



Makale / Research Paper

İleri Dayanımlı Çeliklerde Nokta Direnç Kaynağı Etkilerinin İncelenmesi

Bilge DEMİR¹, Erkan İNCEKAR², Öznur DİNCEL³, Muhammed ELİTAŞ¹

¹Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, 78000 Karabük/TÜRKİYE

²Gedik Üniversitesi, Gedik Meslek Yüksek Okulu, Tahribatsız Muayene Bölümü, 34913 İstanbul/TÜRKİYE

³Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü, 78000 Karabük/TÜRKİYE
bdemir@karabuk.edu.tr

Özet: Bu çalışmada ticari TRIP ve Çift-fazlı çelik kalitelerinde benzer dayanım değerlerine sahip olan iki çeşit geliştirilmiş dayanımlı otomotiv sacı kullanılmıştır. Bu çelik sac numunelerin benzer şartlarda nokta kaynak işlemleri yapılmıştır. İleri dayanımlı çelik sınıfından olan ısı şartlarında üretilen ve yarı kararlı fazlara sahip olan çift fazlı, çok fazlı ve diğer ileri dayanımlı çelikler için parça üretimi sırasında maruz kaldıkları kaynak işlemlerinde ısı girdisi ve tesiri oldukça önemli etkilere sahiptir. Bu etkiye bağlı olarak özelliklerin bozulması ve seviyesi servis şartları açısından oldukça önemlidir. Bu çalışma ile ısı şartlarına da bağlı olarak ileri dayanımlı çeliklerin nokta direnç kaynak performansları mikroyapı, geometri ve mekanik test temelli olarak incelenmiştir.

Anahtar kelimeler: Geliştirilmiş çelikler; TRIP çelikleri; çift-fazlı çelikler; mekanik özellikleri; mikroyapı

Investigation of the Effect of Resistance Spot Welding On Advanced Strength Steels

Abstract: In this study, two advanced strength sheet steel which have the same strength level have been used. These two sheet steel sample have been welded as over lobe by using resistance spot welding. Welding processes have important effect on advanced sheet properties, due to heat generation. Because of, their origin also are dependent on heat treatment, for this steel secondly posing to heat, have destructive effect on their properties. So these effects and its defining very important for design and properties estimation of the construction. Thus this study was constructed bases on mechanically and microstructural.

Keywords: Advanced steel; TRIP steel; dual-phase steel; mechanical properties; microstructure

1. Giriş

İleri dayanımlı olarak ifade ettiğimiz “advanced strength” çelikleri için, ülkemizde İleri dayanımlı çelikler manası ön planda olsa da esasında geliştirilmiş dayanımlı çelik manasında; dayanım-süneklik ilişkisi geliştirilmiş çeliklerdir bu çelikler. Matlock ve arkadaşları [1] otomotiv sanayisinde ağırlık kazanan malzemelerin başında gelen klasik ve geliştirilmiş dayanımlı çelikler ile güncel ve gelecek projeksiyonlarını yansıttıkları, dayanım-süneklik temelli grafik Şekil 1’de gösterilmiştir. Şekilde TRIP ve Çift-fazlı çeliklerinde önemi açıkça anlaşılmaktadır. Bu şekilden şunu anlıyoruz; İleri dayanımlı çeliklerin geliştirilmesi insanlık tarihi için çok önemli bir aşamadır.

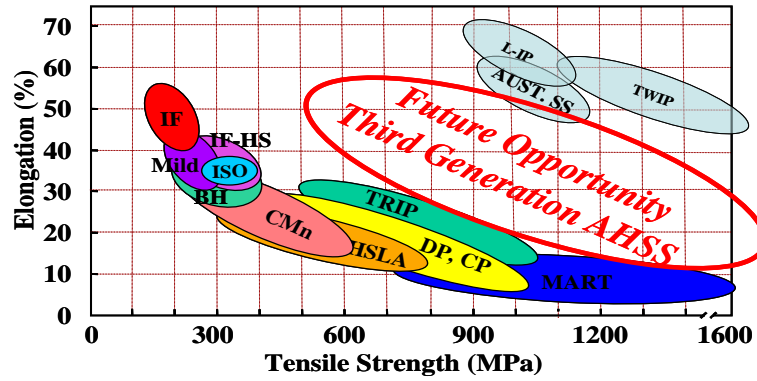
Bu makaleye atıf yapmak için

Demir, B., Incekar, E., Dincel, Ö., Elitaş, M., “İleri Dayanımlı Çeliklerde Nokta Direnç Kaynağı Etkilerinin İncelenmesi” El-Cezerî Fen ve Mühendislik Dergisi 2017, 4(1); 92-100.

How to cite this article

Demir, B., Incekar, E., Dincel, Ö., Elitaş, M., “Investigation of the Effect of Resistance Spot Welding on Advanced Strength Steels” El-Cezerî Journal of Science and Engineering, 2017, 4(1); 92-100.

Şöyle ki bu çelikler özellikleri sayesinde insanoğluna yakıt tasarrufunun yanında, yolcu güvenliği sağlamaktadırlar ki esas önemleri buradan gelmektedir.



