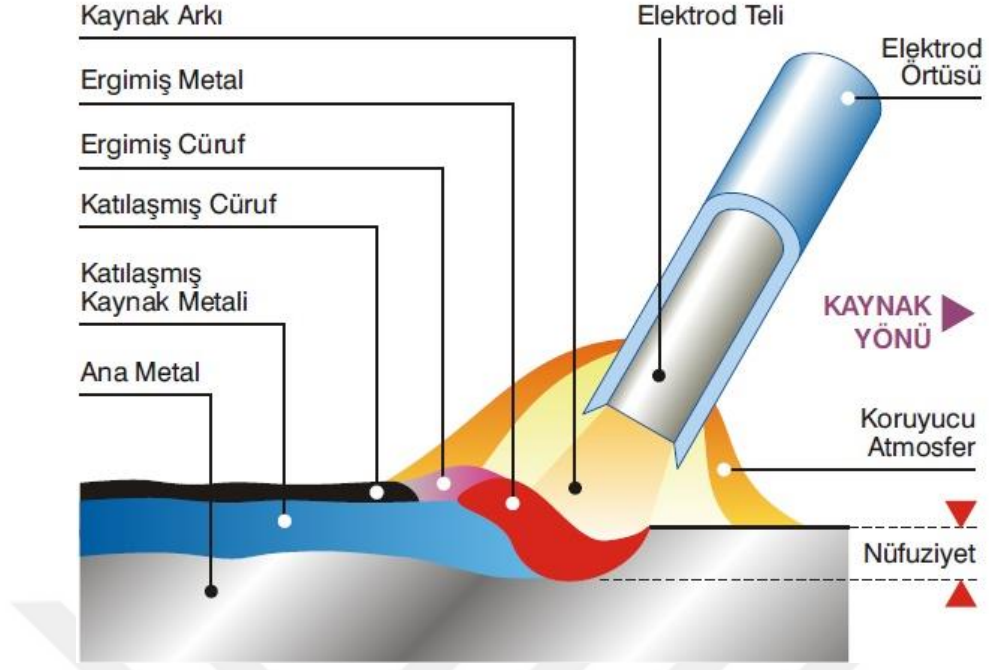
Bu tür çelikler yüksek gerilmelerin olduğu ve maliyetin nispeten geri planda tutulduğu savaş gemileri ve hücum botları gibi gemi türlerinde sıklıkla kullanılırlar. Ayrıca LPG ve LNG taşıyan gemilerin tanklarında düşük-orta mukavemetli sacların soğuk kırılmaya maruz kalabilmesinden ötürü bu tür çelikler kullanılmaktadır. Yine gemilerde diğer kısımlara göre yüksek gerilmelerin olduğu gemi dip sacları genelde bu tür çelikler kullanılarak imal edilmektedir.

1.3. Gemi İmalatında Kullanılan Geleneksel Kaynak Yöntemleri

Gemi imalatında birleştirme elemanı olarak kaynak yöntemlerinin kullanılmasından önce perçinler kullanılmaktaydı. Kaynak yöntemleri 1. Dünya Savaşı sırasında gemilerin onarılması için kullanılmaya başlanmış, sonrasında ise kaynaklı kısımların perçinli kısımlara oranla özellikle su sızdırmazlığı anlamındaki avantajlarından ötürü birleştirme yöntemi olarak kullanılmaya başlanmıştır [2, 6]. Tamamen kaynaklı birleştirmelerden oluşan ilk gemi olan Fullager 1921 yılında İngiltere’de üretilmiş ve daha sonra 2. Dünya Savaşı sırasında büyük boyutlarda gemilerde tamamen kaynaklı birleştirmeler kullanılmaya başlanmıştır. Kaynak tekniklerinde yaşanan gelişmelere paralel olarak üretilen gemilerin tasarım ve boyutlarında da önemli gelişmeler yaşanmıştır [2]. Gemi imalatında öncelerde örtülü elektrotla ark kaynağı kullanılırken, sonraki yıllarda gelişen yeni kaynak teknolojileri de kullanılmaya başlanmıştır. Aşağıda gemi imalatında kullanılan geleneksel kaynak yöntemleri özetlenmiştir.

1.3.1. Örtülü Elektrotlu Ark Kaynağı

Örtülü elektrotlu ark kaynağının şematik gösterimi Şekil 1’de verilmiştir. Bu kaynak yönteminde kaynaklanacak malzemeler ısı girdisi ile kaynak edilir. Kullanılan elektrotlar kaynak makinesinin artı (+) kutbuna, topraklama ise eksi (-) kutbuna bağlanarak gerilim uygulanır ve ark oluşur. Oluşan ark sonrasında sıcaklık 2500-3000 °C seviyelerine yükselir ve bu hem ana metal hem de dolgu metalini ergiterek kaynak dikişinin oluşmasını sağlar.



Şekil 1. Örtülü elektrotlu ark kaynağı işleminin şematik gösterimi [7].

Örtülü elektrotlu ark kaynağının avantaj ve dezavantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir.

Avantajları;

- Kaynağı yapan kişiye göre hızlı ve üniform yapıda kaynaklı bağlantılar oluşturulabilir.
- Çeşitli türdeki ve kalınlıktaki malzemelerin kaynakları yapılabilir.
- Nispeten ucuz, basit ve otomasyona uygun ekipmanlar kullanılmaktadır.
- Dar alanlarda kaynak yapımına uygundur.

Dezavantajları;

- Çıkan gazı solumak sağlık açısından oldukça zararlıdır.
- Elektrot seçimi oldukça önemlidir. Uygun olmayan elektrot seçimi kaynak dikişinde önemli problemler yaratabilir.
- Oluşan cürufun kaynak dikişine zarar vermemesi için hızlı bir şekilde temizlenmesi zorunluluğu vardır.
- Kaynak kalitesi kaynakçıya bağlı olarak değişiklik gösterir.

1.3.2. Tozaltı Kaynağı

Tozaltı kaynağında ark çıplak elektrot ile iş parçası arasında oluşur. Bu sırada kaynak bölgesine ayrı bir kanaldan gelen slika ve toprak alkali metaller içeren tozlar kaynak bölgesini

atmosferin olumsuz etkilerinden korumak amacıyla gönderilir. Tozaltı kaynağı esnasında gözle görülür bir ark, kıvılcım veya koku oluşmaz. Çok yüksek ergime gücüne sahip olması nedeniyle nufuziyet yüksektir ve kalın parçaların kaynaklanmasına imkân sağlar. Tozaltı kaynağının avantaj ve dezavantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir.

Avantajları;

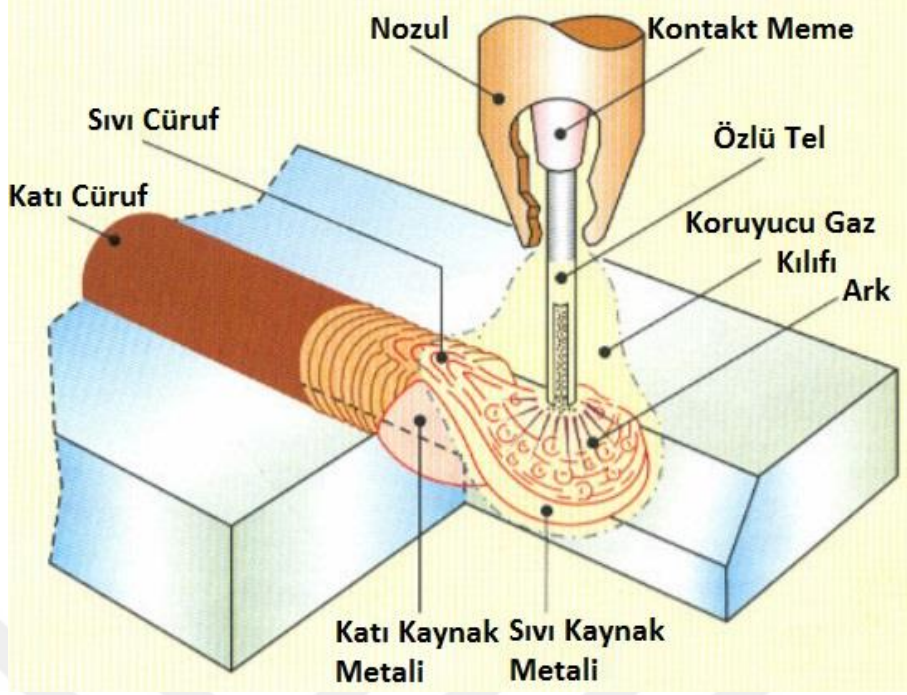
- Otomasyona uygun ekipmanlar kullanıldığı için işçilikten kaynaklı kaynak hataları gerçekleşmez.
- Kaynak esnasında koku ve duman meydana gelmez.
- Kalın malzemelerin kaynağına uygundur.
- Nispeten az miktarda kaynak metali zayıfatı oluşur.

Dezavantajları;

- Düz ve yassı yüzeylerin kaynağı için daha uygundur. Diğer yüzeylerde kaynak yapma problemleri olabilmektedir.
- Kaynak havuzu ergiyen metalin altında kaldığından kontrolü zor olabilir.
- Kullanılan koruyucu tozun kaynak dikişine girerek kaynak dikişini olumsuz etkileme ihtimali vardır.

1.3.3. Gazaltı Kaynağı

Gazaltı kaynağının şematik gösterimi Şekil 2’de verilmiştir. Gazaltı kaynak yönteminde ısı tükenen elektrot ile iş parçası arasında oluşan ark sayesinde meydana gelir. Kaynak dikişini atmosferin zararlı etkilerinden korumak için kaynak torcundan gelen koruyucu gazdan yararlanır. Koruyucu gaz olarak argon gazı kullanıldığında kaynağın ismi metal inert gaz (MIG), karbondioksit kullanıldığında ise metal aktif gaz (MAG) olarak adlandırılır. Tam otomatik taşıyıcı sistemler ve kaynak robotlarına otomasyonu mümkün olduğundan günümüzde tersanelerde en çok kullanılan yöntemlerden biri haline gelmiştir.



Şekil 2. Gazaltı kaynağının şematik gösterimi [8].

Gazaltı kaynağının avantaj ve dezavantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir.

Avantajları;

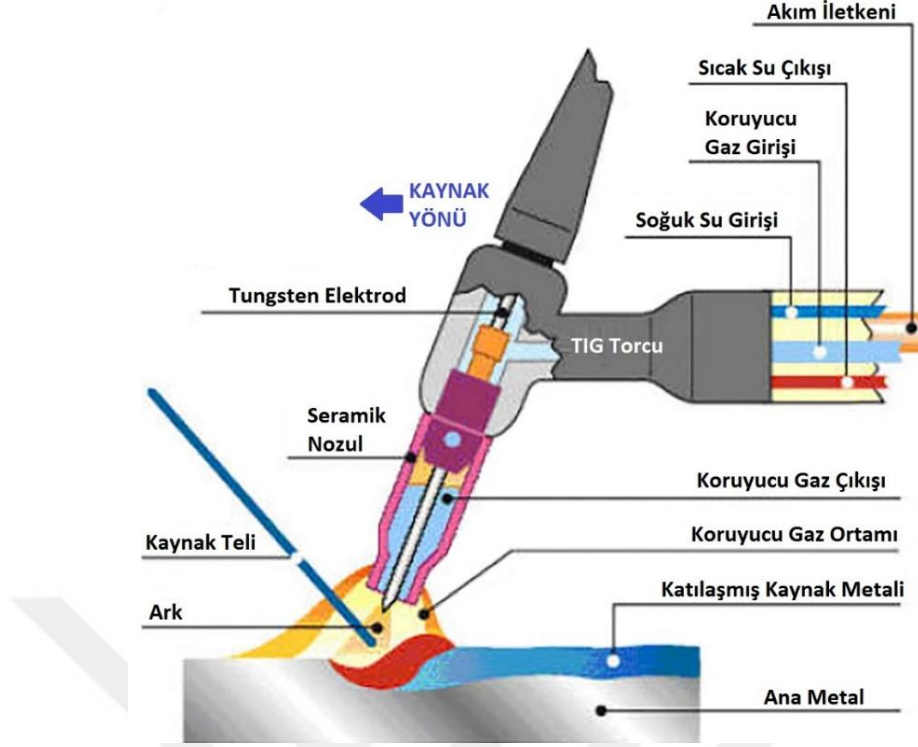
- Çeşitli pozisyonlarda kaynak yapabilmeye imkân vermektedir.
- Cüruf oluşmadığı için cüruf temizleme uğraşı gerektirmez.
- Yüksek kaynak hızlarında kaynak yapılabilmektedir.
- Kaynak metali düşük hidrojen içerir.
- Otomatik sistemlere adaptasyonu kolaydır.

Dezavantajları;

- Nispeten karışık ve pahalı ekipmanlar gerektirmektedir.
- Kaynak torcunun iş parçasına yakın olması gerektiğinden ulaşılması zor yerlerde kaynak yapmak zordur.

1.3.4. Tungsten Asal Gaz Kaynağı (TIG)

Tungsten asal gaz kaynağına (TIG) ait şematik gösterimi Şekil 3’de verilmiştir. Bu kaynak türünde kaynak dikişi genellikle argon olan bir asal gaz tarafından korunmaktadır. Bu yöntem gemi imalatında daha çok bakır ve alüminyum boruların kaynağında kullanılır.



Şekil 3. Tungsten asal gaz kaynağına (TIG) ait şematik gösterim [7].

TIG kaynağının avantaj ve dezavantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir.

Avantajları;

- Düzgün kaynak dikişi oluşur ve oluşan kaynak dikişi temizleme gerektirmez.
- Birçok malzeme grubunun kaynağında kullanılabilir.
- İş parçasında kaynak sonrası çarpılmalar minimum seviyededir.
- Farklı birçok pozisyonda kaynak yapımına elverişlidir.

Dezavantajları;

- Kaynak kalitesi kaynakçıya bağlı olarak değişiklik gösterir.
- Kullanılan ekipmanlar nispeten pahalıdır.
- Kaynak esnasında kaynak dikişindeki metal yığılma hızı nispeten düşüktür.
- Kalın parçaların kaynak edilmesi için uygun değildir.
- Kaynak esnasında oluşan ultraviyole ışını yüksektir.

1.3.5. Oksi-Asetilen Kaynağı

Oksi-asetilen kaynağı oksijen ile asetilen gazının yanmasıyla oluşan yüksek ısı ile metalin ergitilerek kaynatılması yöntemidir. Bu yöntemde kaynak esnasında yaklaşık 3200 °C sıcaklığa

ulaşılır. Kullanılan oksijen ve asetilen gazının oranları değiştirilerek oluşan ısı değiştirilebilir. Oksijen ve asetilen gazları basınç altında çelik silindirlerde muhafaza edilir. Oksi-asetilen kaynağının avantaj ve dezavantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir.

Avantajları;

- Kullanılan ekipmanlar nispeten düşük maliyetli ve taşınabilir formdadırlar.
- Yöntemi kullanmak kaynağı yapan kişi açısından kolaydır.
- Aynı yöntemle parçaların kesimine imkân sağlamaktadır.

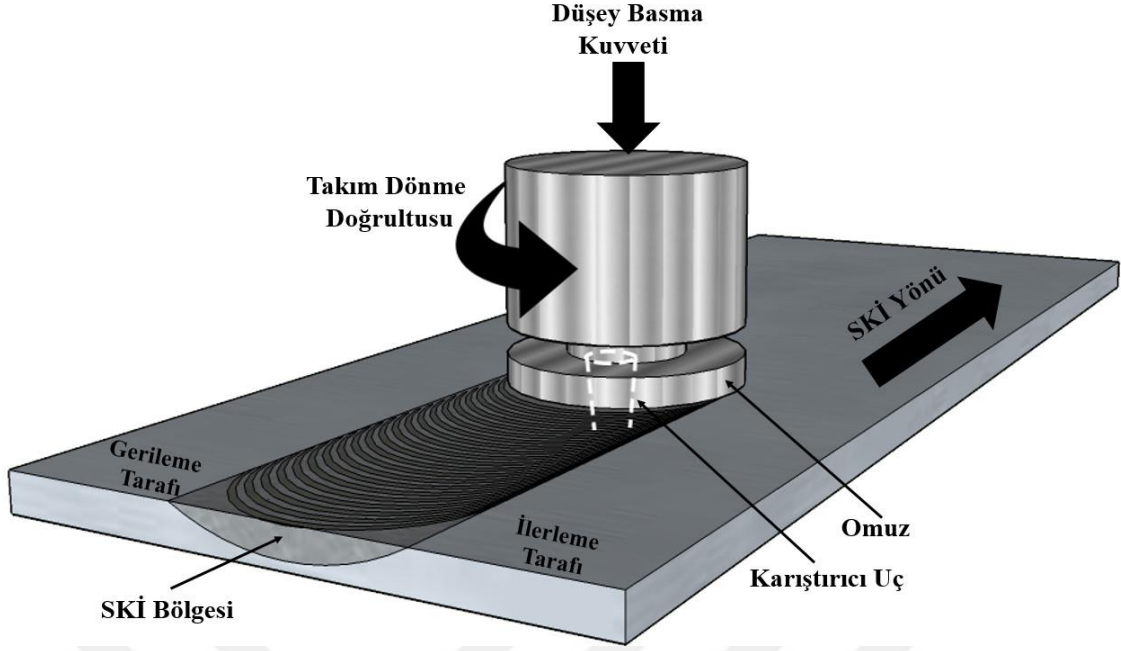
Dezavantajları;

- Kaynak dikişinde cüruf miktarı fazladır ve temizleme gerektirebilir.
- Oluşan ısının yüksekliği nedeniyle kaynak dikişi etrafında geniş ölçüde ısıdan etkilenen bölge oluşmaktadır.
- Kaynak kalitesi kaynakçıya bağlı olarak değişiklik gösterir.

1.4. Sürtünme Karıştırma İşlemi ve Sürtünme Karıştırma Kaynağı

1.4.1. Sürtünme Karıştırma İşlemi

Sürtünme karıştırma işlemi (SKİ), SKK'nın uygulama prensibini temel alan bir aşırı plastik deformasyon yöntemidir [9, 10]. SKİ sırasında Şekil 4'de görüldüğü üzere karıştırıcı takım plakaya daldırılır ve dönerek ilerlemeye başlar. Takımın ilerlemesi sırasında plakaya sürtünmesinden dolayı oluşan ısı malzemenin yumuşamasına neden olur ve yumuşayan malzeme pimin önünden arkasına doğru hareket ederek SKİ gerçekleştirilir [11]. Bu işlem sırasında oluşan ısı yaklaşık $0.6-0.7 T_m$ seviyesindedir (burada T_m malzemenin Kelvin cinsinden ergime noktasıdır) ve oluşan bu ısı plastik deformasyonunda etkisi ile malzemede dinamik yeniden kristalleşme ve dinamik toparlanma mekanizmalarının çalışmasına neden olarak içyapısal değişimleri meydana getirir [12-14]. SKİ sonrasında malzemede karıştırma bölgesinde başlangıç tane boyutunun oldukça altında tane boyutuna sahip, iyi mekanik özellikler gösteren bir bölge oluşur [15-18].



Şekil 4. SKİ uygulamasının şematik gösterimi.

Şekil 5’de gösterildiği üzere, SKİ sonrasında işlem bölgesinde dört ana bölge oluşur. En dışta bulunan bölge ana malzeme olarak adlandırılır. SKİ sırasında plastik deformasyon ve ısıdan etkilenmeyen bu bölgenin içyapısında veya mekanik özelliklerinde bir değişim gerçekleşmez. Ana malzemeden karıştırma bölgesine yaklaştıkça ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) başlar. ITAB’da malzeme plastik deformasyona uğramaz ancak karıştırma bölgesinde oluşan ısıdan etkilenir. ITAB’ın karıştırma bölgesine yakın olan kısmı ısıdan daha çok etkilendiği için ana malzemeye yakın olan ısıdan az etkilenen bölgeye göre içyapısal ve mekanik özellikler bakımından farklılıklar gösterebilir. ITAB ile karıştırma bölgesi arasında kalan kısım termomekanik olarak etkilenen bölge (TMEB) olarak adlandırılır. Bu bölgede malzeme hem ısıya maruz kalır hem de plastik deformasyona uğrar ve içyapısal değişimler gerçekleşir. SKİ yapılan malzemeye ve işlem parametrelerine bağlı olarak karıştırma bölgesi ile keskin farklar içermeyebilir ve ayırt edilir bir TMEB bölgesi gözlemlenmeyebilir. SKİ’nin merkezinde direk olarak takımın karıştırdığı bölge olan karıştırma bölgesi (KB) vardır. Bu bölgede malzeme aşırı plastik deformasyona uğrar ve maksimum ısı seviyelerine bu bölgede ulaşılır. Bu bölgede genellikle mikron mertebelerinde tane boyutuna sahip ince taneli ve iyi mekanik özellikler gösteren bir yapı oluşur.



Şekil 5. SKİ sırasında proses edilen malzemede oluşan mikro yapısal bölgelerin şematik gösterimi.

Günümüzde malzemelerde tane incelterek mekanik özelliklerin iyileştirilmesini amaçlayan birçok yöntem mevcuttur. Ancak bunlar içerisinde büyük oranda tane inceltme kapasitesine sahip olması bakımından aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri ön plana çıkmaktadır [19, 20]. SKİ APD yöntemleri arasında bazı özellikleri bakımından önemli avantajlar sağlamaktadır. Bu avantajlar Tablo 3’de özetlenmiştir. Bu avantajların başında bu yöntemin büyük boyutlardaki özelliklerle plakalara/saclara uygulanabilirliği gelmektedir [21]. Yine SKİ sırasında oluşan yapının derinliğini ve özelliklerini kullanılan takımın profilini, ilerleme parametrelerini ya da SKİ sonrası soğutma hızlarını değiştirerek kontrol etmek mümkündür. SKİ sırasında oluşan ısı sürtünme ve plastik deformasyondan kaynaklandığı için ortamda herhangi bir zehirli gaz çıkışı olmaz. Ayrıca SKİ sonrası numune boyutlarında herhangi bir değişiklik olmaz ve ekstra işlem gerektirmez [22].

Tablo 3. SKİ’nin temel avantajları.

Metalürjik Avantajlar	Ekonomik Avantajlar	Ekolojik Avantajları
<ul style="list-style-type: none"> • Büyük boyuttaki levhalara uygulanabilirlik • Yüksek oranda tane inceltme • Oluşan yapının özelliklerinin ve derinliğinin kolay kontrolü • İş parçasında oluşan düşük distorsiyon • Boyutsal kararlılık ve işlemin tekrarlanabilirliği • Kaliteli mikro yapı 	<ul style="list-style-type: none"> • Tükenmeyen takım kullanması • Otomasyona yatkınlık • Plakalardaki mukavemet artışından ötürü daha ince plakaların kullanılabilmesine bağlı nispeten hafif uçak, otomotiv ve gemi imalatına olanak sağlaması • İşlemin yapılabilmesi için gereken enerjinin düşüklüğü • İşlem sonrası numune boyutlarında değişiklik olmaması 	<ul style="list-style-type: none"> • Koruyucu gazın olmaması • Talaş atıklarının olmaması • Yüzey temizliği için kullanılan çözücülerin olmaması

Tüm bu avantajların yanında SKİ sırasında dikkat edilmesi gereken bazı hususlar da vardır. SKİ sonrasında oluşan yapının homojen özellik göstermesi için üniform bir şekilde soğutulması gerekir. Farklı oranlarda soğutma hızları malzemede içyapıda ve mekanik özelliklerde farklılıklar oluşmasına neden olur. Yine SKİ sonrasında işlemin bittiği yerde takım geometrisinde bir boşluk meydana gelmesi önemli bir problem olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu problem uygulamada genelde istenilenden bir miktar uzun SKİ yapılması veya ilave parça kullanılıp takımın ilave kısmında kaldırılması ile ortadan kaldırılmaktadır. Ayrıca SKİ esnasında parçaların hareket etmemesi için rijit bir şekilde sabitlenmesi gerekmektedir. Aksi takdirde hareket eden parçalar SKİ'nin başarısız olmasına neden olmaktadır.

SKİ sonrası oluşan yapıyı, başta kullanılan takımın profili ve hareket parametreleri olmak üzere etkileyen birçok faktör vardır. Kullanılan takımın boyutları ve geometrisi SKİ sonrası oluşan yapının hem özelliklerini hem de boyutlarını etkiler. Takımın boyutlarının ve geometrisinin değişmesi ile oluşan ısınma miktarının değiştiği ve SKİ sonrası yapıda değişiklikler olduğu görülmüştür [23, 24]. Ayrıca kullanılan pimin boyu doğrudan işlemler bölgenin boyutunu etkiler. SKİ sonrası yapıyı etkileyen bir diğer önemli faktörde takım hareket parametreleri olan takım dönme devri ve takım ilerleme hızıdır. Takım dönme devrinin artması ve takım ilerleme hızının azalmasıyla SKİ sırasında oluşan ısı yükselir ve SKİ sonrası yapının özellikleri değişir [25, 26]. Yine SKİ esnasında ya da sonrasında değiştirilen soğutma oranlarının SKİ sonrası oluşan içyapı ve mekanik özellikler üzerinde büyük etkileri olduğu çalışmalarla ispatlanmıştır [27, 28]. Bu parametrelere ek olarak işlem sırasında malzemeye uygulanan düşeydeki kuvvetin ve takım eğim açısının da SKİ sonrası oluşan yapıyı etkilediği bilinmektedir.

SKİ gelişen takım teknolojisinin de etkisiyle çelikler de dâhil birçok malzeme grubu için kullanılmaya başlanmıştır. SKİ günümüzde otomobil, havacılık ve yapı sektörü olmak üzere birçok alanda kullanılmaktadır. Ayrıca son dönemlerde SKİ ile yüzeye partikül takviyelenerek yüzey kompozitlerinin oluşturulması alanında da birçok çalışma yapılmaktadır [29, 30].

1.4.1.1. Çeliklerde SKİ Kullanımı

SKİ uygulanarak düşük-orta mukavemetli [18, 27, 31-44] ve yüksek mukavemetli [22, 45-56] çeliklerin aşırı plastik deformasyona maruz bırakılması ve bu sayede içyapı ve mekanik özelliklerinin değiştirilmesi üzerine literatürde fazla olmasa da çalışmalar mevcuttur. Bu çalışmalarda daha çok parametrik optimizasyon, içyapısal ve mekanik özelliklerin incelenmesine gibi konular incelenmiştir. Parametrik optimizasyon üzerine yapılan çalışmalar

incelendiğinde, kullanılan malzeme ve seçilen parametre aralığına göre parametrelerde yapılan değişimin her zaman aynı etkiyi yaratmadığı dikkat çekmektedir [31, 33]. Nitekim, arttırılan seçilmiş bir takım hareket parametresinin bazı malzemelerin mekanik özelliklerinde olumlu etki yaratırken, bir diğer malzeme grubunda olumsuz etki gösterebildiği görülmektedir. Bu bilgiler ışığında tüm malzemeler için parametrelerin aynı yönde değiştirilerek ortak bir parametre optimizasyonunun mümkün olmadığı görülmektedir. Bu durumun nedeni SKİ sırasında takım ve iş parçası arasında ulaşılan sıcaklığın ve bu sıcaklıkta gerçekleşen faz değişimlerinin malzeme türüne göre değişiklik göstermesidir. Yine parametre optimizasyonu üzerine yapılmış olan çalışmalar incelendiğinde, çalışmaların çok büyük kısmında takım dönme devri ve takım ilerleme hızı parametrelerinin dikkate alındığı görülmektedir [31-33, 47, 51, 55]. Bu parametrelerin yanında, takım baskı kuvvetinin değiştirilmesinin SKİ sonrasındaki yapıya etkisi Langlade ve arkadaşları [55] tarafından incelenmiştir. Bu çalışmada takım baskı yükünün belirli bir seviyenin altında kalması durumunda malzemede bir içyapısal değişimin gerçekleşmediği ve içyapısal modifikasyonun gerçekleşmesi için takım baskı yükünün belirli bir seviyenin üzerine çıkarılması gerektiği rapor edilmiştir. Ayrıca uç (pin) geometrisinin SKİ sonrası yapı üzerindeki etkileri incelenmiş ve farklı geometrilerdeki pin dizaynının oluşan yapının mekanik özellikleri üzerinde oldukça önemli olduğu bildirilmiştir [35].

Öte yandan SKİ sonrası oluşan içyapısal değişimler de incelenmiş ve yapılan çalışmalar sonucunda faz dönüşümü olarak ya da olmaksızın dinamik yeniden kristalleşmeye uğramış ince taneli yapılar olduğu bildirilmiştir [27, 32-34, 37-42, 45, 48, 49, 51, 53, 54]. Bununla birlikte SKİ sonrası elde edilen içyapının SKİ sonrası oluşan bölgeler arasında farklılıklar gösterdiği de rapor edilmiştir [43].

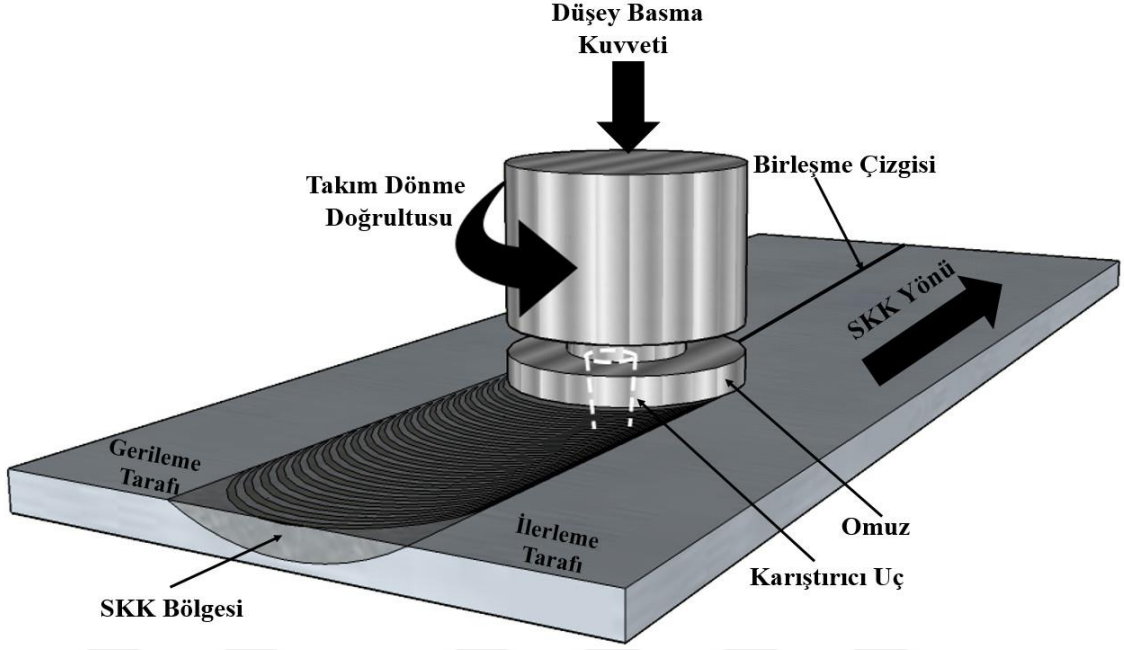
SKİ uygulanan çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişimler de incelenmiştir [22, 27, 31, 32, 34-43, 45, 46, 48-50, 52-55]. Yapılan sertlik deneyleri sonucunda SKİ sonrası sertlik değerlerinin oluşan bölgeler arasında farklılıklar göstermekle birlikte oluşan ince taneli içyapının bir sonucu olarak ana malzemeye göre oldukça yüksek değerlere ulaştığı görülmüştür [22, 27, 31, 35, 37-39, 42, 43, 45-49, 51-55]. Ayrıca, Khademi ve arkadaşları [37] tarafından yüzey sertliğinin arttırılması için malzeme yüzeyine SKİ ile partikül takviyesi yapılmış ve bunun sonucunda oldukça yüksek yüzey sertlik değerleri elde edilmiştir. SKİ sonrası yapının mukavemetinin ana malzemeninkine göre değişimini belirlemek için çeşitli çalışmalar yapılmış ve genel olarak SKİ sonrası oluşan yapının ana malzemeninkine göre yüksek mukavemet değerleri gösterdiği belirlenmiştir [27, 31, 34, 36, 42, 48, 53]. Bununla birlikte uzama değerlerinin SKİ sonrası ana malzemeye göre genel olarak bir miktar düştüğü belirlenmiştir [27, 31, 36, 42, 53]. Xue ve arkadaşları [36] SKİ sonrası yaşanan uzamadaki bu düşüşün ısı

işlem ile değişimini incelemiş ve proses sonrası uygulanan ısı işlem (tavlama) ile proses edilmiş olan malzemenin süneklik değerlerinin hızla arttığını, ancak mukavemet değerlerinin ise azaldığını belirlemişlerdir. Yine Xue ve arkadaşları [27] bir diğer çalışmalarında, SKİ uygulanmış numuneler ile aynı malzemenin su verilen numuneleri kıyaslamış ve SKİ sonrası numunelerin su verilenlere yakın mukavemet değerleri sergilediklerini belirlemişlerdir. Ayrıca SKİ sonrası söz konusu çeliğin su verilmişe göre çok daha yüksek süneklik değerleri sergilediği de belirlenmiştir. Yine çeliklere SKİ uygulanması üzerine yapılan çalışmalarda, SKİ uygulanan numunelerin ana malzemeye oranla daha yüksek darbe, aşınma, korozyon ve kavitasyon dayanımı gösterdiği rapor edilmiştir [18, 22, 32, 34, 35, 39, 41, 43, 45-50, 52, 54, 56].

1.4.2. Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ısı girdisinin yüksek olduğu ergitmeli kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirliği zor olan özellikle alüminyum alaşımlarının kaynak edilebilmesi için 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilmiş bir katı hal kaynak yöntemidir [57, 58]. SKK esnasında malzemeye ergitmeli kaynak yöntemlerine göre daha düşük bir ısı girdisi olur ve nispeten dar bir ITAB oluşur. Yüksek ısı girdisi ve buna bağlı olarak olumsuz metalürjik değişimlerin olduğu geniş bir ITAB meydana gelmemesinden ötürü SKK, ergitmeli kaynak yöntemleriyle kaynak edilebilmesi zor malzemelerin birleştirilmesinde çok önemli bir gelişme olmuştur. Başlangıçta alüminyum alaşımları için kullanılan SKK ilerleyen zamanlarda magnezyum, bakır ve çeliğin de içinde olduğu çeşitli malzeme gruplarının birleştirilmesinde kullanılmaya başlanmıştır [59-63].

Sürtünme karıştırma kaynağında Şekil 6'da görüldüğü üzere karıştırıcı pimli (uçlu) bir takım, alın altına birleştirilmiş ve takımın hareketi sırasında birleşme yüzeylerinin birbirinden ayrılmaması için sabitlenmiş plakalar arasına daldırılır ve birleşme çizgisi boyunca hareket ettirilir. Takımın ilerlemesi sırasında takım ile birleşme yüzeyi arasındaki sürtünme kuvveti plakaların ısınmasına neden olur. Isınan plakalar yumuşar ve takımın ilerlemesiyle birleşme çizgisi boyunca pimin ucundan arkaya doğru hareket eder ve soğuyup katılarak kuvvetli bir birleşme meydana gelir [64].



Şekil 6. SKK yönteminin uygulanışını gösteren şematik resim.

Şekil 7’de SKK sonrası malzemede oluşan mikro yapısal bölgelerin şematik gösterimi verilmiştir. Buna göre, birleşme çizgisine en uzak bölge ana malzeme bölgesi olarak adlandırılmıştır. Bu bölgede malzemede herhangi bir deformasyon gerçekleşmez ve dolayısıyla malzemenin içyapı ve mekanik özellikleri değişmez. Bu bölgeden ana malzemeye yaklaştıkça SKI’de olduğu gibi plastik deformasyona maruz kalmayan fakat oluşan ısıdan etkilenen ITAB meydana gelir. Bu bölgenin genişliği kullanılan malzeme ve kaynak parametrelerine bağlı olarak değişebilmektedir [65]. ITAB’da oluşan ısıya bağlı olarak malzemede içyapısal ve mekanik özellik değişimleri gözlemlenir [66, 67]. ITAB ile kaynağın merkezinde bulunan KB arasında kalan bölgeye TMEB denir ve bu bölgede malzeme hem plastik deformasyona uğrar hem de ısıya maruz kalır. Plastik deformasyon ve ısının etkisiyle bu bölgede içyapısal ve mekanik özellik değişimleri gerçekleşir. Ulaşılan ısıya ve malzemenin cinsine göre bu bölgede yeniden kristalleşme gerçekleşmeyebilir. Kaynağın merkezinde bulunan ve diğer bölgelere göre çok daha yüksek oranda plastik deformasyona ve ısıya maruz kalan bölgeye KB olarak adlandırılır. Bu bölgede malzeme yeniden kristalleşmeye uğrar ve dislokasyon yoğunluğu azalır [9]. Yine bu bölgede yoğun deformasyon ve yüksek ısı girdisine bağlı olarak ince taneli bir içyapı ve buna bağlı olarak çok iyi mekanik özellikler elde edilmektedir [10].



Şekil 7. SKK sırasında malzemede oluşan mikro yapısal bölgelerin şematik gösterimi.

SKK'nın temel avantajları Tablo 4'de özetlenmiştir. Metalurjik anlamda SKK ergitmeli kaynak yöntemlerine göre önemli avantajlara sahiptir. SKK sırasında kaynak metalinin ergiyerek birleşmemesinden dolayı, ergitmeli kaynak yöntemlerindeki katılma sırasında oluşan hatalar bu yöntemde görülmez. Yine SKK sırasında nispeten düşük ısı girdisi nedeniyle kaynaklı parçalardaki çarpılma çok düşük seviyelerdedir veya hiç gerçekleşmez. SKK sırasında ilave metal kullanılmadığından homojen ve kaliteli bir içyapı oluşur ve oluşan içyapının kalitesi kaynakçının el beceresinden bağımsızdır. Ayrıca SKK aynı tür malzemelerin kaynağının yanında farklı tür malzemelerin de kaynağına imkân sağlar. Dolayısıyla birçok farklı grup malzeme SKK ile başarıyla birleştirilebilmektedir [68-72].

Metalurjik avantajlarının yanında SKK ekonomik anlamda da diğer kaynak yöntemlerine göre önemli avantajlara sahiptir. Kaynak için dolgu malzemesi ve koruyucu gaz kullanılmaması, kaynak sonrası herhangi bir temizleme işlemi gerektirmemesi, tükenmeyen bir kaynak takımı kullanması ve otomasyona yatkınlığı temel ekonomik avantajlar olarak gösterilebilir. SKK sırasında kaynağın yapılması için harcanan enerji de nispeten düşüktür. Kaynak esnasında herhangi bir zehirli gaz çıkışı ve uv ışını oluşmamasından ötürü SKK ekolojik anlamda da önemli avantajlara sahiptir.

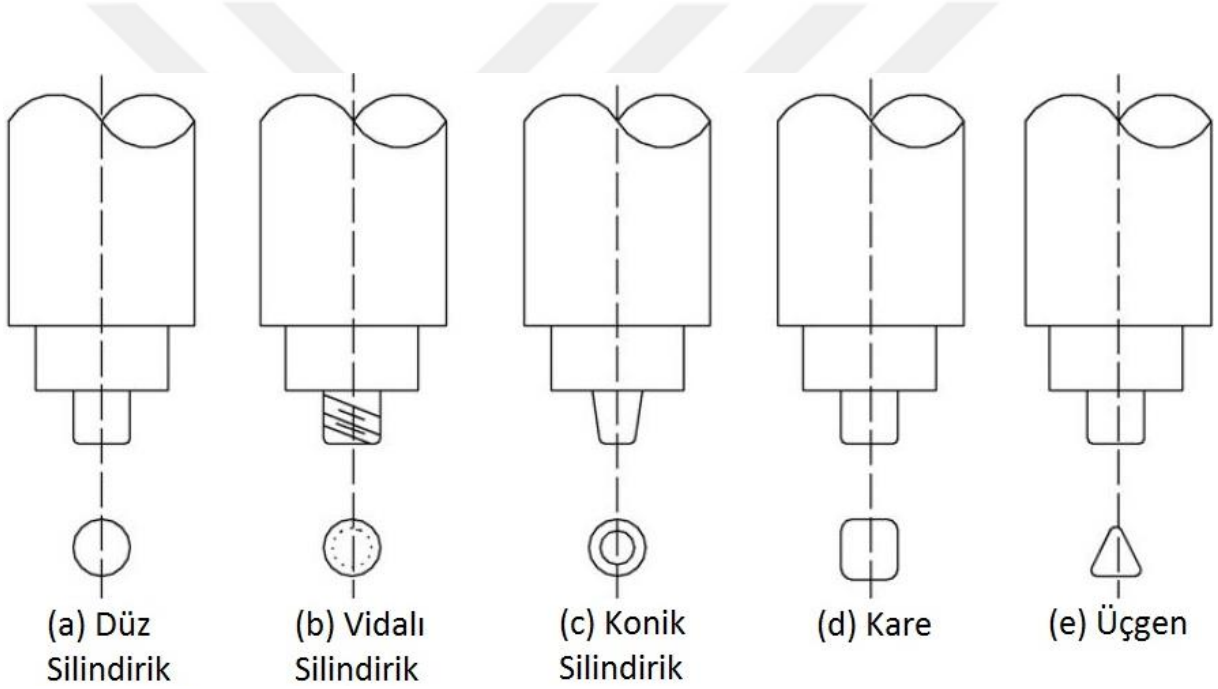
Tablo 4. SKK'nın temel avantajları [9].

Metalürjik Avantajlar	Ekonomik Avantajlar	Ekolojik Avantajları
<ul style="list-style-type: none"> • İşlemin katı fazda olması • İş parçasında oluşan düşük distorsiyon • Boyutsal kararlılık ve işlemin tekrarlanabilirliği • Alaşım elementlerinde kayıpların olmaması • Birleşme alanında iyi metalürjik özellikler • Kaliteli mikro yapı • Kaynakçıdan bağımsız yapı kalitesi • Farklı malzeme gruplarının birbirine kaynak edilebilmesi 	<ul style="list-style-type: none"> • Kaynak için dolgu malzemesi ve koruyucu gaz gerektirmemesi • Tükenmeyen takım kullanması • Otomasyona yatkınlık • Plakalardaki mukavemet artışından ötürü daha ince plakaların kullanılabilmesine bağlı nispeten hafif uçak, otomotiv ve gemi imalatına olanak sağlayarak düşük yakıt tüketimine neden olması • Kaynağın yapılabilmesi için gereken enerjinin düşüklüğü • Kaynak sonrası ekstra işlem gerektirmemesi 	<ul style="list-style-type: none"> • Koruyucu gazın olmaması • Talaş atıklarının olmaması • Yüzey temizliği için kullanılan çözücülerin olmaması • Kaynak sırasında oluşan uv ışınlarının ortaya çıkmaması

Tüm bu avantajların yanında SKK sırasında dikkat edilmemesi durumunda dezavantaja dönüşebilecek durumlar söz konusu olabilir. Bunların başında SKİ'de olduğu gibi kaynağın bitiş noktasında takım geometrisinde bir boşluk oluşması gelir. Bu problem istenen boydan bir miktar uzun kaynak yapılması ve sondaki boşluklu kısmın kesilmesiyle ya da kaynaklanacak parçanın sonuna ilave bir parça ekleyip takımı bu ilave kısımda çıkararak çözülebilir. Yine SKK esnasında malzemelerin birleşme sırasında açma yapmaması için rijit bir şekilde sabitlenmesi çok önemlidir. Sabitlemede yaşanılacak bir problem kaynak esnasında birleşme çizgisinin açılarak kaynağın başarısız olmasına neden olabilmektedir. SKK sonrası kaynağın başarısız olmasına neden olacak bir diğer husus da kullanılan pimin uzunluğudur. Kaynak yapılacak malzemenin kalınlığına göre kısa seçilecek bir pim iş parçasının tamamen birleşmemesine, uzun seçilecek bir pim ise kaynak edilen parçaların alt tablaya yapışarak kaynağın başarısız olmasına neden olacaktır.

SKK'da kaynak sonrası yapının kalitesini etkileyen birçok faktör olmakla birlikte SKİ'de olduğu gibi takım profili ile takımın hareket parametreleri temel iki faktör olarak gösterilebilir. Takımın profili kaynak sonrası yapının durumu ve boyutlarını değişen ısı girdisine bağlı olarak

önemli ölçüde etkiler [73-75]. SKK takımında kullanılan daha geniş bir omuz ısı girdisini artırarak kaynak sonrası yapının mekanik özelliklerini değiştirir [76]. Ayrıca Şekil 8’de görüldüğü üzere SKK’da kullanılan birçok pim geometrisi vardır ve kullanılan pimin geometrisinin kaynak sonrası yapıyı etkilediği görülmüştür [75]. Kaynak sonrası oluşan yapıyı etkileyen bir diğer önemli faktör de takımın hareket parametreleridir. Takımın dönme devri ve ilerleme hızı arasındaki oran kaynak esnasında oluşan ıslığı etkileyerek kaynak sonrası yapının özelliklerini değiştirir. SKK sırasında yüksek dönme devri ve düşük ilerleme hızlarının kaynak esnasında malzemeye ısı girdisini arttırdığı, tam tersi durumda da ısı girdisini azaltarak kaynak bölgesinin içyapı ve mekanik özelliklerini değiştirdiği görülmüştür [74]. Bu parametrelere ek olarak düşeyde uygulanan kuvvet, takımın eğim açısı ve kaynak sonrası soğuma hızının da kaynak sonrası yapıyı değiştirdiği görülmüştür [77].



Şekil 8. SKK’da kullanılan farklı takım geometrileri [78].

SKK başlarda alüminyum ve alaşımlar için kullanılmış olsa da gelişen takım teknolojisi ile farklı birçok malzeme grubunda ve buna bağlı olarak birçok uygulama alanında kullanılmaya başlanmıştır. SKK günümüzde otomobil, denizcilik, havacılık ve yapı sektörü olmak üzere birçok alanda kullanılmaktadır.

1.4.2.1. Çeliklerde SKK Uygulamaları

Düşük-orta mukavemetli çeliklerin [68, 79-99] ve yüksek mukavemetli çeliklerin [100-115] SKK ile birleştirilmesi üzerine literatürde çalışmalar mevcuttur. Söz konusu çalışmaların büyük bölümünde SKK esnasında kullanılan parametrelerin kaynak sonrası yapı üzerindeki etkilerinin incelendiği görülmektedir [10, 79, 81-86, 90, 92, 93, 101, 102, 104, 108-112, 114]. Bu çalışmalar incelendiğinde, SKI sonrasında gerçekleşen duruma benzer şekilde, kullanılan malzeme ve seçilen parametre aralığına bağlı olarak parametrelerin aynı yönde değiştirilmesinin özellikler üzerinde aynı etkiyi yaratmayacağı görülmüştür [79, 81, 85, 93, 98, 104]. Ayrıca Cui ve arkadaşları [116] tarafından farklı tür malzemelerin SKK ile birleştirilmesi sonucu oluşan yapıya işlem parametrelerin etkisi incelenmiş ve yapıdaki karbon oranının artmasıyla parametrelerin oluşan yapı üzerindeki etkisinin de arttığını rapor etmişlerdir. Takım hareket parametrelerinin yanında takım malzemesinde kullanılan tungsten oranının SKK sonrası yapı üzerindeki etkileri incelenmiş ve en iyi mekanik özelliklerin tungsten oranı yüksek takımlarla yapılan SKK sonrası elde edildiği rapor edilmiştir [88, 105]. Yine düşük-orta mukavemetli ve yüksek mukavemetli çeliklerde yapılan çalışmalar incelendiğinde, seçilen farklı takım dönme devri ve ilerleme hızlarında malzeme ile takım arasında yeterli ısı oluşmaması halinde malzeme akışının yeteri düzeye çıkamayarak kaynak bölgesinde boşlukların oluşmasına neden olduğu görülmüştür [81, 104].

SKK sonrası çeliklerin içyapısal değişimi pek çok çalışmada incelenmiş ve SKK sonrası oluşan içyapının; ana malzemenin içyapısı, SKK sırasında ulaşılan sıcaklık ve SKK sonrası soğuma hızı gibi birçok faktöre bağlı olduğu belirlenmiştir [10, 79, 81, 84, 86, 87, 101, 103, 104, 109, 110, 114, 116]. Ayrıca bu içyapının genel anlamda ana malzemenin iri tane boyutuna göre oldukça ince taneli dinamik yeniden kristalleşmeye uğrayan bir formda oluştuğu rapor edilmiştir [68, 79, 81, 83, 84, 87, 93, 94, 109, 110, 112-114]. Bununla birlikte yapılan çalışmalar sonucunda kaynak sonrası oluşan bölgeler arasında ve aynı bölgenin farklı konumları arasında içyapı açısından önemli farklar oluşabildiği de rapor edilmiştir [68, 81, 83, 85, 87, 91, 94, 99, 101, 103, 111, 112]. Ayrıca oluşan içyapının belirlenmesi üzerine hesaplamalı akışkanlar dinamiği (HAD) ve sonlu hacimler yöntemi temelli modellemeler yapılmış ve deneysel sonuçlarla uyumlu veriler elde edilmiştir [92, 94].

SKK sonrası malzemelerin farklı mekanik özelliklerinin incelenmesi üzerine de birçok çalışma yapılmış ve sertlik, mukavemet ve diğer mekanik özelliklerde genel anlamda SKK sonrası bir iyileşme yaşandığı belirlenmiştir [79, 81, 83-86, 88, 90, 93, 97, 98, 100-102, 108-113]. SKK sonrası kaynaklı bölgenin sertlik değerlerini incelemek üzere yapılan çalışmalarda,

oluşan bölgeler arasında farklılıklar göstermekle birlikte ana malzemeye oranla oluşan ince taneli içyapının sonucu olarak SKK sonrası sertlik değerlerinin önemli ölçüde arttığı görülmüştür [68, 79, 83, 86, 91, 98, 101, 108-110]. SKK sonrası kaynaklı bölgenin mukavemet değerlerini belirleme üzerine yapılan çalışmalar sonucunda, numunelerin ana malzemeye göre yüksek mukavemet ve düşük uzama değerleri gösterdiği bildirilmiştir [68, 79, 81, 84, 88, 90, 95, 97, 98, 109, 110]. Yine SKK yapılan çeliklerin darbe tokluğundaki değişim literatürde incelenmiş ve SKK uygulanan numunelerin ana malzemeye göre yüksek darbe toklukları gösterdiği bildirilmiştir [79, 95, 96, 98, 102, 111, 112]. Bununla birlikte özellikle yüksek karbonlu çeliklerin ergitmeli kaynak yöntemleriyle kaynak edilmesi sırasında yaşanan gevrekleşme probleminin SKK ile yapılan birleştirmeler sonucunda ortadan kalkarak dekarbürizasyon olmadan yüksek tokluğa sahip birleşmeler elde edilebildiği bildirilmiştir [106, 107]. Ayrıca SKK sonrası çeliklerin aşınma, yorulma ve korozyon dayanımlarındaki değişimi inceleyen çalışmalarda, SKK sonrası numunelerin ana malzemeye göre yüksek dayanım değerleri gösterdiği de rapor edilmiştir [93, 101, 113].

