



Alınış tarihi (Received): 26.09.2025

Kabul tarihi (Accepted): 13.10.2025

AISI 904L Süper Östenitik Paslanmaz Çeliğin Lazer Kaynak Kabiliyetinin Araştırılması

Ceyhun KÖSE^{1,*}

¹Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, Tokat, Türkiye

*Sorumlu yazar: ceyhun.kose@gop.edu.tr

ÖZET: Bu çalışmada, lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiş AISI 904L süper östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre, düşük ve yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin kaynak metal mikroyapısının neredeyse tamamen östenit (dendritik+interdendritik) tanelerinden oluştuğu gözlenmiştir. Kaynak sonrası ısıtıl işlemin etkisiyle tane sınırlarında ve interdendritik bölgede bazı Cr₂₃C₆ ve Cr₂N çökeltileri ortaya çıkmıştır. Ayrıca, ısı girdisinin artışıyla dendritik yapının arttığı belirlenmiştir. En yüksek mekanik özellikler düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunede elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler – Lazer kaynak, Süper östenitik paslanmaz çelik, Mikroyapı, Mekanik özellikler, Kaynak sonrası ısıtıl işlem

Investigation of Laser Weldability of AISI 904L Super Austenitic Stainless Steel

ABSTRACT: In this study, the microstructure and mechanical properties of AISI 904L super austenitic stainless steel welded using laser beam were investigated. The results showed that the weld metal microstructure of samples joined at the low and high heat inputs consisted almost entirely of austenite (dendritic + interdendritic) grains. Some Cr₂₃C₆ and Cr₂N precipitates appeared at grain boundaries and in the interdendritic region owing to post-weld heat treatment. It was also determined that the dendritic structure increased with increasing heat input. The highest mechanical properties were obtained in the sample joined at the low heat input.

Keywords – Laser welding, Super austenitic stainless steel, Microstructure, Mechanical properties, Post-weld heat treatment

1. Giriş

AISI 904L süper östenitik paslanmaz çelikler yüksek miktarda Cr, Ni, Mo gibi alaşım elementleri içermesi nedeniyle yüksek korozyon direnci gösteren bir mühendislik malzemesi türüdür. Nikel alaşımlarına kıyasla daha ucuz olmaları nedeniyle petrol endüstrisindeki kullanımı ön plana çıkmaktadır. Bu malzeme, aşınmaya ve çatlamaya karşı da yüksek direnç göstermektedir ve mükemmel tokluk ve kaynaklanabilirlik özelliklerine de sahiptirler. Bu malzemenin üstün özellikleri kaynak işleminden sonra olumsuz etkilenebilmektedir. Kaynak mikroyapısındaki dendritik/interdendritik (östenitik formda ikincil faz) yapıların değişimi nedeniyle bazı mekanik özelliklerde azalma ortaya çıkabilir. Bu malzemenin kaynak kabiliyetini inceleyen araştırmacılar olan Kchaou ve ark., korumalı metal ark kaynak yöntemiyle, Zambon ve ark ve Sathia ve ark. lazer kaynak yöntemiyle gerçekleştirdikleri

çalışmalarında yüksek mekanik özellikler elde ettiklerini bildirmişlerdir (Kchaou ve ark. 2014; Zambon ve ark. 2006; Sathia ve ark. 2013).

Uzun süre yüksek ısı işlem sıcaklığına maruz bırakılan AISI 904L süper östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısında Cr_2N , $Cr_{23}C_6$ gibi nitrür/karbür çökeltileri ve σ (sigma), chi fazı benzeri intermetalik fazlar oluşabilmektedir ve bu intermetaliklerin oluşumunu ferrit dengeleyici elementler tetiklemektedir (Farneze ve ark. 2015; Köse ve ark. 2022a). Alaşım elementi miktarının artmasıyla ilişkili olarak malzemenin özellikleri iyileşmektedir, ancak Cr ve Mo gibi alaşım elementlerinin içeriğinin artışı ikincil fazların çökmesine yol açmakta ve özellikle korozyon direnci negatif etkilenmektedir. Ayrıca, süper östenitik paslanmaz çeliğin katılaşma sürecinde çözünen atom Mo, östenit matrisindeki düşük çözünürlüğü nedeniyle tercihen sıvıya ayrışır. Östenit matrisinde, dendritik bölgelerde yoğunlaşan bu ayrılmış çözünen atomlar çökeltilerin oluşumunu teşvik etmektedir (Hao ve ark. 2020). σ fazının, Mo açısından yüksek olduğu bilindiğinden, kaynak içindeki Mo konsantrasyonundaki bir artışın genellikle katılaşma sırasında oluşan σ fazının miktarında eş zamanlı bir artışa yol açması beklenir. Bu çelik 800-1100 °C'de sıcak işlendiğinde, sert ve kırılgan ikincil fazlar, özellikle σ fazı, tane sınırları boyunca çökecek ve sıcak haddeleme sırasında çatlamaya neden olacaktır. Yüksek sıcaklığa maruz kalan süper östenitik paslanmaz çeliklerdeki σ fazı oluşumunu engellenmesi çok önem arz etmektedir. Karbür ve nitrür çökeltileri tane sınırlarında oluşabildiği gibi ferrit ve östenit tanelerinde de ortaya çıkabilmektedir. 1100 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda tutulan paslanmaz çelikler bu sıcaklıktan hızlı soğumaya bırakılırsa karbür veya nitrür mikroyapıda gözlenmeyebilir (Farneze ve ark. 2015; Kuscü ve ark. 2007). Ancak, bazı araştırmacılar kaynaktan sonra ısı işlemi takiben oda sıcaklığında soğuma yapılmasında bile östenitik paslanmaz çeliklerde karbür oluşmadığı sonucuna ulaşmışlardır (Prapakaran ve ark. 2021). Köse ve ark. (2022a) çalışmada, kaynaktan sonra ısı işlemi takiben oda sıcaklığında soğumaya bırakılan numunenin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde karbürler oluştuğuna dikkat çekmişlerdir (Farneze ve ark. 2015). Araştırmacılara göre, alaşımlama yapılarak malzemelerin bazı özelliklerine iyileştirmenin yanında, paslanmaz çeliğe Ni, N, Cu, Mn ve diğer elementlerin eklenmesi östenit matrisinin stabilize edilmesinde ve ikincil fazların çökmesinin engellenmesinde olumlu bir rol oynayabileceği ifade edilmektedir (Guo ve ark. 2023).

Lazer kaynağı yüksek enerji yoğunluğuna sahip olması, çok küçük bir alana odaklanabilmesi, çok dar kaynak dikişlerinin elde edilmesi gibi özelliklere sahip bir kaynak yöntemidir ve bu yöntemle pek çok metalik malzeme başarılı bir şekilde birleştirilebilmektedir (Köse, 2016b; Köse, 2016c). Literatürde, süper östenitik paslanmaz çeliklerin sürtünme-karıştırma kaynağı, sürtünme kaynağı, CO₂ lazer-GMA hibrid kaynak, TIG kaynak ve CO₂ lazer kaynak yöntemleriyle ilgili çalışmalar bulunmaktadır (Li ve ark. 2017; Sathia ve ark. 2012b; Balamurugan ve ark. 2014; Ramkumar ve ark. 2016; Sathia ve ark. 2010c). Ancak, ısı girdisinin ve ısı işlemin lazer kaynaklı süper östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisinin araştırıldığı nadir çalışmalar bulunmaktadır. Bu çalışmada, lazer kaynakla birleştirilen AISI 904L süper östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerine kaynak ısı girdisinin ve kaynak sonrası uygulanan ısı işlemin etkileri araştırılmıştır.

