

ÇİFT FAZLI ÇELİĞİN ÇEKME ÖZELLİKLERİNE MİKROYAPININ ETKİSİ

Elmas SALAMCI* ve **Fikret KABAKCI****

*Metal Eğitimi Bölümü, Teknik Eğitim Fakültesi, Karabük Üniversitesi, Karabük

**Metalurji Malzeme Programı, Alaplı Meslek Yüksekokulu, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Zonguldak
salamcie@yahoo.com, fikretkabakci@mynet.com

(Geliş/Received: 23.11.2010 ; Kabul/Accepted: 28.03.2011)

ÖZET

Bu çalışmada %0,0981 C, %1,653 Mn, %0,54 Si, %0,69 Ni içeren çift fazlı bir çeliğin çekme özelliklerini üzerinde martenzit ve yeni ferrit hacim oranının etkisi araştırılmıştır. 715, 725 and 752°C de uygulanan kritik tavlama sonrasında numuneler suda, yağıda ve fırında soğutulmuştur. Optik mikroskop incelemelerinde fırında soğutma hızında bile karbür oluşumuna rastlanmamıştır. Sonuçlar, aynı kritik sıcaklıkta tavlama sonrasında, kullanılan soğutma şartları içerisinde en fazla martenzit hacim oranının suda soğutma ile elde edildiğini göstermiştir. Martenzit içeriğinin artması ile homojen uzama azalırken, akma ve çekme mukavemetlerinin her ikisi de artmıştır. Sabit martenzit hacim oranında, kritik tavlama sıcaklıklarından kontrollü soğutma sonucu oluşan yeni ferrit hacim oranının değiştiği gözlenmiştir. Yeni ferritin varlığı mukavemeti azaltıp, sümekliği artırılmıştır. Taramalı elektron mikroskopu (SEM) kırık yüzey incelemeleri yeni ferrit içeren numunelerin boyun bölgesinde daha yüksek yoğunlukta mikroboşluk içerdigini ve tamamen sümek kırılma davranışını sergiledigini göstermiştir. Bunun aksine yeni ferrit içermeyen numunelerin daha düşük yoğunlukta mikroboşluk içerdigi ve hem klivaj hem de sümek kırılma modunu bir arada sergilediği gözlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Epitaksiyal ferrit, martenzit, çift fazlı mikroyapı, çekme özellikleri, kırılma davranışları.

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE ON TENSILE PROPERTIES OF DUAL PHASE STEEL

ABSTRACT

The influence of volume fraction of martensite and new ferrite on the tensile behaviour of dual-phase steel containing 0,0981% C, 1,653% Mn, 0,54% Si and 0,69% Ni has been studied. After intercritical annealing at 715, 725 and 752 °C, the specimens were cooled in water, oil and furnace. The formation of carbide was not observed in the optical microscope investigation even at furnace cooling rate. The results showed that after annealing at the same intercritical temperature, the highest volume fraction of martensite was obtained by water cooling among all cooling conditions. By increasing the martensite content, both yield and tensile strengths increased while uniform elongation was decreasing. It was observed that at constant volume fraction of martensite, new ferrite content was varied by using controlled cooling from intercritical annealing temperatures. The presence of new ferrite caused a decrease in strength and increase in ductility. Scanning electron microscope investigations of fracture surface showed that the specimens with new ferrite had higher densities of microvoids in the necked region and exhibited completely ductile type of fracture. In contrary, it was also observed that the specimens with no new ferrite had lower densities of microvoids and exhibited mixed type of fracture which comprises both cleavage and ductile fracture together.

Keywords: Epitaxial ferrite, martensite, dual phase microstructure, tensile properties, fracture behaviour.

1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Çift fazlı çelikler üretildikleri yüksek mukavemetli düşük alaşımımlı çeliklere (HSLA) göre daha iyi dayanım-süneklik özellikleri göstermektedir [1-6]. Bu özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisinde önemli bir konuma sahiptirler. Otomobil parçalarında çok iyi şekil alabilirligę sahip çift fazlı çelikler kullanılarak araçların ağırlığı azaltılır ve yakıt tüketiminde önemli oranda tasarruf sağlanır. Çift fazlı çelikler yumuşak ferrit matris içinde %20-25 oranında sert martenzit fazından oluşur. Çift fazlı çelikler interkritik bölgede (östenit+ferrit faz bölgesi) tavlama sonrasında uygun hızda soğutma sonucunda yeterli miktarda östenitin martenzite dönüşümüyle elde edilir. Kritik soğutma hızında var olan östenitin tamamı martenzite dönüşür ve oluşan yapı ferrit martenzit karışımıdır. Bazı çalışmalar martenzit hacim oranının çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışını üzerinde çekme özelliklerini kontrol eden çok önemli bir faktör olduğunu göstermiştir. Çekme dayanımı, martenzitin hacim yüzdesiyle doğrudan ilgilidir. Martenzit hacim oranı arttıkça çekme dayanımı artar ve süneklik azalır [7-9].

Başlangıçta yapılan çalışmalar çift fazlı çeliklerin sadece ferrit ve martenzitten oluştuğunu gösterirken, son yapılan çalışmalar bu çeliklerin deformasyon davranışının gizli kalmış bazı mikroyapısal detaylara bağlı olduğunu göstermiştir [10-12]. Bu mikroyapısal özelliklerden biri interkritik tavlama sonrasında oluşan dönüşümüş ferrit (yeni ferrit) dir. Bu yeni faz interkritik tavlama sonrasında soğutma esnasında östenitin ferrite dönüşmesiyle oluşur ve eski kalıntı ferritden hem yönlenme hemde kompozisyon bakımından farklıdır.

İterkritik tavlama esnasında oluşan mikroyapılar hem tavlama sıcaklığı hemde soğuma hızından etkilenirler. $\alpha+\gamma$ faz bölgesindeki tavlama sıcaklığı östenit hacim yüzdesini kontrol eder ve östenitin karbon içeriğini saptar ve böylece östenitin sertleşebilirliğini etkiler. Soğuma hızının mekanik özellikler üzerinde direk etkisi vardır. Huppi ve diğerleri yaptıkları çalışmada soğuma hızı arttıkça, mukavemetin arttığını ve sünekliğin azaldığını belirtmişlerdir. Yüksek soğuma hızlarında varolan östenitin tamamen martenzite dönüştüğünü ve yapının ferrit ve martenzit karışımı olduğunu, ancak yavaş soğumada yeni ferritin kalıntı ferritin (interkritik tavlama esnasında varolan eski ferrit) üzerinde büyütüğünü saptamışlardır. Soğuma devam ederken kalan östenitin karbonca zenginliğini ve alaşım içeriğine ve soğuma hızına bağlı olarak martenzit, beynit veya perlite dönüştüğünü vurgulamışlardır [10].

Bu çalışmada martenzit hacim oranı, yeni ferrit hacim oranı ve soğuma hızının çift fazlı çeliğin mekanik özellikleri ve kırılma davranışının üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR (EXPERIMENTAL STUDIES)

Bu çalışmada kullanılan ve kimyasal bileşimi Çizelge 1'de verilen çelik, TÜBİTAK Mam'da döküm yoluyla 26x300x300 mm boyutlarında blok halinde induksiyon ocağında üretilmiştir. Üretilen bloklar daha sonra sıcak haddeleme işlemine tabi tutularak 4 mm kalınlığında elde edilmiştir.