Son dönemde özellikle farklı tür çeliklerin ve alüminyum alaşımları ile demir esaslı malzemelerin SKK ile birleştirilmesi üzerine yapılan çalışmaların büyük hız kazandığı görülmektedir [69-72]. Bu bağlamda farklı tür çeliklerin SKK ile birleştirilebilmesi, Jafarzaggon ve arkadaşları [68] tarafından incelenmiş ve 304 paslanmaz çeliği ile St37 yapı çeliği SKK ile birleştirilmiştir. SKK sonrası yapılan incelemeler sonucunda kaynak bölgesinde St37'ninkinden daha yüksek sertlik ve mukavemet değerleri gösteren bağlantılar elde edildiği rapor edilmiştir.

1.4.3. Gemi İmalatında SKK ve SKİ Kullanımı

Gemi imalatında SKK uygulaması çeliklere göre kaynak edilebilirliği kolay olan alüminyum alaşımları üzerine yoğunlaşmıştır. Özellikle ergitmeli kaynak yöntemlerinde meydana gelen yüksek ısı girdisinin bir sonucu olan kalıntı gerilmelerin ve çökme problemlerinin ortadan kaldırması nedeniyle sert panellerin üretiminde SKK önemli bir alternatif oluşturmuştur. Uygulamalar incelendiğinde; gemilerde ilk SKK kullanımı olarak İsveç balıkçı gemilerinin soğutma panelleri karşımıza çıkmaktadır [117]. Sonrasında gemi imalatında güverte panelleri, gemi gövdesi, üst yapı ve platform gibi birçok uygulamada SKK kullanıldığı ve "Seven Sees Navigator" gibi yolcu gemilerinin üst yapısının büyük kısmının SKK ile üretildiği bilinmektedir [118]. Norveçteki Fjellastrand tersanesi üretim hattında SKK uygulanmış panellerin kullanılmasının üretim sürecini %40, masrafları da %35 oranında

düşürdüğünü rapor etmiştir [119]. Ayrıca gemi imalatında kullanılan ergitmeli kaynak yöntemlerinde ortaya çıkan zararlı gaz ve ışınların SKK kullanımıyla ortadan kalktığı bildirilmiştir [119].

Gemi imalatında SKK'nın alüminyum alaşımlarının yanında çelikler içinde uygulanabilmesi adına sektörden 7 araştırmacı bir araya gelmiş ve yüksek mukavemetli gemi çeliği DH36'nın SKK ile birleştirilebilmesi için çalışmalar yaparak bir rapor hazırlamışlardır. Yapılan çalışmalar sonucunda DH36 çeliğinin SKK ile birleştirilmesi için uygulama açısından kabul edilebilir kaynak hızlarında başarılı kaynaklar elde edilebildiği ve bu kaynak hızlarında yapılan kaynaklı birleştirmelerin kullanılan mevcut kaynak yöntemleri sonucu elde edilenlerinkine eşdeğer hatta daha yüksek mekanik özelliklere sahip olduğu rapor edilmiştir [120].

SKK'nın gemi imalatında uygulanması anlamında özellikle alüminyum alaşımları üzerine çalışmalar ve başarılı uygulamalar olsa da, SKİ'nin gemi imalatında henüz herhangi bir uygulamasına rastlanılmamıştır.

Sektördeki uygulamalar dışında gemi imalatında kullanılan malzemelerde SKK ve SKİ kullanımı üzerine sınırlı sayıda bilimsel çalışmalar yapılmıştır. Yapılan bu çalışmalar tek tek incelenmiş ve aşağıda özetlenmiştir:

Feistauer ve arkadaşları [121] gemi imalatında kullanılan farklı kalınlıklardaki AA5083 ve AA5059 alüminyum alaşımlarını birbirine SKK ile birleştirmişler ve kaynak sonrası içyapı ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda kaynak bölgesinde eş eksenli ince taneli bir içyapı oluştuğu ve bunun sonucu olarak yüksek sertlik değerleri elde edildiği belirlenmiştir. Yapılan çekme deneyleri sonucunda, mukavemet değerlerinin kaynaklı yapının AA5059 alaşımının ITAB bölgesinde minimum düzeyde olduğu ve AA5083 alaşımına doğru gidildikçe arttığı belirlenmiştir. Ayrıca kaynaklı yapının yorulma davranışının belirlenmesi adına yorulma deneyi de yapılmış ve kaynaklı yapının 78 MPa test yüküne kadar dayandığı, yorulma sonrası kırılma yüzeylerinin de ince çukurcuklardan oluşan sünek form gösterdiği rapor edilmiştir.

Konkol ve arkadaşları [122] son dönemlerde gemi imalatında kullanım alanı bulan yüksek mukavemetli HSLA çeliğine SKK uygulamış ve kaynak sonrası oluşan içyapı ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda, kaynak bölgesinde ince taneli bir içyapı oluştuğu ve bunun sonucu olarak ana malzemeye göre yüksek sertlik ve mukavemet değerleri elde edildiği belirlenmiştir. Ayrıca kaynaklı bölgenin korozyon davranışını belirlemek üzere tuz püskürtme korozyon deneyi uygulanmış ve görsel incelemeler

sonucunda kaynaklı bölge ile ana malzeme arasında herhangi bir fark oluşmadığı gözlemlenmiştir.

Ni ve arkadaşları [123] pervane malzemesi olarak kullanılan nikel alüminyum bronzuna (NAB) SKİ uygulamış ve kaynak sonrası içyapı ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda, ana malzemenin iri taneli yapısının SKİ sonrasında ince taneli bir hal aldığı ve döküm sonrası ana yapıda kalan boşlukların ortadan kalktığı belirlenmiştir. Malzemenin SKİ sonrası korozif davranışının belirlenmesi adına %3,5 NaCl çözeltisinde statik korozyon deneyleri uygulanmış ve ana malzemeninkine oranla SKİ sonrası malzemenin oldukça yüksek korozyon direnci gösterdiği belirlenmiştir. Ayrıca yapılan elektrokimyasal direnç spektroskopik deneyleri sonucunda SKİ sonrası numunenin ana malzemeninkine göre elektrokimyasal direncinin bir miktar düştüğü rapor edilmiştir.

Reynolds ve arkadaşları [124] gemi imalatında kullanılan yüksek mukavemetli DH36 çeliğine değişen takım ilerleme hızlarında SKK uygulamış ve kaynak sonrası içyapı ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda, ana yapının ferrit ve perlitten oluşan içyapısının SKK sonrası beynit ve martenzite dönüştüğü belirlenmiştir. Yapılan sertlik ve çekme deneyleri sonucunda SKK sonrası ana malzemeye oranla mukavemet ve sertlik değerlerinin arttığı ve maksimum sertlik değerlerinin KB'de elde edilerek ana malzemeye gidildikçe sertlik değerlerinin düştüğü görülmüştür. Ayrıca takım ilerleme hızının SKK sonrası yapının mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiş ve artan takım ilerleme hızlarıyla ulaşılan sertlik ve mukavemet değerlerinin arttığı rapor edilmiştir.

Keleş ve Küçükömeroğlu [125] gemi pervane malzemesi olarak kullanılan NAB'undan çıkarılabilir kanatları olan bir pompa çarkı tasarlamış ve SKİ uygulanan NAB'unun ana malzemeye göre kavitasyon direncinin değişimini incelemişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda, ana malzemedeki döküm hatalarının SKİ sonrası giderilerek homojen ve ana malzemeye oranla daha ince taneli bir içyapı elde edildiği görülmüştür. Kavitasyon deneyleri sonucunda ise pompa çarkının 2750 saat çalışmasıyla ana malzemedan üretilen kanatçıklarda gözle görülür seviyede kavitasyon hasarı başlangıcı gözlemlendiği, SKİ sonrası ise kanatçıklarda herhangi bir kavitasyon hasarı oluşumu gözlemlenmediği rapor edilmiştir.

1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

SKİ, SKK'nın işlem prensibini temel alan ve gerek büyük plaka halindeki parçalara uygulanabilmesi ve gerekse de yüksek mukavemet-uzama kombinasyonu verebilmesi ile ön plana çıkan bir aşırı plastik deformasyon yöntemidir. SKİ sırasında malzemedeki plastik

deformasyon ve yüksek sıcaklığın etkisiyle dinamik yeniden kristalleşme ve dinamik toparlanma mekanizmaları aktif olarak çalışarak başlangıç tane boyutunun oldukça altında tane boyutuna ve geniş açılı tane sınırlarına sahip bir içyapı oluşur. Bu yöntemde sağlanan tane incelmesinin sonucu olarak malzemede sertlik ve mukavemet gibi temel mekanik özelliklerde iyileşmeler yaşanır. Mukavemet artışının yanında uzama değerlerinde tolere edilebilir seviyelerde kalan düşüşün sonucu olarak SKİ sonrasında tokluk ve şekil verilebilirlik anlamında da malzemede olumlu yönde gelişmeler yaşanır. Yine SKİ sonrası malzemede aşınma ve korozyon direnci değerlerinin içyapısal modifikasyon sonucu gerçekleşen sertlik artışının etkisiyle arttığı bilinmektedir.

Gemi türü ve gemideki kullanım yerine göre yüksek mukavemetli çelikler kullanılsa da, günümüzde gemilerin çok büyük bir bölümü düşük-orta mukavemetli çelikler ile imal edilmektedir. Gemi imalatında bu tür çeliklerin kullanımı, kolay temin ve nispeten iyi kaynak edilebilirlik imkânlarını sunsa da düşük mukavemet ve tokluk değerlerine sahip olmaları beraberinde bir takım sorunları da getirmektedir. Özellikle yüksek mukavemet ve tokluk istenen bölgelerde kalın sacların kullanımı ile birlikte gemilerde ağırlığın dolayısıyla da yakıt tüketiminin önemli ölçüde artışı bu problemlerin başında gelmektedir. Ayrıca kullanılan düşük-orta mukavemetli gemi çeliklerinde aşınma ve korozyon direnci değerlerinin geliştirilmesi de gemiler için oldukça faydalı olacaktır. Bu bağlamda SKİ gemi imalatında kullanılan düşük-orta mukavemetli çeliklerin istenilen mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için oldukça uygun bir APD yöntemi olarak ön plana çıkmaktadır.

Gelişen yeni kaynak yöntemleri günümüzde birçok sektörde kullanılmaya başlanılmıştır. SKK yeni gelişen kaynak yöntemleri arasında, özellikle ergitmeli kaynak yöntemlerinde katılma sırasında oluşan metalurjik problemlerin yanı sıra birçok, ekonomik ve ekolojik problemi ortadan kaldırarak mukavim bağlantılar elde edebilmesi açısından oldukça ön plana çıkmaktadır. Bununla birlikte, SKK sonrası elde edilen kaynaklı bölgenin yüksek yorulma ve korozyon dayanımları gösterdiği bilinmektedir. Yeni kaynak yöntemleri birçok sektörde kullanılsa da gemi imalatı özelinde hala geleneksel kaynak yöntemleri kullanılmakta olup, mevcut yöntemlerin beraberinde getirdiği sorunları giderme adına herhangi bir adım atılmamıştır. Bu açıdan SKK'nın gerek uygulamada ve gerekse de yapılan bilimsel çalışmalarda ortaya koyduğu yüksek mekanik özellikleri düşündüğümüzde, gemi imalatında kullanılan kaynak yöntemlerine önemli bir alternatif oluşturabileceği düşünülmektedir.

Tüm bu bilgiler ışığında yapılan çalışma aşağıdaki amaçlar doğrultusunda gerçekleştirilmiştir.

- Literatür çalışmaları incelendiğinde SKİ sonrası içyapı ve mekanik özelliklerin geliştirilmesi için birçok parametrik optimizasyon çalışması yapılmıştır. Bu çalışmalarda tüm malzeme grupları için ayrı ayrı optimum parametrelerin belirlenmesi gerektiği görülmüştür. Bu amaçla çalışmada öncelikle Grade A gemi çeliğinin SKİ sonrası maksimum mekanik özelliklere sahip olabilmesi için bu çeliğe farklı parametrelerde SKİ uygulanması ve elde edilen mekanik özellikler karşılaştırılarak optimum SKİ parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Optimum işlem parametrelerinin belirlenmesinin bu tür çeliklerin parametrik optimizasyonu için yol gösterici olabileceği düşünülmektedir.

- Optimum parametrelerde SKİ uygulanan Grade A gemi çeliğinde meydana gelen içyapısal (tane boyutu, tane morfolojisi ve bölgesel içyapı değişimi) ve temel mekanik özelliklerin (sertlik, mukavemet ve süneklik) değişimi ayrıntılı bir şekilde incelenecektir. Literatür incelendiğinde söz konusu çeliklerin SKİ ile içyapısal ve mekanik özelliklerinin geliştirilmesine dair bir çalışma yapılmadığı görülmektedir. Bu bağlamda yapılan çalışmaların bu tür çeliklerin SKİ veya herhangi bir APD yöntemiyle özelliklerinin geliştirilmesi üzerine çalışan araştırmacılar için yol gösterici nitelikte olacağı düşünülmektedir.

- Grade A gemi çeliğinin tek eksenli gerilme altında yapılan şekillendirme deneyine (çekme deneyi) ek olarak çok eksenli gerilme altında derin çekilebilirliği Erichsen testi ile incelenecek ve muhtemel değişimlerin içyapısal nedenleri araştırılacaktır. Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde bu tür malzemelerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi sonrasında yapılmış herhangi bir şekil verilebilirlik çalışması olmadığı görülmüştür. Bu bağlamda yapılacak çalışmaların bu tür malzemelerin SKİ sonrası şekil verilebilirliği ile ilgili literatürdeki önemli bir boşluğu dolduracağı ve yol gösterici nitelik taşıyacağı düşünülmektedir.

- SKİ sonrası Grade A gemi çeliğinin darbe tokluğu ve sünek-gevrek geçiş davranışı detaylı bir şekilde incelenerek muhtemel değişimlerin yapısal mekanizmaları aydınlatılmaya çalışılacaktır. Bunun yanında SKİ sonrası oluşan içyapının farklı bölgelerinde değişiklikler gösterdiği literatürden bilindiğinden, içyapıdaki bu değişimlerin darbe tokluğu üzerindeki olası etkilerini incelemek adına farklı çentik pozisyonlarında darbe deneyleri uygulanacaktır. Literatürde bu tür çeliklerin SKİ veya herhangi bir APD yöntemiyle mekanik özelliklerinin geliştirilmesi sonrası darbe tokluğunun detaylı incelenmesi üzerine bir çalışma görülmemiştir. Bu açıdan yapılan çalışmaların bu tür çeliklerin darbe tokluğu ile ilgili yapılacak çalışmalara katkı sunacağı düşünülmektedir.

- Literatürde gemilerde önemli bir problem teşkil eden korozyon direncinin herhangi bir APD yöntemiyle geliştirilmesi üzerine bir çalışma yapılmadığı görülmektedir. Bu bağlamda tez

kapsamında SKİ sonrası Grade A gemi çeliğinin korozyon davranışlarındaki değişimler incelenerek olası değişimler içyapısal değişimlerle bağdaştırılacaktır. Bu çalışmalar sonucunda olası olumlu değişimlerin gemi imalatında kullanılan çeliklerin korozyon direnci davranışlarının geliştirilmesini amaçlayan araştırmacılar için yol gösterici nitelikte olacağı düşünülmektedir.

- SKİ sonrası Grade A gemi çeliğinin mekanik özelliklerindeki değişim sonlu elemanlar tabanlı analiz programında modellenen gemi orta kesitine aktarılarak SKİ öncesi ve sonrası durumdaki mekanik özellik değişiminin gemi orta kesitindeki nihai mukavemete etkisi araştırılacaktır. Literatür incelendiğinde bu tarz çeliklerin mekanik özelliklerinin herhangi bir APD yöntemiyle geliştirilmesi sonrası bu tarz bir gemi kesiti modellenmesi olmadığı görülmektedir. Bu açıdan deneysel sonuçlarla tutarlı bir model geliştirilmesi durumunda araştırmacılar için farklı tür gemi çelikleri veya mekanik özellikleri değiştirilen çeliklerin özelliklerini modele aktararak başarılı nihai mukavemet analizleri yapabilme imkânı doğacaktır.

- Grade A gemi çeliği SKİ için belirlenen optimum şartlarda SKK ile kaynak edilecek ve kaynak sonrası kaynak bölgesinin içyapısal (tane boyutu, tane morfolojisi ve bölgesel içyapı değişimi) ve mekanik özelliklerin (sertlik, mukavemet ve 3 noktadan eğme) incelenecektir. Ayrıca SKK sonrası numunelerin içyapı ve mekanik özellikleri gemi imalatında kullanılan geleneksel kaynak yöntemlerinden MAG kaynağı ile yapılan kaynağın içyapı ve mekanik özellikleri ile karşılaştırılacaktır. Literatür incelendiğinde bu tür çeliklerde SKK sonrası bu yöntem ile diğer kaynak yöntemleri arasında bu tarz detaylı bir karşılaştırma yapılmadığı belirlenmiştir. Bu bağlamda elde edilecek sonuçların benzer çeliklerin SKK veya MAG kaynağı ile kaynak edilebilirliğini araştıran araştırmacılar için oldukça faydalı olacağı düşünülmektedir.

- Literatürde gemi imalatında kullanılan çeliklerin SKK ile kaynak edilmesi sonrasında korozyon dayanımındaki değişimin incelenmediği görülmektedir. Tez kapsamında SKK sonrası kaynaklı bölgenin korozyon direncindeki değişim incelenerek MAG kaynağı sonrası kaynaklı bölgenin korozyon direnci ile karşılaştırması yapılacak ve korozyon dirençleri arasındaki olası farklılıklarının iki kaynak arasındaki içyapısal farklarla olan ilişkisi irdelenecektir. Yapılan bu çalışmaların gemi imalatı çeliklerinde korozyon davranışı üzerinde çalışan araştırmacılar için oldukça önemli bir kaynak oluşturacağı düşünülmektedir.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Deney Malzemesi

Tez çalışmasında gerek yüksek kaynak edilebilirliği ve gerekse de düşük maliyeti nedeniyle gemi inşaatı sektöründe sıkça kullanılan Grade A 3701 kalite düşük-orta mukavemetli gemi inşaatı çeliği kullanılmıştır. Kullanılan levhalar sıcak haddelenmiş olarak 8 mm kalınlığında temin edilerek, tel elektro-erezyon (wire-EDM) kesme cihazında kalınlıkları SKİ için 5 mm'ye, SKK için ise 4 mm'ye indirilmiştir. Tablo 5'de kullanılan çeliğe ait kimyasal bileşim verilmiştir.

Tablo 5. Grade A (Erdemir 3701) kalite düşük-orta mukavemetli çelik plakanın kimyasal bileşimi.

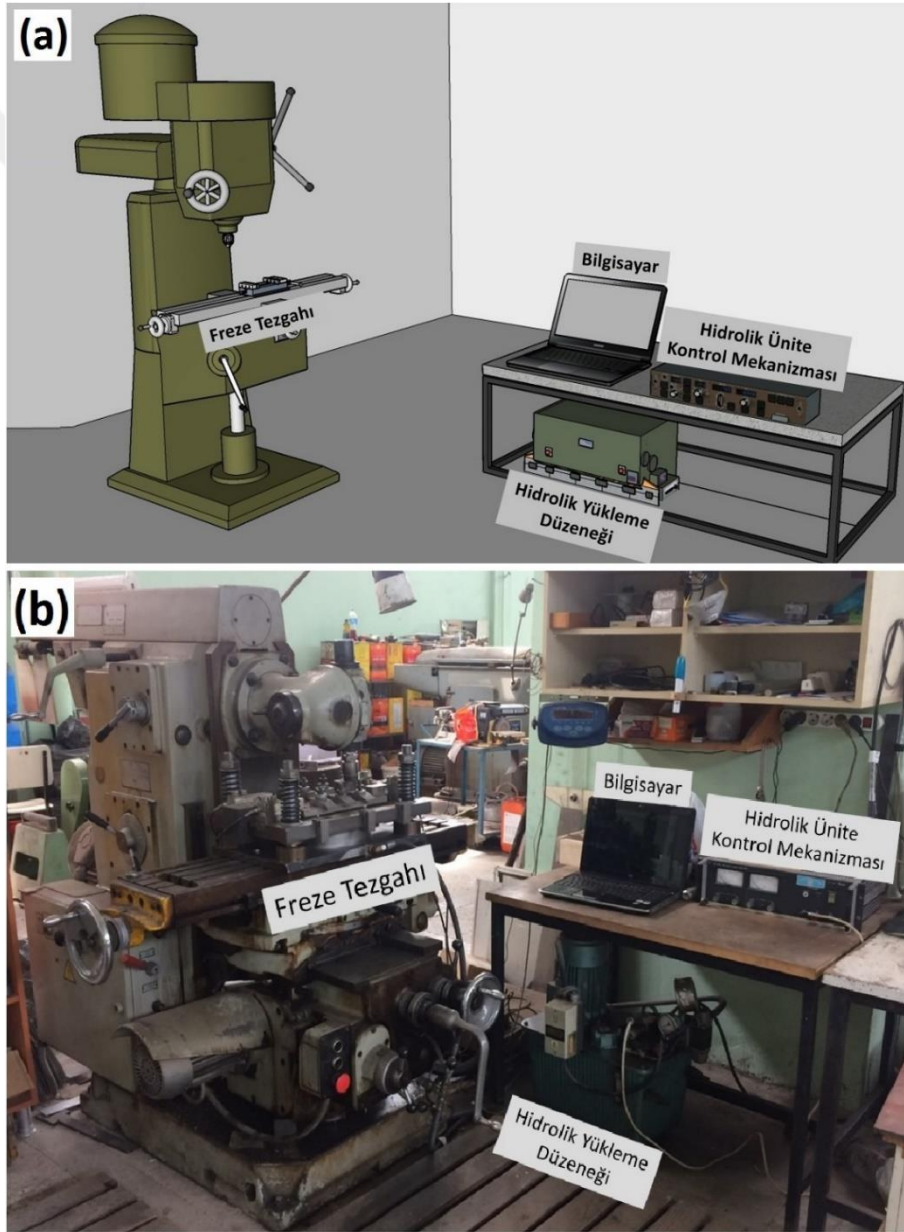
Malzeme	Kimyasal bileşim (% Ağırl.)									
	C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	V	Mo	Fe
Grade A Çelik Plaka	0,16	0,7	0,018	0,011	0,18	0,04	0,09	0,04	0,14	Kalan

2.2. SKİ ve SKK İşlemleri

2.2.1. Deney Sistemi ve Çalışma Prensipleri

Tez kapsamında gerçekleştirilen SKİ ve SKK, Şekil 9 (a)-(b)'de şematik gösterimi ve fotoğrafı verilen düzenek ile gerçekleştirilmiştir. Bu düzenek; SKİ ve SKK işlemlerinin gerçekleştirilmesini sağlayan dönüştürülmüş bir universal freze tezgâhı, verilerin kaydedildiği bir bilgisayar, takım baskı kuvvetini oluşturmak için kullanılan bir hidrolik yükleme düzeneği ve oluşan takım baskı kuvvetini kontrol etmek için hidrolik ünitenin basıncını ayarlayan bir kontrol mekanizmasından meydana gelmektedir. Universal freze 7,5 kW gücünde bir elektrik motoruna sahip olup tezgâh tablasının ilerleme hızı 35 mm/dk - 1020 mm/dk ve freze milinin devir sayısı ise 50 dev/dk - 1600 dev/dk aralıklarında değiştirilebilmektedir. Tezgâh tablası üzerine takım baskı kuvvetini kontrol edebilmek amacıyla hidrolik düzenek yerleştirilmiştir. Bu kısmın üzerinde SKİ veya SKK uygulanacak iş parçalarını sabitlemek amacıyla sabitleme

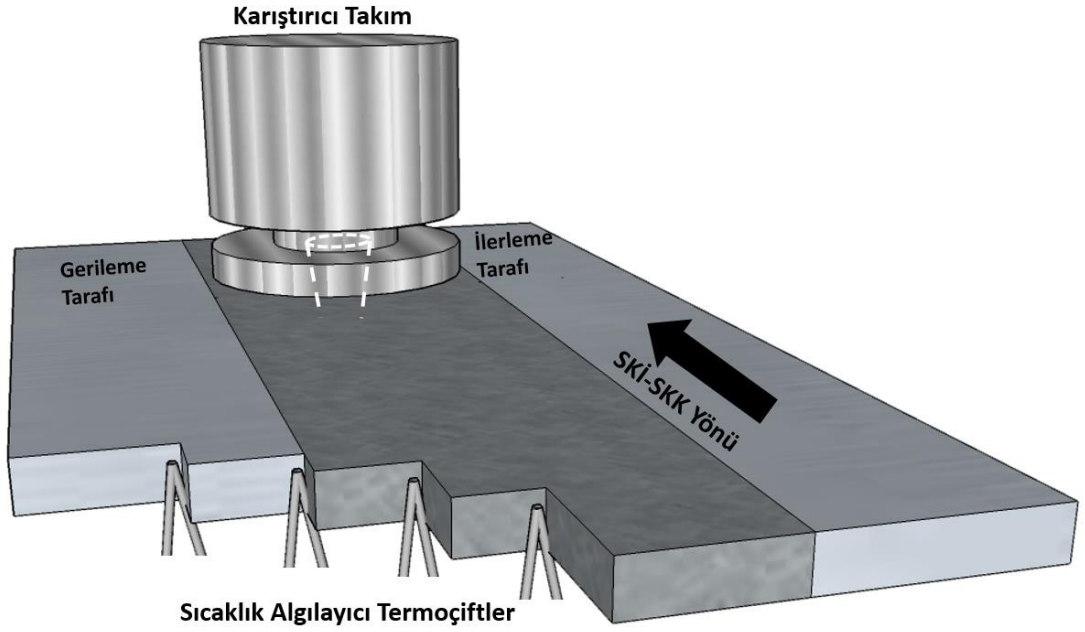
aparaları bulunmaktadır. Tabla üzerine yerleştirilen plakalar sabitleme aparatları ile sabitlendikten sonra SKİ veya SKK esnasında kullanılacak olan takımın yerleştirildiği mil istenen dönme devrinde hareket ettirilerek plakalara daldırılmakta ve plakaların üzerine sabitlendiği hareketli tabla hareket ettirilmektedir. Hidrolik yükleme düzeneği sayesinde istenilen takım baskı yükünde sabit tutulan plaka üzerinde boydan boya hareket ettirilen hareketli tabla vasıtasıyla SKİ veya SKK işlemleri plakaya uygulanmaktadır. SKİ veya SKK sonrası sabitleme aparatları sökülerek uygulamanın gerçekleştiği iş parçası çıkarılmakta ve soğutularak sonraki incelemeler için hazır hale getirilmektedir.



Şekil 9. SKİ ve SKK'nın gerçekleştirildiği sisteme ait (a) şematik gösterim ve (b) genel görünümünü veren fotoğraf.

2.3. Sıcaklık Ölçümü

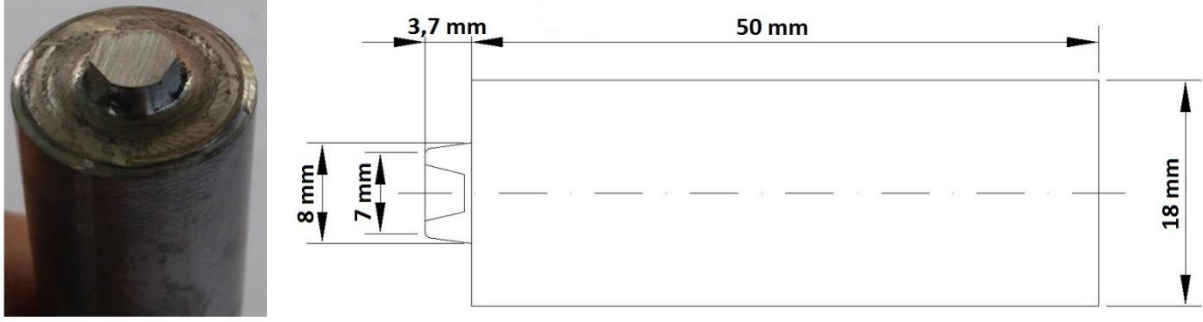
Hem SKİ hem de SKK sonrasında oluşan iç yapının yorumlanması aşamasında işlem esnasında oluşan sıcaklıkların bilinmesi oldukça önemlidir. Bu nedenle, hem SKİ hem de SKK sırasında işlem bölgesinde meydana gelen sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Oluşan sıcaklık değerlerini daha kapsamlı okuyabilmek için iş parçalarının belirlenen kısımlarına delikler açılarak bu deliklere K-tipi termo-eleman çiftleri yerleştirilmiş ve işlemler sırasında oluşan sıcaklık değerleri kayıt edilmiştir (Şekil 10).



Şekil 10. Sıcaklık algılayıcı termo-elemanların iş parçası üzerindeki konumlarını gösteren şematik resim.

2.4. Kullanılan Takım ve Özellikleri

SKİ ve SKK'nın gerçekleştirilebilmesi amacıyla çeliklerde bu yöntemlerin kullanılması esnasında oluşan yüksek sıcaklığa dayanabilen tungsten karbür (WC) takım kullanılmıştır. WC takımlar 18 mm omuz çapına sahip 200 mm uzunluğunda çubuklar şeklinde temin edilmiş ve istenilen boyutlarda kesilerek taş makinesinde istenilen geometride işlenmişlerdir. Bu kapsamda konik uçlu bir karıştırıcı bölge oluşturulmuş olup, 3,7 mm uzunluğunda imal edilen karıştırıcı kısmın koniklik çapı omuz tarafında 8 mm ve en alt uç kısımda ise 7 mm olarak belirlenmiştir. Takım eğim açısı ise 3° olarak ayarlanmıştır. SKİ ve SKK işlemlerinde kullanılan takıma ait genel görünümü ve söz konusu takımın genel boyutları Şekil 11'de gösterilmiştir.



Şekil 11. (a) Kullanılan takımın gösteren genel resim ve (b) takım boyutlarını gösteren teknik resim.

2.5. Optimum İşlem Parametrelerin Belirlenmesi

Çalışmada kullanılacak optimum proses parametrenin belirlenmesi amacıyla literatürdeki verilerden de yararlanılarak bir ön çalışma gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda, Tablo 6’da görüldüğü gibi SKİ tek paso olarak ve takım basma yükü 1100 kg’da sabit tutularak, değişen takım dönme devri ve takım ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiştir. Bu ön çalışmada SKİ sonrası numunelerin sadece sertlik değerleri ölçülmüş ve birbirine çok yakın sertlik değerlerinin elde edildiği en iyi 2 şartta ilave çekme deneyleri de gerçekleştirilerek maksimum dayanımının elde edildiği işlem parametreleri optimum parametreler olarak belirlenmiştir. SKK için ayrıca bir optimum parametre taraması yapılmamış ve SKİ için elde edilen optimum parametreler SKK için de kullanılmıştır.

Tablo 6. SKİ/SKK işlemleri için optimum işlem parametrelerinin belirlenmesinde kullanılan parametrik aralıklar.

Numune Kodu	Devir sayısı (dev/dk)	İlerleme Hızı (mm/dk)	Takım Basma Yüğü (kg)	Paso Sayısı	Karıştırma Şiddeti (dev/mm)
D1	500	45	1100	1	11,1
D2	500	55	1100	1	9,1
D3	630	35	1100	1	18
D4	630	45	1100	1	14
D5	630	55	1100	1	11,5
D6	800	35	1100	1	22,9
D7	800	45	1100	1	17,7
D8	800	55	1100	1	14,5

2.6. SKİ ve SKK Sonrası Özellik İncelemeleri

2.6.1. SKİ Sonrası Yapılan İncelemeler

SKİ ön deneylerle belirlenen ve Tablo 7’de gösterilen optimum parametrelerde WC takım kullanılarak 5 mm kalınlığındaki Grade A 3701 kalite çelik plakaya uygulanmıştır. SKİ uygulamasından önce karıştırıcı takımın uçununun gireceği kısımda ucun direk plakayla temas ederek kırılmaması için uç genişliğinde bir delik açılmıştır. Sabitleme aparatlarıyla tabla üzerine hareket etmemesi için sıkıca mesnetlenen plakaların delik açılmış başlangıç kısmına belirlenen optimum parametrede ayarlanan takım dönme devrinde karıştırıcı takım yavaşça daldırılarak uç ısınana kadar birkaç saniye tabla hareketi olmadan beklenmiştir. Uçun yeterince ısınmasının ardından yine belirlenen optimum parametrede tabla hareketi verilerek SKİ uygulanmıştır. SKİ sonrası numuneler sabitleyici mesnetlerden çıkarılarak soğutulmuş ve sonraki deneysel incelemeler için numunelerin çıkarılmasına hazır hale getirilmiştir.

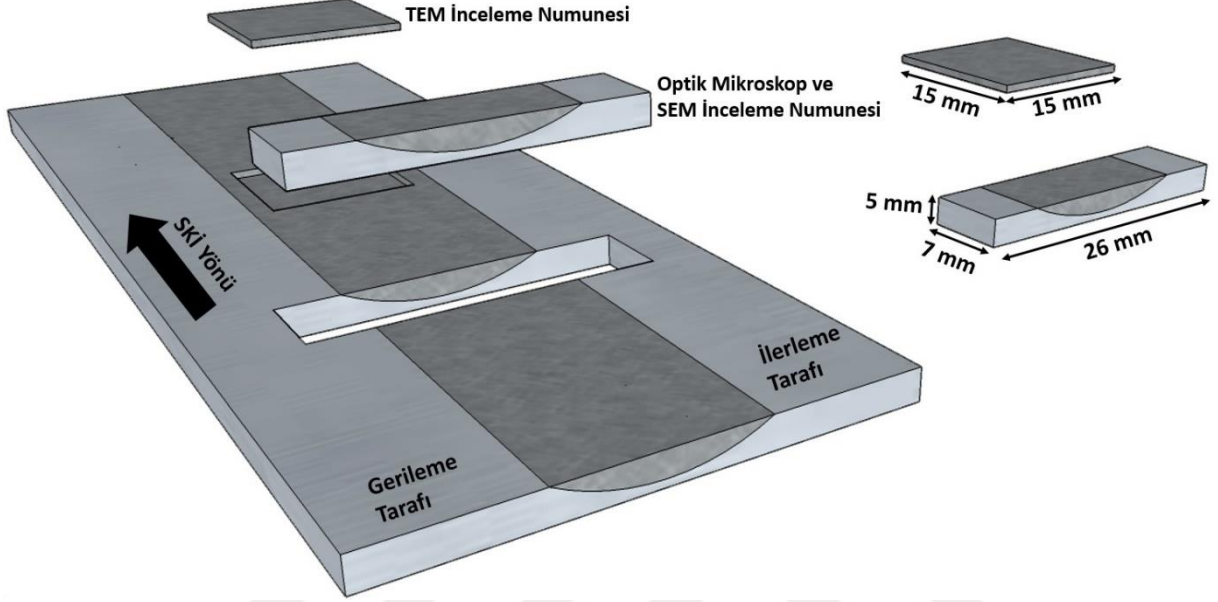
Tablo 7. SKİ/SKK işlemleri için kullanılan optimum parametreler.

Numune Kodu	Devir sayısı (dev/dk)	İlerleme Hızı (mm/dk)	Takım Basma Yüğü (kg)	Paso Sayısı	Karıştırma Şiddeti (dev/mm)
D4	630	45	1100	1	14

2.6.1.1. İyçyapı İncelemeleri

Optimum işlem parametrelerinde gerçekleştirilen SKİ sonrası çelik plakadan çıkarılan numunelerin iyçyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Bu incelemeler için numuneler SKİ uygulanan levhadan Şekil 12’de gösterilen konumlarda elektro-erozyon yöntemi kullanılarak çıkarılmıştır. SKİ sonrası iyçyapı incelemeleri için optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskop (SEM) ve geçirimli elektron mikroskop (TEM) kullanılmıştır. Optik mikroskop incelemeleri için numuneler farklı numaralarda zımparalarla (sırasıyla 240, 400, 800, 1200 ve 2400) zımparalandıktan sonra 1 µm boyutunda Al₂O₃ kullanılarak parlatılmış ve ardından %3 Nital çözeltisinde (%3 HNO₃ + %97 C₂H₆O) 15 s bekletilerek dağlanmıştır. SEM incelemeleri için numuneler yine OM inceleme numuneleriyle aynı şekilde hazırlanmıştır. Bu incelemeler, JEOL 6400 marka SEM görüntüleme cihazı ile gerçekleştirilmiş olup, incelemelerde 15 keV ve ikincil görüntüleme modu (SE) kullanılmıştır. TEM incelemeleri için kesilen örnekler ilk önce mekanik aşındırma yöntemi ile 0,15 m kalınlığına kadar inceltilmiş ve ardından %5’lik

perklorit asit çözeltisinde 20 V potansiyel fark uygulanarak elektrokimyasal olarak inceltirilerek folyo haline getirilmiştir. TEM incelemelerinde 200 kV’da çalıştırılan Philips CM-200 model mikroskop kullanılmıştır. Tüm içyapı incelemelerinde SKİ öncesi ve sonrası duruma ait ortalama tane boyutunu belirlemek amacıyla lineer kesiştirme yöntemi kullanılmıştır.

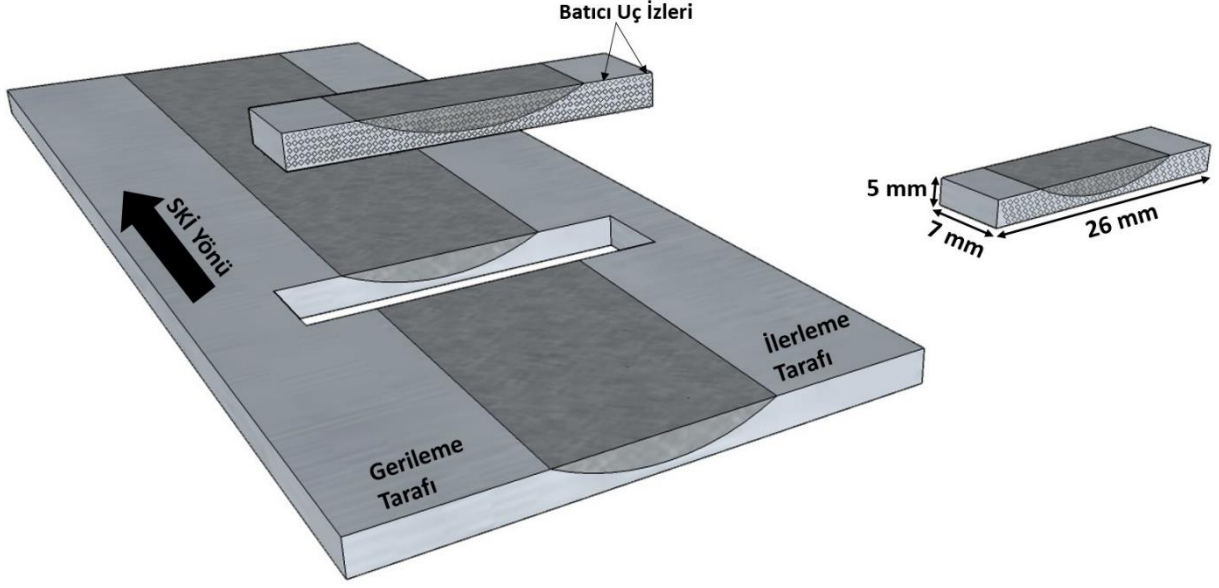


Şekil 12. SKİ uygulanan plakadan çıkarılan içyapı inceleme numunelerinin konumları ve boyutları.

2.6.1.2. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

2.6.1.2.1. Sertlik

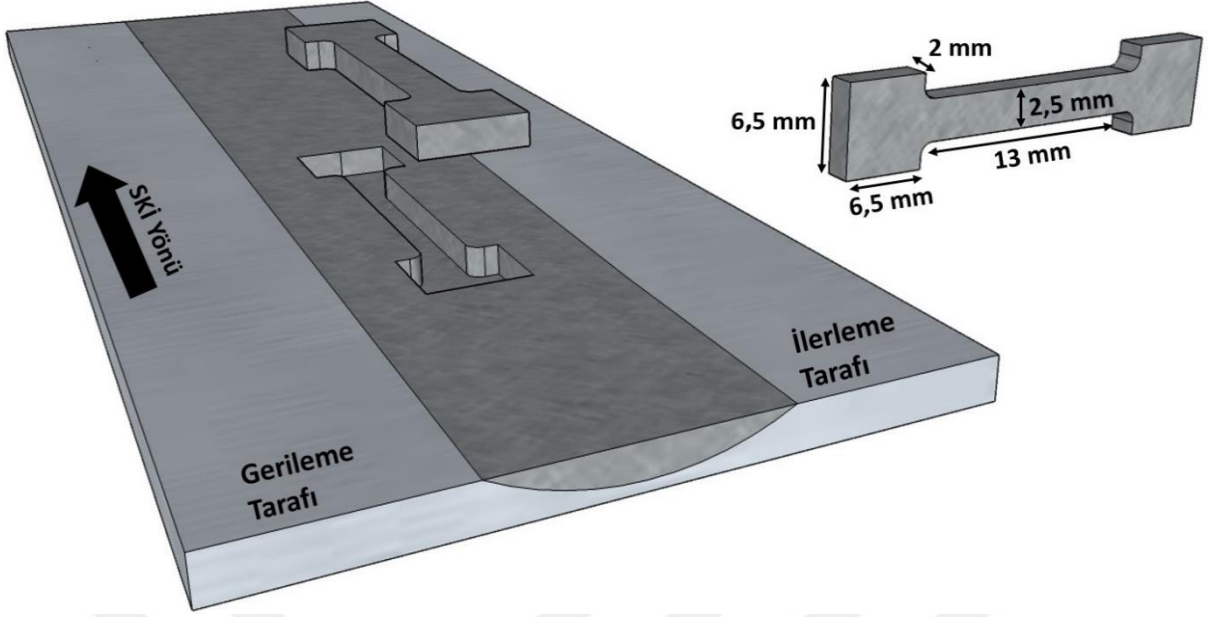
Sertlik incelemeleri için deneyi numuneleri SKİ işlemi uygulanmış plakadan Şekil 13’de görüldüğü gibi işlem yönüne dik olarak çıkarılmıştır. Sertlik deneyleri Vickers sertlik ölçüm yöntemi kullanılarak Struers marka (Duramin 3) mikro-sertlik deney cihazında gerçekleştirilmiştir. Bunun için batıcı ucun basma yükü 300 g ve yük altında bekleme süresi ise 10 s seçilmiştir. Numunelerin işlem bölgelerinin sertlik taramaları yüzeyden 0,25 mm aşağıdan başlanarak üstten alta doğru ve ilerleme tarafından gerileme tarafına doğru 0,25 mm’lik aralıklarla gerçekleştirilmiş ve bu bölgelerinin sertlik haritası çıkarılmıştır.



Şekil 13. SKİ uygulanan plakadan çıkarılan sertlik numunelerinin konumu, boyutları ve sertlik taramasının yapıldığı bölge.

2.6.1.2.2. Çekme Deneyi

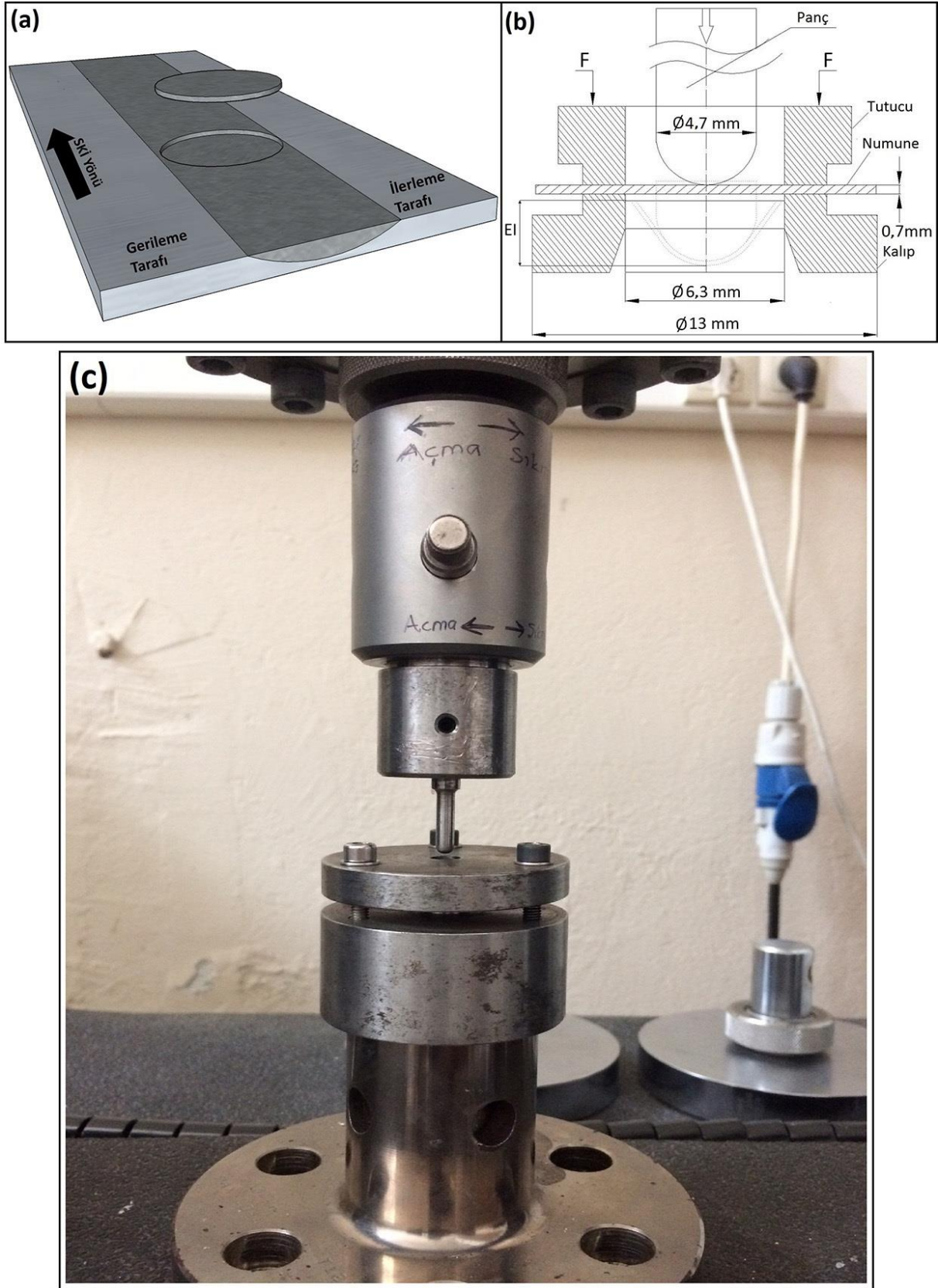
Çekme deney numuneleri SKİ uygulanan plakadan işlem bölgesine paralel ve işlem bölgesinin içinde kalacak biçimde tel elektro-erozyon yöntemi kullanılarak çıkarılmıştır (Şekil 14). Çekme deneylerinde Instron 3382 model bir universal çekme-basma deney cihazı kullanılmıştır. Çekme deneyleri oda sıcaklığında $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında gerçekleştirilmiş ve meydana gelen uzama değerleri bu cihaza bağlı video tipi bir ekstansometre yardımıyla belirlenmiştir. Mukavemet ve süneklik değerlerinin belirlenmesi amacıyla deney sırasında numuneye uygulanan yük ve elde edilen uzama, çekme cihazına bağlı bilgisayarda bulunan bir yazılım yardımıyla kaydedilerek gerilme-uzama diyagramları çizdirilmiştir. Her bir durum için en az 3 çekme deneyi gerçekleştirilmiş ve elde edilen sonuçların ortalama değerleri alınarak verilmiştir.



Şekil 14. SKİ uygulanan plakadan çıkarılan çekme numunesinin konumu ve boyutları.

2.6.1.2.3. Şekillendirilebilirlik Deneyi

SKİ sonrası malzemenin şekillendirilebilirlik özelliklerini belirlemek amacıyla Erichsen deneyleri gerçekleştirilmiştir. Erichsen deney numuneleri Şekil 15 (a)'da görüldüğü gibi işlem bölgesi içinde kalacak şekilde çıkarılmıştır. Deneyler Instron 3382 model çekme-basma deney cihazına bağlanan minyatürüze kalıp kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 15 (b)-(c)). Söz konusu kalıp TS EN ISO 20482 standardına göre tasarlanmış ve panç 4,7 mm, pançın girdiği boşlukta 6,3 mm olacak şekilde standarta göre oranlı olarak küçültülerek imal edilmiştir. Numuneler tel elektro-erezyon yöntemi kullanılarak SKİ uygulanmış bölgesinin içinde olacak şekilde 0,7 mm kalınlığında çıkarılmıştır. Çıkarılan numunelerin yüzeyleri sırasıyla 400, 800 ve 1200 numaralı zımpara ile zımparalanıp parlatılarak çizikler gibi çatlak başlangıcı oluşturabilecek yüzey kusurları giderilmiştir. Erichsen testleri 0,045 mm/s zımba ilerleme hızında ve yağlayıcı kullanılmadan gerçekleştirilmiştir. Bu testler sırasında bir bilgisayar yardımıyla ortaya çıkan kuvvet ve çökme değerleri çizdirilmiştir. Çizdirilen kuvvet-çökme eğrisinde kuvvetin ulaştığı en yüksek değere karşılık gelen çökme değeri Erichsen indeksi (EI) olarak alınmıştır. Tüm deneyler en az 3 kez tekrarlanmış ve bu değerlerin ortalaması alınmıştır. Deney sonrası numunelerin yüzeyleri ve dik kesitleri SEM ile incelenmiştir. Ayrıca SKİ öncesi ve sonrası duruma ait numunelerin yüzey pürüzlüğünü belirlemek amacıyla da Nanofocus µscan marka optik profilometre cihazı kullanılmış ve numunelerin 3 boyutlu yüzey haritaları çıkarılmıştır.



