

# ALAŞIMSIZ DÜŞÜK KARBONLU ÇELİKLERDE GERİNİM - YAŞLANDIRMANIN DARBE TOKLUĞUNA ETKİLERİ

Koray YURTIŞIK  
Caner BATIGÜN  
Rıza GÜRBÜZ

Orta Doğu Teknik Üniversitesi  
Orta Doğu Teknik Üniversitesi  
Orta Doğu Teknik Üniversitesi

## ÖZET

Sıcak haddeme sonrasında normalizasyona tabi tutulmamış EN 10025-1 S235JR sac malzemelerde %10 plastik deformasyon ardından 250°C'de 75 dakikalık ısıtım işlem uygulamaları ile yaşlanma tavrı incelenmiştir. Yaşlanma tavrı GOST 7268 standardı ile tanımlanan ve çentik darbe testleri sonuçlarına dayanan endekslerle sayısal olarak tanımlanmıştır. Yaşlandırılabilirlik endekslerinin çelik içerisindeki özellikle karbon ve nitrojen gibi HMK yapı içerisinde difüzyon hızı yüksek ve dislokasyon alanları ile etkileşime kolaylıkla girecek arayer çözümleri oluşturan elementlerin oranları ile ilişkili olduğu gözlemlenmiştir. Yaşlandırılabilirliğin, karbon ve nitrojenin mobiliteyi ve kafes yapı içerisinde serbest halde bulunma oranlarını doğrudan veya dolaylı etkileyen mangan ve alüminyum gibi elementlerle de ilişkisi araştırılmıştır. Ayrıca, ferrit yapı içerisinde çözümleri haldeki nitrojen ve karbon miktarının kontrolü için geliştirilen bazı teknikler örneklerle tanıtılmıştır.

**Anahtar Kelimeler:** Alaşimsız Düşük Karbonlu Çelikler, Statik Gerinim Yaşlanması, Darbe Tokluğu

## EFFECTS OF STRAIN-AGING ON IMPACT TOUGHNESS OF NON-ALLOYED LOW CARBON STEELS

### ABSTRACT

Static strain aging behavior of as-rolled EN 10025-1 S235JR plates were investigated via applying a 10% plastic strain and a heat treatment procedure applied for 75 minutes at 250°C. The behavior is quantitatively defined by the relationship based on impact toughness energies according to GOST 7268 standard. It was observed that aging indexes were

especially correlated to interstitial elements like carbon and nitrogen which are highly mobilized in BCC structure and have high interaction with dislocations. Moreover the correlation between aging and certain elements like manganese and aluminum which could affect the mobilization of interstitial elements and their free concentrations was also investigated. Previous studies concerning the effect of interstitial and substitutional solute elements to aging in steels and controlling their content were also introduced.

**Keywords:** Non-alloyed Low Carbon Steels, Static Strain Aging, Impact Toughness

## 1. GİRİŞ

Düşük karbon içerikli ve alaşimsız yapı çelikleri haddeli ve normalizasyon haddeli plakalar olarak imalat ve inşaat sektörlerinde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Mikro alaşımlama ve/veya tane boyutunun kontrolü ve yönlendirilmesi ile değişen akma/çekme mukavemetleri ve düşük sıcaklık tokluk özellikleriyle üretilir ve kullanıma sunulurlar. Kesim, talaşlı imalat, soğuk ve sıcak deformasyon gibi imalat süreçlerinden ve en yoğun kullanılan imalat yöntemlerinden biri de kaynaktır. Düşük karbon içerikleriyle (< 0.1wt%) bu çeliklerin kaynaklanabilirliği iyi olarak tanımlanır.

Alaşimsız çeliklerin mikro yapıları haddeme süreçlerinde kontrol edilir. Sıcak haddeme sırasında çelik sürekli deformasyona uğrar ve aynı zamanda döküm yapıdan gelen karbür/nitrür parçacıkların tane irileşmesini sınırlamasıyla ince östenit tanelerin oluştuğu yeniden kristallenme gerçekleşir. Bu aşamada yapı kalınlık yönünde bir gerilim altında kaldığından östenit tanelerinde bir yönelme söz konusudur. Sıcak hadde sonrasında düşen sıcaklıkla ferrit taneleri yönelmiş östenit tanelerinin sınırları boyunca çekirdeklenir ve sonuçta ince ve allotropik ferrit tane yapısı oluşur. Çelik sacın sıcak haddelenmesi sırasında oluşan termal genleşme ve büzölmeler veya sonrasındaki soğuk haddeme işlemleriyle malzeme yapısında bir dislokasyon ağı ve kalıcı gerilimler bırakılmaktadır. Bu dislokasyon ağı ve gerilim alanlarıyla yerleşen karbon ve nitrojen atomları, malzeme iç yapısının diğer karakteristik bileşenleriyle beraber termodinamik açıdan yarı-kararlı bir durumdadır.

