

KİMYASAL BİLEŞİM VE SOĞUMA HIZININ ARAYER ATOMU İÇERMİYEN MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Süleyman GÜNDÜZ

*Metal Eğitimi Bölümü, Z.K.Ü. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, 78200,
Karabük, TÜRKİYE, sg@dostmail.com,*

ÖZET

Bu çalışmada kimyasal bileşim ve soğuma hızının arayer atomu içermeyen mikroalaşım çeliklerinin mekanik özelliklerine etkisi altı çelik levha için deneysel olarak araştırılmıştır. 1050, 10 °C de 15 dakika östenitleme işlemi uygulandıktan sonra farklı soğuma hızlarında soğutulan çeliklerin mikroyapıları ve akma davranışları incelenmiştir. Soğuma hızının düşmesi akma noktası uzamasını düşürerek sürekli akma davranışına sebep olmuştur. Yavaş soğuma süresince taneler büyüyerek, çeliklerin akma dayanımını düşürmüştür.

Anahtar Kelimeler: Soğuma hızı, arayer atomu içermeyen çelikler, akma mukavemeti

THE EFFECT OF THE CHEMICAL COMPOSITION AND COOLING RATE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF INTERSTITIAL FREE STEELS

ABSTRACT

In this work, the effect of the chemical composition and cooling rates on the mechanical properties of interstitial free steels was investigated experimentally for six grades of steel plate. The steels were austenitised at 1050, 10 °C for 15 minutes and then cooled at different cooling rates to investigate microstructure and yielding behaviour of interstitial free steels. Reducing the cooling rate reduces the yield point elongation and is conducive to continuous yielding. Grains are coarsening during slow cooling and thus decreasing the yield strength of the steels.

Key Words: Cooling rate, interstitial free steels, yield strength

1. GİRİŞ

Arayer atomu içermeyen çelikler, sac malzemelerin şekillendirilebilme özelliklerini iyileştirmek amacıyla yaklaşık olarak 20 yıl önce üretilmeye başlanmıştır. Bu çeliklerde, Nb ve Ti karbo-nitrür yapıcı element olarak kullanılmaktadır, fakat günümüzdeki çelik üretiminde arayer atom seviyesini düşük miktarlarda tutmak çok zor bir olaydır. Bunu başarabilmek için çelik içerisinde yüksek oranlarda

mikroalaşım elementi katılmalıdır, dolayısıyla üretilen çelikler pahalıdır. Bununla beraber vakum ile gaz alma metodunun geliştirilip kullanılmasıyla düşük karbonlu ve azot içeriği 0.003% olan çelikler üretilmiştir. Bu durum karbon ve azot dengeleyici olarak kullanılan Nb ve Ti'nin miktarını azaltmış dolayısıyla ucuz çelik üretimini mümkün kılmıştır (1).

Arayer atomu içermeyen çeliklerin çok iyi şekillenebilme (derin çekme ve yaşlanmama) özelliği onun otomotiv endüstrisinde çok geniş kullanım alanı bulmasını sağlamıştır (1). Arayer atomu içermeyen çelikler, bu isimle adlandırılırsalar bile içerisinde çok düşük oranlarda % karbon ve azot bulundurmaktadır (% 0.002-0.008) (2). Literatürden elde edilen bilgiler ışığında % 0.0001-0.001 serbest karbon ve/veya azot gerinim yolu ile yaşlanmaya neden olmaktadır. Gerinim yaşlanması neticesinde çelikte akma ve çekme dayanımında bir artış, fakat şekillendirilebilme özelliğinde bir düşme görülmektedir (3). Bu nedenle Ti ve Nb gibi karbo-nitrür yapıcı elementlerin çeliğe katılmasıyla serbest karbon ve azot katı eriyik içerisinde TiC, TiN veya NbCN olarak alınır ve böylece çeliğin yaşlanmama özellikleri iyi bir dereceye çıkartılır (4).