Şekil 1: Çeşitli kalitelere sahip klasik ve geliştirilmiş dayanımlı çelik sacların çekme dayanımı -%uzama değerleri [2,3]

İdeal çift-fazlı çelik yapısının üretilmesinde kimyasal kompozisyon ile birlikte üretim aşamaları ve fabrika üretim şartları, sertleşebilirlik-tavlama-soğuma profili arasındaki ilişkiden dolayı çok etkilidir. Her fabrikanın üretim şartlarına göre normal çift-fazlı çelik yapısı ve özelliklerini elde edebilecek şekilde alaşım elementi miktarlarını tespit etmesi gerekmektedir. Üretim şartları hassas olan bir fabrika daha az miktarda alaşım elementi kullanarak üretimini gerçekleştirebilir. Ancak üretim şartları hassas olmayan bir fabrikanın daha fazla alaşım elementi kullanması gerekmektedir [4-7]. Her iki çelikte yaklaşık olarak 450-1100 bandındaki kalitelere bir dayanıma ve değişen oranlarda mükemmel süneklik özelliklerine sahiptirler.

TRIP çeliklerinde mikroyapı; %50-60 ferrit, %20-30 beyrit ve geri kalan kısmı ise (%5-25) kalıntı östenitten oluşmaktadır [8-13]. En belirgin özellikleri HSLA çeliklerine nazaran ekstra şekillendirilebilirlik kabiliyetine sahip olmalarıdır. Özellikle otomotiv sanayisi için içyapıda yer alan kalıntı östenitin deformasyon ile martensit fazına dönüşmesi şekillendirilebilirliği önemli ölçüde arttırarak geliştirmektedir. TRIP çelikleri iki şekilde üretilirler; sıcak ve soğuk haddeleme. Otomobil ağırlığının azaltılması açısından parça ağırlığını %20-25 azaltarak ligtwight-hafif ağırlık malzeme ve araç konseptine önemli bir katkı sağlamaktadırlar. TRIP çeliklerinin şekillendirme sırasındaki yüksek dayanım-süneklik özelliği şekillendirme kolaylığı ve bunlara ilave olarak yüksek pekleşme oranları da çift-fazlı çeliklerde olduğu gibi şekillendirme sonrasında yüksek dayanım kazandırmaktadır. Gerinim yardımıyla östenitin martensit dönüşümü sayesinde plastik davranışları oldukça iyi sonuçlar vermektedir. Bütün bunlar sonuçta crashworthiness için mükemmeldir.

Çift fazlı çelikler yüksek mukavemetli-düşük alaşım (HSLA) çeliklerin ileri dayanımlı olarak geliştirilen dayanım-süneklik ilişkisi mükemmel olan ilk sınıflarından biridir. Bu çelikler, ferrit anayapı içerisinde dağılmış sert ve dayanıklı ikinci faz martensitten oluşan bir mikroyapı ile karakterize edilirler. İkinci faz genellikle yaklaşık %15-35'lik bir seviyede olan martensittir. Ancak çok az miktarda diğer düşük sıcaklık dönüşüm ürünleri ve kalıntı östenit de bulunabilir. Sürekli akma davranışı, düşük bir akma/çekme mukavemet oranı, yüksek bir deformasyon sertleşmesi hızı ve yüksek seviyede üniform ve toplam uzama gösterirler [14-17].

Düşük karbonlu çeliklerin tersine çift-fazlı çeliklerin düşük ve sürekli akma davranışı göstermeleri martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacim artışı ve gerilmelerin sonucunda, martensite sınır ferrit içerisinde oluşan yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar ile ilişkilendirilmektedir. Yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar orijinal malzemeye göre daha erken gerilme düzeylerinde kaymaya sebep olmaktadır. Ayrıca çok yoğun mobil dislokasyonların varlığı C ve N gibi arayer atomlarının deformasyonda kesikliğe sebep olacak şekilde yeterli elektro filtre (cotrell)

atmosferi oluşturmalarını önlemektedir. Sonuç olarak deformasyonda herhangi bir kesiklik olmadan sürekli akma davranışı görülmektedir [17-19].

2. Deneysel Çalışmalar

Deneylerde kullanılan galvaniz kaplamalı ticari DP800 ve TRIP 800 çeliklerinin mekanik özellikleri Tablo 1 ve kimyasal bileşimleri Tablo 2’de gösterilmiştir.

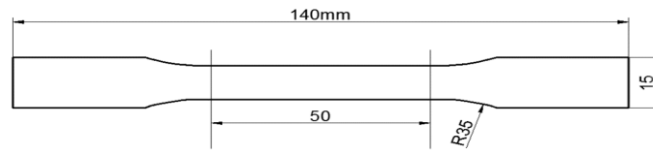
Tablo 1: Kullanılan ticari ileri dayanımlı çelik malzemelerin mekanik özellikleri [6].

