

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

تأثیر نیتروژن بر رسوب فازهای ثانویه و خواص مکانیکی سوپر آلیاژ اینکونل 718 جوشکاری شده به روش قوسی تنگستن گاز

بهروز نبوی^۱، مسعود گودرزی^{۲*}، عبدالخالق خان^۳، احسان احمدی^۱

۱- دانشجوی دکتری، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۲- دانشیار، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۳- سرپرست انجمن مواد منیتوبا، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه منیتوبا، وینیپگ، کانادا

*mgoodarzi@iust.ac.ir

چکیده

در تحقیق حاضر، اثر عنصر بین نشین نیتروژن بر رسوب فازهای ثانویه و استحکام کششی آلیاژ اینکونل 718 جوشکاری شده به روش قوسی تنگستن گاز مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری با متغیر ترکیب گاز محافظ $Ar + (0-5)\%N_2$ انجام شد. ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی و عبوری مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج آشکار ساخت که با افزایش نیتروژن، کسر حجمی فازهای غنی از نایوبیم شامل لایه و کاربید به علت تشدید میکرو جدایش Nb در نواحی بین دندریتی افزایش پیدا می‌کند. این رویداد به نوبه خود بر اندازه فاز γ درون فاز γ نیز اثر منفی دارد. نتایج حاصل از آزمون کشش نشان داد که نمونه جوشکاری شده با یک درصد نیتروژن در مقایسه با سایر نمونه‌ها از بیشترین استحکام تسلیم و کشش نهایی برخوردار است. در حالی که افزایش بیشتر نیتروژن به علت افزایش مقدار فاز لایه و کاهش اندازه γ موجب کاهش مقادیر استحکام می‌گردد.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۲۴ آذر ۱۳۹۸

پذیرش: ۱۰ اسفند ۱۳۹۸

کلید واژگان:

نیتروژن

اینکونل 718

فاز ثانویه

استحکام کششی

Nitrogen effect on the precipitation of secondary phases and mechanical property of the GTA welded Inconel 718

Behrooz Nabavi¹, Massoud Goodarzi^{2*}, Abdul Khaliq Khan³, Ehsan Ahmadi¹

1- PhD candidate, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

2- Associate professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

3- Head of Manitoba Institute for Materials, Department of Mechanical Engineering, University of Manitoba, Winnipeg, Canada

* mgoodarzi@iust.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

[10.30495/apme.2021.681621](https://doi.org/10.30495/apme.2021.681621)

Keywords:

Nitrogen

Inconel 718

Secondary phases

Tensile strength

Abstract

In this research paper, principal attention is given to the effect of interstitial nitrogen on the precipitation of secondary phases and tensile strength of gas tungsten arc welded (GTAW) Inconel 718. Welding was performed using $Ar+(0-5)\%N_2$ shielding gas mixtures. Secondary phases were characterized by optical microscope, field-emission gun scanning electron microscope (FE-SEM) and transmission electron microscope (TEM). The results revealed that with increment of nitrogen content, the volume fraction of Nb-bearing phases like Laves and carbide increased due to increased microsegregation of Nb in interdendritic region. Moreover, nitrogen was found to have negative role in the size of gamma double prime particles within γ core. According to the tensile test results, $Ar+1\%N_2$ weld samples showed the maximum ultimate tensile strength and yield strength compared to other samples. While more nitrogen leads to reduction of both strengths due to increased Laves phase quantity and decreased size of gamma double prime precipitates.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Behrooz Nabavi, Massoud Goodarzi, Abdul Khaliq Khan, Ehsan Ahmadi, Nitrogen effect on the precipitation of secondary phases and mechanical property of the GTA welded Inconel 718, New Process in Material Engineering, 2021, 15(1), 24-34.

