

AISI 420 Paslanmaz Çeliklerin M42 Çelik Tel ile Kaynağı Sonrası Soğuma Ortamına Bağlı Mekanik ve Morfolojik Özelliklerindeki Değişimler

Mehmet Çakmakaya¹, Şükrü Talaş², H. Andaç Yasan², M. İskender Eroğlu²

1Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Otomotiv Mühendisliği, 03200 Afyonkarahisar, Turkey

2Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metallurji ve Malzeme Mühendisliği, 03200 Afyonkarahisar, Turkey

cakmakaya1964@gmail.com, stalas@aku.edu.tr

Geliş Tarihi: 25.01.2019 ; Kabul Tarihi:30.04.2019

Özet

Bu çalışmada, AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliklere TIG kaynak yöntemiyle Argon gazı korumalı ortamda, M42 çelik tel kullanılarak, 75 amper 4.5cm/dk kaynak ilerleme hızıyla kaynak dikişleri çekilmiştir. Bu amaç için Ø 50mm çapında ve 2, 3.5, 5 ve 6.5 mm kalınlıklarında disk şeklinde parçalar hazırlanmıştır. 50 mm boyunca kaynak dikışı oluşturulan bu parçaların kaynaktan hemen sonra farklı soğutma sıvılarına daldırılarak oda sıcaklığına kadar soğumaları sağlanmıştır. Deney numunelerinin sertlik ölçümü kaynak dikişinden esas metale doğru gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı karakteristikleri ise optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM) vasıtasıyla incelenmiştir. Sonuç olarak, östenitik yapının yüksek soğuma hızından etkilenerek martenzitik yapıya dönüşmesi gerçekleşmiştir. Bu tür paslanmaz çeliklerin kritik soğuma hızının altında soğutulmaması için uygun tedbirlerin alınması gereklidir.

Anahtar kelimeler

“TIG kaynağı”,
“Paslanmaz çelikler”,
“ITAB” ve “Hızlı soğuma”.

Changes in Mechanical and Morphological Properties of AISI 420 Stainless Steels Welded with M42 Steel Wire Associated with Weld Cooling Medium

Abstract

In this study, the method AISI 420 TIG welding of martensitic stainless steels in the protected environment of Ar gas and 75 amps and with a weld speed of 4.5cm/min was carried out using M42 steel wire. For this purpose, specimens of Ø 50mm diameter and thickness of 2, 3.5, 5 and 6 mm was sliced. Weld bead was formed along the specimen for about 50mm long and following the welding, specimens were immersed into a different cooling fluids to cool to room temperature. Microhardness measurement was carried out mainly from the base metal towards the weld seam. Microstructural characteristics were investigated by optical microscope, scanning electron microscopy (SEM). As a result, the martensitic transformation of the austenitic structure has been influenced by the high cooling rate. This type of stainless steel must not be cooled below a critical cooling rate and it is necessary to take the appropriate measures.

Keywords

“TIG welding”,
“Stainless steels”,
“HAZ” and “Fast cooling”.

© Afyon Kocatepe Üniversitesi

1. Giriş

Genellikle paslanmaz çelikler yüksek krom alaşımlı çelikler olup, paslanmaz olarak nitelendirilebilmeleri için bu malzemelerin kimyasal içeriğinde en az %10,5 Cr bulunması gerekmektedir (Paslanmaz Çelikler 2002). Çeliğin içeriğindeki kromun korozyona karşı koruyucu kabiliyeti, krom ile oksijen arasındaki büyük affiniteden ileri

gelmektedir (Anık ve Tülbentçi 1996). Günümüz endüstrisinde yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelikler, içerdiği katkı elemanlarına göre değişen ve tamamen östenitik ile tamamen ferritik özellikler aralığında sıralanan beş farklı çeşit paslanmaz çelik türü bulunmaktadır (Odabaş 2004).

Martenzitik paslanmaz çelikler ağı. %10.5–18 arası Cr içeren ancak asıl martenzitik yapıyı içerdiği ağı. %

0.10 ile 1.2 arasındaki C ile kazanan paslanmaz çelik grubudur. En yüksek C oranı genellikle, ağı. %18 Cr ile beraber bulunur. Bazı martensitik çelikler ise mekanik özelliklerini iyileştiren katkıları örneğin, Nb, Mo ve W gibi alaşım elementlerinden %3'e kadar içerirler. Sahip olduğu yüksek miktardaki C miktarı, çeliğin normal ısı ile işleme sertleştirilebilmesini sağlar. Martensitik paslanmaz çelikler yüksek sertlik için, en uygun paslanmaz çelik grubu olup bu sebeple, kaynak kabiliyeti zayıftır ve genellikle kaynak işlemi sonrası tavlama gerektirir. Korozyon dayanımı östenitik gruba göre düşüktür. Tavllanmış haliyle işlenebilirliği gayet iyidir. Ancak sertleştikten sonra işlenebilirliği zorlaşır. Martensitik paslanmaz çeliklerin kritik soğuma hızlarının çok yavaş olması, yavaş soğuma halinde, örneğin sakin havada soğuma, martensit oluşumuna neden olur. Martensitikler ferritliklere göre çatlak oluşumuna daha da duyarlıdır. (Campbell, 1992, Oğuz, 1985, Tülbentçi, 1985, Bilmes et al 2001).