Çizelge 1. Deneylerde Kullanılan Malzemenin Kimyasal Bileşimi (% Ağırlık). (Chemical composition of steel used (w/w))

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni
0,0 981	1,6 530	0,0 158	0,0 126	0,5 496	0,0 225	0,0 672	0,6 947
Mo	Sn	Al	Nb	V	W	Co	Ti
0,0 035	0,0 024	0,0 057	0,0 210	0,0 178	0,0 043	0,0 085	0,0 073

Kritik tavlama sıcaklıklarını (A_1 ve A_3) Andrews'in [13] ampirik formülü kullanılarak 711°C - 862°C olarak tespit edilmiştir. Isıl işlemler sırasında sıcaklık ölçümünde K tipi termokapılı kullanılmıştır. Numuneler sabitleme çubuğu, isıl çiftlerde numune yüzeyinin merkezine elektrik direnç kaynağı ile kaynaklanmıştır. ABB Commander marka kayıt cihazı, kompenzasyon kablosu ve klemens ile isıl çift tellerine bağlanarak sıcaklık ölçüm sistemi tamamlanmıştır. Isıl işlem deneyleri, martenzit hacim oranının (MHO) kritik sıcaklığa bağımlılığının tespiti ve çekme deney numunelerinin üretilmesi olmak üzere iki aşamada tamamlanmıştır. MHO'nun değişimini tespit etmek için $4 \times 15 \times 15$ mm boyutlarında numuneler kullanılmıştır. Bu numunelere kritik bölgedeki 8 farklı sıcaklıkta ($715, 725, 735, 745, 760, 775, 800, 830^{\circ}\text{C}$) 25 dakika tavlama sonrasında suda su verme işlemi yapılmıştır. Kritik tavlama sırasında oluşan östenitin, suda su verme sonrasında soğuma hızının çok yüksek olması nedeniyle tamamen martenzite dönüştüğü kabul edilmiştir. Üretilen çift fazlı çeliklerin martenzit hacim oranları Swift marka nokta sayacı ile yapılan 700-1000 nokta sayımıyla tespit edilmiştir.

Üretilen çift fazlı çeliklerin metalografik incelemelerinde optik mikroskop ve geçirimsiz elektron mikroskopu (TEM) kullanılmıştır. Optik mikroskopta inceleme numuneler zımparalama ve parlatma işlemeye tabi tutulduktan sonra, %2'lik nital (%2 Nitrik asit + %98 Methanol) ile dağlanmasıdır. Martenziti daha belirgin hale getirebilme için numuneler %10 sodyum metabisülfit + %90 saf su çözeltisinde ikinci bir dağlama işlemeye tabi tutulmuştur. Eski ve yeni ferriti ayırt etmek için Lawson ve arkadaşlarının geliştirdiği dağlama yöntemi kullanılmıştır [14]. Bu yöntem %4'lük pikral ile dağlama sonrasında kaynar haldeki alkali kromat çözeltisinde ($8\text{ g CrO}_3 + 40\text{ g NaOH} + 72\text{ ml H}_2\text{O}$) 4-10 dk'lık bir sürede ikinci bir dağlama işlemini içermektedir. Dağlama sonrasında yeni ferrit

beyaz, eski ferrit gri ve martenzit siyah olarak görülmektedir.

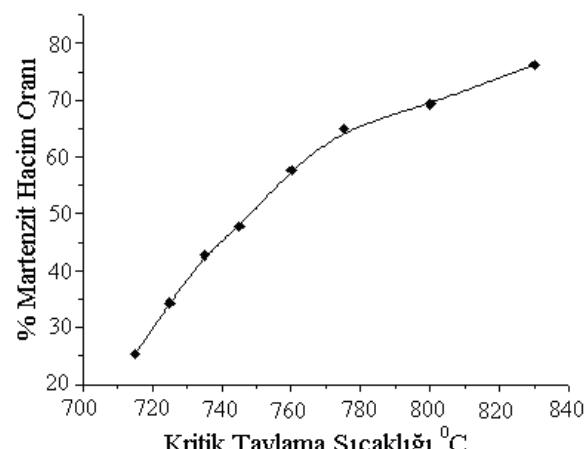
TEM çalışması için ıslı işlem görmüş çift fazlı çeliklerden numune hazırlanmıştır. Numuneler düşük hızda çalışan Struers Minitom kesme cihazıyla kesilmiş, 3mm çapında delinmiş ve 100 μm 'a kadar zımparalanarak inceltilmiştir. Numunelerin elektro parlatma işlemi %5 perklorik asit + %95 metanol çözeltisinde, -30 °C sıcaklıkta, 50V and 250mA'de Struers-Tenupol-5 Çift Jet Elektroparlatıcı cihazında gerçekleştirılmıştır. Hazırlanan numuneler JEOL 2100 Geçirimli Elektron Mikroskopunda 200kV altında incelenmiştir.

Çekme deney numuneleri TS 138'e [15] göre 15x2,5 mm kesitinde $L_o=28$ mm olmak üzere her ıslı işlem grubu için 3'er adet hazırlanmıştır. Çekme deney numunelerine 715, 725 ve 752°C'de kritik tavlamanın ardından suda, yağıda ve fırında soğutma yapılarak 9 farklı MHO oranına sahip çift fazlı mikroyapı üretilmiştir. ıslı işlem uygulanmış numunelerin çekme deneyi Zwick test cihazında 1mm/dk çekme hızında gerçekleştirılmıştır. Çekme deneyi sonrasında kırık yüzey incelemesi Taramalı Elektron Mikroskopunda (SEM) yapılmıştır. Kopma bölgesine yakın yerden alınan parçalar çekme yönüne paralel ve dik olmak üzere iki yönlü olarak incelenmiştir.

3. SONUÇLAR VE TARTIŞMA (RESULTS AND DISCUSSION)

3.1. Mikroyapı (Microstructure)

Kritik bölgedeki 8 farklı sıcaklıkta 25 dakika tavlama sonrasında suda soğutulmuş numunelerin martenzit hacim yüzdesi Şekil 1'de gösterilmektedir. Şekil 1'de de görüldüğü gibi interkritik tavlama sıcaklığı arttıkça martenzit hacim yüzdesi artmaktadır. Benzer ilişki diğer araştırmacılar tarafından da bildirilmiştir [16-18].