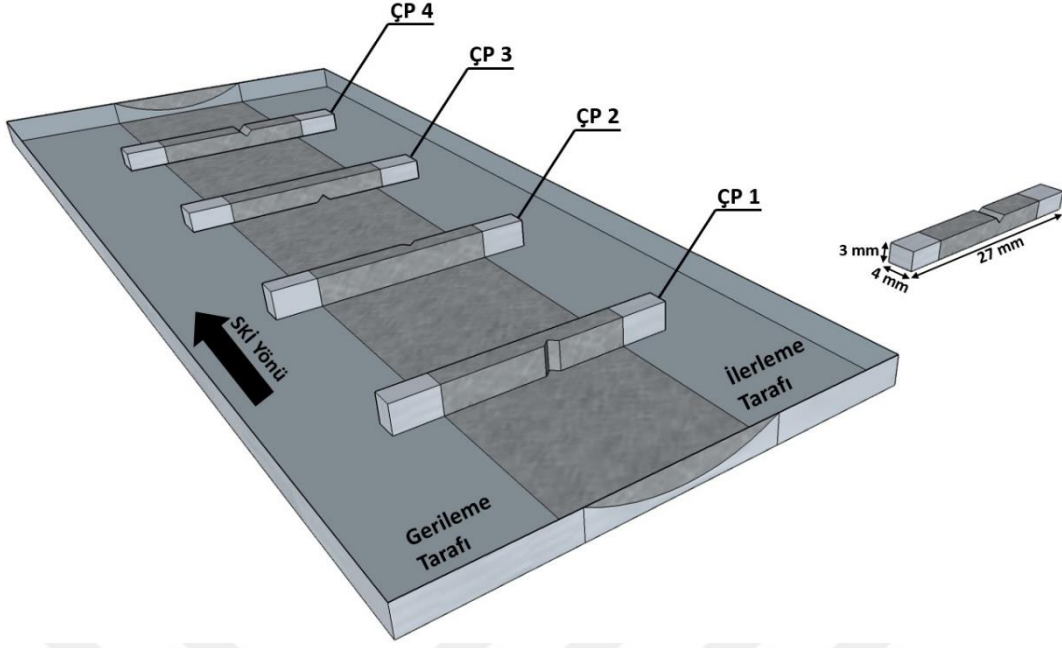
Şekil 15. (a) SKİ uygulanan plakadan çıkarılan Erichsen numunesinin konumu. (b) Şekillendirilebilirlik testi için kullanılan minyatürüze Erichsen kalıbının kesit teknik resmi. (c) Şekillendirilebilirlik testi için kullanılan minyatürüze Erichsen kalıbını cihaza bağlı olarak gösteren genel fotoğraf.

2.6.1.2.4. Çentik-Darbe Deneyi

SKİ öncesi ve sonrası duruma ait malzemenin çentik darbe davranışını belirlemek amacıyla, SKİ uygulanmış plakalardan DIN 50115 standardına uygun olarak elektro-erozyon yöntemi kullanılarak numuneler çıkarılmış ve yüzeyleri 800 nolu zımpara ile zımparalanarak deneye hazır hale getirilmiştir. Deneyler 50 J kapasiteli Instron Ceast marka bir Charpy çentik darbe makinesinde gerçekleştirilmiştir. Her bir şart için deney en az 3 kez tekrarlanarak ortalama değerler alınmıştır. SKİ sonrasında plakada darbe tokluğunun yöne bağlı olarak değişimini görebilmek için SKİ yönüne göre farklı çentik pozisyonlarında çentik darbe deneyleri de gerçekleştirilmiştir (Şekil 16). Bu deney sonuçlarına göre en yüksek darbe dayanımının elde edildiği çentik pozisyonunda ilave deneyler de yapılmış ve sıcaklık değişiminin darbe dayanımı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Aşağıda yapılışı anlatılan bu deney sayesinde SKİ öncesi ve sonrası duruma ait numunelerin sünek-gevrek geçiş davranışları da belirlenmiştir.

2.6.1.2.4.1.Çentik Pozisyonuna Göre Çentik-Darbe Deneyi

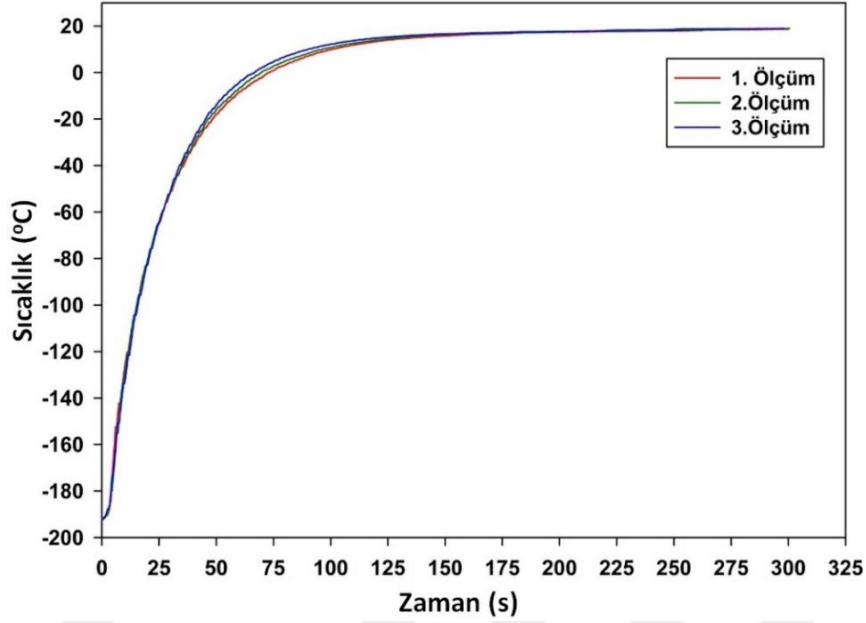
SKİ sonrası oluşan içyapının yöne bağlı olarak çentik darbe tokluğu üzerindeki etkisini belirlenmek için Şekil 16'da görüldüğü üzere farklı konumlarda çentik açılmış numuneler çıkarılmıştır. Bu kapsamda, çentikler SKİ uygulama yüzeyine göre üst kısmında, alt kısmında, SKİ ilerleme yönünde ve SKİ ilerleme yönünün arka tarafında açılarak KB'deki içyapısal farklılıkların SKİ sonrası numunelerin darbe dayanımına etkileri araştırılmıştır. Çentik pozisyonuna göre kırılan darbe deney numunelerinin kırılma yüzeyleri SEM kullanılarak incelenmiş ve kırılma mekanizmaları arasındaki farklar araştırılmıştır.



Şekil 16. SKİ uygulanan plakadan farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan darbe numunelerinin konumları ve boyutları.

2.6.1.2.4.2. Sünek-Gevrek Geçiş Sıcaklığının Belirlenmesi

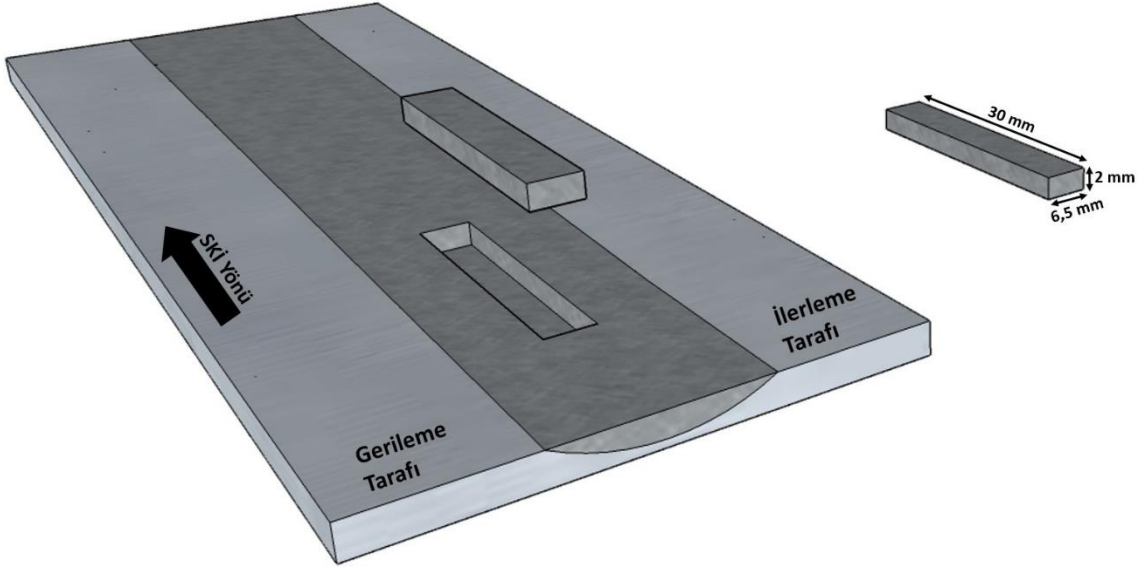
Farklı çentik pozisyonuna göre uygulanan darbe deneyleri sonrasında en yüksek darbe dayanımının ulaşıldığı şart ve ana yapıda farklı sıcaklıklarda çentik darbe deneyleri gerçekleştirilmiş ve her iki durum için darbe tokluğunun sıcaklığa bağlı olarak değişimi ve sünek-gevrek geçiş davranışı belirlenmiştir. Bunun için oda sıcaklığı ile $-195\text{ }^{\circ}\text{C}$ arasındaki farklı sıcaklıklarda testler gerçekleştirilmiştir. Bu çalışma öncesi sıvı azot sıcaklığı olan $-195\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de tutulan numunelerin bu ortamdan çıkartıldıktan sonra oda sıcaklığında bekleme sürelerine göre bir sıcaklık-zaman değişim eğrisi (kalibrasyon eğrisi) çıkarılmıştır (Şekil 17). Bu eğriye göre numuneler istenilen sıcaklığa gelene kadar bekletilmiş ve ardından testler gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalarda her bir sıcaklık ve şart için en az 3'er numune kırılarak ortalama değerler alınmıştır. Numunelerinin kırılma yüzeyleri SEM ile incelenmiş ve böylelikle farklı sıcaklıklardaki malzemenin kırılma mekanizmaları arasındaki farklar aydınlatılmaya çalışılmıştır.



Şekil 17. Sıvı azotta bekletilen aynı şartlardaki üç farklı numunenin bu ortamdan çıkarıldıktan sonra soğumaya bağlı ortaya çıkan sıcaklık-zaman değişim grafiği.

2.6.1.2.5. Korozyon Deneyi

SKİ öncesi ve sonrası çelik plakanın korozyon davranışı potansiyodinamik polarizasyon yöntemi ile belirlenmiştir. Korozyon deneyi numuneleri ana yapıdan ve SKİ sonrası işleme tabi tutulmuş plakalardan Şekil 18'de görüldüğü şekilde ve boyutlarda çıkarılmış ve iletkenliği sağlamak için kafa kısmının ortasından bakır tel geçirilerek bu kısımlara kalıp malzemesi girmemesi için alüminyum bantlarla kapatılıp kalıba alınmıştır. Kalıplanan numuneler belirli bir sistematik içinde zımparalama (sırasıyla 400, 800, 1200 ve 2400 numara) ve parlatma işlemlerine tabi tutularak korozyon deneyi için hazır hale getirilmiştir.



Şekil 18. SKİ uygulanan plakadan çıkarılan korozyon numunesinin plaka içerisindeki konumu ve boyutları.

Korozyon testleri %3,5 NaCl çözeltisinde ± 500 mV açık devre gerilim aralığında ve 1 mV/sn tarama hızında gerçekleştirilmiştir. Bu deneyler Şekil 19’da gösterilen Gamry Reference 3000 marka/model bir cihazda gerçekleştirilmiştir. Numunelerin korozyon davranışı, korozyon potansiyeli ve korozyon akım yoğunluğuna göre değerlendirilmiştir. Tüm testler 3’er kez tekrarlanmış ve ortalama değerlere göre korozyon davranışını gösteren grafikler çizdirilmiştir.



Şekil 19. Korozyon deneyi düzeneği.

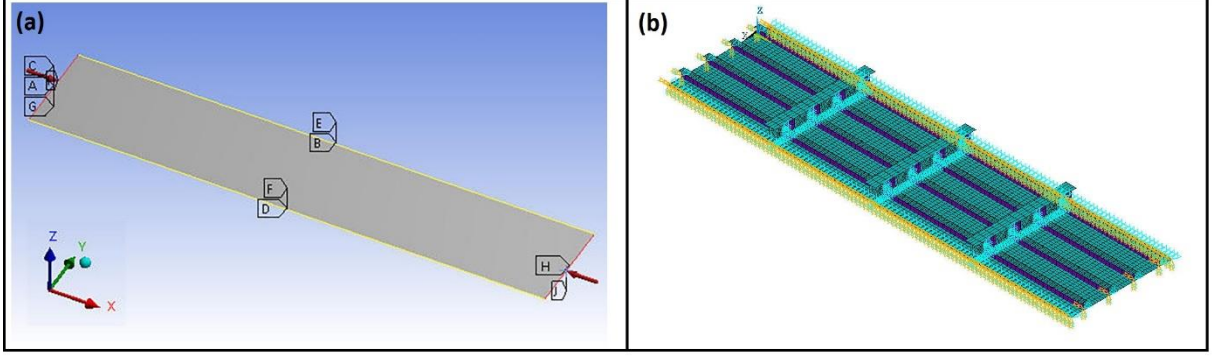
2.6.1.2.6. SKİ Sonrası Sonlu Elemanlar Yöntemi ile Mukavemet Analizi

Nihai mukavemet analizleri literatürde yapılan deneysel çalışmalarla belirlenmiş olan bir plaka ve gemi orta kesit ızgara sistemi seçilerek sonlu elemanlar tabanlı analiz programı ile modeller oluşturularak gerçekleştirilmiştir. Seçilen ızgara sisteminin ve gemi orta kesitinin boyutları, mekanik özellikleri ve görselleri Tablo 8 ve Şekil 20’de verilmiştir. Doğruluğuna deneysel sonuçlarla karar verilen modellerde malzeme özellikleri SKİ öncesi ve sonrası durumdakilerle değiştirilerek SKİ’nin nihai mukavemet üzerindeki etkisi incelenmiştir.

Boyuna iki eleman ve enine iki eleman arasında kalan ve dört kenarından basit mesnetli tekil levha, Şekil 20 (a)’da görüldüğü üzere kısa kenarlarından aksenal yüke maruz kalmaktadır. Dört kenarından basit mesnetli olma durumunu açacak olursak; tüm kenarlarda düzlem dışı yer değiştirmeler engellenmiştir. Bununla birlikte yine tüm kenarlarda, kenara dik ve normal eksenler etrafındaki dönmeler (moment) engellenmiştir. Bunların dışında, geriye kalan yer değiştirme ve dönmeler serbest bırakılmıştır. Bu sınır şartları aynı zamanda eğilme momenti altında gemi güvertesini meydana getiren levhalarda oluşan şartları temsil etmektedir. Oluşturulan modelin doğruluğuna, elimizde Zhang & Khan [126] tarafından yapılan bu plaka için farklı kalınlıklardaki deneysel nihai mukavemet sonuçları, nihai mukavemet hesabında kullanılan çeşitli ampirik formüller (2.1, 2.2 ve 2.3) ve yine bu formüllerin bir kombinasyonu şeklinde oluşturulmuş nihai mukavemet hesabı yöntemi olan HULT [127] ile karşılaştırılarak karar verilmiştir.

Izgara sistemi modeli (Şekil 20 (b)) hem uç noktalarında (levha enine kenarı ve profil kenarı) ve hem de levhanın boyuna kenarlarında sınır şartları gerektirir. Bu bağlamda, uç sınırdaki tüm düğüm noktaları “düzlem kesitler düzlem kalır” kuralına göre rijit olarak mesnetlenmiştir. Bu sınır şartı desteklenmiş levhanın enine iki kiriş eleman veya iki enine perde arasına konumlandırılması durumuna uygundur. Her ucun en kesit geometrik merkezinde bir ana düğüm noktası belirlenmekte ve yer değiştirme ve dönme kısıtlamaları bu ana düğüm noktalarına uygulanmaktadır. Desteklenmiş levhanın bir ucunun ana düğüm noktasına analiz sırasında aksenal yük uygulanmakta ve bu ucun yalnızca boyuna hareketine izin verilmektedir. Diğer uç ise sabit mesnet olarak tanımlanmıştır. Ayrıca, bu uçların her ikisi de yükün tüm kesit boyunca eşit olarak dağılımını sağlamak için rijit olarak tanımlanmıştır. Oluşturulan modelin doğruluğu Karvinen and Pegg [128] tarafından bu ızgara sistem için gerçekleştirilmiş olan deneysel sonuçlar ve nihai mukavemet hesabı yöntemi olan HULT [127] ile elde edilen sonuçların karşılaştırılmasıyla belirlenmiştir.

Her iki model içinde lineer olmayan geometrik değerler, öz değer burkulma analizinden elde edilen başlangıç sehim değerleri ile bulunarak hesaba katılmışlardır. Yine her iki model içinde doğrulukların onaylanmasından sonra malzeme özellikleri tez kapsamında kullanılan çeliğin ana yapısının ve SKİ sonrası yapının mukavemet değerleri ile değiştirilerek SKİ öncesi ve sonrası durumlar arasındaki nihai mukavemet değişimleri belirlenmiştir.



Şekil 20. (a) Tek plaka ve (b) ızgara sisteme ait program girdi modelleri.

$$\frac{\sigma_{xu}}{\sigma_y} = \frac{2}{B} - \frac{1}{B^2} \quad \text{Faulkner (2.1)}$$

$$\frac{\sigma_{xu}}{\sigma_y} = \frac{1}{B^{0.5}} \quad \text{Box (2.2)}$$

$$\frac{\sigma_{xu}}{\sigma_y} = \frac{2.25}{B} - \frac{1.25}{B^2} \quad \text{Frankland (2.3)}$$

Tablo 8. Tek plaka ve ızgara sisteme ait geometrik değerler ve malzeme özellikleri.

Geometrik büyüklükler ve özellikler	Plaka	Izgara Sistem
L (mm)	4300	8000
B (mm)	815	2001,6
a (mm)	-	2000
b (mm)	-	500,4
t (mm)	11,8 – 13,8 – 15,8 – 17,8 – 21,3 - 32	9,67
h_{wx} (mm)	-	136,8
t_{wx} (mm)	-	6,22
b_{fx} (mm)	-	103,9
t_{fx} (mm)	-	8,06
n_{sx} (mm)	-	4
σ_{md} (mm)	315	425
E (MPa)	205800	207000
z_0 (mm) B/200	4,075	10,008
ν	0,3	0,3

L: uzunluk, B: genişlik, a: iki enine eleman arasındaki mesafe, b: iki boyuna eleman arasındaki mesafe, t: plaka kalınlığı, h_{wx} : enine eleman yüksekliği, t_{wx} : enine eleman kalınlığı, b_{fx} : enine eleman başlık genişliği, t_{fx} : enine eleman başlık kalınlığı, n_{sx} : enine eleman sayısı, σ_{md} : levha orta düzlemindeki gerilme, E: elastisite modülü, z_0 : başlangıç sehim değeri, ν : poisson oranı.

2.6.2. SKK İşlemleri

SKK için ayrı bir optimum parametre belirlenme çalışması yapılmamış ve SKİ için belirlenen optimum parametreler bu yöntemde de kullanılmıştır. SKK işlemi SKİ’de kullanılan WC takım kullanılarak 4 mm kalınlığındaki Grade A 3701 kalite gemi plakalarının alın altına konumlandırılması ile gerçekleştirilmiştir. SKK uygulamasından önce karıştırıcı takımın ucunun gireceği kısımda SKİ için yapılabenzer olarak ucun direk plakayla temas ederek kırılmaması için uç genişliğinde bir delik açılmıştır. Sabitleme aparatlarıyla tabla üzerine hareket etmemesi için sıkıca mesnetlenen plakaların delik açılmış başlangıç kısmına belirlenen optimum parametrede ayarlanan takım dönme devrinde karıştırıcı takım yavaşça daldırılarak uç ısınana kadar birkaç saniye tabla hareketi olmadan beklenmiştir. Ucu yeterince ısınmasının ardından yine belirlenen optimum parametrede tabla hareketi verilerek SKK’nın uygulaması

yapılmıştır. SKK sonrası plakalar sabitleyici mesnetlerden çıkarılarak soğutulmuş ve sonraki deneysel incelemeler için numunelerin çıkarılmasına hazır hale getirilmiştir.

2.6.2.1. SKK ile Karşılaştırma Amaçlı Yapılan Gazaltı (MAG) Kaynağı

Karşılaştırma amaçlı olarak gemi inşaatında hâlihazırda kullanılmakta olan gazaltı kaynak yöntemi seçilmiş ve elde edilen sonuçlar SKK işlemi sonrası elde edilen sonuçlar ile karşılaştırılmıştır. Gazaltı kaynağı kimyasal bileşimi Tablo 9’da verilen 1,2 mm çapında rutil özlü kaynak teli kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Tablo 9. Gazaltı kaynağı sırasında kullanılan rutil özlü tele ait kimyasal bileşim tablosu.

Kaynak Teli	Kimyasal Bileşim (% Ağırl.)									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
ESAB E71-T1	0,03	1,36	0,58	0,014	0,007	0,02	0,02	0,01	0,02	Kalan

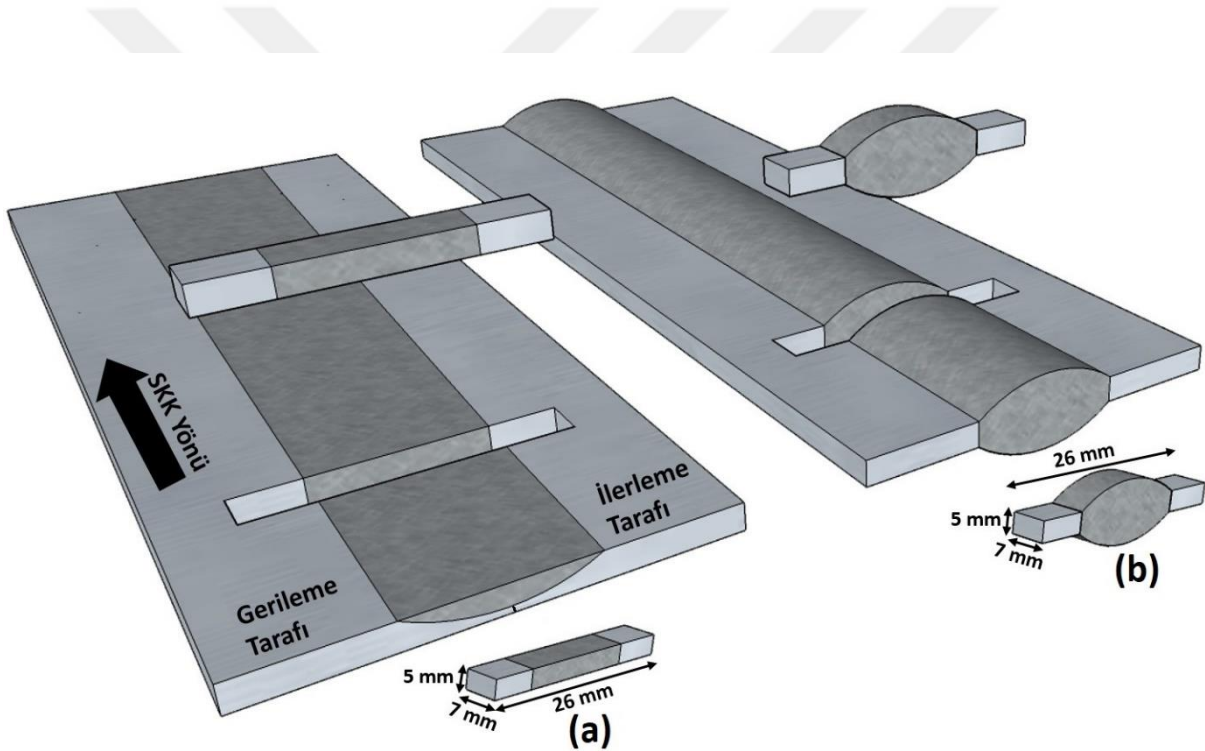
Gazaltı kaynağı ile Grade A gemi plakasının birleştirilmesi sırasında kullanılan kaynak parametreleri Tablo 10’da verilmiştir. Kaynak, çift taraflı olarak kaynak ağızı açılarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak esnasında koruyucu gaz olarak CO₂ kullanılmıştır. Kaynak sırasında akım 205-215 A aralığında tutulmuş, gerilim değeri olarak ise 30-31 V aralığında çalışılmıştır. Kaynak hızı plakaların toplam boyunun kaynağın başlangıcından bitimine kadar geçen süreye bölünmesi ile hesaplanmıştır.

Tablo 10. Gazaltı kaynağı sırasında kullanılan kaynak parametreleri.

Paso	Koruyucu Gaz	Akım Aralığı (A)	Gerilim (V)	Kaynak Hızı (mm/sn)
1	CO ₂	205-211	30-31	1,8
2		210-215	30-31	1,92

2.6.2.2. İçyapı İncelemeleri

SKK ve MAG kaynağı sonrası plakalardan içyapı inceleme numuneleri Şekil 21’de gösterildiği gibi tel elektro-erozyon kesme cihazı kullanılarak çıkarılmıştır. Her iki kaynak yönteminden sonrada içyapı incelemeleri için OM ve SEM kullanılmıştır. Optik mikroskop incelemeleri için numuneler çeşitli numara zımparalarla (sırasıyla 240, 400, 800, 1200 ve 2400) zımparalandıktan sonra 1 μm boyutunda Al_2O_3 kullanılarak parlatılmış ve ardından %3 Nital zeltisinde (%3 HNO_3 + %97 $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$) 15 s bekletilerek dağlanmıştır. SEM incelemeleri için numuneler yine OM inceleme numuneleriyle aynı Şekilde hazırlanmıştır. Bu incelemeler, JEOL 6400 marka SEM görüntüleme cihazı ile gerçekleştirilmiş olup, incelemelerde 15 keV ve ikincil görüntüleme modu (SE) kullanılmıştır.



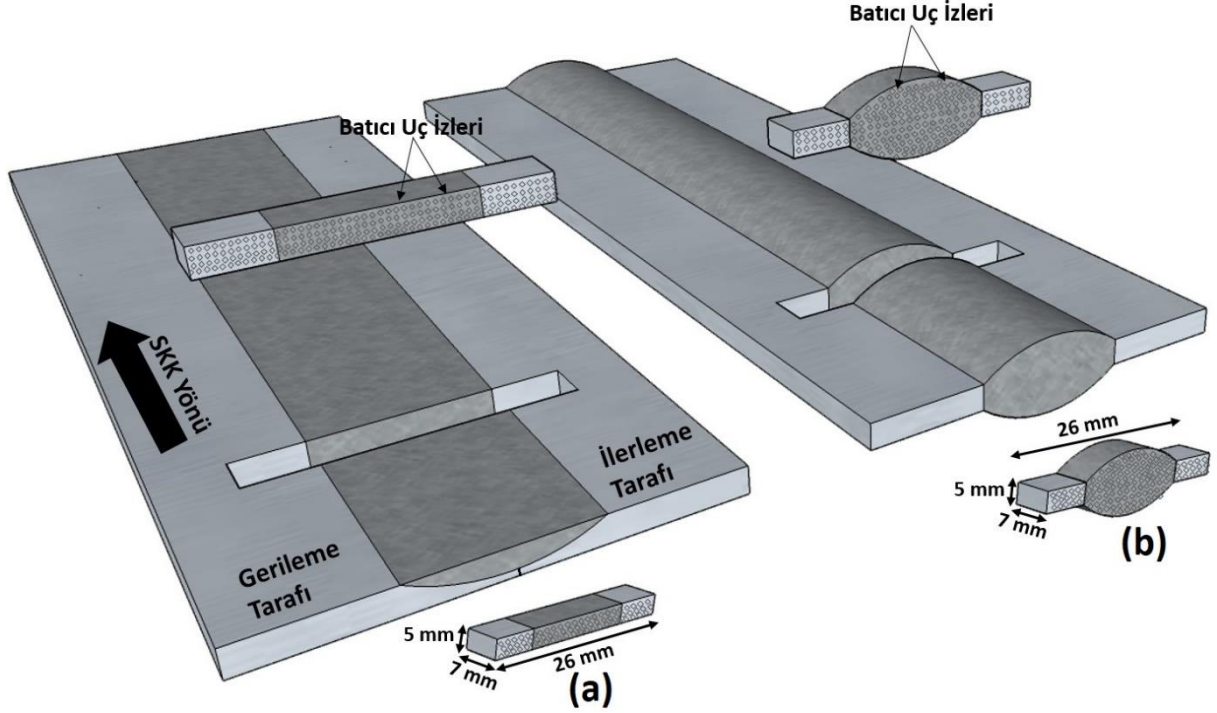
Şekil 21. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda içyapı incelemelerinde kullanılan numunelerinin plak içindeki konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG.

2.6.2.3. Mekanik zellik İncelemeleri

2.6.2.3.1. Sertlik

Şekil 22’de görüldüğü gibi SKK ve MAG kaynağı sonrası sertlik numuneleri işlem yönüne dik olarak çıkarılmış ve Vickers sertlik ölçüm yöntemi kullanılarak Struers marka (Duramin 3) mikro sertlik deney cihazında ölçümler gerçekleştirilmiştir. Bunun için batıcı ucun

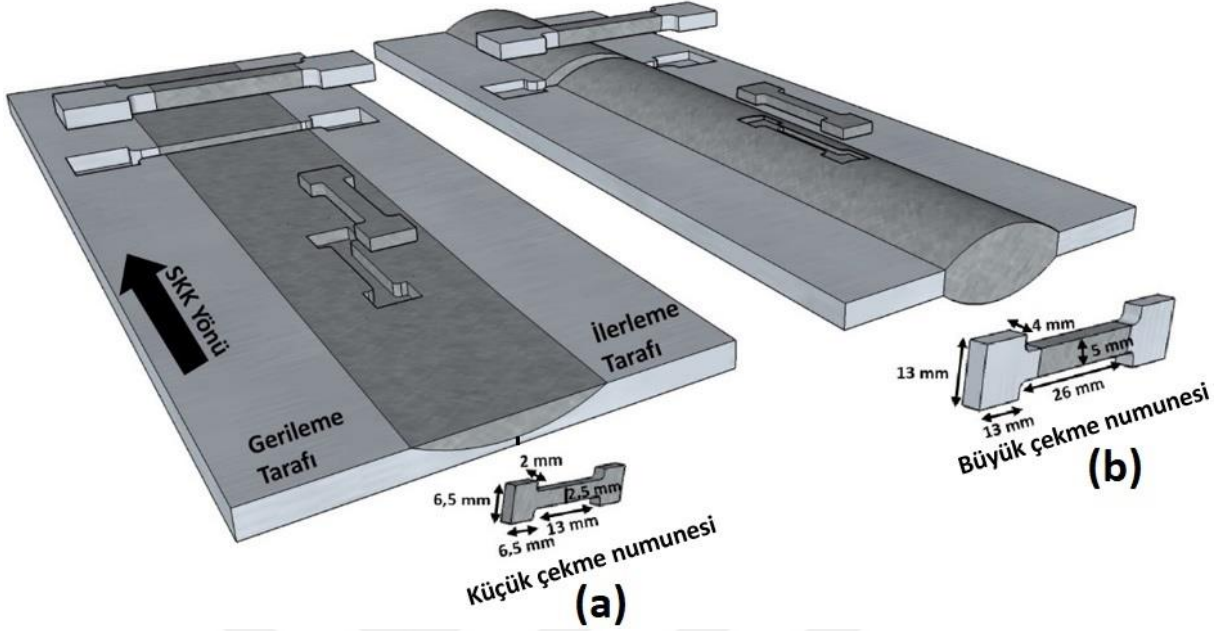
basma yükü 300 g ve yük altında bekleme süresi olarak da 10 s seçilmiştir. Her iki durum içinde numunelerde yüzeyden 0,25 mm aşağıdan başlanarak üstten alta doğru ve ilerleme tarafından gerileme tarafına doğru 0,25 mm'lik adımlarla sertlik taramaları gerçekleştirilmiş ve numuneye ait sertlik haritaları çıkarılmıştır.



Şekil 22. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda sertlik numunelerinin plaka içerisindeki konumları, boyutları ve sertlik taramalarının yapıldığı kesitin görünümü: (a) SKK ve (b) MAG.

2.6.2.3.2. Çekme Deneyi

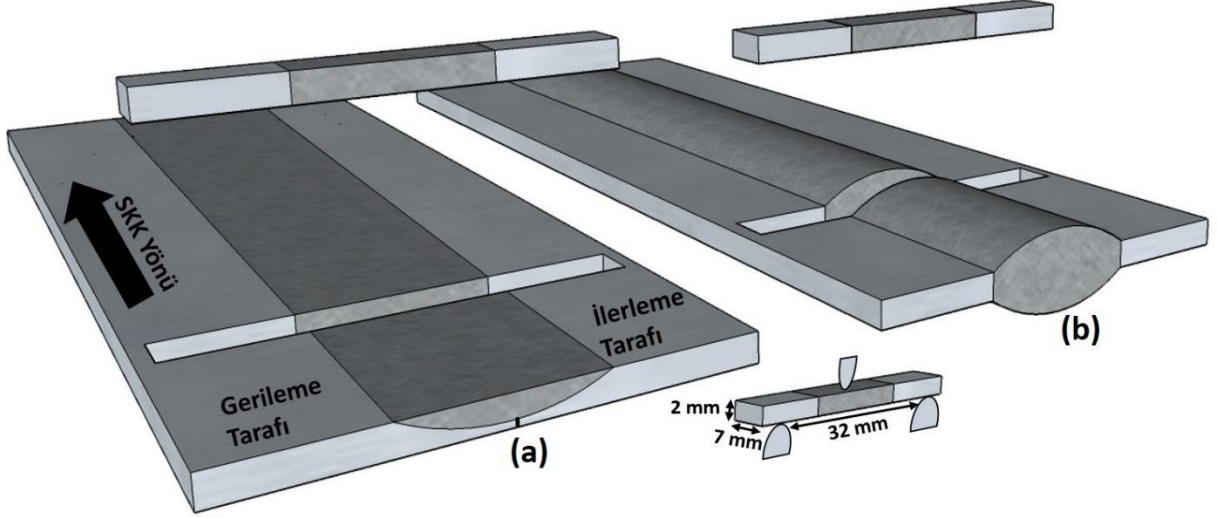
Çekme deney numuneleri SKK ve MAG kaynağı uygulanan plakalardan kaynak bölgesine paralel olarak tamamı kaynak bölgesinin içinde kalacak biçimde tel elektro erozyon yöntemi ile çıkarılmıştır (Şekil 23). Çekme deneylerinde SKİ sonrası olduğu gibi Instron 3382 model bir üniversal çekme-basma deney cihazı kullanılmıştır. Çekme deneyleri oda sıcaklığında $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 'lik deformasyon hızında gerçekleştirilmiş ve meydana gelen uzama değerleri bu cihaza bağlı video tipi bir ekstansometre yardımıyla belirlenmiştir. Mukavemet ve süneklik değerlerinin belirlenmesi amacıyla deney sırasında numuneye uygulanan yük ve elde edilen uzama çekme cihazına bağlı bilgisayarda bulunan bir yazılım yardımıyla kaydedilerek gerilme-uzama diyagramları çizdirilmiştir. Her bir durum için en az 3 deney gerçekleştirilmiş ve elde edilen sonuçların ortalama değerleri alınarak verilmiştir.



Şekil 23. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda çekme numunelerinin konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG.

2.6.2.3.3. Üç Noktadan Eğme Deneyi

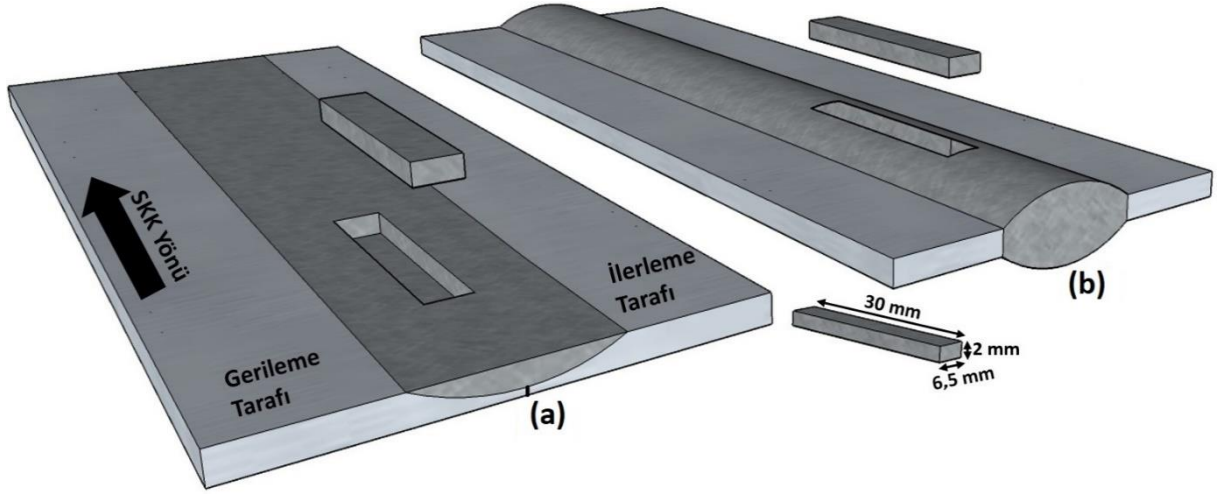
Üç noktadan eğme deney numuneleri SKK ve MAG ile birleştirilen plakalardan ASTM D790 standartına göre Şekil 24'de görülen konumlarda ve boyutlarda çıkarılmıştır. Deney esnasında iki alt destek arası mesafe plaka tipi malzemelerde kullanılması önerilen malzeme kalınlığının 16 katı olarak (32 mm) belirlenmiştir. Üç noktadan eğme testleri oda sıcaklığında ve 1 mm/dk çene hızında Instron 3382 marka bir universal çekme-basma cihazında gerçekleştirilmiş ve deney sırasında numuneye uygulanan kuvvet-sehim miktarı bir bilgisayar yardımıyla sürekli kaydedilmiştir. SKK ve MAG sonrası durumlar için en az 3'er numune eğme testine tabi tutularak ortalama değerler alınmıştır. Deneyler sonunda elde edilen kuvvet-sehim değerlerinden kesitte oluşan maksimum eğilme gerilmesi (σ_f) $\sigma_f = 3FL/2BH^2$ formülü kullanılarak hesaplanmıştır. (F: Maksimum kopma yükü (N), L: destekler arası mesafe, B: numune genişliği, H: numune kalınlığı)



Şekil 24. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda eğme numunelerinin plaka içerisindeki konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG.

2.6.2.3.4. Korozyon Deneyi

SKK ve MAG kaynakları ile birleştirilen numunelere ait korozyon davranışı da yine SKİ işlemi sonrası olduğu gibi potansiyodinamik polarizasyon yöntemi ile belirlenmiştir. Korozyon deney numuneleri Şekil 25’de görüldüğü gibi çıkarılmış ve iletkenliği sağlamak için kafa kısmının ortasından bakır tel geçirilerek bu kısımlara kalıp malzemesi girmemesi için alüminyum bantlarla kapatılarak kalıba alınmıştır. Kalıplanan numuneler belirli bir sistematik içinde zımparalama (sırasıyla 400, 800, 1200 ve 2400 numara) ve parlatma işlemlerine tabi tutularak korozyon deneyi için hazır hale getirilmiştir. Korozyon testleri %3,5 NaCl çözeltisinde ± 500 mV açık devre gerilim aralığında 1 mV/sn tarama hızında gerçekleştirilmiştir. Bu deneyler daha önce Şekil 21’de gösterilmiş olan Gamry Reference 3000 marka/model korozyon test düzeneğinde gerçekleştirilmiştir. Numunelerin korozyon davranışı, korozyon potansiyeli ve korozyon akım yoğunluğuna göre değerlendirilmiştir. Tüm testler 3’er kez tekrarlanmış ve ortalama değerlere göre korozyon davranışını gösteren grafikler çizdirilmiştir.

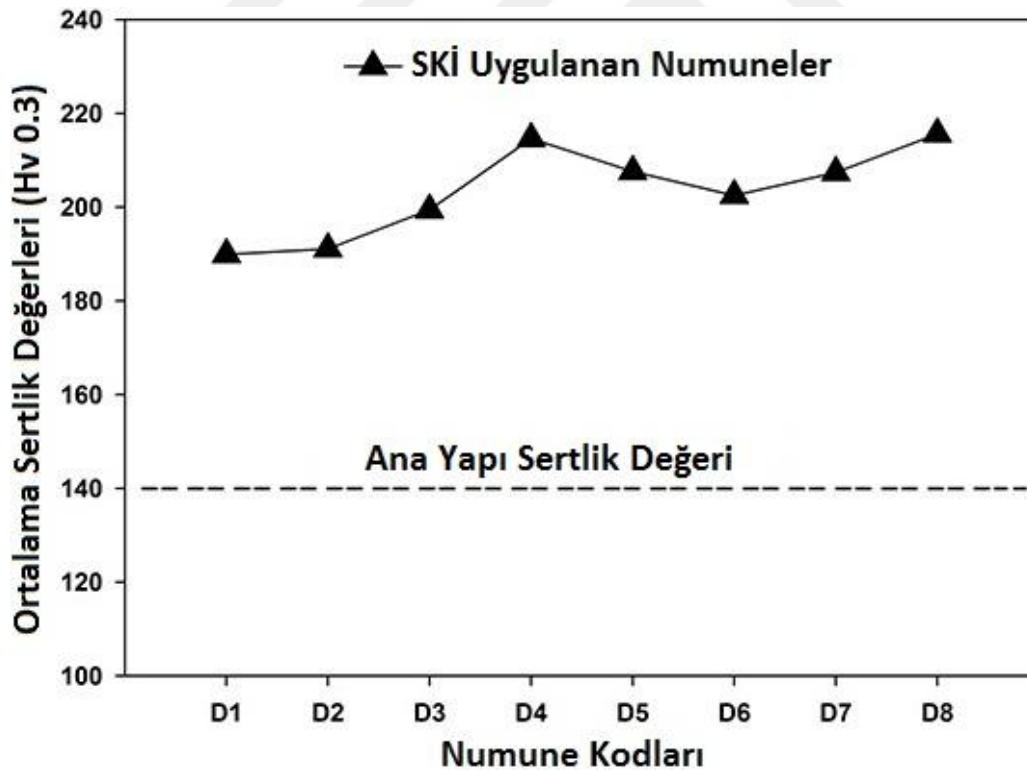


Şekil 25. SKK ve MAG kaynağı ile birleştirilen plakalarda korozyon numunelerinin konumları ve boyutları: (a) SKK ve (b) MAG.

3. BULGULAR VE İRDELEME

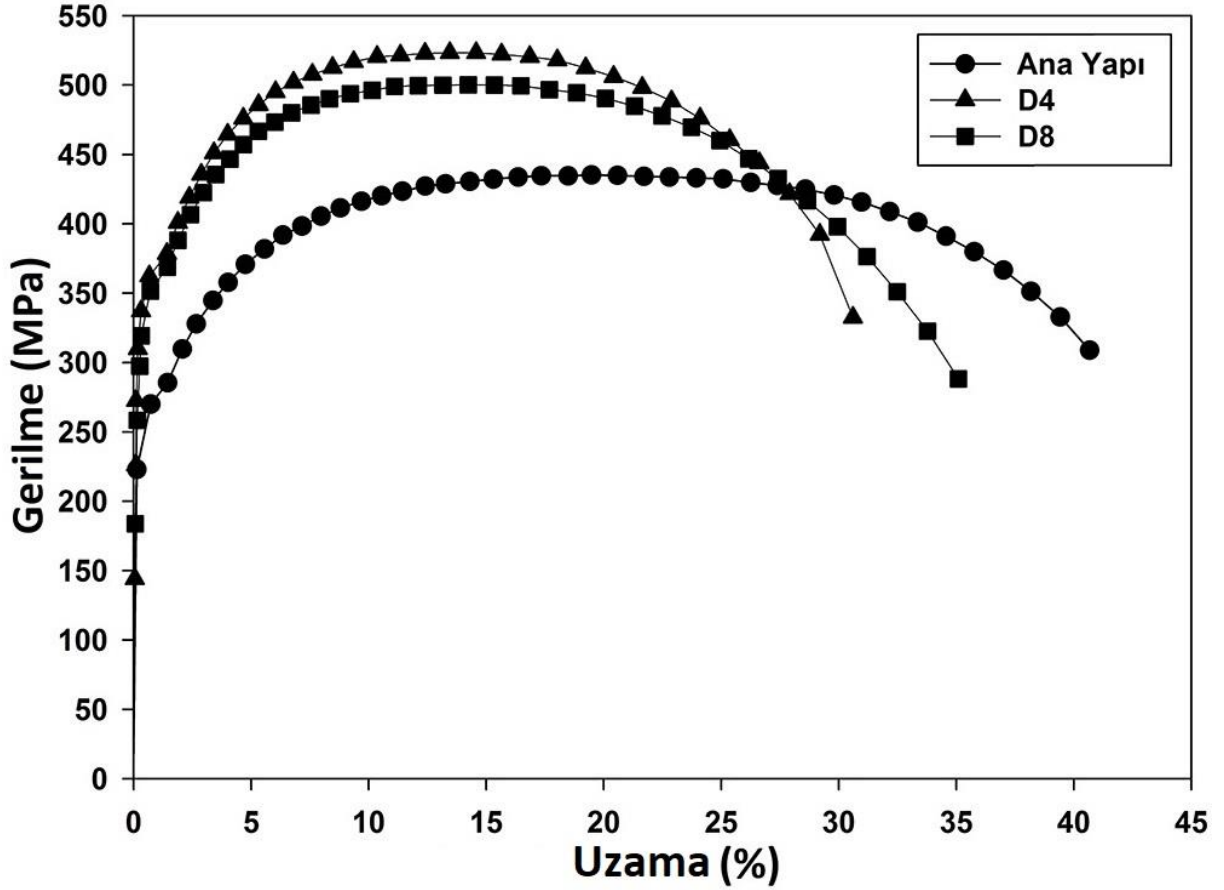
3.1. Optimum SKİ ve SKK Parametrelerinin Belirlenmesi

Optimum SKİ ve SKK parametrelerinin belirlenmesi amacıyla öncelikle hazırlanan numunelere SKİ uygulanmış ve karıştırma bölgesinde oluşan ortalama sertlik değerleri belirlenmiştir. Şekil 26'da optimum parametrelerin belirlenmesi amacıyla uygulanan SKİ sonrası farklı parametrelerde karıştırma bölgesinde elde edilen ortalama sertlik değerleri gösterilmiştir. Görüldüğü gibi tüm şartlarda ana yapıya göre SKİ sonrası oluşan ince taneli içyapının sonucu olarak sertlik değerleri yükselmiş ve ana yapıya ait 140 Hv sertlik değeri optimum SKİ parametrelerinde (630 dev/dk takım dönme devri, 45 mm/dk takım ilerleme hızı ve 800 dev/dk takım dönme devri, 45 mm/dk takım ilerleme hızı) 215 Hv seviyelerine çıkmıştır.



Şekil 26. Optimum parametrenin belirlenmesi amacıyla sekiz farklı proses şartında uygulanan SKİ sonrası karıştırma bölgesinde oluşan ortalama sertlik değerleri.

Yapılan sertlik deneyi sonucunda D4 (630 dev/dk takım dönme devri, 45 mm/dk takım ilerleme hızı ve 14 dev/mm karıştırma şiddeti) ve D8 (800 dev/dk takım dönme devri, 45 mm/dk takım ilerleme hızı ve 14,5 dev/mm karıştırma şiddeti) proses parametrelerinde gerçekleştirilen işlemler sonrası karıştırma bölgesinde en yüksek ve birbirine çok yakın sertlik değerleri elde edilmiştir (Şekil 26). Bu nedenle, söz konusu iki proses şartlarında elde edilen numuneler üzerinde çekme testi de yapılmış ve en uygun olan proses şartı belirlenmeye çalışılmıştır. Şekil 27’de görülen gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinden ve bu eğrilerden elde edilen temel mekanik özellikleri gösteren Tablo 11’deki verilerden, en yüksek akma ve çekme mukavemeti değerlerini veren D4 proses şartına ait parametreler (630 dev/dk takım dönme devri ve 45 mm/dk takım ilerleme hızı) optimum proses parametreleri olarak belirlenmiştir.



