

BOR KATKILI ZIRH ÇELİKLERİNİN KIRILMA DAVRANIŞI

Şadi KARAGÖZ^a, Hakan ATAPEK^a

^a Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü,
Umuttepe Yerleşkesi, İzmit-Kocaeli, Türkiye

ÖZET

Günümüz endüstrisinde oldukça yaygın bir kullanım alanına sahip olan su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin alaşım dizaynı ve uygulanan ısı işlemler doğrultusunda performanslarının geliştirilmesi kaçınılmazdır. Östenitleştirme sonrası hızlı soğuma ile birlikte oluşturulan martenzitik/bainitik yapıların mekanik özelliklerinin daha da iyileştirilmesi amacı ile uygulanan temperleme ısı işlemi bu tür performans katkısını önemli ölçüde etkiler.

Bu çalışmada bor katkılı sac çelikleri üzerine uygulanan değişik ısı işlemler sonrası elde edilen mikroyapı karakteristiği ve bu mikroyapıların mekanik test değerleri karşılaştırılmalı olarak verilmiştir. Tüm bunların dışında darbe testi sonrası elde edilen kırılma yüzeyleri üzerine fraktografik incelemeler yapılarak kırılma karakteristiği belirlenmiştir.

Anahtar kelimeler : Fraktografi, Mikroyapı, Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler

THE FRACTURE BEHAVIOUR OF BORON ADDED ARMOR STEELS

ABSTRACT

Developing performance of quenched and tempered steels, commonly used in a wide area in present industry, through the design of alloy and applied heat treatments is inevitable. Tempering heat treatment applied for improving the mechanical properties of martensitic/bainitic structures formed by rapidly quenching after austenization has an important effect on this kind of performance addition.

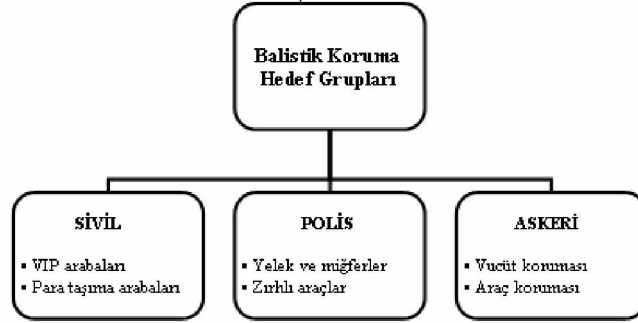
In this study microstructural characteristic and test results of these microstructures are given in comparative values after applied different heat treatment on boron added sheet steels. Furthermore rupture characteristic has been determined by fractographical examinations on fracture surfaces after impact test.

Keywords : Fractography, Microstructure, Quenched and tempered teels

1. GİRİŞ

Koruyucu amaçlı olarak zırh malzemeleri gerek sivil ve gerekse askeri amaçlı bir çok kara, hava, deniz ve hatta uzay aracında kullanım alanı bulmuştur (Şekil 1). Günümüzde sivil ve

askeri platformda en yoğun tehdidi modern ateşli silahlardan çıkan kinetik enerjili mermiler oluşturmaktadır. Bu mermiler geometrik, mekanik ve kinematik özellikleri açısından çeşitlilik arz etmektedir. Bunların yanısıra tank gibi belirli bir hedefe yönelik olarak dizayn edilen ve çalışma prensibi kinetik enerji mermilerinden oldukça farklı olabilen özel tipte mermilerden de bahsedilmelidir. Merminin hedefe çarpmasıyla başlayan penetrasyon sürecinin fiziksel karakteri, mermi ve hedefe ait özellikler kombinasyonuna bağlı olarak çeşitlilik arz eder.



Şekil 1. Balistik koruma grupları

Sözü edilen mermilere karşı zırh malzemesi olarak çelik ve alüminyum alaşımları, seramikler, cam ve elyaf takviyeli çeşitli kompozit malzemeler kullanılır (Çizelge 1). Günümüzde tank ve benzeri savunma amaçlı araçlarda en yaygın olarak kullanılan zırh malzemesi çeliktir. Bunun başlıca nedeni çeliklerin sahip olduğu yüksek dayanım, yeterli tokluk, iyi kaynaklanabilirlik gibi malzeme özellikleri ve çeliklerin diğer zırh malzemelerine göre daha düşük olan üretim maliyetleridir [1].

Çizelge 1. *7.62 ve **14.5 mm AP (Zırh Delici, Armor Projectile) mermilerine karşı zırh malzemeleri.

Zırh Malzemeleri	
Çelik * - RHA (HB 380) - Yüksek sertlik (HB 550) - İki defa sertleştirilmiş (HB 440-600)	Cam Takviyeli * - E cam - S cam
Alüminyum - 5083 alaşımı - 7039 alaşımı - 2519 alaşımı	Seramik * - Alüminyum oksit - Alüminyum oksit + Al - Bor karbür - Bor karbür + Al - Titanyum diborür
Kompozit ** (seramik yüzeyle çok katmanlı) - Al + RHA - Çelik + RHA - E cam + RHA	