Martensitik paslanmaz çeliklerin korozyon direnci % 12 Cr içeriklerinden dolayı daha zayıftır. Bu Cr düzeyinde ilave edilecek maksimum karbon miktarı % 1,5'dir (Abington Publishing 1994). Ancak bu durumda fazla karbon tane sınırlarında çökeltilmekte ve tane sınırlarına yakın bölgelerde krom miktarı % 12'nin altına düşmektedir (Aran ve Temel 2004). Paslanmaz çelikler türlerine göre farklı fiziksel özellikler gösterirler. Bunlar elastisite modülü, ısı genleşme katsayısı, ısı iletkenlik, özgül sıcaklık, manyetik geçirgenlik özellikleridir (Odabaş 2004, Tusek and Suban 2000).

Endüstriyel uygulamalarda paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirilmelerinde ergitmeli kaynak yöntemlerinden gaz korumalı olanlar ön plana çıkmaktadır. Östenitik paslanmaz çeliklerin gaz altı kaynaklarında koruyucu gaz olarak argon + helyum + karbondioksit içeren gazlar kullanılmaktadır. Argon + oksijen karışımı gazlar kaynak banyosunda oksidasyona neden olmasına rağmen, daha iyi ısıtma kabiliyeti ve ark dengesi sağladığı rapor edilmektedir [Liao, and Chen 1998]. MIG kaynağında oksijen karbondioksit göre daha etkili olup argon + % 1-2 oksijen kullanıldığında sprey ark

geçışı sağlamaktadır (Tülbentçi 1990, Kaluç ve Sarı 1996). Paslanmaz çelikleri birleştirirken en çok koruyucu gaz olarak saf argon kullanılmaktadır. Argon hidrojen ilavesi ile kaynak hızı ve nüfuziyeti artmakta ve kaliteli kaynak dikişleri elde edilmektedir (Ceyhun 1992). Helyum + argon ile argon + hidrojen karışım gazları yüksek kaynak hızları gerektiği hallerde kullanılmaktadır [Ural ve Kaluç 1996, Tusek and Suban 2000]. Azot gazı östenit dengeleyici olduğundan kaynaklı birleştirmelerde kaynak metalindeki δ -ferrit oranı kontrol edilmektedir (Lothongkum al. 2001, Lin and Chen 2001).

Östenitik ve ferritik paslanmaz çelik kalitelerinin kaynaklanmasına en temel fark, potansiyel olarak ferritik çeliklerin sert ITAB'ı veren martensitik yapısı ile beraber çatlama riski taşıması ve östenitik çeliklerin daha kolay kaynaklanmasıdır. Martensitik paslanmaz çelikler, özellikle kalın kesit bileşenlerinde ve çok kısıtlanmalı bağlantılarda, ITAB'ın çatlama riskini önlemek için önlemler alınmasını sağlanarak başarıyla kaynaklanabilir. ITAB'daki yüksek sertlik bu tip paslanmaz çeliğin hidrojen kırılmasına çok eğilimli olmasını sağlar. Çatlama riski genellikle karbon içeriği ile artar (Kumar et al 2012, Sun and Han 1994, Kotecki and Lippold, 2005, Srinivasan et al 2004). Riski en aza indirmek için düşük hidrojen işlemi (TIG veya MIG) kullanarak veya sarf malzemelerinin üreticinin talimatlarına göre kurutulmasını (Örtülü elektrod kaynak elektrodları ve Tozaltı kaynağında kullanılan tozlar) sağlayarak kaynak yapılabilir. Yaklaşık 200 ila 300 °C'ye ön ısıtma işlemi özellikle Cr ve C içeriği, kesit kalınlığına ve kaynak metaline giren hidrojen miktarına bağlı olacaktır. Zaman ve sıcaklık, kimyasal bileşim ile belirlenecektir (Sun and Han, 1994, Kumar et al 2012, Lippold, 1981).

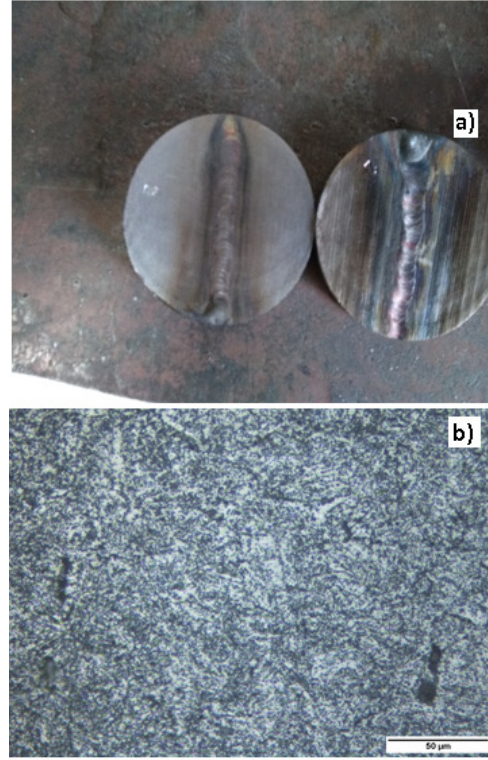
İnce kesit, düşük karbonlu malzeme, tipik olarak 3 mm'den az olan, çoğu zaman ön ısıtma yapılmadan kaynaklanabilir. Bu durum düşük difuzedebilen hidrojen girdisinin sağlanabilmesi için birleştirme alanının temizlenmesine dikkat edilmesiyle başarılabılır. Daha kalın kısım ve daha yüksek karbonlu (>% 0.1) malzeme muhtemelen ön ısıtma ve kaynak sonrası ısı işlem gerektirecektir. Kaynak

sonrası ısı işlem kaynaktan hemen sonra sadece yapıyı temperlemek için değil, aynı zamanda hidrojenin kaynak metalinden ve ITAB'dan uzaklaşmasını sağlamak için yapılmalıdır (Lippold 1981, Kumar et al 2012, Bilmes 2001).

