



**TRIP ÇELİKLERİNİN GAZ METAL ARK KAYNAĞINDA (GMAK)
TERMAL DÖNGÜNÜN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Gökhan ERİAN

DOKTORA TEZİ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİ ANA BİLİM DALI

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

HAZİRAN 2021

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
 - Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
 - Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
 - Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
 - Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,
- bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Gökhan ERİAN

04/06/2021

TRIP ÇELİKLERİNİN GAZ METAL ARK KAYNAĞINDA (GMAK) TERMAL DÖNGÜNÜN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

(Doktora Tezi)

Gökhan ERİAN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Nisan 2021

ÖZET

Bu çalışmanın amacı TRIP çeliklerinin gaz metal ark kaynağında (GMAK) ve TİG kaynağında termal döngünün mekanik özelliklere etkisinin belirlenmesidir. Geliştirilen yöntemin etkinliğini kontrol etmek için, tüm plakalar tek paso kaynaklanmış ve kaynaklı plakaların yüzeyinde bulunan farklı noktalarda termal döngü profilleri oluşturulmuştur. Deneysel çalışmada termal döngü profilleri, farklı kaynak hızlarında 4 kanallı k tipi ısı çiftleri kullanılarak GMAK uygulanan numunelerin kaynak ergime bandından 1-2-3-5 mm mesafede sıcaklık ölçümleri alınarak oluşturulmuştur. TIG kaynak numunelerinin ısı döngü profilleri, 4 kanallı k-tipi ısı çiftleri kullanılarak kaynak alanından 3-5-7-9 mm mesafede sıcaklık ölçümleri alınarak oluşturulmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik deneyleri ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar, kaynak ilerleme hızına bağlı olarak kaynaklı TRIP çeliği plakalarının termal çevrim profillerini değerlendirmek üzere irdelenmiştir.

Bilim Kodu : 91511
Anahtar Kelimeler : TRIP Çeliği, Termal Döngü, Kaynak ilerleme hızı, GMAK, TİG Kaynağı
Sayfa Adedi : 210
Danışman : Prof. Dr. Adem KURT

THE EFFECT OF THERMAL CYCLE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF
TRIP STEELS IN GAS METAL ARC WELDING (GMAW)

(Ph. D. Thesis)

Gökhan ERİAN

GAZİ UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

April 2021

ABSTRACT

The aim of this study is to determine the effect of thermal cycle on mechanical properties of TRIP Steels in gas metal arc welding (GMAW) and TIG welding. To control the effectiveness of the developed method, all plates were single pass welded and thermal cycle profiles were created at different points on the surface of the welded plates. In the experimental study, thermal cycle profiles were created by taking temperature measurements at a distance of 1-2-3-5 mm from the weld fusion line of the GMAW applied samples by using 4-channel k-type thermocouples at different welding speeds. Thermal cycle profiles of TIG welding samples were created by taking temperature measurements at a distance of 3-5-7-9 mm from the welding area by using 4-channel k-type thermocouples. Mechanical tests and microstructural investigation of welded samples were also conducted. The results were discussed to evaluate the thermal cycle profiles of welded TRIP steel plates as a function of welding speed.

Science Code : 91511
Key Words : TRIP Steel, Thermal Cycle, Welding Speed, GMAW, TIG Welding
Page Number : 210
Supervisor : Prof. Dr. Adem KURT

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam süresince engin bilgi birikimin yanında akademik tecrübelerini benim ile paylaşarak hoşgörü ve sabırla destek olan doktora tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Adem KURT Hocama,

Tez izleme komitemde olmayı kabul eden, destekleyen ve tez çalışmama değerli katkılarını sunan Sayın Prof. Dr. Ramazan ÇITAK ve Sayın Prof. Dr. Ramazan KAÇAR Hocalarıma, Kendi tez öğrencisi gibi bana desteğini esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Cemil ÇETİNKAYA Hocama,

Eğitimim süresince hep gurur duyduğum ve kendimi bir parçası olarak gördüğüm Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü akademik ve idari çalışanlarına, Tez çalışmamdaki teknik konularda bana desteğini esirgemeyen Sayın Prof. Dr. C. Hakan GÜR, Sayın Dr. Koray YURTIŞIK ve Sayın Dr. Süha TİRKEŞ Hocalarıma, Robotik kol ile gerçekleştirilen kaynak çalışmalarında gösterdiği sabır ve özveri için Sayın Baran TUNÇ'a,

Her zaman şehit evladı olarak beni gözeten ve kollayan değerli büyüğüm, Sayın Murat ÇELİKER Ağabeyime,

Benden desteğini esirgemeyen değerli büyüğüm Sayın Ali ERCOŞKUN Bey'e,

Tez çalışmamın başlamasına vesile olan büyüklerim dayım Sayın Uğur ARICI'ya ve yengem Sayın Serpil ARICI'ya,

Ailemizin büyüğü, her zaman örnek aldığım dayım Sayın Prof. Dr. Ahmet ALPMAN'a,

Değerli ağabeylerim Sayın Av. Şaban KARAKOÇ'a ve Sayın Dr. Melih KARAMUK'a,

Çözüm odaklı fikirleriyle tez çalışmamda bana destek olan değerli arkadaşım Sayın Can ALTIPARMAK'a,

Türk Akreditasyon Kurumu'nda desteğini esirgemeyen amirlerime ve yöneticilerime,

Sürecin başından sonuna her anında beni destekleyen, beni dinleyen, bu tezi bitirmem için beni güdüleyen anneme,

Çalışmalarım boyunca maddi manevi destekleriyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayan aileme sonsuz teşekkür, sevgi ve saygılarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xi
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xxi
1. GİRİŞ	1
2. TRIP ÇELİKLERİ	5
2.1. TRIP Çeliğinin Kullanım Alanları	11
2.2. TRIP Çeliği Çeşitleri	25
2.2.1. Yüksek manganlı (HMnS) TRIP çelikleri	32
2.2.2. Orta manganlı (MMnS) TRIP çelikleri	36
2.2.3. Düşük karbonlu TRIP çelikleri	45
2.2.4. Q&P TRIP çelikleri	65
2.2.5. Maryaşlandırma TRIP çelikleri	68
2.2.6. Yüksek entropili alaşımlar (HEA)—Çift Fazlı (DP) TRIP çelikleri	70
2.3. TRIP Çeliklerinde CCT Diyagramları	72
3. TRIP ÇELİKLERİNİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ	79
3.1. Düşük Karbonlu TRIP Çeliklerinin Gaz Metal Ark Kaynağı	81
3.2. Düşük Karbonlu TRIP Çeliklerinin TIG Kaynağı	97
3.3. TRIP Çeliklerinin Gaz Altı Kaynağında Kaynak ilave teli ve Koruyucu Gazlar	104

Sayfa

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	111
4.1. Malzeme Ve Metod	112
4.2. Kaynak Termal Döngü Profillerinin Oluşturulması	120
4.2.1. Kaynaklı bağlantıların soğuması sırasında $t_{8/5}$ (800-500 °C) sıcaklar arası geçiş zamanının belirlenmesi	121
4.2.2. CCT diyagramı üzerinde termal döngünün değerlendirilmesi	122
4.3. Metalografik İncelemeler	122
4.4. Kaynaklı Birleştirmelerin Sertlik Ölçümleri	124
4.5. Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Deneyi	126
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	127
5.1. Kaynak Isı Girdi Sonuçlarının Sonuçlarının Değerlendirilmesi	127
5.2. Kaynak Termal Döngü Profilleri Sonuçlarının Değerlendirilmesi	128
5.2.1. Kaynaklı bağlantıların soğuması sırasında $\Delta t_{8/5}$ (800-500 °C) soğuma hızının etkisi	136
5.2.2. CCT diyagramı üzerinde termal döngü sonuçlarının değerlendirilmesi ...	140
5.3. Kaynaklı Birleştirmelerinin Mikroyapı İncelemeleri	143
5.4. Kaynak Termal Döngüsü İle Mikroyapı İlişkisinin Tayini	157
5.5. İkincil Dendrit Kol Aralığı (SDAS) Hesaplamaları	167
5.6. Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi	169
5.6.1. Kaynaklı birleştirmelerin sertlik ölçüm sonuçlarının değerlendirilmesi ..	169
5.6.2. Kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyi sonuçlarının değerlendirilmesi .	183
6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	191
KAYNAKLAR	195
ÖZGEÇMİŞ	209

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. % ağırlıkça kimyasal bileşimlerine göre TRIP çelikleri	31
Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin faz bileşenleri ve özel ısıtım işlem süreçleri	32
Çizelge 2.3. Grässel'in çalışmasında kullandığı HMnSi alaşımlarının % ağırlıkça kimyasal bileşimleri ve oda sıcaklığındaki çekme deneyinden önceki ve sonrakifazları	34
Çizelge 2.4. Geliştirilmiş Mn içeriğine sahip çelik türlerinin sınıflandırılması	45
Çizelge 2.5. Matsumura ve ekibinin çalışmasındaki TRIP destekli çeliğin kimyasal kompozisyonu	46
Çizelge 2.6. Girault ve ekibinin çalışmasındaki düşük karbonlu TRIP destekli çeliğin kimyasal kompozisyonu	51
Çizelge 2.7. Farklı beynitik tutma sıcaklıklarındaki ısıtım işlem uygulamaları yapılan TRIP çeliği kimyasal kompozisyonu	55
Çizelge 2.8. CMnSi düşük karbonlu TRIP çeliği % ağırlıkça kimyasal kompozisyonları.....	56
Çizelge 2.9. Dört numunenin farklı fazlarının akma mukavemetleri (MPa)	56
Çizelge 2.10. TRIP 690 ve TRIP 780 çeliklerinin kimyasal kompozisyonu ve mikroyapısı	58
Çizelge 2.11. Bakır ve eser miktarda nikel ve krom içeren TRIP çeliği kompozisyonları	59
Çizelge 2.12. Li ve ekibinin inceledikleri HEA DP TRIP çeliği alaşımlarının yaş kimyasal analize göre atomik olarak yüzde kimyasal bileşimi	71
Çizelge 2.13. Farklı kompozisyonlardaki yüksek alüminyum ve yüksek silisyumlu TRIP çelikleri için dilatometrik çalışma sonucu elde edilen interkritik sıcaklıklar	75
Çizelge 4.1. Eşitlik 4.1 kullanılarak hesaplanan kaynak ısı girdisi	112
Çizelge 4.2. TRIP800 ana malzemenin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık, ortalama)	114
Çizelge 4.3. TRIP800 çeliğin akma, çekme dayanımı ve % uzama değerleri	114
Çizelge 4.4. ER309LSi kaynak ilave metalinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri	117

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.5. Çalışmada GMAK yöntemi için kullanılan kaynak parametreleri	118
Çizelge 4.6. Çalışmada TIG yöntemi için kullanılan kaynak parametreleri	119
Çizelge 4.7. Metalografik incelemede dağlayıcı seçimi	123
Çizelge 5.1. Çalışmada GMAK ve TIG kaynağı yöntemi için ısı girdileri	127
Çizelge 5.2. Farklı kaynak ilerleme hızları için ölçülen pik sıcaklık değerleri	128
Çizelge 5.3. Farklı kaynak parametreleri ile birleştirilen numunelerin ısı girdileri ölçülen ve hesaplanan $\Delta t_{8/5}$ süresleri	137
Çizelge 5.4. Kaynaklı birleştirmelerde ITAB genişliğinin kaynak parametrelerine bağlı olarak değişimi	146
Çizelge 5.5. GMAK işlemlerindeki her üç kaynak ilerleme hızında, kaynak hattından itibaren yerleştirilen ısı çiftlerin yerleşimine göre ölçülen tepe sıcaklıklar	162
Çizelge 5.6. TIG kaynağı uygulamasındaki iki farklı kaynak ilerleme hızında, kaynak hattından itibaren yerleştirilen ısı çiftlerin yerleşimine göre ölçülen tepe sıcaklıklar	167
Çizelge 5.7. GMAK'ta farklı kaynak ilerleme hızlarına göre (cm/dk), $\Delta t_{8/5}$, Isı girdisi ve ikincil dendrit kol aralığı (SDAS) (μm) değerleri	168

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. TRIP çeliklerinin uzama çekme dayanımı diyagramı	6
Şekil 2.2. TRIP etkisinin şematik gösterimi	7
Şekil 2.3. Gerinim etkili martenzitik dönüşümünün TRIP etkisi üzerine katkısının şematik gösterimi	8
Şekil 2.4. Kalıntı östenitin sıcaklığa bağlı deformasyon mekanizmalarının şematik gösterimi	8
Şekil 2.5. Kompozisyonu ayarlanmış soğuk haddelenmiş TRIP çeliğinden başlayan termal döngüsü	11
Şekil 2.6. Çarpışma performansının değerlendirilmesi için otomobil üreticileri tarafından kullanılan çarpışma karakterizasyonunun ana yapılandırmaları: a) Önden çarpışma b) Yanal çarpışma	17
Şekil 2.7. Enerji emilimi ve izinsiz giriş için parça örnekleri: a) çarpışma kutusu, b) B sütunu desteği	17
Şekil 2.8. IS 220/300 ve TRIP 780 çeliklerinin tasarım çalışmaları	19
Şekil 2.9. TRIP780 uygulama örnekleri	20
Şekil 2.10. LC TRIP çeliğinden üretilen yüksek uzama ve flanşlanabilirlik gerektiren alt kol bileşeni	20
Şekil 2.11. Q&P 980 kodlu TRIP çeliğinden üretilen B sütunu destekleri, eşikler ve tampon destekleri örnekleri	21
Şekil 2.12. TRIP 780 çeliği kullanılarak oluşturulan şematik kamyon şasi kesiti	21
Şekil 2.13. Kamyon şase çerçevesinin iskeleti HSLA kullanılan parçalar	22
Şekil 2.14. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı uygulamalarında gerilim tepe noktalarının şematik gösterimi	23
Şekil 2.15. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı tasarım uygulamaları	23
Şekil 2.16. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı uygulamalarında burulma momentinin etkisinin şematik gösterimi	24
Şekil 2.17. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı uygulamalarında açık profillerin yüksek yüke karşı desteklenmesi örneklerinin şematik gösteri ..	24
Şekil 2.18. TRIP çeliklerinin yıllara göre gelişimi ve değişen faz yapıları	29

Şekil	Sayfa
Şekil 2.19. AHSS çeliklerinde biçimlenebilirlik ve mukavemet dengesinin şematik gösterimi	30
Şekil 2.20. Toplam uzama ve çekme dayancına göre TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri	31
Şekil 2.21. HMnSi TRIP çeliklerinin pekleşme gerçek gerinim grafiği	35
Şekil 2.22. Orta düzeyde mangan içeren TRIP çeliklerine ART ısıtılmasının şematik gösterimi	38
Şekil 2.23. Orta Mn TRIP çeliğinin işleme prensibi: (a) termal döngü, (b) faz diyagramı ve ostenit fazındaki (c) Karbon ve (d) Mangan içeriğinin kritik tavlama sıcaklığına bağlılığı	39
Şekil 2.24. Fe-8Mn-0.4C-3Al-2Si orta mangan çeliğine ART ısıtılma işlemi uygulanmadan ve uygulandıktan sonraki mekanik özellikleri	41
Şekil 2.25. Ağırlıkça %10 mangan içeren orta manganlı TRIP çeliğinin interkritik tavlama şematik gösterimi. (a) Ms sıcaklığına göre termal döngü. (b) Interkritik tavlama sıcaklığının ferrit ve ostenit faz hacim oranları üzerindeki etkisi. (c) Interkritik tavlama sıcaklığının östenitin C ve Mn içeriği üzerindeki etkisi. (d) Interkritik tavlama sıcaklığının oda sıcaklığında östenit fazının istifleme hatası enerjisine etkisi	42
Şekil 2.26. Orta manganlı Fe-%10Mn-%0.3C-%3Al-%2Si alaşımında TWIP ve TRIP destekli deformasyonun gösterimi ve Yüksek manganlı Fe-%18Mn-%0.6C-%1,5Al TWIP çeliğinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması	43
Şekil 2.27. Fe-%10Mn-%0,3C-%3Al-%2Si) Fe-C denge faz diyagramı kesti (a), Mikroyapıyı belirlemede kullanılan termal döngü (b), tavlama karakteristiğini gösteren termal döngü (c)	44
Şekil 2.28. Düşük karbonlu TRIP çeliği üretim süreci (a) Sıcak haddeden sonra interkritik sıcaklık geçişi ardından beyniti tutma, (b) Soğuk haddeden sonra interkritik sıcaklıklarda tavlama ve ardından beynitik tutma uygulaması	46
Şekil 2.29. Şekil 2.28’de verilen kontrollü dönüşüm olarak ifade edilen (a) rotası 1 numaralı eğriye, (b) rotası ise 2 numaralı eğriye karşılık gelmektedir	48
Şekil 2.30. Üst ve alt Beynit oluşumun şematik gösterimi	48
Şekil 2.31. Tamamlanmamış reaksiyon olgusunun şematik gösterimi, östenit fazındaki karbon miktarının T_0 limit değerine gelmesiyle beynit oluşum reaksiyonunun durması (X—östenit fazındaki hacimce karbon kompozisyonunu, A_{e3} ise $(\alpha+\gamma)\rightarrow\gamma$ geçiş fazsınırını temsil etmektedir) ..	48

Şekil	Sayfa
Şekil 2.32. Östenit miktarının interkritik tavlama sıcaklığı ve tavlama süresine göre değişimi	50
Şekil 2.33. Düşük karbonlu TRIP çeliğin ısıtılmasının şematik gösterimi	52
Şekil 2.34. Düşük karbonlu TRIP çeliğin faz yapısı ve beynitik tutma süresi ilişkisi	52
Şekil 2.35. Farklı beynitik tutma sıcaklıklarındaki ısıtılma uygulamaları	55
Şekil 2.36. Çizelge 2.6’da verilen farklı silisyum ve alüminyum oranına sahip üç alaşım (a) kalıntı östenit miktarının gerinimle değişim eğrisi, (b) gerçek gerilim ve gerinim grafiği	58
Şekil 2.37. Bakır içeren MMnSi alaşımlarının 430 °C’de izotermal ısıtılma sürecinde süreye göre özellik değişimleri (a) mekanik özelliklerinin değişimi, (b) mikroyapıdaki kalıntı östenit hacminin değişimi	61
Şekil 2.38. Q&P TRIP çeliklerinin ısıtılmasının şematik gösterimi	66
Şekil 2.39. Q&P ısıtılmasını uygulanmış Fe-0,22C-1,40Si-1,8Mn olan hafif alaşımlı çeliği (a) Kalıntı östenit miktarı - gerinim değerlendirmesi, (b) mühendislik gerilim - gerinim çizelgesi	68
Şekil 2.40. Maryaşılandırma TRIP çelikleri, su verilmiş malzeme, soğuk haddelenip yaşılandırılmış malzeme ve yaşılandırılmış malzemenin mühendislik gerilimi – mühendislik gerinimi grafiği	69
Şekil 2.41. %45Mn, %40Mn, %35Mn ve %30Mn kodlu HEA DP TRIP çeliklerinin XRD modelleri ve faz analiz haritaları	72
Şekil 2.42. Fe-0.16C-1.5Mn-0.4Si kimyasal bileşimindeki düşük karbonlu TRIP çeliğinin dilatometri eğrileri (a) süreye göre, (b) sıcaklığa göre	74
Şekil 2.43. 1.6 Si TRIP çeliğinin CCT Diyagramı	76
Şekil 2.44. 0.24% C, 1.55% Mn, 0.87% Si, 0.4% Al çeliği CCT diyagramı	77
Şekil 3.1. Bindirme kaynağı birleştirmelerinde kırılma bölgeleri (a) Ana metal (BM), (b) kaynak eklemine bitişik kısımda meydana gelen kırılma (R kısmı), (c) kaynakmetali (WM)	79
Şekil 3.2. AWS D8.1 M standardında yer alan ana malzeme çekme dayanımlarına göre kesme çekme dayanımı plaka kalınlığı diyagramları (a) Grup 3(>500MPa—800MPa), (b) Grup 4(>800MPa)	83
Şekil 3.3. AWS D1.1 Ana malzeme kalınlığına göre köşe dikişi boyutlarının şematik olarak gösterimi	84

Şekil	Sayfa
Şekil 3.4. AWS D8.8M’de yer alan bindirme kaynağının şematik gösterimi	85
Şekil 3.5. AWS D8.8M’de yer alan teorik boğaz miktarının iç bükey ve dış bükey kaynak dolgusuna göre şematik gösterimi	85
Şekil 3.6. Bindirme kaynağı sırasında oluşan kaynak süreksizliklerine ilişkin örneklerin şematik gösterimi	85
Şekil 3.7. Köşe kaynaklarının kayma mukavemetinin belirlenmesinde kaynak boğazının şematik gösterimi	86
Şekil 3.8. Bonnen ve ekibinin farklı plaka kalınlığındaki iki taraflı bindirme kaynakları için oluşturduğu çekme numuneleri	88
Şekil 3.9. 1,6mm kalınlıkta DP780 alaşımı tek taraflı bindirme kaynağı kesme numunesinin kırılma sonrası görünümü	89
Şekil 3.10. 4,5 kN yük altında yorulma yorulma ömrü çevrimleri sırasıyla 830961, 197814 ve 237869 olan DP780 tek taraflı bindirme kaynağı numuneleri kaynak kesitleri	89
Şekil 3.11. Feng ve ekibinin çalışmasındaki bindirme kaynaklı plakaların ve ana malzemenin çekme mukavemetinin karşılaştırılması, Mavi renkli çizgi – Normalize kaynaklı birleştirme mukavemeti eğrisi, DR210 çeliği temel alınarak yapılmıştır	91
Şekil 3.12. Feng ve ekibinin 11 farklı AHSS sınıfı çelikle yaptığı bindirme kaynağı birleştirme verimi eğrisi	91
Şekil 3.13. HSLA 590, DP980 ve sertleştirilmiş boron çeliğinin ana malzemeye göre normalize edilmiş mikrosertlik haritaları	93
Şekil 3.14. 2,0mm plaka kalınlığında HSLA590, DP600, DP780, DP980, kaplanmamış boron çeliği ve ısıtılmış kaplanmamış boron çeliğinin statik çekmetesti sırasında kopma yaşanan bölgelerin gösterildiği makro fotoğrafları	93
Şekil 3.15. DP980 çeliğinin ITAB sertlik düşüşü ile kopma noktasının ilişkisi	94
Şekil 3.16. Farklı kalınlıktaki bindirme kaynak plakalarının makrosu ve sertlik ölçümü (a) 1,8mm’lik kalınlıkta plakalar bindirme kaynağı makrosu, (b) 1,8 mm’lik kalınlıkta plakaların sertlik ölçümü, (c) 1,8 mm ve 6 mm kalınlıkta plakaların bindirme kaynağı makrosu, (d) 1,8mm ve 6mm kalınlıkta plakaların sertlik ölçümü	96
Şekil 3.17. Çinko kaplamanın buharlaşmasının şematik gösterimi	97

Şekil	Sayfa
Şekil 3.18. Májlinger ve ekibinin TRIP800 çeliği için TIG kaynağı çalışmalarının sertlik ölçümleri, ergime bölgesi ve ITAB'daki mikroyapılar	98
Şekil 3.19. TIG kaynağı birleştirmesi uygulanan yüksek silisyum TRIP çeliğinde mikroyapı değerlendirmesi (a), (I) martenzitik mikroyapıda inklüzyon içeren ergime bölgesi, (II) iri taneli ITAB ve (III) İnce taneli ITAB'dan elde edilen mikroyapı görüntüsü, yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinde (b), (I)yine inklüzyon içeren ergime bölgesi, (II)ferritik bölge içeren ergime çizgisi ve (III) tane sınırı ferriti içeren iri taneli ITAB'dan elde edilen mikroyapı görüntüsü	99
Şekil 3.20. Kaynak ergime çizgisinden uzaklaşarak yapılan termal döngü çalışması (a) yüksek silisyumlu TRIP çeliğinin TIG kaynağı, (b) yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinin TIG kaynağı	100
Şekil 3.21. TRIP çeliğinin kaynak bölgesinde erişilen maksimum tepe sıcaklığına göre kalıntı östenit dağılımı, (a) Yüksek alüminyumlu, (b) Yüksek silisyumlu	100
Şekil 3.22. Yüksek silisyumlu (Yüksek-Si) ve yüksek alüminyumlu (Yüksek-Al) TRIP çeliği alaşımlarındaki Kaynaklı bölgelerin mikrosertlik sertlik incelemeleri	101
Şekil 3.23. Farklı boyutlardaki östenit tanelerinin -50°C ile 25°C arasındaki gerçek gerilim ve gerçek gerinim değerleri (a) 8 µm tane boyutu ve (b) 58 µm tane boyutu	106
Şekil 3.24. Ergime sınırı yakınındaki östenit matris içindeki martenzit bantlarının karışım bölgesi	108
Şekil 4.1. Deneysel çalışma planı	113
Şekil 4.2. Kullanılan TRIP 800 çeliğinin çekme deneyi grafiği	114
Şekil 4.3. Bindirme kaynak işlemi yapılacak TRIP800 çelik çiftinin boyutları	115
Şekil 4.4. Termal döngü profilleri elde etmek üzere K-tipi ısı çiftlerinin TRIP800 çelik sac üzerine nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilmesi	116
Şekil 4.5. TIG kaynağı işleminde K-tipi ısı çiftlerinin şematik yerleşim düzeni	116
Şekil 4.6. GMAK işleminde K-tipi ısı çiftlerinin şematik yerleşim düzeni	117
Şekil 4.7. GMAK yönteminde kullanılan entegre robotik kaynak düzeneği tel besleme ve kontrol ünitesi	118
Şekil 4.8. TIG kaynak deney seti	119

Şekil	Sayfa
Şekil 4.9. Çalışmada yararlanılan 8 kanallı National instruments NI SCXI 1000 data logger girişli bilgisayar düzeneği	120
Şekil 4.10. Yüksek silisyumlu TRIP çeliğinin CCT diyagramı	122
Şekil 4.11. Sertlik ölçümünün yapıldığı Shimadzu HSV-20 marka Vickers mikrosertlik cihazı	125
Şekil 4.12. Kaynaklı bağlantı üzerinde sertlik ölçümünün yapıldığı yer ve ölçüm sıralaması	125
Şekil 4.13. Kaynaklı bağlantılardan elde edilen çekme-makaslama deney numunesi boyutları	126
Şekil 5.1. GMAK 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi	131
Şekil 5.2. GMAK 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi	132
Şekil 5.3. GMAK 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi	132
Şekil 5.4. TIG 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi	134
Şekil 5.5. TIG 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi	136
Şekil 5.6. GMAK çalışması için mm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin 1.6 Si TRIP çeliğinin CCT diyagramı	141
Şekil 5.7. TIG kaynağı 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin 1.6 Si TRIP çeliğinin CCT diyagramı	142
Şekil 5.8. GMAK numunede ısı girdisi (kJ/mm) ile SDAS (μ m) ilişkisi	168
Şekil 5.9. GMAK işlemlerinde kaynak ilerleme hızı (cm/dk) ve SDAS (μ m) ilişkisi ..	168
Şekil 5.10. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili	170
Şekil 5.11. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili	171
Şekil 5.12. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili	172
Şekil 5.13. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili	173
Şekil 5.14. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili	175

Şekil	Sayfa
Şekil 5.15. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili	176
Şekil 5.16. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili	178
Şekil 5.17. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili	179
Şekil 5.18. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili	180
Şekil 5.19. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili	181
Şekil 5.20. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunenin çekme- makaslama testi sonuçları	183
Şekil 5.21. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları	184
Şekil 5.22. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları	184
Şekil 5.23. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları	185
Şekil 5.24. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları	186
Şekil 5.25. Kaynak ilerleme hızına göre bindirme kaynağı	187

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Davenport ve Bain'in beynit dönüşümü için oluşturdıkları tarihteki ilk TTT eğrisi	73
Resim 5.1. TRIP800 çelik mikroyapısı	144
Resim 5.2. GMAK yöntemiyle bindirme kaynağı ile birleştirilmiş numunenin makroyapı ve mikroyapı profili (a) Kaynaklı bağlantı makroyapı, (b) TRIP800 ana malzeme, (c) ITAB, (d) Kaynak metali, (e) ITAB iri taneli bölge, (f) ITAB'ın ince taneli ve kısmi dönüşüme uğramış bölgesi	145
Resim 5.3. GMAK işlemi yapılan numunelerde kaynak metali ve ITAB geçişi (a) 72 cm/dk, (b) 102 cm/dk, (c) 150 cm/dk kaynak hızları	147
Resim 5.4. GMAK uygulanan numunelerde kaynak metali mikroyapısı (a) 72 cm/dk, (b) 102 cm/dk, (c) 150 cm/dk kaynak hızlarında	149
Resim 5.5. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metali – ITAB geçiş, (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge, (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge	150
Resim 5.6. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metali – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge	151
Resim 5.7. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metali – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge	152
Resim 5.8. TIG yöntemiyle bindirme kaynağı ile birleştirilmiş numunenin makroyapı ve mikroyapı profili, (a) kaynaklı bağlantı makroyapı, (b) TRIP800 ana malzeme, (c) ITAB, (d) kaynak metali, (e) ITAB iri taneli bölge, (f) ITAB ince taneli ve kısmi dönüşüme uğramış bölgesi ...	153
Resim 5.9. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metali – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge	155
Resim 5.10. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) kaynak metali – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge	156

Resim	Sayfa
Resim 5.11. 72, 102 ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yönetimi ile birleştirilen numunelerde kaynak hattından farklı uzaklıklardaki SEM mikroyapı görüntüleri	158
Resim 5.12. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri	159
Resim 5.13. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri	160
Resim 5.14. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri	161
Resim 5.15. 9,5 ve 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numunelerde kaynak hattından farklı uzaklıklardaki SEM mikroyapı görüntüleri	164
Resim 5.16. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri	165
Resim 5.17. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri	166
Resim 5.18. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme	170
Resim 5.19. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme	171
Resim 5.20. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme	172
Resim 5.21. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme	173
Resim 5.22. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme	175
Resim 5.23. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme	176
Resim 5.24. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme	178
Resim 5.25. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme	179
Resim 5.26. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme	180
Resim 5.27. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme	181

Resim	Sayfa
Resim 5.28. Kaynak ilerleme hızlarına göre GMAK ve TIG kaynağı ile birleştirilmiş çekme makaslama deney numunelerinin ayrılma biçimleri	187
Resim 5.29. 9,5 cm/dk, 12 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre TIG kaynağı birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma yüzeyleri	188
Resim 5.30. 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre GMAK birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma yüzeyleri	189



SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklamalar

α	Alfa ferrit
α_b	Beynitik ferrit
α'	Martenzit
δ	Delta ferrit
σ	Gerilim
ε	Gerinim
γ	Östenit
γ_{rd}	Kalıntı östenit
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat derece
cm	Santimetre
dk	Dakika

Kısaltmalar

Açıklamalar

ART	Austenite Reversion Tempering
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding society
CCT	Continuous Cooling Transformation
DP	Dual Phase
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
FLD	Forming Limit Diagram
GMAK	Gaz Metal Ark Kaynağı
HEA	High Entropy Alloy
HMK	Hacim Merkezli Kübik
HMT	Hacim Merkezli Tetragonal
ITAB	Isı Tesiri Altındaki Bölge

Kısaltmalar**Açıklamalar**

NCAP	New Car Assessment Program
NHTSA	National Highway Traffic Safety Administration
PNP	Plasticity Induced Transformation
Q&P	Quenching & Partitioning
SBIP	Shear Band Induced Plasticity
SDS	Sıfır Dayanım Sıcaklığı
SEM	Scanning Electron Microscope
SFE	Stacking Fault Energy
SIMT	Strain-Induced Martensitic Transformation
SMAT	Surface Mechanical Attrition Treatment
SPH	Sıkı Paket Hekzagonal
SSS	Sıfır Süneklik Sıcaklığı
TIG	Tungsten İnert Gaz
TMT	Thermomechanical Treatment
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TTT	Time Temperature Transformation
TWIN	Twin Induced Plasticity
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
XRD	X-Ray Diffractometry

1. GİRİŞ

Otomobil üretiminde özellikle binek araçlarda yakıt tüketimi ve emisyon konuları göz önüne alınarak ağırlığın azaltması için yapılan çalışmaların gereksinimi olarak ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) geliştirilmiştir. Geleneksel yüksek dayanımlı çeliklerin (HSS) mukavemetindeki artış genellikle şekillendirilebilirlikte azalma bir sınırlandırma meydana getirir. Çöketme sertleştirmeli yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler (HSLA) ve mikroalaşımlı, düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelikler bu duruma örnek gösterilebilirler. İleri yüksek mukavemetli çelikler şekillendirilebilirliklerinde veya derin çekme potansiyellerinde fazla kayıp olmadan mukavemetini muhafaza ederek bu özellikleri yönüyle yüksek dayanımlı çeliklerden farklılık arz ederler [1].

İleri yüksek mukavemetli çeliklerin üstün gerinim sertleştirmesi ve düzenli uzama değerleri bu çelikleri otomotiv endüstrisi için özellikle darbe emme kapasitesinin güvenlik dolayısıyla önemli olduğu yüksek enerjili çarpma durumları için vazgeçilmez kılar. Endüstride bilhassa otomobil darbe sönümleyici ve kiriş destekleyici parçalarının imalatında yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirliklerinden dolayı yüksek mukavemetli çelik ailesi üyelerinden olan TRIP çelikleri kullanıldığına işaret edilmektedir.

Çevreci, güvenli ve yüksek performanslı modern otomotiv üretimi için geliştirilen ileri yüksek mukavemetli yeni nesil çelik çeşitlerinden birisi de plastik dönüşüm kaynaklı mukavemetlendirilmiş (Transformation Induced Plasticity—TRIP) çelikleridir. Düşük alaşımlı TRIP çelikleri, yüksek oranda ferrit, beyrit, martenzit (toplam~%90) ve nispeten daha az miktarda kalıntı östenit (~%8-10) içeren çok fazlı bir yapıya sahiptir. TRIP çeliğinin mikroyapısı düşünüldüğünde ferrit, beyrit ve martenzit gibi temel fazların yanında az miktarda kalıntı östenit mikroyapıda ve özelliklerde büyük etkiye sahiptir. TRIP çeliklerinde gerilme etkisi altında kalıntı östenit martenzite dönüşür ve daha yüksek gerilmelerde pekleşme oranlarının artması mukavemetlerinin iyileşmesiyle sonuçlanır. Bu sayede TRIP çelikleri üstün bir süneklik ve mukavemet uyumuna sahip ileri yüksek mukavemetli çelik çeşidi olmuştur [2].

TRIP çeliklerinin yapısındaki kalıntı östenitin alaşımdaki hacimsel oranı ve kararlılığı, TRIP etkisi olarak bilinen olayı belirleyen iki temel unsurdur. TRIP etkisinin

gerçekleşmesi için uygun hacimsel kalıntı östenit miktarı %10 – 20 arası olarak belirlenmiştir. Kalıntı östenitin % hacimsel oranı, mevcut kalıntı östenitin % ağırlıkça C oranı ve tane boyutunun belirlenmesinde de rol oynadığı belirtilmektedir [3]. Kalıntı östenitin kararlılığı, TRIP çeliğin deformasyonu sırasında gerinim etkili martenzitin ne zaman tetikleneceğini belirler. Deformasyonun başlangıcından itibaren kararlı olmayan kalıntı östenit dönüşüme uğrar. TRIP etkisinin sağlanmasında kalıntı östenitin miktarının etkisi olduğu kadar, deformasyon sırasında meydana gelen gerinim etkili martenzitik dönüşümde kritik bir rol oynamaktadır. M_s sıcaklığının altında kimyasal itici kuvvet güçlü bileşen olup deformasyon olmadan kalıntı östenit martenzite dönüşebilmektedir. M_s sıcaklığının üstünde ise yarı kararlı (metastable) östenit kimyasal itici kuvvetin mekanik itici güce kuvvetinin eklenmesiyle beraber martenzite dönüşebilir.

Endüstriyel uygulamalarda bilhassa otomotiv imalatında olduğu gibi çok sayıda bileşenden oluşan ürünlerin üretiminde yararlanılan birleştirme tekniklerinden en önemlilerinden birisi de kaynaklı birleştirmelerdir. Sanayide çelik başta olmak üzere birçok metalik malzemelerin birleştirmesinde ergitmeli kaynak yöntemlerinden elektrik ark kaynakları, gaz korumalı ark kaynak yöntemleri, elektrik direnç kaynak işlemleri, yüksek enerjili ışın kaynak yöntemlerinden sıklıkla yararlanılmaktadır.

Çeliklerin yapısı, kimyasal bileşime, uygulanan ısı işlem sıcaklığına ve ısı işlem sonrası soğuma şartlarına göre farklılık gösterir. Kaynak işlemide bir termal çevrim süreci içerdiği için kaynaklı birleştirilen çeliğin kimyasal bileşiminin yanısıra kaynak metali ve ITAB bölgelerinde ulaşılan sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme süresine ilaveten, kaynak sonrası soğuma rejimine bağlı olarak bilhassa $t_{12/8}$ ve $t_{8/5}$ sıcaklıkları arası geçiş zamanı aralığı ile ilgili yapısal dönüşümler ve ikincil faz oluşumları meydana gelmesi söz konusudur.

Bu sebeple otomotiv endüstrisinde geniş yelpazede faydalanılan TRIP çeliklerinin gaz korumalı kaynak işlemlerinde kaynak termal döngüsünün bağlantıların özellikleri üzerindeki etkisiyle ilgili çalışmaya ihtiyaç duyulmaktadır. Geniş çerçevede yürütülen literatür araştırmaları bu alanda eksikliğe işaret etmektedir.

Bu bağlamda yürütülen doktora tez çalışmasında cevap bulması amaçlanan sorular aşağıda maddeler halinde verilmiştir;

1-TRIP çeliklerinin GMAK ve TIG kaynak işlemlerinde kaynak ilerleme hızına ve kaynak parametrelerine bağlı olarak değişen kaynak ısı girdisi ile ilgili kaynak termal döngüsünün bağlantının özellikleri üzerinde etkisi var mıdır?

2-Kaynak termal döngüsü birleştirmelerin mekanik özelliklerini ve mikroyapısını nasıl etkiler? Sorularına yanıt bulmak bu tezin amaçları arasında yer almıştır.

Bu tez çalışması, genel olarak giriş, TRIP çelikleri ile ilgili literatür araştırması, deneysel çalışmalar, deneysel bulgular ve yorumlanmasının yanı sıra genel sonuçlar ve öneriler bölümlerinden oluşmaktadır.

Tezin birinci bölümü olan “Giriş” kısmında çalışma amacı ve kullanılan deneysel yöntem ve bulgular kısaca özetlenmektedir.

İkinci bölümde; ileri seviyede yüksek mukavemetli çelikler ve deneysel çalışmada kullanılan TRIP çeliklerinin çeşitleri hakkındaki literatür araştırmasına, TRIP çeliklerinin kaynak edilebilirliğini ve kaynak termal çevrimiyle ilişkili literatür bilgisine yer verilmiştir.

Üçüncü bölümde; TRIP çeliği kullanılarak yapılan GMAK ve TIG kaynağı işlemleri incelenmiştir. Bu tez çalışmasında GMAK işlemlerinde kullanılan kaynak ilave telinin ve korucuyu gazın seçimi detaylı olarak irdelenmiştir.

Dördüncü bölümde; deneysel çalışmalarda kullanılan TRIP800 çelik malzeme, GMAK ve TIG kaynak deney düzeneği, deney numunelerinin birleştirilmesi, Kaynak termal döngü profillerinin nasıl elde edildiği ile ilgili bilgi verilmesi amaçlanmıştır. Ayrıca kaynaklı numunelere uygulanan mekanik testler ve birleştirmelerin metalografik olarak incelenmesinde yararlanılan test yöntem ve cihazları tanıtılmıştır.

Tezin beşinci bölümünde; çalışmada kullanılan TRIP800 çelik sacların farklı kaynak parametreleriyle birleştirilerek elde edilen farklı ısı girdilerinin kaynak ergime bandından başlayarak farklı mesafelerde ulaşılan sıcaklık sonrası orataya çıkan farklı soğuma rejiminin birleştirmelerin yapısında ve özelliklerinde meydana getirdiği değişim sonuç olarak gösterilmiş ve irdelenmiştir. Ayrıca bağlantıların statik çekme yükü etkisi altındaki

davranışları belirlenmiştir. İlave olarak kaynaklı numunelerin sertlik profilleri oluşturularak, bağlantıların metalografik incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen bulgular bu bölümde paylaşılmıştır. İlave olarak elde edilen mikroyapısal görüntüler ile mekanik özellik bulguları termal döngü profilleri ile ilişkilendirilerek irdelenmiştir.

Son bölümde, deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen bulgular, çalışmanın amacına ve kapsamına uygun olacak şekilde özetlenmiş ve ileride yapılacak çalışmalar için önerilerde bulunulmuştur.

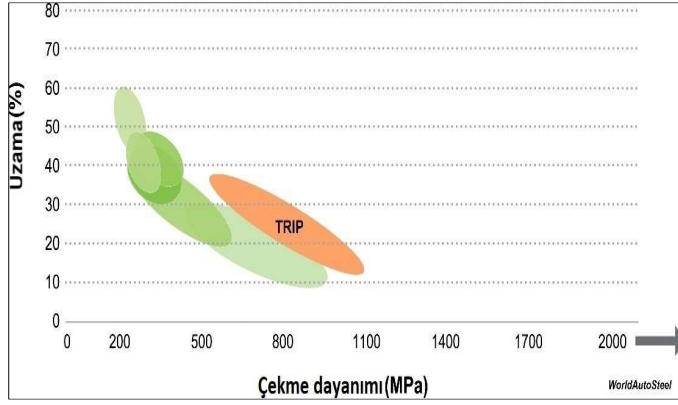


2. TRIP ÇELİKLERİ

Günümüz endüstrisinde yüksek mukavemetlerinin yanı sıra iyi derecede şekillendirilebilirliklerinden dolayı bilhassa otomotiv üretimi için geliştirilen ileri yüksek mukavemetli yeni nesil çelik çeşitlerinden birisi de dönüşümün sebep olduğu plastiklik anlamına gelen “Transformation Induced Plasticity” (TRIP) çelikleridir. TRIP çelikleri yapılarında yüksek oranda ferrit matriks içerisinde beynit, nispeten daha az miktarda kalıntı östenit ve az miktarda martenzit içeren çok fazlı bir yapıya sahiptir. Ferrit, beynit ve martenzit gibi temel fazların yanında az miktarda kalıntı östenit TRIP çeliklerin mikroyapısında, özelliklerinin yanı sıra TRIP etkisi olarak adlandırılan süreçte büyük etkiye sahiptir.

Binek araçlarda özellikle yakıt tüketimi ve emisyon konuları göz önüne alınarak ağırlığın azaltması için yapılan çalışmaların bir ürünü olarak ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) geliştirilmiştir. Geleneksel yüksek dayanımlı çeliklerin (HSS) mukavemetindeki artış genellikle şekillendirilebilirlikte azalma meydana getirir. Çökeltme sertleştirmeli yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler, mikro alaşımlı düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelikler buna örnek gösterilebilir. AHSS’ler ise şekillendirilebilirliklerinde veya derin çekme potansiyellerinde fazla kayıp olmadan mukavemetini muhafaza ettikleri rapor edilmektedir [1].

İleri yüksek mukavemetli çeliklerin üstün gerinim sertleştirmesi ve düzenli uzama değerleri onları otomotiv endüstrisi için, darbe emme kapasitesinin güvenlik dolayısıyla önemli olduğu yüksek enerjili çarpma durumları için vazgeçilmez kılar. Şekil 2.1’de TRIP çeliklerinin % uzama ve çekme dayanımları arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterilmiştir.

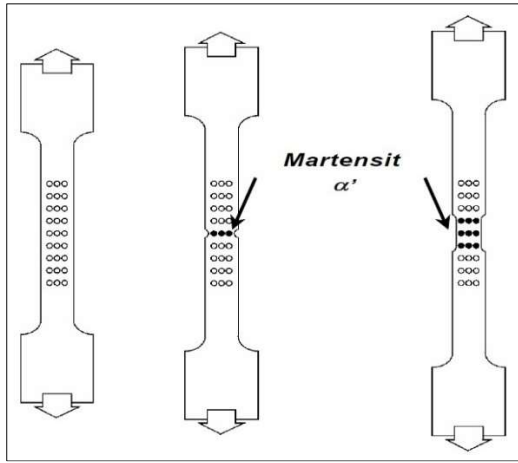


Şekil 2.1. TRIP çeliklerinin uzama çekme dayanımı diyagramı [1]

TRIP çelikleri, otomotiv sektöründe güvenlikle ilgili yapısal parçalar için kullanılmaktadır. Bu çelikler yüksek oranda ferrit, beynit, martenzit (toplam~%90) ve nispeten daha az miktarda kalıntı östenit (~%8-10) içeren çok fazlı bir yapıya sahiptir. TRIP çeliğinin mikroyapısı düşünüldüğünde ferrit, beynit ve martenzit gibi temel fazların yanında az miktarda kalıntı östenit mikroyapıda ve özelliklerde büyük etkiye sahiptir. Tek tek ilave edilen Si, Al ve P alaşım elementleri ve bunların çeşitli kombinasyonları izotermal beynitik dönüşüm sırasında karbür oluşumunu baskıladığı rapor edilmektedir [1]. Bu olay, kalıntı östenitin karbon elementince zenginleştirilmesine izin vermekte olup ve oda sıcaklığında dengelenmesini sağlamaktadır. TRIP çeliklerinde gerilme etkisi altında kalıntı östenit martenzite dönüşür. Daha yüksek gerilmelerde pekleşme, diğer ifadeyle çalışma sertleşmesi oranlarının artması mukavemetlerinin iyileşmesiyle sonuçlanır. Bu sayede TRIP çelikleri üstün bir süneklik ve mukavemet uyumuna sahiptir [2].

Fe-Ni alaşımlarında kalıntı östenitin martenzit dönüşümüne istinaden şekillendirilebilirliklerinde meydana gelen beklenmedik artışla plastik deformasyon kapasitesindeki artışın ilk fark edilmesi 1937 yılında Wasserman tarafından gözlemlenmiştir [2]. Zackay ve ekibi 1967 yılında, yüksek alaşımlı homojen yarı kararlı östenitik çeliklerdeki dönüşümün süneklik artışındaki etkisi üzerine çalışmalar yapmıştır [4]. Nippon çelik şirketinde yapılan çalışmalar, eşsıl beynitik dönüşümlerde de östenitin kararlılığının sağlandığını işaret etmektedir. Östemperleme olarak bilinen bu ısıl işlemden kritik dönüşüm sıcaklıklarında ($\alpha + \gamma$) tavlama yapılan TRIP çeliklerinde kalıntı östenitin dağınnık faz olarak yer aldığına işaret edilmiştir [5,6].

Yokoi ve ekibinin çalışmasında TRIP dönüşümü sırasındaki hacim artışı plastik deformasyona sebep olduğu belirtilmiştir [7]. Bu dönüşüm sırasında matriksteki ferrit fazıda pekleşerek bölgesel bir mukavemet artışı sağlanmıştır. TRIP etkisi bu bölgedeki daha fazla deformasyonu önler. Ayrıca martenzitik dönüşümü komşu bölgelere taşıyarak malzemenin boyun vermesinin başlangıcında bir gecikmeye yol açar. Bu sayede düzenli uzama meydana gelir [7]. Martenzitik dönüşüm sırasında yüksek alaşımlı TRIP çeliğindeki kalıntı östenit hacimsel artış göstererek kristal yapısını yüzey merkezli kübikten (YMK), hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüştürmektedir [8]. TRIP etkisinin şematik gösterimi Şekil 2.2’de gösterilmiştir.



Şekil 2.2. TRIP etkisinin şematik gösterimi [6]

Kalıntı östenitin alaşımdaki hacimsel oranı ve kararlılığı, TRIP etkisi olarak bilinen olayı belirleyen iki temel unsurdur. Kalıntı östenitin % hacimsel oranı, mevcut kalıntı östenitin % ağırlıkça C oranı ve tane boyutunun belirlenmesinde de rol oynar [3].

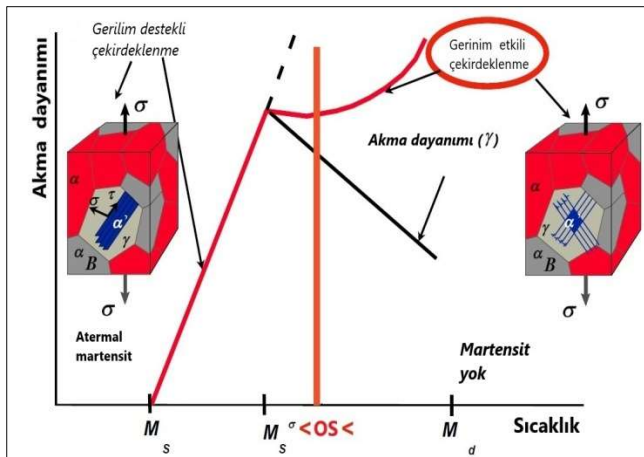
Kalıntı östenitin kararlılığı, TRIP çeliğin deformasyonu sırasında gerinim etkili martenzitik dönüşümün (SIMT) ne zaman tetikleneceğini belirler. Deformasyonun başlangıcından itibaren kararlı olmayan kalıntı östenit dönüşüme uğrar. Istampalama işlemi pekleşme ve biçimlenebilirliği arttırmaktadır [6]. Malzemedeki kalıntı östenitin kararlı olduğu durumda, gerinim etkili martenzitik dönüşüm (SIMT) şekillendirme sırasında üretilen gerinim seviyelerinden daha yüksek gerinim seviyelerine başlar. Bu durumda, kalıntı östenit plastik deformasyona uğramış malzemede bulunur. Örneğin bir aracın çarpışma anında kalıntı östenit, martenzite dönüşerek daha yüksek çarpışma enerjisi emilimi sağlar. Kalıntı östenitin çok kararlı durumlarda ise gerinimin sebep olduğu martenzitik dönüşüm (SIMT)

uniform uzamadan sonra başlayabilir. Bu gecikmiş TRIP etkisi mekanik özelliklere herhangi bir iyileştirme yapmaz ve ekstradan pekleşme meydana getirmediği rapor edilmiştir [2]. Şekil 2.3'te gerinim etkili martenzitik dönüşümün TRIP etkisi üzerindeki katkısı şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Gerinim etkili martenzitik dönüşümünün TRIP etkisi üzerine katkısının şematik gösterimi [2]

TRIP etkisinin sağlanmasında kalıntı östenitin miktarının etkisi olduğu kadar, deformasyon sırasında meydana gelen gerinim etkili martenzitik dönüşümde kritik bir rol oynamaktadır. Kalıntı östenitin sıcaklığa bağlı deformasyon mekanizmaları şematik olarak Şekil 2.4'te gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Kalıntı östenitin sıcaklığa bağlı deformasyon mekanizmalarının şematik gösterimi [2]

Martenzit dönüşüm başlangıç (M_s) sıcaklığının altında kimyasal itici kuvvet esas bileşen olup, deformasyon olmadan kalıntı östenit martenzite dönüşebilmektedir. M_s sıcaklığının üstünde ise yarı kararlı östenit kimyasal itici kuvvetine, mekanik itici kuvvetinin eklenmesiyle beraber martenzite dönüşebilir. M_s ve M_s° sıcaklıkları arasında martenzit çekirdeği, gerinimin başlangıcında östenit-martenzit dönüşümünü hızla tetikleyen elastik gerilmelerle aktive edilebilmektedir. M_s° sıcaklığına gelindiğinde dönüşüm mekanizması, gerilim destekli, gerinim etkiliye değişmektedir. M_s° sıcaklığında östenitin, martenzitik dönüşümü başlatmak için gerekli gerilim östenitin akma gerilimine eşittir. M_s° sıcaklığının üstünde ise östenitin akması plastik deformasyonla sağlanmaktadır. Ayrıca martenzit çekirdeklenmesi için geçerli kontrol mekanizması plastik gerinimdir. M_d sıcaklığının üstünde ise östenit dengeli olup, plastik deformasyon uygulansa bile martenzitik dönüşüm gerçekleşmez. TRIP etkisinin sağlanması için kalıntı östenit kararlılığı öyle bir sağlanmalıdır ki oda sıcaklığı M_s° ve M_d sıcaklığı arasında yer almalıdır [2,6].

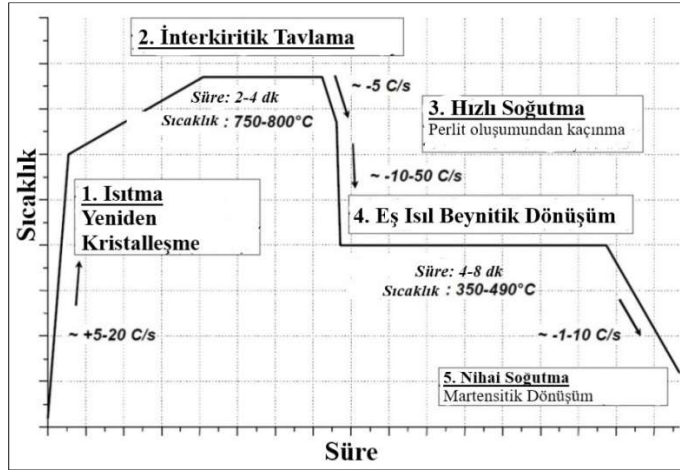
Kalıntı östenitin kararlılığı için güçlü faktörler arasında kalıntı östenitin % ağırlıkça C miktarı, kalıntı östenit adacıklarının boyutu ve malzemedeki kalıntı östenit % hacim oranı olarak ifade edilebilir [3,9,10]. Malzemedeki % ağırlıkça C oranı düştükçe M_s sıcaklığı ve buna bağlı olarakda kalıntı östenitin kararlılığı düşmektedir. Küçük kalıntı östenit adacıkları martenzit dönüşümü için daha az potansiyel çekirdeklenme alanları oluşturmaktadır. Bu nedenle martenzitin çekirdeklenmesi için daha büyük bir toplam itici güç gerekmektedir [9]. TRIP etkisinin gerçekleşmesi için uygun hacimsel kalıntı östenit miktarı %10 – 20 arası olarak belirlenmiştir [6]. Düşük miktardaki kalıntı östenit TRIP etkisinin sağlanmasını garanti altına alamaz. Çünkü yüksek % ağırlıkça C miktarı gerinin destekli martenzitik dönüşüm için uygun olmaz. Ayrıca yüksek miktarda kalıntı östenit ve malzemedeki düşük %C miktarı, daha dengesiz kalıntı östenite sebep olduğu belirtilmektedir [2].

Mevcut TRIP çelikleri genel olarak düşük alaşım elementleri içermektedir (% ağırlıkça ~3,5). Geleneksel TRIP çelikleri % ağırlıkça 0,12 – 0,55 C, 0,2 – 2,5 Mn, 0,4–1,8 Si oranlarında alaşım elementi içerecek şekilde alaşımlandırılmıştır [5]. Genel olarak % ağırlıkça Si ve Al miktarında değişiklikler yapılarak TRIP çeliklerinin kimyasal kompozisyonu belirlenmiştir. TRIP çeliklerindeki alaşım elementleri düşünüldüğünde en başta % ağırlıkça C oranı kritik rol oynar. % ağırlıkça C oranı belirlenirken asıl amaç M_s° sıcaklığını oda sıcaklığının 15°C – 25°C altına çekecek bir % ağırlıkça C oranı seçmektir.

Alaşımlandırmaya göre bazen % ağırlıkça C miktarı 0,4'e kadar çıksa da genelde kaynaklanabilirlik de dikkate alınarak bu oran % ağırlıkça 0,20 – 0,25 C aralığında yer almaktadır [2,6].

Düşük alaşımlı TRIP çeliklerinde kritik dönüşüm sıcaklıkları arası tavlama sırasında hedeflenen ferrit ve östenit faz miktarını elde etmek için Mn alaşım elementi oranı genelde % ağırlıkça 1,5 şeklinde belirlenir. Mn miktarının % ağırlıkça 2,5 ve üstü oranda olması mikroyapıda bantlaşma yaptığı için tercih edilmez [6]. Silisyum elementi östemperleme sırasında sementit oluşumunu engellemek için kullanılmaktadır. Bunun yanında alaşımlandırmada ferritin dengelenmesinde ve katı çözelti sertleşmesinde önemli rol oynar. Bu alaşım elementlerinin TRIP çeliğinde yer alması mevcut östenitin karbonca zenginleşmesini sağlayarak oda sıcaklığında kararlı olmasına vesile olur. Yalnız % ağırlıkça 1,5 ve üstündeki yüksek Si oranları sürekli sıcak daldırmayla galvanizleme sırasında yüzeyde oksit filmi oluşturarak, ıslanabilirliği olumsuz etkilediğine işaret edilmektedir. Bu sebeple TRIP çeliklerinde Si oranı düşük tutulmaya çalışılır. Bu bağlamda TRIP çeliği alaşımlandırılırken silisyum yerine, kısmen ya da tamamen alüminyum ve fosfor kullanılmaktadır. Alüminyum ve fosfor elementleri de silisyum gibi östemperleme sırasında sementit oluşumunu engellemektedir. Ancak mevcut TRIP çeliklerinde silisyum ihtiva etmeyen mikroyapılar genelde tercih edilmez. Çünkü silisyum TRIP çeliklerinde östemperleme sırasında sementit oluşumunu en iyi şekilde engelleyen alaşım elementidir [11,12]. Mevcut mikroyapılar göz önüne alındığında TRIP çelikleri 600 MPa – 900 MPa arası çekme dayanımına, %17-36 arası uzama miktarına sahip olacak şekilde mekanik özelliklere sahiptir [2].

Soğuk haddeme sonrası kiritik dönüşüm sıcaklıkları arası tavlama yapılmış TRIP çeliğinin imalatı genel olarak beş aşamada gerçekleştirilmektedir. Kimyasal kompozisyonu ayarlanmış soğuk haddelenmiş TRIP çeliğinden başlayan termal döngü Şekil 2.5'te şematik olarak gösterilmektedir [6].



Şekil 2.5. Kompozisyonu ayarlanmış soğuk haddelenmiş TRIP çeliğinden başlayan termal döngüsü [6]

Soğuk haddelenmiş TRIP çeliğinin mikroyapısı genel olarak % ağırlıkça 0,8 C içerecek şekilde ferritik ve perlitik mikroyapıdadır. İlk olarak yapılan tavlama işlemi hızlı ısıtma süreciyle başlamaktadır. Bu aşamada ferrit yeniden kristallenir ve sementit çözünmeye başlar. İkinci olarak A_{c1} sıcaklığının üstüne çıkıldığında perlit östenite dönüşmeye başlar. Kritik dönüşüm sıcaklığındaki tavlama sırasında östenit dönüşümü devam ederek, östenitin karbon içeriği % ağırlıkça 0,3–0,4 arası bir değere düşer. Tavlama sıcaklığı ve zamanı ayarlanırken dikkat edilen temel unsur tavlama sonunda, ferrit ve kritik sıcaklık arası östenit miktarının mikroyapıda %50-%50 şekilde ihtiva etmesini sağlamaktır. Üçüncü aşamada TRIP çeliği izotermal beynitik dönüşüm sıcaklığına indirilir. Burada dikkat edilmesi gereken husus; soğuma hızının, yeni ötektik öncesi ferrit ve perlit oluşunu engellemek için 10 °C/sn nin altına inmemesidir. Dördüncü aşama olan izotermal beynitik dönüşümde, diğer adıyla östemperlemede, mevcut östenit mikroyapısı karbon içeriği zenginleştirilerek % ağırlıkça 1,5 C değerine ulaşır. Beşinci ve son aşamada yavaş soğutma sırasında östenitin bir kısmı martenzite dönüşür. Nihai mikroyapı ferrit, beynit, kalıntı östenit ve termal olmayan martenzit içerecek şekilde oluşur [6].

2.1. TRIP Çeliğinin Kullanım Alanları

1990'lı yıllarda güvenlik ve performanstan ödün vermeden düşük ağırlıklı çelik oto kaportası üretmek çelik üreticilerinin temel hedefi olmuştu. Bu amaca uygun olarak yüksek uzama oranı ve çekme mukavemeti kombinasyonuna sahip “Dönüşüm kaynaklı plastisite” (TRIP) çelikleri otomobil sanayiinde kullanılmaya başlanmıştır. Araç gövdesi parçaları

için martenzit ve beynit gibi sert fazlara sahip, yumuşak ferritik matrikse gömülü minimum %5 hacimli tutulan östenit içeren TRIP çelikler kullanılır. Yüksek enerji absorpsiyon kabiliyetine sahip TRIP çelikleri, özellikle otomobilin çarpışma sırasında deformasyona uğrayacak bölgeleri için faydalanılır. Çünkü deformasyon sırasında yumuşak ferritik matriks içinde dağılmış sert parçacıklar yüksek pekleşmeye neden olur. Bunun yanısıra kalıntı östenitin martenzite dönüşümü daha yüksek gerinim seviyelerinde pekleşme oranını arttırdığı rapor edilmektedir [13].

Endüstride geniş kullanım alanına sahip TRIP çeliklerin özellikleri bu bölümde kısaca açıklanmıştır. Daha sonra da kullanım alanları özellikle otomotiv endüstrisinde parça bazında değerlendirilmiştir.

Özellikle otomotivde kullanılan çelik alaşımlarında yüksek mukavemetin şekillendirilebilirlikle bir arada bulunması talep edilmektedir. Genel olarak, malzemenin daha yüksek gerinim aralığına uzanan kademeli bir gerinim sertleştirme davranışı, daha iyi mukavemet ve şekillendirilebilirlik kombinasyonunu yansıtmaktadır. TRIP çelikleri, kalıntı östenit-martenzit dönüşümü mekanizmasıyla geleneksel gerinim sertleştirme davranışına farklı bir alternatif sunarak üstün bir mukavemet ve şekillendirilebilirlik dengesi sağlamaktadır [14].

TRIP çelikleri ya da TRIP destekli çelikler toplam alaşım elementi ilavesi ağırlıkça %5 ve altında; kalıntı östenit miktarı % 5-20 aralığında tutulan düşük alaşımlı çeliklerdir. Bu az miktardaki kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi ilk olarak Zackay ve ekibi tarafından tanımlanmıştır [4]. Östenitin, gerinim etkisi altında martenzite dönüşümü çekme testi sırasında malzemede boyun vermenin gecikmesini sağlamaktadır. Bu olay TRIP etkisi olarak ifade edilmektedir [4]. Kalıntı östenit ayrıca çatlak ucunu körelterek çarpışmaya karşı dayanıklılığı arttırmakta ve yorulma dayanımı performansını da olumlu etkilenmektedir [15].

Mekanik özelliklerin yüksek sıcaklıklarda da korunmaya çalışıldığı TRIP çelikleri de mevcuttur. % ağırlıkça 4,5 oranında alüminyum içeren δ -TRIP çelikleri kullanılarak Sıfır Süneklik Sıcaklığı (SSS) ve Sıfır Dayanım Sıcaklığı (SDS) ölçülmüş ve malzemenin gevrek olduğu sıcaklık aralığı sırasıyla 1355 °C ve 1405 °C olarak tespit edilmiştir. Bununla birlikte alaşımın ilk kırılgan bölgesi 1300 °C —1350 °C arasında ve üçüncü

kırılgan bölgesi ise 800°C —975 °C arasında saptanmıştı. Üçüncü kırılma bölgesinde α -ferrit tanelerinin östenit tane sınırlarında oluşması sebebiyle gerilim altında tane sınırı boyunca çatlaklar gözlemlendiği ve gevrek bir yapı olduğu belirtilmiştir. % ağırlıkça 4,5 oranında alüminyum içeren δ -TRIP alaşımlarında sünekliğin α -ferrit miktarı arttıkça önce azaldığı daha sonra arttığı gözlemlenmiştir. α -ferrit miktarı %37 oranına ulaştığında ise % ağırlıkça 4,5 oranında alüminyum içeren δ -TRIP çeliğinde kesit daralmasının %44 oranına ulaştığı belirtilmiştir [16].

TRIP çeliklerinde termal özellikler değerlendirirken kalıntı östenitin davranışı üzerinde büyük farklılıklar gözlemlenmiştir. Fe-Ni, Fe-Ni-C ve Fe-Ni-Cr-Mn-C kompozisyonları ile yapılan çalışmalarda deformasyon sıcaklığına bağlı olarak kalıntı östenitin kararlılığı ve bunun mekanik özelliklere etkisi büyük önem arz etmektedir. 200 °C – 450 °C arası sıcaklıklarda gerçekleştirilen %70-80 oranında deformasyon ile östenitin akma mukavemeti artırılarak 1 GPa ve üzeri akma mukavemeti elde edilmiştir [17].

TRIP çelikleri gibi düşük alaşımlı çeliklerde östenit fazı sadece, ısıtma sırasında östenit başlangıç sıcaklığı olarak ifade edilen A_{c1} sıcaklığının üstünde kararlı yapıdadır. Soğuma sırasında oda sıcaklığına indirildiğinde östenit ferrit, perlit gibi fazlara ayrılmaktadır. Fakat bu soğuma uzun süreli difüzyon gerektirdiğinden hızlı soğutma ile östenitin ayrışması önlenmektedir. Östenit fazının martenzite dönüşmesi yayınımsız ve ısı gerektirdiğinden tamamen engellenmemektedir. Bu yüzden oda sıcaklığında östeniti kararlı kılmamanın tek yolu, martenzit başlangıç M_s sıcaklığının oda sıcaklığının altına indirilmesidir. Östenit fazının M_s sıcaklığı genel olarak malzeme kompozisyonuna ve özellikle % ağırlıkça karbon elementi miktarıyla ilişkilidir. Fakat % ağırlıkça karbon miktarı arttıkça kaynaklanabilirlik de olumsuz etkilenmektedir [14].

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinden önce kullanılan Fe-Ni alaşımları için deformasyon sıcaklığı seçilirken bir diğer husus da $M_s - M_d$ sıcaklığı ilişkisidir. M_d sıcaklığına yakın bir sıcaklık değerinde deformasyon uygulandığında östenitte istifleme hatası oluşumdan dolayı mekanik ikizlemenin baskın mekanizma olabileceği belirtilmiştir [18]. M_s sıcaklığının üstünde yapılan deformasyonda ise deformasyon sıcaklığı arttıkça martenzite dönüşen östenit miktarının azaldığı belirtilmiştir [19].

Genel olarak istifleme hatası enerjisi sıcaklıkla doğru orantılı artmaktadır. Yüksek manganlı (HMnS) TRIP çeliklerinde deformasyon sıcaklığı nihai deformasyon mekanizması üstünde etkin rol oynamaktadır. Kalıntı östenitin kararlılığı ve istifleme hatası enerjisi, TRIP veya TWIP etkisinden hangisinin oluşacağına ilişkin kritik role sahiptir. Deformasyon sıcaklığı arttıkça martenzitik dönüşüm yerine ikizleme ve dislokasyon kayması baskın deformasyon mekanizması olmaktadır [20].

TRIP çeliklerinin elektriksel özellikleri üzerine yapılan çalışmalar genellikle korozyon direnci üzerine olmaktadır. Deformasyon sırasında faz değiştiren TRIP çeliklerinin elektroplastik davranışı 2010'lu yılların ikinci yarısında değerlendirilmeye başlanmıştır. Stolyarov ve ekibi % ağırlıkça kompozisyonu 0,2C-15Cr-5Ni-3Mo-0,63Si-0,6Mn şeklinde olan yarı kararlı östenitik TRIP çeliği üzerinde çekme deneyinde östenit—martenzit dönüşümünün yaşandığı elastik plastik deformasyon alanına tek atım akım darbeleri, çoklu darbeli akım ve doğru akım darbeleri uygulamıştır. Tek atım akım darbelerinin mukavemete etkisi olmadığı fakat uygulanan akım şiddetine bağlı olarak uzama miktarının azaldığını tespit etmişlerdir. Çoklu darbeli akım uygulandığında ise, çekme mukavemetinde ve akma mukavemetinde %15 ile %40 arasında değişen bir azalma gözlemlenmiştir. En düşük mukavemet ve uzama değerleri ise doğru akım darbeleri uygulandığında gerçekleştiği belirtilmiştir. Çoklu darbeli akım ve doğru akım darbeleri uygulandığında meydana gelen bu düşüşü boyun bölgesinde saniyenin onda birinden daha kısa sürede sıcaklığın ortam sıcaklığından 150-200 °C'ye ulaşmasıyla ilişkilendirmişlerdir [21].

Stolyarov bir diğer çalışmasında TRIP çeliklerinde 300°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda deformasyon sırasında mukavemetin ve sünekliğin dramatik bir düşüş gösterdiğini belirtmiştir. Bunun da itici kuvveti azalmasıyla östenit—martenzit dönüşümü kararlılığında meydana gelen değişimin ilişkisinden kaynaklandığını belirtmiştir [22].

Jeong ise gerilme deformasyonu sırasında darbeli akım uygulamasının mekanik olarak indüklenen martenzitik dönüşüm mekanizmasının düzgün çalışmasını baskıladığını belirtmiştir. Uygulanan darbeli akıma bağlı olarak artan sıcaklıkla beraber kalıntı östenitin kararlılığının arttığı ifade edilmiştir. Fakat darbeli akım sadece deformasyonun erken safhalarında östenit—martenzit dönüşümü başlamadan uygulandığında TRIP çeliklerinin şekillendirilmesine olumlu katkı sağladığı belirtmiştir. Ayrıca deformasyonun erken

safhalarında elektrik akımı sayesinde gerçekleşen tavlama işleminin, dislokasyon yoğunluğunu azaltarak sünekliğe olumlu katkı sağladığı gösterilmiştir [23]. Bu alanda yapılan çalışmalar devam ederken TRIP çeliklerinin şekillendirilmesinde elektrik akımının kullanılması da cazip hale gelmiştir.

Düşük karbonlu TRIP çelikleri östenit, ferrit, martenzit ve beynit fazlarını bir arada bulundurmaktadır. Fe—Ni alaşımları gibi tamamen östenitik mikroyapıya sahip olmadığından korozyon direnci için yapılan kaplama büyük önem taşımaktadır. Düşük alaşımlı olmasına rağmen mikroyapısındaki silisyum dolayısıyla TRIP çeliklerinin kaplama uygulamaları bazı sıkıntıları beraberinde getirmektedir.

TRIP çeliklerinde silisyum ve alüminyum elementlerinin % ağırlıkça oranlarında değişiklikler yapılarak en düşük silisyum oranı belirlenmiştir. % ağırlıkça 1,0 oranında silisyum içeren TRIP destekli alaşımların mekanik özelliklerinin tatmin edici olduğu; fakat yüzey kusurlarının sıcak daldırma galvanizleme sırasında ıslatılabilirliği olumsuz etkilediği belirtilmiştir. Silisyum oranı % ağırlıkça 0,6 değerine düşürüldüğünde ise tavlama sırasında sementit oluşumunun engellenemediği ve mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiği gözlemlenmiştir. Silisyum içeren alaşımlarda yüzey kusurlarını azaltmada kullanılan fosfor eklenerek de çalışmalar yapılmıştır. % ağırlıkça 0,1 P ve 0,6 Si içeren alaşımda mekanik özelliklerin tatmin edici olduğu belirtilmiştir. Fakat fosfor miktarı arttıkça malzemenin gevrekleşmeye başlayacağı da göz önünde bulundurulmuştur [24].

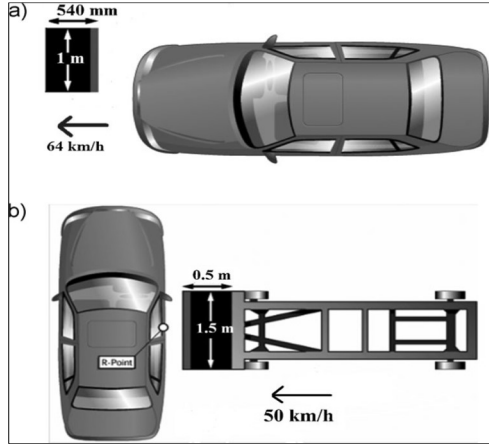
Alaşım elementleri % ağırlıkça 1,5 oranında silisyum içeren düşük karbonlu TRIP alaşımında silisyum oranını % ağırlıkça 0,6 oranına düşürülerek yapılan başka bir çalışmada kompozisyonda silisyumun kısmen alüminyum ile değiştirilmesi, daha yüksek çığırma noktaları ve sıcak daldırma galvanizleme sırasında ıslatılabilirliği önemli ölçüde iyileştirmiştir. Karmaşık Si-Mn oksit oluşumundaki kısıtlama nedeniyle daha yüksek çığırma noktasında % ağırlıkça daha düşük silisyum içeren alaşımlarda kaplanabilirlik artmıştır [25].

İleri yüksek dayanımlı çelikler (AHSS), genellikle otomotiv endüstrisinde yapısal amaçlarla ve güvenlik amacıyla iskelet halindeki şaselerde kullanılmaktadır [26]. Yüksek mukavemeti ve sünekliği bir arada sunan AHSS'ler otomotiv endüstrisinde tasarımcılara bileşen geometrisini optimize etmek için yüksek derecede esneklik sunmaktadır. AHSS

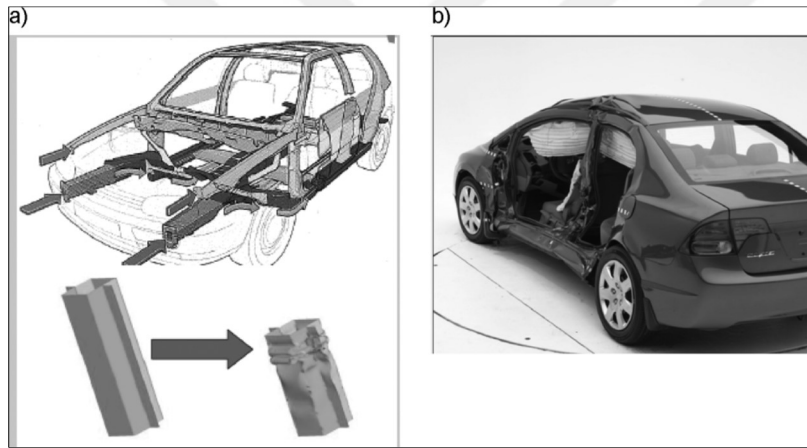
kullanımı otomotiv endüstrisinde rijitlik, dayanıklılık, çarpışma enerjisi yönetimi, şekillendirilebilirlik gibi pek çok alanlarda bileşen performansını arttırmaktadır. Rijitlik, parça geometrisi ve elastik modül (E) tarafından direkt olarak etkilenmektedir. Çeliğin elastik modülü çok değişkenlik göstermediğinden geometride yapılacak değişikliklerle rijitlik arttırılmaya çalışılmaktadır. AHSS sünek yapısıyla bileşen ağırlığını arttırmadan bileşen geometrisinde değişiklikler yapmaya uygun alaşımlardır. Ayrıca kaynak gibi sürekli birleştirme yöntemleriyle farklı geometriler kolaylıkla elde edilebilmektedir. AHSS'lerin yüksek mukavemeti ve üstün pekleşme dereceleri yorulma dayanımını da olumlu yönde etki etmektedir. 1. nesil AHSS sınıfında yer alan TRIP destekli çeliklerin çekme dayanımı ve gerinim grafikleri göz önüne alındığında, TRIP çelikleri yüksek hızlı çarpışmalarda enerji emilimindeki başarıyla çarpışma enerjisi yönetiminde kullanılan bileşenler için ana malzeme olarak görev yapmaktadır [27].

AHSS çeliklerin sınıflarında yer alan TRIP destekli çeliklerde araç şaselerinin farklı bölümlerinde kullanılmaktadır. Çarpışma performansı karakterize edilirken komponentlerin enerji emilimi/sönümlemesi ve geçiş ihlali engelleme kapasiteleri büyük önem taşımaktadır. Şekil 2.6'da çarpışma performansının değerlendirilmesi için otomobil üreticileri tarafından kullanılan çarpışma karakterizasyonunun ana yapılandırmalarının şematik gösterimi mevcuttur.

Şekil 2.7'de enerji emilimi ve izinsiz giriş için parça örnekleri verilmiştir. Örneğin çarpışma kutusu, bir çarpışma sırasında kinetik enerjiyi emmek ve yolculara uygulanan gerilimi en aza indirecek şekilde tasarlanmaktadır. B sütunu ise yolcu alanının içine geçiş ihlallerini engellemektedir [26].



Şekil 2.6. Çarpışma performansının değerlendirilmesi için otomobil üreticileri tarafından kullanılan çarpışma karakterizasyonunun ana yapılandırmaları: a) Önden çarpışma b) Yanal çarpışma [26]



Şekil 2.7. Enerji emilimi ve izinsiz giriş için parça örnekleri: a) çarpışma kutusu, b) B sütunu desteği [26]

Avrupa’da NCAP ve Amerika’da NHTSA gibi otomotiv endüstrisinde uyulanacak test protokollerine ilişkin yönetmelikleri oluşturan kuruluslar önden ofset ve yan darbe çarpışma testlerinde yolcu güvenliğine büyük önem vermektedir. Euro-NCAP çarpışma testleri sırasında gerinim oranları önden çarpmalar için 10 s^{-1} ve 30 s^{-1} değer aralığında; yandan çarpışma testlerinde ise 60 s^{-1} ve 2000 s^{-1} gibi yüksek değer aralığında değişmektedir. Mekanik açıdan kompozit malzemelere benzetilen AHSS sınıfına üye olan TRIP çelikleri araçlarda pek çok yapısal parçada kullanılmaktadır [6].

Japonya’da otomotiv sektöründe kullanılacak çelikler üzerine çalışmalar yürütülmüştür. Çarpışma dayanıklılığına ilişkin ilk resmi standart, 1970 yılında motorlu taşıt güvenliği

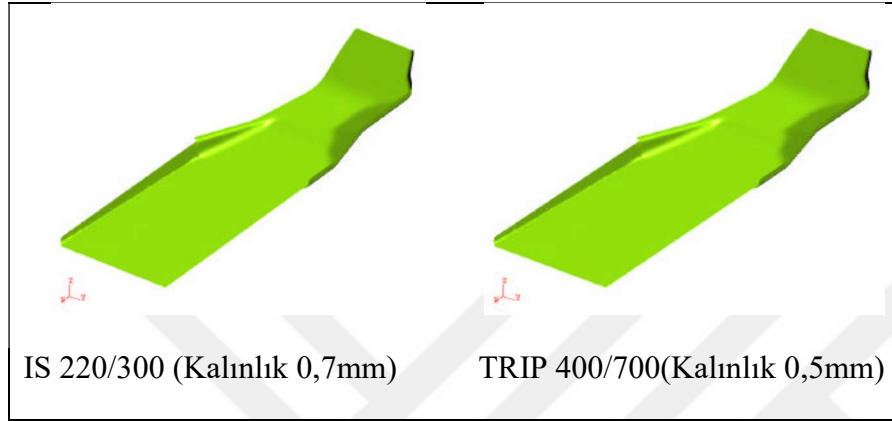
yasası olarak başlamıştır ve 1994'te Japonya'da tam bindirme çarpışmasının güvenlik değerlendirmesi zorunlu hale gelmiştir. Özellikle içten yanmalı motor kullanan araçlardan, hibrit elektrikli araçlara ve elektrikli araçlara geçişte daha düşük enerji tüketimi de otomotiv endüstrisinin gelecek planları içindeki önemli amaçları arasında yer almaktadır. Bu yüzden güvenlik ile ilgili hususlar korunarak ve imkân dâhilinde geliştirilerek, ağırlığın azaltılması yeni enerji kaynaklarının gündemde olduğu bu zamanda daha da önem kazanmıştır [28].

Otomotiv yapısal elemanları ve gövde panelleri üretilirken soğuk haddelenmiş ve tavllanmış çeliklerde gerinim yaşlandırmasından kaçınmak gerekmektedir. Gerinim yaşlandırması, yapısal elemanlara ve gövde panellerine arka arkaya yapılan deformasyon uygulamalarında kesintili akmaya sebep olmaktadır. Kesintili akma Lüders bantlarına sebep olarak germe gerinimleri izlerine (lüders lines, stretcher strain marks) sebep olarak nihai parçanın üzerinde kırışıklara sebep olmaktadır. Bu izler boyama işleminden sonra da görülebilmekte ve kozmetik olarak rahatsız edici görüntü oluşturmaktadır [29].

Gerinim yaşlanması, arayer karbon atomlarının ve azot atomlarının dislokasyon bölgelerine göç etmesi ve onları kilitlemesiyle oluşmaktadır. Bu sayede genel olarak mukavemet artsa da süneklik azalmaktadır. Oda sıcaklığında da gerçekleşebilen gerinim yaşlandırması etkisi aylar sonra ortaya çıkabilir. Bunun önüne geçmek için tavlama işleminden sonra %0,8-1,8 soğuk deformasyon verecek şekilde ince temper haddesi yapılır. Bu sayede tavlamadan sonra mobil olan dislokasyonlar ile sürekli akma sağlanmış olur. Gerinim yaşlandırmasını önlemek için bir diğer metod ise arayer atomsuz alaşımlama yapmaktır. Bu yöntem sayesinde karbon ve azot seviyelerini % ağırlıkça 0,003 gibi çok düşük seviyelere indirmek gerekmektedir. Bunu sağlamak maliyet başta olmak üzere çeşitli unsurlar dikkate alındığında, her durum için mümkün olamayabilmektedir. Çelik üretim sürecinde ikincil metalürji olarak adlandırılan süreçte vanadyum, niyobyum ve titanyum gibi güçlü karbür ve nitrür oluşturunucular alaşıma eklenmektedir. Alüminyum ve boron elementleri de yine nitrür oluşturmak amacıyla kullanılarak nihai alaşımın kararlı hale getirilmesi amaçlanmaktadır [29].

Yüksek manganlı TRIP çeliklerine uygulanan art ısıtılma işlemde kompozisyondaki alüminyum ve silisyum elementeri interkritik tavlama sıcaklığını aralığını yukarı çekerek, karbür oluşumunu engelleyerek, alaşımı daha kararlı hale getirmektedir [30]. Düşük

karbonlu TRIP çeliklerinde, beynitik reaksiyon sırasında karbür oluşumlarını engellemek ve ferritik beynitik dönüşümün reaksiyonunu hızlandırmak için karbon oranı düşürülüp silisyum ve alüminyum elementlerinin miktarları arttırılmıştır [31]. Kısmi dönüşümle sertleştirilmiş TRIP çeliklerinde karbür oluşumu olmadan, su verilmiş martenzit ile kalıntı östenit arasındaki karbon bölüşümü de yine bu amaca yöneliktir [32].



Şekil 2.8. IS 220/300 ve TRIP 780 çeliklerinin tasarım çalışmaları [33]

TRIP çeliği mukavemet ve şekillendirilebilirliğin yanı sıra araçları hafifletmek amacıyla da kullanılmıştır. Aracın sağ ve sol tarafında yer alan şoför ve yolcu yer panellerinde 220MPa akma mukavemetine sahip olan IS 220/300 çelikten 0,7mm kalınlıkla üretilen parça yerine TRIP780 çeliğinden 0,5mm kalınlıkta parça kullanılarak parça bazında %7 oranında ağırlık azaltılmıştır. Şekil 2.8’de verildiği üzere tasarım çalışmaları her iki alışımla yapılan parçanın güvenli tasarım olduğunu belirtmektedir. Güvenli tasarım her iki durumda da yeşil renkle ifade edilmiştir. TRIP çeliği kullanılarak uygulama yapılan araçta toplam 0,636 kg ağırlık azaltılmıştır [33].

Düşük karbonlu TRIP çelikleri, yüksek enerji emme kapasiteleri ve yorulma dayancı sayesinde, traversler, boyuna kirişler, B-kolonu takviyeleri, eşikler ve tampon takviyeleri gibi binek araçların yapısal otomotiv parçalarında ve güvenlik parçalarında kullanılmaktadır [34]. CR450Y780T-TR-EG kodlu TRIP780 olarak bilinen alışımdan üretilen bu parçaların örnekleri Şekil 2.9’da paylaşılmıştır.

a

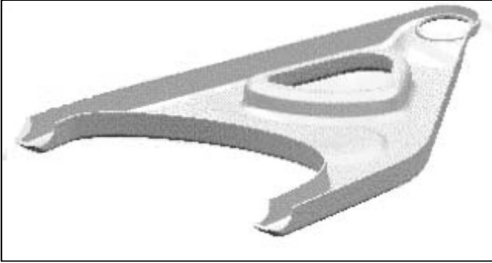


b



Şekil 2.9. TRIP780 uygulama örnekleri [34]

Şekil 2.10’da verilen alt kol bileşeni gibi baskılı biçimleme yapılan parçalarda iyi uzama yanı sıra yüksek flanşlabirlik gerekmektedir. Genel olarak, bu özellikler çeliğin mukavemetinin artmasıyla bozulur. Fakat düşük karbonlu TRIP çeliklerindeki yüksek toplam uzama oranı sayesinde bu tür parçalar yüksek dayanıma da sahip olarak rahatlıkla üretilebilmektedir [35].



Şekil 2.10. LC TRIP çeliğinden üretilen yüksek uzama ve flanşlanabilirlik gerektiren alt kol bileşeni [35]

Diğer AHSS sınıfı çeliklerle mukayese edildiğinde daha yüksek mukavemet değerleri sunan kısmi dönüşümle sertleştirilmiş TRIP çelikleri de yüksek biçimlenebilirliğe sahiptir. Şekil 2.11’de Q&P 980 kodlu TRIP çeliğinden üretilen sırasıyla, B-sütunu desteği (kalınlık: 2,0 mm), B-sütunu takviyesi (kalınlık: 1,2 mm), yan eleman ön kat elemanı (sol taraf-kalınlık: 1,8 mm), kapı paneli (iç, sol taraf-kalınlık: 1,0 mm) örnekleri verilmiştir [36].