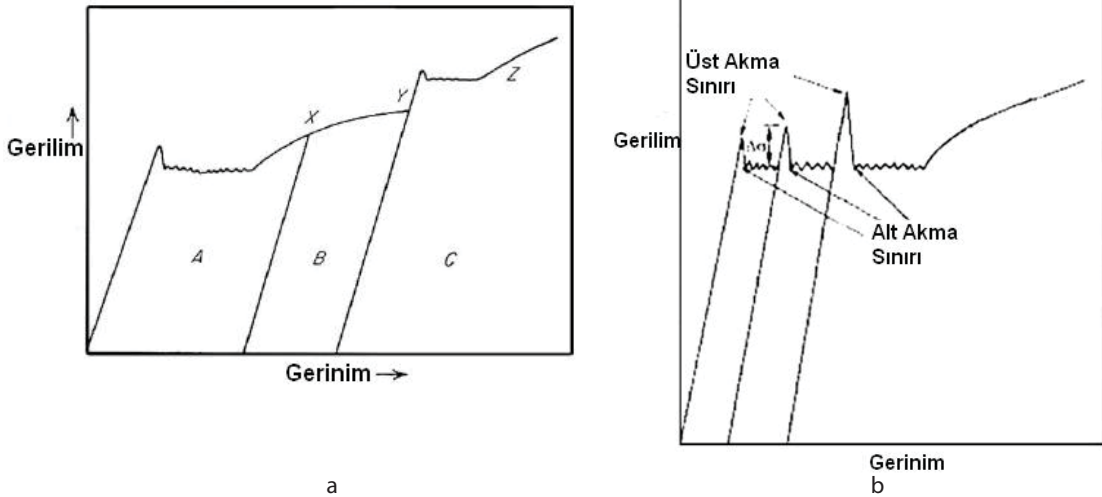
Malzemelerde zaman içinde bu yarı-kararlı durumun, kararlı bir duruma dönüşmesi sürecine yaşlanma

denmektedir. Yaşlanma ile malzemenin mikroyapısında ve mekanik özelliklerinde birtakım değişiklikler meydana gelmektedir. Deformasyon, talaşlı imalat ve kaynak gibi imalat süreçleri, veya malzemelerin imalattan sonraki hizmet koşullarına (sıcaklık, yüklenme tipi ve şiddeti) bağlı olarak yaşlanma süreci hızlandırılabilir.

Gerinim-yaşlanması özellikle düşük karbonlu (ferritik) çeliklerde gözlemlenen, iyi tanınan akma-noktası kavramı ile ilişkili bir mekanik tavidir. Bu tavır, bir soğuk deformasyonun ardından görece düşük sıcaklıklarda uygulanacak bir ısıl işlem ile mukavemette belirli bir yükselme ve süneklikte azalmayı içermektedir. Şekil 1'de bu tavrın şematik gösterimi bulunmaktadır. A bölgesi ilk enine çekme testine aittir ve X ilk plastik deformasyon hattını göstermektedir. B bölgesi ise numune üzerinden yükün kaldırılıp hiç beklemeden veya ısıl işleme tabi tutulmadan direk olarak test edilmesi senaryosudur; XY hattı boyunca akma gözlenmez zira dislokasyonlar arayer süresizliklerinden halihazırda kurtulmuşlardır. Ancak yük Y noktasında tekrar kaldırılıp, birkaç gün oda sıcaklığında veya uygun ısıl işlem koşullarında bekletilirse, tekrar test uygulandığında C bölgesindeki gibi yeni bir akma sınırı ve mukavemette artış söz konusu olacaktır. Akma sınırının tekrar gözlenmesi karbon ve nitrojen atomlarının dislokasyon hatlarına difüzyonu ile açıklanır [1]. Arayer atomları, body centered cubic yapılarıdaki yüksek difüzyon hızları ve dislokasyon etkileşimleri ile gerinim-yaşlanma tavrında önemli etkilere sahiptirler [2].

Karbon çeliklerinde doğal yaşlanmanın, 100'den 350°C'ye kadar değişen sıcaklıklardaki ısıl işlemlerle hızlandırılabilceği üzerine literatürde çeşitli çalışmalar mevcuttur [3,4]. Homma ve arkadaşları [5] düşük alaşımlı çeliklerin 250°C sıcaklık ve 1 saatlik ısıl işlemlerinin 2 yıl doğal yaşlanma sürecine karşılık geldiğini raporlamışlardır. Arista ve arkadaşları [6] ise bu çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde 250°C sıcaklık ve değişen sürlerde yapay yaşlanma ile değişen mikroyapının karakterizasyonunu çalışmışlardır.