Çelik Grubu	YS (MPa)	UTS (MPa)	Total EL (%)	N Value (5-15%)	r Bar	K Value (MPa)
DP 500/800	500	800	14-20	0.14	1	1303
TRIP 450/800	450	800	26-32	0.24	0.9	1690

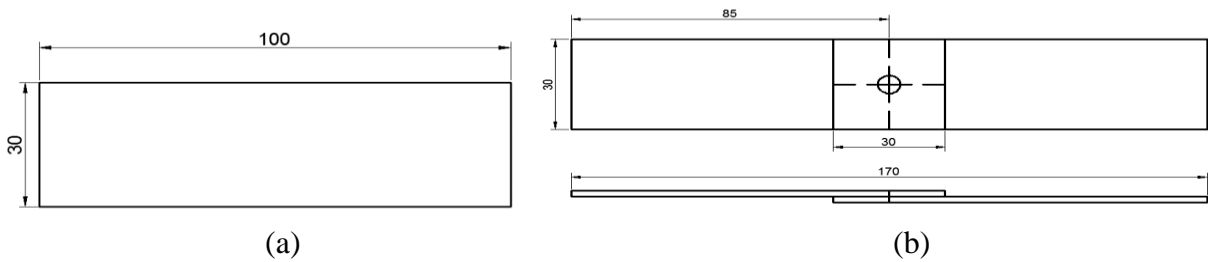
Tablo 2: Kullanılan ticari ileri dayanımlı çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonları (% ağırlık).

1,5 mm TRIP800 Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık)								
C	Mn	Cr	Ni	Si	P	Al	S	Fe
0,194	1,49	0,013	0,031	1,43	0,011	0,026	0,0025	96,4
1 mm DP800 Kimyasal Kompozisyonu (% ağırlık)								
C	Mn	Cr	Ni	Si	P	Al	S	
0,131	2,06	0,234	0,031	0,020	0,023	0,076	0,0050	

Çekme testi numunesi Şekil 2’de gösterilen ölçülerde DIN EN 10002 standartlarına göre (Lo=50 mm) hazırlanmıştır. Nokta direnç kaynak test malzemesi EN ISO 14273 standartlarına göre Şekil 3,a’da belirtilen ölçülerde hazırlanmıştır. Hazırlanan bu numuneler Şekil 3,b’de belirtilen ölçülerde gelecek şekilde hazırlanan kalıba yerleştirilerek nokta direnç kaynağı yapılmıştır. Kaynaklanmış numunelere çekme makaslama testi uygulanmıştır. Bu testte her parametre için üçer adet numune kullanılmıştır. Deney sonuçları bu üç deneyin ortalaması olarak alınmıştır. Deney Shimadzu 5 kN, bilgisayar kontrollü çekme cihazında 2 mm/dk çekme hızında gerçekleştirilmiştir ve sonuçlar bu cihazın Trapezium isimli yazılımı ile değerlendirilmiştir.



Şekil 2: Çekme testi numune standart gösterimi.



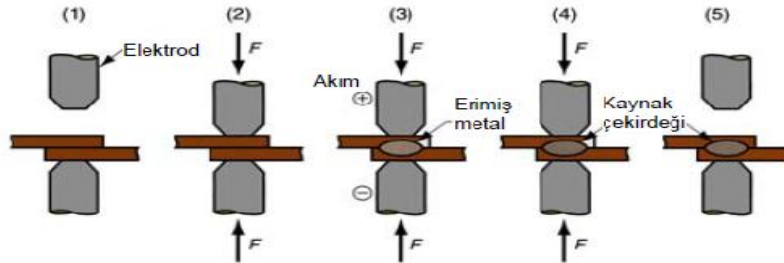
Şekil 3.a) Nokta direnç kaynak numunesi; b) Nokta direnç kaynak numunesi çifti ve kaynak pozisyonu

Kaynak esnasında numunelerin kaymaması ve kaynak sırasında kıvılcımların sıçramaması için özel tasarlanmış ahşap kalıba yerleştirilmiştir. Kalıba yerleştirilmeden önce numune yüzeyleri yağ, kir, pas gibi etki edecek kalıntılardan aseton ve zımpara yardımıyla temizlenmiştir.

Nokta direnç kaynak işlemleri, yarı otomatik, su soğutmalı, Pnömatik baskılı Baykal marka Elektrik Direnç Nokta Kaynak Makinasında yapılmıştır. Deneylerde, kesik konik uçlu, uç çapı 8 mm olan, ticari saflıkta Cu-Cr elektrot kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan kaynak parametreleri Tablo 3’de, Nokta direnç kaynak aşamaları Şekil 4’de gösterilmiştir. Kaynak parametreleri seçilirken malzeme kalınlığı ve akım şiddetlerinin değiştirilmesi ile farklı kombinasyonlar oluşturulması amaçlanmıştır.

Tablo 3: Kaynak işlemi sırasında kullanılan değerler (1çevrim=0,02 sn).

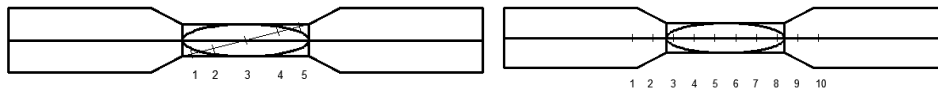
İnme Zamanı (çevrim)	Sıkıştırma Zamanı (çevrim)	Durma Zamanı (çevrim)	Ayrılma Zamanı (çevrim)	Elektrot Kuvveti (bar)
25	25	30	30	6



Şekil 4: Nokta direnç kaynak aşamalarının (parametre) şematik gösterimi.