Şekil 1. Kullanılan malzemedeki kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO'nun değişimi (Dependence of volume fraction of martensite on intercritical annealing temperature in steel used)

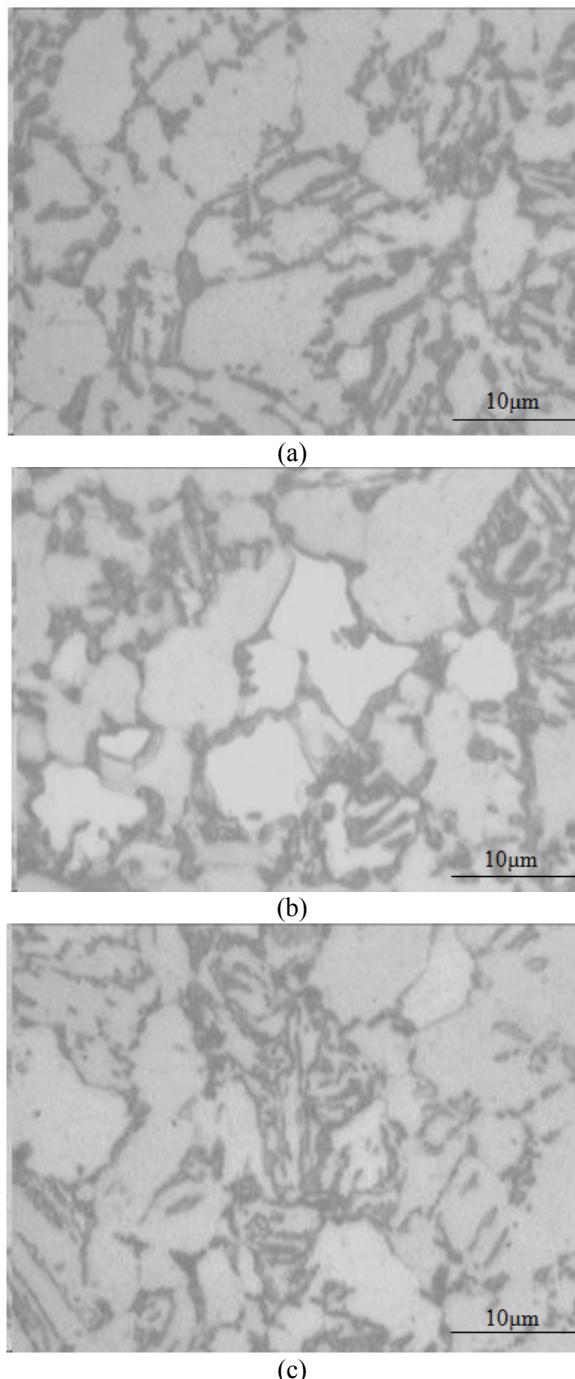
Çelik malzemeye uygulanan 9 farklı ıslı işlem prosedürü ve faz hacim oranları çizelge 2'de sunulmuştur. Her numune gördüğü işleme göre kodlandırılmıştır. Baştaki harfler soğutma ortamını temsil etmektedir; SS suda soğutma, YS yağıda soğutma, FS fırında soğutmayı göstermektedir. Sondaki sayılar interkritik tavlama sıcaklığını belirtmektedir. Çizelge 2' den görüldüğü gibi en yüksek martenzit hacim oranını SS752, en düşük martenzit hacim oranını FS715 göstermiştir. Bu sonuçlar çift fazlı çeliklerde yüksek kritik tavlama sıcaklığının martenzit hacim oranını artırdığını göstermektedir. Ayrıca suda soğutulan numuneler, yağıda soğutulan numulerden daha yüksek martenzit hacim oranına sahiptir. Martenzit hacim oranındaki bu artış hızlı soğumadan kaynaklanmaktadır.

Çizelge 2. Kullanılan malzemeye uygulanan işlem prosedürü ve faz hacim oranları (Heat treatment procedure and volume fractions of phase in steel used)

Numune Kodu	Isıl İşlem Sıcaklığı (°C)	Soğutma Ortamı	MHO (%)	Yeni Ferrit (%)
SS715	715	Su	25	-
SS725	725	Su	35	-
SS752	752	Su	52	-
YS715	715	Yağ	24	1
YS725	725	Yağ	33	2
YS752	752	Yağ	48	4
FS715	715	Fırın	20	5
FS725	725	Fırın	25	10
FS752	752	Fırın	37	15

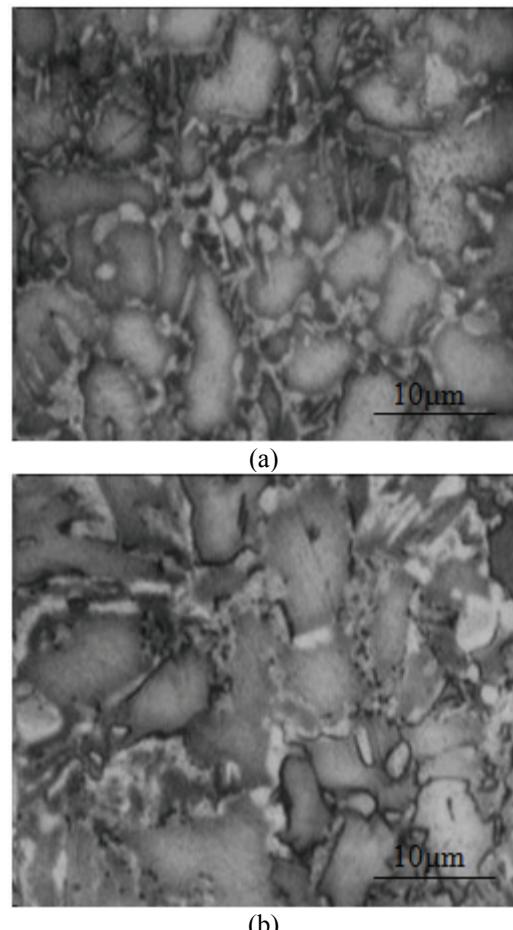
Şekil 2'de 715 °C de tavlanarak suda, yağıda ve fırında soğutulmuş numunelerin optik mikroskopla elde edilmiş mikroyapıları sunulmuştur. Şekilden görüldüğü üzere martenzit koyu renkte, ferrit ise açık renkte ortaya çıkmıştır. Mikroyapı incelemelerinde ferrit+martenzit dışında herhangi bir faza (beynit, perlit) rastlanılmamıştır. Bu sonuç ferrit+martenzitten oluşan çift fazlı çelik üretiminin gerçekleştigini göstermektedir. Yavaş soğutma şartlarında (fırında soğutma) dahi östenitin büyük bir kısmının martenzite dönüşmesi bu çalışmada kullanılan çeliğin oldukça iyi sertleşebilirlik özelliğine sahip olduğunu göstermektedir. Kimyasal kompozisyon sertleşebilirliği etkileyen en önemli parametrelerdir ve合金 elementlerinin ilavesi ile kritik soğuma hızı azalmaktadır. Bu çalışmada kullanılan çelik malzemenin Mn ve Ni içeriği yüksek, karbon içeriği ise düşüktür. Mn ve Ni içeriği sertleşebilirliği artırırken, düşük karbon içeriğinin de karbur oluşumunun engellenmesine yardım ettiğini söyleyebilir [19-21].