Şekil 1(a)'da, numunenin bir sonraki test için oda sıcaklığında bekletilmesi veya ısıl işlem uygulanması sonrasında yeniden çekme testine tabi tutulması durumunda akma sınırının yükselmesi gerinim-yaşlanmasının bir ölçüsü olarak tanımlanabilir [7]. Akma sınırındaki bu yükselme dislokasyonlara bağlanmış arayer atomlarının yoğunluğu ile ilgilidir. Şekil 1(b)'de ise Luder bandlarının oluşumu sırasında enine çekme geriliminin kaldırılması ve tekrar yük verilmesi ile gerilimdeki artışın ölçülmesi gösterilmektedir [8, 9].



Şekil 1. Gerinim-yaşlanmasının şematik gösterimi (a) [7] ve hesaplanmasının alternatif yöntemi (b) [8, 9].

Bu çalışmada GOST 7268 [10] standardı kapsamında verilen endeks kullanılarak EN 10025-1 S235JR malzemelerin gerinim-yaşlanması tavrı incelenecek ve soğuk şekillendirme devamında kaynaklı imalat sonrasında ve/veya servis koşulları altında bu malzemelerin davranışları tartışılacaktır. GOST 7268 yaşlanma eğilimini tanımlarken malzemelerin yapay yaşlandırma metodları ile çentik darbe tokluğundaki değişim miktarlarından faydalanır.

## 2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 2.1. Malzeme

11 değişik EN 10025 S275JR çelik sac malzemesi üzerinde çalışılmış ancak içlerinden sıcak haddelenme işlemi sonrasında normalize edilmemiş 8 değişik sacdan elde edilen kimyasal ve mekanik veriler değerlendirilmiştir. Saclar, Tablo 1'de görüldüğü şekilde kodlanmıştır.

**Tablo 1.** Çalışmada kullanılan sac malzemelerin kodları, kalınlıkları ve spektral analiz ile elde edilen kimyasal kompozisyonları.

Kod	C%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Mo%	Cu%	V%	Al%	N%	E <sub>c</sub>
3	0,1380	0,2583	1,4877	0,0130	0,0082	0,0019	0,0168	0,0040	0,0358	0,0032	0,4344
4.1	0,1851	0,2646	1,0773	0,0274	0,0250	0,0042	0,0142	0,0028	0,0289	0,0056	0,4182
16	0,0858	0,2310	0,5261	0,0526	0,0148	0,0022	0,0290	0,0024	0,0056	0,0059	0,2263
16.1	0,0841	0,2336	0,5281	0,0527	0,0148	0,0022	0,0293	0,0025	0,0055	0,0032	0,2255
16.2	0,0856	0,2333	0,5289	0,0528	0,0147	0,0022	0,0291	0,0025	0,0059	0,0033	0,2271
17	0,1452	0,0102	0,7282	0,0144	0,0190	0,0019	0,0165	0,0036	0,0374	0,0040	0,2746
17.1	0,1341	0,1030	0,7289	0,0145	0,0192	0,0019	0,0168	0,0037	0,0370	0,0019	0,2792
17.2	0,1436	0,0102	0,7349	0,0144	0,0192	0,0019	0,0164	0,0037	0,0383	0,0005	0,2742

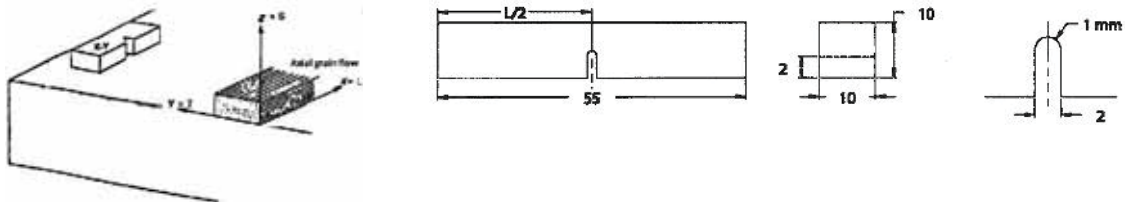
### 2.2. Kimyasal analizler

Sac malzemelerden alınan çekme ve çentik darbe numunelerine yakın bölgelerden kimyasal analiz numuneleri alınmış ve spektral analiz uygulanmıştır. Çelik sacların kodlarına karşılık gelen kimyasal kompozisyonlar Tablo 1'de gösterilmektedir. Tabloda son sütunda yer alan E<sub>c</sub> tanımlaması "Karbon Eşleniği"ne karşılık kullanılmıştır ve esas alınan ilişki şu şekildedir:

$$E_c = \%C + \left( \frac{\%Mn + \%Si}{6} \right) + \left( \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right) + \left( \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right) \quad (1)$$