Martenzitik paslanmaz çeliklerin TIG kaynaklı birleştirmelerin yapısı ve özelliklerine kaynak sonrası soğuma hızının etkisiyle ilgili etraflıca bir çalışma bulunmadığından dolayı bu çalışmada AISI420 martenzitik paslanmaz çeliğin M42 ilave kaynak teli kullanılarak TIG kaynaklı birleştirmesinin özelliklerine ve mikroyapısına kaynak sonrası soğuma hızının etkisi araştırılmıştır.

2. Materyal ve Metot

Çalışmada kullanılacak paslanmaz çelik, şerit testere yardımı ile \varnothing 50mm çapında AISI420 martenzitik paslanmaz çelik çubuktan kalınlığı 2, 3.5, 5 ve 6.5 mm olacak şekilde kesilmiştir. Disk şeklinde deney numunesi ile beraber her bir kalınlık için 16 adet deney numunesi hazırlanmıştır. Dilimlenen numunelerin üzerine 75 Amper akımda ve 8 lt/dak debide Argon gazı altında TIG yöntemi ile 50mm uzunluğunda, M42 kalite çelikten 2mm kalınlığında ilave çubuk kullanılarak kaynak dikişi çekilmiştir (Şekil 1).



Şekil. 1. a) TIG kaynaklı numune b) esas metal mikroyapı

Tablo 1. AISI 420 ve M42 çeliklerinin nominal bileşimi (M42 de ağırlık % 0.9 Mn bulunur)

Kalite	C	Mn	P	S	Si	Cr
420 (1.4021)	0.20	1.0 max	0.04 max	0.03 max	1.0 max	13.0
	C	Co	Mo	Cr	V	W
M42	1.08	8	9.4	3.9	1.2	1.5

Kaynak işleminden sonra zaman kaybetmeden farklı kalınlıktaki (2, 3.5, 5 ve 6.5 mm) numuneler farklı soğutma hızı oluşturabilmek amacıyla, bir grup numune oda sıcaklığında (20°C), diğer bir grup 10°C'deki suda ve bir diğer grup numune ise oda sıcaklığındaki yağda soğutulmuştur. Farklı kalınlıktaki diğer bir grup malzeme ise kaynak sonrası havada soğutulmuştur. Eğe ile tufal temizliği yapıldıktan sonra diskotom kesme cihazı ile kaynaklı disk şeklindeki deney numuneleri ortadan ikiye ayrılmıştır. Kesme işlemi tamamlanan numuneler 90-1200G zımparadan geçirilerek, 1 mikron alumina yardımıyla çuhada parlatılıp alkolle temizlenerek metalografik olarak hazırlanmıştır. Metalografik olarak hazırlanan numunenin kaynak

bölgesi daha az miktarda Cr ve Ni içerdiği için yaklaşık 20s Nital ile dağlandıktan sonra incelemeye hazır hale getirilirken, diğer bölgelerinin paslanmaz çelik olması nedeniyle mikroyapısını yapısını daha belirgin hale getirmek için Kalling 2 solüsyonuna 2s daldırılarak dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlama işleminden sonra numuneler optik mikroskop ile 500x büyütme işlemi uygulanarak incelenmiştir. Elde edilen fotoğraflar daha sonra photoshop programları yardımıyla düzenlenmiştir. Şekil 1b'de çalışmada kullanılan AISI 420 ana malzemenin yapısı gösterilmiştir.

Nikon marka Optik Mikroskop kullanılarak incelemesi biten numuneler Shimadzu HMV-2 Vickers mikrosertlik cihazı ile 4 adet esas metalden, 2 şer adet ITAB bölgesinden, 1 adet ergime bandından ve 3 adet kaynak metali ortasından olmak üzere 10 adet sertlik ölçümü 100gr yük altında gerçekleştirilmiştir. Her bir ölçümün ortalaması alınarak sertlik hakkına genel eğilimin yansıtılması sağlanmıştır. Çalışmada kullanılan her kalınlık ve soğuma durumu için sertlik ölçümü tüm numunelere tekrarlanmıştır. Test sonuçları kaynak bölgesinden olan mesafe – ölçülen sertlik değeri olarak düzenlenip ana malzeme ve kaynak bölgesinin sertlik değişimleri rapor edilmiştir.

3. Sonuçlar ve İrdelenmesi

3.1 Mikroyapı İncelenmesi.

45 numuneden ana malzeme, ITAB ve kaynak bölgesi olmak üzere yaklaşık 200 adet mikroyapı görüntüsü alınmıştır. Çalışmada 4 farklı soğutma durumu için toplam 4 grup, her grup için 4 farklı deney numunesi kalınlığı vardır. Bu çalışmada 16 adet mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Bütün mikroyapılar 500x büyütme altında alınmıştır.

Şekil 2' de yer alan mikroyapılar oda sıcaklığındaki suda soğutulan farklı kalınlıklardaki kaynaklı numunelere aittir. Ana metalde görülen yapı östenit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır (Kerr and Leone 1982).