2. Materyal ve Yöntem

Çizelge 1' de AISI 904L süper östenitik paslanmaz çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu verilmiştir. 3 mm kalınlığındaki saclar Tablo 2'deki kaynak

parametreleriyle 4 kW gücüne sahip Nd: YAG lazer kaynak makinesiyle birleştirilmiştir. Ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelere 1100 °C sıcaklıkta 1 saat ısıtılma işlemi uygulanmış ve sonrasında numuneler oda sıcaklığında soğutulmuştur (Isıl işlemler numuneler H harfiyle gösterilmiştir). Mikroyapı incelemeleri için Carpenter dağlama solüsyonu kullanılmıştır. ASTM-E8 standartlarına göre hazırlanan 3'er tane numunenin çekme deneyi 100 kN'luk INSTRON marka çekme testi cihazı yardımıyla 10 mm/dk çekme hızında yapılmıştır (ASTM-E8M, 2003). Numunelerdeki sertlik dağılımı, Bulut makina Vickers mikrosertlik ölçüm cihazıyla elde edilmiştir. NIKON marka optik mikroskop yardımıyla mikroyapılar karakterize edilmiştir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) için JEOL JSM 6060 LV model cihaz kullanılmıştır.

Çizelge 1. AISI 904L süper östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)
Table 1. Chemical composition (wt.%) of AISI 904L super austenitic stainless steel

<i>Malzeme</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>	<i>Co</i>	<i>Cu</i>	<i>N</i>	<i>Fe</i>
904L	0.018	0.40	1.20	19.25	4.42	24.97	0.14	1.20	0.05	Kalan

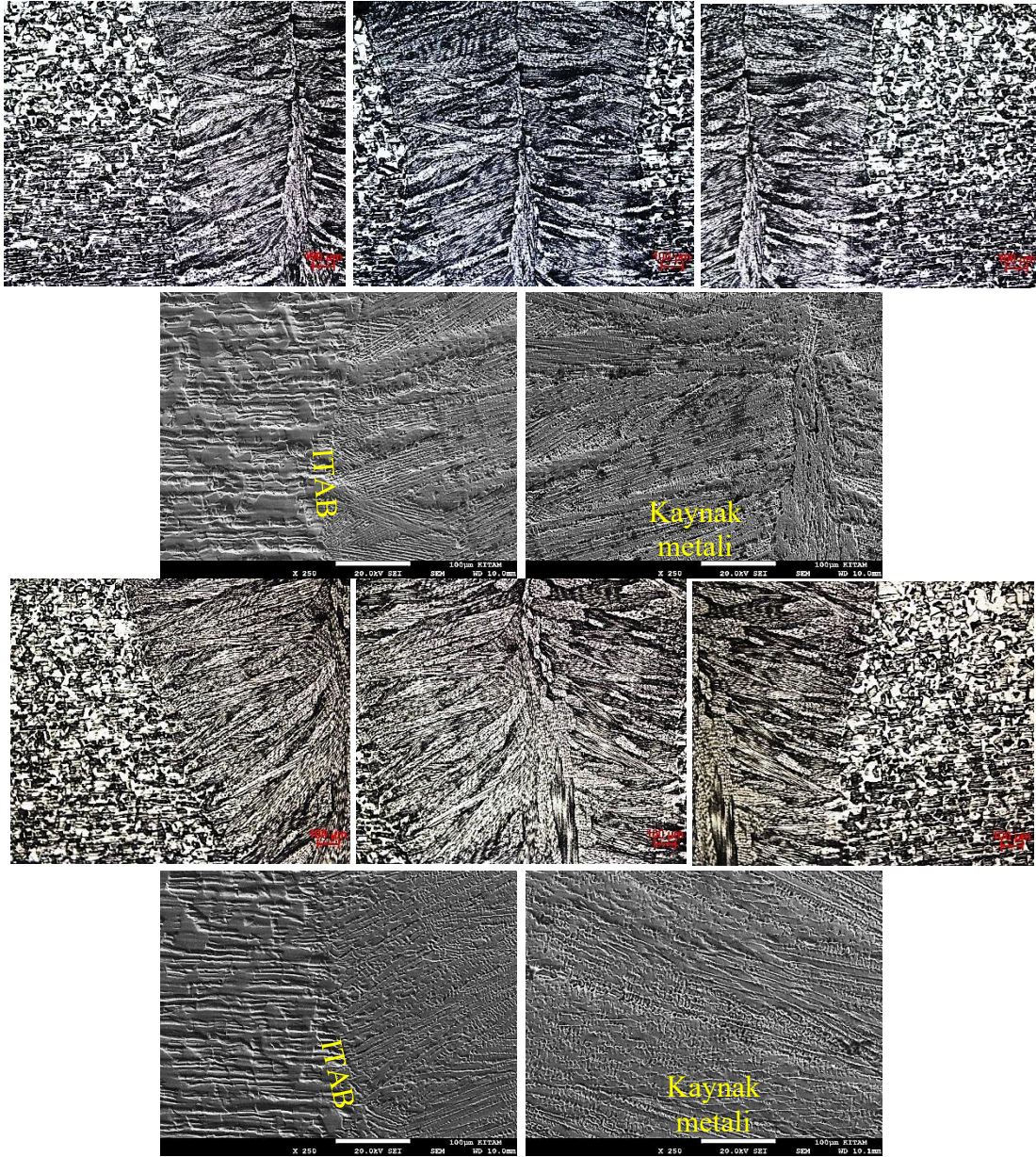
Çizelge 2. Kaynak parametreleri
Table 1. Welding parameters

<i>Numune kodları</i>	<i>Lazer gücü (W)</i>	<i>Kaynak hızı (mm/s)</i>	<i>Koruyucu gaz türü</i>	<i>Gaz debisi (l/min)</i>	<i>Odak mesafesi (m)</i>	<i>Isı girdisi (kJ/mm)</i>
B1	1400	13	Ar	10	0.18	0.107
B2	1600	13	Ar	10	0.18	0.123