۱- مقدمه

اینکونل 718 یک آلیاژ پایه نیکل است که به علت رسوب آهسته فاز " γ " (Ni_3Nb) حین عملیات حرارتی پس از جوشکاری در برابر ترک پیرکرنشی مقاوم است [۱]. از این رو، این سوپر آلیاژ به طور گسترده در اجزای جوش مورد استفاده در صنایع نیروگاهی، هوافضا و نفت و گاز کاربرد دارد [۲]. مطالعات قبلی نشان داده است که رسوب‌های متعددی برحسب روش فرآوری و نوع عملیات حرارتی در این سوپر آلیاژ تشکیل می‌شود که عبارت‌اند از فازهای بین فلزی شامل لاوه $(\text{Ni,Fe,Cr})_2(\text{Nb,Mo,Ti})$ [۳]، " γ " (Ni_3Nb) [۴] و فازهای محلول جامد از قبیل کاربید MC غنی از نایوبیم [۵]، نیتريد TiN [۷] و کربونیتريد [۱] که حضور آن‌ها می‌تواند بر خواص مکانیکی آلیاژ تأثیرگذار باشد. از جمله مهم‌ترین این تأثیرات می‌توان به نقش مخرب فاز ترد لاوه و کاربید نایوبیم بر استحکام کششی [۹] و اثر مفید حضور نیتريد‌ها و کاربیدها بر جلوگیری از رشد دانه [۷] و در نتیجه بهبود خواص خزشی اشاره کرد. در مورد علت کاهش استحکام با افزایش مقدار فاز لاوه می‌توان به موارد ذیل اشاره کرد: (۱) خالی شدن زمینه از عناصر آلیاژی مورد نیاز سخت-کاری خالی، (۲) ایجاد ریزساختاری ضعیف بین فصل مشترک فاز لاوه و زمینه و (۳) مواضع ترجیحی برای شروع و انتشار ترک به دلیل ماهیت داشتن ترد. علاوه بر این، ذوب ترکیبی فاز لاوه در آلیاژ ریختگی و فاز کاربید نایوبیم در آلیاژ کار شده می‌تواند باعث ایجاد ترک در ناحیه متأثر از حرارت گردد [۱۰].

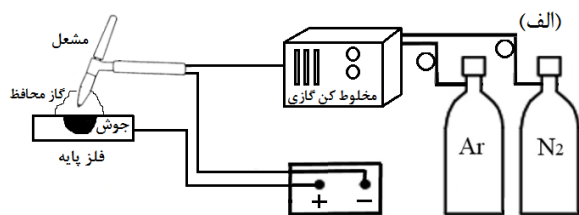
کربن و نیتروژن دو عنصر آلیاژی بین‌نشین در سوپر آلیاژها محسوب می‌شوند که از طریق مکانیزم استحکام‌دهی محلول جامد بر خواص مکانیکی اثر قابل توجهی دارند [۱۱]. نقش کربن بر خواص مختلف آلیاژ 718 و فلز جوش به طور جامع مورد مطالعه قرار گرفته است، اما تأثیر حضور نیتروژن بر موارد مذکور گزارش نشده است. برای مثال، مشخص شده است که افزایش مقدار کربن به دلیل کاهش جدایش بور در

مرزدانه‌ها و در نتیجه کاهش رسوب فاز زود ذوب Ni_3B موجب افزایش جوش‌پذیری آلیاژ می‌شود [۱۲]. از طرف دیگر، کاهش مقدار کربن به علت کاهش اندازه و کسر حجمی کاربیدها باعث افزایش تافنس و خستگی سوپر آلیاژ 718 می‌گردد [۱۳]. به طور کلی یافته‌ها نشان می‌دهند که اثر نیتروژن بر خواص جوش به ترکیب شیمیایی آلیاژهای پایه نیکل بستگی دارد. مطابق تحقیقات صورت گرفته، نیتروژن باعث بهبود مقاومت به ترک گرم فلز جوش آلیاژ 602 CA می‌شود. درحالی‌که تأثیری بر حساسیت به ترک گرم آلیاژهای H 601، 617، 690 و 800 ندارد [۱۴]. علاوه بر این، نیتروژن باعث ریزدانه شدن فلز جوش آلیاژهای هاستلوی X و نایمونیک 263 می‌شود که به نوبه خود بهبود استحکام کششی را در پی دارد [۱۵]. در مورد آلیاژهای پایه نیکل ریختگی، مطالعات نشان داده است که افزودن نیتروژن باعث جوانه‌زنی ناهمگن کاربیدها روی فازهای نیتريدی و تغییر مورفولوژی آن‌ها [۱۶]، افزایش عیوب انجماد به‌ویژه مرزهای زاویه زیاد [۱۱]، جدایش تیتانیم در آلیاژ 690 [۱۷] و کاهش اندازه دانه [۱۸] می‌شود. از آنجایی‌که تأثیر نیتروژن بر خواص جوش آلیاژ اینکونل 718 گزارش نشده است. از این رو، هدف از تحقیق حاضر مطالعه اثر نیتروژن بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش سوپر آلیاژ مذکور می‌باشد.

