



## Nevşehir Bilim ve Teknoloji Dergisi

dergi web sayfası: <http://dergipark.gov.tr/nevbiltek>

Makale Doi: **10.17100/nevbiltek.403814**

Geliş tarihi: 09.03.2018 Kabul tarihi: 04.12.2018



### Elektrot Basıncının Nokta Direnç Kaynaklı DP600 Çeliğinin Mikroyapı ve Sertliğine Etkileri

Muhammed ELİTAŞ<sup>1</sup>, Bilge DEMİR<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Karabük  
ORCID ID: 0000-0001-5358-1783

<sup>2</sup>Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Karabük  
ORCID ID: 0000-0000-0000-0000

#### Öz

Bu çalışmada DP600 otomotiv sac çeliğinin sabit kaynak akımı ve sabit kaynak süresinde, 5 farklı elektrot basıncı için nokta direnç kaynaklı birleştirmeleri gerçekleştirilmiş, elektrot basıncının mikroyapı ve sertliğe olan etkileri araştırılmıştır. Mikroyapı ve sertlik, malzeme özelliklerine ve başta ısı girdisi olmak üzere kaynak parametrelerine bağlı olarak değişmektedir. Elektrot basıncı, nokta direnç kaynak (NDK) işlemi süresince kaynak temas yüzeyi ve ısı transferine etki etmektedir. Bu iki faktör makroyapı-mikroyapı-mekanik özellikler ilişkisi dolayısıyla kaynak performansı üzerinde çok etkilidir. Deneysel sonuçlar, NDK termal gradyantının tersine malzeme sertliğinin ana metal, ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB) ve kaynak metali boyunca arttığını göstermiştir. İlave olarak NDK baskı kuvvetinin artması ile de DP600 numunelerinin ITAB ve kaynak metalindeki martenzit hacim oranı artmış ve bu doğrultuda sertliğinde artış görülmüştür. Ayrıca, sonuçlar ve literatür karbon eşdeğeri ve soğuma hızı açısından irdelenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** DP600, NDK, mikroyapı, sertlik.

### The Effects of the Electrode Pressure on Microstructure and Hardness of the Resistance Spot Welding of DP600 Steel

#### Abstract

Resistance spot welded joints were realized for 5 different electrode pressures in constant welding current and constant welding time of DP600 steel, the effects of electrode pressure on microstructure and hardness were investigated in the present study. Microstructure and hardness change depending on material properties and welding parameters, especially heat input. Electrode pressure acts on the welding contact surface and heat transfer during resistance spot welding (RSW). These two factors are very influential on welding performance due to the relationship between macrostructure-microstructure-mechanical properties. Experimental results have shown that, contrary to the RSW thermal gradients, the material hardness increases along the base metal, heat affected zone (HAZ) and weld metal. In addition, with the increase of RSW compressive strength, the volume ratio of martensite in HAZ and welding metal of DP600 samples increased and the hardness increased in this direction. In addition, the results and literature have been examined in terms of carbon equivalence and cooling rate.

**Keywords:** DP600, RSW, microstructure, hardness

## 1. Giriş

İleri dayanımlı çelikler yüksek dayanım özellikleri ile parça ağırlığının azaltılması-taşıtlık ağırlık azalımı (yakıt tasarrufu), emniyetli performans gelişimi ve maliyet kazanımı gibi avantajlarından dolayı otomotiv endüstrisi başta olmak üzere birçok alanda kullanılmaktadır. Çift fazlı çelikler ekonomik ve teknolojik avantajları ile; ileri dayanımlı otomotiv sac çelik konseptinin en genel kullanıma sahip çeşididir [1].

Çift fazlı çeliklerde mikroyapı ana faz HMK yapıları ferrit ve ikinci faz HMT yapıları martenzitten oluşmaktadır [2 ve 3]. Martenzit parçacıkları ferrit tane sınırlarında yer almaktadır. İleri dayanımlı çelik konseptindeki çeliklerin ortak genel özelliği sahip oldukları özel mikroyapılarıdır. Dolayısıyla bu mikroyapıyı etkileyen her türlü proses ve şartlar başta kaynak işlemleri olmak üzere performans açısından çok daha hassas ve önemlidir. Bu kapsamda, ileri dayanımlı çeliklerin nokta direnç kaynağı işlemleri araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Otomotiv sanayisinde kullanılan çift fazlı çelikler özel bir ısıl şart ve soğuma tarzları-rotaları ile üretilmektedir. Dolayısıyla kaynak işlemlerindeki ısınma ve soğuma şartları muhakkak ciddi değişikliklere sebep olmaktadır. Bütün bu etkilerin her malzeme ve şartta ele alınması, dikkat edilmesi, açıklanması önemlidir.

Nokta direnç kaynağı neticesinde çekirdek ve ITAB'da kimyasal bileşimin ve sertleşebilirliğin bir neticesi olarak ana malzemeye göre martenzit hacim oranının arttığı ve martenzit boyutunun büyüdüğü ve bu kapsamda mikroyapı bileşenlerinin (ferrit ve martenzit) ana metal ve kaynak metaline göre ITAB bölgesinde daha iyi olduğu vurgulanmaktadır. Bu durum östenitin dönüşümünün tamamlanmamış olması ile açıklanmıştır. Çünkü östenit tanelerinin oluşumu tane büyümesi, martenzit oluşumu ve termal çevrimle kısıtlanmaktadır [3-5]. Bazı araştırmacıların [3-5] ifade ettiği gibi ITAB bölgesinde fazla olan tane sınırları sertleşebilirliği düşürdüğü için büyük martenzit oluşumunu engellemektedir. Bu faktörün etkisi alaşım içeriği ve soğuma hızı ile de ilgilidir. Dolayısıyla nokta direnç kaynaklarında mikroyapı değişimlerini iyi anlayabilmek için kaynak prosesi (kaynak ısı girdisi ve soğuma hızı vb.) dikkatli irdelenmelidir [6]. Gould ve diğerlerinin [5] bildirdiğine göre soğuma hızı 105 C°/s (0,5 mm'den azsa), 2000 C°/s (2 mm için) aralığında değişmektedir. Bu soğuma hızları, DP çelikleri için kaynak metaline ve ITAB bölgelerinde martenzit oluşumu için genelde gerekli soğuma hızlarından (40-120 C°/s) yüksek olduğu için yapı martenzitten oluşabilmektedir [5]. Çelikler için kritik soğuma hızı şu eşitlik ile belirlenmektedir [7];