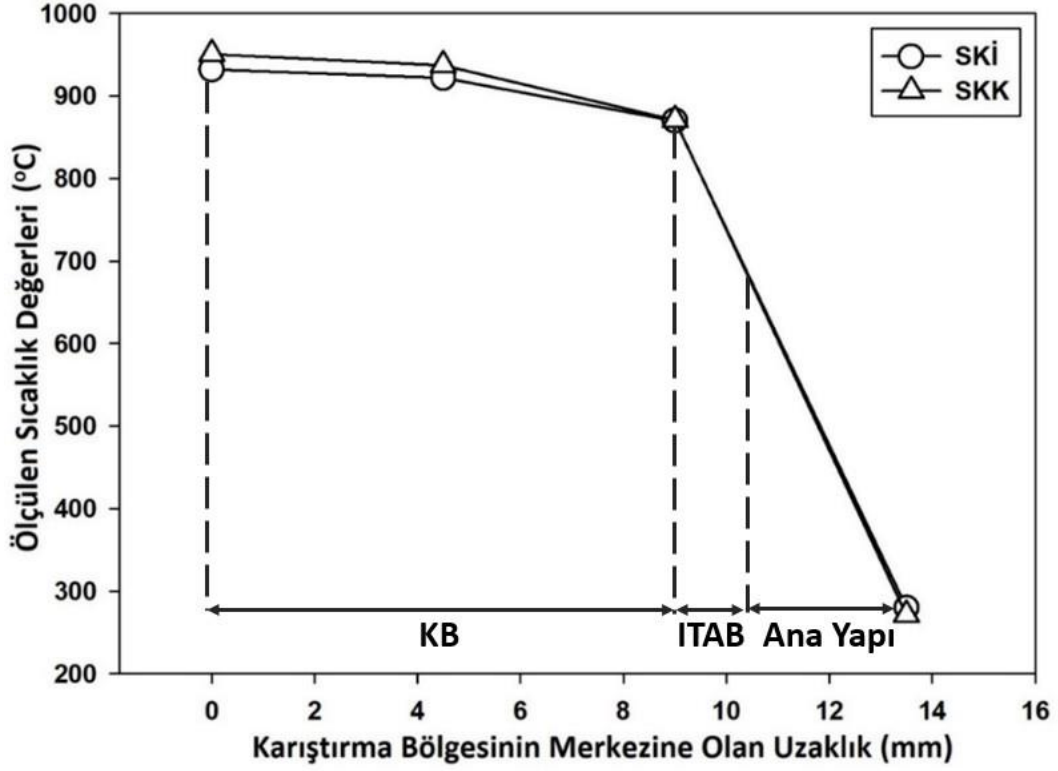
Şekil 27. Ana yapı ve en yüksek ortalama sertlik değerlerinin elde edildiği D4 ve D8 şartlarına ait parametreleri ile SKİ işleme tabi tutulmuş numunelere ait gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri.

Tablo 11. Ana yapı ve en yüksek ortalama sertlik değerlerini veren D4 ve D8 parametrelerinde SKİ uygulanan numunelere ait temel mekanik özellikler.

Durum	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Ana Yapı	256 ± 7	435 ± 6	18,4 ± 0.3	44,2 ± 2,4
SKİ (D4)	334 ± 6	525 ± 13	13,9 ± 0.6	32,4 ± 1,7
SKİ (D8)	329 ± 4	501 ± 11	13,5 ± 0.8	35,1 ± 2,1

3.2. SKİ ve SKK sırasında Ölçülen Sıcaklıklar

SKİ ve SKK sonrasında oluşan içyapıları yorumlayabilmek adına işlemler esnasında oluşan sıcaklıklar termoçiftler yardımıyla ölçülmüş ve elde edilen sonuçlar Şekil 28’de verilmiştir. Buna göre, SKİ sırasında KB’de ölçülen ortalama sıcaklığın (930 °C) Ac₃ dönüşüm sıcaklığının bir miktar üzerine çıktığı belirlenmiştir. ITAB’a gelindiğinde ise KB’ne en yakın olan bölgelerde sıcaklığın Ac₃ dönüşüm sıcaklığının üzerinde olduğu, ana yapıya doğru gidildikçe ise ölçülen sıcaklıkların A₁ dönüşüm sıcaklığının altına indiği belirlenmiştir. SKK işleminde de SKİ’de elde edilen değerlere çok yakın sıcaklık değerlerinin elde edildiği görülmektedir (Şekil 28). SKK sonrasında kaynak metalinde (KM) sıcaklıklar (950 °C) Ac₃ dönüşüm sıcaklığının üzerine çıkarken, ITAB bölgesinde sıcaklıkların ise Ac₃ dönüşüm sıcaklığının üzerinden A₁ dönüşüm sıcaklığının altına kadar değişen değerler gösterdiği belirlenmiştir.



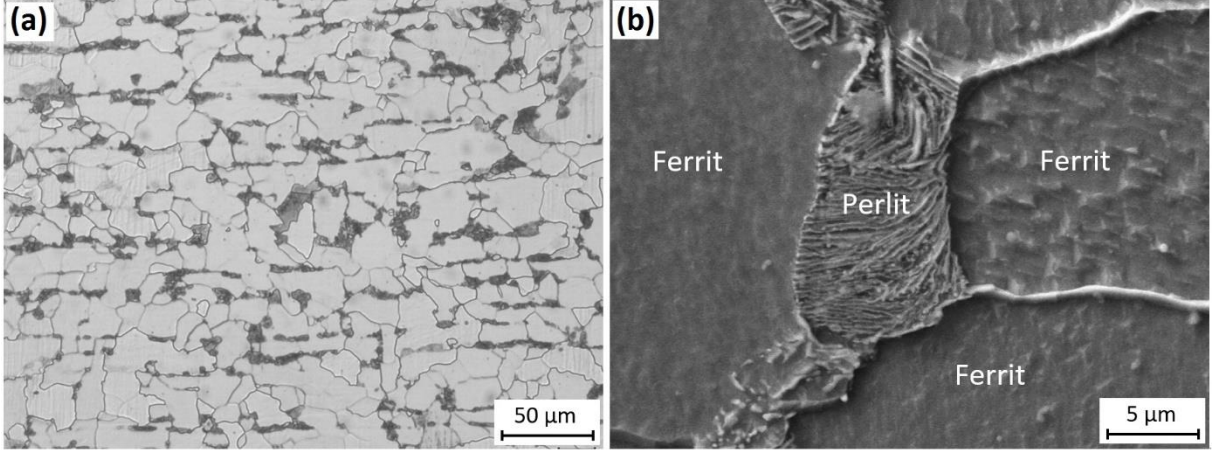
Şekil 28. SKİ ve SKK sırasında karıştırma bölgesinin merkezinden ITAB bölgesine doğru ölçülen sıcaklık değişimi.

3.3. Optimum Şartlarda Yapılan İşlemler Sonrası İncelemeler

3.3.1. Sürtünme Karıştırma İşlemi (SKİ)

3.3.1.1. İy yapı

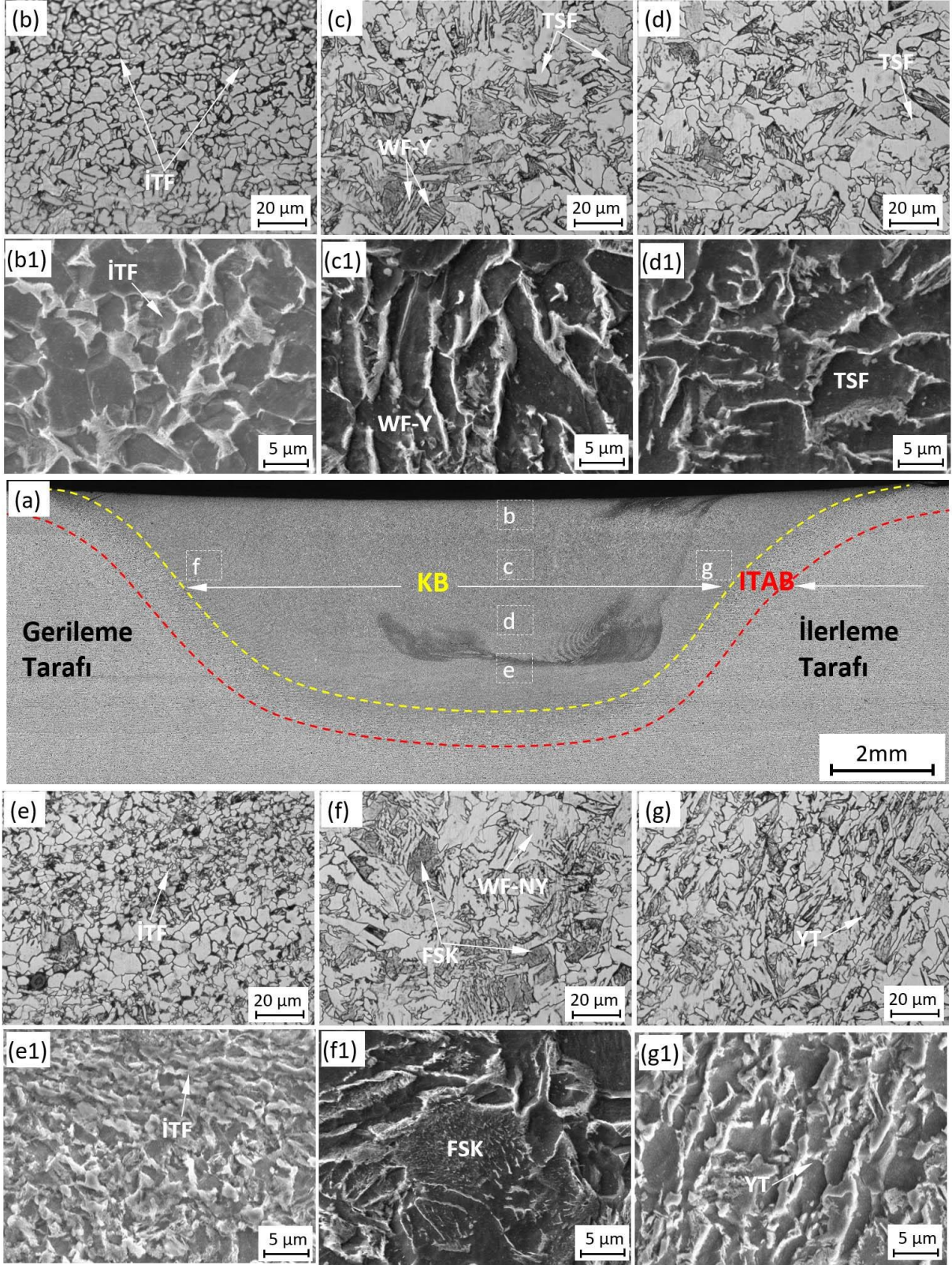
Şekil 29 (a)-(b)' de tez çalışmaları kapsamında kullanılan Grade A gemi sacına ait SKİ öncesi iy yapı görüntüleri verilmiştir. Bu resimlerden görüldüğü gibi, SKİ öncesi başlangıç yapısı tipik bir düşük karbonlu alaşımsız çeliğin iy yapısını sergilemektedir. Bu yapı açık renkli ferrit ve koyu renkli ince sementit lamelleri içeren perlit fazından meydana gelmektedir. Ayrıca perlit fazının çelik plakaya uygulanan sıcak haddelemenin bir sonucu olarak tane sınırları boyunca ve hadde doğrultusunda yönlendiği de görülmektedir. Bu başlangıç yapısında yapılan tane boyutu incelemesi sonucu, bu yapıda ortalama ferrit tane boyutunun 25 μm olduğu belirlenmiştir.



Şekil 29. Proses öncesi ana çelik yapısına ait içyapı görüntüleri: (a) İçyapıyı global olarak gösteren optik mikroskop resmive (b) ferrit tane sınırlarında konumlanan ince lamelli perlit fazını yakından gösteren SEM görüntüsü.

Optimum proses parametrelerinde uygulanan SKİ sonrası işlem bölgesinde oluşan içyapıya ait optik ve SEM resimleri Şekil 30'da verilmiştir. SKİ sonrası oluşan yapıyı; KB ve ITAB olarak iki ana bölgeye ayırmak mümkündür (Şekil 30 (a)). KB'de SKİ sırasında oluşan sıcaklık termoçiftler yardımıyla ölçülmüş ve elde edilen değerler bu bölgenin proses sırasında ostenit faz bölgesine kadar çıktığını göstermiştir (Şekil 28). Dolayısıyla bu bölgede SKİ sırasında meydana gelen yoğun plastik deformasyon ve sürtünmeden kaynaklı oluşan yüksek sıcaklığın sonucu olarak ostenit bölgesinde dinamik yeniden kristalleşme meydana gelmektedir. KB'de meydana gelen bu dinamik yeniden kristalleşmenin sonucu olarak kendi içinde farklı yapılar oluşmakla birlikte, genel anlamda çok ince taneli ve yaklaşık eş eksenli ferrit tanelerinden oluşan bir içyapı oluşmaktadır [9, 10, 129, 130]. Söz konusu bölge daha yakından incelendiğinde, oluşan yapıda ince taneli ferrit (İTF), tane sınırı ferriti (TSF), yönlenmiş widmanstatten ferrit (WF-Y), yönlenmemiş widmanstatten ferrit (WF-NY) ve ferrit sementit kümelerinin (FSK) olduğu görülmektedir (Şekil 30 (b)-(g)). Bu oluşumlar daha önce gerçekleştirilen bazı çalışmalarda da rapor edilmiştir [114, 131]. Buna göre, takım omuzunun hemen altında yaklaşık 200 µm kalınlığında ortalama 4 µm ferrit tane boyutuna sahip bir İTF bölgesi olduğu görülmektedir (Şekil 30 (b)). Bu bölgenin altına indikçe nispeten düşük soğuma hızlarının gerçekleştiği KB'nin orta kısımlarında yoğun olarak TSF ve widmanstatten ferrit (WF)'den oluşan bir içyapı karşımıza çıkmaktadır. Şekil 30 (c)'de görülen WF, nispeten düşük soğuma hızlarında oluşan ve yüksek en-boy oranına sahip (~10:1), tane sınırlarında meydana gelen yönlenmiş iri plaka şeklinde görünen bir tane yapısıdır [131]. Yine düşük karbonlu çeliklerde A₃ soğuma çizgisinin altındaki soğutma hızlarında ilk oluşan ostenitin

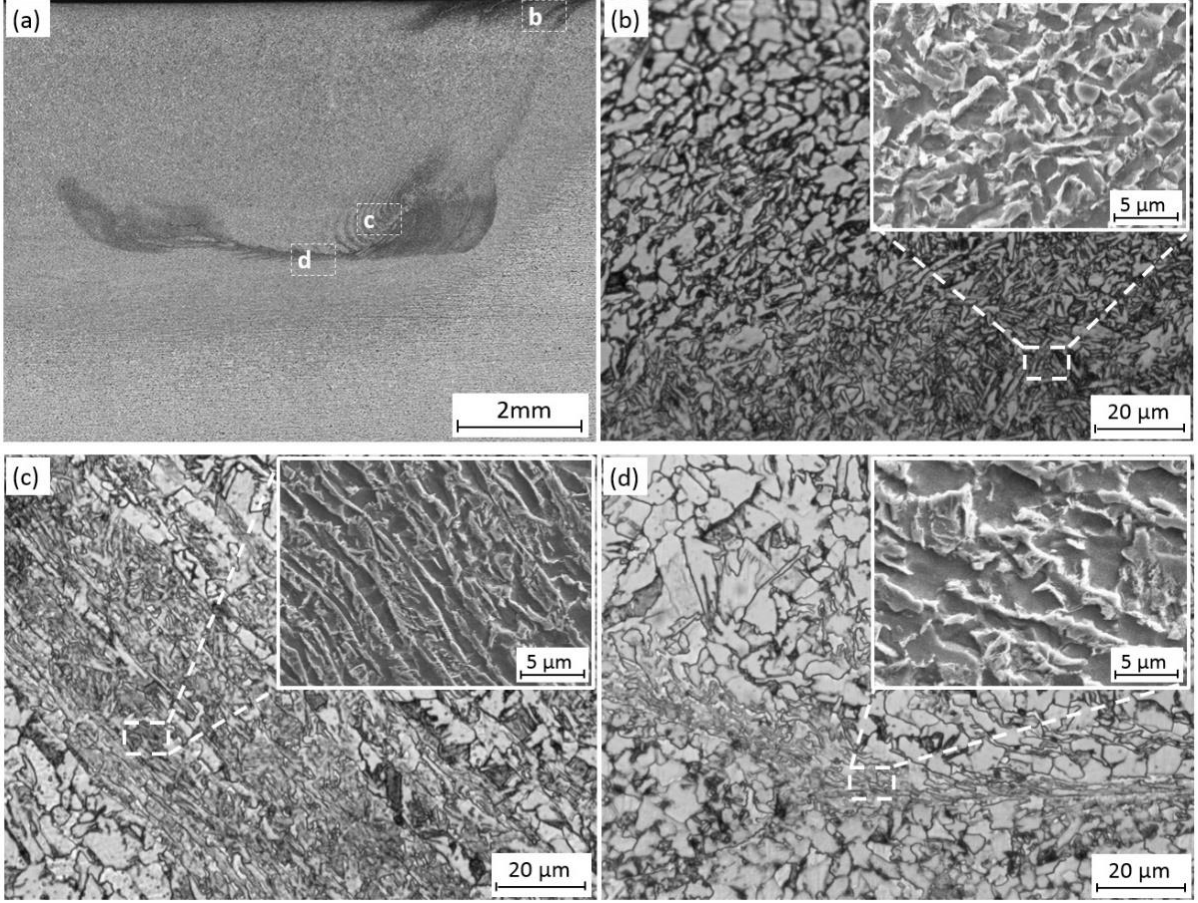
dönüşümü ile tane sınırlarında meydana gelen TSF bu bölgedeki içyapıda açıkça görülmektedir (Şekil 30 (d)-(d1)). Takım omuzunun hemen altındaki ince taneli ferritik içyapı bölgesine benzer bir bölge, Şekil 30 (e)'de görüldüğü gibi KB'nin en alt kısmında da karşımıza çıkmaktadır. Bu bölgede karıştırıcı ucunun (pin) alt kısmı, malzeme üzerinde dönme hareketinin yanında takım baskı kuvvetinden kaynaklanan dövme benzer bir hareket de yaparak yoğun bir plastik deformasyon oluşturmakta ve 0,5 ile 10 μm tane boyutları arasında ferrit tanelerinin oluşmasına neden olmaktadır. SKİ esnasında nispeten düşük soğuma hızlarının olduğu bölgelerde yönlenmiş ferrit taneleri ostenit tane sınırları boyunca oluşmaya başlamakta ve bakış yönüne göre ilk oluşan ostenit taneleri içinde küçük partikül kümeleri şeklinde görülmektedir. Şekil 30 (f)'de görüleceği üzere, bakış yönüne göre küçük partikül kümeleri şekilde görülen bu yapılar WF-NY olarak adlandırılmaktadır [131]. Nispeten yüksek dönüşüm sıcaklıklarında, perlit genelde iri ve bozunuma uğramış bir form olan FSK şekline dönüşmektedir [131]. KB'de bu türden FSK formları Şekil 30 ((f)-(f1))'de açıkça görülmektedir. Bu bölgelerde nispeten yüksek dönüşüm sıcaklıklarının sonucu olarak perlit fazı içindeki sementit lamelleri bozunuma uğrayarak küresel bir forma dönüşmektedir. Ayrıca Şekil 30 (g)'de görüleceği gibi, SKİ sırasında meydana gelen malzeme akışına bağlı olarak SKİ sonrası içyapıda yönlenmiş taneler (YT) de oluşmaktadır.



Şekil 30. Grade A kalite gemi çeliğine uygulanan SKİ sonrası oluşan içyapıya ait OM ve SEM görüntüleri: (a) SKİ yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b)-(b1) omuzun etkilediği KB, (c)-(c1)-(d)-(d1) KB'nin altında karıştırıcı pinin etkilediği bölgenin üzerinde kalan KB, (e)-(e1) karıştırıcı takımın uç kısmının etkilediği KB, (f)-(f1) gerileme tarafındaki geçiş bölgesi ve (g)-(g1) ilerleme tarafındaki geçiş bölgesi.

SKİ sırasında malzeme akışı oluşan yeni içyapı üzerinde oldukça önemli bir rol oynamaktadır. SKİ sırasında aşırı plastik deformasyon ve sıcaklığın ortak etkisiyle hamurumsu bir yapı alan malzeme ilerleme tarafından gerileme tarafına doğru hareket etmektedir. Gerileme tarafına doğru oluşan bu malzeme akışının sonucu olarak, karıştırıcı takımın merkezi baz alındığında gerileme tarafında ilerleme tarafına göre daha geniş bir bölge oluşmaktadır. Bunun sonucu olarak KB ile karıştırıcı takımın merkezlerinin çakışmadığı ve asimetric formda bir içyapı meydana geldiği Şekil 30'da açıkça görülmektedir. Bu asimetric karıştırıcı takım etrafında oldukça karmaşık bir malzeme akışına ve buna bağlı olarak farklı içyapıların oluşumuna neden olmaktadır [132]. Bu durumun daha iyi analiz edilebilmesi için, karıştırıcı takım etrafında oluşan içyapı bölgeleri ayrıntılı şekilde incelenmiş ve detaylı içyapı görüntüleri Şekil 31'de verilmiştir. Buna göre, malzeme akışının proses bölgesinin üst kısmı ile ilerleme tarafında daha yoğun bir şekilde gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 31 (a)). İlerleme tarafının üst kısımlarında karıştırıcı takımın oldukça yüksek bir plastik deformasyona neden olduğu ve dinamik yeniden kristalleşme ve hızlı soğumanın da etkisiyle bu bölgede diğer bölgelere göre çok daha ince taneli (tane boyutu yaklaşık 1 μm seviyelerinde) bir içyapının oluştuğu görülmektedir (Şekil 31 (b)). Bu tür oluşum ve yapılar daha önce gerçekleştirilen bazı çalışmalarda da ortaya konulmuştur. Nitekim, Tutunchillar ve arkadaşları [133] SKİ sırasında oluşan malzeme akışlarını sayısal ve deneysel olarak incelemişler ve burada verilen sonuçlara benzer çıktılar elde etmişlerdir.

Öte yandan Şekil 31 (c) 'de görüldüğü gibi, özellikle karıştırıcı takımın alt kısmının ilerleme tarafında soğan halkasına benzer oldukça ince taneli bir bölge de oluşmaktadır. Bu türden oluşumlar daha önceki çalışmalarda da gözlemlenmiş ve bu yapıların da proses bölgesinin diğer kısımlarına göre çok daha ince ve akışa bağlı olarak yönlendirilmiş tanelerden oluştuğu rapor edilmiştir [134-137]. Karıştırıcı takım ucunun hemen alt kısmında oluşan yapıya ait ayrıntılı içyapı görüntüleri Şekil 31 (d)'de verilmiştir. Bu bölgede meydana gelen malzeme akışı çizgileri, ilerleme tarafının üst kısmında (Şekil 31 (b)) ve altında (Şekil 31 (c)) oluşan yapılarla oldukça benzerlik göstermektedir. Ayrıca bu bölgede oluşan yapının tane boyutu açısından da diğer iki bölgedeki (ilerleme tarafının üst kısmı ve alt kısmı) yapıya benzediği söylenebilir. Bu bölgede oluşan nispeten daha ince taneli yapı, karıştırıcı takım ucunun dövme benzer bir şekilde oluşturduğu aşırı plastik deformasyondan kaynaklandığı söylenebilir. Nitekim SKİ sırasında artan plastik deformasyonun metalik malzemelerde daha ince taneli bir içyapıya neden olduğu bilinmektedir [138].

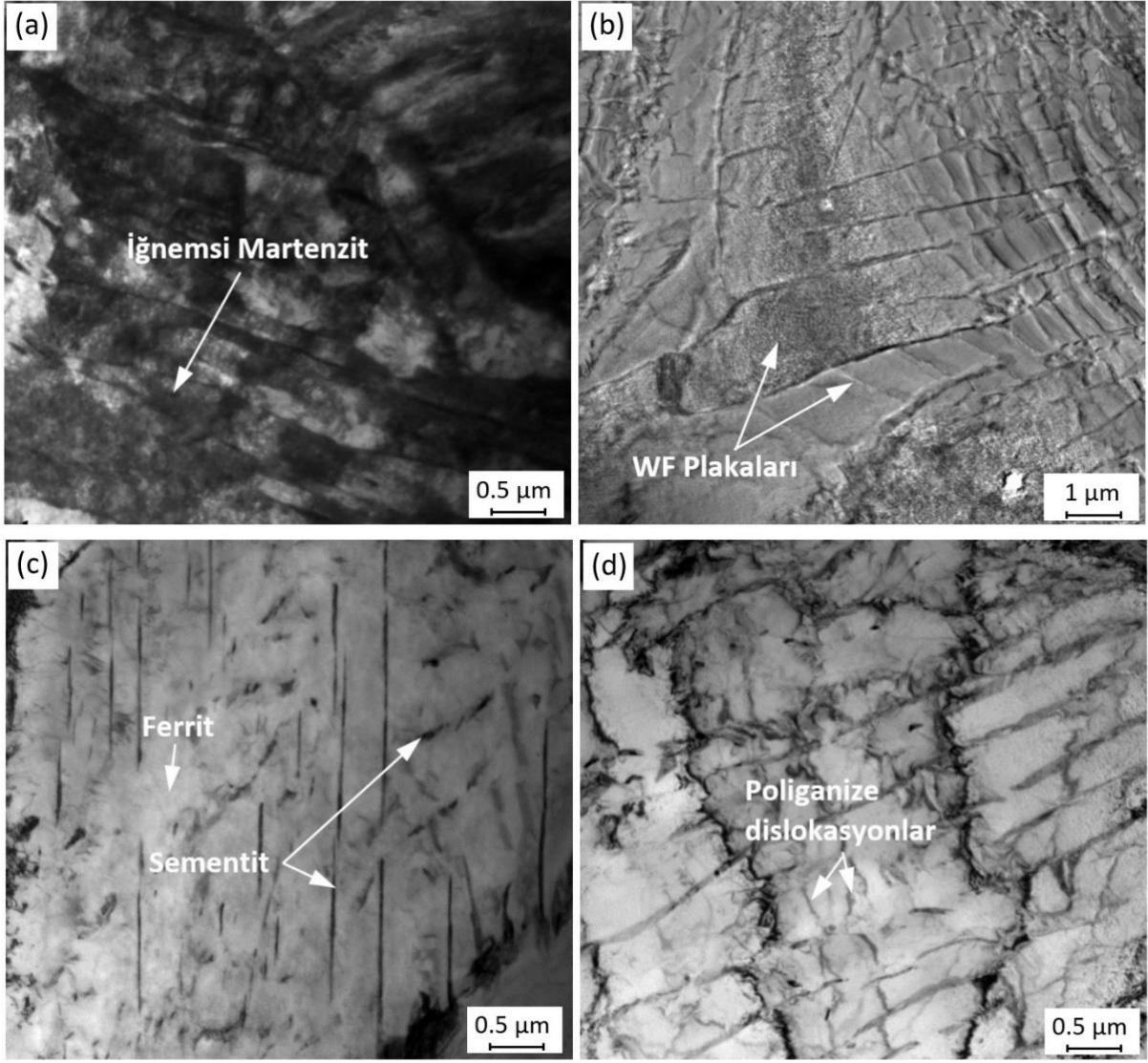


Şekil 31. SKİ sırasında karıştırıcı takım ucu etrafında oluşan içyapıya ait OM ve SEM görüntüleri: (a) KB'nin genel görünümü, (b) ilerleme tarafının üst kısmında oluşan ince taneli bölge, (c) karıştırıcı takımın uç kısmında oluşan ince taneli soğan halkası bölgesi ve (d) karıştırıcı takımın uç kısmında oluşan ince taneli bölge.

SKİ sırasında oluşan içyapıyı daha yakından gözlemleyebilmek için, KB'nin üst kısmına denk gelen bölgeden (Şekil 12) TEM incelemeleri de gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda elde edilen TEM görüntülerinden bazıları Şekil 32 (a)-(d)'de verilmiştir. SKİ sırasında oluşan ince tanelerin içerisinde iğnemsî morfolojide martenzit fazının oluştuğu görülmektedir (Şekil 32 (a)). Bu yapının SKİ sırasındaki yoğun aşırı plastik deformasyona dayalı oluşan sıcaklık yükselmesi ve ardından hızlı soğumanın gerçekleşmesi ile meydana geldiği bilinmektedir [27]. Ayrıca, aşırı plastik deformasyon ve martenzitik dönüşüme bağlı olarak aynı yapıda dislokasyon yığınlarının da oluştuğu gözlemlenmektedir [27]. Öte yandan proses bölgesinde nispeten çok daha düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip ve martenzit içermeyen WF yapıları da izlenmektedir (Şekil 32 (b)). Literatürde de rapor edilmiş olan bu tür yapının rapor edilene benzer olarak ayırık ve uzamış plakalar şeklinde oluştuğu görülmektedir [131]. Ayrıca söz konusu yapıların deformasyonun da etkisi ile plaka boyunca alt tanelere ayrıldıkları da dikkati

çekmektedir. Yine bu bölgede WF yapıya neredeyse dik olarak yönelmiş kayma bantları da görülmektedir [139]. KB’de oluşan bir başka faz ise FSK olup, bu yapıya ait detay TEM görüntüsü Şekil 32 (c)’de verilmiştir. Görüldüğü gibi bu yapı bir ferritik matris içerisinde düzensiz şekilde dağılmış küçük sementit taneciklerinden oluşmaktadır. Lineer kesiştirme yöntemiyle yapılan ölçümlere göre; düzensiz formdaki sementit taneciklerinin boyutlarının 50-500 nm, uzamış sementit liflerinin ise 250-1500 nm arasında değiştiği belirlenmiştir. Bu yapının WF oluşumundan hemen önce veya hemen sonra oluşumuna başladığı ve beynitik dönüşümden hemen önce veya hemen sonra ise oluşumunu tamamladığı bilinmektedir [140]. Bu türden yapısal oluşumların, değişen deformasyon oranı ve soğuma hızlarına bağlı olarak KB’nin farklı bölümlerinde meydana geldiği düşünülmektedir.

Şekil 32 (d)’de SKİ sırasında oluşan tipik bir alt tane yapısı (ATY) görülmektedir. Bu yapı deformasyon sırasında oluşan bazı dislokasyonların poliganize olması ve yine deformasyon sırasında oluşan tane içerisinde alt tane oluşturması sonucu meydana gelmiştir. Nitekim, dislokasyonlar tarafından oluşturulan alt tanelerin büyük oranda dislokasyon içermediği de görülmektedir. Bu alt tane boyutlarının bölgesine göre 200 nm mertebelerine kadar indiği de dikkat çekmektedir.

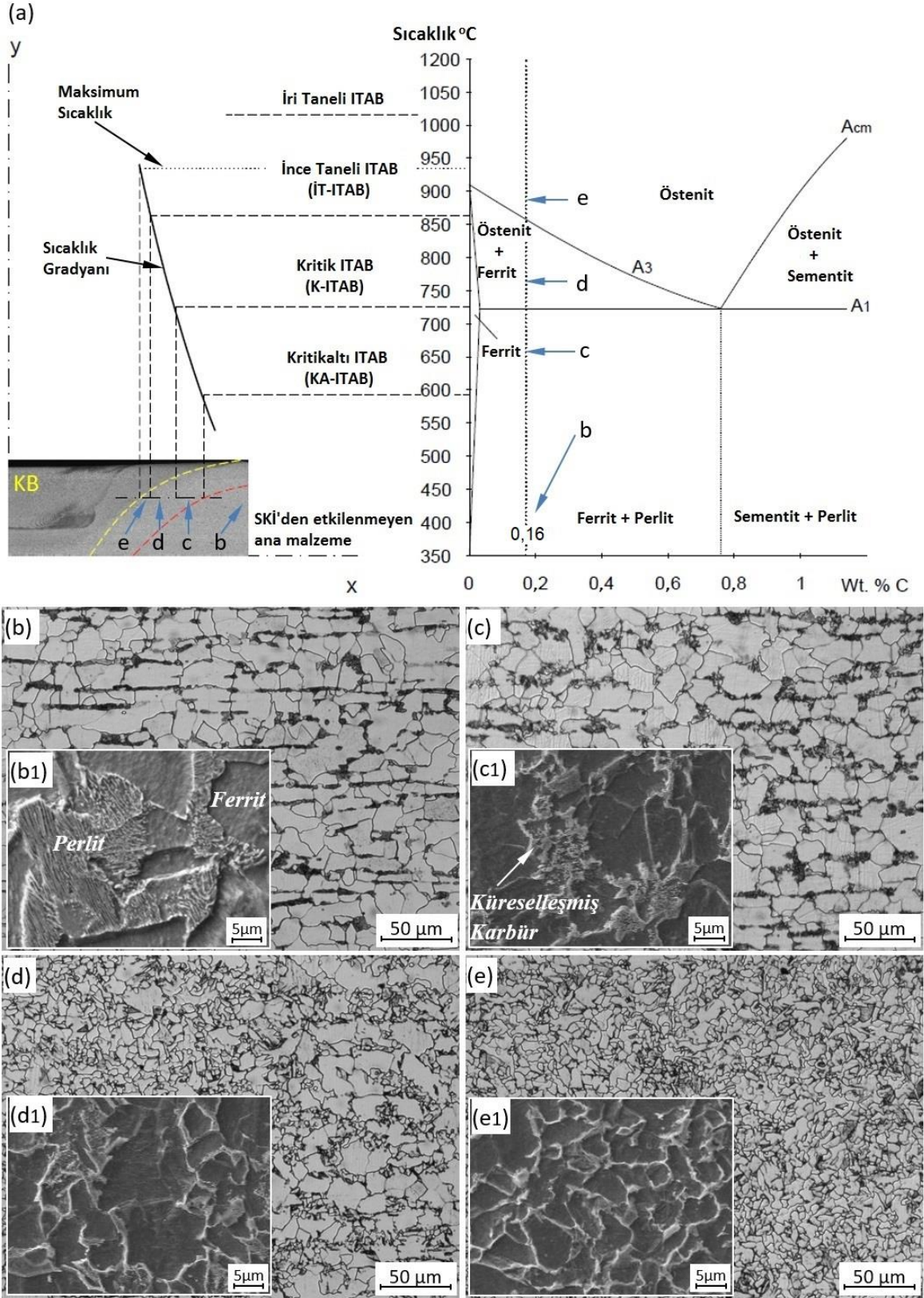


Şekil 32. SKİ sonrası KB'nde oluşan yapılara ait detay TEM görüntüleri: (a) İğnemsli martenzit oluşumu, (b) WF plakalarının oluşumu, (c) FSK oluşumu ve (d) alt tane oluşumu.

Öte yandan, SKİ sonrası KB dışında plastik deformasyona maruz kalmayan fakat oluşan ısının etkisiyle ana yapıdan farklı bir içyapı sergileyen bir ITAB bölgesi de oluşmaktadır (Şekil 30 (a)). Bu kapsamda, söz konusu bölgelerde oluşan içyapılar, ölçülen sıcaklık değerleri ve Fe-Fe₃C diyagramı kullanılarak ayrıca incelenmiş ve elde edilen sonuçlar Şekil 33'de gösterilmiştir. Bu sonuçlara göre, SKİ sonrası ITAB bölgesinin klasik ergitmeli kaynak yöntemiyle elde edilen bölge ile benzerlik gösterdiği söylenebilir. Nitekim, söz konusu bölgenin; ince taneli ısı tesiri altındaki bölge (İT-ITAB), kritik ısı tesiri altındaki bölge (K-ITAB) ve kritik altı ısı tesiri altındaki bölge (KA-ITAB) olmak üzere üç alt bölgeden oluştuğu görülmektedir [141, 142]. Ancak, klasik ergitmeli kaynak yöntemlerinde ortaya çıkan iri taneli ısı tesiri altındaki bölgenin SKİ sonrasında oluşmadığı görülmektedir. Bunun nedeni SKİ

esnasında oluşan en yüksek sıcaklığın (930°C), klasik ergitmeli kaynaklar esnasında oluşan sıcaklık seviyelerine çıkmaması ve dolayısıyla belirgin tane irileşmesinin meydana gelmemesidir.

Şekil 33 (b)'da KB'ye en uzak olan ve plastik deformasyon ve ısıdan etkilenmeyen ana yapı görülmektedir. Bu bölgeden karıştırma bölgesine doğru gelindiğinde, ilk olarak SKİ esnasında A_1 dönüşüm sıcaklığının altında sıcaklık değerlerinin ölçüldüğü KA-ITAB oluşmaktadır. Bu bölgede içyapı Şekil 33 ((c)-(c1))'de görüldüğü gibi küreleşmiş karbür ve eş eksenli ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Bu alt bölgede ana yapı, sıcaklığın etkisiyle tavlamaya maruz kalmakta ancak ısı çevrim sürecinin çok kısa olmasından dolayı perlit fazı tamamen küreselleşmeye fırsat bulamamaktadır. Bununla birlikte sementitin kısmi küreselleşme ve homojenizasyon için A_1 çizgisi altında yeteri kadar kaldığı ve bu nedenle KA-ITAB'da toparlanmış ancak tamamen küreselleşmemiş karbür bölgelerinin oluştuğu görülmektedir. KA-ITAB'ın KB'ye yakın olan tarafında K-ITAB alt bölgesi oluşmaktadır (Şekil 33 (d)). Bu bölgede başlangıç ferrit-perlit yapısının ostenitik dönüşüme uğrayacağı A_1 dönüşüm sıcaklığının üstünde ancak Ac_3 sıcaklığının ise altında sıcaklık değerleri ölçülmüştür. Bu alt bölgede oluşan içyapı incelendiğinde; kendi içinde çok ince ve nispeten daha iri tanelerin birlikte bulunduğu bimodal türden bir tane yapısının oluştuğu dikkati çekmektedir (Şekil 33 (d)). Bu bölge için oluşan sıcaklık değerleri göz önünde bulundurulduğunda, malzemenin normalizasyon işlemine maruz kaldığı ve perlit fazının ostenite dönüşerek soğuma sonrası kısmen incelmış perlit ve bazı bölgelerde ferrit yapıların tekrar ortaya çıktığı görülmektedir [143]. Öte yandan, K-ITAB'da KB'ye yaklaştıkça oluşan sıcaklığın artması ile ferrit tanelerin boyutunun küçüldüğü açıkça görülmektedir [142]. ITAB'ın KB'ye en yakın olan kısmında ince taneli ferrit ve perlitten oluşan İT-ITAB bulunmaktadır (Şekil 33 (e)). SKİ sırasında bu bölgede meydana gelen sıcaklığın Ac_3 dönüşüm sıcaklığının bir miktar üzerinde olduğu görülmüştür (Şekil 28). Ac_3 dönüşüm sıcaklığının bir miktar üzerine çıkan sıcaklığın bu sıcaklığa kısa süre maruz kalması nedeniyle ostenit faz tane irileşmesine maruz kalmamaktadır. Öte yandan, bu bölgede tane sınırlarındaki kalıntıların oluşan yeni tanelerin irileşmesine belli oranda engel olarak ince taneli bir içyapının elde edilmesine katkı sağladığı da literatürel bilgilerden anlaşılmaktadır [144-146].



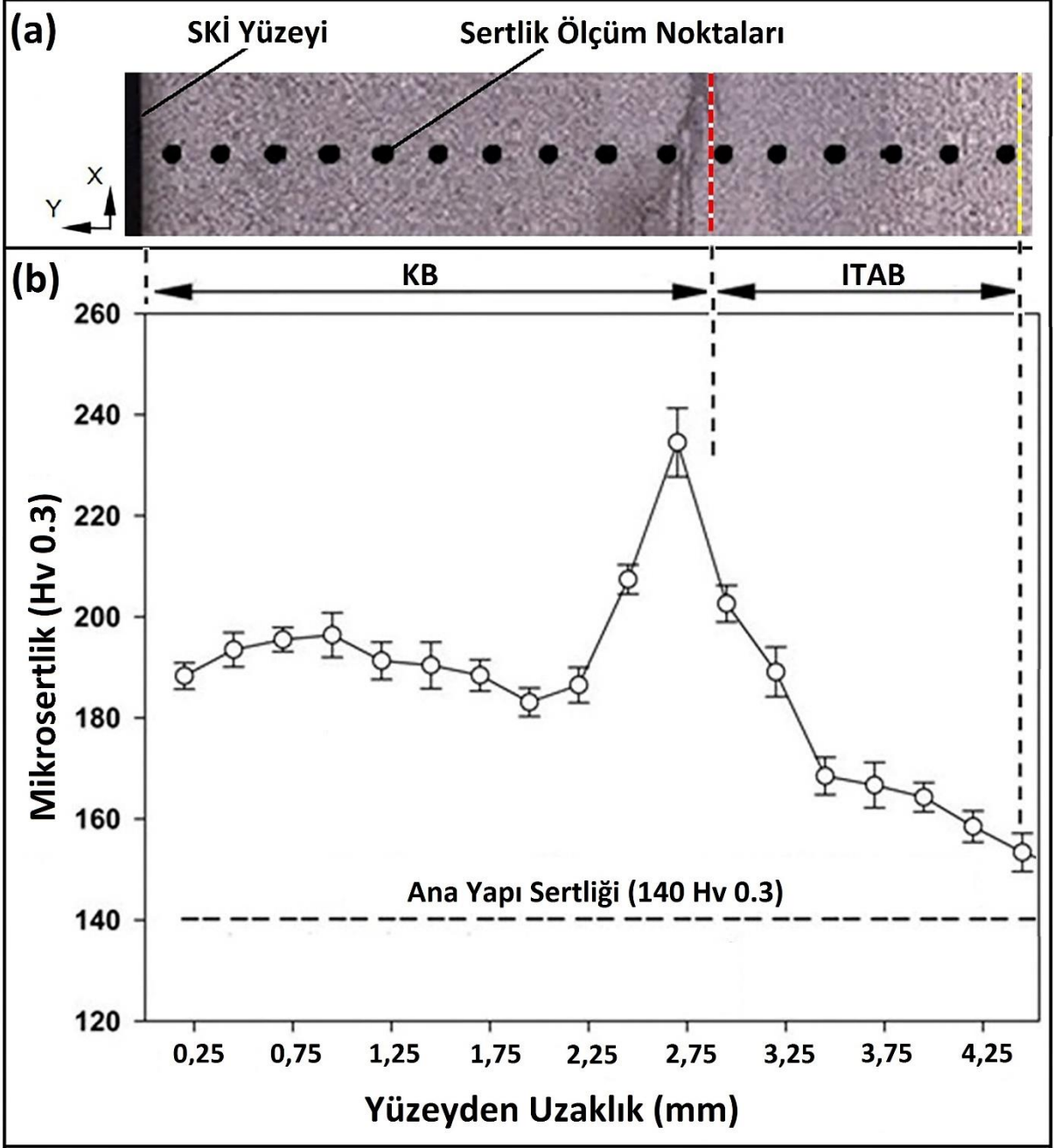
Şekil 33. SKİ sırasında ITAB'da oluşan farklı içyapılara ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a) ITAB bölgesinde ölçülen sıcaklıkların ve Fe-Fe₃C diyagramının yardımıyla KB'den SKİ'den etkilenmeyen ana yapıya kadar oluşan farklı bölgelerin genel gösterimi, (b)-(b1) SKİ'den etkilenmemiş ana yapı, (c)-(c1) KA-ITAB, (d)-(d1) K-ITAB ve (e)-(e1) İT-ITAB.

3.3.1.2. Mekanik Özellik İncelemeleri

3.3.1.2.1. Sertlik

SKİ yönüne dik olarak çıkarılan numunelerin tam ortasından ve yüzeyin 0,25 mm altından başlayarak yapılan sertlik taramasından elde edilen sonuçlar Şekil 34 (a)-(b)'de gösterilmiştir. Görüldüğü gibi, ana yapıya ait 140 Hv sertlik değeri SKİ sonrası oluşan tane incelmeye bağlı olarak KB'de ortalama 205 Hv seviyelerine çıkmıştır [147]. Ancak, karıştırıcı takım omuzunun hemen altına denk gelen kısımda sertlik değerlerinin belirlenen ortalama değere göre bir miktar daha düşük olduğu (195 Hv) görülmektedir. Numunelerin üst yüzeyinin hemen altında gerçekleşen bu sertlik düşüşünün nedeninin, bu bölgedeki yüksek deformasyonun bir sonucu olarak çok yüksek sıcaklık değerlerinin ortaya çıkması ve buna bağlı olarak etkin yeniden kristalleşme ve hatta kısmi tane irileşmesinin meydana gelmesinin olduğu düşünülmektedir [148].

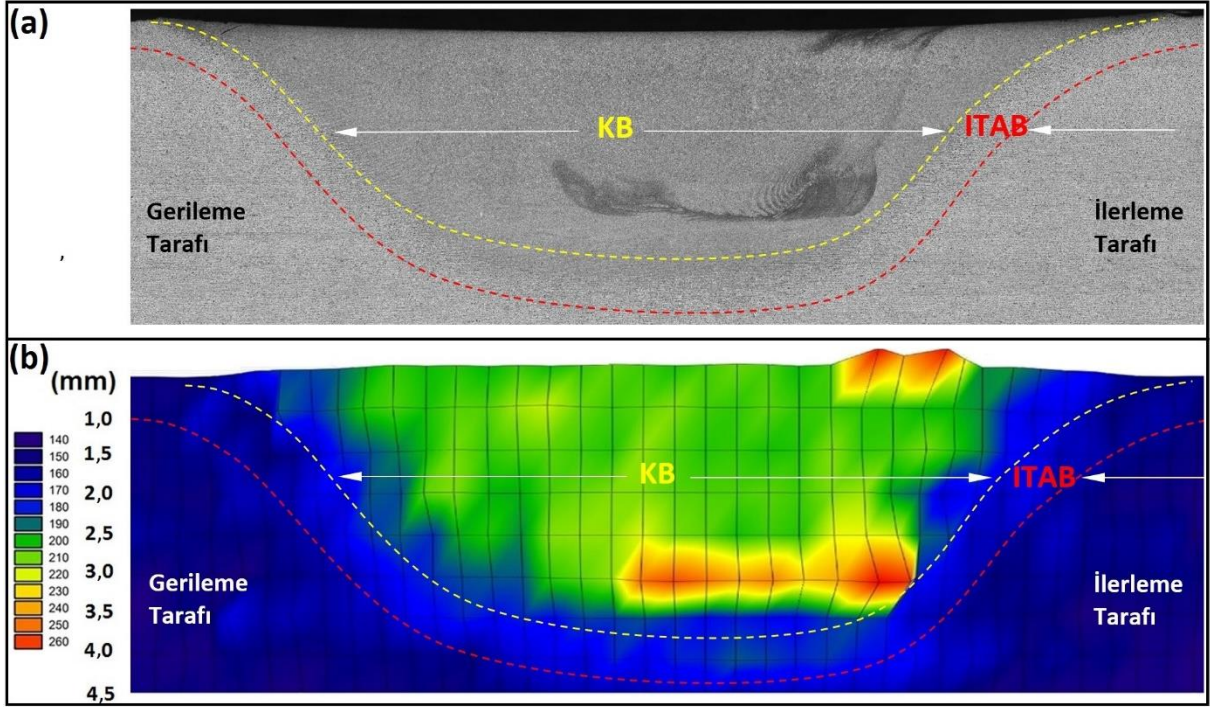
Özellikle karıştırıcı ucun hemen alt kısmına gelen bölgede oldukça ince taneli bir içyapının olduğu ve bunun sonucu olarak bu bölgede ortalama sertlik değerlerinin oldukça üzerinde bir sertlik değerlerine (245 Hv) ulaşıldığı dikkati çekmektedir (Şekil 34 (b)). Bunun nedeninin ise, bu bölgede karıştırıcı takımın ucunun dönmeyle birlikte dövmeye benzer bir etki oluşturarak yüksek deformasyon oranları meydana getirmesi ve bunun sonucunda oldukça ince taneli bir içyapının meydana gelmesi olduğu düşünülmektedir. Bu noktadan sonra ise tepe sertlik değerinin ITAB bölgesi içerisinde içyapısal değişime bağlı olarak kademeli bir şekilde düştüğü ve en son noktada ana yapı sertliğine yaklaştığı görülmektedir.



Şekil 34. (a) SKİ uygulanan plakada sertlik ölçümünün yapıldığı kısma ait optik mikroskop görüntüsü. (b) Ölçülen mikrosertlik değerlerinin SKİ işlemi uygulanan yüzeyden uzaklığa göre değişimini gösteren eğri.

SKİ sonrası proses edilen bölge ve tüm kesitte sertlik ölçümleri yapılarak, sertlik dağılım homojenitesini gösteren harita çıkarılmıştır (Şekil 35). Bu sertlik dağılım haritasına göre, numunede kesit boyunca elde edilen sertlik değişiminin meydana gelen içyapısal değişim ile büyük oranda uyumlu olduğu görülmektedir. Özellikle KB’de oluşan içyapısal farklılıkların bir sonucu olarak sertlik değerlerinin de geniş bir skalada farklılıklar gösterdiği dikkati çekmektedir. Bununla birlikte literatürden biline uygun olarak daha ince taneli bölgelerin

nispeten iri taneli bölgelere göre daha yüksek sertlik değerleri gösterdiği de açıkça görülmektedir [147]. Sertlik haritası incelendiğinde, en yüksek sertlik değerleri içyapı incelemeleri sonucunda en ince tanelerin olduğu ilerleme tarafının üstü ve karıştırıcı takım ucunun en alt kısmında olduğu gözlemlenmektedir. Bununla birlikte, ITAB bölgesinde sertlik değerlerinin ana yapıya oranla içyapısal değişime bağlı olarak bir miktar daha yüksek olduğu, ITAB bölgesinden uzaklaştıkça ise sertlik değerlerinin düşerek ana yapının sertlik değerlerine yaklaştığı görülmektedir.



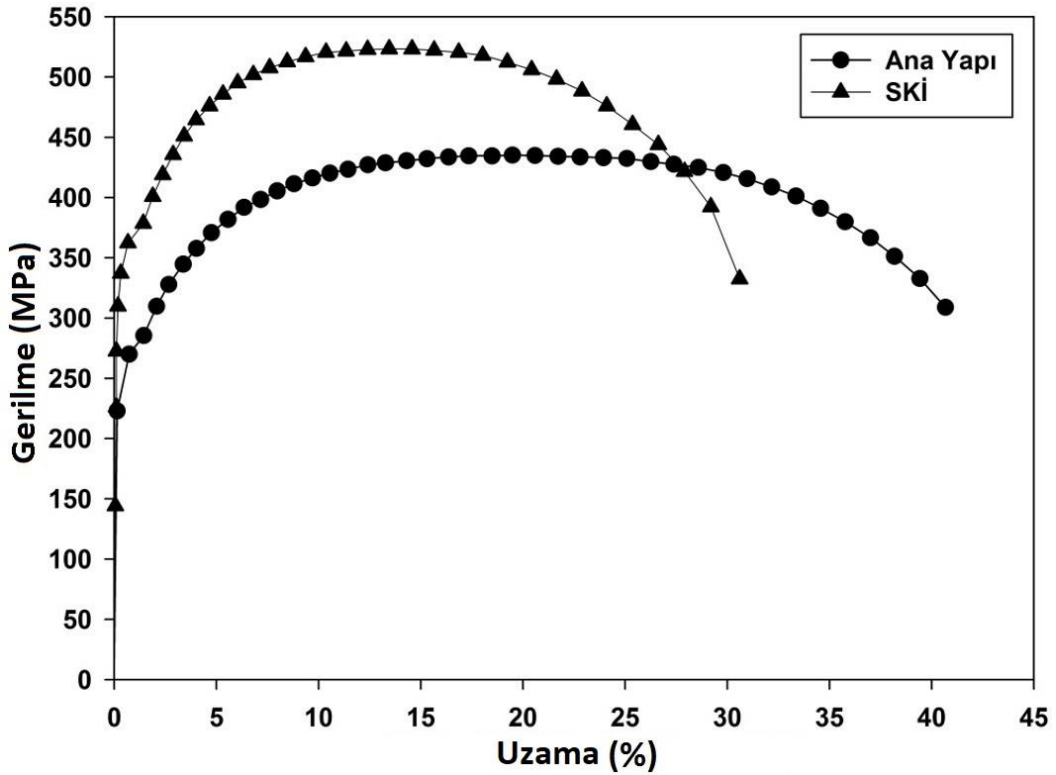
Şekil 35. (a) SKİ yönüne dik olarak çıkarılan numunede oluşan içyapıya ait optik mikroskop görüntüsü. (b) Bu içyapı esas alınarak ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulmuş sertlik-dağılım haritası.