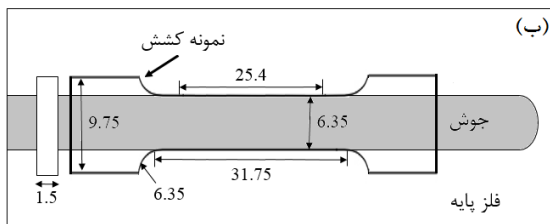
۲- مواد و روش انجام تحقیق

۲-۱- مواد اولیه و جوشکاری

در تحقیق حاضر از ورق کارشده آلیاژ اینکونل 718 با ابعاد ۲، ۵۰ و ۱۰۰ mm و ترکیب شیمیایی گزارش شده در جدول (۱) استفاده شد. جوشکاری نمونه‌ها با فرآیند قوسی تنگستن-گاز بدون فلز پرکن و به صورت گرده جوش روی ورق انجام شد. شماتیک روش انجام جوشکاری در شکل (۱-الف) و پارامترهای مورد استفاده در جدول (۲) ارائه شده است. جوشکاری با پارامتر متغیر گاز محافظ مطابق جدول (۲) صورت گرفت. برای تهیه گازهای مخلوط از یک مخلوط کن



گازی استفاده گردید. مطابق نمایشگر دستگاه جوش، ولتاژ برای گازهای محافظ Ar، Ar+1% N₂ و Ar+5% N₂ به ترتیب ۱۰/۲، ۱۰/۴ و ۱۱/۷ ولت بود که حاکی از افزایش ولتاژ با افزایش نیتروژن است. این نتیجه با مشاهدات مقاله قبلی نیز مطابقت دارد [۱۵].



شکل (۱): طرح شماتیک (الف) روش جوشکاری و (ب) محل نمونه برداری و ابعاد نمونه‌های کشش تهیه شده از ورق‌ها برحسب میلیمتر.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ اینکونل 718 به کار رفته در تحقیق و آنالیز SEM/EDS از رسوبات برحسب درصد وزنی

عنصر	N	C	Ni	Mn	Si	Cr	Mo	Co	Al	Ti	Cu	Nb	Fe
فلز پایه	۰/۰۱۲۵	۰/۰۰۵	۵۲/۶	۰/۲	۰/۱	۱۸/۷	۳/۰۴	۰/۳۳	۰/۵۳	۰/۸۹	۰/۲	۴/۹۱	باقی
(Nb,Ti)C ۱- شکل (۲-ب)	-	۲۳/۶۷	۱/۲۶	-	-	-	۳/۶۲	-	-	۸/۶۱	-	۶۲/۸۴	-
(Ti,Nb)CN ۲- شکل (۲-ج)	۳۳/۲۴	۱۱/۳۵	۴/۵۹	-	-	۱/۹۱	۱/۲۱	-	-	۳۷/۷۴	-	۸/۸۲	۱/۱۶
(Ti,Nb)CN ۳- شکل (۵-۶)	۳۳/۲۹	۶/۶۰	۰/۹۴	-	-	۱/۹۸	۱/۷۸	-	-	۴۱/۱۲	-	۱۳/۹۷	۰/۳۳
فاز لاهه ۴- شکل (۵-۶)	-	-	۴۴/۴۲	-	-	۱۴/۱۹	۶/۶۰	-	-	۱/۶۸	-	۲۰/۶۵	۱۲/۴۹
(Ti,Nb)N ۵- شکل (۵-۶)	۲۶/۹۸	-	-	-	-	-	-	-	-	۶۹/۳۴	-	۳/۶۸	-

آزمون کشش تک محوری بر روی فلز پایه و جوش انجام شد. تعداد ۳ نمونه کشش برای هر متغیر بر پایه استاندارد ASTM-E8 در راستای طول جوش مطابق شکل (۱-ب) ساخته شده است [۱۹]. با توجه به اینکه عمق نفوذ جوش در محدوده ۱/۸ - ۱/۹ میلیمتر تعیین شد، لذا جهت تهیه نمونه‌ها از جوش، تمام نمونه‌های کشش تا ضخامت ۱/۵ میلیمتر از سمت ریشه جوش مورد سنگ زنی قرار گرفتند. سرعت حرکت فک دستگاه در حین آزمون کشش ۱ mm/min بوده است.