$$\text{Log}V = 7,42 - 3,13C - 0,71Mn - 0,37Ni - 0,34Cr - 0,45Mo \quad (1)$$

Kritik soğuma hızından daha yüksek soğuma hızlarında karbon difüzyonu için yeterli süre bulunmamaktadır. Bu yüzden, kaba martenzit taneleri ile birlikte martenzit partikülleri arasında düşük miktarlarda kalıntı östenit ve beynit fazları da bulunabilmektedir [8]. Yüksek soğuma hızları sonucunda kaynak metalinde meydana gelen martenzit fazı kırılabilir bir yapı meydana getirebilmektedir [4]. İlave olarak çift fazlı çeliklerde karbon oranı genel olarak %0,05-0,2 aralığında değişmektedir ve mangan oranı %1,5'den fazladır. Daha yüksek karbon ve mangan içeriği DP600 için daha yüksek sertlik anlamına gelmektedir [9].

Isının söz konusu olduğu çelik kaynak işlemlerinde kimyasal bileşime bağlı olarak kaynak kabiliyeti ve esasen sertleşme ve gevrekleşme için "karbon eşdeğerliği (CE)" terimi çok geçerli bir yaklaşımdır. Birçok araştırmacı, en ideal CE formülünü belirlemek için çalışma yapmaktadır. Bu çalışmalarda ileri dayanımlı çeliklerin karbon eşdeğerliği ile kaynak metalinin sertliği arasında doğrusal bir ilişki bulunduğu vurgulanmaktadır. Bu çalışmalar içerisinde Yurioka ve arkadaşları [10], tarafından geliştirilen karbon eşdeğerliği formülü birçok ileri dayanımlı çeliğe uygulanabildiği için dikkat çekicidir ve akademik kullanımının yaygın olduğu gözlemlenmektedir [11 ve 28].

$$CE_V = C + A(C) \times \left\{ 5 \times B + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} \right\}$$

$$A(C) = 0,75 - 0,25 \tanh\{20(C - 0,12)\}$$

(2)

$CE_Y$ , Yurioka karbon eşitliğidir ve  $A(C)$  konaklama-uyum faktörüdür. Eşitlik 2 konaklama-uyum faktörü içermekte, karbon oranı %0,08'den daha düşük olduğunda 0,5'e ve karbon içeriği %0,18'in üzerinde olduğunda 1 değerine yaklaşmaktadır.  $CE_Y$ , karbon içeriği 0,02 ve 0,2 aralığında değişen çelik alaşımları için uygulanabilmektedir. Eşitlik 2'ye göre kaynak metalinin sertliği, kimyasallar zenginleştikçe daha yüksek karbon eşdeğerliği değerleri meydana getirdiği için artmaktadır.  $CE_Y$ , kaynak metalinin sertliği ile ana metalin kimyasal bileşimi arasında doğrusal ilişki göstermektedir. Kaynak metalinin sertliği ile karbon eşdeğerliği arasında çıkarılan doğrusal ilişki ise şu şekildedir [11];

$$HV_{KM} = 630 \times CE_Y + 188$$

(3)

Eşitlik 3, nokta direnç kaynaklı birleştirmelerde kaynak metalinin sertliğini belirlemek için geliştirilmiş metot sunmaktadır. Eşitlik 3, ileri dayanımlı çeliklerin üretiminde kullanılan çeşitli alaşım elementleri için kaynak metalinin sertliğini hesaplamaktadır.  $CE_Y$  eşitliği kullanılarak (geniş kimyasal aralığı için konaklama-uyum faktörü içeren) nokta direnç kaynağında kaynak metalinin sertliği ve kimyasal bileşim arasında daha güvenilir bir ilişki elde edilmektedir.

Sonuç olarak; NDK işlemi boyunca yüksek soğuma hızı ve daha yüksek karbon ve mangan içeriği DP600 çeliğinin ITAB ve kaynak metalinde martenzit oluşumuna neden olmakta ve numunenin sertliğinde artış görülmektedir. Yüksek soğuma hızı ve alaşım elementlerinin yüksek oranı kaynak metalinin sertliğinin ana metale göre yaklaşık 2 kat daha fazla olmasına neden olabilmektedir [1].

Sertlik, diğer malzeme özellikleri ile orantılı bir özelliktir. Sertlik üzerine yapılan araştırmalar, malzemelerin diğer özelliklerindeki değişimler hakkında bilgi sağlamaktadır. Sertlikteki artış, dayanımı arttırmakta fakat sertlik arttıkça kaynak metali etrafında kırılma bölgesi oluşacağı için süneklik azalmaktadır. Sertlik verisi, malzemelerin kalıntı gerilme durumu ve özellikleri hakkında bilgi sahibi olmak için de kullanılabilir [12]. Öneme binaen bu çalışmada sertlik gelişimi üzerinde ayrıca durulmuştur.

Bu çalışmada, ticari DP600 otomotiv sac çeliğine sabit kaynak akımı ve kaynak süresinde farklı elektrot basınçları uygulanarak nokta direnç kaynağı işlemleri gerçekleştirilmiştir. Elektrot basınçlarının DP600 çeliğinin 3 farklı bölgesinin (ana metal, ITAB ve kaynak metali) mikroyapı ve sertliğine olan etkisi incelenmiştir. Yurioka karbon eşdeğerliği formülü kullanılarak kaynak metalinin sertliği belirlenmiş ve elde edilen sertlik sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Kaynak metali ve ITAB'da ana metale göre meydana gelen metalürjik değişimler ve bu değişimlerin DP600 çeliğinin sertliğine olan etkisi detaylı bir şekilde araştırılmıştır.