Kaynaklı birleştirmelerin kaynak metali görüntülerinden yapıların soğuma ortamı ve parça

kalınlığı ile ilişkili soğuma rejimine bağlı olarak farklı morfolojilerde martenzit fazındaki yapılardan oluştuğu göze çarpmaktadır. Şekil 2 a, lath tipi martenzitik yapıyı gösterirken, Şekil 2 b ve c de ise yoğun bir lentiküler yapı bulunmaktadır. Şekil 2d ise, martenzitik ve beynitik yapılar birbiri içine girmiş şekilde görülmektedir. Ferritik matrisin yokluğu ve aynı zamanda Widmanstatten yapıların bulunmaması, yüksek C miktarı ve soğuma hızının değişkenliğinden dolayıdır. (Lin and Chen 2001, Clark and Guha 1982).

Şekil 3'de yer alan mikroyapı görüntüleri oda sıcaklığında bulunan yağda soğutulan farklı kalınlıktaki kaynaklı numunelere aittir. Şekil 4'de yer alan mikroyapı görüntüleri ise soğuma sıcaklığı 10°C olan suda soğutulan farklı kalınlıktaki numunelere aittir. Son grup mikroyapılar kaynak sonrası havada soğutulan farklı kalınlıktaki numunelere aittir (Şekil 5). İlk 3 grupta gözlemlenen iğnesel martenzitler burada hacimsel olarak daha az dağılım göstermektedir. Şekil 5'deki mikroyapı görüntülerinden anlaşıldığı gibi burada gözlemlenen iğnesel yapılar daha yüksek soğuma rejiminde soğutulan numunelerin yapılarına göre daha kısa ve ince yapıları bir oluşumdur. Oluşan martenzit yapılar iğnesel morfolojili değildir (Lothongkum al. 2001, Gökmen 2006). Şekil 2, 3 ve 4'de verilen resimlerde, ince kesite çekilmiş numunedeki kaynak bölgesinin martenzit ile başladığı ve kalın kesite doğru martenzit + beynit veya 10 °C lik soğutma suyunda soğutulan numunelerde olduğu gibi ince martenzitten kaba martenzite geçiş olduğu görülmektedir. Buna karşın, yukarıda da ifade edildiği gibi, havada soğutulan numunede ise geçiş daha belirgin bir hal almıştır. Kalın kesitlerdeki mikroyapıların soğuma hızının düşmesi ile beraber beynitik+ferritik yapıya dönüştüğü görülmektedir. Unutulmamalıdır ki, M42 çeliği ferritik olup martensitik çeliğin mikroyapısını değiştirmesi beklenmelidir. Özellikle Şekil 5b ve c'nin dönüşmüş ferritik (martenzit-ferrit) ve kısmen beynitik yapıda olduğu görülmektedir.

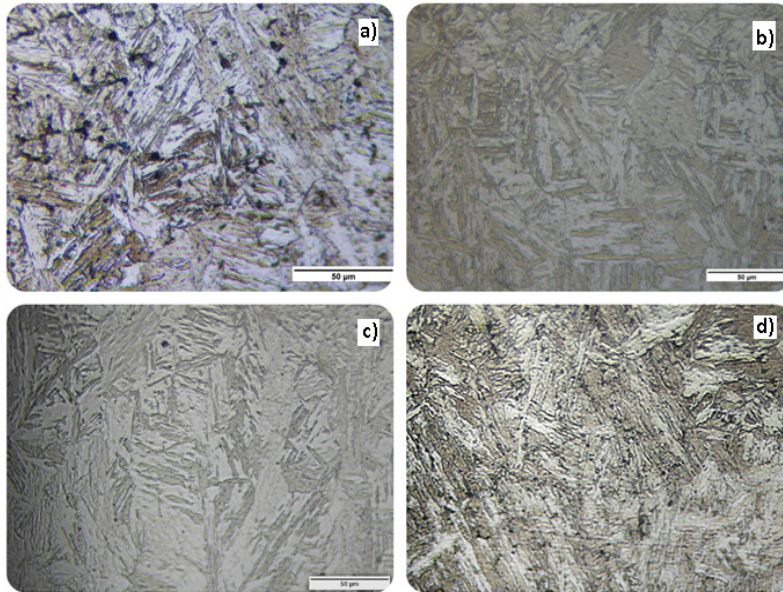
Kaynak ergime bölgesi her numune için değişmektedir. Özellikle kalınlık arttığı takdirde kaynak hızı sabit olduğundan penetrasyon derinliği hızla düşmüştür. Sadece 2mm kalınlıkta tam

penetrasyon gözlemlenmiştir. Ayrıca 2 mm malzemeler aynı grup içerisinde daha kalın parçaları göre daha sert bulunmuştur.