۲-۳- مشاهدات ریزساختار و آزمون کشش

ریزساختار فازهای ثانویه با میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی (SEM) و عبوری (TEM) مورد بررسی قرار گرفت. اندازه‌ی فاصله بین بازوهای دندربیتی^۲ (DAS) فاز گاما با استفاده از نرم‌افزار ImageJ تعیین شد. جهت ساخت نمونه‌های TEM، ابتدا فویل‌های نازک به ضخامت ۱۱۰ میکرومتر با سنباده تهیه و دیسک‌هایی با قطر ۳ میلیمتر از طریق پانچ از آن‌ها استخراج شد. پس از عملیات نازک‌کاری مرکز دیسک تا ضخامت ۵۰ میکرومتر، عملیات الکتروپولیش در درجه حرارت ۴۰- در محلول ۹۰٪ متانول و ۱۰٪ اسید کلریدریک صورت گرفت.

جدول (۲): پارامترهای به کار رفته در جوشکاری قوسی تنگستن گاز

پارامتر متغیر	
ترکیب گاز محافظ (مقدار نیتروژن فلز جوش بر حسب ppm)	آرگون خالص (۸۲) (۱۵۰)Ar-1% N ₂ (۲۴۸)Ar-5% N ₂
پارامترهای ثابت	
جریان جوشکاری (آمپر)	۶۰
سرعت حرکت (mm/s)	۲۳
قطر الکترود (mm)	۱٫۶
سرعت جریان گاز محافظ (l/min)	۱۵
طول قوس (mm)	۳

مذکور به ازای جوشکاری با گازهای آرگون خالص، Ar+1% N₂ و Ar+5% N₂ به ترتیب ۱۵٫۱±۲، ۱۱٫۱±۲ و ۱۳±۱ اندازه‌گیری شد. این نتایج آشکار می‌کند افزودن نیتروژن باعث ریزتر شدن ساختار جوش در مقایسه با جوش آرگون خالص گردید. مشخص شده است که فاصله‌ی بین بازوهای دندردیتی تابعی از نرخ سرد شدن و ضریب تحرک است. ضریب تحرک نیز به نوبه‌ی خود به کشش سطحی و ضریب جدایش بستگی دارد. از این رو، ضریب تحرک را می‌توان به ترکیب فلز جوش وابسته دانست [۲۱]. نرخ سرد شدن، ε، طبق رابطه‌ی (۱) با نرخ حرارت ورودی رابطه‌ی معکوس دارد:

$$\varepsilon = \left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_x = -2\pi kS \frac{(T - T_0)Q}{H} \quad (1)$$

$$= -2\pi k \frac{(T - T_0)}{H}$$

که در این رابطه T دما، T₀ دمای قطعه قبل از جوشکاری، k هدایت حرارتی قطعه کار، Q حرارت انتقال یافته از منبع حرارتی به قطعه کار (Q = IV)، S سرعت و H نرخ حرارت ورودی هستند [۲۲]. از آنجایی که در این تحقیق نرخ سرد شدن به ازای جوشکاری با Ar+1% N₂ به علت تغییر ناچیز نرخ حرارت ورودی ثابت بود؛ بنابراین، کاهش DAS احتمالاً به تغییر ترکیب شیمیایی جوش مربوط می‌شود. تأثیر مثبت نیتروژن بر ریزدانه شدن بیشتر نیز در آلیاژهای آوستنیتی گزارش شده بود [۱۵-۱۸].