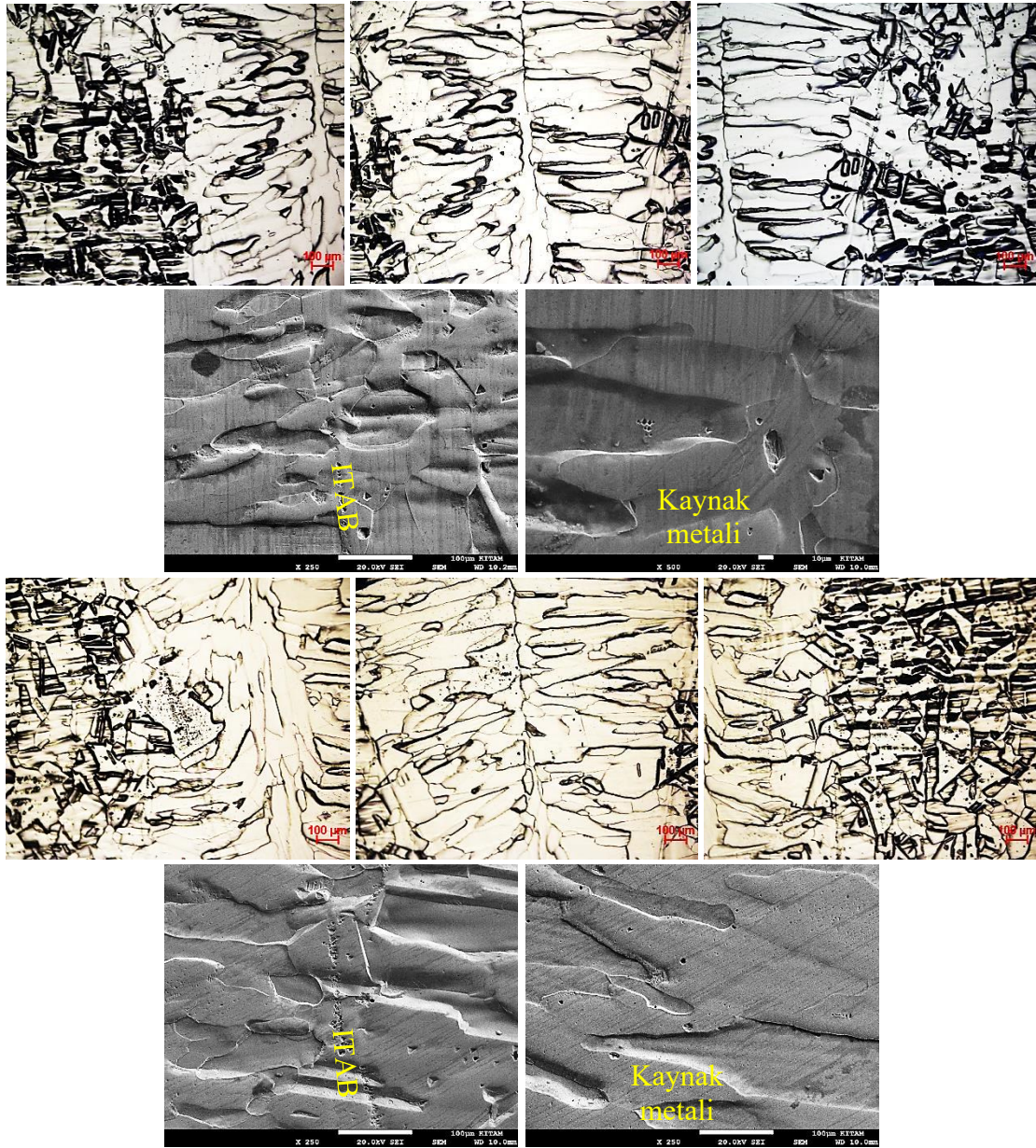
3. Bulgular ve Tartışma

3.1. Mikroyapı İncelemeleri

Şekil 1'de B1, B1H, B2 ve B2H numunelerinin (en düşük ve en yüksek kaynak ısı girdisiyle birleştirilenler) optik mikroskop ve SEM fotoları gösterilmiştir.



Şekil 1. B1 ve B2 numunelerinin optik mikroskop ve SEM görüntüleri
Figure 1. Optical microscope and SEM images of samples B1 and B2



Şekil 2. B1H ve B2H numunelerinin optik mikroskop ve SEM görüntüleri
 Figure 2. Optical microscope and SEM images of B1H and B2H samples

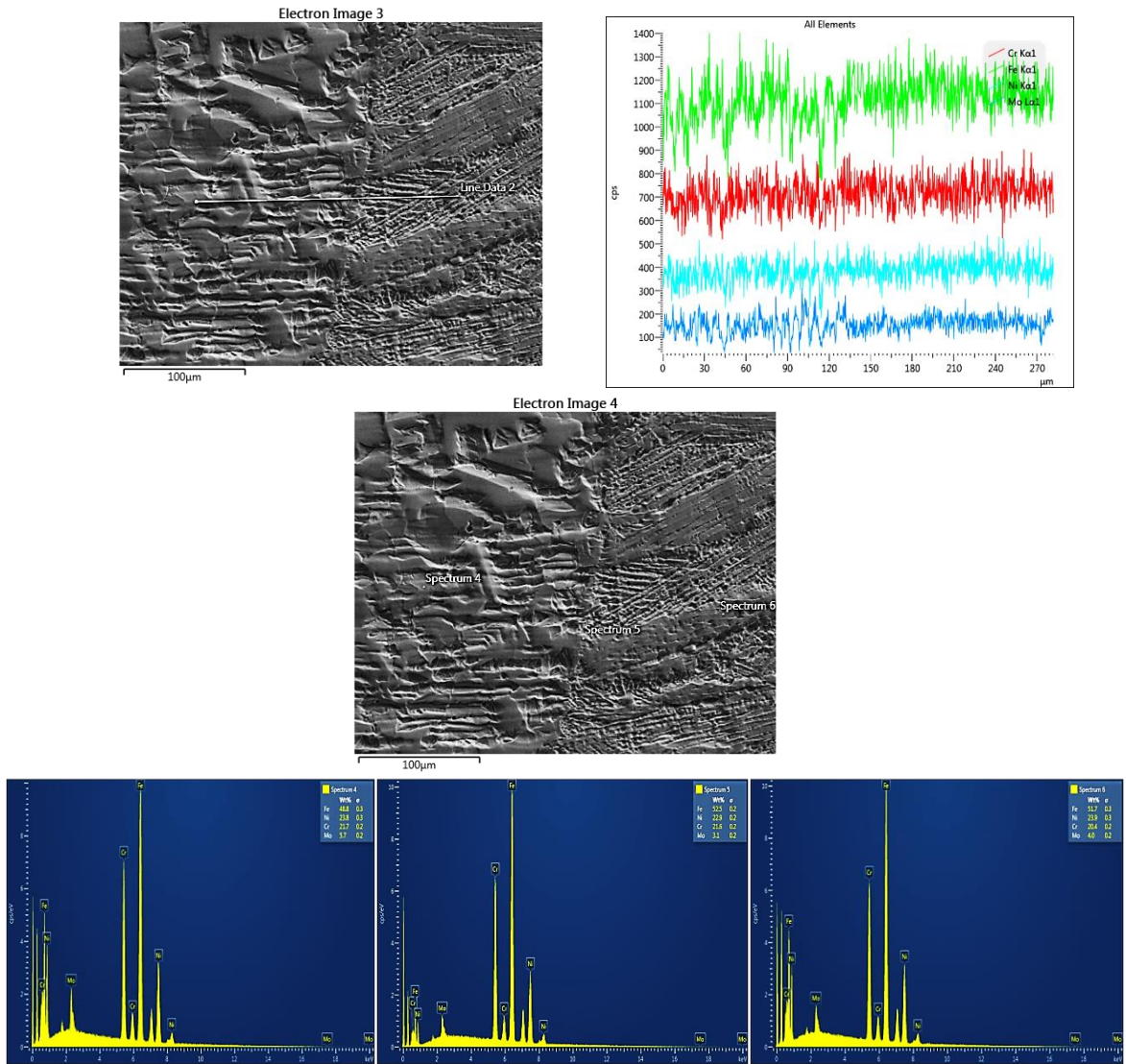
Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, 904L süper östenitik paslanmaz çelik ana malzemesinin eş eksenli östenit tanelerinden oluştuğu, bazı östenit tanelerinde ikizlenmelerin yer aldığı ve malzemenin üretim aşamasındaki deformasyonların neden olduğu bantlaşmalar gözlenmiştir. Kristal yapı hatası olarak kabul edilen ikizlenmeler malzemenin akma dayanımını arttırmaktadır. Koyu renkli olan dendritik yapı, açık renkli ise interdendritik yapı olarak mikroyapıda yer almıştır. Isıl işlemin etkisiyle bantlaşmaların ortadan kalktığı ve ikizlenmelerin azaldığı gözlenmiştir. B1 ve B1H numunesinin kaynak mikroyapılarına bakıldığında, hem lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı hızlı soğuma oluşması hem de malzemenin düşük ısı iletim katsayısı ile ilişkili olarak dar bir ITAB oluşmuştur. Çok dar bir ITAB oluşumu, lazer ışını gibi yüksek odaklı