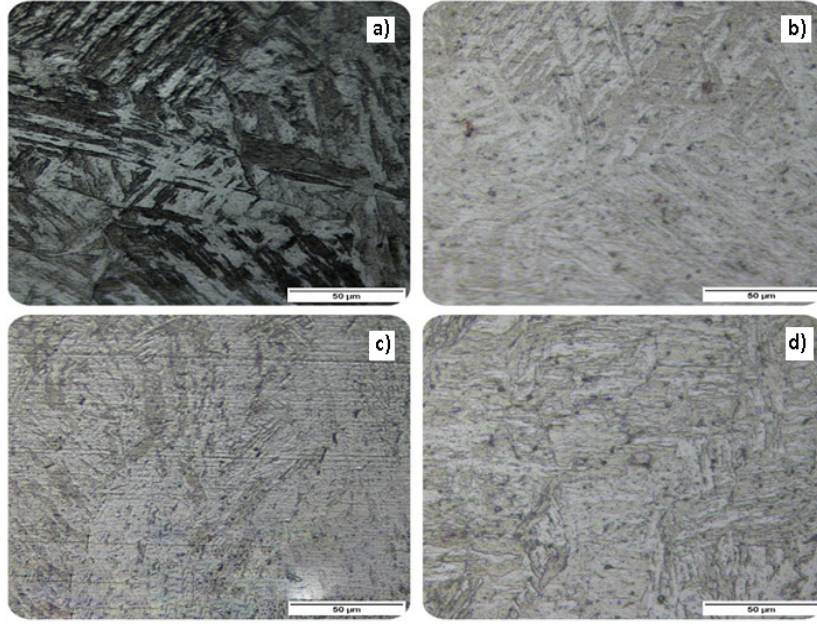
Daha öncede belirtildiği üzere esas metal yapıda görülen mikroyapı (şekil 1) martenzitiktir. Kaynak mikroyapısı ise kalıntı östenit ve martenzitten oluşmaktadır. Esas metalde martenzit olmasına rağmen mekanik özellikleri son derece düşüktür. Bunun nedeni AISI 420 çeliğinin ısı işlemleri kullanıma uygun olmamasıdır.

ITAB genişlikleri (Şekil 6) sertlikte olduğu gibi en geniş olarak et kalınlığı 2 mm olan malzemelerde gözlenmiştir. Kalınlık azaldıkça ITAB genişliği son derece artmıştır. Bu etki, ısı dağılımının iki boyutlu

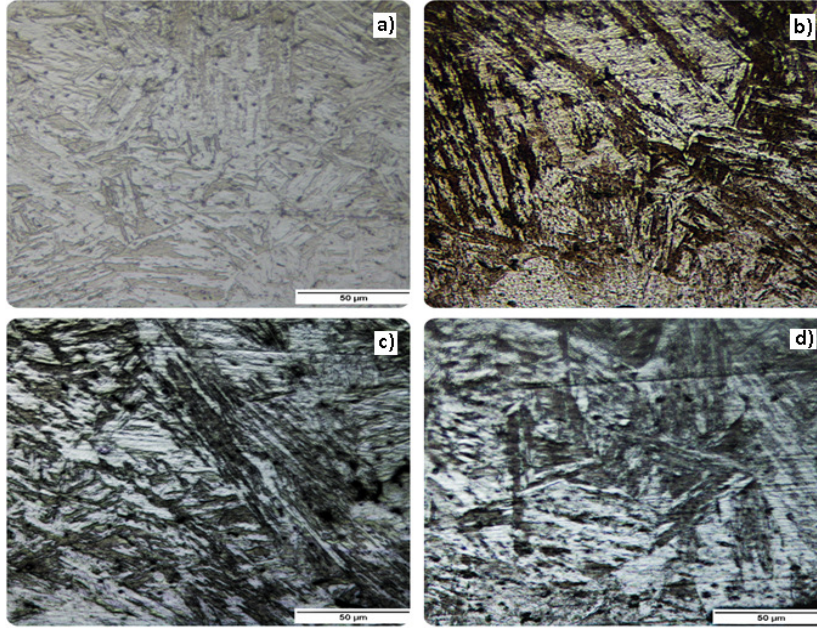
olmasından kaynaklanmakta olup, ince kesitli parçalarda, normal koşullarda soğutma yapılmasaydı soğuma hızını düşürücü bir etki yaratması beklenirdi. Ancak, bu çalışmada, kaynak metali ve numune kaynaktan sonra soğumaya müsaade edilmediği için, kalınlığın soğumaya etkisi su verme ortamına bağlı olarak, havada soğumaya göre daha hızlı olmaktadır. Dolayısıyla mikroyapı daha ince olmakta ancak ITAB genişliği değişmemektedir. Çünkü, ITAB oluşumu soğutmadan önce tamamlandığı için soğutmanın bir etkisi değil kalınlığın bir sonucu olarak ITAB genişlikleri fazla çıkmaktadır.



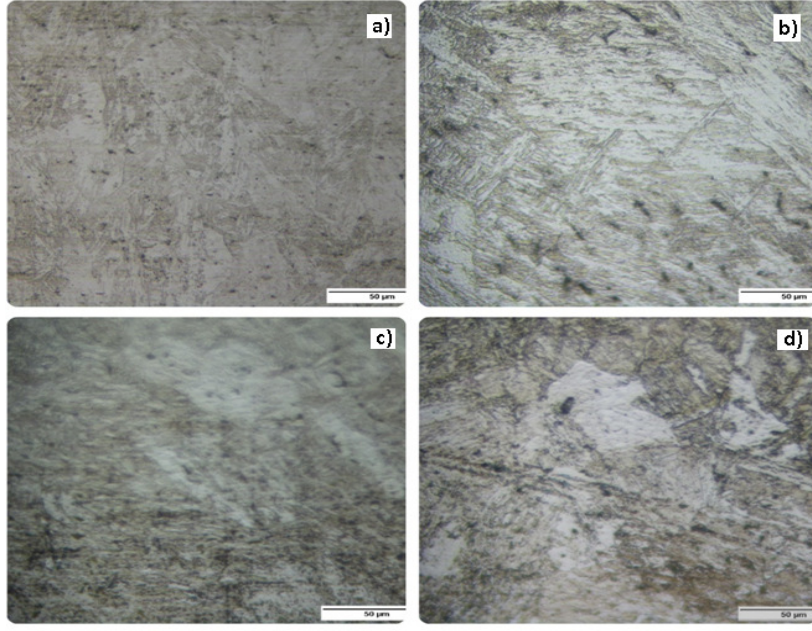
Şekil 2. Farklı kalınlıkta 20°C sıcaklıkta suda soğutulan kaynaklı numunenin mikro yapı görüntüleri (500x), a) 2 b) 3,5 c) 5 d) 6,5 (mm)