در مورد افزایش اندازه دانه با زیاد شدن نیتروژن در گاز محافظ از ۱ به ۵ درصد می‌توان به افزایش نرخ حرارت ورودی ناشی از افزایش ولتاژ جوشکاری و نیز افزایش دمای حوضچه جوش اشاره کرد که به تأثیر متالورژیکی نیتروژن در کاهش اندازه دانه فائق می‌آیند. همان‌طور که در بخش ۲-۱ بیان شده است با افزایش نیتروژن ولتاژ جوشکاری افزایش پیدا می‌کند که این افزایش برای گاز حاوی ۱ درصد نیتروژن اندک و گاز ۵ درصد نیتروژن بیشتر می‌باشد. به همین دلیل

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار فلز پایه

تصویر میکروسکوپ نوری فلز پایه مطابق شکل (۲-الف) نشان می‌دهد که رسوبات متعددی در فاز زمینه به ویژه مرزدانه‌ها توزیع شده‌اند. تصاویر الکترون‌های برگشتی FE-SEM از دو رسوب متفاوت کاربرد (Nb,Ti)C و کربونیتريد (Ti,Nb)CN به ترتیب در شکل‌های (۲-ب و ج) نشان داده شده است. ترکیب شیمیایی رسوبات مذکور در جدول (۱) با هم مقایسه شده‌اند. قابل ذکر است وجود اندک عناصر نیکل، کروم و آهن در رسوب کربونیتريد احتمالاً به شناسایی عناصر زمینه اطراف رسوب مربوط می‌شود. اندازه دانه آلیاژ ۱۵-۲۲ میکرومتر معادل استاندارد ASTM ۹-۸ [۲۰] و اندازه رسوبات کاربیدی و کربونیتريدی به ترتیب در محدوده ۳-۱۵ میکرومتر و ۱-۵ میکرومتر بود.

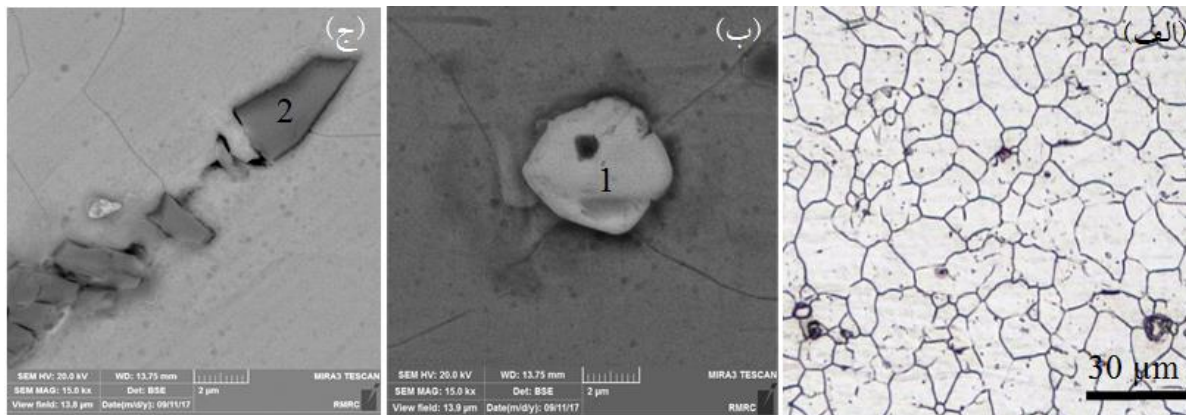
۳-۲- ریزساختار جوش

بررسی تصاویر میکروسکوپی نشان داد ریزساختار جوش تمام نمونه‌ها حاوی نواحی دندردیتی و فازهای ثانویه است. نواحی دندردیتی همان فاز گاما با ساختار کریستالی fcc هستند که با شروع انجماد جوش در دمای لیکویدوس (حدود ۱۳۳۸ °C) از فاز مذاب تشکیل می‌شوند [۱۰].

جهت یافتن تأثیر نیتروژن بر ساختار دندردیتی زمینه، اندازه‌ی فاصله بین بازوهای دندردیتی (DAS) اندازه‌گیری شد. پارامتر

جوش می‌شود؛ بنابراین هردو عامل افزایش نرخ حرارت ورودی و دمای حوضچه جوش موجب کاهش نرخ سرد شدن و در نتیجه افزایش مجدد اندازه دانه خواهند شد.