### 2.3. Çentik darbe testleri

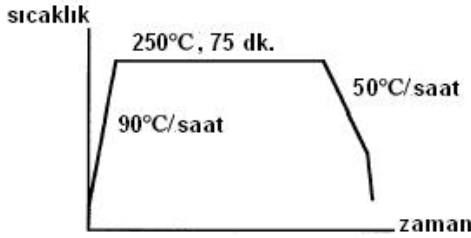
Sac malzemelerden Şekil 2'de gösterildiği şekliyle parçalar alınmış ve her sac için en az üçer adet U çentikli darbe numuneleri hazırlanmıştır. Çentik darbe testleri, sac kalınlıklarına bağlı olarak standart altı 7.5 X 10 X 55 ve standart 10 X 10 X 55 mm<sup>3</sup> geometrili numuneler üzerinde DIN 50115 normuna sadık kalarak 20 ve -40°C'de gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 2:** Çentik darbe numunelerinin sac malzemeler üzerindeki konumları, yönleri ve numune detayları.

## 2.4. Gerinim-yaşlandırma

Gerinim-yaşlandırma çalışmalarımızda süreci iki kısımdan oluşmuştur. İlk kısımda yine EN 10002'ye göre hazırlanmış numunelere %10 (+- %1) kalıcı uzama elde edilene kadar çekme uygulanmıştır. İkinci kısımda ise kalıcı gerinimli çekme numunelerine sıcaklık kontrollü bir fırında 250°C'de 1 saat 15 dakika maksimum sıcaklık bekleme süresiyle ısıtım işlemi uygulanmıştır. Isıtım işlemi patikası Şekil 3'te şematize edilmiştir. Isıtım işlemi uygulanan parçalar 50°C'ye kadar fırında soğutulduktan sonra fırından çıkartılmışlardır.



Şekil 3: Gerinim-Yaşlandırma Isıtım İşlem Şeması.

## 2.5. Gerinim-yaşlandırılmış numunelerde çentik darbe testleri

Isıtım işlemi sonrasında çekme parçalarının deformasyona uğrayan boyun kısımlarından çentik darbe numuneleri hazırlanmıştır. Yaşlandırma öncesinde yapılan çentik darbe testleri, aynı numune tipi ve yönü korunarak gerinim-yaşlandırma işlemi sonrasında testlere tabi tutulmuştur. Yaşlandırma öncesi ve sonrasında

gerçekleştirilen çentik darbe testleri sonrasında elde edilen kırılma yüzeylerinden makrografiler elde edilmiş, ayrıca bu yüzeyler taramalı elektron mikroskobu (SEM) vasıtasıyla incelenmiştir.

## 3. BULGULAR

Gerinim-yaşlandırma işlemi öncesinde ve sonrasında uygulanan çentik darbe testleri sonucunda elde edilen enerji değerleri cm<sup>2</sup> kesit alanına normalize edilmiştir. Gerinim-yaşlandırma öncesinde yapılan çentik darbe testlerinin sonuçları KC, sonrasında yapılan testlerin sonuçları ise KCA olarak ilgili GOST standardındaki gibi kısaltılmıştır [10]. Çelik malzemelerin yaşlanma eğilimlerini değerlendirmek için, gerinim-yaşlandırma işlemi ile kaybedilen darbe tokluğunun, gerinim-yaşlandırma işlemi öncesindeki darbe tokluğuna oranı tanım olarak belirlenmiştir. Bu tanımın matematiksel ilişkisi şu şekildedir:

$$C = \frac{KC - KCA}{KC} \cdot 100, \quad (2)$$

Malzemelerin C kısaltması ile gösterilen yaşlanma eğilimi endeksleri Tablo 2'de verilmiştir. Karbon eşleniği değeri ve alaşım elemanlarının ağırlıkça yüzde oranlarına karşılık yaşlanma eğilimi ayrı ayrı Şekil 4'te grafik olarak gösterilmektedir. Ağırlıkça nitrojen oranlarının 4 çelik örneğinde sağlıklı belirlenemediği saptanmış ve nitrojen içeriğinin etkisinin değerlendirilmesinde dışarıda tutulmuşlardır.

**Tablo 2:** Elde edilen % uzama miktarları, gerinim-yaşlandırma öncesi (KC) ve sonrası (KCA) darbe tokluğu değerleri ile yaşlanabilirlik endeksleri (C) (Darbe tokluğu değerleri kJ/cm<sup>2</sup> cinsindedir).