## 2. Materyal ve Metot

### Malzeme

Ticari DP600 otomotiv sac çeliği, 250x250 mm ebatlarında 1 mm kalınlığında sac tabakalar halinde temin edilmiştir. DP600 çeliğinin mikroyapısı genel olarak ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. Ticari DP600 otomotiv sac çelik malzemenin mikroyapısı ve kimyasal bileşimi sırasıyla Şekil 1 ve Tablo 1'de gösterilmiştir.

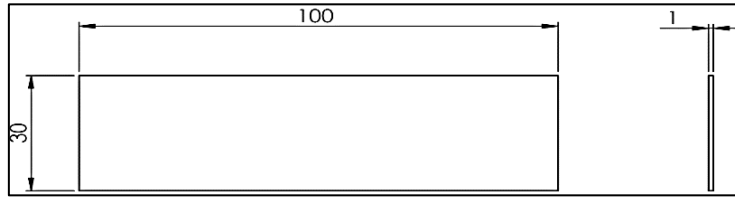


Şekil 1. DP600 çeliğinin mikroyapı görüntüsü  
Tablo 1. DP600 çeliğinin kimyasal bileşimi (%)

Malzeme	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Al	Ti	V	Sn	Fe
DP600	0,077	0,253	1,86	0,006	0,177	0,012	0,127	0,002	0,004	0,006	97,472

### Nokta Direnç Kaynağı

Numuneler, NDK işlemleri için EN ISO 14273 standartlarına göre belirtilen ölçülerde hazırlanmıştır. Numunelerin teknik resmi Şekil 2’de gösterilmiştir.



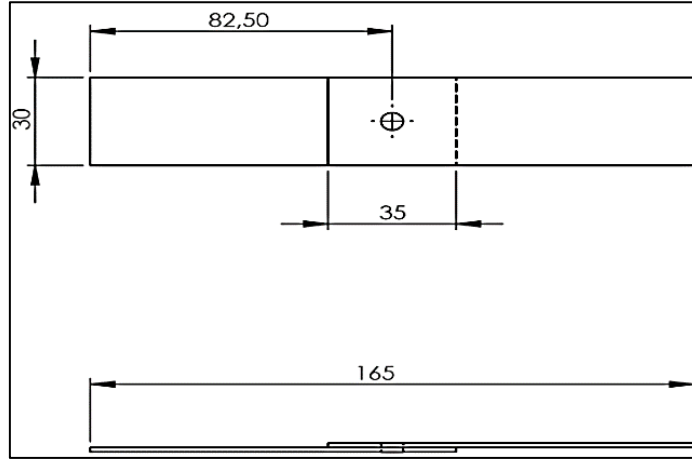
Şekil 2. Nokta direnç kaynağı için hazırlanan DP600 çelik sac numune

Bu çalışmada; numunelere 7 kA sabit kaynak akımında 8 mm düz konik uçlu bakır elektrotlar kullanılarak NDK işlemleri uygulanmıştır [13]. Uygulanan elektrot basınçları ise sırasıyla 2, 3, 4, 5 ve 6 bar’dır. NDK, BAYKAL marka yarı otomatik, elektronik akım ve zaman kontrollü pnömomatik basma donanımlı AC nokta direnç makinesinde su soğutmalı elektrotlarla, her elektrot basma kuvveti için üçer numune ele alınarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemleri yapılırken numunelerin eksenlerinde sapma olmaması ve kıvrımların sıçramaması için ahşap kalıplar kullanılmış ve basma kuvvetinin sabitliği makinenin manometresinden kontrol edilmiştir. Isı girdisinin fazlalığından dolayı uçların su soğutma sistemi sürekli kontrol altında tutulmuştur. Çalışmada kullanılan NDK parametreleri Tablo 2’de gösterilmiştir [1 ve 11]. Zaman birimi çevrim cinsindedir (1 çevrim=0,02 s).

Tablo 2. NDK işlemleri için kaynak parametreleri

Elektrot basıncı (bar)	Kaynak akımı (kA)	İnme zamanı (çevrim)	Sıkıştırma zamanı (çevrim)	Kaynak zamanı (çevrim)	Tutma zamanı (çevrim)	Ayrılma zamanı (çevrim)
2-6	7	15	35	20	10	15

Nokta direnç kaynaklı numunelerin şematik görünümü Şekil 3’te gösterilmiştir.



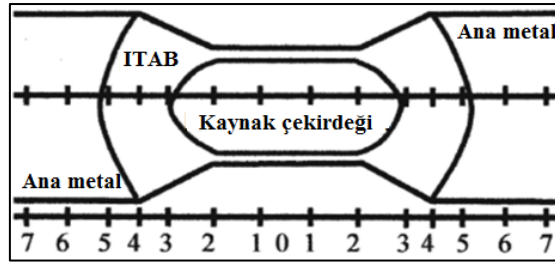
Şekil 3. Nokta direnç kaynaklı numunelerin resmi

### Metaloğrafi ve XRD Analizi

Nokta direnç kaynaklı numunelerin transvers-geçiş bölgesi görünümleri, standart metalografik usul takip edilerek incelenmek üzere hazırlanmıştır. Parlatılmış numuneler, %2 nital çözeltisi (%2 nitrik asit + %98 metanol) ile kısa süreli dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Mikroyapı analizi, Nikon Epiphot 200 optik mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ayrıca ana metalden kaynak metaline doğru meydana gelen faz değişimlerinin belirlenmesi için XRD analizi gerçekleştirilmiştir.

### Mikrosertlik Testi

Mikroyapı incelemelerinde kullanılan numuneler sertlik ölçümü için de kullanılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri, Shimadzu marka Vickers sertlik ölçüm cihazı kullanılarak kaynak metali ve ITAB boyunca eksenlere paralel doğrultuda HV 0,2 (1,961 N) değerinde 15 saniye süreyle 2 mm aralıklarla yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir [11 ve 13]. Nokta direnç kaynaklı numunelerin düzlemsel sertlik ölçüm bölgeleri şematik olarak Şekil 4'te gösterilmiştir.