Yukarıda verilen bilgilerden de anlaşılacağı gibi katı eriyik içerisinde bulunan karbon ve azot gibi arayer atomları çeliğin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Ayrıca katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan karbon ve azot miktarı soğuma hızına bağlı olarak değişmektedir (5). Bu çalışmada, soğuma hızına bağlı olarak farklı kimyasal kompozisyona sahip altı tip mikroalaşım çeliğinin mekanik özellikleri (akma-çekme ve şekillendirilebilme davranışları) ve tane boyutu detaylı olarak araştırılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneyisel çalışmada kullanılan çeliklerin spektro analiz ile elde edilen kimyasal bileşimleri % ağırlık olarak Çizelge 1'de görülmektedir. Çelikler, farklı oranlarda Ti, V ve Al içermektedir. Bu çelikler vakum ortamında ergitilmiş ve 50 kg'lık kütük olarak dökülmüştür, daha sonra sıcak haddeleme işlemi yapılarak yassı mamul haline getirilmiştir. Bu işlemler, British Steel, İngiltere'de yaptırılmış olup çelikler buradan temin edilmiştir. Farklı kimyasal bileşime sahip altı tip çelik için toplam yirmi çekme deneyi numunesi hazırlanmıştır. Soğuma hızının farklı bileşime sahip çeliklerin mekanik özelliklerine etkisini araştırmak için, 1050 °C'da 15 dakika östenitlenen numunelerin bir kısmı havada [HS (5.9 °C/s)] ve kumda [KS (4.2 °C/s)] soğutulurken, diğer bir kısmı fırında [FS (0.056 °C/s)] soğutulmuştur. Numunelerin soğuma hızları 800-500 °C sıcaklık aralığında zaman ve sıcaklığı kayıt edebilen Flux-Hydra cihazıyla ölçülmüştür.

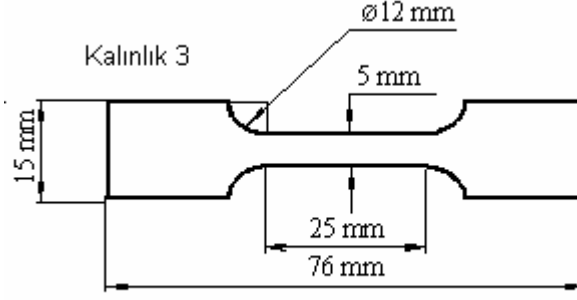
Çizelge 1. Deneyisel çalışmada kullanılan mikroalaşım çeliklerinin % ağırlık olarak kimyasal kompozisyonu

	Çelik 1	Çelik 2	Çelik 3	Çelik 4	Çelik 5	Çelik 6
C	0.004	0.007	0.005	0.003	0.007	0.007
Si	< 0.02	0.02	< 0.02	< 0.02	0.01	0.01
Mn	0.26	0.23	0.21	0.21	0.21	0.21
S	0.005	0.004	0.004	0.004	0.003	0.002
P	0.005	< 0.005	< 0.005	< 0.005	0.005	0.005
Ti	—	—	—	0.056	0.019	0.039
V	—	0.042	0.086	< 0.005	0.080	0.075
Al	0.049	0.046	0.017	0.029	0.028	0.044
O	0.0073	0.0033	0.0040	0.0026	0.066	0.0046
N	0.0025	0.0024	0.0026	0.0022	0.0023	0.0026
Fe	99.65	99.64	99.65	99.66	99.57	99.6

Çekme deneyi numuneleri oksitlenmeyi engellemek amacıyla ısıtılardan sonra "BS EN 10 002-1:1990 Annex C" standardına göre işlenmiştir (Şekil 1). Daha sonra numunelerin üzerlerindeki çizikleri ve kirleri temizlemek amacıyla zımparalanmıştır.

Çekme deneyi numuneleri Mayes SM 50 çekme deneyi cihazı kullanılarak 4 mm/dak. çekme hızında çekilmiştir. Her çekilen numune için kuvvet-uzama diyagramı elde edilmiş ve bu

diyagramlardan akma mukavemeti, maksimum çekme mukavemeti, % uzama, % akma noktası uzaması hesaplanmıştır.