نرخ حرارت ورودی به ازای گاز $Ar+5\% N_2$ زیاد می‌گردد. علاوه بر این، بر پایه شبیه‌سازی صورت گرفته [۲۳]، افزودن نیتروژن موجب افزایش دمای قوس و متعاقباً ازدیاد دمای ناحیه



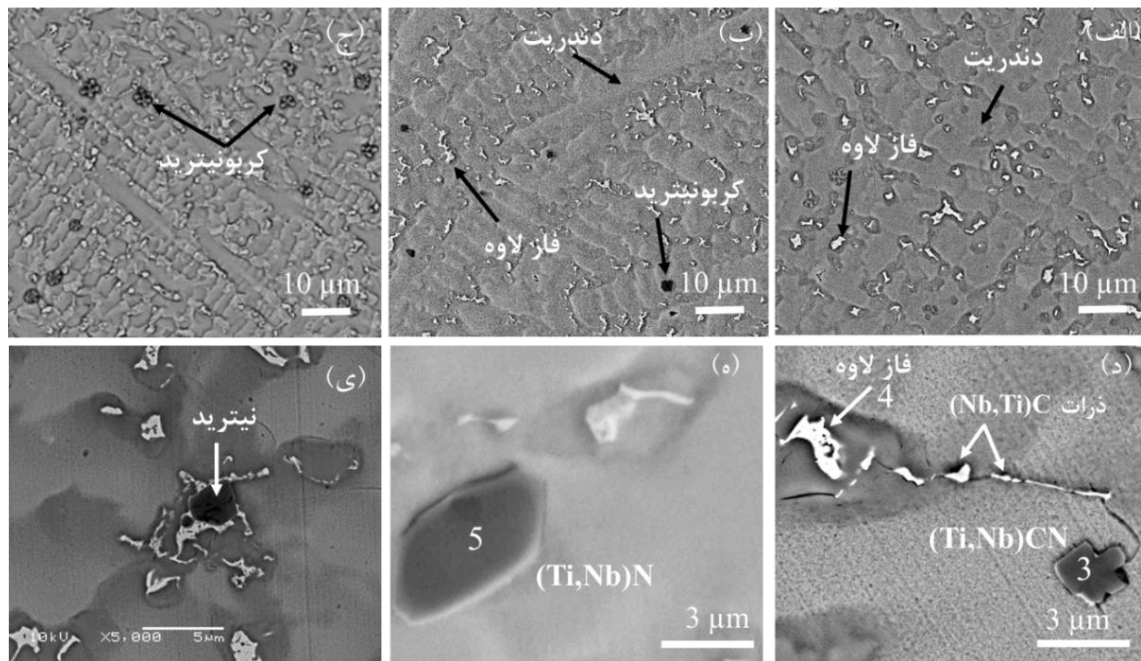
شکل (۲): (الف) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز پایه و تصاویر FE-SEM از رسوبات (ب) کاربید (Nb,Ti)C و (ج) کربونیتريد (Ti,Nb)C

خواهد شد؛ اما ترکیب شیمیایی فازهای کربونیتريد، لایه و نیتريد مشخص شده در شکل‌های (۳-د و ه) در جدول (۲) با هم مقایسه شده است.

شایان ذکر است مورفولوژی فازهای کربونیتريدی و نیتريدی نیز متفاوت بوده که به ترتیب به شکل فازهای دندردیتی و بلوکی قابل تفکیک هستند. شکل (۳-ی) وجود یک نیتريد با اندازه $3/5$ میکرومتر را در جوش آرگون خالص نشان می‌دهد. وجود رسوبات نیتريدی با اندازه بزرگ در جوش آرگون ناشی از عدم ذوب کامل نیتريدی فلز پایه می‌باشد که پیشتر نیز گزارش شده بود [۲۴].