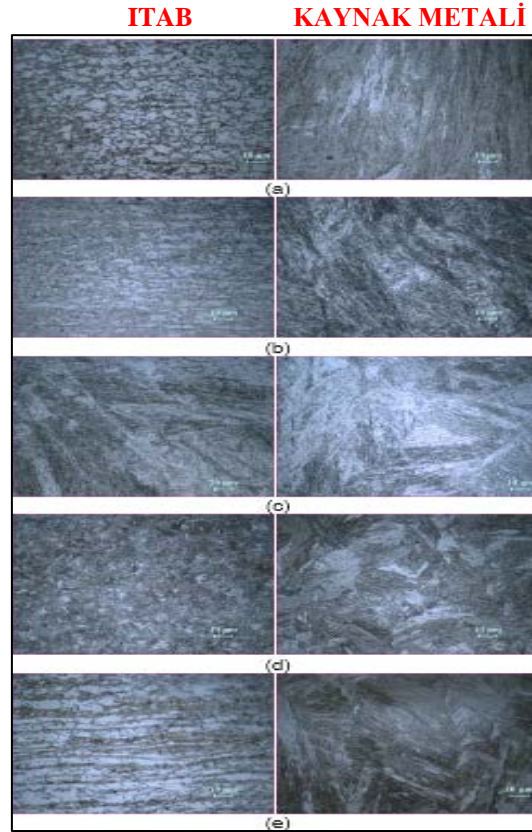
Şekil 4. Nokta direnç kaynaklı numunelerin düzlemsel sertlik ölçüm noktaları [14]

## 3. Bulgular

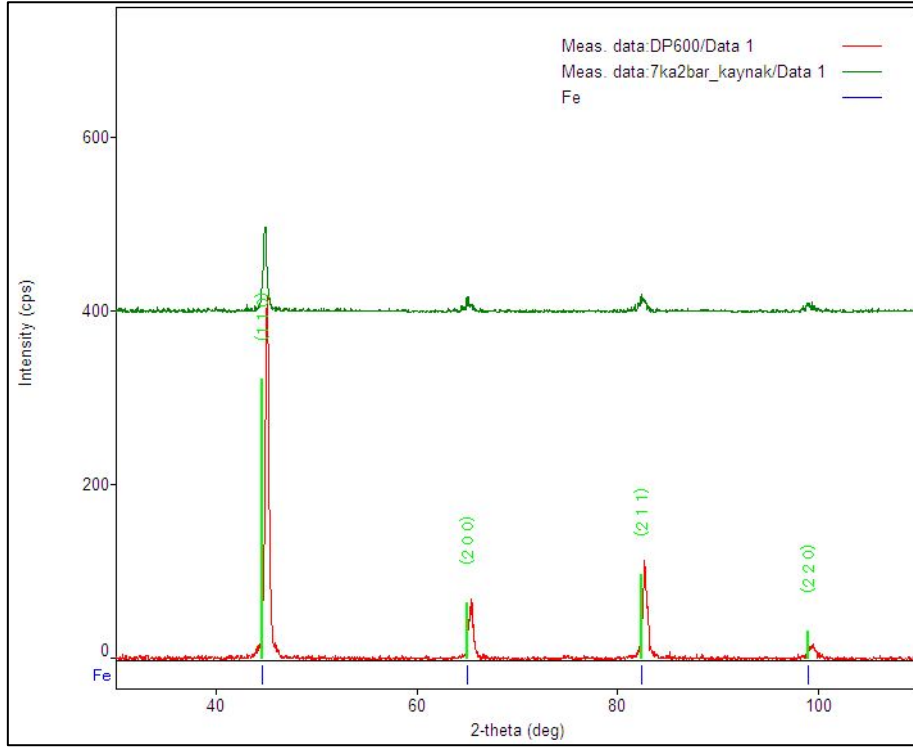
### Mikroyapı ve XRD Analizi Sonuçları

Her türlü kaynak işlemlerinde kaynak özellikleri-performansına mikroyapının etkilerini anlamak için kaynak uygulanan alandaki ve diğer ana metaldeki kaynak bölgelerinde mikroyapısal değişimlerin anlaşılması önemlidir [11]. Bu çalışmada uygulanan 7 kA kaynak akımında ve farklı elektrot basınçlarında ITAB ve kaynak metalinde meydana gelen değişimleri gösteren mikroyapı fotoğrafları Şekil 5'te gösterilmiştir. Literatürle paralel olarak; NDK işleminden sonra tüm elektrot basma kuvvetlerinde mikroyapının düşük oranda ferrit ve ağırlıklı olarak martenzit fazlarından oluştuğu görülmektedir [9,15-22]. Kullanılan numuneler ince sac ve NDK elektrotları su soğutmalı olduğu için kaynak metalindeki soğuma hızı oldukça yüksek olduğundan diğer bir ifade ile karbon difüzyonu için yeterli zaman olmadığından kaynak metali ve ITAB'da yapı ağırlıklı olarak martenzit fazından oluşmaktadır [9,23-25]. Genel olarak,

bütün elektrot basma kuvvetlerinde martenzit hacim oranları ana metal, ITAB ve kaynak metalini boyunca artmaktadır. Çünkü kaynak metaline doğru östenit içinde çözünen ferrit oranı artmakta ve kaynak sonrası hızlı soğuma gerçekleştiği için bu durum martenzit hacim oranını arttırmaktadır (Şekil 6) [11]. Literatürde ifade edildiği gibi ITAB dört alt gruba ayrılmaktadır: çok kritik olmayan bölge, kritik bölge, ince taneli bölge ve kaba taneli ısıdan etkilenen bölgedir. Kritik olmayan bölgede maksimum sıcaklık  $Ac_1$  değerinin altında olduğu için martenzit temperlenmesi meydana gelebilmektedir [11,26,27]. Kritik ITAB için maksimum sıcaklık  $Ac_1$ - $Ac_3$  aralığında değişmektedir. Maksimum sıcaklığın artması östenit fazının artmasına neden olmakta; östenit fazı da hızlı soğuma hızından dolayı martenzite dönüşmektedir. İnce taneli ITAB'da maksimum sıcaklık  $Ac_3$  değerini geçer ve kısa süre tutulur ve tanelerin daha fazla büyümesi için zaman azdır. Kaba taneli ITAB'da maksimum sıcaklık  $Ac_3$  değerinin oldukça üzerindedir ve ince taneli ITAB'a göre östenit tanelerinin kabalaşması için geniş zamana sahiptir. Kaynak metalinde ise maksimum sıcaklık sıvı fazını aşmaktadır. Ergitilmiş ana metal döküm yapıya dönüşmektedir. Alaşım elementlerinin etkisinden dolayı, katı/sıvı ön çözültideki difüzyon, yapısal aşırı soğumayla sonuçlanır. Hızlı soğuma oranı, yüksek sıcaklık değişimine neden olur [28]. DP600 otomotiv sac çeliğinin 7 kA-2 bar kaynak parametrelerinde gerçekleştirilen NDK işleminden sonra ana metal ve kaynak metalinde ferrit faz oranlarında meydana gelen değişimleri gösteren XRD analizi sonucu Şekil 6'da gösterilmiştir.