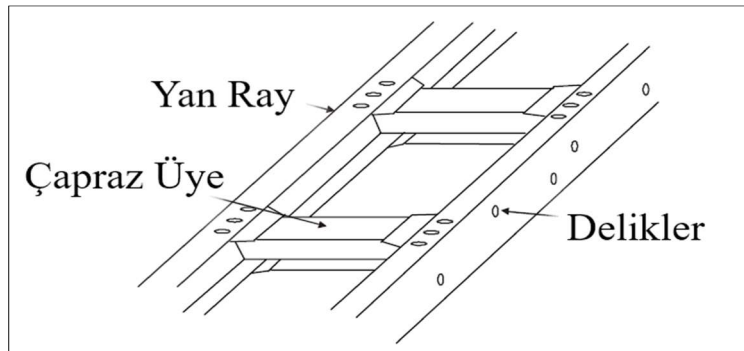
Binek araçlarda genellikle şasi ve kasanın beraber olduğu yekpare tasarımı kullanılmaktadır. Güç aktarım organı ve motor bölümü yekpare şasiye eklenmektedir.

Yekpare tasarım genellikle nokta direnç kaynaklama ve perçinleme yöntemleriyle birleştirilmektedir. Fakat kamyon gövdelerinde durum farklıdır. Kamyonlarda motor ve güç aktarma organları şasi üstünde yer alırken gövde şasi ile çeşitli yöntemlerle birleştirilmektedir [37].



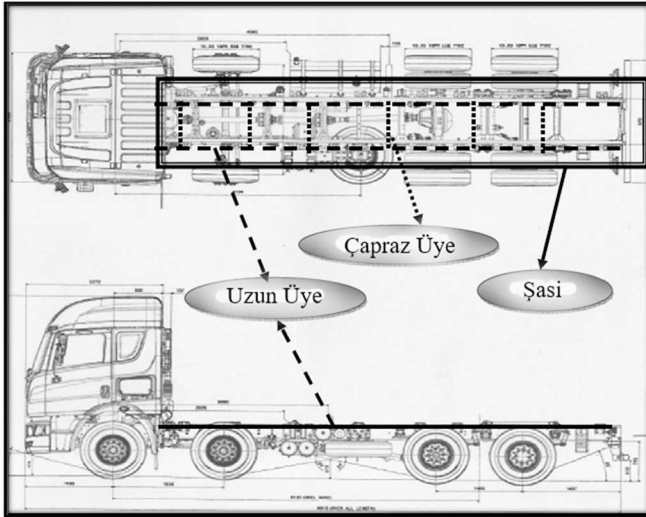
Şekil 2.11. Q&P 980 kodlu TRIP çeliğinden üretilen B sütunu destekleri, eşikler ve tampon destekleri örnekleri [36]

Binek araçlardaki gibi kamyon şasilerinde de ağırlığı azaltarak maliyet düşürmek amaçlanmaktadır. Kamyon şasisi için çelik sacın özellikle biçimlendirilebilirlik ve yorulma dayanımı kadar bükülebilirlik, gerilebilirlik ve gerilebilir-bükülebilirlik de önemlidir. Şekil 2.12’de TRIP 780 çeliği kullanılarak oluşturulan kamyon şasi kesiti şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 2.12. TRIP 780 çeliği kullanılarak oluşturulan şematik kamyon şasi kesiti [38]

Bu kesitte yan raylar, çapraz bileşenlerle bindirme kaynağı birleşme metodlarıyla bir araya getirilmektedir. Ayrıca şasinin üstünde zimba delikleri de mevcuttur. Yüksek yorulma direnci performansı ve yine %20'den fazla uzama miktarıyla TRIP 780 çeliği alaşımı kamyon şasesi uygulamasında da kullanılmıştır [38]. Şekil 2.13'te şematik olarak gösterilen kamyon şase çerçevesinin iskeleti üzerine yapılan diğer bir çalışmada da ağır yük kamyonu şasesinin uzunlamasına yerleştirilen üyesi için ferrit ve beyrit mikroyapılı yüksek mukavemetli alaşımlarının kullanılmasının servis sırasında karmaşık yükleme gereksinimlerini karşıladığı ifade edilmiştir. Gerekli mukavemet değerlerinin muhafaza edilerek, yorulma dayanımından taviz vermeden %17'den fazla ağırlık azaltıldığı belirtilmiştir [39].



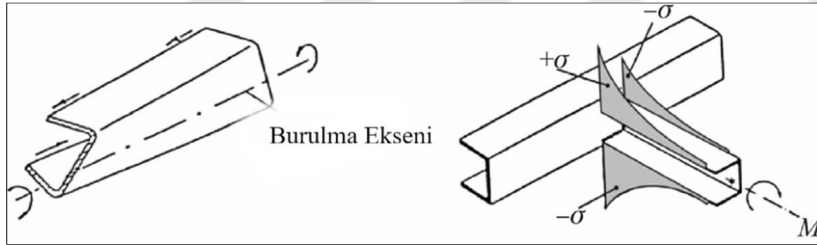
Şekil 2.13. Kamyon şase çerçevesinin iskeleti HSLA kullanılan parçalar[[39]

TRIP çeliklerindeki % ağırlıkça karbon oranındaki değişim, kalıntı östenitin martenzite dönüşmeye başladığı gerilme seviyesini direkt olarak etkilemektedir. Düşük karbonlu TRIP alaşımlarda kalıntı östenit deformasyon başladıktan kısa bir süre sonra martenzite dönüşmeye başlar ve ıstampalama işlemi sırasında pekleşmeyi ve şekillendirilebilirliği arttırmaktadır. TRIP çeliklerinde % ağırlıkça karbon oranı arttıkça, kalıntı östenit daha karardır ve sadece biçimleme sırasında üretilenlerin üstündeki gerilme seviyelerinde dönüşmeye başlar. Bu karbon seviyelerinde kalıntı östenit, deformasyonun son anlarına kadar kararlı olmaya devam eder ve çarpışma gibi ani deformasyon sırasında martenzite dönüşmektedir. Bu nedenle TRIP çelikleri, karmaşık AHSS parçalarının üretimi için mükemmel biçimlendirilebilirlik sağlamaktadır. Bununla beraber mükemmel çarpışma

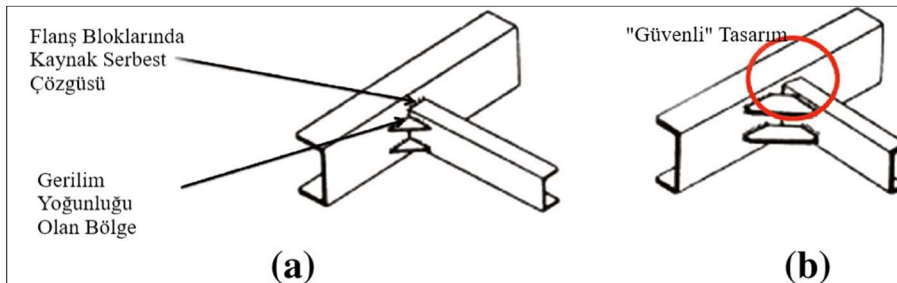
enerjisi emilimi için çarpışma gibi ani deformasyonu sırasında yüksek pekleşme sergilemek üzere tasarlanabilmekte veya uyarlanabilmektedir [13].

Gövde panelleri birleştirmesinde genellikle nokta direnç kaynağı kullanılmaktadır. Ark kaynağı pek tercih edilmemektedir. Sıkı kesitli yapı, araç gövdelerinin mukavemetini arttırmak ve ağırlığını azaltmak için avantajlıdır. Nokta direnç kaynağı gövdenin dışından ve içinden erişime ihtiyaç duyduğundan çalışmak için bölgesel deliklere ihtiyaç duymaktadır. Bölgesel deliklerin sayısı arttıkça da gövdenin rijitliği olumsuz etkilenmektedir. Tek taraflı olarak çalışabilmek için nokta direnç kaynağı yerine ark kaynağı tercih edilmektedir [40].

Kaynak, yük altındaki flanşların serbest hareketini bloke ederse, Şekil 2.14'te görüldüğü üzere kaynakta yüksek gerilim tepe noktaları meydana gelecektir. Sonuç olarak, yorgunluk çatlakları kısa bir süre sonra ortaya çıkacaktır. En iyi çözüm, Şekil 2.15'te gösterildiği gibi her iki profilin gövde plakalarını kaynaklamak olduğu ifade edilmektedir [41].



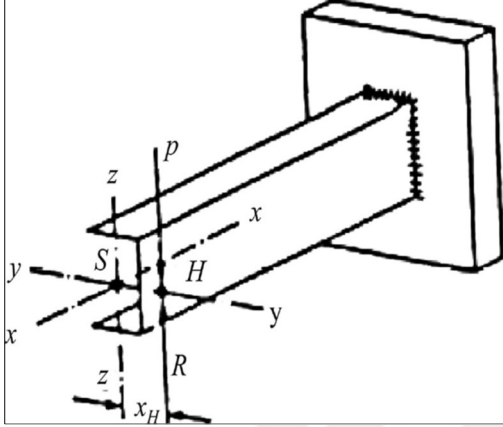
Şekil 2.14. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı uygulamalarında gerilim tepe noktalarının şematik gösterimi [41]



Şekil 2.15. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı tasarım uygulamaları [41]

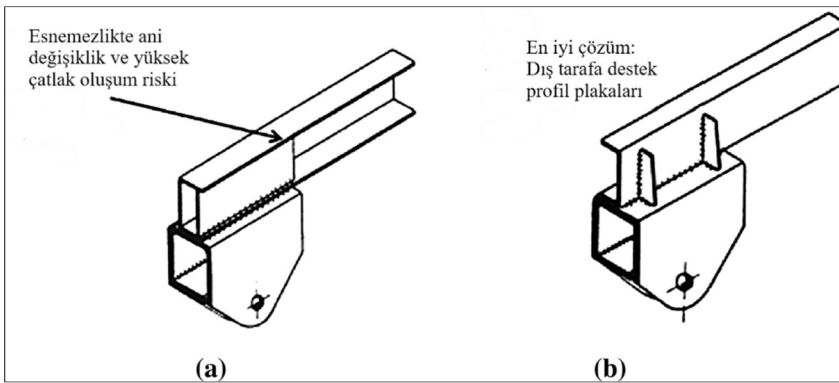
Açık profil bölümlerine giren dikey yüklerle ilgili dikkat edilmesi gereken bir diğer husus ise bu dikey yük tarafından oluşturulan burulma momentidir. Şekil 2.16'da görüldüğü

üzere dikey kuvvet hattının kesme merkezinden mesafesi ne kadar büyük olursa, dikey kuvvetin neden olduğu burulma momenti o kadar fazla olmaktadır. İdeal tasarım açısından bakıldığında dikey kuvvetlerin kesme merkezine yakın konumlandırılması gerekmektedir. Bu yüzden kontrol konsolları kesme noktasına yakın birleştirme noktaları takılmaktadır [41].



Şekil 2.16. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı uygulamalarında burulma momentinin etkisinin şematik gösterimi [41]

Şekil 2.17’de görüldüğü üzere bazı durumlarda, açık profillerin, tek bir yüksek yük altında çökmeye karşı desteklemesi için bölgesel takviyeleri gerekmektedir. Yapısal rijitlikte ani değişikliklerin önüne geçmek ve önlemek için profil gövde plakaları profil bölümünü kısmen kapatmayacak şekilde yerleştirilmelidir [41]. Otomotiv sektöründe üretimde genellikle kullanılan nokta direnç kaynağına ek olarak özellikle otobüs ve ağır yük kamyonlarının şase uygulamalarında bindirme kaynağı uygulamaları tercih edilmektedir.



Şekil 2.17. Kamyon şasesi üretiminde bindirme kaynağı uygulamalarında açık profillerin yüksek yüke karşı desteklenmesi örneklerinin şematik gösteri [41]

2.2. TRIP Çeliği Çeşitleri

Çeliğin mekanik özelliklerinin faz dönüşümüyle iyileştirilmesi süreci TRIP çeliklerinden önce uygulanmıştır. Hadfield, deformasyona bağlı faz dönüşümünün yüksek karbon ve manganlı alaşımlarda gerçekleştiğini ifade etmişti [42]. TRIP etkisi isimlendirilmeden önce Hadfield çeliklerinin farklı sıcaklık aralıklarında martenzit oluşumu incelenmiştir. Doepken [43], % ağırlıkça kimyasal bileşimi 1,40 C, 12,11 Mn, 0,060 P, S, 0,012 S, 0,120 Si, 0,080 Ni, ve 0,090 Cr olan dövme Hadfield çeliklerinde 100 °C ila -196 °C arasındaki sıcaklıklarda tek eksenli çekme mukavemeti özelliklerini incelemiştir. Süneklik ve çekme dayanımı azalan sıcaklıkla beraber düşerken, akma dayanımının düşen sıcaklıkla beraber arttığı bilinmektedir. Bu durum muhtemel mekanik ikizlemelere ve deformasyon sırasındaki martenzit oluşumu ile ilişkilendirilmiştir [43]. Östenitik ve yüksek % ağırlıkça Mn oranına sahip bu çeliklerde farklı alaşım elementleri katılarak mekanik özellikleri iyileştirecek çeşitli faaliyetler yapılmıştır [44].

TRIP çeliği ve TRIP destekli çeliklerin gelişimi Hadfield çeliğinde martenzit dönüşümünün incelenmesiyle başlamıştır. 1930'lardan başlayan bu süreçte Hadfield çelikleri için günümüzde nanokristal oluşumları ile ilgili çalışmalar önceliklidir. Weilin ve ekibi Hadfield çeliğinin konvansiyonel shot peening yöntemiyle, nano-yapılandırılmış tane tabakasının üretilebileceğini göstermiştir [45]. Chen ve ekibi Hadfield çeliğinin yüzeyinde ağır plastik deformasyon teknolojisi ile bir milimetre kalınlığa sahip bir gradyan nanokristalin tabaka başarıyla üretmiştir. Ayrıca farklı mikroyapı evrimine göre gerinim sertleşmesi ve yüzey nanokristalizasyon davranışlarını açıklamak için bir fiziksel model oluşturulmuştur [46].

Martenzitik dönüşüm genel olarak yeniden yapıcı veya yer değiştirmeli şekilde gerçekleşmektedir. Yeniden yapıcı dönüşümde bütün atomik bağlar kırılarak yeni atomlar gerinim enerjisi en düşük değerde olacak şekilde yeniden konumlanmaktadır. Yer değiştirmeli mekanizma ise mevcut kristal yapının homojen deformasyonu ile gerçekleşmektedir. Yer değiştirmeli mekanizma ile oluşan martenzit, difüzyonun mümkün olmadığı kısa zamanda ve sıcaklıklarda meydana gelebilmektedir. Deformasyon M_s sıcaklığının altındaki sıcaklığa inilmesi ile başlamaktadır. M_f sıcaklığı ise %95 oranında östenit fazının martenzit fazına dönüştüğü sıcaklık olarak ifade edilmektedir [47].

TRIP çeliklerinin günümüz otomotiv sektöründe kullanılmadan önceki hikâyesi 1930'lu yıllarda başlamıştır. Scheil ve ekibi östenitin martenzite dönüşümünün sadece atomların termal değişimi ile ifade edilemeyeceğini, dönüşümün özel bir mekanizmaya sahip olması gerektiğini ifade etmiştir ve plastik deformasyon sırasında Fe-Ni alaşımlarında oryantasyona bağlı martenzitik dönüşümün görüldüğü rapor etmiştir [48].

Östenitik paslanmaz çeliklerin ısıya dayanıklılık özellikleri ve korozyon dayanımıyla ilgili çalışmaların yanında 1940'lı yıllarda Lincoln ve Mather, östenitik Fe-Cr-Ni paslanmaz çeliklerde kompozisyondaki nikel oranına bağlı değişimin östenitin kararlılığı üzerindeki etkisini ve bunun mekanik özelliklere katkısını değerlendirmişlerdir. Östenitik paslanmaz çeliklerdeki mekanik özelliklerdeki iyileşmeyle birlikte uzama oranında da meydana gelen aşırı artış dikkat çekici olarak nitelendirilmiştir [49].

Bundan sonra Fe-Ni alaşımlarının endüstride oryantasyona bağlı martenzitik dönüşüm incelenmeye başlanmıştır. 1950'lerde Patel ve Cohen'in [50] harici uygulanan gerilimin M_s sıcaklığı üstündeki östenit martenzit dönüşümü için gereken itici gücü karşıladığını belirttiği çalışması, yarı kararlı östenitik çeliklerdeki martenzitik dönüşümlerdeki çalışmaları hızlandırmıştır. Genel olarak martenzitik dönüşüm M_s sıcaklığının ne kadar üstünde gerçekleşiyorsa, gerekli gerilim miktarının da doğru orantılı olarak arttığı belirtilmiştir [50].

Östenitik Fe-Ni alaşımlarının termomekanik işlemlerle mekanik özellikleri arttırılmadan önce otomotive endüstrisinde 1950'lerin ortalarında 1200°F (~650°C) – 1400°F (~760°C) arası sıcaklıklarda çalışacak ve ucuz şekilde üretilecek Nikel içermeyen Cr-Mn östenitik alaşımları üzerinde çalışmalar yapılmıştır. Carlson ve Zackay, % ağırlıkça kimyasal bileşimi 16 Cr, 18 Mn, 2 Mo ve 0,5 N olan bir alaşım üzerinde çalışmışlar, yüksek azot bulunduran dökme östenitik çeliklerin sürünme performansının Nikel içeren rakiplerine yakın performans verdiğini belirtmişlerdir [51].

1960'lara gelindiğinde yarı kararlı östenitik çeliklerdeki nikel oranını düşürüp maliyeti azaltmak, bunun yanında benzer ve hatta daha iyi mekanik özellikler elde etmek amaçlanıyordu. Nikel oranı azaltılan bu alaşımlar östenit mangan ile kararlı hale getirilebilmekteydi. % ağırlıkça 30 oranına kadar mangan içeren bu alaşımlar yüksek manganlı TRIP (HMnSİ) çelikleri olarak ifade ediliyordu [52]. Oda sıcaklığında tamamen

östenitik matrisli yarı kararlı östenitik çeliklerde TRIP etkisinin adının konması ve endüstriyel kullanımı Zackay ve ekibinin bu konuda 22 Kasım 1966'da patent almasıyla gerçekleşmiştir [53].

Genel olarak patentte, TRIP alaşımlarının temel prensipleri, belirtilen kompozisyonlara göre uygulanan ısıtıl işlem faaliyetleri ve bu uygulamalar neticesinde mekanik özelliklerdeki iyileşmeler örnekler ile belirtilmiştir. Patentte özellikle TRIP çeliğini $980^{\circ}\text{C} - 1200^{\circ}\text{C}$ arasında östenitlendikten sonra soğuma sırasında martenzit oluşumun başladığı sıcaklık – M_s ve deformasyon sırasında martenzitik dönüşümün üzerinde başlamadığı sıcaklık – M_d değerlerinin oda sıcaklığının altında kalması gerekliliği belirtilmiştir. Alaşımda M_s ve M_d değerlerini düşürmek için en az ağırlıkça % 1 olacak şekilde molibden, krom, nikel, manganez, vanadyum, niyobyum, tantal, tungsten, silisyum, azot elementlerine yer verilmesinin gerekliliği belirtilmiştir. Patentte belirtilen üç tane alaşımın demirle dengelenen % ağırlıkça kompozisyonları şu şekildedir: (a) % 8 Cr, % 8 Ni, % 2 Mn, % 2 Si, % 4 Mo, (b) % 0.30 Cr, % 24 Ni, % 4 Mo, % 0.25 C; (c) 21 Ni, % 2 Mn, % 2 Si, % 4 Mo, % 0.24 C [53]. M_s ve M_d sıcaklık değerlerinin östenitleme sırasında oda sıcaklığının altında tutulması yapılacak ısıtıl işlem ve yüksek plastik deformasyon için kilit rol oynayacaktır.

Patentte en düşük ısıtıl işlem sıcaklığı olarak 650°F yaklaşık 345°C belirtilmiştir. Üst limit olarak ise yeniden kristalleşme sıcaklık aralığı olarak belirtilmiştir. Patentte yine TRIP çelikleri için yeniden kristalleşme sıcaklıklarının kompozisyon da göz önüne alındığında olağan sıcaklıkların ötesinde 1500°F (yaklaşık 680°C) ile 1800°F (yaklaşık 980°C) arasında yer aldığı belirtilmiştir. Ayrıca mevcut kompozisyondaki çeliklerin tamamı için plastik deformasyon oranı %10'dan fazla olmalıdır. Hatta deformasyon sıcaklığı ve süresine göre %80 oranına kadar plastik deformasyon yapılabildiği belirtilmektedir [53]. Patentteki TRIP çeliğinin mukavemetindeki artış, normal uygulamalardan yüksek sıcaklıklarda yapılan aşırı plastik deformasyon neticesindeki gerinim sertleşmesi ve gerinim yaşlanması nedeniyle olmaktadır. Gerinim yaşlandırması neticesindeki karbürlerin oluşumu, alaşım elementleri ve % C oranı fakirleşen östenitik matriste M_d sıcaklığının oda sıcaklığının üstüne çıkmasını sağlamaktadır. Bu vesileyle oda sıcaklığındaki mekanik testler sırasında gerinime bağlı martenzit oluşumu ve yüksek uzama miktarı sağlanmaktadır. Patentte plastik deformasyondaki artış yerel olarak östenitin martenzite dönüşümü ile ilişkilendirilmektedir [54]. Bu patentte belirtilen nikel ve diğer östeniti karalı hale getiren

elementler içeren tamamen östenitik TRIP çelikleri günümüzde yarı kararlı östenitik paslanmaz çelikler (*Meta-Stable Austenitic Stainless Steel, Meta-Stable ASS*) olarak adlandırılmaktadır [52].

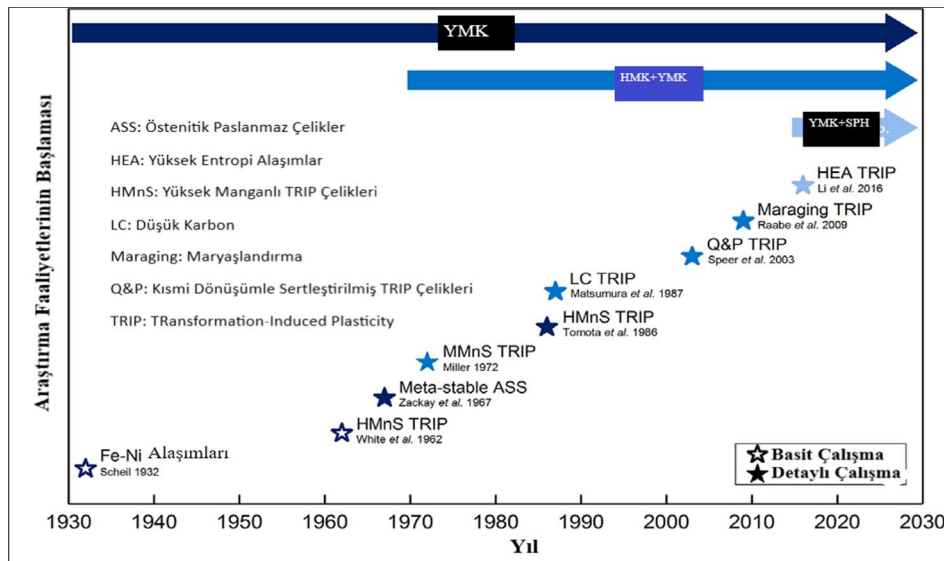
1972 yılında Miller'ın ART olarak adlandırdığı ısıtılma işlemi % ağırlıkça kimyasal bileşimi 5,7 Mn, 0,11 C, 0,26 Si, 0,10 Cr, 0,025 Mo, 0,012 S, 0,009 N ve 0,006 P içeren alaşıma uygulamasıyla Orta Manganlı TRIP çelikleri sınıfı elde edilmiştir. [55]. Kimyasal bileşiminde % ağırlıkça 12 oranına kadar mangan içeren bu alaşımlar yüksek manganlı TRIP çeliklerine (HMnS) göre daha düşük mangan içermekte, yarı kararlı östenitik paslanmaz çeliklere göre alüminyum ve silisyum oranları da nispeten daha yüksektir. Alaşım elementleri ve ART ısıtılma işleminden ötürü mikroyapıları yarı kararlı östenitik çeliklerde olduğu gibi sadece östenit değil, bunun yanında ferrit de içermektedir [52].

Fe-Ni alaşımlarında ve yarı kararlı östenitik çeliklerde kullanılan alaşım elementleri ve üretim süreci dolayısıyla endüstride daha ekonomik yollar aranmaya başlanmıştır. 1980'lere gelindiğinde Matsumura % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu 0,4 C, 1,5 Si, 0,8 Mn şeklinde olan düşük karbonlu ve tamamen östenitik olmayan, östenitin ferrit ve beynit, fazları arasında dağıldığı martenzit de içeren mikroyapıya sahip modern TRIP çeliklerine ilişkin çalışmalarını duyurdu. Düşük karbonlu (LC) TRIP çeliği olarak ifade edilen bu tür alaşımlar deformasyon sırasında TRIP etkisiyle %30 uzama ve 1000MPa'yı aşan çekme mukavemetine ulaşabilmekteydi [56]. Daha sonraki çalışmalarda düşük karbonlu TRIP çeliklerinin % ağırlıkça karbon oranı 0,2 civarına çekilerek, östenit dengeleyici olarak silisyum, alüminyum gibi elementler alaşıma eklenmiştir.

2003 yılında Speer ve ekibinin karbür oluşumu olmadan, su verilmiş martenzit ile kalıntı östenit arasındaki karbon paylaşımına ilişkin geliştirdiği model ile Quenching and Partitioning (Q&P) TRIP çelikleri literatüre girmiştir. Modeli açıklarken kısıtlanmış eşdeğerlik durumunda yeni bir ısıtılma işlem süreci ile karbonu tükenmiş martenzit ve karbon bakımından zengin kalıntı östenit içeren mikroyapıda alaşımlardan faydalanmışlardır [32]. Q&P TRIP çelikleri düşük alaşımlamasıyla kalıntı östeniti oda sıcaklığında kararlı tutmaktadır; 980MPa'dan fazla çekme mukavemetine ve %20'den fazla kopma uzama miktarına sahip alaşımlar mevcuttur [57].

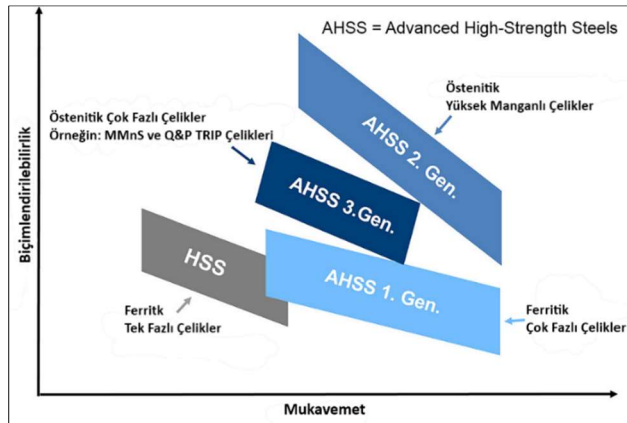
2000’li yılların başında TRIP çelikleri 1 GPa çekme dayanımını ve %15—20 arası toplam uzama miktarlarını elde etmiştir. 2009 yılında Raabe ve ekibi, 1,5 GPa çekme mukavemetine ve %10—30 arası toplam uzama değerlerine ulaşabilen çökelti sertleştirmeli martenzitik ve östenitik—martenzitik yapılı yeni alaşımları duyurmuştur. Martenzitik çeliklere uygulanan yaşlandırma işlemi, % ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,01 C, %9—15 Mn içeren ve östeniti sabitlemek üzere % ağırlıkça 1—2 N ve Ti elementleri içeren bu yeni alaşımlara uygulanarak üstün mukavemet ve uzama miktarları elde edilmiştir [58].

2016 yılında Li ve ekibi yüksek entropili alaşımlarda (High Entropy Alloys—HEA) kimyasal kompozisyon üzerine yaptıkları incelemeler ile geliştirdikleri TRIP destekli yüksek entropili çift fazlı alaşımları ortaya koymuşlardır. Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ TRIP-DP-HEA olarak ifade edilen bu alaşımda %72 oranında yüzey merkezli kübik faz ve %28 oranında hegzagonal sıkı paketi fazda mikroyapı raporlanmıştır. Malzeme boyun verene kadar yaklaşık %56 oranındaki yüzey merkezli kübik faz, hegzagonal sıkı paketi faza dönüşmektedir. Bu sayede alaşım 850 MPa’dan fazla çekme dayancına ve çelik için inanılmaz bir değer olan yaklaşık %75 toplam uzama miktarına sahiptir. Deformasyonla beraber yeni oluşan faz sınırlarının dislokasyonların kaymasını engelleyerek gerinim sertleştirmesine sebep olması bu yüksek uzama miktarına ulaşılmasının nedeni olarak gösterilmektedir [59]. TRIP çeliklerindeki araştırma aktivitelerinin yıllara göre gelişimi, Şekil 2.18’de verilmiştir [52].

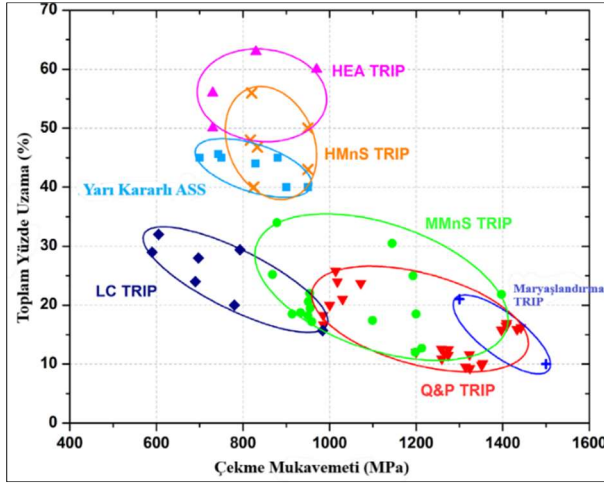


Şekil 2.18. TRIP çeliklerinin yıllara göre gelişimi ve değişen faz yapıları [52]

Ferritik matris ile beraber ikinci faz içeren mikroyapısıyla yüksek mukavemet ve biçimlendirilebilirliği bir arada sunan çift fazlı (DP) çelikler ve düşük karbonlu (LC) TRIP çelikleri, 1. Nesil ileri yüksek mukavemetli çelikler (advanced high strength steels—AHSS) sınıfında yer almaktadır. LC TRIP çeliklerinin mikroyapısı, genelde ferritik matrise beynit ve oda sıcaklığında kararlı kalıntı östenit içerirken bazı alaşımlar ısıtılma işlemi olarak az miktarda martenzit fazı da içerebilmektedir. Tam östenitik mikroyapılı, TRIP ve TWIP deformasyon mekanizmalarını bir arada sunan, yüksek manganlı (HMnS) TRIP çelikleri 2. Nesil AHSS sınıfında yer almaktadır. 2. Nesil AHSS'ler 1. Nesile göre daha iyi biçimlendirilebilirlik sunmaktadır. Bölgesel karbon paylaşımı ve nanoparçacıklar içeren Orta Manganlı (MMnS) TRIP Çelikleri ve Q&P TRIP çelikleri 3. Nesil AHSS sınıfına girmektedir. Q&P TRIP çelikleri martensitik matris ile beraber ferrit ve oda sıcaklığında kararlı kalıntı östenit içeren mikroyapıya sahiptir. Orta manganlı (MMnS) TRIP çelikleri ise ferrit matris ile beraber yine oda sıcaklığında kalıntı östenit içermektedir. AHSS çeliklerinde sınıflara göre biçimlenebilirlik ve mukavemet dengesi Şekil 2.19'da şematik olarak gösterilmiştir [60]. Toplam uzama ve çekme dayancını içerecek şekilde mekanik özelliklerine göre TRIP çelikleri ise Şekil 2.20'de gösterilmiştir [52]. % ağırlıkça kimyasal bileşimlerine göre farklı türde TRIP çelikleri Çizelge 2.1'de verilmiştir. Çizelge 2.2'de ise farklı türde TRIP çelikleri, faz bileşenleri ve özel ısıtılma süreçlerine göre değerlendirilmiştir [60].



Şekil 2.19. AHSS çeliklerinde biçimlenebilirlik ve mukavemet dengesinin şematik gösterimi [60]



Şekil 2.20. Toplam uzama ve çekme dayancına göre TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri [52]

Çizelge 2.1. % ağırlıkça kimyasal bileşimlerine göre TRIP çelikleri [52]

	% AĞIRLIKÇA ALAŞIM ELEMENTLERİ (FE DENGİ)								
ÇELİK TANIMI	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Ti
YARI KARARLI ÖSTENİTİK	0,02–0,15	-	0– 6	17– 20	-	3-7	-	-	-
LC TRIP	0,1–0,3	1– 2	1– 2	-	-	-	1-2	-	-
HMNS TRIP	0,1–0,6	0– 3	14– 23	-	-	-	0-3	-	-
Q&P TRIP	0,1–0,3	1– 2	1.5 –3	-	-	-	-	-	-
MMNS TRIP	0,05–0,4	0– 3	4– 12	-	-	-	0-2	-	-
MARYAŞLANDIRMA TRIP	0,01	0.0 6	1 2	-	1	2	0,1	-	1
HEA TRIP	0–0,5	-	30– 45	1 0	-	-	-	10	-

Çizelge 2.2. TRIP çeliklerinin faz bileşenleri ve özel ısıtım süreçleri [60]

Çelik Tanımı	AHSS	Özel Isıl İşlem	Mikroyapı			
			Östenit	ferrit	beynit	martenzit
Yarı kararlı Östenitik		Yok	100			
LC TRIP	1. Nesil	İnterkritik tavlama	5-15	40-60	35-45	-
HMnS TRIP	2. Nesil	Yok	100	-	-	-
Q&P TRIP	3. Nesil	Q&P ısıtım işlemi	5-20	0-20	-	65-95
MMnS TRIP	3. Nesil	ART ısıtım işlemi	20-60	40-80	-	-
Maryaşlandırma TRIP		Yaşlandırma	~15			85
HEA TRIP		Yok	~30			

2.2.1. Yüksek manganlı (HMnS) TRIP çelikleri

Mekanik özellikleri iyileştirmek kavramı en basitinden bir alaşımdan istenilen durumda belli mukavemet, süneklik, kırılma tokluğu, sertlik değeri ve diğer metalografik testlerde bekleneni sağlaması olarak belirtilebilir. Bunun için çelik malzemeye pekleştirme, katı çözelti güçlendirmesi, çökelti sertleştirilmesi, tane sınırı güçlendirmesi, dönüşüm sertleştirilmesi mekanizmaları uygulanabilir. % ağırlıkça yüksek karbon ve mangan elementi içeren martenzitik çeliklerde su verilerek yüksek mukavemet elde edilmektedir. Bu çeliklere yapılan ısıtım işlemi ile menevişli martenzit yapısı elde etmek suretiyle tokluk, mukavemet arasında bir denge sağlanmaktadır. 1960'lara gelindiğinde yüksek manganlı çeliklerle ilgili akademik çalışmalarda genel amaç, % ağırlıkça yüksek mangan elementi içeren alaşımlarda nikel oranını düşürüp maliyeti azaltarak benzer ve hatta daha iyi mekanik özellikler elde etmektir [52].

1980'lerde mangan oranı artırılmış Hadfield çeliklerinde de TRIP etkisiyle ilgili çalışmalar devam etmiştir. Dastur ve Leslie, Fe – C – Mn alaşımında dinamik gerinim yaşlanmasının malzemenin pekleşmesine nasıl etki ettiğini incelemiştir [61]. ASTM A 128

standardına [62] göre hazırladıkları Fe – C – Mn alaşımının % ağırlıkça kimyasal bileşimi şu şekildeydi: %1,13 C, %11,4 Mn, %0,2 Si, %0,17 Ni, %0,16 Cr ve %0,08 Mo. Çalışmalarında Fe – C – Mn alaşımından çekme numunelerini paslanmaz çelikle kaplayarak 1100⁰C’de bir buçuk saat süreyle tavlayarak ve Brine (tuz banyosu) ile su vererek dekarborizasyona neden olmadan tek fazlı östenitik paslanmaz Hadfield mangan alaşımı elde etmişlerdir. Hadfield çeliğinde pekleşmenin başlıca nedeninin dinamik gerinim yaşlanması olduğunu C-Mn çiftlerinin karbon üyeleri, dislokasyon çekirdeklerine yönelip, dislokasyonları kilitlediğini ve dislokasyon yoğunluğunun arttığını ifade etmişlerdir. Çalışmalarında C-Mn çiftlerindeki karbonun dislokasyon çekirdeklerinde yeniden yönlmesiyle meydana gelen dinamik gerinim yaşlanmasının (dynamic strain age) Hadfield çeliğinde hızlı pekleşmenin ana nedeni olduğunu ifade etmişlerdir. Fakat bu çalışmada TRIP etkisi detaylandırılmamıştır [61].

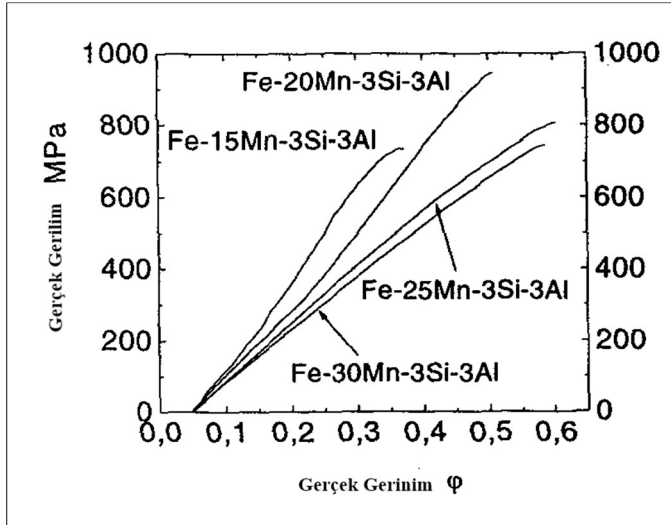
Tomata ve ekibi Fe-Mn ikili alaşımlarında TRIP etkisini raporlamışlardır [63]. Çalışmalarında kullandıkları Fe – 17Mn alaşımının % ağırlıkça kimyasal bileşimi 16.4 % Mn, 0.003 % C, 0.002 % Si, 0.005 % P, 0.006 % S ve Fe – 25 Mn alaşımlarının % ağırlıkça kimyasal bileşim, 24.4 % Mn, 0.002 % C, 0.02 % Si, 0.005 % P, 0.008 % S şeklindedir. Önceden soğuk haddelenmiş plakaları 1000⁰C’de argon gazıyla bir saat süreyle çözündürme işlemine tabii tutup ardından su vermişlerdir. Mekanik kararlılığı arttırmak için 400⁰C’de %30 deforme edilmiş ve tekrar su verilmiştir. Sıvı azot banyosundan destek alınarak -200⁰C ve 200⁰C arasındaki sıcaklıklarda hazırlanan numunelere çekme deneyi yapılmıştır. Bu çalışmada deformasyon sırasında hem $\gamma \rightarrow \epsilon$ hem de $\gamma \rightarrow \alpha'$ dönüşümleri gözlemlenmiştir. 25Mn alaşımlarında $\gamma \rightarrow \epsilon$ dönüşümleri akma dayanımı düşerken TRIP etkisiyle uzama miktarı artmıştır. 17 Mn çeliklerinde ise α' dönüşümleri daha düşük pekleşmeye neden olurken deformasyonun başında Lüders tipi deformasyon raporlanmıştır. Bu çalışma ile yüksek manganlı TRIP çeliklerinde kompozisyon ve ısıtıl işleme yapılan optimizasyon ile TRIP etkisi gözlemlendiği raporlanmıştır [63].

Yüksek Manganlı (HMnSi) TRIP çeliklerinde ağırlıkça %15’ten fazla mangan elementi bulunduğu östenit fazı dengelenebilmektedir. Kompozisyonundaki Mn elementi oranına göre tek faz östenit veya büyük çoğunluğu östenit olacak şekilde çoklu fazlı yapıda olabilmektedir [52]. Grässel ve ekibi ağırlıkça %15’ten %30’a kadar farklı mangan oranları içeren alaşımlarda TRIP etkisini incelemiştir. Çalışmasında kullandığı HMnS

alaşımlarının % ağırlıkça kimyasal bileşimleri ve oda sıcaklığındaki çekme deneyinden önceki ve sonraki fazları Çizelge 2.3'te verilmiştir. Numuneler hazırlanırken, ilk olarak Argon atmosferinde indüklemeli eritilen numuneler 24mm'lik çaplarda yuvarlak çubuklar halinde dökülmüştür. Sonra numuneler deforme edilerek %77 oranında kesiti daraltılmıştır. Daha sonra iki saat süreyle 1000⁰C'de çözündürme işlemi gerçekleştirilmiştir. Son olarak yuvarlak çekme çubukları oluşturulmuştur. Şekil 2.21'de verilen pekleşme gerçek gerinim grafiğinde görüldüğü üzere genel olarak % ağırlıkça Mangan oranı arttıkça uzama miktarı artmakta olup TRIP etkisi daha görülebilir hale gelmektedir. Fe-15Mn-3Si-3Al ve Fe-20Mn-3Si-3Al alaşımlarında gerinim arttıkça gerinime bağlı martenzitik dönüşüm yaşanmakta ve işlem sertleştirmesi artmaktadır. Bu sayede Fe-20Mn-3Si-3Al alaşımında 1000 MPa gerçek çekme mukavemeti değerine yaklaşılmıştır. Fe-25Mn-3Si-3Al ve Fe-30Mn-3Si-3Al tamamen östenitik olduğundan %80 oranında uzama ve 800MPa mukavemet değerlerinin elde edildiği raporlanmıştır [64].

Çizelge 2.3. Grässel'in çalışmasında kullandığı HMnSi alaşımlarının % ağırlıkça kimyasal bileşimleri ve oda sıcaklığındaki çekme deneyinden önceki ve sonraki fazları [64]

	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	C (ppm)	Fe	Çekme Deneyinden Önceki faz Yapısı	Çekme Deneyinden Sonraki faz Yapısı
Fe-15Mn-3Si-3Al	17,9	3,2	2,9	200	Denge	$\delta + \alpha + \epsilon$	$\delta + \alpha' + \epsilon$
Fe-20Mn-3Si-3Al	20,1	2,8	2,9	400	Denge	$\delta + \alpha + \epsilon$	$\delta + \alpha' + \epsilon$
Fe-25Mn-3Si-3Al	26,5	3,0	2,8	300	Denge	δ	δ
Fe-30Mn-3Si-3Al	29,2	3,0	2,8	200	Denge	δ	δ



Şekil 2.21. HMnSi TRIP çeliklerinin pekleşme gerçek gerinim grafiği [64]

Mangan oranı yüksek olan çeliklerde TRIP etkisi hariç bir diğer deformasyon mekanizması da Twin-Induced Plasticity (TWIP) diye ifade edilmektedir. % ağırlıkça 25 ve daha yukarı oranda Mangan içeren kararlı östenitik TWIN çeliklerinde YMK kristal yapısındaki katı çözültide oluşan yoğun ikizlemelerle yüksek oranda deformasyon elde edilmektedir. İstifleme hatası, sıkı paket kristal yapıdaki atom düzlemlerinin normal istifleme dizisinden kesintiye uğraması durumudur. TRIP veya TWIN etkisinin oluşması östenitin kararlılığına ve istifleme hatası enerjisine bağlıdır. İstifleme hatası enerjisi sıcaklıkla beraber artmaktadır. Bu nedenle deformasyon sıcaklığı arttıkça baskın deformasyon mekanizması martenzitik dönüşümden ikizleme ve dislokasyon kayması olmaktadır [65]. İkizlemenin olması için genellikle istifleme hatası enerjisinin $18\text{--}35\text{ mJ/m}^2$ değerleri arasında olması gerekmektedir. İstifleme hatası enerjisi 18 mJ/m^2 değerinden küçük olması durumunda ikizleme martensitik dönüşüme yerini bırakır ve istifleme hatası enerjisi 35 mJ/m^2 değerinden büyük olması plastik deformasyona etki eden asıl mekanizma kayma olacaktır [20].

Yüksek manganlı alaşımlar derin çekme başta olmak üzere pek çok farklı biçimlendirme yönteminde tercih edilmektedir. Biçimlendirmede dengesizlik başlamadan önceki maksimum deformasyona, biçimlendirme kısıtı çizgisi (Forming limit diagram-FLD) denilmektedir. FLD'nin, kullanılacak malzemenin biçimlendirilebilme kabiliyeti hakkında detaylı bilgi edinilebilmektedir. Ding ve ekibi, ağırlıkça %18,8 oranında mangan içeren TRIP/TWIP çeliğinde FLD oluşturmak üzere farklı modelleri birleştirerek maksimum

gerinime göre bir fonksiyon oluşturmıştır. Plastik deformasyon sırasındaki TRIP ve TWIP etkisinin sadece mukavemeti arttırmakla kalmayıp, plastisite ve şekil verilebilirliğe de olumlu katkı yaptığını ifade etmiştir [66].

2.2.2. Orta manganlı (MMnS) TRIP çelikleri

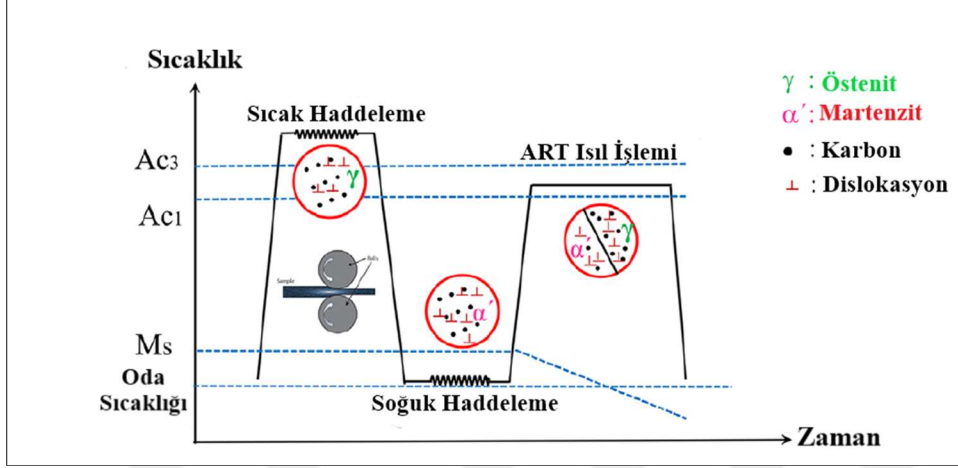
Orta Manganlı (MMnS) TRIP çelikleri genel olarak kimyasal bileşimlerinde % ağırlıkça 4 – 12 arasında mangan içermektedir. Alaşımın geri kalanı % ağırlıkça 0,05 – 0,4 karbon, 1,5 – 3,0 alüminyum ve 1,2 – 2,0 silisyum oluşturmaktadır [52]. Yüksek manganlı TRIP çeliklerine (HMnS) göre daha düşük mangan içermelerinin yanında yarı kararlı östenitik paslanmaz çeliklere göre alüminyum ve silisyum oranları da nispeten yüksektir. Bu özelliklerinden dolayı mikroyapıları yarı kararlı östenitik çeliklerde olduğu gibi sadece östenit değil, ferrit ve östenit içermektedir. Bunun nedeni de alaşım elementlerine ek olarak MMnS TRIP çeliklerinin üretimine özgü özel ısıtılma işlemidir. Bu ısıtılma işlemde alüminyum ve silisyum interkritik tavlama sıcaklığı aralığını yukarı çekerek karbür oluşumunu engeller ve ısıtılma işlemin kinetiğine olumlu katkı sağlamaktadır [30]. MMnS TRIP çelikleri A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları arasında yapılan kritik tavlama ile işlenmektedir. Bu ısıtılma işlem Austenite Reversion Tempering – ART olarak adlandırılmaktadır [67].

MMnS TRIP çelikleri ilk olarak Miller'in 1972'deki ART ısıtılma işlemini uygulamasıyla elde edilmiştir. Miller dört tane nikel içeren alaşımda ve bir tane de nikel içermeyen alaşımda, α + γ bölgesindeki en son uyguladığı deformasyon ile çok küçük tane boyutlu yapılar elde etmiştir. 450°C ve 650°C arasındaki sıcaklıklardaki deformasyon ile de düşük alaşımlı ferrit ve yüksek alaşımlı östenit alaşımda eş eksenli taneler üretmiştir. Deformasyon düşük tavlama sıcaklıklarında gerçekleştiğinden ve yeniden kristalize edilmiş yapı iki fazlı olduğu için, tane büyümesi kısıtlanmış ve uzun tavlama süresinden sonra bile küçük tane boyutu korumayı başarmıştır. Tane boyutunu arttırıldığında östenitin kararlılığı azalmaktadır. Küçük tane boyutunu koruyarak da östeniti daha kararlı hale getirmiştir. Nikel oranları değişen dört çelik alaşımının kimyasal bileşimleri ağırlıkça %8,74 ve %21 arasında Nikel oranları değişecek şekilde seçilmişti. Miller'in çalışmasında dikkat çekici şey ise Nikel içermeyen % ağırlıkça kimyasal bileşimi 5,7 Mn, 0,11 C, 0,26 Si, 0,10 Cr, 0,025Mo, 0,012 S, 0,009 N ve 0,006P olan diğer bir alaşımdır. Bu orta düzeyde mangan içeren alaşım ile 1145MPa çekme dayanımı ve yaklaşık %30 oranında uzama değerleri elde edilmiştir [55].

Miller'in çalışmasında numunelerin tane boyutlarına göre üç farklı tipte plastik davranış gösterdiğini raporlanmıştır. Tüm çekme deneyi numunelerinin, yüksek bir akma dayancına sahip olduğunu ve akmadan sonra Lüder deformasyonuna benzer şekilde sabit gerilimde lokalize deformasyon verdiğini belirtmiştir. En küçük tane boyutlu numuneler, Lüder bantları oluşturarak deforme olmuşlar ve bantlar malzemenin kesit alanını kaplamadan kopma meydana geldiği belirtilmiştir. En küçük tane boyutlu numunelerde deformasyonun büyük çoğunluğu boyun bölümünde olduğundan uzama çok az olmuştur. Nispeten biraz daha büyük tane boyutlu numunelerde sabit gerilimde deformasyonun ardından normal şekilde gerilimde hafif bir artış olduğunu belirtmiştir. Üçüncü tip plastik davranışı ise gerinim sırasında östenitin kısmen martenzite dönüştüğü durumlar olarak belirtmiştir. Bu tip plastik davranışın numunenin erken boyun vermesini önlediğini ve çeliğin gerinim sertleştirme kapasitesini büyük ölçüde artırdığını belirtmiştir. Bunun sonucunda ise ultra ince taneli çeliklerin karakteristik davranışlarından olan düşük gerilim sertleşmesi ve plastik kararsızlığın, östenitin dönüşüm direnci kontrol edilerek önlenebileceğini ifade etmiştir [55].

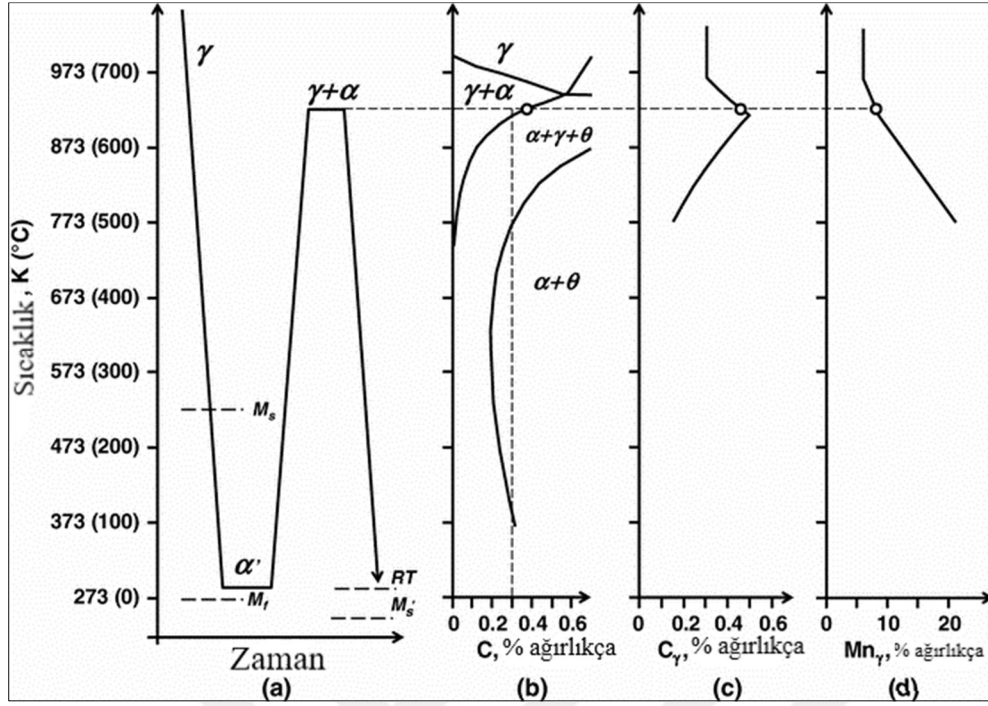
Miller'in çalışmasının daha önceki çalışmalardan farkı alaşım elementinde nikel kullanmadan mangan oranını arttırarak daha küçük tane yapılarında TRIP etkisini elde etmesidir. Geçiş sıcaklıklarında çok küçük tane boyutlu orta düzeyde mangan içeren alaşımların ısıtıl işlemi Austenite –Reverted-Transformation (ART) olarak ifade edilmektedir. Orta düzeyde mangan içeren alaşımlarda deformasyon mekanizması mangan oranına ve dizinim hatası enerjisine bağlıdır. ART ısıtıl işleminin şematik gösterimi Şekil 2.22'de verilmiştir [68]. MMnS TRIP çelik şeritlerine ART ısıtıl işlemi uygulanmadan önce A_{c3} sıcaklığının üstünde östenitleme işlemiyle beraber sıcak deformasyon yapılmakta, ardından oda sıcaklığına su verilip östenitin atermal martenzite(α') dönüşmesi sağlanmaktadır. Daha sonra soğuk deformasyonla kalıntı östenitin bir miktarı da martenzite dönüştürülmektedir. Bundan sonra ART işlemine başlamak için soğuk deforme edilmiş çelik şeritleri A_{c3} ve A_{c3} sıcaklığı arasındaki bölgeye interkritik tavlama yapmak üzere ısıtılmaktadır. Burada belirli süre tutulan çelik şeritleri daha sonra M_s sıcaklığının altına oda sıcaklığına soğutulmaktadır. ART ısıtıl işleminde östenit, tane incelmeye yol açacak şekilde, martenzit iğneleri sınırlarına, martenzit blok sınırlarına veya birincil östenit sınırlarında çekirdeklenmektedir [69]. ART ısıtıl işlemi sırasındaki izotermal beklemede alaşımdaki karbon ve mangan elementleri izotermal bekletme sırasında martenzitten östenite difüzyonla aktarılarak, östenitin sertleştirilebilirliğine olumlu katkı yapmaktadır.

Buna ek olarak martenzit ile östenit ara yüzeyinde kısa menzilli Mn segregasyonu, östenitin büyümesine destek vermektedir [67].



Şekil 2.22. Orta düzeyde mangan içeren TRIP çeliklerine ART ısıtılmasının şematik gösterimi [68]

2000'lerin başından itibaren MMnSi çeliklerinde östenitin kararlılığı, çeliğin kompozisyonu, istifleme hatası enerjisi ve dönüşüm kinetiği üzerine araştırmalar daha da yoğunlaşmıştır. Dmitrieva ve ekibi % ağırlıkça kimyasal bileşimi 12,2 Mn, 1,9 Ni, 0,6 Mo, 1,2 Ti, 0,1 Si, 0,3 Al ve 0,05 C olan maryaşlandırma yapılmış TRIP çeliğini atom probe tomografi metoduyla martenzit östenit faz sınırlarındaki çökeltileri incelemişlerdir. Faz sınırlarında martenzit ile östenit arasındaki yayılım katsayısı farkından 20nm'lik bir alanda ağırlıkça %27 oranında mangan bulunduğunu raporlamışlardır. Martenzit fazındaki yüksek yayılımından dolayı mangan akımının kalıntı östenite doğru olduğunu, ART ısıtılmasının sonucunda östenitin karbon ve mangan elementi ile zenginleştiğini belirtmişlerdir [70].



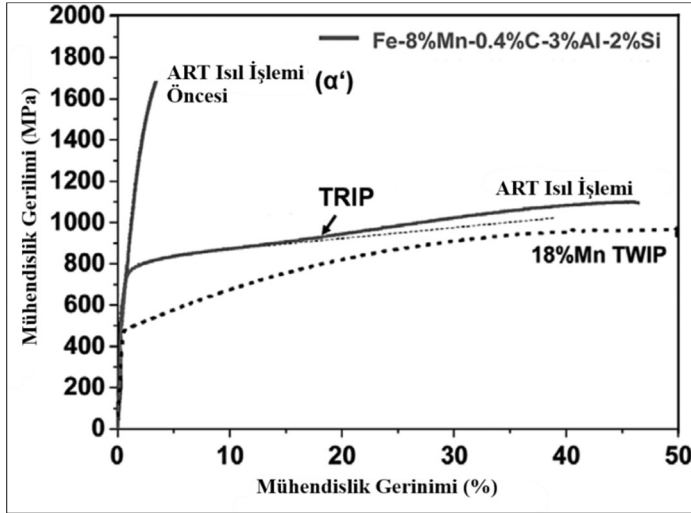
Şekil 2.23. Orta Mn TRIP çeliğinin işlenme prensibi: (a) termal döngü, (b) faz diyagramı ve östenit fazındaki (c) Karbon ve (d) Mangan içeriğinin kritik tavlama sıcaklığına bağlılığı [71]

Lee ve De Cooman Orta manganlı (MMnS) TRIP çeliklerinin oda sıcaklığındaki östenit miktarını interkritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak belirlemek için modelleme çalışması gerçekleştirmişlerdir. Modelleri östenit kompozisyonun martenzite dönüşüm kinetiği üzerindeki etkisini ve östenit tane büyüklüğünün martenzit başlangıç sıcaklığı üzerindeki etkisini interkritik tavlama sıcaklığı bakımından dikkate alacak şekilde oluşturulmuştur. Çalışmalarında % ağırlıkça 0,3 C ve 6,0 Mn içeren kompozisyondaki alaşım A_{c3} sıcaklığının üstünde tamamen östenitlenip oda sıcaklığında su verilmiştir. Şekil 2.23'te görüldüğü üzere M_s oda sıcaklığının üstünde ve M_F de oda sıcaklığının biraz altında olduğu durumda martenzitin içinde çok az kalıntı östenit olacak şekilde mikroyapı elde edilmiştir. İkinci aşamada interkritik sıcaklık aralığında tavlama işlemi uygulanmıştır. Martenzit, çekirdeklenme ve difüzyon kontrollü büyüme ile kısmen östenite geri dönmüş ve geri kalan martenzit ferrit fazında yeniden kristalize olmuştur. İnterkritik tavlama sırasında karbon ve mangan östenitte ayrılmıştır. Kritik östenitin $M_s - M_F$ sıcaklık aralığına bağlı olarak, oda sıcaklığına (RT) inildiğinde interkritik bölgedeki östenit tamamen kararlı östenite ($M_s < RT$), kısmen kararlı östenite ($M_s > RT > M_F$) veya tamamen martenzite ($M_F > RT$) dönüştürülebilmektedir [71]. Bu aşamaya kadar çalışmalarda ART ısıtma işlemi uygulanmıştır. Çalışmalarından elde edilen modelde oda sıcaklığındaki östenit

miktarı tahmini, doğru kimyasal kompozisyon belirlenmesine ve interkritik bölgedeki östenitin tane boyutuna bağlıdır. Oluşturdukları model kullanılarak istenen oda sıcaklığındaki östenit miktarı için interkritik tavlama sıcaklığı seçilebilmektedir. Lee ve De Cooman orta Mn TRIP çeliği için en uygun interkritik tavlama sıcaklığının, mikroyapıda atermal martenzit varlığını önlemek için T_M sıcaklığından biraz daha düşük seçilmesi gerektiğini raporlamıştır [71].

Zhao ve ekibi de % ağırlıkça 0,07 C, 7,9 Mn, 0,14 Si, 0,05 Al, 0,002 S, 0,003 P içeren orta manganlı TRIP çeliğinde 30 dakika süreyle interkritik tavlama işlemi gerçekleştirmişlerdir. Kullandıkları modelde 600°C, 630°C, 650°C, 680°C ve 700°C sıcaklıklarda gerçekleştirdikleri interkritik tavlama işleminde sırasıyla 35%, 39%, 36%, 19%, 9% ve 7% oranında östenit fazı hesaplamışlardır. Kalıntı östenit fazının, interkritik tavlama sıcaklığı arttıkça düştüğünü raporlamışlardır [72]. Bu durum Lee ve De Cooman'ın modeline uyumludur [71].

Şekil 2.24'te Lee ve De Cooman'ın çalışmasında kullandığı % ağırlıkça 8Mn-0.4C-3Al-2Si kimyasal kompozisyounlu orta manganlı TRIP çeliğinde ART ısıtılmasının etkisi görülmektedir. Kesik çizgi ile ifade edilen eğri %18 manganlı TWIP çeliğini temsil etmektedir. Şekil 2.24'te görüldüğü üzere mühendislik gerilimi – mühendislik genimi grafiğinde verildiği üzere ART ısıtılma işlemi uygulanan orta manganlı TRIP çelikleri deformasyon sırasında TRIP etkisiyle %40'ın üstünde uzama değerine ulaşabilmektedir. Orta manganlı TRIP çeliklerinde %40'ı aşan uzama miktarlarına TRIP ve TWIP etkisinin deformasyon sırasında dereceli etkisi neden olmaktadır. Lee ve De Cooman TRIP ve TWIP etkisinin dereceli şekilde görünmesini, ART ısıtılma işlemi ile östenitin mangan ve karbonca zenginleşerek östenitin istifleme hatası enerjisinin deformasyon ikizlemeleri oluşumunu destekleyecek seviyede yükselmesiyle açıklamaktadır. Plastik deformasyonun ilk aşamalarında önce birincil ikizlemeler ardından ikincil ikizlemeler oluşmaktadır. Ardından bu ikizlemelerin kesişim bölgelerinde gerinim kaynaklı martenzit çekirdeklenerek malzemenin pekleşmesini sağlamaktadır [73].

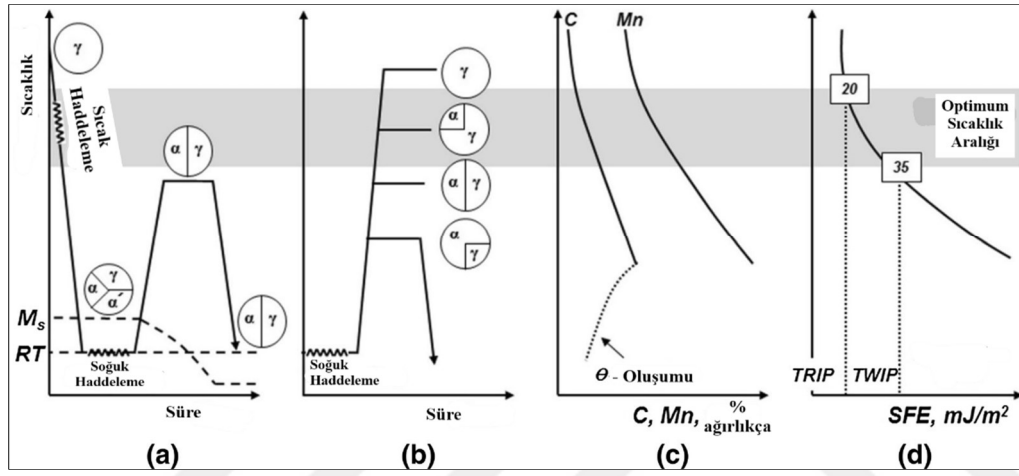


Şekil 2.24. Fe-8Mn-0.4C-3Al-2Si orta mangan çeliğine ART ısıt işlemleri uygulanmadan ve uygulandıktan sonraki mekanik özellikleri [73]

2010'lu yıllarda Lee ve De Cooman orta mangan TRIP çeliklerinde % ağırlıkça mangan başta olmak üzere çeşitli alaşım elementlerinin miktarını değiştirerek deformasyon mekanizmasındaki TRIP ve TWIP değişimini incelemiştir. Fe-%10Mn-%0.3C-%3Al-%2Si kimyasal bileşimine sahip orta manganlı TRIP çeliğinde interkritik tavlama 800°C'de gerçekleştirilerek %67 östenit, %33 ferrit fazlarını elde etmiştir. Bu alaşımın akma dayanımı 865 MPa, çekme dayanımı 1144 MPa ve toplam uzama miktarını %60'dan fazla olarak raporlamışlardır. Mekanik özelliklerdeki 1GPa'ı aşan çekme dayanımını TRIP ve TWIP etkisinin beraber görülmesi ile ilişkilendirmişlerdir [74].

Fakat Lee ve De Cooman kompozisyonunda ağırlıkça %10 mangan bulunduran bu alaşımdaki kalıntı östenit miktarının interkritik tavlama sıcaklığına çok hassas bir şekilde bağlı olduğunu ifade etmiştir. 700°C, 800°C ve 900°C'de interkritik tavlama işlemleri gerçekleştirilerek İstifleme hatası enerjisi 20 – 35 mJ/m² arasında bir değerde tutabilecekleri bir model oluşturmuşlardır. Oluşturdukları modele göre 700°C'nin altındaki interkritik tavlama sıcaklıklarında istifleme hatası enerjisinin çok yüksek olduğunu TWIP mekanizmasının da engellenerek deformasyonun başında kırılmanın gerçekleştiğini belirtmişlerdir. 800°C'de gerçekleştirilen interkritik tavlamanın M_s sıcaklığı ve istifleme hatası enerjisi açısından uygun değer özellikleri sağladığı, atermal martenzitin mikroyapıda görülmediği belirtilmiştir. Ayrıca düşük gerinimlerde TWIP destekli deformasyon ve yüksek gerinimlerde ikizleme kesişimlerinde gerinim kaynaklı martenisitik oluşumların görüldüğü TRIP destekli deformasyon olmak üzere iki deformasyon destek

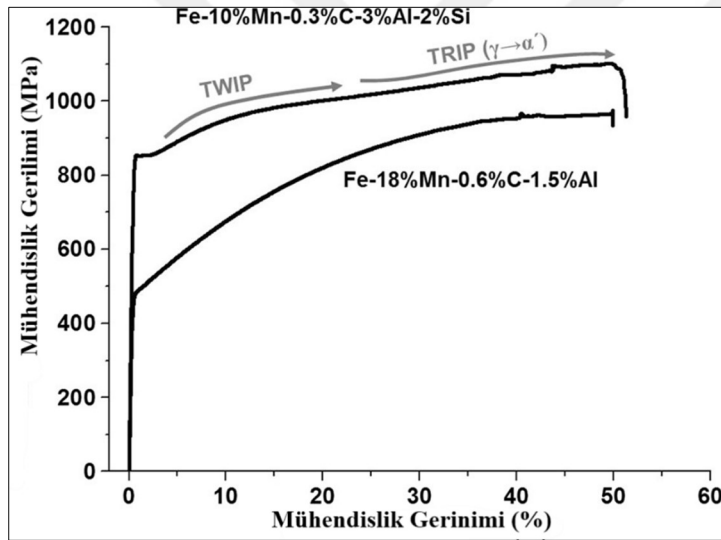
mekanizmasının da başarıyla görüldüğünü raporlamışlardır. 900°C 'nin üstündeki interkritik tavlamalarda ise istifleme hatası enerjisinin çok düşerek mikroyapıda atermal martenzit oluştuğu belirtilmiştir. Deformasyon sırasında TRIP etkisinin sınırlı görüldüğünü ve kırılmanın deformasyonun son safhalarında görüldüğünü raporlamışlardır. Ağırlıkça %10 mangan içeren orta manganlı TRIP çeliğinin interkritik tavlama ve bunun faz yapısına, istifleme hatası enerjisine etkisinin şematik olarak Şekil 2.25'te gösterilmiştir[75].



Şekil 2.25. Ağırlıkça %10 mangan içeren orta manganlı TRIP çeliğinin interkritik tavlama ve istifleme hatası enerjisine etkisinin şematik gösterimi. (a) M_s sıcaklığına göre termal döngü. (b) Interkritik tavlama sıcaklığının ferrit ve ostenit faz hacim oranları üzerindeki etkisi. (c) Interkritik tavlama sıcaklığının östenitin C ve Mn içeriği üzerindeki etkisi. (d) Interkritik tavlama sıcaklığının oda sıcaklığında östenit fazının istifleme hatası enerjisine etkisi [75]

Lee ve De Cooman bir diğer çalışmada da % ağırlıkça 8 ve 12 arasında mangan oranı içeren interkritik tavlama yapılan ultra ince taneli mikroyapılı alaşımda karbür çökeltilme-çözünme mekanizmasını incelemiştir. Alaşımların kimyasal bileşimleri sırasıyla 1. Alaşım $\text{Fe-}\%8\text{Mn-}\%0.4\text{C-}\%3\text{Al-}\%2\text{Si}$, 2. Alaşım $\text{Fe-}\%10\text{Mn-}\%0.3\text{C-}\%3\text{Al-}\%2\text{Si}$ ve 3. Alaşım ise $\text{Fe-}\%12\text{Mn-}\%0.4\text{C-}\%3\text{Al}$ kimyasal bileşimine sahiptir [76]. 3 alaşımda da deformasyon sırasında düşük gerinimlerde önce TWIP deformasyon mekanizması aktif olup mekanik ikizlemeler doyuma ulaşıncaya; yüksek gerinimlerde TRIP etkisine bağlı martenzitik dönüşüm ikizlemelerin kesişim noktalarında çekirdeklenmiştir. Bu şekilde her üç alaşımda da TWIP ve TRIP mekanizması beraberce uygulanmıştır [73-75]. Orta manganlı $\text{Fe-}\%10\text{Mn-}\%0.3\text{C-}\%3\text{Al-}\%2\text{Si}$ alaşımında TWIP ve TRIP destekli deformasyonun gösterimi ve yüksek manganlı $\text{Fe-}\%18\text{Mn-}\%0.6\text{C-}\%1,5\text{Al}$ TWIP çeliğinin mekanik özellikleri

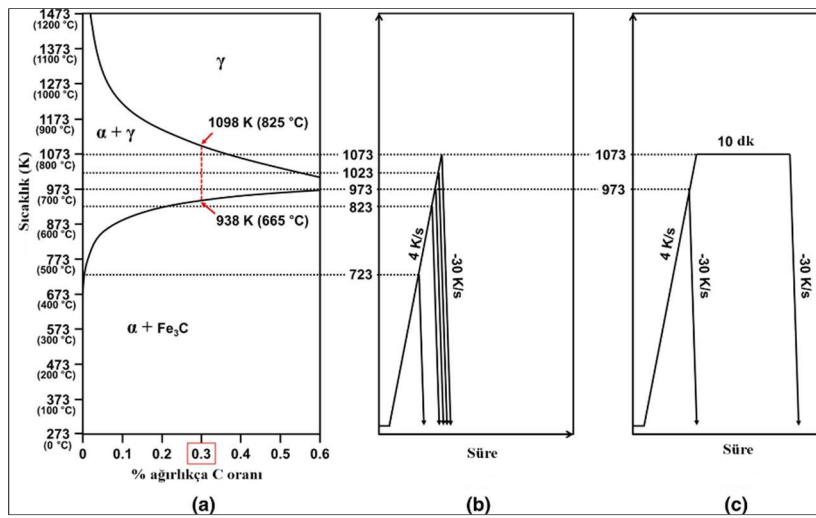
karşılaştırma amacıyla Şekil 2.26'da gösterilmiştir [76]. Bu çalışmada ağırlıkça %12 mangan oranı içeren 3. Alaşımın, ART ısıtıl işleminden önce soğuk haddelemeden sonra östenitik mikroyapıya ve deformasyon ikizlemelerine sahip olduğu belirtilmiştir. ART ısıtıl işleminden sonra ultra ince taneli östenitik-ferritik mikroyapının, interkritik tavlama sırasında ikizleme sınırlarında ferrit tanelerinin çökmesi sayesinde oluştuğu raporlanmıştır. Fakat ağırlıkça %8 ve %10 oranında mangan içeren 1 ve 2 numaralı alaşımlarda durumun bundan farklı olduğu ART ısıtıl işleminden önce yapılan soğuk haddelemedeki mikroyapının tamamen martenzitik olduğu belirtilmiştir. 3. Alaşımda ilk mikroyapı östenitiktir. Ayrıca 1. Alaşımın (%8Mn) M_s sıcaklığı 82°C ve 2. Alaşımın (%10Mn) M_s sıcaklığı 84°C hesaplanmıştır. 3. Alaşımın M_s sıcaklığı oda sıcaklığının altındadır [76].



Şekil 2.26. Orta manganlı Fe-10%Mn-0.3%C-3%Al-2%Si alaşımında TWIP ve TRIP destekli deformasyonun gösterimi ve Yüksek manganlı Fe-18%Mn-0.6%C-1.5%Al TWIP çeliğinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [76]

Lee ve De Cooman'ın Fe-10%Mn-0.3%C-3%Al-2%Si alaşımında gerçekleştirdiği termal döngü çalışması Şekil 2.27'de gösterilmiştir. Şekil 2.27(a)'da 2. Alaşımın (Fe-10%Mn-0.3%C-3%Al-2%Si) Fe-C denge faz diyagramının γ , $\alpha+\gamma$, $\alpha+\text{Fe}_3\text{C}$ bölgesinden bir kesit verilmiştir. 2. Alaşımdaki ağırlıkça %0,3 karbon oranındaki $\alpha+\gamma$ denge fazları bölgesi 665°C ve 825°C sıcaklık değerleri arasında yer almaktadır. Faz dönüşümlerini incelemek için yapılan dilatometrik çalışmaların termal döngüleri Şekil 2.27(b)'de verilmiştir. ART ısıtıl işleminin ilk aşamasında soğuk haddelenen numuneler 1073°K (800°C) ve 973°K (700°C) Şekil 2.27(c)'de gösterilen termal döngüye göre 10 dakika süreyle tavlınmıştır.

ART ısıtıl işleminin ilk aşamasında soğuk haddelenen Fe-%10Mn-%0,3C-%3Al-%2Si alaşımındaki yüksek karbonlu martenzitik yapı 700°C’de tavlınırken $\alpha' - \alpha + \theta$ reaksiyonu gerçekleştirmektedir. Sementit, martenzitin tanecik ve iğnemi yapı sınırlarında çekirdeklenmektedir. Östenitin çekirdeklenmesi ise ferrit sementit arayüzünde $\alpha + \theta - \gamma$ şeklinde karbür içermeyen ultra ince taneli ferrit östenit mikroyapı şeklinde sonuçlandığı belirtilmiştir. İlk soğuk haddeleme aynı şekilde yapıp 800°C’de tavlama yapıldığında ise bu üç fazlı mikroyapı yerine östenit ve ferrit içeren mikroyapı elde edildiği raporlanmıştır [76].



Şekil 2.27. Fe-%10Mn-%0,3C-%3Al-%2Si) Fe-C denge faz diyagramı kesti (a), Mikroyapıyı belirlemede kullanılan termal döngü (b), Tavlama karakteristiğini gösteren termal döngü (c) [76]

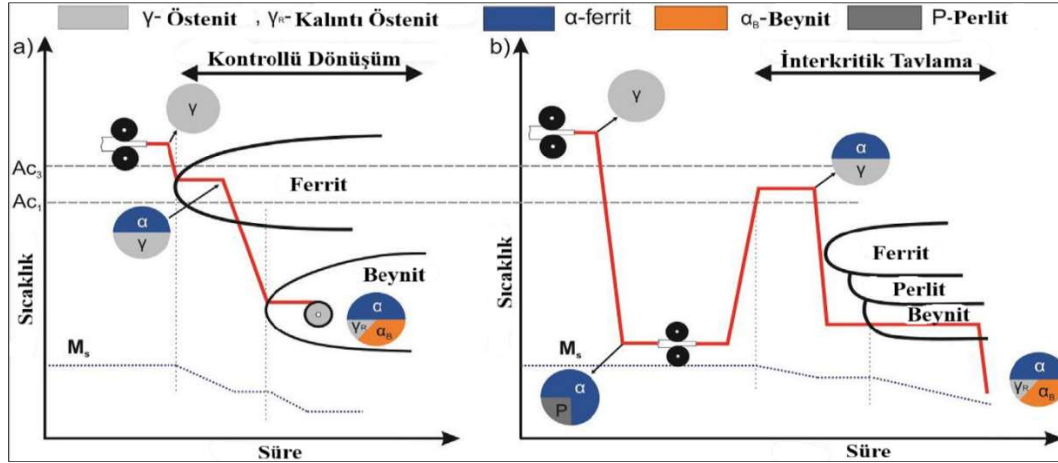
Kompozisyonda değişiklikler yaptıkları orta mangan TRIP çeliklerine Vanadyum ekleyen Lee ve De Cooman, alaşımdaki ağırlıkça mangan oranını %10’dan %8’e indirip kompozisyona vanadyum ekleyerek Fe-8%Mn-0.4%C-3%Al-2%Si-0.2%V kompozisyonlu alaşımda da TRIP ve TWIP etkisini beraber gözlemlediklerini raporlamışlardır. Ayrıca alaşımda ağırlıkça %25’ten yüksek mangan oranı istifleme hatası enerjisine bağlı olarak kesme bandı destekli deformasyon (*Shear Band Induced Plasticity*—SBIP) görüldüğünü belirtmişlerdir. Alaşımdaki % ağırlıkça mangan oranı başta olmak üzere yapılan ısıtıl işlem, istifleme hatası enerjisine göre ortaya çıkan mikroyapılar Çizelge 2.4’te verilmiştir [76].

Çizelge 2.4. Geliştirilmiş Mn içeriğine sahip çelik türlerinin sınıflandırılması [73]

	Yüksek Mn Alaşımlar		Orta Mn Alaşımlar	
Mn % ağırlıkça	>25	22—15	12—6	7—4
Isıl İşlem	Geleneksel Tavlama		İnterkritik Tavlama	Q&P
Soğuk Haddeleme	Kesme Bantları	Deforme Edilmiş Östenit	Deforme Edilmiş Martenzit	
Tavlamadan Sonraki Mikroyapı	γ		$\gamma + \alpha$ (İnce Taneli)	
Plastisite	SBIP	TWIP	TWIP + TRIP	TRIP
γ ISFE(mJ/m ²)	>75	>20	>20	<10
γ kararlılığı	γ kompozisyonu		γ kompozisyonu ve boyutu	
Mn'nin rolü	γ kararlılığı / SFE		γ kararlılığı / SFE / Sertleştirilebilirlik	

2.2.3. Düşük karbonlu TRIP çelikleri

1980'lerin sonunda Matsumura ve ekibi % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu Fe-0,4C-1,5Si-0,8Mn olan deformasyon sırasında TRIP etkisiyle %30 uzama ve 1000MPa'yı aşan çekme mukavemetine ulaşabilen düşük karbonlu çeliği çalışmalarında raporlamışlardır [56]. Çizelge 2.5'te kimyasal kompozisyonu ve kritik sıcaklık değerleri verilen bu alaşımın Fe-Ni alaşımlarından en büyük farkı nikel ve krom elementlerinin alaşımda eser miktarda yer almasıdır. Düşük karbonlu TRIP çeliklerinin, yarı kararlı östenitik paslanmaz çeliklerden en büyük farkı kompozisyonundaki kalıntı östenit miktarıdır. Yarı kararlı östenitik paslanmaz çelikler tam östenitik mikroyapıya sahipken, düşük karbonlu TRIP çelikleri diğer bir adıyla TRIP destekli düşük karbonlu çelikler hacimce %5 ile %15 arasında kalıntı östenit içermektedir. Uygulanan ısı işlem neticesinde bu kalıntı östenitin bir kısmı martenzite dönüşebilmektedir. Diğer fazlar ise hacimce %40 ile %60 arasında östenit tane sınırlarında A_{e3} sıcaklığının altına aşırı soğuma ile çökelen eşözdek biçimli (*allotromorphic*) ferrit, %35 ile %40 arasında beynit şeklindedir [52]. Ayrıca mikroyapıdaki kalıntı östenit sürekli bir şekilde değil matrikste dağılmış faz şeklinde yer almaktadır [6].



Şekil 2.28. Düşük karbonlu TRIP çeliği üretim süreci (a) Sıcak haddeden sonra interkritik sıcaklık geçişi ardından beyniti tutma, (b) Soğuk haddeden sonra interkritik sıcaklıklarda tavlama ve ardından beynitik tutma uygulaması [52]

Çizelge 2.5. Matsumura ve ekibinin çalışmasındaki TRIP destekli çeliğin kimyasal kompozisyonu [56]

% ağırlık oranına göre alaşım elementleri									Sıcaklıklar(°C)	
C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Al	T.N	A_{c1}	A_{c3}
0,395	1,493	0,835	0,006	0,005	0,01	0,01	0,035	0,0024	758	827

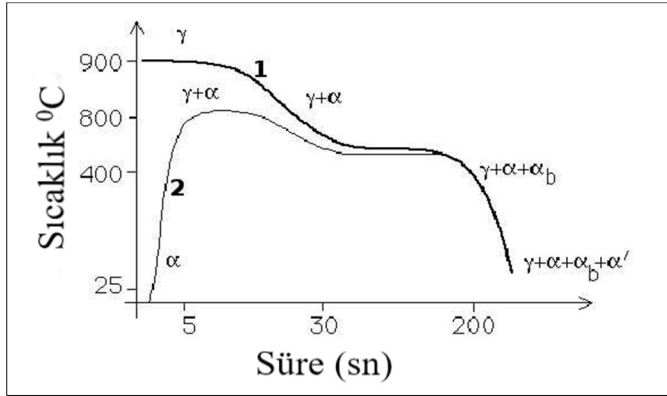
Şekil 2.28’de gösterildiği üzere düşük karbonlu TRIP çelikleri tamamen östenitik mikroyapıda sıcak haddeleme ile üretime başlanmaktadır. Her iki ısıtım işlem rotasında da temel yapılan işlemlerde amaç soğuma hızını kontrol ederek östenitin önce eşözdek biçimli ferrit ardından beynite dönüşmesini sağlamaktır. Termomekanik açıdan iki rota arasındaki temel fark M_s sıcaklığı ve dolayısıyla östenitin kararlı yapısıdır [52]. Bunun haricinde diğer ve çok önemli fark da üretilen nihai levha kalınlığıdır [77].

Şekil 2.28’deki (a) rotasında görüldüğü üzere direkt östenit bölgesinde sıcak haddelenmiş ara mamulden soğuma ve termal döngüde sırasıyla allotromorfik ferrit ve beynit elde edilmektedir. Bu yöntem tek seferde yapılan soğutma faaliyetiyle daha düşük maliyetle istenilen mikroyapıya ulaşmayı sağlamaktadır. Ayrıca interkritik tavlamaya gerek duyulmamaktadır. Fakat sıcak hadde neticesinde elde edilen nihai mamül 3mm kalınlıkta elde edilmektedir. Bu kalınlıktaki levha otomotiv sektöründe kullanmak için fazla kalın olmaktadır. Daha sonrasında soğuk haddelemeyle levha kalınlığı azaltılsa da hem maliyet

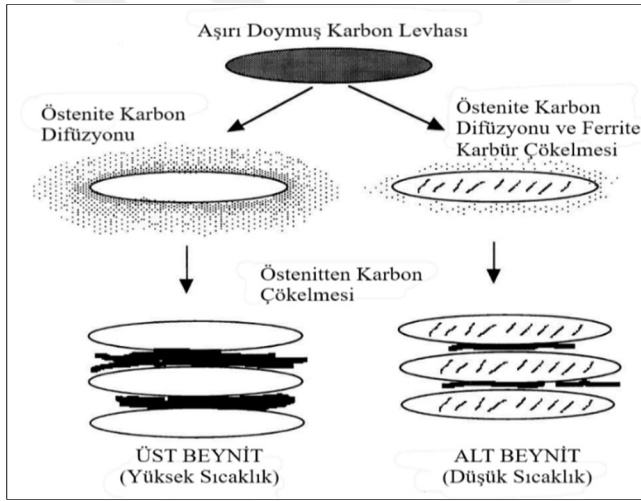
artmaktadır, hem de kalıntı östenit miktarı azalarak TRIP etkisi azalmaktadır [77]. Şekil 2.28'deki (b) rotasında interkirtik tavlamadan sonra beynitik dönüşüm sıcaklığına hızlı soğutma yapılarak alaşım ilk olarak allotromorfik ferrite ardından beynitik ferrite dönüşmektedir. Östenit karbonca zenginleşmekte olup bir kısmı da martenzite dönüşse de oda sıcaklığında kararlı halde kalıntı östenit bulunmaktadır. İnterkritik dönüşüm sıcaklıklarında ve beynitik dönüşüm bekleme süresinde değişiklikler yapılarak istenilen mikroyapı elde edilmeye çalışılmaktadır. Öneğin beynitik dönüşüm sırasında yüksek sıcaklıklarda allotromorfik ferrit miktarı arttırılabilmektedir [77]. Rota (b) ile üretilen mamuller genelde otomotiv endüstrisinde motor beşiği ve binek araçların a, b ve c sütunlarında kullanılmaktadır.

Şekil 2.29'da verilen 1 numaralı eğri sıcak haddelemeden sonra tamamen östenitik durumdan dönüşümü; 2 numaralı eğri ise sıcak haddelemeden M_s üstü sıcaklığa soğutup soğuk haddelemeden sonra interkirtik sıcaklıkta tavlama yapılarak yapılan dönüşümü ifade etmektedir. Şekil 2.29'daki eğrilerden verilen γ östenit fazını, α eşözdek biçimli ferriti, α_b beynitik ferriti, α' martenziti ifade etmektedir. Şekil 2.28'de belirtilen ısıtma işlemde (a) veya (b) rotasının kullanımı sonucunda nihai mikroyapı aynı fazları içerecek şekilde oluşmaktadır [78]. Rota (a)'yı takip eden çeliklerden farklı olarak rota (b) takip edildiğinde soğuk haddelenen çeliklerde interkirtik tavlamadan sonra soğuma hızına bağlı olarak epidaksiyel ferrit görülebilmektedir. Düşük soğuma hızlarında epidaksiyel ferrit oluşumu gözlemlenirken, soğuma hızı yüksek olduğunda direkt beynit oluşumu gözlemlendiği rapor edilmiştir [79].