3.3.1.2.2. Mukavemet ve Süneklik Değerleri

Ana yapı ve SKİ sonrası yapıya ait gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri Şekil 36'da ve bu eğrilerden elde edilen temel mekanik özellikler ise Tablo 12'de verilmiştir. Bu eğri ve tablo değerlerinden, uygulanan SKİ'nin çeliğin mukavemet değerlerinde önemli oranda artışa neden olduğu izlenmektedir. Nitekim, proses öncesi 256 MPa olan akma gerilmesi değeri bu işlem sonrası yaklaşık 334 MPa'a ve 435 MPa olan çekme gerilmesi değeri ise yaklaşık 525 MPa'a çıkmaktadır. Mukavemet değerlerinde elde edilen bu yüksek artış temelde proses sonrası özellikle ferrit tanelerinde meydana gelen boyutsal incelmeden (Hall-Petch etkisi)

kaynaklanmaktadır [42]. Bu boyutsal inceleme daha çok geniş açılı sınırlarla birbirinden ayrılan tanelerin oluşmasını beraberinde getirmektedir. Ancak diğer taraftan elde edilen TEM resimlerinden (Şekil 32) de görüldüğü gibi, alt tane oluşumunun da söz konusu mukavemet artışına ilave bir etki yaptığı anlaşılmaktadır [149]. Öte yandan, diğer aşırı plastik deformasyon yöntemleri kadar olmasa da SKİ sırasında içyapıda oluşan dislokasyon artışının da (pekleşme) bu mukavemet artışında etkin rol oynadığı düşünülmektedir [148]. Ancak bu etki gerilme-uzama eğrisinden de anlaşılacağı gibi çok belirleyici seviyede değildir.

Mukavemet değerlerindeki artışın yanında, SKİ sonrası çeliğin uzama değerlerinde ise çok etkin olmasa da bir miktar azalmanın olduğu görülmektedir. Nitekim, SKİ sonrası ana yapıdaki uniform uzama değeri %18,4'den %13,9'a ve kopma uzaması değeri ise %44,2'den %32,4'e düşmektedir (Şekil 36). Uzama değerlerindeki uygulama açısından kabul edilebilir seviyedeki bu düşüşe birincil SKİ işlemi sırasında ortaya çıkan belli oranda tane incelmesin ve dislokasyon yoğunluğundaki artışın neden olduğu söylenebilir [150]. Ancak, söz konusu azalma diğer aşırı plastik deformasyon yöntemlerine göre çok daha az oranda meydana gelmektedir. Bunun nedeni ise, SKİ sırasında dinamik yeniden kristalleşmenin etkin olarak meydana gelmesi ve bunun sonucu olarak içyapıda dislokasyon yığınlarının oluşmaması ve oluşan dislokasyonların da daha çok alt tane oluşumunda rol alması olabilir [12-14].



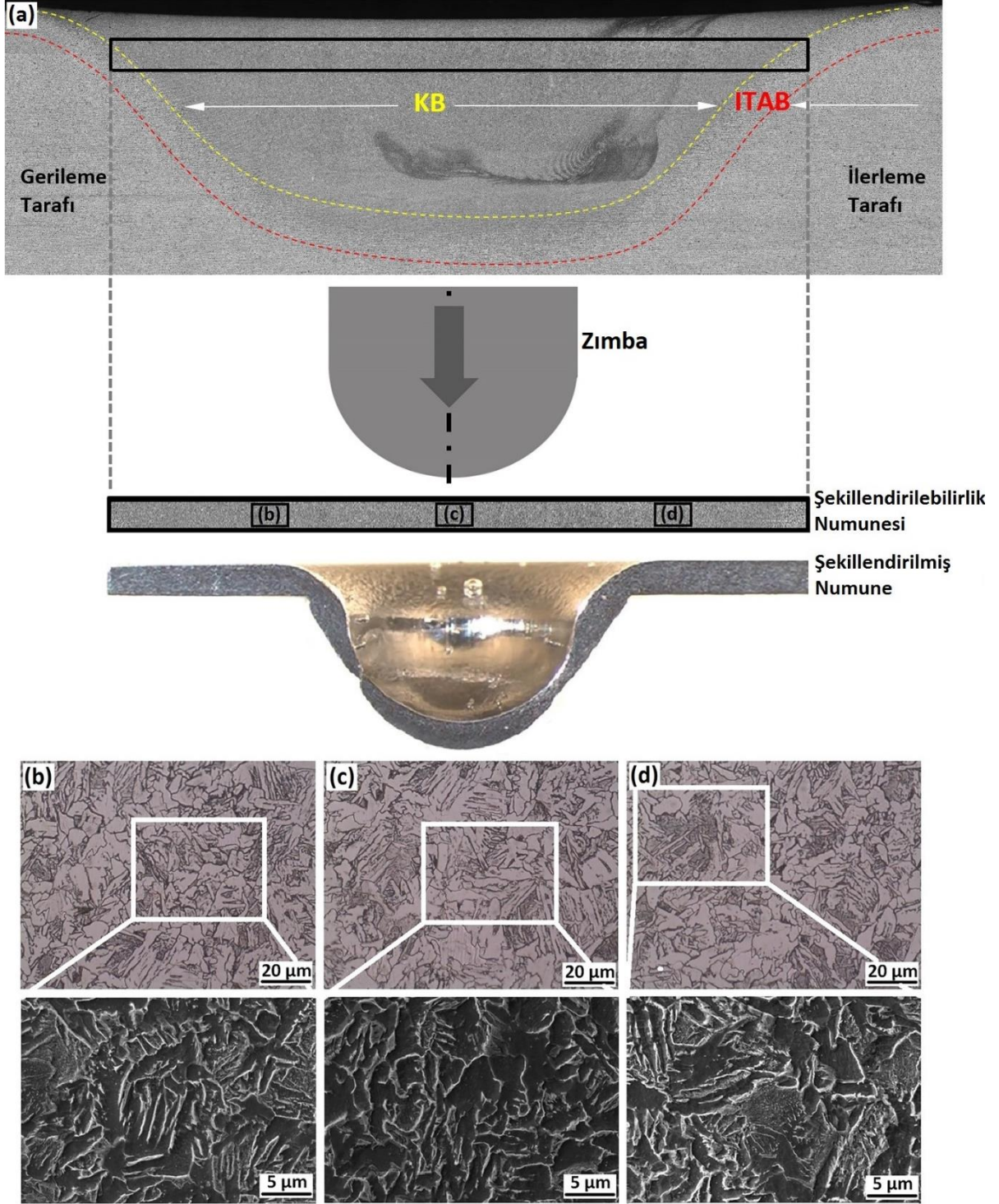
Şekil 36. Ana yapı ve SKİ uygulanan numuneye ait gerilme-uzama eğrileri.

Tablo 12. Ana yapı ve SKİ uygulanan numuneye ait temel mukavemet ve uzama değerleri.

Durum	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (Mpa)	Uniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Ana Yapı	256 ± 07	435 ± 06	18,4 ± 0,3	44,2 ± 2,4
SKİ	334 ± 06	525 ± 13	13,9 ± 0,6	32,4 ± 1,7

3.3.1.2.3. Şekillendirilebilirlik

SKİ sonrası numunelerin şekillendirilebilirliği Erichsen şekillendirilebilirlik deneyi ile belirlenmiştir. Şekillendirilebilirlik testi için kullanılan numunenin SKİ işlemi uygulanmış dik kesitteki konumu ve çıkarılan numunenin farklı noktalarına ait içyapı resimleri Şekil 37'de gösterilmiştir. Yukarıda da (Şekil 30) detaylı bir şekilde açıklandığı gibi, şekillendirilebilirlik deneyi numunesinin içyapısının SKİ sırasında eş zamanlı gerçekleşen aşırı plastik deformasyon ve dinamik yeniden kristalleşmenin sonucu olarak ana yapınıninkine oranla oldukça ince taneli bir formda oluştuğu görülmektedir.



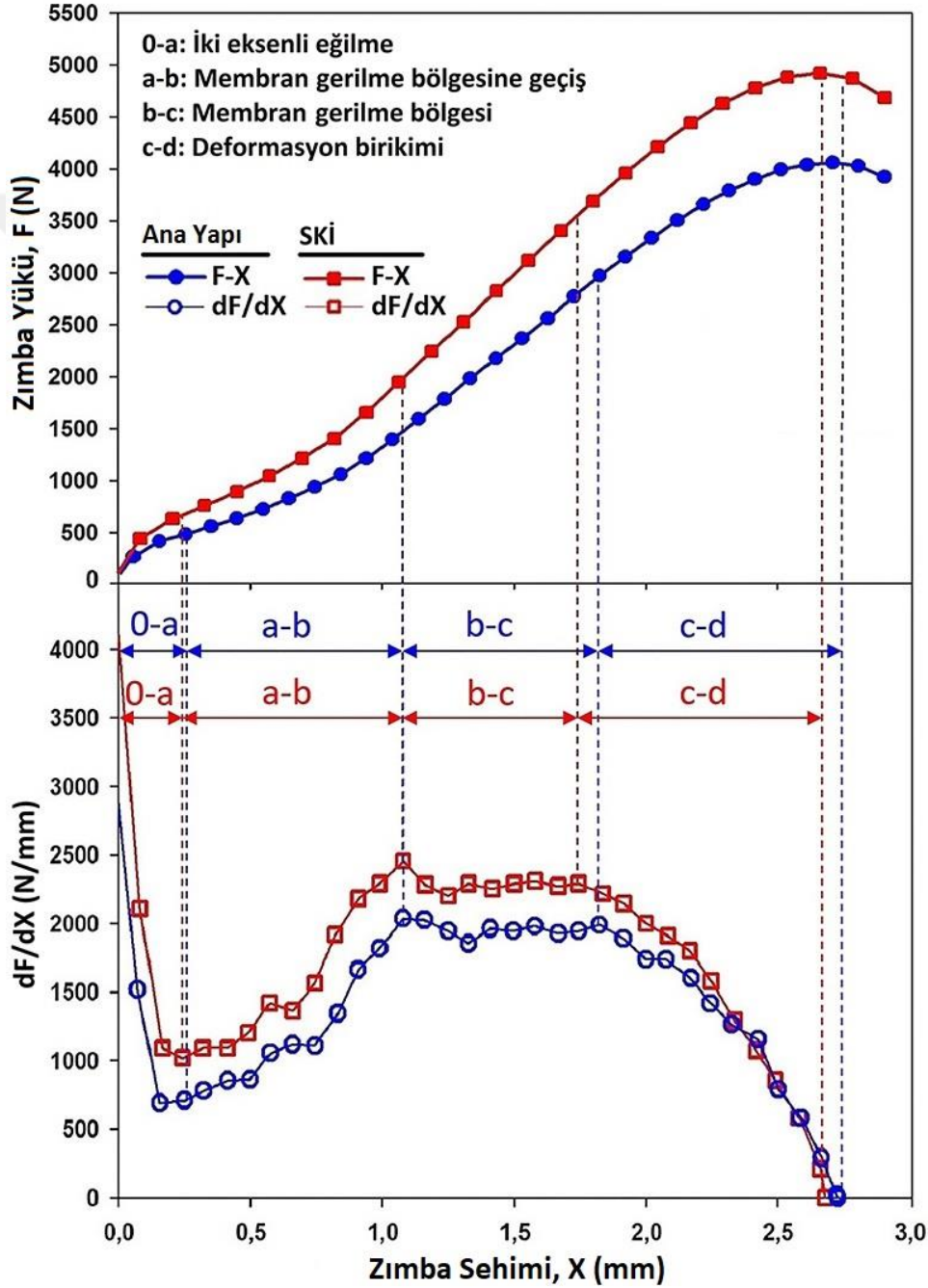
Şekil 37. (a) SKİ yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait SKİ uygulanmış bölgeyi gösteren genel optik mikroskop görüntüsü ve bu bölgede Erichsen deney numunelerinin konumu. (b)-(d) Erichsen numunelerinin farklı noktalarının içyapısını gösteren optik ve SEM görüntüleri.

Erichsen şekillendirilebilirlik deneylerinden elde edilen baskı (zımba) yükü (F) – deplasman (sehim) (X) eğrileri ve şekillendirilebilirlik deney aşamalarının daha net

görülebilmesi için zımba yükünün birinci türevi alınarak çizdirilen dF/dX – sehim (X) eğrileri Şekil 38’de gösterilmiştir. Ayrıca bu eğrilerden elde edilen ve numunede çatlağın başlamasına kadar oluşan sehim değerini gösteren EI ve bu sehim anındaki zımba basma yükünü (F_{EI}) veren değerleri Tablo 13’de verilmiştir. Verilen normal ve türev eğrilerden, hem ana yapının hem de SKİ sonrası yapının Erichsen deneyleri sırasında iki eksenli eğilme (0-a), membran gerilme bölgesine geçiş (a-b), membran gerilme bölgesi (b-c) ve deformasyon birikimi (c-d) olmak üzere dört temel deformasyon kademesi içerdiği belirlenmiştir (Şekil 38). İki eksenli eğilme bölgesinde numunelerde oluşan deformasyon elastik olarak başlayıp plastik deformasyona dönmektedir. Plastik deformasyona geçiş, zımbanın numuneye temas ettiği bölgede ortaya çıkan akma bölgesi ile başlamakta ve zımbanın ilerlemesi ile hem numune yüzeyinde hem de numune kalınlığı boyunca genişleyerek kesitin tamamına yayılmaktadır [151-153]. İki eksenli eğilme bölgesinde, dF/dX -X eğrisi ve F-X eğrilerinin eğimi artan zımba sehimine ile birlikte “a” noktasına kadar sürekli azalmaktadır (Şekil 38). Membran gerilme geçiş bölgesine geçildiğinde ise (a-b) dF/dX -X eğrisi ve F-X eğrilerinin eğiminin iki eksenli eğilme bölgesinin tersine, artan zımba sehimine ile arttığı görülmektedir (Şekil 38). Bu bölgede (a-b) oluşan plastik deformasyonun iki eksenli eğilmeden membran şekil değişimine dönüşmeye başladığı belirlenmiştir. Bu bölgenin devamında gerçekleşen membran gerilme bölgesinde (b-c) ise plastik deformasyon tamamen membran şekil değişimi şeklinde gerçekleşmektedir [153]. Membran şekil değişimi bölgesinde artan zımba sehimine miktarı ile numune çeperinde iki eksenli çekme gerilmeleri altında incelleme gerçekleşmektedir. Yine bu bölgede zımba kuvveti (F) zımba sehimine bağlı olarak artarken, dF/dX değeri ise artan zımba sehimine ile hafif bir artış sergilemektedir (Şekil 38) [153]. Membran gerilme bölgesinde numune çeperinin kalınlığının deformasyon ile sürekli azalması zımba kuvvetinde meydana gelmesi beklenen azalmanın pekleşme ile dengelendiğini göstermektedir [151-153]. Dolayısıyla bu bölgedeki deformasyonun, malzemenin pekleşme kabiliyeti ile doğrudan ilişkili olduğu anlaşılmaktadır [151-153]. Şekillendirilebilirlik deneyi esnasında son deformasyon kademesi olan deformasyon birikimi bölgesinde (c-d) F-X eğrisinin eğiminin giderek azaldığı görülmektedir [151-153]. Bu duruma membran şekil değişimi sırasında gerçekleşen plastik deformasyon nedeniyle ortaya çıkan deformasyon lokalleşmesinin (çekme eğrisindeki boyun verme bölgesi gibi) neden olduğu düşünülmektedir. Bu bölgeyi geçtikten sonra ise örnekte çatlak oluşmakta ve çatlak oluşumu ilerleterek numunenin yırtılmasına neden olmaktadır (Şekil 38) [151-153].

Şekil 38 ve Tablo 13’de görüleceği gibi, ana yapı ve SKİ uygulanan yapı arasında deformasyon davranışında radikal bir değişiklik izlenmemektedir. Ancak, SKİ sonrasında dinamik yeniden kristalleşmeye bağlı olarak gelişen nispeten düşük deformasyon

sertleşmesinin sonucu olarak SKİ uygulanan numune ana yapıya göre daha dar bir membran gerilme bölgesi ve EI değerleri sergilemiştir. Nitekim ana yapıya ait 2,73 olan EI değeri SKİ sonrasında 2,66'a düşmüştür. Diğer taraftan SKİ sonrası malzemedeki mukavemet artışının bir sonucu olarak Erichsen deneyi esnasında çatlağın başladığı andaki zımba yükü olan F_{EI} ana yapınıninkine oranla belli oranda artmıştır. Nitekim bu deney sırasında gerekli F_{EI} değeri ana yapıda 3822 N iken SKİ sonrasında 4892 N'a yükselmiştir.



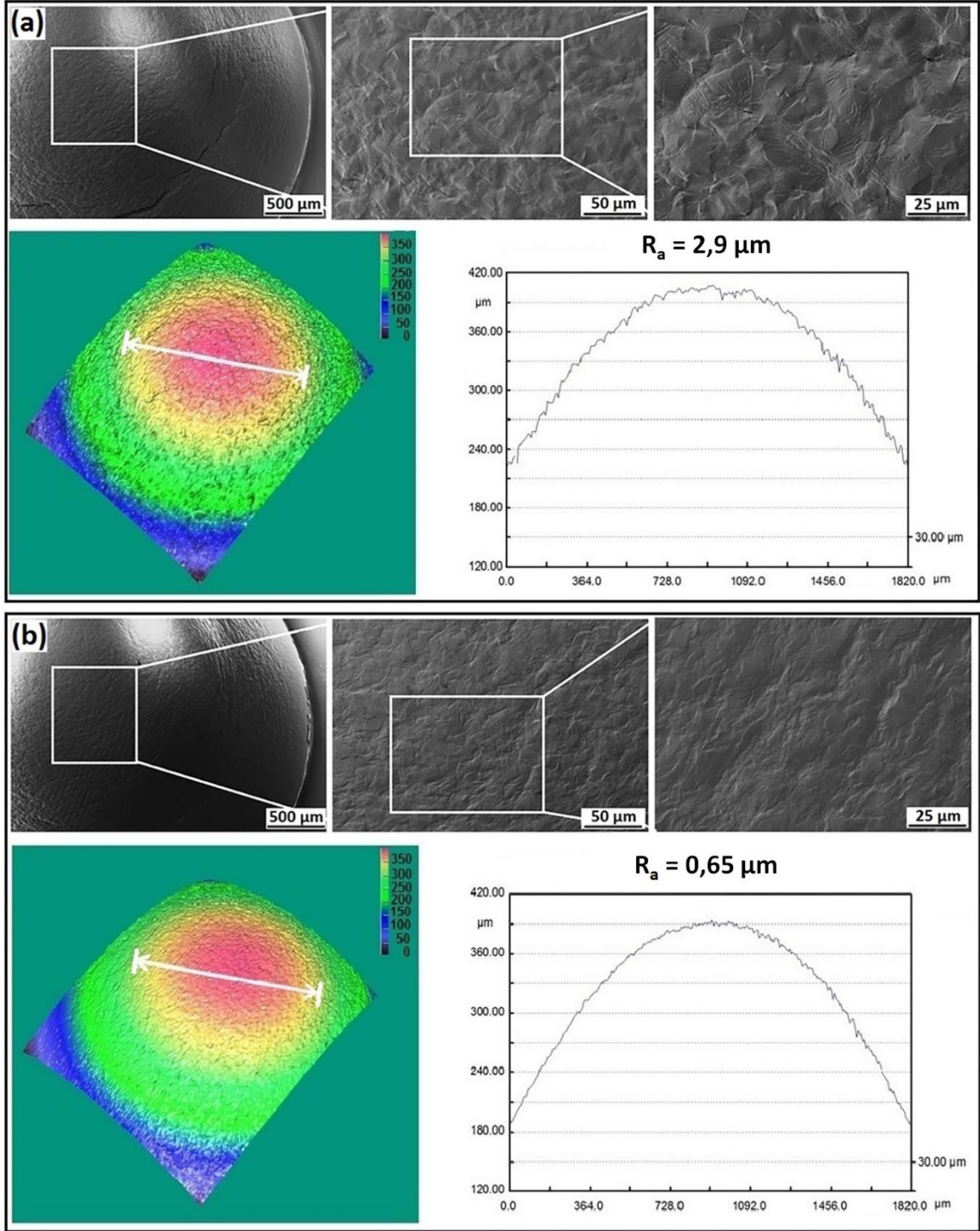
Şekil 38. SKİ öncesi ana yapı ve SKİ sonrası ince teneli çelik yapıya ait zımba yükü (F) – zımba sehimi (X) ve dF/dX – zımba sehimi (X) eğrileri.

Tablo 13. Erichsen deneyi sırasında ana yapı ve SKİ uygulanmış yapılardan elde edilen EI ve F_{EI} değerleri.

Durum	EI (mm)	F_{EI} (N)
Ana yapı	$2,73 \pm 0.15$	3822 ± 44
SKİ	$2,66 \pm 0.1$	4892 ± 61

Erichsen deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzey özellikleri, malzemenin şekillendirilebilirlik davranışları hakkında önemli bilgiler vermektedir. Bu nedenle, SKİ öncesi ve sonrası Erichsen deneyleri uygulanan numunelerin yüzeyleri detaylı bir şekilde incelenmiş ve elde edilen SEM yüzey görüntüleri ve üç boyutlu yüzey haritaları Şekil 39’da gösterilmiştir. Söz konusu resimler incelendiğinde, SKİ öncesi ana yapıya sahip numune yüzeylerinde çok belirgin plastik deformasyon etkilerine dayalı izlerin ortaya çıktığı (Şekil 39 (a)) ve ortalama yüzey pürüzlüğü değerinin $2,9 \mu\text{m}$ olduğu belirlenmiştir. Söz konusu izlerin, özellikle iri taneli çeliklerin derin çekilmesinde ortaya çıkan ve “portakal kabuğu etkisi (orange peel effect)” olarak da adlandırılan bir tarzda meydana geldiği görülmektedir [153-155]. Bu etkinin, şekil verme sırasında iri taneler arasındaki kristalografik yönelme farklılıklarından kaynaklandığı ve bu farklılıkların çok eksenli gerilme altında taneler arasındaki deformasyon uyumsuzluğuna neden olduğu bilinmektedir [154].

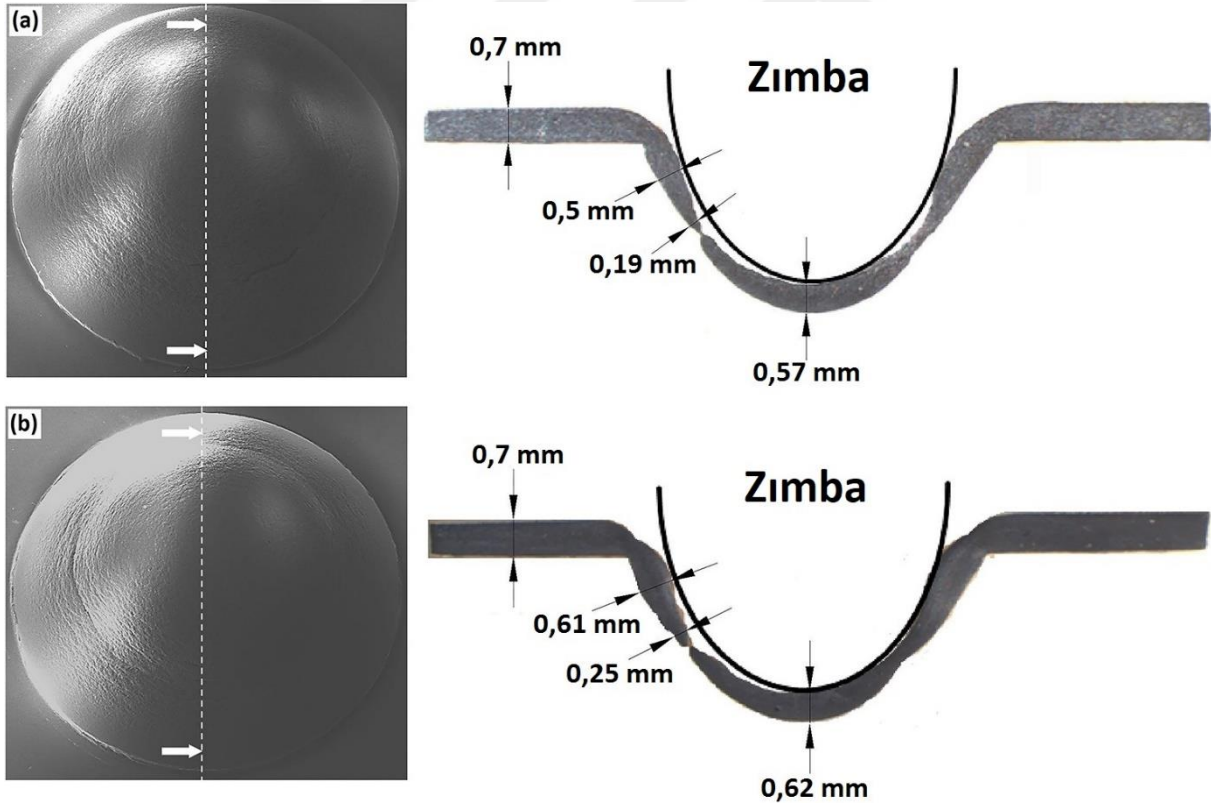
SKİ uygulanmış numunelerin Erichsen deneyi sonrası yüzey özelliklerinde ana yapıya kıyasla önemli değişimler ortaya çıkmıştır (Şekil 39 (b)). Bu yapıya sahip numunelerin yüzeylerinde kaba tane yapısında görülen portakal kabuğu etkisi büyük oranda ortadan kalkmış ve buna bağlı olarak da ortalama yüzey pürüzlüğü değeri çok önemli ölçüde azalmıştır. Nitekim bu durumda elde edilen pürüzlülük değeri yaklaşık dört kat azalarak $0,65 \mu\text{m}$ değerine düşmüştür. SKİ sonrasında yüzey pürüzlüğündeki düşüşe tane incilmesi sonrasında taneler arasındaki kristalografik yönelme farkının azalmasının neden olduğu düşünülmektedir [154]. Şöyle ki yüzeydeki taneler arasındaki yönelme farkı taneler arasındaki deformasyonun büyüklüğünün değişmesine neden olmaktadır. Taneler arası deformasyon değişimi taneler arasında seviye farkı oluşturarak yüzey pürüzlüğüne neden olur [154, 155]. Dolayısıyla SKİ sonrasında tane incelmesinin sonucu olarak yüzeyde birim kesitteki tane boyutu birbirine yakın olan tane sayısı artarak taneler arası deformasyon uyumsuzluğu azalmakta ve böylelikle daha az pürüzlü yüzeyler elde edilmektedir



Şekil 39. Erichsen deneyine tabi tutulmuş numunelerin yüzey SEM görüntüleri ve optik profilometre ile elde edilen iki ve üç boyutlu yüzey harita ve grafikleri ile yüzey pürüzlülük değerleri: (a) SKİ öncesi iri taneli ana yapıya sahip numune ve (b) SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numune.

Öte yandan, Erichsen deneyine tabi tutulan hem SKİ öncesi kaba taneli hem de SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numuneler dikine kesilerek söz konusu numunelerin kesit

geometrisi de incelenmiştir (Şekil 40). Bu resimlerden görüleceği gibi, baskı ucunun (zımba) tam altında iri ve ince taneli yapıya sahip numunelere ait cidar kalınlıkları 0,7 mm'den sırasıyla 0,57 mm ve 0,62 mm'ye düşmüştür. Her iki numunede de gerçekleşen bu kalınlık azalmasının sebebinin zımba ile numune arasında şekil verilebilirlik deneyi esnasında oluşan sürtünmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca her iki durumda da numunenin boyun vererek kalınlığının önemli ölçüde azaldığı ve nihayetinde deformasyonun biriktiği bölgede çatlağın oluştuğu görülmektedir. Çatlağın oluşmasına dislokasyonların birikimi sonucunda bu bölgede meydana gelen yerel deformasyon yığılmasının beraberinde getirdiği mikro çatlak oluşumunun neden olduğu düşünülmektedir. Öte yandan, hem boyun verme bölgesinde hem de zımbanın hemen altında, kaba taneli ana yapıya sahip numunede kalınlığının daha çok azaldığı görülmektedir. Bu sonuç anlaşılabilir olup, SKİ sonrasında malzemenin homojen deformasyon kabiliyetinin azalmasından kaynaklanmakta ve derin çekme gibi ikincil deformasyon işlemlerinde kendini hissettirmektedir.

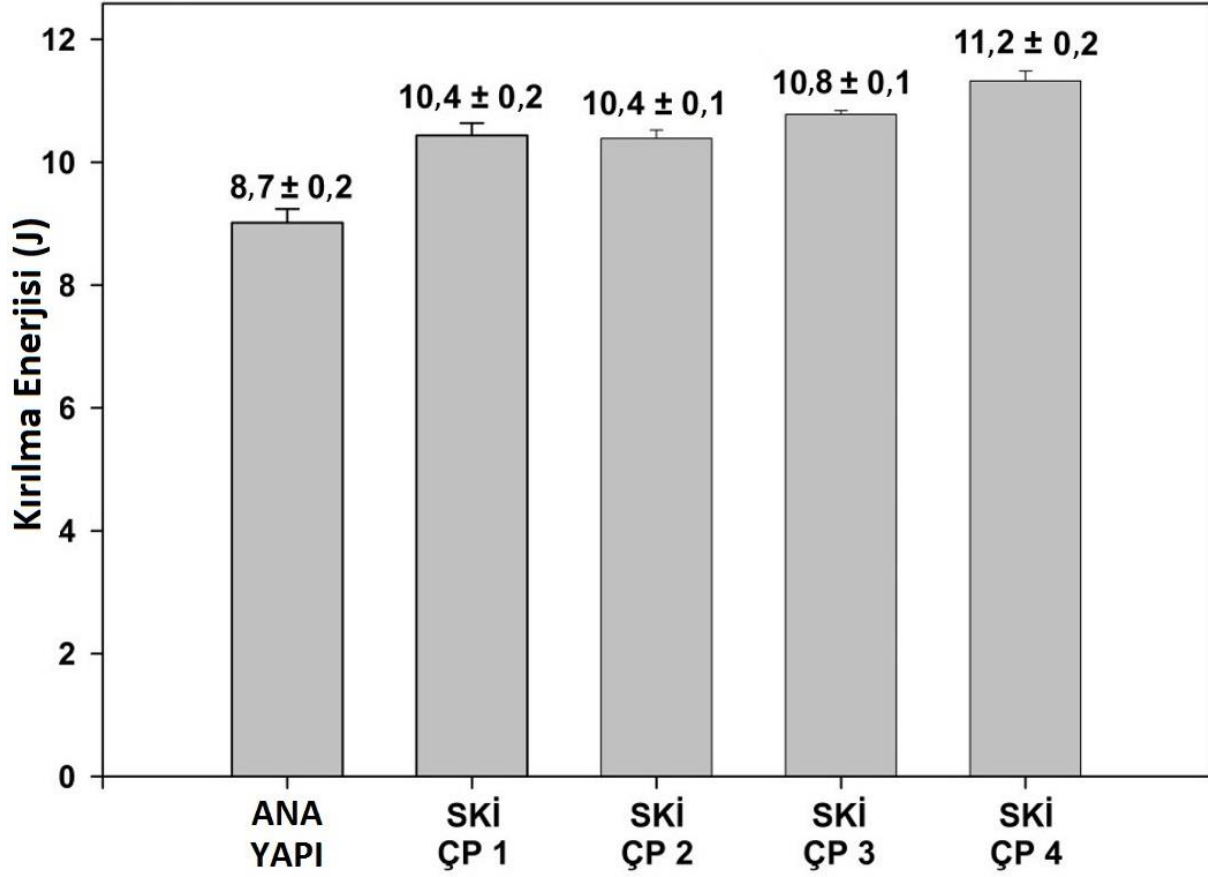


Şekil 40. Erichsen şekil verilebilirlik deneyi sonrasında numunelerin kesitinde oluşan kalınlık değişimi: (a) SKİ öncesi iri taneli ana yapıya sahip numune ve (b) SKİ sonrası ince tane yapısına sahip numune.

3.3.1.2.4. Çentik-Darbe Davranışı

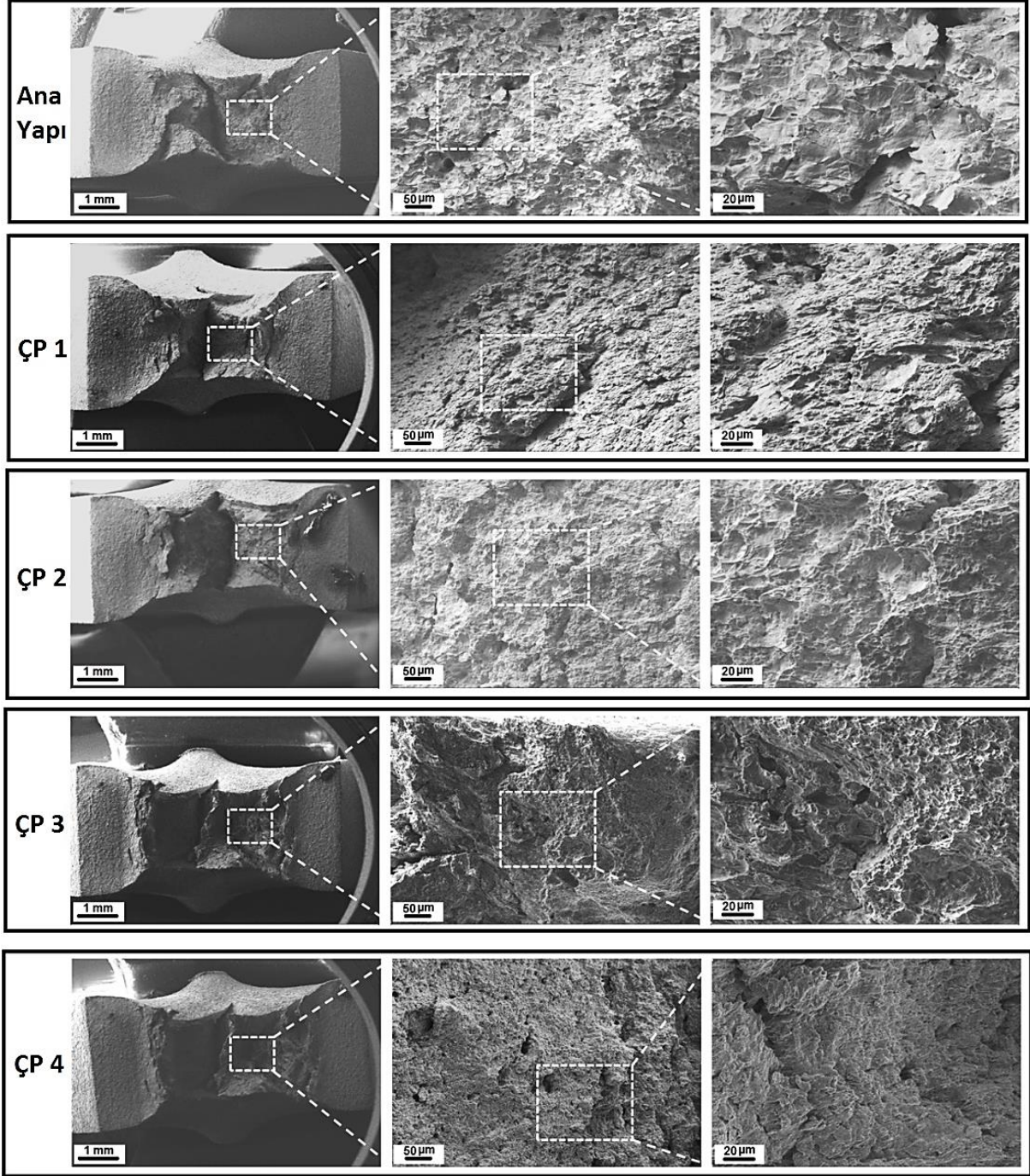
3.3.1.2.4.1. Çentik Pozisyonunun Etkisi

SKİ sırasında oluşan içyapısal farklılıkların malzemenin darbe davranışına etkisini görmek amacıyla farklı çentik pozisyonlarında çentik-darbe deney numuneleri çıkarılmış ve bunlar oda sıcaklığında çentik-darbe deneyine tabi tutulmuşlardır. Çentik-darbe deneyi sonucunda farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan numunelerden elde edilen darbe tokluğu değerleri Şekil 41’de gösterilmiştir. Buna göre, SKİ öncesi iri taneli ana yapının sahip olduğu 8,7 J darbe tokluğu değeri SKİ uygulanan ince taneli yapıda pozisyonuna bağlı olarak 11,2 J değerine kadar yükselmiştir. Bilindiği gibi tane sınırları kırılmanın önünde bir bariyer etkisi yaparak metalik malzemelerin darbe dayanımının artmasına neden olmaktadır. Dolayısıyla SKİ sonrasında tane boyutundaki küçülmenin sonucu olarak içyapıda artan tane sınırı oranının numunelerin darbe dayanımı üzerinde artırıcı etkiye sahip olduğu düşünülmektedir [11-13, 15]. Öte yandan, farklı çentik pozisyonunda çıkarılan numuneler arasında en yüksek darbe tokluğu değerine, çentiğin numune üst kısmına açıldığı durumda (ÇP4) 11,2 J olarak ulaşılmıştır. Çentiğin; SKİ ilerleme yönünde açılması (ÇP1), SKİ ilerleme yönünün arka tarafında açılması (ÇP2) ve SKİ uygulama yüzeyinin alt tarafında kalacak şekilde açılması (ÇP3) durumlarında ise darbe tokluğu değerleri sırasıyla 10,4 J, 10,4 J ve 10,8 J olarak ölçülmüştür. Darbe tokluğu değerinde az da olsa gelişen bu yöne bağımlılığın (anizotropi), içyapıda muhtemel bulunan kalıntıların şekli ve boyutundaki üniform olmayan dağılım, içyapıdaki anizotropi ve kristalografik dokudaki farklılıklar olmak üzere üç temel faktörden kaynaklanmış olabileceği düşünülmektedir [156, 157]. Buna göre, pin ve omuz etrafında oluşan daha ince taneli içyapının sonucu olarak çentiğin SKİ uygulama yüzeyinin alt ve üstünde kalacak şekilde açıldığı durumlarda malzemenin daha yüksek darbe tokluğu değeri göstermesi anlaşılabilir bir sonuçtur. Ayrıca içyapı incelemelerinden bilindiği gibi pinin alt kısmında oldukça ince taneli bir içyapı oluşmaktadır. Bunun sonucu olarak, çentiğin SKİ uygulama yüzeyinin üst kısmına açıldığı durumda, kırılma esnasında kırılmanın ilerleme yönünde kalan bu ince taneli yapıdan dolayı en yüksek darbe tokluğuna ulaşılmıştır.



Şekil 41. SKİ öncesi kaba taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince tane yapısına sahip ve farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan numunelere ait kırılma enerjisi değerleri.

SKİ öncesi kaba taneli ana yapı ve SKİ sonrası ince tane yapı numunelere oda sıcaklığında farklı pozisyonlarda çentik-darbe deneyi uygulandığında ortaya çıkan kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 42’de gösterilmiştir. Şekilden görüleceği gibi bütün numuneler çentik darbe deneyi sırasında tamamen kırılarak birbirlerinden ayrılmamıştır. Bununla birlikte, iri taneli ana yapıya sahip numunenin kırılma yüzeyi incelendiğinde, SKİ işlemi uygulanmış numunelere oranla daha düşük darbe tokluğu değerlerini de doğrular şekilde daha iri çukurcuklar ortaya çıkmıştır. Bu durumun nispeten çok daha iri olan tane boyutundan kaynaklandığı söylenebilir. Ancak, SKİ işlemi uygulanmış ve ince tane boyutuna sahip numunelerde genel olarak iri taneli ana yapı numunesine oranla daha ince çukurcuklar halinde kırılmanın gerçekleştiği ve bununla birlikte kendi aralarında elde edilen yakın darbe tokluğu değerlerini de açıklar nitelikte bariz farklar oluşmadığı görülmektedir.

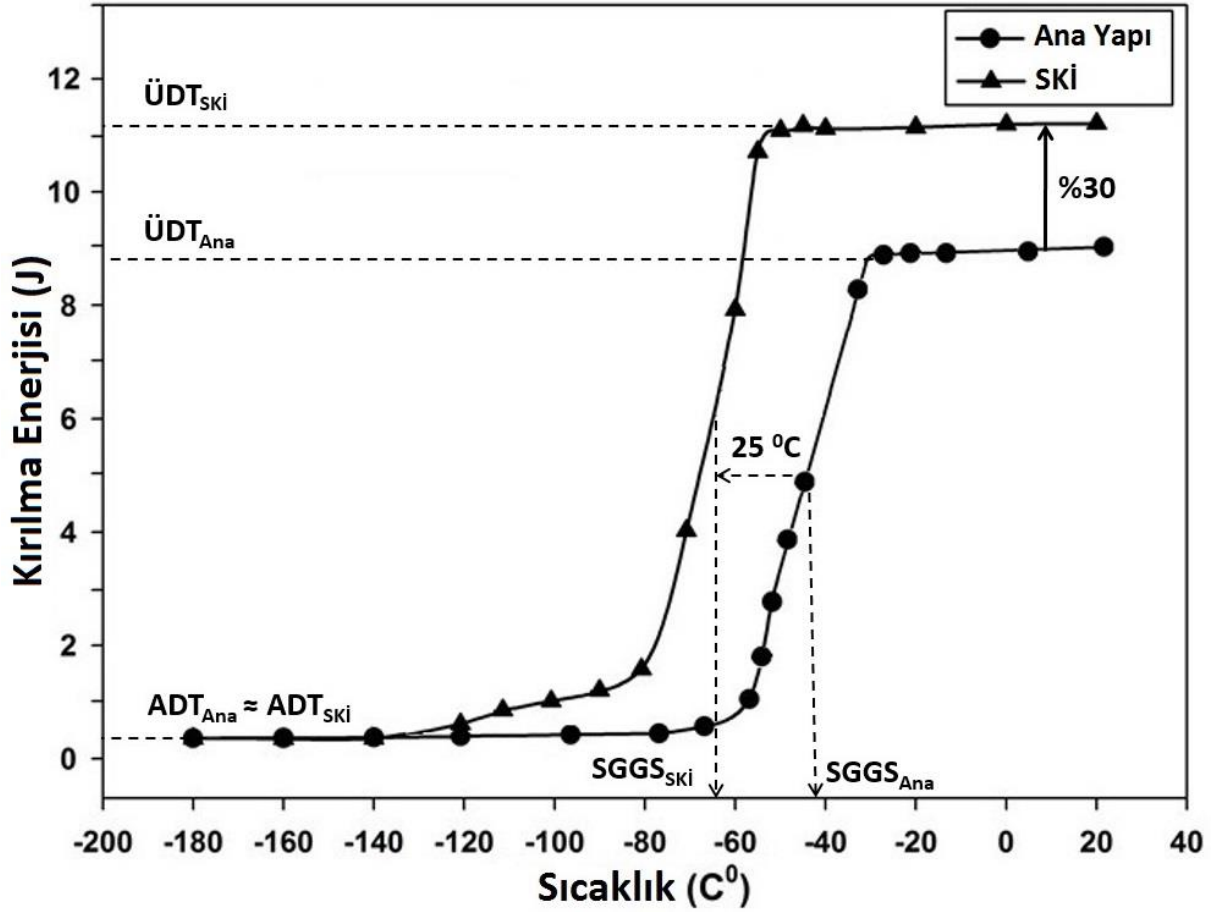


Şekil 42. SKİ öncesi iri taneli ve SKİ sonrası ince taneli ve farklı çentik pozisyonlarında çıkarılan numunelerin kırılma yüzelerine ait SEM görüntüleri.

3.3.1.2.4.2. Sünek-Gevrek Geçiş Davranışı

SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ve SKİ sonrası oda sıcaklığında en yüksek değerin elde edildiği duruma ait darbe tokluğu değerlerinin sıcaklıkla değişimini gösteren grafik Şekil 43'de gösterilmiştir. Ayrıca bu şekilden seçilen üst ve alt darbe tokluğu değerleri, sünek-gevrek geçiş sıcaklıkları ve SKİ öncesi ve sonrası duruma ait ortalama tane boyutları Tablo 14'de verilmiştir.

Şekil 43'deki eğrilerden görüleceği gibi, her iki durumdaki numunelerde sünek-gevrek geçiş sıcaklığı (SGGS) eğrisi üst darbe tokluğu (ÜDT) ve alt darbe tokluğu (ADT) değerleri arasında keskin bir düşüş sergilemektedir. SKİ öncesi kaba taneli yapıya ait sünek-gevrek geçiş sıcaklığı eğrisi incelendiğinde; malzemenin -30 °C seviyesine kadar ÜDT değerlerini koruduğu ve sonrasında dar bir sünek-gevrek geçiş aralığı göstererek yaklaşık -50 °C seviyelerinde gevrek bir davranış göstermeye başladığı gözlenmektedir. Tablo 14'deki ana yapıya ait değerler incelendiğinde, ana yapının ÜDT, ADT ve SGGS değerlerinin sırasıyla 8,7 J, 0,2 J ve -40 °C olduğu görülmektedir. Öte yandan SKİ öncesi iri taneli yapıda 8,7 J olarak belirlenen ÜDT değerinin, SKİ sonrası ince yapıda 11,2 J seviyelerine çıktığı belirlenmiştir. Bu yapının SGGS eğrisine bakıldığında; -55 °C seviyesine kadar malzemenin ÜDT değerini koruduğu ve bu seviyeden sonra -120 °C seviyelerine kadar iri taneli ana yapının kine oranla daha geniş bir sünek-gevrek geçiş aralığı göstererek bu sıcaklıkta ADT değerlerine ulaştığı söylenebilir. Ayrıca her iki duruma ait SGGS eğrileri incelendiğinde; SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ait -40 °C olan SGGS'nın SKİ sonrası -65 °C'ye kadar düştüğü görülmektedir. SKİ sonrası malzemenin sünek-gevrek geçiş davranışında ortaya çıkan bu değişime malzemeye uygulanan aşırı plastik deformasyona bağlı olarak iç yapısında meydana gelen değişimlerin neden olduğu söylenebilir. Genel olarak HMK yapılı çeliklerde tane boyutunun azalmasıyla sünek-gevrek geçiş sıcaklığının da azaldığı bilinmektedir [158, 159]. Bu durum ise tane incelmesinin klivaj tipindeki çatlakların oluşması ve ilerlemesine olan etkisinden kaynaklanmaktadır. SKİ öncesi iri taneli yapının bir sonucu olarak, numuneler -40 °C'nin altındaki sıcaklıklarda gevrek türden bir kırılma olan tamamen klivaj tipi kırılmaya maruz kalmakta, bu da tokluk değerlerinin hızlı bir şekilde düşmesine neden olmaktadır. SKİ sonrası malzemede meydana gelen tane incelmeleri ve yapıdaki geniş açılı tane sınırı (GATS) oranının artışı, klivaj tipi kırılmaya neden olan çatlakların oluşması ve ilerlemesine karşı direncin de artmasına neden olmaktadır [159, 160]. Bu durum ise bir taraftan SKİ sonrası malzemenin yüksek sıcaklıklarda sergilediği tokluk değerini artırırken, diğer taraftan da sünek-gevrek geçiş sıcaklığının önemli oranda düşmesini beraberinde getirmektedir.



Şekil 43. İri taneli ana yapı ve ince taneli SKİ sonrası yapıya ait sünek-gevrek geçiş sıcaklığı eğrisi.