*) RHA: Rolled Homogeneous Armor

Zırhlı savaş araçları kinetik penetratörler, yüksek derecede patlayıcı ve parçalayıcı savaş başlıkları gibi değişik karakterli mermilerin çoklu darbesine karşı çatlamaya, parçacıkların kopmasına ve kırılmaya direnç göstermek mecburiyetindedir. Böylesi bir ortamda iş göreceği yapısal zırh çelikleri yüksek kalitede homojen bir mikroyapı içermelidir. Zırh çelikleri alaşımlı çelikler olup kimyasal kompozisyon açısından kendileri gibi östenitleştirme ve suverme kademesini içerisine alan sertleştirme ile temperleme aşamasından geçen ıslah çelikleri ile benzer bir kompozisyon gösterir. Nihai konumda bu çelikler yüksek temperlenmiş

olup çökelti sertleşen martenzitik bir mikroyapı içerir. Burada haddeleme ile elde edilecek sac kesitinde sertleştirme ve temperleme sonrası yüksek mukavemet ve tokluk elde edilmesi amaçlanmıştır. Homojen zırh çelikleri olarak adlandırılan bu çeliklerin kalınlıkları boyunca aynı sertliğe sahip olması beklenmektedir [2].

Zırhlı araç yapımında kullanılan zırh çeliklerinin aşağıda anılan özelliklere sahip olması istenir :

- Balistik darbelere ve perforasyona karşı yüksek direnç
- İmalat (kesme, kaynak yapma, şekillendirme vb.) işlemlerinde kolaylık
- İyi bir bakım davranışı, yani uzun kullanım ömrü (örn. yüksek yorulma direnci)

Genel kural olarak zırh çeliğinin delinmeye veya merminin içeri doğru girişine dirençli olması için yüksek mukavemete ve sertliğe sahip olması istenir. Ancak HV 600 üzeri yüksek sertlikler çeliği kırılğan yapacağından sac malzeme alacağı darbe karşısında gevrek kırılacaktır. Dolayısı ile zırh çeliklerinin kimyasal kompozisyonu ve östenitleştirme, su verme ve temperleme gibi ısı işlemleri çok önemlidir.

Balistik darbelere karşı direnç yüksek toklukla sağlanabilmektedir. Dolayısıyla zırh çelikleri yüksek darbe tokluğuna sahip olmalıdır. Uygulamada imalat güçlüklerini minimumda tutmak için uygun metalurjik özellikler (ısıl kesme, kaynak, talaşlı işleme, şekillendirme vb.) sağlanmalıdır. Arzulanan özelliklerden mukavemet ve sertlik orta karbonlu çelik seçimiyle gerçekleştirilir. Bu seçimde karbon, kaynaklanabilirlik arzusu doğrultusunda sınırlanmıştır. Nihai olarak yapılan sertleştirme ve temperleme ısıl işlemiyle mukavemet ile tokluk dengelenir. Bu dengelemede etken rol östenitleştirmede karbon ve karbür yapıcı alaşım elementlerinin doyumunu ile temperlemede sıcaklık ve zamana bağlı olarak gerçekleşen karbür çökmesi ve ilgili Ostwald olgunlaşmasıdır.

Zırh çelikleri için önemli bir konu da hafif veya ağır taşıtların sürekli farklı engebeli arazilerdeki hareketleri ve ağır silah darbelerine karşı kaynak bölgelerinde yorulma dirençlerinin yüksek olmasının gerekliliğidir. Sert zırh çeliklerinde (HB > 500) gerilmeli korozyon sorunu ortaya çıkabilir. Özellikle gerinimli bölgelerde ve korozif bir ortamla karşılaştığında korozyon artar. Zırh çeliğindeki gelişmeler ile 500-600 HB sertliklere ulaşılmıştır. Artan mukavemet ve sertliğe bağlı olarak tokluk kaybını azaltmak için ikincil metalurjik işlemlerle kükürt ve fosfor çok düşük seviyelere çekilmiştir. Üretimde ise kontrollü haddeleme ve termomekanik işleme tekniklerinin uygulanmasıyla mekanik özellikler geliştirilmiştir [3-6].

Çizelge 2’de genelde kullanılan zırh çeliklerinin kimyası alaşımlama ve karbon eşdeğeri doğrultusunda mekanik özellikleri ile balistik performansları karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Tabloda verilen tüm zırh malzemeleri su verilmiş ve temperlenmiş düşük alaşımlı çeliklerdir. Sınıf I tipi çelikler standart zırh çelikleridir ve çoğu araç uygulamalarında kullanılır. Sınıf II tipi çelikler benzer kimyaya sahiptir, ancak penetrasyondan ziyade şokun önemli olduğu uygulamalar için daha yüksek temperlenir. Yüksek sertlik türleri genelde penetrasyon direnci ile ağırlık azaltmanın önemli olduğu durumlarda uygulanır [2].

Çizelge 2. Zırh çeliklerinin karşılaştırması; dikdörtgen plaka, sac kalınlığı: 25.4 mm.

Zırh çeliği türü	Sertlik (HR _C)	Tokluk*	Balistik Performans**	Alaşım Kimyası	Karbon Eşdeğeri
Sınıf I (MIL A 12560)	34-40	21.6	1.00	Mn-Mo-B	0.64
Sınıf II (MIL A 12560)	29-34	28	şok direnç	Mn-Mo-B	0.64
Yüksek Sertlikte Plaka (MIL A 46100)	50-53	13.5	1.20	Cr-Ni-Mo	0.85
Döküm (MIL A 113596)	32-38	16.3	0.87	Cr-Ni-Mo	0.78

* : -40°C' de J/mm² (enine), ** : 14.5 mm delici.