Nokta direnç kaynaklı numunelerin çekirdek çapı stereo mikroskop entegreli bilgisayarda görüntü yazılım (Clemex) yardımıyla görüntülenmiş ve ölçülmüştür.

Mikroyapı incelemelerinde kullanılan numuneler sertlik ölçümü içinde kullanılmıştır. Orijinal malzeme-ITAB-Kaynak metali sertlik ölçümleri için şematik olarak Şekil 5’de gösterildiği gibi diyagonal ve kaynak merkezinden boyuna doğru paralel olarak yapılmıştır. Sertlik ölçümlerinde HV 0,2 değer kullanılmıştır. Bu ölçümler Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Laboratuvarlarında, Qness/Q250M marka cihaz kullanılarak otomatik olarak yapılmıştır.

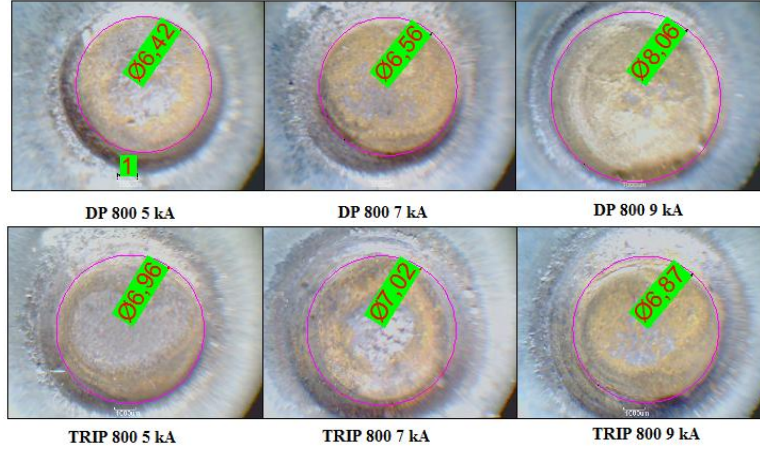


Şekil 5: Kaynaklı numunelerin diyagonal ve düzlemsel sertlik ölçüm gösterimi.

3. Deney Sonuçları ve Tartışma

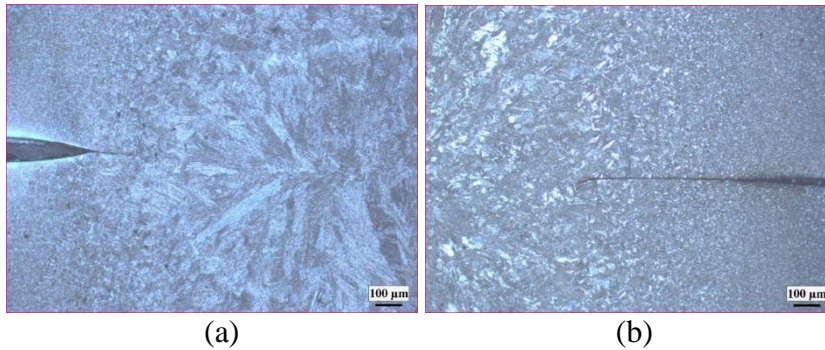
Nokta direnç kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin kaynak bölgesi düğme fotoğrafları Şekil 6’da gösterilmiştir. Bu şekilde görüldüğü gibi kaynak akımının artmasına bağlı olarak kaynak düğme çapı da artmaktadır. Şekil 6 düğme çapı kaynak metali kısmı olarak üsten belirlenmeye çalışılmıştır. Fakat görüldüğü gibi TRIP numunelerinden 9 kA numunesinin görünen düğme çapı düşük gösterilmiştir. Şekilden görülebileceği gibi yukarıda ifade edildiği gibi düğme çapı artan parametre ve ısı girdisine paralel olarak artmaktadır. Bu durum sertlik ölçümü yapılan numunelerden de tespit edilmiştir. Her iki grup numunede elde edilen düğme çapları kaynak parametresinin artışı ile artmakta ve üsten görünümü nitelik olarak oldukça benzer bir durum arz etmektedir. Artan ısı girdisi daha fazla bir alanda birleşmeyi sağlamaktadır [5-6,20-23]. Nokta direnç kaynaklarında kaynak düğme çapı dayanım üzerindeki etkisinden dolayı önemli bir parametredir. Nokta kaynaklı

birleştirmede diğer faktörlerden bağımsız olarak değerlendirildiğinde; Nokta kaynağı düğme çapının artması gerilme tanımlaması kapsamında, alan artışından dolayı dayanımı arttırmaktadır. Şekil 6'da düğme çaplarının kaynak süreleriyle değişimi verilmiştir. Önceki araştırmalarda [6,22-24] işaret edilen, galvaniz kaplamalı sacların kaynak işlemleri sırasında kaynak elektrotlarında çukurcuklar bu çalışmada da oluşmuştur.