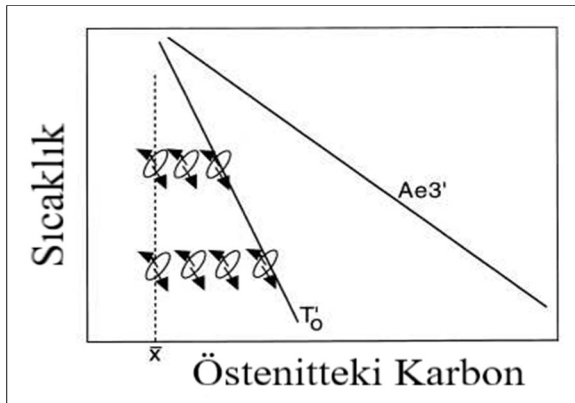
Soğuk haddeden sonra interkirtik sıcaklıklarda tavlama ve ardından beynitik tutma uygulaması olarak ifade edilen "b" rotasında interkirtik sıcaklık bölgesindeki ferrit ve östenit karışımı düşük sıcaklıkta beynite dönüşmektedir. Bu olay tamamlanmamış reaksiyon olgusu olarak ifade edilmektedir. Beynitik ferrit taneleri difüzyon olmadan büyümektedir ve aşırı karbon daha sonra kalıntı östenite Şekil 2.30'da gösterildiği gibi ayrılmaktadır. Beynitik tutma sıcaklığına göre üst ve alt beynit oluşumları görülebilmektedir [77]. Difüzyon olmadan tane büyümesi, ancak ferrit ve östenitin aynı kimyasal bileşimde ve aynı serbest enerjiye sahip olduğu T_0 sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda sürdürülebilmektedir. Şekil 2.31'de gösterildiği üzere karbürlerin çökmesi sona erdiğinde, östenit içindeki karbon içeriği T_0 sıcaklığındaki limit değerine gelir ve beynit oluşum reaksiyonu durmaktadır [78].



Şekil 2.29. Şekil 2.28’de verilen kontrollü dönüşüm olarak ifade edilen (a) rotası 1 numaralı eğriye, (b) rotası ise 2 numaralı eğriye karşılık gelmektedir [78]



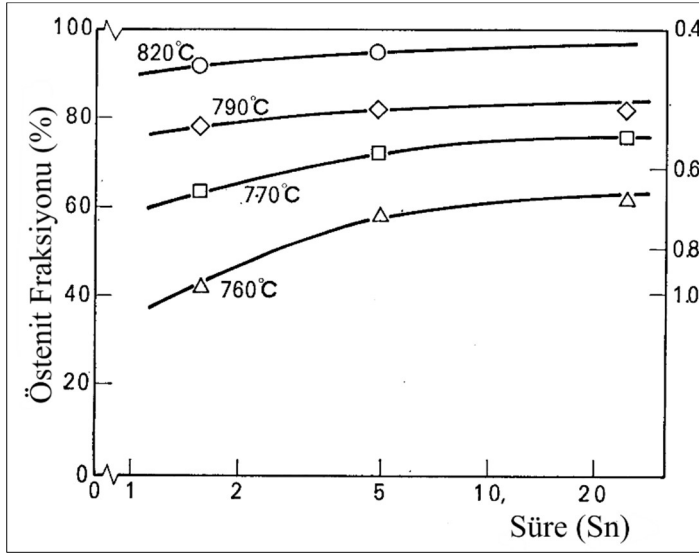
Şekil 2.30. Üst ve alt Beynit oluşumunun şematik gösterimi [77]



Şekil 2.31. Tamamlanmamış reaksiyon olgusunun şematik gösterimi, Östenit fazındaki karbon miktarının T_0' limit değerine gelmesiyle beyrit oluşum reaksiyonunun durması (X —östenit fazındaki hacimce karbon kompozisyonunu, $Ae3'$ ise $(\alpha+\gamma)-\gamma$ geçiş fazsınıırını temsil etmektedir) [78]

Matsumura ve ekibi çalışmasında düşük karbonlu TRIP çeliğinin mekanik özelliklerini elde etmek için gerçekleştirilen ısıtıl işlemi simüle edilmiş sürekli tavlama ısı döngüsü olarak ifade etmiştir. Yaptıkları ısıtıl işlemde ilk önce interkritik sıcaklık aralığında tavlama yapılmaktadır. Sonra beynit dönüşüm sıcaklığına hızlı soğutma gerçekleştirmektedir. Ardından 400°C 'de belirli bir süre izotermal bekletme yapılmaktadır. Isıtıl işlem A_{C1} sıcaklığının hemen üstünde gerçekleştirildiğinde sementiti çözmeye yetecek kadar bekleme zamanı verilmesi gerektiği ve ardından CCT diyagramına göre beynit bölgesine hızlı soğutma yaparak inilmesini gerektiği belirtilmiştir. Isıtıl işlem A_{C3} sıcaklığına yakın yapılırsa ve hızlı soğutmadan önce, perlit dönüşüm sıcaklığın üstünde bir değere interkritik sıcaklık aralığından yavaş soğutma eklenirse, uygun değerde mukavemet ve süneklik dengesi elde edildiği belirtilmiştir. Yüksek sıcaklıkta tavlama ile kalıntı östenitin daha kararlı hale geldiğini, östenitin içindeki karbon ve mangan elementlerinin beynit dönüşüm sıcaklığını yükselttiğini belirtmişlerdir. Bu ısıtıl işlem neticesindeki mikroyapıdaki kalıntı östenitin yüksek gerinimlerde de TRIP etkisiyle pekleşme sağlandığını belirtmişlerdir [56]. Bu ısıtıl işlem sonucunda kalıntı östenitin M_s sıcaklığı oda sıcaklığının altına inmektedir. Nihai mikroyapı ferrit matriks üzerine tane sınırlarında yer alacak şekilde kalıntı östenit, beynit olarak belirtilmiştir [80].

Beynit fazındaki karbon miktarının ferrit fazındakinden çok daha fazla olduğu farz edilmektedir. Bu yüzden beynit hacimce baskın faz olduğunda, alaşımdaki düşük % ağırlıkça karbon oranı nedeniyle miktarı yeterli olsa bile kalıntı östenitin oda sıcaklığındaki kararlılığı olumsuz etkilenecektir. İnterkritik tavlama sıcaklığı arttığında A_{C3} sıcaklığına yaklaşıldıkça mikroyapıdaki östenit faz miktarı artmaktadır. 760°C ve 820°C arasında yapılan interkritik tavlama sıcaklıklarına göre mikroyapıdaki östenit miktarı Şekil 2.32'de verilmiştir. A_{C1} 'e yakın sıcaklıklarda yapılan interkritik tavlama sementitin çözünmesi uzun sürecek ve östenitin dengeli hale gelmesi uzun zaman alacaktır. Düşük sıcaklıkta ve kısa süreli tavlama gerçekleştirilirse çözünmemiş karbürler mikroyapıda yer alacak ve karbonca zenginleşemeyen östenitin miktarı ve kararlılığı azalacaktır. İnterkritik tavlama A_{C3} 'e çok yakın gerçekleşirse de karbon östenit içinde çok dengeli dağılmaktadır fakat 400°C 'deki izotermal beklemede östenitin kararlılığı için gerekli olan silisyum da ferrit fazına geçmektedir. Matsumura ve ekibi ferrit, beynit ve kalıntı östenit arasındaki dengeli bir yapı elde etmeyi amaçlamıştır. Beynite göre sünek olan ferrit fazının deformasyon sırasında TRIP etkisiyle HMK – HMT kristal yapısı dönüşümü yaparak hacim artırarak martenzite dönüşen kalıntı östenit için daha uygun bir matris oluşturmaktadır [56].



Şekil 2.32. Östenit miktarının interkritik tavlama sıcaklığı ve tavlama süresine göre değişimi [56]

Her ne kadar Matsumura ve ekibinin çalıştıkları TRIP çelikleri düşük karbonlu TRIP destekli çelikler olarak ifade edilse de kalıntı östeniti oda sıcaklığında kararlı halde tutmak için geleneksel düşük karbonlu çeliklerden yüksek miktarda karbon içermekteydi. Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde bundan sonraki çalışmalar % ağırlıkça karbon oranını düşürüp silisyum ve alüminyum elementlerinin miktarlarını değiştirerek beynitik reaksiyon sırasında karbür oluşumlarını engellemek ve ferritik beynitik dönüşümün reaksiyonunu hızlandırmak üzerine yoğunlaşmıştır. Girault ve ekibi düşük karbonlu TRIP çeliklerinde alüminyum ve silisyum elementlerinin ısıtılma işlemdeki beynitik bölgede tutma sırasında karbür oluşumunu yavaşlatmasını incelemiştir [31]. Kullandıkları alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri Çizelge 2.6'da verilmiştir. Yapılan ısıtılma işlemde ilk önce soğuk deformasyon yapılmış Levha malzeme 4 dakika süreyle A_{C1} sıcaklığının 25°C üstünde $\alpha + \gamma$ bölgesinde tavlınmıştır. Daha sonra hızlı soğutulularak 375°C ve 450°C arasında ara sıcaklık değerinde beynitik dönüşüm gerçekleştirilmiştir. Bu aşamada beynitik dönüşüm gerçekleştirilirken aynı zamanda östenitin kararlılığı da arttırılmıştır. Daha sonra oda sıcaklığına su verilerek soğutma işlemi yapılmıştır. Isıl işlem döngüsü Şekil 2.33'te gösterilmiştir [31].

Matsumura A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları arasında tavlama süresini 20 dakikaya kadar uzatarak, farklı sıcaklıkların nihai mikroyapı ve bu yapıdaki östenitin kararlılığını incelemiştir [56]. Girault ve ekibi bu çalışmayı dikkate alarak daha endüstriyel bir uygulama gerçekleştirmek

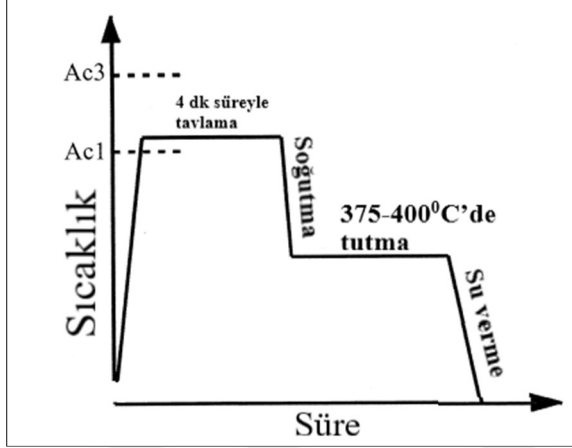
için alüminyum ve silisyum elementlerinin sürecin kinetiğine yaptığı katkıyı dikkate alarak uyguladığı ısıtma işlemde Matsumura'nın yaptığından daha kısa sürede tavlama gerçekleştirmiştir. Girault ve ekibi beynit oluşumu için yapılan izotermal tutmanın faz yapısı üzerindeki etkisini de incelemiştir [31]. Tavlama ile beynitik tutma arasındaki hızlı soğuma ötektoid öncesi ferrit oluşumu engellenecek kadar hızlı yapılmıştır. 1,5Al kodlu alaşımın 375 °C'de beynitik tutma süresinin oda sıcaklığı mikroyapıya etkisi Şekil 2.34-A'da verilmiştir. Hacimce %65—%70 ferrite ilaveten oluşan diğer fazlar beynitik tutma süresinde direkt olarak etkilenmektedir. Beynitik bölgeden çok hızlı inildiğinde kalıntı östenit miktarı hacimce %5 oranına kadar düşüp %25'e kadar martenzit oluşabilmektedir. Beynit ise eser miktarda oluşmaktadır. 200 saniyeyi aşan tutma sürelerinde ise %8 ve %10 arasında kararlı kalıntı östenit ve geri kalan yapı beynitik olarak ifade edilmiştir. Şekil 2.34-B'de beynit oluşumu sırasındaki östenitin karbon konsantrasyonunun değişimi verilmiştir. Fazla uzun beynitik dönüşüm tutması gerçekleştirilirse de hacimce östenitin düşmesine ve östenit fazındaki karbon konsantrasyonunun dengesiz dağılmasına sebep olmaktadır [31].

Çizelge 2.6. Girault ve ekibinin çalışmasındaki düşük karbonlu TRIP destekli çeliğin kimyasal kompozisyonu [31]

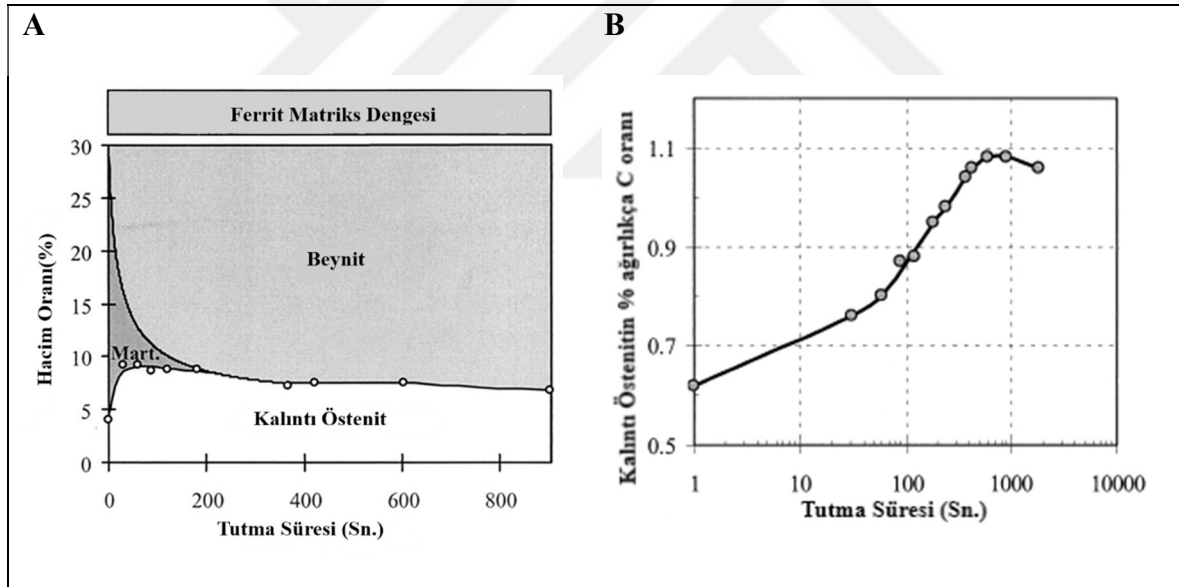
Alaşımlar	% Ağırlıkça alaşım elementleri							Çekme Mukavemeti (MPa)
	C	Si	Al	Mn	P	S	N	
1,5Si	0,11	1,50	0,04	1,53	0,008	0,006	0,0035	840
0,8Si	0,12	0,78	0,04	1,51	0,010	0,006	0,0035	784
1,5Al	0,11	0,06	1,50	1,55	0,012	0,007	0,0017	724

Kalıntı östenit kararlılığına ilişkin bir diğer çalışmada da Van der Zwaag ve ekibi % ağırlıkça 1,8 ve 1,0 oranınca alüminyum içeren TRIP çeliklerinde gerilim altında kalıntı östenitin mekanik kararlılığı incelenmiştir [81]. Senkrotron radyasyon kırınım tekniğiyle XRD ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Östenit tanelerinin birbirinden farklı karbon konsantrasyonuna sahip olduğu, düşük karbon konsantrasyonuna sahip kalıntı östenit tanelerinin TRIP etkisiyle daha hızlı dönüşüme girdiğini raporlamışlardır. Fakat bu

çalışmada kalıntı östenitin termal kararlılığıyla ilgili detaylı değerlendirme yapılmamıştır [81].



Şekil 2.33. Düşük karbonlu TRIP çeliğin ısıtılma işlemi şeması [31]



Şekil 2.34. Düşük karbonlu TRIP çeliğin faz yapısı ve beynitik tutma süresi ilişkisi [31]

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasında tavlama sıcaklığı değiştirilerek yapılan işlemlere ek olarak tavlama sırasındaki deformasyon oranını değiştirerek de çalışmalar yapılmıştır. Longfei ve ekibi, Fe-0.20C-2.00Mn-2.00Si kompozisyonuna sahip TRIP çeliğine Gleeble 1500 simülasyon makinesi kullanarak termomekanik işlemlerde değişiklikler yaparak bunun mikroyapıya etkisini incelemiştir. Kompozisyonu belirtilen TRIP çeliğine, Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları arasındaki tavlamayı 750

°C'de ve beynitik dönüşümü ise 400 °C'de gerçekleştirmişlerdir. A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları arasındaki deformasyon miktarını arttırdıklarında ferrit miktarının artarak, beynit miktarının azaldığını belirtmişlerdir. Martenzitin, kalıntı östenit miktarının ve kalıntı östenitin % ağırlıkça karbon oranının önce arttığını sonrasında gerinim oranı 0,69'u aşınca kalıntı östenit ve martenzit miktarın azaldığını belirtmişlerdir. Hem aşırı soğuma hem de deformasyon etkisi ile itici gücün yükselmesinin neden olduğunu ifade etmişlerdir. Çalışmaları sırasında A_{C1} ve A_{C3} arasındaki tavlamaadaki deformasyon oranı değiştirildiğinde akma mukavemetinin 710MPa'dan 870MPa'ya yükseldiğini çekme mukavemetinin ise 1140MPa'dan 1240MPa'ya yükseldiğini raporlamışlardır [82].

Kimyasal bileşimi % ağırlıkça 0,097 C, 1,08 Si, 1,66 Mn, 0,009 P, 0,001 S, 0,040 Al, A,0040 N elementleri içeren TRIP 590 çeliği ile Matsuda ve ekibin yaptığı çalışmada farklı tavlama sıcaklıklarının nihai mikroyapı ve mekaniik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Çalışma doğrultusunda en uygun tavlama koşulları 30 ve 120 saniye arasında 850 °C sıcaklıkta gerçekleştirildiği raporlanmıştır. Beynitik bölge tutma sıcaklığı için de uygun sıcaklığın 445 °C ile 460 °C arasında olduğu, 470 °C'nin aşılması durumunda beynit dönüşümünün olumsuz etkilendiği, kalıntı östenit miktarının arttığı bildirilmiştir. M_s sıcaklığının tavlamadan itibaren beynitik tutmaya doğru ısıl işlem devam ettikçe düştüğü ve kalıntı östenitin kararlılığının düşen M_s değeriyle arttığı belirtilmiştir [83].

Li ve ekibi % ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,0233C, 1,365 Si, 1,540 Mn, 0,004 Si, 0,007 P, 0,080 Al olan alaşıma ticari olarak kullanılan TRIP 780 çeliğine uygun olarak gerçekleştirdikleri ısıl işlemde ilk olarak 80mm kalınlıktaki kütüğü 20 mm'ye haddelenmiştir. 17mm olacak kadar taşlanmıştır. Bundan sonra 1020 °C'ye ısıtılan 17x20x650 mm boyutundaki numune 600 saniye tavlansmıştır. Ardından östenit bölgesinde T_{nr} sıcaklığının üstünde 2 paso haddelenmiştir. Ardından T_{nr} sıcaklığının altında 4 paso haddelenmiş 2,8 mm kalınlıkta östenitik mikroyapıda plaka elde edilmiştir. Soğuk deformasyon sırasında soğuma hızı 10 K / s şeklinde tespit edilmiştir. Altıncı ve son paso 700 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Sıcak haddelenmeden sonra 680 °C ve 660 °C arasındaki sıcaklıkta 20 saniye tutularak havada soğuma yapılmıştır. Ardından tuz banyosu (50% KN_3 +50% NaN_3) ile su verilen alaşım 400C'de beynitik tutma aralığında 3, 5, 25 ve 90 dakika sürelerle tutularak dört farklı alaşım hazırlanmıştır. Çekme mukavemeti ve yüzde uzama miktarı beynitik tutma olarak adlandırılan östemperleme faaliyeti süresi ile 25 dakikaya kadar doğru orantılı artmaktadır. Buna mikroyapıdaki beynitik ferrit

miktarının artması sebep olarak gösterilmiştir. 25 dakikaya kadar artan östemperleme süresinde beynitik ferriten dışarı atılan karbon ile östenit karbonca zenginleşmekte ve kararlılığı artmaktadır. 90 dakika yapılan östemperlemede (beynitik tutma) ise çekme mukavemeti artsa da yüzde uzama olumsuz etkilenmiş ve azalmıştır. 90 dakika ve ötesindeki östemperleme faaliyetleri karbür çökeltileri oluşmasına sebep olarak kalıntı östenitteki karbon miktarının azalmasına ve daha kararsız hale gelmesine sebep olmaktadır. Östemperleme süresi arttıkça nihai mikroyapıdaki granüler beynit miktarı artmıştır. 25 dakikalık östemperleme gerçekleştirilen numunelerde çekme mukavemeti 774 MPa olarak raporlanmıştır [84].

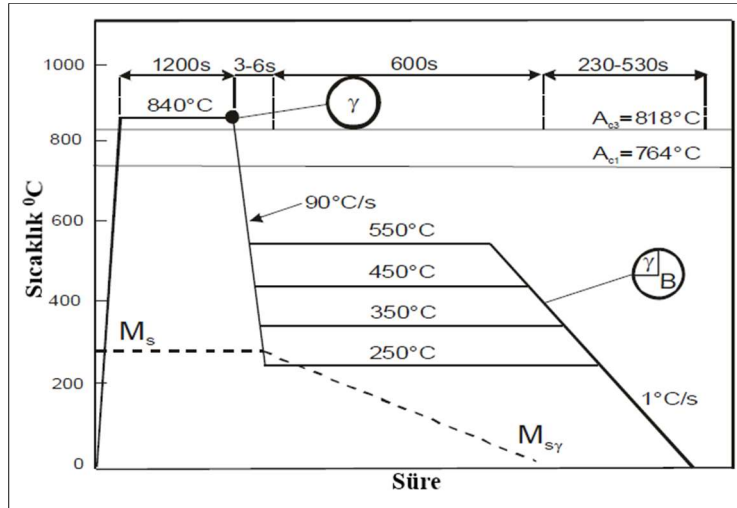
Li ve ekibi, belirtilen düşük karbonlu TRIP çeliğine uygulanan termomekanik işlemlerin A_{C1} , A_{C3} , M_s , M_d sıcaklığını etkilediği kadar T_{nr} (no-recrystallization temperature)—yeniden kristalleşmenin engellendiği sıcaklık, A_{r3} – östenit ferrit dönüşümünün başladığı sıcaklık, A_{r1} östenit ferrit dönüşümünün sona erdiği sıcaklık değerlerini de etkilediğini belirtmişlerdir [84]. % ağırlıkça kompozisyonu 0,233 C, 1,365 Si, 1,540 Mn, 0,004 S, 0,007 P ve 0,080 Al içeren düşük karbonlu Si-Mn TRIP çeliğinde Gleeble 1500 termomekanik simülörünü ve termomekanik çalışma verilerini kullanarak T_{nr} sıcaklığını 910 °C, A_{r3} sıcaklığını 780 °C, A_{r1} sıcaklığını 640 °C olarak hesapladığını raporlamıştır. Çalışmalarında dikkat çekici bir diğer husus olarak da interkritik tavlama sonrasında beynitik tutmadan önceki tuz banyosuna geçiş sırasında numunelerin 660 °C – 700 °C arası sıcaklıkta çok kısa süre kaldığından iki fazlı bölgede östenitin ferrite dönüştüğünü ve bu yüzden poligonal ferritin numunelerinde görüldüğünü belirtmişlerdir. Bu geçiş süresi çok kısa olduğundan perlit oluşumu gerçekleşmemiştir [84].

Çizelge 2.7. Farklı beynitik tutma sıcaklıklarındaki ısı işlem uygulamaları yapılan TRIP çeliği kimyasal kompozisyonu [82]

% ağırlıkça kimyasal kompozisyon								
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Al
0,55	1,35	0,59	0,59	0,07	0,13	0,010	0,015	0,027

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde tavlama sıcaklığı ve süresine uygulanan termomekanik işlemlerin yanında beynitik tutma sürecinde de değişiklikler yapılmıştır. Grajcar orta karbonlu TRIP çeliği olan kompozisyonu Çizelge 2.7’de verilen 0.55C-Si-Mn-Cr TRIP

çeliğine düşük karbonlu TRIP çeliklerine uygulanan ısıt işlemleri uygulamış ve beynitik dönüşüm sıcaklığının beynitik dönüşüm ve nihai mikroyapı üzerindeki etkilerini incelemiştir [85]. Şekil 2.35'te verilen ısıt işlem uygulamasında ifade edildiği üzere 250 °C'den 550 °C'ye kadar farklı sıcaklıklarda beynitik tutma gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada orta karbonlu TRIP çeliğine uygun olacak şekilde interkiritik tavlama sıcaklığı 840 °C'de 1200 saniye süreyle uygulanmıştır. İzotermal beynitik tutma uygulaması 600 saniye süreyle gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada dikkat çekici husus M_s sıcaklığı 280 °C civarı olan alaşıma 250 °C'de yapılan izotermal tutma sonucunda ortaya çıkmıştır. M_s sıcaklığının 30 °C altında yapılan bu işlem neticesinde %19 civarında kalıntı östenit ve geri kalan yapı martenzit olacak şekilde mikroyapı elde edilmiştir. 350 °C'de yapılan izotermal beynitik tutma neticesinde kalıntı östenit oranı %17,7'ye düşmüştür. Orta karbonlu TRIP çeliğinden beklendiği üzere izotermal dönüşüm sırasında östenitin karbonca zenginleşmiştir. Kimyasal bileşimdeki % ağırlıkça 1,35 silisyum elementi ise beynit dönüşümü sırasında karbürlerin çökmesini engellemektedir. İzotermal beynitik tutma sıcaklığı 450 °C'de ise beynitin morfolojisi değişerek üst beynit oluştuğu belirtilmiştir. Kalıntı östenit miktarı %13,6; 550 °C'ye çıkıldığında ise kalıntı östenit miktarı %7 olarak raporlanmıştır [85].



Şekil 2.35. Farklı beynitik tutma sıcaklıklarındaki ısıt işlem uygulamaları [85]

TRIP çeliklerinde sadece martenzit fazı değil, beynit fazının da önemini vurgulayan çalışmalar yapılmıştır. Jacques ve ekibinin düşük karbonlu Mn-Si TRIP çeliklerinde beynit dönüşümü üzerine gerçekleştirdiği araştırmada kalıntı östenitin karbonca zenginleştirilmesinin beynit dönüşümünün kinetiğine olumlu yönde etki ettiği belirtilmiştir

[86]. Araştırmalarında kullandıkları % ağırlıkça 0.29C – 1.40Mn – 1.50Si TRIP destekli çeliklerde % ağırlıkça 1,5 oranında silisyumun beynit dönüşümü sırasında sementit oluşumunu engellemek için yeterli olduğunu raporlamışlardır. Ayrıca beynitik ferrit oluşumuna, kaydırımlı (*displacive*) dönüşüm mekanizması termodinamik olarak engellenene kadar östenitin karbon ile zenginleştirilmesinin devam ettiği belirtilmiştir [86].

P.J. Jacques ve ekibi CMnSi düşük karbonlu TRIP çeliğinde nötron kırınım tekniği ile kalıntı östenitteki karbon miktarının akma mukavemeti üzerinde etkisini değerlendirmiştir [87]. Kullandıkları TRIP çeliği ve bir çift fazlı çelik elde etmişlerdir. Çizelge 2.8’de verildiği üzere TRIP1, TRIP2 ve DP kodlu numuneler 03C kodlu alaşımdan, B numunesi ise 04C kodlu alaşımdan elde edilmiştir. DP kodlu numuneler çift faz yapıya sahip olacak şekilde interkritik tavlamadan sonra direkt su verilmiştir. DP kodlu numune martenzit—ferrit mikroyapıya sahiptir. İnterkritik tavlamadan sonra TRIP1 numuneleri, TRIP2 numunelerine göre daha yüksek sıcaklıkta beynitik tutmaya tabii tutulduğundan daha yüksek kalıntı östenit oranına sahiptir. B numunesi ise sıcak haddelenmiş beynit östenit mikroyapısına sahiptir. Çizelge 2.9’da bu dört numunenin fazlarına göre mukavemet miktarı verilmiştir. Bütün tabloda en dikkat çekici husus östenitin mukavemeti en yüksek faz olmasıdır [87-88].

Çizelge 2.8. CMnSi düşük karbonlu TRIP çeliği % ağırlıkça kimyasal kompozisyonları [88]

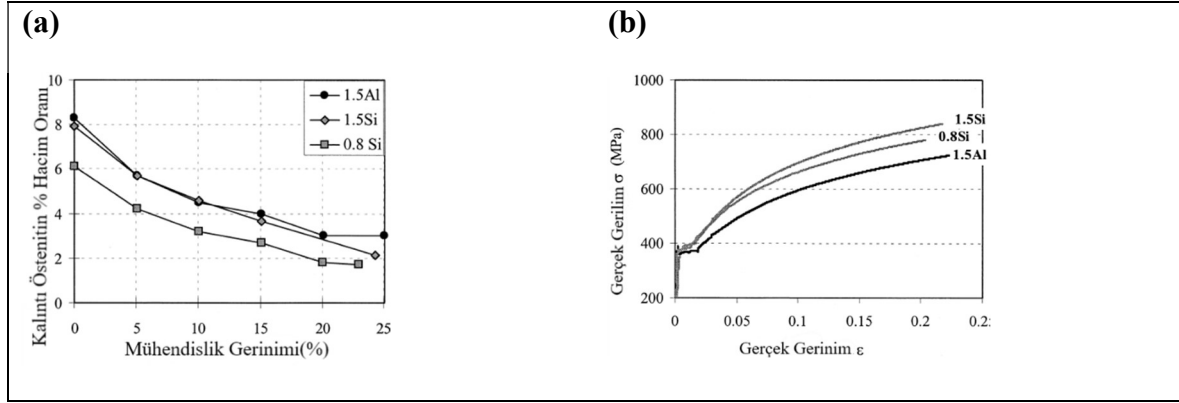
Alaşım kodu	C	Mn	Si	P	S	Al
03C	0,29	1,42	1,41	0,012	0,02	0,04
04C	0,40	1,37	1,45	0,012	0,006	0,05

Çizelge 2.9. Dört numunenin farklı fazlarının akma mukavemetleri (MPa) [88]

	Fazların Mukavemeti (MPa)		
	HMK($\alpha+\alpha_b$)	YMK(γ)	HMT(α')
TRIP1	530	720	-
TRIP2	695	970	-
B	860	1140	-
DP	350	-	~2000

Olson'un ve Cohen'in yarı kararlı östenitik çeliklerde markensitik dönüşümün kinetiğini sıcaklığa bağlı olarak oluşturduğu model büyük plastik gerinimlerin olduğu çekme testlerine dayanıyordu. Bu modelde gerinime bağlı martenzitik dönüşüm plastik deformasyon sırasında östenit fazındaki dislokasyonların hareketiyle sağlanmaktadır [89]. Patel ve Cohen, östenitin martenzite olan dönüşümünün kesme gerilimleriyle desteklenmiş olabileceğini ayrıca normal gerilimin çekme veya basma yönündeki bileşenleriyle desteklenebileceğini belirtmişlerdir. Bu iki mekanizma arasındaki geçiş gerinim miktarı için aşılacak bir serbest enerjideki eşik değeri ifade edilmiştir [50]. Jacques'in çalışmasında karbonca zenginleştirilmiş östenitin mukavemeti en yüksek faz olduğu belirtilmiştir [88]. Chatterjee % ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,4 C, 3,0 Mn, 2,0 Si olan alaşımda beynitik tutma sıcaklığını 500°C'den 650°C'ye kadar arttırarak yaptığı çalışmada beynitik dönüşümün gerçekleşmesi için gereken gerinim değerinin, beynitik dönüşüm sıcaklığı arttıkça ve östenit kararlı hale geldikçe küçülmekte olduğunu raporlamıştır [90]. Chatterjee daha sonra bunun nedenini serbest enerjinin kimyasal bileşeni ve uygulanan gerilim kaynaklı olarak M_s sıcaklığının artması olarak raporlamıştır [47].

Alüminyum ve silisyum elementleri mekanik özelliklere de etki etmektedir. Bundaki temel neden iki östenit dengeleyicisinin miktarının nihai mikroyapıda farklı miktarda kalıntı östenit oluşturmamasından kaynaklanmaktadır. Girault ve ekibi alüminyum ve silisyum elementlerinin mekanik özelliklere etkisini değerlendirmiştir. Şekil 2.36-A'da Çizelge 2.6'da verilen farklı silisyum ve alüminyum oranına sahip üç alaşımın kalıntı östenit miktarının gerinimle ilişkisi verilmiştir. Şekil 2.36-B'de is yine bu üç alaşımın gerçek gerilim ve gerinim grafiği verilmiştir. Silisyum elementi değerlendirildiğinde % ağırlıkça silisyum miktarı %1,5'tan %0,8'e düştükçe kopma mukavemeti düşmektedir. Alaşımdaki silisyum elementi miktarı azaldıkça nihai kalıntı östenit miktarı da azalarak deformasyon sırasında TRIP etkisi azalmaktadır. Şekil 2.36-B'de görüldüğü üzere %1,5 alüminyum içeren alaşımda mukavemet silisyum içeren alaşımlara göre daha düşük bulunmuştur. Fakat bu konuda Girault detaylı inceleme yapmamıştır [31]. Daha sonra Mertens ve ekibinin farklı alüminyum ve silisyum oranları içeren TRIP çeliği alaşımlarıyla yaptıkları incelemede beynit plakalarının östenit taneleri küçük olduğundan, östenit ferrit tane sınırlarında çekirdeklendiğini belirtmişlerdir. Alüminyumlu TRIP çeliklerinde östenit tane boyunun, silisyum içeren TRIP çeliklerine oranla daha küçük olduğunu ve alüminyumun beynit çekirdeklenmesinde itici kuvveti arttırdığı raporlanmıştır [91].



Şekil 2.36. Çizelge 2.6’da verilen farklı silisyum ve alüminyum oranına sahip üç alaşım (a) kalıntı östenit miktarının gerinimle değişim eğrisi, (b) gerçek gerilim ve gerinim grafiği [91]

Çizelge 2.10. TRIP 690 ve TRIP 780 çeliklerinin kimyasal kompozisyonu ve mikroyapısı [52]

		% ağırlıkça kimyasal bileşim				
Çeliğin Adı	Mikroyapı	C(maks.)	Si(maks.)	Mn(maks.)	P(maks.)	Al
TRIP690	Ferrit, beynit, kalıntı östenit	0,24	2,00	2,20	0,050	0,015-2.0
TRIP780	Ferrit, beynit, kalıntı östenit	0,25	2,20	2,50	0,050	0,015-2.0

VDA 239-100 Standardı ve EN 10338 Standardına göre hazırlanmış düşük karbonlu ticari TRIP çeliklerinin mikroyapısı ve kimyasal kompozisyonları Çizelge 2.10’da verilmiştir [52]. Yüksek manganlı ve orta manganlı TRIP çeliklerinde görüldüğü üzere kimyasal bileşimdeki % ağırlıkça karbon miktarı arttıkça kalıntı östenitin kararlılığı ve katı çözelti sertleşmesinin etkisi artmaktadır [64-76]. Karbon miktarı % ağırlıkça 0,2’yi geçtiğinde kaynaklanabilirlik ve beynitik dönüşüm olumsuz etkilenmektedir. Silisyum, alüminyum ve fosfor karbür çökmesini geciktirerek östenitin kararlılığını arttıran alaşım elementleridir. Fakat yüksek silisyum elementi de yüzey kalitesini düşürerek düşük karbonlu TRIP çeliklerine uygulanan kaplama kalitesini düşürmektedir. Suh ve ekibi, 0.1C-13Mn (% ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,08C, 12.8Mn) kimyasal bileşiminde ve geleneksel LC TRIP çeliklerine göre daha düşük karbon ve çok daha yüksek mangan içeren alaşımın termomekanik özelliklerini ve mikroyapısını incelemişlerdir. Alaşımın Ac_1

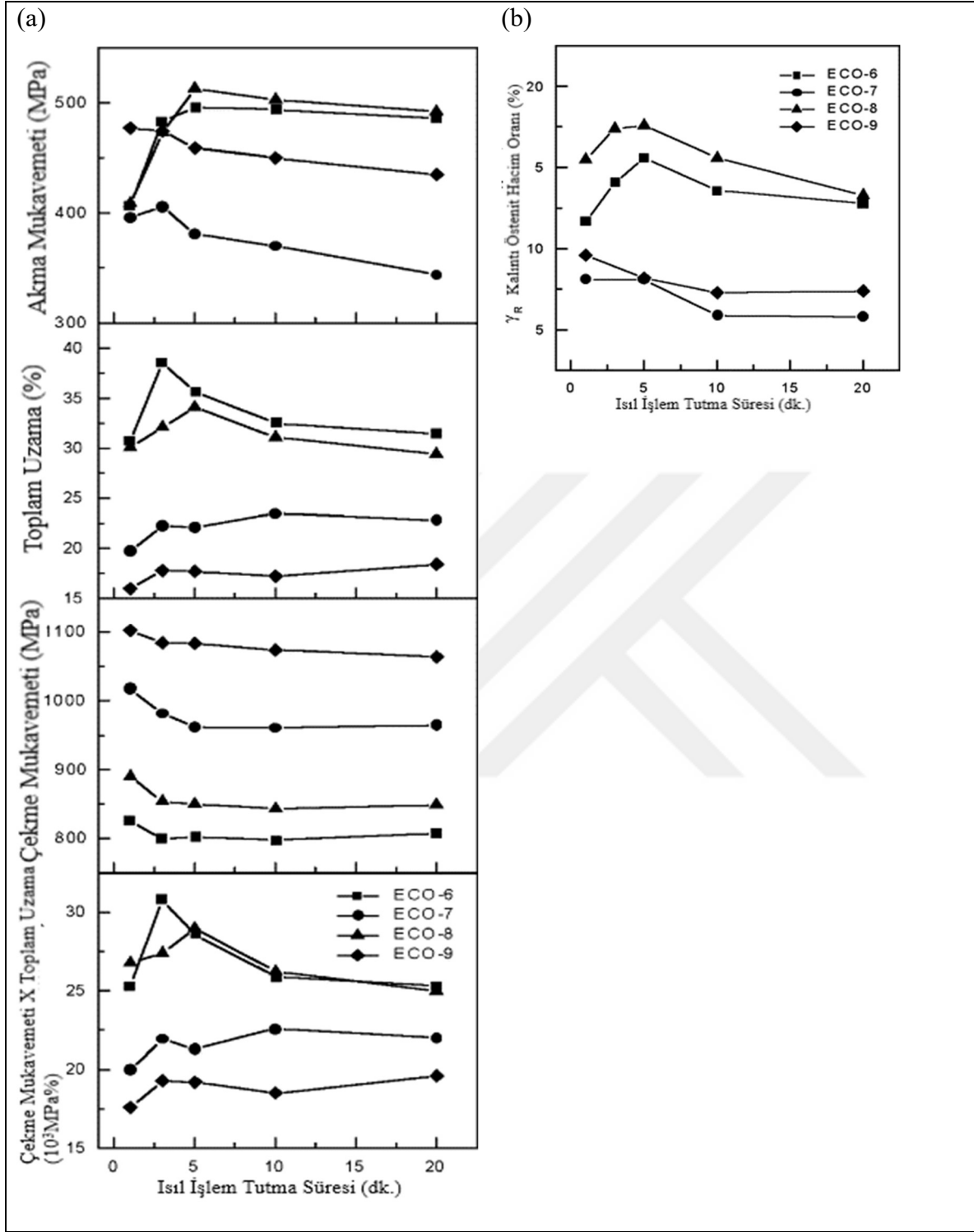
sıcaklığı 100°C ve CALP-HAD metoduyla A_{C3} sıcaklığı 605 °C olarak tespit edilmiştir [92]. Bu sıcaklık değerleri özellikle alüminyum ve silisyum içeren TRIP çeliklerine göre daha düşüktür [93]. Ayrıca Sun ve ekibi 0.1C-13Mn TRIP çeliğinin M_d^{30} sıcaklığının tavlama sıcaklığına bağlı olarak 35 °C ile 75 °C arasında olduğunu belirtmiştir [92]. De Cooman ise geleneksel CMnSi TRIP çeliklerinin M_d^{30} sıcaklığını 100 °C civarında raporlamıştır [6]. Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde de manganın östenit kararlılığını arttırdığı tespit edilmiştir [92].

Düşük karbonlu TRIP çelikleri Fe-C-Mn-Si elementlerini içeren çevreye duyarlı sade kimyasal kompozisyonuyla mukavemeti ve sünekliği bir arada sunmaktadır. Fakat çelik üretiminde kullanılan hurda her zaman sade ve istenilen kimyasal kompozisyona sahip olmamakla beraber istenmeyen pek çok element kompozisyonda yer alıyordu. Kim ve ekibi, üretimde daha çok hurda kullanımına teşvik etmek amacıyla içinde eser elementler içeren kimyasal kompozisyonların TRIP çelikleri üzerinde çalışmaya karar vermiştir. Bu amaçla bakır elementi eklediği, 0.15C–1.5Mn–1.5Si–0.5Cu çeliği üzerinde kalıntı östenitin miktarı, mekanik özellikler ve mikroyapı üzerinde incelemeler gerçekleştirmiştir. Çizelge 2.11’de verildiği üzere ECO-6 ve ECO-9 arasında eser miktarda nikel ve krom elementleri içerecek şekilde 4 tane alaşım belirlemişlerdir. MMnSi çeliklerine yapıldığı gibi kullandıkları alaşımlara ve yaptıkları ısıl işlemine uygun şekilde, A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıkları arasında 780 °C – 790 °C arasında 5 dakika süreyle tuz banyosunda tavlama yapıp %50 ferrit (α) ve %50 östenit (γ) mikroyapı elde etmişlerdir. Daha sonra malzemeyi 430 °C’de 1-20 dakika arasında değişen oranlarda izotermal ısıl işleme tabii tutup malzemeye su verilmiştir [94].

Çizelge 2.11. Bakır ve eser miktarda nikel ve krom içeren TRIP çeliği kompozisyonları [94]

	% Ağırlıkça alaşım elementleri						<i>Kritik sıcaklıklar(°C)</i>		
Çelik	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	A_{C1}	A_{C3}	M_s
ECO-6	0.14	1.51	1.49	0.51	–	–	750	900	432
ECO-7	0.15	1.51	1.52	0.51	0.39	–	757	899	425
ECO-8	0.15	1.52	1.53	0.51	–	0.41	744	892	423
ECO-9	0.15	1.50	1.55	0.50	0.39	0.41	751	892	418

Kim ve ekibinin çalışmalarında dikkat çekici bir değerlendirme de 430⁰C’de izotermal ısıtım işlem süresine bağlı olarak mekanik özellikler ve kalıntı östenitin değişimidir. Şekil 2.37’de görüldüğü üzere 4 alaşımda da yer alan bakır elementi mekanik özelliklere herhangi bir olumsuz etkide bulunmamıştır. Yine Şekil 2.37’de görüldüğü üzere ECO-8 ve ECO-9 numaralı eser miktarda nikel içeren alaşımdaki TRIP çeliklerinde östeniti kararlı hale getiren nikel elementi eser miktarda olmasına rağmen mekanik özelliklere büyük katkı sağlayarak çekme dayancını 1 GPa’nın üzerine çıkarmıştır. ECO-9 numaralı alaşım dikkate alındığında kimyasal bileşime eser miktarda hem nikel hem krom eklendiğinde, çift fazlı çeliklerde olduğu gibi çekme dayanımı artarken uzama (yaklaşık %20) ve kalıntı östenit miktarı düşmektedir. Kalıntı östenit düştüğü için deformasyon sırasında meydana gelen TRIP etkisinin de olumsuz yönde etkilenmesi beklenmektedir. Şekil 2.37’de görüldüğü üzere 430 °C’de izotermal bekleme süresi 5 dakikayı aşınca mekanik özelliklerde ve kalıntı östenit miktarında düşüş yaşandığı raporlanmıştır [94].



Şekil 2.37. Bakır içeren MMnSi alaşımlarının 430 °C’de izotermal ısıtılma işlemde süreye göre özellik değişimleri (a) mekanik özelliklerinin değişimi, (b) mikroyapıdaki kalıntı östenit hacminin değişimi [94]

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde alaşım elementlerinin mekanik özelliklere etkisi

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde karbon elementi hariç diğer alaşım elementleri genel olarak östenitin kararlı hale getirilmesi ve alaşımın oda sıcaklığındaki kalıntı östenit miktarını belirlemek için kullanılmaktadır. Diğer bir amaç ise sertleştirilebilirliği arttırarak beynit dönüşümünden önce perlit fazının oluşumunu engellemektir. Bunun dışında sementit çökmesinin kontrolü, ferrit fazının sertliğini arttırmak amacıyla kullanılmaktadır.

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde alaşım % ağırlıkça karbon elementi yüksek ve orta manganlı TRIP çeliklerine göre daha düşük olduğundan östenit dengeleyecisi olarak silisyum ve alüminyum elementleri mevcuttur. Bunun dışında titanyum ve azot alaşım elementi olacak LC TRIP çeliklerinin mekanik özelliklerinde ve kritik sıcaklıklarında etkilidir. Alaşım elementleri A_{C1} , A_{C3} , M_s , M_d sıcaklığını etkilediği kadar T_{nr} —yeniden kristalleşmenin engellendiği sıcaklık, A_{r3} – östenit ferrit dönüşümünün başladığı sıcaklık, A_{r1} östenit ferrit dönüşümünün sona erdiği sıcaklık değerlerini de etkilemektedir. Özellikle sıcak haddeleme ve kaynaklı birleştirme faaliyetleri göz önüne alındığında, 1100 °C ve 1300 °C sıcaklık aralığında titanyum ve azot oranı (Ti/N) yaklaşık iki değerine sahip olan çeliklerde ince taneli östenit oluşmaktadır. Ti/N oranı yaklaşık iki olan alaşımlarda östenitin tamamının yeniden kristallendiği raporlanmıştır [95].

Düşük karbonlu TRIP çeliği alaşımındaki silisyum elementi, sementitin çökmesini engelleyerek beynit oluşurken salınan karbonun östenit tarafından tutularak kararlı hale gelmesini sağlamaktadır [77]. Böylece oda sıcaklığında kalıntı östenit elde edilmektedir. Deformasyon sırasında da TRIP etkisi görülmektedir. Fakat yüksek silisyum miktarı yüzeyde ısıtılma işlemdeki sıcak haddeleme sırasında tufal oluşumlarına sebep olmaktadır. Silisyum ayrıca katı çözelti sertleştirilmesi yaparak alaşımda mukavemeti arttıran bir ferrit dengeleyici olarak da görev almaktadır [77].

Karbon elementinin beynit oluşumundan önceki östenitteki etkisiyle çeliğin genel kimyasal bileşimindeki etkisi birbirinden farklıdır. Interkritik tavlama sırasında ferrit oluşumu sırasında östenitteki karbon miktarı artmaktadır. Mangan da karbon elementi gibi östenit dengeleyici olarak kullanılmaktadır. Fakat interkritik tavlama sırasında östenitteki mangan genel kimyasal kompozisyona ne etki yapıyorsa aynı şekilde davranmaktadır. Çünkü

manganın alaşıma karışması karbona göre çok daha uzun süre gerektirmektedir [90]. Bu yüzden düşük karbonlu TRIP çeliğinde interkritik tavlama süresi uzadıkça kalıntı östenit karbon ve mangan bakımından zenginleşmesi kararlı hale gelmesi sağlanmaktadır. Sakuma ve ekibi alaşımdaki mangan miktarı arttıkça interkritik tavlama süresinin azaldığını, silisyum miktarının ise bu süreye herhangi bir etkisi olmadığını raporlamıştır. Alaşımdaki mangan miktarı arttıkça oda sıcaklığındaki alaşımda kalıntı östenit miktarı artsa da toplam uzama miktarına herhangi bir etkisi olmadığı ifade edilmiştir. Silisyum miktarı arttıkça ise kalıntı östenit miktarının yine etkilenmediği ama kararlılığının artarak tekdüze uzamanın da olumlu etkilendiği belirtilmiştir [96].

Zhuang ve ekibi, % ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,233 C, 1,365 Si, 1,540 Mn, 0,004 S, 0,007 P ve 0,080 Al şeklinde olan düşük karbonlu Si-Mn TRIP çeliğinde östemperleme sırasında alaşım elementlerinin etkisini değerlendirmiştir. Silisyum elementi interkritik sıcaklıkta tavlama sırasında poligonal ferrit içinde çözünerek, ferrit içinde karbonun kimyasal potansiyelinin artmasını sağladığı ve karbonun östenite difüzyon ile geçişini arttırdığı raporlanmıştır [84]. Isıl işlemdeki izotermal beynitik tutma sırasında ise, silisyum sementit fazı içinde çözünmeyerek sementit fazının oluşumunu baskıladığından östenit beynitik ferrite dönüşmektedir. Bu da karbonun difüzyonla östenite geçişini daha da arttırmaktadır. Kalan östenit karbonca zenginleşmiştir ve östenitin M_s sıcaklığının oda sıcaklığının altına düşmesine vesile olmaktadır. Nihai mikroyapıda oda sıcaklığında daha fazla kalıntı östenit elde edilmektedir. Bu kalıntı östenit deformasyon sırasında gerçekleşen TRIP etkisinde kilit rol üstlenecektir [97].

Alüminyum elementi düşük karbonlu TRIP çeliğinde sementit oluşumunu engelleyerek beynitik dönüşüme olumlu katkı göstermesi açısından silisyum yerine tercih edildiği olmuştur. Genel olarak alaşıma eklenen alüminyumun östenit ferrit dönüşümündeki serbest enerji değişimini artırarak beynitik ferrit dönüşüm kinetiğini hızlandırmaktadır. Interkritik tavlamadan sonraki ısıl işlem sırasında CMnSiAl çeliğinde CMnSi çeliğine göre daha fazla östenit ferrite dönüşmektedir. Asıl fark beynitik tutma ya da diğer adıyla östemperleme sırasında değil, beynitik tutmadan önceki hızlı soğumada gerçekleşmektedir. TRIP çeliğinde silisyum kısmen alüminyum ile değiştirildiğinde, alüminyumun beynitik tutmadan önceki hızlı soğumadaki ferrit oluşumuna olumlu etkisi beynitik tutma sırasındaki ferrit oluşumuna etkisinden daha fazladır [98]. Fakat alüminyum ferrit fazının mukavementi üzerinde silisyum gibi olumlu etki göstermemiştir. Çizelge 2.6'da verildiği

üzere alaşımdaki silisyum miktarı düştükçe mukavemet düşmüş yerine alüminyum tercih edildiği durumda ise mukavemet en düşük seviyeye gelmiştir [31]. Fosfor da alüminyuma benzer bir etki yaparak Sementit oluşumunu engellemektedir. Ayrıca silisyum yerine alüminyum ve fosfor eklendiğinde uygulanan termomekanik işleme bağlı olarak fosforun ferrit fazının mukavementine olumlu katkı yaptığı raporlanmıştır [99].

Zackay ve Parker'ın TRIP çelikleri için aldığı patentteki alaşım elementlerinin içinde yer alan molibden ise ferrit için katı çözelti güçlendiricisi ve perlit oluşumu geciktirici olarak TRIP çeliği alaşımında yer almaktadır [53].

Krom ve nikel elementlerini düşük karbonlu TRIP çeliklerinde düşük miktarda kullanılarak maliyeti düşürmek önemli amaçlardan biri olsa da üretim sırasında kullanılan hurda vasıtasıyla bu elementler de alaşımın kompozisyonunda yer alabilmektedir. Bunun yanında bakır elementi de hurda ile beraber yine alaşıma katılabilmektedir. Bakır ve nikel östenit dengeleyici olarak kalıntı östenit oluşumuna katkı sağlamaktadır. Krom elementi ise östenitin şertleştirilebilirliğini arttırarak izotermal dönüşümden sonra martenzit oluşumuna sebep vermektedir. Çizelge 2.11'de verildiği üzere sadece bakır veya bakır ile beraber nikel alaşıma eklendiğinde kalıntı östenit miktarının arttığı ve M_s sıcaklığı düşerek kalıntı östenitin kararlılığının arttığı tespit edilmiştir. Şekil 2.37'de verildiği üzere nikel eklenen alaşımın mukavetinin ve toplam uzama miktarının sade bakır içeren alaşıma göre yüksek olduğu raporlanmıştır. Çizelge 2.11'te ve Şekil 2.37'de verilen nikel içeren (ECO7) ve nikelle beraber krom içeren (ECO9) alaşımlar dikkate alındığında 1000MPa üzerinde kopma mukavemeti görüldüğü raporlanmıştır [94].

Fe – Ni alaşımları gibi tamamen östenitik olmayan LC TRIP çeliklerinin yüzeyi galvanizlenmektedir. Pressle sertleştirilmiş çeliklerde yapılan çalışmalarda yüzeydeki galzanizleme işleminin çinko kaplamanın hidrojen alımının azalttığından dolayı hidrojen gevrekliği riskini azalttığı ifade edilmiştir [100].

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde kalıntı östenit ve sıcaklık ilişkisi

Güvenlikle ilgili hususlar göz önüne alındığında otomotivde kullanılan, LC TRIP çeliklerinde en uygun kalıntı östenit kararlılığı için M_s^o sıcaklığı oda sıcaklığının altında ve M_d sıcaklığı ise çarpışma durumundaki iskelet halindeki şasenin ulaştığı maksimum

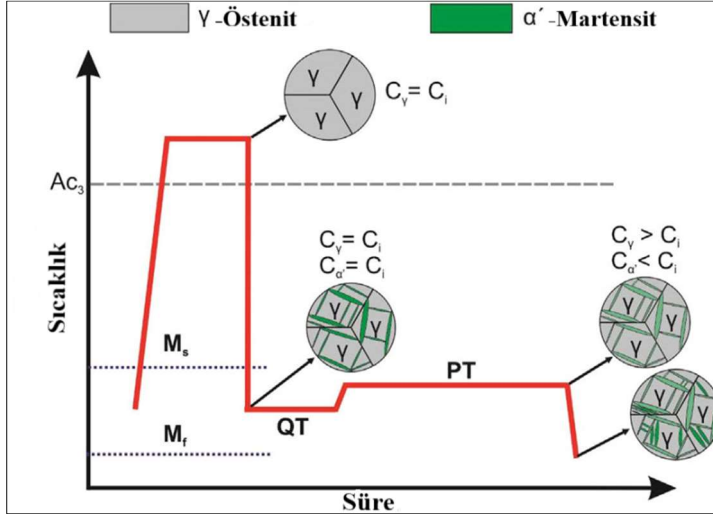
sıcaklığa yakın olmalıdır. M_d^{30} sıcaklığı ise %30 gerinim miktarında %50 oranında kalıntı östenitin martenzite dönüştüğü sıcaklıktır. M_d^{30} sıcaklığı ise M_s^σ ve M_d sıcaklıkları arasında yer almaktadır ve deneysel olarak M_d sıcaklığına göre daha kolay şekilde belirlenmektedir. Çarpışma anında yüksek gerinim oranlarındaki deformasyona bağlı 80°C ve 100°C arasında adiabatic ısınma meydana gelmektedir. Bu yüzden dizayn kriteri olarak M_d^{30} sıcaklığının 100°C'nin biraz altında olması beklenmektedir. LC TRIP çeliği türevi olan CMnSi-TRIP çeliklerinde $M_s^\sigma - M_d^{30}$ sıcaklık aralığı 10°C – 95°C olarak raporlanmıştır. CMnSi TRIP çeliklerindeki kalıntı östenitin tamamı neredeyse düşük gerinim seviyelerinde östenit – martenzit dönüşümünü gerçekleştirmektedir. Alaşıma silisyum yerine alüminyum ve fosfor gibi elementler eklendikçe gerinimle martenzite dönüşen östenit miktarının azaldığı rapor edilmiştir [6].

Östenitik paslanmaz sınıfında yer alan AISI 301LN çeliği üzerinde yapılan çalışmalarda yüksek gerilme oranlarındaki deformasyonun TRIP etkisinin yanında istifleme hataları ve mekanik ikizlemelerin oluşumunu desteklediği belirtilmiştir. Gerilim oranındaki artış, düzlemsel kusurların oluşumu ile düzlemsel kayma karakterini arttırarak malzemede güçlendirici bir etki sağlamaktadır. Gerilim oranı artışı, büyük ölçüde α' martenzit dönüşümünün azalması ile ilişkili bir zayıflama etkisi yaratan bir sıcaklık yükselmesine neden olmaktadır. M_d sıcaklığı 80°C olarak belirtilen AISI 301LN sınıfı çeliğin deformasyon karakteristiği incelendiğinde çukurcuklar içeren sünek kırılma yüzeyi raporlanmıştır [101]. Başka bir çalışmada da AISI 304L levha malzeme için M_s sıcaklığı - 69,6 °C ve M_d^{30} sıcaklığı ise 32,1°C olarak raporlanmıştır [102].

2.2.4. Q&P TRIP çelikleri

2003 yılında Speer ve ekibi martenzit ve kalıntı östenit mikroyapılı Q&P TRIP çeliklerini yeni alaşım olarak duyurmuştur [103]. Bu alaşımın özelliği kalıntı östenit fazının, martenzit ile dönüşmemiş östenit arasında karbon paylaşımı yapılarak kararlı hale getirilmesidir. Bunun için östenitlenen alaşıma A_{C3} sıcaklığının üstünden M_s ve M_f sıcaklığının arasında bir sıcaklığa su verilmektedir. Bu su verme işlemi kesintiye uğratarak ardından alaşıma M_s sıcaklığının altında izotermal ısı işlem uygulanmaktadır. Kesintiye uğrayan su verme işleminde martenzitik dönüşüm tamamlanmamaktadır. Nihai mikroyapı olarak su verilmiş martenzit ve dönüşmemiş kalıntı östenit elde edilmektedir [32]. İzotermal ısı işlem eğer su vermenin kesintiye uğradığı sıcaklıktan devam ederse tek

aşamalı Q&P işlemi, eğer daha yüksek bir sıcaklıkta devam ederse iki aşamalı Q&P işlemi olarak adlandırılmaktadır. Q&P ısııl işlemi sırasında karbonca doymuş olan martenzitten dönüşmemiş östenite karbon difüzyonu olmaktadır. Karbonca zenginleşen östenite su verildiğinde mikroyapıda dönüşmemiş östenit bir diğer adıyla kalıntı östenit yer almaktadır [103]. Q&P ısııl işlemi şematik olarak Şekil 2.38’de gösterilmiştir [36].

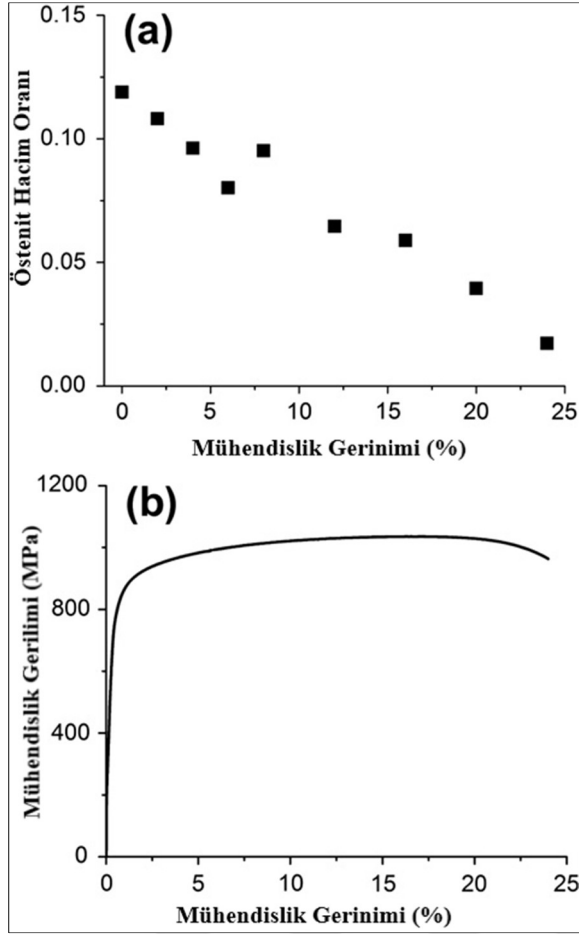


Şekil 2.38. Q&P TRIP çeliklerinin ısııl işleminin şematik gösterimi [36]

C-Si-Mn veya C-Si-Mn-Al serisi alaşımlara Q&P ısııl işlemi uygulanarak yapılan Q&P TRIP çelikleri düşük alaşımlıdır. Alaşımlarındaki % ağırlıkça kimyasal bileşim genellikle %0,15 – 0,3 C, %1,00 – 2,00 Si, %0,15 – 0,3 Mn, %0,02 – 0,06 Al elementlerini içermektedir. Düşük karbonlu TRIP çeliklerinde de olduğu gibi Q&P TRIP çeliklerinde de karbon ve mangan elementleri östenit dengeleyici olarak alaşımda yer alırlar. Q&P ısııl işlemi sırasında arayer atomu olarak karbon dönüşmemiş östenitin bir diğer adıyla kalıntı östenitin kararlılığı için çok önemlidir. Silisyum ve alüminyum da Q&P ısııl işlemi sırasında sementit oluşumunu geciktirmektedir. Ticari olarak otomotiv sektöründe kullanılan QP980 alaşımı mikroyapısında hacimce su verilme sırasında oluşan %50 – 80 arası martenzit, %20 – 40 arası ötektoid öncesi ferrit ve matriste dağılmış %5 – 10 oranında karbonca zenginleştirilerek oda sıcaklığında kararlı halde bulunan kalıntı östenit içermektedir. QP980 alaşımı, 980MPa çekme mukavemetine ve %20 civarında toplam uzama miktarına erişmektedir [36].

Q&P TRIP çeliği alaşımlarına ısııl işleme farklı adımlar katılarak mikroyapıdaki değişiklikler incelenmiştir. Xiong ve ekibi % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu Fe-0,22C-

1,40Si-1,8Mn olan hafif alaşımlı çeliğe Q&P ısıtma işlemi uygulanmıştır. 860 °C’de 5 dakika süreyle östenitletikleri alaşımı 5 °C sn⁻¹ hızda yaklaşık 725 °C’ye alaşım için ferritik – östenitik bölgeye soğutmuşlardır. Interkritik bölgeye yapılan bu soğutmanın amacı hem ötektoid öncesi ferrit oluşturmak hem de kalıntı östenitteki homojen karbon dağılımını bozmaktır. 725 °C’deki alaşım hızla 280 °C’ye soğutulmuştur. Ardından 350 °C’de 10 saniye süreyle karbon paylaşımı yapılmıştır. Son olarak oda sıcaklığına suda soğutulmuştur. Şekil 2.39 (a)’da görüldüğü üzere çekme deneyi sırasında farklı gerinim değerlerinde çekme deneyi kesintiye uğratılarak alaşımdaki östenit oranıyla gerinim oranı karşılaştırılmıştır. Senkrotron XRD ölçümlerinde düşük karbonlu kalıntı östenitin % ağırlıkça 0,64 C elementi; karbonca zengin kalıntı östenitin ise % ağırlıkça 1,14 C elementi içerdiği raporlanmıştır. Düşük karbonlu kalıntı östenit için M_s sıcaklığı 203 °C; karbonca zengin kalıntı östenit için M_s sıcaklığı -8.4 °C olarak raporlanmıştır. Bu çalışmada belirtilen dikkat çekici husus karbonca zengin kalıntı östenit oda sıcaklığında daha kararlı olmasına rağmen, düşük karbonlu östenit oda sıcaklığındaki deformasyonda martenzitik dönüşüme daha fazla direnç göstermesidir. Xiong ve ekibinin belirttiği üzere TEM analizlerine göre film şeklindeki östenit (düşük karbonlu), parça östenite (yüksek karbonlu) göre deformasyonda daha kararlı olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni olarak 725 °C’de ferritik – östenitik bölgeye yapılan soğutma sırasında oluşan ötektoid öncesi ferritin parça östenitin (yüksek karbonlu) çevresinde çekirdeklenmesi olarak ifade edilmiştir. Film şeklinde (düşük karbonlu) östenit tanelerinin martenzit iğneleri bölgelerinin aralarında konumlanması Şekil 2.39 (b)’de görüldüğü üzere malzemenin akma dayancına olumlu etki yaparak %25 toplam uzama miktarına erişildiği yine raporlanmıştır [57]. Yüksek süneklik ve mukavemet değerleriyle Q&P TRIP çelikleri, otomotiv uygulamalarında B-sütunu, ön tampon, çapraz kirişler, yandan çarpmalarda yolcu koruyan plakalarda kullanılmaktadır [36].

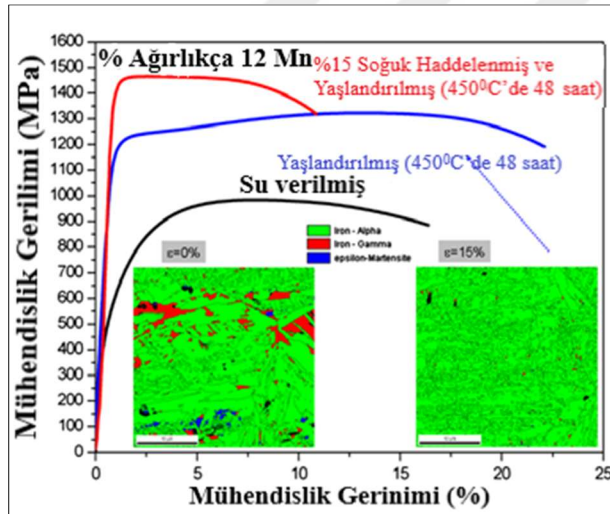


Şekil 2.39. Q&P ısıtıl işlemini uygulanmış Fe-0,22C-1,40Si-1,8Mn olan hafif alaşımlı çeliği (a) Kalıntı östenit miktarı - gerinim değerlendirme, (b) mühendislik gerilim - gerinim çizelgesi [57]

2.2.5. Maryaşlandırma TRIP çelikleri

2009 yılında Raabe ve ekibi, martenzitik yaşlandırma diğer bir adıyla maryaşlandırma ısıtıl işlemini gerçekleştirerek, 1,5 GPa çekme mukavemetine ve %10 – 30 arası toplam uzama değerlerine ulaşabilen yeni alaşımları duyurmuştur. Çökelti sertleştirmeli martenzitik ve östenitik – martenzitik mikroyapılı bu alaşımlar östeniti sabitlemek üzere % ağırlıkça 1 – 2 arasında azot ve titanyum içermektedir. % ağırlıkça 0,01 karbon, %9 – 15 arası mangan içeren bu alaşımlar deformasyon sırasında TRIP etkisi dışında bir mekanizmadan daha faydalanmaktadır. Diğer mekanizma, yaşlandırma yapılarak çökelti sertleştirmesi yoluyla oluşturulan nano boyutta intermetalik parçacıklardır. Dislokasyon hareketini engelleyen bu birkaç nanometrelik parçacıklar yüksek gerinimli martenzitik matris üzerinde martenzit östenit arayüzeyinde çekirdeklenmektedir [58].

Raabe ve ekibi, % ağırlıkça kompozisyonu 11,9Mn, 0,01C, 2,06Ni, 1,12Mo, 1,09Ti, 0,057%Si, 0,116%Al olan alaşımı 1150 °C’de bir saat tavlama işlemi uygulamıştır. 1000 °C ve 1150 °C arasında sekiz aşamalı deformasyon işlemi yapılarak segregasyonlar giderilerek çubuk formundaki malzeme homojen hale getirilmiştir. 800 °C’ye havada soğutulmuştur ve ardından oda sıcaklığına su verilmiştir. Tekrar 1100 °C’ye ısıtılan çubuklar yarım saat bu sıcaklıkta kalmış ve ardından altı paso sıcak haddelenerek oda sıcaklığına su verilmiştir. Su verilmiş malzemelerden bir grup malzeme %15 oranında soğuk deforme edilerek 450 °C’de 48 saat yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Su verilmiş malzemedan diğer grup malzemeye ise soğuk deforme edilmeden sadece 450 °C’de 48 saat yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Şekil 2.40’ta su verilmiş malzeme, soğuk haddelenip yaşlandırılmış malzeme ve yaşlandırılmış malzemenin mühendislik gerilimi-mühendislik gerinimi grafiği verilmiştir. Su verilmiş ve yaşlandırılmış malzeme %15 oranında kalıntı östenit içermektedir. Bu malzemede 1300 MPa civarında çekme dayanımı ve %25’e yakın toplam uzama değerleri elde edilmiştir [104].



Şekil 2.40. Maryaşlandırma TRIP çelikleri, su verilmiş malzeme, soğuk haddelenip yaşlandırılmış malzeme ve yaşlandırılmış malzemenin mühendislik gerilimi – mühendislik gerinimi grafiği [104]

Maryaşlandırılan TRIP çelikleri %25’e yakın toplam uzama gösterebilmektedir. Orowan gerilimi bağıntısını kullanarak ortalama parçacıklar arası mesafenin 100nm olduğu, 10 nm çapındaki nano çökelti parçacıkları için dislokasyon kırılımının, akma dayancını 350 MPa arttırdığını raporlamıştır. Meydana gelen bu değişimin ana malzemenin de akma dayancında kabaca 350 MPa değerine yakın artış gösterdiğini belirtmişlerdir. Ayrıca martenzitik matriste dislokasyon yoğunluğunun $10^{15} - 10^{16} \text{ m}^{-2}$ gibi yüksek değerlerde

olduğunu raporlamışlardır [104]. Maryaşılandırılmalı alaşımlarda mangan oranı değiştirilerek TRIP ve TWIP etkisi beraber elde edilmiştir. Wang ve ekibinin çalışmasında % ağırlıkça Fe-9Mn-3Ni-1.4Al-0.01C (%kütle) orta manganlı TRIP çeliğine maryaşılandırma yaparak TRIP ve TWIP etkisinin deformasyon sırasında görüldüğü raporlanmıştır [105].

2.2.6. Yüksek entropili alaşımlar (HEA)—Çift Fazlı (DP) TRIP çelikleri

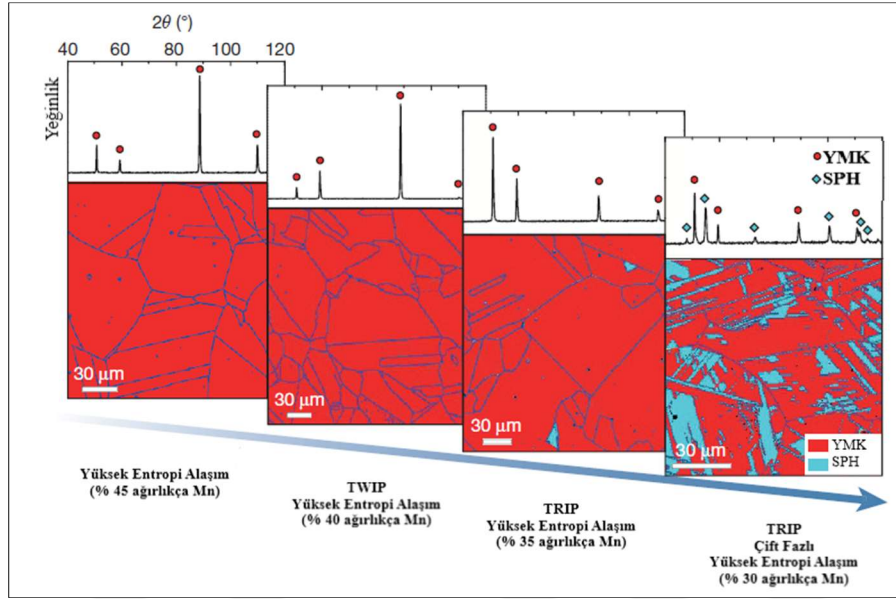
2016 yılında Li ve ekibi yüksek entropili alaşımlarda (HEA) kimyasal kompozisyon üzerine yaptıkları incelemeler üzerine geliştirdikleri TRIP destekli yüksek entropili çift fazlı alaşımları duyurmuşlardır. Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ TRIP-DP-HEA olarak ifade edilen bu alaşımda %72 oranında yüzey merkezli kübik faz ve %28 oranında hegzagonal sıkı paket faz mikroyapı da raporlanmıştır. Malzememe boyun verene kadar yaklaşık %56 oranındaki yüzey merkezli kübik faz, hegzagonal sıkı paket faza dönüşmektedir. Bu sayede alaşım 850 MPa'dan fazla çekme dayancına ve çelik için inanılmaz bir değer olan yaklaşık %75 toplam uzama miktarına sahip olmaktadır. Deformasyonla beraber yeni oluşan faz sınırlarının dislokasyonların kaymasını engelleyerek gerinim sertleştirmesine sebep olması bu yüksek uzama miktarına ulaşılmasına sebep gösterilmektedir [59].

Li ve ekibi 2016 yılında nanoyapılı, yüksek entropili çoklu fazlı yapılı alaşımlarda kendi deyimleriyle yarı kararlı mühendislik stratejisiyle geliştirdikleri TRIP destekli yüksek entropili alaşımları duyurmuşlardır. Genel olarak yüksek entropi yüksek faz kararlılığı olarak ifade edilmektedir. HEA DP TRIP çelikleri olarak adlandırılan bu alaşımlarda yüksek entropinin kararlılık ilkesini tersine şekilde kullanarak faz kararlılığı düşürülerek çok önemli iki avantaj elde edildiği belirtilmiştir. İlk olarak çift fazlı mikroyapıdaki yüksek sıcaklıkta dengeli olan fazın termal kararlılığı düşürülerek ara faz sertleştirmesi yapılabilmektedir. İkinci olarak ise oda sıcaklığındaki fazın mekanik kararlılığını düşürerek TRIP etkisinin gerçekleştirildiği belirtilmiştir. Bu iki avantaj sayesinde yüksek entropili alaşımlarda görülen katı çökelti sertleştirmesi ve düşük faz kararlılığı sebebiyle aşırı deformasyon oranları bir arada elde edilmiştir [59].

Çizelge 2.12. Li ve ekibinin inceledikleri HEA DP TRIP çeliği alaşımlarının yaş kimyasal analize göre atomik olarak yüzde kimyasal bileşimi [59]

	HEA DP TRIP çeliklerinde yaş kimyasal analize göre atomik olarak yüzde kimyasal bileşimi (Elementler)			
Çelik Kodu	Fe	Mn	Co	Cr
%45Mn	37,10	45,00	8,83	9,07
%40Mn	39,82	41,60	9,17	9,40
%35Mn	44,44	35,09	10,15	10,31
%30Mn	47,31	31,38	10,54	10,77

Yaş kimyasal analize göre Li ve ekibinin çalışmasında kullandığı alaşımların atomik olarak yüzde kimyasal bileşimi Çizelge 2.12’de verilmiştir. Çalışmada ilk olarak atomik olarak dengeli yapıdaki Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀Co₂₀Cr₂₀ alaşımının denge yapısı alaşım elementleri değiştirilip bozularak kısmi martenzitik dönüşüm ile yüzey merkezli kübik yapı ve hegzagonal sıkı paket yapıyı bir arada elde edilmiştir. Alaşımlar, Çizelge 2.12’de belirtilen farklı mangan oranlarıyla vakum endükleme fırında saf metaller kullanılarak sentezlenmiştir. 900 °C’de sıcak haddelme ile %50 deformasyon verilen alaşımlar argon gazı atmosferinde 1200 °C’de 2 saat süreyle homojenizasyona tabii tutulmuştur. Daha sonra oda sıcaklığına su verilmiştir. Bu sayede düşük istifleme hatası enerjisi sayesinde oda sıcaklığında kısmi martenzitik dönüşüm elde edilmiştir. Su verilen alaşımlar tane küçültmesi için %60 oranında soğuk deformasyon verilmiş ve argon gazı atmosferinde 900 °C’de 3 dakika boyunca haddelenmiştir. Şekil 2.41’de gösterildiği üzere XRD çalışmaları sonucunda Çizelge 2.12’de belirtilen %45Mn ve %40Mn alaşımlarının YMK tek faz yapıya sahip olduğu raporlanmıştır. Bu iki alaşımda TWIN deformasyon mekanizmasının baskın şekilde olduğu belirtilmiştir. %35Mn kodlu alaşımda hegzagonal sıkı paket faza ilişkin izler görüldüğü raporlanmıştır. Son olarak %30Mn kodlu alaşımda %28 hegzagonal sıkı paket faz martenzit katmanları ve geri kalan mikroyapı ymk östenit matriks şeklinde elde edilmiştir. %30Mn kodlu alaşımın TRIP etkisiyle 850 MPa’dan fazla çekme dayancına ve yaklaşık %75 toplam uzama miktarına sahip olduğu raporlanmıştır [59].



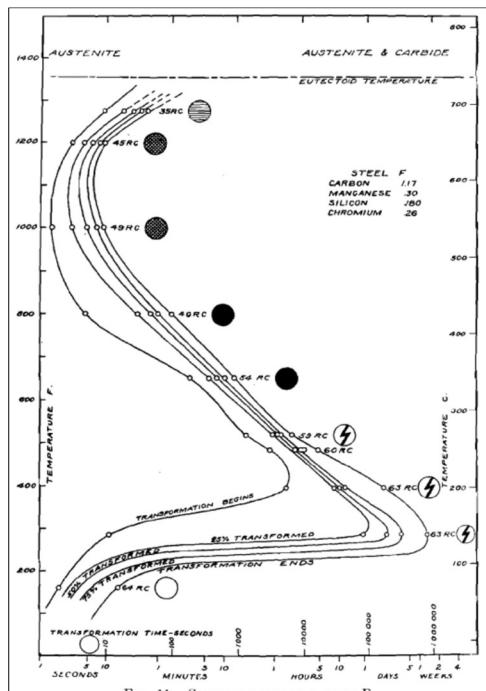
Şekil 2.41. %45Mn, %40Mn, %35Mn ve %30Mn kodlu HEA DP TRIP çeliklerinin XRD modelleri ve faz analiz haritaları [59]

HEA DP TRIP çeliklerinin alaşım elementlerine eklemeler yapılarak değişik faz yapılı kompozisyonlar elde edilmiştir. HEA DP TRIP çeliklerine % ağırlıkça 0,5 – 1.0 değerleri arasında alüminyum eklendiğinde HMK ve YMK yapının beraber görüldüğünü raporlamıştır [106]. HEA DP TRIP çeliklerinde nanokarbürler oluşturularak mekanik özelliklerin iyileştirildiği ve 1,1 GPa akma mukavemetinin elde edildiği raporlanmıştır [107].

2.3. TRIP Çeliklerinde CCT Diyagramları

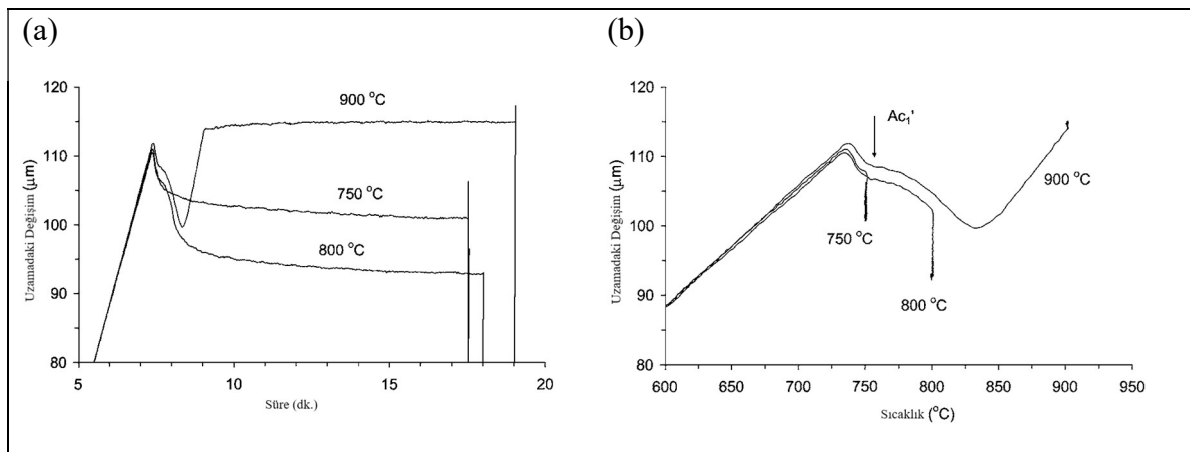
Fe – Ni alaşımları, yarı kararlı östenitik paslanmaz çelikler, yüksek ve orta manganlı TRIP çeliklerinden farklı olarak düşük karbonlu TRIP çelikleri oda sıcaklığında beynit fazı içermektedir. 1920’lerin sonunda Bain’in ve Davenport’un M_s sıcaklığından yüksek ve ince perlit oluşumundan düşük sıcaklıklarda eşsıl östenit dönüşümü üzerinde yaptığı çalışmalarda keşfettikleri farklı mikroyapıyı iğnemsî koyu dağlama agregası olarak ifade etmişlerdir. Bu mikroyapıyı martenzit – trustit olarak adlandırmışlardır [108]. Davenport ve Bain, 1930 yılında östenitin kritik altı sıcaklıklardaki dönüşümü üzerine çalışmalarında iğnemsî koyu dağlama agregası olarak ifade ettikleri, günümüzde beynit olarak adlandırılacak faz üzerine yaptıkları dilatometrik çalışmalarda TTT – *Time Temperature Transformation* diyagramlarını oluşturmuşlardır [109]. Davenport ve Bain Fe – C ikili

denge faz diyagramına zaman faktörünü eklemesiyle günümüzde kullandığımız TTT diyagramları doğmuştur. Resim 2.1’de Davenport ve Bain’in çalışmasında yer alan % ağırlıkça kimyasal bileşimi %1,17 C, 0,30 Mn, 0,180 Si, 0,033 S, 0,026 P, 0,26 Cr, denge Fe şeklinde olan tarihteki ilk TTT eğrisi örneği bulunmaktadır [109]. Aslında bu diyagram günümüzdeki TTT diyagramlarında ferrit ve perlit için ayrı ayrı bulunan C eğrilerine ilişkin ipucu vermektedir. Ayrıca bu TTT eğrisinde yukarıda verilen düz kesik çizgi tamamlanmayan dönüşümü ifade etmektedir. Bu kesik çizgi belirli bir sıcaklıkta ne kadar beynit elde edilebileceğini sınırlayan günümüzde T_0 sıcaklığı olarak bilinen değerin grafiksel ifadesidir [110]. E. C. Bain’in gaz maskelerinin üretiminde kimya mühendisi olarak görev aldığı süreçten metalurjist olarak devam eden çalışmaları sayesinde günümüzde kullandığımız TTT diyagramları ve bunlardan oluşturulan CCT diyagramları kullanılmaya başlanmıştır. TTT diyagramları temel olarak zaman sıcaklık değişimine göre dönüşüm eğrilerini içermekte olup deney amaçlı kullanılmaktadır. CCT diyagramları ise dönüşüm sırasında zamana ve sıcaklığa bağlı olarak sürekli soğuma eğrilerini içermektedir. CCT diyagramları özellikle soğuma oranının kontrol kontrol edilmesi amacı ile kullanılmaktadır. TTT diyagramlarında sıcaklık sabit olup zaman değiştirilerek faz dönüşümleri takip edilmektedir. Fakat CCT diyagramlarında sıcaklık sürekli değişmekte olup sürekli soğumada faz dönüşümleri incelenebilmektedir. [111].



Resim 2.1. Davenport ve Bain'in beynit dönüşümü için oluşturdukları tarihteki ilk TTT eğrisi [109]

Düşük karbonlu TRIP çeliklerinin dilatometrik çalışmaları da çeşitli zorluklar içeriyordu. Klasik dilatometri uygulamalarında ısıtılma sırasında sıcaklığa bağlı meydana gelen uzunluk değişiklikleri grafiksel olarak kaydedilmektedir. Genel uygulamada TRIP çeliklerindeki kalıntı östenit sıcaklığın bir fonksiyonu olarak belirlemek için, ilk olarak dönüşümün meydana gelmediği sıcaklık bölgelerinden doğrusal genişleme davranışını tahmin etmek gerekmektedir. Sonrasında, çözünen östenit ile gözlemlenen uzunluk değişimi arasında bir orantı kurmak gerekmektedir. Bu metodun TRIP çeliklerine uygulanması bazı sorunlar yaratmaktadır. Çünkü alaşımdaki karbon elementi mevcut östenit ve oluşan ferrit fazı içinde dağılarak östenitin özgül hacmini arttırmaktadır. Buna ek olarak düşük karbonlu çeliklerin ısıtılma sürecinde beynitik dönüşüm uygulanmaktadır ve perlit oluşumu ferrit oluşumundan belirgin olarak farklı bir hacim etkisine sahiptir. Kop ve ekibi bu hususları değerlendirerek düşük karbonlu TRIP çelikleri için gerçekleştirdikleri çalışmada klasik dilatometrik yaklaşımları TRIP çeliklerine uygulandığında ferrit miktarı hesaplanırken %25'e kadar hata olduğunu raporlamışlardır. Bu iki etkiyi de değerlendirerek dilatometrik modelleme gerçekleştirmişlerdir [112]. Zhao ve ekibi de bu modellemeyi de faydalananarak Fe-0.16C-1.5Mn-0.4Si kimyasal bileşimindeki düşük karbonlu TRIP çeliğine A_{C1} sıcaklığı için dilatometrik çalışmaları gerçekleştirmişlerdir. Uzunluk değişiminin sıcaklığa ve zamana göre oluşturulmuş dilatometrik eğrileri Şekil 2.42'de verilmiştir [113]. Fakat bu çalışmalarda TTT ve CCT diyagramlarına herhangi bir geçiş yapılmamıştır.