Çizelge 3'de birkaç zırh çeliğinin kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Bu çeliklerin özellikleri ise Çizelge 4'de sunulmuştur. Günümüzde kullanılan MIL A 12560 çeliği bir çok uygulamada kullanılan standart zırh çeliğidir. Yüksek sertliğe sahip MIL A 46100 çeliği ise balistik korumanın MIL A 12560'a göre %20 daha etkili olduğu (14.5 mm AP) bir zırh çeliğidir. Tablo 4'de verilen temel alaşım elementlerin yanısıra bu tür çelikler, vanadyum, titanyum, niobyum, alüminyum, bor gibi mikroalaşım elementleri içerir [7-12].

Çizelge 3. Zırh çeliklerinin kimyasal bileşimleri.

Kimyasal Bileşim (%)	MIL A 12560 (Mars 190)	MIL A 46100 (Mars 240)	MIL 46173 (Mars 270)	Mars 300	XH 129	Armox 440 T
Karbon	< 0.30	< 0.30	0.37 maks.	0.45-0.55	0.26-0.32	0.21
Mangan	1.20	0.95	0.90	0.3-0.7	0.1-0.4	1.2
Kükürt	0.005	0.005	0.005	0.005	≤0.01	0.01
Fosfor	0.012	0.012	0.012	0.012	≤0.015	0.01
Silisyum	0.2-0.4	0.2-0.4	0.2-0.4	0.6-1.0	0.1-0.4	0.1-0.5
Nikel	1.80 maks.	1.85 maks.	3.00 min	4.5 maks.	-	2.5
Krom	1.00	1.6	1.90 maks.	0.4 maks.	1.0-1.5	1.00
Molibden	0.3-0.5	0.5	0.3-0.5	0.3-0.5	0.1-0.5	0.7

Çizelge 4'de verilen zırh çeliklerinin ilk üçü düşük karbonlu çeliklerdir. Bu çeliklerin kimyasal bileşiminde verilen maksimum karbon miktarı % 0.3 civarındadır ve daha düşük seviyelerdeki karbon miktarı, tokluk ile kaynaklanabilirlik açısından tercih edilir.

Çizelge 4. Çizelge 3' de yer alan zırh çeliklerinin mekanik özellikleri.

Özellik	MIL A 12560 (Mars 190)	MIL A 46100 (Mars 240)	MIL 46173 (Mars 270)	Mars 300	XH129*		Armox 440 T
Sertlik (HB)	277-388	477-534	477-601	578-655	400-450	480-530	420-480
σ _y (MPa)**	1150	≥ 1100	≥ 1100	≥ 1300	1200	1300	≥ 1100
σ _T (MPa)**	1250	≥ 1600	≥ 1700	≥ 2000	1375	1600	≥ 1300-1500
Uzama (%)	≥ 10	≥ 9	≥ 8	≥ 6	10	9	≥ 10
Tokluk***	20-30	30 - 40	30	15	16	14	30

* :Isıl işlem konumuna göre iki özellikler grubu verilmiştir.

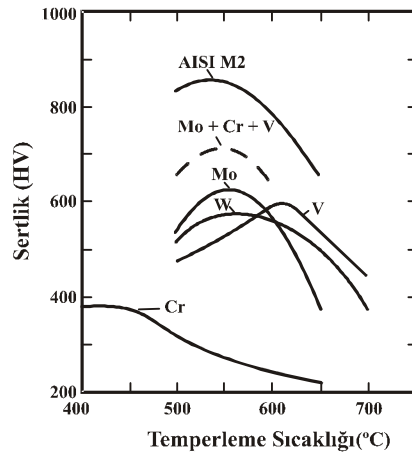
** : σ_y = Akma Mukavemeti, σ_T = Çekme Mukavemeti.

*** : Çentik darbe (-40°C , J/mm^2)

Zırh çeliklerinin düşük karbonlu olması darbe dayanımı açısından son derece önemlidir. Çelik içindeki alaşım elementleri özellikle de karbon kaynaklanabilirliği önemli ölçüde etkiler. Karbon miktarı arttıkça kaynak bölgesinde çatlak oluşum özelliği artar. Bu tür çatlaklar çelik performansını olumsuz yönde etkilediğinden kaynak sonrası bazı işlemlerle bunların giderilmesi gerekir. Ek işlemlerin üretim maliyetlerini olumsuz yönde etkilemesi nedeniyle bu tür çeliklerin düşük karbonlu olması iyi kaynaklanabilirlik açısından da gereklidir. Dolayısıyla zırh çeliklerinin düşük karbon içermesi tokluk ve kaynaklanabilirlik özellikleri açısından son derece önemlidir. Her iki özellik de zırh çeliklerinin etkin olarak kullanımında belirleyici bir role sahiptir. Gerek yüksek sertlik değerleri gerekse de yüksek akma dayanım değerleri nedeniyle düşük karbonlu çelik türlerinin dışında kimyasal bileşimdeki karbon miktarı daha yüksek (% 0.37-0.55) çelik türleride örn. MIL-46173 (Mars 270) ve Mars 300, zırhlı araçlarda kullanım alanı bulmaktadır [2].