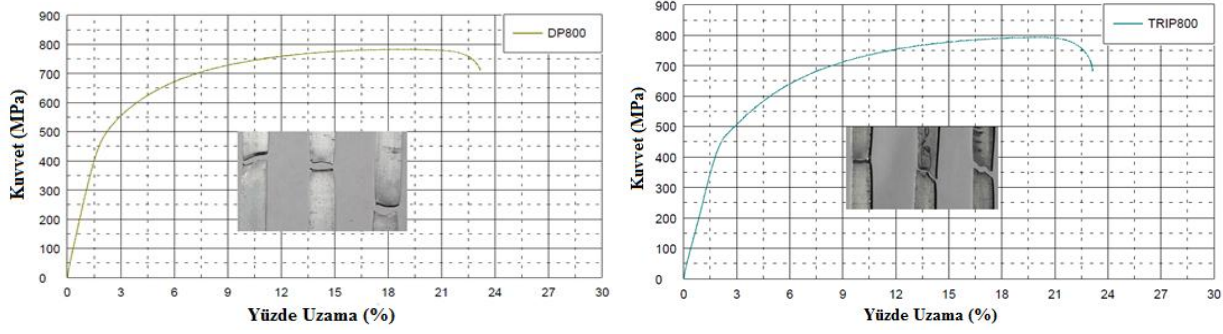
Şekil 6: DP800 ve TRIP800 nokta direnç kaynaklı numunelerin çekirdek çap ölçümleri

Bu çalışmada galvanizli numunelerin düğme ve ITAB bölgelerinde yapılan görsel ve mikroyapısal incelemelerde kaynak karakteristiği açısından belirgin bir olumsuz etki tespit edilmemiştir. Bunun sebebi olarak uygulanan işlemlerin miktarsal azlığı gösterilebilir. Kaynak bölgesi genel literatürde belirtilen sağlıklı tanımlamalarına uygun olarak gerçekleşmiştir. Şekil 7'de görüldüğü gibi DP 800 numunesi kaynak bölgesi kaynak metali ile ITAB arasında yarı erimiş katılmış bölge olarak tanımlanabilecek açık renkli bir çevresel şerit-dar bölge içerirken TRIP 800 çeliği içermemektedir. Bu durum kimyasal kompozisyonun bir sonucu olarak kabul edilebilir. Isı akışı yönünde sutunsal görünüm DP 800 çeliğinde baskın iken TRIP800 çeliğinde değildir. Bunun sebebi DP çeliğinin sahip olduğu yüksek MN oranının bir sonucu olabilir.



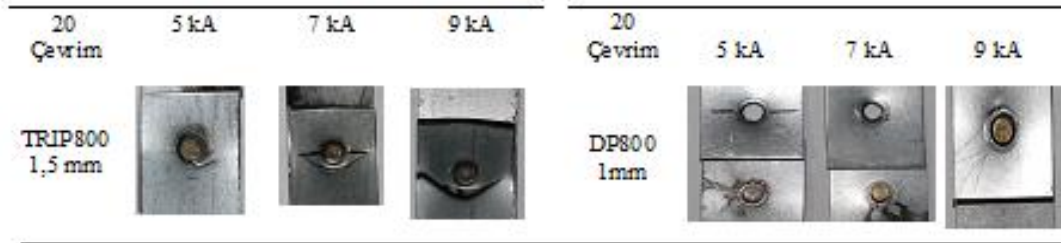
Şekil 7.a) DP800 5kA; b) TRIP800 5kA numunelerinin mikroyapı görüntüsü

Ticari olarak temin edildiği haliyle Şekil 2'de verilen standartlara uygun olarak hazırlanan DP800 ve TRIP800 numunelerinin ortalama çekme test sonuçları Şekil 8'de verilmektedir. Çekme testi sonrası alınan makro fotoğraflarda görüldüğü gibi DP800'de kırılma çanak ya da konik diye tabir edilen kırılma davranışı sergilemektedir. TRIP800 test numunelerinde görülen kırılma DP800 çeliğinde görülen kırılma tipinden farklı bir tür sergilemiştir. Bu durum sac kalınlık farklılığının bir sonucu olarak kabul edilebilir.



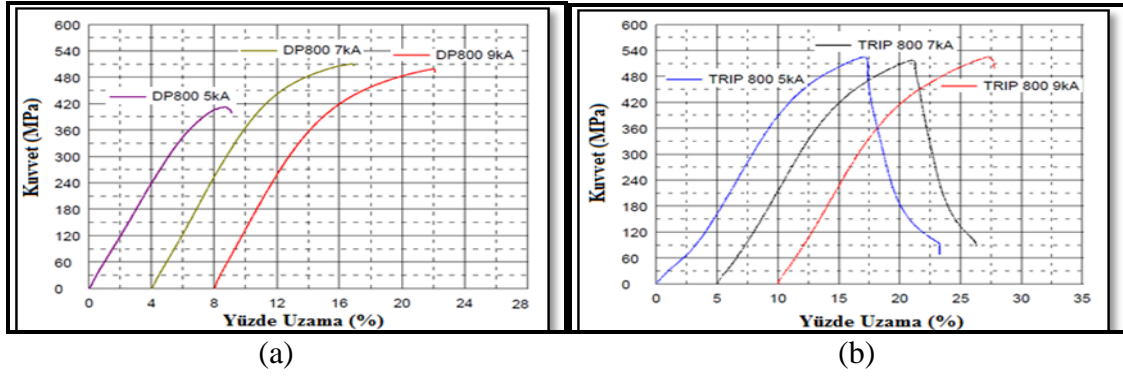
Şekil 8. DP800 ve TRIP800 çekme testi ortalama değer gösterim grafiği