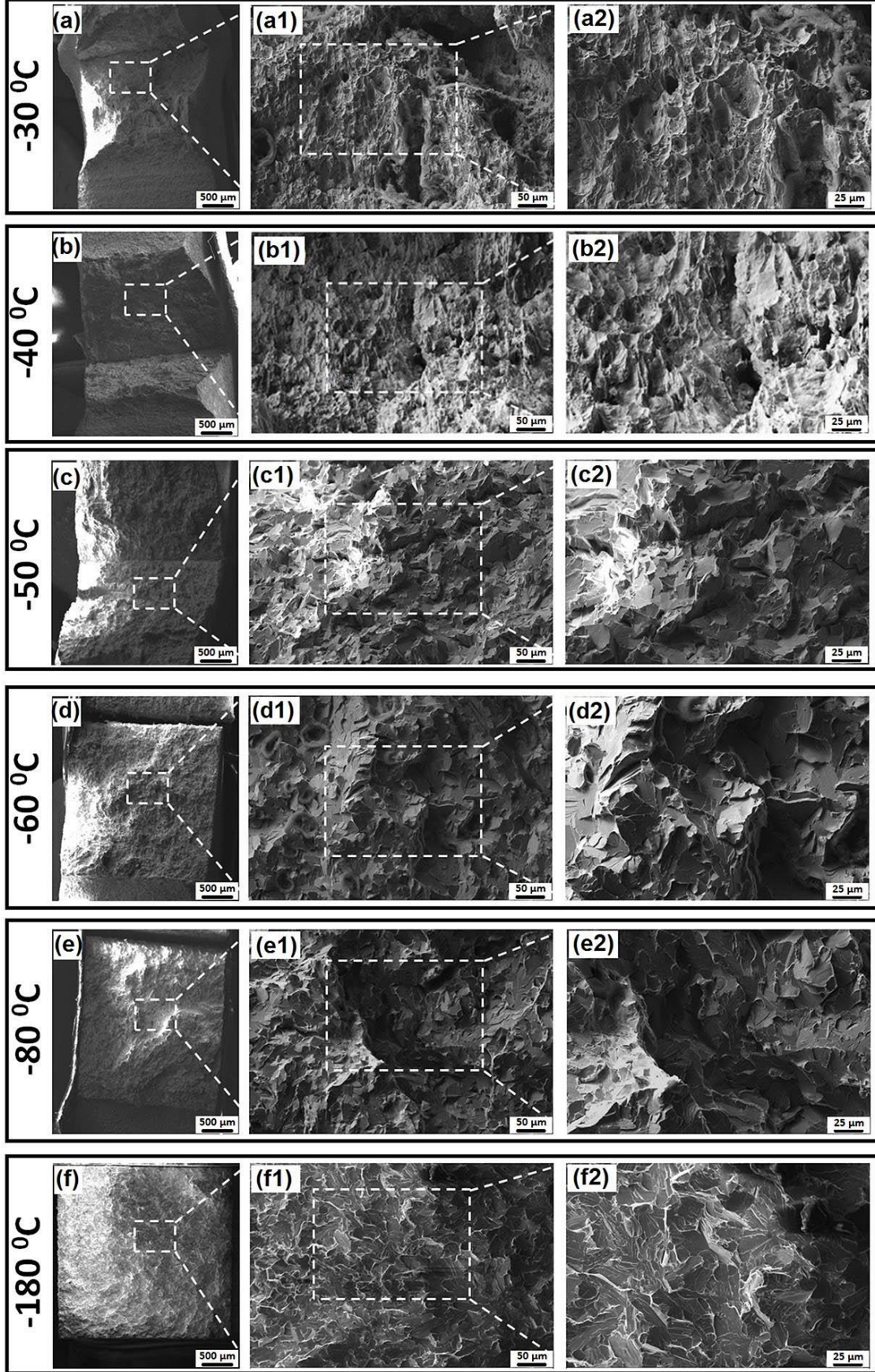
Tablo 14. SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numunelere ait ortalama tane boyutu, üst ve alt darbe tokluğu ve sünek-gevrek geçiş sıcaklığı değerleri.

Durum	Ortalama Tane Boyutu (μm)	Üst Darbe Tokluğu (ÜDT) (J)	Alt Darbe Tokluğu (ADT) (J)	Sünek Gevrek Geçiş Sıcaklığı (SGGS) ($^{\circ}\text{C}$)
Ana Yapı	$25 \pm 3,0$	8,7	0,2	- 40
SKİ	$4 \pm 0,5$	11,2	0,2	- 65

-30 $^{\circ}\text{C}$ ve -180 $^{\circ}\text{C}$ arasında farklı sıcaklıklarda darbe deneyi uygulanan SKİ öncesi kaba taneli ana yapıya ait numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 44'de gösterilmiştir. Buna göre, -50 $^{\circ}\text{C}$ üzerindeki sıcaklıklarda, oda sıcaklığında gerçekleştirilen deneylerde olduğu gibi (Şekil 42), numunelerin çentik bölgesinden tamamen kopmadığı ve iri çukurcuklar halinde bir kırılma yüzeyi sergilediği açıkça görülmektedir (Şekil 44 (a)-(b)). -50

°C ve altındaki sıcaklıklarda yapılan darbe deney numunelerine ait kırılma yüzeyleri ise genel olarak gevrek kırılmanın bir göstergesi olan klivaj tipi kırılma karakteristiği göstermektedir (Şekil 44 (c)-(f)). Bu kırılma davranışı incelendiğinde; yüzeylerin tamamen 10-40 µm aralığında boyutlarda klivaj tipi kırılma gösteren yüzeylerden oluştuğu ve iri ya da küçük herhangi bir çukurcuk içermediği görülmektedir. Ana yapıya ait sünek- gevrek geçiş eğrisi (Şekil 43) incelendiğinde de seçilen sıcaklıklardaki darbe tokluğu değerleri ile kırılma yüzeylerinin gayet tutarlı olduğu açıkça görülmektedir.

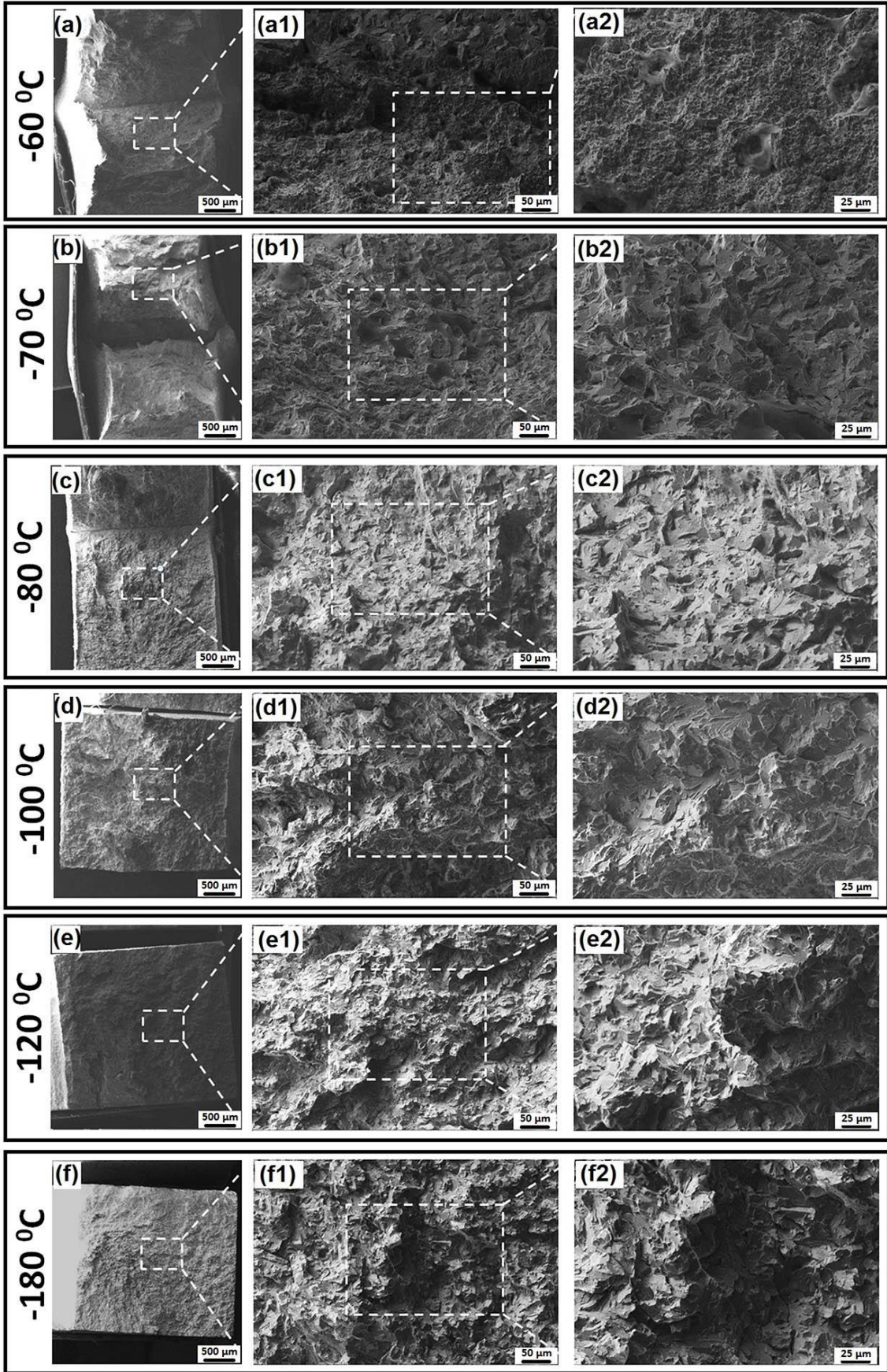




Şekil 44. SKİ öncesi iri taneli ana yapıya sahip numunelerin -30 °C ile -180 °C aralığındaki sıcaklıklarda darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.

SKİ uygulanmış ince taneli malzemelerden çıkarılan çentik darbe numunelerin darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 45’de verilmiştir. Bu resimlerden görüldüğü gibi, $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’nin üzerindeki sıcaklıklarda numuneler çentik bölgesinden tamamen kopmayarak ‘‘timsah ağzı’’ benzeri bir yırtılma sergilemektedirler. Ayrıca bu numunelerin kırılma yüzeylerinde sünek kırılma davranışını karakterize eden mikro ölçekte çukurcukların yapıya hâkim olduğu görülmektedir (Şekil 45 (a)). $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’de teste tabi tutulan numunelerin kırılma yüzeylerinde hem sünek hem de gevrek kırılma etkileri birlikte gözlenmektedir (Şekil 45 (b)). Kırılma yüzeyinde çatlağın yön değiştirmesine bağlı olarak meydana gelen basamaklı yapı ve bu yapıdaki dikine ve enine çatlak ilerleme bölgeleri nispeten sünek ve gevrek türden karışık bir kırılmanın oluştuğunu karakterize etmektedir (Şekil 45 (b)). Sıcaklığın $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’nin altına düşmesiyle birlikte kırılma yüzeyleri tamamen klivaj tipi gevrek kırılma karakteristiğini sergilemektedir (Şekil 45 (c)-(f)).

SKİ öncesi kaba taneli ana yapıya göre SKİ sonrası ince taneli yapının daha düşük sıcaklıklarda klivaj tipi gevrek türden kırılmaya geçiş yapması büyük oranda her iki durumdaki tane boyutlarının farklı olmasından kaynaklanmaktadır. Nitekim iri taneli içyapıya sahip numuneler ince taneli yapıya göre $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ gibi daha yüksek sıcaklıklarda gevrek türden bir kırılma (klivaj kırılma) davranışı sergilemektedir. Nispeten iri taneli yapıda klivaj çatlakları tane sınırları arasındaki uzun mesafe nedeniyle tane sınırlarından kaynaklanan yön değişimine daha az oranda maruz kalmakta ve bunun sonucu olarak da daha düşük darbe tokluğu ve daha yüksek SGGS değerleri göstermektedir. SKİ sonrası ise elde edilen tane inceliği ve yapıdaki GATS oranının artışı klivaj tipi kırılmaya neden olan çatlağın oluşması ve ilerlemesine karşı tane sınırlarından kaynaklanan direncin de artmasına neden olmaktadır [153]. Dolayısıyla, SKİ sonrası numuneler tane inceliğinin etkisiyle daha düşük sıcaklıklarda klivaj tipi kırılma mekanizması ile kırılmaktadırlar. Çünkü aşırı orandaki tane inceliği klivaj kırılma için gerekli çatlak ucu gerilme değerini artırmakta ve bu durum ise klivaj çatlağının oluşması için gerekli enerji değerinin daha yüksek olmasını gerektirmektedir [153, 161]. Bu oluşum ise ana yapının gevrek olarak kırıldığı sıcaklıklarda klivaj tipi çatlak ilerlemesi yerine belli oranda plastik deformasyona dayalı olarak gelişen çatlak ilerleme mekanizmasına neden olarak SGGS’ni düşürmektedir. Bunun bir sonucu olarak da SKİ sonrası kırılma yüzeyleri incelendiğinde ana yapının gevrek olarak kırıldığı $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ değerlerinde numunelerin tamamen klivaj kırılma yerine değişen oranlarda sünek kırılmanın göstergesi olan çukurcuklu yapı içerdikleri görülmektedir.

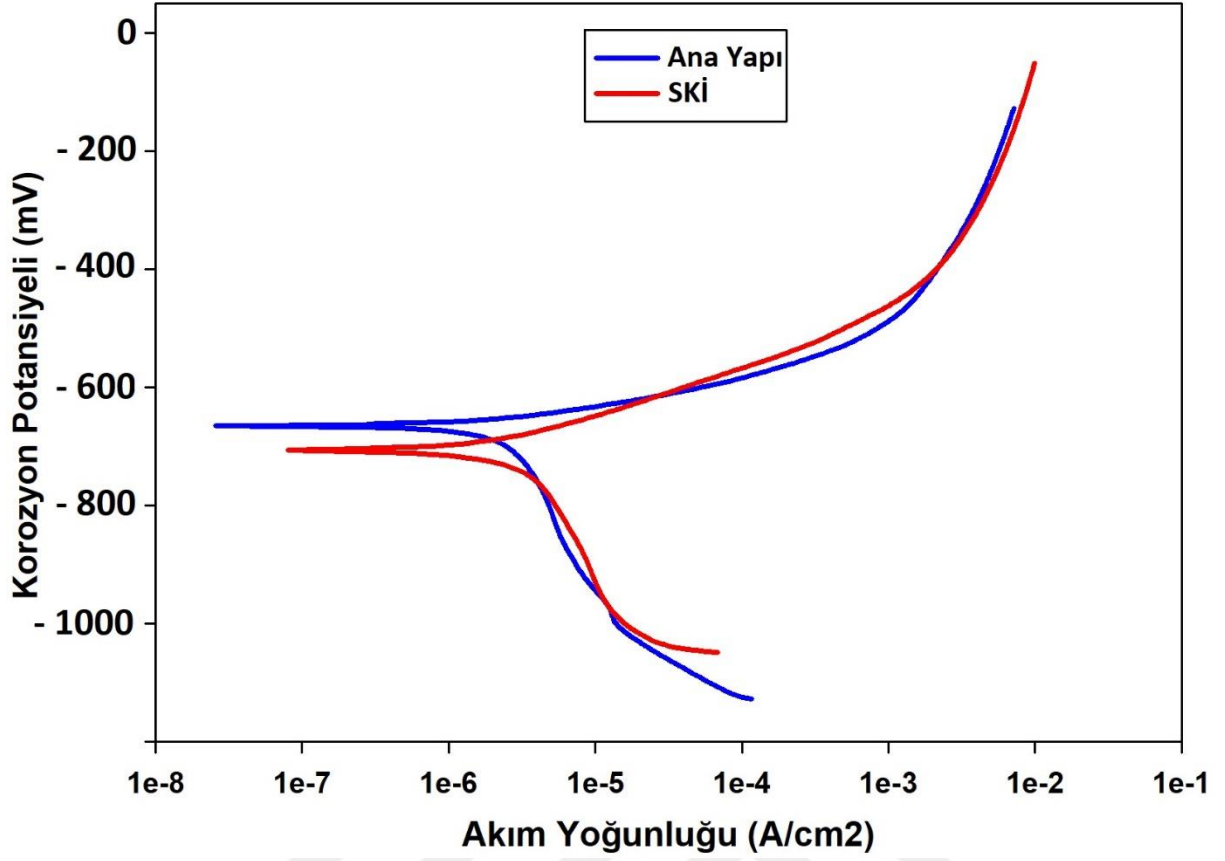


Şekil 45. SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip numunelerin -60 °C ile -180 °C aralığındaki sıcaklıklarda darbe deneyi sonrası kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.

3.3.1.2.5. Korozyon Deneyi

Korozyon deneyine tabi tutulan iri tane yapılı ve SKİ sonrası ince tane yapılı numunelere ait potansiyodinamik polarizasyon eğrileri ve bu eğrilerden elde edilen elektrokimyasal değerler sırasıyla Şekil 46 ve Tablo 15’de verilmiştir. Bu değerlerden görüleceği gibi, kullanılan malzemenin korozyon değerleri SKİ sonrasında önemli ölçüde düşmüştür. Nitekim iri taneli ana yapıdaki akım yoğunluğu (A/cm^2) $4,44 \cdot 10^{-6}$ değerinden SKİ sonrasında $3,86 \cdot 10^{-6}$ değerlerine inmektedir. Benzer şekilde, bir yıldaki korozyon kaynaklı yüzeyden malzeme kalkma derinliğini gösteren korozyon hızı (mpy) değeri de SKİ sonrasında önemli ölçüde azalarak ana yapıdaki 1,75 mpy değerinden 1,32 mpy değerine düşmüştür.

Çeliklerin korozyon değerlerinin tane boyutuyla değişimi hakkında literatürde farklı çalışmalar mevcuttur [163-172]. Bu çalışmaların bir kısmında tane incilmesi ile korozyon dayanımının azaldığı rapor edilirken [168-172], bazılarında da bizim de çalışmamızda elde ettiğimize benzer şekilde tane incilmesi sonrasında korozyon direncinin arttığı söylenmektedir [163-167]. Düşük karbonlu çeliklerde tane incilmesi sonrasında korozyon dayanımında meydana gelen artışın temelde çukurcuk korozyonu mekanizmasıyla ilişkili olduğu bilinmektedir [163, 167]. Çukurcuk korozyonu esnasında kaba taneli numunelerde çukurcuk oluşumu daha az bölgede olmasına karşın bu olay çok daha derin çukurcuklar şeklinde meydana gelirken, ince taneli yapılarda çukurcuk oluşumu daha fazla alana yayılmakla birlikte oluşan çukurcukların derinliği tane incilmesi sonucu önemli oranda düşmektedir. Bunun sonucu olarak da kaba taneli yapılarda korozyon oluşumu ince taneli yapılarınkine oranla artmaktadır. Tane incilmesi sonrasında korozyon dayanımının artmasına sebep olan bir diğer mekanizma da taneler arası korozyon mekanizmasıdır [163]. Taneler arası korozyon, korozyon esnasında tane sınırlarına karbür çökmesi sonucu malzemenin ihtiva ettiği Cr miktarının azalması ile meydana gelmektedir. Malzemede tane incilmesi sonucu birim hacim başına tane sınır alanı arttıkça yine birim hacimdeki tane sınırında çökelen karbür miktarı azalmaktadır. Birim hacimdeki tane sınırında çökelen karbür miktarı azalttıkça da bundan kaynaklı Cr tükenmesi derecesi azaldığı bilinmektedir [163]. Bu bağlamda SKİ sonrasında numunedeki tane incilmesi ile korozyon dayanımının artmasında taneler arası korozyon mekanizmasının da katkı sağlamış olabileceği düşünülmektedir.

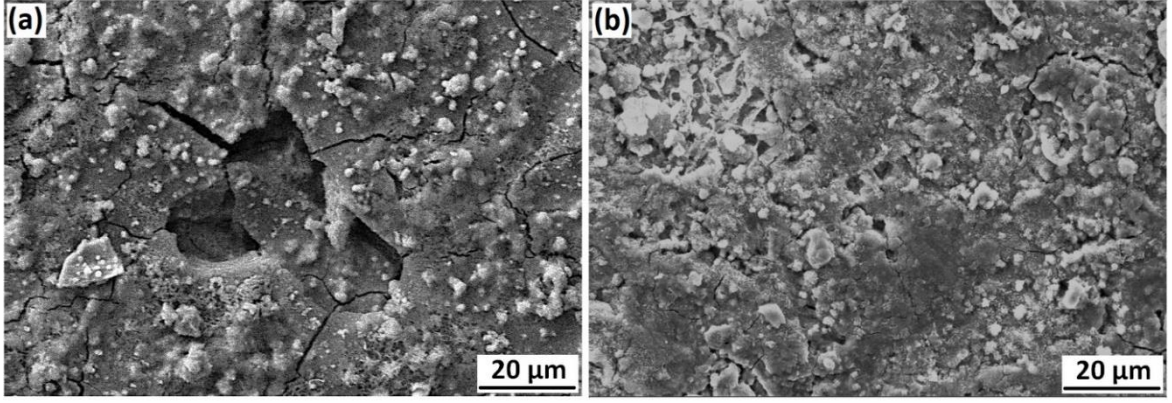


Şekil 46. Ana yapı ve SKİ uygulanan korozyon deney numunelerine ait potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.

Tablo 15. Ana yapı ve SKİ uygulanan korozyon deney numunelerine ait potansiyodinamik polarizasyon değerleri.

Durum	E_{kor} (mV)	I_{kor} (A/cm ² x 10 ⁻⁶)	Korozyon Hızı (mpy)
Ana Yapı	- 665	4,44	1,75
SKİ	- 706	3,34	1,32

Korozyon deneyi sonrasında ana yapı ve SKİ sonrası numune yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 47’de gösterilmiştir. Bu şekilden görüleceği gibi, numunelerin yüzeylerinde oluşan çukurcukların boyutu SKİ sonrası, SKİ öncesi duruma kıyasla önemli oranda değişmiştir. İri taneli ana yapıda 20 μm üzerinde çukurcuklar oluşurken, SKİ uygulanan numunelerde görüldüğü gibi çukurcukların boyutları 2 μm seviyelerine düşmüştür. Çukurcukların boyutunda meydana gelen bu azalış literatürdeki bilgileri destekler nitelikte olup SKİ sonrasında meydana gelen korozyon dayanımındaki artışın da sebebini ortaya koymaktadır.



Şekil 47. Korozyon deneyi sonrası numune yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) İri taneli ana yapı ve (b) SKİ sonrası ince taneli yapı.

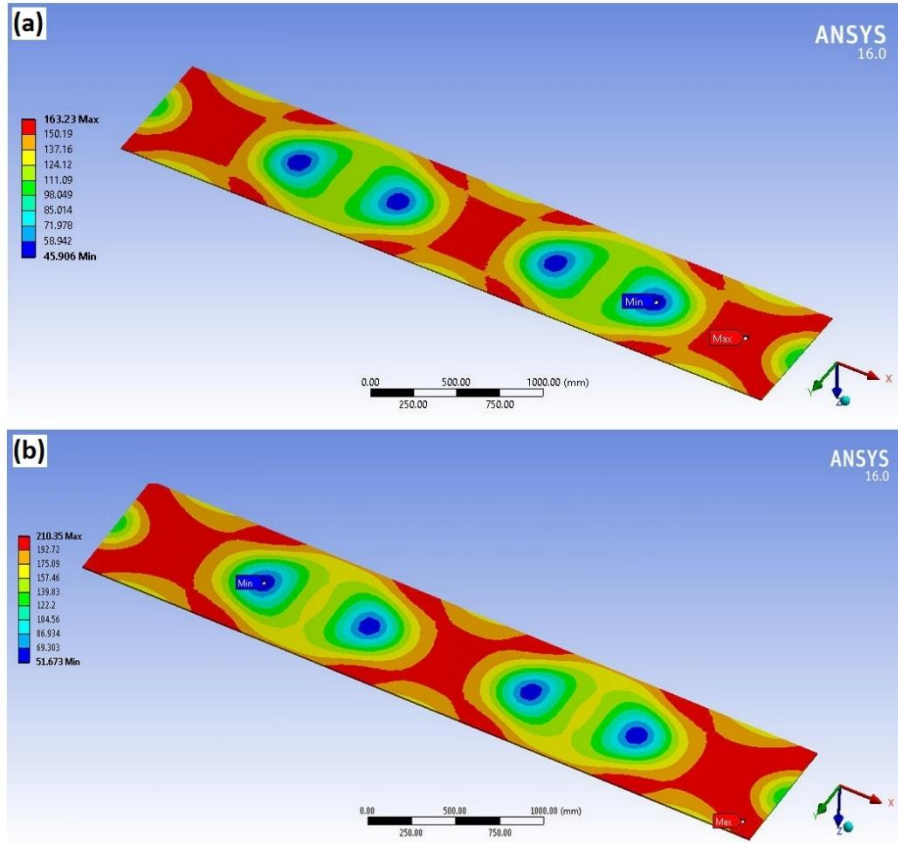
3.3.1.2.6. Mukavemet Analizi

Malzeme özelliklerinin SKİ sonrasındaki değişiminin nihai (uygulamadaki) mukavemet üzerindeki etkisini görmek amacıyla, sonlu elemanlar tabanlı nihai mukavemet analiz modelleri oluşturulmuştur. Bu modellerin ilki olarak nihai mukavemet değerleri Zhang& Khan [126] tarafından deneylerle belirlenmiş olan bir plaka seçilmiştir. Oluşturulan modelin doğruluğuna, Zhang&Khan tarafından deneysel çalışmalar sonucu elde edilen farklı kalınlıklardaki nihai mukavemet değerleri, nihai mukavemet hesabında kullanılan çeşitli ampirik formüller ve yine bu formüllerin bir kombinasyonu şeklinde oluşturulmuş nihai mukavemet hesabı yöntemi olan HULT [127] ile karşılaştırılarak karar verilmiştir. Tablo 16'da Zhang& Khan [126] tarafından elde edilen deneysel nihai mukavemet değerleri, nihai mukavemet hesabında kullanılan çeşitli ampirik formüllerden elde edilen değerler, HULT [127] nihai mukavemet hesaplama yöntemi sonuçları ve oluşturduğumuz modelden elde edilen nihai mukavemet değerleri verilmiştir. Görüldüğü gibi, oluşturulan modelden tüm kalınlıklarda karşılaştırma amaçlı kullanılan tüm değerler ile oldukça tutarlı sonuçlar elde edilmiş ve oluşturulan modelin ve sınır şartlarının doğruluğu onaylanmıştır.

Tablo 16. Literatürde nihai mukavemet analizi yapılmış plakanın farklı kalınlıklardaki nihai mukavemetinin çeşitli ampirik formüller ve oluşturulan model sonuçlarıyla karşılaştırması.

		Kullanılan Plakanın $\sigma_a = 315$ MPa ; $\sigma_c = 460$ MPa					
b/t	β	Zhang&Khan [126]	Faulkner	Box	Frankland	HULT [127]	Oluşturulan Model Sonucu
25,5	1	310,59	315,00	315,00	315,00	307,44	309,75
38,3	1,5	282,56	280,35	257,04	297,36	285,08	282,15
45,8	1,79	255,47	253,58	235,31	273,11	259,88	254,11
51,6	2,02	235,31	234,99	221,76	254,52	239,72	235,08
59,1	2,31	213,26	213,57	207,27	233,10	217,04	213,06
69,1	2,70	194,67	189,95	191,84	208,53	194,99	194,37

Doğruluğu farklı hesaplama yöntemleriyle onaylanmış olan modelin malzeme özellikleri, SKİ öncesi ve sonrası yapının mukavemet değerleriyle değiştirilerek nihai mukavemet hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Şekil 48’de seçilen kalınlık değerinde ana yapı ve SKİ sonrası durumda plakada oluşan nihai mukavemet değerleri ve olduğu yerler gösterilmiştir. Ayrıca Tablo 17’de SKİ öncesi iri taneli ana yapı ve SKİ sonrası ince taneli yapıya ait farklı kalınlıklarda oluşan nihai mukavemet değerleri verilmiştir. Bu verilere göre, SKİ sonrası yapıda ana yapıya oranla nihai mukavemet değerlerinde önemli ölçüde artışların olduğu dikkati çekmektedir. Nitekim tüm kalınlık değerlerinde ana yapıya oranla SKİ sonrası durumda plakanın nihai mukavemetinin yaklaşık %30 seviyesinde arttığı açıkça görülmektedir. Plakanın nihai mukavemetinde kaydedilen bu artışa SKİ sonrası ince taneli bir içyapının oluşması ve dislokasyon yoğunluğunun artması sonucu akma ve çekme mukavemetlerinde meydana gelen artışın sebep olduğu düşünülmektedir [42, 148].



Şekil 48. Plakanın farklı bölgelerinde oluşan nihai mukavemet dağılımı: (a) SKİ öncesi iri taneli ana yapı ve (b) SKİ sonrası ince taneli yapı.

Tablo 17. Model deneyi ve çeşitli ampirik formüllerle hesaplamalar sonucunda SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince taneli yapıya sahip plakada oluşan nihai mukavemet değerleri.

		SKİ öncesi iri taneli ana yapı ($\sigma_a = 256$ MPa ve $\sigma_c = 435$ MPa)				
b/t	β	Faulkner	Box	Frankland	HULT [127]	Oluşturulan Model Sonucu
25,5	1	256,00	256,00	256,00	249,45	251,08
38,3	1,5	227,56	209,02	241,78	232,22	230,56
45,8	1,79	206,14	191,34	221,92	213,65	210,22
51,6	2,02	190,73	180,12	206,72	196,61	195,01
59,1	2,31	173,67	168,44	189,38	178,08	175,86
69,1	2,70	154,51	155,80	169,44	166,55	163,23
		SKİ sonrası ince taneli yapı ($\sigma_a = 334$ MPa ve $\sigma_c = 522$ MPa)				
b/t	β	Faulkner	Box	Frankland	HULT [127]	Oluşturulan Model Sonucu
25,5	1	334,00	334,00	334,00	320,86	325,48
38,3	1,5	296,89	272,71	315,44	307,12	300,42
45,8	1,79	268,94	249,64	289,53	274,45	270,53
51,6	2,02	248,84	235,00	269,71	255,70	250,21
59,1	2,31	226,58	219,76	247,08	234,84	230,55
69,1	2,70	201,59	203,27	221,06	217,05	210,35

Tek bir plakaya ait oluşturulan modelden sonra nihai mukavemet hesabı Karvinen and Pegg [128] tarafından yapılmış olan enine 4 ve boyuna 3 elemandan oluşan bir gemi orta kesit ızgarasının modeli oluşturulmuş ve SKİ sonrası mukavemet değerlerinin ızgara sistemindeki nihai mukavemete etkisi incelenmiştir. Oluşturulan modelin doğruluğuna, bu çalışmada (Karvinen and Pegg [128]) elde edilen deneysel sonuçlar ve nihai mukavemet hesabı yöntemi olan HULT [127] ile karşılaştırılarak karar verilmiştir. Karşılaştırma sonucunda elde edilen veriler Tablo 18’de gösterilmektedir. Görüleceği üzere oluşturulan modelden karşılaştırma amaçlı kullanılan değerler ile oldukça tutarlı sonuçlar elde edilmiş ve oluşturulan modelin ve sınır şartlarının doğruluğu onaylanmıştır.

Tablo 18. Izgara sistemine ait deneysel sonuçlar, ampirik formüller ve tez kapsamında oluşturulan modele ait nihai mukavemet analizi sonuçları.

Kullanılan Plakanın $\sigma_a = 425$ MPa ; $\sigma_c = 460$ MPa		
Karvinen and Pegg [128]	HULT [127]	Oluşturulan Model Sonucu
239,20	232,45	240,52

Doğruluğu farklı hesaplama yöntemleriyle onaylanmış olan gemi orta kesit ızgara sistemine ait modelin malzeme özellikleri SKİ öncesi ve sonrası yapının mukavemet değerleriyle değiştirilerek ızgara sisteminin nihai mukavemet hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Tablo 19’da SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ve SKİ sonrası ince taneli yapıya ait ızgara sisteminde oluşan nihai mukavemet değerleri görülmektedir. Görüldüğü gibi SKİ sonrası yapıda ana yapıya oranla ızgara sisteminde oluşan nihai mukavemet değerlerinde önemli ölçüde artış olmuştur. Nitekim ana yapı sonrası 211 MPa seviyelerinde elde edilen ızgara sisteminin nihai mukavemeti SKİ sonrası meydana gelen nispeten ince taneli içyapı ve artan dislokasyon yoğunluğu sonucu önemli oranda artarak 228 MPa seviyelerine ulaşmıştır.

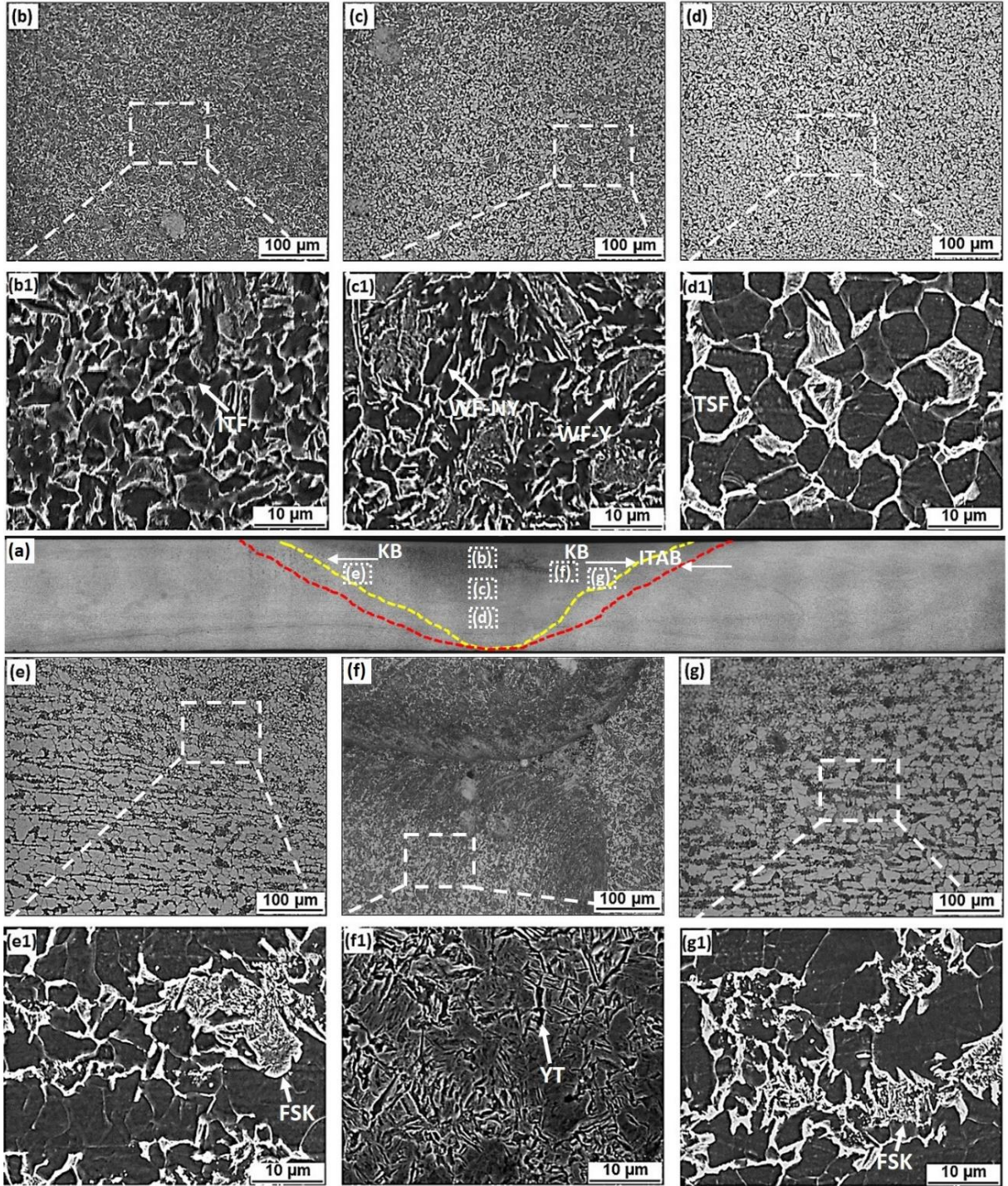
Tablo 19. Model deneyi ve ampirik nihai mukavemet analizi hesaplama yöntemi olan HULT [127] ile elde edilen SKİ öncesi ve sonrası duruma ait ızgara sistemin nihai mukavemet analiz sonuçları.

SKİ öncesi iri taneli ana yapı ($\sigma_a = 256$ MPa ve $\sigma_c = 435$ MPa)	
HULT [127]	Model Sonucu
205,50	211,60
SKİ sonrası ince taneli yapı ($\sigma_a = 334$ MPa ve $\sigma_c = 522$ MPa)	
HULT [127]	Model Sonucu
220,40	228,39

3.3.2. Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK) ve Gazaltı Kaynağı (MAG)

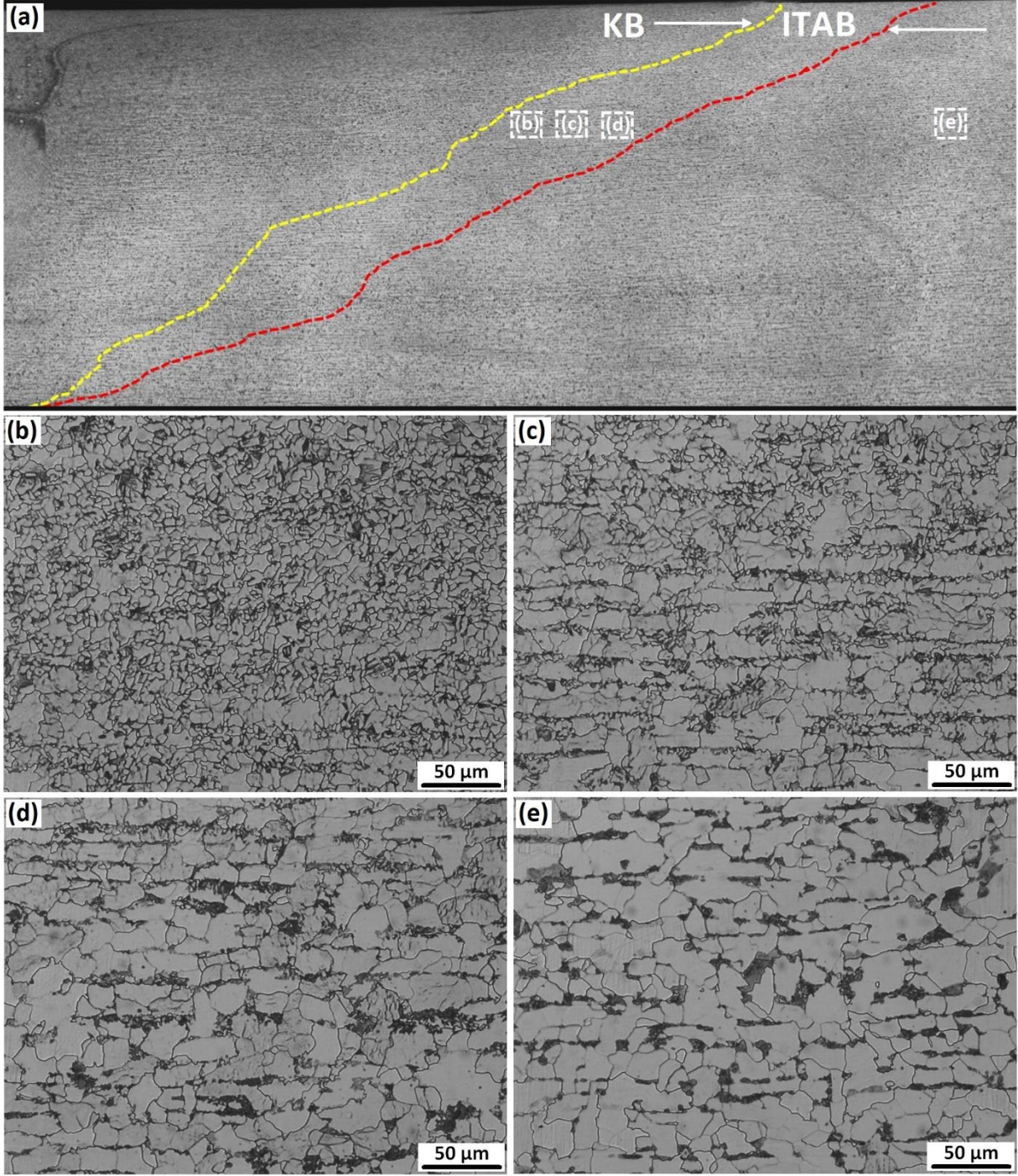
3.3.2.1. İçyapı

SKK sonrası içyapıya ait optik ve SEM görüntüleri Şekil 49'da verilmiştir. SKİ sonrası durumda olduğu gibi SKK işleminde oluşan içyapıyı; KB ve ITAB olarak iki kısma ayırmak mümkündür. KB'de SKİ sırasındaki oluşuma benzer şekilde yoğun plastik deformasyon ve sürtünme sonucunda sıcaklık yükselerek dinamik yeniden kristalleşmeye neden olmaktadır. Bu bölge de meydana gelen yeniden kristalleşmenin sonucu olarak kendi içinde farklılıklar göstermekle birlikte, genel anlamda ince ve eş eksenli tanelerden oluşan bir içyapı meydana gelmektedir [9, 10, 129, 130]. SKK sonrasında içyapı daha yakından incelendiğinde, bu yapıda İTF, TSF, WF-Y, WF-NY ve FSK olduğu görülmektedir. KB'nin merkezinin üst kısımlarında ortalama 3 µm tane boyutuna sahip bir İTF bölgesi bulunmaktadır (Şekil 49 (b)-(b1)). Bu bölgenin hemen altında, nispeten yavaş soğumanın gerçekleştiği bölgelerde ise az karbonlu çeliklerde düşük soğuma hızlarında oluşan ve yüksek en-boy oranına sahip yönlenmiş iri plakalar şeklinde gözlemlenen WF (WF-Y ve WF-NY) yapıların olduğu göze çarpmaktadır (Şekil 49 (c)-(c1)). Yine bu bölgede A₃ soğuma çizgisinin altındaki soğuma hızlarında birincil ostenitin dönüşümü ile tane sınırlarında TSF yapısının da olduğu görülmektedir (Şekil 49 (d)-(d1)). SKK sonrası ilerleme ve gerileme taraflarına geçiş bölgelerinde perlitin yüksek dönüşüm sıcaklıklarında dönüşerek oluşturduğu iri ve bozunuma uğramış bir form olan FSK bulunmaktadır. Şekil 49 (e1) ve (g1)'de bu yapılar açıkça görülebilmektedir. Öte yandan, Şekil 49 (f)-(f1)'de görüldüğü gibi, literatürdekine benzer şekilde, malzeme akışının ilerleme tarafının üst kısmında yoğunlaşacak şekilde oldukça ince ve malzeme akışı yönünde yönlenmiş tanelerin de olduğu izlenmektedir.



Şekil 49. Grade A gemi çeliğine uygulanan SKK sonrası oluşan içyapıya ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a) SKK yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b)-(b1) omuzun etkilediği KB, (c)-(c1) omuzun etkilediği KB'nin altında karıştırıcı pinin etkilediği bölgenin üzerinde kalan KB, (d)-(d1) karıştırıcı takımın uç kısmının etkilediği KB, (e)-(e1) gerileme tarafındaki geçiş bölgesi, (f)-(f1) gerileme tarafında oluşan nispeten ince taneli bölge ve (g)-(g1) ilerleme tarafındaki geçiş bölgesi.

SKK sırasında ITAB'da oluşan farklı içyapılara ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 50'de verilmiştir. Bu şekilde verilen içyapı resimleri incelendiğinde, SKİ sonrası duruma benzer şekilde plastik deformasyona maruz kalmayan fakat SKK sırasında oluşan ısının etkisiyle ana malzemeden farklı içyapı özelliği sergileyen bir bölgenin (ITAB) oluştuğu açıkça görülmektedir. ITAB bölgesinin SKİ'de olduğu gibi İT-ITAB, K-ITAB ve KA-ITAB olmak üzere üç alt bölgeye ayrılabilmesi görülmektedir [141, 142]. ITAB'ın KB'ye en yakın olan kısmında oluşan sıcaklığın Ac_3 dönüşüm sıcaklığının üzerine çıktığı fakat tane irileşmesi bölgesine ulaşmadığı için, bu bölgede ana yapıya oranla nispeten daha ince taneli ferrit ve perlitten oluşan İT-ITAB bölgesinin oluştuğu görülmektedir (Şekil 50 (b)). Aynı zamanda bu bölgede oluşan sıcaklığa malzemenin çok kısa süre maruz kalmasının da bu bölgedeki tanelerin ITAB'ın geri kalan kısmına göre nispeten daha ince kalmasına neden olan faktörlerden biri olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte bu bölgede tane sınırlarındaki kalıntıların da tanelerin irileşmesine engel olduğu ve ince taneli bir içyapı oluşumuna katkı sağladığı düşünülmektedir [144-146]. İT-ITAB'ın ana yapıya yakın olan kısmında K-ITAB yer almaktadır (Şekil 50 (c)). Bu bölgede A_1 dönüşüm sıcaklığının üstünde Ac_3 sıcaklığının ise altında sıcaklık değerleri oluştuğu düşünülmektedir. Söz konusu sıcaklık değerleri de göz önünde bulundurulduğunda, SKK sırasında yapının normalizasyon işlemine maruz kaldığı ve perlit fazının ostenite dönüşerek soğuma sonrası kısmen incelmış perlit ve bazı bölgelerde ferrit yapılarının ortaya çıktığı düşünülmektedir (Şekil 50 (c)) [143]. Öte yandan yine Şekil 50 (c) incelendiğinde, K-ITAB'da KB'ye yaklaştıkça SKK sırasında oluşan sıcaklığın artmasının sonucu olarak ferrit tanelerinin boyutunun küçüldüğü açıkça görülmektedir [142]. ITAB'ın ana yapıya en yakın olan kısmında A_1 dönüşüm sıcaklığının altında sıcaklık değerlerinin oluştuğu düşünülen KA-ITAB bulunmaktadır. KA-ITAB'da içyapı Şekil 50 (d)'de görüldüğü gibi küreleşmiş karbür ve ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Bu bölgedeki ana yapının SKK sırasında oluşan sıcaklığın etkisiyle tavlama maruz kaldığı fakat ısıl çevrim sürecinin kısılması nedeniyle perlitin tamamıyla küreselleşmeye fırsat bulamadığı düşünülmektedir. Buna ek olarak dönüşüm sırasında sementitin kısmi küreselleşme ve homojenizasyon için A_1 çizgisi altında yeteri kadar kalarak KA-ITAB'da küreselleşmiş karbür oluşumuna neden olduğu görülmektedir.

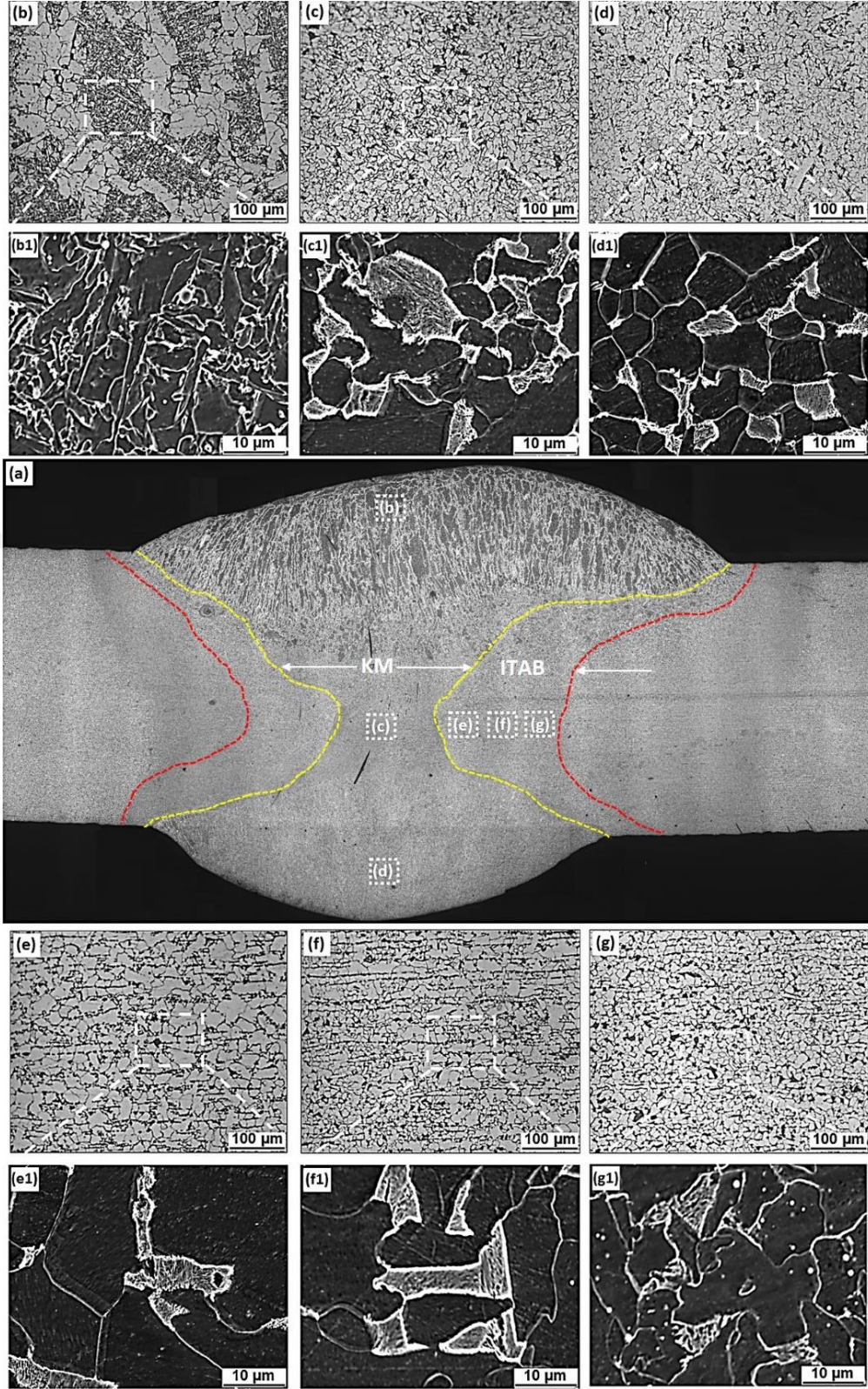


Şekil 50. SKK sonrası ITAB’da oluşan farklı içyapılara ait optik mikroskop görüntüleri: (a) SKK yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b) İT-ITAB (c) K- ITAB, (d) KA- ITAB ve (e) ana yapı.

MAG kaynağı sonrası malzemenin içyapısına ait optik ve SEM görüntüleri Şekil 51’de verilmiştir. MAG sonrası oluşan içyapıyı SKK sonrası elde edilen içyapıya benzer şekilde kaynak metali (KM) ve ITAB olarak iki bölgeye ayırmak mümkündür. Kaynağın ikinci (son) pasosunun yapıldığı ve KM’nin üst kısmına denk gelen bölgesinde, bu tür kaynak yapılarının

son pasosunda ortaya çıkan içyapılara benzer şekilde, soğuma doğrultusunda oldukça ince ve yönlendirilmiş tanelerden oluşan bir içyapı elde edilmiştir [173, 174]. KM'nin orta ve alt kısımlarında (ilk kaynak pasosunun yapıldığı taraf) yönlendirilmiş tane yapısının ortadan kaybolduğu açıkça görülmektedir (Şekil 51 (c)-(d)). Nitekim literatürdeki çalışmalar incelendiğinde, elde edilen içyapıya benzer şekilde, çok pasolu kaynak dikişlerinde sonradan uygulanan kaynak pasolarının önceki pasoyu ısıtma işlemine maruz bırakarak yönlendirilmiş tane yapısını ortadan kaldırdığı görülmektedir [175, 176]. Şekil 51 (c)-(c1)'de görüldüğü gibi KM'nin orta kısımlarında içyapıda eş eksenli ferrit taneleri ile birlikte yüksek dönüşüm sıcaklıklarında bozunuma uğramış bir perlit formu olan iri FSK yer almaktadır. KM'nin en alt kısmına denk gelen ilk kaynak pasosunun yapıldığı kısımda ise ana yapıya oranla nispeten daha ince ve eş eksenli ferrit ve perlit tanelerinden oluşan bir içyapının oluştuğu görülmektedir.