Literatürde yeni ferrit ile eski ferritin ayırt edilmesi için Lawson ve arkadaşlarının [14] geliştirdiği kaynar alkali-kromat çözeltisinde dağlama metodu kullanılmıştır. Şekil 3'de 725 ve 752°C de tavlanmış ve fırında soğutulmuş numunelerin optik mikroskopta çekilmiş mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Alkali



Şekil 2. Üretilen çift fazlı çeliklerin optik mikroskop fotoğrafları (Dağlama %2 nital); (a) SS715; (b) YS715; (c) FS715. (Optical micrographs of dual phase steels produced (Etching in 2% nital))

kromat çözeltisinde dağlama sonucunda eski ferrit gri, yeni ferrit beyaz, martenzit ise siyah olarak açığa çıkmıştır. Çizelge 2'den görüldüğü gibi, 725°C de tavlanan ve suda soğutulan numunenin (SS725) yeni ferrit içermemişti, 752°C de tavlanan ve fırında soğutulan numunenin (FS752) %15 yeni ferrit içerdiği tespit edilmiştir. Ayrıca bu numunelerin yaklaşık aynı miktarda martenzit (%35-37) içerdiği bulunmuştur. Benzer olarak SS715 ve FS725 kodlu numuneler aynı miktarda martenzit hacim oranına (%25) sahipken, içerdikleri yeni ferrit miktarı farklıdır. SS715 yeni

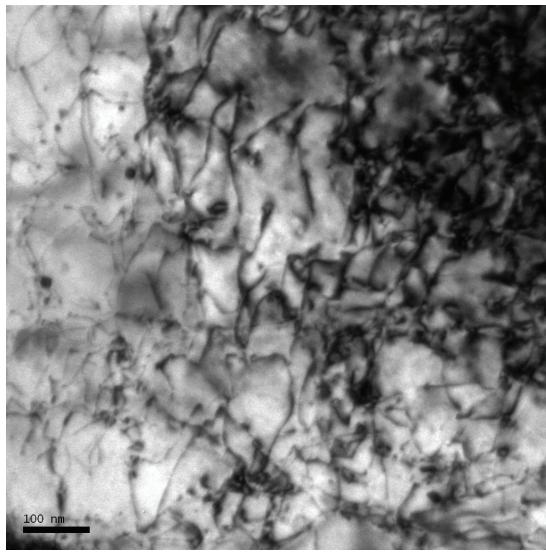


Şekil 3. Yeni ferrit mikroyapı resimleri (Dağlama %4pikral + Kaynar durumındaki alkali kromat solüsyonu) (a) SS725; (b) FS752 (New ferrite micrographs (Etched in 4% picral+ hot chromate reagent)

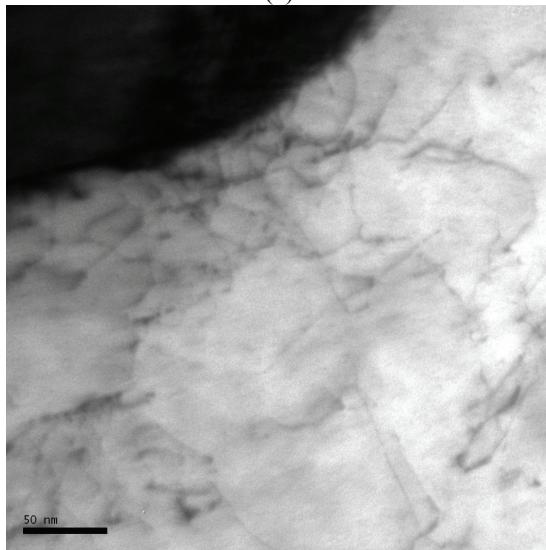
ferrit içermezken, FS725 %10 yeni ferrit içermektedir. Çizelge 2'de gösterildiği gibi yeni ferrit miktarı interkritik tavlama sıcaklığına ve soğutma hızına bağlı olarak değişmektedir. İnterkritik sıcaklık arttıkça ve soğuma hızı azaldıkça yeni ferritin hacim oranı artmaktadır. Fırında soğutulmuş numunelerde kritik tavlama sıcaklığı 725°C den 752°C ye arttıkça yeni ferrit hacim oranı % 10'dan %15'e artış göstermiştir (Çizelge 2).

Şekil 4'de ıslı işlem uygulanmış SS725 ve FS752 kodlu numunelerin TEM (geçirimli elektron mikroskopu) incelemeleri sonucunda elde edilmiş mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Hızlı soğutulan SS725'de oluşan martenzitin yakınındaki bölgelerde yüksek dislokasyon yoğunluğu, bunun aksine daha yavaş soğutulan FS752'de düşük dislokasyon yoğunluğu gözlenmiştir (Şekil 4). Matlock ve arkadaşları da [22] yaptıkları çalışmada benzer sonuçları gözlemediğlerini bildirmiştir.

Aynı numunelerin detaylı TEM incelemeleri mikroyapılarında bazı partiküllerin varlığını ortaya çıkarmıştır. Bu partiküllerin kalitatif kimyasal analizini yapmak için EDX analizi yapılmıştır. Şekil 5-a'da



(a)



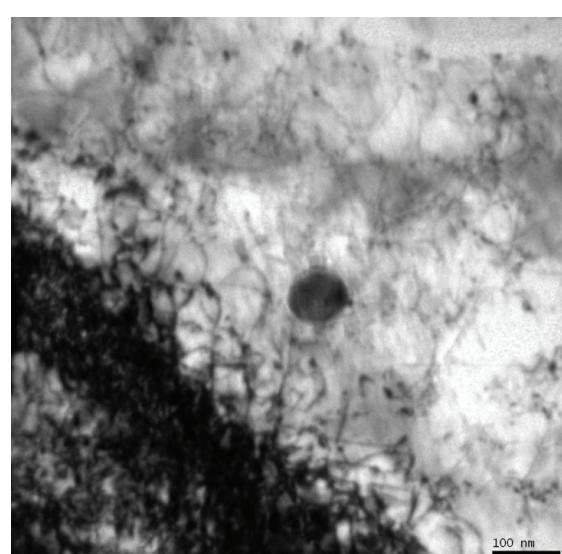
(b)

Şekil 4. TEM fotoğrafları (a) SS725 kodlu numunede yüksek dislokasyon yoğunluğu; (b) FS752 kodlu numunede düşük dislokasyon yoğunluğu. (TEM micrographs showing (a) high dislocation density in specimen of SS725; (b) low dislocation density in specimen of FS752)

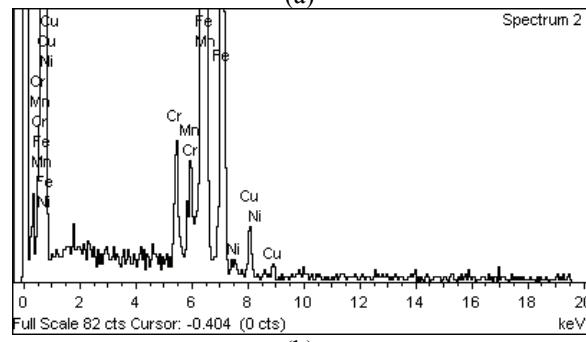
SS725'in mikroyapısında gözlenmiş elips şeklinde ve takiben 90 μm büyüğünde bir partikülün TEM görüntüsü verilmektedir. Alınan EDX spektrumu, bu partikülün Fe,Cr içerdigini göstermektedir (Şekil 5-b). Şekil 6-a'da FS752'de gözlemlenen dikdörtgen şeklinde, yaklaşık 40 μm boyunda ve 20 μm eninde bir partikülün mikroyapısı ve Şekil 6-b'de bu partikülden alınan EDX analizi sunulmaktadır. Yapılan EDX analizi bu partikülün kimyasal yapısında Fe, Ti, V, Nb elementlerinin bulunduğuunu göstermektedir.