Şekil 9'da TRIP800 ve DP800 nokta direnç kaynaklı numunelerin çekme makasla testi sonrası görünümü verilmiştir. Buradan TRIP800 çelik numunelerine artan akım şiddeti ve sabit zaman değerlerine göre uygulanan nokta direnç kaynaklı birleştirme sonucunda, numunelere uygulanan çekme makaslama testinde yırtılma tipi kopma gerçekleşmiştir. 5 kA akım şiddetinde yapılan nokta direnç kaynaklı birleştirmede çekme makaslama testinde 7 kA ve 9 kA akım şiddetine göre daha küçük yırtılma kopması gözlemlenmiştir. Bu durum artan akım şiddetine bağlı olarak ısı girdisinin artışı ile kaynak bölgesinde ve ITAB bölgesinde tane irileşmesine sebep olduğu düşünülmektedir. Buda martenzit yapının ısı artışı ve sağuma hızına bağlı olarak arttığını düşünülmektedir. DP800'de ise ayrılmalar ITAB bölgesinde tane irileşmesinden meydana gelmiştir. Artan akım şiddetine göre 5 kA ve 7 kA akım şiddetiyle birleştirilen numunelerin düğmelenme şeklinde koptuğu, 9 kA akım şiddetiyle birleştirilen numunenin ise yırtılma şeklinde koptuğu gözlemlenmiştir. 5 kA ve 7 kA akım şiddetinde sabit 20 çevrimde birleştirilen bu numunelerin çekme makaslama testi sonucu ayrılma şeklinde kopması kaynak parametrelerinin uygun olmadığını göstermektedir. 9 kA akım şiddetinde sabit 20 çevrimde birleştirilen numunenin çekme makaslama testi sonucu yırtılma şeklinde kopması yapılan kaynağın artan akım şiddeti ve malzeme kesiti göz önüne alındığında ITAB bölgesinden ayrıldığını ancak bunun azalan çekme makaslama yük kapasitesine ters bir durum olduğu düşünülmektedir.

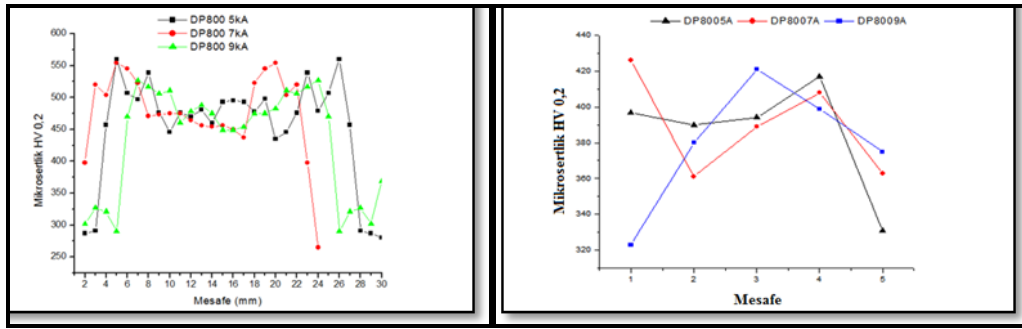


Şekil 9. TRIP800 ve DP800 nokta direnç kaynaklı numunelerin çekme makasla testi sonrası görünümü.

Çekme makaslama testi sonucunda sabit 20 çevrim kaynak zamanında, artan akım şiddeti farklılıklarında birleştirilen deney numunelerine ait çekme makaslama yükü taşıma kapasitelerini gösteren kuvvet-uzama eğrileri Şekil 10'da verilmiştir.