Şekil 3. Farklı kalınlıkta yağda soğutulan kaynaklı numunenin mikroyapı görüntüsü (500x), a) 2 b) 3,5 c) 5 d) 6,5 (mm)



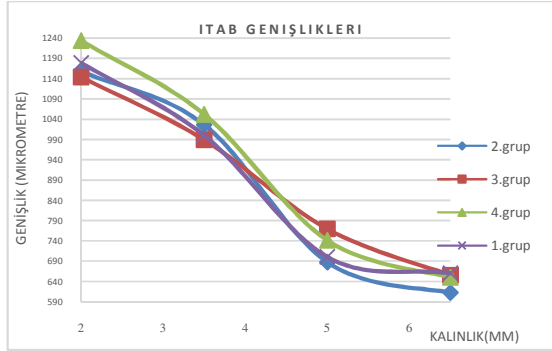
Şekil 4. Farklı kalınlıkta 10°C sıcaklığında suda soğutulan kaynaklı numunenin mikroyapı görüntüsü (500x), a) 2 b) 3,5 c) 5 d) 6,5 (mm)



Şekil 5. Farklı kalınlıkta havada soğutulan kaynaklı numunenin mikroyapı görüntüsü (500x), a) 2 b) 3,5 c) 5 d) 6,5 (mm)

3.2. ITAB Genişliğinin Kaynak Sonrası Soğuma Hızıyla İlişkisi

Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı incelemelerine ilaveten numunelerin daha sonra ITAB görüntüleri üzerinden ölçümler alınmış ve ITAB genişlik grafiği oluşturulmuştur. Sonuçlar grafiksel olarak Şekil 6'da grafiksel gösterilmiştir.



Şekil 6. ITAB genişliğinin kalınlığa göre değişimi

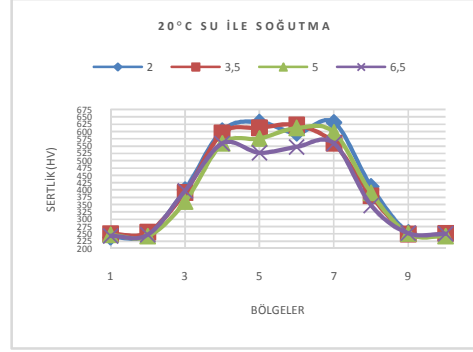
En yüksek ITAB genişliği; 2mm kalınlıkta ve havada soğuyan deney numunesinde tespit edilmiştir (Şekil 6). 20°C ve 10°C' de suda ve 25°C de yağda soğuyan 2mm kalınlığa sahip numuneler ITAB genişlik değerleri son derece birbirine yakın bulunmuştur. İş parçası kalınlığı arttıkça ITAB genişliği düşmektedir. Düşük kalınlıkta yavaş soğuma hızında görülen en yüksek ITAB genişliği, daha kalın iş parçasında artan kalınlıkla soğuma hızı artışına bağlı ITAB genişliği daralmaktadır. Bunun nedeni yüksek et kalınlığı nedeniyle soğumanın nispeten daha hızlı gerçekleşmesidir.

3.3. Kaynaklı Birleştirmelerin Kaynak Sonrası Soğuma Hızı ile Sertlikleri Arasındaki İlişki

Farklı kesit kalınlığındaki deney malzemelerine TIG kaynak işlemi sonrası uygulanan farklı soğutma rejiminin birleştirmenin sertliği üzerindeki etkisi de çalışmada incelenmiştir.

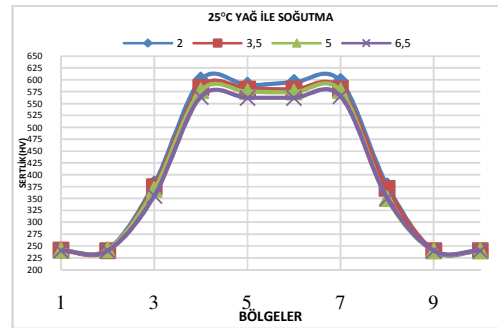
Şekil 7, kaynak metalinin ortalama sertliğini göstermektedir. Kaynak bölgesinde 2mm kesit kalınlığına sahip numunede en yüksek sertliği 632HV_{0.1} ile ulaşmıştır. En düşük sertlik ise 527 HV_{0.1} ile 6.5mm kesit kalınlığına sahip numunenin kaynak metalinde ulaşmıştır. Şekil 7'de görüldüğü

üzere 20°C suda soğuyan et kalınlığı en düşük (2mm) olan deney numunesinde kaynak metalinde en yüksek sertlik değerine ulaşmıştır. Kesit kalınlığı azaldıkça kaynak sonrası soğumanın en hızlı olduğu bir durum sözkonuzu olup, artan et kalınlığı ile beraber soğuma hızı düşmektedir ve kaynak metalinin genel sertlik değerleri azalmıştır.