kaynak ısı kaynağı ile ilişkili pozitif etki olarak değerlendirilmektedir (Zambon ve ark. 2006). B1 ve B2 numunesinin kaynak metalinin neredeyse tamamen östenitik bir mikroyapıdan meydana geldiği hem optik mikroskop hem de SEM görüntülerinden gözlenmiştir. Cr eşdeğeri ve Ni eşdeğerine göre paslanmaz çeliğin katılaşma mekanizması dört türe ayrılabilir: A modu: $L \rightarrow (L + \gamma) \rightarrow \gamma$, $(Cr_{es}/Ni_{es}) < 1.25$, AF modu: $L \rightarrow (L + \gamma) \rightarrow (L + \gamma + \delta) (\gamma + \delta)$, $1.25 < (Cr_{es}/Ni_{es}) < 1.48$, FA modu: $L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\gamma + \delta)$, $1.48 < (Cr_{es}/Ni_{es}) < 1.95$, F modu : $L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow \delta \rightarrow (\gamma + \delta)$, $(Cr_{es}/Ni_{es}) > 1.95$ (Köse, 2022d). Kaynak metalindeki kimyasal kompozisyon dikkate alınarak ve Schaeffler/DeLong Diyagramı baz alınarak Cr eşdeğeri ve Ni eşdeğeri hesaplandı (Köse, 2022d) ve B1, B1H, B2 ve B2H numunelerinin kaynak metalindeki katılaşma modu ve mikroyapıları belirlenmiştir. B1 numunesinin Cr_{es}/Ni_{es} :0.86, B1H numunesinin Cr_{es}/Ni_{es} :0.81, B2 numunesinin Cr_{es}/Ni_{es} :0.79, B2H numunesinin Cr_{es}/Ni_{es} :0.89 ve ana malzemenin Cr_{es}/Ni_{es} :1.10 olarak hesaplanmıştır. Tüm numunelerde Cr_{es}/Ni_{es} oranının 1.25'ten daha az olduğu anlaşılmıştır. Bu sonuçlara göre, lazer kaynaklı numunelerin kaynak mikroyapısının tamamen östenit tanelerinden meydana gelmesi beklenecektir (A modu: $L \rightarrow (L + \gamma)$). Östenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları oda sıcaklığında östenit fazından oluşur. Ancak, delta-ferrit, denge dışı katılaşma ve ısıtma işlem ve kaynak gibi prosesler nedeniyle östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısında daima yer alır. Östenitik paslanmaz çeliğin katılaşma modu ve mikroyapısı esas olarak kimyasal bileşimlere ve katılaşma koşullarına bağlıdır. Lazer kaynak prosesi ile birlikte erimiş kaynak havuzunun hızlı katılaşmasına bağlı olarak A ve/veya AF modu gerçekleşmesi muhtemeldir. B1 numunesinin kaynak metalinde B2 numunesine kıyasla dendritik yapıların kolları arasındaki mesafenin daha kısa olduğu dikkati çekmiştir. Araştırmacılar, dendrit kolları arasındaki mesafenin kısa olmasına bağlı olarak bazı özelliklerde iyileşmelerin gerçekleşebileceğini ifade etmiştir (Köse, 2022d). Araştırmacılar ayrıca, alaşım elementlerinin katı ve sıvı fazda farklı çözünürlüklerine dikkat çekmişler ve soğuma hızlarının alaşım elementlerinin ayrılması üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu ve bunun da katılaşma sırasında mikroyapısal dönüşümü değiştirdiğini belirtmişlerdir (Hao, 2020). Farklı ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin kaynak metalindeki alaşım elementlerinin de farklı soğuma hızlarına sahip olması nedeniyle sıvı kaynak havuzunun katılaşma periyodu üzerinde önemli bir rol oynaması beklenir.

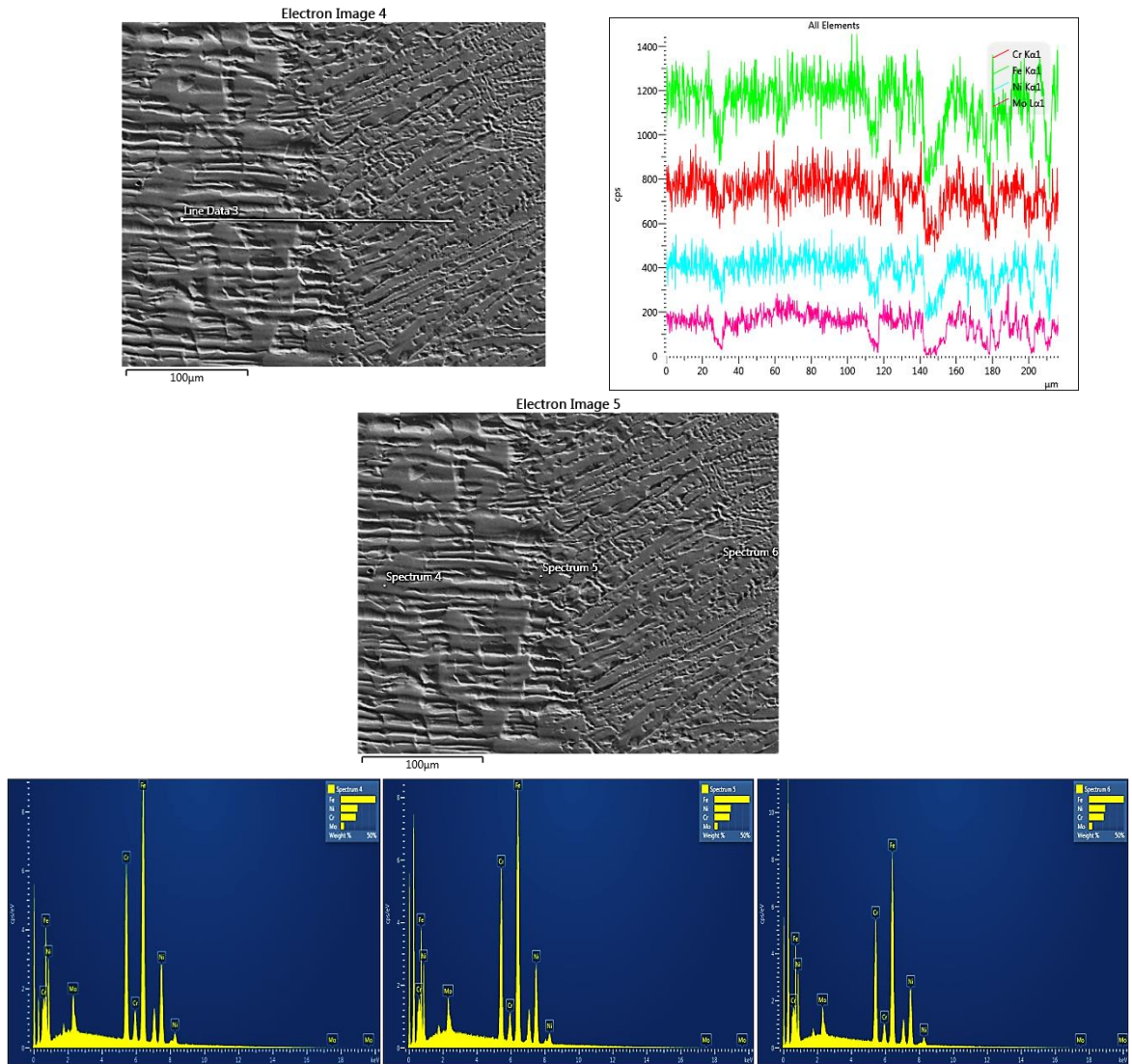
Genel olarak, lazer kaynaklı birleştirmelerde karmaşık mikroyapının gelişimi, kaynak metalinin hızlı katılaşması sırasında denge dışı koşullara neden olan yüksek termal gradyanlardan ileri gelmektedir. B1 ve B2 numunelerinin kaynak mikroyapısında sütunsal, hücrel ve eş eksenli dendritik yapılar gözlenirken B2 numunesinin kaynak metalinde hücrel dendritik yapıların yoğunluğu dikkat çekmiştir (Şekil 1). Düşük ısı girdisinin tercih edildiği birleştirmelerde hücrel ve eş eksenli bir kaynak mikroyapısı oluşabilmektedir. 950°C'nin üzerindeki ısıtma şartlarında ise bu hücrel ve eş eksenli dendritik yapıların tamamının yok olabileceği araştırmacılar tarafından bildirilmiştir (Köse, 2022d; Veillette ve ark. 2007). Nitekim bu çalışmada da kaynak sonrası uygulanan ısıtma işlemi ile birlikte hücrel ve eş eksenli dendritik yapılar artık gözlenmezken, sadece iri yapılu sütunsal dendritler kaynak mikroyapısında yer almıştır. B1 ve B2 numunelerinin kaynak metalinde karbür oluşumu gözlenmezken, B2H numunesinin kaynak metalinde interdendritik bölgede (Fig.3c) ve ITAB'a çok yakın bölgelerde (Fig.5b) küçük karbür oluşumları gözlenmiştir. Ayrıca, ısı girdisinin artışıyla, özellikle de kaynak sonrası ısıtma işleminin etkisiyle dendritik ve interdendritik yapıların kabalaştığı optik mikroskop ve SEM görüntülerinden açık bir şekilde anlaşılmıştır. Araştırmacılar, kaynak mikroyapısındaki interdendritlerin azalmasına bağlı olarak sünekliğin ve tokluğun pozitif olarak etkilenebileceğini ifade etmiştir (Köse, 2022d; Köse ve ark. 2025e).