Şekil 1. Deneysel çalışmalarda kullanılan çekme deneyi numunesi

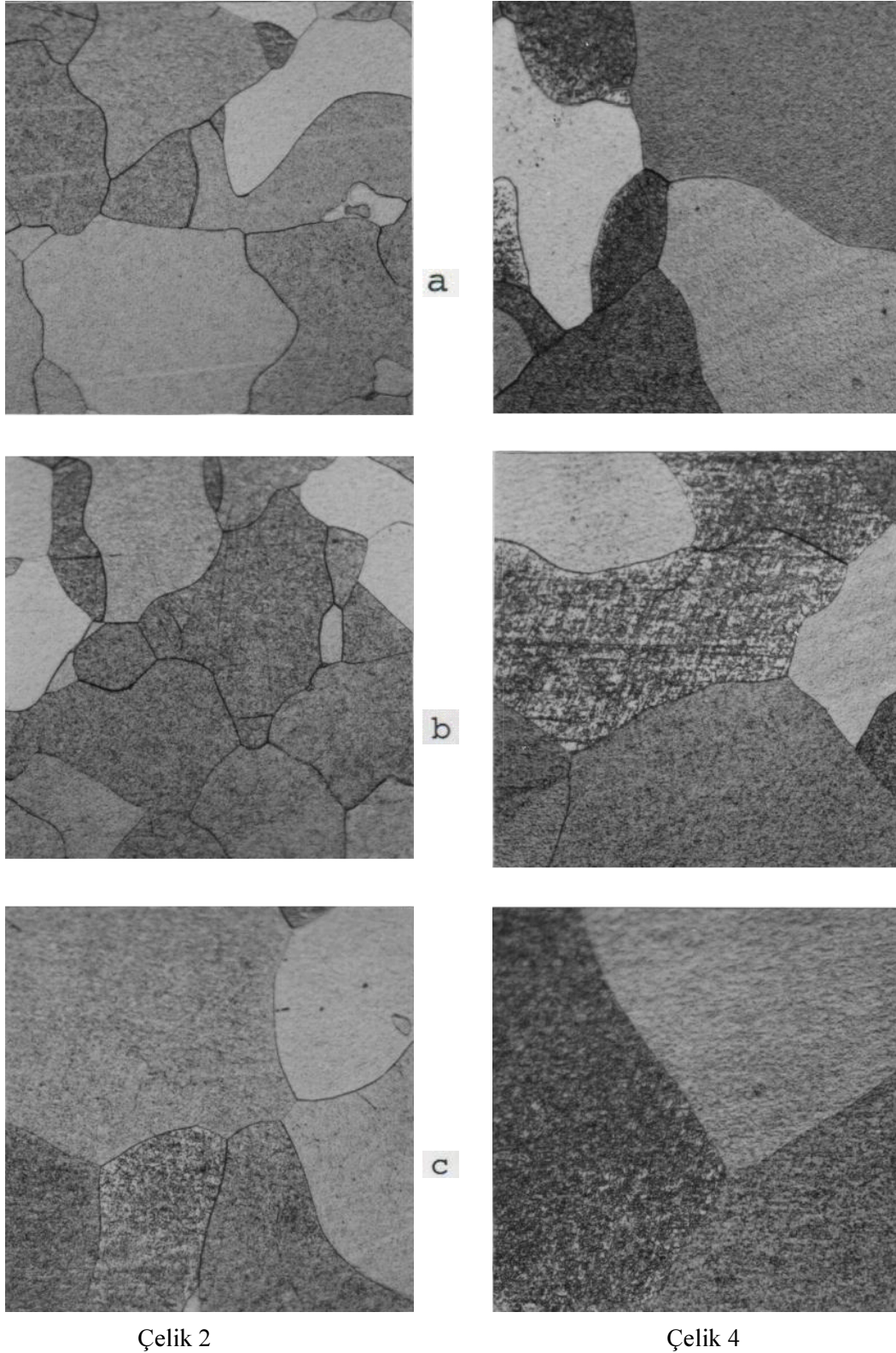
Metalografik incelemeler için numuneler, çekme deneyi numunelerinin omuz kısımlarından elde edilmiştir. Numuneler sıcak gömme işlemi uygulanarak kalıplandıktan sonra kaba ve ince olarak (zımpara no: 400-1200) zımparalanmıştır. Zımparalama işleminin ardından 9, 6 ve 3 mikronluk aşındırıcı elmas pasta kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Daha sonra parlatılan numuneler, etanol içerisinde % 2'lik nitrik asit karıştırılmasıyla elde edilen Nital sıvısı ile dağlanarak mikro yapıları ortaya çıkartılmıştır. Tane büyüklüğü 'Ortalama Doğrusal Kesme' metodu olarak bilinen haddelme yönüne 45 açı yapacak şekilde çizilen ölçüm çizgisi kullanılarak ölçülmüştür. Test edilen her numune için en az 500 tane sınırı sayılmıştır.