Şekil 5. Farklı elektrot basınçları için mikroyapı resimleri a) 2 bar b) 3 bar c) 4 bar d) 5 bar e) 6 bar



Şekil 6. 7 kA-2 bar kaynak parametrelerinde elde edilen XRD analiz sonucu

Şekil 6’da XRD analizi sonucunda farklı düzlemlerde ferrit piklerinde meydana gelen değişimler gösterilmiştir. NDK işleminden sonra ana metale göre kaynak metalinde ferrit piklerinde ciddi bir düşüş meydana geldiği görülmektedir. Çünkü yukarıda da ifade edildiği gibi kaynak metaline doğru östenit içerisinde çözünen ferrit oranı artmakta ve kaynak sonrası hızlı soğutma gerçekleştiği için bu durum kaynak metalinde martenzit hacim oranını arttırmaktadır [11 ve 28].

#### Mikrosertlik Sonuçları

7 kA kaynak akımında, 20 çevrim kaynak süresinde 8 mm uç çapındaki bakır alaşımli elektrotlar ile 2, 3, 4, 5 ve 6 bar elektrot basma kuvvetlerinde elde edilen nokta direnç kaynak numunelerinin sertlik sonuçları Tablo 3’te ve grafiksel olarak Şekil 7’de gösterilmiştir.

Bu sonuçlardan görüldüğü gibi tipik olarak ileri dayanımlı çelikler ve çift fazlı çeliklerde kaynak sonrası kaynak metalinde sertlik oldukça artmaktadır. Bu sertlik artışı ani ve yaklaşık 2 kat olabilmektedir. Klasik olarak sertlik artışı dayanım artışını da getirmektedir. Fakat gevrekleşme ve toklukta düşüş sebepleri çok kritik bir rol oynamaktadır. Dolayısıyla özelliklerini sahip oldukları mikroyapı bileşenlerinden alan ileri dayanımlı çelik konseptinde sertlikle beraber metalürjik yapının iyi analiz edilmesi ve anlaşılması çok önemlidir [29-31].

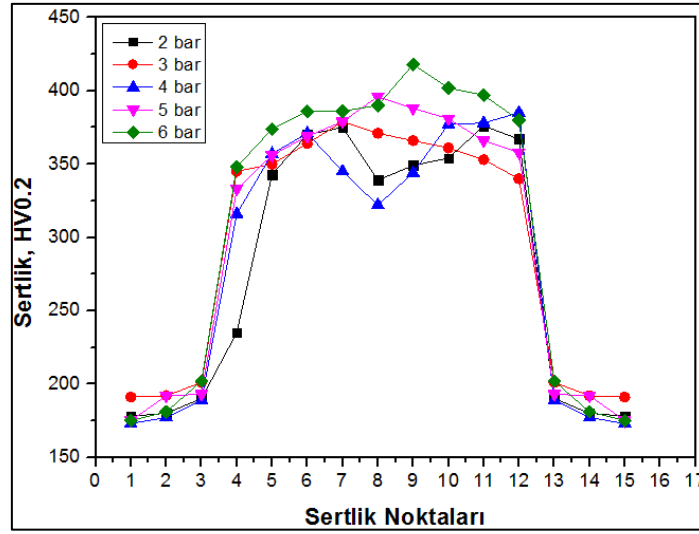
Literatürde ticari DP600 otomotiv sac çeliğinin NDK kaynak işlemlerinden sonra kaynak metalinde ortaya çıkan sertlik değerleri incelendiğinde şu sonuçlar elde edildiği görülmüştür. Ma ve arkadaşları [1] kaynak metalinin sertliğini 420 HV, Khan ve arkadaşları [11] farklı kaynak parametreleri altında gerçekleştirdikleri NDK işlemleri sonucunda kaynak metalinin sertliğini 350-400 HV aralığında bulmuştur. Zhang ve arkadaşları [28] kaynak metali sertliğinin 361 HV, Xu ve arkadaşları [32] ise 340-370 HV aralığında olduğunu ifade etmiştir. Long ve Khanna [33] ise kaynak metalinin sertliğini 420 HV bulmuştur. Ticari DP600 otomotiv sac çeliğine farklı elektrot basınçları uygulanarak gerçekleştirilen NDK işlemleri sonucunda kaynak metali sertlik değerleri ortalama 350-400 HV aralığında bulunmuş ve literatürle benzer sonuçlar elde edildiği görülmüştür. Kaynak metali sertlik sonuçları arasında gözlenen



düşük orandaki farklılık ise çalışmalarda kullanılan çeliklerin kimyasal bileşiminde ve soğuma hızlarındaki farklılıklara atfedilebilir [9].