MAG kaynağı sonrası KM dışında kalan ancak kaynak esnasında oluşan ısının etkisiyle ana malzemeden farklı içyapı sergileyen bir ITAB'ın oluştuğu Şekil 51 (e)-(g)'de görülmektedir. Şekil 51 (e) incelendiğinde, ITAB'ın KM'ye en yakın kısmına denk gelen bölgede nispeten yüksek ısının bir sonucu olarak ITAB'ın diğer bölgelerine nazaran daha iri taneli bir içyapının oluştuğu görülmektedir. Bununla birlikte sıcaklığın bu bölgede A₃ çizgisinin çok üstüne çıkmayarak iri taneli bir içyapı oluşumuna neden olmadığı ve böylelikle söz konusu bölgede oluşan tanelerin ana yapı tane boyutunun üzerine çıkmadığı düşünülmektedir. Kaynak esnasında ulaşılan sıcaklıklar ölçülememiş olmasına rağmen, ITAB'da görüntüsü alınan kısımların tamamında sıcaklığın A₃ çizgisinin üzerine çıktığı, bu yüzden de sıcaklığın azalmasıyla oluşan tane boyutunun düştüğü düşünülmektedir. Nitekim ITAB'da KM'den uzaklaştıkça oluşan tane boyutunun düşüyor olması bu öngörüye doğrular niteliktedir (Şekil 51 (f)-(g)).



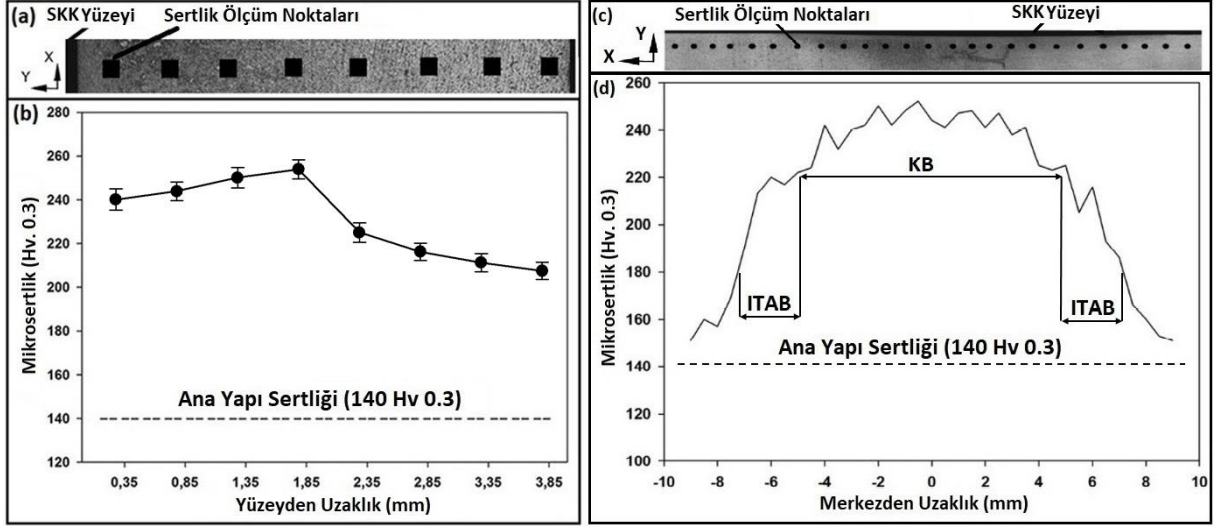
Şekil 51. Grade A gemi çeliğine uygulanan MAG kaynağı sonrası oluşan içyapıya ait optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a) Kaynak yönüne dik olarak çıkarılmış numuneye ait genel optik mikroskop görüntüsü, (b)-(b1) ikinci kaynak pasosu sonucu oluşan KB, (c)-(c1) ilk paso ile ikinci paso arasında kalan KB, (d)-(d1) ilk kaynak pasosu sonucu oluşan KB ve (e)-(e1)-(g)-(g1) MAG kaynağı sonrası oluşan ITAB.

3.3.2.2. Mekanik Özellik İncelemeleri

3.3.2.2.1. Sertlik

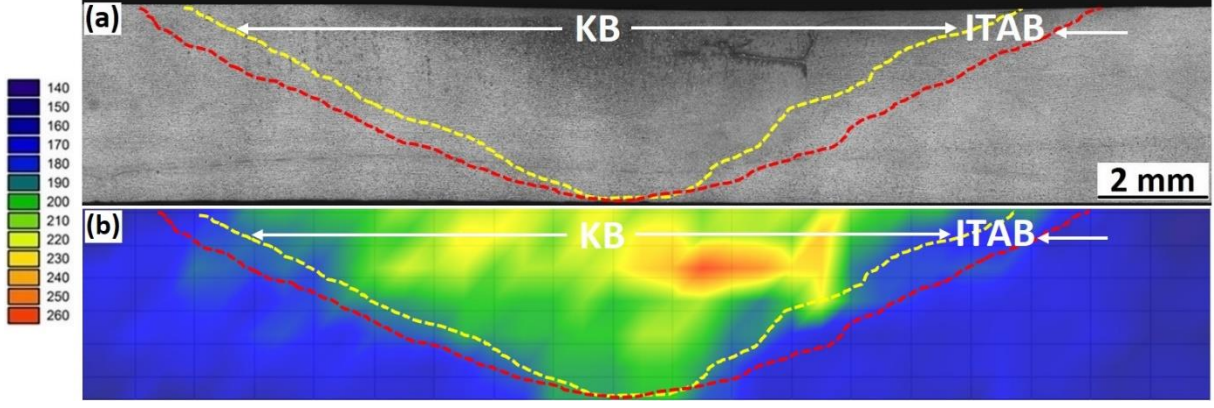
SKK yönünde merkeze dik ve yatay olarak çıkarılmış numunelerin optik mikroskop resimleri ile sertlik tarama sonuçları Şekil 52’de verilmiştir. Bu şekilden 140 Hv olan ana malzeme sertlik değerinin KB’de ortalama 230 Hv seviyelerine kadar yükseldiği görülmektedir. Sertlik değerlerinde gerçekleşen bu yükselişin nedeninin SKİ kısmında da açıklandığı gibi SKK sonrası içyapıdaki tane incelmeleri ve dislokasyon yoğunluğunun artması olduğu düşünülmektedir [147]. Şekil 52 (b) ayrıntılı olarak incelendiğinde, karıştırıcı takım omuzunun alt kısmına gelen bölgede sertliğin nispeten düşük olduğu ve KB’nin ortalarına doğru bir miktar yükseldiği görülmektedir. Takım omuzunun hemen altında gerçekleşen bu sertlik düşüşüne, bu bölgede yüksek deformasyona bağlı olarak sıcaklığın aşırı yükselmesi sonucu meydana gelen kısmi tane irileşmesinin neden olduğu düşünülmektedir [148]. KB’nin alt kısımlarına inildiğinde düşük deformasyon oranına bağlı olarak tane boyutunun KB’nin üst kısımlarına göre daha az incelendiği ve bunun sonucu olarak da sertliğin düştüğü görülmektedir.

SKK yönüne dik olarak çıkarılan numunede yatay olarak yapılan sertlik taraması özellikle KB’de incelenen tane boyutu ve artan dislokasyon yoğunluğunun bir sonucu olarak sertliğin ana yapıya oranla belirgin bir şekilde arttığını göstermektedir (Şekil 52 (c)-(d)). Bununla birlikte, ITAB’da KB’ye kıyasla sertliğin bir miktar düştüğü, ancak buna rağmen ana yapıya oranla hala yüksek değerler gösterdiği dikkati çekmektedir. Bunun nedeni ise bu bölgede plastik deformasyon olmaksızın sadece SKK esnasında sıcaklık değerlerinin artmasıdır. ITAB’ın dışına çıkıldığında ise bu bölgelerde SKK esnasında oluşan sıcaklık değerlerinin düşmesiyle birlikte sertlik değerlerinin de belirgin bir şekilde düşerek ana yapının sertlik değerlerine yaklaştığı görülmektedir (Şekil 52 (c)-(d)).



Şekil 52. SKK uygulanan plakada kaynak merkezinden dik olarak çıkarılan bölgeye ait: (a) Optik mikroskop görüntüsü ve (b) mikrosertlik-yüzeiden uzaklık eğrisi. SKK uygulanan plakada kaynak merkezine yatay olarak çıkarılan bölgeye ait: (c) Optik mikroskop görüntüsü ve (d) mikrosertlik-yüzeiden uzaklık eğrisi.

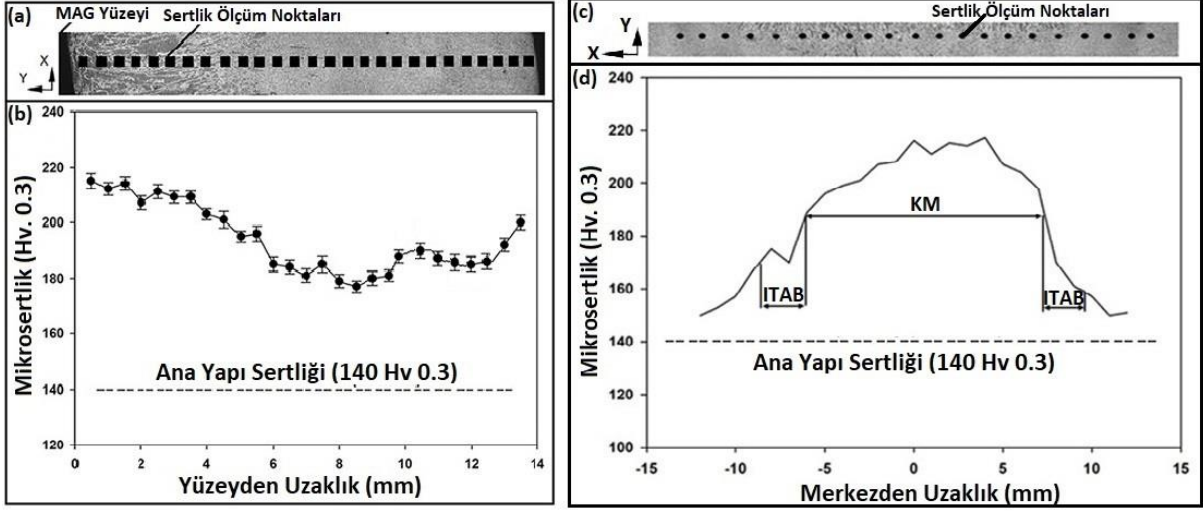
SKK sonrası kaynak yönüne dik olarak çıkarılan kesitte SKİ işlemi sonrası olduğu gibi sertlik ölçümleri yapılarak sertlik dağılım haritası çıkarılmıştır (Şekil 53). Bu harita incelendiğinde, numunede kesit boyunca elde edilen sertlik değişiminin meydana gelen içyapısal değişim ile büyük oranda uyumlu olduğu söylenebilir. Nitekim literatürle de uyumlu olarak ince tanelerin olduğu bölgelerde daha yüksek sertlik değerlerinin elde edildiği görülmektedir [147]. İlerleme tarafında malzeme akışının bir sonucu olarak diğer bölgelere göre nispeten daha ince tane yapısının olduğu bölgede maksimum sertlik değerlerinin elde edildiği görülmektedir. Ayrıca ITAB'da sertlik değerlerinin ana yapıya oranla sıcaklığın etkisiyle bir miktar daha yüksek olduğu, ITAB'ın dışına çıktığında ise sertliğin azaldığı ve ana yapıya yakın sertlik değerlerinin elde edildiği görülmektedir (Şekil 53).



Şekil 53. (a) SKK sonrası SKK yönüne dik olarak çıkarılan numunede oluşan içyapıya ait optik mikroskop görüntüsü. (b) SKK sonrası SKK yönüne dik olarak çıkarılan numunede ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulmuş sertlik dağılım haritası.

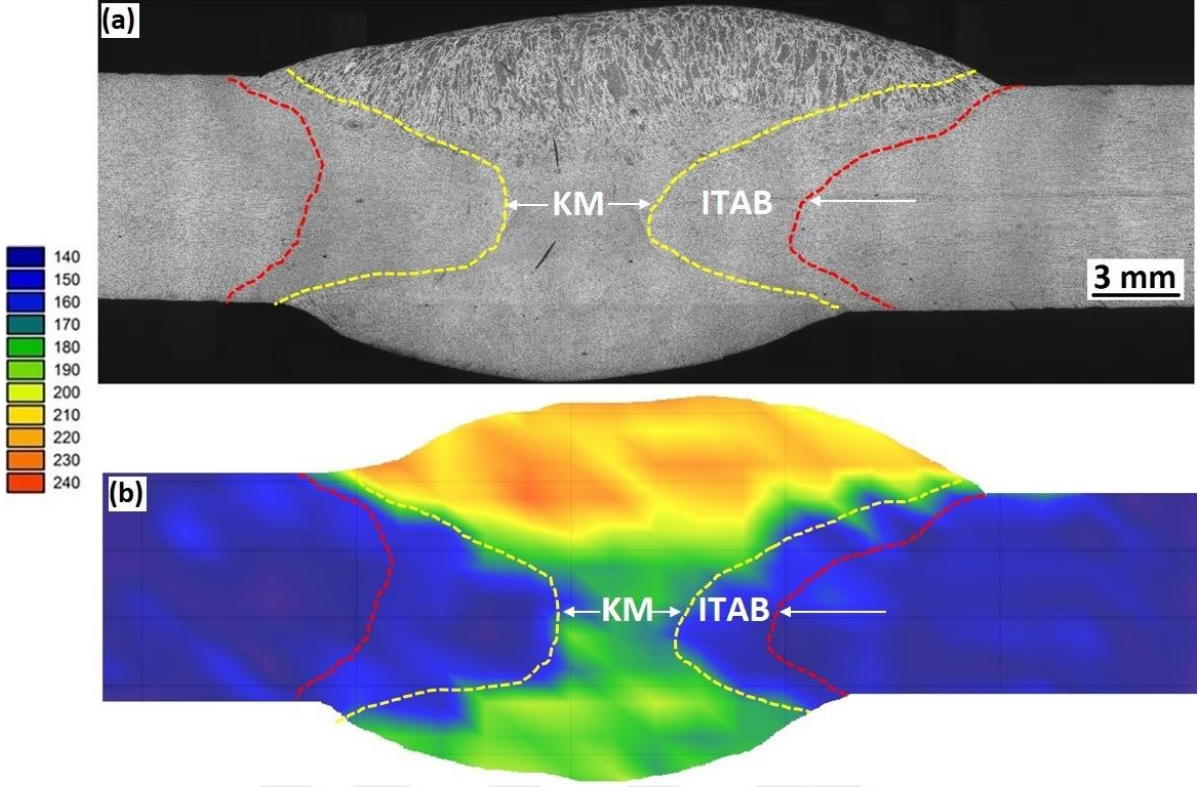
SKK işlemi sonrası yapılan sertlik incelemeleri MAG kaynağı sonrasında da gerçekleştirilmiştir. MAG kaynağı sonrası kaynak yönünde merkeze dik ve yatay olarak çıkarılmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri ve sertlik taraması sonuçları Şekil 54'de verilmiştir. Bu şekil incelendiğinde, özellikle ince ve yönlendirilmiş tanelerin bulunduğu son kaynak pasosu bölgesinde ana yapı sertliğinin 140 Hv'den ortalama 210 Hv seviyelerine kadar yükseldiği görülmektedir. Aynı şekilde KM'nin ortasına karşılık gelen kısımda ve ilk kaynak pasosunun yapıldığı bölgede de sertlik değerlerinin ana yapıya kıyasla yükseldiği görülmektedir. MAG kaynağı sonrası yapıdaki bu sertlik artışının tane boyutundaki incelmeden kaynaklandığı bilinmektedir [147]. Ayrıca Şekil 54 (a)-(b) incelendiğinde, her iki kaynak pasosunda da yüzeye yakın olan kısımların hızlı soğumaya bağlı olarak nispeten çok daha yüksek sertlik değerleri gösterdiği görülmektedir.

Şekil 54 (c)-(d)'de MAG kaynağı sonrası kaynak yönüne dik olarak çıkarılan numunede yatay olarak yapılan sertlik taraması sonuçları görülmektedir. Görüldüğü üzere, özellikle KM'de incelen tane boyutunun bir sonucu olarak sertlik ana yapıya oranla oldukça belirgin bir şekilde artmıştır. Öte yandan, ITAB'da oluşan yüksek sıcaklıkların etkisiyle tane boyutunun ana yapıya göre bir miktar düşmesi sonucu bu bölgede sertlik değerlerinin yükseldiği de görülmektedir. ITAB'ın dışına çıkıldığında ise sertlik değerlerinin azalarak ana yapıya yakın sertlik değerlerinin elde edildiği gözlenmektedir.



Şekil 54. MAG kaynağı uygulanan plakada kaynak merkezinden dik olarak çıkarılan numuneye ait: (a) Optik mikroskop görüntüsü ve (b) mikrosertlik-yüzyden uzaklık eğrisi. MAG kaynağı uygulanan plakada kaynak merkezine yatay olarak çıkarılan numuneye ait: (c) Optik mikroskop görüntüsü ve (d) mikrosertlik-yüzyden uzaklık eğrisi.

SKK sonrası olduğu gibi MAG kaynağı sonrasında da kaynak yönüne dik olarak çıkarılan kesitte gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinden elde edilen sonuçlar kullanılarak söz konusu kesitin sertlik dağılım haritası çıkarılmıştır (Şekil 55). Bu şekilden görüldüğü gibi, kesitteki içyapısal değişimler ile elde edilen sertlik değerleri arasında büyük oranda bir uyum söz konusudur. Nitekim, nispeten daha ince tanelerin olduğu bölgelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir [147]. En ince tanelerin olduğu kaynağın son pasosunun yapıldığı kısımda ise en yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Benzer şekilde, KM'nin diğer kısımlarında da ana yapıya oranla sertlik değerlerinin yükseldiği açıkça görülmektedir. ITAB'a gelindiğinde sertlik değerlerinin ana yapıya oranla bir miktar arttığı, ITAB'ın dışına çıkıldığında ise ana yapıya yakın sertlik değerlerinin elde edildiği Şekil 59 (a)-(b)'den açıkça görülebilmektedir.



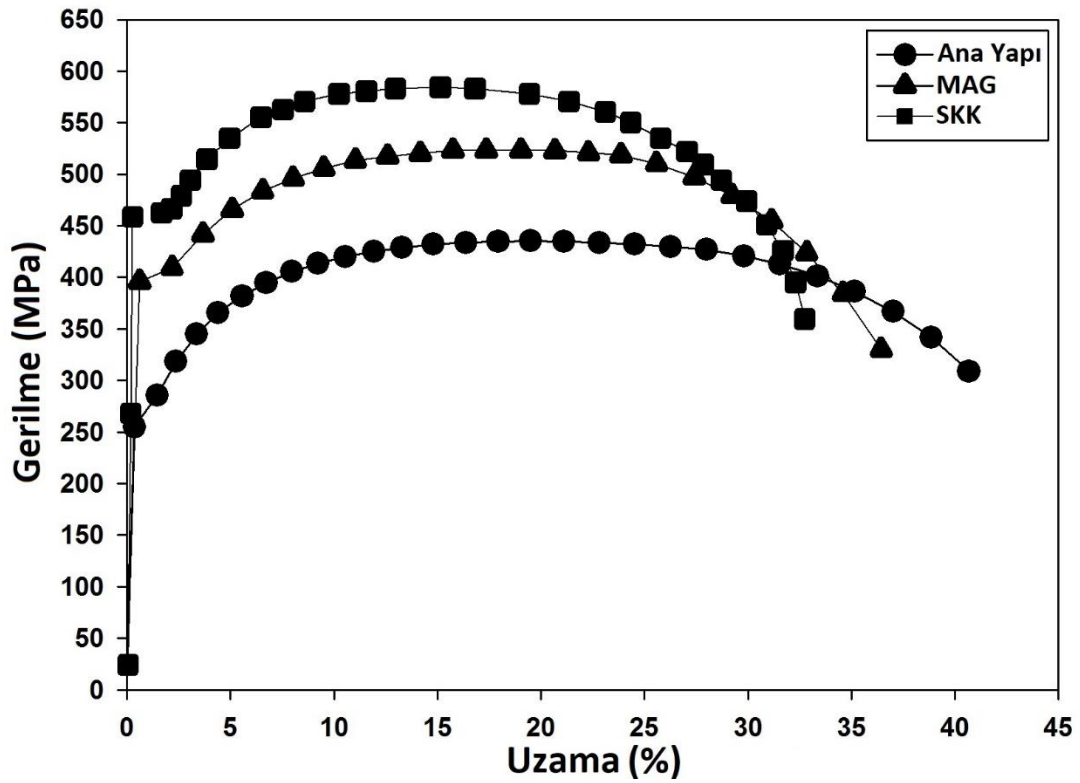
Şekil 55. (a) MAG kaynağı sonrası kaynak yönüne dik olarak çıkarılan numunede oluşan içyapıya ait optik mikroskop görüntüsü. (b) Söz konusu numunede ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulmuş sertlik dağılım haritası.

3.3.2.2. Mukavemet ve Süneklik Değerleri

Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan plakalardan çıkarılan ve ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen küçük çekme numunelerine ait gerilme-şekil değiştirme eğrileri ve bu eğrilerden elde edilen temel mekanik özellikler sırasıyla Şekil 56 ve Tablo 20’de verilmiştir. Görüldüğü gibi, SKK ve MAG kaynağı sonrasında ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen numunelerin mukavemet değerlerinde önemli bir artış yaşanmıştır. Nitekim, SKK sonrası akma mukavemeti 256 MPa’dan 457 MPa’a, çekme mukavemeti ise 435 MPa’dan 585 MPa’a yükselmiştir. Benzer şekilde MAG kaynağı sonrasında da akma mukavemeti değerinin 386 MPa’a, çekme mukavemeti değerinin ise 524 MPa’a yükseldiği belirlenmiştir. Her iki kaynak yöntemi sonrasında mukavemet değerlerinde elde edilen bu artışın malzemenin tane boyutundaki incelmeden (Hall-Petch etkisi) kaynaklandığı düşünülmektedir [42]. SKK sonrası elde edilen tane boyutunun MAG kaynağı sonrası elde edilene göre daha ince olması, bu işlem sonrası elde edilen mukavemet değerlerinin de daha yüksek olmasını beraberinde getirmiştir.

Mukavemet değerlerindeki artışın yanı sıra, her iki kaynak yöntemi sonrasında da uzama değerlerinde ana yapıya kıyasla belirgin olmasa da bir miktar azalmanın olduğu görülmektedir.

Nitekim, SKK sonrası ana yapıdaki üniform uzama değeri %18,4'den %14,6'ya, kopma uzaması değeri ise %44,2'den %32,9'a düşmüştür. MAG kaynağı sonrası ise üniform uzama değeri %17,5, kopma uzaması değeri ise %38,7 olarak elde edilmiştir. Her iki kaynak yöntemi sonrasında uzama değerlerinde gerçekleşen bu düşüş, SKİ'de olduğu gibi kaynak işlemleri sırasında içyapıda meydana gelen belirgin tane incelmelerinden kaynaklanmaktadır [42]. Benzer şekilde, SKK ile MAG kaynakları kıyaslandığında ise SKK sonrası tane inceliği oranının daha yüksek olmasından dolayı bu işlem sonrası uzama miktarı da nispeten daha düşüktür.



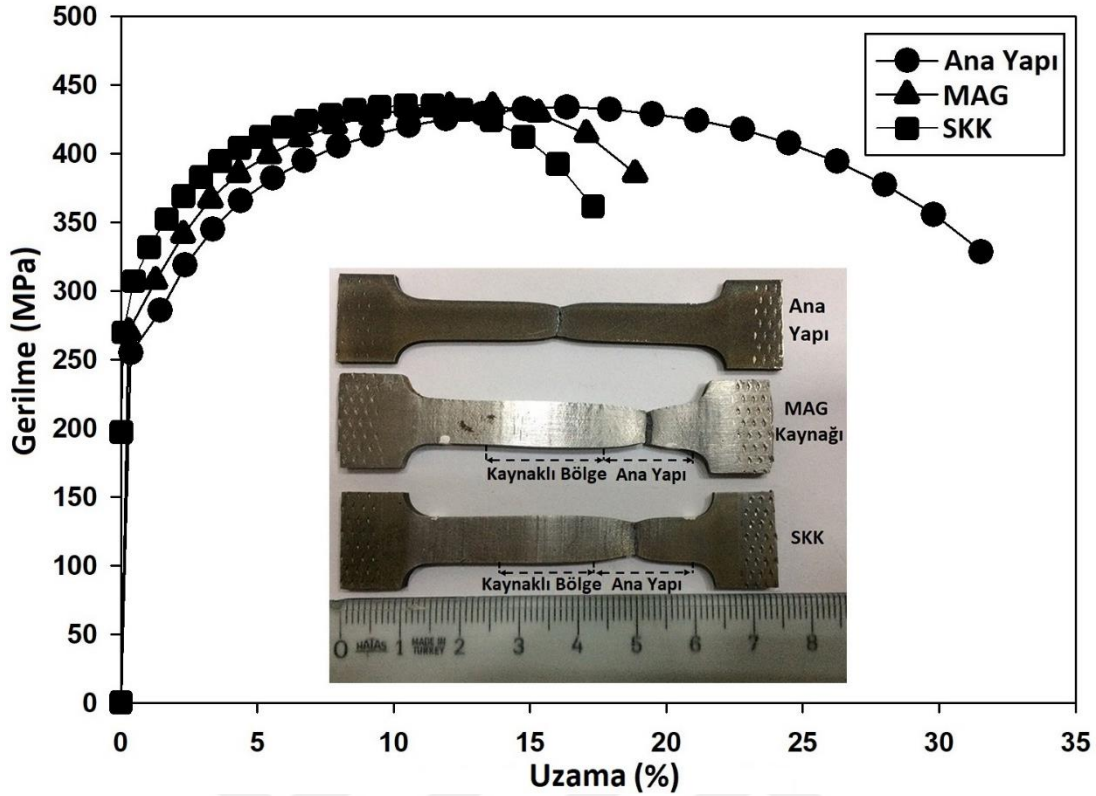
Şekil 56. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan ve tamamen kaynak bölgesinden çıkarılan (ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen) küçük çekme numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri.

Tablo 20. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan ve tamamen kaynak bölgesinden çıkarılan (ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen) küçük çekme numunelerine ait temel mukavemet ve süneklik değerleri.

Durum	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (Mpa)	Uniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Ana Yapı	256 ± 07	435 ± 06	18,4 ± 0,3	44,2 ± 2,4
MAG	386 ± 09	524 ± 13	17,5 ± 0,4	38,7 ± 2,7
SKK	457 ± 11	585 ± 11	14,6 ± 0,5	32,9 ± 1,8

Ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen küçük boyutlu çekme numuneleri kullanılarak sadece kaynak bölgesine ait mukavemet ve uzama değerleri belirlenmiştir. Ancak kaynaklı bağlantıların kullanımında ana yapıyı da içeren numunelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinin gerekliliği bilinmektedir. Bu bağlamda kaynak işlemlerine tabi tutulan numunelerden ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı da içeren büyük boyutlu çekme numuneleri de çıkarılmış ve bu numuneler çekme deneyine tabi tutulmuşlardır. Ana yapı, MAG kaynağı ve SKK uygulanan ve ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı da (kaynaksız bölge) içeren büyük çekme numunelerine ait gerilme-şekil değiştirme eğrileri ile bu numunelere ait makro kopma görüntüleri Şekil 57’de gösterilmiş ve gerilme-şekil değiştirme eğrilerinden elde edilen temel mekanik özellikler Tablo 21’de verilmiştir. Görüldüğü gibi, SKK ve MAG kaynağı sonrasında ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı da içeren numunelerin mukavemet değerlerinde tamamen ana yapıdan oluşan numunelere kıyasla önemli bir değişim olmamıştır. Bunun nedeni, Şekil 57’den de görüldüğü gibi, her iki kaynak işlemi sonrasında da numunelerin ana yapıdan oluşan bölgeden hasara uğramış olmasıdır.

Öte yandan söz konusu kaynak işlemleri sonrası numunelerin mukavemet değerlerinde herhangi bir değişim yaşanmazken, uzama değerlerinde belirgin ölçüde azalma olduğu görülmektedir. Bu durumu kaynaklı bölge ve ana yapıdan oluşan bölgenin farklı akma dayanımı değerlerine sahip olmaları ile açıklamak mümkündür. Kaynaklı ve ana yapıyı birlikte içeren numunelerde hasarın ana yapı bölgesinde meydana gelmiş olması, kaynaklı bölgenin akma dayanımının ana yapıya kıyasla daha yüksek olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla çekme deneyi esnasında tamamen ana yapıdan oluşan numunede tüm ölçü boyunca deformasyon meydana gelirken, kaynaklı bölgeyi de içeren numunelerde yalnızca ana yapıdan oluşan bölge deformasyona uğramaktadır. Bunun sonucu olarak kaynaklı numunelerde ölçü uzunluğu hem ana yapı hem de kaynaklı bölgeden oluşurken, deney sırasında uzamaya büyük oranda sadece ana yapının katkıda bulunduğu ve bu yüzden de bu numunelerde toplam uzama oranının tamamen ana yapıdan oluşan numuneye kıyasla daha düşük olduğu düşünülmektedir [177, 178].



Şekil 57. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan ve ölçü uzunluğu bölgesinde kaynak bölgesi ve ana yapıyı birlikte içeren büyük çekme numunelerine ait gerilme-uzama eğrileri ve kopan numunelerin makro görüntüleri.

Tablo 21. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan çekme bölgesinde ana yapıyı da içeren büyük çekme numunelerine ait mekanik özellikler.

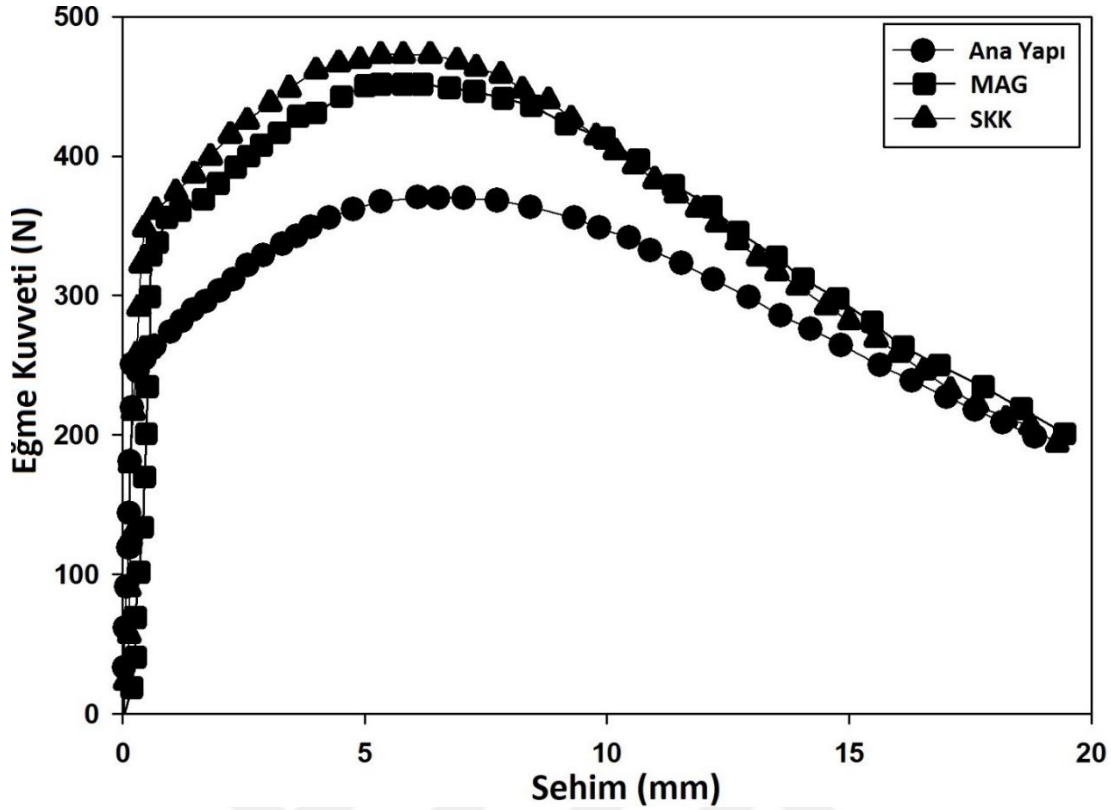
Durum	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uniform Uzama (%)	Kopma Uzaması (%)
Ana Yapı	256 ± 07	430 ± 10	17,6 ± 0,7	32,1 ± 2,3
MAG	259 ± 08	439 ± 11	10,3 ± 0,6	19,3 ± 0,6
SKK	261 ± 10	441 ± 13	9,8 ± 0,4	18,5 ± 0,4

3.3.2.2.3. Şekillendirilebilirlik

Kaynaklı numunelerin şekillendirilebilirliği üç noktadan eğme deneyi ile belirlenmiştir. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan numunelerde üç noktadan eğme deneyi sonrasında ortaya çıkan kuvvet – sehim eğrileri ve bu eğrilerden elde edilen temel mekanik özellik değerleri sırasıyla Şekil 58 ve Tablo 22’de verilmiştir. Bu eğrilerden görüldüğü gibi, MAG kaynağı ve SKK işlemi eğme deneyi esnasındaki maksimum eğme kuvvetini ana yapıya kıyasla önemli ölçüde arttırmıştır. Nitekim ana yapıya ait 373 N’luk maksimum eğme kuvveti SKK sonrası

476 N'a, MAG kaynağı sonrası ise 455 N'a yükselmiştir. Öte yandan deney esnasından oluşan maksimum eğme kuvveti ile hesaplanan kesitteki maksimum eğilme gerilmesi (σ_f) değerleri de SKK ve MAG kaynağı sonrasında ana yapıya göre (639 MPa) önemli ölçüde artarak sırasıyla 816 MPa ve 780 MPa'a yükselmiştir. Söz konusu kuvvet ve gerilme değerlerinde kaydedilen bu artışa, kaynak işlemleri sırasında içyapıda meydana gelen belirgin tane incelmelerinin neden olduğu düşünülmektedir [31, 34, 36, 42, 48, 53]. Öte yandan, SKK ile MAG kaynağı sonrası maksimum eğme kuvveti ve kesitte oluşan maksimum eğilme gerilmesi değerleri karşılaştırıldığında ise SKK sonrası ortaya çıkan nispeten yüksek değerler, yüksek tane inceme oranı sonucu elde edilen daha yüksek mukavemet artışı ile açıklanabilmektedir.

Maksimum eğme kuvveti ve kesitte oluşan maksimum eğilme gerilmesi değerlerindeki artışın yanında, maksimum eğme kuvvetindeki sehim miktarında her iki kaynak işlemi sonrasında bir miktar düşüş yaşandığı görülmüştür. Ana yapıda elde edilen maksimum eğme kuvvetindeki sehim değeri (6,31 mm); SKK sonrası 5,69 mm'ye, MAG kaynağı sonrasında ise 5,78 mm'ye düşmüştür. Sehim miktarlarında yaşanan bu düşüşe söz konusu işlemler sırasında mikroyapıdaki tane sınırı oranının artması neden olmuştur. SKK ile MAG kaynağı arasındaki sehim değerleri karşılaştırıldığında ise, SKK sonrası nispeten daha ince tanelerin oluşması ve buna bağlı olarak da birim kesitteki tane sınırı oranının artmasıyla bu numunede MAG kaynağı uygulanmış numuneye kıyasla sehimin daha düşük değerler gösterdiği düşünülmektedir.



Şekil 58. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan numunelerin üç noktadan eğme deneylerine ait eğme kuvveti – sehım eğrileri.

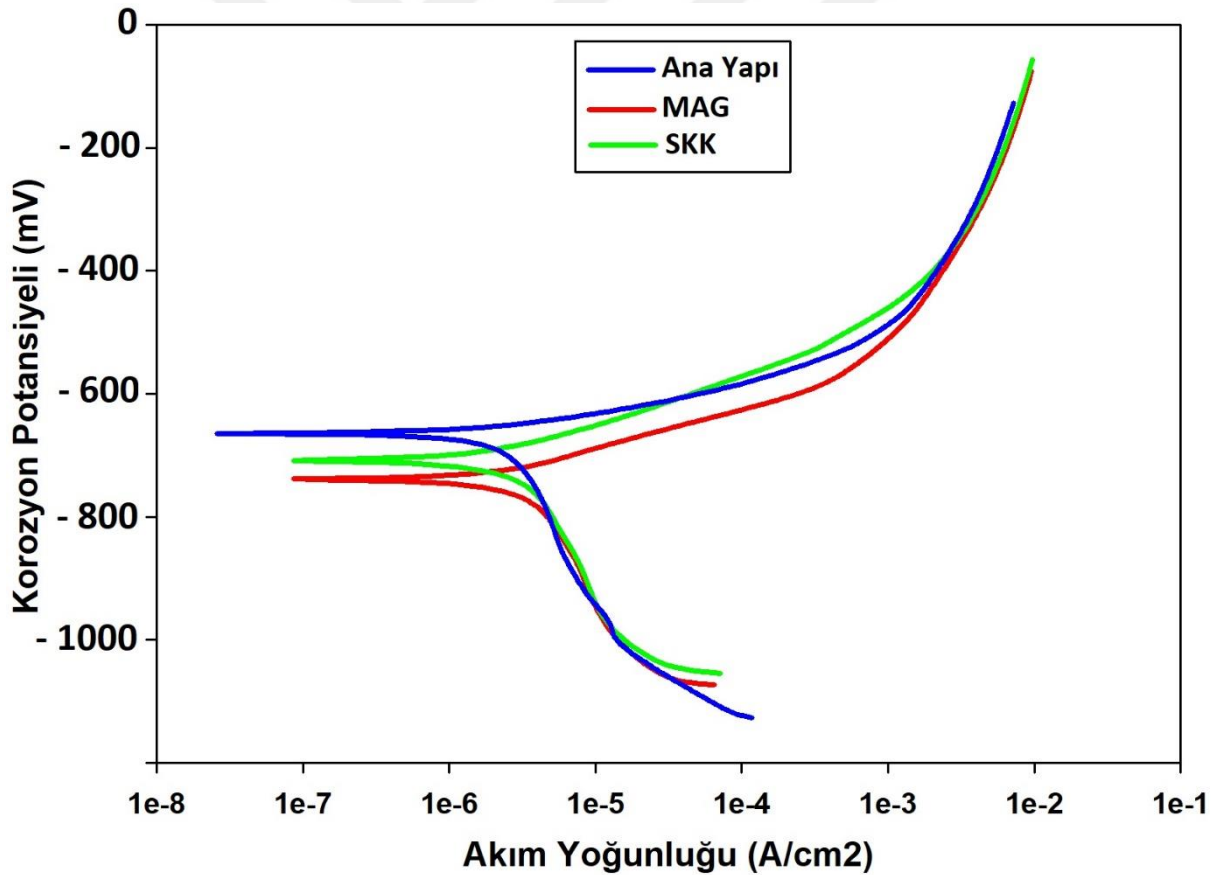
Tablo 22. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan numunelerin üç noktadan eğme deneylerine ait eğme kuvveti, sehım ve maksimum eğme gerilmesi (σ_f) değerleri.

Durum	Eğme Kuvveti (N)	Maksimum Kuvvetteki Sehım (mm)	σ_f (MPa)
Ana Yapı	373 ± 09	$6,31 \pm 0,3$	639 ± 15
MAG	455 ± 12	$5,78 \pm 0,1$	780 ± 20
SKK	476 ± 11	$5,69 \pm 0,1$	816 ± 19

3.3.2.2.4. Korozyon Deneyi

Ana yapı, SKK ve MAG kaynağı sonrası korozyon deneyi uygulanan numunelere ait potansiyodinamik polarizasyon eğrileri ve bu eğrilerden elde edilen elektrokimyasal değerler sırasıyla Şekil 59 ve Tablo 23’de verilmiştir. Görüleceği üzere kullanılan malzemenin korozyon direnci hem SKK hem de MAG kaynağı sonrasında önemli ölçüde artmıştır. Nitekim ana yapıdaki akım yoğunluğu (A/cm^2) değeri $4,44 \cdot 10^{-6}$ değerinden SKK ve MAG kaynağı sonrasında sırasıyla $3,36 \cdot 10^{-6}$ ve $3,89 \cdot 10^{-6}$ değerlerine düşmüştür. Benzer şekilde bir yıldaki

korozyon kaynaklı yüzeyden malzeme kalkma derinliğini gösteren korozyon hızı (mpy) değerinin de SKK ve MAG kaynağı sonrasında önemli ölçüde azalarak ana yapıdaki 1,75 mpy değerinden sırasıyla 1,32 mpy ve 1,53 mpy'e kadar düştüğü görülmüştür. Yukarıda da ifade edildiği gibi, her iki kaynak yöntemi sonrasında da kaynaklı bölgelerin tane boyutunun ana yapıninkine oranla önemli ölçüde düştüğü belirlenmiştir. Düşük karbonlu çeliklerde tane incilmesi sonrasında korozyon dayanımında meydana gelen artışa daha önceden de bahsedildiği gibi temelde çukurcuk korozyonu mekanizmasının neden olduğu bilinmektedir [163, 167]. Öte yandan yine önceden de bahsedildiği gibi SKK ve MAG kaynağı sonrasında meydana gelen tane incilmesi birim hacimdeki tane sınırı oranını artırarak bu tane sınırlarında çökelen karbür oranının toplamda azalmasına neden olmaktadır [163]. Birim hacimdeki azalan karbür oranının bir sonucu olarak çökelen Cr oranının azaldığı ve böylelikle SKK ve MAG kaynağı sonrası korozyon dayanımının artmasına katkı sağladığı düşünülmektedir.

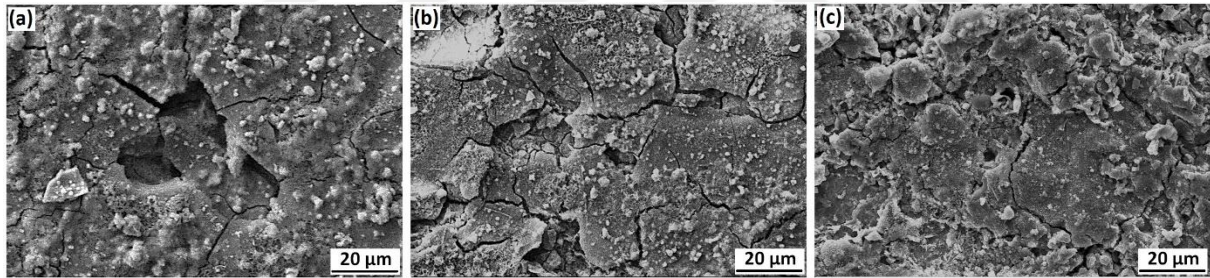


Şekil 59. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan korozyon deney numunelerine ait potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.

Tablo 23. Ana yapı, MAG ve SKK uygulanan korozyon deney numunelerine ait polarizasyon eğrilerinden elde edilen elektrokimyasal değerler.

Durum	E_{kor} (mv)	I_{kor} (A/cm ² x 10 ⁻⁶)	Korozyon Hızı (mpy)
Ana Yapı	- 665	4,44	1,75
MAG	- 739	3,89	1,53
SKK	- 708	3,36	1,32

Korozyon deneyi sonrasında numune yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 60'da görülmektedir. Bu şekilde görüleceği üzere kaynak işlemleri sonrasında daha fazla noktada çukurcuk oluşmasına karşın oluşan çukurcukların derinliğinin ana yapıya kıyasla çok önemli ölçüde azaldığı belirlenmiştir. Nitekim ana yapıdaki 20 µm civarındaki çukurcuk boyutu SKK ve MAG kaynağı sonrasında 2-4 µm seviyelerine kadar düşmüştür. Çukurcukların boyutunda meydana gelen bu azalmanın SKK ve MAG kaynağı sonrasında korozyon dayanımında meydana gelen artıştan kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 60. Korozyon deneyi sonrası numune yüzeylerinin SEM görüntüleri: (a) Ana yapı, (b) MAG kaynağı ve (c) SKK.

4. GENEL SONUÇLAR

Bu tez kapsamında gemi inşaatında kullanılan düşük karbonlu Grade A çeliğine sürtünme karıştırma işlemi (SKİ) uygulanmış ve işlemin içyapı ve çeşitli mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Ayrıca yine bu çeliğe sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) da uygulanmış ve kaynak bölgesinin içyapısı ve çeşitli mekanik özellikleri, gemi inşaatında sıklıkla kullanılan kaynak yöntemlerinden biri olan metal aktif gaz (MAG) kaynağı ile karşılaştırılmalı olarak araştırılmıştır. Bu çalışmadan elde edilen genel sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

1. Optimum SKİ ve SKK parametrelerini belirlemek için Grade A çeliğine çeşitli parametrelerde SKİ uygulanmıştır. SKİ sonrası yapılan sertlik ve mukavemet incelemeleri sonucunda bu çelik için optimum işlem parametreleri 630 dev/dk takım dönme devri ve 45 mm/dk takım ilerleme hızı olarak belirlenmiştir.
2. Grade A gemi çeliğine optimum parametrelerde uygulanan SKİ sonrasında ana yapıya göre (ortalama tane boyutu 25 μm) oldukça ince taneli bir içyapı oluşmaktadır. SKİ sonrası karıştırma bölgesinde (KB) mikron altı seviyelerine inen ultra ince taneli (UİT) bölgeler ile nispeten ince taneli (3-4 μm civarında) bölgelerden oluşan bir içyapının oluştuğu ve oluşan bu içyapının; ince taneli ferrit (İTF), tane sınırı ferriti (TSF), yönlenmiş widmanstatten ferrit (WF-Y), yönlenmemiş widmanstatten ferrit (WF-NY) ve ferrit-ementit kümeleri (FSK) içerdiği belirlenmiştir.
3. SKİ sonrası KB dışında plastik deformasyona maruz kalmayan fakat oluşan ısının etkisiyle ana yapıdan farklı bir içyapı sergileyen bir ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) oluşmaktadır. Oluşan ITAB bölgesi; ince taneli ısı tesiri altındaki bölge (İT-ITAB), kritik ısı tesiri altındaki bölge (K-ITAB) ve kritik altı ısı tesiri altındaki bölge (KA-ITAB) olmak üzere üç alt bölge içermektedir.
4. SKİ sonrası KB'de tane incelmesinin sonucu olarak ana yapının 140 Hv olan sertlik değerleri ortalama 205 Hv seviyelerine çıkmıştır. Öte yandan UİT yapının oluştuğu bölgelerde sertlik değerleri 245 Hv seviyelerine kadar yükselmiştir. .
5. SKİ sonrası sertlik değerleri ITAB bölgesinde ana yapıya göre mikroyapısal değişime bağlı olarak bir miktar yükselmiştir. Sertlik değerleri ITAB bölgesinden ana yapıya doğru geldikçe azalmış ve ana yapının sertlik değerlerine yaklaşmıştır.
6. Grade A gemi çeliğinin mukavemet değerlerinde SKİ sonrası önemli ölçüde artış gerçekleşmiştir. Nitekim, SKİ öncesi 256 MPa olan akma gerilmesi değeri yaklaşık 334

MPa'a, 435 MPa olan çekme gerilmesi değeri ise yaklaşık 525 MPa'a yükselmiştir. Mukavemet değerlerinde yaşanan bu yükselişin temelde tane boyutunda meydana gelen incelmeden (Hall-Petch etkisi) kaynaklandığı belirlenmiştir. Öte yandan SKİ sonrasında içyapıda gerçekleşen alt tane oluşumu ve dislokasyon yoğunluğunun artmasının da mukavemet artışına ilave katkı sağladığı saptanmıştır. Mukavemet değerlerindeki artış ile birlikte çeliğin uzama değerlerinde bir miktar düşme oluşmuştur. Ana yapıda %18,4 olan uniform uzama değeri SKİ sonrası %13,9'a, kopma uzaması değeri ise %44,2'den %32,4'e düşmüştür. Uzama değerlerindeki bu düşüşün SKİ sonrası ortaya çıkan tane incelmesin ve dislokasyon yoğunluğundaki artıştan kaynaklandığı belirlenmiştir.

7. SKİ sonrasında mukavemet değerlerinde meydana gelen artış bu çeliğin şekillendirilebilmesi için gerekli zımba kuvvetinin artmasına neden olmuştur. Nitekim şekillendirme deneyi sırasında çatlağın başladığı andaki zımba kuvveti değeri (F_{EI}) ana yapıda 3822 N iken SKİ sonrasında bu değer 4892 N'a yükselmiştir. Öte yandan SKİ sonrasında düşen deformasyon sertleşmesine bağlı olarak çeliğin şekillendirilebilme kabiliyeti de bir miktar azalmış ve SKİ öncesi 2,73 mm olan Erichsen indeksi (EI) değeri 2,66 mm'ye düşmüştür.
8. SKİ uygulanmış numunelerin Erichsen deneyi sonrası yüzey özelliklerinde önemli değişimler ortaya çıkmıştır. SKİ sonrasında tane incelmesinin sonucu olarak kaba taneli ana yapıda meydana gelen portakal kabuğu etkisi büyük oranda ortadan kalkmış ve buna bağlı olarak da ortalama yüzey pürüzlüğü değeri yaklaşık dört kat azalarak 0,65 μm değerine düşmüştür.
9. SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ait 8,7 J olan darbe tokluğu değeri SKİ uygulanan ince taneli yapıda pozisyonuna bağlı olarak 11,2 J değerine kadar yükselmiştir. SKİ sonrasında tane boyutundaki küçülmenin sonucu olarak artan tane sınırı sayısının numunelerin darbe dayanımındaki bu artışa neden olduğu belirlenmiştir.
10. SKİ sırasında oluşan mikroyapısal farklılıkların malzemenin darbe davranışına etkisi darbe numunelerine çeşitli pozisyonlarda çentikler açılarak incelenmiştir. İncelemeler sonucunda çentiğin SKİ uygulama yüzeyinin üst kısmına açıldığı durumda maksimum darbe tokluğu değerine (11,2 J) ulaşılmıştır. Elde edilen bu nispeten yüksek darbe tokluğu değerinin kırılma esnasında kırılmanın ilerleme yönünde kalan diğer bölgelere oranla daha ince taneli içyapıdan kaynaklandığı belirlenmiştir.
11. SKİ öncesi iri taneli ana yapıya ait -40 °C olan sünek gevrek geçiş sıcaklığı (SGGS) SKİ sonrası -65 °C'ye düşmüştür. SKİ sonrası malzemede meydana gelen tane incemesi ve

yapıdaki geniş açılı tane sınırı (GATS) oranının artışının SGGS değerlerindeki bu düşüşe neden olduğu belirlenmiştir.