3.1.1. SEM-EDS

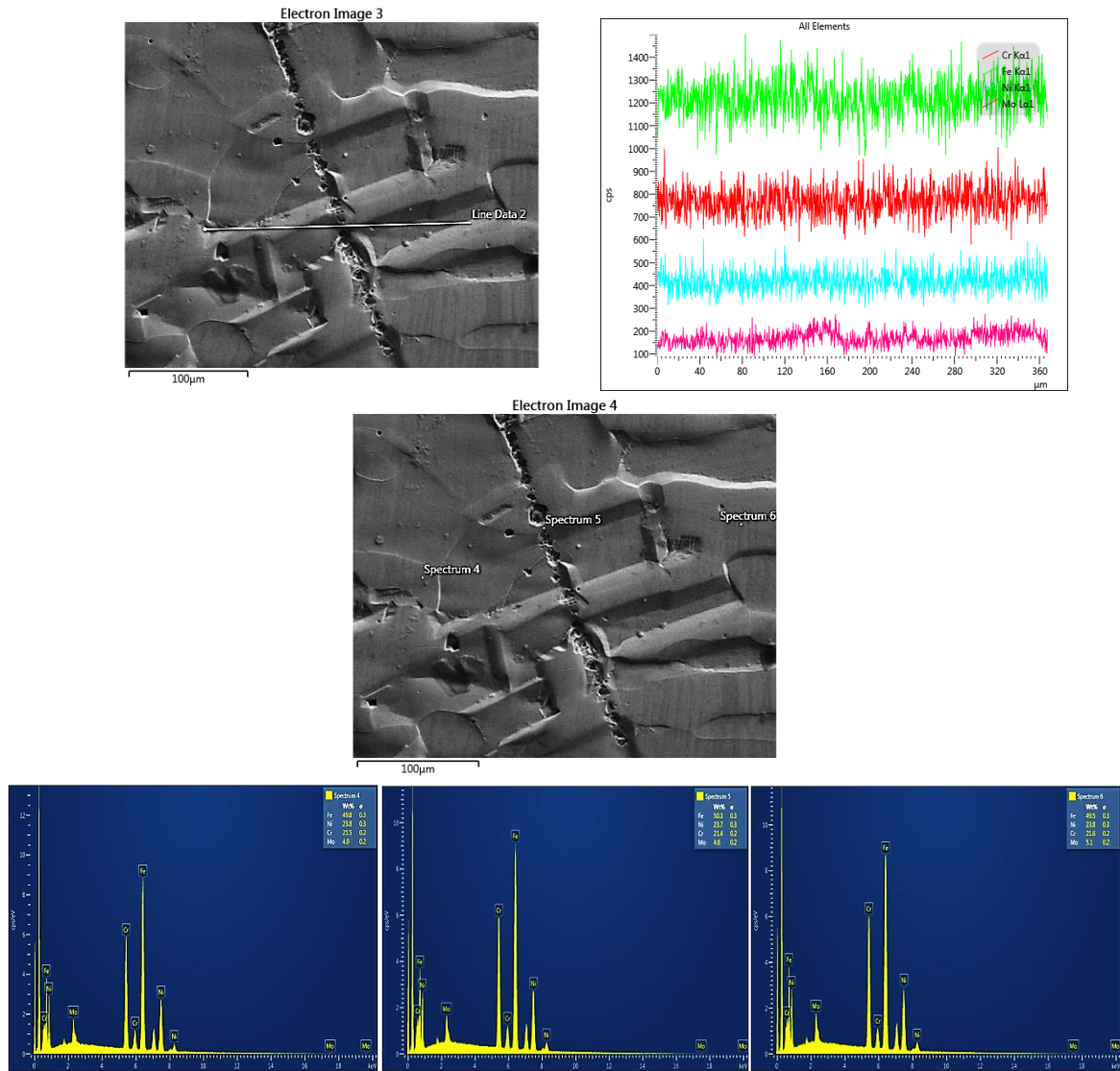
Kaynaklı numunelerden çizgisel ve noktasal EDS analizleri gerçekleştirilmiş ve elde edilen veriler Şekil 3-6'da gösterilmiştir. EDS sonuçlarına göre özellikle B1 ve B1H numunelerinde önemli bir element azalışı tespit edilmemiştir. Ancak, B2 ve B2H numunelerinin ITAB'ında bir miktar element değişimleri çizgisel analiz grafiğinde gözlenmiştir. Özellikle yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numuneler olan B2 ve B2H numunelerinin element dağılımlarındaki bu değişimler kaynak bölgesinde karbür oluşumlarına işaret etmektedir. Ayrıca, kaynak metalinin EDS sonuçlarına göre interdendritik bölgelerde özellikle Cr ve Mo elementlerinin daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Benzer bir çalışmada Tian ve ark., karbür oluşturu elementlerin, yani Mo ve Cr'nin, dendrit çekirdeğinde daha düşükken interdendritik bölgede ayrıldığını ve bu durumun, iki elementin önemli ölçüde daha düşük bölünme katsayısıyla ilişkili olabileceğini vurgulamıştır (Tian ve ark. 2022). Yani, çökeltilerin özellikle interdendritik bölgede oluşma eğiliminde olduğu söylenebilir. Ancak, Mo içeriğinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metal bölge için %6'nın, Cr içeriğinin ise %22'nin altında kaldığı tespit edilmiştir. Ayrıca, EDS sonuçlarına göre, düşük ısı girdisiyle birleştirilen numune olan B1 ve yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numune olan B2 numunelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metal bölgelerinde homojen bir Mo değişiminin olmadığı belirlenmiştir. Benzer sonuçların ısı işlemleri numunelerde de gözlenmiştir. Yani, bu çalışmada ısı girdisi değişimiyle ve ısı işlem ile birlikte ana malzeme, ITAB ve kaynak metal bölgelerinde homojen bir Mo segregasyonundan söz edemeyiz. EDS sonuçlarından tespit edilen Cr ve Mo element miktarları, σ fazı oluşumunu işaret etmemiştir. Kaynak ısı girdisinin birbirine yakın olması ve nispeten ısı işlem süresinin kısa olması bu sonuca ulaşılmasının nedenleri olarak söylenebilir. Benzer bir çalışmada, Abdel Rahman ve ark. (2014) ısı girdisinin 1'den 3 kJ/mm'ye artmasıyla Mo segregasyonun arttığını ve daha sonra ısı girdisinin 3'ten 5 kJ/mm'ye artmasıyla Mo segregasyonun azaldığını tespit etmişlerdir. Araştırmacılar, ferritten sigma'ya dönüşümün ötektoid ayrışmasıyla σ fazının oluştuğunun belirlendiğini, ferritin Cr ve Mo ile zenginleşmesinin sigma oluşumu için yeterli bir koşul olmadığını belirtmişlerdir (Hao ve ark. 2018). Cr ve Mo süper östenitik paslanmaz çeliklerin anahtar elementleridir ve bu elementler önemli ölçüde korozyon direncini artırır. Bununla birlikte, yüksek Cr ve Mo seviyeleri aynı zamanda Mo açısından zengin bölgelerde, özellikle tane sınırlarına yakın bölgelerde segregasyon konusunda güçlü bir eğilime sahiptir (Köse ve ark., 2018f) ve intermetalik fazların oluşumunu teşvik eder ve tane sınırı boyunca dağılan çökelti, mekanik özellikleri belirgin bir şekilde bozar ve arayüz gevrekleşmesi nedeniyle malzemenin servisi sırasında çatlamasına neden olur (Koutsoukis ve ark. 2013). Ayrıca, çökeltideki Mo ve Cr zenginleşmesine bağlı olarak çökeltilerin çevresinde Mo ve Cr bakımından fakir bölgelerin oluşması muhtemeldir. Ancak, EDS sonuçlarına göre önemli miktarda element kaybının oluşmadığı söylenebilir. Lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı hızlı soğuma oluşması nedeniyle segregasyon derecesi azaldığından ikincil fazların minimum düzeyde kaldığı söylenebilir.