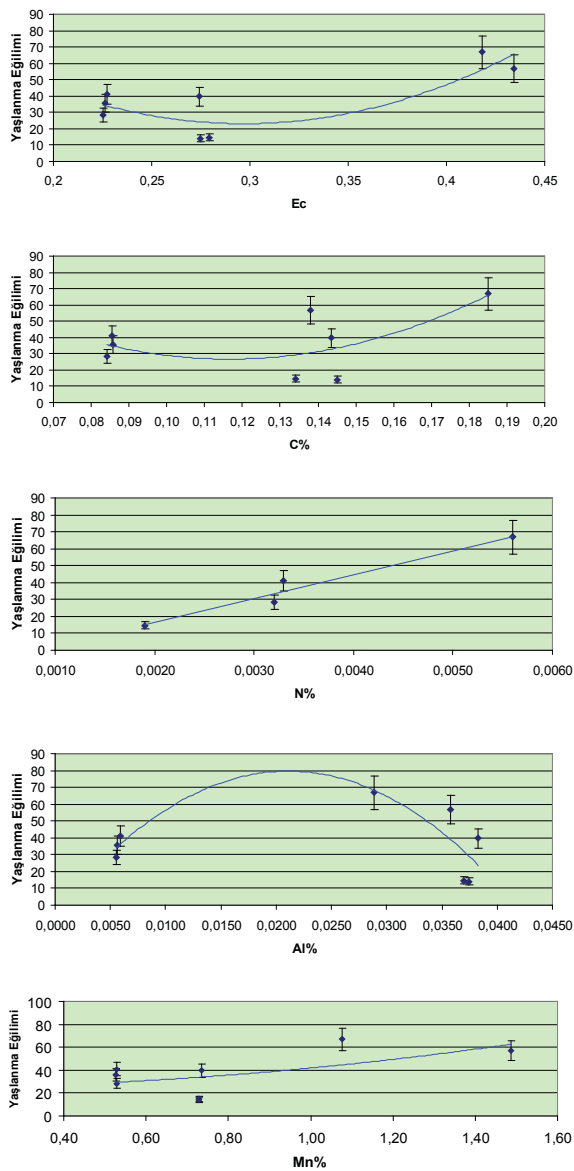
Kod	Kalınlık	Uzama	KC		KCA		C
			Ort.	% Sapma	Ort.	% Sapma	Ort.
3	25	10,13	269,88	-12,38	116,54	13,27	56,82
4.1	25	9,55	215,92	-2,28	71,52	17,98	66,88
16	10	10,73	362,14	-3,39	232,51	-15,45	35,80
16.1	10	10,31	345,99	11,01	248,36	17,62	28,22
16.2	10	9,57	262,97	-7,22	155,13	-6,50	41,01
17	10	10,02	226,87	1,48	194,94	-18,40	14,07
17.1	10	11,46	237,11	-13,38	202,07	-12,08	14,78
17.2	10	9,70	265,13	-5,16	160,09	-11,91	39,62

Gerinim-yaşlandırma öncesinde ve sonrasında elde edilen çentik darbe kırılma yüzeyleri Şekil 5'te fotoğraflanmış, Şekil 6'da ise taramalı elektron mikroskobu altında elde edilen detaylar gösterilmiştir.