12. SKİ sonrasında korozyon dayanımının önemli ölçüde arttığı görülmüştür. Nitekim iri taneli ana yapıdaki akım yoğunluğu (A/cm^2) $4,44 \cdot 10^{-6}$ değerinden SKİ sonrasında $3,34 \cdot 10^{-6}$ değerlerine düşmüştür. Korozyon hızı (mpy) değerinin de benzer şekilde SKİ sonrasında önemli ölçüde azalarak ana yapıdaki 1,75 değerinden SKİ sonrasında 1,32 değerine düştüğü görülmüştür. SKİ sonrasında korozyon değerlerinde yaşanan düşüşe çukurcuk korozyonu oluşumu esnasında tane incelmesinin etkisiyle oluşan çukurcukların derinliğinin azalmasının neden olduğu belirlenmiştir.
13. Doğruluğu farklı nümerik hesaplamalar ve yapılmış model deneyleri ile ispatlanan sonlu elemanlar tabanlı mukavemet analizi modelleri oluşturularak SKİ öncesi ve sonrası duruma ait nihai mukavemet analizleri yapılmıştır. Oluşturulan modellerden elde edilen verilere göre hem tekil plakanın hem de gemi orta kesitine ait ızgara sisteminin nihai mukavemet değerlerinde, SKİ sonrasında malzemede gerçekleşen mukavemet artışının sonucu olarak önemli oranda artış yaşanmıştır. Nitekim tekil plakadaki nihai mukavemet değerleri SKİ öncesi 251 MPa iken SKİ sonrası 325 MPa değerine, gemi orta kesitindeki ızgara sistemine ait modelde ise SKİ öncesi 211 MPa olan nihai mukavemet değeri SKİ sonrasında 228 MPa seviyesine yükselmiştir.
14. SKK sonrasında KB'de SKİ sonrası oluşan yapıya benzer olarak oldukça ince taneli (ortalama $3 \mu m$) bir içyapı oluşmuştur. SKK sonrasında içyapı incelendiğinde içyapıda İTF, TSF, WF-Y, WF-NY ve FSK'nin olduğu görülmüştür.
15. SKK sonrası SKİ sonrasına benzer şekilde plastik deformasyona maruz kalmayan fakat SKK sırasında oluşan ısının etkisiyle ana malzemeden farklı bir içyapı sergileyen bir ITAB bölgesinin olduğu görülmüştür. SKK sonrası oluşan yapılar incelendiğinde ITAB bölgesinin İT-ITAB, K-ITAB ve KA-ITAB olmak üzere 3 ana bölgeye ayrıldığı görülmüştür.
16. MAG kaynağı sonrası kaynağın ikinci (son) pasosunun yapıldığı ve kaynak metalinin (KM) üst kısmına denk gelen kısımda, kaynak esnasında oluşan sıcaklık etkisiyle oldukça ince ve yönlendirilmiş tanelerden oluşan bir içyapı olduğu ortaya çıkmıştır. KM'nin orta ve alt kısımlarında (ilk kaynak pasosunun yapıldığı taraf) yönlendirilmiş tane yapısının son kaynak pasosu sırasında oluşan ısının etkisiyle ortadan kalktığı görülmüştür.
17. MAG kaynağı sonrası KM dışında kalan ancak kaynak esnasında oluşan ısının etkisiyle ana malzemeden farklı içyapı sergileyen bir ITAB bölgesi olduğu görülmüştür. ITAB

- bölgesi incelendiğinde KM'den uzaklaştıkça kaynak esnasında maruz kalınan ısının azalmasının sonucu olarak nispeten ince tanelerden oluşmuş bir içyapı meydana gelmiştir.
18. SKK sonrası KB'de tane incelmesinin sonucu olarak ana yapının 140 Hv olan sertlik değerlerinin ortalama 230 Hv seviyelerine çıktığı belirlenmiştir. Öte yandan SKK sonrası numunelerin üst kısmında oluşan nispeten daha ince taneli bölgelerde sertlik değerlerinin 250 Hv seviyelerine kadar yükseldiği de belirlenmiştir.
 19. SKK sonrası ITAB bölgesinde KB'ne göre bu bölgede plastik deformasyon olmaksızın sıcaklık değerlerinin artmasının bir sonucu olarak sertliğin bir miktar düştüğü, buna rağmen ana yapıya oranla yüksek değerler gösterdiği belirlenmiştir. ITAB bölgesi dışına çıkıldığında ise SKK esnasında oluşan sıcaklık değerlerin düşmesiyle sertlik değerlerinin oldukça düşerek ana yapının sertlik değerlerine yaklaştığı belirlenmiştir.
 20. MAG kaynağı sonrasında özellikle kaynağın son pasosunun yapıldığı ince ve yönlendirilmiş tanelerin bulunduğu bölgede ana yapı sertliği (140 Hv) ortalama 215 Hv seviyelerine yükselmiştir. KM'nin ortasına gelen kısımda ve ilk kaynak pasosunun yapıldığı bölgede de sertlik değerlerinin son pasosunun yapıldığı bölge kadar olmasa da yükseldiği saptanmıştır (~ 190 Hv).
 21. MAG kaynağı sonrasında ITAB bölgesinde sertlik değerlerinin ana yapıya oranla sıcaklığın etkisiyle bir miktar artmış, ITAB bölgesinin dışına çıkıldığında ise sertlik değerleri azalarak ana yapıya yakın sertlik değerleri elde edilmiştir.
 22. SKK ve MAG kaynağı sonrasında ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı içermeyen küçük boyutlu çekme numunelerinin mukavemet değerlerinde tane boyutundaki incelmeden (Hall-Petch etkisi) kaynaklı artış yaşanmıştır. Nitekim, SKK sonrası akma mukavemet değeri 256 MPa'dan 457 MPa, çekme mukavemet değeri ise 435 MPa'dan 585 MPa yükselmiştir. Benzer şekilde MAG kaynağı sonrasında da ana yapıya ait 256 MPa akma mukavemeti değerinin 386 MPa, 435 MPa olan çekme mukavemeti değerinin ise 524 MPa'a yükseldiği belirlenmiştir. Aynı çekme numunelerinin uzama değerleri incelendiğinde ise hem SKK hem de MAG kaynağı sonrasında değerlerinin ana yapıninkine oranla düştüğü belirlenmiştir. SKK sonrası ana yapıdaki uniform uzama değeri %18,4'den %14,6'ya, kopma uzaması değeri ise %44,2'den %32,9'a düşmüştür. MAG kaynağı sonrası ise uniform uzama değeri %18,4'den %17,5'e, kopma uzaması değeri ise %44,2'den %38,7'ye düştüğü belirlenmiştir. Her iki kaynak yöntemi sonrasında da uzama değerlerinde gerçekleşen bu düşüşün tane boyutundaki düşüşle ilişkili tane sınırı miktarının artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

23. SKK ve MAG kaynağı sonrasında ölçü uzunluğu bölgesinde ana yapıyı da içeren numunelerin mukavemet değerlerinde kopmanın ana yapıdan gerçekleşmesi nedeniyle ana yapıya göre bir değişim olmadığı belirlenmiştir. Öte yandan bu numunelerin uzama değerlerinde önemli ölçüde azalma olduğu görülmüştür. Uzama değerlerinde gerçekleşen düşüşe; numunelerde ölçü uzunluğuna hem ana yapı hem de kaynaklı bölge girerken, deney sırasında uzamaya büyük oranda sadece ana yapının katkıda bulunması neden olmuştur.
24. SKK ve MAG kaynağı sonrası eğme deneyi esnasındaki maksimum eğme kuvvetini önemli ölçüde artmış ve ana yapıya ait 373 N'luk maksimum eğme kuvveti SKK sonrası 476 N'a, MAG kaynağı sonrası ise 455 N'a yükselmiştir. Benzer şekilde deney esnasından oluşan maksimum eğme kuvveti ile hesaplanan kesitteki maksimum eğilme gerilmesi (σ_f) değerleri de SKK ve MAG kaynağı sonrasında ana yapıya göre (639 MPa) önemli ölçüde artarak sırasıyla 816 MPa ve 780 MPa değerlerine ulaşmıştır. Hem maksimum eğme kuvveti hem de maksimum eğme gerilmelerinde gerçekleşen bu artışa tane boyutundaki azalma sonucu meydana gelen mukavemet artışının neden olduğu belirlenmiştir.
25. Eğme deneyleri sonrasında maksimum eğme kuvvetindeki sehim değerlerinde SKK ve MAG kaynağı sonrasında bir miktar düşüş yaşanmıştır. Nitekim, ana yapıda elde edilen maksimum eğme kuvvetindeki sehim değeri (6,31 mm); SKK sonrası 5,69 mm'ye, MAG kaynağı sonrasında ise 5,78 mm'ye düşmüştür. SKK ve MAG kaynağı sonrası sehim miktarlarında yaşanan bu düşüşe malzemenin uzama değerlerinde yaşanan azalış neden olmuştur.
26. SKK ve MAG kaynağı sonrasında SKİ sonrasındakine benzer şekilde korozyon direncinde artış yaşandığı belirlenmiştir. Nitekim ana yapıdaki akım yoğunluğu (A/cm^2) $4,44 \cdot 10^{-6}$ değerinden SKK ve MAG kaynağı sonrasında sırasıyla $3,36 \cdot 10^{-6}$ ve $3,89 \cdot 10^{-6}$ değerlerine düşmüştür. Benzer şekilde ana yapıdaki korozyon hızı (mpy) değeri (1,75) önemli ölçüde azalarak SKK sonrası 1,32, MAG kaynağı sonrası ise 1,53 değerine düşmüştür. SKK ve MAG kaynağı sonrasında kaynaklı bölgelerde gerçekleşen tane incelmesinin çukurcuk korozyonu esnasında malzeme yüzeyinde oluşan çukurcukların boyutlarının ve derinliklerinin azalmasına neden olarak korozyon dayanımını artmasına neden olduğu belirlenmiştir.

5. ÖNERİLER

1. SKİ yöntemini ile mekanik özellikleri geliştirilmiş plakaların imalatta aktif olarak kullanılabilmesi adına uzun mesafelerde SKİ uygulamasının gerçekleştirilebileceği tezgahlar tasarlanabilir.
2. Gemi imalatında SKK'nın kullanılabilmesi için çeşitli geometride yüzeylerin kaynağının yapılmasını sağlayacak otomasyon SKK cihazları tasarlanabilir.
3. Şekil verilebilirlik (Erichsen) deneyi'nin çözümü sayısal analiz programlarında modellenabilir. Başarılı sonuçların elde edildiği bir model, malzemelerin mekanik özelliklerinin değişimi sonucunda şekil verilebilirlik davranışlarının belirlenmesi konusunda yararlı olacaktır.
4. Gemi imalatında kullanılan yüksek mukavemetli çeliklerin SKİ ile mekanik özelliklerinin geliştirilmesi ve SKK ile kaynak edilebilmesi adına çalışmalar gerçekleştirilebilir. Yapılacak çalışmalar da başarılı sonuçlar elde edilebilmesi, düşük-orta mukavemetli gemi imalat çelikleri yanında yüksek mukavemetli gemi imalat çeliklerinde de her iki yöntemin başarıyla uygulanabildiğini gösterecektir.

6. KAYNAKLAR

1. Eyres, D.J., Ship Construction, Butterworth-Heinemann, 2001.
2. Masubuchi, K., Welding Problems in Shipbuilding, SNAME, 1969.
3. Bhadeshia, H. ve Honeycombe, R., Steels: Microstructure and Properties, Elsevier Science, 2011.
4. Klepaczko, J.R., Rusinek, A., Rodríguez-Martínez, J.A., Pęcherski, R.B. ve Arias, A., Modelling of thermo-viscoplastic behaviour of DH-36 and Weldox 460-E structural steels at wide ranges of strain rates and temperatures, comparison of constitutive relations for impact problems, Mechanics of Materials, 41,5 (2009) 599-621.
5. Anonim, Türk Loydu Malzeme Kuralları, Türk Loydu, 2017.
6. Turan, E., Koçal, T. ve Ünlügençoğlu, K., Welding Technologies In Shipbuilding Industry, TOJSAT : The Online Journal of Science and Technology, 1,4 (2011) 7.
7. İnce, İ., Demir Esaslı Malzemelerin Sürtünme-Karıştırma Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Dikiş Özelliklerine Etkisi, Yıldız Technical University, Department of Mechanical Engineering İstanbul, 2011.
8. Anık, S. ve Vural, M., Gazaltı Ark Kaynağı (TIG-MIG-MAG), Gedik Eğitim Vakfı Kaynak Teknolojisi Eğitim Arastırma ve Muayene Enstitüsü Yayın No:3, İstanbul, 1997.
9. Mishra, R.S. ve Ma, Z.Y., Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering: R: Reports, 50,1 (2005) 1-78.
10. Ma, Z.Y., Friction Stir Processing Technology: A Review, Metallurgical and Materials Transactions A, 39,3 (2008) 642-658.
11. Mironov, S., Sato, Y.S. ve Kokawa, H., Microstructural evolution during friction stir-processing of pure iron, Acta Materialia, 56,11 (2008) 2602-2614.
12. Rhodes, C.G., Mahoney, M.W., Bingel, W.H. ve Calabrese, M., Fine-grain evolution in friction-stir processed 7050 aluminum, Scripta Materialia, 48,10 (2003) 1451-1455.
13. Su, J.-Q., Nelson, T.W. ve Sterling, C.J., Friction stir processing of large-area bulk UFG aluminum alloys, Scripta Materialia, 52,2 (2005) 135-140.
14. Santella, M.L., Engstrom, T., Storjohann, D. ve Pan, T.Y., Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356, Scripta Materialia, 53,2 (2005) 201-206.

15. Ma, Z.Y., Pilchak, A.L., Juhas, M.C. ve Williams, J.C., Microstructural refinement and property enhancement of cast light alloys via friction stir processing, Scripta Materialia, 58,5 (2008) 361-366.
16. Nandan, R., DebRoy, T. ve Bhadeshia, H.K.D.H., Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties, Progress in Materials Science, 53,6 (2008) 980-1023.
17. 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,Supplement C (2017) 129-138.
18. 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, Journal of Materials Science & Technology, (2017).
19. 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, Materials Science and Engineering: A, 490,1 (2008) 403-410.
20. 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 Annals, 57,2 (2008) 716-735.
21. 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, Materials Science and Engineering: A, 636,Supplement C (2015) 311-319.
22. Chen, Y.C. ve Nakata, K., Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel, Materials Characterization, 60,12 (2009) 1471-1475.
23. 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, Materials Science and Engineering: A, 670,Supplement C (2016) 9-16.
24. 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, Materials & Design, 29,2 (2008) 362-373.
25. 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, Materials & Design, 32,4 (2011) 2034-2041.
26. Huang, C., Li, W., Zhang, Z., Planche, M.-p., Liao, H. ve Montavon, G., Effect of Tool Rotation Speed on Microstructure and Microhardness of Friction-Stir-Processed Cold-Sprayed SiCp/Al5056 Composite Coating, Journal of Thermal Spray Technology, 25,7 (2016) 1357-1364.

27. 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, Materials Science and Engineering: A, 575, Supplement C (2013) 30-34.
28. Darras, B. ve Kishta, E., Submerged friction stir processing of AZ31 Magnesium alloy, Materials & Design, 47, Supplement C (2013) 133-137.
29. Sharma, V., Prakash, U. ve Kumar, B.V.M., Surface composites by friction stir processing: A review, Journal of Materials Processing Technology, 224, Supplement C (2015) 117-134.
30. Gan, Y.X., Solomon, D. ve Reinbolt, M., Friction Stir Processing of Particle Reinforced Composite Materials, Materials, 3,1 (2010) 329-350.
31. Chabok, A. ve Dehghani, K., Effect of Processing Parameters on the Mechanical Properties of Interstitial Free Steel Subjected to Friction Stir Processing, Journal of Materials Engineering and Performance, 22,5 (2013) 1324-1330.
32. 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, Applied Surface Science, 308, Supplement C (2014) 184-192.
33. Dehghani, K. ve Chabok, A., Dependence of Zener parameter on the nanograins formed during friction stir processing of interstitial free steels, Materials Science and Engineering: A, 528,13 (2011) 4325-4330.
34. 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, Journal of Materials Engineering and Performance, 26,2 (2017) 849-860.
35. Amirafshar, A. ve Pouraliakbar, H., Effect of tool pin design on the microstructural evolutions and tribological characteristics of friction stir processed structural steel, Measurement, 68, Supplement C (2015) 111-116.
36. Xue, P., Li, W.D., Wang, D., Wang, W.G., Xiao, B.L. ve Ma, Z.Y., Enhanced mechanical properties of medium carbon steel casting via friction stir processing and subsequent annealing, Materials Science and Engineering: A, 670, Supplement C (2016) 153-158.
37. Khademi, A.R. ve Afsari, A., Fabrications of Surface Nanocomposite by Friction Stir Processing to Improve Mechanical and Microstructural Properties of Low Carbon Steel, Transactions of the Indian Institute of Metals, 70,5 (2017) 1193-1198.
38. Chabok, A. ve Dehghani, K., Formation of nanograin in IF steels by friction stir processing, Materials Science and Engineering: A, 528,1 (2010) 309-313.

39. Rezaei-Nejad, S.S., Abdollah-zadeh, A., Hajian, M., Kargar, F. ve Seraj, R., Formation of Nanostructure in AISI 316L Austenitic Stainless Steel by Friction Stir Processing, Procedia Materials Science, 11,Supplement C (2015) 397-402.
40. 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,Supplement C (2016) 94-100.
41. 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, 297,1 (2013) 998-1005.
42. 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, Materials & Design, 67,Supplement C (2015) 82-94.
43. Dodds, S., Jones, A.H. ve Cater, S., Tribological enhancement of AISI 420 martensitic stainless steel through friction-stir processing, Wear, 302,1 (2013) 863-877.
44. Gunter, C., Miles, M.P., Liu, F.C. ve Nelson, T.W., Solid state crack repair by friction stir processing in 304L stainless steel, Journal of Materials Science & Technology, (2017).
45. Grewal, H.S., Agrawal, A., Singh, H. ve Arora, H.S., Cavitation Erosion Studies on Friction Stir Processed Hydroturbine Steel, Transactions of the Indian Institute of Metals, 65,6 (2012) 731-734.
46. 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, 267,1 (2009) 350-355.
47. 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, Metallurgical and Materials Transactions A, 47,7 (2016) 3564-3572.
48. Yasavol, N. ve Jafari, H., Microstructure, Mechanical and Corrosion Properties of Friction Stir-Processed AISI D2 Tool Steel, Journal of Materials Engineering and Performance, 24,5 (2015) 2151-2157.
49. Mehranfar, M. ve Dehghani, K., Producing nanostructured super-austenitic steels by friction stir processing, Materials Science and Engineering: A, 528,9 (2011) 3404-3408.
50. Lorenzo-Martin, C. ve Ajayi, O.O., Rapid surface hardening and enhanced tribological performance of 4140 steel by friction stir processing, Wear, 332-333,Supplement C (2015) 962-970.
51. Costa, M.I., Verdera, D., Vieira, M.T. ve Rodrigues, D.M., Surface enhancement of cold work tool steels by friction stir processing with a pinless tool, Applied Surface Science, 296,Supplement C (2014) 214-220.

52. Grewal, H.S., Arora, H.S., Singh, H. ve Agrawal, A., Surface modification of hydroturbine steel using friction stir processing, Applied Surface Science, 268,Supplement C (2013) 547-555.
53. Razmpoosh, M.H., Zarei-Hanzaki, A., Heshmati-Manesh, S., Fatemi-Varzaneh, S.M. ve Marandi, A., The Grain Structure and Phase Transformations of TWIP Steel During Friction Stir Processing, Journal of Materials Engineering and Performance, 24,7 (2015) 2826-2835.
54. Yasavol, N. ve Ramalho, A., Wear properties of friction stir processed AISI D2 tool steel, Tribology International, 91,Supplement C (2015) 177-183.
55. 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, Materials and Manufacturing Processes, 31,12 (2016) 1565-1572.
56. Xie, G.M., Cui, H.B., Luo, Z.A., Misra, R.D.K. ve Wang, G.D., Asymmetric distribution of microstructure and impact toughness in stir zone during friction stir processed a high strength pipeline steel, Materials Science and Engineering: A, 704,Supplement C (2017) 401-411.
57. Su, J.Q., Nelson, T.W., Mishra, R. ve Mahoney, M., Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium, Acta Materialia, 51,3 (2003) 713-729.
58. Rhodes, C.G., Mahoney, M.W., Bingel, W.H., Spurling, R.A. ve Bampton, C.C., Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum, Scripta Materialia, 36,1 (1997) 69-75.
59. Xu, N., Song, Q. ve Bao, Y., Enhanced strength and ductility of friction stir welded Cu joint by using large load with extremely low welding and rotation speed, Materials Letters, 205,Supplement C (2017) 219-222.
60. Han, W., Liu, P., Yi, X., Zhan, Q., Wan, F., Yabuuchi, K., Serizawa, H. ve Kimura, A., Impact of friction stir welding on recrystallization of oxide dispersion strengthened ferritic steel, Journal of Materials Science & Technology, (2017).
61. Liu, Z., Xin, R., Liu, D., Shu, X. ve Liu, Q., Textural variation in triple junction region of friction stir welded Mg alloys and its influence on twinning and fracture, Materials Science and Engineering: A, 658,Supplement C (2016) 185-191.
62. Davoren, B., Ferg, E.E. ve Hattingh, D., Tribocorrosion of friction-stir-welded Ti6AL4V in 3.5% NaCl aqueous solution, Wear, 390-391,Supplement C (2017) 246-252.
63. Tongne, A., Jahazi, M., Feulvarch, E. ve Desrayaud, C., Banded structures in friction stir welded Al alloys, Journal of Materials Processing Technology, 221,Supplement C (2015) 269-278.
64. Nagasawa, T., Otsuka, M., Yokota, T. ve Ueki, T., Essential Readings in Magnesium Technology, Structure and Mechanical Properties of Friction Stir Weld Joints of

- Magnesium Alloy AZ31, S.N. Mathaudhu, et al. editors, Springer International Publishing, Cham, 517-521, 2016.
65. Zhi-hong, F., Di-qiu, H. ve Hong, W., Friction stir welding of aluminum alloys, Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 19,1 (2004) 61-64.
 66. Kaluç, E. ve Taban, E., Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi (Sürtünme Karıştırma Kaynağı), TMMOB Makine Mühendisleri Odası MMO, (2007) 460.
 67. Çam, G., Sürtünme Karıştırma Kaynağındaki Gelişmeler, TMMOB Makina Mühendisleri Odası Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, 2003, 47-63.
 68. Jafarzadegan, M., Feng, A.H., Abdollah-zadeh, A., Saeid, T., Shen, J. ve Assadi, H., Microstructural characterization in dissimilar friction stir welding between 304 stainless steel and st37 steel, Materials Characterization, 74,Supplement C (2012) 28-41.
 69. Ahmed, M.M.Z., Ataya, S., El-Sayed Seleman, M.M., Ammar, H.R. ve Ahmed, E., Friction stir welding of similar and dissimilar AA7075 and AA5083, Journal of Materials Processing Technology, 242,Supplement C (2017) 77-91.
 70. Rafiei, R., Ostovari Moghaddam, A., Hatami, M.R., Khodabakhshi, F., Abdolazadeh, A. ve Shokuhfar, A., Microstructural characteristics and mechanical properties of the dissimilar friction-stir butt welds between an Al–Mg alloy and A316L stainless steel, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 90,9 (2017) 2785-2801.
 71. Shah, L.H., Othman, N.H. ve Gerlich, A., Review of research progress on aluminium–magnesium dissimilar friction stir welding, Science and Technology of Welding and Joining, (2017) 1-15.
 72. Mehta, K.P. ve Badheka, V.J., Effects of Tilt Angle on the Properties of Dissimilar Friction Stir Welding Copper to Aluminum, Materials and Manufacturing Processes, 31,3 (2016) 255-263.
 73. Kafalı, H. ve Ay, N., Sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirilmiş havacılık ve uzay yapılarında kullanılan Al 6013-t6 alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi, Havacılık ve Uzay Teknolojileri Dergisi, 7:2 (2014) 85-101.
 74. Özdemir, N., Büyükarıslan, S. ve Sarsılmaz, F., Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA1030 alaşımında karıştırıcı uç, devir sayısı ve ilerleme hızının mekanik davranışlar üzerine etkisi, Fırat Üniversitesi Fen ve Müh. Bil. Dergisi, 19:4 (2007) 575-582.
 75. Sarsılmaz, F. ve Özdemir, N., AA1050/AA6061 alüminyum alaşım çiftinin sürtünme karıştırma kaynağında karıştırıcı uç profillerinin mekanik özellikler üzerine etkisi, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, 6:2 (2008) 61-65.
 76. Sarsılmaz, F., Özdemir, N. ve Özel, S., Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilen AA6061/AA7075 çiftinde karıştırıcı uç omuz genişliğinin mekanik özellikler üzerine etkisi, Selçuk Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu Teknik-Online Dergi, 7:1 (2008) 51-61.

77. Greitmann, M.J. ve Deimel, P., Friction stir welding – innovative technology for joining aluminium components, Otto - Graf - Journal, 16 (2005) 185-192.
78. Aktarer, S.M., Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Birleştirilen IF 7114 Çeliğinin Mekanik Özelliklerinin ve Mikroyapısının İncelenmesi, Karadeniz Technical University, Mechanical Engineering, Trabzon, 2011.
79. Toumpis, A., Galloway, A., Cater, S. ve McPherson, N., Development of a process envelope for friction stir welding of DH36 steel – A step change, Materials & Design (1980-2015), 62,Supplement C (2014) 64-75.
80. Tingey, C., Galloway, A., Toumpis, A. ve Cater, S., Effect of tool centreline deviation on the mechanical properties of friction stir welded DH36 steel, Materials & Design (1980-2015), 65,Supplement C (2015) 896-906.
81. Karami, S., Jafarian, H., Eivani, A.R. ve Kheirandish, S., Engineering tensile properties by controlling welding parameters and microstructure in a mild steel processed by friction stir welding, Materials Science and Engineering: A, 670,Supplement C (2016) 68-74.
82. Siddiquee, A.N. ve Pandey, S., Experimental investigation on deformation and wear of WC tool during friction stir welding (FSW) of stainless steel, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 73,1 (2014) 479-486.
83. Siddiquee, A.N., pandey, S. ve Khan, N.Z., Friction Stir Welding of Austenitic Stainless Steel: A Study on Microstructure and Effect of Parameters on Tensile Strength, Materials Today: Proceedings, 2,4 (2015) 1388-1397.
84. Husain, M.M., Sarkar, R., Pal, T.K., Prabhu, N. ve Ghosh, M., Friction Stir Welding of Steel: Heat Input, Microstructure, and Mechanical Property Co-relation, Journal of Materials Engineering and Performance, 24,9 (2015) 3673-3683.
85. Sabooni, S., Karimzadeh, F., Enayati, M.H. ve Ngan, A.H.W., Friction-stir welding of ultrafine grained austenitic 304L stainless steel produced by martensitic thermomechanical processing, Materials & Design, 76,Supplement C (2015) 130-140.
86. Sabooni, S., Karimzadeh, F., Enayati, M.H., Ngan, A.H.W. ve Jabbari, H., Gas tungsten arc welding and friction stir welding of ultrafine grained AISI 304L stainless steel: Microstructural and mechanical behavior characterization, Materials Characterization, 109,Supplement C (2015) 138-151.
87. Jeon, J.J., Mironov, S., Sato, Y.S., Kokawa, H., Park, S.H.C. ve Hirano, S., Grain Structure Development During Friction Stir Welding of Single-Crystal Austenitic Stainless Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 44,7 (2013) 3157-3166.
88. Shashi Kumar, S., Murugan, N. ve Ramachandran, K.K., Influence of tool material on mechanical and microstructural properties of friction stir welded 316L austenitic stainless steel butt joints, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 58,Supplement C (2016) 196-205.

89. Kim, K.H., Bang, H.S., Bang, H.S. ve Kaplan, A.F.H., Joint properties of ultra thin 430M2 ferritic stainless steel sheets by friction stir welding using pinless tool, Journal of Materials Processing Technology, 243,Supplement C (2017) 381-386.
90. Fujii, H., Cui, L., Nakata, K. ve Nogi, K., Mechanical Properties of Friction Stir Welded Carbon Steel Joints — Friction Stir Welding with and without Transformation, Welding in the World, 52,9 (2008) 75-81.
91. Kokawa, H., Park, S.H.C., Sato, Y.S., Okamoto, K., Hirano, S. ve Inagaki, M., Microstructures in Friction Stir Welded 304 Austenitic Stainless Steel, Welding in the World, 49,3 (2005) 34-40.
92. Al-moussawi, M., Smith, A.J., Young, A., Cater, S. ve Faraji, M., Modelling of friction stir welding of DH36 steel, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 92,1 (2017) 341-360.
93. Toumpis, A., Galloway, A., Molter, L. ve Polezhayeva, H., Systematic investigation of the fatigue performance of a friction stir welded low alloy steel, Materials & Design, 80,Supplement C (2015) 116-128.
94. Cho, H.-H., Hong, S.-T., Roh, J.-H., Choi, H.-S., Kang, S.H., Steel, R.J. ve Han, H.N., Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel, Acta Materialia, 61,7 (2013) 2649-2661.
95. Lakshminarayanan, A.K. ve Balasubramanian, V., Understanding the parameters controlling friction stir welding of AISI 409M ferritic stainless steel, Metals and Materials International, 17,6 (2011) 969-981.
96. Dawson, H., Serrano, M., Cater, S., Iqbal, N., Almásy, L., Tian, Q. ve Jimenez-Melero, E., Impact of friction stir welding on the microstructure of ODS steel, Journal of Nuclear Materials, 486,Supplement C (2017) 129-137.
97. Sun, Y. ve Fujii, H., Effect of abnormal grain growth on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SPCC steel plates, Materials Science and Engineering: A, 694,Supplement C (2017) 81-92.
98. Dawson, H., Serrano, M., Hernandez, R., Cater, S. ve Jimenez-Melero, E., Mechanical properties and fracture behaviour of ODS steel friction stir welds at variable temperatures, Materials Science and Engineering: A, 693,Supplement C (2017) 84-92.
99. Lienert, T.J., Stellwag, W.L., Grimmett, B.B. ve Warke, W.W., Friction Stir Welding Studies on Mild Steel, Welding Journal, (2003) 1-9.
100. Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N. ve Nogi, K., Friction stir welding of a high carbon steel, Scripta Materialia, 56,7 (2007) 637-640.
101. Sato, Y.S., Yamanoi, H., Kokawa, H. ve Furuhashi, T., Characteristics of Microstructure in Ultrahigh Carbon Steel Produced during Friction Stir Welding, Isij International, 48,1 (2008) 71-76.

102. Manugula, V.L., Rajulapati, K.V., Madhusudhan Reddy, G., Mythili, R. ve Bhanu Sankara Rao, K., A critical assessment of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded reduced activation ferritic–martensitic steel, Materials & Design, 92,Supplement C (2016) 200-212.
103. Manvatkar, V., De, A., Svensson, L.E. ve DebRoy, T., Cooling rates and peak temperatures during friction stir welding of a high-carbon steel, Scripta Materialia, 94,Supplement C (2015) 36-39.
104. 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, Journal of Mechanical Science and Technology, 28,12 (2014) 5143-5148.
105. Nathan, S.R., Malarvizhi, S., Balasubramanian, V. ve Rao, A.G., Failure analysis of tungsten based tool materials used in friction stir welding of high strength low alloy steels, Engineering Failure Analysis, 66,Supplement C (2016) 88-98.
106. Chung, Y.D., Fujii, H., Ueji, R. ve Tsuji, N., Friction stir welding of high carbon steel with excellent toughness and ductility, Scripta Materialia, 63,2 (2010) 223-226.
107. Sun, Y. ve Fujii, H., Improved resistance to hydrogen embrittlement of friction stir welded high carbon steel plates, International Journal of Hydrogen Energy, 40,25 (2015) 8219-8229.
108. Imam, M., Ueji, R. ve Fujii, H., Microstructural control and mechanical properties in friction stir welding of medium carbon low alloy S45C steel, Materials Science and Engineering: A, 636,Supplement C (2015) 24-34.
109. Ramesh, R., Dinaharan, I., Kumar, R. ve Akinlabi, E.T., Microstructure and mechanical characterization of friction stir welded high strength low alloy steels, Materials Science and Engineering: A, 687,Supplement C (2017) 39-46.
110. Khodir, S.A., Morisada, Y., Ueji, R. ve Fujii, H., Microstructures and mechanical properties evolution during friction stir welding of SK4 high carbon steel alloy, Materials Science and Engineering: A, 558,Supplement C (2012) 572-578.
111. Tribe, A. ve Nelson, T.W., Study on the fracture toughness of friction stir welded API X80, Engineering Fracture Mechanics, 150,Supplement C (2015) 58-69.
112. Cui, H.B., Xie, G.M., Luo, Z.A., Ma, J., Wang, G.D. ve Misra, R.D.K., The microstructural evolution and impact toughness of nugget zone in friction stir welded X100 pipeline steel, Journal of Alloys and Compounds, 681,Supplement C (2016) 426-433.
113. Meshram, S.D., Paradkar, A.G., Reddy, G.M. ve Pandey, S., Friction stir welding: An alternative to fusion welding for better stress corrosion cracking resistance of maraging steel, Journal of Manufacturing Processes, 25,Supplement C (2017) 94-103.

114. Nelson, T.W. ve Rose, S.A., Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel, Journal of Materials Processing Technology, 231,Supplement C (2016) 66-74.
115. Ronevich, J.A., Somerday, B.P. ve Feng, Z., Hydrogen accelerated fatigue crack growth of friction stir welded X52 steel pipe, International Journal of Hydrogen Energy, 42,7 (2017) 4259-4268.
116. Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N., Nakata, K., Nogi, K., Ikeda, R. ve Matsushita, M., Transformation in Stir Zone of Friction Stir Welded Carbon Steels with Different Carbon Contents, Isij International, 47,2 (2007) 299-306.
117. Martin, J. ve Wei, S., Friction Stir Welding and Processing VIII, Friction Stir Welding Technology for Marine Applications, R.S. Mishra, et al. editors, Springer International Publishing, Cham, 219-226, 2016.
118. Johnson, R. ve Threadgill, P.L., Progress in friction stir welding of aluminium and steel for marine applications, Advanced Marine Materials: Technology and Applications, (2003) 1-6.
119. Robert V. Bolderson, B.G. ve Raymond M. Walker, K.S.E. Advanced Metals Joining for Lightweight Titanium and Aluminium Structures, Marine Technology Center.
120. Toumpis, A., Galloway, A., Cater, S., Burling, P. ve Stanhope, C., Friction stir welding of steel for marine applications, 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE 2014, 2014.
121. Feistauer, E.E., Bergmann, L.A., Barreto, L.S. ve dos Santos, J.F., Mechanical behaviour of dissimilar friction stir welded tailor welded blanks in Al-Mg alloys for Marine applications, Materials & Design, 59,Supplement C (2014) 323-332.
122. Konkol, P.J., Mathers, J.A., Johnson, R. ve Pickens, J.R., Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel for Shipbuilding, Journal of Ship Production, 19,3 (2003) 159-164.
123. Ni, D.R., Xiao, B.L., Ma, Z.Y., Qiao, Y.X. ve Zheng, Y.G., Corrosion properties of friction-stir processed cast NiAl bronze, Corrosion Science, 52,5 (2010) 1610-1617.
124. Reynolds, A.P., Tang, W., Posada, M. ve Deloach, J., Friction stir welding of DH36 steel, Science and Technology of Welding and Joining, 8,6 (2003) 455-460.
125. Keleş, H. ve Küçükömeroğlu, T., Pompa Çarkı Malzemesi Nikel Alüminyum Bronz'a Uygulanan Sürtünme Karıştırma Prosesinin Malzemenin Kavitasyon Direncine Etkisi, Tesisat Dergisi, 246 (2016) 106-116.
126. Zhang, S. ve Khan, I., Buckling and ultimate capability of plates and stiffened panels in axial compression, Marine Structures, 22,4 (2009) 791-808.
127. Ölmez, H., Gemi Gövde Kirişi Göçme Mukavemetinin Kademeli Göçme Analizi Yaklaşımıyla Belirlenmesi, Karadeniz Technical University, Mechanical Engineering, Trabzon, 2014.

128. Karvinen, K.G. ve Pegg, N.G., A simplified method for nonlinear failure analysis of stiffened plates, Marine Structures, 19,2 (2006) 97-109.
129. Zhang, Y.N., Cao, X., Larose, S. ve Wanjara, P., Review of tools for friction stir welding and processing, Canadian Metallurgical Quarterly, 51,3 (2012) 250-261.
130. Arora, H.S., Singh, H. ve Dhindaw, B.K., Composite fabrication using friction stir processing—a review, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 61,9 (2012) 1043-1055.
131. Thewlis, G., Classification and quantification of microstructures in steels, Materials Science and Technology, 20,2 (2004) 143-160.
132. He, X., Gu, F. ve Ball, A., A review of numerical analysis of friction stir welding, Progress in Materials Science, 65,Supplement C (2014) 1-66.
133. Tutunchilar, S., Haghpanahi, M., Besharati Givi, M.K., Asadi, P. ve Bahemmat, P., Simulation of material flow in friction stir processing of a cast Al–Si alloy, Materials & Design, 40,Supplement C (2012) 415-426.
134. Krishnan, K.N., On the formation of onion rings in friction stir welds, Materials Science and Engineering: A, 327,2 (2002) 246-251.
135. Kumar, K. ve Kailas, S.V., The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, Materials Science and Engineering: A, 485,1 (2008) 367-374.
136. Sutton, M.A., Yang, B., Reynolds, A.P. ve Taylor, R., Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum, Materials Science and Engineering: A, 323,1 (2002) 160-166.
137. Mahoney, M.W., Rhodes, C.G., Flintoff, J.G., Bingel, W.H. ve Spurling, R.A., Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum, Metallurgical and Materials Transactions A, 29,7 (1998) 1955-1964.
138. Cho, J.-H., Boyce, D.E. ve Dawson, P.R., Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel, Materials Science and Engineering: A, 398,1 (2005) 146-163.
139. Cizek, P., Bai, F., Rainforth, W.M. ve Beynon, J.H., Fine Structure of Shear Bands Formed during Hot Deformation of Two Austenitic Steels, Materials Transactions, 45 (2004) 2157-2164.
140. Di Martino, S.F. ve Thewlis, G., Transformation Characteristics of Ferrite/Carbide Aggregate in Continuously Cooled, Low Carbon-Manganese Steels, Metallurgical and Materials Transactions A, 45,2 (2014) 579-594.
141. Threadgill, P.L., Terminology in friction stir welding, Science and Technology of Welding and Joining, 12,4 (2007) 357-360.

142. Lippold, J.C., *Welding Metallurgy and Weldability, Welding Metallurgy Principles*, John Wiley & Sons, Inc, 9-83, 2015.
143. Benjamin, J.S., *Mechanical Alloying*, Scientific American, 234,5 (1976) 40-49.
144. Burton, B., *Interfacial stresses at inclusions during grain-boundary sliding*, Philosophical Magazine A, 82,11 (2002) 2303-2320.
145. Milas, I. ve Carter, E.A., *Effect of dopants on alumina grain boundary sliding: implications for creep inhibition*, Journal of Materials Science, 44,7 (2009) 1741.
146. Sugino, Y., Ukai, S., Leng, B., Oono, N., Hayashi, S., Kaito, T. ve Ohtsuka, S., *Grain boundary sliding at high temperature deformation in cold-rolled ODS ferritic steels*, Journal of Nuclear Materials, 452,1 (2014) 628-632.
147. Su, J.-Q., Nelson, T.W. ve Sterling, C.J., *Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys*, Materials Science and Engineering: A, 405,1 (2005) 277-286.
148. Prangnell, P.B. ve Heason, C.P., *Grain structure formation during friction stir welding observed by the 'stop action technique'*, Acta Materialia, 53,11 (2005) 3179-3192.
149. Costa, M.I., Leitão, C., Ramalho, A. ve Rodrigues, D.M., *Local improvement of structural steels high-friction properties by friction stir texturing*, Journal of Materials Processing Technology, 217,Supplement C (2015) 272-277.
150. Hansen, N., Huang, X. ve Hughes, D.A., *Microstructural evolution and hardening parameters*, Materials Science and Engineering: A, 317,1 (2001) 3-11.
151. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. ve Maier, H.J., *Improvement of formability of ultrafine-grained materials by post-SPD annealing*, Materials Science and Engineering: A, 619,Supplement C (2014) 119-128.
152. Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. ve Maier, H.J., *Formability of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steels*, Metallurgical and Materials Transactions A, 44,9 (2013) 4194-4206.
153. Saray, O., *Eş Kanallı Açısız Ekstrüzyon Yöntemi ile Yüksek Dayanımlı IF Çeliğinin Geliştirilmesi ve Yöntemin Bu Çelikten Üretilen Saclara Uygulanması*, Karadeniz Technical University, Mechanical Engineering, Trabzon, 2013.
154. Becker, R., *Effects of strain localization on surface roughening during sheet forming*, Acta Materialia, 46,4 (1998) 1385-1401.
155. Wouters, O., Vellinga, W.P., Tijum, R.V. ve de Hosson, J.T.M., *On the evolution of surface roughness during deformation of polycrystalline aluminum alloys*, Acta Materialia, 53,15 (2005) 4043-4050.
156. Ray, A., Paul, S.K. ve Jha, S., *Effect of Inclusions and Microstructural Characteristics on the Mechanical Properties and Fracture Behavior of a High- Strength Low- Alloy Steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 4,6 (1995) 679-688.

157. Joo, M.S., Suh, D.W. ve Bhadeshia, H.K.D.H., Mechanical Anisotropy in Steels for Pipelines, Isij International, 53,8 (2013) 1305-1314.
158. Tsuji, N., Okuno, S., Koizumi, Y. ve Minamino, Y., Toughness of Ultrafine Grained Ferritic Steels Fabricated by ARB and Annealing Process, Materials Transactions, 45 (2004) 2272-2281.
159. Song, R., Ponge, D., Raabe, D., Speer, J.G. ve Matlock, D.K., Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels, Materials Science and Engineering: A, 441,1 (2006) 1-17.
160. Shin, S.Y., Hwang, B., Kim, S. ve Lee, S., Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels, Materials Science and Engineering: A, 429,1 (2006) 196-204.
161. Calcagnotto, M., Ponge, D. ve Raabe, D., Effect of grain refinement to 1 μ m on strength and toughness of dual-phase steels, Materials Science and Engineering: A, 527,29 (2010) 7832-7840.
162. Huang, S.-J., Semenov, V.I., Shuster, L.S. ve Lin, P.-C., Tribological properties of the low-carbon steels with different micro-structure processed by heat treatment and severe plastic deformation, Wear, 271,5 (2011) 705-711.
163. Hasegawa, M. ve Osawa, M., Corrosion Behavior of Ultrafine Grained Austenitic Stainless Steel, Corrosion, 40,7 (1984) 371-374.
164. Afshari, V. ve Dehghanian, C., Effects of grain size on the electrochemical corrosion behaviour of electrodeposited nanocrystalline Fe coatings in alkaline solution, Corrosion Science, 51,8 (2009) 1844-1849.
165. Argade, G.R., Kandasamy, K., Panigrahi, S.K. ve Mishra, R.S., Corrosion behavior of a friction stir processed rare-earth added magnesium alloy, Corrosion Science, 58,Supplement C (2012) 321-326.
166. Jinlong, L., Tongxiang, L., Chen, W. ve Limin, D., Effect of ultrafine grain on tensile behaviour and corrosion resistance of the duplex stainless steel, Materials Science and Engineering: C, 62,Supplement C (2016) 558-563.
167. Atapour, M., Dana, M.M. ve Ashrafizadeh, F., A Corrosion Study of Grain-Refined 304L Stainless Steels Produced by the Martensitic Process, International Journal of ISSI, 12 (2015) 30-38.
168. Pisarek, M., Kędzierzawski, P., Janik-Czachor, M. ve Kurzydłowski, K.J., Effect of hydrostatic extrusion on passivity breakdown on 303 austenitic stainless steel in chloride solution, Journal of Solid State Electrochemistry, 13,2 (2009) 283-291.

169. Di Schino, A., Barteri, M. ve Kenny, J.M., Grain size dependence of mechanical, corrosion and tribological properties of high nitrogen stainless steels, Journal of Materials Science, 38,15 (2003) 3257-3262.
170. Di Schino, A. ve Kenny, J.M., Effect of grain size on the corrosion resistance of a high nitrogen-low nickel austenitic stainless steel, Journal of Materials Science Letters, 21,24 (2002) 1969-1971.
171. Di Schino, A. ve Kenny, J.M., Effects of the grain size on the corrosion behavior of refined AISI 304 austenitic stainless steels, Journal of Materials Science Letters, 21,20 (2002) 1631-1634.
172. Hao, Y.-w., Deng, B., Zhong, C., Jiang, Y.-m. ve Li, J., Effect of Surface Mechanical Attrition Treatment on Corrosion Behavior of 316 Stainless Steel, Journal of Iron and Steel Research, International, 16,2 (2009) 68-72.
173. Biswas, B.K., Bandyopadhyay, A. ve Pal, P.K., Microstructure and microhardness of flux-cored arc-welded joints for boiler quality steel, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 80,9 (2015) 2061-2072.
174. Ragu Nathan, S., Balasubramanian, V., Malarvizhi, S. ve Rao, A.G., Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints, Defence Technology, 11,3 (2015) 308-317.
175. Wang, X.L., Nan, Y.R., Xie, Z.J., Tsai, Y.T., Yang, J.R. ve Shang, C.J., Influence of welding pass on microstructure and toughness in the reheated zone of multi-pass weld metal of 550MPa offshore engineering steel, Materials Science and Engineering: A, 702,Supplement C (2017) 196-205.
176. Mokhtabad Amrei, M., Verreman, Y., Bridier, F., Thibault, D. ve Bocher, P., Microstructure Characterization of Single and Multipass 13Cr4Ni Steel Welded Joints, Metallography, Microstructure, and Analysis, 4,3 (2015) 207-218.
177. Kahraman, N., Gülenç, B. ve Durgutlu, A., Investigation of The Effect Of Electrode Extension Distance on Microstructural and Mechanical Properties of Low Carbon Steel Welded With Submerged Arc Welding, Gümüşhane Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi, 18(3) (2005) 473-480.
178. Kim, J.H., Oh, Y.J., Hwang, I.S., Kim, D.J. ve Kim, J.T., Fracture behavior of heat-affected zone in low alloy steels, Journal of Nuclear Materials, 299,2 (2001) 132-139.

ÖZGEÇMİŞ

Dursun Murat SEKBAN, 1987 yılında Alaçam/Samsun'da doğdu. 2005 yılında, Samsun Anadolu Lisesi'nden mezun oldu. 2009 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi, Sürmene Deniz Bilimleri Fakültesi, Gemi İnşaatı ve Gemi Makineleri Mühendisliği Bölümü'nden lisans derecesini, 2012 yılında da Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Gemi İnşaatı ve Gemi Makineleri Mühendisliği Anabilim Dalı'ndan yüksek lisans derecesini aldı. Yüksek lisans tezini Bilim, Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı Sanayi-Tezleri (SAN-TEZ) programı kapsamında desteklenen araştırma projesinde tez öğrencisi olarak tamamlamıştır. Dursun Murat SEKBAN'ın uluslararası hakemli bilimsel dergilerde yayınlanmış 9 adet makalesi ve 16 tanesi uluslararası olmak üzere 19 adet bildirisi bulunmaktadır. Yayınlanmış makaleleri 35'in üzerinde atıf almıştır. Bu makalelerden doktora tezi kapsamında yapılan çalışmaları kapsayanları aşağıda sıralanmıştır. İyi derecede İngilizce bilen Dursun Murat SEKBAN, 2010 yılından beri Karadeniz Teknik Üniversitesi Gemi İnşaatı ve Gemi Makineleri Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmaktadır.

Doktora tezi kapsamındaki yayınları:

1. Sekban D.M., Aktarer S.M., Saray O., Ma Z.Y., Pürçek G., "Formability of Friction Stir Processed Low Carbon Steels Used in Shipbuilding", Journal of Materials Science & Technology, vol. 34 (1), pp 237-244, 2018.
2. Sekban D.M., Aktarer S.M., Zhang H., Xue P., Ma Z.Y., Pürçek G., "Microstructural and Mechanical Evolution of a Low Carbon Steel by Friction Stir Processing", Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, vol.8, pp.3869-3879, 2017.
3. Sekban D.M., Aktarer S.M., Xue P., Ma Z.Y., Purcek G., "Impact Toughness of Friction Stir Processed Low Carbon Steel Used in Shipbuilding", Materials Science & Engineering A, vol.672, pp.40-48, 2016.
4. Sekban D.M., Aktarer S.M., Yanar H., Alsaran A., Pürçek G., "Improvement the Wear Behavior of Low Carbon Steels by Friction Stir Processing", IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, pp.9-17, 2017.
5. Sekban D.M., Aktarer S.M., Ma Z.Y., Pürçek G., "Effect of Notch Position on Impact Toughness of Friction Stir Processed Low Carbon Steel", GMO Journal of Ship and Marine Technology, pp.1-8, 2017.