Zırh çelikleri martenzitik karakterde olduğu için optimum mukavemet (sertlik) ve tokluk kombinasyonu gibi kullanım özelliklerini östenitleme ve su verme sonrası yapılan temperleme ile elde ederler. Genelde yalın karbonlu çeliklerin temperlemesinde su verme sonrası martenzit içinde bulunan karbon Fe ile birleşerek sementit (Fe_3C) çökmesine yolaçar ve böylece çökme sürecinde martenzitin ferrite dönüşmesiyle sertlik düşer. Ancak çelik bileşiminde varolan kuvvetli karbür yapıcı elementler karbon ile çok daha yüksek temperleme sıcaklıklarında birleşerek değişik tip özel karbür (MC , M_2C , M_7C_3 vb.) çökeltisine neden olurlar. Bunun sonucu olarak artan sertliğe ikincil sertlik adı verilir. Bu karakteristik sertlik artışı karmaşık bir çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla oluşur. Şekil 2’de değişik karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin temperleme karakteristikleri verilmiştir. Görüldüğü gibi artan karbür stabilitesiyle karbürlerin temperlemede oluşum sıcaklıkları yükselir. Bu diyagramdan zırh çelikleri için neden öncelikle Cr ve Mo’nin alaşım elementi olarak seçildiği açık olarak görülmektedir. Sertleştirme işleminde ise zırh çeliklerinde $900-950^{\circ}\text{C}$ seviyesinde yapılan östenitleştirme sonucu matriksin gerekli karbon ve karbür oluşturuca alaşım elementleriyle doyumu sağlanarak su verilir. İşlemden oluşan lata tipi martenzit standart bileşimlerde ortalama 600°C ’de temperlenir.

İkincil sertlik doğrudan sertleştirme sürecinde östenitin karbon ve alaşım elementleriyle doyum seviyesine bağlıdır. Aynı şekilde martenzitik matriksin tipi de çözünen karbon ve kısmen diğer alaşım elementlerinin miktarı ile belirlenir. Genelde zırh çeliği matriksi su verme sonrası % 0.2-0.3 karbon içerir ve yüksek miktarda dislokasyon içeren lata tipi martenzitten oluşur.

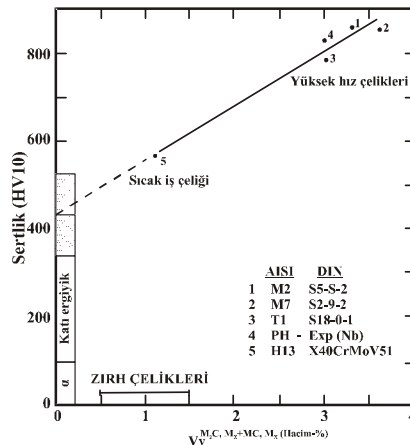


Şekil 2. Karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin temperleme karakteristikleri. Çeliğin darbe tutumunu ve böylece balistik davranışını belirleyen temperleme mekanizmasının açıklanabilmesi için öncelikle dengeden uzak olarak çökelen ve çok ince olan ikincil sertlik çökeltilerinin tipi, boyutu, şekli, miktarı ve dağılımının bilinmesi gerekir. İkincil sertliğe ve daha yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya neden olan reaksiyonların kimyasının anlaşılması amacıyla çökelti karakteristiği ve değişimiyle matriks ve çökelti kompozisyonlarının 550-650 °C'lik sıcaklık aralığında bilinmesi gerekir. Bu nedenlerle çökelti boyutu, şekli ve dağılımının belirlenmesi transmisyon elektron mikroskopisi (TEM) ile gerçekleştirilir. Karbürlerin yeterince kabalaşmasıyla karbür bileşimleri STEM/EDX ile belirlenebilir. Ancak ikincil sertlik, yani maksimum sertlik konumunda bu teçhizat yeterli değildir. Bu nedenle ilgili kompozisyonel saptamalar günümüzde kullanılan mikroanaliz yöntemleri içerisinde ayırma gücü en yüksek atom sonda alan iyon mikroskobu (APFIM) ile gerçekleştirilir [13-18].

Çoğu takım çeliğinde lata tipi bir martenzitik matrikste ikincil sertlik çökeltileri öncelikle dislokasyonlarda ve lata sınırlarında oluşur. 540-560 °C'lik sıcaklıklarda elde edilen ikincil sertlik 1-2 nm çapında ve 5-10 nm boyunda çubuk olarak yarı-koherent çökelen M_2C tipi karbür ile 3-5 nm çapında ve 1-2 nm kalınlığında disk olarak yine yarı-koherent çökelen MC tipi karbür ile elde edilir.

Öncelikle M_2C tipi karbür çökeltilerinin yoğun katkısıyla oluşan ikincil sertlikte her iki karbür çökeltilerinin kompozisyonları matris kompozisyonuyla doğrudan ilişkidir. Genelde Cr ve Mo her iki karbür kompozisyonunda yüksek miktarlarda bulunurken V yoğun olarak MC kompozisyonunda yer alır. Büyük atom boyutunun doğrultusunda W' in çökelti oluşumuna katkısı düşüktür. Karbür stökiyometrilere ise genelde karbon miktarlarının düşük olduğu gözlenir. Temperleme sonrası hacim-% 3-3.5 miktarında ikincil sertlik karbürleri çökelerken matris içi hala yüksek miktarda (ortalama hacim-% 4 çökelti miktarına eşdeğer) karbon ve karbür oluşturucu elementler katı ergiyikte bulunur. Standart zırh çeliklerinde ise Cr-ca zengin M_3C tipi karbürün yanısıra öncelikle Cr nedenli çökelen M_7C_3 görülmüştür.