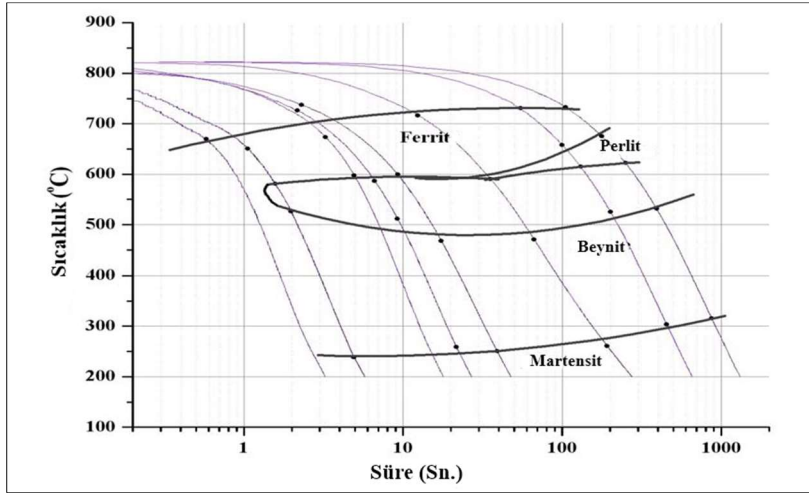


Şekil 2.42. Fe-0.16C-1.5Mn-0.4Si kimyasal bileşimindeki düşük karbonlu TRIP çeliğinin dilatometri eğrileri (a) süreye göre, (b) sıcaklığa göre [113]

Düşük karbonlu TRIP çeliğin Si içeriği yüksek olduğundan sıcak daldırma galvanizleme işlemi zor gerçekleştirilmektedir. Ayrıca, bileşimde silisyum yüzdesini azaltmak veya alüminyum ilavesi ya da silisyum elementini tamamen alüminyum ile değiştirmek, çelik şeritlerinin sıvı çinko banyosundaki ıslanabilirliğinin lehinedir. Silisyum, alüminyum ve fosfor elementleri, TRIP çeliklerinin interkritik tavlama sıcaklıkları üzerinde farklı etkiye sahiptir. Ek olarak bu çalışmada, %0,2'lik karbon kütle içeriği olan yüksek silisyumlu (Yüksek Si) TRIP çeliği için için A_{C1} sıcaklığı 700°C ve A_{C3} sıcaklığı 845°C bulunmuştur [114]. Fonstein ve ekibinin yüksek-Si TRIP ve yüksek Al-TRIP çelikler ile ilgili termodinamik veri tabanı TCFE5 kullanılarak ThermocalcTM yazılımı ile gerçekleştirdikleri detaylı çalışmada kullandıkları alaşımların kompozisyonu ve elde edilen kritik sıcaklık değerleri Çizelge 2.13'te verilmiştir. Çizelge 2.13'te görüldüğü üzere Fe-0.16C-1.5Mn-1.6Si bileşimli, yüksek Si-TRIP çeliğiyle ilgili dilatometrik çalışmalar sonucunda A_{C1} sıcaklığı 735°C ve A_{C3} sıcaklığı 915°C olarak hesaplanmıştır. 1.6 Si-TRIP alaşımının eş ısı tutma sırasındaki mikroyapı evrimini anlamak için dilatometrik verilerden elde edilen CCT diyagramı Şekil 2.43'te verilmiştir [93].

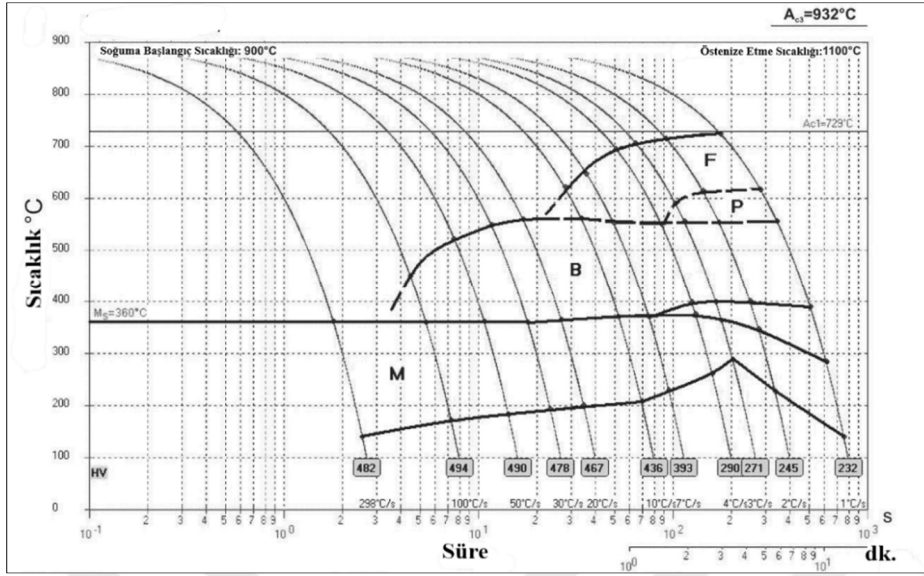
Çizelge 2.13. Farklı kompozisyonlardaki yüksek alüminyum ve yüksek silisyumlu TRIP çelikleri için dilatometrik çalışma sonucu elde edilen interkritik sıcaklıklar [93]

	% Ağırlıkça Kimyasal Kompozisyon (Elementler)				İnterkritik Sıcaklıklar ($^{\circ}\text{C}$)	
Çelik Kodu	C	Mn	Si	Al	A_{C1}	A_{C3}
1 Si	0,155	1,56	1,025	0,033	725	900
1,6 Si	0,161	1,69	1,610	0,043	735	915
1,25 Al	0,162	1,49	0,025	1,256	755	950



Şekil 2.43. 1.6 Si TRIP çeliğinin CCT Diyagramı [93]

Grajcar ve ekibi, geleneksel LC-TRIP çeliğine göre hem düşük oranda silisyum ve hem de alüminyum içeren kimyasal bileşimi % ağırlıkça 0.24% C, 1.55% Mn, 0.87% Si, 0.4% Al, 0.034% Nb ve 0.023% Ti, denge Fe olan alaşıma üzerinde dilatometrik çalışmalar gerçekleştirmiştir. Çalışmalarında dikkat çekici husus silisyum oranı düşürülüp alüminyum oranı artırılması ayrıca alaşıma niyobyum ve titanyum eklentisi olmuştur. Alüminyum oranının TRIP 780'e göre artmasının yanında niyobyum ve titanyum elementlerinin alaşıma eklenmesi ile A_{C3} sıcaklığı 932 °C, A_{C1} sıcaklığı 729 °C ve M_s sıcaklığı ise 360 °C olarak hesaplanmıştır. Al ve Si'nin düşük oranda beraber kullanılması sayesinde perlitik dönüşümün başlangıcı Şekil 2.44'te verilen CCT diyagramında görüldüğü üzere 70 saniyeden başlamaktadır. Ayrıca ferritik dönüşümün başlangıcından pearlitik dönüşümün başlangıcına kadar geçen süre yaklaşık 60 saniyeden fazladır [115]. Fonstein'ın TRIP800'e uygun olan şekil 2.43'de verilen CCT diyagramında perlit fazı yaklaşık 30. Saniyeden sonra başlamaktadır [93].



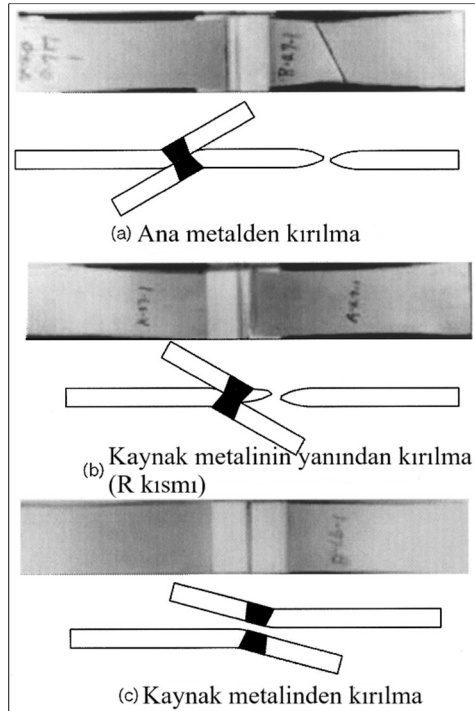
Şekil 2.44. 0.24% C, 1.55% Mn, 0.87% Si, 0.4% Al çeliği CCT diyagramı [115]

Fonsten tarafından kullanılan alaşım kimyasal bileşiminde içerdiği % ağırlıkça silisyum oranı, ısıl işleminde kullanılan rota ve nihai levha kalınlığı (1,6 mm) ile ticari olarak kullanılan TRIP800 çeliğine en uygun sonucu vermektedir. Ayrıca grafiğin başladığı sıcaklık olan 820 °C, bu çalışmadaki ısıl çiftlerden elde edilen pik sıcaklık değerlerini grafik üzerinde değerlendirmeyi kolaylaştırmaktadır [93]. Bu tez çalışmasında Şekil 2.43'te verilen Fonstein ve ekibi tarafından oluşturulan, 1.6-Si TRIP çeliğine ait CCT diyagramı kullanılmıştır.



3. TRIP ÇELİKLERİNİN KAYNAKLANABİLİRLİĞİ

Miyazaki ve Furusako çekme dayanımı 300MPa'dan 800MPa'a kadar olan dört farklı çelik alaşımlarında 2kW Nd-YAG lazer bindirme kaynağı uygulaması gerçekleştirmişlerdir. Şekil 3.1'de belirtildiği üzere çalışmalarındaki çekme kesme gerilimi deneylerinde numunelerde üç tipte kırılma meydana gelmiştir. Ana metal (BM), kaynak metal (WM) veya kaynak eklemine bitişik kısımda meydana gelen kırılma (R kısmı olarak adlandırılmıştır) şeklinde üç tip kırılma meydana gelmiştir. Çalışmalarındaki dikkat çekici husus kaynak bölgesi ile kırılma bölgesi uzunluğu arasındaki ilişkidir. Kaynak genişliği 2mm ve kaynak uzunluğu 50mm olduğu zaman dört alaşımda da kırılma ana metal veya R kısmından gerçekleşmiştir. Kaynak genişliği 0,85 mm ve kaynak uzunluğu 50 mm olduğunda en düşük çekme mukavemetine sahip olan çelik hariç (300 MPa) diğer bütün numuneler için kaynak metalinden kırılma gerçekleşmiştir. Miyazaki ve Furusako kaynak bölgesi genişliği ve uzunluğu ile ilgili kopmanın gerçekleşmesinin ilişkin değerlendirme yapmıştır [116]. Fakat çalışmalarında kullanılan ana malzemeye ilişkin detaylı bilgi paylaşmamıştır. TRIP etkisinin görülüp görülmediğine dair herhangi bir ifade mevcut değildir.



Şekil 3.1. Bindirme kaynağı birleştirmelerinde kırılma bölgeleri (a) Ana metal (BM), (b) kaynak eklemine bitişik kısımda meydana gelen kırılma (R kısmı), (c) kaynak metal (WM) [116]

Choi ve ekibinin TRIP800 çeliğinin şekillendirilebilirliğinin yükleme yoluna bağımlılığı üzerine yaptığı mikroyapı tabanlı modelleme çalışmasında mikroyapıdaki her bir faz için akma mukavemetini hesaplamışlardır. Ferrit, östenit, beynit ve martenzit fazlarının akma mukavemeti sırasıyla 425MPa, 570MPa, 500MPa ve 1700MPa olarak raporlanmıştır [117].

Savic ve ekibin TRIP 590 çeliği kullanarak yorulma üzerine yaptıkları çalışmada, hadde yönüne göre 0°, 45° ve 90° açılarında oluşturulan çekme numunelerinin sonucuna göre çekme mukavemetinin hadde yönünden bağımsız elde edildiği raporlanmıştır. Mekanik özelliklerin karşılaştırmalarının %95 güvenle *t* testlerinden elde edilen sonuçlara göre yapıldığı belirtilmiştir. Deforme edilen numunelerin elektron mikroskobu görüntülerinde inklüzyonlara da rastlandığı belirtilmiştir. Deformasyon yüzeyinde bulunan çok sayıda küçük mikro çukurcuk bulunduğu ifade edilmiştir. Bunun nedeni olarak malzemedeki inklüzyon-matris arayüzleri boyunca meydana gelen çatlak başlangıcı ile mikro çukurcuk birleşmesi neticesiyle gerçekleşen sünek kırılıma gerçekleştiği gösterilmiştir [118].

Yuan ve ekibi % ağırlıkça Fe–13.6 Cr–0.44 C kimyasal bileşimine sahip AISI 420 ferritik paslanmaz çelikte östenit geri kazanımı üzerine çalışmalar gerçekleştirmiştir. Kullandıkları alaşıma 400 °C’de 1 dakika süreyle temperleme yapıldığında 2 GPa kopma mukavemeti ve %14 uzama elde edildiği; yine 400 °C’de 30 dakika süreyle temperleme yapıldığında ise yaklaşık 1,75 GPa kopma mukavemeti ve %23 uzama elde edildiği raporlanmıştır. Temperleme işlemi ile östenit geri kazanımı sırasında alaşımdaki % ağırlıkça karbon oranı arttıkça östenitin kararlılığının artmakta olduğunu buna ek olarak yeterli temperleme süresi sağlandığında mikroyapıdaki östenit hacminin de arttığını belirtmişlerdir [119]. Su verilmiş alaşımdaki östenit miktarını çekme deneyinden önce %18,9 olarak hesaplamışlardır. Aynı numunede çekme deneyinden sonraki östenit miktarı %10,8 olarak hesaplanmıştır. 400 °C ’de 1 dakika süreyle temperleme yapılan numunede östenit miktarını çekme deneyinden önce %17,9 olarak, çekme deneyinden sonra ise östenit miktarı %1,7 olarak hesaplanmıştır. 400 °C’de 2 dakika süreyle temperleme yapılan numunede ise östenit miktarını çekme deneyinden önce %29,7 olarak, çekme deneyinden sonra ise östenit miktarı %2,7 olarak hesaplanmıştır. Temperleme süresi arttıkça çekme deneyi sırasında martensite dönüşen östenit miktarı dramatik olarak artmaktadır. Çekme mukavemetindeki bu artışın temperleme sonrası geri kazanılan östenitin deformasyon sırasında TRIP etkisiyle gerinim sertleştirmesine olumlu etki ederek sünekliği arttırmasıyla

ilişkili olduğu ifade edilmektedir. Ayrıca geri kazanımla elde edilen bu östenitin nano ölçekli topolojik incelemelerinde martenziti çevreleyen yumuşak bir bariyer şeklinde olduğu, hataları hareketsiz bırakarak çatlak oluşumuna olumsuz etki gösterdiği ifade edilmektedir [119].

Nayak ve ekibi, kimyasal kompozisyonu % ağırlıkça %0,19 C, %1,63 Mn, %1,62 Si ve %0,03 Al içeren TRIP 780 alaşımında M_s sıcaklığını 409°C olarak hesaplamıştır [195]. Bu hesaplamayı gerçekleştirirken Cheng ve ekibinin düşük karbonlu alaşımlar için oluşturduğu model kullanılmıştır. Kullanılan denklemde sapma $\pm 25^\circ\text{C}$ olarak belirtilmiştir. Oluşturulan eşitlik aşağıda Eş. 3.1’de verilmiştir [120].

$$M_s^\circ\text{C} = 525 - 350(C - 0.005) - 45\text{Mn} - 35\text{V}(\text{Nb} + \text{Zr} + \text{Ti}) - 30\text{Cr} - 20\text{Ni} - 16\text{Mo} - 8\text{W} - 5\text{Si} + 6\text{Co} + 15\text{Al} \quad (3.1)$$

Bu tez çalışmasında denklem 3.1 kullanılarak yapılan hesaplamada alaşımında M_s sıcaklığı $383,2^\circ\text{C}$ olarak hesaplanmıştır. Sapma değerleri de göz önüne alındığında bu tez çalışmasında kullanılan TRIP çeliği alaşımı için hesaplanan değer literatüre uyumludur [120-121].

3.1. Düşük Karbonlu TRIP Çeliklerinin Gaz Metal Ark Kaynağı

Snow ve Easterling AWS sertifikalı kaynak operatörü ile beraber, North American Specification for the Design of Cold-Formed Steel Structural Members AISI-2001 şartnamesine göre gerçekleştirdiklerini belirttikleri çalışmalarında, ark süresini değiştirerek $\frac{3}{4}$ inç (1,90 cm) ve $\frac{5}{8}$ inç (1,59 cm) çapında nokta direnç kaynağı uygulamaları gerçekleştirmişlerdir [122]. Çalışmalarında galvaniz kaplamalı ASTM A653 sınıf 33 kullanan Snow ve Easterling, ark süresininin kaynak kalitesindeki etkisini değerlendirmek için akım şiddeti, kaynaklı bölge miktarı ve plaka kalınlığı parametrelerinde değişiklikler yapmışlardır. Akım sabit iken plaka kalınlığı arttıkça kaynak ark süresinin artması gerektiğini; plaka kalınlığı sabit kaldığında ise daha kısa ark sürelerinde kaynak faaliyetinin tamamlandığını belirtmişlerdir. Penetrasyonun ark süresinden direkt etkilenmediğini uygun akım şiddetine bağlı olduğunu raporlamışlardır [122].

2016 yılındaki AISI şartnamesinde akma mukavemeti 448MPa'dan fazla olan ve plaka kalınlığı 2,54 mm'den az olan yüksek mukavemetli çelik alaşımlarında kaynak boğazında kopma sorunlarının olmadığı belirtilmiştir. Levha mukavemetine dayalı spesifikasyon hükümlerinin, 2,54 mm'den daha az kalınlığa sahip yüksek mukavemetli malzeme için geçerli olduğu ifade edilmiştir. Köşe kaynağı ve bindirme kaynağı uygulamaları için ise elektrot nominal mukavet değerleri ise 2,54mm'den kalın plakalar için ifade edilmiştir [123].

Soğuk şekillendirilmiş çelik yapı elemanları için oluşturulan AISI-2001 şartnamenin plaka kalınlıkları ve uygulanan malzemeler göz önüne alındığında otomotiv elemanları için uygulanması mümkün görünmemektedir. Otomotivde kullanılan nokta direnç kaynaklarıyla ilgili olarak başvurulabilecek kaynak olarak AWS D8.8M standardı yer almaktadır. Bu standartta ise nokta direnç kaynağı ya da bindirme kaynağı uygulamaları için mukavemete ilişkin herhangi bir değerlendirme yapılmamıştır. Kaynağın kalitesini ifade etmek için yapılacak metalografik numunelere ilişkin değerlendirmeler mevcuttur [124].

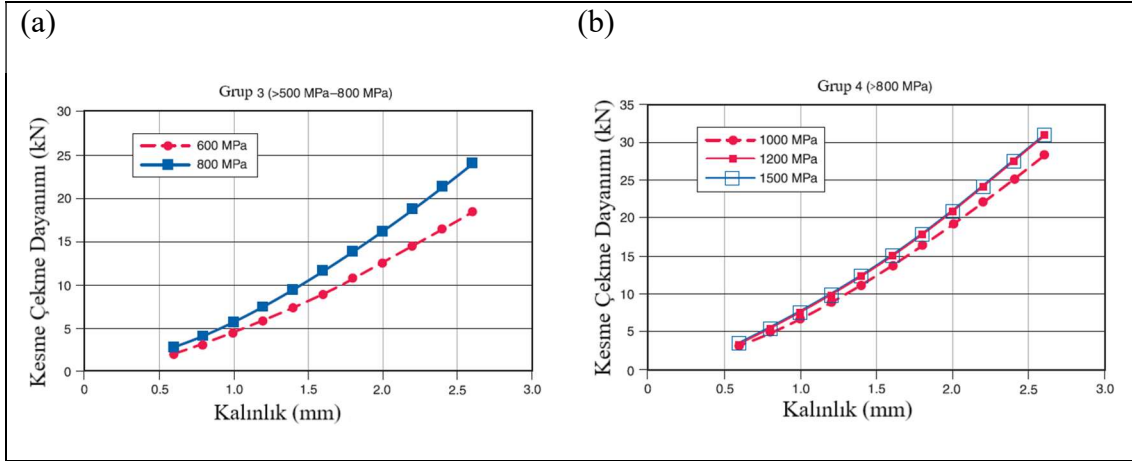
Otomotivde kullanılan nokta direnç kaynağı uygulamaları için AWS D8.1 M standardında madde 5.4.1'de minimum kesme gerilimi mukavemeti aşağıda verilen Eş. 3.2 ile plaka kalınlığına bağlı olarak hesaplanabilmektedir. AWS D8.1 M standardında ayrıca plaka kalınlığı ve ana malzeme çekme mukavemetine bağlı olarak temsili minimum kesme çekme dayanımı değerleri grafikleri mevcuttur. Ana malzemenin çekme mukavemetine göre oluşturulan bu grafikler dört gruba ayrılmıştır. 500 MPa ve 800 MPa arasında çekme mukavemeti olan plakalar grup 3; çekme mukavemeti 800 MPa'dan büyük olan plakalar grup 4 olarak ifade edilmektedir. Grup 3 ve grup 4 ana malzemeler için kesme çekme dayanımı plaka kalınlığı diyagramları Şekil 3.2'de verilmiştir [125].

$$ST = \frac{(-6,36 \times 10^{-7} x S^2 + 6,58 \times 10^{-4} x S + 1,674) x S x 4 x^{1,5}}{1000} \quad (3.2)$$

ST= Kesme gerilimi mukavemeti (kN)

S= Ana malzeme çekme mukavemeti (MPa)

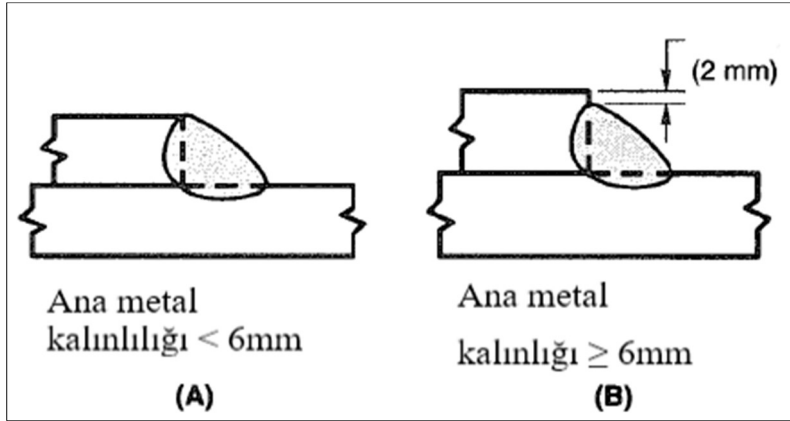
T= Malzeme kalınlığı (mm)



Şekil 3.2. AWS D8.1 M standardında yer alan ana malzeme çekme dayanımlarına göre kesme çekme dayanımı plaka kalınlığı diyagramları (a) Grup 3(>500MPa—800MPa), (b) Grup 4(>800MPa) [125]

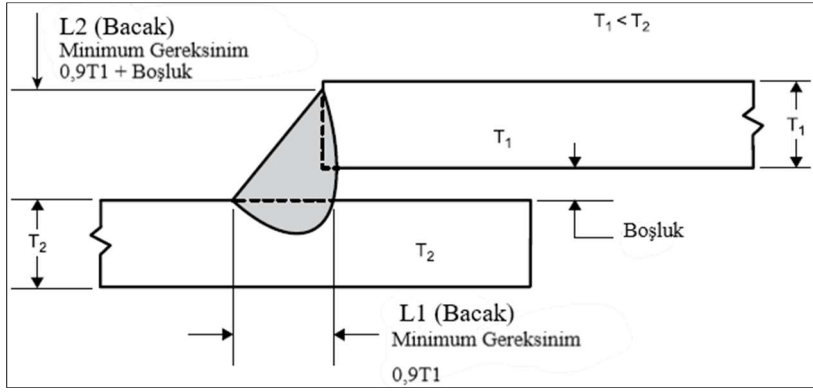
AWS D1.1 2000 standardı madde 2.4.7.2’de bir parçanın bağlandığı parçanın kenarının veya kenarının ötesine uzandığı çekme gerilimine maruz kalan parçalar arasındaki bindirme bağlantılarında, dolgu kaynakları, uzantının başlangıcından itibaren kaynağın boyutundan daha fazla olmaması gerektiği belirtilmiştir. Maksimum köşe dikişi boyutu kalınlığı 6mm’den az olan plakalar için ana malzeme kalınlığı kadar; kalınlığı 6mm’den fazla olan plakalar için ise aksi belirtilmedikçe ana malzeme kalınlığından 2mm kısa olacak şekilde belirtilmiştir. Şekil 3.3’te ana malzeme kalınlığına göre köşe dikişi boyutları şematik olarak gösterilmiştir [126].

AWS D1.1 2000 standardında tüp şeklinde olmayan yapılarda köşe dikişi uygulamalarında izin verilen bağlantı gerilimi, kesme kuvvetinin olduğu bölgede dolgu malzemesinin nominal çekme mukavemetinin %30’u kadar; kaynak eksenine paralel veya buna eşit olandan daha düşük gerilim veya basma olan bölgelerde ise ana malzeme mukaveti kadar olması gerektiği belirtilmiştir. Her iki durumda da kullanılan kaynak elektrotunun mukavemet seviyesinin ana malzemeye eş ya da daha düşük olması gerektiği de belirtilmiştir [126].

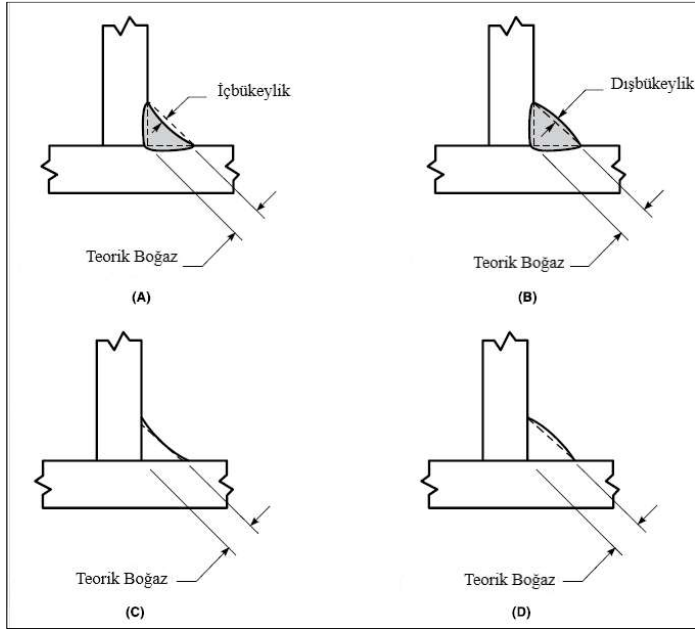


Şekil 3.3. AWS D1.1 Ana malzeme kalınlığına göre köşe dikişi boyutlarının şematik olarak gösterimi [126]

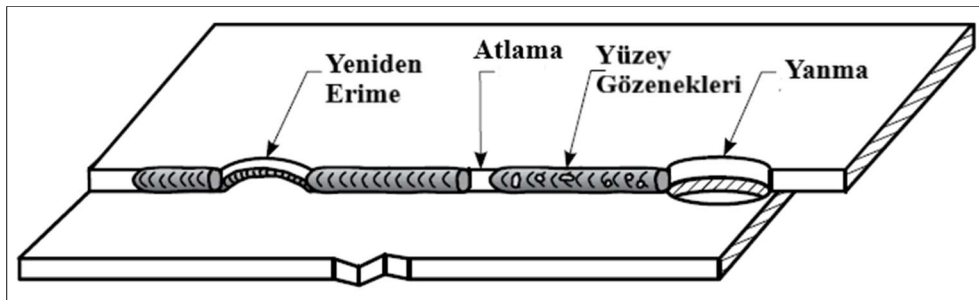
AWS D1.1’de bindirme kaynağı uygulamalarından genel olarak bahsedilse de otomotiv uygulamaları için detaylı uygulamalar AWS D8.8M’de yer almaktadır. AWS D8.8M’e göre bindirme kaynağı birleştirmelerindeki bacak miktarı farklı kalınlıkta plakalar kullanılması durumunda en az ince plaka kalınlığının %90’ına eşit olmalıdır. İki plaka arasında boşluk olması durumunda bacak miktarı plakalar arası boşluk kadar arttırılmalıdır. Teorik boğaz miktarı kalınlığı ise farklı kalınlıkta plakalar kullanılması durumunda ince plaka kalınlığının %60’ından az olmaması gerektiği yine AWS 8.8M’de belirtilmiştir. Şekil 3.4’te AWS D8.8M’de yer alan bindirme kaynağının şematik gösterimi ve Şekil 3.5’te ise yine AWS D8.8M standardına göre teorik boğaz miktarının iç bükey ve dış bükey kaynak dolgusuna göre şematik gösterimi yer almaktadır. AWS D8.8M’de bindirme kaynağında yaşanan olası kaynak süreksizlikleri de ifade edilmiştir. Bindirme kaynağı sırasında yeniden erime, atlama, yanma ve yüzey gözenekleri gibi kaynak hataları oluşabilmektedir. Yeniden erime hatası ana metalin kenardan geri eridiği, fakat kaynağın bir parçası olmadığı durumlarda oluşmaktadır. Bu hata sonucunda kaynak metali ile ana metal arasında boşluk oluşmaktadır. Atlama hatasında ise kaynaklanmayan kısımların kalması olarak standartta ifade edilmiştir. Bindirme kaynağı sırasında oluşan kaynak süreksizliklerine ilişkin örnekler Şekil 3.6’da gösterilmiştir [124].



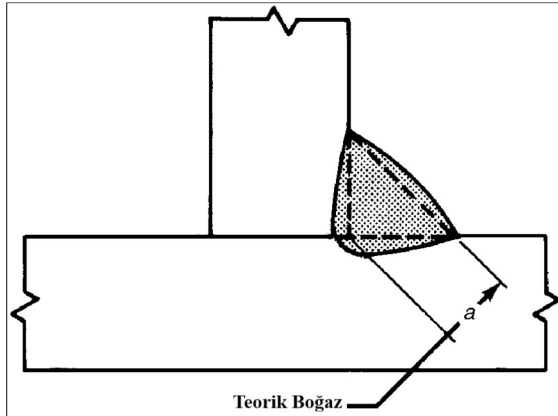
Şekil 3.4. AWS D8.8M’de yer alan bindirme kaynağının şematik gösterimi [124]



Şekil 3.5. AWS D8.8M’de yer alan teorik boğaz miktarının iç bükey ve dış bükey kaynak dolgusuna göre şematik gösterimi [124]



Şekil 3.6. Bindirme kaynağı sırasında oluşan kaynak süreksizliklerine ilişkin örneklerin şematik gösterimi [124].



Şekil 3.7. Köşe kaynaklarının kayma mukavemetinin belirlenmesinde kaynak boğazının şematik gösterimi [127]

Welding Handbook Volume 1’de (bölüm 6—Test Methods for Evaluating Welded Joints) enine ve boyuna kesme mukavemeti testleri değerlendirilirken, kaynak metalinin kayma mukavemeti ve kırığın yeri incelenmektedir. Şekil 3.7’de görüldüğü üzere kesme mukavemeti, yükün kesme alanına (etkili kaynak uzunluğu ile teorik boğazın çarpımı) bölünmesiyle hesaplanmaktadır. Tek taraflı bindirme kaynakları genellikle boyuna kesme ile değerlendirilirken, çift taraflı bindirme kaynakları test sırasında dönme ve eğilme gerilmelerini önlemek amacıyla enine kesme örneklerinde test edilmektedir. Eş. 3.3 kullanılarak köşe kaynaklarının kayma mukavemeti belirlenmektedir [127].

$$\tau = \frac{P}{L \times a} \quad (3.3)$$

Değerler:

τ = Kaynağın kesme mukavemeti, (N mm⁻²)

P = Yük, (N)

L = Kesme yüklemesine maruz kalan dolgu kaynağı toplam uzunluğu, (mm)

a = Teorik kaynak boğazı, (mm)

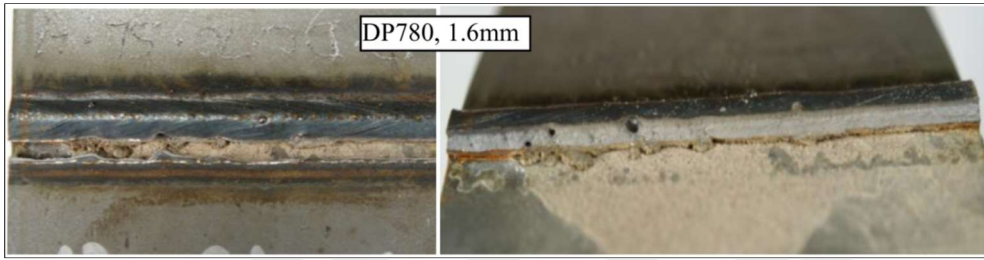
Joaquin ve Elliot ise soğuk haddelenmiş sıcak daldırma galvanizleme yapılmış 2,0mm kalınlığındaki DP 600 çeliklerinde ER70S-6 kaynak ilave teli ve %90 Argon, %10 CO₂’den oluşan koruyucu gaz kompozisyonu ile bindirme kaynağı çalışmaları gerçekleştirmişlerdir. Çalışmalarındaki iki plaka arasındaki boşluk miktarını 0,19mm ve 0,35 mm arasında değiştirmişlerdir. Optimum kaynak parametrelerinin belirlenemediğini en düşük ısı girdisinde ITAB’da %4, en yüksek ısı girdisinde ise %9 oranında ITAB’da

sertlikte düşüş yaşandığını raporlamışlardır. Artan ısı girdisine bağlı ITAB sertliğinin düştüğünü belirtmişlerdir [128].

ITAB'da ısı girdiyse meydana gelen değişim kaynaklı birleştirmelerde kalıntı gerilim durumunda da değişikliklere yol açmaktadır. Schmatz ve Zackay, Fe-Ni bazlı alaşımlarında TRIP çeliklerine uygulanan deformasyon sıcaklığının çok kısa tutulduğunda yeniden kristalleşmeye ve geri kazanıma müsaade etmeden yarı kararlı östenitteki kalıntı gerilimin martenzit dönüşümünden sonra elde edilen yapıdaki mekanik özellikleri arttırdığını belirtmişlerdir. Östenitin plastik deformasyonunun, martenzit plakalarında tane incelmeye neden olduğunu, bu nedenle de deforme olmuş östenitten oluşturulan martenzit tanelerinin kaymaya karşı direnci artırarak, daha yüksek mukavemetin elde edildiğini belirtmişlerdir [129].

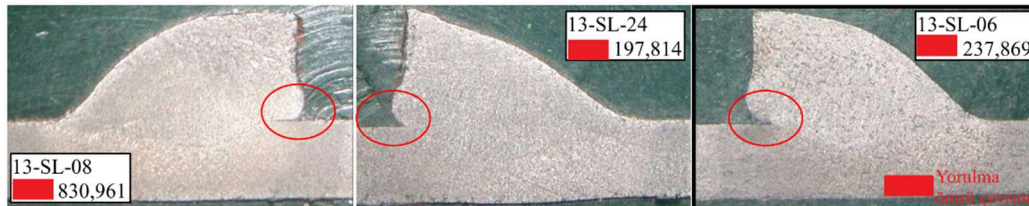
Bonnen ve ekibi otomotiv sektöründe kullanılan HSLA sınıfına dâhil farklı alaşımlar üzerinde GMAK metoduyla alın kaynağı ve bindirme kaynağı yapılmış numunelerde yorulmaya ilişkin çalışmalar gerçekleştirmiştir. Otomotiv endüstrisinde 1mm kalınlıktaki otomobil gövde plakalarından başlayarak 8mm kalınlığındaki ağır yük kamyon şaselerine kadar farklı plaka kalınlıkları kullanılmaktadır. Bonnen ve ekibi ağırlığı düşürmek ve yakıt tüketimini arttırmak için iki plaka kalınlığı üzerinde yoğunlaşıp 1,6mm ve 3,4mm kalınlığında plakalar seçmişlerdir. Çalışmalarında 1,6mm plaka kalınlığındaki DQSK-GA, DP590-GA, DP780-GI TRIP 780-GI çelikleri ve 3,4mm plaka kalınlığında SAE1008 HR240MPa, HSLA420HR, DP 600HR ve kaplamasız boron çeliği kullanılmıştır. Çalışmalarında yapılan pek çok farklı alaşım birleştirmelerinde TRIP 780 GI alaşımı iki taraflı bindirme kaynağı ve alın kaynağı ile birleştirilmiştir. Buna ek olarak TRIP780GI ve SAE 1008 alaşım çelikleri birbirine iki taraflı bindirme kaynağı ve alın kaynağı ile birleştirilmiştir. Şekil 3.8'de numune örneği verilen iki taraflı bindirme kaynağı yapılan 1,6 mm kalınlığındaki TRIP 780 GI plakalarında kaynak parametreleri, 120A amper, 116 mm/sn tel besleme ve 48 cm/dk kaynak ilerleme hızı olarak belirtilmiştir. Yine iki taraflı bindirme kaynağı yapılan 1,6 mm kalınlığındaki TRIP 780 GI ve 3,4 mm kalınlığındaki SAE1008 plakalarında kaynak parametreleri, 129A amper, 127 cm/sn tel besleme ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı olarak belirtilmiştir [130]. Bonnen ve ekibinin kaynak çalışmalarına ilişkin daha detaylı bilgiler ise İyengar'ın çalışmalarında yer almaktadır. 3,4 mm kalınlığında DP600 HR çift taraflı bindirme kaynağı numuneleri 21 volt, 159mm/sn tel

topuğundan veya kaynak boğaz kısmından olduğunu raporlamıştır. Şekil 3.9’da verilen 1,6mm kalınlıkta DP790 numunesinde görüldüğü üzere tek taraflı ince plaka bindirme kaynaklarında kırılma yüzeylerinde gözeneklerin görüldüğü de ayrıca raporlanmıştır [133]. Kang bir diğer çalışmasında da tek taraflı bindirme kaynağında S – N eğrilerinde yaşanan saçılmayı GMAK yöntemiyle bindirme kaynağının zorluğuyla ve plakalar arasındaki boşlukla ilişkilendirmiştir [134]. Bu çalışmalar HSLA çelikler için plaka kalınlığı ile yorulma performansı arasında ilişki kursa da kaynak parametrelerinin yorulma üzerindeki etkisini direkt olarak dile getirmemektedir.



Şekil 3.9. 1,6mm kalınlıkta DP780 alaşımı tek taraflı bindirme kaynağı kesme numunesinin kırılma sonrası görünümü [133]

Kang yorulma üzerine olan çalışmasında DP 790 alaşımında tek taraflı bindirme kaynağı numunelerinin kopma bölgelerini de değerlendirmiştir. Bindirme kaynağında farklı plakalar arası boşluklara sahip olan örneklerle 4,5kN yük uygulanmıştır. Sabit uygulanan yükte plakalar arası boşluk arttıkça burkulma momenti arttığından yorulma ömrünün azaldığı raporlanmıştır. Şekil 3.10’da 4,5 kN yük altında yorulma ömrü çevrimleri sırasıyla 830961, 197814 ve 237869 olan DP780 tek taraflı bindirme kaynağı numuneleri kaynak kesitleri çatlak başlangıç bölgeleri işaretlenerek verilmiştir. Kırılma yüzeylerindeki kaynak dip yarıçapları ve dolgu kaynakları ayakları farklılık gösterse de yorulma ömrü performansına asıl etki edenin plakalar arası mesafe olduğu belirtilmiştir [133].

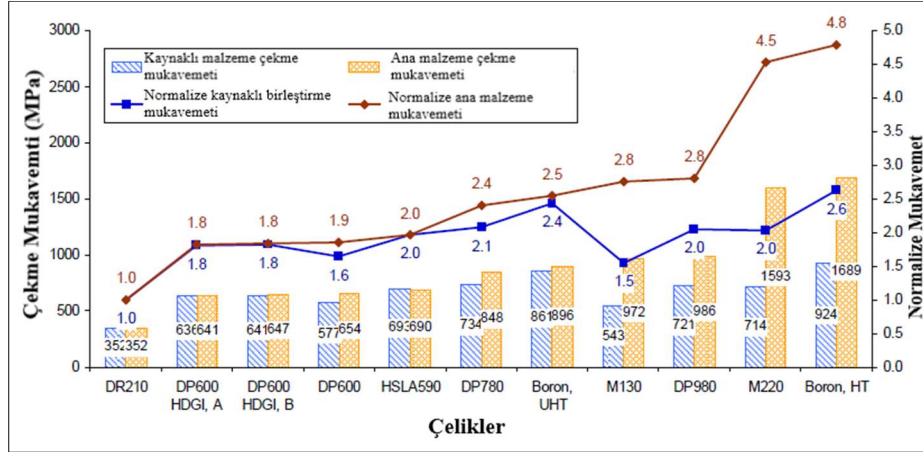


Şekil 3.10. 4,5 kN yük altında yorulma yorulma ömrü çevrimleri sırasıyla 830961, 197814 ve 237869 olan DP780 tek taraflı bindirme kaynağı numuneleri kaynak kesitleri [133]

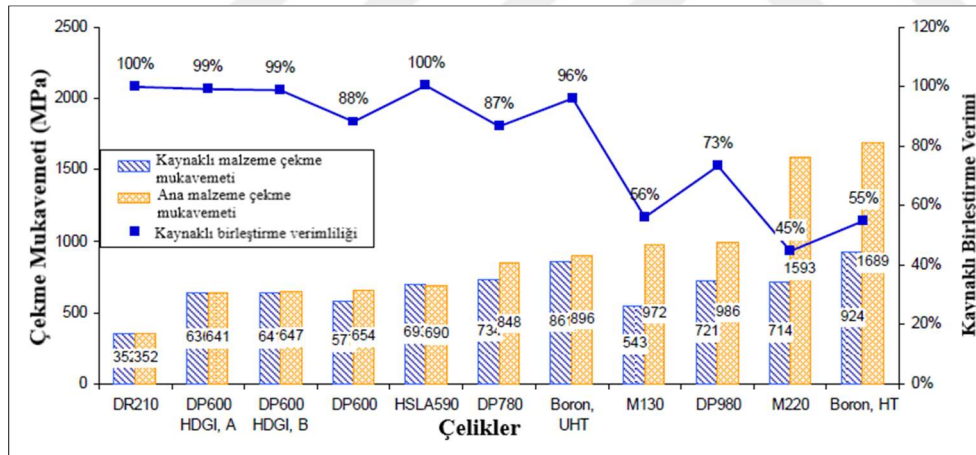
Feng ve ekibi otomotivde kullanılan DP, TRIP, HSLA çeliklerini içeren AHSS sınıfları ile yine otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan ER70-S3 kaynak dolgu teli ile GMAK yöntemi ile bindirme kaynağı çalışmaları gerçekleştirmişlerdir. Çalışmalarında belirttikleri üzere bütün kaynaklı parçalar kaynak metali haricindeki bölgelerden, ITAB veya ana malzemeden kırılma davranışı göstermiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mukavemetinin sadece kaynak metali mukavemetine değil kaynaklı bölgenin geometrisin kaynak metali ve ITAB üzerindeki kalıntı gerilim üzerinde de etkisini vurgulamışlardır. Yaptıkları çalışmada farklı malzemelerin aynı termal döngüden geçmesini sağlamak için malzeme kalınlığı (2,0 mm) ve ısı girdisi sabit tutulmuştur. Kaynak parametreleri 24V voltaj, 230 A akım, 127cm/dk kaynak ilerleme hızı şeklinde belirtilmiştir. Torç açısı, dip açısı ve çapı ise kaynak profilini dengeli yapacak şekilde ayarlanmıştır. Çalışmadaki 11 farklı çelik alaşımı için ölçülen ana malzeme çekme mukavemeti ve bindirme kaynağı mukavemet değerlerine göre oluşturulan grafik Şekil 3.11’de gösterilmiştir. Mavi çizgi ile gösterilen normalize eklem mukavemeti olarak adlandırılan değer ise kaynaklı malzemenin çekme mukavemetinin, ölçülen ana malzeme mukavemetine bölünmesiyle elde edilmiştir. Yumuşak çelik olarak ifade edilen DR210’da kaynağın çekme mukavemeti ana malzemeden daha fazla olduğundan ve kopma ana malzeme kısmından gerçekleştiğinden normalize kaynaklı birleştirme mukavemeti 1,0 olarak hesaplanmıştır. Kırmızı renkli çizgi ile gösterilen değer ise diğer 10 çelik alaşımının MPa cinsinden ana malzeme çekme mukavemeti değerinin DR210 alaşımın çekme mukavemetine bölünmesi ile elde edilen normalize ana malzeme mukavemeti değeridir [135].

Feng ve ekibinin çalışmasına göre Şekil 3.11 incelendiğinde, ana malzemenin çekme mukavemeti arttıkça kaynaklı malzemenin de çekme mukavemetinin arttığı görülmüştür. Aynı zamanda ana malzeme mukavemeti arttıkça kaynaklı malzemenin mukavemeti sabit kaldığı ve azaldığı durumlar da görülmektedir. Şekil 3.11’de mavi çizgi ile gösterilen normalize kaynaklı birleştirme mukavemeti eğrisinin M130 ve DP980 düştüğü sonra yine artışla eski değerini yakaladığı görülmektedir. Feng bunu GMAK işlemindeki termal döngü nedeniyle kaynaklı bölgedeki mikroyapısal değişimlerin ana malzemenin çekme mukavemetini olumlu şekilde arttıran etkilerin kaybedilmesi olarak yorumlamıştır Şekil 3.11’de ise mavi renkli çizgi ile bindirme kaynaklı malzemenin çekme mukavemetinin aynı ana malzemenin çekme mukavemetine oranlanarak elde edilen bindirme kaynağı birleştirme verimi eğrisi görülmektedir. Feng ve ekibi, Şekil 3.12’te kaynaklı birleştirme

eğrisindeki düşüşü ITAB'daki mikroyapısal değişikliklere ve bunun mikrosertlik ölçümlerine etkisiyle ifade etmiştir [135].



Şekil 3.11. Feng ve ekibinin çalışmasındaki bindirme kaynaklı plakaların ve ana Malzemenin çekme mukavemetinin karşılaştırılması, Mavi renkli çizgi – Normalize kaynaklı birleştirme mukavemeti eğrisi, DR210 çeliği temel alınarak yapılmıştır [135]

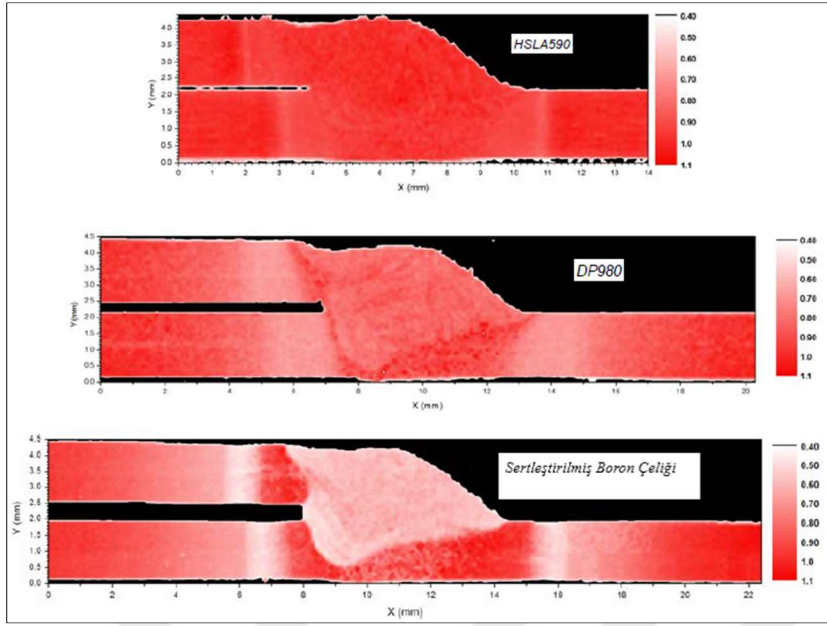


Şekil 3.12. Feng ve ekibinin 11 farklı AHSS sınıfı çelikte yaptığı bindirme kaynağı birleştirme verimi eğrisi [135]

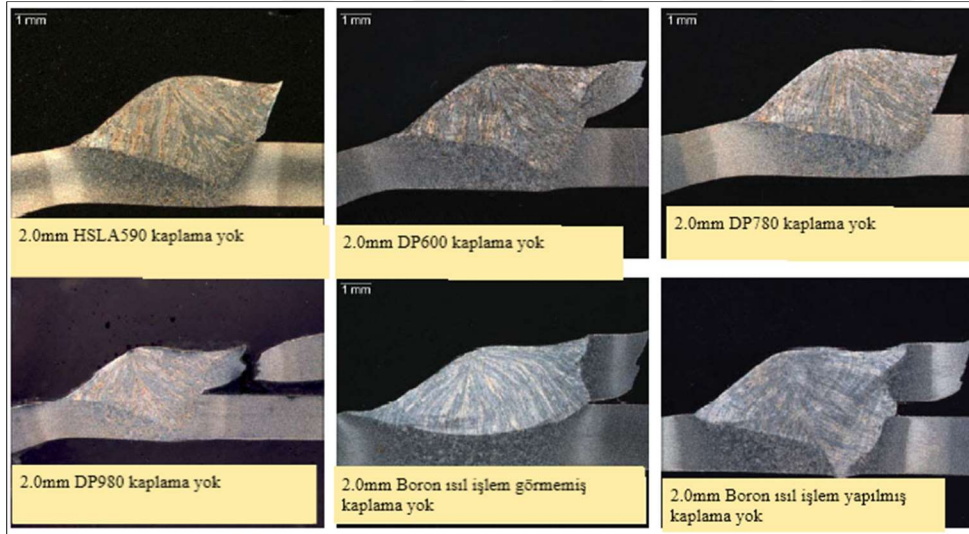
Feng ve ekibinin üstüne durduğu bir diğer konu ise ITAB'daki sertlik düşüşünün yaşanmasıdır. Feng ve ekibi ITAB'ın interkiritik bölgesindeki sertlik düşüşünü ana malzeme mikrosertliğine göre ifade edebilmek için normalize mikrosertlik haritaları oluşturmuşlardır. Haritadaki normalize 1,0 değeri ana malzeme sertlik değerini ifade etmektedir. Şekil 3.13'te HSLA 590, DP980 ve sertleştirilmiş boron çeliğinin ana malzemeye göre normalize edilmiş mikrosertlik haritaları verilmiştir. Haritalardaki kırmızı

rengin tonunun açılması mikrosertlik düşüşünü ifade etmektedir. AHSS sınıfına dâhil HSLA 590, DP980 ve sertleştirilmiş boron çeliği kullanılarak yapılan değerlendirmede, üç alaşımda en düşük ITAB sertlik düşüşü ana malzeme mukavemeti en düşük olan HSLA 590'da görüldüğü raporlanmıştır. Özellikle ana malzeme çekme mukavemeti yüksek olan boron çeliğinde ITAB'da interkritik bölgede %55 oranında mikrosertlikte düşüş yaşandığı ifade edilmiştir. Böylece ITAB'daki sertlik ana malzemenin sertliğinin yarısından az bir seviyeye gelmiştir. Boron çeliğinin yüksek sertleştirilebilirlik özelliğinden ötürü ergime sınırına yakın iri taneli ITAB'ın soğuyarak martenzite dönüşmüştür. Bu sayede kaynaktan sonra aslında martenzitik mikroyapıya sahip olan ana metalin sertlik seviyesine tekrar ulaşmıştır [135].

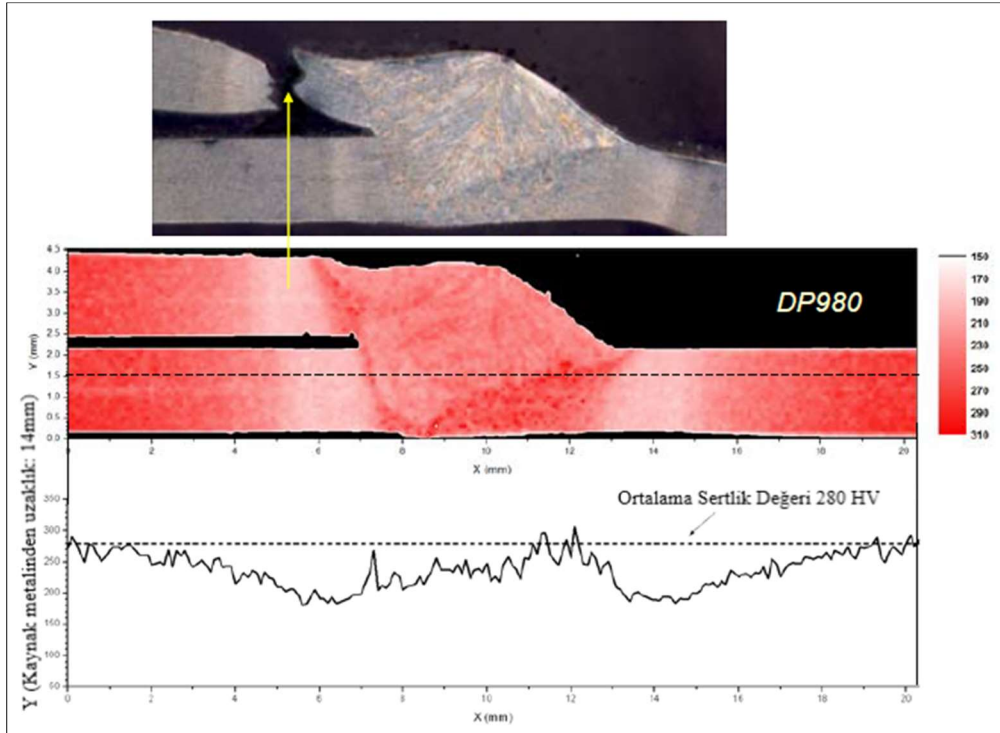
ITAB'da interkritik bölgedeki sertlik düşüşü malzemelerin çekme mukavemetini ve kopma yerlerini de etkilemektedir. Feng ve ekibinin raporlarına göre her biri 2,0 mm plaka kalınlığına sahip HSLA590, DP600, DP780, DP980, kaplanmamış boron çeliği ve ısıtılmış işlem görmüş kaplanmamış boron çeliğinde yaptığı değerlendirmeye göre ana malzeme mukavemeti arttıkça kopma noktası kaynak kökünden ITAB'ın interkritik bölgesinde yer alan sertlik düşüşünün gözlemlendiği bölgeye doğru kaydığı raporlanmıştır. Bindirme kaynağı birleştirme eğrilerindeki düşüşü de bununla ilişkilendirmiştir. Şekil 3.14'te 2,0 mm plaka kalınlığında HSLA590, DP600, DP780, DP980, kaplanmamış boron çeliği ve ısıtılmış işlem görmüş kaplanmamış boron çeliğinin statik çekme testi sırasında kopma yaşanan bölgelerin gösterildiği makro fotoğrafları bulunmaktadır. Şekil 3.15'te ise 2,0 mm plaka kalınlığına sahip DP980 çeliğinin ITAB sertlik düşüşüne bağlı kopma noktası verilmiştir. DP980'in ITAB'da sertlik düşüşünün yaşandığı bölgeden koptuğu açıkça gösterilmiştir. Feng ve ekibi tarafından ultra yüksek mukavemetli çeliklerin bindirme kaynağı birleştirme çekme mukavemetinin ana malzeme mukavemeti yerine ITAB'da sertlik düşüşü yaşanan bölge tarafından belirlendiği ifade edilmektedir [135].



Şekil 3.13. HSLA 590, DP980 ve sertleştirilmiş boron çeliğinin ana malzemeye göre normalize edilmiş mikrosertlik haritaları [135]



Şekil 3.14. 2,0mm plaka kalınlığında HSLA590, DP600, DP780, DP980, kaplanmamış boron çeliği ve ısıt işlem görmüş kaplanmamış boron çeliğinin statik çekme testi sırasında kopma yaşanan bölgelerin gösterildiği makro fotoğrafları [135]



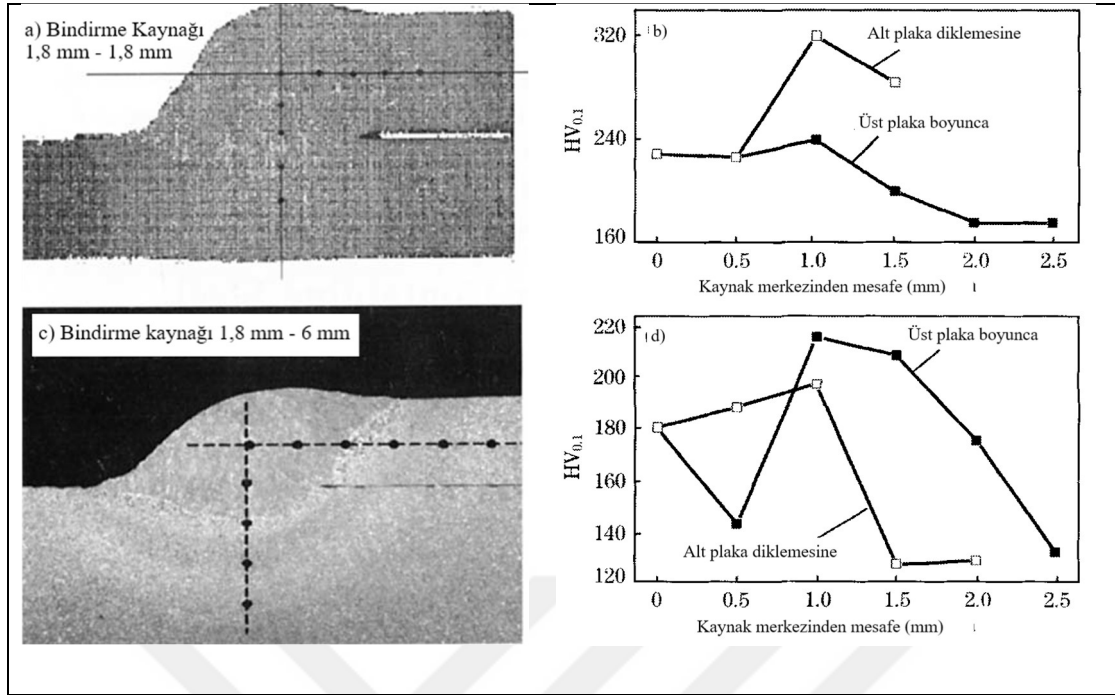
Şekil 3.15. DP980 çeliğinin ITAB sertlik düşüşü ile kopma noktasının ilişkisi [135]

Feng ve ekibi ER70-S3 kaynak ilave teli ile GMAK yöntemi ile bindirme kaynağı çalışmaları gerçekleştirdikleri otomotivde kullanılan DP, TRIP, HSLA çeliklerini içeren AHSS'lerde yorulma çatlağı ilerlemesi üzerine de çalışma gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada statik çekme testlerinin aksine çalışmalarında yer alan AHSS alaşımlarının yorulma çatlağı başlangıç noktaları kaynak dibi veya kaynak kökü olarak ifade edilmiştir. İnceledikleri alaşımlarda interkritik ITAB'da meydana gelen sertlik düşüşünün yorulma çatlağı başlangıcı ve çatlağın ilerlemesinde etkisi olmadığı belirtilmiştir. Bu çalışmada kritik husus kaynak ilerleme hızını endüstride uygun kabul edilen değer olan 127cm/dk yerine 102cm/dk'ya çektiklerinde yorulma ömrünün dramatik olarak arttığı ifade edilmiştir. Fakat bunun detayı ve kaynak sırasındaki termal döngünün detaylı etkisi değerlendirilmemiştir [136].

Zhang ve ekibi % ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,11 C, 1,67 Mn, 1,19 Si, 0,006 P, 0,013 S ve 0,038 Al şeklinde olan TRIP 600 çeliğinde alın kaynağı birleştirmesiyle GMAK çalışmaları gerçekleştirmişlerdir. Kullandıkları alaşımın interkritik tavlama sıcaklığının 800°C'de, beynitik tutma faaliyetinin ise 400°C sıcaklıkta yapıldığı belirtilmiştir. Plaka kalınlığı 6mm olarak belirtilen mikroyası TRIP çeliklerine uygun olarak ferrit, beynit ve kalıntı östenit içeren alaşımda, akma mukavemetinin 415MPa, çekme mukavemetinin 670MPa ve toplam

uzama değerinin ise %30 olduğu raporlanmıştır. GMAK işlemlerinde 1,2 mm çapında ve % ağırlıkça kimyasal bileşimi %0,08 C, %0,60 Mn, %1,13 Si, % 0,010 P ve %0,011 S şeklinde olan ER50-6 tip kaynak ilave teli 435MPa akma mukavemetine, 550MPa çekme mukavemetine ve %29 toplam uzama değerine sahip olduğu belirtilmiştir. Zhang ve ekibinin çalışmada kullanılan ER50-6 kaynak ilave teli 1,2mm kalınlığında ve koruyucu gaz olarak da %80 Argon ve %20 CO₂ kompozisyonundadır. Çalışmadaki bindirme kaynağı numuneleri için yapılan optimizasyon çalışmaları şu şekildedir. Çalışmadaki bir set numuneye her bir tarafına iki paso çekilmek suretiyle çift taraflı bindirme kaynağı numuneleri oluşturulmuştur. 1. Paso 20V, 220A; 2. Paso ise 21V, 240A, voltaj ve akım şiddeti ile kaynaklanmıştır. Her iki paso kaynakta da koruyucu gaz tüketimi 15 L/dk ve kaynak ilerleme hızı 40 cm/dk şeklindedir. Diğer bir numuneye tek pasodan 19V, 110 – 120A, 50 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip başka bir set daha hazırlanmıştır. Optimize edilmiş kaynak parametreleri olarak 19V voltaj, 110A akım şiddeti, 15 L/dk koruyucu gaz tüketimi ve 60 cm/dk kaynak ilerleme hızı belirtilmiştir [137].

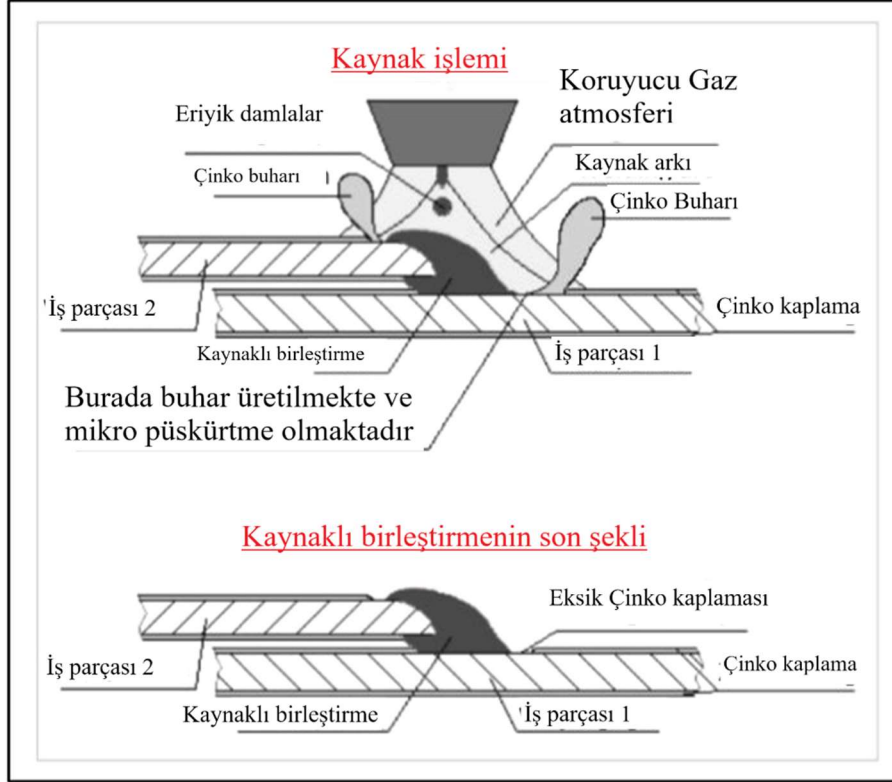
Zhang ve ekibinin yaptığı mikroyapı çalışması da farklılıklar göstermektedir. Çalışmalarında 1,8 mm'lik kalınlıkta plakalar bindirme kaynağı ile birleştirilmiştir. Bunun dışında farklı kalınlıkta olan plakaları da bindirme kaynağı ile birleştirmişlerdir. 1,8mm ve 6mm plaka kalınlıkta plakaları da birbirine bindirme kaynağı ile birleştirmişlerdir. Sertlik ölçümleri de farklı şekilde gerçekleşmiştir. Hem kaynak metalinden plaka boyunca yanal olarak hem de kaynak metalinden düşey yönde ölçümler gerçekleştirmişlerdir. Şekil 3.16'da Zhang ve ekibinin makro çalışmaları ve sertlik sonuçları verilmiştir. İki farklı kaynak durumunda da en düşük sertliğin ana malzemede olduğu belirtilmiştir. 1,8 mm'lik plakaların kaynağında yüksek soğuma hızı dikkate alındığında ITAB bölgesinin beynitik ve martenzitik olduğu belirtilmiştir. 1,8 mm ve 6 mm kalınlıkta plakanın kaynaklandığı durumda azalan soğuma hızına bağlı olarak ITAB'da ferritik ve perlitik mikroyapının görüldüğü belirtilmiştir [137].



Şekil 3.16. Farklı kalınlıktaki bindirme kaynak plakalarının makrosu ve sertlik ölçümü (a) 1,8mm'lik kalınlıkta plakalar bindirme kaynağı makrosu, (b) 1,8 mm'lik kalınlıkta plakaların sertlik ölçümü, (c) 1,8 mm ve 6 mm kalınlıkta plakaların bindirme kaynağı makrosu, (d) 1,8mm ve 6mm kalınlıkta plakaların sertlik ölçümü [137]

Özellikle otomotiv endüstrisinde kullanılan AHSS'lerin üzerinde geçici olarak korozyon dayanımını artırma amaçlı çinko veya alüminyum kaplama yer almaktadır. Poyongi ve ekibi TRIP çelikleri ve DP çelikleri başta olmak üzere 1. Nesil AHSS'lerde çinko ya da alüminyum kaplamanın kaynaklanabilirlik üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Çalışmalarında GMAK bindirme kaynağı uygulamalarında kaplamanın yakıldığını ve kaynak işlemi sonrası korozyon koruması için kaynak sonrası boyama gerekebileceğini belirtmişlerdir. Bunun önüne geçmek için ark brazing uygulamasını önermişlerdir. Fakat uygulamaya ilişkin detaylı bilgi vermemişlerdir. Şekil 3.17'de çinko kaplamanın buharlaşması şematik olarak gösterilmektedir. DP çelikleri üzerine yaptıkları çalışmada ise GMAK işleminde düşük ısı girdisi kullanarak ark kararlılığını arttırdıklarını, sıçramayı azalttıklarını, kaynak boşluğunu arttırabildiklerini, tamamlanmamış ergimeyi önlediği, erime hızı ve kaynak ilerleme hızını arttırabildiklerini ifade etmişlerdir. 1,5mm kalınlığındaki DP 600 çeliğinde 1,00mm çapındaki EMK6 kaynak ilave teli kullanılarak, %82 Ar + %18 CO₂ koruyucu atmosferde MicroMIG olarak ifade edilen kaynak yöntemiyle 400mm/dk kaynak ilerleme hızında 5m/dk tel sürme hızında, 50A akımda

başarılı sonuçlar elde ettiklerini belirtmişlerdir. Fakat kaynak çalışmalarının mukavemet değerleriyle ilgili herhangi bir bilgi verilmemiştir [138].

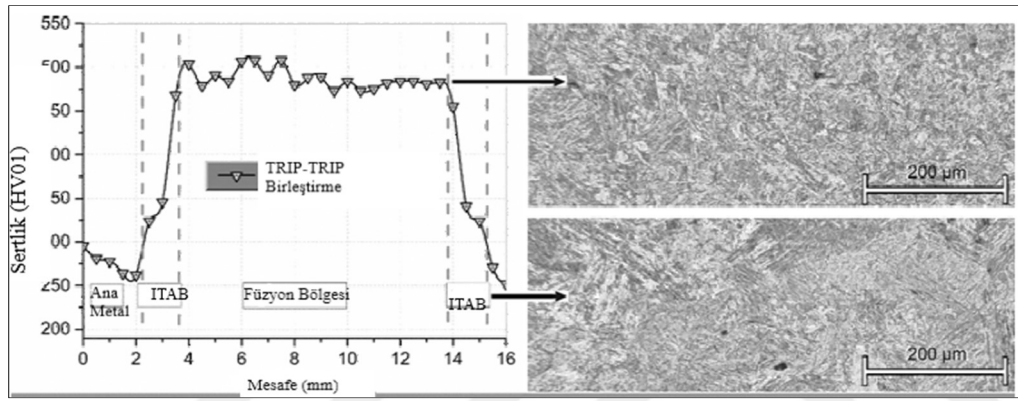


Şekil 3.17. Çinko kaplamanın buharlaşmasının şematik gösterimi [138]

3.2. Düşük Karbonlu TRIP Çeliklerinin TIG Kaynağı

Májlinger ve ekibi dolgu malzemesi kullanmadan (otojen) çinko kaplı HCT800T (1.0948) kodlu TRIP800 çeliği üzerinde TIG kaynağını robotize etme amaçlı çalışmalar gerçekleştirmiştir. Kullandıkları 1,5mm plaka kalınlığına sahip TRIP800 çeliğinin kimyasal bileşimini %0,27 C, %2,1 Mn, %1,52 Si, %0,25 Al ve %Fe (denge) şeklinde, akma mukavemetini 490 ± 14 MPa, çekme mukavemetini 795 ± 6 MPa, uzama miktarını $\%21 \pm 1$ olarak belirtmişlerdir. TRIP çeliği TIG alın kaynağı çalışmalarını 2,4mm çapında, WT20 tipi ($\sim\% 2$ ThO₂) tungsten elektrode, 30° eğim açısı ile argon koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirdiklerini beyan etmişlerdir. Alın TIG kaynağı birleştirme işlemi kaynak parametreleri, 35 A akım şiddeti, 8 cm/dk kaynak ilerleme hızı, 12 L/dk yüzden ve 8 L/dk kökten koruyucu gaz tüketimi şeklindedir. Kaynaklama işlemi neticesinde en yüksek sertlik değerinin ince martenzitik mikroyapıdaki ergime bölgesinde yaklaşık 500 HV0.1 olarak ölçüldüğü belirtilmiştir. ITAB bölgesinde daha kaba yapıli martenzit ve

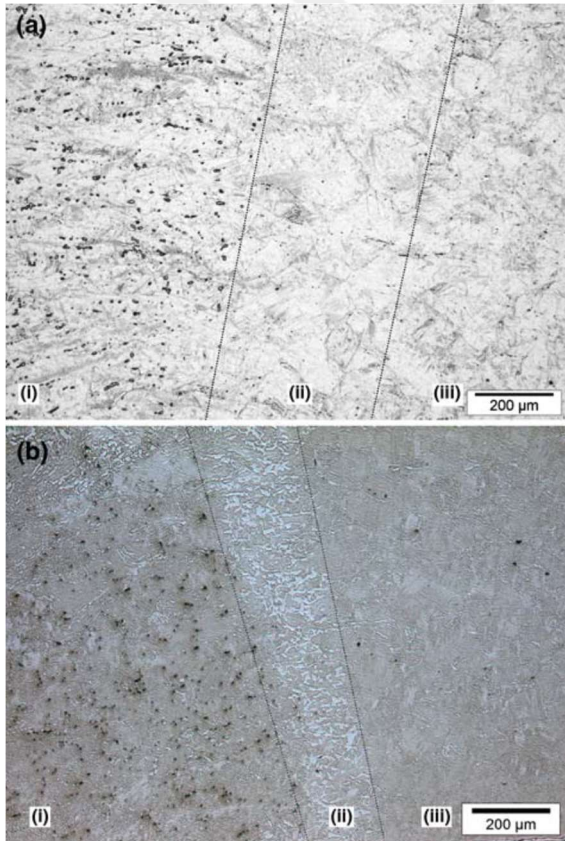
kalıntı östenit bulunduğu yapılan çekme testi sonucunda ise çekme mukavemetinin 762 ± 20 MPa ve uzamanın $8,16 \pm 1,37$ olduğu raporlanmıştır. Şekil 3.18’de Májlinger ve ekibinin TRIP800 çeliği için TIG kaynağı çalışmalarının sertlik ölçümleri, ergime bölgesi ve ITAB’daki mikroyapılar verilmiştir [139]. Ayrıca, Şekil 3.18’de alt kritik ITAB bölgesinde sertlikte azalma da görülmektedir. Fakat TRIP800 çeliğinin kopma yerleri ve kopma yüzeyleri hakkında herhangi bir bilgi verilmemiştir. Mevcut % uzama miktarı göz önüne alındığında Májlinger ve ekibinin çalışmasında kopmanın kaynak metalinden gerçekleştiği öngörülmektedir.



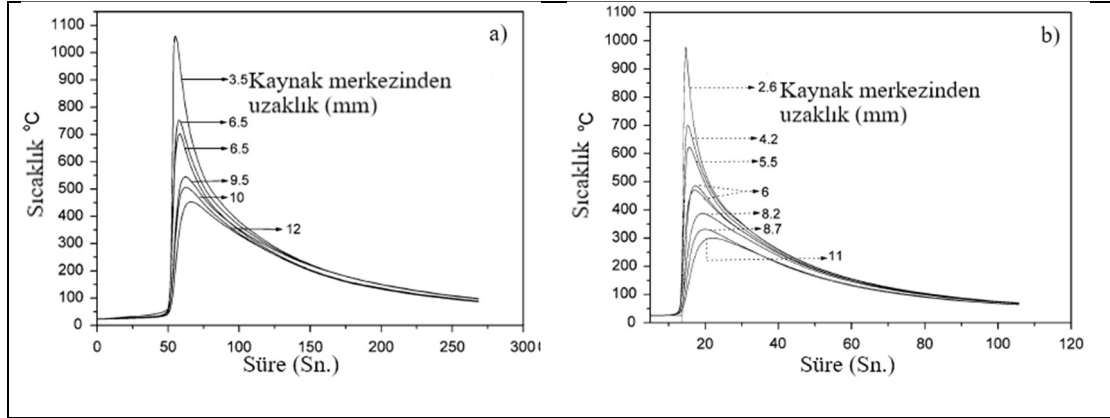
Şekil 3.18. Májlinger ve ekibinin TRIP800 çeliği için TIG kaynağı çalışmalarının sertlik ölçümleri, ergime bölgesi ve ITAB’daki mikroyapılar [139]

Amirthalingham ve ekibi, % ağırlıkça kimyasal bileşimi %0,19 C, %1,67 Mn, %1,47 Si, %0,21 Cr, %0,04 Al, %0,005 Si ve %0,080 P şeklinde olan yüksek silisyumlu TRIP çeliği olarak ifade edilen 3mm kalınlığındaki TRIP çeliği alaşımında TIG alın kaynağı çalışmaları gerçekleştirmişlerdir. Kullandıkları yüksek silisyumlu TRIP çeliği alaşımlarını otojen şekilde 2,4mm çapında tungsten elektrot ($\sim 2\%$ ThO₂), 30° eğim açısı, 145 A akım şiddeti, 10,7 V voltaj, 18cm/dk kaynak ilerleme hızı ve 10 L/dk saf argon koruyucu gazı tüketim oranlarıyla gerçekleştirmişlerdir. Benzer şekilde % ağırlıkça kimyasal bileşimi %0,19 C, %1,63 Mn, %0,35 Si, %0,019 Cr, %1,1 Al, %0,005 Si ve %0,089 P şeklinde olan yüksek alüminyumlu TRIP çeliği olarak ifade edilen 1,25mm kalınlığındaki TRIP çeliği alaşımında da TIG alın kaynağı çalışmaları gerçekleştirmişlerdir. Kullandıkları yüksek alüminyumlu TRIP çeliği alaşımlarını otojen şekilde 2,4 mm çapında tungsten elektrot ($\sim 2\%$ ThO₂), 30° eğim açısı, 65 A akım şiddeti, 10,7 V voltaj, 42 cm/dk kaynak ilerleme hızı ve 10 L/dk saf argon koruyucu gazı tüketim oranlarıyla gerçekleştirmişlerdir [140].

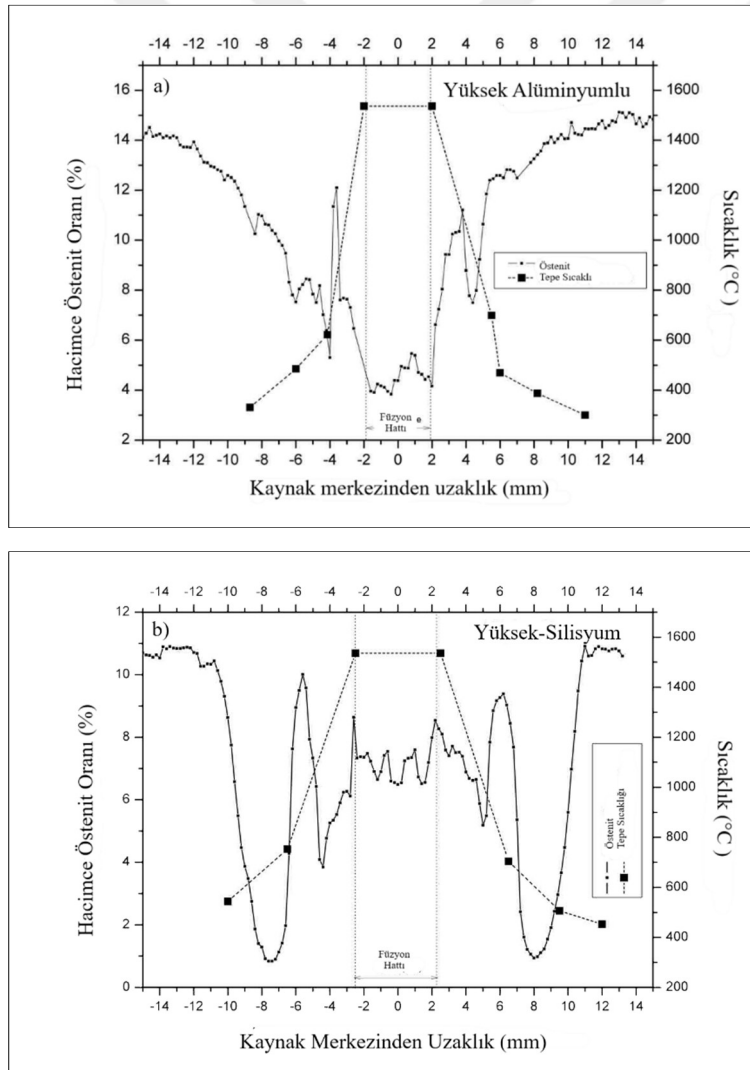
Şekil 3.19’da yüksek silisyum TRIP çeliğinde (a) ve yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinde (b) TIG kaynağı sonucu ergime bölgesi ve ITAB’dan elde edilen mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Yüksek alüminyumlu alaşımda ergime sınır çizgisi boyunca yumuşak allotriomorfik ferrit tanelerinden oluşan bölge görülmektedir. Mikroyapı çalışması sonucunda her iki TRIP çeliği alaşımındaki mikroyapı analizlerinde ergime bölgesinde ve ITAB’da tane sınırı Widmanstatten ferrit, beynit ve tane içi asiküler ferrit olduğu bunun yanında ergime bölgesinde tane sınırlarında çok sayıda inklüzyon bulunduğu raporlanmıştır. Inklüzyonlar koyu renkli noktalar şeklinde görülmektedir. Amirthalingham ayrıca şekil 3.20’de verildiği üzere, hem yüksek silisyumlu TRIP çeliğinin TIG kaynağı, hem de yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinin tıg kaynağı için kaynak ergime çizgisinden uzaklaşarak yapılan termal döngü çalışmasını gerçekleştirmiştir [140].



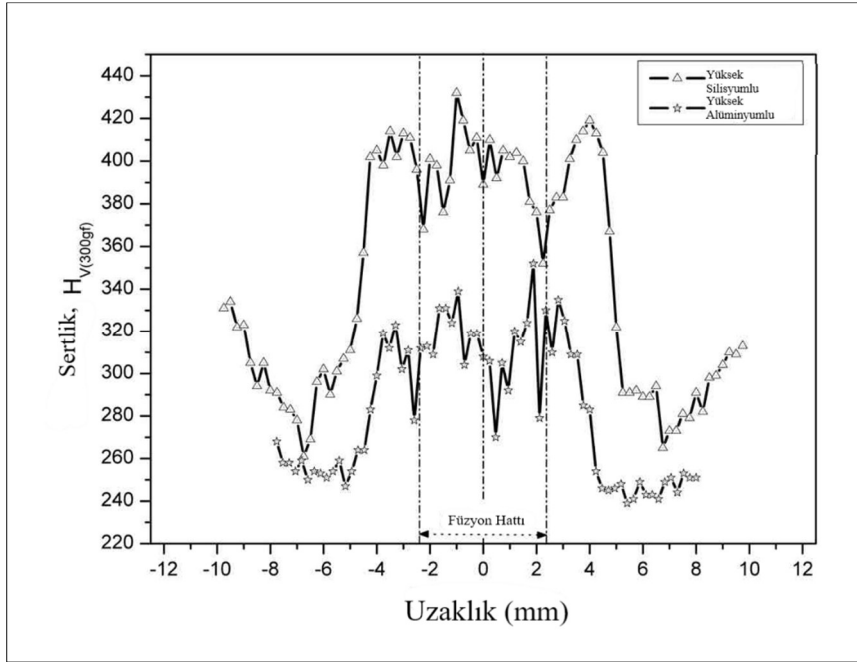
Şekil 3.19. TIG kaynağı birleştirmesi u ygulanen yüksek s ilisyum TRIP çeliğinde mikroyapı değerlendirmesi (a), (I) martenzitik mikroyapıda inklüzyon içeren ergime bölgesi, (II) iri taneli ITAB ve (III) İnce taneli ITAB’dan elde edilen mikroyapı görüntüsü ,yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinde (b), (I)yine inklüzyon içeren ergime bölgesi, (II)ferritik bölge içeren ergime çizgisi ve (III) tane sınırı ferriti içeren iri taneli ITAB’ dan elde edilen mikroyapı görüntüsü [140]



Şekil 3.20. Kaynak ergime çizgisinden uzaklaşarak yapılan termal döngü çalışması (a) Yüksek silisyumlu TRIP çeliğinin TIG kaynağı, (b) Yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinin TIG kaynağı [140]



Şekil 3.21. TRIP çeliğinin kaynak bölgesinde erişilen maksimum tepe sıcaklığına göre kalıntı östenit dağılımı, (a) Yüksek alüminyumlu, (b) Yüksek silisyumlu [141]



Şekil 3.22. Yüksek silisyumlu (Yüksek-Si) ve yüksek alüminyumlu (Yüksek-Al) TRIP çeliği alaşımlarındaki Kaynaklı bölgelerin mikrosertlik sertlik incelemeleri [141]

Şekil 3.21’de sırasıyla yüksek alüminyumlu (High-Al, *Yüksek-Al*) TRIP çeliğinin kaynak bölgesinde erişilen maksimum tepe sıcaklığına göre kalıntı östenit dağılımı ve yüksek silisyumlu (High-Si, *Yüksek-Si*) TRIP çeliğinin kaynak bölgesinde erişilen maksimum tepe sıcaklığına göre kalıntı östenit dağılımı verilmiştir. Amirthalingham’ın çalışmasındaki yüksek silisyumlu ve yüksek alüminyumlu TRIP çeliği alaşımlarındaki Kaynaklı bölgelerin mikrosertlik incelemeleri Şekil 3.22’te verilmiştir. Amirthalingham’ın çalışmasında 1,25 mm plaka kalınlığına sahip yüksek-Al TRIP çeliği kaynaklarında ergime sınırında en düşük kalıntı östenit miktarı elde edilmiştir. Bu da sertlik değerlerini de etkilemiştir. Mikroyapı analizlerinde de burada ferritik geçiş bölgesi olduğu belirtilmiştir. Şekil 3.22’de görüldüğü üzere en düşük sertlik değerleri de ferritik oluşumun bulunduğu bölgede görülmektedir. Bu husus alüminyumun ferriti kararlı hale getiren karakteristik özelliği ve yüksek-Si alaşıma göre düşük ısı girdisi ile ilişkilendirmektedir. Yüksek -Al alaışında ergime sınırından ana malzemeye doğru gittikçe kalıntı östeni miktarı artmaktadır. Bu alaışında, alüminyumun katılaşıp δ ferritteki yüksek çözünürlüğü ve alüminyumun ferritin kararlılığını arttıran bir alaışım elementi olmasıyla 280 HV_{0,3} ve daha düşük çıkan değerleri açıklamaktadır. Aynı zamanda katılaşıp yumuşak poligonal ferrit ergime sınırı boyunca ferritik bölge oluşturmuş ve martenzitik mikroyapıya sahip iri taneli ITAB ile heterojen bir yapı oluşturarak mikrosertlikte düşüş meydana geldiği ifade edilmiştir. 3 mm

plaka kalınlığına sahip olan yüksek -Si TRIP alaşımı kaynağında ise kaynak hattından 8 mm uzaklıkta ise kalıntı östenit en düşük seviyeye ulaşmaktadır. Bu bölgedeki maksimum sıcaklık 600 °C civarında olup bu alaşım için A_{c1} değerinin altındadır. Isınma sırasında A_{c1} sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara çıkıldıkça östenit fazı oluşmaya başlayacaktır. Amirthalingham yüksek-Si TRIP alaşımının A_{c1} sıcaklığını aşmadan ısıtıldığında kalıntı östenit kararlılığını kaybederek ferrit ve Sementit olarak çözüneceğini belirtmiştir. Fakat bu çözünme olayının yüksek-Al çelikte görünmediğini belirtmiştir. Bunun iki nedeni olduğunu açıklamıştır. Birincisi, A_{c1} sıcaklığının altına ısıtılan yüksek-Al TRIP çeliğindeki yüksek alüminyum oranının östenitin kararlılığını arttırdığı, ikincisi ise yüksek-Al TRIP çelikleri 1,25mm plaka kalınlığına, yüksek-Si TRIP çelikleri 3mm plaka kalınlığına sahip olduğundan, ince plakalı yüksek-Al TRIP alaşımında ısı dağılımı farklıdır [141]. Fakat plaka kalınlığı hususuna detaylı açıklama getirmemiştir. Yüksek-Si TRIP çeliğinde kaynaklı bölgede sertlik genel olarak düşük ısı girdisine bağlı olarak daha düşük bulunmuştur. Şekil 3.22’te görüldüğü üzere yüksek Si-TRIP çeliğinde kaynak hattından itibaren 7 mm ile 10 mm arası sertlikte yükseliş görülmektedir. Şekil 3.21’de görüldüğü üzere kalıntı östenit miktarı da bu bölgede azalmaktadır. Yüksek-Si TRIP alaşımlarda A_{c1} sıcaklığının altına ısıtıldığında kalıntı östenit çözünmektedir. Şekil 3.32’ye göre bu bölgedeki mikrosertlik 340 HV_{0,3}’ten 260 HV_{0,3}’e düşmektedir. Çift fazlı (DP) çeliklerle TRIP çeliklerinin ITAB bölgeleri karşılaştırıldığında, DP çeliklerinde martenzit bölge temperlenerek sertlik düşüşü meydana gelirken, TRIP çelikleri için martenzit oluşmamışsa, sertlik azalmasının östenitin çözünmesi nedeni olduğu belirtilmiştir [141].