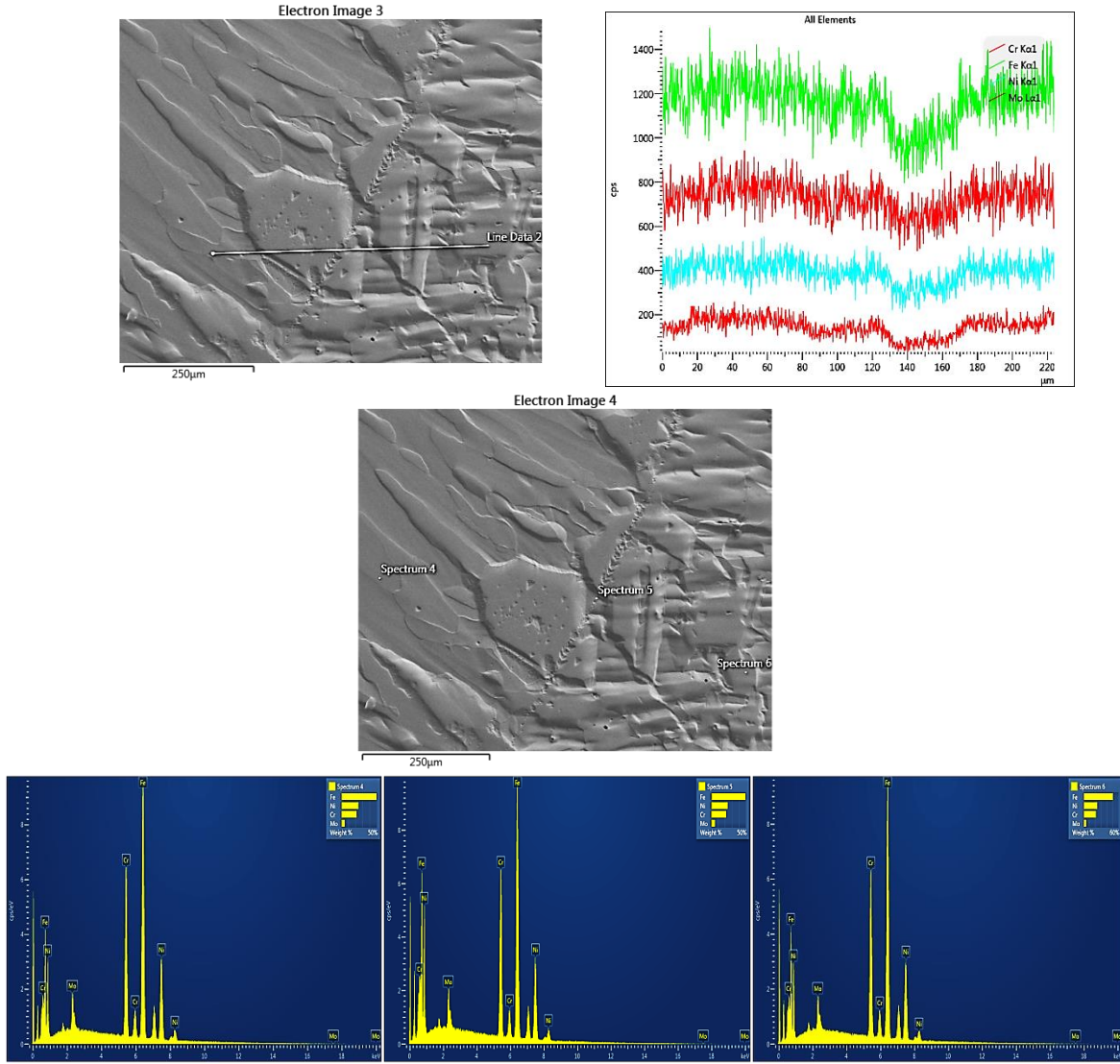
Şekil 3. B1 numunesinin çizgisel ve nokta SEM-EDS analizi
Figure 3. SEM-EDS line scan and point analysis of sample B1



Şekil 4. B2 numunesinin çizgisel ve nokta SEM-EDS analizi
 Figure 4. SEM-EDS line scan and point analysis of sample B2



Şekil 5. B1H numunesinin çizgisel ve nokta SEM-EDS analizi
Figure 5. SEM-EDS line scan and point analysis of B1H sample



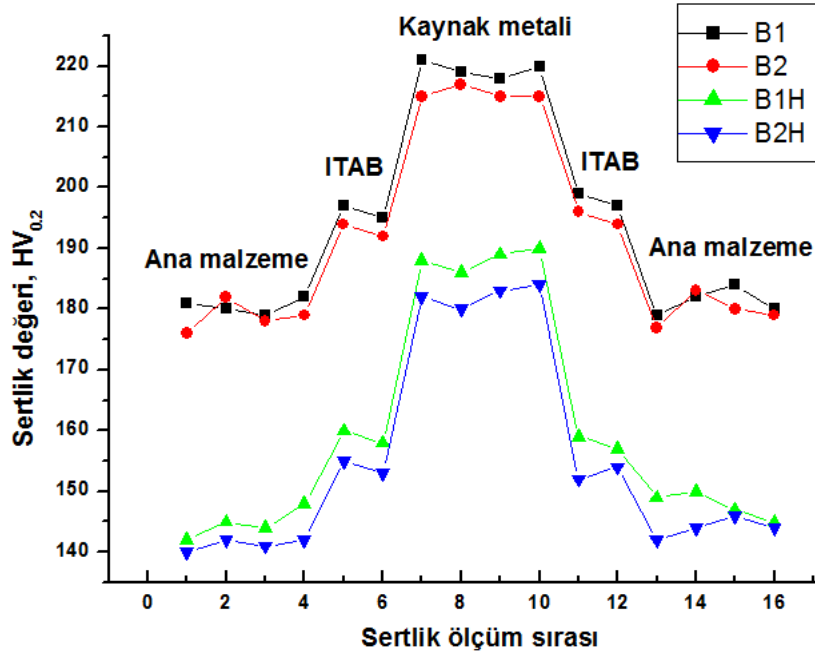
Şekil 6. B2H numunesinin çizgisel ve nokta SEM-EDS analizi
Figure 6. SEM-EDS line scan and point analysis of B2H sample

3.2. Mekanik Özellikler

3.2.1. Mikrosertlik

Lazer kaynaklı numunelerinin sertlik dağılımlarına ait grafikler Şekil 7’de sunulmuştur. Numunelere ait sonuçlar incelendiğinde, en sert bölge kaynak metali, en yumuşak bölge ana malzeme olarak ölçülmüştür. İnce taneli bir mikroyapı ve tane sınırlarında oluşan interdendritik bölgelerin kaynak metalinde yer almasıyla ilişkili olarak en sert bölge kaynak metali olarak belirlenmiştir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde düşük ısı girdisi tercih edilmesine bağlı olarak ince taneli bir kaynak metali gözlenir ve bu ince taneli mikroyapı sertliğin artışıdaki ana nedendir. Ayrıca, sütunlu dendritik yapıdaki yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle eş eksenli yapıya göre daha yüksek sertlik elde edilmesine neden olmuştur. Bir diğer sonuç da, kaynak sonrasında ısı işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin kendi aralarındaki sertlik değerlerinin birbirine çok yakın olması

durumudur. Bu malzeme grubunun kaynaklı birleştirmelerinde martenzit gibi sertlik değeri yüksek tanelerin ortaya çıkmaması bu sonucun alınmasına ana nedendir. Düşük ısı girdisiyle birleştirilen B1 numunesinin kaynak metalinde daha ince taneli bir mikroyapı oluşması nedeniyle en yüksek sertlik bu numunede elde edilmiştir. Benzer nedenden dolayı aynı sonuçlar kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunede de elde edilmiştir. Kaynak sonrasında ısıtıl işlem uygulanmamış numuneye göre, kaynak sonrası ısıtıl işlemin etkisiyle mikroyapıda meydana gelen tane irileşmesi ve karbürlerin önemli bir bölümünün çözünmesi nedeniyle sertlik değerlerinde azalmalar ortaya çıkmıştır.