M_2C karbür yoğunluğu aşırı temperlemenin başlangıcında MC karbürüne oranla yaklaşık iki katı değerde iken ve böylece matris sertliğinin temelini oluştururken menevişleme sürecinde daha düşük termodinamik kararlılığına paralel olarak daha çabuk büyür ve sayısal olarak çok azalır. Nihai olarak Şekil 3'de matriks için ince karbür miktarı ile sertleştirme potansiyeli ilişkisi sunulmuştur. Görüldüğü gibi varolan lineer ilişki nedeniyle halen kullanılmakta olan zırh çeliklerinin potansiyeli rahatça belirlenebilir [19].



Şekil 3. Matriks için ince karbür miktarı ile sertleştirme potansiyelinin ilişkisi.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu çalışmada geliştirilmesi öngörülen bileşimin MIL-A-12560 ile MIL-A-46100 tipi bileşimlerin özelliklerini kapsamaması ve her iki tip malzeme arasında seçimin yalnızca ısı işlem profili ile gerçekleşmesi öngörülmüştür. Bu anlamda Şekil 2’de belirlenen çökelti esasları doğrultusunda zırh çeliği bileşimi geliştirilmiştir. Çizelge 5’de kullanılan deneysel alaşımın kimyasal bileşimi verilmiştir. Bu çalışmada alaşım elementi rolleri ve ilgili detaylara fazla girilmemesine rağmen bor elementi bainitik dönüşüm amacıyla, krom ve molibden öncelikle çökelti sertleştirme amacıyla ve mikroalaşım grubu olan niob, vanadin ve titan ise mikroalaşım gereksinimi doğrultusunda katılmıştır. Matris toklaştırıcı element olarak kobalt tercih edilmiştir. Zırh çeliklerinin karbon miktarı, kaynaklanabilirlik özelliği doğrultusunda belirlenmiştir.

Çökelti sertleşmesi bu çeliklerin ana sertleştirme mekanizması olarak kabul edilmiştir. Önceden verilen esaslar doğrultusunda yoğun sertleştirmenin krom ve molibden elementlerinin oluşturduğu M_2C türü ince karbür çökeltileriyle oluşması ve niob, vanadin ve titan elementleri ile de MC türü ince karbür çökeltileriyle bu sertliğin kararlılık doğrultusunda artırılması öngörülmüştür.

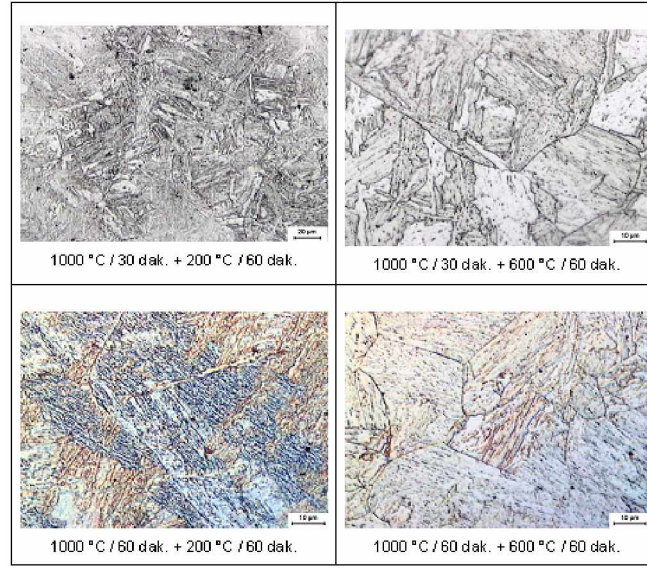
Çizelge 5. Deneysel zırh çeliğinin bileşimi.

Kimyasal kompozisyon, kütle - %									
C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	(Nb+V+Ti)	Co	B
0.27	0.12	0.16	0.016	0.017	1.74	0.67	0.22	4.88	+

Deneysel zırh çelik dökümleri 7. Bakım Merkezinde 550 kg’lık AEG marka orta frekans fırınında gerçekleştirilmiştir. Döküm sonrası 500x550x55 mm boyutlu plakalar 11 misli haddelenerek 1500x600 boyutlu ve 5 mm kalınlıkta sac haline getirilmiştir. Isıl işlemler yine 7. Bakım Merkezinde bulunan ısı işlem fırınlarında gerçekleştirilmiştir. Uygulanan ısı işlemler Çizelge 6’ da gösterilmektedir. Mikroyapısal incelemeler ve uygulanan mekanik testler (çekme ve darbe testi) Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal görüntülemenin ötesinde darbe ve çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinde fraktografik incelemeler yapılmıştır. Yapılan bu ilk deneysel çalışmalar, ısı işlem-mekanik özellikler etkileşimini saptayarak ikinci kademe çalışmalara ışık tutmuştur.

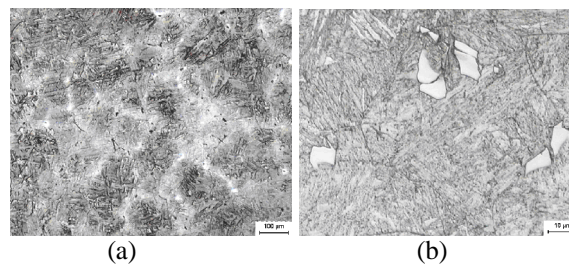
Çizelge 6. Deneysel zırh çeliğinin ısı işlemi doğrultusunda mekanik özellikleri.