Şekil 3.22’de görüldüğü üzere tepe sıcaklığın yeniden çekirdeklenme sıcaklığının üstüne çıkarılan bölgelerde yeni oluşan östenit tanelerinin hızlı soğuma nedeniyle martenzite dönüşmesi sonucunda mikrosertliğin arttığı raporlanmıştır. Yeniden çekirdeklenmeden sonra mevcut ısının da etkisiyle tane irileşmesi nedeniyle ergime sınırında sertlik düşüşünün de meydana geldiği belirtilmiştir [140-141].

Amirthalingham, yüksek silisyumlu ve yüksek alüminyumlu TRIP çeliği alaşımlarındaki inklüzyonların TRIP çeliklerinin kaplamasında bulunan okstiler nedeniyle gerçekleşmiş olabileceğini düşünmüştür. Asitle temizleme banyosu ve ardından ultrasonik titreşimle asetonda temizlik banyosu yaptırarak yüksek alüminyumlu TRIP çeliğinde TIG kaynağı çalışmaları gerçekleştirmiştir. Temizleme banyosu yapılmış plakaların ve oksit yüzeyi bulunan plakaların TIG kaynağının mikroyapısını incelediğinde benzer şekilde ve

dağılımda oksit inklüzyonlarının olduğunu raporlamıştır. Yüzeydeki oksitlerin kaynaklı bölgedeki inklüzyonlarının oluşmasında etkin rolü olmadığını ifade etmiştir [141].

TRIP 800 alaşımıyla GMAK ve TIG kaynağı hariç özellikle otomotiv endüstrisinin ihtiyaçlarını karşılamak amacıyla nokta direnç kaynağı, lazer kaynağı olmak üzere pek çok farklı kaynak yöntemiyle çalışmalar yapılmıştır.

Amirthalingam daha önce TIG kaynağı çalışmaları gerçekleştirdiği AHSS alaşımları için nokta direnç kaynağı çalışmaları da gerçekleştirmiştir. Nokta direnç kaynakları için yüksek alüminyumlu TRIP çeliklerindeki inklüzyonlarda en fazla alüminyum oksitlerin görüldüğünü raporlamıştır. Bunun yanında kaynak havuzundaki alüminyum paylaşılması sonucu ergime sınırı boyunca δ ferrit geçiş bölgesi görüldüğünü belirtmiştir. TIG kaynağı işlemlerinde ise ferritik geçiş bölgesinin, daha büyük kaynak havuzu ve daha uzun operasyon süresi nedeniyle nokta direnç kaynağına göre daha geniş olduğunu saptamıştır [142].

Emre ve Kaçar, TRIP800 çeliğnin pull out kopma modunda kaynak parametrelerinin üst ve alt sınırını belirlemek üzere çalışmalar gerçekleştirmiştir. En uygun mukavemet ve yüzey kalitesini tespit etmek üzere yapılan değerlendirmelerde elektrodun batma derinliğinin en kritik faktör olduğunu kabul edilebilir yüzey kalitesi elde etmek için elektrot batma derinliğinin malzemenin kalınlığının %30'unu aşmaması gerektiğini belirtmişlerdir [143].

Xia ve ekibi diyet lazer kaynağı uygulanan yüksek-Si TRIP çelikleri ve yüksek Al-TRIP çeliklerini karşılaştırdıkları bir çalışma gerçekleştirmiştir. Diyet lazer yöntemiyle kaynaklanmış yüksek-Al TRIP çeliklerinde ergime sınırında ferrit, beynitik ferrit, martenzit ve kalıntı östenit bulunduğu, yüksek-Si TRIP çeliklerinde ergime bölgesinin martenzit olduğu tespit edilmiştir. Yüksek-Si TRIP alaşımının ergime bölgesindeki yüksek martenzit sebebiyle yüksek-Al alaşıma göre kaynak bölgesindeki sünekliliğinin yarı yarıya düştüğü raporlanmıştır. Ayrıca diyet lazer kaynak işlemi yapılmış yüksek-Al TRIP çeliğinin kaynak bölgesinde kalıntı östenit bulunmasına rağmen deformasyon sırasında TRIP etkisinin gözlemlenmediği belirtilmiştir. Buna kalıntı östenitteki düşük karbon oranı sebep gösterilmektedir [120].

Medina ve ekibi tarafından TRIP780 alaşımı kullanılarak yapılan sürtünme karıştırma kaynağı uygulamasında ise sürtünme karıştırma kaynağı uygulanan bölgede kalıntı östenitin %11 – %15 arası değerlerde elde edildiği fakat yeniden kristalleşme sonrasındaki martenzit yapının mekanik özelliklerde düşüşe yol açtığı raporlanmıştır. Karıştırma bölgesi ve termomekanik olarak etkilenen bölgedeki mikroyapı ve sertlik analizlerinde martensitin etkisine bağlı yüksek değerler elde edildiği belirtilmiştir. Bindirme kesme çekme numunelerinde kesmeye bağlı çukurcuk oluşumları raporlanmıştır [144].

3.3. TRIP Çeliklerinin Gaz Altı Kaynağında Kaynak ilave teli ve Koruyucu Gazlar

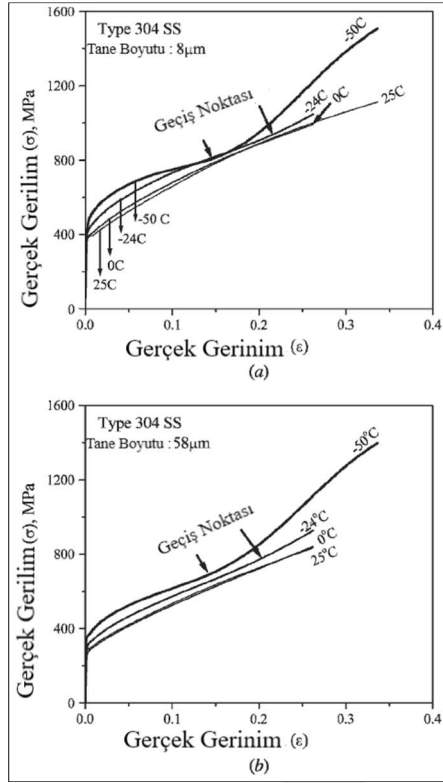
Kaynak çalışmaları GMAK ve TIG kaynakları için iki farklı yoldan yürütülmüştür. GMAK uygulamalarında optimum parametrelerde kaynak ilerleme hızı artırılırken TIG çalışmalarında kaynak parametreleri nispeten sabit tutularak yüzey işlemiyle kaynak ilerleme hızı arttırılmaya çalışılmıştır. GMAK uygulamasında malzemenin mevcut kompozisyonu doğrultusunda ESAB'ın OK Autrod 309LSi Ø 1,2 mm kodlu ER309LSi kaynak ilave teli kullanılmıştır. GMAK uygulamalarında koruyucu gaz karışımı kompozisyonu %82 Argon, %18 CO₂ şeklinde olan Linde Group'un CORGON 18 kodlu koruyucu gazı kullanılmıştır. Otojen gerçekleştirilen TIG kaynağı işlemlerinde ise saf argon gazı kullanılmıştır.

Bu tez çalışmasında kullanılan ESAB'ın OK Autrod 309LSi Ø 1,2 mm kodlu ER309LSi kaynak ilave teli ve AISI 304 sınıfı paslanmaz çeliğin birbirine benzer kimyasal kompozisyona sahiptir [146]. Wu ve ekibi farklı tane boyutlarında tavlanmış AISI 304 çelik plakaları yüzey mekanik yıpranma işlemi (SMAT) ile bir araya getirerek kaba ve ince taneli mikroyapının bir arada bulunduğu kompozit yapılı plakalar elde etmiştir. Çalışmalarında uygulanan deformasyonun ilk aşamalarında $\gamma - \alpha'$ dönüşümü gerçekleşirken, ince taneli dış katmanda basma çekme gerilimleri nedeniyle TRIP etkisinin daha yüksek gerinim değerlerinde gerçekleştiği belirtilmiştir. Bu yapılarda kullanılan AISI 304 çeliğinin % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu %0,04 C, %0,49 Si, %1,65 Mn, %7,8 Ni, %16,8 Cr, %0,37 Mo ve Fe (denge) biçimindedir [148].

Yüksek alaşımlı TRIP çeliği sınıfına üye olan ve tam östenitik matrise sahip AISI 304 sınıfı çeliğin TRIP 1000 sınıfı çeliğe göre daha çok enerji sönümlendiği ve ekme deneyinde boyun bölgesindeki östenitin %60 oranında martenzite dönüştüğü raporlanmıştır [147].

AISI 304 çeliğinde deformasyon etkili faz dönüşümleri üzerine De Amar ve ekibinin yaptığı çalışmada farklı tane boyutundaki östenit (γ) matrisin farklı sıcaklıklarda hegzagonal sıkı paket martenzite (ϵ) veya HMT martenzit (α') yapıya dönüşümü incelenmiştir. Şekil 3.24'te görüldüğü üzere ortam sıcaklığında (25°C) yapılan çalışmalarda $8\ \mu\text{m}$ ve $58\ \mu\text{m}$ tane boyutlarındaki östenit tanelerinin -50°C ile 25°C arasındaki gerçek gerilim ve gerçek gerinim değerleri verilmiştir. Ortam sıcaklığındaki deformasyon karakteristiği incelendiğinde ince taneli östenitin daha yüksek mukavemet ve daha yüksek gerinim değerlerine sahip olduğu Şekil 3.24'te belirtilmiştir [149].

Ashby'nin tane sınırları ve tane içerisindeki ortalama dislokasyon yoğunluğunu dikkate alarak oluşturduğu modele göre tane sınırlarındaki dislokasyon yoğunluğu ortalama kayma mesafesi ile ters orantılıdır. Tane büyüklüğünde bir azalma meydana geldiğinde kayma uzunluğu azalır ve dolayısıyla dislokasyon yoğunluğu artar. Polikristal malzemede yüksek gerinimlerde tane sınırlarındaki dislokasyon yoğunluğu değişimi en düşük seviyededir. Tane içerisindeki ortalama dislokasyon yoğunluğunu gerinime bağlı olarak tane boyutu küçüldükçe artmaktadır [150]. Ashby'nin modeli dikkate alındığında ince taneli östenitte tane içindeki dislokasyon yoğunluğu arttıkça kesme bantlarının birbiriyle etkileşiminin olasılığı artacaktır ve HMT martenzit (α') çekirdeklenmesine sebep olmaktadır. Kaba taneli östenitik yapılarda ise tane boyutu arttıkça istifleme hatası enerjisinin arttığı ve TRIP etkisinin baskın olmadığı ifade edilmiştir [149].



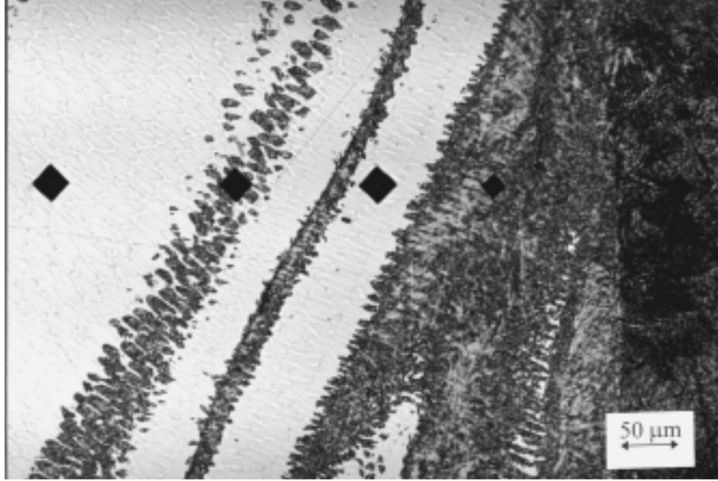
Şekil 3.23. Farklı boyutlardaki östenit tanelerinin -50°C ile 25°C arasındaki gerçek gerilim ve gerçek gerinim değerleri (a) 8 μm tane boyutu ve (b) 58 μm tane boyutu [149]

Kaynak elektrot teli seçerken bir diğer husus da buharlaşma ve cüruflla kaybolacak elementleri yerine koymaktır. Kaynaklı bölgedeki TRIP etkisinin de korunması bu anlamda önem kazanmaktadır. De Cook ve ekibi LC TRIP çeliğinde kalıntı östenitin kararlılığı için büyük önem taşıyan silisyum ve alüminyum elementlerini azalttıkları bir alaşımda TRIP etkisini incelemişlerdir. Alaşımın kimyasal bileşimi % ağırlıkça 0,20 C, 1,1 Mn, 0,34 Si, 0,010 P, 0,011 S, 0,011 Cr, 0,036 Al ve 0,018 Cu şeklindedir. Alaşım bu haliyle ticari olarak kullanılan CMnSi veya CMnSiAl tipi alaşımların hiçbirine uymamaktadır. Çalışmada, LC TRIP çelikleri için mevcut ısıtım uygulanmıştır ve TRIP etkisini gözlemlediklerini belirtmişlerdir. Bu alaşımın interkrik tavlamasını 740°C 'de gerçekleştirmişlerdir. Beynitik tutma ise 375°C ve 300°C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta 200 Sn. süreyle gerçekleştirilmiştir. XRD ölçümlerinde belirtildiği üzere kalıntı östenit miktarı 375°C beynitik tutma süresi için %4,6 ve 300°C beynitik tutma süresi için %4,0 olarak belirtilmiştir. Alüminyum ve silisyum elementleri azaltıldığında mikroyapıdaki kalıntı östenit miktarının normal değer neredeyse yarısına indiği raporlanmıştır [151].

Wesley kâğıt hamuru ve kâğıt endüstrisinde kullanılan digester cihazlarında korozyonu önlemek için yapılan kaplamaları incelediği çalışmada ER309LSi kaynak ilave teli için katılaşma çekmesi çatlak oluşumunu değerlendirmiştir. A516-Grade 70 karbon çeliğinin ER309LSi kaynak ilave teli ile GMAK yöntemiyle birleştirildiğinde kaynak metalindeki ferrit oluşumunun olumsuz etkilendiğini ve bunun da katılaşma çekmesi çatlak ihtimalini arttırdığını belirtmiştir. Buna sebep olarak da tıkalı gaz hortumu, gaz akışı süreksizliği gibi koruyucu gaz atmosferinde meydana gelen kusurların kaynak havuzunda azot miktarını arttırdığını ve kaynak metalindeki ferritik mikroyapı oluşumunun azaldığını belirtmiştir. Fakat kaynak işlemindeki koruyucu gaz üzerine değerlendirme yapılmamıştır [152].

Ohta ve ekibi, %80 Argon ve %20 CO₂ kompozisyonunda korucu gaz kullanarak alın kaynağı yöntemiyle birleştirilmiş martenzitik matrisli paslanmaz çelikler üzerinde yorulma çatlak üzerine çalışmalar gerçekleştirmiştir. Kaynaklı bölgeler için yorulma çatlak büyüme hızındaki artış ve düşük yorulma eşiği, yorulma çatlaklarını tamamen açık hale getiren çekme kalıntı gerilimleri nedeniyle kaynaklanmaktadır. %80 Argon ve %20 CO₂ gaz kompozisyonuyla kaynaklanmış numunelerde yorulma çatlak kritik bölgesinin yakınında basma kalıntı gerilimleri ise, yorgunluk çatlak büyüme özelliklerine olumlu katkı sağlamaktadır [145].

Rowe ve Nelson'ın çalışmasında A36, ER308, ER309LSi, ERNiCr-3 elektrodları kullanılarak GMAK birleştirmesinde ergime sınırı boyunca hidrojen kaynaklı çatlama durumu incelenmiştir. ER309LSi kaynak ilave teli kullanılan GMAK çalışmalarda Argon ve hidrojen gazı Ar-6%H₂ koruyucu gaz kompozisyonu olarak kullanıldığında kaynakta çatlakların görüldüğü fakat saf argon gazı kullanıldığında çatlak gözlemlenmediği raporlanmıştır. ER309LSi kaynak ilave teli için kaynak metalinde östenitik matris içinde martenzit oluşmasının mümkün olduğu belirtilmiştir. Östenit, martenzit ve ferritin olduğu durumlar da gerçekleşmektedir. Fakat Ar-6%H₂ koruyucu gaz kompozisyonu kullanılan durumlarda ısı girdisi düştükçe kaynak metalinde çatlakların görüldüğü raporlanmıştır. Bu çatlakların nedeninin hidrojen kaynaklı olduğu belirtilmiştir. Şekil 3.25'te Rowe ve Nelson'ın ER309LSi ile gerçekleştirdiği çalışmada elde ettikleri ergime sınırı yakınındaki östenit matris içinde martenzit bantlarının karışım bölgesi gösterilmiştir. Isı girdisi azaldıkça martenzit bantlarının sıklaştığı belirtilmiştir [153].



Şekil 3.24. Ergime sınırı yakınındaki östenit matris içindeki martenzit bantlarının karışım bölgesi [153]

Rowe ve Nelson tek paso geçiş kaynak çalışmalarında Ar-6%H₂ koruyucu gaz kompozisyonu ile 225A ve 13,5V; saf argon koruyucu gaz ile 275A ve 12,5V kaynak parametrelerinde çalışmıştır. Şekil 3.25'te görülen açık renkli östenit koyu renkli bölgelerin ise martenzit bantları olduğunu belirtmiştir. Kaynak metalindeki östenitik bölgelerde sertliğin 239 HV1, martenzitik bölgelerde ise sertliğin 431 HV1'e kadar çıktığı belirtilmiştir. Rowe ve Nelson'ın çalışmasındaki dikkat çekici bir husus da Ar-6%H₂ koruyucu gaz kompozisyonu kullanıldığında çatlama her zaman ergime sınırına bitişik sert, martenzitik bölgelerde gerçekleşmiştir [153].

Östenitik paslanmaz çelik 304 alaşımında γ matris içinde vermiküler δ yapıların katılma çatlağına karşı malzemeye direnç kazandırdığı belirtilmiştir [154]. ER309LSi kullanılarak A516 Gr 70 karbon çeliği üzerine yapılan tek paso geleneksel GMAK kaplama uygulamalarında primer ve vermiküler δ yapıların γ matris içinde gözlemlendiği raporlanmıştır. Yine aynı çalışmada ER309LSi ve ER308LSi beraber kullanılarak yapılan ark kaynağı uygulamalarında da vermiküler ferrit miktarında artış gözlemlendiği belirtilmiştir [155].

EN 1.4003 tip paslanmaz çelikten % ağırlıkça karbon oranı düşürülerek oluşturulan ferritik martenzitik mikro yapıli alaşımda ER309LSi kaynak ilave teli kullanılarak yapılan çalışmalarda, ER309LSi ile sorunsuz kaynak operasyonunun gerçekleştirildiği belirtilmiştir. ITAB bölgesindeki sertliğin 300 HV5 civarında olduğu belirtilmiştir. Fakat

artan ısı girdisi ile Yüksek sıcaklık ITAB bölgesinde tane irileşmesine bağlı olara kırılma tokluğunun olumsuz etkilendiği gözlemlenmiştir [156].

Kaynak metalinin ana malzeme ile karışınca yarı kararlı östenitik çelik gibi davranması başta olmak üzere yukarıda belirtilen bütün hususlar da göz önüne alınarak ER309LSi kaynak ilave teli bu çalışmada gaz metal ark kaynağı uygulamalarında kullanılmıştır.

Kaynak metalinde meydana gelebilecek hidrojen kaynaklı çatlakların oluşumunu engellemek amacıyla ER309LSi teli ile beraber LindeGroup'a ait koruyucu gaz karışımı kompozisyonu 82%Argon, 18% CO₂ şeklinde olan Linde Group'a ait CORGON 18 kodlu koruyucu gaz bu tez çalışmasında kullanılmıştır. Üreticinin broşüründe ve yapılan çalışmalarda belirttiği üzere hem daldırma hem de spreyci uygulamalarında kullanılan bu gaz karışımının iyi penetrasyon sağlayarak kaynak hatalarını azalttığı ifade edilmiştir [153] [157]. Bileşimindeki yüksek CO₂ ile nem, yağ gibi çeşitli unsurlardan kaynaklanan yüzey kirliliğinin etkisini en düşük seviyeye getirerek kaynak öncesi temizliği ve genel maliyeti düşürdüğü de ayrıca belirtilmiştir [157].



4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu tez çalışmasında, endüstriyel kullanımı gün geçtikçe artan TRIP çeliklerinin gaz metal ark ve TIG Kaynağı ile kaynaklanabilirliği ve kaynak sırasındaki termal döngünün birleştirme özelliklerine etkisi çalışılmıştır. Bu amaçla Çizelge 4.1’de verilen parametrelerde kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir. Her parametre ve kaynak yöntemi için ısı girdileri Eş. 4.1’de verilen formül kullanılarak hesaplanmıştır. Farklı ısı girdisine bağlı termal pikler belirlenmiş ve kaynak işleminde mikroyapı ve mekanik özellikler üzerinde önemli etkisi olan ve $\Delta t_{8/5}$ olarak tanımlanan 800 °C’den 500 °C’ye soğuma süreleri ve eğrileri oluşturulmuştur.

$$Q = \left(\frac{V.I.60}{S.1000} \right) \cdot \eta \quad (4.1)$$

(Q) Isı girdisinin hesaplanmasında yararlanılan Eş. 4.1’de voltaj (V), akım (I), kaynak ilerleme hızı (S) mm/dak cinsinden, η verimlilik faktörüdür.

Bu amaçla çalışmada 1,5 mm kalınlığındaki TRIP çelikleri GMAK ve TIG kaynak yöntemi ile farklı kaynak parametrelerinde birleştirilerek ısı girdisine bağlı termal döngüler oluşturulmuş ve termal döngülerin metalürjik ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. GMAK ve TIG kaynak yöntemleri için ayrı ayrı parametreler belirlenip bu parametrelerin kendi kaynak yöntemlerine göre özellikleri değerlendirilmiştir. Termal döngü profilleri K-tipi ısı çiftleri kullanılarak Çizelge 1’de verilen aralıklarda yerleştirilerek ölçümler alınmıştır.

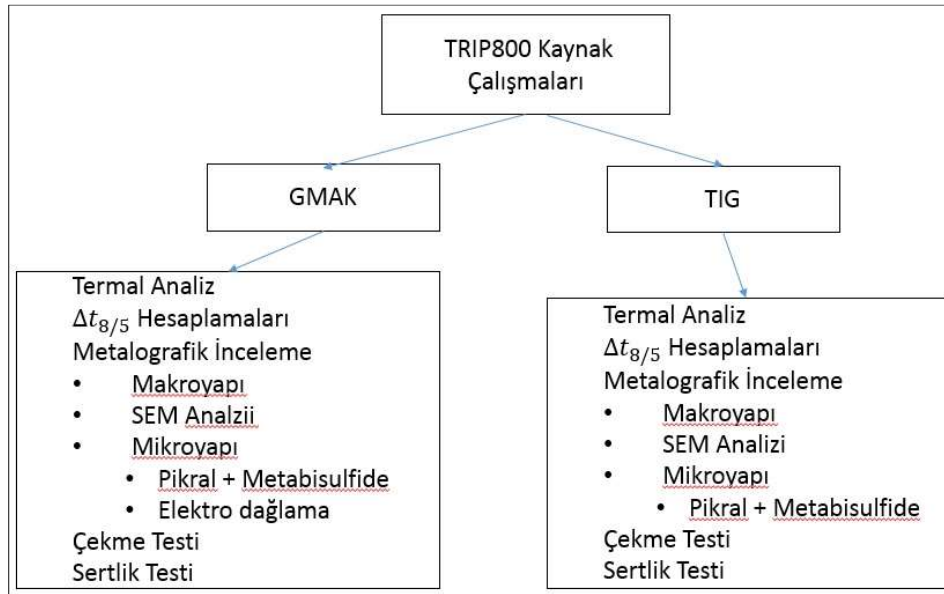
Çizelge 4.1. Eşitlik 4.1 kullanılarak hesaplanan kaynak ısı girdisi

Kaynak Yöntemi	GMAK		TIG Kaynağı	
Isıl Çift Yerleşimi (mm)	1		3	
	2		5	
	3		7	
	5		9	
Kaynak ilerleme hızına Göre Isı Girdisi	Kaynak ilerleme hızı	Isı Girdisi	Kaynak ilerleme hızı	Isı Girdisi
	72 cm/dk	0,169 kJ/mm	9,5 cm/dk	0,232 kJ/mm
	102 cm/dk	0,148 kJ/mm	12 cm/dk	0,179 kJ/mm
	150 cm/dk	0,135 kJ/mm		
Kaynak Akımı (A)	Kaynak ilerleme hızı	Kaynak Akımı	Kaynak ilerleme hızı	Kaynak Akımı
	72 cm/dk	141 A	9,5 cm/dk	50 A
	102 cm/dk	166 A	12 cm/dk	50 A
	150 cm/dk	211 A		
Uygulanan Voltaj (V)	Kaynak ilerleme hızı	Uygulanan Voltaj	Kaynak ilerleme hızı	Uygulanan Voltaj
	72 cm/dk	18 V	9,5 cm/dk	10,5 V
	102 cm/dk	19 V	12 cm/dk	10,2 V
	150 cm/dk	20 V		
Kaynak Verimliliği (η)	Kaynak ilerleme hızı	Kaynak Verimliliği (η)	Kaynak ilerleme hızı	Kaynak Verimliliği (η)
	72 cm/dk	0,8	9,5 cm/dk	0,7
	102 cm/dk	0,8	12 cm/dk	0,7
	150 cm/dk	0,8		

4.1. Malzeme Ve Metod

Bu tez çalışmasında deformasyon altında yapısında bulunan kalıntı östenitin martenzitik dönüşüm göstermesiyle kendine has deformasyon karakterizasyonu gösteren TRIP 800

çeliğinin farklı kaynak ilerleme hızlarında GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle bindirme kaynağı olarak birleştirilmiştir. Kaynak parametreleriyle ilişkili ısı girdisinde farklılık oluşturarak kaynak ergime bandından başlamak üzere farklı mesafelerde ulaşılan sıcaklık ısı çift ile ölçülmüştür. Ulaşılan bu sıcaklıkta bekleme süresini müteakip oda sıcaklığına doğru açık atmosfer şartlarında soğurken meydana gelen soğuma rejimi ile ilişkili kaynak termal döngü profilleri oluşturulmuştur. Bu termal döngü profilleri üzerinden birleştirme özelliklerdeki değişimi, termal analiz çalışmalarını, $\Delta t_{8/5}$ hesaplamalarını ve numunenin metalografik incelemesini içermektedir. Çalışmada yürütülen deneysel çalışmaların planı özetlenerek Şekil 4.1.'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Deneysel çalışma planı

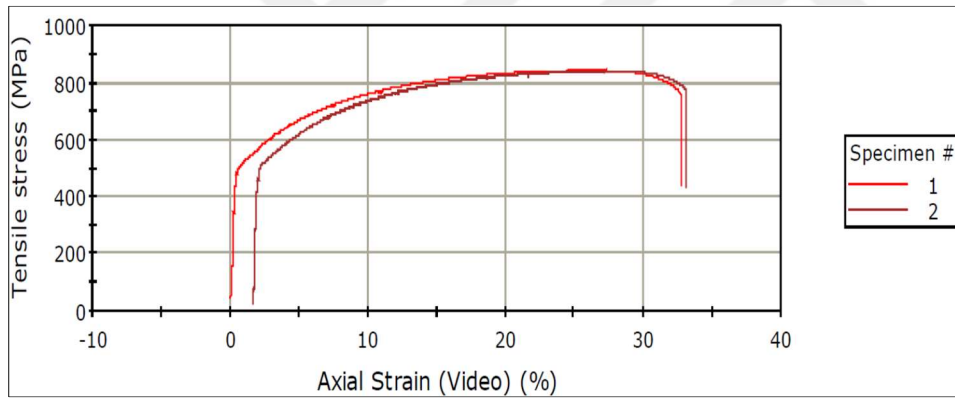
Tez çalışması sırasında tespit edilen deney sonuçlarının geçerliliğini sağlamak için TS EN ISO/IEC 17025 standardından akredite deney laboratuvarlarından faydalanılmıştır ve VIML OIML V1 Uluslararası metroloji sözlüğüne uygun terminoloji kullanılmıştır [158-159].

TRIP800 çeliğin kimyasal bileşimi spectral analiz yöntemiyle belirlenmiş ve % ağırlık olarak Çizelge 4.2'de gösterilmiştir. Çizelge 4.1'de belirtilen sonuçlar göz önüne alındığında malzemenin özellikle literatürde yer alan yüksek silisyumlu TRIP800 çelikleriyle uyumlu olduğu belirlenmiştir [93].

Çizelge 4.2. TRIP800 ana malzemenin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık, ortalama)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0,21	1,66	1,71	0,096	0,0042	0,0216	0,0075	0,0239	0,0464
Fe	Cu	Nb	Bi	V	W	Pb	Sb	
96.29	0,00 95	0,0009	0,0016	0,0038	0,0011	0,0009	0,0010	

Deneysel çalışmada kullanılan TRIP800 çeliğinin ticari olarak temin edildiği şekliyle statik yük etkisi altındaki davranışları çekme testi ile belirlenmiştir. Çekme testi sonucunda elde edilen gerilim-uzama eğrisi Şekil 4.2’de gösterilmiştir. TRIP800 çeliğin akma, çekme dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 4.3’te verilmiştir.



Şekil 4.2. Kullanılan TRIP 800 çeliğinin çekme deneyi grafiği

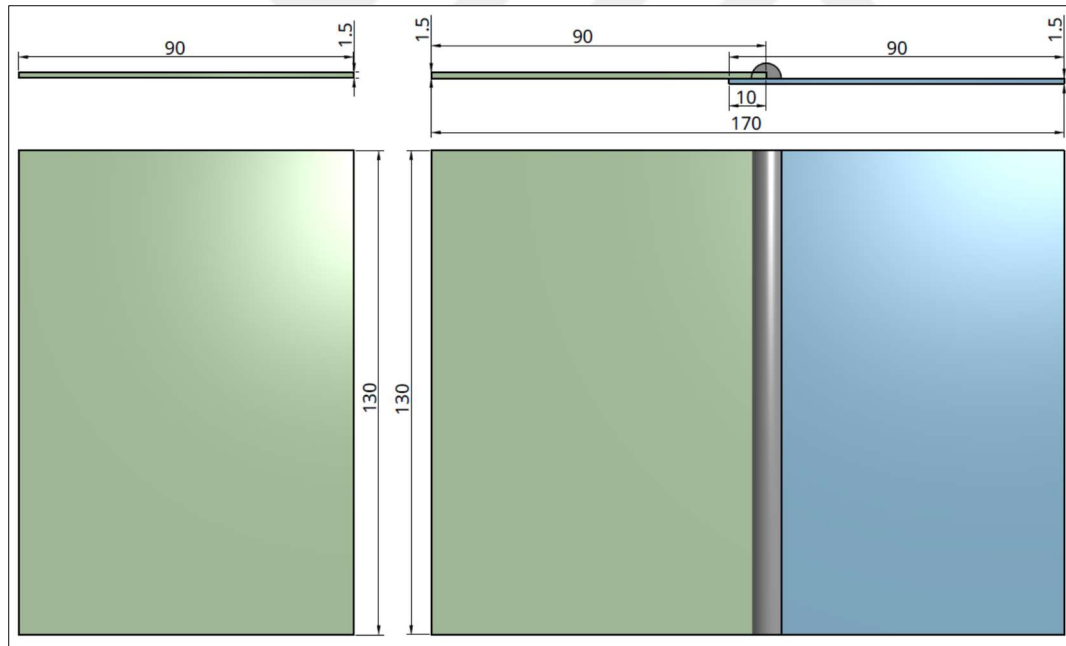
Çizelge 4.3. TRIP800 çeliğin akma, çekme dayanımı ve % uzama değerleri

TRIP800 Çelik	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama (%)
Numune 1	496,3	842	32,8
Numune 1	483,4	839,3	31,5
Ortalama	489,8	840,6	32,15

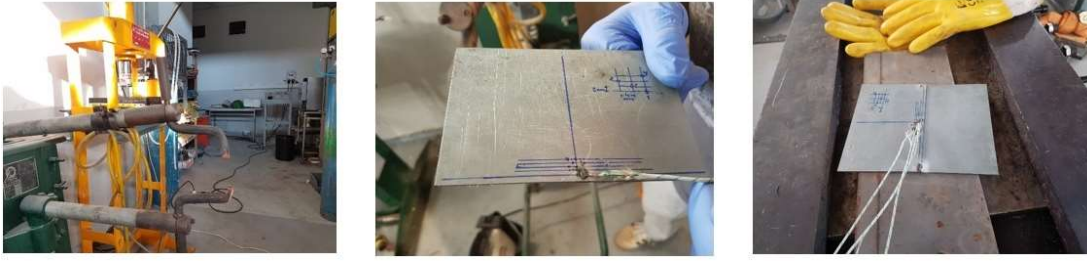
Kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri belirlenen ticari olarak 1,5 mm x 130 mm x 1100 mm boyutlarında temin edilen TRIP800 çelik sac, birleştirme öncesi 1,5 mm x 130 mm x 90 mm boyutlarında giyotin makas ile şeritler halinde kesilmiştir. GMAK ve TIG kaynağı çalışmalarında aynı ebatta numunelere kaynak uygulamaları yapılmıştır.

Şekil 4.3'te bindirme kaynak işlemi yapabilmek amacıyla hazırlanan TRIP800 çelik çiftinin boyutları gösterilmiştir.

TRIP800 çelik çiftinin GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle birleştirilmesi sürecinde kaynak ergime bandından başlamak üzere farklı mesafelerde ulaşılan sıcaklığı tespit edebilmek amacıyla K-tipi ısıl çiftlerden faydalanılmıştır. Isıl Çiftler kaynaklanacak plakanın ortasına Şekil 4.4'te gösterildiği üzere yerleştirilmiştir. GMAK ve TIG kaynağı termal döngü numuneleri için eşdeğer şekilde hazırlanmıştır.

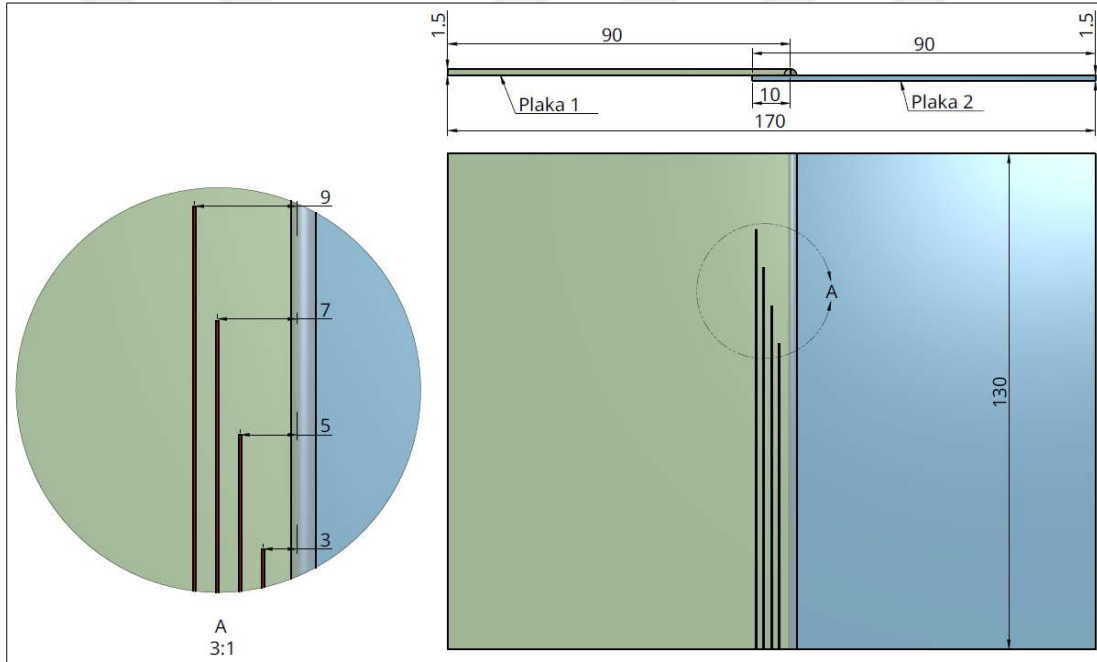


Şekil 4.3. Bindirme kaynak işlemi yapılacak TRIP800 çelik çiftinin boyutları

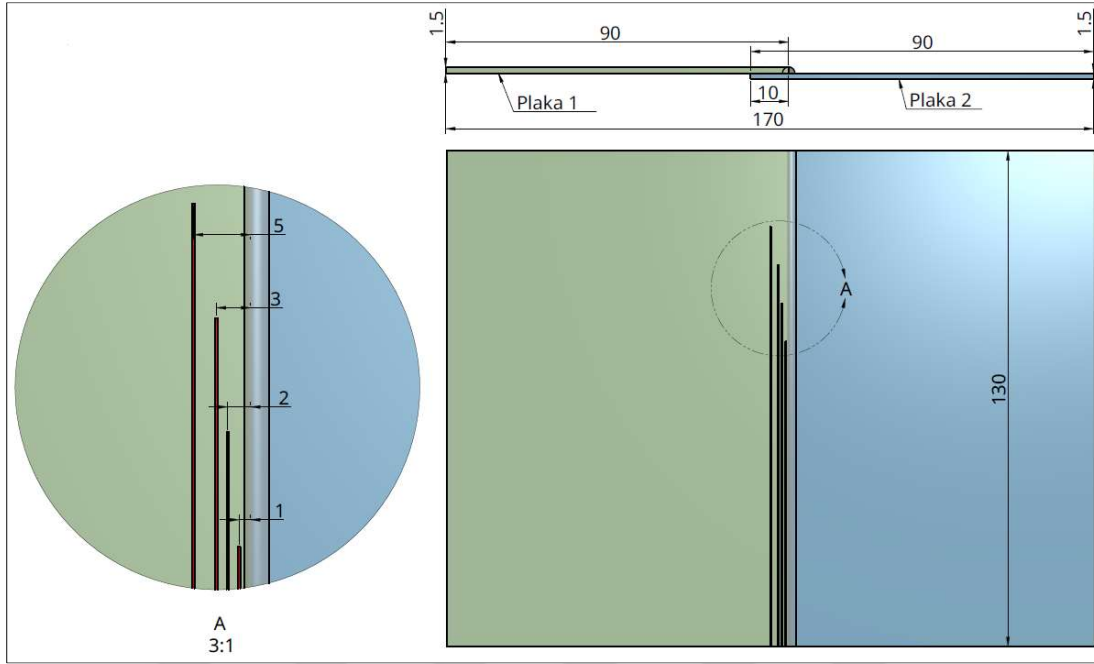


Şekil 4.4. Termal döngü profilleri elde etmek üzere K-tipi ısı çiftlerinin TRIP800 çelik sac üzerine nokta direnç kaynak yöntemi ile birleştirilmesi

Sırasıyla TIG kaynak ve GMAK yöntemi ile yapılacak birleştirmeler için yapılan K-tipi ısı çift yerleşim düzeni şematik olarak Şekil 4.5’te ve Şekil 4.6’da gösterilmiştir.



Şekil 4.5. TIG kaynağı işleminde K-tipi ısı çiftlerinin şematik yerleşim düzeni



Şekil 4.6. GMAK işleminde K-tipi ısıt çiftlerin şematik yerleşim düzeni

Bu çalışmada kimyasal kompozisyonu Çizelge 4.4'te verilen 1,2 mm çapında SFA/AWS A5.9 ER309LSi sınıfı ESAB'ın OK Autrod 309LSi kaynak ilave metali kullanılmıştır [146].

Kaynak işlemleri GMAK ve TIG yöntemi için iki farklı yoldan yürütülmüştür. GMAK işleminde kaynak otomizasyonu sağlandığı için bindirme kaynak işlemi optimum parametrelerinden faydalanılarak kaynak ilerleme hızı değiştirilerek ısı girdisi değişimi sağlanmıştır. TIG kaynaklı birleştirmelerde otomizasyon sağlanamadığından elle yapılan kaynak işleminde kaynak parametreleri nispeten sabit tutulmaya özen gösterilmiştir.

Çizelge 4.4. ER309LSi kaynak ilave metalinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri [146]

Akma dayanımı (N/mm²)		Çekme Dayanımı (N/mm²)		Uzama A5 (%)		Darbe Emme enerjisi (J)
440		600		41		160 J (+20 °C)
Kimyasal Bileşim (%ağırlık)						
0,03< % C	24 % Cr	13 % Ni	1,8 % Mn	0,3< % Mo	0,8 % Si	0,3< % Cu

GMAK işlemi Şekil 4.7’de gösterilen ABB 1600 6kg 1,45m robotik kolu ile Fronius marka TransPuls Synergic 3200 model kaynak makinesi ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.7. GMAK yönteminde kullanılan entegre robotik kaynak düzeneği tel besleme ve kontrol ünitesi

GMAK işlemi için 82% Argon, 18% CO₂ (Linde Group - CARGON 18) koruma gazından yararlanılmıştır. GMAK işlemi için yararlanılan kaynak parametreleri Çizelge 4.5’te verilmiştir.

Çizelge 4.5. Çalışmada GMAK yöntemi için kullanılan kaynak parametreleri

Kaynak ilerleme hızı (cm/dak)	Akım şiddeti (A)	Voltaj (V)	Tel ilerleme hızı (cm/dak)	Koruma gazı (%)	Verimlilik %
150	211	20	6.5	% 82 Argon % 18 CO ₂	80
102	166	19	4.5	% 82 Argon % 18 CO ₂	80
72	141	18	3.5	% 82 Argon % 18 CO ₂	80

TIG kaynak işlemleri için çalışmada maksimum Şekil 4.8’de gösterilen kaynak düzeneği kullanılmıştır. TIG yöntemi için Origo marka TIG 3000i AC/DC model kaynak makinesinden faydalanılmıştır.



Şekil 4.8. TIG kaynak deney seti

TIG kaynağı işlemlerinde saf argon gazı koruyucu atmosferi kullanılmıştır. TIG kaynak işlemi için kullanılan kaynak parametreleri Çizelge 4.6’da verilmiştir.

Çizelge 4.6. Çalışmada TIG yöntemi için kullanılan kaynak parametreleri

Kaynak ilerleme hızı (cm/dak)	Akım şiddeti (A)	Voltaj (V)	Koruma gazı (%)	Verimlilik %
120	50	10.2	Saf Argon	70
95	50	10.5	Saf argon	70

Çalışmada TRIP800 çelik bindirme kaynak birleştirmesinde farklı ısı girdileri için kaynak termal döngü profilleri elde edebilmek için GMAK ve TIG kaynak yöntemi için ısı girdilerinin hesaplanması gerekmektedir. GMAK yöntemi için verimlilik faktörü % 80 ve

TIG kaynak yöntemi için ise % 70 kabul edilmiş ve her bir kaynak ilerleme hızı için ısı girdisi hesaplanmıştır [160].

4.2. Kaynak Termal Döngü Profillerinin Oluşturulması

Çalışmada her bir ısı girdisi için kaynak ergime bandından farklı uzaklıklarda yerleştirilen bölgede ulaşılan pik sıcaklığı ve o sıcaklıkta bekleme süresi LabVIEW products içerisinde yer alan SignalExpress 2015 bilgisayar programı aracılığı ile ölçülmüştür. Ölçümler 8 kanallı National instruments NI SCXI 1000 data logger girişli bilgisayar düzeneğinin 4 kanalı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kanal başı 1000 ölçüm/sn. çözünürlükte ölçüm gerçekleştirilmiştir. Çalışmada iş parçası üzerinde ulaşılan sıcaklık ve bekleme süresini belirlemek için yararlanılan sekiz kanallı data logger girişli bilgisayar düzeneği Şekil 4.9'de gösterilmiştir.



Şekil 4.9. Çalışmada yararlanılan 8 kanallı National instruments NI SCXI 1000 data logger girişli bilgisayar düzeneği

Bu program aracılığı ile GMAK ve TIG kaynak yöntemleri için farklı ısı girdileri için kaynak termal döngü profilleri oluşturulmuştur. Termal döngüler oluşturulurken kullanılan National instruments NI SCXI 1000 data logger cihazına IEC-EN 60584-2 standardına uygun K-tipi ısı çiftler bağlanarak termal döngü ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Kullanılan sınıf 2 K-tipi ısı çiftler ile -40 °C ile 1200 °C arası sıcaklıklarda $\pm 2.5^{\circ}\text{C}$ tolerans aralığında ölçümler gerçekleştirilmiştir [161].

4.2.1. Kaynaklı bağlantıların soğuması sırasında $t_{8/5}$ (800-500 °C) sıcaklar arası geçiş zamanının belirlenmesi

Kaynaklı bağlantıların soğuması sırasında yapısal dönüşümün meydana geldiği en önemli sıcaklık aralıklarından birisi $t_{8/5}$ (800-500°C) geçiş zaman aralığıdır. Kaynak ısı girdisinin sabit olduğu varsayılarak bu geçiş zamanı ince ve kalın kesitli malzemelerin yanı sıra öntav ısıtma işlemi uygulanan veya uygulanmayan malzemeler için hesap edilebilmektedir. Hesaplamalarda ince plaka ve kalın plakalar için geliştirilmiş $\Delta t_{8/5}$ hesabı denklemleri sırasıyla Eş. 4.2’de ve Eş. 4.3’te verilmiştir [160].

$$\Delta t_{8/5} = (4300 - 4,3T_o) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q^2}{d^2} \cdot \left(\frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right) \cdot F_2 \quad (4.2)$$

$$\Delta t_{8/5} = (6700 - 5 \cdot T_o) \cdot Q^2 \cdot \left(\frac{1}{(500 - T_o)} - \frac{1}{(800 - T_o)} \right) \cdot F_3 \quad (4.3)$$

Geliştirilmiş $\Delta t_{8/5}$ hesaplanmasında yararlanılan Eş. 4.2’de ve Eş. 4.3’te Ön ısıtma sıcaklığı, °C (T_o), Kaynak ısı girdisi, kJ/mm (Q), Plaka kalınlığı, mm (d), F_2 , F_3 , kaynak geometrisi faktörleridir.

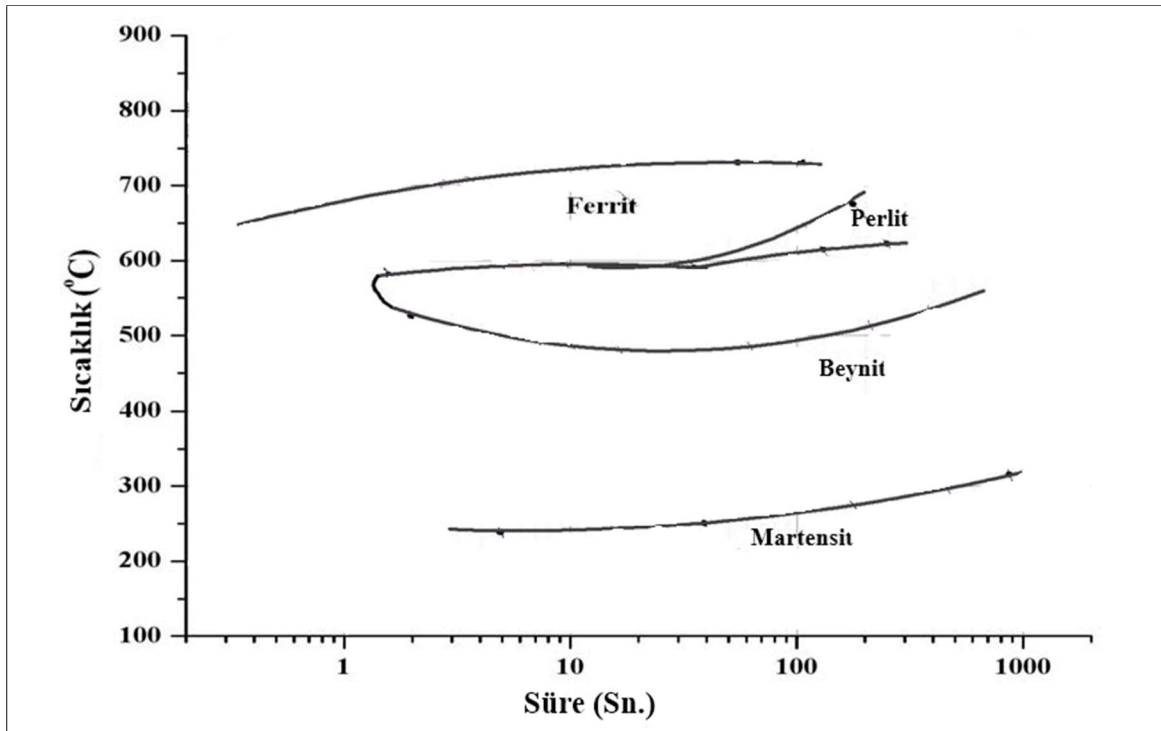
ITAB genişliğinin hesaplamasında kullanılan Rosenthal eşitliklerinden türetilmiş Adams’ Eşitliği Eş. 4.4’te verilmiştir [162]. Eş. 4.4’te yer alan faktörler; ulaşılan pik sıcaklık, °C (T_p), Kaynak yapılan plakanın ergime sıcaklığı °C (T_m), hacim başına düşen özgül ısı $J/mm^3 \cdot ^\circ C^{-1}$ (ρc), kaynak metalinin alınlığı mm (t), Ergime hattı sınırından ITAB’a doğru uzaklık mm, (Y), Isı girdisi miktarı J/mm (H_{net}) olarak ifade edilmiştir.

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{4,13 \rho c t Y}{H_{net}} + \frac{1}{T_m + T_o} \quad (4.4)$$

Termal döngü değerlendirmesi yapılırken elde edilen pik sıcaklıklar Eş 4.4’te kullanılarak ITAB genişliği (Y) değeri olarak hesaplanmıştır. Hesaplanan ITAB genişliği ve optik mikroskop kullanılarak ölçülen ITAB genişliği, deneysel sonuçlar ve tartışma bölümünde karşılaştırılmıştır.

4.2.2. CCT diyagramı üzerinde termal döngünün değerlendirilmesi

Sürekli soğuma (CCT) diyagramı TRIP çelikleri için bu çalışmadaki kimyasal kompozisyonla benzer olması sebebi ile N. Fonstein ve arkadaşlarının kullandıkları CCT diyagramı üzerine bu çalışmada termal döngü ile elde edilen soğuma eğrileri yerleştirilerek soğuma hızının mikroyapısal dönüşümlere olan etkisi incelenmiştir. Şekil 4.10'da N. Fonstein ve arkadaşlarının kullandıkları yüksek silisyum içeren TRIP çeliği için CCT diyagramı verilmiştir [93].



Şekil 4.10. Yüksek silisyumlu TRIP çeliğinin CCT diyagramı [93]

Çalışmada her iki kaynak yöntemi farklı ısı girdileri için elde edilen termal döngü profillerinden $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıkları arası geçiş zamanı hesaplanarak bu diyagram üzerine uygun soğuma rejimleri çizilmiştir.

4.3. Metalografik İncelemeler

Çalışmada GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle farklı ısı girdileri ile birleştirilmiş TRIP800 çelik çiftinin mikroyapısının metalografik olarak incelenerek termal döngü ile yapısal oluşumlar arasında ilişki kurulmaya çalışılmıştır.

Bu amaçla kaynaklı deney numunelerinden metalografi numuneleri kesilerek sıcak olarak kalıba alınmıştır. Kalıba alınan deney numuneleri daha sonra klasik metalografi numuneleri hazırlama tekniklerine uyularak 220 mesh ile 1500 mesh aralığında zımpara kâğıdı yardımıyla zımparalanmıştır. Daha sonra 9,6 ve 3mikron elmas pasta kullanılarak keçede parlatılan deney numuneleri dağlanmak için hazır hale getirilmiştir.

Dağlama işlemine litetatürde kullanılan ve kalıntı östenitin de nispeten tespit edilebildiği 4% Pikral + HCl ardından 10% metabisulfite çözeltisi ile devam edilmiştir. Ancak bu iki basamaklı dağlama işlemi ana malzemede ve ısıdan etkilenmiş bölge (ITAB) de olumlu sonuçlar vermesine rağmen östenitik paslanmaz ilave kaynak ilave teli ile elde edilen kaynak metalinin dağlanmasında olumlu sonuç vermemiştir [163]. Çizelge 4.7’de metalografik incelemede kullanılan dağlayıcı bileşenleri verilmiştir.

Çizelge 4.7. Metalografik incelemede dağlayıcı seçimi [144]

Kaynak Yöntemi	Dağlayıcı	Ayrıldedilebilir mikroyapılar	Problemler
GMAK ve TIG	4% Pikral + HCl ardından 10% metabisulfite çözeltisi	Ferrit – Kirli Beyaz Beynit – Mavimsi Siyah Östenit – Beyaz Martenzit – Saman Rengi	Ferritin ve Östenitin renkleri birbirine yakın.
GMAK	(Elektro-dağlama) %40 NaOH su çözeltisi	Kaynak Metalindeki Dendrit Yapı	ITAB ve Ana malzeme büyük ölçüde aşırı dağlanıyor.

Kaynak metalinden görüntü elde edebilmek için elektro dağlama yöntemi uygulanmıştır. Bunun için de % 40 Sodyumhidroksit saf su çözeltisinde 2A akım şiddetinde 5 Volt gerilim uygulanarak dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir.

Kaynaklı bağlantıların optik mikroskop incelemeleri Gazi Üniversitesi Metalografi Laboratuvarında bulunan 10X-100X büyütme kapasitesine sahip LEICA marka DM 4000M model optik mikroskopta gerçekleştirilmiştir.

Metalografik analizin bir diğer aşamasında kırılma yüzeylerini incelemek için Taramalı elektron mikroskobu (SEM), ikincil ve geri saçılan elektron görüntüleme modlarında bir JEOL JEM 6060 LV taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Mikroyapı elemanlarında bulunan alaşım elementlerinin kalitatif incelemesi için Enerji Dağılımlı Spektroskopik (EDS) analizi ile birleştirilmiş SEM kullanılmıştır. 20 keV'lik bir enerji değerine sahip electron ışın demeti kullanılmıştır.

Kaynak metali katılaşması sürekli soğuma rejimi ile meydana geldiğinden dentritik katılaşma görülür. Dendrit yapının ikincil dentrit kol aralığı (SDAS) Eş. 4.4 kullanılarak hesaplanmıştır. Eş. 4.4'te birincil dendrit kolunun tüm uzunluğu (L), ikincil kolların sayısı (N) yalnızca birincil kolun bir tarafı boyunca sayılmaktadır [164].

$$SDAS = \frac{L}{N-1} \quad (4.4)$$

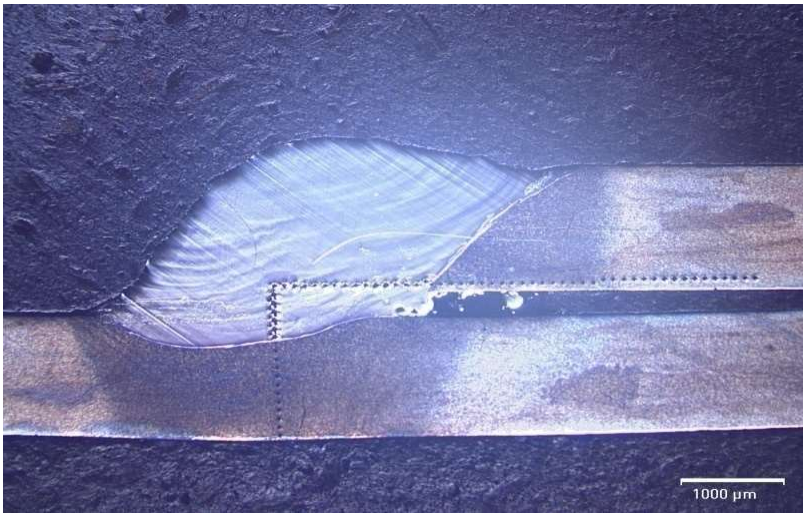
4.4. Kaynaklı Birleştirmelerin Sertlik Ölçümleri

Sertlik ölçümü aynı hatta ve ana metalden, ısı tesiri altındaki bölge ve kaynak metaline doğru belirli ölçüm sırası ile SHIMADZU marka HSV-20 model Vickers mikrosertlik ölçüm cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Batıcı uca 500 g yük uygulanmıştır. Sertlik ölçümleri TS EN ISO 6507-1'e göre ölçüm yapan Şekil 4.11'de verilen cihazda yapılmıştır. Sertlik ölçümleri TS EN ISO 6507-1'e göre 10°C ile 35°C arasındaki ortam sıcaklığında gerçekleştirilmiştir [165]. Sertlik deneyi ölçüm belirsizliği çalışmaları neticesinde ölçüm belirsizliği $\pm 4HV0,5$ olarak bulunmuştur.



Şekil 4.11. Sertlik ölçümünün yapıldığı Shimadzu HSV-20 marka Vickers mikrosertlik cihazı

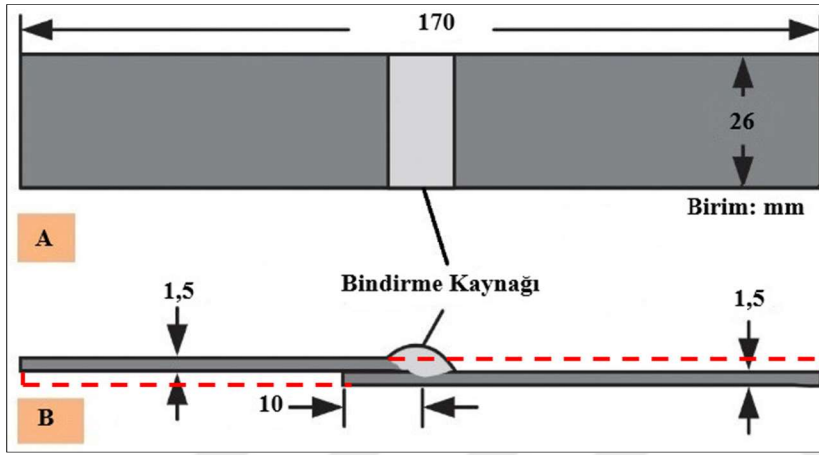
Ölçümleri kaynak merkezinden ana malzemeye doğru yaklaşık 5mm kadar gidilmek suretiyle gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kaynaklı bağlantı üzerinde sertlik ölçümü ve sıralaması Şekil 4.12’de gösterilmiştir.



Şekil 4.12. Kaynaklı bağlantı üzerinde sertlik ölçümünün yapıldığı yer ve ölçüm sıralaması

4.5. Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Deneyi

Farklı ısı girdisi ile GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle elde edilen bindirme kaynak birleştirmelerinden TS EN ISO 6892-1 Metalik malzemeler - Çekme deneyi - Bölüm 1: Ortam sıcaklığında deney yöntemi standartına uygun çekme makaslama numuneleri hazırlanmıştır [166]. Kaynaklı bağlantılardan elde edilen çekme makaslama numuneleri boyutları şematik olarak Şekil 4.13'te gösterilmiştir.



Şekil 4.13. Kaynaklı bağlantılardan elde edilen çekme-makaslama deney numunesi boyutları

Kaynaklı birleştirmelerden hazırlanan çekme numunelerin deneyleri 100 kN kapasiteli INSTRON 5582 marka TÜRKAK tarafından akredite edilmiş kalibrasyon laboratuvarı tarafından kalibrasyon işlemleri yapılmış çekme test cihazında 2 mm/dk çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Deney işlemi ISO 6892-1 standartlarında verilen genel prensipler çerçevesinde çekme testi gerçekleştirilmiştir [166]. Bindirme pozisyonla birleştirmelerde, birleştirme alanı kesme makaslama kuvvetlerine maruz kalacağından kesit boşlukları ilave parçalar yerleştirilerek çekme – uzama eğrileri elde edilmiştir. GUM metoduna göre yapılan belirsizlik hesapları, elastisite modulu belirsizlik hesabı, Kesit alanı ölçüm belirsizliği hesabı, kesit alanı ölçüm belirsizliği, Akma (R_{eH}) ve Çekme gerilmesine (R_m) ait ölçüm belirsizliği, genel belirsizlik bütçesine dâhil edilmiştir. Laboratuvarında çekme deneyi ölçüm belirsizliği çalışmaları neticesinde, ölçüm belirsizliği $\pm 12,81$ MPa olarak bulunmuştur.

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Kaynak Isı Girdi Sonuçlarının Sonuçlarının Değerlendirilmesi

GMAK ve TIG bindirme kaynağı çalışmaları için kaynak parametreleri ve hesaplanan ısı girdileri sırasıyla aşağıda Çizelge 5.1’de verilmiştir. Deneysel metot bölümünde de belirtildiği üzere kaynak çalışmalarında ısı girdisini hesapları Eş. 4.1’de verilen ısı girdisi eşitliği kullanılarak yapılmıştır.

Çizelge 5.1. Çalışmada GMAK ve TIG kaynağı yöntemi için ısı girdileri

Kaynak Yöntemi	Kaynak ilerleme hızı (mm/dk)	Verimlilik	Isı Girdisi Eşitliği	Isı Girdisi (kJ/mm)
GMAK	720	%80	$Q = \left(\frac{18.141.60}{720.1000} \right) \cdot 0,8$	0,169
	1020		$Q = \left(\frac{19.166.60}{1020.1000} \right) \cdot 0,8$	0,148
	1500		$Q = \left(\frac{20.211.60}{1500.1000} \right) \cdot 0,8$	0,135
TIG	95	%70	$Q = \left(\frac{10,5.50.60}{95.1000} \right) \cdot 0,7$	0,232
	120		$Q = \left(\frac{10,2.50.60}{120.1000} \right) \cdot 0,7$	0,179

Çizelge 5.1’den görüldüğü üzere kaynak yönteminden bağımsız olarak kaynak ilerleme hızı ile ısı girdisinin ters orantılı olduğu görülmektedir. Kaynak sırasında arkta açığa çıkan ısı, iş parçasına aktarılan oranında kaynak parametrelerinden akım şiddeti ve kaynak voltajının yanı sıra kaynak ilerleme hızının da etkisi büyüktür. Kaynak ısı girdisi kaynak ilerleme hızıyla ters orantılıdır. Kaynak ilerleme hızı artarken ısı girdisi azalır. Kaynak ilerleme hızı düşerken ise kaynak ısı girdisi artar. Bu çalışmada kaynak ilerleme hızı ısı girdisi üzerinde etkili bir parametre olarak kullanılmıştır.

5.2. Kaynak Termal Döngü Profilleri Sonuçlarının Değerlendirilmesi

GMAK ve TIG kaynaklı birleştirmelerin farklı ısı girdilerinde kaynak ergime sınırından başlamak kaydıyla belirli mesafelerde ulaşılan pik sıcaklık ölçülmüş ve Çizelge 5.2’de paylaşılmıştır.

Çizelge 5.2. Farklı kaynak ilerleme hızları için ölçülen pik sıcaklık değerleri

Kaynak ilerleme hızı (cm/dk)	GMAK Pik sıcaklık (°C)			TIG Pik sıcaklık (°C)	
	150 cm/dk	102 cm/dk	72 cm/dk	12 cm/dk	9,5 cm/dk
Isıl çift mesafesi (mm)					
1	770,3	870,2	920,2	-	-
2	579,3	660,6	710,6	-	-
3	471,6	504,9	554,9	743,2	1034,5
5	309,1	343,5	393,5	574,6	624,0
7	-	-	-	449,3	514,8
9	-	-	-	415,7	436,6

Çizelge 5.2’den görüldüğü üzere Gaz metal ark kaynağı ve TIG kaynağı için termal döngü ölçüm noktaları farklı mesafeden ısı çiftler yerleştirilerek alınmıştır. Robotik kolla yapılan gaz metal ark kaynağında ergime çizgisinden 1, 2, 3 ve 5 mm mesafede yerleştirilen ısı çiftlerinden ölçüm alınırken, TIG kaynağında elle yapılıyor olmasından dolayı 3, 5, 7 ve 9 mm mesafeden ısı çiftler yerleştirilerek ölçüm alınmıştır. Isıl çiftlerden alınan değerler grafiklerle termal döngü eğrilerine dönüştürülerek ısı girdisinin termal döngüye etkisi açıklanmıştır. Çizelge 5.2’de görüldüğü gibi kaynak ilerleme hızı azaldıkça her ölçüm noktasından alınan pik sıcaklık değerinde yükselme olduğu görülmüştür.

Ergime sınırından 1 mm mesafede 920,2 °C, 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında maksimum sıcaklık ölçülürken, 102 cm/dk’da 870,2 °C, 150 cm/dk’da 770,3 °C’ye düştüğü görülmektedir. 2 mm uzakta 72 cm/dk’da 710,6 °C , 102 cm/dk’da 660,6 °C ve 150 cm/dk’da 579,3 °C sıcaklıklara azaldığı izlenmektedir. Ergime çizgisinden 3 mm uzaklıktaki ısı çiftlerinde 72 cm/dk’da 554,9 °C, 102 cm/dk’da 504,9 °C ve 150 cm/dk’da 471,6 °C sıcaklıklar görülmüştür. Ergime sınırından 5 mm mesafede 72 cm/dk kaynak

ilerleme hızında sıcaklık 393,5 °C, 102 cm/dk'da 343,5 °C ve 150 cm/dk'da 309,1 °C ölçülmüştür.

Kaynak metalinin soğuması sırasında meydana gelen katı hal faz dönüşümlerinde 800 °C'den 500 °C'ye soğuma hızı önemli bir etken olduğundan dolayı bu çalışmada kaynak metali katılaşmasına ısı çift yerleştirilemediğinden ergime sınırından esas metal tarafındaki termal döngüyü tanımlayacak ve buradan kaynak metali soğumasına olan etkisi bu orandan hareket ederek yorumlanmıştır. Buna göre esas metaldeki $\Delta t_{8/5}$ oranları 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak hızları için ölçülebilmüş ancak Rosenthal eşitliği ile tüm kaynak hızları için hesaplanmıştır.

Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2'den görüldüğü gibi robotik kol kullanılarak GMAK yöntemi ile düşük ısı girdisi olan 0,135 kJ/mm'de birleştirilen numunede kaynak ergime sınırından 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre pik sıcaklık 770,3 °C'ye ulaşmıştır. 2 mm uzaklıkta ise 579,3 °C sıcaklığa ulaşılırken kaynak sınırına maksimum uzaklıkta bulunan ısı çiftte (5 mm) ulaşılan sıcaklık 309,1 °C ölçülmüştür. Düşük ısı girdisi ile robotik GMAK yöntemi için kaynak bölgesindeki ısı kaynağından uzaklaştıkça ulaşılan pik sıcaklık da azalmıştır. En düşük ısı girdisine sahip ve en yüksek kaynak ilerleme hızı olan 150 cm/dk'da yapılan GMAK işleminde ısı çiftlerden elde edilen sonuçlar değerlendirilirken 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen veriye göre pik sıcaklık 800 °C'ye ulaşmadığından deneysel $\Delta t_{8/5}$ süresi ölçülememiştir. Robotik GMAK yönteminde her bir ısı çift için en düşük pik sıcaklık, en düşük ısı girdisi ile ölçülmüştür.

Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2'de belirtildiği gibi robotik kol kullanılarak GMAK yöntemi ile yapılan 0,148 kJ/mm orta ısı girdisi ile birleştirilen numunede kaynak ergime sınırından 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre pik sıcaklık olarak 870,2 °C'ye ulaşmıştır. Belirtilen ısı girdisi için diğer ısı çiftlerde 800 °C'ye ulaşamamıştır. 0,143 kJ/mm orta ısı girdisi ile robotik GMAK yönteminde de kaynak bölgesindeki ısı kaynağından uzaklaştıkça ulaşılan pik sıcaklık azalmıştır. Orta ısı girdisine sahip 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında yapılan GMAK işleminde ısı çiftlerden elde edilen sonuçlar değerlendirilirken maksimum 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre deneysel $\Delta t_{8/5}$ süresi başarıyla ölçülmüştür.

Yine Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2’de belirtildiği gibi robotik kol kullanılarak GMAK yöntemi ile yapılan 0,169 kJ/mm yüksek ısı girdisi ile birleştirilen numunede kaynak ergime sınırından 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre pik sıcaklık 920,2 °C’ye ulaşmıştır. Belirtilen ısı girdisi için diğer ısı çiftlerinde 800 °C’ye ulaşamamıştır. 0,169 kJ/mm yüksek ısı girdisi ile robotik GMAK yönteminde de kaynak bölgesindeki ısı kaynağından uzaklaştıkça ulaşılan pik sıcaklıkta azalma söz konusudur. Yüksek ısı girdisine sahip 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında yapılan GMAK işleminde ısı çiftlerinden elde edilen sonuçlar değerlendirilirken kaynak ergime sınırına 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre deneysel GMAK yöntemi ile $\Delta t_{8/5}$ süresi başarıyla ölçülmüştür.

GMAK yöntemi ile birleştirilen numunelerde kaynak ergime sınırından 0,169 kJ/mm yüksek ısı girdisine sahip 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunede ve 0,148 kJ/mm orta ısı girdisine sahip 102 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip numunede, 1 mm mesafedeki ısı çiftlerinden elde edilen pik sıcaklıklar 800 °C’nin üzerinde ölçülmüştür.

Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2’de verildiği gibi 0,179 kJ/mm düşük ısı girdisi ile TIG kaynağı yöntemi ile birleştirilen 12 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip numunede kaynak ergime sınırından 3 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre pik sıcaklık 743,2 °C ölçülmüştür. Bu yüzden 3 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre pik sıcaklık 800 °C’ye ulaşmadından deneysel $\Delta t_{8/5}$ süresi ölçülememiştir. TIG kaynağı yönteminde 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında diğer kaynak ergime sınırına daha uzak mesafedeki ısı çiftlerinde de sıcaklık 800 °C’ye ulaşmamıştır. 0,179 kJ/mm düşük ısı girdisi ile TIG yöntemi için kaynak bölgesindeki ısı kaynağından uzaklaştıkça ulaşılan pik sıcaklıkta beklenildiği gibi bir azalma meydana gelmiştir.

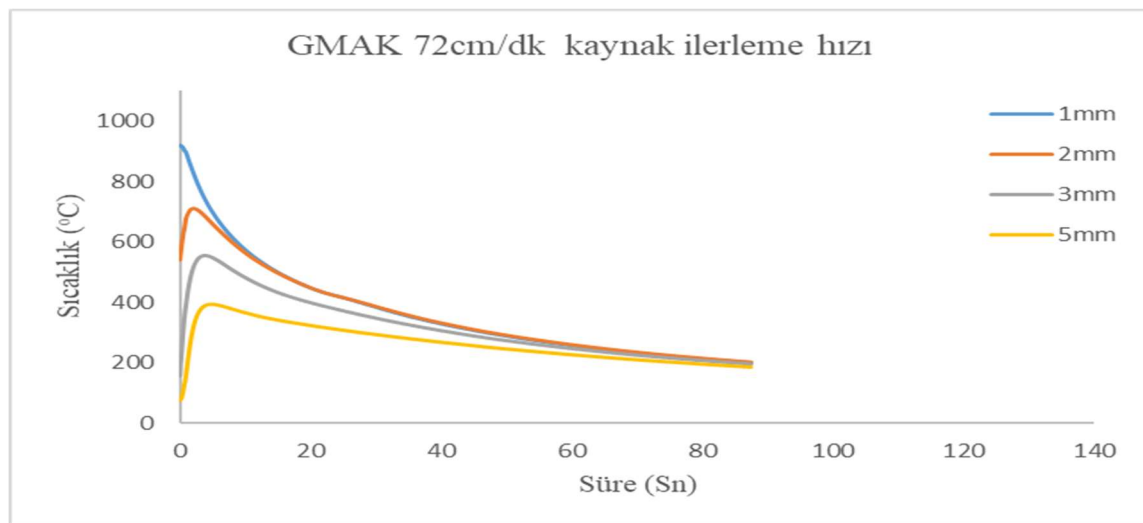
Çizelge 5.1 ve Çizelge 5.2’de verildiği gibi 0,232 kJ/mm yüksek ısı girdisi ile TIG yöntemi ile birleştirilen 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip numunede kaynak ergime bandından 3 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen verilere göre pik sıcaklık olarak 1034,5 °C ölçülmüştür. TIG kaynağı yönteminde 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında da diğer kaynak ergime sınırına daha uzak mesafedeki ısı çiftlerinde de sıcaklık 800 °C’ye ulaşmamıştır. Yüksek ısı girdisi ile TIG yöntemi için kaynak bölgesindeki ısı kaynağından uzaklaştıkça ulaşılan pik sıcaklık da yine azalmaktadır. Yüksek ısı girdisine sahip 9,5

cm/dk kaynak ilerleme hızında yapılan TIG işleminde 3 mm'deki ısı çiftten elde edilen veriyle deneysel $\Delta t_{8/5}$ süresi başarıyla ölçülmüştür.

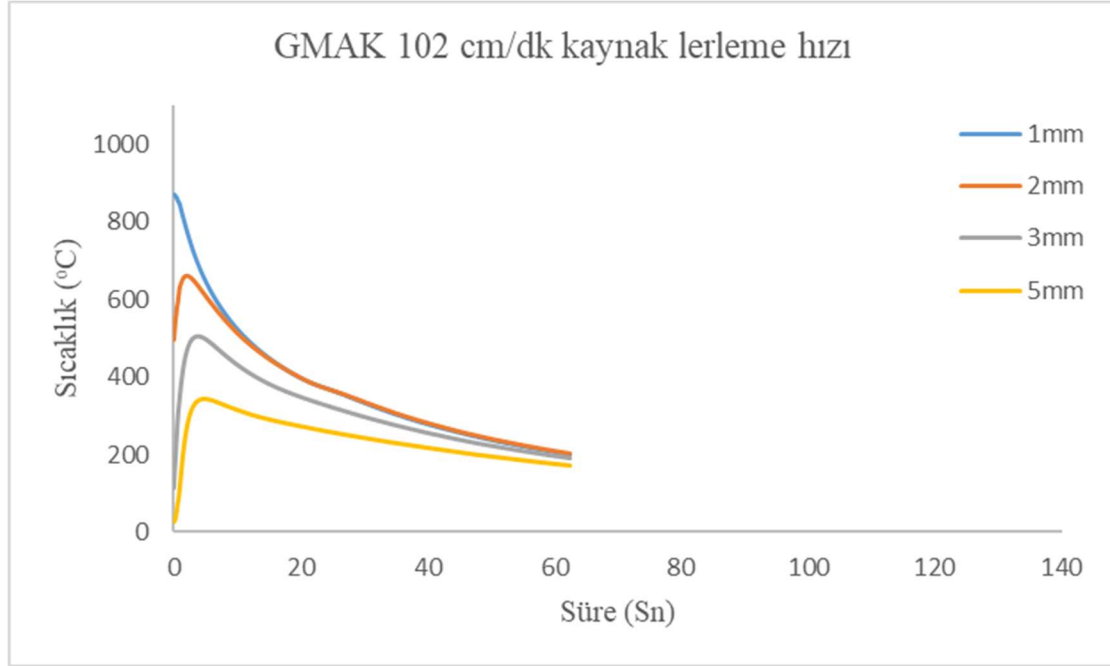
TIG yöntemi ile birleştirilen numunelerde, yalnızca 0,232 kJ/mm yüksek ısı girdisine sahip 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip numunede kaynak ergime sınırından 3 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen pik sıcaklık 800 °C'nin üzerinde ölçülmüştür.

Çalışmada GMAK birleştirmeleri için en yüksek ısı girdisinden başlamak üzere en düşük ısı girdisine doğru elde edilen termal döngü grafikleri sırasıyla Şekil 5.1'den Şekil 5.3'e kadar grafiksel olarak gösterilmiştir. Şekil 5.1'den Şekil 5.3'e kadar olan termal döngü profillerinde azalan ısı girdisi ile kaynaklı bağlantı üzerinde farklı mesafelerde ulaşılan pik sıcaklığın da azaldığı görülmektedir. GMAK yöntemiyle yapılan kaynaklı birleştirmelerin tamamında yüksek, orta ve düşük ısı girdilerine göre alınan kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi grafikleri 200 °C'de sonlandırılmıştır.

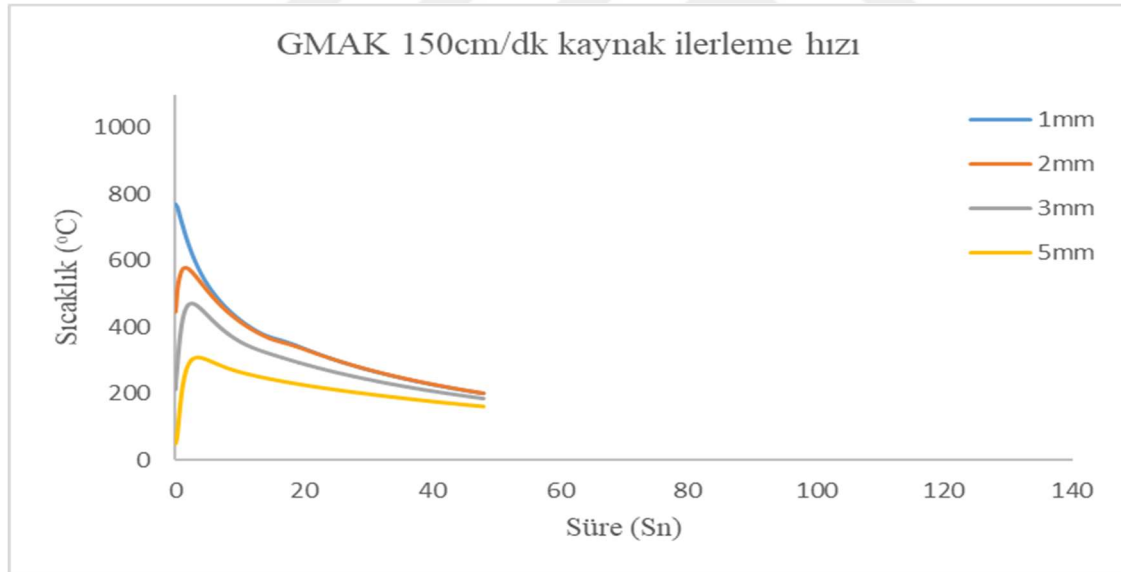
Robotik kol vasıtasıyla gerçekleştirilen GMAK uygulamalarında Şekil 5.1'den Şekil 5.3'e kadar olan termal döngü profillerinde pik sıcaklıklar yüksek kaynak hızı ve ani ısı girdisi dolayısıyla kaynak uygulamasının başlangıcında elde edilmiştir. Şekil 5.4 ve Şekil 5.5'te verildiği üzere GMAK 'a göre düşük kaynak hızlarında gerçekleştirilen TIG Kaynağı uygulamalarında pik sıcaklıklar termal döngü grafiğinin yaklaşık 20. Saniyesinden başlamaktadır.



Şekil 5.1. GMAK 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi



Şekil 5.2. GMAK 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi



Şekil 5.3. GMAK 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi

Şekil 5.1'de GMAK yöntemiyle 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında, ısı çiftlerinin ergime sınırından uzaklığına göre elde edilen termal döngü verilmiştir. Çizelge 5.2'de verildiği üzere 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında ve 0,169 kJ/mm yüksek ısı girdisi ile birleştirilen GMAK numune üzerinde kaynak ergime sınırından 1 mm mesafedeki ısı çiftinde pik sıcaklık 920,2 °C ölçülmüştür. Ulaşılan bu sıcaklıkta numunenin 0,092 sn beklediği de ölçülmüştür. 2 mm uzaklıkta ulaşılan sıcaklığın 710,2 °C'ye düştüğü görülmektedir. 2

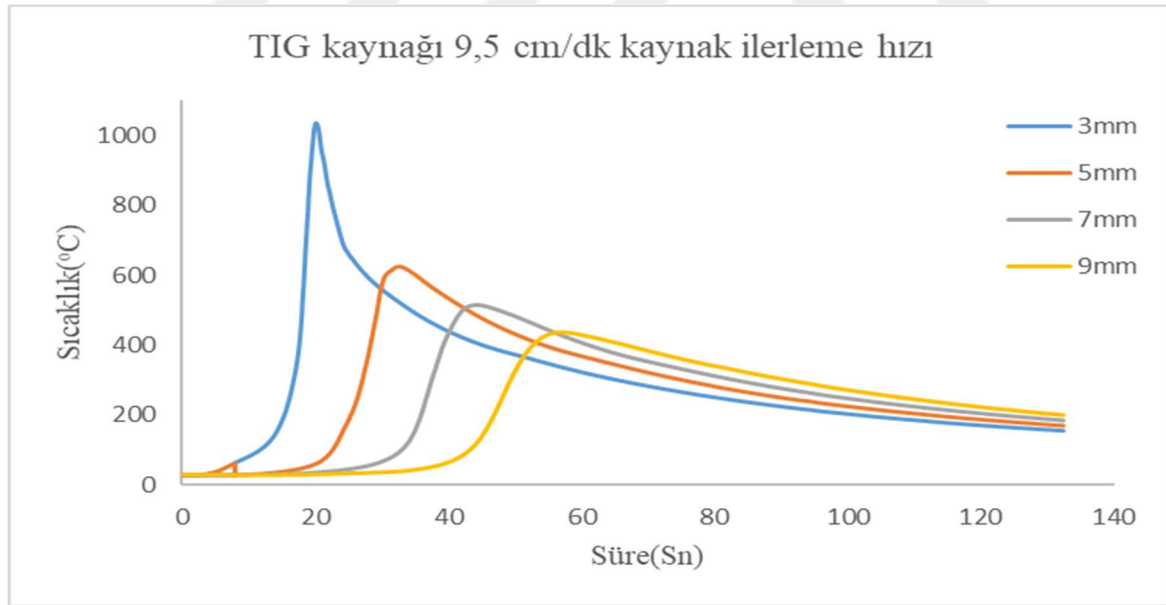
mm'deki ısı çiftte ulaşılan sıcaklıkta numunenin 0,510 sn beklemiştir. Kaynak hattından en uzak mesafe olan 5mm'de bulunan ısı çiftten elde edilen veriye göre ulaşılan pik sıcaklık 393,5 °C olarak ölçülmüştür. Bu sıcaklıkta numune 1,032 sn beklemiştir.

Şekil 5.2'de GMAK yöntemiyle 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında, ısı çiftlerin ergime sınırından uzaklığına göre elde edilen termal döngü verilmiştir. Çizelge 5.2'de verildiği üzere 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında ve 0,148 kJ/mm orta ısı girdisi ile birleştirilen GMAK numune üzerinde kaynak ergime sınırından 1 mm mesafedeki ısı çiftte pik sıcaklık 870,2 °C ölçülmüştür. Ulaşılan bu sıcaklıkta numunenin 0,068 sn beklediği de ölçülmüştür. 2 mm uzaklıkta ulaşılan sıcaklığın 660,6 °C'ye düştüğü görülmektedir. 2 mm'deki ısı çiftte ulaşılan sıcaklıkta numunenin 0,250 sn beklemiştir. Kaynak hattından en uzak mesafe olan 5mm'de bulunan ısı çiftten elde edilen veriye göre ulaşılan pik sıcaklık 345,5 °C olarak ölçülmüştür. Bu sıcaklıkta numune 0,722 sn beklemiştir. Bekleme sürelerinden görüldüğü gibi soğuma hızının ergime sınırında daha yüksek, ergime sınırından uzaklaştıkça soğuma hızının da yavaşladığı görülmektedir. Ayrıca ergime sınırındaki yüksek soğuma oranı denge diyagramındaki yavaş soğuma ile elde edilen fazlardan farklı fazların olabileceği anlamına gelmektedir.