3. BULGULAR

Farklı soğuma hızlarında soğutulan numunelerin mikroyapıları farklı büyüklüklere sahip tanelerden meydana gelmiştir. Çizelge 2, 1050°C'da 15 dakika östenitlendikten sonra [HS (5,9°C/s)], [KS (4,2°C/s)] ve [FS (0,06°C/s)] soğutulan numunelerin tane büyüklüklerini göstermektedir. Çizelge 2' den de görülebileceği gibi [HS (5,9°C/s)] numuneleri yüksek soğuma hızından dolayı küçük taneli bir yapı göstermiştir. Eğer numuneler havada soğuma hızından daha yavaş soğuma hızında soğutulduğunda, [KS (4,2°C/s)] soğuması gibi, numuneler orta büyüklükte tanelere sahip olmuştur. [FS (0,06°C/s)] soğuması en yavaş soğuma hızına sahip olduğundan çelikler kaba taneli yapı göstermişlerdir.

Çizelge 2. 1050°C'de 15 dakika östenitlendikten sonra farklı ortamlarda soğutulan çeliklerin tane büyüklükleri.

Malz. Soğut. Ortamı	Tane ebatı, μm , \pm standart sapma (σ), μm					
	Çelik 1	Çelik 2	Çelik 3	Çelik 4	Çelik 5	Çelik 6
Hava	71 \pm 2.2	48 \pm 1.5	40 \pm 1.3	98 \pm 3.1	76 \pm 2.4	114 \pm 3.6
Kum	80 \pm 2.5	53 \pm 1.7	48 \pm 1.5	110 \pm 3.4	83 \pm 2.6	119 \pm 3.7
Fırın	95 \pm 2.9	75 \pm 2.3	63 \pm 2.0	182 \pm 5.7	86 \pm 2.7	124 \pm 3.9



Çelik 2

Çelik 4

Şekil 2. 1050 °C'de 15 dakika östenitlendikten sonra a) havada [HS (5,9 °C/s)] b) kumda [KS (4,2 °C/s)] c) firında [FS (0,06 °C/s)] soğutulan çelik 2 ve 4'ün optik mikroskop görüntüleri.

Şekil 2 çelik-2 ve 4 ten elde edilen [HS (5,9 °C/s)], [KS (4,2 °C/s)] ve [FS (0,06 °C/s)] numunelerinin optik mikrogörüntülerini göstermektedir. Farklı soğuma hızlarından dolayı tane ebatlarında meydana gelen farklılaşma mikrogörüntülerden de açıkça görülmektedir. Ayrıca Çizelge 3 1050 C'da 15 dakika östenitlendikten sonra farklı soğuma hızlarında soğutulan çeliklerin çekme

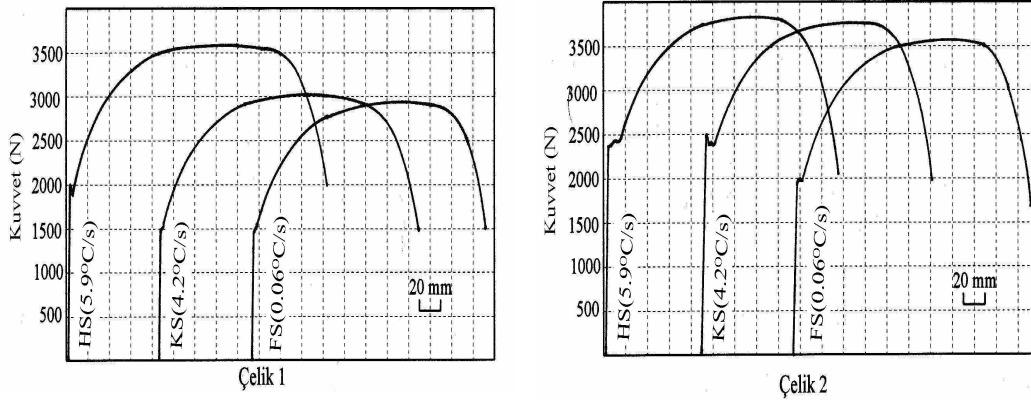
deneyi sonuçlarını göstermektedir.