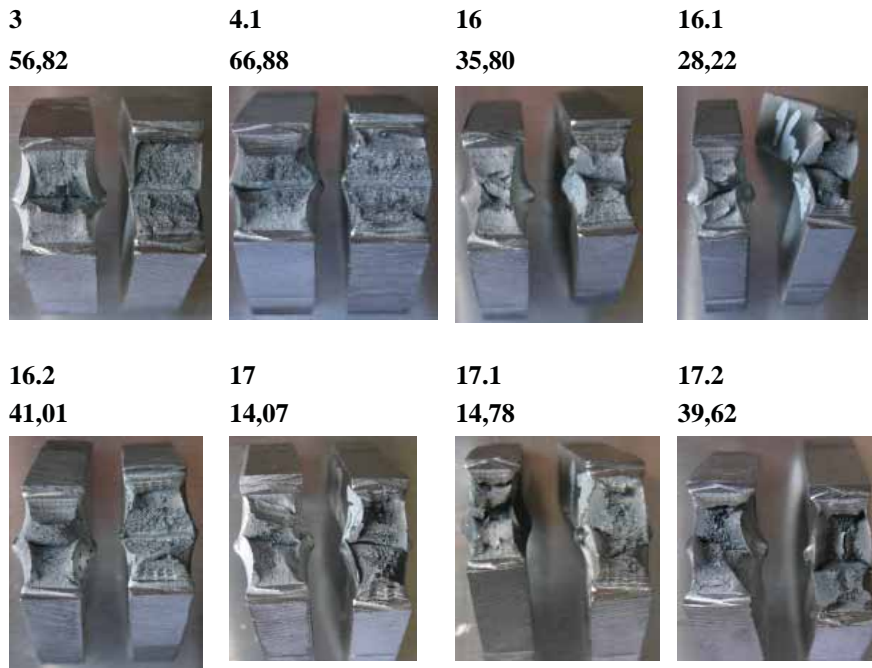
## 4. DEĞERLENDİRME

Başlıca iki tip gerinim-yaşlanmasından bahsedilebilir: statik gerinim-yaşlanması ve dinamik gerinim-yaşlanması. Statik gerinim-yaşlanması, malzemenin genellikle mukavemetini arttıran bir plastik deformasyon ve müteakip belirli bir sıcaklık ve sürede bekletilmesini içerir. Mukavemet, ana malzeme içerisinde çözelmiş atomların dislokasyonlara difüzyonu sonucunda gerçekleşir. Dislokasyon alanlarında bu çözelmiş atomların birikmesi, bu dislokasyonların bir dahaki yüklenmelerde ilerleyişini zorlaştırmakta ve daha yüksek yüklerde harekete geçmelerine neden olmaktadır. Dolayısıyla malzemenin akma sınırı yükselmiş olur. Gerinim-yaşlanması malzemenin kopma mukavemetini de yükseltebilir, sünekliliği azaltır ve gevrek kırılmadan sünek kırılmaya geçişin görece daha yüksek sıcaklıklara çeker.

Dinamik gerinim-yaşlanma tavrında ise yaşlanma süreci deformasyon sırasında ilerlemektedir. Çözelmiş atomların mobiliteyi bu süreçte deformasyon sırasında dislokasyonları yakalayacak kadar yüksektir. Bu nedenle dinamik gerinim-yaşlanma gözlemleri görece yüksek sıcaklıklarda gerçekleşir.



Şekil 4: Alaşım elemanlarının yaşlanma eğilimine etkisi



**Şekil 5:** Numunelerin yaşlanabilirlik endeksleri ile kırılma yüzeyleri arasındaki ilişki.

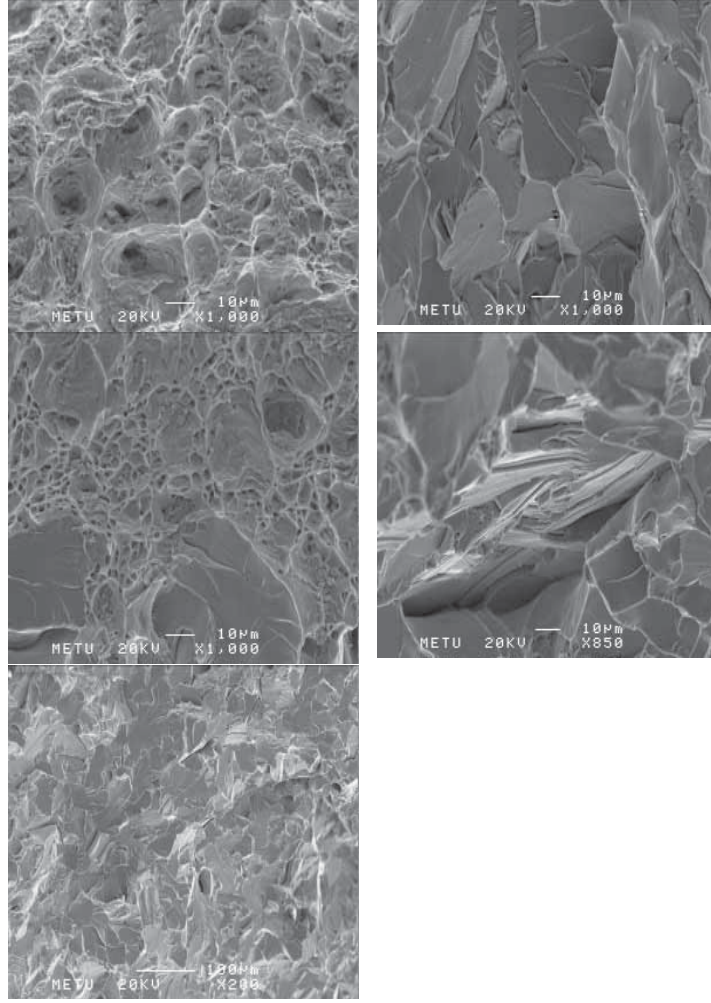
Çeliklerde gerinim-yaşlanmasından sorumlu elementler iki grupta toplanabilir. İlk grupta kafes yapı içerisinde yeteri kadar hızlı hareket edebilen ve dislokasyonlarla etkileşime girebilen elementler mevcuttur. Bu elementler;

- çözünlükleri,
- difüzyon katsayıları ve
- dislokasyonlarla etkileşim enerjilerine göre değerlendirilir.