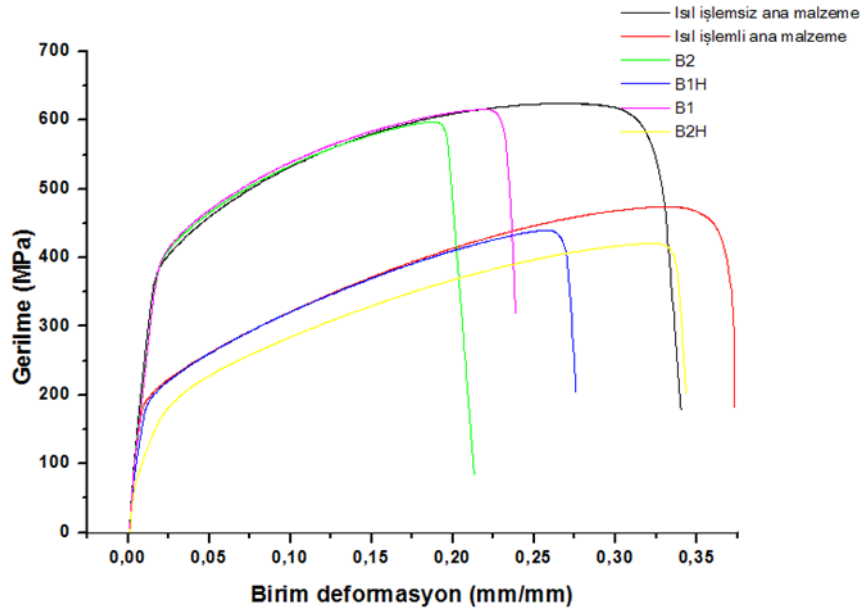


Şekil 7. Lazer kaynaklı numunelerin mikrosertlik dağılımları
Figure 7. Micro-hardness distributions of laser welded samples

3.2.2. Çekme Deneyi

Isı girdisinin ve kaynak sonrası uygulanmış ısıtıl işlemin lazer kaynaklı numunelere etkisini araştırmak için çekme deneyi yapılmış ve elde edilen eğriler Şekil 8’de sunulmuştur. Çekme deneyi sonrasında ısıtıl işlemsiz ana malzemenin çekme dayanımı 617 MPa, akma dayanımı 383 MPa ve uzaması %33.9 olarak elde edilmiştir. Isıtıl işlemlili ana malzemenin çekme dayanımı 478 MPa, akma dayanımı 185 MPa ve uzaması % 37.6 olarak elde edilmiştir. B1 numunesinin çekme dayanımı 628 MPa, akma dayanım 415 MPa ve uzaması %24.9 olarak belirlenmiştir. B1H numunesinin çekme dayanımı 440 MPa, akma dayanımı 195 MPa ve uzaması % 28.6 olarak belirlenmiştir. B2 numunesinin çekme dayanımı 580 MPa, akma dayanımı 385 MPa ve uzaması 22.6 olarak tespit edilmiştir. B2H numunesinin çekme dayanımı 415 MPa, akma dayanımı 175 MPa ve uzaması %34.1 olarak belirlenmiştir. Hem ısıtıl işlemsiz hem de ısıtıl işlemlili numuneler için ısı girdisi düşük numunelerde daha yüksek çekme ve akma dayanımı elde edilmiştir. Bu sonucun alınmasının ana nedeni ise, düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde daha küçük taneli bir kaynak metal mikroyapısı ortaya çıkmasıdır. Isıtıl işlemlili numunelerde ısıtıl işlemsizlere kıyasla hem çekme hem de akma dayanımlarında azalma gözlenirken, uzama miktarlarında artış ortaya çıkmıştır. Kaynak sonrası uygulanan ısıtıl işlemin östenitik ve süper östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine etkisini araştıran önceki çalışmalarda da benzer sonuçlarla karşılaşılmıştır.

(Sathiya ve ark. 2010c; Li ve ark. 2019; Xin ve ark. 2017). Östenitik paslanmaz çeliklerin ısıtılma işlemle sertleştirilemedikleri ve yüksek sıcaklıklara maruz bırakıldıklarında, hem mekanik özellikleri hem de korozyon direncini negatif etkileyen σ , χ fazı ve bazı karbür oluşumu sergiledikleri bilinmektedir (Koutsoukis ve ark. 2011b). Özellikle yüksek ısı girdisi ile yapılan kaynak işlemlerinde de bu intermetaliklerin oluşması muhtemeldir. Ayrıca, intermetaliklerin varlığı süneklik ve toklukta kayıplara neden olmaktadır. Ancak, bu çalışmada numunelerin hiç birisinde σ fazı gibi intermetalik bir faz oluşmamıştır, bu yüzden kaynaklı birleştirmelerde önemli derecede mukavemet veya süneklik düşüşü gözlenmemiştir. Ayrıca, ısıtılma işlemli numunelerin kaynak metalinde oluşan karbürlerin, mukavemet ve sünekli üzerinde önemli bir olumsuz etki meydana getirmediği anlaşılmıştır.



Şekil 8. Ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin gerilme-birim deformasyon eğrileri
Figure 8. Stress-strain curves of base material and laser welded samples

4. Sonuç

Bu çalışmada, lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen ve kaynak sonrasında ısıtılma işlemi uygulanan AISI 904L süper östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. Sonuçlar aşağıda sırasıyla özetlenmiştir:

1. Kaynak metali mikroyapısının neredeyse tamamen östenit tanelerinden (dendritik + interdendritik) meydana geldiği gözlenmiştir. Düşük ve yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin kaynak mikroyapısında sütunsal, hücreli ve eş eksenli dendritik yapılar gözlenirken, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunenin kaynak metalinde ayrıca, hücreli dendritik yapıların yoğunluğu görülmüştür. Kaynak sonrası ısıtılma işlemi ve ısı girdisiyle ilişkili olarak dendritik ve interdendritik yapıların oranlarında ve boyutlarında belirgin değişimler tespit edilmiştir.

2. Kaynaklı numunelerin çizgisel ve noktasal EDS analiz sonuçlarına göre özellikle düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde önemli bir element azalışı tespit edilmemiş, ancak, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin ITAB'ında bir miktar element değişimleri çizgisel analiz grafiğinde tespit edilmiştir. Kaynak metalinin EDS sonuçlarına göre interdendritik bölgelerde özellikle Cr ve Mo elementlerinin daha fazla olduğu tespit

edilmiştir. Isı girdisi değişimiyle ve ısıtıl işlem ile birlikte ana malzeme, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde homojen bir Mo segregasyonu tespit edilmemiştir. EDS sonuçlarından tespit edilen Cr ve Mo element miktarları, σ fazı oluşumunu işaret etmemiştir. Kaynak ısı girdisinin birbirine yakın olması ve nispeten ısıtıl işlem süresinin kısa olması bu sonuca ulaşılmasının nedenleri olarak söylenebilir. Lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı hızlı soğuma oluşması nedeniyle segregasyon derecesi azaldığından ikincil fazların miktarı minimum düzeyde kalmıştır.