* % 0.02 uzamasındaki akma mukavemeti

Çizelge 3. 1050 °C’da 15 dakika östenitlendikten sonra farklı ortamlarda soğutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları.

Soğutma Ortamları	Akma Muk (MPa)	Maks Çek. Muk. (MPa)	Uzama (%)	Akma Noktası Uzaması (%)
Çelik 1				
Hava	143	266	45	0.2
Kum	133	260	46	0.2
Fırın	131 *	257	40	—
Çelik 2				
Hava	184	285	36	1.89
Kum	182	279	38	1.45
Fırın	144	268	39	0.84
Çelik 3				
Hava	198	281	38	1.47
Kum	190	276	40	1.40
Fırın	166 *	270	44	—
Çelik 4				
Hava	138 *	247	52	—
Kum	137 *	245	45	—
Fırın	102 *	230	49	—
Çelik 5				
Hava	173	260	38	0.84
Kum	170	256	43	0.80
Fırın	138	243	45	0.52
Çelik 6				
Hava	187 *	266	40	—
Kum	161 *	259	44	—
Fırın	123 *	248	55	—

Şekil 3 çeliklerin çekme deneyinden sonra elde edilen kuvvet-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekillerden'de görülebileceği gibi çelik 1, 2 ve 5 bütün soğuma hızlarında belirgin akma davranışı gösterirken çelik 4 ve 6 belirgin olmayan yani sürekli bir akma davranışı göstermiştir. Çelik 3 ise havada ve kumda soğumadan sonra belirgin bir akma davranışı gösterirken fırında soğutulan numuneler sürekli akma davranışı göstermiştir.



Şekil 3. Oda sıcaklığında 4 mm/dak. hızda çekme deneyi yapılan mikroalaşım çeliklerinin kuvvet-uzama diyagramları.

4. TARTIŞMA

1050 °C'da 15 dakika östenitlendikten sonra farklı hızlarda soğutulan çelikler bulgular bölümünde'de belirtildiği gibi tane ebadında farklılaşma göstermiştir. [HS (5,9 °C/s)] numuneleri soğuma hızının yüksek olmasından dolayı küçük taneli yapıya sahip olurken, soğuma hızının en yavaş olduğu [FS (0,06 °C/s)] numuneleri kaba taneli bir yapı göstermiştir. Çünkü soğuma hızının artması dönüşüm sıcaklığını düşürmekte ve ferritin çekirdekleşmesini hızlandırmakta bu da tanelerin küçülmesine neden olmaktadır (5). Bu yüzden [HS (5,9 °C/s)] ve [KS (4,2 °C/s)] numunelerinin [FS (0,06 °C/s)] numuneleriyle kıyaslandığında daha küçük taneli yapıya sahip olması beklenen bir sonuçtur.

Şekil 3 den görüldüğü gibi soğuma hızının düşmesi belirgin akma noktasını ortadan kaldırarak çok zayıf veya sürekli bir akma davranışının oluşmasına sebebiyet vermektedir. Genellikle akma noktası karbon ve azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıyla oluşmaktadır. Akma noktasının oluşması için yalnızca % 0,0001 ağırlık olarak karbon ve azot yeterli bir miktardır (6). Kurubik ve Gladman (7) yaptıkları çalışmada havada soğumanın TiC, V₄C₃, NbC yada Fe₃C gibi çökeleklerin oluşmasını engellediğini, dolayısıyla karbon ve/veya azot gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunduğunu belirtmiştir. Bu yüzden [HS (5,9 °C/s)] numuneleri belirgin ve keskin akma noktası göstermiştir. Diğer taraftan [FS (0,06 °C/s)] numunelerinde düşük soğuma hızından dolayı belirgin ve keskin akma noktası ortadan kalkarak çok zayıf veya sürekli akma davranışı meydana gelmiştir. Çünkü yavaş soğuma hızı çökelek oluşumunu hızlandırmakta ve katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan karbon ve/veya azot miktarını kısmen ve/veya tamamen düşürmektedir.