**Tablo 3.** Farklı elektrot basınçlarında elde edilen sertlik değerleri

Bar	Ana Metal			ITAB			Kaynak Metali			ITAB		Ana Metal			
2	178	180	190	235	343	370	375	339	349	354	376	367	190	180	178
3	191	192	201	345	350	364	379	371	366	361	353	340	201	192	191
4	173	177	189	316	357	371	345	322	344	377	378	385	189	177	173
5	175	192	193	333	356	369	379	396	388	381	366	358	193	192	175
6	175	181	202	348	374	386	386	390	418	402	397	380	202	181	175



Şekil 7. 7 kA kaynak akımında farklı elektrot basınçlarında elde edilen sertlik değerleri

Çelikler için martenzitik dönüşüm genel ve temel sertleşebilirlik yeteneğine bağlı bir sertleşme mekanizmasıdır. Çeliklerde ortaya çıkan bu martenzitik yapı; sahip olduğu hareketsiz dislokasyon yapısı, hacimce genişleme ve kayma-pekleşme, ikizlenme vb. sebepler ile kayma dislokasyonunu engellediği için aşırı derecede sert ve gevrekler. Sertleşebilirlik kabiliyeti yüksek olan çeliklerin özellikle ileri dayanımlı çeliklerin kaynak işlemi boyunca hızlı ısıtma ve soğutma çevrimi martenzitik dönüşüme neden olmakta ve ana metale göre kaynak metali ve ITAB'da sertleşme meydana gelmektedir [9]. Ana metale yakın kritik olmayan ITAB bölgesinde ise martenzit temperlenmesinden kaynaklanan yumuşama bölgeleri bulunabilmektedir [28].

Şekil 5'teki mikroyapı resimlerinden ve Şekil 6'daki XRD analiz sonucundan görülebileceği gibi; tüm elektrot basma kuvvetlerinde NDK numunelerinin kaynak metali, ana metale göre (Şekil 1) düşük miktarda ferrit fazı içermekte ve ağırlıklı olarak martenzit fazından oluşmaktadır. Kaynak metalinden ana metale doğru gidildikçe martenzit miktarı azalmakta ferrit miktarı ise artmaktadır (Şekil 6). Bu bölgelerde görülen yüksek martenzit esasen östenit oluşumu ve kısmi östenit oluşumu gibi metalürjik mekanizmaların bir sonucudur. Çift fazlı yapıdan hızlı ısıtma şartlarında kaynak metalinde tamamen östenit elde edilip bunun bozulması ile metalürjik yapı oluşurken termal değişikliğe bağlı olarak kaynak metalinden ana metale gidildikçe östenit miktarı azalırken ferrit miktarı artmaktadır. Östenitin dönüşümü sürekli soğuma şeklindedir ve bu doğrultuda martenzit oluşumu mümkün olmaktadır. Diğer bir ifade ile östenit miktarı kaynak metaline doğru östenit içinde çözünen ferrit oranı artması ile artmakta ve kaynak sonrası hızlı soğuma gerçekleştiği için de ana metale kıyasla martenzit hacim oranı yüksek çıkmaktadır. Bu doğrultuda da kaynak metalinin sertliğinin ana



metale göre daha yüksek olduğu görülmektedir [1,11,15,25]. Isı girdisi arttığında martenzit fazında daha yüksek miktarda deformasyon indüklenmesinin meydana gelmesi daha yüksek sertliğin elde edilmesini sağlamaktadır [9]. Callister W. D. [34] bildirdiği kurala göre; martenzit sertliğinin, %0,05 kütle yüzdesini aşan karbon içeriği için 350 HV'nin üzerinde olması beklenmektedir. Bu çalışma sonuçları bu kuralı doğrulamaktadır. Genel olarak bu çalışmada tüm elektrot basma kuvvetlerinde elde edilen kaynak metali sertlik değerleri ifade edilen kural doğrultusunda ve martenzit sertlik aralığının içindedir [34].

Şekil 7 incelendiğinde, görülebileceği gibi genel olarak sertlik değerleri mikroyapının bir sonucu olarak ana metal, ITAB ve kaynak metali boyunca sırasıyla artmaktadır. Kaynak çekirdeği boyunca kenardan merkeze doğru genelde artan bir sertlik özelliği varken 2 ve 4 bar numunelerinde çekirdek merkezinde sertliğin azaldığı düşüğü görülmektedir. Bu durum Xu vd. [32], tarafından bildirildiği gibi alaşım elementleri dağılımı ve termal geçmişi sonucunda daha küçük tane boyutunun bir fonksiyonu olarak açıklanabilir. Aynı zamanda bölgesel kalıntı östenitler de bu kısımlarda sertliğin düşmesine sebep olabilir [32].

Elektrot basıncı arttıkça özellikle ısı girdisi ve çekirdek incelmeye bağlı olarak ısınma-soğuma-östenit oluşumu-sertleşebilirlik, martenzitik dönüşümün bir sonucu olarak, ITAB bölgesinde ve kaynak metalinde martenzit hacim oranı arttığı için sertlik değerleri de artış göstermiştir.

Ayrıca bu çalışmada elektrot basma kuvvetinin etkisini belirlemek için deneylerde kullanılan DP600 otomotiv sac çeliğinin karbon eşdeğerliği, Yurioka ve arkadaşları [10] tarafından geliştirilen Eşitlik (2) kullanılarak hesaplanmıştır. Yurioka ve arkadaşları özellikle kimyasal içeriğe bağlı olarak ileri dayanımlı çeliklerin kaynak işlemleri sonrasında sertlik değerlerini çözümlenmeye tahmin etmeye çalışmışlardır. Buradan elde edilen konaklama-uyum faktörü değeri 0,5759 ve karbon eşdeğerliği değeri 0,2828'dir. Eşitlik (3) kullanılarak kaynak metalinin sertlik değeri 366,164 olarak hesaplanmıştır. 3 bar elektrot basıncında, hesaplanan kaynak metali sertlik değerine yakın bir değer elde edilmiştir. Beklenen sertlik değerine göre 2 ve 4 bar elektrot basınçlarında kısmen düşük sertlik değerleri, 5 ve 6 bar elektrot basınçlarında ise daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.