Şekil 7. 20°C'de soğutulan farklı kalınlıktaki numunelere ait sertlik değerleri.

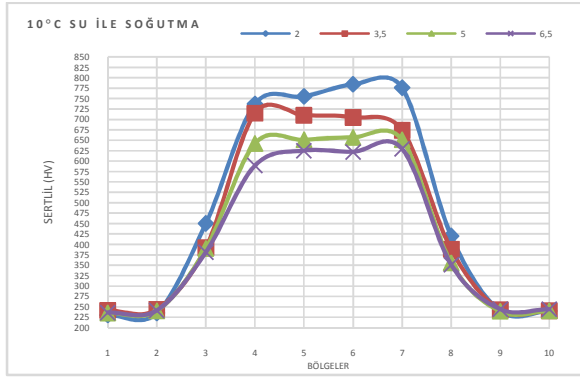
Şekil 8'de 25°C yağda soğuyan grupta sertlik değerleri 1. gruba göre daha düşük olarak gözlenmiştir. En yüksek sertlik değerini yaklaşık 600HV_{0.1} olarak kaynak metalinde ölçülmüştür. En düşük sertlik ise 567HV_{0.1} ile 6,5 mm lik malzemedir.



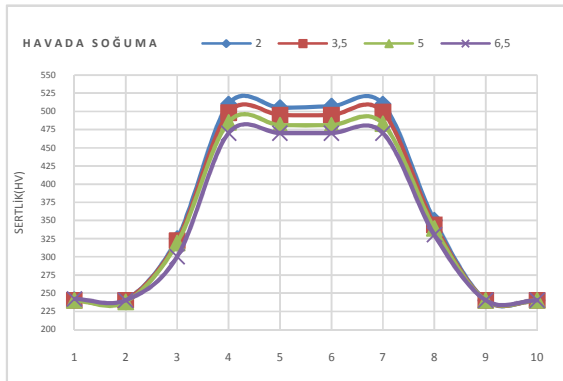
Şekil 8. 25°C'de yağda soğutulan farklı kalınlıktaki numunelere ait sertlik değerleri.

10°C suda soğuyan numuneye ait sertlik grafiği şekil 9'da verilmiştir. Şekil 9'da verilen sertlik grafiği deneyde en yüksek sertlik değerlerine sahiptir. 2mm kesit kalınlığına sahip numune için sertlik

yaklaşık kaynak bölgesinde 800HV_{0.1} ye kadar ulaşmıştır.



Şekil. 9. 10°C'de su ile soğutulan farklı kalınlıktaki numunelere ait sertlik değerleri.



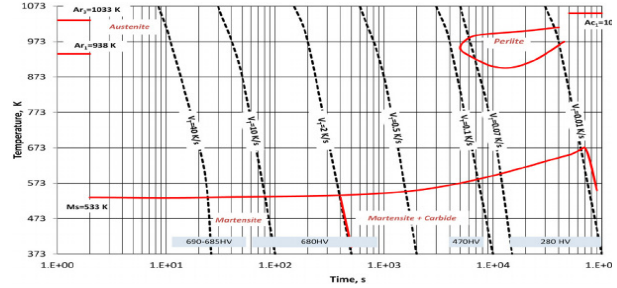
Şekil. 10. Havada soğuyan farklı kalınlıktaki numunelere ait sertlik grafiği.

Şekil 10'da kaynak sonrası havada soğutulan farklı kalınlıktaki numunelere ait sertlik dağılımı grafiksel olarak gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi en yüksek sertlik 2 mm kesit kalınlığına sahip numunenin kaynak metalinde yaklaşık 525 HV_{0.1} ve en düşük sertlik ise kesit kalınlığı 6,5 mm olan numunenin kaynak metalinde yaklaşık 475 HV_{0.1} bulunmuştur.

Sertlik sonuçları kaynak metal sertliğinin artan et kesit kalınlığına bağlı olarak genel olarak azaldığına işaret ederken, kaynak sonrası soğuma rejimini arttıran soğuma ortamlarına göre de kaynaklı bağlantının sertliğinin arttığına işaret etmektedir.

Şekil 11'de görüldüğü gibi çelik numunede havada soğuma şartlarında bile martenzit yapı elde edilebilmektedir. Havada soğuyan numunelerde

yaklaşık 480HV_{0.1} elde edilmiştir. Bu tip çeliklerde Martenzit dışı yapıların eldesi ancak tam tavlama tipi atmosferlerde mümkündür. Normalize, suda, yağda soğutulan çeliklerde martenzitik dönüşümün elde edilmesi kaçınılmazdır, ancak mikroyapıda dönüşmeden kalan kalıntı östenitlerde bulunabilmektedir.



Şekil. 11. AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe ait TTT diagramı ve CCT eğrileri [16].