İkinci gruptaki elementler direk olarak yaşlanma süreçlerine etkisi olmayan, yalnızca birinci gruptaki elementlerin süreç içerisinde mobilite gibi davranışlarını ve kafes içerisindeki serbest içerik oranlarını etkileyen ve çelik için Ti, Nb, Zr ve Al gibi elementlerdir. İlk grup elementleri çelikte başlıca arayer atomları olarak çözülen karbon ve nitrojendir. Karbon ve nitrojen, difüzyon kinetikleri sıcaklığın güçlü birer fonksiyonu olduğu için yaşlanma tavrında önemli etkilere sahiptirler. Dolayısı ile çeliklerde yaşlanma direnci, nitrojenin alüminyum gibi elementlerle bağlanması ve karbonun kararlı karbürler oluşturması ile artırılabilir. Nitrojen ve karbonun ferrit yapı içerisinde arayer atomları şeklinde çözünme miktarı arttıkça yaşlanma direnci düşmektedir.

Bu iki grupta yer alan elementlerin yanı sıra, Mn, Mo ve Cr gibi elementler de ferritik veya östenitik kafes yapıları içerisinde substitutional olarak çözünebilen ve interstitial-substitutional çiftler oluşturabilen elementler bir başka grup içerisinde değerlendirilebilir. Bu interstitial-substitutional çiftler, karbon ve nitrojenin mobilitelerini oldukça düşürebilirler.





**Şekil 6:** Numunelerin taramalı elektron mikroskobu yardımıyla incelenen yüzeylerden sünek, gevrek ve sünekten-gevrek kırılmaya geçiş bölgelerinden örnekler.

Çalışmamızda kullandığımız alaşımız ve düşük karbonlu bir çelik olan EN 10025-1 S235JR çeliğinin içerisinde yaşlanmaya direk veya endirek etkilerde bulunacağını düşündüğümüz elementlerin içerik oranlarına göre yaşlanma direncinin değişimi Şekil 4'te şematik olarak ilişkilendirilmiştir. Şekil 4(a)'da, ilk olarak eşitlik (1)'de verilen tanımıyla karbon eşleniğinin yaşlanma direncine etkisi incelenmektedir. Karbon eşlenik değeri arttıkça gerinim-yaşlanma eğiliminin de arttığı (yaşlanma direncinin azaldığı) gözlenmektedir. Ancak ilişki elementel bazda yapılan ilişkilendirmeler kadar net ve doğrusal değildir.

Al ile söndürülmüş çeliklerde sacların sarılması sırasında, karbür ve nitrür çökmesi ve kalan arayer atomlarının miktarını kontrol edilmesi ile yaşlanmanın yine sıcaklıkla kontrol edilebildiği görülmüştür [11]. Stokiyometrik oranlar tutturulduğu takdirde boron ilavesi ile de serbest nitrojenin bağlanabildiği ve bu yolla yaşlanma direncinin artırıldığı yöntemler mevcuttur [11]. Şekil 4 (b) ve (c)'de karbon ve nitrojen içeriğinin artmasıyla yaşlanma eğilimindeki artış görülmektedir. Çözünmüş karbon miktarının azaltılması ferrit taneleri içerisinde karbür çökeltilerinin kontrollü olarak çökertilmesine bağlıdır. Hayashida ve arkadaşları [11], 1150°C'de gerçekleştirdikleri haddeleme işleminde 0.05µm'den büyük MnS parçacıklarının Fe<sub>3</sub>C çökmesi için tercih edilen noktalar olduğunu gözlemlemişlerdir. Nitrojen ve karbon içerikleri karşılaştırıldığında, yaşlanma eğilimi ile nitrojen içeriği arasında, karbona göre daha belirgin bir ilişki gözlenmiştir. Nitrojen içeriği ilişkisi incelenirken alüminyum içeriği de dikkate alınmış ve alüminyum içeriği ile yaşlanma eğilimi arasındaki ilişki şematik olarak Şekil 4 (d)'de gösterilmiştir. Ancak alüminyum içeriği ile yaşlanma eğilimi arasında doğrusal bir ilişki gözlenmemiştir.

Literatürde ayrıca mangan içeriğinin artırılmasının tavlama sırasında serbest karbon miktarını azalttığı çalışılmıştır [12]. Bunun sebebi manganın sementit fazını daha kararlı hale getirmesidir. Sementit fazı kararlı karbür çökeltileri için çekirdeklenme alanları oluşturur. Mangan ayrıca düşük karbonlu çeliklerde ortalama karbür boyutunu da düşürür [13]. Abe ve arkadaşları [14] demir-mangan-karbon alaşımlarında tavlama sırasında elektrik direnç ölçümlerine dayanarak, mangan ve karbon atomlarının ferrit içerisinde mangan-karbon dipolleri oluşturmaya meyilli olduklarını ve bu dipollerin yaşlanma sürecinde çözülerek karbür oluşumları meydana getirdiklerini gözlemlemiştir. Bir başka çalışmada ise mangan, boron ve karbon içeriklerine bağlı olarak alüminyum ile söndürülmüş çeliklerin yaşlanma tavırları incelenmiştir [15]. Bu çalışmalar ışığında düşük karbonlu çeliklerde mangan içeriğinin karbür çökmesi üzerinde etkili olduğu, bu mekanizmalara dayalı tavlama işlemleri ile yaşlanma direnci yüksek çelikler üretilebileceği söylenebilir. Bizim çalışmamızda 0.8% oranına kadar manganın, çeliğin yaşlanma direncini yükselttiği, ilave manganın yaşlanma eğiliminde negatif etkisi olduğu gözlemlenmiştir.