3.2. Çekme Özellikleri ve Kırılma Davranışları (Tensile Properties and Fracture Behaviours)

Isıl işlem uygulanmış numunelerin çekme deneyinden edilen mühendislik gerilme-uzama değerleri Şekil 7 ve Çizelge 3'de sunulmuştur. Yapılan deneylerde isıl işlem uygulanmış çift fazlı yapıların belirgin bir akma



(a)

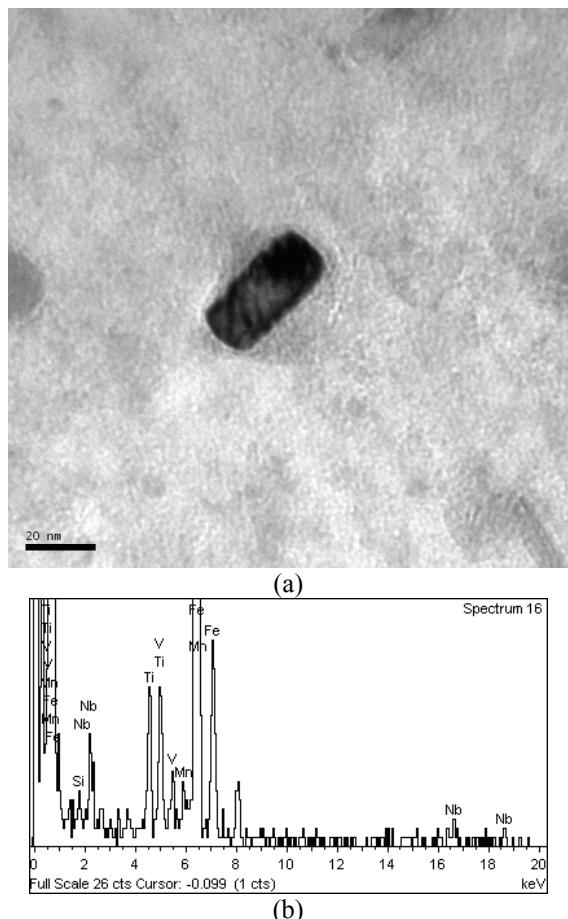


(b)

Şekil 5. (a) SS725 kodlu numunede bulunan partikülün TEM fotoğrafı (b) bu partikülden alınan EDX analizi. ((a) TEM micrograph of the particle existing in the specimen of SS725 b) EDX analysis of the particle)

noktası göstermedikleri tespit edilmiştir (Şekil 7). Akma mukavemeti olarak %0.2 akma noktası kullanılmıştır. Düşük karbonlu çeliklerin aksine çift fazlı çeliklerin sürekli akma davranışları göstergeleri, martenzitik dönüşüm esnasında meydana gelen hacim büyümesi ve bunun sonucu oluşan gerilmelerin etkisiyle martenzite sınır ferrit içerisinde oluşan hareketli dislokasyonlarla ilişkilendirilmektedir [23]. En yüksek akma ve çekme mukavemeti ve en düşük uzama değerini SS752 sergilemiştir. Bu sonuçlar kritik tavlama sıcaklığının artması ile artan martenzit hacim oranının akma ve çekme dayanımını artırdığı ve % uzama değerini düşürdüğü göstermektedir. Bunun tersine en düşük akma ve çekme mukavemetini ve en yüksek uzama değerini FS715 göstermiştir.

%15 yeni ferrit içeren FS752, yaklaşık aynı miktarda martenzit içeren fakat yeni ferrit içermeyen SS725 ile kıyaslandığında daha yüksek sümeklik fakat daha düşük çekme mukavemeti göstermektedir. Benzer sonuçlar diğer araştırmacılar tarafından da bildirilmiştir [24-25]. Bunun sebebi çift fazlı çeliklerde martenzit miktarı sabit tutulduğunda, malzemenin



Şekil 6. (a) FS752 kodlu numunede bulunan partikülün TEM fotoğrafı ve (b) bu partikülden alınan EDX analizi ((a) TEM micrograph of the particle existing in the specimen of FS752 (b) EDX analysis of the particle)

sünekliği üzerinde önemli bir etkiye sahip yeni ferrit miktarının artmasından kaynaklanmaktadır.

Ayrıca malzeme suda hızlı soğutulduğunda mukavemet artışının ve süneklik düşüşünün başka bir sebebi daha önce söylendiği [24] ve bu çalışmada da gözlemediği gibi (Şekil 4) oluşan martenzitin yakınındaki bölgelerde yüksek dislokasyon yoğunluğunundan kaynaklanmaktadır. Bunun tersine daha yavaş fırında soğutmadada dislokasyon yoğunluğunun azalması

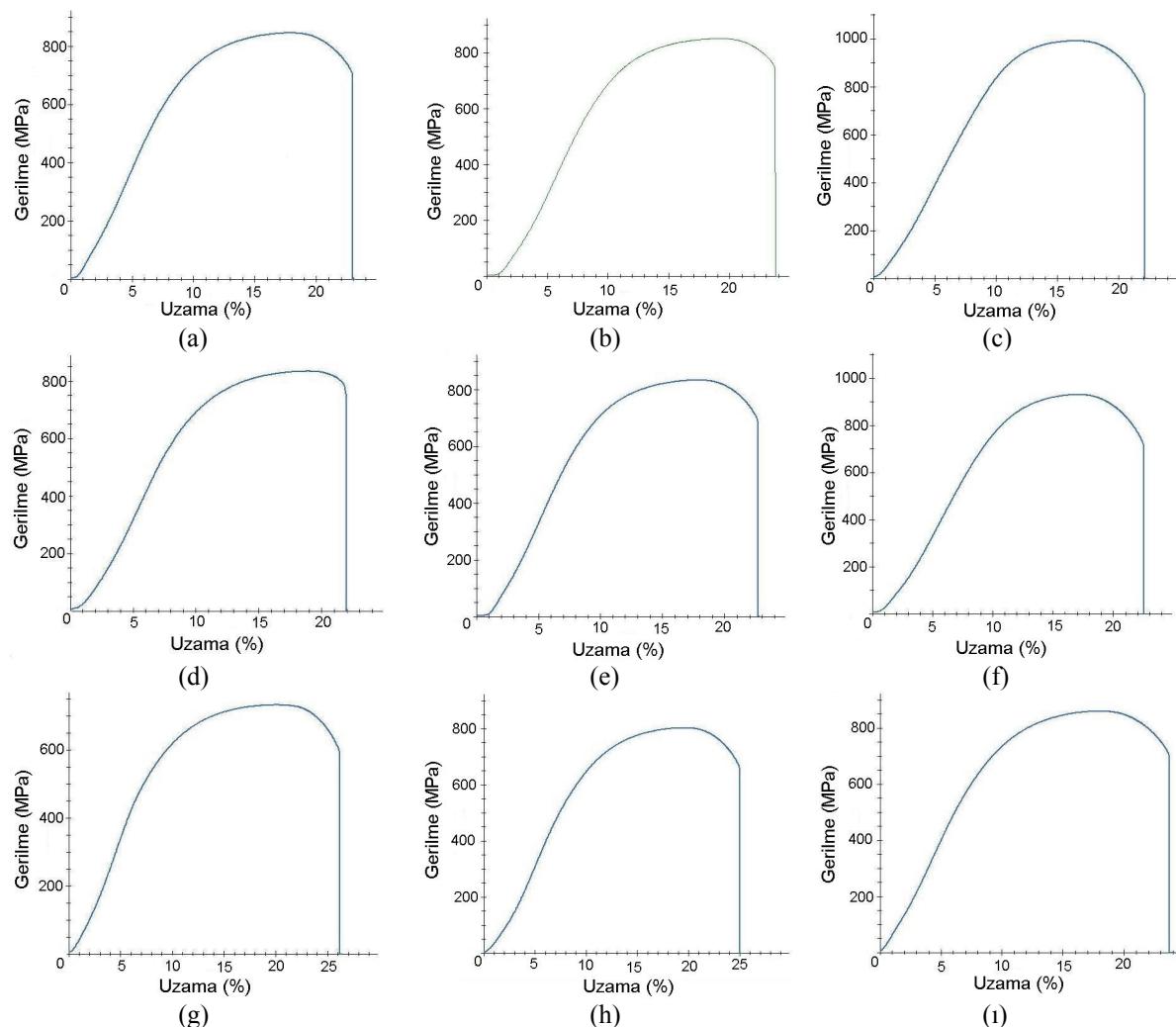
sünekliğin daha iyi olmasına yol açmaktadır.