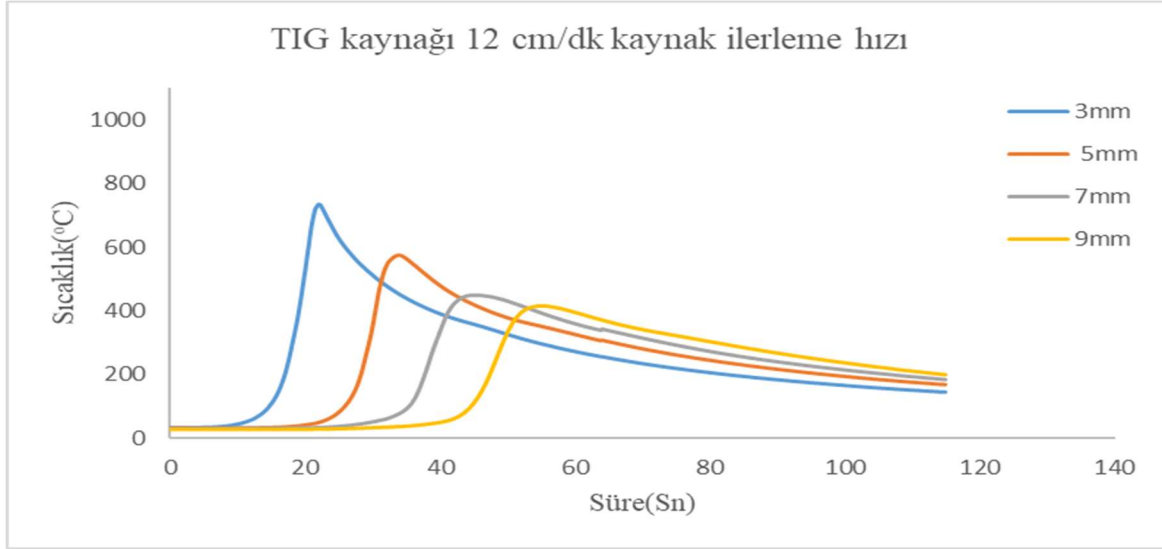
Şekil 5.3'te GMAK yöntemiyle 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında, ısı çiftlerin ergime sınırından uzaklığına göre elde edilen termal döngü verilmiştir. Çizelge 5.2'de verildiği üzere 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında ve 0,135 kJ/mm orta ısı girdisi ile birleştirilen GMAK numune üzerinde kaynak ergime sınırından 1 mm mesafedeki ısı çiftte pik sıcaklık 770,3 °C ölçülmüştür. Ulaşılan bu sıcaklıkta numunenin 0,036 sn beklediği de ölçülmüştür. 2 mm uzaklıkta ulaşılan sıcaklığın 579,3 °C'ye düştüğü görülmektedir. 2 mm'deki ısı çiftte ulaşılan sıcaklıkta numunenin 0,182 sn beklemiştir. Kaynak hattından en uzak mesafe olan 5mm'de bulunan ısı çiftten elde edilen veriye göre ulaşılan pik sıcaklık 309,1 °C olarak ölçülmüştür. Bu sıcaklıkta numune 0,654 sn beklemiştir. Bekleme sürelerinden görüldüğü gibi soğuma hızı, ergime sınırına yakın ısı çiftlerde daha yüksektir. Ergime sınırından uzaklaştıkça soğuma hızı da azalmaktadır. Pik sıcaklıklarda beklenen süre çok kısa olduğundan ısı çiftlerden elde edilen verilere göre A_{C3} sıcaklığının üstüne çıkıldığı durumlarda bile tamamen östenitik mikroyapının oluşması beklenmemektedir. Bu yüzden termal döngüler CCT diyagramları kullanılarak değerlendirilmiştir.

GMAK birleştirme yöntemiyle yapılan kaynak işlemleri kaynak ilerleme hızından bağımsız olarak kendi bünyesinde değerlendirildiğinde kaynak hattına 1 mm mesafeden 5 mm mesafeye kadar uzaklaştıkça pik sıcaklıkta bekleme süresinin arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca ısı girdisine bağlı olarak ısı girdisi arttıkça her bir pik sıcaklıkta bekleme süresinin de arttığı tespit edilmiştir. Bu sonuçlarda etkili olan unsurlar göz önüne alındığında ısı girdisi artışına bağlı olarak numunenin daha uzun sürede soğuduğu gözlemlenmiştir. 200 °C’de sonlandırılan termal döngü grafiklerinde görüldüğü üzere ısı girdisi arttıkça numunelerin pik sıcaklık değerinden, 200 °C’ye düşene kadar geçen süre de artmaktadır.

Çalışmada TIG kaynaklı birleştirmeler için en yüksek ısı girdisinden başlamak üzere en düşük ısı girdisine doğru elde edilen termal döngü grafikleri sırasıyla Şekil 5.4’te ve Şekil 5.5’te grafiksel olarak gösterilmiştir. TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmelerde kaynak hattından 3, 5, 7 ve 9 mm uzaklıklardan elde edilen ısı girdilerine göre farklı kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi grafikleri 200 °C’de sonlandırılmıştır.



Şekil 5.4. TIG 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi



Şekil 5.5. TIG 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında pik sıcaklığın kaynaklı birleştirme üzerindeki değişimi

Şekil 5.4'te TIG kaynağı yöntemiyle 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında, ısı çiftlerinin ergime sınırından uzaklığına göre elde edilen termal döngü verilmiştir. Çizelge 5.2'de verildiği üzere 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında ve 0,232 kJ/mm yüksek ısı girdisi ile birleştirilen TIG kaynağı numune üzerinde kaynak ergime sınırından 3 mm mesafedeki ısı çiftinde pik sıcaklık 1034,5 °C ölçülmüş ve bu sıcaklıkta numune 0,132 sn beklemiştir. 5 mm uzaklıkta ulaşılan sıcaklık 624,0 °C'ye düşmektedir ve numune 0,744 sn beklemiştir. Kaynak hattından en uzak mesafe olan 9 mm'de bulunan ısı çiftinden elde edilen veriye göre ulaşılan pik sıcaklık 436,6 °C ölçülmüştür. Bu sıcaklıkta numune 1,496 sn beklemiştir.

Şekil 5.5'te TIG kaynağı yöntemiyle 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında, ısı çiftlerinin ergime sınırından uzaklığına göre elde edilen termal döngü verilmiştir. Çizelge 5.2'de verildiği üzere 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında ve 0,179 kJ/mm yüksek ısı girdisi ile birleştirilen TIG kaynağı numune üzerinde kaynak ergime sınırından 3 mm mesafedeki ısı çiftinde pik sıcaklık 743,2 °C ölçülmüş ve bu sıcaklıkta numune 0,102 sn beklemiştir. 5 mm uzaklıkta ulaşılan sıcaklık 574,6 °C'ye düşmektedir ve numune 0,566 sn beklemiştir. Kaynak hattından en uzak mesafe olan 9 mm'de bulunan ısı çiftinden elde edilen veriye göre ulaşılan pik sıcaklık 415,7 °C ölçülmüştür. Bu sıcaklıkta numune 1,125 sn beklemiştir.

TIG kaynak yöntemiyle yapılan kaynak işlemlerinde de GMAK'ta olduğu gibi kaynak ergime sınırına 3 mm mesafeden 9 mm mesafeye kadar uzaklaştıkça pik sıcaklığın azaldığı

ve pik sıcaklıkta bekleme süresinin arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca GMAK'ta olduğu gibi TIG kaynak yöntemiyle yapılan kaynak işlemlerinde de ısı girdisi arttıkça her bir pik sıcaklıkta bekleme süresinin de arttığı tespit edilmiştir. Bu sonuçlarda etkili olan unsurlar göz önüne alındığında ısı girdisi artışına bağlı olarak numunenin daha uzun sürede soğuduğu gözlemlenmiştir. TIG kaynak birleştirmeleri için 200 °C'de sonlandırılan termal döngü grafiklerinde görüldüğü üzere ısı girdisi arttıkça numunelerin 200 °C'ye düşene kadar geçen süre GMAK yönteminde de olduğu gibi artmaktadır.

5.2.1. Kaynaklı bağlantıların soğuması sırasında $\Delta t_{8/5}$ (800-500 °C) soğuma hızının etkisi

Kaynaklı bağlantıların soğuması sırasında yapısal dönüşümün meydana geldiği en önemli sıcaklık aralıklarından birisi $t_{8/5}$ (800-500 °C) geçiş zaman aralığı olduğu bilinir. Kaynak ısı girdisinin sabit olduğu varsayılarak bu geçiş zamanı ince ve kalın kesitli malzemelerin yanı sıra ön tav ısıtma işlemi uygulanan veya uygulanmayan malzemeler için hesap edilebilmektedir. Hesaplamalarda ince plaka ve kalın plakalar için geliştirilmiş denklemler sırasıyla Eş. 4.2'de ve Eş. 4.3'te deneysel metot bölümünde verilmiştir.

Literatüre göre $\Delta t_{8/5}$ süresi hesaplanırken ince veya kalın plaka denkleminin hangisinin uygulanacağına karar verilmesi aşamasında sorun çıkarsa sonuçlardan büyük olanın kullanılması ve bunu sağlayan denklem tercih edilmektedir. Bu yüzden Çizelge 5.3'te ince plaka denkleminin göre elde edilen sonuçlar da bulundurulmaktadır.

Çizelge 5.3'e göre GMAK çalışmasında termal döngüler oluşturulurken $\Delta t_{8/5}$ soğuma süresi 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızları için sırasıyla 12,4 sn, 9,7 sn ölçülmüştür. $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıklar arası soğuma süresi deneysel metot bölümünde belirtilen Rosenthal denklemlerinden yararlanarak GMAK yöntemiyle birleştirilen numunelerde 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızları için sırasıyla hesaplandığında 12,9 sn ve 9,9 sn olarak hesaplanmıştır. Ölçülen ile hesaplanan değer arasında genel olarak bir uyum söz konusudur. Bu ölçümler termal analiz sırasında kaynak ergime sınırına 1 mm mesafede bulunan ısı çiftten gelen veriye göre elde edilmiştir.

GMAK işleminde 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında, diğer ifadeyle 0,135 kJ/mm düşük ısı girdisi elde edilen numunede, 1mm'deki ısı çift 800 °C sıcaklığa çıkmamıştır. Bu sebeple belirtilen sıcaklıklar arası soğuma süresi ölçülememiştir. Ancak Rosenthal

denklemleri kullanılarak olarak bu sıcaklıklar arası geçiş zamanı 8,2 saniye olarak hesaplanmıştır. Sonuçlar azalan ısı girdisi ile iş parçasının daha hızlı soğuduğuna işaret etmektedir.

Çizelge 5.3. Farklı kaynak parametreleri ile birleştirilen numunelerin ısı girdileri ölçülen ve hesaplanan $\Delta t_{8/5}$ süresleri

	TIG		GMAK		
	9,5 cm	12 cm	72 cm	102 cm	150 cm
U (V)	10,5	10,2	18	19	20
I (A)	50	50	141	166	211
V (mm dk ⁻¹)	95	120	720	1020	1500
tel sürme	-	-	3,5	4,5	6,5
h (verim-GMAK)	0,7	0,7	0,8	0,8	0,8
E	0,332	0,255	0,212	0,186	0,169
Q (kJ mm ⁻¹)	0,232	0,179	0,169	0,148	0,135
T _p	29	33	25	22	22
F ₂	0,9	0,9	0,9	0,9	0,9
F ₃	0,67	0,67	0,67	0,67	0,67
d (mm)	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5
$\Delta t_{8/5}$ ince plaka(sn) (Hesaplanan)	24,5	14,5	12,9	9,9	8,2
$\Delta t_{8/5}$ (ölçülen)	21,6	-	12,4	9,7	-
Ölçülen Pik sıcaklık (°C)	1034,5	743,2	920,2	870,2	770,3

CCT diyagramları kullanılırken istenilen mikroyapının elde edilmesi için optimal $\Delta t_{8/5}$ soğuma süresinin üst ve alt limitlerinin belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. $\Delta t_{8/5}$ değeri hesaplanırken alt limit sıcaklığa soğuma hızı 5 sn değerinin altında olduğu

durumlarda kritik soğuma hızı geçildiğinden kırılğan bir mikroyapı oluşur. Soğuma 5 – 100 sn arasında bir sürede gerçekleşirse poligonal ferrit olarak ifade edilen çok kenarlı ferrit ağları oluşmaktadır.

$\Delta t_{8/5}$ soğuma süresinin alt limitinden daha düşük hızlarda gerçekleşen soğumalarda malzeme kırılğanlaşabilmektedir. Başka bir durumda da $\Delta t_{8/5}$ soğuma süresinin üst limitinden daha yüksek hızlarda gerçekleşen soğumalarda malzemenin tane boyutu beklenenin üstünde büyüyebilir. Bu yüzden malzemede mukavet kaybı yaşanabilmektedir [167]. $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıklar arası soğuma süresini sadece ısı girdisiyle değerlendirmek de uygun olmaz. Soğuma hızı, kaynak işleminin verimliliği, malzeme özellikleri, önısıtma sıcaklığı, malzeme kalınlığı ve tel sürme hızına bağlı olarak da değişmektedir. Rosenthal denkleminde kullanılan, kaynak parametrelerinin termal özellikler üzerindeki etkisini araştırmak için pek çok simülasyon modeli geliştirilmiştir.

Gleeble 1500 termomekanik simülatörünü kullanılarak TRIP çeliğinde A_{C1} ve A_{C3} sıcaklıklarının hesaplanmalarına yönelik çalışmalar gerçekleştirilmiştir. [82-84]. TRIP çelikleri için T_{nr} sıcaklığını 910 °C, A_{r3} sıcaklığını 780 °C, A_{r1} sıcaklığını 640 °C olarak hesapladığını raporlamıştır [84]. Weglowski, Weldox 1300 ultra yüksek mukavemetli alaşımında kaynak termal döngüsünün mekanik özellikler üzerine yaptığı simülasyon çalışmasında kırılma tokluğu ve sertlik değerlerinin $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıklar arası soğuma süresi ile ters orantılı olduğunu raporlamıştır [168].

Bu tez çalışmasında GMAK işlemlerinde voltaj, tel sürme hızı ve buna bağlı olarak kaynak ilerleme hızı beraber değerlendirilmiştir. Tel sürme hızı ve voltaj birbirine uyumsuz olduğunda yeniden erime ve yanma kaynak hataları meydana gelmiştir. Tel sürme hızı değiştirildiğinde voltaj da değiştiğinden optimum kaynak parametreleri belirlenirken tel sürme hızı ve uygulanan voltaj beraber değerlendirilmiştir.

TIG kaynağında ise 3 mm'deki ısı çiftten alınan veriye göre 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında birleştirilen numunede $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıklar arası soğuma süresi 21,6 sn ölçülürken, Rosenthal denklemleriyle hesaplanan değer 24,5 sn olarak bulunmuştur. TIG kaynak yöntemiyle 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında 3mm'deki ısı çiftten elde edilen sonuçlara göre sıcaklık 800 °C'ye ulaşmamıştır. Ancak hesaplanan değer olarak bu sıcaklıklar arası

geçiş zamanı 14,5 sn olarak bulunmuştur. Sonuçlar azalan ısı girdisi ile iş parçasının daha hızlı soğuduğuna işaret etmektedir.

Wang, TIG kaynağı ile yaptığı çalışmasında % ağırlıkça kimyasal bileşimi 0,03 C, 1,0 Si, 1,0 Mn, 0,01 S, 0,03 P, 24 Cr, 6,0 Ni, 3,0 Mo şeklinde olan Zeron 100 alaşımına kaynak hattından sırasıyla 3 mm, 4 mm, 5 mm ve 6 mm mesafelerde ısı çiftler yerleştirmiştir. Ön ısıtma sıcaklığını ile $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıklar arası soğuma süresininin doğru orantılı olduğunu belirtmiştir. Çalışmasında tel sürme hızını sabit tutarak akım ve voltajı arttırmak suretiyle ısı girdisini arttırdığında tel sürmenin $\Delta t_{8/5}$ sıcaklıklar arası soğuma süresi ve ölçülen pik sıcaklıklar üzerinde önemli düzeyde etkisi olmadığını ifade etmiştir. Buna neden olarak da ana malzeme ve kullanılan kaynak sarf malzemesi arasındaki uyumla ilişkilendirmiştir [169].

Kaynak termal döngü profillerinden elde edilen simülasyon çalışmalarına ve hesaplamalara göre en düşük $\Delta t_{8/5}$ sıcaklar arası soğuma süresi, en düşük ısı girdisine sahip olan 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki GMAK işlemi yapılan numunede elde edilmiştir. Bu çalışmada GMAK işleminde her durumda en düşük ısı girdisinde en hızlı soğuma elde edilmiştir. Bu sonuçlar CCT diyagramında hızlı soğuyan numunelerin soğuma eğrisinin sıcaklık eksenine daha yakın olduğu anlamına gelir. Diğer bir ifadeyle daha kısa soğuma sürecinde meydana gelen yapısal dönüşümde sert fazların oluşabilme olasılığı yükselmektedir.

Bu durum Rosenthal denklemleri ve uygulama arasındaki farklılıklar dikkate alınarak açıklanabilir. Rosenthal denklemi ile uygulama arasındaki en büyük potansiyel uyumsuzluk ark verimliliğiyle ilişkilendirilebilir. GMAK işlemlerinde verimlilik faktörü % 80 ve TIG kaynak yöntemi için ise % 70 kabul edilmiştir [160]. Wang, Rosenthal denklemlerinde meydana gelen sapmanın temel nedenini ark verimliliği olarak belirtmiştir. Teorik ısı girdisi ile malzemeye transfer olan ısı miktarı arasındaki fark arttıkça $\Delta t_{8/5}$ soğuma süresi ölçümleri ve Rosenthal denklemleri arasındaki farkın arttığını ifade etmiştir [169]. Bu tez çalışmasında verimlilik faktörü %80 olan robotik GMAK işlemleri için ölçülen ve Rosenthal denklemlerine göre deneysel hesaplanan 800-500 °C sıcaklar arası soğuma süresi $\Delta t_{8/5}$ aralarındaki fark %3'ten küçük olarak hesaplanmıştır. Verimlilik faktörü %70 olan elle yapılan TIG kaynağı işlemleri için ölçülen ve Rosenthal

denklemlerine göre deneysel hesaplanan $\Delta t_{8/5}$ soğuma süresi aralarındaki fark yaklaşık %12 olarak hesaplanmıştır. Yine bu tez çalışmasında kullanılan sınıf 2 K-tipi ısı çiftlerinin -40 °C ile 1200 °C arası sıcaklıklarda $\pm 2.5^{\circ}\text{C}$ tolerans aralığında ölçümler gerçekleştirebilmektedir [170]. Isıl çiftlerin toleransı da ölçülen değer ve teorik hesaplama arasındaki farkın artmasına neden olmaktadır.

5.2.2. CCT diyagramı üzerinde termal döngü sonuçlarının değerlendirilmesi

Metalurjide ısı işlem veya kaynak gibi bir termal çevrime maruz kalan alaşım sistemleri oda sıcaklığına doğru sürekli soğuma rejimi ile soğuduklarından dolayı meydana gelen yapısal dönüşümler metalurjistler tarafından CCT sürekli soğuma eğrilerinden yararlanılarak açıklandığı daha önce ifade edilmişti [111]. Bu çalışmada kullanılan TRIP800 çeliği yüksek silisyum içeren bir çelik çeşididir. Bu çelik için geliştirilmiş özel bir CCT eğrisi mevcuttur [93]. Deneysel metot bölümünde Şekil 4.10'da yüksek silisyum içeren TRIP çeliği için CCT diyagramından faydalanılarak farklı ısı girdileri için $\Delta t_{8/5}$ geçiş zaman aralıklarında göz önünde bulundurularak meydana gelebilecek yapısal oluşumlara değinebilmek için Çizelge 5.3'te özetlenen verilerden ve kaynak termal döngü profillerinden yararlanılarak soğuma eğrileri grafiksel olarak çizilmiş ve sırasıyla GMAK ve TIG kaynaklı numuneler için Şekil 5.6'da ve Şekil 5.7'de gösterilmiştir.

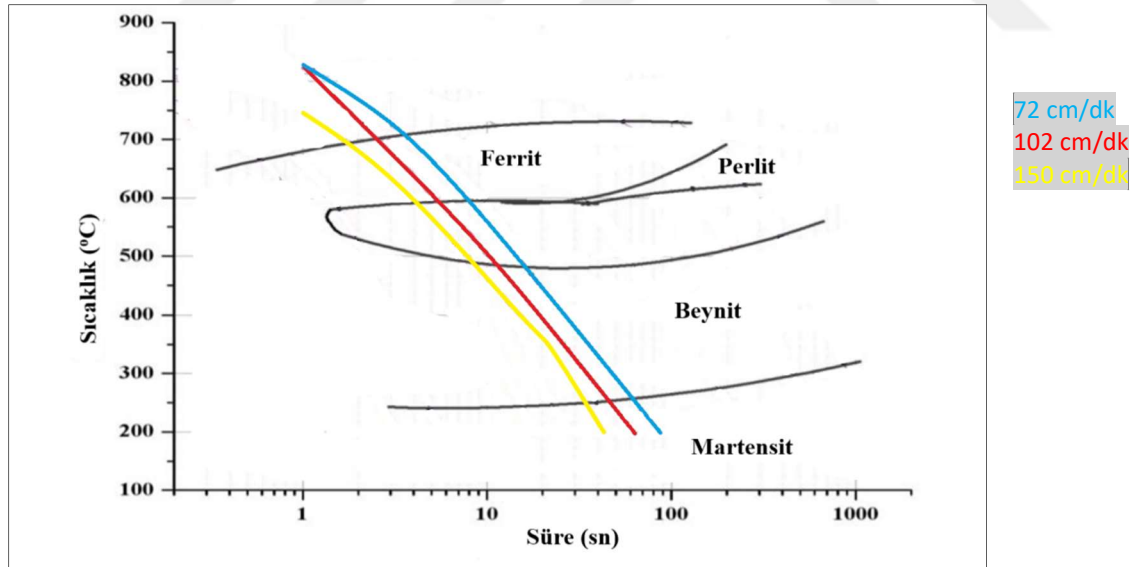
Fonstein'in çalışmasında belirtildiği üzere CCT diyagramı için kullanılan yüksek-Si TRIP çeliğinin 820 °C üzerindeki sıcaklıklarda östenitizasyon bölgesinde olduğu tespit edilmiştir. Belirtilen bu sıcaklıktan oda sıcaklığına soğutulurken meydana gelen yapısal değişimi belirlemek için sürekli soğutma eğrileri çizilerek uygulanmaktadır. Oluşturulan sürekli soğuma eğrileri 820 °C ile 200 °C arasındadır [93]. Başka bir çalışmada ise başlangıç sıcaklığı olarak 900 °C ve üzerindeki sıcaklıklar kabul edilmektedir [115].

Bu çalışmada Çizelge 5.2'de verilen kaynak ergime hattına göre ısı çift mesafelerine göre pik sıcaklıklar incelendiğinde yirmi ısı çiftten sadece iki tanesi 900 °C'nin üzerine çıkmaktadır. Mevcut pik sıcaklıklar dikkate alındığında Fonstein'in 820 °C ile 200 °C arasındaki CCT diyagramının [93] kullanılmasının elde edilen pik sıcaklık değerlerine daha uygun olduğu tespit edilmiştir. Şekil 5.1'de, Şekil 5.2'de ve Şekil 5.3'te verilen GMAK işlemlerinde farklı kaynak ilerleme hızındaki termal döngüler ve Şekil 5.4'te ve

Şekil 5.5'te verilen TIG kaynağı işlemlerinde farklı kaynak ilerleme hızındaki termal döngüler bu nedenle 200 °C ile sınırlandırılmıştır.

Bu çalışmada Şekil 5.6'da gösterilen soğuma eğrilerini çizerken GMAKlı birleştirmede kaynak hattına 1 mm mesafedeki ısı çiftten elde edilen veriye göre oluşturulan 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızları için grafiğin başlangıç sıcaklığı olarak 820 °C östenitleme sıcaklığı olarak kabul edilmiştir. Ancak 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı için östenitleme başlangıç sıcaklığı olarak 770 °C kullanılmıştır. Çünkü ilgili ısı çiftte 770,3 °C pik sıcaklık ölçülmüştür.

Şekil 5.6'dan görüldüğü üzere ısı çiftlerinden elde edilen veriye göre numune oda sıcaklığına doğru soğurken 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki GMAK'lı numune 820 °C ve 200 °C sıcaklıklar arasında 85,3 saniyede; 102 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numune için 820 °C ve 200 °C arasında 61,1 saniyede kat etmektedir. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numune 770 °C ve 200 °C arasında 48,1 saniyede kat etmektedir.



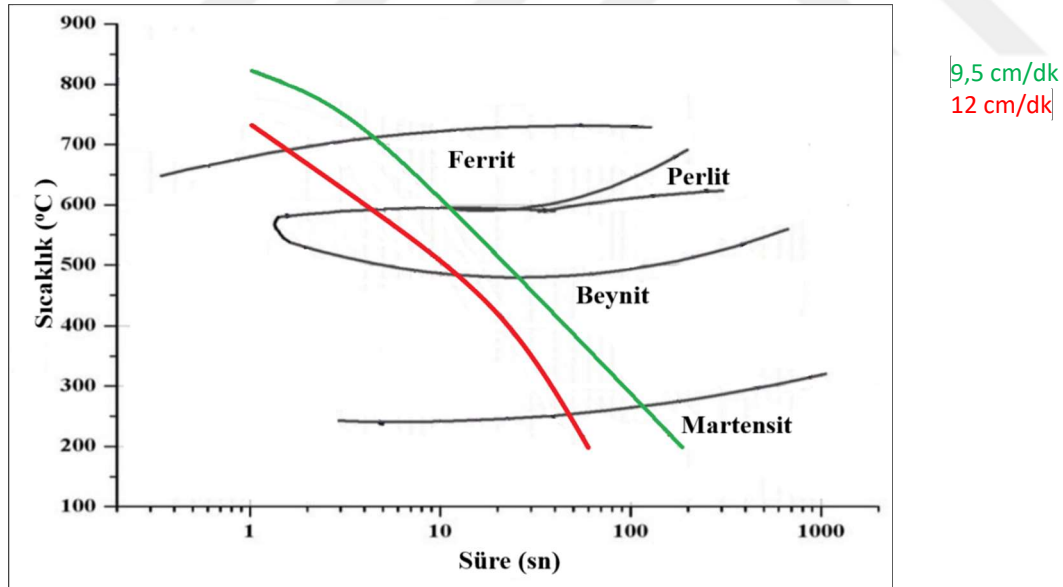
Şekil 5.6. GMAK çalışması için mm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin 1.6 Si TRIP çeliğinin CCT diyagramı [93] kullanılarak çıkarılan soğuma profili

Tablo 5.4'te belirtildiği üzere kaynaklı birleştirmelerin kaynak sonrası soğurken $\Delta t_{8/5}$ soğuma süresi meydana gelen yapısal dönüşümlerin belirlenmesi açısından önem arz etmektedir. Bu sıcaklıklar arası geçiş zamanı ölçülen ve hesaplanan değerlerin birbirine uyumu önem arz etmektedir. Ölçülen ile hesaplanan değerler arasındaki farklılık ısı

çiftlerin kaynak hattından 1 mm ve 3 mm gibi uzaklıklardan veriyi alması ile kaynak metalindeki ulaşılan sıcaklıkla ölçülen noktadaki ulaşılan sıcaklık arasındaki farklılıkla ilişkili olduğu düşünülmektedir.

$\Delta t_{8/5}$ soğuma süresi hesaplanırken oluşan fazları CCT diyagramı üzerinde değerlendirme imkanı yoktur. Fakat ısı çiftleri ile elde edilen sonuçlar Şekil 5.6'daki Fonstein'in 820 – 200 °C sıcaklık aralığında oluşturulan CCT diyagramı [93] ile birleştirildiğinde GMAK kaynak işleminden sonra TRIP çeliği için istenmeyen perlit fazının oluşmadığı CCT diyagramı sayesinde metalografi çalışmasından önce tespit edilmiştir.

Şekil 5.6'daki CCT diyagramındaki soğuma eğrisine göre daha düşük ısı girdisi ile birleştirilen GMAK numunelerin soğuma rejimine bağlı olarak kaynak hattına 1 mm mesafedeki bölgelerde ferrit, beynit ve martenzit fazlarından oluşması beklenmektedir. Perlit oluşumu meydana getirecek kadar yavaş bir soğuma gerçekleşmemiştir. Yapının tamamen martenzite dönüşecek bir soğuma hızına ulaşmadığı da gözlemlenmiştir.



Şekil 5.7. TIG kaynağı 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin 1.6 Si TRIP çeliğinin CCT diyagramı [93] kullanılarak çıkarılan soğuma profili

Şekil 5.7'den görüldüğü üzere ısı çiftlerinden elde edilen veriye göre numune oda sıcaklığına doğru soğurken TIG kaynağında 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında kaynak hattından 3 mm uzaklıktaki ısı çiftten elde edilen sıcaklık değeri 1034,5 °C olarak ölçülmüştür. Daha öncede belirtildiği üzere Fonstein'in çalışmasında CCT diyagramı için

östenitleme sıcaklığı olarak 820 °C tespit edilmiş ve bu sıcaklıktan oda sıcaklığına soğuyan numunenin sürekli soğuma eğrisi oluşturulmuştur [93]. Isıl çiftlerden elde edilen veriye göre 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki TIG kaynaklı numune 820 °C ve 200 °C sıcaklıklar arasını 107,2 saniyede kat etmektedir. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki TIG kaynaklı numune için 820 °C ve 200 °C arasındaki süre numune 743,2 °C pik sıcaklığa çıktığından hesaplanamamıştır. Ancak 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı için östenitleme sıcaklığı yerine, başlangıç sıcaklığı olarak 743 °C kullanılarak Şekil 5.7’de soğuma eğrisi oluşturulmuştur. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki TIG kaynaklı numune 743 °C ve 200 °C sıcaklıklar arasını 60,5 saniyede kat etildiği hesaplanmıştır.

Şekil 5.7’deki CCT diyagramındaki soğuma eğrisine göre daha düşük ısı girdisi ile birleştirilen TIG kaynaklı numunenin soğuma rejimine bağlı olarak kaynak hattına 3 mm mesafedeki bölgede ferrit, beynit ve martenzit fazlarından oluşması beklenmektedir.

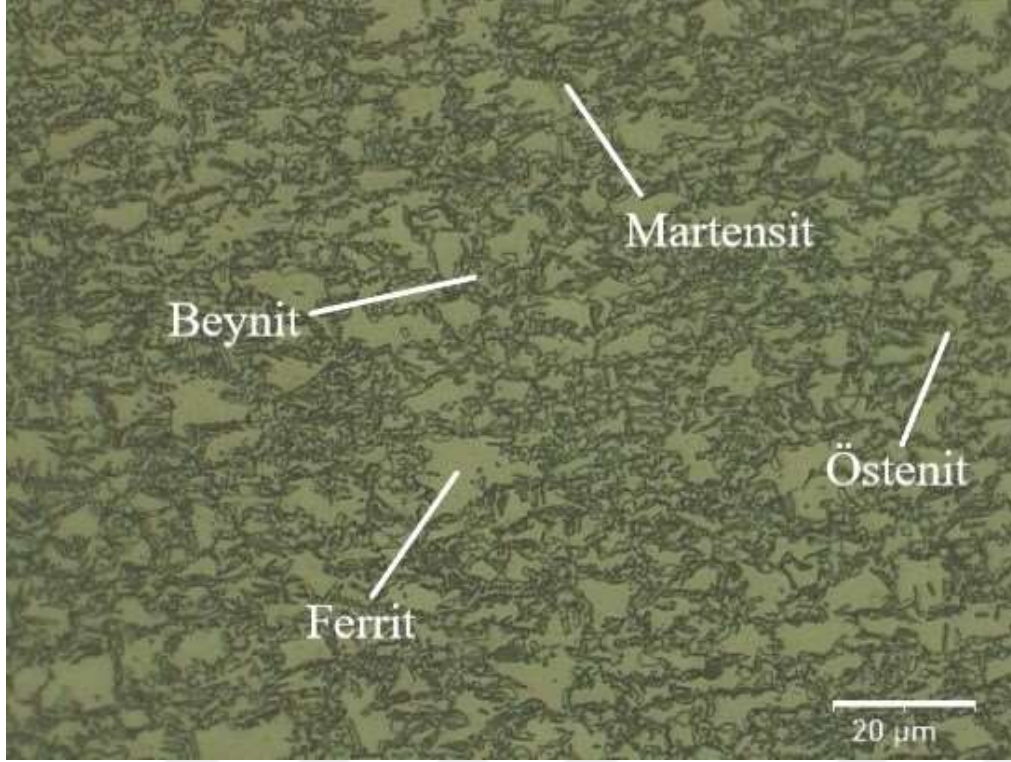
Isıl çiftlerden elde edilen termal döngülerden CCT diyagramı üzerinde soğuma eğrileri oluşturulduğunda, TRIP çeliklerinde GMAK için kaynak hattından 1 mm uzaklıkta ve TIG kaynağı işlemleri için kaynak hattından 3 mm uzaklıkta numunelerde oluşması beklenen fazlar tespit edilmiştir. Bu çalışmada kullanılan optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizleriyle yapılan mikroyapı inceleme ile termal döngü çalışmasının doğrulanmıştır.

5.3. Kaynaklı Birleştirmelerinin Mikroyapı İncelemeleri

Çalışmada farklı ısı girdisinde GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle bindirme kaynağı yapılan TRIP800 çelik çiftinin kaynak sonrası soğuma rejimlerine bağlı olarak yapılarında oluşan fazların değerlendirilmesi bağlantının özellikleri açısından önem arz etmektedir. Bu sebeple kaynaklı bağlantılar ana malzeme, ITAB ve kaynak metalini kapsayacak şekilde optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) aracılığı ile etraflıca incelenmiştir.

Metalografik inceleme için klasik metalografik numune hazırlama tekniklerinden yararlanılarak iki basamaklı dağlama yöntemiyle dağlanan deney numunelerinin mikroyapı değerlendirmeleri kaynak termal döngü profilleri ile ilişkilendirilerek aşağıdaki bölümlerde paylaşılmıştır. Çalışmada yüksek-Si TRIP800 çelik malzemeden yararlanıldığı için

öncelikle ana malzemenin temin edildiği şekliyle kaynak öncesi mikroyapısı incelenmiştir. Elde edilen mikroyapı görüntüsü Resim 5.1’de gösterilmiştir.



Resim 5.1. TRIP800 çelik mikroyapısı

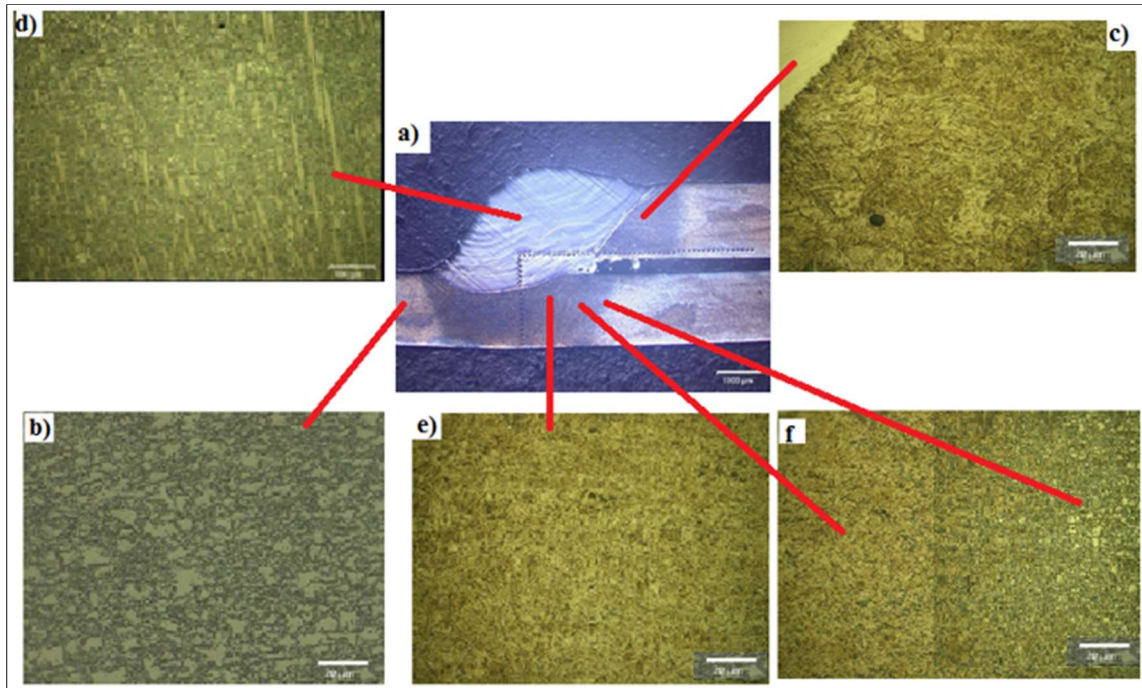
Resim 5.1’den görüldüğü gibi TRIP800 çelik sacın yapısı ferrit matriks içerisinde beynit ve kalıntı östenitin yanı sıra az miktarda martenzit fazından oluştuğu görülmektedir. İncelemeler TRIP çeliklerinin yapısının yaklaşık %60-65 ferrit, %20-25 beynit yanı sıra %10-15 kalıntı östenit ve çok az miktarda martenzitten oluştuğuna işaret etmektedir.

Çalışmada GMAK yöntemiyle bindirme kaynağı şeklinde birleştirilen kaynaklı bağlantıdan elde edilen kaynak profili oluşturulmuş Resim 5.2’de gösterilmiştir.

Resim 5.2(a)’da görüldüğü gibi TRIP800 çelik çifti robotik GMAK yöntemiyle bindirme kaynağı yapılarak başarıyla birleştirilmiştir.

Resim 5.2(b)’de görüldüğü üzere TRIP800 çelik ana malzeme ferrit matriks içerisinde beynit ve kalıntı östenitin yanı sıra az miktarda martenzit fazından oluşmaktadır.

Resim 5.2(c)'de ise kaynak metali kısmı olarak, ergime sınırı ve ITAB mikroyapısı açık şekilde görülmektedir. GMAK yöntemiyle bindirme kaynağı birleştirmelerinde kullanılan ER309LSi kaynak ilave teli, östenitik mikroyapıdadır. Bu yüzden 4% Pikral + HCl ardından 10% metabisulfite çözeltisi kullanılarak yapılan iki basamaklı dağlama faaliyeti ile kaynak metali dağlanamamaktadır. ITAB ve ana malzeme aynı numune üzerinde beraber incelenememiştir [144]. ITAB mikroyapısının da beynit, az miktarda martenzit ve ferrit fazlarından oluştuğu görülmektedir.



Resim 5.2. GMAK yöntemiyle bindirme kaynağı ile birleştirilmiş numunenin makroyapı ve mikroyapı profili (a) Kaynaklı bağlantı makroyapısı, (b) TRIP800 ana malzeme, (c) ITAB, (d) Kaynak metali, (e) ITAB iri taneli bölge, (f) ITAB'ın ince taneli ve kısmi dönüşüme uğramış bölgesi

Resim 5.2 (d) de görüldüğü gibi kaynak metali östenitik mikroyapıdadır. ER309LSi kaynak ilave teli, alaşımındaki % ağırlıkça yüksek krom ve nikel oranı ile östenitik mikroyapıdadır. Kaynak metalinde beklendiği üzere γ matris içinde vermiküler δ yapılar tespit edilmiştir [154]. Ana metalin ve ITAB'ın dağlamasında kullanılan iki basamaklı dağlama yöntemi östenitik kaynak metalinde olumlu sonuç vermemiştir. Kaynak metali %40 NaOH su çözeltisi kullanılarak elektro-dağlama yöntemiyle dağlanmıştır [163].

Resim 5.2(e)'de görüldüğü üzere ITAB iri taneli bölge mikroyapısında ferritik beynitik yapı tespit edilmiştir. İri taneli ITAB'daki beynitik oluşumlar genel olarak yüksek

sıcaklıkta dönüşüme uğradığından üst beynit oluşumu gözlemlenmiştir. Ferrit oluşumları da ana metale göre daha iri taneler içermektedir.

Resim 5.2(f)'den görüldüğü gibi ITAB ince taneli bölgesi mikroyapısı ferritik beynitik yapıda olup çok az oranda olsa da martenzitik yapı tespit edilmiştir. Bu bölgedeki ferrit taneleri iri taneli ITAB'a göre daha ince taneli yapıdadır.

GMAK ve TIG kaynağı işlemlerindeki kaynak parametrelerine bağlı ısı girdisi değişimine bağlı olarak ITAB genişliği ölçülmüş ve Çizelge 5.4'te verilmiştir.

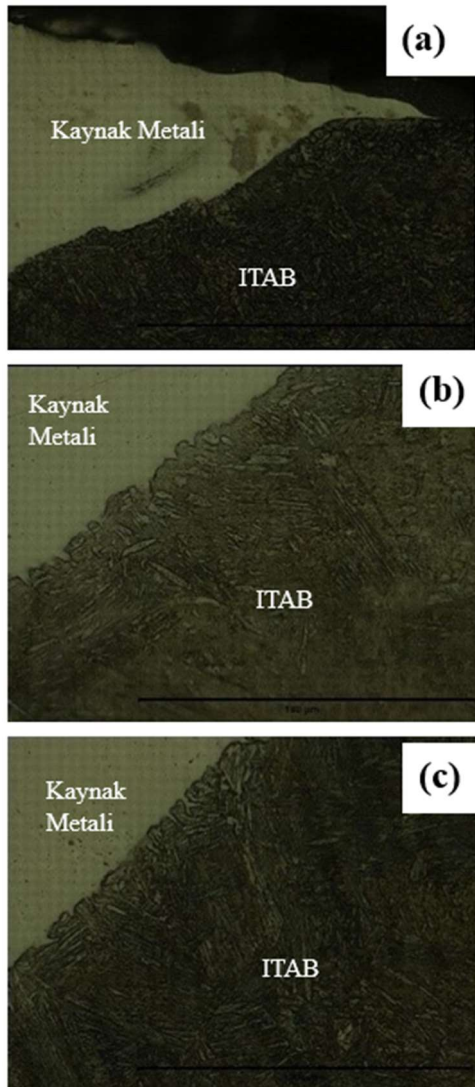
Çizelge 5.4. Kaynaklı birleştirmelerde ITAB genişliğinin kaynak parametrelerine bağlı olarak değişimi

Numune	Akım (A)	Voltaj (V)	Kaynak ilerleme hızı (cm/dk)	Isı girdisi (kJ mm-1)	Ölçülen ITAB Genişliği (mm)	Hesaplanan ITAB Genişliği (mm)	Ölçülen $\Delta t_{8/5}$ (Sn)	Hesap $\Delta t_{8/5}$ (Sn)
GMAK	211	20	150	0,135	1,8	1,9	-	8,2
	166	19	102	0,148	1,9	2,1	9,7	9,9
	141	18	72	0,169	2,1	2,3	12,4	12,9
TIG	50	10,2	12	0,179	2,9	3,1	-	14,5
	50	10,5	9,5	0,232	3,1	3,2	21,6	24,5

Çizelge 5.4'te Rosenthal denklemlerine (Eş.4.2 ve 4.3) göre deneysel hesaplanan $\Delta t_{8/5}$ ve ölçülen $\Delta t_{8/5}$ süreleri de verilmiştir. Ayrıca Çizelge 5.4'te Adams' denkleminde (Eş. 4.4) göre deneysel hesaplanan ITAB genişliği değerleri ve optik mikroskop vasıtasıyla ölçülen ITAB genişlik değerleri de verilmiştir. Bu değerlerde ölçülen değerler hesaplanan değerlere göre her durumda düşük sonuçlar vermektedir. $\Delta t_{8/5}$ süreleri düşünüldüğünde bunun temel nedeni Rosenthal denklemlerinde teorik ısı girdisi ile parçadaki nihai ısı girdisi arasında oluşan farklar gösterilebilir. $\Delta t_{8/5}$ süreleri ve ITAB genişlikleri beraber düşünüldüğünde ısı çiftlerinde kullanılan sınıf 2 K-tipi ısı çiftler $\pm 2.5^{\circ}\text{C}$ tolerans aralığını da dikkate almak gerekmektedir [161]. Isıl çiftlerden gelen veri ve kaynak

operasyonundaki diğer belirsizlikler dikkate alındığında ITAB genişliği ve $\Delta t_{8/5}$ sürelerindeki hesaplamalarda elde edilen sapma beklentilerin üstüne çıkmamaktadır.

Çizelge 5.4'te ifade edildiği üzere artan ısı girdisi ile kaynaklı birleştirmelerin ITAB genişlikleri artarken azalan ısı girdisi ile daralmaktadır. TIG kaynaklı numunelerin ITAB genişlikleri elle yapılan bir kaynak işlemi olduğu için, robotik GMAK ile ısı kontrolünün daha iyi ve homojen sağlandığı birleştirmelere göre daha büyük bulunmuştur. Ayrıca GMAK'lı birleştirmelerde ısı girdisi değişimine bağlı olarak kaynak metali ITAB geçişi farklı kaynak ilerleme hızlarına göre Resim 5.3 (a), (b) ve (c)'de gösterilmiştir.

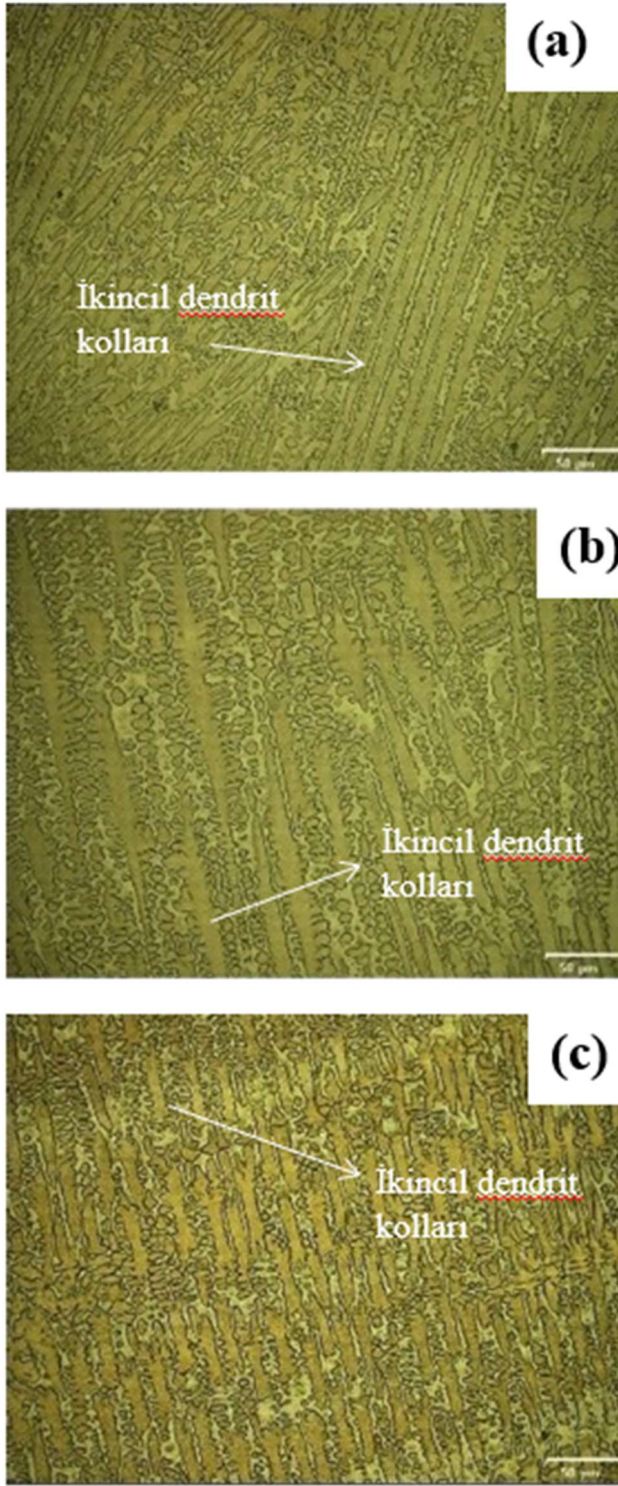


Resim 5.3. GMAK işlemi yapılan numunelerde kaynak metali ve ITAB geçişi (a) 72 cm/dk, (b) 102 cm/dk, (c) 150 cm/dk kaynak hızları

Çizelge 5.5'teki veride belirtildiği ve Resim 5.3'te görüldüğü üzere artan ısı girdisine bağlı olarak ITAB bölgesinin genişliği de artmaktadır. ER309LSi kaynak ilave teli ile yapılan çalışmalarda ısı girdisi düştükçe ergime sınırı boyunca martenzit oluşturma eğilimini azaltmaktadır [153]. Benzer husus bu tez çalışmasındaki mikroyapı analizlerinde de görülmüştür. Resim 5.2'de ITAB'da yapılan iki aşamalı dağlamada görüldüğü üzere mikroyapı beynitik ferritik şekilde olup az miktarda martenzit içermektedir.

Resim 5.3 (a), (b) ve (c)'de sırasıyla 72 cm/dk, 102 cm/dk, 150 cm/dk kaynak hızları ile GMAK işlemi yapılan numunelerde kaynak metal ve ITAB geçişinin dijital büyütme kullanılarak 2800X büyütmede çekilmiş optik mikroskop görüntüleri paylaşılmıştır. Resim 5.3 (a)'da görüldüğü üzere 0,169 kJ/mm yüksek ısı girdisine sahip 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunede kaynak metalinden ITAB'a geçişte ergime çizgisi düz ve net bir şekilde seçilebilmektedir. 0,148 kJ/mm orta ısı girdisine sahip 102 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunede kaynak ergime hattı Resim 5.3 (b)'de verilmiştir. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında ergime hattındaki düz ve net yapının kaybolduğu açıkça görülmektedir. Resim 5.3 (c)'de 0,135 kJ/mm en düşük ısı girdisi ve 150 cm/dk en yüksek kaynak ilerleme hızında sahip numunenin kaynak ergime hattı verilmiştir. Burada kaynak metalinin kaynak ergime çizgisindeki martenzit yapının içine doğru girdiği açıkça görülmektedir. Kaynak metal ile ITAB arasında en geniş yüzey en yüksek kaynak ilerleme hızı olan 150 cm/dk'da elde edilmiştir. Bu yapı numunenin deformasyon sırasında TRIP etkisinin kaynak metal ve ana malzeme boyunca görülmesine destek sağlayacaktır.

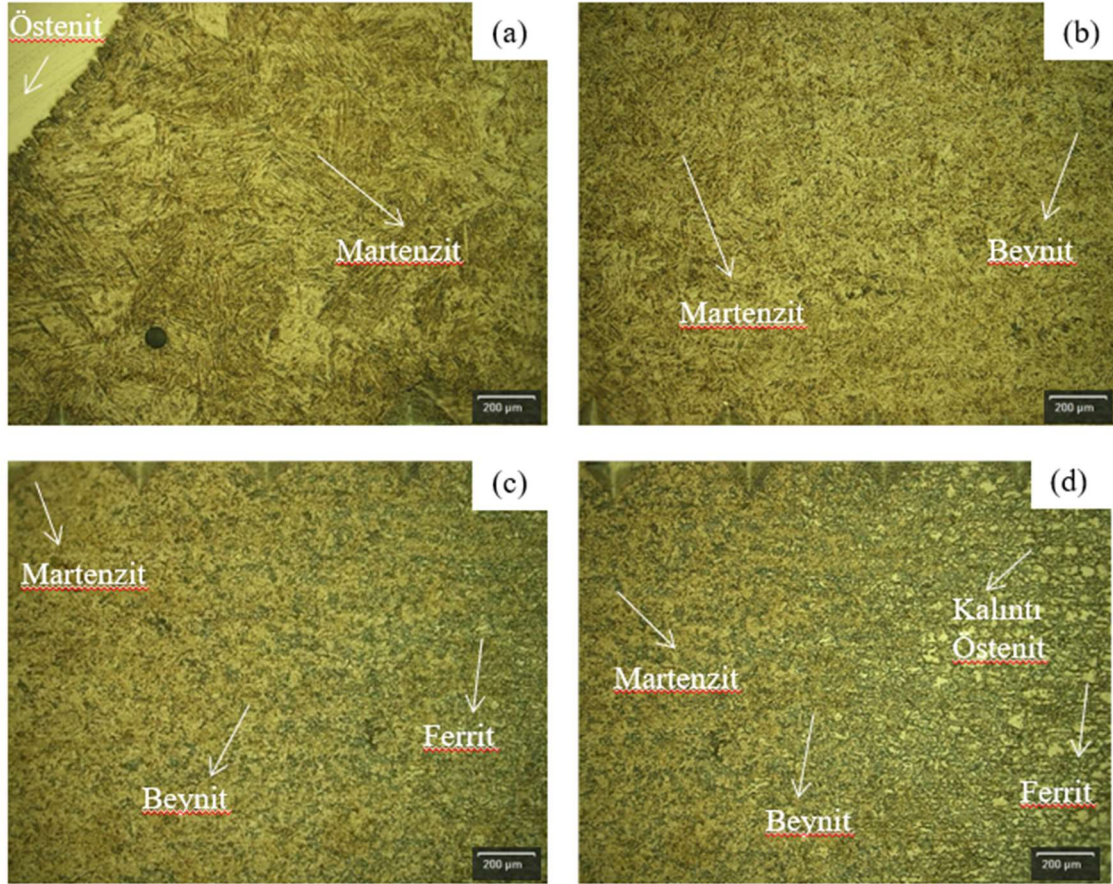
Resim 5.4'ten görüldüğü gibi artan ısı girdisine bağlı olarak kaynak metal mikroyapısı dentritik katılaşma biçimiyle katılaştığı için ikincil dendrit kol aralığı (SDAS) gözle görülür biçimde artmaktadır. GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmelerde kullanılan ER309LSi kaynak ilave telinin etkisiyle vermiküler mikroyapı ve bunun yanında ısı girdisine bağlı olarak martenzitik yapı da tespit edilmiştir. Kullanılan ER309LSi kaynak ilave telinin kimyasal bileşimindeki % ağırlıkça yüksek krom oranı nedeniyle kaynak metalinin yarı kararlı östenitik TRIP çelik alaşımları gibi davranmıştır. Isı girdisine bağlı olarak da bu özelliği belirginleşmektedir.



Resim 5.4. GMAK uygulanan numunelerde kaynak metali mikroyapısı (a) 72 cm/dk, (b) 102 cm/dk, (c) 150 cm/dk kaynak hızlarında

GMAK işlemlerinde sırasıyla 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerde ısı girdisi değişimine bağlı olarak; kaynak metali – ITAB geçiş,

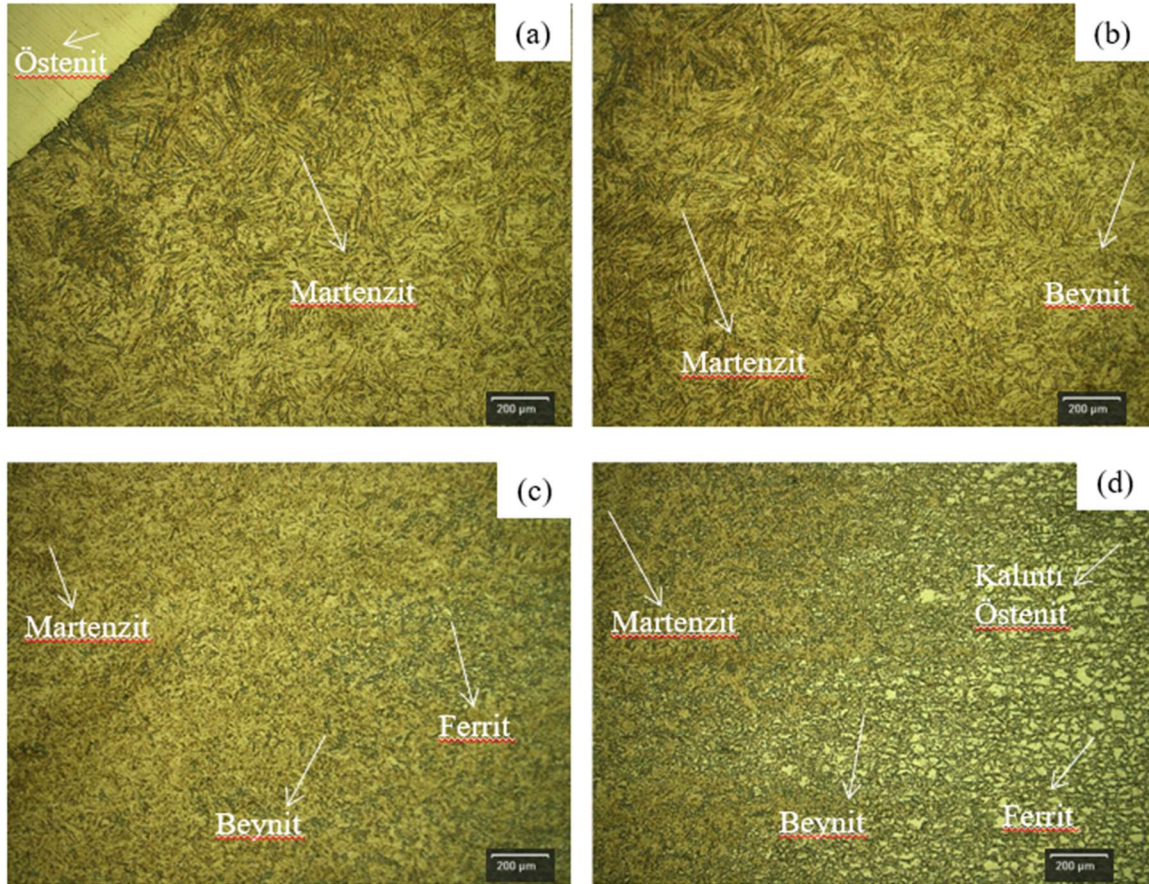
ITAB iri taneli bölge, ITAB ince taneli bölge ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge sırasıyla Resim 5.5, Resim 5.6 ve Resim 5.7’de verilmiştir.



Resim 5.5. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metal – ITAB geçiş, (b) ITAB iri taneli bölge c) ITAB ince taneli bölge, (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge

Resim 5.5 (a), (b), (c) ve (d)’de görüldüğü üzere 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune kaynak metal – ITAB geçişi 4 bölgede ifade edilmiştir. Resim 5.5 (a)’da kaynak metalinden ITAB geçiş bölgesi verilmiştir. Östenitik mikroyapıdaki kaynak metal pıkral ve metabisülfide dağılayıcı işlemiyle dağılanmadığından parlak metal görünümünü korunmuştur. Kaynak ergime hattından ITAB’a geçiş boyunca martenzit ağırlıklı yapı mevcuttur. Resim 5.5 (b)’de görüldüğü üzere ITAB’ın iri taneli bölgesinde ısı girdisine bağlı olarak martenzit, üst beynit oluşumları mevcuttur. Resim 5.5 (c)’de görüldüğü üzere ITAB ince taneli bölgede martenzitin yanında beynit miktarı artarken, ferritik matris seçilebilir hale gelmiştir. Resim 5.5 (d)’de

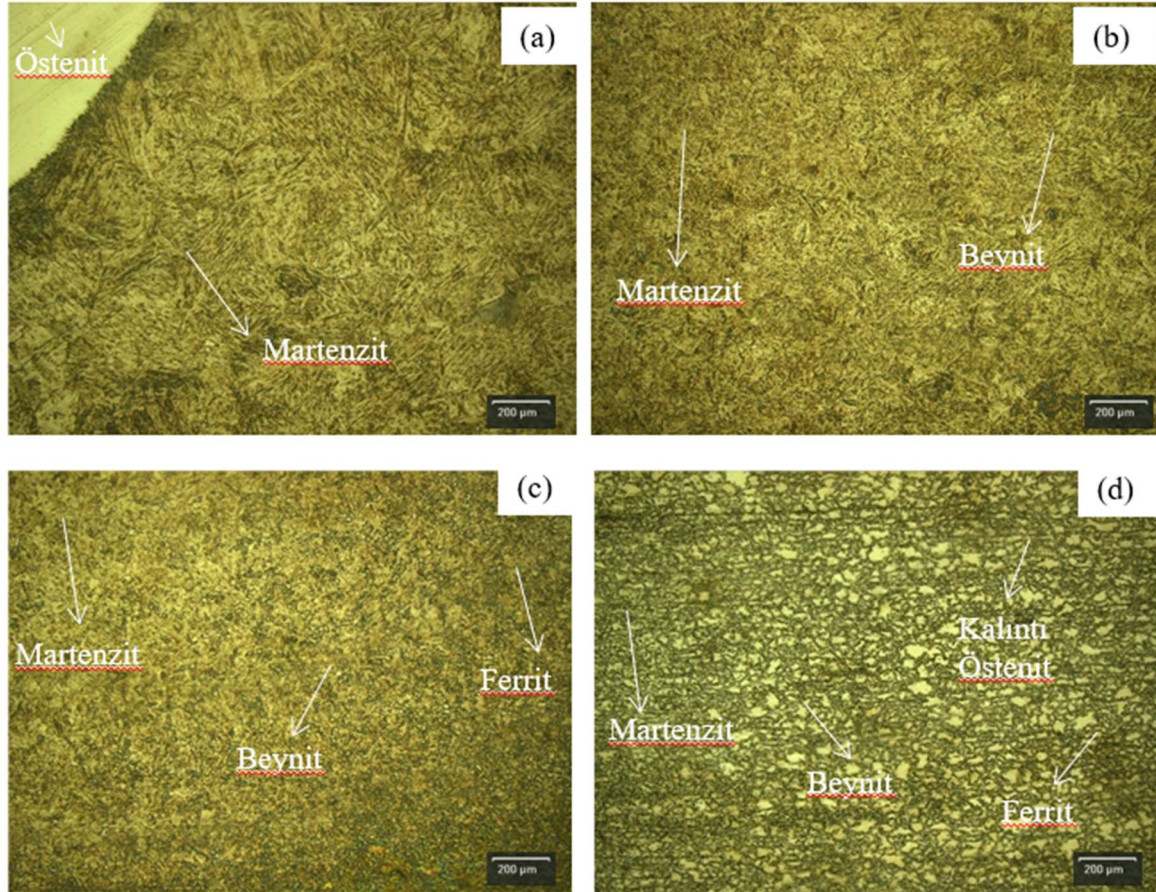
kısmi dönüşüme uğramış ITAB mikroyapısında görüldüğü üzere ana metale giderken kalıntı östenit miktarı da artarak mikroyapıda rahatça seçilebilir hale gelmektedir.



Resim 5.6. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metal – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge

102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak metal—ITAB geçişi 4 bölgede Resim 5.6 (a), (b), (c) ve (d)’de verilmiştir. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında kaynak metalinden ITAB’a geçiş bölgesi Resim 5.6 (a)’da verilmiştir. Resim 5.5 (a)’daki 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında olduğu gibi ağırlıklı östenitik mikroyapıdaki kaynak metal pıkal ve metabisülfid dağılayıcı uygulaması ile dağlanmadığından 102 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki kaynak metalinde parlak metal görünümü aynen korunmuştur. Kaynak ergime hattından ITAB’a geçiş boyunca yine martenzit ağırlıklı yapı mevcuttur. Resim 5.6 (b)’de görüldüğü üzere kaynak ITAB iri taneli bölgede martenzit ve üst beyrit mikroyapı mevcuttur. Resim 5.6 (c)’de görüldüğü üzere 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında ITAB’ın ince taneli bölgesi 72 cm/dk kaynak

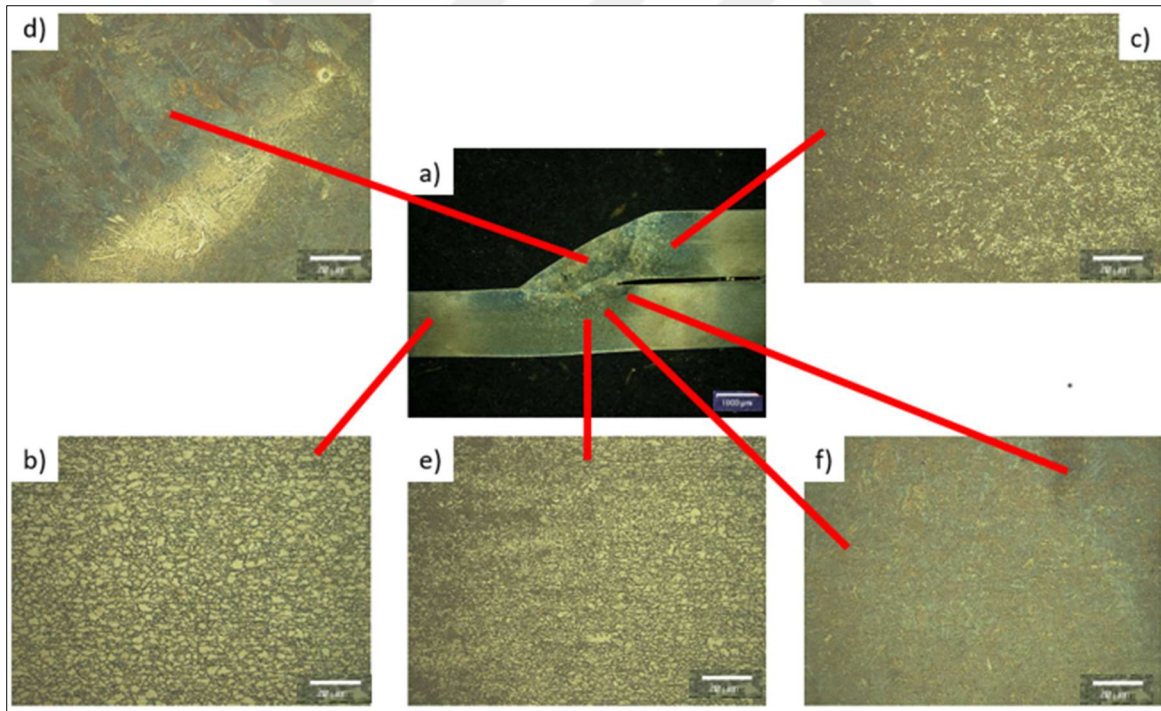
ilerleme hızında olduğu gibi martenzitik ve beynitik mikroyapıdadır. Resim 5.6 (d)'de kısmi dönüşüme uğramış ITAB mikroyapısında görüldüğü üzere 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında düşen ısı girdisine bağlı olarak ITAB genişliği de 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numuneye göre azalmaktadır. Bu bölgede ana metale giderken kalıntı östenit miktarının arttığı yine açıkça görülmektedir.



Resim 5.7. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metali – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge

Resim 5.7 (a), (b), (c) ve (d)'de görüldüğü üzere 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune kaynak metali – ITAB geçişi 4 bölgede ifade edilmiştir. Benzer geçiş sistematığı GMAK işlemleri için Resim 5.5'te 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı ve Resim 5.6'de 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı için de geçerlidir. Geçiş sırasında mikroyapı değişimi ulaşılan pik sıcaklık ve belirlenen ısı girdisindeki termal döngüye bağlı olarak değerlendirilmiştir.

Kaynak metali – ITAB geçiş bölgelerinde her u kaynak ilerleme hızı için de mikroyapıda ER309LSİ kaynak metalinin östenitik yapısına istinaden kaynak metalinde vermiküler yapı ve dendiritik yapı mevcuttur. ITAB geçiş bölgesinde yüksek dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak st beynit oluşumları, ferrit ve az miktarda martenzit oluşumları görülmüştür. Bu bölgelerden iri taneli bölgenin mikroyapısı artan ısı girdisine ve düşen kaynak ilerleme hızına bağlı olarak tane boyutları da büyümektedir. İri taneli ITAB bölgesi mikroyapısında ferritik beynitik yapı tespit edilmiştir. Her u kaynak ilerleme hızı için de ITAB ince taneli bölgesinde perlit fazı oluşumları görülmemiştir. Artan ısı girdisi ve düşen kaynak ilerleme hızına bağlı olarak ferritik beynitik mikroyapı mevcut olup yapıda düşük oranda martenzi fazı tespit edilmiştir. ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge, kısmen stenitlendiğinden mikroyapı daha önceki ferrit tanelerine istaneden ferrite dönüşen östenit tanelerini de içermektedir. Artan ısı girdisi ve bununla beraber düşen kaynak ilerleme hızına istinaden ferrite dönüşen östenit miktarı artmaktadır.

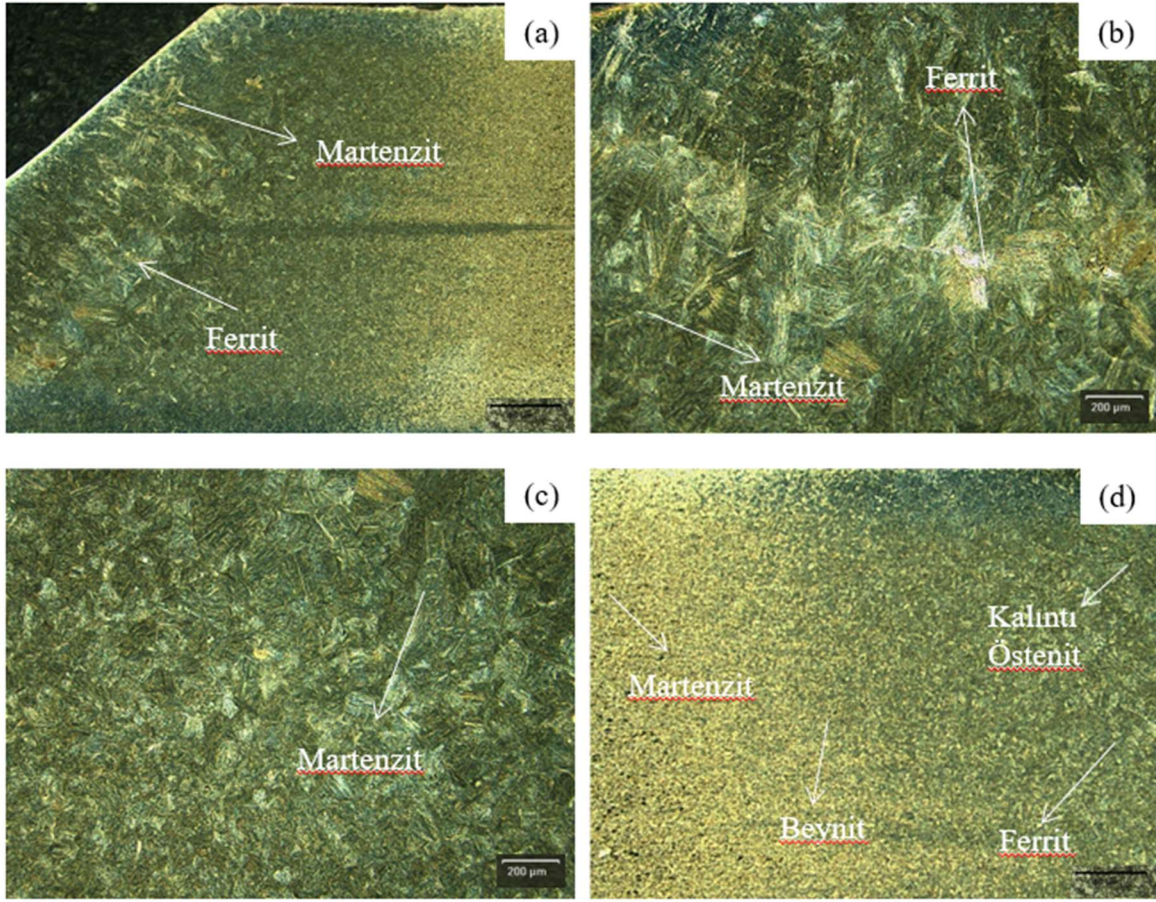


Resim 5.8. TIG yöntemiyle bindirme kaynağı ile birleştirilmiş numunenin makroyapı ve mikroyapı profili, (a) Kaynaklı bağlantı makroyapı, (b) TRIP800 ana malzeme, (c) ITAB, (d) Kaynak metali, (e) ITAB iri taneli bölge, (f) ITAB ince taneli ve kısmi dönüşüme uğramış bölgesi

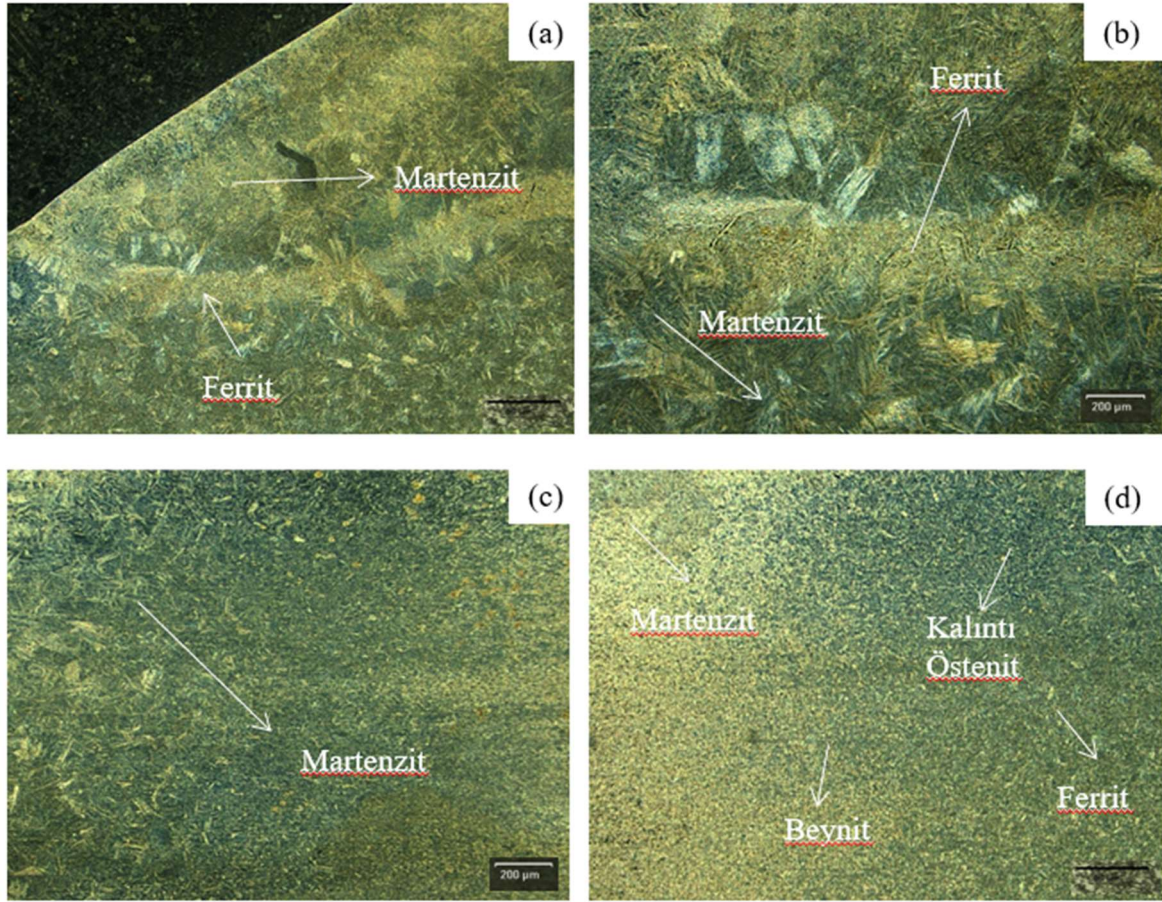
Çalışmada aynı zamanda TIG kaynak yöntemiyle birleştirilen TRIP800 kaynaklı bağlantısının mikroyapı profili de oluşturulmuş Resim 5.8’de sunulmuştur. Resim 5.8 (a)’da görüldüğü gibi TRIP800 çelik çifti manuel otojen TIG bindirme kaynak yöntemiyle başarıyla birleştirilmiştir. Resim 5.8 (b)’de görüldüğü üzere TRIP800 çelik ana malzemesi ferrit matriks içerisinde beynit ve kalıntı östenitin yanı sıra az miktarda martenzit fazı yer almaktadır. GMAK işlemlerinde kullanılan aynı parti Yüksek-Si TRIP 800 çeliği kullanılmıştır.

Resim 5.8 (c)’de görüldüğü gibi ITAB mikroyapısı martenzitik yapı mevcuttur. TIG yöntemiyle bindirme kaynağı birleştirmelerinde, GMAK yöntemine nazaran kaynak ilave telini kullanılmamıştır. Otojen TIG kaynağı işlemi gerçekleştirilmiştir. GMAK işlemlerinde yapıldığı gibi 4% Pikral + HCl ardından 10% metabisulfite çözeltisi kullanılarak İki basamaklı dağlama işlemi ile kaynak metali, ITAB ve ana metalin mikroyapı incelemesi gerçekleştirilmiştir. Resim 5.8 (d)’de görüldüğü gibi kaynak metali martenzitik mikroyapıdadır. Kaynak metali ve ITAB arasında açık renkli kalan alanda ferritik geçiş bölgesi oluşumu gözlemlenmiştir.

Resim 5.8 (e)’de yer alan ITAB iri taneli bölgesi mikroyapısında martenzit ve ferritin yanında çok az miktarda kalıntı östenit bulunmaktadır. Resim 5.8 (f)’den görüldüğü gibi ITAB ince taneli bölgesi mikroyapısı ferritik martenzitik yapı ve bu yapıya karışmış üst beynit mikroyapı mevcuttur.



Resim 5.9. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metalı – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge



Resim 5.10. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune ITAB bölgeleri mikroyapısı (a) Kaynak metali – ITAB geçiş (b) ITAB iri taneli bölge (c) ITAB ince taneli bölge (d) ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge

Resim 5.9 (a), (b), (c) ve (d)'de görüldüğü üzere 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune kaynak metali – ITAB geçişi 4 bölgede ifade edilmiştir. Benzer geçiş sistemi Resim 5.10'da verilen 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip TIG kaynağı işlemi için de geçerlidir. Geçiş sırasında mikroyapı değişimi ulaşılan pik sıcaklık ve belirlenen ısı girdisindeki termal döngüye bağlı olarak değerlendirilmiştir.

TIG kaynağı işlemlerinde kaynak metali–ITAB geçiş bölgelerinde her iki kaynak ilerleme hızı için de mikroyapıda martenzitik mikroyapı yapı mevcuttur. ITAB geçiş bölgesinde ferritik geçiş bölgelerinin oluşumları belirgin şekilde görülmüştür. Resim 5.9 (b)'de görüldüğü üzere; ferritik geçiş bölgesi 12 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki TIG kaynağı işleminde daha belirgin şekildedir.

Her iki TIG kaynağı işleminde iri taneli bölgede düşen kaynak ilerleme hızına bağlı artan ısı girdisine ile tane boyutları da büyümektedir. İri taneli ITAB bölgesi mikroyapısında martenzitik şekildedir. Ferritik geçiş bölgesi her iki kaynak ilerleme hızında da mevcuttur.

TIG kaynağı işlemlerinin her iki kaynak ilerleme hızı için de ITAB ince taneli bölgede, GMAK işlemlerine benzer şekilde perlit oluşumları görülmemiştir. Soğuma hızı perlit oluşumuna müsaade edecek kadar düşmemiştir. Düşen kaynak ilerleme hızına bağlı olarak artan ısı girdisi ile martenzitik ferritik mikroyapı mevcut olup, aynı zamanda düşük oranda beynitik yapı tespit edilmiştir. TIG kaynak işlemlerinde iki farklı kaynak ilerleme hızında da ITAB kısmi dönüşüme uğramış bölge, kısmen östenitlendiğinden mikroyapı daha önceki ferrit tanelerine istaneden ferrite dönüşen östenit tanelerini de içermektedir. GMAK işlemlerinde olduğu gibi artan ısı girdisi ve bununla beraber düşen kaynak ilerleme hızına istinaden ferrite dönüşen östenit miktarı artmaktadır.

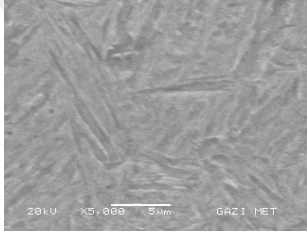
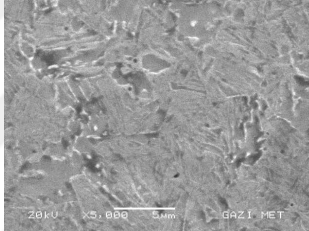
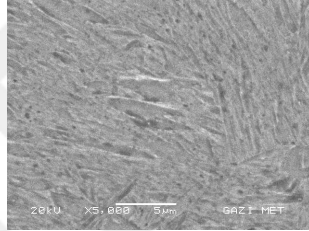
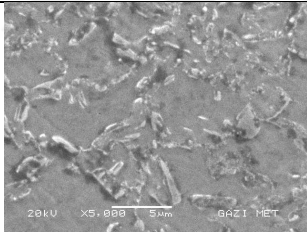
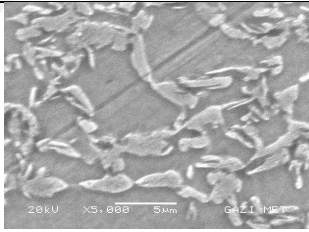
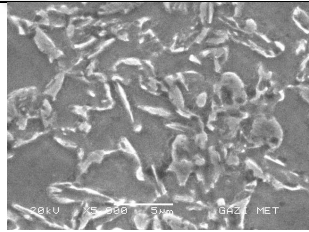
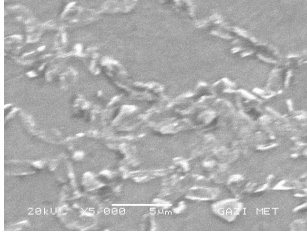
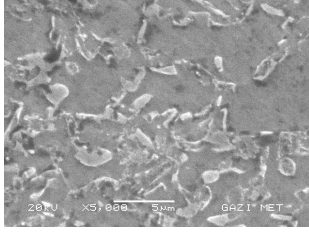
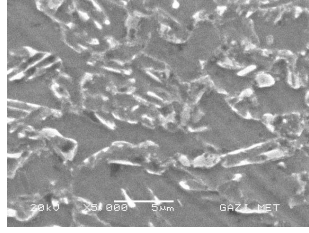
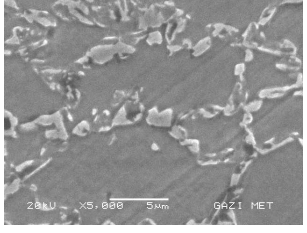
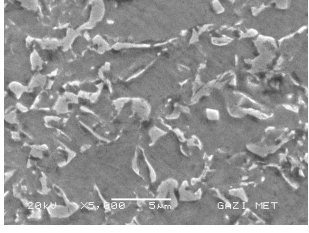
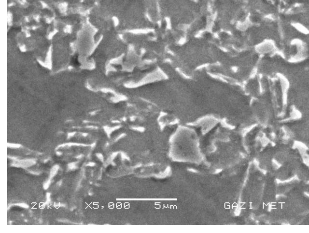
5.4. Kaynak Termal Döngüsü İle Mikroyapı İlişkisinin Tayini

Çalışmada farklı ısı girdisinde GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle bindirme kaynağı yapılan TRIP800 çelik çiftinin kaynak sonrası soğuma rejimlerine bağlı olarak yapılarında oluşan fazların değerlendirilmesi kaynak termal döngü profilleri ile ilişkilendirilerek açıklanması önem arz etmektedir. Bu sebeple çalışmada farklı ısı girdileri ile GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle birleştirilen numunelerin kaynak ergime bandından farklı mesafelerde yerleştirilen ısı çiftleri aracılığı ile ulaşılan pik sıcaklıklar ve bu sıcaklıktan oda sıcaklığına doğru soğurken meydana gelen yapısal dönüşümlerde metalaografik açıdan incelenmiştir.

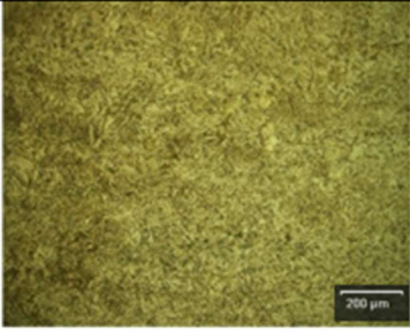
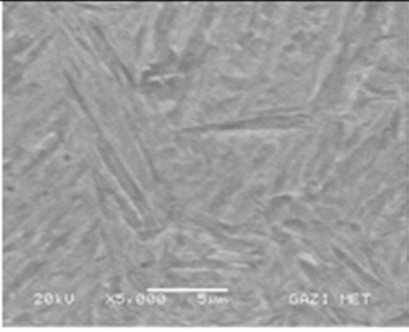
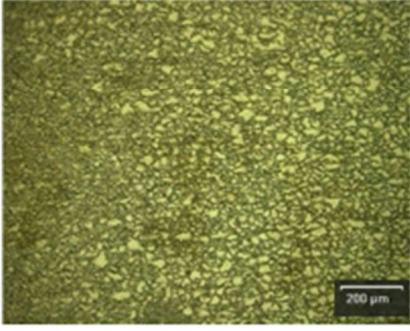
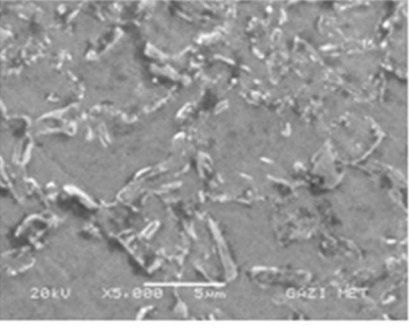
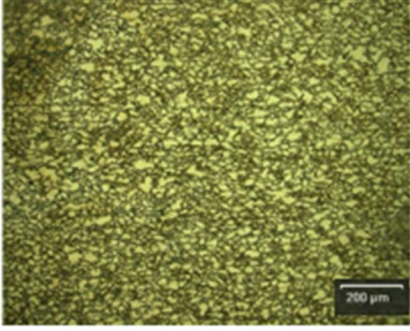
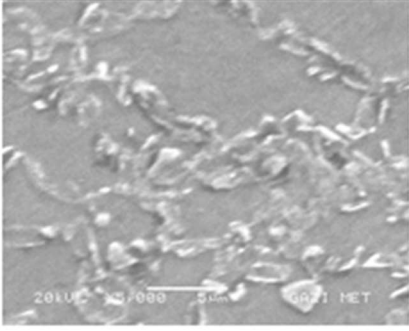
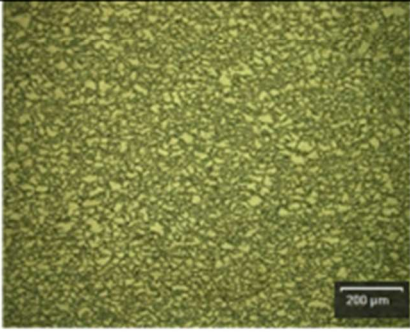
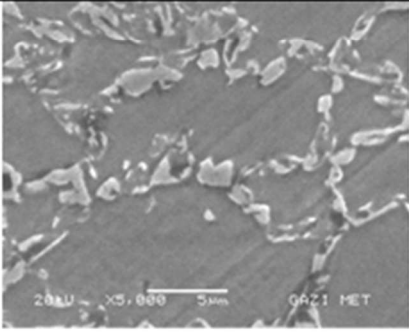
GMAK işlemleri için kaynak hattına sırasıyla 1 mm, 2 mm, 3 mm ve 5 mm uzaklığa yerleştirilen ısı çiftlerinin bulunduğu bölgedeki mikroyapı, optik mikroskop ve SEM aracılığıyla incelenmiştir. GMAK işlemlerine ait 5000X büyütmede SEM görüntüleri farklı kaynak ilerleme hızlarına göre Resim 5.11’de verilmiştir. GMAK işlemlerindeki bu 1000X optik büyütmede optik mikroskop ve 5000x büyütmede SEM görüntüleri her üç farklı kaynak ilerleme hızı için de Resim 5.12, Resim 5.13 ve 5.14’te gösterilmiştir.