Şekil 5'te, çentik darbe testleri sonrasında numunelerden elde edilen kırılma yüzeylerinin makro fotoğrafları gösterilmektedir. Şekil 6'da ise kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop altındaki görüntüleri mevcuttur. Kırılma karakterleri yaşlanma direnci değerleri ile tamamen uyumludur. Özellikle yaşlanabilirlik endeksi yüzde 40'tan yüksek olan numunelerin gerinim-yaşlandırması ardından elde edilen kırılma yüzeyleri 100% sünek kırılmadan 30%'ların altına indiği gözlemlenmiştir.

## 5. SONUÇ

25 ve 10 mm'lik EN 10025-1 S235JR sac malzemelerde %10 (%1 tolerans) plastik deformasyon ardından 250°C'de 75 dakikalık ısıtma işlemi ile gerinim-yaşlandırma uygulanmıştır. Yaşlanma tavrı, gerinim-yaşlanması öncesinde ve sonrasında elde edilen U çentikli standart ve standart-altı boyutlardaki numunelere uygulanan darbe testleri sonuçlarının yüzde değişimleri ile sayısal olarak endekslenmiştir. Yaşlandırabilirlik endekslerinin çelik içerisindeki seçilmiş elementlerin ağırlıkça oranları arasında ilişkiler kurulmuş ve özellikle nitrojen etkisinin bu alaşımsız ve düşük karbonlu çeliklerde belirgin olduğu gözlemlenmiştir. Nitrojen ve karbon çelik içerisindeki oranlarının artmasıyla yaşlanma eğiliminin de arttığı tespit edilmiştir. Elde edilen sayısal değerler, kırılma yüzeylerinin direk ve taramalı elektron mikroskobu yardımıyla incelemeleri ile desteklenmiştir.

## Teşekkür

Kaynak Teknoloji Merkezimiz personeli Dr. Süha Tirkeş ve Erman Topçu'ya test ve deneylerimizin gerçekleştirilmesinde yoğun emekleri, GAMA Endüstri A.Ş. Kalite Güvence ve Kontrol Şef Mühendisleri Dicle Özönder ve Arsun Adaklı'ya çalışmalarımızdaki destekleri nedeniyle teşekkür ederiz.

## Kaynakça:

1. Hall E.O., 1970, Yield Point Phenomenon in Metals and Alloys, Macmillan, London,.
2. Baird J.D., Metallurgical Reviews, Review No. 149.
3. Leslie C.W., 1982, The physical metallurgy of steels, McGraw Hill, Japan, sf. 79.
4. Steel. A handbook for materials research and engineering. Germany: Verein Deutscher Eisenhüttenleute; 1992. sf. 97.
5. Homma K, Miki C, Yang H, 1998, Fracture toughness of cold worked and simulated heat affected structural steel, Eng. Fract. Mech., 59(1), sf. 17.
6. Vargas-Arista B., Hallen J.M., Albitzer A., 2007, Effect of artificial aging on the microstructure of weldment on API 5L X-52 steel pipe, Materials Characterization 58, sf. 721
7. Dieter G.E., 1961, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Company, New York.
8. Sylwestrowicz W., Hall E.O., 1951, Proc. Phys. Soc., London, Sec. B 64, sf. 495.
9. Blakemore J.S., Hall E.O., 1963, J. Aust. Inst. Met. 8, sf. 191.
10. GOCT 7268, 1982, Method for determination of ability to mechanical ageing by impact bend testing.
11. Hayashida T., Sanagi S., Kawano T., 1991, Proceedings of the 33rd Mechanical Working and Steel Processing Conference, St. Louis, MO, 1991, The Iron and Steel Society, Warrendale, PA, 1991, sf. 79.
12. Pereira J.F.B., 1986, Kinetics of static strain aging in a low carbon steel with small additions of P, Si and Mn, M.Sc. Thesis, Federal University of Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brazil, sf. 131.
13. Chang K., Kwak J.H., 1997, ISIJ Int. 37, sf. 74.
14. Abe H., Susuki T., Okata S., 1984, Trans. JIM 25, sf. 215.
15. Souza T.O., Buono V.T.L., 2003, Optimization of the strain aging resistance in aluminum killed steels produced by continuous annealing, Mater. Sci. Eng. A354, sf. 212