Çekme deney numunelerinin kırılma mekanizmaları SEM ile incelenmiştir. Kırılan yüzeyler genelde çanak ve koni kırılma modu sergilemişlerdir. Çanak ve koni kırılma ile birlikte mikroboşlukların oluşumu sünek kopma karakteri için tipik göstergelerdendir. Mikroboşluklar martenzit ve inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmektedir. Streinbrunner ve arkadaşları mikroboşlukların öncelikle martenzit üzerinde çekirdeklenliğini inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmenin ise ikincil bir olay olduğunu bildirmiştir [26]. Mikroboşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmesinin nedeni, bitişik martenzit parçacıklarının ayrılması ve martenzit parçacıklarının bölgesel deformasyonu veya ferrit-martenzit ara yüzeyinin ayrışmasına atfedilmektedir [24]. Kırılma yüzeyine yakın bölgelerde mikroboşluk yoğunluğu artmaktadır. Mikroboşluk yoğunluğunun kırılma yüzeyine yaklaşıkça artması bu bölgedeki gerinimin yüksek olması ile açıklanmaktadır [24-25].

Şekil 8 ve 9'da çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri gösterilmektedir. Suda soğutulan numunelerin kırık yüzeylerinde kısmen düzgün yüzey ayrılma tipi (klivaj) kopma ile birlikte sünek çukuruklar (dimples) gözlemlenmiştir (Şekil 8). Şekillerde klivaj kopmayı karakterize eden ferrit tanesi büyülüğünde düz, klivaj yüzeyler görülmektedir. Fırında soğutulan numunelerin kırık yüzeylerinde ise tipik sünek kırılma gözlemlenmiştir; mikroboşluklar birleşmiş haldedir ve klivaj kırılmaya rastlanmamıştır (Şekil 9). Bu fırında soğutulan numunelerde, son kopma anında ferrit içerisinde klivaj kırılma için gerekli olan kritik gerilme değerinin aşılmadığını göstermektedir. Bu büyük bir ihtimalle düşük martenzit hacim oranından kaynaklanmaktadır. Yukarıdaki şekillerdende görüldüğü gibi fırında soğutulan numunelerde oluşan yeni ferrit ile sünek kırılma arasında yakın bir ilişki bulunmaktadır. Yeni ferrit içermeyen numunede Sarwar ve arkadaşları da [24] önemli oranda klivaj kırılma, Erdoğan [25] ise kısmen klivaj kırılma gözlemlediklerini bildirmiştir. Şekil 9'da ayrıca bazı büyük, derin delikler görülmektedir. Bu derin deliklerin varlığı

Çizelge 3. Üretilen çift fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları (Tensile test results of dual-phase steels produced)

Nunume Kodu	Martenzit Hacim Oranı(%)	Yeni Ferrit Hacim Oranı (%)	%0.2 Mukavemeti (MPa)	Akma	Çekme Mukavemeti (MPa)	Toplam Uzama (%)	Uniform Uzama (%)
SS715	25	-	560	830	23	18	
SS725	35	-	600	840	23	18	
SS752	52	-	735	975	21	16,5	
YS715	24	1	548	820	23	18,5	
YS725	33	2	587	835	23	18	
YS752	48	4	673	925	22	17	
FS715	20	5	442	708	26	20	
FS725	25	10	458	780	25	19,5	
FS752	37	15	567	848	25	19	

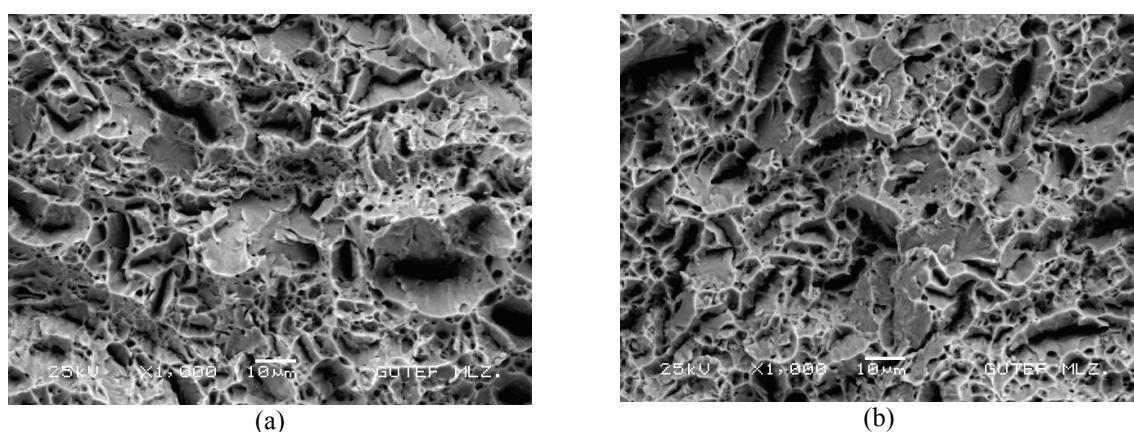


Şekil 7. Mühendislik gerilme-uzama eğrileri (a) SS715 (b) SS725 (c) SS752 (d) YS715 (e) YS725 (f) YS752 (g) FS715 (h) FS725 (i) FS752 (Engineering stress-strain diagrams)