Isıl işlem	Mekanik özellikler				
	R _m (MPa)	R _{p0.2} (MPa)	A (%)	Sertlik, HB (N / mm ²)	Darbe Tokluğu, a _K (J / cm ²)
1000°C / ½ h + 200°C / 1 h	1726	1592	8.3	414	36.6
1000°C / 1 h + 600°C / 1 h	1345	1258	6,9	385	52.6
1000°C / 1 h + 600°C / 2 h	1280	1128	10.1	388	59.0
1000°C / 1 h + 600°C / 3 h	1310	1210	6.1	301	50.1

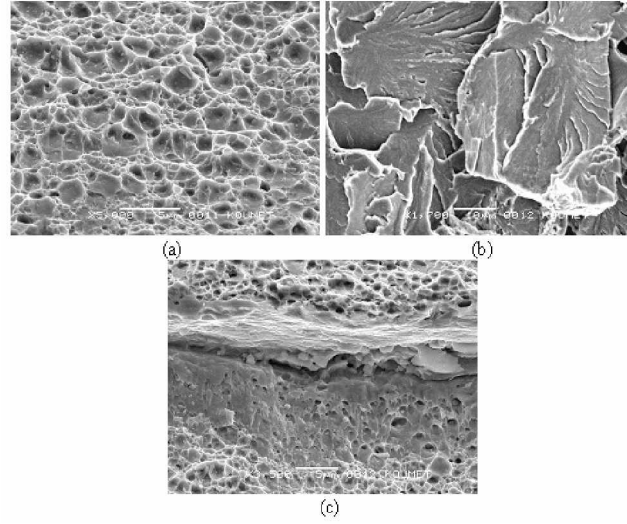


Şekil 4. Deneysel zırh çeliği mikroyapıları, Nital ile dağlanmış, IM.

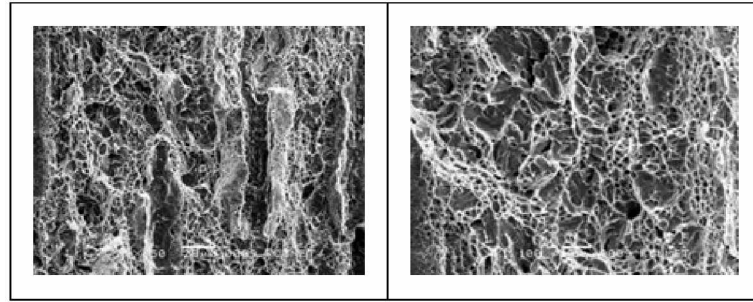
Seçilmiş bazı deney çeliği mikroyapıları Şekil 4’de uygulanan değişik ısıl işlemler doğrultusunda sunulmuştur. Görüldüğü gibi tüm mikroyapılar bainitik karakterdedir. Zırh çeliği tipik bir ıslah çeliği olduğu için standart sertleştirme (östenitleştirme ve su verme) ile menevişleme uygulanmıştır. Şekil 5 ise zırh çeliğinde mekanik özelliklere önemli etkisi olan oluşumlar yer almaktadır. Şekil 5a’da mekanik özellikler üzerine negatif bir etki sağlayan ve empürite atomları bakımından zenginlik gösteren yoğun segregasyon alanları görülmektedir. Bu tür yöreler özellikle çatlak ilerleme yöreleri olup gevrekleştirici etkide bulunmaktadır. Şekil 5b’de ise uygulanan östenitleme işlemine rağmen östenit alanında çözünmeksizin yapıda stabil konumda varolan kaba birincil karbürleri göstermektedir. Bilindiği üzere karbürler matris ile olan bağlantılarından ciddi boşluklara sahip olmakla birlikte iyi bir çatlak çekirdeklenme ve çatlak ilerleme rolünü üstlenecektir [20]. Uygulanan bazı ısıl işlem ile elde edilen mekanik özellikler Çizelge 6’da verilmiştir. Sonuçlar Amerikan MIL-A serisinin değerlerine oldukça benzerdir. Fraktografik incelemelerden örnekler Şekil 6’de verilmiştir. Genelde iki tip kırılma karakteristiği söz konusudur. Şekil 6a’da iyi bir plastik deformasyon kabiliyetine sahip çelik numuneye ait sünek kırılma yüzeyinin görüntüsü yer almaktadır. Şekil 6b ise düşük deformasyon yeteneğinin bir göstergesi olan tipik bir klivaj kırılma yüzeyini göstermektedir. Şekil 5c’de ise sünek kırılma bölgelerinin arasında uzamış bir mangansülfür taneciğinin oturduğu yer gösterilmektedir. Görüldüğü gibi taneciğin oturduğu yerin parlak görüntüsü ve sünek deformasyon göstermemesi, burada bağlantının zayıf olduğunun bir göstergesidir. Bunların yanında çekme numunesinin boyuna konumu (hadde yönü doğrultusunda) için örnek görüntü Şekil 7’de, darbe numunesinin enine konumu (hadde yönüne dik) için örnek görüntü Şekil 8’de verilmiştir.