#### 4. Tartışma ve Sonuç

Bu çalışmada galvaniz kaplı ticari DP600 otomotiv sac çeliğinin sabit kaynak akımında (7kA) ve 5 farklı elektrot basıncında standart nokta direnç kaynaklı birleştirmeleri gerçekleştirilmiş, elektrot basma kuvvetinin bütün kaynak bölgelerinde mikroyapı ve sertliğe olan etkileri araştırılmıştır. İlave olarak literatürdeki optimizasyon eşitlikleri ile baskı kuvvetinin ilişkisi ortaya konulmaya çalışılmıştır. Bu doğrultuda genel olarak elde edilen sonuçlar şu şekildedir;

1. Bütün NDK numunelerinde kaynak metalinin ağırlıklı olarak martenzit fazından oluştuğu görülmüştür.
2. Genel olarak bütün NDK numunelerinde ana metalden kaynak metaline doğru ferrit fazı azalırken martenzit fazı artmıştır.
3. Yurioka eşitliği kullanılarak hesaplanan sertlik değeri, 3 bar elektrot basıncı numunesinde kural dahilinde çıkmıştır. Bununla birlikte, daha yüksek baskı kuvveti numunelerinde ise (5 ve 6 bar elektrot basma kuvvetlerinde) daha yüksek sertlik değerleri tespit edilmiştir. Ayrıca hesaplanan kaynak metali sertlik değerine göre 2 ve 4 bar elektrot basınç numunelerinde daha düşük sertlik değeri elde edilmiştir.
4. Sertlik üzerinde baskı kuvvetine bağlı olarak ortaya çıkan ergimiş bölge ve diğer bölgelerin büyüklüğünün etkili olduğu görülmüştür.
5. Genel olarak bu çalışmada tüm elektrot basma kuvvetlerinde, kaynak metali sertlik değerleri ifade edilen kural doğrultusunda ve martenzit sertlik aralığında elde edilmiştir.

## 5. Teşekkür

Bu çalışmamıza, KBÜBAP-17-KP-463 projesi kapsamında destek sağlayan Karabük Üniversitesi Rektörlüğü ve BAP proje koordinatörlüğüne teşekkür ederiz.

## Kaynaklar

- [1] Ma C., Chen D.L., Bhole S.D., Boudreau G., Lee A., Biro E., “Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel” *Materials Science and Engineering A*, 485, 334-346, 2008.
- [2] Erden M.A., “The effect of the sintering temperature and addition of niobium and vanadium on the microstructure and mechanical properties of microalloyed PM steels” *Metals*, 7, 329, 2017.
- [3] Marya M., Gayden X.Q., “Development of requirements for resistance spot welding dual-phase (DP600) steels part 1-the causes of interfacial fracture” *Welding Journal*, 84, 172-182, 2005.
- [4] Easterling K., “Introduction to the Physical Metallurgy of Welding”, second ed., *Butterworth Heinemann Ltd.*, Oxford, 1992.
- [5] Gould J.E., Khurana S.P., Li T., “Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels” *Welding Journal*, 85, 111-116, 2006.
- [6] Alzahougi A., Elitas M., Demir B., “RSW junctions of advanced automotive sheet steel by using different electrode pressures” *Engineering, Technology & Applied Science Research*, 8(5), 3492-3495, 2018.
- [7] Easterling K.E., “Modeling the Weld Thermal Cycle and Transformation Behavior in the Heat Affected Zone, Mathematical Modeling of Weld Phenomena”, *H. Carjack and K.E. Easterling, Ed.*, London, 1993.
- [8] Kou S., “Welding Metallurgy”, second ed., *Wiley Inter science*, New York, 2002.
- [9] Pal T.K., Bhowmick K., “Resistance spot welding characteristics and high cycle fatigue behavior of DP780 steel sheet” *ASM International*, 21, 280-285, 2012.
- [10] Yurioka N., Suzuki H., “Determination of necessary preheating temperature in steel welding” *Welding Journal*, 62(6), 147–153, 1983.
- [11] Khan M.I., Kuntz M.L., Biro E., Zhou Y., “Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded advanced high strength steels” *Materials Transactions*, 49(7), 1629-1637, 2008.
- [12] Uzun F., Bilge A.N., “The effect of carbon content and submerged arc welding process on hardness of carbon steels” *Journal for Foundations and Applications of Physics*, 4(1), 1-7, 2017.
- [13] Hayat F., Sevim İ., “The effect of welding parameters on fracture toughness of resistance spot-welded galvanized DP600 automotive steel sheets” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 58, 1043–1050, 2012.
- [14] Hayat F., Demir B., Acarer M., Aslanlar S., “Effect of weld time and weld current on the mechanical properties of resistance spot welded IF (DIN EN 10130 1999) steel” *Kovove Materialy*, 47, 11-17, 2009.
- [15] Holovenko O., Lenco M.G., Pastore E., Pinasco M.R., Matteis P., Scavino G., Firrao D., “Microstructural and mechanical characterization of welded joints on innovative high-strength steels” *La Metallurgia Italiana*, 3, 3-12, 2013.
- [16] Williams N.T., Parker J.D., “Review of resistance spot welding of steel sheets part 1 modelling and control of weld nugget formation” *International Materials Reviews*, 2, 45–75, 2004.
- [17] Chien C.S., Kannatey E., Asibu J.R., “Investigation of monitoring systems for resistance spot welding” *Welding Journal*, 81, 195-199, 2002.
- [18] Senkara J., Zhang H., Hu S.J., “Expulsion prediction in resistance spot welding” *Welding Journal*, 83, 123–132, 2004.
- [19] Zhang H., “Expulsion and its influence on weld quality” *Welding Research Supplement*, 11, 373–380, 1999.
- [20] RWMA, “Resistance Welding Manual”, fourth ed., *RWMA*, Philadelphia, 1989.
- [21] Wang G., Barkey M.E., “Investigating the spot weld fatigue crack growth process using X-ray imaging” *Welding Journal*, 85, 84–90, 2006.
- [22] Marya M., Gayden X.Q., “Development of requirements for resistance spot welding dual-phase (DP600) steels part 1-the causes of interfacial fracture” *Welding Journal*, 84, 172-182, 2005.
- [23] El-Sayed M.E., Stawiarski T., Frutiger R., “Fatigue analysis of spot-welded joints under variable amplitude load history” *Engineering Fracture Mechanics*, 55(3), 363–369, 1996.