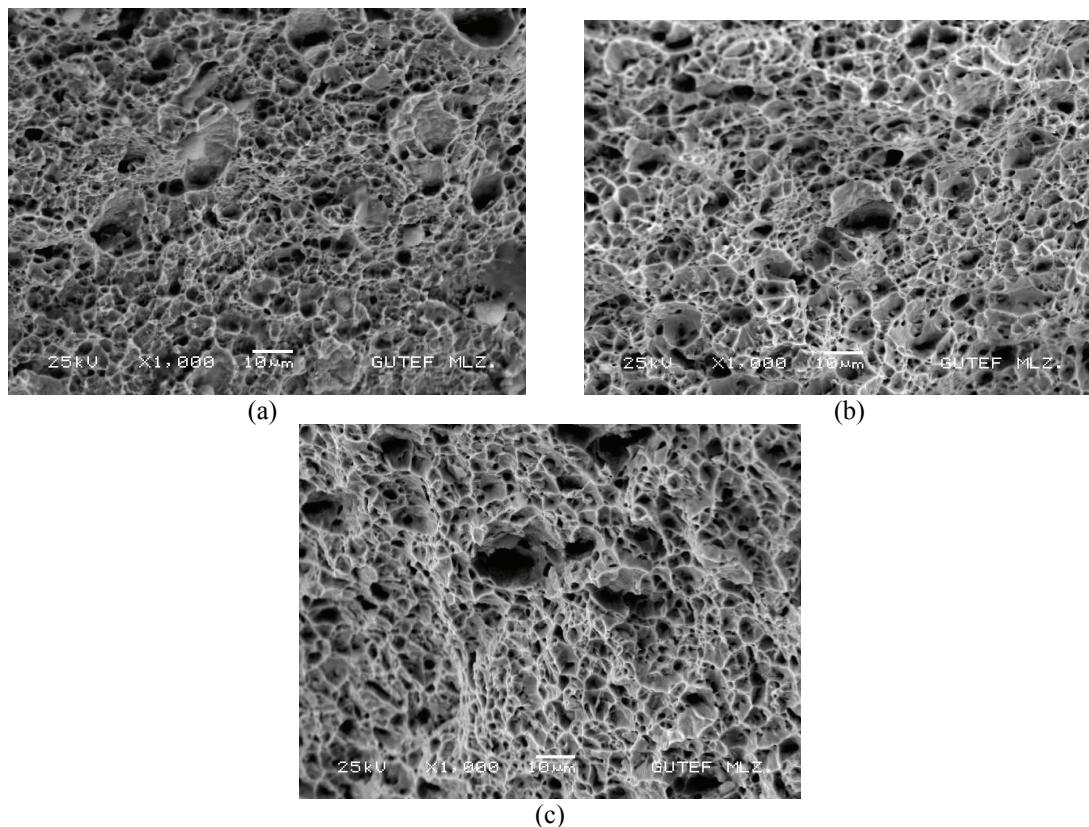
martenzit ve inklüzyonların kırılmasından kaynaklanmaktadır.

Kırılmış çekme numunelerinin boyun bölgesinde mikroboşluk çalışmaları Şekil 10'da sunulmuştur. Şekil 10(b) ve (d)'de verilmekte olan SEM fotoğrafları FS725 ve FS752 kodlu numunelerde boşluk yoğunluğunun daha yüksek olduğunu göstermektedir.

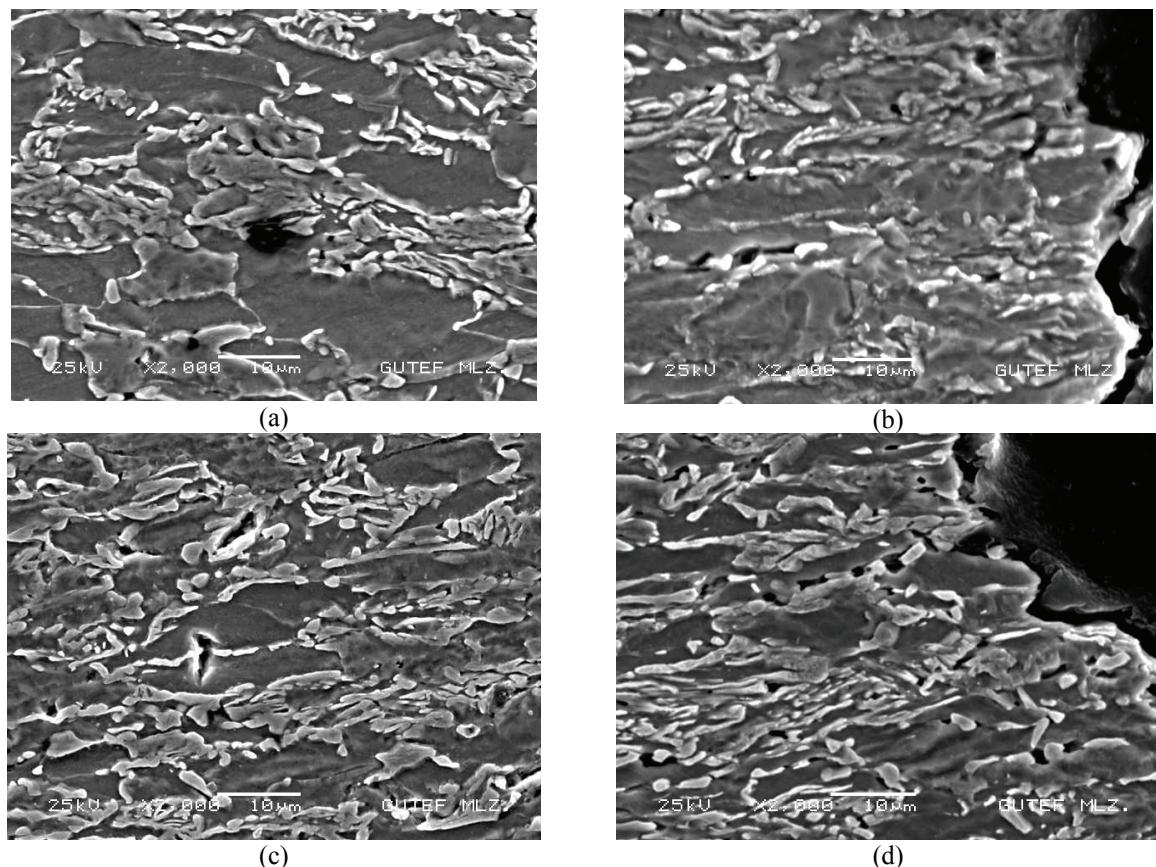
Yaklaşık olarak %10 ve %15 yeni ferrit içeren bu numuneler daha yüksek %uzama değerine sahiptir. Bunun aksine yeni ferrit içermeyen SS715 ve SS725 kodlu numuneler daha düşük %uzama değerine sahiptir ve Şekil 10(a) ve (c) dende görüldüğü gibi bu numunelerde boşluk yoğunluğunun biraz daha düşük olduğu gözlenmektedir.