GMAK işleminde 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında ITAB genişliği 2,1 mm olarak ölçülmüştür. 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızları için ITAB genişlikleri

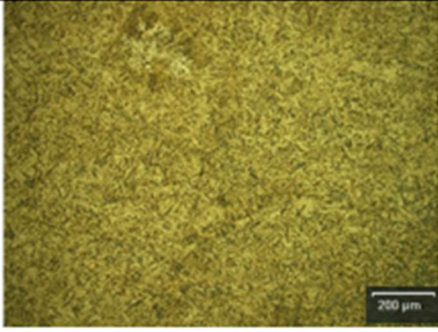
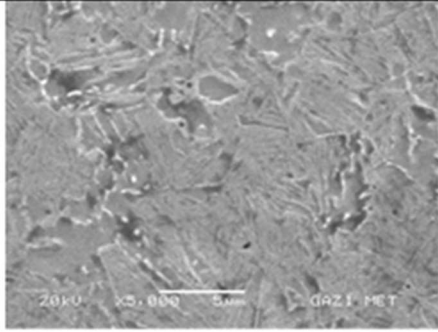
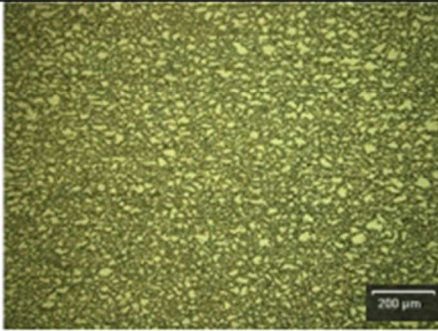
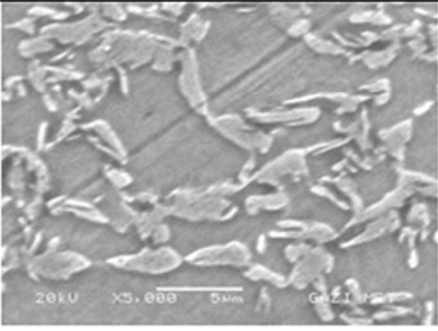
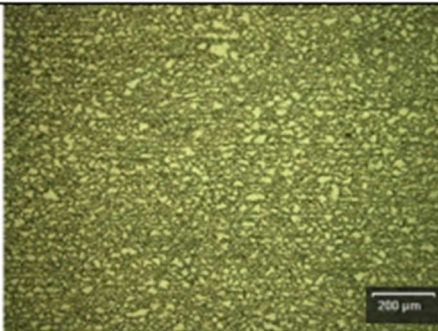
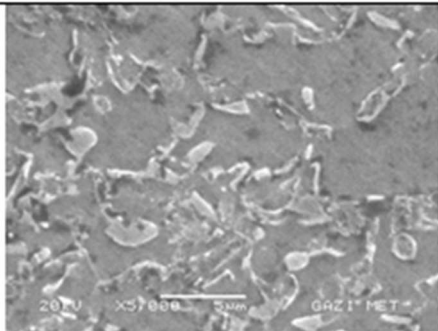
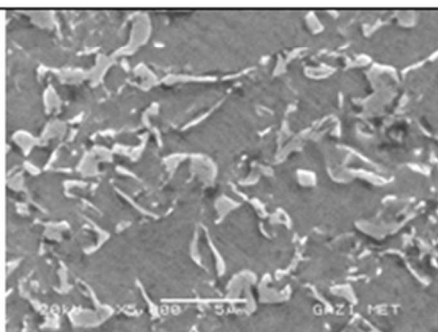
sırasıyla 1,9 mm ve 1,8 mm olarak ölçülmüştür. Resim 5.11’de görüldüğü üzere 5000X büyütmedeki SEM görüntülerinde her üç kaynak ilerleme hızı için de 1 mm’den alınan görüntüler martenzitik beynitik mikroyapıdaki ITAB bölgesinden alınmıştır. 2 mm’den alınan SEM görüntülerinde 102 ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarında ITAB’ın bitişi net olarak belli olmaktadır. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı için ise alınan SEM görüntüsü ITAB’ın bitişi ana metale geçiş bölgesi verilmiştir. 3 ve 5 mm alınan SEM görüntüleri, GMAK işlemlerindeki her üç kaynak ilerleme hızı için de ana metal mikroyapısına uygundur.

Isıl çift mesafe (mm)	GMAK işleminde kaynak ilerleme hızları		
	72 cm/dk	102 cm/dk	150 cm/dk
1			
2			
3			
5			

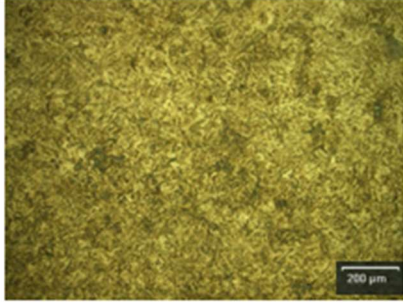
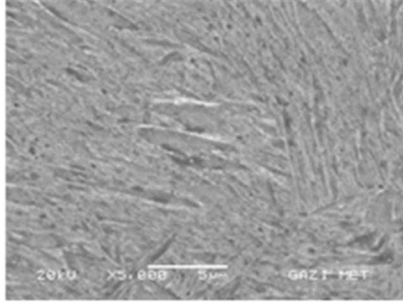
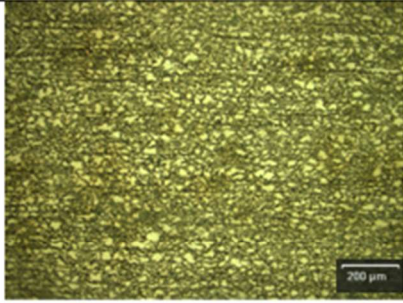
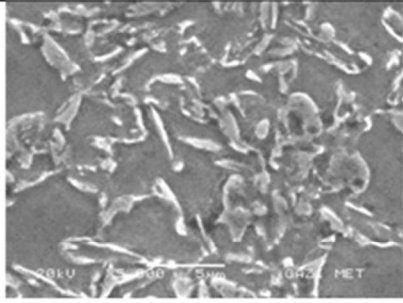
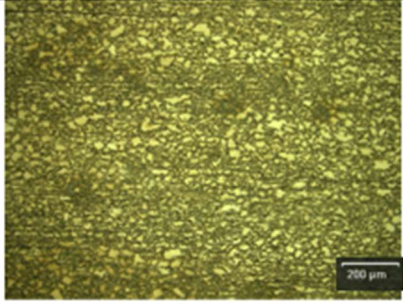
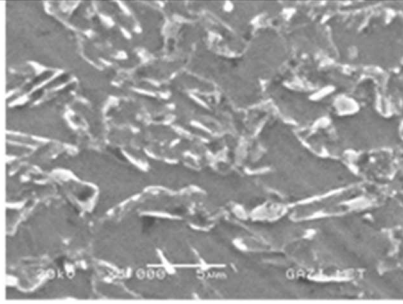
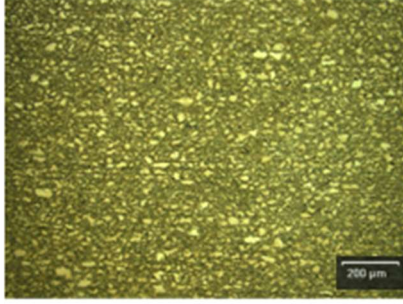
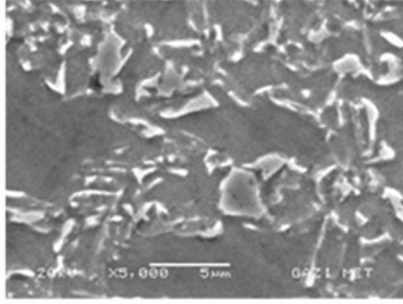
Resim 5.11. 72, 102 ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yönetimi ile birleştirilen numunelerde kaynak hattından farklı uzaklıklardaki SEM mikroyapı görüntüleri

Isıl çift Mesafesi (mm)	GMAK birleştirme yöntemi	
	Optik Mikroskop (1000x büyütme)	SEM (5000x büyütme)
1		
2		
3		
5		

Resim 5.12. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numunede kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri

Isıl çift Mesafesi (mm)	GMAK birleştirme yöntemi	
	Optik Mikroskop (1000x büyütme)	SEM (5000x büyütme)
1		
2		
3		
5		

Resim 5.13. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune de kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri

Isıl çift Mesafesi (mm)	GMAK birleştirme yöntemi	
	Optik Mikroskop (1000x büyütme)	SEM (5000x büyütme)
1		
2		
3		
5		

Resim 5.14. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK yöntemiyle birleştirilen numune kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri

Resim 5.12, Resim 5.13 ve Resim 5.14'ten görüldüğü üzere kaynak hattından farklı uzaklıklarda ulaşılan sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlı olarak mikroyapıda meydana gelen değişimler her bir ısıl çiftin yerleştirildiği ölçüye göre görüntülenmiştir.

Aynı bölgeden hem optik mikroskop görüntüsü hem de SEM görüntüsü alınarak karşılaştırma yapılmıştır. Çizelge 5.5’de GMAK işlemlerindeki her üç kaynak ilerleme hızında, kaynak hattından itibaren yerleştirilen ısı çiftlerinin yerleşimine göre ölçülen tepe sıcaklıkları verilmiştir.

Çizelge 5.5. GMAK işlemlerindeki her üç kaynak ilerleme hızında, kaynak hattından itibaren yerleştirilen ısı çiftlerinin yerleşimine göre ölçülen tepe sıcaklıkları

Kaynak ilerleme hızı (cm/dk)	Kaynak hattına göre farklı uzaklıklara yerleştirilmiş (mm) ısı çiftlerindeki pik sıcaklıklar (°C)				Ölçülen ITAB Genişliği (mm)
	1 mm	2 mm	3 mm	5 mm	
72	920,2 °C	710,6 °C	554,9 °C	393,5 °C	2,1
102	870,2 °C	660,6 °C	504,9 °C	343,5 °C	1,9
150	770,3 °C	579,3 °C	471,6 °C	309,1 °C	1,8

GMAK birleştirme yöntemi için 1 mm’den alınan görüntüler her üç kaynak ilerleme hızı için de ITAB’ın kaba taneli bölgesinden alınmıştır. Çizelge 5.5’de verildiği üzere 1 mm’deki ısı çiftlerinin tamamı TRIP çelikleri için A_{C1} sıcaklığının üstündedir. GMAK işleminde 1 mm uzaklıktan alınan görüntülerin, artan ısı girdisi ve düşen kaynak ilerleme hızına istinaden Çizelge 5.5’te verilen ölçülen ITAB genişliği değerine uyumlu olduğu tespit edilmiştir. Elektron mikroskobu görüntülerinde ferritik matris üzerindeki beynitik oluşumlar görülebilmektedir.

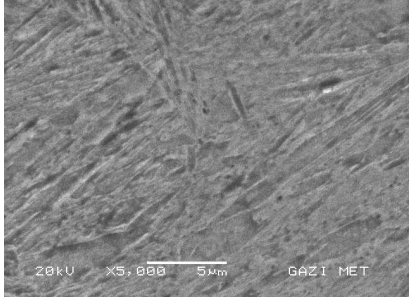
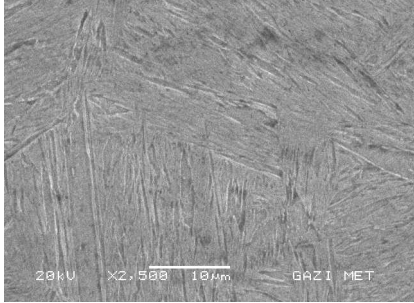
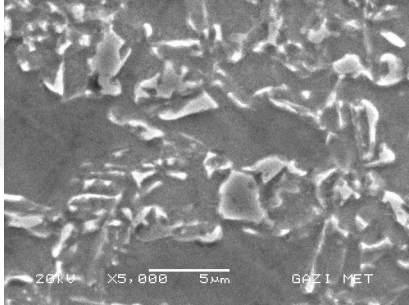
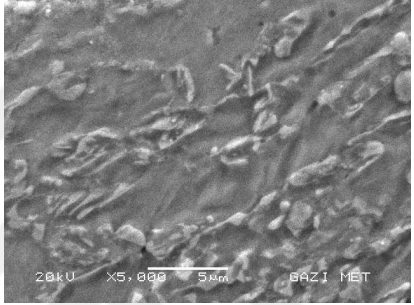
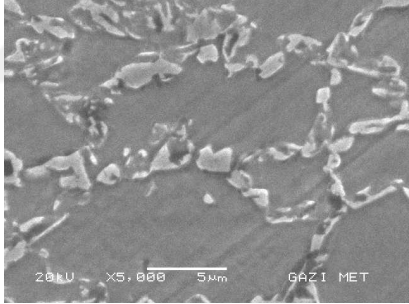
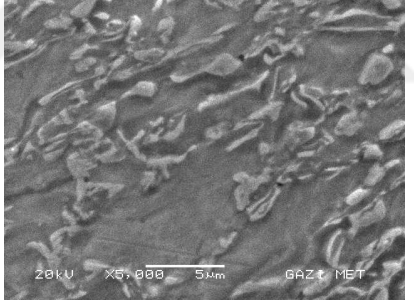
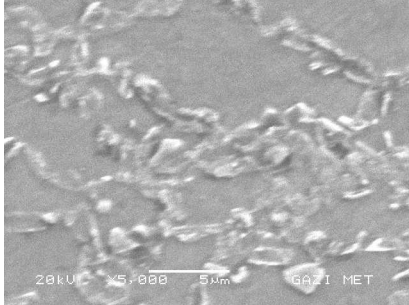
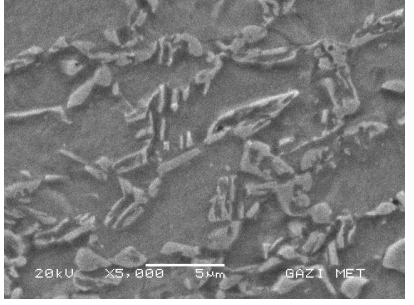
GMAK birleştirme yöntemi için 2 mm’deki ısı çiftlerinden alınan görüntüler incelendiğinde 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin ITAB’ın ana malzemeye geçiş kısmından alındığı tespit edilmiştir. 2 mm’deki diğer kaynak hızlarındaki ısı çiftleri için de ITAB geçişin sonlanıp ana malzemeye geçişin tamalandığı bölgeden alınmıştır. Çizelge 5.5’de verildiği üzere 2 mm’deki ısı çiftlerinden 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındakiler TRIP çelikleri için A_{C1} sıcaklığının altında yer almaktadır. GMAK işleminde 2 mm uzaklıktan alınan görüntülerin, artan ısı girdisi ve düşen kaynak ilerleme hızına istinaden Çizelge 5.5’de verilen ölçülen ITAB genişliği değerine uyumlu olduğu bulunmuştur.

GMAK birleştirme yöntemi için 3 mm'deki ısı çiftin bulunduğu bölgeden alınan görüntüler her üç kaynak ilerleme hızı için de ana metalden alınmıştır. Çizelge 5.6'da verildiği üzere GMAK uygulamasında en düşük kaynak ilerleme (hızı 72 cm/dk) ve en yüksek ısı girdisinde ITAB genişliği 2,1 mm'de sona ermekte olduğu tespit edilmiştir. 3 mm'deki ısı çiftin bulunduğu bölgeden alınan görüntüler de Çizelge 5.5'de verilen ölçülen ITAB genişliği değerine uyumludur.

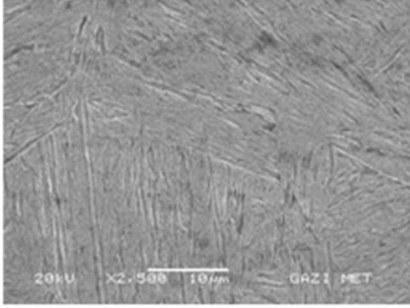
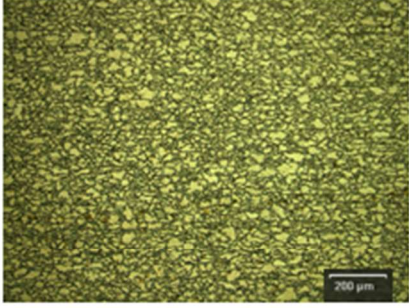
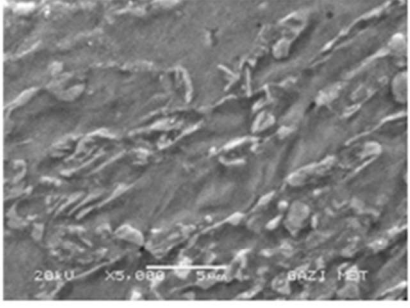
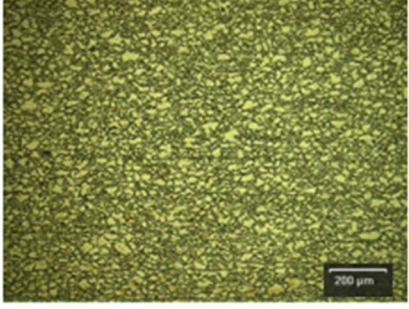
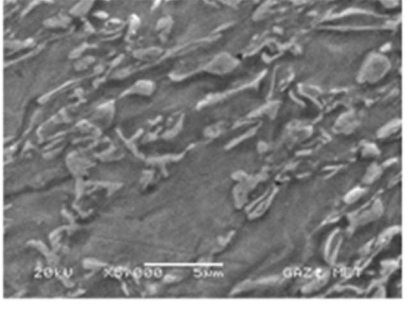
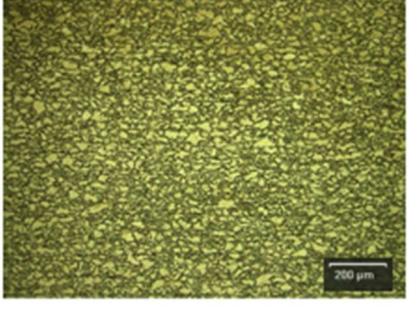
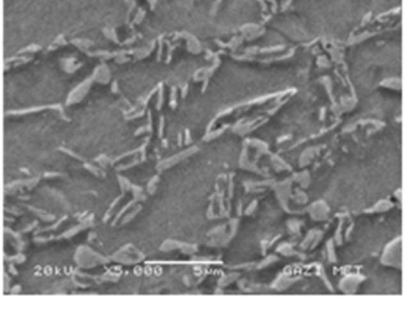
GMAK birleştirme yöntemi için 5 mm'deki ısı çiftin bulunduğu bölgeden alınan görüntüler her üç kaynak ilerleme hızı için de 3 mm'dekki ısı çiftten alınan görüntülerde olduğu gibi ana metalden alınmıştır. 5 mm'deki ısı çiftin bulunduğu bölgeden alınan görüntüler de Çizelge 5.5'te verilen ölçülen ITAB genişliği değerine uyumludur.

TIG kaynağı işlemleri için kaynak hattına sırasıyla 3 mm, 5 mm, 7 mm ve 9 mm uzaklığa yerleştirilen ısı çiftlerin bulunduğu bölgedeki mikroyapı, GMAK işleminde olduğu gibi optik mikroskop ve SEM aracılığıyla incelenmiştir. TIG kaynağı işlemlerine ait 5000X büyütmede SEM görüntüleri farklı kaynak ilerleme hızlarına göre Resim 5.15'te verilmiştir. TIG kaynağı işlemlerindeki bu optik mikroskop ve SEM görüntüleri 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip bindirme kaynağı uygulaması ve 12 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip bindirme kaynağı uygulaması için Resim 5.16'da ve Resim 5.17'de verilmiştir.

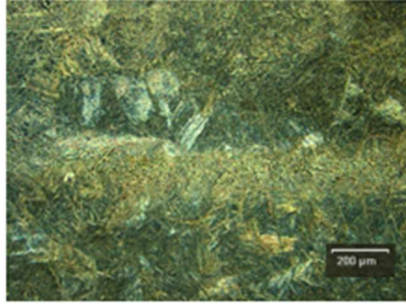
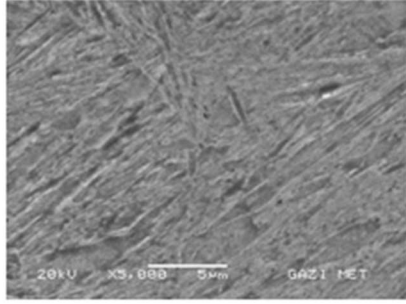
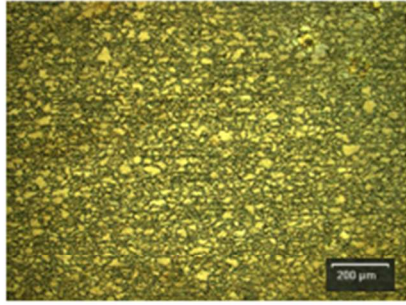
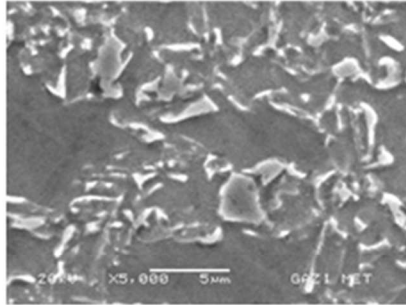
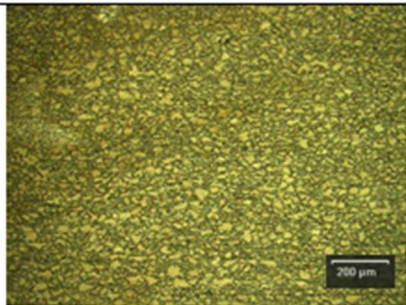
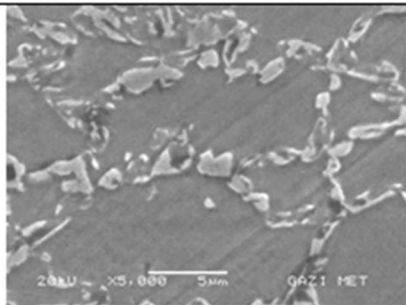
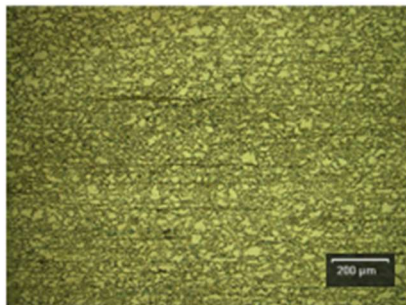
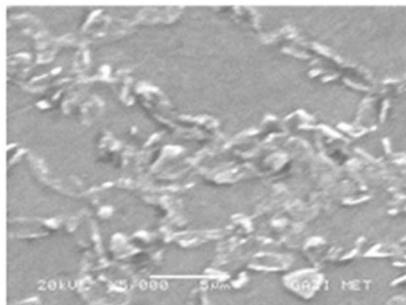
TIG kaynağı işleminde 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında ITAB genişliği 3,1 mm; 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında ITAB genişliği 2,9 mm olarak ölçülmüştür. Resim 5.15'de görüldüğü üzere 5000X büyütmedeki SEM görüntülerinde TIG kaynağı için 9,5 ve 12 cm/dk kaynak hızlarında 3 mm'den alınan görüntüler martenzitik beynitik mikroyapıdaki ITAB bölgesinden alınmıştır. 5 mm'den alınan SEM görüntülerinde her iki kaynak ilerleme hızlarında ITAB'dan ana metale geçişin tamamlanmış olduğu net şekilde görülmektedir. 5 mm mesafeden alınan SEM görüntüleri her iki kaynak ilerleme hızı için de ana metal mikroyapısındadır. Aynı şekilde 7 ve 9 mm alınan SEM görüntüleri, TIG kaynağı işlemlerindeki her iki kaynak ilerleme hızı için de ana metal mikroyapısına uygundur.

Isıl çift Mesafesi (mm)	TIG kaynağı işleminde kaynak hızları	
	9,5 cm/dk	12 cm/dk
3		
5		
7		
9		

Resim 5.15. 9,5 ve 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numunelerde kaynak hattından farklı uzaklıklardaki SEM mikroyapı görüntüleri

Isıl çift Mesafesi (mm)	TIG kaynağı birleştirme yöntemi	
	Optik Mikroskop (1000x büyütme)	Optik Mikroskop (5000x büyütme)
3		
5		
7		
9		

Resim 5.16. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune de kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri

Isıl çift Mesafesi (mm)	TIG kaynağı birleştirme yöntemi	
	Optik Mikroskop (1000x büyütme)	Optik Mikroskop (5000x büyütme)
3		
5		
7		
9		

Resim 5.17. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle birleştirilen numune de kaynak hattından farklı uzaklıklarda meydana gelen mikroyapı görüntüleri

Resim 5.16’da ve Resim 5.17’de görüldüğü üzere TIG kaynaklı birleştirmelerde kaynak hattından farklı uzaklıklarda ulaşılan sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlı

olarak mikroyapıda değişimler her bir ısı çiftin yerleşim uzaklığı dikkate alınarak açıklanmıştır. TIG kaynağı birleştirme yöntemi için 3 mm'deki ısı çiftin bulunduğu bölgeden alınan görüntüler için 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı ile 3 mm'den alınan görüntüler ITAB'da martenzitik mikroyapının olduğu bölgeden alınmıştır. Bölge A_{C3} sıcaklığı üstüne çıkarak tamamen östenitlenip hızlı soğumaya maruz kalmıştır. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki görüntüler de ITAB'dan ana malzemeye geçiş bölgesinden alınmıştır. Çizelge 5.6'da ifade edildiği üzere, 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı için bu bölgede A_{C1} sıcaklığı aşılmıştır. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin 3 mm'den alınan görüntülerinde ise bu bölge daha yüksek sıcaklığa daha uzun süre maruz kaldığından tane irileşmesi tespit edilmiştir. TIG kaynağı birleştirme yöntemi için 5 mm'den alınan görüntüler her iki kaynak ilerleme hızı için de ana metal bölgesinden alınmıştır. A_{C1} sıcaklığının altında kalan bu bölgede kalıntı östenitin ferrite dönüşerek mikroyapıdaki ferrit miktarının arttığı düşünülmektedir.

Çizelge 5.6. TIG kaynağı uygulamasındaki iki farklı kaynak ilerleme hızında, kaynak hattından itibaren yerleştirilen ısı çiftlerinin yerleşimine göre ölçülen tepe sıcaklıklar

Kaynak ilerleme hızı (cm/dk)	Kaynak hattına göre farklı uzaklıklara yerleştirilmiş(mm) ısı çiftlerindeki pik sıcaklıklar (°C)				Ölçülen ITAB Genişliği (mm)
	3 mm	5 mm	7 mm	9 mm	
9,5	1034,5 °C	624,0 °C	514,8 °C	436,6 °C	3,1
12	743,3 °C	574,6 °C	449,3 °C	415,7 °C	2,9

TIG kaynağı birleştirme yöntemi için 7 ve 9 mm'den alınan görüntüler her iki kaynak ilerleme hızı için de ana metal bölgesinden alınmıştır. A_{C1} sıcaklığının altında kalan bu bölgelerde mikroyapı ana malzeme ile uyumlu şekilde görüntülenmiştir. TIG kaynağı işlemleri için kaynak hattına 3, 5, 7 ve 9 mm uzaklıkta konumlandırılan ısı çiftlerinin bölgelerinden alınan görüntüler ve Çizelge 5.6'da belirtilen ölçülen ITAB genişliği birbiriyle uyumludur.

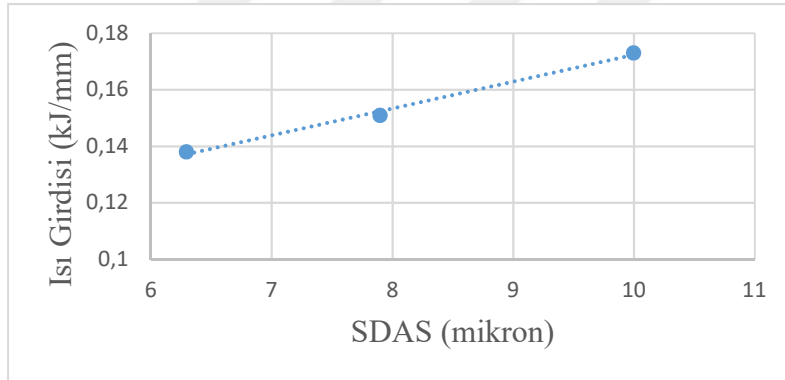
5.5. İkincil Dendrit Kol Aralığı (SDAS) Hesaplamaları

Kaynak metali katılaşması sürekli soğuma rejimi ile meydana geldiği için dentritik katılaşma yapısı görülür. Dentrit kolları arasındaki mesafe kaynak metalinin dayanımı için

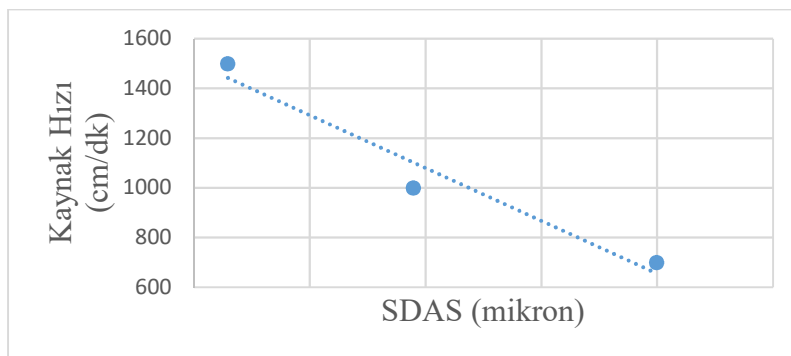
büyük önem arz eder. Bu sebeple çalışmada ısı girdisi ve kaynak ilerleme hızı ile SDAS değerlerinin karşılaştırılması Çizelge 5.7’de verilmiş ve grafiksel olarak Şekil 5.8’de ve Şekil 5.9’da gösterilmiştir. Dendritik katılaşma faaliyetleri dikkate alındığında İkincil Dendrit Kol Aralığı-*Secondary Dendrite Arm Spacing* (SDAS) ölçümü için literatürde yaygın olarak beş manuel ölçüm yöntemi (Yöntem A ila E) bulunmaktadır. D Yöntemi, bu beş yöntemde en doğru ve kesin olanı olduğu gibi hem ince hem de kaba taneli olan mikro yapılar için tercih edilmektedir [164]. Çizelge 5.7’de kaynak ilerleme hızlarına göre İkincil Dendrit Kol Aralığı (SDAS) D yöntemi kullanılarak hesaplanmıştır.

Çizelge 5.7. GMAK’ta farklı kaynak ilerleme hızlarına göre (cm/dk), $\Delta t_{8/5}$, Isı girdisi ve ikincil dendrit kol aralığı (SDAS) (μm) değerleri

GMAK’ta kaynak ilerleme hızı (cm/dk)	$\Delta t_{8/5}$ (sn)	Isı Girdisi (kJ mm^{-1})	İkincil Dendrit Kol Aralığı (SDAS) (μm)
72	12,3	0,169	9,99
102	9,7	0,148	7,89
150	-	0,135	6,29



Şekil 5.8. GMAK numunede ısı girdisi (kJ/mm) ile SDAS (μm) ilişkisi



Şekil 5.9. GMAK işlemlerinde kaynak ilerleme hızı (cm/dk) ve SDAS (μm) ilişkisi

Genel olarak, literatürde SDAS'ın güç ile doğru orantılı ve kaynak ilerleme hızı ile ters orantılı olduğu bildirilmektedir. Ek olarak, hızlı soğutma oranları (daha kısa katılaşma süreleri) daha küçük SDAS ve daha ince yapılara neden olmaktadır [171-174]. Çizelge 5.8 ve Şekil 5.8'deki ve Şekil 5.9'daki verilerden yararlanarak ikincil dentrit kolları arası mesafenin ısı girdisi ile arttığına ve artan kaynak ilerleme hızına bağlı düşen ısı girdisiyle azaldığı görülmektedir.

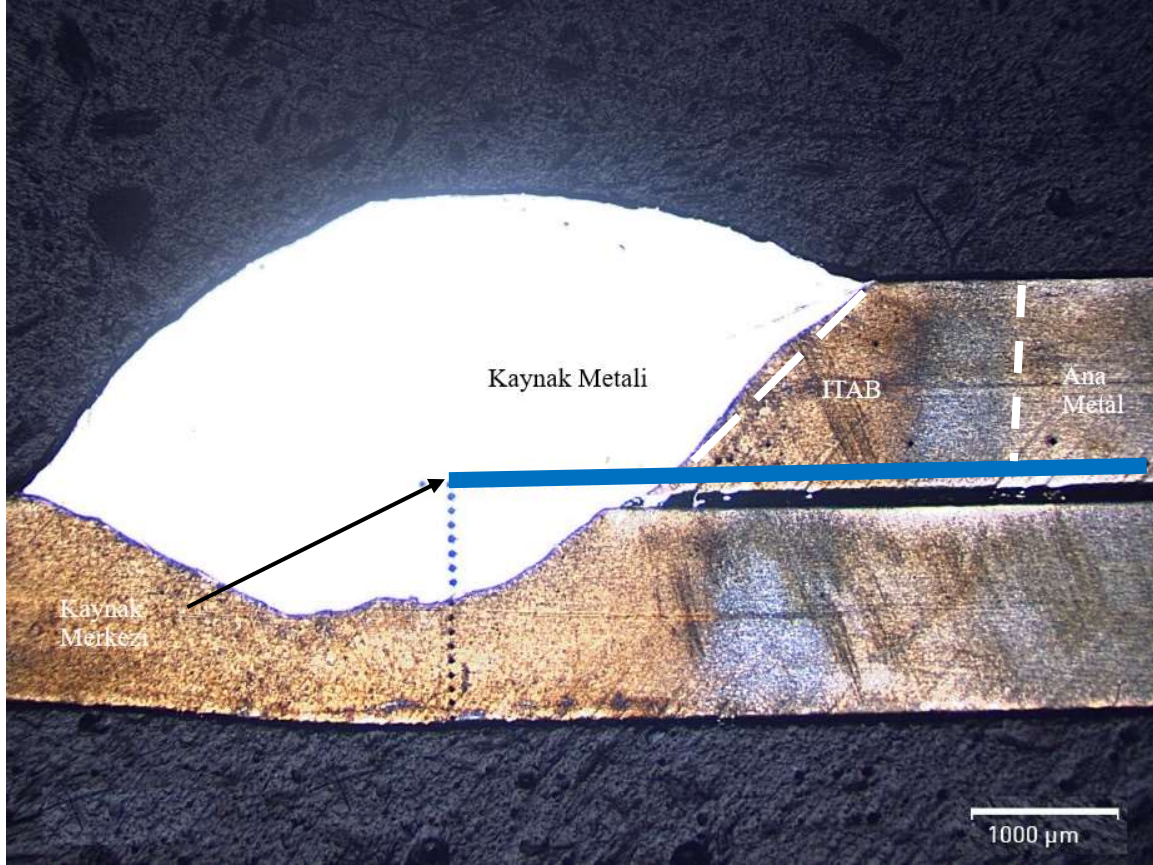
5.6. Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

Çalışmada farklı ısı girdisi ile GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle farklı ısı girdilerinde bindirme kaynak yöntemi ile birleştirilen TRIP800 çelik çiftinin mekanik özellikleri sertlik ölçümü ve çekme makaslama testi ile belirlenmeye çalışılmıştır. Elde edilen bulgular aşağıda sırasıyla paylaşılmıştır.

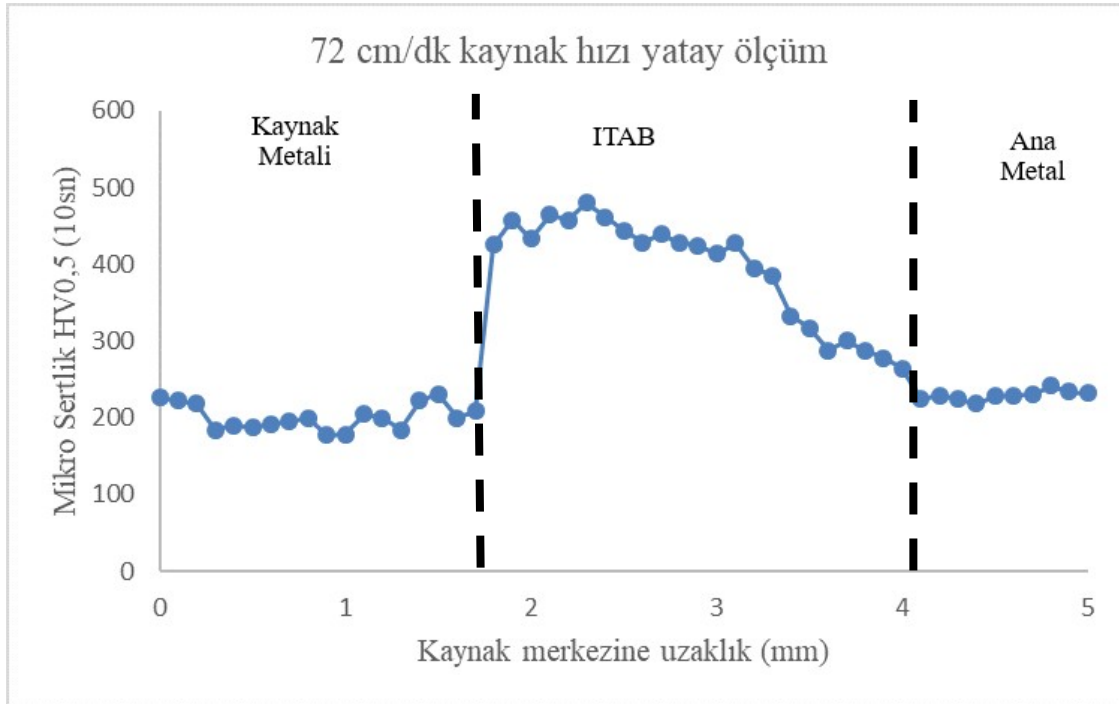
5.6.1. Kaynaklı birleştirmelerin sertlik ölçüm sonuçlarının değerlendirilmesi

GMAK yöntemiyle farklı ısı girdilerinde bindirme kaynak yöntemi ile birleştirilen TRIP800 çelik çiftinin makro fotoğrafları ile kaynak bölgesi yatay eksen değerlendirmesi 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre sırasıyla Resim 5.18, Resim 5.20 ve Resim 5.22'de verilmiştir. Yine bu fotoğraflarda yer alan her bir numune için belirtilen kaynak merkezinden başlayarak 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre yatay eksen boyunca yapılan mikro sertlik ölçümleri sırasıyla Şekil 5.10, Şekil 5.12 ve Şekil 5.14'de paylaşılmıştır.

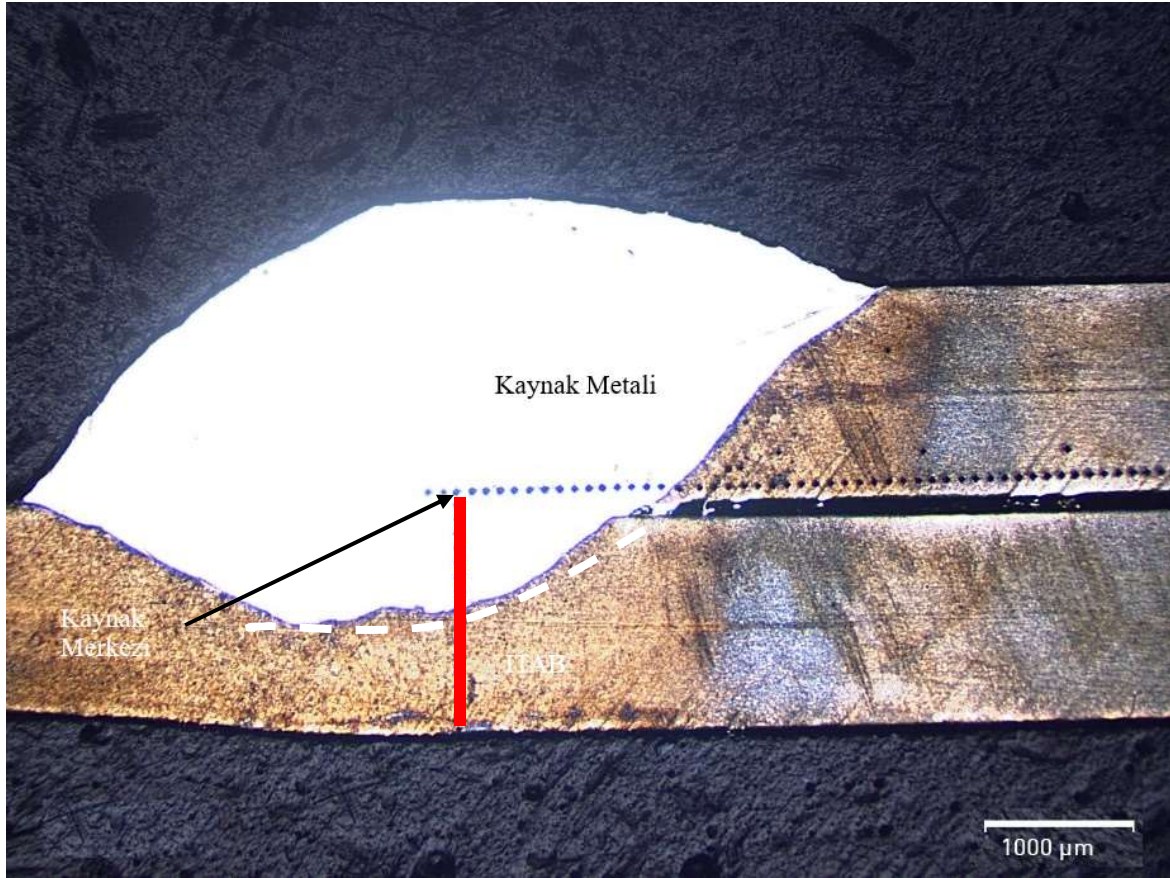
GMAK yöntemiyle birleştirilen TRIP800 çelik çiftlerine yatay yönde yapılarına benzer inceleme düşey ekseninde gerçekleştirilmiştir. TRIP800 çelik çiftinin makro fotoğrafları ile kaynak bölgesi düşey eksen değerlendirmesi 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre sırasıyla Resim 5.19, Resim 5.21 ve Resim 5.23'te verilmiştir. Yine bu fotoğraflarda yer alan her bir numune için belirtilen kaynak merkezinden başlayarak 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre düşey eksen boyunca yapılan mikro sertlik ölçümleri sırasıyla Şekil 5.11, Şekil 5.13 ve Şekil 5.15'te verilmiştir.



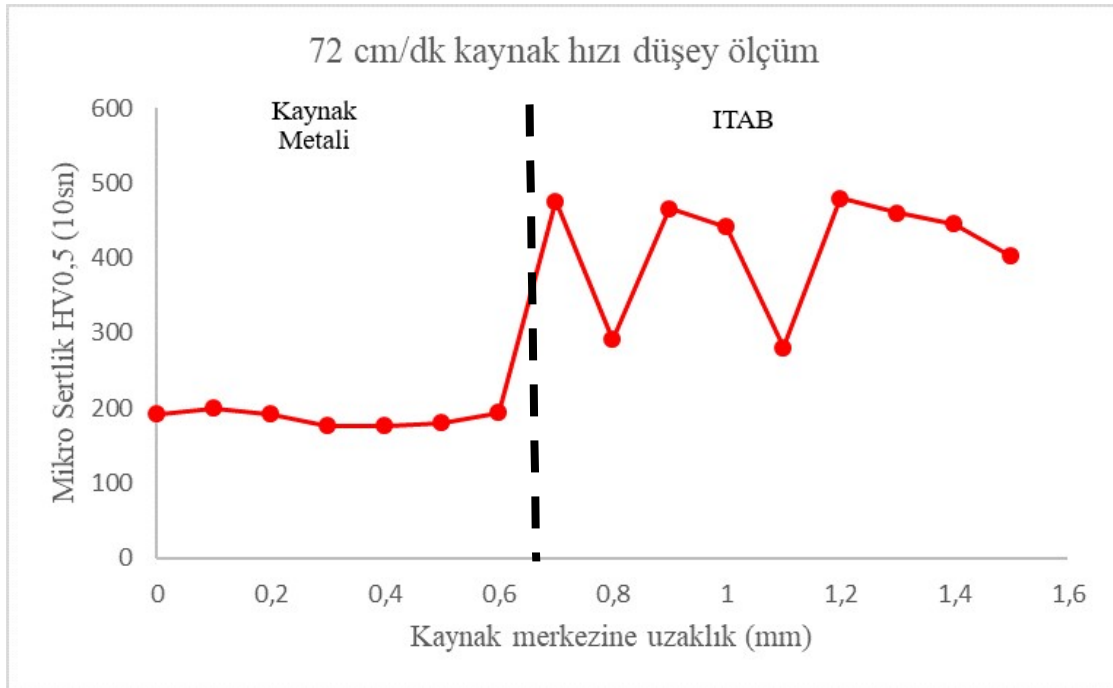
Resim 5.18. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme



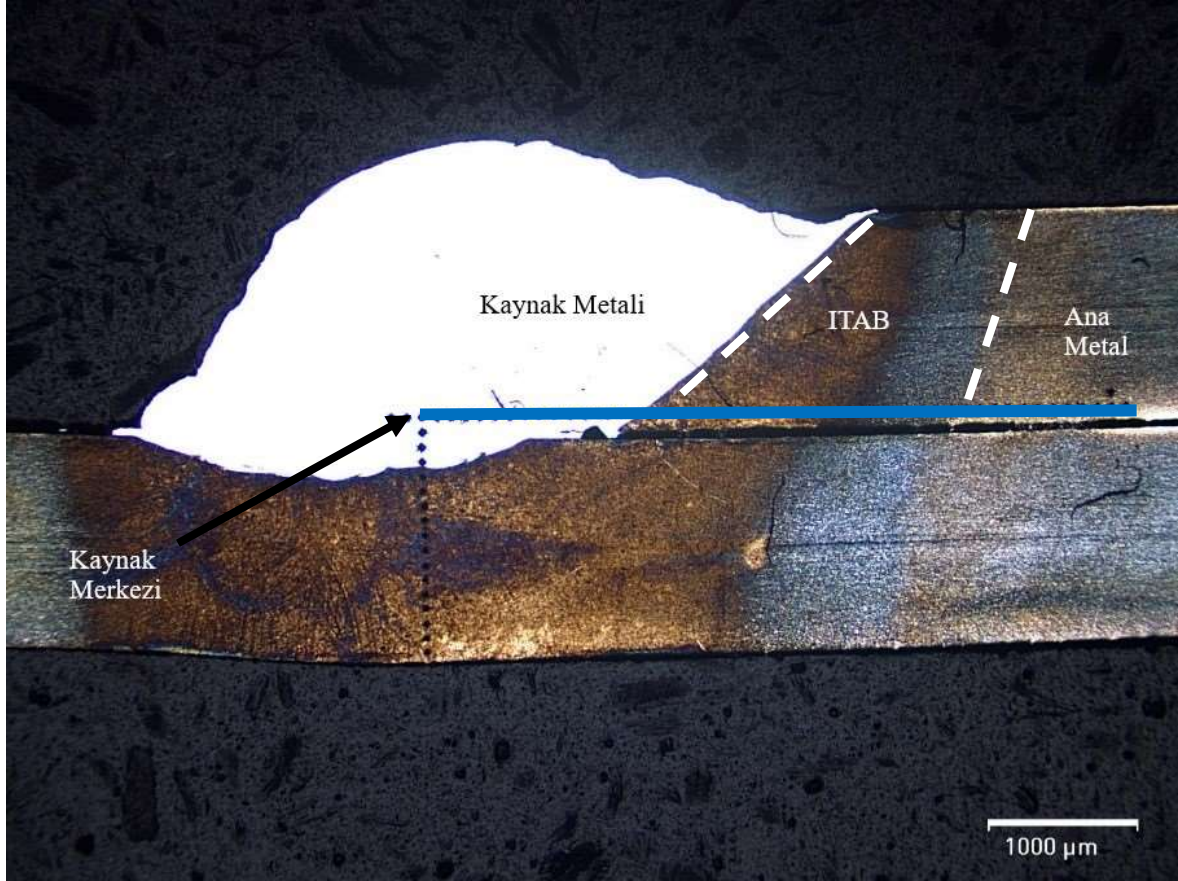
Şekil 5.10. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili



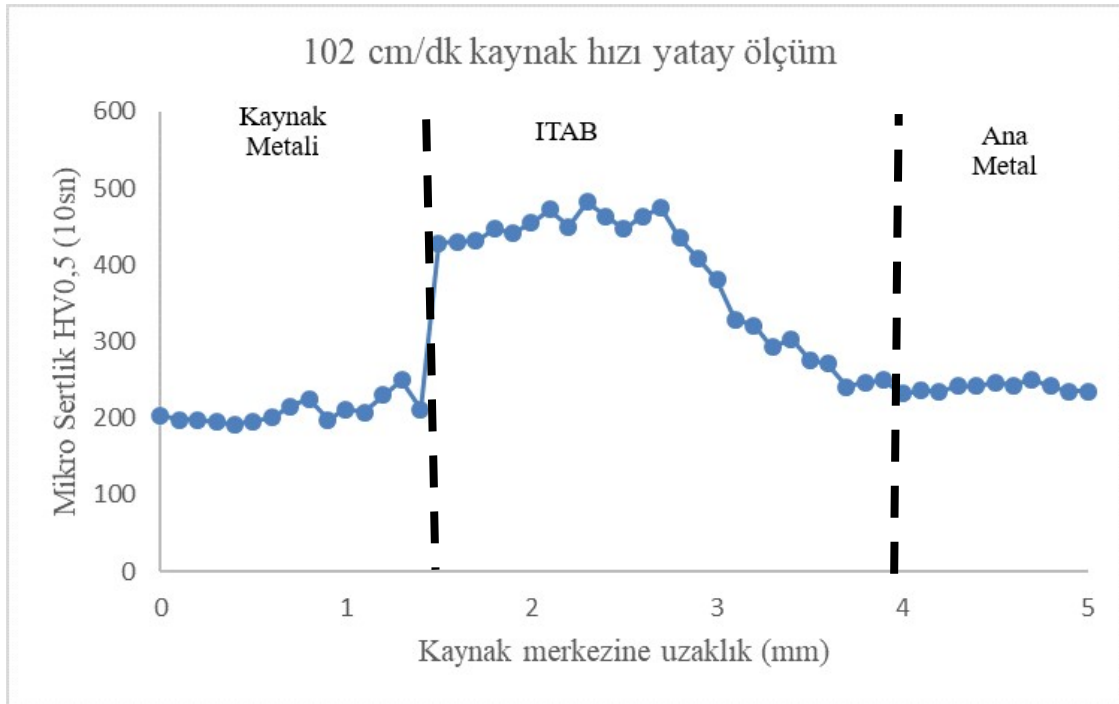
Resim 5.19. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme



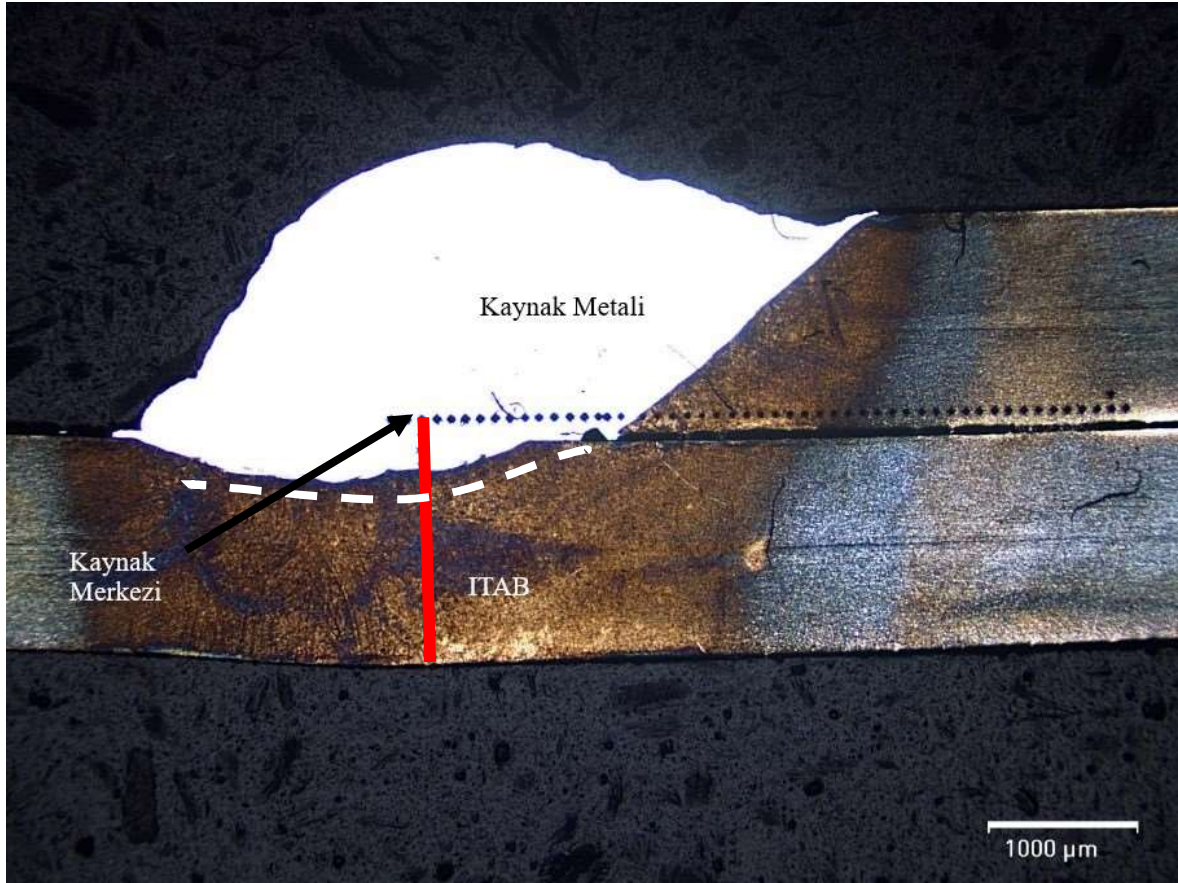
Şekil 5.11. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili



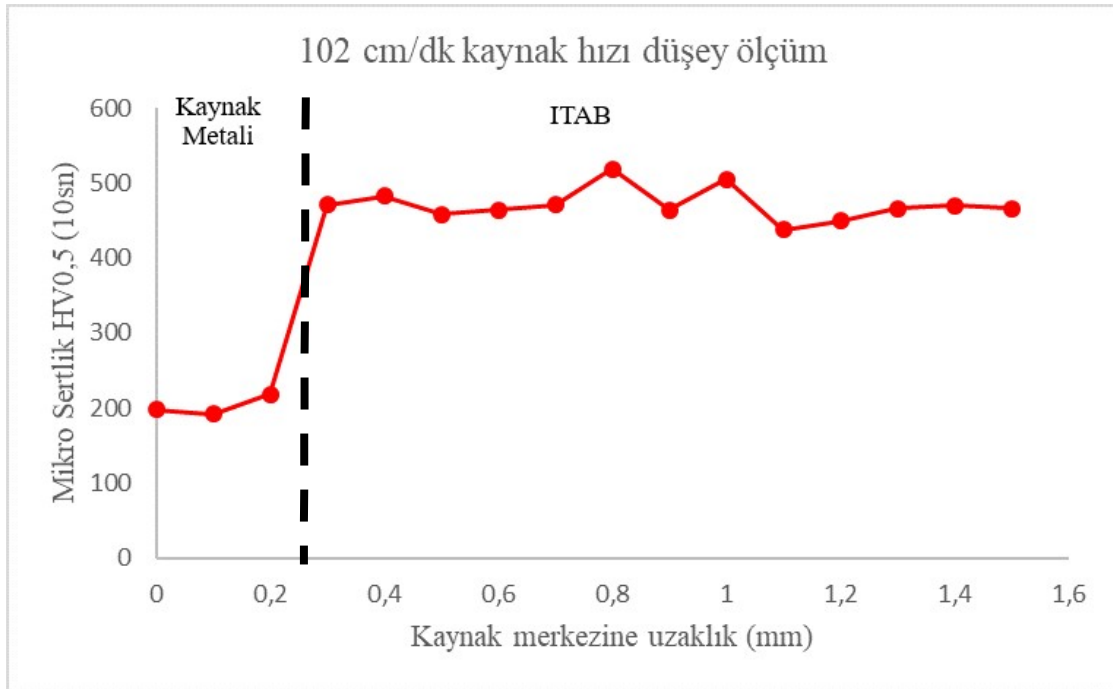
Resim 5.20. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme



Şekil 5.12. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili



Resim 5.21. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme



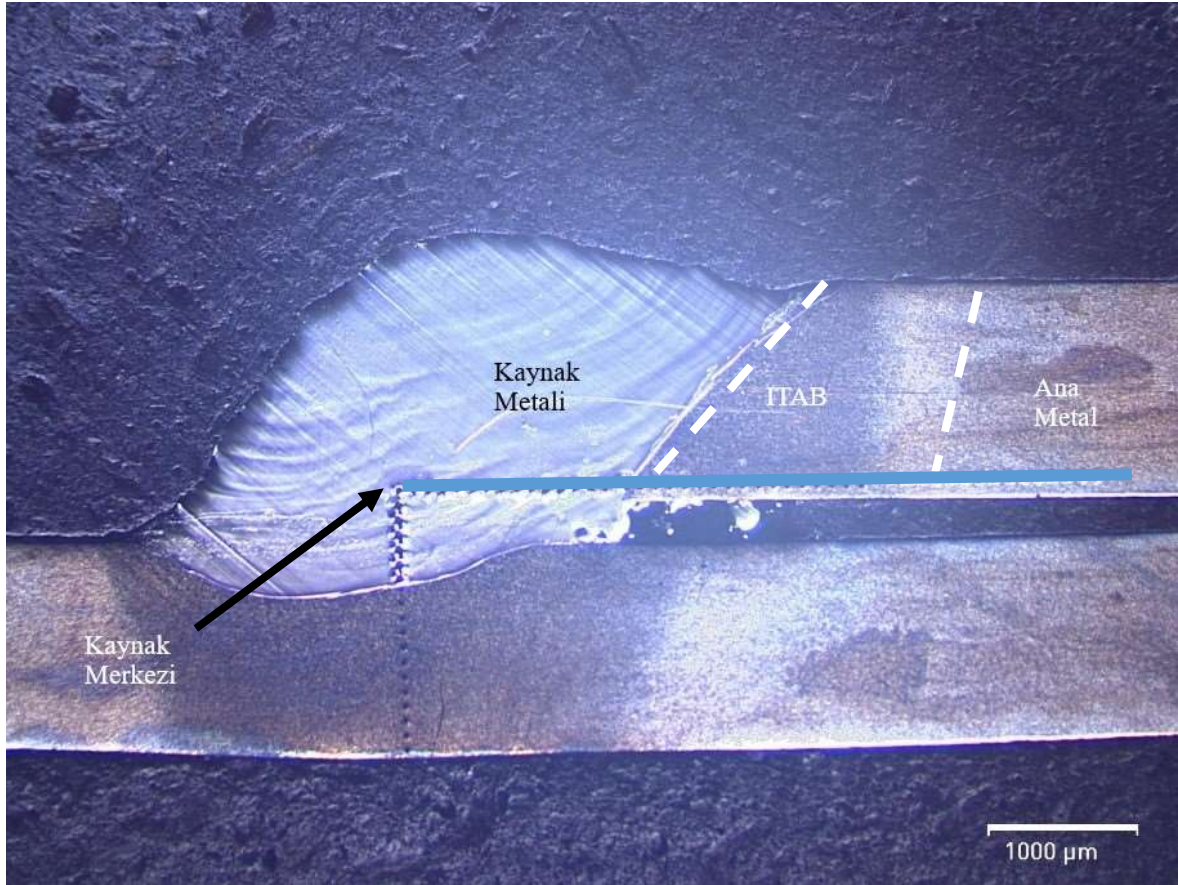
Şekil 5.13. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili

Şekil 5.10'dan görüldüğü üzere, 72 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay eksen sertlik ölçümlerinde TRIP800 ana malzemede sertlik 234 HV0.5, kaynak metalinde 205 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 480 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 333 HV0.5 bulunmuştur. Resim 5.18'de 72 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmenin makro görüntüsünde yatay eksen kaynak bölgeleri kaynak metali, ITAB ve ana metal olarak işaretlenmiştir.

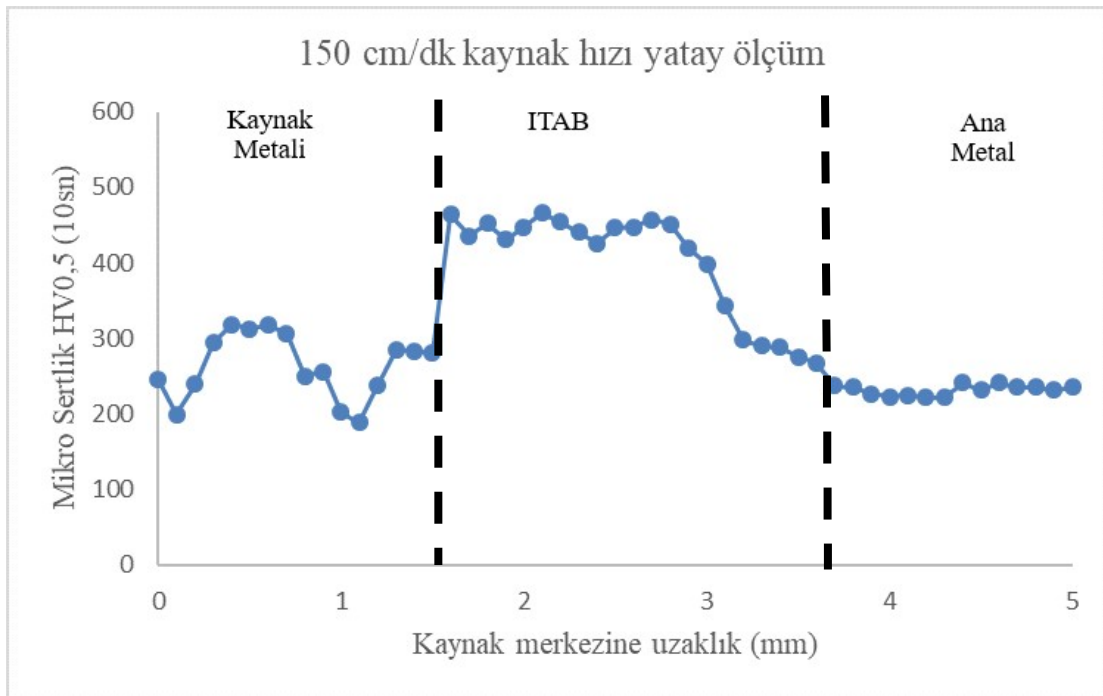
Şekil 5.11'de verildiği üzere 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında düşey eksen mikro sertlik ölçümlerinde kaynak metalinde 201 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 460 HV0.5 sonuçları elde edilmiştir. Resim 5.18'de olduğu gibi Resim 5.19'da da 72 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede düşey eksen kaynak bölgeleri kaynak metali ve ITAB olmak üzere işaretlenmiştir.

Şekil 5.12'den görüldüğü üzere, 102 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay eksen sertlik ölçümlerinde TRIP800 ana malzemede sertlik 241 HV0.5, kaynak metalinde 201 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 463 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 321 HV0.5 bulunmuştur. Resim 5.20'de 102 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay eksen kaynak bölgesinin makro görüntüsü üzerinde kaynak bölgeleri kaynak metali, ITAB ve ana metal olarak işaretlenmiştir.

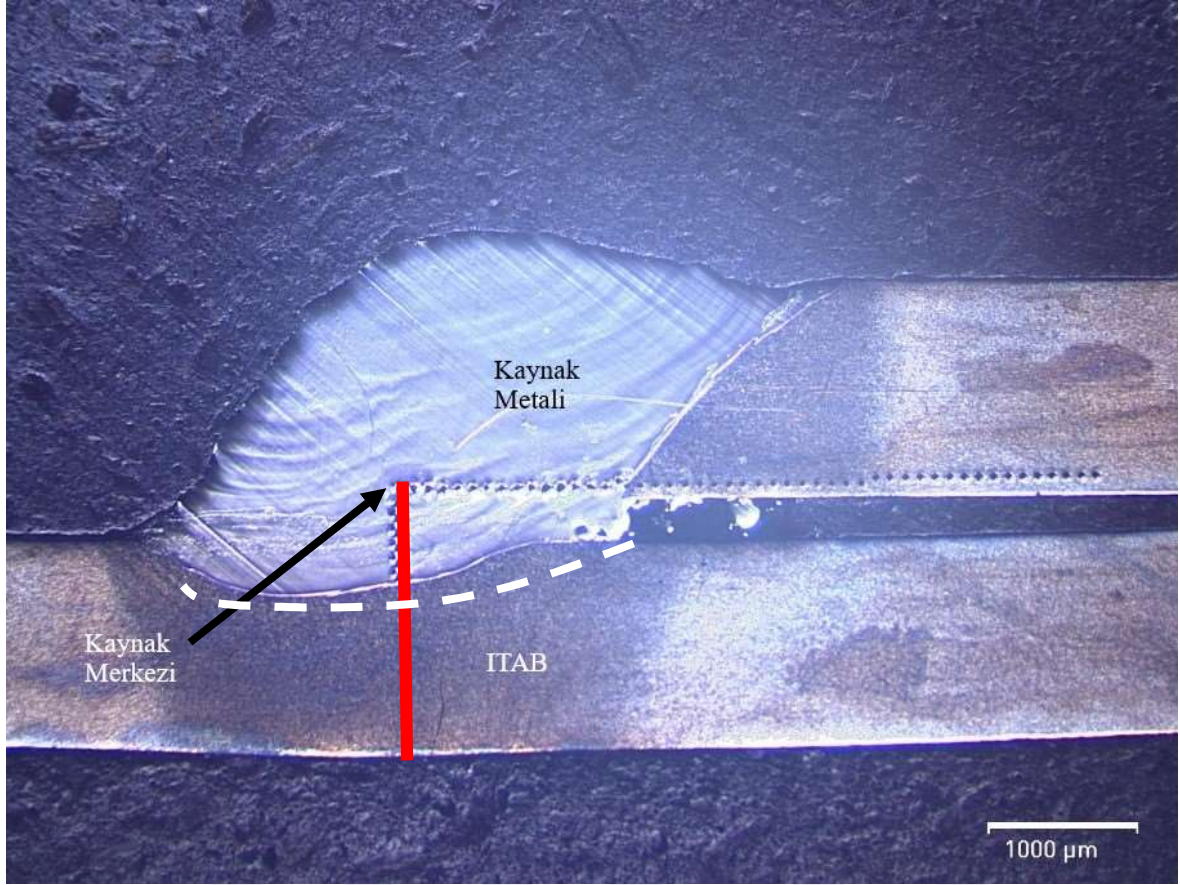
102 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan düşey yönlü sertlik ölçümlerinde kaynak metalinde 171 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 438 HV0.5 olarak ölçülmüştür. Ana malzeme için 72 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla yapılan ölçümler için ana malzemedeki ölçüm farkları tolerans değerleri içinde yer almaktadır. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili Şekil 5.13'te kaynak bölgeleri verilmiştir. Resim 5.21'de 102 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede düşey eksen kaynak bölgeleri kaynak metali ve ITAB olmak üzere işaretlenmiştir.



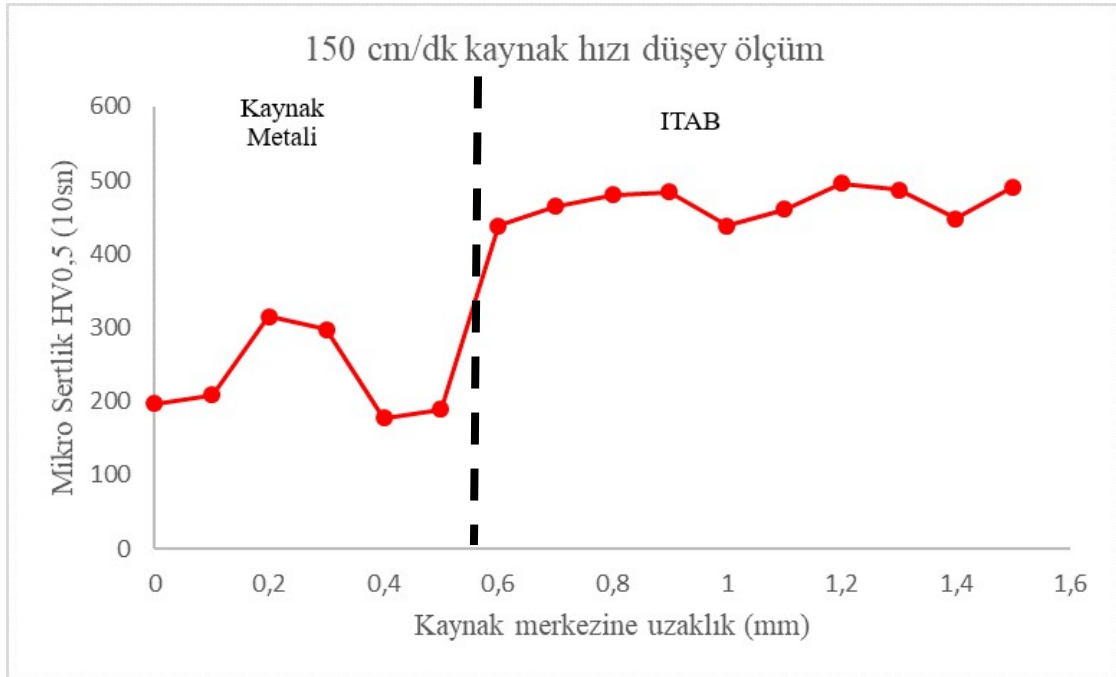
Resim 5.22. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme



Şekil 5.14. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili



Resim 5.23. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme

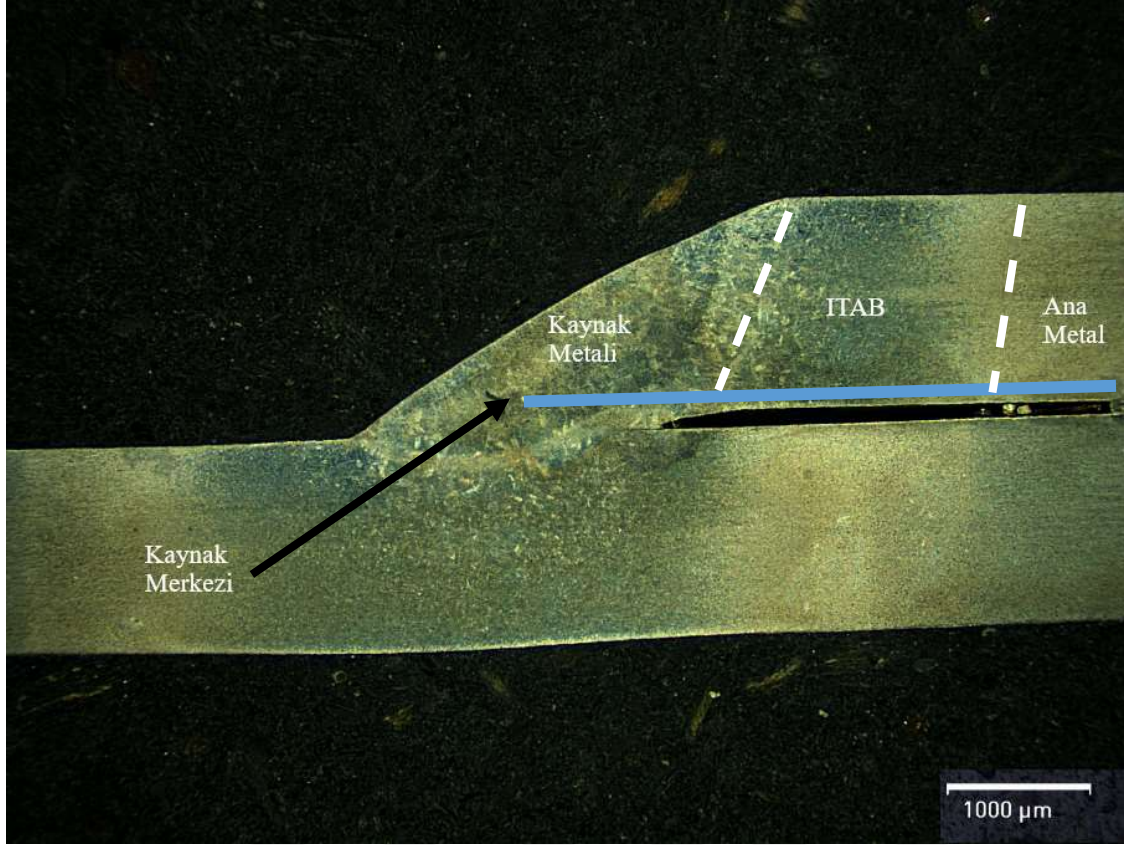


Şekil 5.15. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili

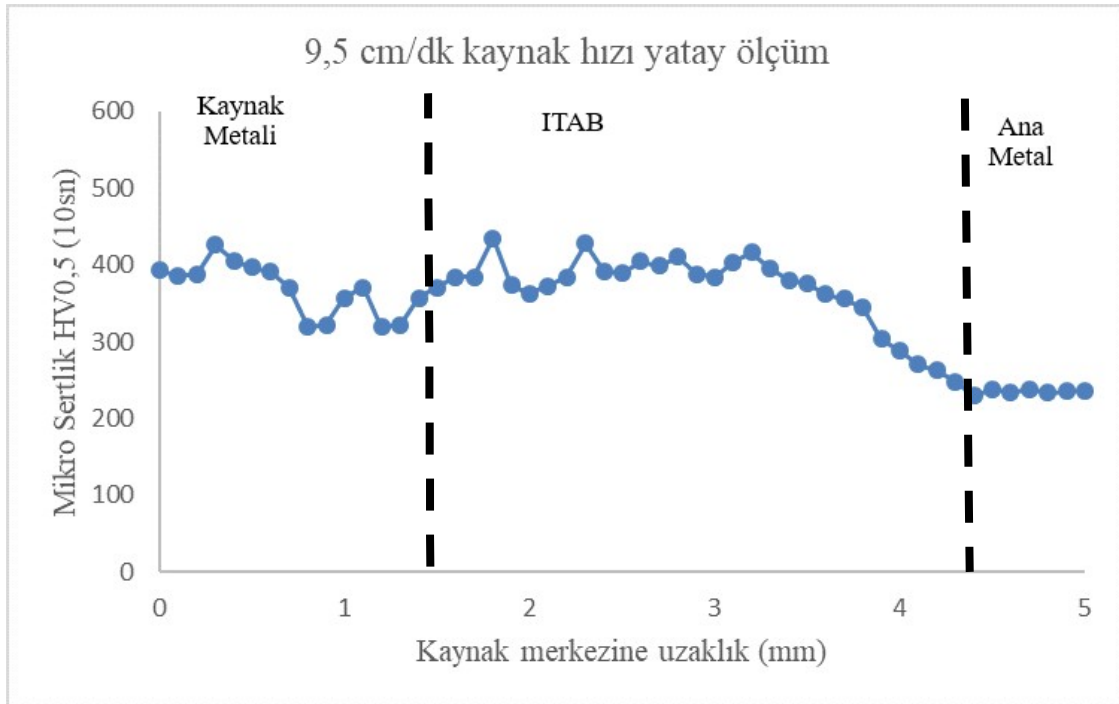
Şekil 5.14’de görüldüğü üzere, 150 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay ekseninde mikro sertlik ölçümlerinde TRIP800 ana malzemede sertlik 235 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 446 HV0.5, ITAB’ın ince taneli bölgesinde ise 298 HV0.5 bulunmuştur. Ana malzeme için her üç kaynak ilerleme hızıyla yapılan ölçümlerde ana malzemedeki ölçüm farklarının, tolerans değerleri içinde yer aldığı tespit edilmiştir. Resim 5.22’de 150 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay ekseninde kaynak bölgesinin makro görüntüsü üzerinde kaynak bölgeleri kaynak metali, ITAB ve ana metal olarak işaretlenmiştir.

Rowe’un ER309LSi kaynak elektrodu kullandığı çalışmada östenit kaynak metali matrisinin içinde martenzit bantları olduğunu tespit edilmiştir. Kaynak metalindeki östenitik bölgelerde sertlik 239 HV1, martenzitik bölgelerde ise sertliğin 431HV1’e kadar çıktığı belirtilmiştir [153]. Şekil 5.14’te verilen 150 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay ekseninde mikro sertlik ölçümlerinde kaynak metalinde 199 HV0.5, olan değerlerin arasında 294 HV0.5 gibi yüksek sertlik değeri de elde edilmiştir. Rowe’un çalışmasına benzer şekilde martenzit bantlarının oluşumunu destekleyen sertlik ölçümleri elde edilmiştir.

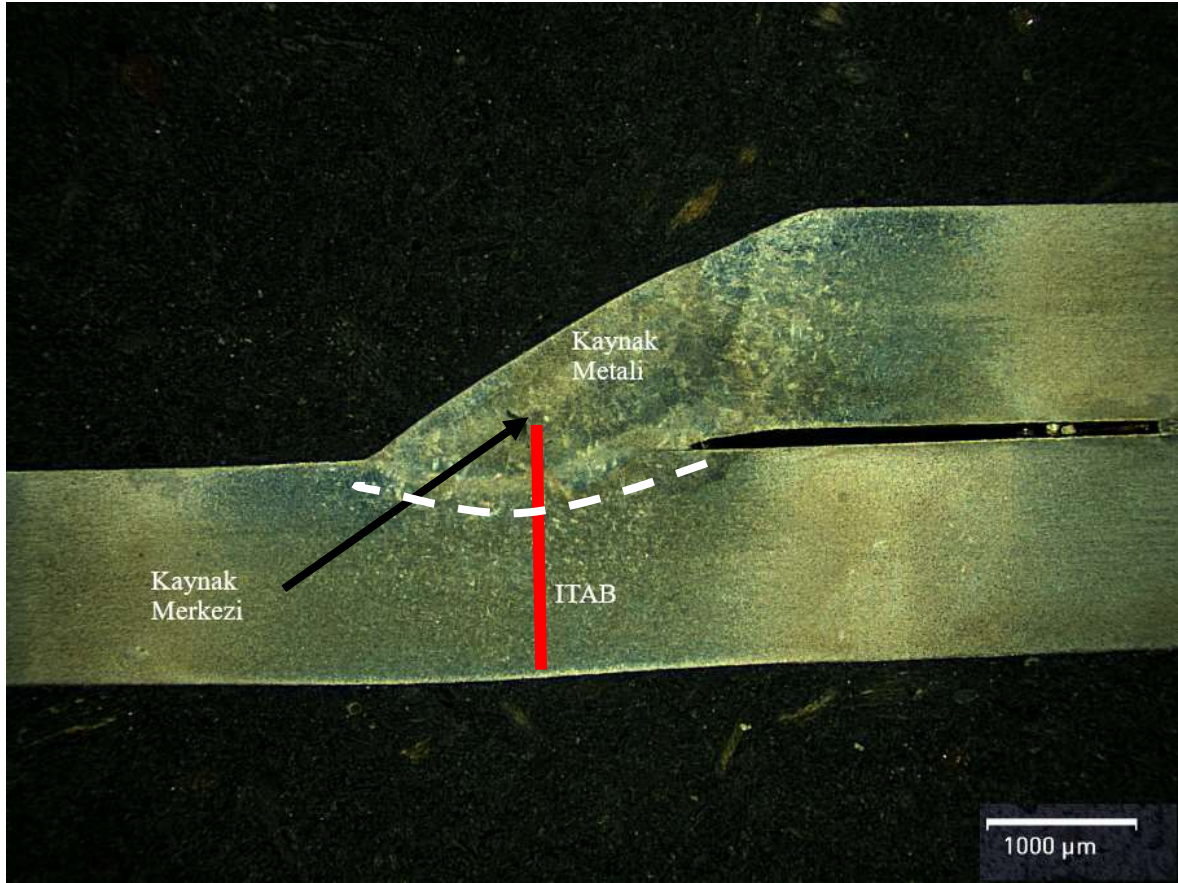
150 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan düşey yönlü sertlik ölçümlerinde kaynak metalinde 177 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 460 HV0.5 olarak ölçülmüştür. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili Şekil 5.15’te kaynak bölgeleri verilmiştir. Resim 5.23’te 150 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmede düşey ekseninde kaynak bölgeleri kaynak metali ve ITAB olmak üzere işaretlenmiştir.