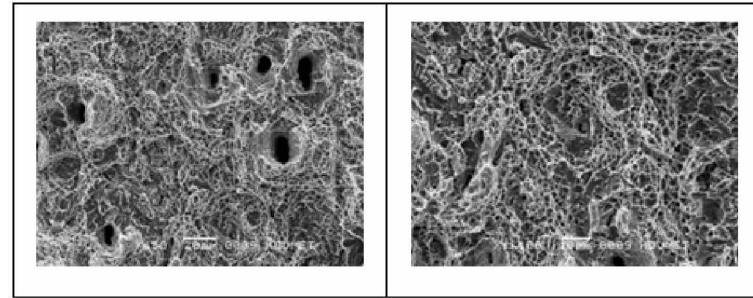
Şekil 5. Deneysel zırh çeliği mikroyapıları, (a) segregasyon yöreleri ve (b) çözünmeyen kaba karbürler.



Şekil 6. Deneysel zırh çeliğine ait kırılma yüzeyi görüntüleri. Isıl işlem (a) ve (c) 1000 °C, 60 dakika / 600 °C, 2 h, (b) 1000 °C, 30 dakika / 200 °C, 3 h.



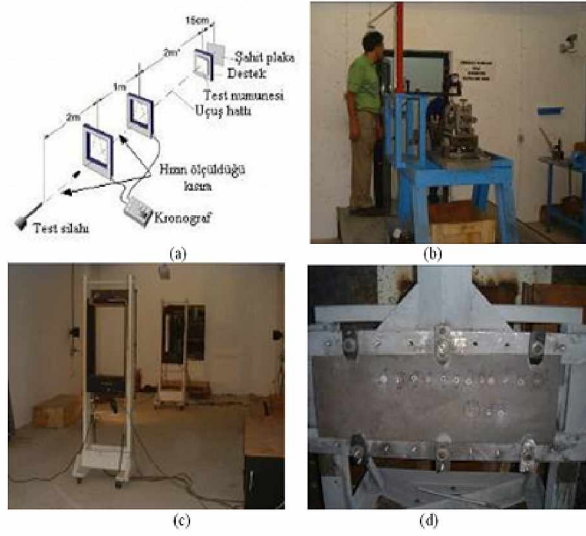
Şekil 7. Yeni geliştirilen deneysel çeliğin çekme numunesinin kırılma yüzeyi, SEM; ısıtım işlemi: 1000 °C / 1 h + 600 °C / 2 h ; $R_m = 1333$ MPa, $R_{p0.2} = 1159$ MPa, $A = 14.6$ %



Şekil 8. Yeni geliştirilen deneysel çeliğin darbe numunesinin kırılma yüzeyi, SEM; ısıtım işlemi: 1000 °C / 1 h + 600 °C / 2 h ; darbe tokluğu: 80.6 J / cm^2

Balistik testler FNSS Savunma Sistemleri AŞ. de gerçekleştirilmiş olup test düzeneği şematik olarak Şekil 9’da verilmiştir. Burada farklı hızlarda gönderilen mermilerin hedef plaka da yarattığı hasara göre (kısmi delinme/tam delinme) değerlendirme yapılmakta ve çoklu atışlar sonrası elde edilen değerlerin ortalaması alınarak her bir plaka için V_{50} değeri tespit edilmektedir. Bu değerlerin karşılaştırılabilmesi için plakaların sertlik değerlerine göre sınıflandırma yapılmış 3 adet plaka (374-418-443 HV sertlik) MIL-A-12560 kalite, 1 adet plaka (470 HV sertlik) da MIL-A-46100 kalite zırh çeliğine göre test edilmiştir. 3 adet plaka için 7.62 AP mermiler 0° de yani plakaya dik olarak, 1 adet plaka için ise 12.7 AP mermiler

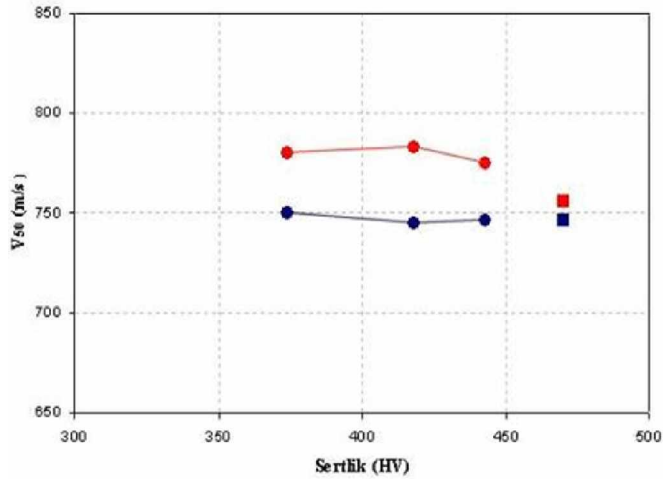
30° lik açı ile atılmıştır. 4 adet plakada yapılan balistik testler neticesinde elde edilen değerler standart değerlerden ortalama 32 m/sn (100 ft/s) daha yüksek çıkmıştır (Şekil 10).



Şekil 9. Balistik test düzeneği; (a) Şematik görünüm, (b) Test silahı, (c) Mermi hız ölçümü, (d) Test plakasının bağlantı düzeneği.

V_{50} (m/s): 7.62 AP / 0°			
HV	Standart	Yeni Zırh Çeliği	Fark
374	750	780	+30
418	745	783	+38
443	746	775	+29

V_{50} (m/s): 12.7 AP / 30°			
HV	Standart	Yeni Zırh Çeliği	Fark
470	746	756	+10



Şekil 10. Balistik testin standart ve yeni geliştirilen zırh çeliği açısından karşılaştırmalı sonuçları.

3. BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

Yeni dizayn edilmiş sertleştirilmiş ve temperlenmiş çeliğin mikroyapısı oldukça homojendir. Elde edilen balistik sonuçlar da memnun edici bir karakteristik sunmaktadır. Kırılma sonrası yapılan fraktografik incelemeler çelik içi çatlak başlangıç yörelerini ortaya koymuştur. Çalışmanın devamında çeliğin hata olarak görev yapan evrelerden arındırılarak özellikle tokluk açısından geliştirilmesine çalışılacaktır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma KOÜ Bilimsel Araştırmalar Şubesi Proje No. 2005-23, DPT Proje No. 2003K120790 ve TÜBİTAK (BOREN) Proje No. 105M343 ile desteklenmiştir. İlgili tüm kuruluşlara verdikleri destek nedeniyle sonsuz teşekkür ederiz. Balistik testlerin hem yapımında, hem de değerlendirilmesinde verdikleri destekten dolayı Dr. J. Garcia başta olmak üzere tüm FNSS Savunma Sistemleri A.Ş. yetkililerine teşekkürü borç biliriz

KAYNAKLAR

1. Atapek, H., 'Zırh Çeliklerinin Fiziksel Metalurjik Esaslar Doğrultusunda Geliştirilmesi & Karakterizasyonu', **Yüksek Lisans Tezi**, Kocaeli Üniversitesi-Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2006.
2. Karagöz, Ş., Yılmaz, A., Atapek, H., 'Zırh Çelikleri & Geliştirilmesi', **3. Savunma Teknolojileri Kongresi**, ODTÜ-Ankara,
3. Sangoy, L., Meunier, Y., Pont, G., 'Steels for Ballistic Protection', *Israel Journal of Technology*, 24, 319-326, 1988. I. G. Crouch, 'Metallic Armour-from Cast Aluminium Alloys to High-Strength Steels', **Materials Forum**, 12,31-37, 1988.
4. Ade, F., 'Ballistic Qualification of Armor Steel Weldments', **Welding Journal**, Sept., 53-58, 1991.
5. Jacobi, H., Baetinmann, H-J., Grönsfeld, J., 'New Method of Determining the Cleanness of Unconventionally Rolled Cast Steel', **Stahl Eisen**, 108, (20), 54-66, 1988.
6. Matsubara, H., Osuka, T., Kozasu, I., Tsukada, K., 'Optimization of Metallurgical Factors for Production of High Strength, High Toughness Steel Plate by Controlled Rolling', **Transactions ISIJ**, Vol. 12, 435-443, 1972.
7. Manganello, S. J., Wilson, A. D., 'Direct Quenching and Its Effects on High-Strength Armor Plate', *Int. Symp. Low Carbon Steels for the 90's*, ed. R. Asfahani, G. Tither, **The Minerals, Metals & Materials Society**, 235-241, 1993.
8. **U. S. Military Specification**, 'MIL-A-46100D(MR) -Armor Plate, Steel, Wrought, High-Hardness', 1988.
9. **U. S. Military Specification**, 'MIL-A-12560H(MR) -Armor Plate, Steel, Wrought, Homogenous (For Use in Combat-Vehicles and for Ammunition Testing)', 1990.
10. Thyssen Stahl AG, 'Special High-Strength Quenched and Tempered Steel XH 129', **Specification**.
11. Creusot-Loire, 'Mars 190, Mars 240, Mars 270', **Specification**.
12. Karagöz, Ş., 'Zırh Çelikleri', **Zırh Teknolojileri Semineri**, Milli Savunma Bakanlığı Ar-Ge & Teknoloji Daire Başkanlığı, Ankara, Mart, 2005.
13. Gingell, A. D. B., Bhadeshia, H. K. D. H., Jones, D. G., Mawella, K. J. A., 'Carbide Precipitation in Some Secondary Hardened Steels', **J. Mater. Sci.** 32, p. 4815-4820, 1997.
14. Fischmeister, H., Liem, I., Karagöz, Ş., 'Carbide Analysis in High Speed Steels with the Analytical Scanning Transmission Electron Microscope (STEM-EDS)', **Prakt. Metallographie**, 25, p. 568-577, 1988.
15. Fischmeister, H., Karagöz, Ş., Andren, H. O., 'An Atome Probe Study of Secondary Hardening in High Speed Steels', **Acta Metall.**, 36, p. 817-825, 1988.
16. Andren, H. O., Karagöz, Ş., Cai Guang-Jun, Lundin, L., Fischmeister, H. F., 'Carbide Precipitation in Chromium Steels', **Surface Science**, 246, p. 246-251, 1991.
17. Karagöz, Ş., Fischmeister, H. F., Andren, H. O., Jun, Cai-Guang, 'Microstructural Changes During Overtempering of High Speed Tool Steels', **Metall. Trans.**, 23A, 1631-1640 1992.
18. Karagöz, Ş., Andren, H. O., 'Secondary Hardening in High Speed Steels', **Z. f. Metallkunde** 83, 386-394, 1992.
19. Karagöz, Ş., Atapek, H., Yılmaz, A., 'Isıl İşlemlerle Çeliklerin Zırh Malzemesi Olarak Geliştirilmesi', **Military Science and Intelligence Magazine**, Nisan-2007.
20. Karagöz Ş., Fischmeister H. F., 'Microstructure and Toughness in High Speed Tool Steels: the Influence of Hot Reduction and Austenitization Temperature', **Steel Research** 58, 353-361, 1987.