Şekil 8. (a) SS715 (b) SS725 kodlu numunelerden alınmış klijaj yüzeyleri ve sünek çukurculukları gösteren SEM görüntüler (SEM images showing ductile dimples and cleavage facets taken from specimens of (a) SS715 (b) SS725)



Şekil 9. (a) FS715 (b) FS725 (c) FS725 kodlu numunelerden alınmış sünek çukurcuklar ve büyük delikleri gösteren SEM görüntülerleri (SEM images showing ductile dimples and big holes taken from specimens of (a) FS715 (b) FS725 (c) FS725)



Şekil 10. Mikroboşluk oluşumunu gösteren SEM fotoğrafları (a) SS715; b) FS725; (c) SS725; (d) FS752. (SEM micrographs showing microvoid formation)

Sarwar ve arkadaşları da yaptıkları çalışmada yeni ferrit içermeyen numunede mikroboşluk olmadığını, %20 yeni ferrit içeren numunede ise boşluk oluşumunun yoğun olduğunu bildirmiştir [24]. Şekil 10(b) ve (c), FS725 ve FS752 kodlu numunelerde kırılma yüzeyine yakın bir bölgede martenzit partikülünün kırılmasıyla oluşmuş mikroboşlukları göstermektedir. Bu mikroyapılarda martenzit partikülünün kırılma olmadan önce çekme yönü boyunca plastik olarak deform olduğu, boyunun uzadığı ve kesitin inceldiği görülmektedir.

4. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ (CONCLUSIONS)

- Firında soğutma şartlarında dahi östenitin büyük bir kısmının martenzite dönüşmesi bu çalışmada kullanılan çeliğin oldukça iyi sertleşebilirlik özelliğine sahip olduğunu göstermektedir.
- Kritik tavlama sıcaklığı arttıkça, östenitin martenzite dönüşüm miktarı artar.
- Çift fazlı çeliklerde artan martenzit hacim oranı ile birlikte akma ve çekme dayanımları artarken, uzama değerleri düşmektedir.
- Yeni ferrit hacim yüzdesi kontrol edilebilir bir parametredir ve çift fazlı çeliklerde mukavemet ve sünekliği etkiler. Yeni ferrit miktarı arttıkça mukavemet azalır, süneklik artar.
- Yeni ferrit miktarı interkritik tavlama sıcaklığına ve soğutma hızına bağlıdır.
- Yeni ferrit içeren numuneler tamamen sünek kırılma davranışını göstermiştir. Yeni ferrit içermeyen numunelerde ise kısmen kivaj kırılma ile birlikte sünek kırılma gözlenmiştir.
- Kırılma yüzeylerinin SEM incelemesi sonucunda yeni ferrit içermeyen numunelerin daha düşük yoğunlukta mikroboşluk içeriği gözlenmiştir.
- Daha iyi mukavemet/süneklik elde etmek için ekstra ısıl işlem yapmak yerine yeni ferrit içeren çift fazlı çelik üretmek daha ucuzdur.

5. KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Rashid, M.S., "Relation between steel microstructure and formability", **Formable HSLA and dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 1-24, 26 Ekim 1977.
2. Koo, J.Y. ve Thomas, G., "Design of duplex carbon steels for improved strength: weight applications", **Formable HSLA and dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 40-55, 26 Ekim 1977.
3. Rigsbee, J.M. ve VanderArend, P.J., "Laboratory studies of microstructures and structure-property relationships in dual-phase HSLA steels", **Formable HSLA and dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 56-86, 26 Ekim 1977.
4. Morrow, J.W. ve Tither, G., Buck, R.M., "Intercritically annealed dual phase steels for automotive applications", **Formable HSLA and dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 151-166, 26 Ekim 1977.
5. Hayami, S., Furukawa, T., Gondoh, H., Takechi, H., "Recent developments in formable hot and cold rolled HSLA including dual-phase sheet steels", **Formable HSLA and dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 167-180, 26 Ekim 1977.
6. Davies, R.G. ve Magee, C.L., "Physical metallurgy of automotive high strength steels", **Structure and properties of dual-phase steels**, New Orleans, AIME, 1-19, 19-21 Şubat 1979.
7. Davies, R.G., "On the ductility of dual-phase steels", **Formable HSLA and dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 25-39, 26 Ekim 1977.
8. Lawson, R.D., Matlock, D.K., Krauss, G., "The effect of microstructure on the deformation behaviour and mechanical properties of a dual phase steels", **Fundamentals of dual-phase steels**, Chicago, Illinois, AIME, 347-381, 23-24 Şubat 1981.
9. Davies, R.G., "Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels", **Metallurgical Transactions A**, Cilt 9A, 671-679, 1978.
10. Huppi, G.S., Matlock, D.K., "An evalution of the importance of epitaxial ferrite in dual phase steel microstructures", **Scripta Metallurgica**, Cilt 14, 1239-1243, 1980.
11. Erdogan, M. ve Priestner, R., "Effect of martensite content, its dispersion and epitaxial content on Bauschinger behaviour of dual phase steel", **Materials Science and Technology**, Cilt 15, 1273-1284, 1999.
12. Jeong, W.C. ve Kim, C.H., "Deformation characteristics of retained ferrite and transformed ferrite in a dual phase steel", **Metallurgical Transactions A**, Cilt 18A, 629-635, 1987.
13. Andrews, K.W., "Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures", **Journal of The Iron and Steel Institute**, Cilt 203, 721-727, 1965.
14. Lawson, R.D., Matlock, D.K., Krauss, G., "An etching technique for microalloyed dual phase steels", **Metallography**, Cilt 13, No 1, 71-87, 1980.
15. TS 138 EN 10002-1 Metalik Malzemeler-Çekme Deneyi, TSE, 25-26, 2004.
16. Ahmad, E. ve Priestner, R., "Effect of rolling in the intercritical region on the tensile properties of dual phase steel", **Journal of Materials Engineering Performance**, Cilt 7, No 6, 772-776, 1998.
17. Sarwar, M. ve Priestner, R., "Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual phase steel", **Journal of Materials Science**, Cilt 31, 2091-2095, 1996.
18. Erdogan, M., Tekeli, S., Pamuk, O., Erkan, A., "Surface carburized AISI 8620 steel with dual phase core microstructure", **Materials Science and Technology**, Cilt 18, 840-844, 2002.

19. Cjang W.J. ve Kim C.H., "Ferrite Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual Phase Steel", **Scripta Metallurgica**, Cilt 118, 37-42, 1985.
20. Tanaka T., Nishida M., Hashiguchi ve Kato T.L., "Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Dual-Phase Steels", **Structure and properties of dual phase steels**, New Orleans, AIME, 221-242, 19-21 Şubat 1979.
21. Terao, H., "Structure and Mechanical Properties of High-Manganese Dual-Phase Steels", **Journal of Materials Science**, Cilt 21, 1715-1720, 1986.
22. Matlock, D.K., Krauss, G., Ramos, L.F., Huppi, G.S., "A correlation of processing variables with deformation behavior of dual-phase steels", **Structure and properties of dual-phase steels**, New Orleans, AIME, 62-90, 19-21 Şubat 1979.
23. Speich, G.R. ve Miller, R.L., "Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels", **Structure and properties of dual-phase steels**, New Orleans, AIME, 145-182, 19-21 Şubat 1979.
24. Sarwar, M., Ahmad, E., Qureshi, K.A., Manzoor, T., "Influence of epitaxial ferrite on the tensile properties of dual phase steel", **Materials & Design**, Cilt 28, No 1, 335-340, 2007.
25. Erdogan, M., "The effect of new ferrite content on the tensile fracture behaviour of dual phase steels", **Journal of Materials Science**, Cilt 37, 3623-3630, 2002.
26. Steinbrunner, D.L., Matlock, D.K., Krauss, G., "Void formation during tensile testing of dual phase steels", **Metallurgical Transaction A**, Cilt 19A, 579-589, 1988.