İçerisinde vanadyum içeren çelik 2 ve 3 diğer çeliklerle karşılaştırıldığında belirgin ve yüksek akma noktası ve küçük taneli bir yapı göstermiştir. Çelik-2 deki vanadyum miktarı karbon ve azotu katı eriyik içerisinden karbo-nitrür olarak dışarı alması için çelik 3 kadar yeterli değildir. Bu nedenle karbon ve azot, çelik 2'nin bütün soğuma hızlarında belirgin akma noktası göstermesine sebep olmuştur. Çelik 3, içerisindeki vanadyumun miktarı karbo-nitrür oluşması için yeterli olmasına rağmen soğuma hızı buna izin vermez (7). Bundan dolayı [HS (5,9 °C/s)] ve [KS (4,2 °C/s)] numuneleri belirgin akma davranışı göstermiştir, fakat [FS (0,06 °C/s)] numuneleri soğuma hızının yavaş olmasından dolayı sürekli akma davranışı göstermişlerdir. Ayrıca 1050 C'da TiN ve AlN'rün çözünebilirliği VCN ile karşılaştırıldığında çok düşüktür (8). Bunun anlamı vanadyum katı eriyik içerisinde bulunan karbon ve azotu yalnızca düşük sıcaklıklarda karbo-nitrür olarak bağlayabilmektedir. Sage (9) yapmış olduğu çalışmada tavlama işleminden sonra VN çökeleğinin ferrit fazı içerisinde çökmesinin küçük taneli yapının oluşmasına yardımcı olduğunu belirtmiştir.

Çelik 4'de titanyumun miktarı, C+N miktarından 10 kat daha fazla olmasından dolayı titanyum

katı eriyik içerisindeki bütün C ve N karbo-nitrür olarak bağlar. Ayrıca TiCN'ler 1050 °C'da 15 dakikalık östenitleme süresi içerisinde çözünemedikleri için, numuneler hızlı veya yavaş soğutulmaları dahi, karbon ve azot serbest halde katı eriyik içerisinde bulunmayacaktır. Bu yüzden çelik 4 şekil-2 den de görülebileceği gibi sürekli bir akma davranışı göstermiştir. Östenitleme sırasında çözünemeyen TiCN'ler büyüyerek tane büyümesini engelleyemediğinden çelik 4, büyük taneli bir yapı ve düşük akma mukavemetine fakat yüksek deformasyon miktarına sahip olmuştur.

Ayrıca çelik 1, 2, 3, 4 ve 5 % ağırlık olarak değişik oranlarda Al içermektedir (Çizelge 1). Al, çelik içerisinde yalnızca nitrür oluşturur ve AlN, TiN'den sonra çözünübilirliği en düşük olan bileşiktir (10). Ayrıca AlN'rün oluşumu, hegzogonal kristal yapıya sahip olduğu için yüzey merkezli kübik yapıya sahip VCN ve TiCN gibi çökeleklerin oluşumundan daha fazla zaman alır. Bu yüzden AlN sıcak olarak haddelenmiş çeliklerde çok az olarak görülür, fakat haddeleme işleminden sonra çeliğe normalizasyon gibi ısı işlem uygulanırsa AlN çökeli (9). AlN'rün çelik içerisindeki başlıca görevi tane büyümesini östenitleme sıcaklığında (900-1200 °C) engellemesidir (11). Bu bilgiler ışığında çeliklerde bulunan Al için iki durum söz konusudur. Birincisi, Al sıcak haddeleme sırasında AlN olarak çökeli ve östenitleme işleminden sonra bu çökelekler büyüyerek tane büyümesini engelleyemez. Bu durumun çelik 4, 5 ve 6'nın büyük taneli ve düşük akma mukavemetine sahip olmasına yardımcı olduğu sanılmaktadır. İkincisi, haddeleme veya östenitleme sırasında kristal yapısının altıgen olmasından dolayı alüminyum azot ile AlN oluşturacak zamanı bulamadığından Al ve N katı eriyik içerisinde serbest halde bulunabilir. Bütün bunlara ek olarak yukarıda da tartışıldığı gibi soğuma hızının etkisiyle karbon da katı eriyik içerisinde serbest halde bulunabilir. Bu yüzden çelik 1, 2 ve 3 belirgin akma noktası göstermişlerdir.