- [24] Gould J.E., Khurana S.P., Li T., “Prediction of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels” *Welding Journal*, 85, 111–116, 2006.
- [25] Gould J.E., Khurana S.P., Li T., “Prediction of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels” *Welding Journal*, 85, 111–116, 2006.
- [26] Zhang H., Senkara J., “Resistance welding: fundamentals and applications” *Taylor & Francis*, 427s, New York, 2006.
- [27] Pouranvari M., Asgari H.R., Mosavizadch S.M., Marashi P.H., Goodarzi M., “Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds” *Science and Technology of Welding and Joining*, 12(2),17–25, 2007.
- [28] Zhang H., Wei A., Qiu X., Chen J., “Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual-phase steel joints” *Materials and Design*, 54, 443–449, 2014.
- [29] Hayat F., Demir B., Acarer M., “Tensile shear and microstructural properties of resistance spot welded low carbon Mn-Ni dual-phase steels” *Metal Science and Heat Treatment*, 49, 9-10, 484-489, 2007.
- [30] Demir B., Erdogan M., “The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dual phase steels” *Journal of Materials Processing Technology*, 208 1-3, 75-84, 2008.
- [31] Demir B., Incekar E., Dincel Ö., Elitaş M., “İleri dayanımlı çeliklerde nokta direnç kaynağı etkilerinin incelenmesi” *4th International Conference on Welding Technologies and Exhibition (ICWET'16)*, 11-13 May, Gaziantep, 2016.
- [32] Xu J., Zhang Y.S., Lai X., Chen G.L., “Experimental investigation of fatigue performance of spot-welded dual phase sheet steels” *Science and Technology of Welding and Joining*, 13(8), 726-731, 2008.
- [33] Long X., Khanna S.K., “Fatigue properties and failure characterization of spot-welded high strength steel sheet” *International Journal of Fatigue*, 29, 879-886, 2007.
- [34] Callister W. D., “Fundamentals of Materials Science and Engineering” *John Wiley and Sons Ltd*, New York, 2004.

## Extended Abstract

### Introduction

Advanced high strength steels are used in many areas, particularly in the automotive industry, due to their advantages such as reducing the weight of parts, reducing vehicle weight (fuel saving), improving performance and cost-saving. Dual phase steel with economic and technological advantages; is the most common type of automotive sheet steel concept.

There are generally 2 phases existing in the microstructure of DP steels, body centered cubic (bcc)  $\alpha$ -ferrite and body centered tetragonal (bct) martensite. Martensite particles are located in the ferrite grain boundaries. The common general feature of advanced high strength steels is their special microstructures. Therefore, all processes and conditions especially welding processes that affect these microstructures are more sensitive and important in terms of performance. In this context, resistance spot welding processes of advanced high strength steels attract the interest of researchers. The heating and cooling conditions in welding processes cause serious changes in microstructure and hardness. It is important that all these effects are taken into account in every material and condition.

Hardness is proportional to other material properties. Investigation on hardness provides information on changes in other properties of materials. The increase in hardness increases the strength but as the hardness increases, the ductility decreases because of the fragile zone around the weld metal will be formed. Hardness data can also be used to obtain information about the residual stress properties of the materials. Therefore, hardness was examined in detail in this study.

Resistance spot welding was applied to commercial DP600 automotive sheet steel at different electrode pressures and constant welding time and welding current in the present study. The effect of electrode pressure on microstructure and hardness of 3 different regions of DP600 steel (base metal, HAZ and weld metal) was investigated. The hardness of weld metal was determined using the Yurioka carbon equivalence formula and compared with the obtained hardness results. Metallurgical changes in the weld metal and HAZ according to base metal and the effects of these changes on the hardness of the DP600 steel were investigated in detail.

### Method

Samples are prepared in accordance with EN ISO 14273 standards for RSW operations in dimensions of 100x30x1 mm. RSW was applied to the samples by using 8 mm flat conical tip copper electrodes at 7 kA constant welding current. The applied electrode pressures are 2, 3, 4, 5 and 6 bar, respectively. Electrode down time, squeeze time, welding time, hold time and separation time are 15, 35, 20, 10 and 15 cycles, respectively.

Transverse-transition region views of RSW samples were prepared for examination by following the standard metallographic method. Polished samples were etched with 2% nital solution (2% nitric acid+98% methanol). In addition, XRD analysis was performed to determine the phase changes from the base metal to the weld metal.

Microhardness testing was conducted using Shimadzu type Vickers microhardness testing machine with a HV0,2 (1,961 N) load and 15s holding time.

### Results and Discussion

It was seen that the microstructure was composed of ferrite and martensite phases in all electrode compressive forces after RSW operation. HAZ and weld metal are mainly composed of martensite phase. Because cooling rate in the weld metal is quite high. In other words, there is not enough time for carbon diffusion. Martensite volume ratios have increased from base metal to weld metal in all electrode compressive forces. A significant decrease in the ferrite peaks has been observed in the weld metal according to base metal after RSW process. Because the amount of ferrite dissolved in the austenite increases towards the weld metal. As a result of the rapid cooling after RSW, this increases the martensite volume ratio.

As a result of RSW operations performed by applying different electrode pressures to the commercial DP600 automotive sheet steel, the weld metal hardness values were found to be in the range of 350-400 HV. The hardness values increased along the base metal, HAZ and weld metal respectively. Hardness decreased in the nugget center of the 2 and 4 bar samples while there was generally increased hardness from the edge to center of weld nugget. As the electrode pressure increased, the hardness values of HAZ and weld metal increased. Because martensite volume ratio increased. Also, carbon equivalence of DP600 automotive sheet steel used in the experiments was calculated to determine the effect of the electrode pressure by using the equation developed by Yurioka et al. A value close to the calculated weld metal hardness was obtained at 3 bar electrode pressure. According to the expected hardness, the lower hardness values were obtained at 2 and 4 bar electrode pressures and the higher hardness values were obtained at 5 and 6 bar electrode pressures.