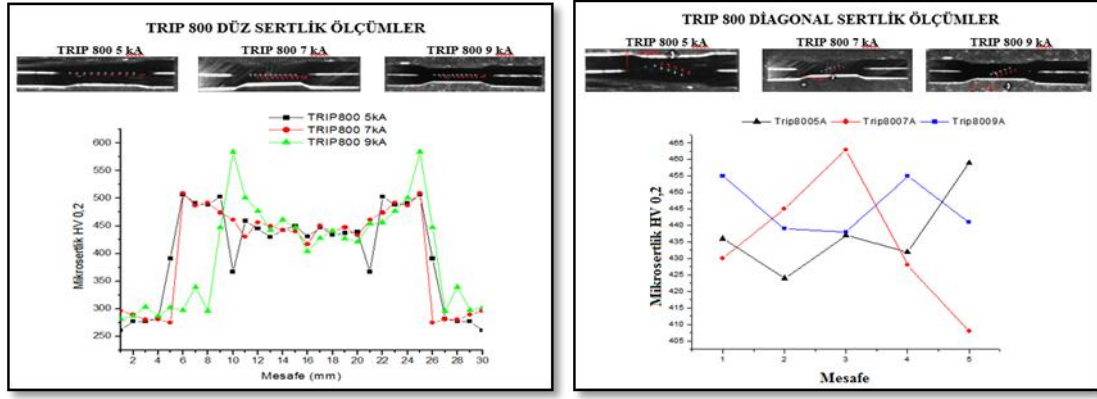


Normalde kabul ve tekrar edilebilir bir nokta direnç kaynak birleştirmesi için minimum çekirdek boyutu, birleştirilen en ince parça kalınlığının 3–6 katı kalınlığında olması istenir [25]. Nokta direnç kaynak nüfuziyetinin ise birleştirilen malzeme kalınlığının %20-90'nı arasında olması istenir. Çalışmada kaynak çekirdek boyutları yaklaşık olarak birleştirilen parçanın 5–6 katı ve nüfuziyetinde belirtilen aralık değerlerinde elde edildiği için kabul edilebilir olarak bulunmuştur.



DP800 çeliğinin nokta direnç kaynaklı birleştirme sonrası kaynak bölgesinden alınan sertlik değerleri grafikleri Şekil 11'de verilmiştir. Düzlemsel olarak 10 noktadan alınan sertlik değerleri grafik halinde verilmiştir. Verilere göre kaynak bölgesi sertlik değerlerinde en yüksek değer 9 kA akım şiddetiyle yapılan nokta direnç kaynaklı numunede tespit edilmiştir. Diagonal sertlik ölçüm grafiğinde verilen grafiğe bakıldığında da 9 kA kaynak akım şiddetiyle yapılan nokta direnç kaynaklı numunenin kaynak bölgesi sertlik değerlerinin yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Kaynak bölgesinden ITAB'a doğru gidildiğinde 5 kA kaynak akım şiddetiyle yapılan nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin sertlik değerleri daha yüksek tespit edilmiştir. Bunun sebebi tane irileşmesi ve yönlenmenin sıcaklık durumuna göre hızlı soğuma sonucu martensitik yapının bu bölgede daha yoğun olması ile açıklanabilir.

TRIP 800 çeliklerinin nokta direnç kaynaklı birleştirme sonrası kaynak bölgesinden düzlemsel ve diagonal olarak alınan sertlik değerleri grafikleri Şekil 12'de verilmiştir. Verilere göre kaynak bölgesi sertlik değerlerinde en yüksek değer 9 kA akım şiddetiyle yapılan nokta direnç kaynaklı numunede tespit edilmiştir. Diagonal sertlik ölçüm grafiğinde verilen grafiğe bakıldığında 5kA kaynak akım şiddetiyle yapılan nokta direnç kaynaklı numunenin kaynak bölgesi sertlik değerlerinin yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Kaynak bölgesinden ITAB'a doğru gidildiğinde 5 kA kaynak akım şiddetiyle yapılan nokta direnç kaynaklı birleştirmelerin sertlik değerleri daha yüksek tespit edilmiştir. Bunun sebebi tane irileşmesi ve yönlenmenin sıcaklık durumuna göre hızlı soğuma sonucu martensitik yapının bu bölgede daha yoğun oluşması olarak düşünülmektedir. Khan [26] yapmış olduğu çalışmada kaynak bölgesinden alınan mikro sertlik değerlerini termal harita olarak vermiş ve TRIP çeliğinde ITAB bölgesi sertlik değerlerini en yüksek değer olarak göstermektedir.



Şekil 12. TRIP800 düzlemsel ve diyagonal sertlik ölçüm grafikleri

4. Sonuçlar

Bu çalışmada, nokta direnç kaynaklı birleştirmeler sonuçlarına göre; artan ısı girdisinin bir sonucu olarak; önceki östenit tane boyutunu (Prior Austenite Grain Size-PAG) soğuma sırasında da sertleşebilirliği arttırdığı ve fakat sertleşebilirlik gücü ve şiddetinin kimyasal ve fiziksel olarak kalıntı östenit miktarını arttırdığını söyleyebiliriz.

Çift fazlı çelikte ve TRIP çeliklerinde yüksek oranlarda Mn içermesinden dolayı nokta direnç kaynağı esnasında kaynak parametrelerine bağlı olarak gerçekleşen ısı girdisi ve buna bağlı erime/tavlama şart ve sıcaklıkları kaynak metali için erime sıcaklığı ve ITAB için A_1 sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklardır. Dolayısıyla nokta direnç kaynağı işlemi sırasında kaynak bölgesinde gerçekleşen sıcaklıklar kritik tavlama sıcaklıklarından çoğunlukla yüksek bölgede olur. Bu yapılar östenitten hızlı soğuma ile alaşım elementlerinin ve sertleşebilirlik kabiliyetinin bir sonucu olarak martensitiktir. Esasında kaynak metalinin sadece esas metale yakın bölgelerinde gerçekleşen kritik tavlamalardan dolayı fakat kısa süreli ağırlık hacim oranı martensit olmak üzere ferrit ve martensitten meydana gelmektedir. Bu aralık ise mikroyapılarda görüldüğü gibi “oldukça dar bir aralıktır” şeklinde yorumlanabilir.