Yukarıdaki tartışmalardan anlaşılacağı gibi çeliklerin kimyasal bileşimi, soğuma hızı, östenitleme sıcaklığı ve süresi çökeleklerin oluşumunu, dağılımını, miktarını ve ebatlarını etkilediği sanılmaktadır. Çünkü, farklı soğuma hızlarında soğutulan mikro-alaşım çeliklerinin kuvvet-uzama diyagramları belirgin ve belirgin olmayan akma davranışları göstermiştir. Bu durum C ve N gibi arayer atomlarının serbest halde olduğunu (belirgin akma noktası) veya karbo-nitrür olarak çökelek halinde bulunduğunu (belirgin olmayan akma noktası) göstermektedir.

5. SONUÇLAR

Kimyasal bileşim ve soğuma hızının arayer atomu içermeyen mikro-alaşım çeliklerinin mekanik özelliklerine etkisi araştırılarak aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Numunelerin tane ebatı soğuma hızları ile ters orantılı olarak değişmektedir. Örneğin yavaş soğuma iri taneli mikroyapı vermektedir.

2. Soğuma hızının düşmesi akma noktası uzamasını düşürerek sürekli akma davranışının oluşmasına neden olmuştur.

3. En yüksek soğuma hızına sahip HS (5.9 °C/s) soğuması keskin ve belirgin akma noktası gösterirken, en düşük soğuma hızına sahip FS (0.06 °C/s) soğuması zayıf yada sürekli akma davranışı göstermiştir. Soğuma hızının yüksek olması katı eriyik içerisinde karbon ve azot miktarını artırmıştır, çünkü yüksek soğuma hızına sahip HS (5.9 °C/s) numuneleri belirgin akma noktası göstermiştir.

4. Vanadyum içeren çelikler titanyum çelikleriyle kıyaslandığında çok belirgin akma noktası göstermişlerdir. Çünkü VCN, TiCN ile kıyaslandığında 1050 °C'de daha yüksek çözünübilirliğe sahiptir. Soğuma hızının yüksek olması durumunda çözünen VCN tekrar çökelemez karbon ve azot katı eriyik içerisinde kalarak belirgin akma noktası oluşmasına neden olur.

5. Titanyum içeren çeliklerde bulunan TiCN çökelekleri, östenitleme sırasında büyüyerek tane büyümesini engelleyemediği için çeliklerin büyük taneli bir yapı ve düşük akma mukavemetine sahip olmasına neden olmuştur.

KAYNAKLAR

1. Elisa, J. A. and Hook, R. E., Proceedings of "Mechanical working and steel processing IX", *TMS-AIME.*, 348 (1970).
2. Bakkaloğlu, A., "IF çeliklerinin özellikleri üzerine proses parametrelerinin etkisi" *1. Demir Çelik Sempozyumu*, Ereğli, 695 (2001).
3. Wilson, D. V. and Russel, B., 'The contribution of atmosphere locking to the strain ageing of low carbon steels', *Acta Metallurgica*, (8): 36 (1960).
4. Tokunaga, Y. and Kato, H., "Metallurgy of vacuum degassed steel products", *Ed: Pradhan, R.*, 91 (1990).
5. Gündüz, S., "Strain ageing phenomena in microalloyed steels", PhD Thesis, *University of Leeds*, Leeds, UK (2000).
6. Baird, J.D., "Strain ageing of steel-a critical review", *Iron and steel*, (36): 186 (1963).
7. Krupik, V. and Gladman, T., "Vanitect project report", 5, Leeds, UK (1992).
8. Narita, K., "Physical chemistry of the groups IVa (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and the rare earth elements in steel", *Transaction ISIJ*, 15: 145 (1975).
9. Sage, A. M., "HSLA steels: Processing, properties and applications", Ed: Tither, G., and Shouhua, Z., 51 (1992).
10. Gladman, T., "Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels", *Ironmaking and Steelmaking*, 16: 241 (1989).
11. Gladman, T., "The physical metallurgy of microalloyed steels", *The Institute of Materials*, London, UK (1997).

Geliş Tarihi:22.11.2001

Kabul Tarihi:24.12.2002