3. Lazer kaynaklı numunelerin mikrosertlik incelemelerinden, en sert bölge kaynak metali, en yumuşak bölge ana malzeme olarak ölçülmüştür. İnce taneli bir mikroyapı ve tane sınırlarında oluşan interdendritik bölgelerin kaynak metalinde yer almasıyla ilişkili olarak en sert bölge kaynak metali olarak belirlenmiştir. Ayrıca, sütunlu dendritik yapıdaki yüksek dislokasyon yoğunluğu nedeniyle eş eksenli yapıya göre daha yüksek sertlik elde edilmesine neden olmuştur. Kaynak sonrasında ısıtıl işlem uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin kendi aralarındaki sertlik değerlerinin birbirine çok yakın olduğu da tespit edilmiştir. Kaynak sonrası ısıtıl işlemin etkisiyle mikroyapıda meydana gelen tane irileşmesi ve karbürlerin önemli bir bölümünün çözünmesi nedeniyle sertlik değerleri azalmıştır.

4. Hem ısıtıl işlemsiz hem de ısıtıl işlemlili numuneler için ısı girdisi düşük numunede daha yüksek çekme ve akma dayanımı elde edilmiştir. Bu sonucun alınmasının ana nedeni olarak, düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunede daha küçük taneli bir kaynak metali mikroyapısının ortaya çıkmasıdır. Isıtıl işlemlili numunelerde ısıtıl işlemsizlere kıyasla hem çekme hem de akma dayanımlarında azalma gözlenirken, uzama miktarlarında artış tespit edilmiştir.

5. Kaynaklar

- ASTM-E8M, 2003. Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials [metric], Annual book of ASTM standards, American Society for Testing and Materials, USA, 1-3.
- Balamurugan, K., Mishra, M.K., Sathiyar, P., Sait, A.N. 2014. Weldability studies and parameter optimization of AISI 904L super austenitic stainless steel using friction welding, *Mater. Res.*, 17, 908-919.
- Farneze, H.N., Tavares, S.S.M., Pardal, J.M., Londono, A.J.R., Pereira, V.F., Barbosa, C. 2015. Effects of Thermal Aging on Microstructure and Corrosion Resistance of AISI 317L Steel Weld Metal in the FSW Process, *Mat. Res.* 18, 1-6.
- Guo, Z., Li, Y., Ma, J., Liang, X., Li, H., Zhang, S., Han, P. 2023. Effect of Ce content on precipitation behavior in S31254 super austenitic stainless steel, *J. Alloys Compd.* 966, 171254.
- Hao, Y., Liu, W., Li, J., Nie, B., Zhang, W., Liu, Z. 2018. Microstructural bandings evolution behavior and their effects on microstructure and mechanical property of super-austenitic stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 736, 258-268.
- Hao, Y., Li, J., Li, X., Liu, W., Cao, G., Liu, Z. 2020. Influences of cooling rates on solidification and segregation characteristics of Fe-Cr-Ni-Mo-N super austenitic stainless steel, *J. Mater. Process. Technol.*, 275 116326–116335.
- Koutsoukis, T., Redjaïmia, A., Fourlaris, G. 2013a. Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels, *Mater. Sci. Eng. A*, 561, 477-485.
- Koutsoukis, T., Konstantinidis, K., Papadopoulou, E.G., Kokkonidis, P., Fourlaris, G. 2011b. Comparative study of precipitation effects during aging in superaustenitic and superferritic stainless steels, *Mater. Sci. Technol.*, 27, 943-950.
- Köse, C., Topal, C. 2022a. Effect of Heat Input and Post-Weld Heat Treatment on Surface, Texture, Microstructure, and Mechanical Properties of Dissimilar Laser Beam Welded AISI 2507 Super Duplex to AISI 904L Super Austenitic Stainless Steels, *J. Manuf. Process.* 73, 861-894.
- Köse, C. 2016b. Weldability of 5754 aluminum alloy using a pulsed Nd:YAG micro scale laser, *Mater Test*, 58, 963-969.
- Köse, C. 2016c. An investigation of the surface characterization of laser surface remelted and laser beam welded AISI 316L stainless steel. *Int J Electrochem Sci*, 11, 3542–3554.

- Köse, C. 2022d. Heat treatment and heat input effects on the dissimilar laser beam welded AISI 904L super austenitic stainless steel to AISI 317L austenitic stainless steel: surface, texture, microstructure and mechanical properties, *Vacuum*, 205, 111440.
- Köse, C., Mutu, H.B., Doğan, F. 2025e. Effect of Post Weld Heat Treatment and Filler Wire on Mechanical Properties and Microstructure of Tungsten Inert Gas Welded AISI 2507 Super Duplex Stainless Steel. *J. of Materi Eng and Perform*, 34, 22340–22354.
- Köse, C., Kaçar, R., Zorba, A.P., Bağırova, M., Abamor, E.Ş., Allahverdiyev, A.M. 2018f. Interactions Between Fibroblast Cells and Laser Beam Welded AISI 2205 Duplex Stainless Steel. *Materials Science*, 24, 159-165.
- Kchaou, Y., Haddar, N., Hénaff, G., Pelosin, V., Elleuch, K. 2014. Microstructural, compositional and mechanical investigation of Shielded Metal Arc Welding (SMAW) welded superaustenitic UNS N08028 (Alloy 28) stainless steel, *Mater. Des.*, 63, 278-285.
- Kuscu, H., Becenen, I., Sahin, M. 2008. Evaluation of temperature and properties at interface of AISI 1040 steels joined by friction welding, *Assemb. Autom.*, 28, 308-316.
- Li, H.B., Yang, S.X., Zhang, S.C., Zhang, B.B., Jiang, Z.H., Feng, H. 2017. Microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welding super-austenitic stainless steel S32654, *Mater Des*, 118, 207-217.
- Li, J., Li, H., Liang, Y., Liu, P., Yang, L. 2019. The microstructure and mechanical properties of multi-strand, composite welding-WireWelded joints of high nitrogen austenitic stainless steel, *Materials*, 12, 29-44.
- Prabakaran, M.P., Kannan, G.R. 2021. Effects of post-weld heat treatment on dissimilar laser welded joints of austenitic stainless steel to low carbon steel, *Inter. J. Press.* 191, 1-11.
- Rahman, M.S.A., Raheem, N.A.A., El Koussy, M.R. 2014. Effect of heat Input on the microstructure and properties of dissimilar weld joint between incoloy 28 and superaustenitic stainless steel, *Acta Metall.Sin.-Engl. Lett.*, 27, 259-266.
- Ramkumar, K.D., Chandrasekhar, A., Srivastava, A., Preyas, H., Chandra, S., Dev, S. 2016. Effects of filler metals on the segregation, mechanical properties and hot corrosion behaviour of pulsed current gas tungsten arc welded super-austenitic stainless steel, *J Manuf Process*, 24, 46-61.
- Sathiya, P., Mishra, M.K., Soundararajan, R., Shanmugarajan, B. 2013a. Shielding gas effect on weld characteristics in arc-augmented laser welding process of super austenitic stainless steel, *Opt. Laser Technol.* 45, 46-55.
- Sathiya, P., Mishra, M.K., Shanmugarajan, B. 2012b. Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic stainless steel by hybrid welding, *Mater. Des.*, 33, 203-212.
- Sathiya, P., AbdulJaleel, M.Y. 2010c. Measurement of the bead profile and microstructural characterization of a CO2 laser welded AISI 904L super austenitic stainless steel, *Opt Laser Technol*, 42, 960-968.
- Tian, W., Wu, D., Li, T., Lu, S. 2021. Precipitation behavior and mechanical properties of a 16Cr-25Ni superaustenitic stainless steel weld metal during post-weld heat treatment, *Acta Metall. Sin.*, 52.
- Veillette, E. 2017. The Effect of Heat Treatment on Secondary Phase Formation in Dissimilar Metal Welds, Rensselaer Polytechnic Institute, ProQuest Dissertations Publishing.
- Xin, J., Fang, C., Song, Y., Wei, J., Xu, S., Wu, J. 2017. Effect of post weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of ITER-grade 316LN austenitic stainless steel weldments, *Cryogenics*, 83, 1-7.
- Zambon, A., Ferro, P., Bonollo, F. 2006. Microstructural, compositional and residual stress evaluation of CO₂ laser welded superaustenitic AISI 904L stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 424, 117-127.