4. Genel Sonuçlar

Farklı kesit kalınlığında TIG kaynak yöntemiyle birleştirilen ve kaynak sonrası farklı soğuma ortamlarında soğutulan numunelerin kaynak metal yapısı, ITAB genişliği ve kaynaklı bağlantının sertliği incelenmiştir. Genel olarak değerlendirildiğinde soğuma ortamı ve iş parçası et kesit kalınlığına bağlı olarak artan soğuma rejimiyle ilişkili olarak kaynak metalinin yapısının martenzit fazının yanı sıra kalıntı östenitten oluştuğu görülmektedir. Martenzitin morfolojisi yüksek soğuma hızına sahip numunelerde iğnesel martenzit formunda oluşmaktadır. Kaynak metalinin ITAB genişliği et kesit kalınlığı düşük ve kaynak sonrası soğuma rejiminin endüşük olduğu soğutma ortamında en geniş olarak bulunmuştur. Kaynak metalinin sertliği ise en yüksek en hızlı soğuma rejimine sahip deney numunesinde elde edilmiştir. Sonuç olarak martenzitik paslanmaz çeliklerin kritik soğuma hızının altında soğutulmaması için uygun tedbirlerin alınması gerekli olduğu görülmektedir. Bu bağlamda kaynak öncesi bir ön tav ısıl işleminin yanı sıra kaynak sonrası gerginlikleri giderme ısıl işlemi uygulanması önerilebilir.

KAYNAKLAR

Paslanmaz Çelikler 2002 Teknik Metal Endüstri Malzemeleri Tic. ve San. A.S., Adana,

Ceyhun, V., 1992 Ferritik-Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Karbonlu Çelik ile Nokta Kaynagında Kaynak Parametrelerinin Bağlantının Çekme Makaslama Dayanımına ve Taneler Arası Korozyonuna Etkisi, Doktora Tezi, İTÜ., Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, s. 1-29

Anık S., Tülbentçi K., 1990 Çelikler için Kaynak Metalurjisi", İskender Matbaası, İstanbul.

Abington Publishing, 1994 Welding Metallurgy of Stainless Steels, Abington Welding Training Module, *Cambridge*, pp. 1-45.

Odabas C., 2004 Paslanmaz Çelikler, Temel Özellikleri, Kullanım Alanları, Kaynak Yöntemleri, Askaynak-İstanbul, 2. Baskı, Tavaslı Matbaası.

Aran, A., Temel, M.A., 2004 Paslanmaz Çelik, Acar Matbaacılık A.S., İstanbul.

Liao, M.T.; Chen, P.Y., 1998 The Effect of Shielding-Gas Compositions on The Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Weldments", *Materials Chemistry and Physics*, 55, 145-151.

Tülbentçi, K., 1990 Paslanmaz Çeliklerin Kaynagi, MIG-MAG Eriyen Elektrot ile Gazaltı Kaynagi, 137-142, Gedik Holding-İstanbul.

Kaluç, E., Sarı, N., 1996 Paslanmaz Çeliklerin MIG Yöntemi ile Kaynagi, *Metal ve Kaynak*, 32-75.

Ural, M., Kaluç, E., 1996 Paslanmaz Çeliklerin TIG Yöntemi ile Kaynagi, *Metal Makine*, 12-20, Mart.

Tusek, J., Suban, M., 2000 Experimental Research of the Effect of Hydrogen in Argon as a Shielding gas in Arc Welding of Highalloy stainless steel, *Int J. Hydrogen Energy*, 25, 4, 369-376.

Lothongkum, G., Viyanit, E., Bhandhubanyong, P., 2001 Study on The Effects Pulsed TIG Welding Parameters on Delta-Ferrite Content, Shape Factor and Bead Quality in Orbital Welding of AISI 316L Stainless Steel Plate, *Journal of Mater. Proc. Tech.*, 110, 233- 238.

Lin, Y.C., Chen, P.Y., 2001 Effect of Nitrogen Content and Retained Ferrite on Residual Stress in

Austenitic Stainless Steel Weldments, *Materials Science and Engineering A*, 307, pp. 165-171.

Clark, C.A.; Guha. P., 1982 Welding Characteristic of Duplex Satainless Steels, Duplex Satainless Steels, *Conference Proceeedings American Society For Metals*, Ohio, pp. 632.

Kerr, H. W., Leone, G. J., 1982 Ferrite to Austenite Transformation in Stainless Steels, *Welding Journal*, 61 (1), 13-17.

Gökmen, M., 2006 Paslanmaz Çeliklerin Gazaltı Kaynak Yöntemleri ile Kaynagina Koruyucu Gaz ve ilave Metalin Mekanik Özelliklere Etkisi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Kotecki, D.J. and Lippold, J.C., 2005 Welding metallurgy and weldability of stainless steels, John Wiley, Hoboken, New Jersey

Srinivasan, P.B., Sharkawy, S.W. and Dietzel, W., 2004 Hydrogen assisted stress-cracking behaviour of electron beam welded supermartensitic stainless steel weldments, *Materials Science and Engineering A*, 385, 6-12

Sun, Z., Han, Y.H., 1994 Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless steel joints, *Materials Science and Technology*, 10/9, 823-829

Kumar, S., Chaudhari, G. P., Nath, S. K. and Basu, B., Effect of Preheat Temperature on Weldability of Martensitic Stainless Steel, *Materials and Manufacturing Processes*, 2012, 27:12, 1382-1386

Bilmes, P.D., Solari, M., Llorente, C.L., Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals. *Mater. Charact.* 2001, 46, 285-296.

Lippold, J.C. 1981 Transformation and tempering behavior of 12Cr-1Mo-0.3 V martensitic stainless steel weldments, *Journal of Nuclear Materials*, 104, 1127-1131.