Nokta direnç yöntemiyle farklı akım şiddetinde birleştirilen malzemelerin kuvvet-uzama (mm) eğrilerinde oluşan akma değişimi ve sertlik ölçümleri grafiğinde belirtilen değişimlerin ısı girdisi ve süresinin malzeme kesitine göre uygun hesaplanması bunun kullanılan malzemenin mekanik özelliklerin maksimum düzeyde işlevselliğinin korunmasına etki eder.

Teşekkür

Bu çalışmamıza destek olan Karabük Üniversitesi BAP proje koordinatörlüğüne, TOFAŞ A.Ş.'ye ve çalışmamıza katkı sağlayan Kemal DOĞAN ve diğer değerli öğrencilerimize teşekkürü bir borç biliriz.

Kaynaklar

- [1] Matlock D.K., Speer J.G., Moor E.D., Gibbs P.J., “Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications an overview”, Jestech, 2012, 15(1): 1-12.
- [2] Matlock D.K., Speer J.G., “Design considerations for the next generation of advanced high strength sheet steels”, Proc. of the 3rd International Conference on Structural Steels, ed. by H.C. Lee, the Korean Institute of Metals and Materials, Seoul/Korea, 774-781, (2006).
- [3] www.worldautosteel.org, Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, International Iron & Steel Institute, Committee on Automotive Applications.

- [4] <http://onemileaway.co.uk/revolution-in-manufacturing/>, Corus Automotive, Revolution in manufacturing.
- [5] Grange R.A., “Fibrous microstructures developed in steel by thermochemical processing”, Proceedings 2nd. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, ASM, Cleveland, 861-876, (1970).
- [6] Rashid M.S., Gm 980x-A unique high strength sheet steel with superior formability, SAE, Preprint 760206 (1976).
- [7] Vural M., Akkus A., “Kaplanmış çelik sacların nokta kaynaklı bağlantılarının ultrasonik testi ve kaynak parametrelerinin optimizasyonu”, Mühendis ve Makine, 2006, 47(563): 25-34.
- [8] Takechi H., Matsumura O., Sakuma Y., “Japan kokai tokyo koho”, Japan Patent, 62,188,729, (1987).
- [9] Huang J., Pool W.J., Militzer M., “Austenite formation during intercritical annealing”, Met. and Mat. Transactions A, 2004, 35(11): 3363–3375.
- [10] Parish C.M., “Fundamental study of phase transformations in Si-Al trip steels”, Bs in Material Science and Engineering A., NCS University, (2000).
- [11] Girault E., Martens A., Jacques P., Houbaert Y., Verlinden B., Humbeeck J.V., “Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase trip-assisted steels”, Scripta Materialia, 2001, 44: 885-892.
- [12] Jacques P. J., Girault E., Martens A., Verlinden B., Humbeeck J.V., Delannay F., “The developments of cold-rolled trip-assisted multiphase steels low silicon trip-assisted multiphase steels”, ISIJ International, 2001, 41: 1068-1074.
- [13] Bhadeshia H. K. D. H., Bainite in steels, IOM Communications Ltd., London/UK., (2001).
- [14] Çimenoglu H., Kayalı E.S., Dikeç F., “The occurrence of yield point after steel relaxation in a plain carbon dual-phase steel”, Scripta. Met., 1985, 25: 3011-3021.
- [15] Thelning K.E., “Çelik ve ısıt işlemleri”, Bofors El Kitabı, Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü., İstanbul, (1984).
- [16] Pradhan R., Melcher E.D., “Characteristic of high strength cold rolled sheet steels produced by continuous annealing”, International Congress and Exposition, (1984).
- [17] Navara E., Bengtsson B., Easterling K.E., “Austenite formation in manganese partitioning dual-phase steel”, Mat. Sci. and Tech., 1986, 2: 1196-1201.
- [18] http://megep.meb.gov.tr/mte_program_modul/moduller_pdf/Elektrik%20Diren%C3%A7%20Kayna%C4%9F%C4%B1.pdf, T.C. MEB, Met. Tekn. Elektrik direnç kaynağı
- [19] Kayalı S.E., Ensari C., Dikeç F., “Metalik malzemelerin mekanik deneyleri”, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fak. Ofset Atölyesi, 116-120, (1996).
- [20] Hayami S., Furukawa T., “A family of high strength cold rolled steels”, Proceedings of Micro-Alloying International Symposium on HSLA, Washington D.C, 311-320, (1975).
- [21] Hayami S., Furukawa T., “A family of high strength cold rolled steels”, in Microalloying 75, Vanitec/London, 2A, 78-87, (1975).
- [22] Horvath A., “New generation multiple phases steels with high added value in service of people”, R & D Report, NKFP Dunaferr Acélművek Kft., Dunaújváros, (2003).
- [23] Deanna S., “Technology transfer dispatch No. 6 provides valuable information on the selection of advanced high-strength steels for ULSAB-AVC”, American Iron And Steel Institute, Lorincz American Iron and Steel Institute, Detroit, (2001).
- [24] Corus Research, Development & Technology Automotive Applications JON/02, (2002).
- [25] Zhang H., Senkara J., “Resistance welding; fundamentals and applications”, Taylor Francis CRC, 196-201, (2005).
- [26] Khan M.I., “Spot welding of advanced high strength steels”, Master Thesis, Waterloo, Ontario/Canada, 1-175, (2007).