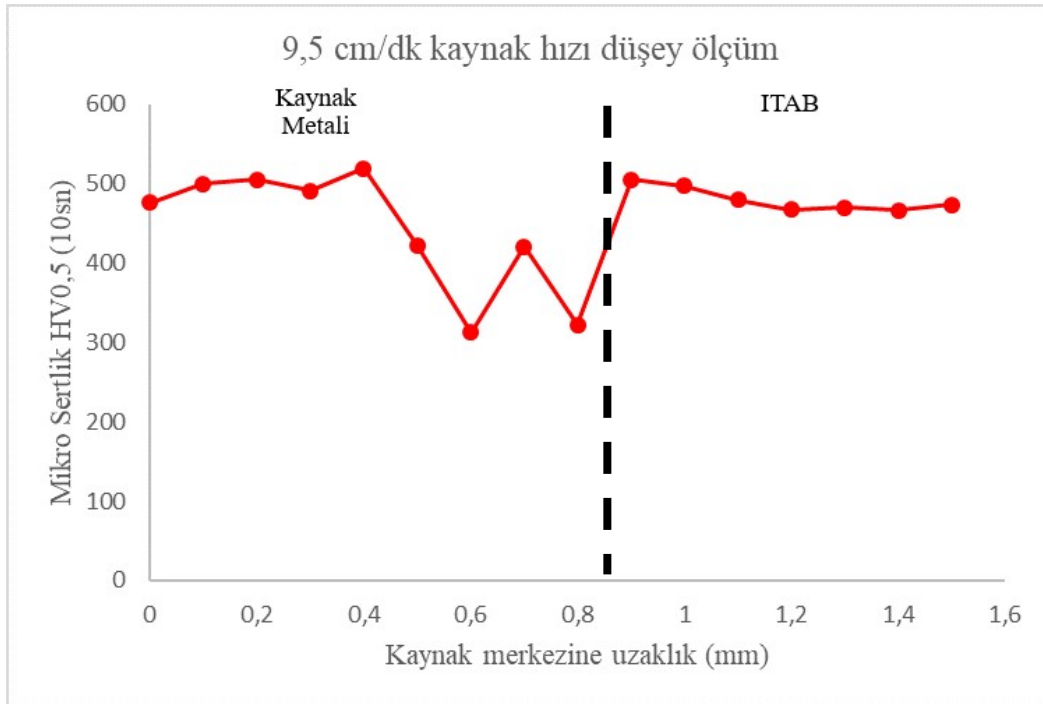
Resim 5.24. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme



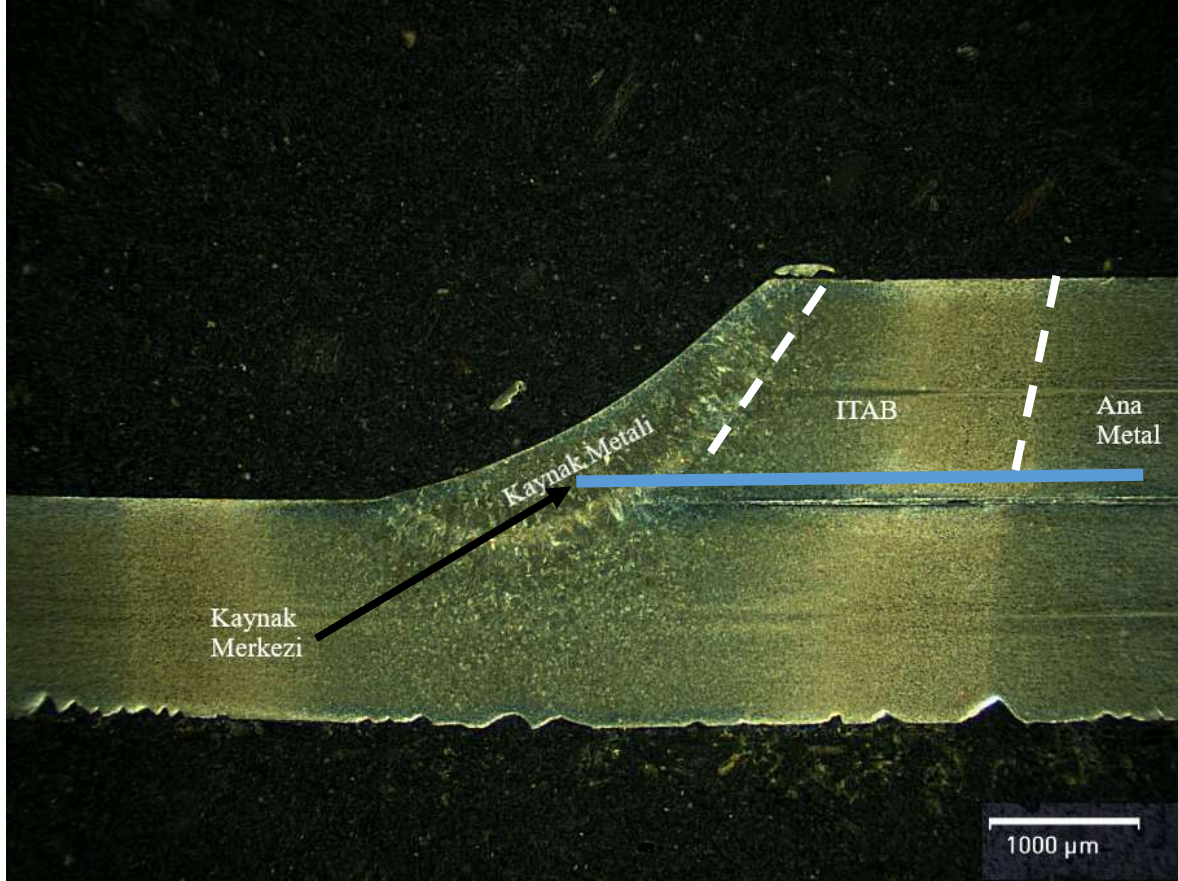
Şekil 5.16. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili



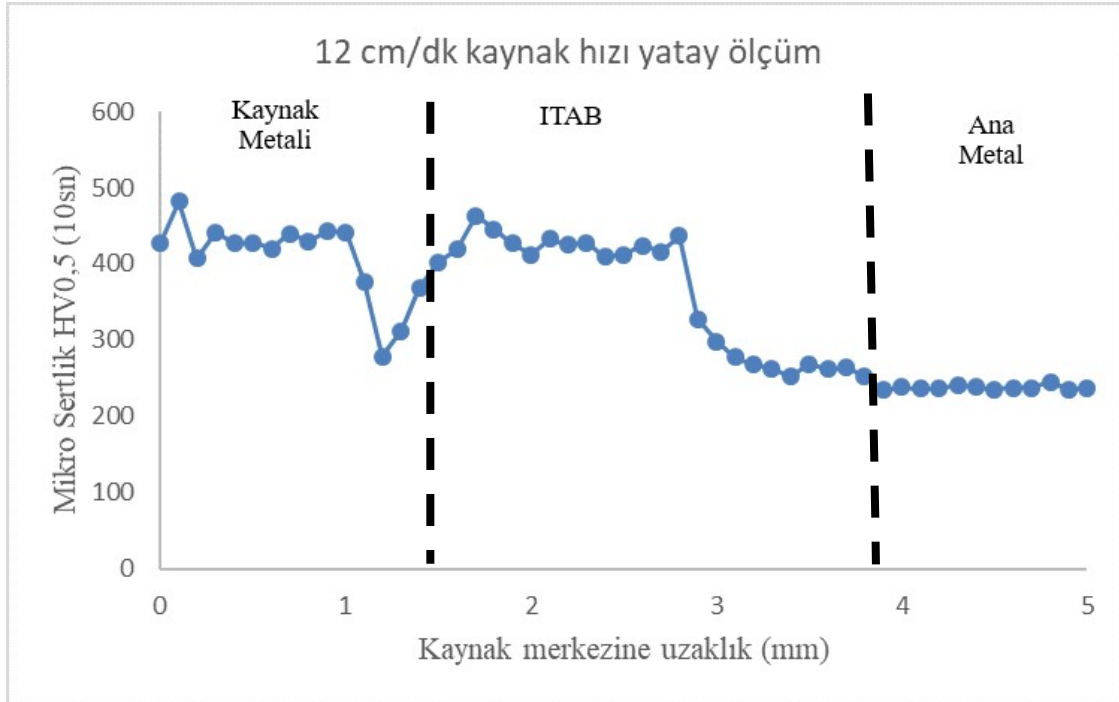
Resim 5.25. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme



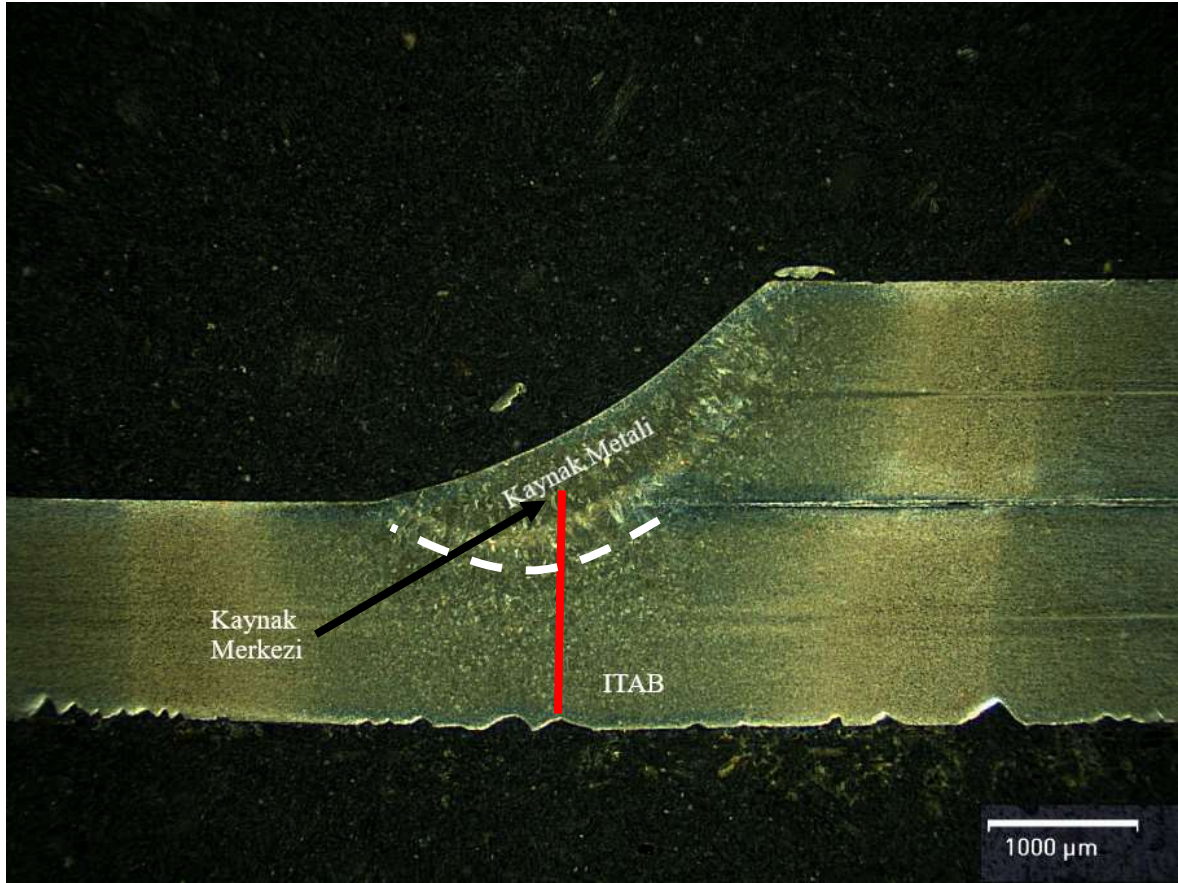
Şekil 5.17. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili



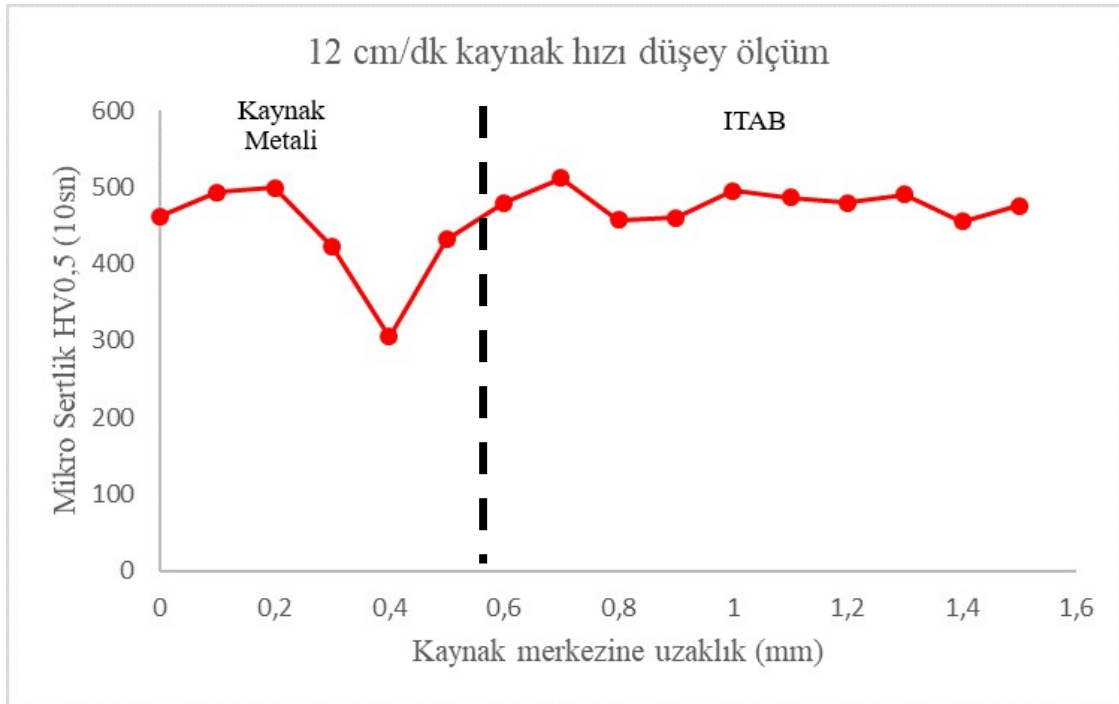
Resim 5.26. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi yatay değerlendirme



Şekil 5.18. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı yatay sertlik profili



Resim 5.27. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı kaynak bölgesi düşey değerlendirme



Şekil 5.19. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı düşey sertlik profili

Şekil 5.16'dan görüldüğü üzere, 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay eksen mikro sertlik ölçümlerinde TRIP800 ana malzemede sertlik 237 HV0.5, kaynak metalinde 426 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 435 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 363 HV0.5 bulunmuştur. Resim 5.24'te 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmenin makro görüntüsünde yatay eksen kaynak bölgeleri kaynak metali, ITAB ve ana metal olarak işaretlenmiştir.

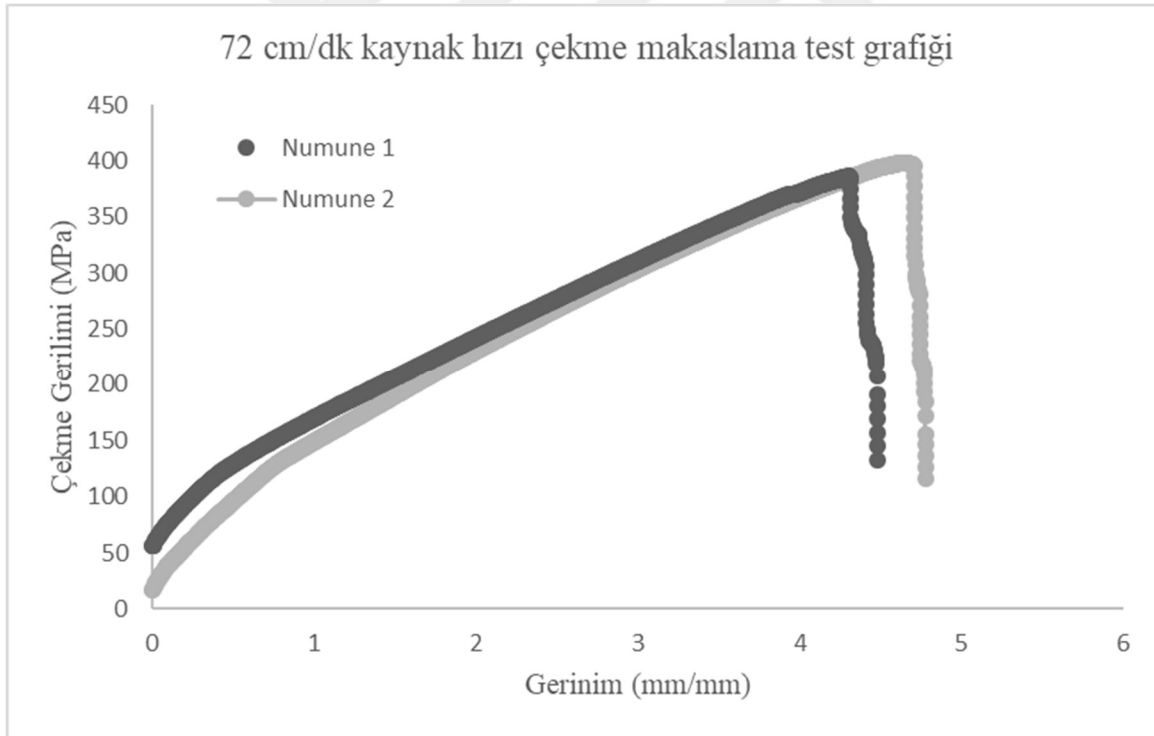
Şekil 5.17'de yine 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında düşey eksen mikro sertlik ölçümlerinde kaynak metalinde 497 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 494 HV0.5 olarak ölçülmüştür. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay yönlü sertlik ölçümlerinde Şekil 5.17'te görüldüğü üzere ergime sınırı boyunca oluşan ferritik yapı ile sertlikte düşüş yaşanmıştır. Sertlik bu bölgede 304 HV0.5 değerine düşmüştür. Resim 5.25'te 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmenin makro görüntüsünde düşey eksen kaynak bölgeleri kaynak metali ve ITAB olarak işaretlenmiştir.

Şekil 5.18'de verildiği üzere 12 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmede yatay yönlü sertlik ölçümlerinde TRIP800 ana malzemede sertlik 235 HV0.5, kaynak metalinde 428 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 463 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 298 HV0.5 bulunmuştur. Resim 5.26'da 12 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmenin makro görüntüsünde yatay eksen kaynak bölgeleri kaynak metali, ITAB ve ana metal olarak işaretlenmiştir.

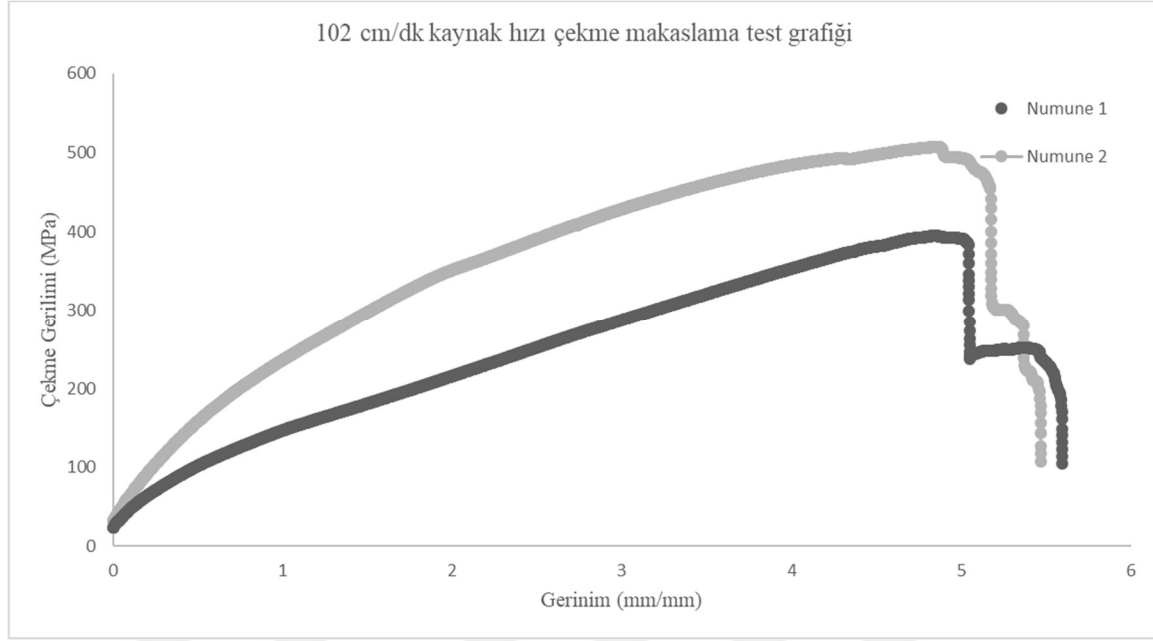
Şekil 5.19'dan görüldüğü üzere 12 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle kaynaklanan TRIP 800 çiftinin düşey yönlü mikro sertlik kaynak metalinde 492 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 478 HV0.5 olarak ölçülmüştür. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızıyla TIG kaynağı yöntemiyle yapılan birleştirmede olduğu gibi 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında yapılan TIG kaynağı birleştirmesinde de yatay yönlü sertlik ölçümlerinde Resim 5.27'de de görüldüğü üzere ergime sınırı boyunca ferritik oluşumlar gözlemlenmiştir. Kaynak ergime bölgesi ile ITAB arasındaki ferritik geçiş bölgesinde sertlikte düşüş yaşanmıştır. Sertlik bu bölgede 273 HV0.5 değerine düşmüştür.

5.6.2. Kaynaklı birleştirmelerin çekme deneyi sonuçlarının değeriendirilmesi

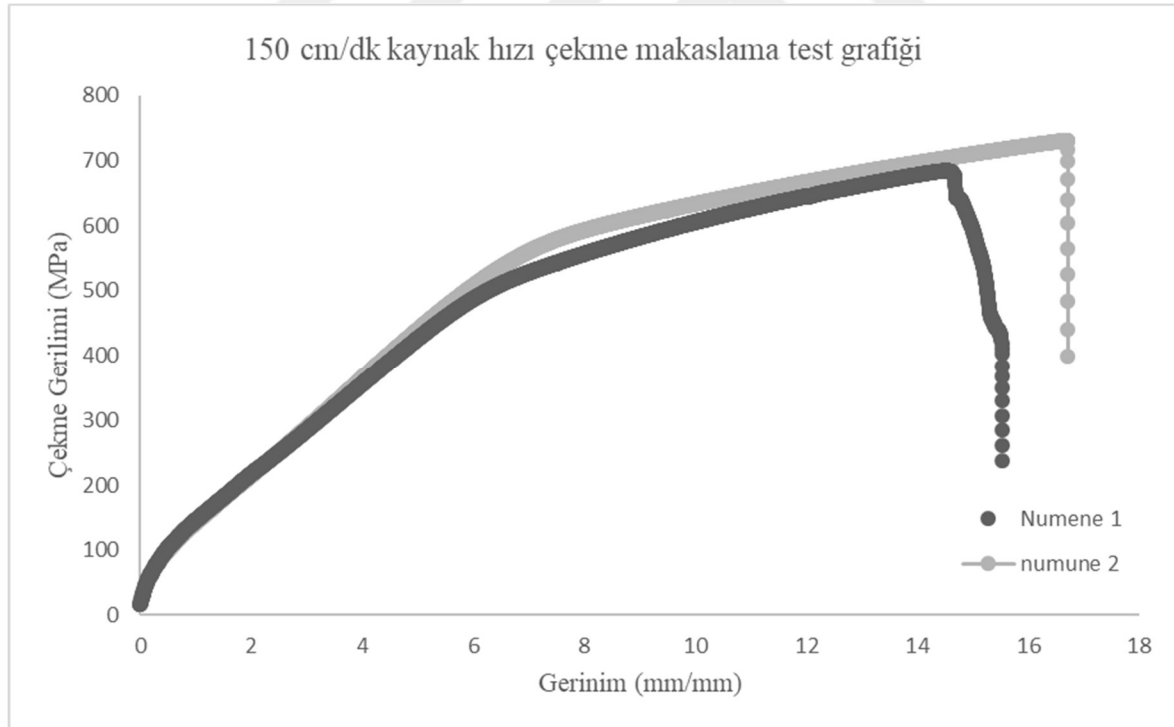
Çalışmada GMAK yöntemiyle farklı ısı girdisi ile elde edilen kaynaklı bağlantılardan deneysel metot bölümünde belirtilen standarta uygun olarak hazırlan çekme makaslama test numunelerinden bağlantının statik yük etkisi altındaki davranışları belirlenmiştir. Farklı kaynak ilerleme hızlarıyla diğeri bir ifadeyle farklı ısı girdisi ile birleştirilen GMAK birleştirmesi yapılan numunelere uygulanan çekme makaslama testi sonucunda elde edilen birim şekil değıştirme eğriieri grafikselsel olarak kaynak ilerleme hızlarına göre sırasıyla Şekil 5.20, Şekil 5.21 ve Şekil 5.22’de gösterilmiştir. TIG kaynağı birleştirmesi yapılan numunelere uygulanan çekme makaslama testi sonucunda elde edilen birim şekil değıştirme eğriieri grafikselsel olarak farklı kaynak ilerleme hızlarına göre sırasıyla Şekil 5.23’te ve Şekil 5.24’te gösterilmiştir. Resim 5.13’de ise çekme makaslama yükü kaynak ilerleme hızına göre bindirme kaynağı birleştirme verimi eğrisi verilmiştir.



Şekil 5.20. 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları



Şekil 5.21. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları



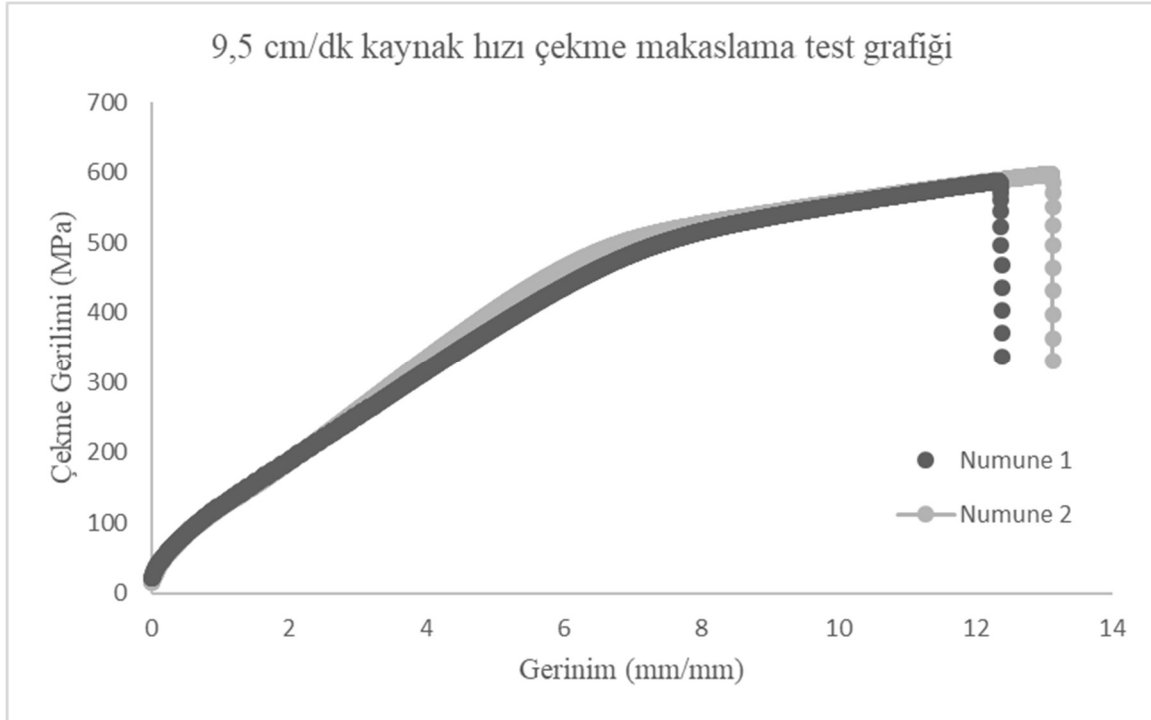
Şekil 5.22. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları

Tez çalışmasında ana malzeme olarak kullanılan TRIP800 çeliğinin akma mukavemeti 489.8 MPa, çekme mukavemeti 840 MPa ve % uzama değeri 32,2 olarak tespit edilmiştir.

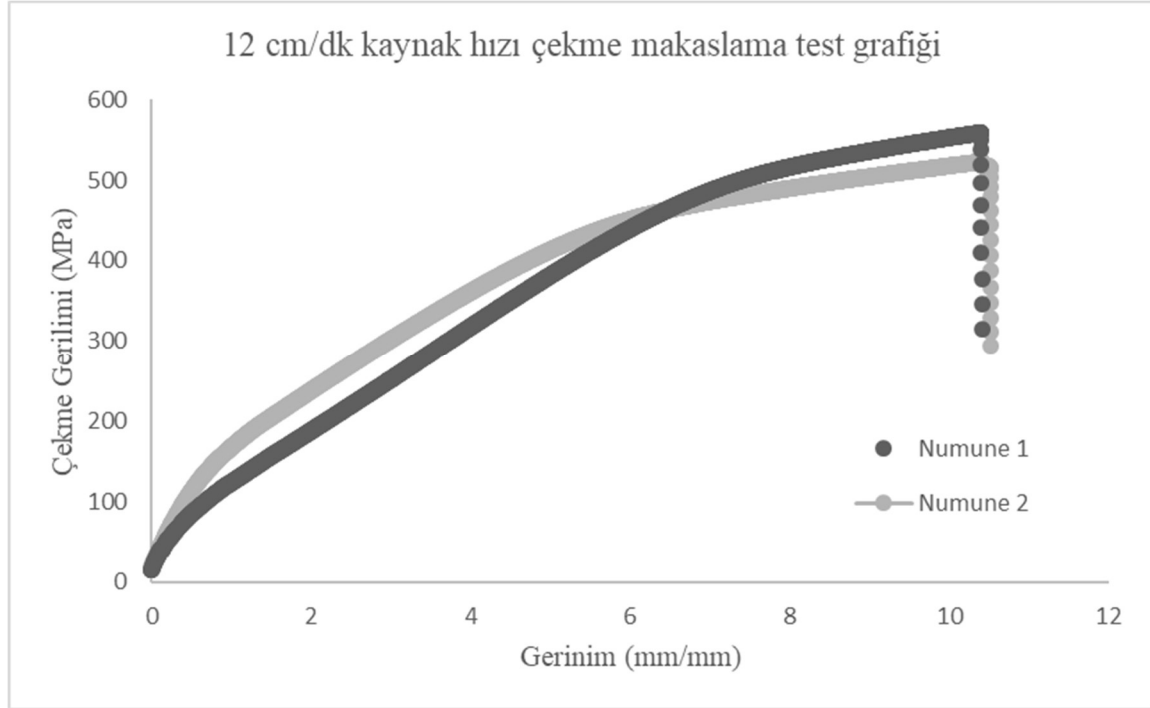
Şekil 5.20’de gösterildiği üzere 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 394,8 MPa ve % uzama değeri 4,9 olarak tespit edilmiştir. Bu numune ana malzemenin çekme mukavetine ve % uzama miktarından çok düşük performans göstermiştir.

Şekil 5.21’de gösterildiği üzere 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 504 MPa ve % uzama değeri 5,3 olarak tespit edilmiştir. Bu numune de yine 72 cm/dk kaynak ilerleme hızında yapılan GMAK birleştirme uygulaması gibi ana malzemenin çekme mukavetine ve % uzama miktarından çok düşük performans göstermiştir.

Şekil 5.22’de ise 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunelerin çekme-makaslama testi sonucu gösterilmiştir. Bu numunenin ortalama çekme mukavemeti 730,8 MPa ve % uzama değeri 17,4 olarak tespit edilmiştir. Bu numunede GMAK yöntemiyle yapılan birleştirmelerde ana malzemenin çekme mukavetine en yakın mukavemet değeri elde edilmiştir ve % uzama miktarında en yüksek performans elde edilmiştir.



Şekil 5.23. 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları



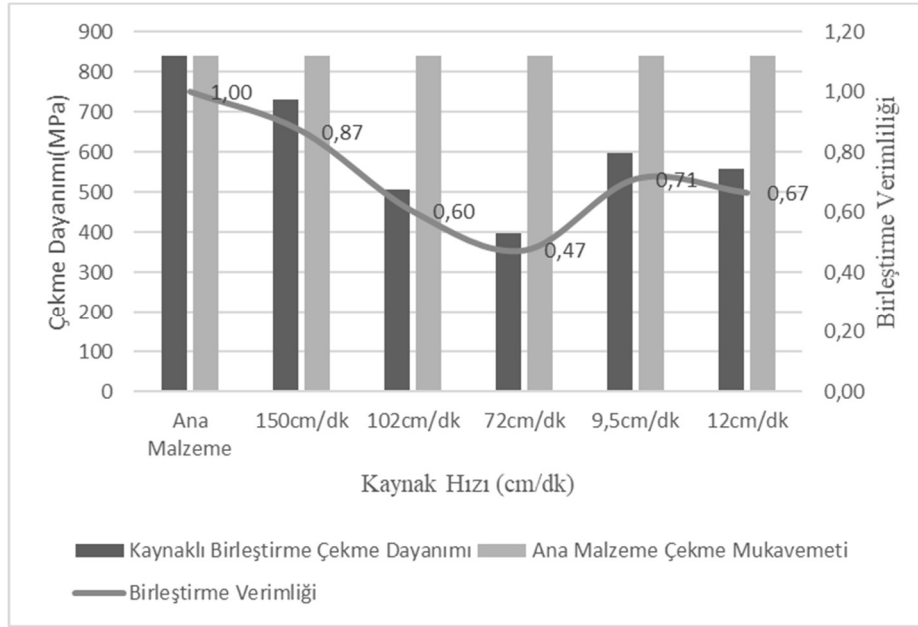
Şekil 5.24. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı ile birleştirilen numunenin çekme-makaslama testi sonuçları

Şekil 5.23'te gösterildiği üzere 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 596,4 MPa ve % uzama değeri 13,2 olarak tespit edilmiştir.

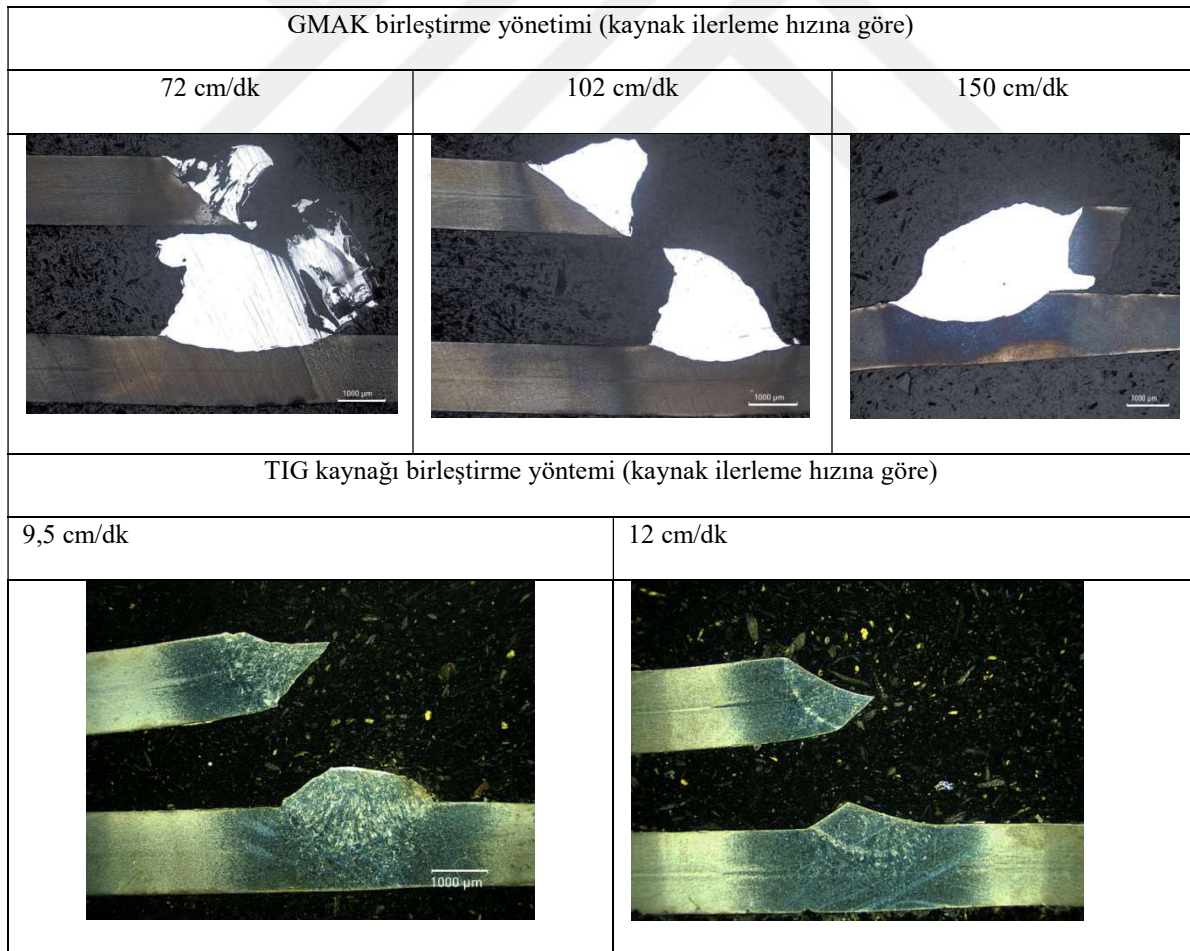
Şekil 5.24'te gösterildiği üzere 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında TIG kaynağı ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 562,8 MPa ve % uzama değeri 10,9 olarak tespit edilmiştir.

TIG kaynaklı birleştirmesi uygulamasında elde edilen sonuçlar ana malzemenin mukavemetine göre çok düşük olmasa da % uzama miktarları nispeten düşük kalmaktadır. Kaynak ilerleme hızına göre bindirme kaynağı birleştirme verimi eğrisi göstermiştir. En yüksek verimin 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında GMAK ile birleştirilen numunelerde elde edildiği Şekil 5.25'te verilmiştir.

Çalışmada ayrıca çekme makaslama test sırasında kaynak metalinden kopan numunelerin ayrılma biçimlerinde incelenmiştir. Ayrılma şekilleri makroyapı görüntüleri olarak Resim 5.26'da gösterilmiştir.

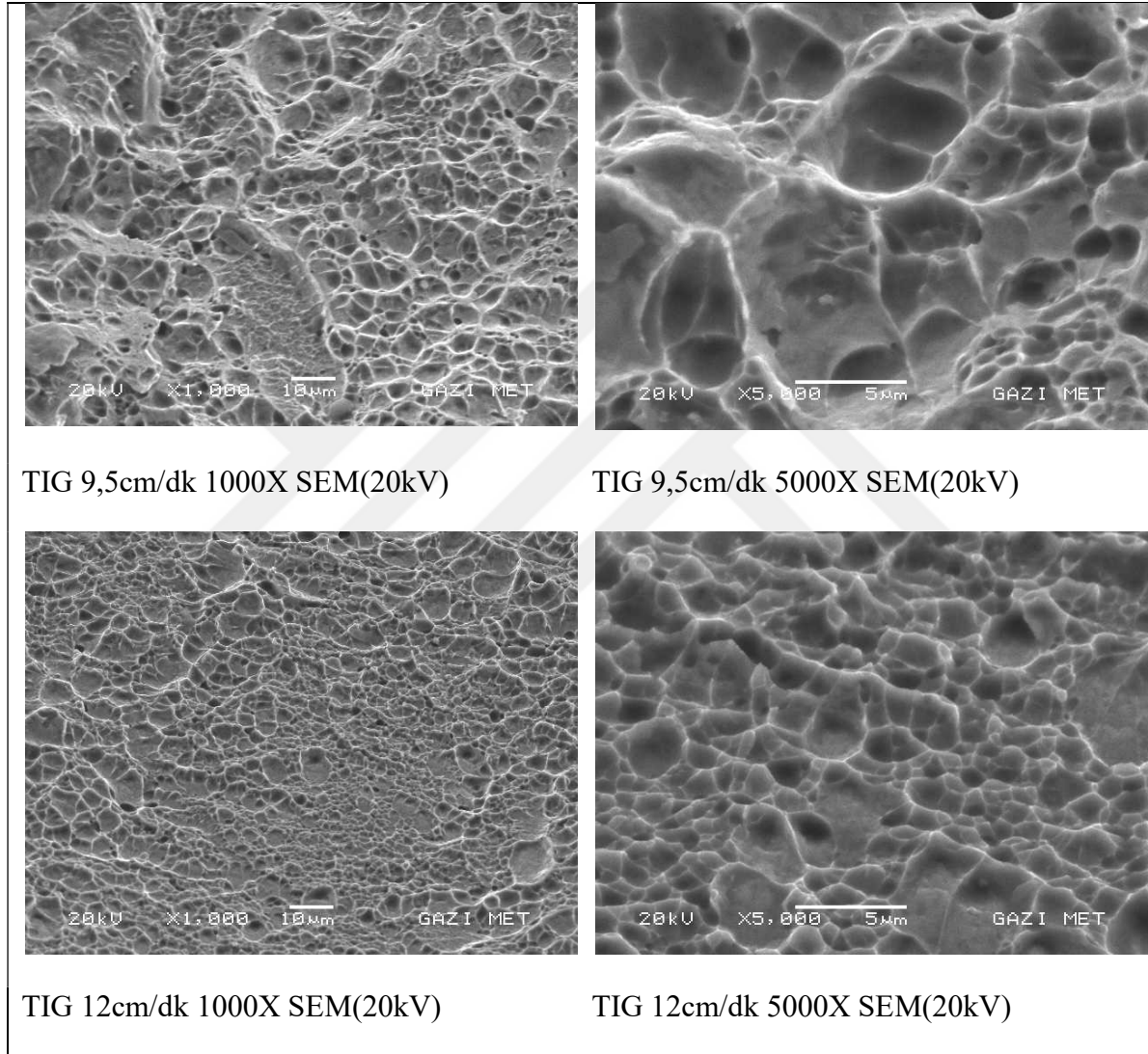


Şekil 5.25. Kaynak ilerleme hızına göre bindirme kaynağı birleştirme verimi eğrisi



Resim 5.28. Kaynak ilerleme hızlarına göre GMAK ve TIG kaynağı ile birleştirilmiş çekme makaslama deney numunelerinin ayrılma biçimleri

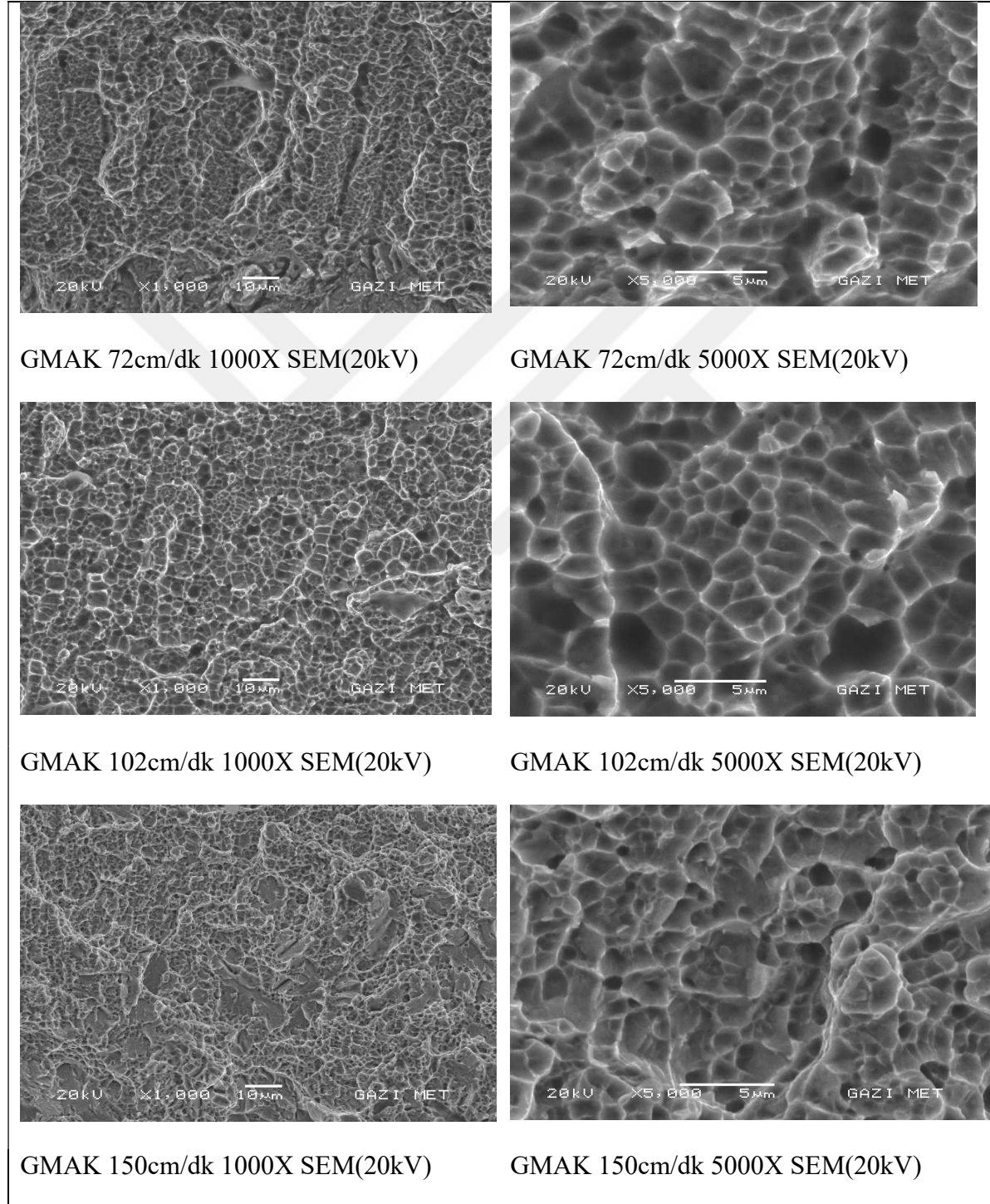
Resim 5.26’de görüldüğü üzere TIG kaynaklı birleştirmelerde çekme makaslama testi sırasında tüm numuneler kaynak metalinden kopmuştur. GMAK birleştirmesi yapılan deney numuneleri ise 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızlarında elde edilen numuneler kaynak metalinden koparken, 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında ITAB’ın ana malzemeye yakın kısmından kopma gerçekleşmiştir.



Resim 5.29. 9,5 cm/dk, 12 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre TIG kaynağı birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma yüzeyleri

Çalışmada ayrıca test sonrası numunelerin kopan kırılma yüzeylerinden incelenerek kırılma morfolojileri incelenmiştir. Resim 5.26’da 9,5 cm/dk ve 12 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre TIG kaynağı birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Her iki kaynak ilerleme hızındaki bindirme kaynağı numuneleri kaynak metalinden kopmuştur. TIG kaynağı birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma

yüzeylerinde hem sünek hem de gevrek kırılma beraber görülmektedir. Isı girdisi azaldıkça kopma yüzeylerindeki çukurcukların boyutları küçülmektedir. Numunelerin sünek kırılmasında mikroyapı incelemelerinde tespit edilen ferritik geçiş bölgesi etkili olmuştur. Sertlikte ve mukavette bu bölgede düşüş yaşanmıştır.



Resim 5.30. 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre GMAK birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma yüzeyleri

Resim 5.27’de 72 cm/dk, 102 cm/dk ve 150 cm/dk kaynak ilerleme hızlarına göre GMAK birleştirmesi yapılan numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki bindirme kaynağı numuneleri kaynak metalinden koparken 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunede kopma ITAB ve ana malzeme arasında kalan bölgeden meydana gelmiştir. 150cm/dk kaynak ilerleme hızında ana malzemede ve kaynak metalinde, deformasyon sırasında TRIP etkisinin korunduğı gözlemlenmiştir. GMAK işlemleri yapılan numunelerde sünek ve gevrek kırılmanın beraber yaşandığı Resim 5.27’deki SEM fotoğraflarından tespit edilmiştir. GMAK birleştirme uygulamasında kaynak ilerleme hızı arttıkça ısı girdisi düşmektedir. Isı girdisi azaldıkça kopma yüzeylerindeki çukurcukların da boyutları küçölmektedir.



6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada GMAK ve TIG kaynak yöntemiyle, bindirme kaynağı yapılan TRIP çeliklerinde termal döngünün mekanik özelliklerine ve mikroyapıya etkisi incelenmiştir. GMAK işlemleri östenitik dolgu malzemesi ile TIG kaynağı işlemleri ise otojen olarak gerçekleştirilmiştir. Çalışma, optimize edilmiş parametrelere sahip bir kaynak kontrol sistemi tasarlamak için kaynak akımı, voltaj, kaynak ilerleme hızı gibi bireysel değişkenler ile gerçekleştirilmiştir.

TRIP800 çeliğinin GMAK ve TIG kaynak işlemlerinde kaynak ilerleme hızına ve kaynak parametrelerine bağlı olarak değişen kaynak ısı girdisi ile alakalı kaynak termal döngüsünün bağlantının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerinde etkisinin etraflıca incelendiği bu çalışmada elde edilen bulgular özetlenmiştir.

GMAK için her bir kaynak ilerleme hızı için elde edilen termal çevrimler, kaynak hattından 1 mm uzaklıktan itibaren tepe sıcaklığın TRIP çeliğinin (730 °C) A_{c1} değerinin üstünde olduğunu, dolayısıyla bu noktadan sonra daha fazla mikroyapısal değişiklik olması beklendiğini ortaya çıkarmıştır. 1,6-Si TRIP çeliği için kullanılan Fonstein'in CCT diyagramı üzerinden soğuma eğrileri oluşturulmuştur. Bu soğuma eğrilerine göre GMAK ya da TIG kaynağı işlemlerinde hiçbir soğuma eğrisi perlit fazından geçmemiştir. Mikroyapı analizlerinden de aynı sonuç elde edilmiştir.

GMAK için kaynak metalinden elde edilen ikincil dendrit kol aralığı değerleri, ısı girişi ile doğru orantılıdır ve kaynak ilerleme hızı ile ters orantılıdır.

Ana metal olarak kullanılan TRIP800 çeliğinin akma mukavemeti 489.8 MPa, çekme mukavemeti 840 MPa ve % Uzama değeri 32,2 olarak ölçülmüştür.

TIG kaynağı işlemlerinde çekme-makaslama testi sırasında tüm kaynak işlemlerinde kaynak metalinden kopma meydana gelmiştir. TIG Kaynağı numunelerinde, 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 596,4 MPa ve % Uzama değeri 13,2 olarak tespit edilmiştir. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızı ile

birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 562,8 MPa ve % Uzama değeri 10,9 olarak tespit edilmiştir.

GMAK ile birleştirilen numunelerde 72 cm/dk kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 394,8 MPa ve % Uzama değeri 4,9 olarak ölçülmüştür. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme mukavemeti 504 MPa ve % Uzama değeri 5,3 olarak ölçülmüştür. Bu iki kaynak ilerleme hızındaki numuneler ana metalin çekme mukavemetinden ve % uzama miktarından çok düşük performans göstermiştir. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen numunelerin ortalama çekme-makaslama mukavemeti 730,8 MPa ve % Uzama değeri 17,4 olarak ölçülmüştür. Kopma mukavemeti ve % uzama karakterleri değerlendirildiğinde GMAK işlemi için düşen ısı girdisi ile beraber mukavemetin ve sünekliğin arttığı tespit edilmiştir.

Ana metal olarak kullanılan TRIP800 çeliğinin mikro sertlik değeri 234HV0.5 ölçülmüştür.

TIG kaynağı işlemlerinde 9,5 cm/dk kaynak ilerleme hızında yatay ekseninde, mikro sertlik değerleri kaynak metalinde 426 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 435 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 363 HV0.5 ölçülmüştür. 12 cm/dk kaynak ilerleme hızında yatay ekseninde mikro sertlik ölçümlerinde kaynak metalinde 428 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 463 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 298 HV0.5 bulunmuştur.

GMAK işlemlerinde 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki yatay ekseninde sertlik değerleri kaynak metalinde 205 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 480 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 333 HV0.5 ölçülmüştür. 102 cm/dk kaynak ilerleme hızında yatay ekseninde sertlik değerleri kaynak metalinde 201 HV0.5, ITAB iri taneli bölgesinde 463 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 321 HV0.5 ölçülmüştür. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında yatay ekseninde sertlik değerleri ITAB iri taneli bölgesinde 446 HV0.5, ITAB'ın ince taneli bölgesinde ise 298 HV0.5 ölçülmüştür. GMAK işlemlerindeki diğer iki kaynak ilerleme hızından farklı olarak 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında yatay eksen kaynak metali sertlik değerleri 199 HV0.5 ve 294 HV0.5 arasında değişmektedir.

Ölçüm belirsizliği dikkate alınarak mikrosertlik ölçümleri değerlendirildiğinde 72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki GMAK işlemlerinde ve 95 cm/dk ve 120 cm/dk

kaynak ilerleme hızındaki TIG kaynağı işlemlerinde, ITAB ile ana malzeme arasında geçiş bölgesinde herhangi bir mikrosertlik düşüşü tespit edilmemiştir.

72 cm/dk ve 102 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki bindirme kaynağı numuneleri kaynak metalinden koparken 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numune ITAB ve ana malzeme arasında kalan bölgeden kopmuştur (Resim 5.26) ve yaklaşık kopma yerine bakıldığında ITAB'ın bitip ana malzemeye geçişin yaşandığı yere yakın gerçekleşmiştir.

Sertlik ölçümleri ITAB'daki en uzun hat boyunca alınmıştır. Kopmanın olduğu bölgedeki mikrosertlik düşüşü temperlemeye bağlı mikrosertlik düşüşünün olduğuna işaret eder. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki GMAK işlemlerinde ITAB ana metal geçişindeki kopmanın meydana gelmesi mikrosertlikte yaşanan bu düşüşle ilişkilendirilebilir.

Bu tez çalışmasında ısı çift sıcaklık ölçümleri 150 cm/dk kaynak ilerleme hızında kaynağa 1 mm mesafede 770,3 °C pik sıcaklığa çıkıldığı tespit edilmiştir. 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunenin kopma yüzeylerinin makroları incelendiğinde kopma yaklaşık belirtilen ısı çiftin yakınında meydana gelmektedir. Burada A_{C1} 'in üstüne çıkılmadan temperlenmiş martenzit yapı olması söz konusudur.

TIG kaynağında ise 9,5 °C kaynak ilerleme hızında kaynak hattından 3 mm uzaklıkta ısı çiftler vasıtasıyla 1034,5 °C sıcaklık elde edilmiştir. Isıl çiftlerden elde edilen veri ve yapılan metalografik inceleme dikkate alındığında CCT diyagramında beklenen fazların metalografik olarak elde edildiği gözlemlenmiştir.

GMAK çalışmasında kullanılan ER309LSi kaynak ilave teli, alaşımındaki % ağırlıkça yüksek krom oranı ile yarı kararlı östenitik alaşımlarındaki TRIP destekli deformasyona benzer deformasyon karakteristiği gösterebilmektedir. Kaynak bölgesi matrensit, ferrit ve östenit fazlarını beraber bulunması deformasyon karakteristiği üzerinde etkilidir. Artan ısı girdisi ile beraber kaynak metalindeki östenitin ferrite çözünmesinde artış görülmekte ve TRIP etkisi olumsuz etkilenmektedir.

Düşen ısı girdisine bağlı olarak Resim 5.26'da verilen GMAK işlemlerinde kopma yüzeyleri incelendiğinde ısı girdisi azaldıkça çukurcuk miktarının daha da artarak çukurcuk boyutunun azaldığı tespit edilmiştir.

GMAK işlemlerinde kullanılan östenitik karakterli ER309LSi kaynak ilave teli ve termal döngüden elde edilen veriler birlikte değerlendirildiğinde, 60-80 saniye arasında yaklaşık 200 °C’de kalan kaynak metali bölgesinde de östenit geri kazanımı olduğu düşünülmektedir.

Artan ısı girdisine bağlı olarak 102 cm/dk ve 72 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki uygulamalarda kopma kaynak metalinde meydana gelirken; en düşük ısı girdisine ve en küçük kaynak metali tane boyutuna sahip 150 cm/dk kaynak ilerleme hızındaki numunelerde kopma ITAB’ın alt kritik kısmında meydana gelmiştir. Düşük ısı girdisine bağlı olarak 150 cm/dk kaynak ilerleme hızına sahip numunelerde deformasyon sırasında TRIP özelliğinin bozulmadığı gözlemlenmiştir.

Bu çalışmada, ER309LSi kaynak ilave teli kullanılarak robotik kol vasıtasıyla yüksek kaynak ilerleme hızında bindirme kaynağı yöntemiyle birleştirilen TRIP800 çeliğinin deformasyon sırasında TRIP etkisini muhava edebildiği sonucuna varılmıştır. Ayrıca yüksek kaynak ilerleme hızlarıyla otomotiv sektöründe montaj sürelerinin azaltılabileceği de ortaya çıkmıştır. Bundan sonraki çalışmalarda kaynaklı birleştirmeler için önem arz eden kalıntı gerilim ve yorulma çatlak büyümesi oluşum mekanizması incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Krizan D. (2005). *Structure properties relationship in 1 GPa microalloyed TRIP steel*, 166, Ghent, Ghent University.
2. Krizan, D. (2006). TRIP Steels: Advanced High Strength Multiphase Steels For Automotive Applications. *COM-MAT-TECHAT*. Trnava, Slovakia.
3. Krizan, D., Antonissen, J., ve De Cooman, B. (2004). Retained austenite stability in the cold rolled CMnAlSiP microalloyed TRIP steels. *In Proceedings of International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications*, 205-216. USA: Golden.
4. Zackay, V., Parker, E., Dieter, F., ve Raymond, A. (1967). Transactions of American Society for Metals. *ASM Transactions Quarterly*, 60(2), 252.
5. Matsumura, O., Sakuma, Y., ve Takechi, H. (1992). Retained austenite in 0.4Si1.2Mn steel sheet intercritically annealed and austempered. *ISIJ International*, 32(No. 9), 1014-1020.
6. De Cooman, B. C. (2004). Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3-4), 285-303.
7. Yokoi, T., Kawasaki, K., Takahashi, M., ve Mizui, M. (1996). *Tech. Notes/JSAE Review*, 17, 210-212.
8. Nishimura, F., Liedl, U., ve Werner, E. (2003). Simulation of martensitic transformations in TRIP-steel and Fe-based shape memory alloy. *Computational Materials Science*, 26, 189-196.
9. Wang, J., ve Van Der Zwaag, S. (2001). Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 1527-1539.
10. Bleck, W., Papeathymiou, S., ve Frehn, A. (2004). Microstructure and tensile properties in dual phase and TRIP steels. *Steel Research International*, 75(11), 704-710.
11. De Meyer, M. (2001). Transformations and mechanical properties of cold rolled and intercritically annealed CMnAlSi TRIP aided steels. *Doctoral dissertation*, 142-146, Ghent: Ghent University.
12. Barbe, L., Tosalmartinez, L., ve De Cooman, B. (2002). Effect of phosphorus on the properties of a cold rolled and intercritically annealed TRIP aided steel. *Proceedings of International Conference on TRIP Aided High Strength Ferrous Alloys*, 147-152. Ghent, Belgium.

13. Keeler, S., Kimchi, M., ve Mooney, P. J. (2018, Mayıs 26). *World Auto Steel Web Site*. <https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/> adresinden alındı
14. Ranjan, R., Bhattacharyya, T., ve Singh, S. B. (2018). An Overview on Structure–Property Relationship of TRIP-Aided Steel. B. B. Roy T., *Advanced High Strength Steel. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. 27-38, Singapur: Springer.
15. Olson, G., ve Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. FCC $\rightarrow$ BCC and other martensitic transformations. *Metallurgical Transactions A*, 7(12), 1905–1914.
16. Chan, D., Cui, H. ve Wang, R. (2019). High-Temperature Mechanical Properties of 4.5%Al δ -TRIP Steel. *Applied Sciences*, 1-9.
17. Bhandarkar, D., Zackay, V., ve Parker, E. (1972). Stability and mechanical properties of some metastable austenitic steels. *Metallurgical Transactions*, 3(10), 2619–2631.
18. Abrassart F. (1973). Stress-induced $\gamma \rightarrow \alpha$ martensitic transformation in two carbon stainless steels. Application to TRIP steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 4, 2205–2216.
19. Chawla K. K., Guimaraes, J., ve Meyers M. A. (1977). Fractography of a Meta-stable Austenite. *Metallography*, 10, 201-208.
20. Kumar D. (2015). Design of High Manganese Steels: Calculation of SFE and Ms Temperature. HSLA Steels 2015, *Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, 857.
21. Stolyarov, V., Klyatskina, E., & Terentyev, V. (2016). Suppression of TRIP effect in metastable steel by electrical current. *Letters on Materials*, 6(4), 355-359.
22. Stolyarov V. (2018). Features of Electroplastic Effect in Alloys with Martensite Transformation. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 31), 1305-1310.
23. Jeong, H., Park, J., & Jeong, K. (2019). Effect of Pulsed Electric Current on TRIP-Aided Steel. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 6, 315-327.
24. Taint, S. &. (2004). Alloy design, processing and properties of TRIP steels: A critical comparison. *International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications -Proceedings*, (s. 79-98). Münih.
25. Bhattacharyya, T., Singh, S., Bhattacharyya, S., Ray, R., Bleck, W., & Bhattacharjee, D. (2013). An assessment on coatability of transformation induced plasticity (TRIP)-aided steel. *Surface and Coatings Technology*, 235, 226-234.

26. Bouaziz, O., Zurob, H., ve Huang, M. X. (2013). Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. *Steel Research International*, 84(10), 937-947.
27. Kuziak, R., Kawalla, R., ve Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8(2), 103-117.
28. Takahashi, M. (2015). Sheet Steel Technology for the Last 100 Years: Progress in Sheet Steels in Hand with the Automotive Industry. *ISI International*, 55(1), 79-88.
29. APP01011 – Automotive. (2020, 16 05). Steel University Association AISBL: <https://steeluniversity.org/lessons/210-advanced-low-carbon-cold-rolled-steel-strip/> adresinden alındı
30. Suh, D. W., Ryu, J. H., Joo, M. S., Yang, H. S., Lee, K., ve Bhadeshia, H. K. (2014). Medium-Alloy Manganese-Rich Transformation-Induced Plasticity Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 286-293.
31. Girault, E., Mertens, A., Jacques, P., Houbaert, Y., Verlinden, B., ve Humbeeck, J. (2001). Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. *Scripta Materialia*, 44(6), 885-892.
32. Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., ve Schroth, J. G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51(9), 2611-2622.
33. ULSAB-AVC Consortium. (2001). ULSAB-Advance Vehicle Concept (AVC) Body Structure Materials, *Technical Transfer Dispatch No. 6*, May, 2001. Troy, Michigan, USA: ULSAB-AVC Consortium.
34. Arcelormittal. (2020, 5 18). Global Automotive ve Mobility Solutions: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/TRIP adresinden alındı.
35. Takahashi, M., Kawano, O., Hayashida, T., Okamoto, R., ve Taniguchi, H. (2003). *High Strength Hot-rolled Steel Sheets for Automobiles*. Tokyo: Nippon Steel Technical Report.
36. Wang, L., ve Speer, J. G. (2013). Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2, 268-281.
37. Autolist Staff. (27, 08 2019). *Body on Frame vs Unibody - What's the Difference?* 03 2020, 17 tarihinde <https://www.autolist.com/guides/body-on-frame-vs-unibody> adresinden alındı.
38. Tomita, K., Shiozaki, T., Urabe, T., ve Yoshitake, A. (2000). Development of 780 MPa Grade High Strength Hot Rolled Steel Sheet. *SAE 2000 World Congress* (s. 308-317). Detroit, Michigan: SAE International.

39. Venkatraman, M., ve Sumitra, D. (2011). *Design of high strength steel for long member of trucks and commercial vehicles*. Gujarat, Hindistan: ESSAR Steel.
40. Kodama, S., Ishida, Y., Furusako, S., Saito, M., Miyazaki, Y., ve Nose, T. (2013). Arc Welding Technology for Automotive Steel Sheets. *Nippon Steel Technical Report*, 103, 83-90.
41. Seyfried, P., Taiss, E. M., Calijorne, A. C., Li, F.-P., ve Song, O.-F. (2015). Light weighting opportunities and material choice for commercial vehicle frame structures from a design point of view. *Advances in Manufacturing*, 3, 19-26.
42. Hadfield, R. (1925). Chapter 6 The Rise and Importance of Alloy Steel., *Metallurgy and Influence on Modern Progress with a Survey of Education and Research* (s. 69, 141). Londra: Chapman and Hall.
43. Doepken, H. C. (1952). Tensile Properties of Wrought Austenitic Manganese Steel in the Temperature Range from + 100 C° to – 196 °C. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, 4, 166-170.
44. Niu, L., Hojamberdiev, M., Xu, Y., ve Wu, H. (2010). Microstructure and mechanical properties of Hadfield steel matrix composite reinforced with oriented high-chromium cast iron bars. *Journal of Materials Science*, 45, 4532-4538.
45. Yan, W., Fang, L., Sun, K., ve Xu, Y. (2007). Thermodynamics of nanocrystalline formation in surface layer of Hadfield steel by shot peening. *Materials Science and Engineering: A*, 445-446, 392-397.
46. Chen, C., Lv, B., Feng, X., Zhang, F., ve Beladi, H. (2018). Strain hardening and nanocrystallization behaviors in Hadfield steel subjected to surface severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 729, 178-184.
47. Chatterjee, S., ve Bhadeshia, H. K. (2007). Transformation induced plasticity assisted steels: stress or strain affected martensitic transformation. *Materials Science and Technology*, 23(9), 1101-1004.
48. Scheil, E. (1932). Über die Umwandlung des Austenits in Martensit in Eisen-Nickellegierungen unter Belastung. *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie*, 207, 21-40.
49. Lincoln, R. A., ve Mather, W. H. (1943). Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels. *Journal of the Aeronautical Sciences*, 10(8), 253-260.
50. Patel, J. R., ve Cohen, M. (1953). Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation. *Acta Metallurgica*, 1(5), 531-538.
51. Carlson, J. F., ve Zackay, V. F. (1955). High Nitrogen Cast Austenitic Steels. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, 7, 1112-1114.

52. Bleck, W., Guo, X., ve Yan, M. (2017). The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels. *Steel Research International*, 88(10), 1700218.
53. Zackay, V., ve Parker, E. (1966, Kasım 22). *Amerika Birleşik Devletleri Patent No. 3488231*.
54. Georgieva, I. Y. (1976). Trip steels — A new class of high-strength steels with high plasticity. *Metal Science and Heat Treatment*, 18, 209-218.
55. Milner, R. L. (1972). Ultrafine-grained microstructures and mechanical properties of alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 3, 905-912.
56. Matsumura, O., Sakuma, Y., ve Takechi, H. (1987). Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 27(7), 570-579.
57. Xiong, X., Chen, B., Huang, M. X., ve Wang, J. (2013). The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched. *Scripta Materialia*, 68, 321-324.
58. Raabe, D., Ponge, D., Dmitrieva, O., ve Sander, B. (2009). Designing Ultrahigh Strength Steels with Good Ductility by Combining Transformation Induced Plasticity and Martensite Aging. *Advanced Engineering Materials*, 11(7), 547-555.
59. Li, Z., Pradeep, K. G., Deng, Y., Raabe, D., ve Tasan, C. C. (2016). Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength–ductility trade-off. *Nature*, 534, 227-230.
60. Bleck, W., Brühl, F., Ma, Y., ve Sasse, C. (2019). Materials and Processes for the Third-generation Advanced High-strength Steels. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 164, 466-474.
61. Dastur, Y. N., ve Leslie, W. C. (1981). Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions A*, 12, 749-759.
62. ASTM Standard. (2019). Standard Specification for Steel Castings, Austenitic Manganese (ASTM A128 / A128M-19). *ASTM International*. www.astm.org adresinden alındı.
63. Tomata, Y., Strum, M., ve Morris, J. W. (1988). Tensile deformation behavior of mechanically stabilized Fe-Mn austenite. *Metallurgical Transactions A*, 19, 1563-1568.
64. Grässel, O., Frommeyer, G., Derder, C., ve Hofmann, H. (1997). Phase Transformations and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels. *Journal de Physique IV Colloque*, C5, 383-388.
65. Brüh, U., Frommeyer, G., Grässel, O., ve Meyer, L. W. (2002). Development and characterization of high strength impact resistant Fe-Mn-(Al-, Si) TRIP/TWIP steels. *Steel Research*, 73, 294-298.

66. Ding, H., Ding, H., Qiu, C.-l., Tang, Z.-y., Zeng, J.-m., ve Yang, P. (2011). Formability of TRIP/TWIP Steel Containing Manganese of 18.8%. *Journal of Iron and Steel Research International*, 18, 36-40.
67. Shi, J., Sun, X., Wang, M., Hui, W., Dong, H., ve Cao, W. (2010). Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite. *Scripta Materialia*, 63(8), 815-818.
68. Lui, L., He, B., ve Huang, M. X. (2018). The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels. *Advanced Engineering Materials*, 20(6), 1701083.
69. Cao, W. Q., Wang, C., Shi, J., Wang, M. Q., Hui, W. J., ve Dong, H. (2011). Microstructure and mechanical properties of Fe-0.2C-5Mn steel processed by ART-annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 528(22-23), 6661-6666.
70. Dmitrieva, O., Ponge, D., Inden, G., Millan, J., Choi, P., Sietsma, J., ve Raabe, D. (2011). Chemical gradients across phase boundaries between martensite and austenite in steel studied by atom probe tomography and simulation. *Acta Materialia*, 59(1), 364-374.
71. Lee, S., ve De Cooman, B. C. (2013). On the Selection of the Optimal Intercritical Annealing Temperature for Medium Mn TRIP Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44 A, 5018-5024.
72. Zhao, X., Shen, Y., Qui, L., Liu, Y., Sun, X., ve Zuo, L. (2014). Effects of Intercritical Annealing Temperature on Mechanical Properties of Fe-7.9Mn-0.14Si-0.05Al-0.07C Steel. *Materials*, 7(12), 7891-7906.
73. Lee, S., ve De Cooman, B. C. (2015). Tensile Behavior of Intercritically Annealed Ultra-Fine Grained 8% Mn Multi-Phase Steel. *Steel Research International*, 86, 1170-1178.
74. Lee, S., ve De Cooman, B. C. (2014). Tensile Behavior of Intercritically Annealed 10 % Mn Multi-phase Steel. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 45A, 709-716.
75. Lee, S., ve De Cooman, B. C. (2014). Effect of the Intercritical Annealing Temperature on the Mechanical Properties of 10 % Mn Multi-phase Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45, 5009-5016.
76. Lee, S., ve De Cooman, B. C. (2016). Influence of Carbide Precipitation and Dissolution on the Microstructure of Ultra-Fine-Grained Intercritically Annealed Medium Manganese Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, 3263-3270.
77. Takahashi, M., ve Bhadeshia, H. (1990). Model for transition from upper to lower bainite. *Materials Science and Technology*, 6, 592-603.
78. Bhadeshia, H. (2001). *Bainite in Steels Transformations, Microstructure and Properties* (2 b.). UK: IOM Communications Ltd.

79. Zaefferer, S., Ohlert, J., ve Bleck, W. (2004). A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. *Acta Materialia*, 52(9), 2765-2778.
80. Sakuma, Y., Itami, A., Kawano, O., Kimura, N., Hiwatashi, S., ve Sakata, K. (1995). Next generation high-strength sheet steel utilizing transformation-induced plasticity (TRIP) effect. *Nippon Steel Technical Reports*, 64, 20-25.
81. Van der Zwaag, S., Zhao, L., Kruijver, S. O., ve Sietsma, J. (2002). Thermal and Mechanical Stability of Retained Austenite in Aluminum-containing Multiphase TRIP Steels. *ISIJ International*, 42(12), 1565-1570.
82. Li, L., Zhang, X., ve Yang, W. (2013). Microstructure and Mechanical Properties of a Low-Carbon Mn-Si Multiphase Steel Based on Dynamic Transformation of Undercooled Austenite. *Metallurgical and Materials Transactions*, 44, 4337-4345.
83. Matsuda, H., Kitano, F., Hasegawa, K., Urabe, T., ve Hosoya, Y. (2002). Metallurgy of continuously annealed high strength TRIP steel sheet. *Steel Research*, 211-217.
84. Li, Z., Wu, D., & Hu, R. (2006). Austempering of Hot Rolled Si-Mn TRIP Steels. *Journal of Iron Steel Research International*, 13, 41-46.
85. Grajcar, A. (2007). Determination of the stability of retained austenite in TRIP-aided bainitic steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 1-2(20), 111-114.
86. Jacques, P., Girault, E., Catlin, T., Geerlofs, N., Kop, T., Van der Zwaag, S., ve Delannay, F. (1999). Bainite transformation of low carbon Mn-Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention. *Materials Science and Engineering*, A(273-275), 475-479.
87. Jacques, P., Furnémont, Q., Lani, F., Pardoën, T., ve Delannay, F. (2007). Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. *Acta Materialia*, 55(11), 3681-3693.
88. Jacques, P. J., Furnémont, Q., Godet, S., Pardeon, T., Conlon, K. T., ve Delannay, F. (2006). Micromechanical characterisation of TRIP-assisted multiphase steels by in situ neutron diffraction. *Philosophical Magazine*, 86(16), 2371-2392.
89. Olson, G. B., ve Cohen, M. (1975). Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 6, 791.
90. Chatterjee, S., Wang, H. S., Yang, J. R., ve Bhadeshia, H. H. (2006). Mechanical stabilisation of austenite. *Material Science Technology*, 22, 641-644.
91. Mertens, A., Jacques, P., Sietsma, J., ve Delannay, F. (2008). Relative Influences of Aluminium and Silicon on the Kinetics of Bainite Formation from Intercritical Austenite. *Steel Research International*, 79, 954-959.

92. Suh, D. W., Park, S. J., Lee, C. H., ve Kim, S. J. (2009). Microstructure and Mechanical Behaviors of 0.1C-13Mn Metastable Austenitic Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40, 264-268.
93. Fonstein, N., Pottore, N., Lalam, S., ve Bhattacharya, D. (2003). Phase transformation behavior during continuous cooling and isothermal holding of aluminum and silicon bearing TRIP steels. *Proceedings of the Materials Science and Technology 2003 Meeting* (s. 549–561). Chicago, IL, USA.
94. Kim, S. J., Lee, C. G., Lee, T. H., ve Oh, C. S. (2003). Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels. *Scripta Materialia*, 48(5), 539-544.
95. Vega, M., Medina, S., Chapa, M., ve Quispe, A. (1999). Determination of Critical Temperatures (T_{nr} , Ar_3 , Ar_1) in Hot Rolling of Structural Steels with Different Ti and N Contents. *ISIJ International*, 39, 1304-1310.
96. Sakuma, Y., Matsumura, O., ve Takechi, H. (1991). Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 22, 489–498.
97. Li, Z., ve Wu, D. (2006). Effects of Hot Deformation and Subsequent Austempering on the Mechanical Properties of Si-Mn TRIP Steels. *ISIJ International*, 46(1), 121-128.
98. Suh, D. W., Park, S. J., Oh, C. S., ve Kim, S. J. (2007). Influence of partial replacement of Si by Al on the change of phase fraction during heat treatment of TRIP steels. *Scripta Materialia*, 57(12), 1097-1100.
99. Ranjan, R., Beladi, H., Singh, S. B., ve Hodgson, P. D. (2015). Thermo-mechanical Processing of TRIP-Aided Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46, 3232–3247.
100. Jo, K., Cho, L., Sulistiyo, D. H., Seo, E. J., Kim, S. W., & De Cooman, B. C. (2019). Effects of Al-Si coating and Zn coating on the hydrogen uptake and embrittlement of ultra-high strength press-hardened steel. *Surface and Coatings Technology*, 374, 1108-1119.
101. Speer, J. G., De Moor, E., Findley, K. O., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., ve Edmonds, D. V. (2011). Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 3591.
102. Raabe, D., Ponge, D., Dmitrieva, O., ve Sander, B. (2009). Nanoprecipitate-hardened 1.5GPa steels with unexpected high ductility. *Scripta Materialia*, 60(12), 1141-1144.

103. Wang, M. M., Tasan, C. C., Ponge, D., Dippel, A. C., ve Raabe, D. (2015). Nanolaminate transformation-induced plasticity–twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance. *Acta Materialia*, 85, 216-228.
104. Chen, X., Gao, D., Hu, J. X., Liu, Y., ve Tang, C. H. (2019). Evolution of Microstructures and Properties in Al_xCrFeMn_{0.8}Ni_{2.1} HEAs. *Metals and Materials International*, 25, 1135-1144.
105. Lu, W., Liebscher, C., Yan, F., Fang, X., Li, L., Li, J., ve Li, Z. (2020). Interfacial nanophases stabilize nanotwins in high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 185, 218-232.
106. Bhadeshia, H., ve Christian, I. (1990). Bainite in Steels. *Metallurgical Transactions A*, 21, 767-797.
107. Davenport, E. S., ve Bain, E. C. (1930). Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 90, 117.
108. Bhadeshia, H. (2010). A Personal Commentary on “Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures”. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41, 1351–1390.
109. Paxton, H. W., ve Austin, J. B. (1972). Historical account of the contributions of E. C. Bain. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 3, 1035-1042.
110. Kop, T. A., Sietsma, J., ve Van Der Zwaag, S. (2001). Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels. *Journal of Materials Science*, 36, 519–526.
111. Zhao, L., Kop, T. A., Rolin, V., Sietsma, J., Mertens, A., Jacques, P. J., ve Van Der Zwaag, S. (2002). Quantitative dilatometric analysis of intercritical annealing in a low-silicon TRIP steel. *Journal of Materials Science*, 37, 1585–1591.
112. Mahieu, J., Dooren, D. V., Barbe, L., ve De Cooman, B. C. (2002). Influence of Al, Si and P on the kinetics of intercritical annealing of TRIP-aided “steels: thermodynamical prediction and experimental verification. *Materials Technology-steel research*, 73, 267-273.
113. Grajcar, A., Zalecki, W., ve Kuziak, R. (2011). Designing of cooling conditions for Si-Al microalloyed TRIP steel on the basis of DCCT diagrams. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 45(2), 115-124.
114. Miyazaki, Y., ve Furusako, S. (2007). Tensile Shear Strength of Laser Welded Lap Joints. *Nippon Steels Technical Report*, 95, 28-34.
115. Choi, K., Soulami, A., Liu, W., Sun, X., ve Khaleel, M. (2020). Loading Path Dependence of Forming Limit Diagram of a TRIP800 Steel. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 4(1), 75-83.

- 116.Savic, V., Hector, L., Snavely, K., ve Coryell, J. (2010). Tensile Deformation and Fracture of TRIP590 Steel from Digital Image Correlation. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 3(1), 246-254.
- 117.Yuan, L., Ponge, D., Wittig, J., Choi, P., Jimenez, J., ve Raabe, D. (2012). Nanoscale austenite reversion through partitioning, segregation and kinetic freezing: Example of a ductile 2 GPa Fe-Cr-C steel. *Acta Materialia*. 60, 60, 2790-2804.
- 118.Liu, C., Zhao, Z., Northwood, D. O., ve Liu, Y. (2001). A new empirical formula for the calculation of MS temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 556-562.
- 119.Nayak, S. S., Baltazar, V. H., Hernandez, Y., Okita, Y., ve Zhou, Y. (2012). Microstructure–hardness relationship in the fusion zone of TRIP steel welds. *Materials Science and Engineering: A*, 551, 73-81.
- 120.Snow, G. L., ve Easterling, W. S. (2008). Strength Of Arc Spot Welds Made in Single and Multiple Steel Sheets. *Nineteenth International Specialty Conference on Cold-Formed Steel Structures* (s. 47-61). Missouri: Missouri University of Science and Technology.
- 121.AISI Standard. (2016). North American Specification for the Design of Cold-Formed Steel Structural Members, 2016 Edition with Supplement 1 (AISI S100-16w/S1-18). *American Iron and Steel Institute (AISI)*, 1-18.
- 122.AWS Standard. (2014). AWS D8.8M, Specification for Automotive Weld Quality—Arc Welding Welding of Steel. *American Welding Society (AWS)*.
- 123.AWS Standard. (2013). AWS D8.1M, Specification for Automotive Weld Quality—Resistance Spot Welding of Steel. *American Welding Society (AWS)*.
- 124.AWS Standard. (1999). AWS D1.1/D1.1M:2000, Structural Welding Code – Steel. *American Welding Society (AWS)*.
- 125.Weisman, C., ve Kearns, W. H. (1976). *Welding Handbook Volume 1* (s. 247). Miami, FL, USA: American Welding Society.
- 126.Joaquin, A., Elliott, A., Jiang, C., Rajan, V., Hartman, D., ve Karas, C. (2007). Gas Metal Arc Welding of Coated Advanced High Strength Steel (AHSS) - Developments for Improved Weld Quality. *SAE Technical Paper Series*, 2007-01-1360.
- 127.Schmatz, D. J., ve Zackay, V. F. (1960). Development of ultra-high strength steel by deformation of undercooled austenite. *Metal Science and Heat Treatment of Metals*, 2, 417-418.
- 128.Bonnen, J. F., Mandapati, R., Kang, H., Iyengar, R. M., Khosrovaneh, A. K., Amaya, M. A., ve Shih, H. C. (2009). Durability of Advanced High Strength Steel Gas Metal Arc Welds. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 2(1), 155-171.

129. Iyengar, R., Bonnen, J., Young, E., Maatz, D., Soter, M., Amaya, M., ve Shih, H.S. (2009). Influence of Weld Process Parameters on the Geometric Variability of the Gas-Metal Arc Welds. *SAE Technical Paper Series*, 2009-01-1549.
130. Kang, H., Khosrovaneh, A., Amaya, M., Bonnen, J., Shih, H.C., ve Link, T. (2011). Application of Fatigue Life Prediction Methods for GMAW Joints in Vehicle Structures and Frames. *SAE International*, 2011-01-0192.
131. Kang, H., Khosrovaneh, A., Link, T., Bonnen, J., Amaya, M., ve Shih, H.-C. (2011). The Effect of Welding Dimensional Variability on the Fatigue Life of Gas Metal Arc Welded Joints. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 298-313.
132. Kang, H. T., Khosrovaneh, A., Amaya, M., Bonnen, J., Shih, H.-C., Mane, S., ve Link, T. (2011). Application of Fatigue Life Prediction Methods for GMAW Joints in Vehicle Structures and Frames. *SAE Technical Paper*, 2011-01-0192.
133. Feng, Z., Carpenter, J. A., ve Sklad, P. S. (2006). *Characterization of ThermoMechanical Behaviors of Advanced High Strength Steels (AHSS): Task 2 Weldability and Performance Evaluations of AHSS Parts for Automotive Structures*. Oak Ridge: Oak Ridge National Laboratory.
134. Feng, Z., Sang, Y., Jiang, C., Chiang, J., ve Kuo, M. (2009). Fatigue performance of advanced high-strength steels (AHSS) GMAW joints. *SAE Technical Papers*, 9-2009-01-0256.
135. Zhang, M., Li, L., Fu, R.-y., Zhang, J. C., ve Wan, Z. (2008). Weldability of low carbon transformation induced plasticity steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 15, 61-65.
136. Pogonyi, T., Palotás, B., ve Bakos, L. (2018). Arc Welding of Zinc Coated High Strength Steels., *Vehicle and Automotive Engineering 2. VAE 2018. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (s. 768-778). Miskolc Hungary: Springer, Cham.
137. M'ajlinger, K., Kal'acska, E., ve Spena, P. R. (2016). Gas Metal Arc Welding of Dissimilar AHSS Sheets. *Materials & Design*, 109(5), 615-621.
138. Amirthalingam, M., Hermans, M., ve Richardson, I. (2009). Microstructural Development during Welding of Silicon and Aluminum Based Transformation-Induced Plasticity Steels—Inclusion and Elemental Partitioning Analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40, 901.
139. Amirthalingam, M. (2010). Microstructural Development during Welding of TRIP Steels. *Doktora Tezi, Delft University of Technology*, 82, 122.
140. Amirthalingam, M., Hermans, M. J., ve Richardson, I. M. (2010). Microstructural Evolution during Gas Tungsten Arc, Laser and Resistance Spot Welding of Al-Containing Transformation Induced Plasticity (TRIP) Steel. *Advanced Materials Research*, 89-91, 23-28.

141. Ertek Emre, H., ve Kaçar, R. (2016). Development of weld lobe for resistance spot-welded TRIP800 steel and evaluation of fracture mode of its weldment. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 83, 1737-1747.
142. Pérez-Medina, G., Ferreira, H. L., Robledo, P. Z., Perez, A. M., ve Valdes, F. A. (2016). Microstructural Development in a TRIP-780 Steel Joined by Friction Stir Welding (FSW): Quantitative Evaluations and Comparisons with EBSD Predictions. *Soldagem & Inspeção*, 21(2), 146-155.
143. Nanga, S., Pineau, A., Tanguy, B., ve Santacreu, P. (2008). Strain induced martensitic transformations in two austenitic stainless steels: Macro-micro behaviour. *17th European Conference on Fracture 2008: Multilevel Approach to Fracture of Materials, Componets and Structures 2* (s. 1373-1480). Brno, Çek Cumhuriyeti: ECF17.
144. Ohta, A., Suzuki, N., ve Maeda, Y. (1997). Unique fatigue threshold and growth properties of welded joints in a tensile residual stress field. *International Journal of Fatigue*, 19(93), 303-310.
145. Rodriguez-Martinez, J. A., Rusinek, A., ve Pesci, R. (2010). Experimental survey on the behaviour of AISI 304 steel sheets subjected to perforation. *Thin-Walled Structures*, 48(12), 966-978.
146. Wu, X. L., Yang, M. X., Yuan, F. P., Chen, L., ve Zhu, Y. T. (2016). Combining gradient structure and TRIP effect to produce austenite stainless steel with high strength and ductility. *Acta Materialia*, 112, 337-346.
147. De, A. K., Speer, J. G., Matlock, D. K., Murdock, D. C., Mataya, M. C., ve Comstock Jr., R. J. (2006). Deformation-induced phase transformation and strain hardening in type 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 1875-1886.
148. Ashby, M. F. (1970). The deformation of plastically non-homogeneous materials. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 21(170), 399-424.
149. Kaoumi, D., ve Liu, J. (2017). Deformation Induced Martensitic Transformation in 304 Austenitic Stainless Steel: In-situ vs. Ex-situ Transmission Electron Microscopy Characterization. *Materials Science and Engineering: A*, 715, 73-82.
150. De Cook, T., Ferrer, J. P., Capdevila, C., Caballero, F. G., López, V., ve García de Andrés, C. (2006). Austenite retention in low Al/Si multiphase steels. *Scripta Materialia*, 55(5), 441-443.
151. Wensley, A. (2002). Weld Overlay For Corrosion Protection Of Continuous Digesters. *TAPPI Engineering Conference*. San Diego, CA.
152. Rowe, M. D., Nelson, T. W., ve Lippold, J. C. (1999). Hydrogen-Induced Cracking along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. *Welding Journal*, 78(2), 31-37.

153. Yu, P., Thompson, K. J., McCarthy, J., ve Kou, S. (2018). Microstructure Evolution and Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds. *Supplement to the Welding Journal*, 97, 310-314.
154. Suntiwal, P., Warinsiriruk, E., ve Joy-A-Ka, S. (2018). The Microstructure Evaluation of Single-Pass Cladding Process by Using Hot-Wire GMAW Process. *The 11th Thailand Metallurgy Conference (TMETC11)*. Pattaya · Thailand.
155. Taban, E., Dhooge, A., Erdinç, K., ve Eddy, D. (2012). Effect of the consumable on the properties of gas metal arc welded EN 1.4003-type stainless steel. *Welding Journal*, 91, 213-221.
156. Linde AG, G. (2020). *Shielding Gas, Gases for welding carbon and low-alloy steels*. Pullach, Germany: Linde AG.
157. International Organization for Standardization, (ISO). (2017). ISO/IEC 17025 General requirements for the competence of testing and calibration laboratories. *International Standard*. <https://www.iso.org/standard/66912.html> adresinden alındı.
158. International Organization of Legal Metrology(OIM). (2013). International vocabulary of terms in legal metrology (VIML). *OIML V1:2013*.
159. Nunes JR, A. C. (1983). An Extended Rosenthal Weld Model. *Welding Research Supplement*, 165-170.
160. Wu, J. (2018). *Application Report SBBA274, A Basic Guide to Thermocouple Measurements*. Dallas, Texas: Texas Instruments.
161. Perez-Medina, G. Y., Lopez, H. F., Zambrano, P., & Reyes-Valdes, F. A. (2012). Color Metallography for Microstructural Characterization of Welded Regions in a TRIP 800 steel. *Proceedings of the 9th International Conference on Trends in Welding Research* (s. 370-375). Chicago, Illinois, USA: ASM International.
162. International Organization for Standardization, (ISO). (2018). Metallic materials — Vickers hardness test — Part 1: Test method (ISO 6507-1). *International Standard*. <https://www.iso.org/standard/64065.html> adresinden alındı.
163. International Organization for Standardization, (ISO). (2019). Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature (ISO 6892-1:2019). *International Standard*. <https://www.iso.org/standard/78322.html> adresinden alındı.
164. Dunder, M., Samardžić, I., ve Klarić, Š. (2007). Influence Of Cooling Time $\Delta t_{8/5}$ On Welded Joint Properties Of The Thermal Cycle Simulated TStE 420 Specimens. *Technical Gazette*, 14(1,2), 42-57.
165. Węglowski, M., Zeman, M., ve Grochowski, A. (2016). Effect of Welding Thermal Cycles on Microstructure and Mechanical Properties of Simulated Heat Affected Zone

- for a Weldox 1300 Ultra-High Strength Alloy Steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, 61, 127-132.
166. Wang, H.-S. (2005). Effect of Welding Variables on Cooling Rate and Pitting Corrosion Resistance in Super Duplex Stainless Weldments. *Materials Transactions*, 46(3), 593-601.
 167. Texas Instruments Incorporated. (2018). Application Report SBBA274, *A Basic Guide to Thermocouple Measurements*. Dallas, ABD: Texas Instruments.
 168. Vandersluis, E., ve Rhupa Ravindran, C. (2017). Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing. *Metallography Microstructure and Analysis*, 6(1), 89-94.
 169. Elmer, J. W., Allen, T. W., ve Eagar, T. W. (1989). Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical Transactions A*, 20, 2117–2131.
 170. Zacharia, T., David, S. A., Vitek, J. M., & Debroy, T. (1989). Heat transfer during Nd: Yag pulsed laser welding and its effect on solidification structure of austenitic stainless steels., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 20, 957-967.
 171. Choi, J., ve Mazumder, J. (2002). Numerical and experimental analysis for solidification and residual stress in the GMAW process for AISI 304 stainless steel. *Journal of Material Science*, 37(10), 2143–2158.
 172. Das, D., Pratihari, D. K., ve Roy, G. G. (2018). Cooling rate predictions and its correlation with grain characteristics during electron beam welding of stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 97, 2241-2254.



GAZİ GELECEKTİR..