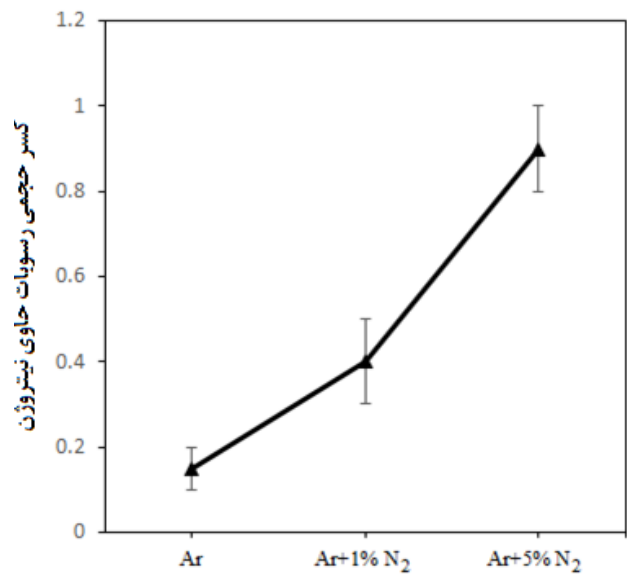
کسر حجمی مجموع فازهای نیتريدی و کربونیتريدی برحسب مقدار نیتروژن در گاز محافظ در شکل (۴) ارائه شده است. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود رسوب ذرات حاوی نیتروژن با افزایش N_2 به آرگون تشدید می‌شود. از آنجایی که حد حلالیت نیتروژن در آلیاژ 718 حدود 38 ppm گزارش گردید [۲۵] و مقدار نیتروژن تمام نمونه‌ها مطابق جدول (۱) بیشتر از حد حلالیت اندازه‌گیری شد؛ بنابراین، تشکیل رسوبات حاوی نیتروژن در مذاب فوق اشباع منطقی به نظر می‌رسد.

در ادامه، فازهای ثانویه با تغییر مقدار نیتروژن در جوش مورد بررسی قرار گرفت. شکل (۳-الف-ج) تصاویر الکترون‌های برگشتی SEM از نواحی جوش Ar ، $Ar+1\%N_2$ و $Ar+5\%N_2$ نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود فاز گاما (زمینه) با رنگ خاکستری و فاز ثانویه لایه در نواحی بین دندردیتی جوش با کنتراست سفید قابل تشخیص هستند. در مورد نتایج افزودن نیتروژن به آرگون به نکات ذیل می‌توان اشاره کرد: (۱) رسوب فازهای کربونیتريدی در هر دو جوش حاوی نیتروژن و فاز نیتريدی در جوش حاوی نیتروژن بیشتر اتفاق افتاد و (۲) رسوب فازهای کاربید غنی از نایوبیم در مرزخانه‌های جوش $Ar+5\%N_2$ در مقایسه با بقیه نمونه‌ها تشدید شد. فازهای کربونیتريد و نیتريد با تفکیک رنگ تیره در شکل‌های (۳-ب-ه) دیده می‌شوند. در حالی که فاز کاربید به علت وجود عنصر سنگین نایوبیم با رنگ روشن در مرزخانه‌ها مطابق شکل (۳-د) یا نواحی بین دندردیتی قابل شناسایی می‌باشد. شایان ذکر است افزایش مقادیر زیاد نیتروژن موجب تشدید رسوب کاربیدها در مرزخانه‌ها گردید. ترکیب شیمیایی فاز کاربید به علت اندازه کوچک با آنالیز TEM مطالعه و ادامه بحث ارائه



شکل (۳): الف) تصاویر SEM از نواحی جوش: (الف) آرگون خالص، (ب) $Ar+1\%N_2$ ، (ج) $Ar+5\%N_2$ ، تصاویر FE-SEM از ناحیه جوش $Ar+5\%N_2$ نشان دهنده (د) توزیع ذرات کاربید و کربونیتريد روی مرز دانه و (ه) نیتريد $(Ti,Nb)N$ و (ی) نیتريد در جوش آرگون خالص

تأثیر نیتروژن بر مقدار فاز لایه با آنالیز کمی تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. مطابق نتایج ارائه شده در شکل (۵) افزودن زیاد نیتروژن موجب افزایش کسر حجمی فاز لایه در جوش می شود. علت این پدیده به تأثیر مقدار نیتروژن بر جدایش عنصر Nb مربوط می شود. همان طور که نتایج آنالیز EDS برای عنصر Nb در شکل (۵) ارائه گردید، نیتروژن بر جدایش نایوبیم تأثیر منفی دارد؛ به عبارت دیگر، افزایش نیتروژن در گاز محافظ باعث کاهش مقدار Nb در فاز گاما یا همان جدایش بیشتر آن در نواحی بین دندریتی می شود که رسوب فاز لایه را در آن نواحی ترغیب می کند. در ادامه، رسوبات ریز مورد بحث قرار می گیرد.



شکل (۴): کسر حجمی رسوبات نیتريدی و کربونیتريدی در فلز جوش بر حسب مقدار N_2 در گاز Ar.

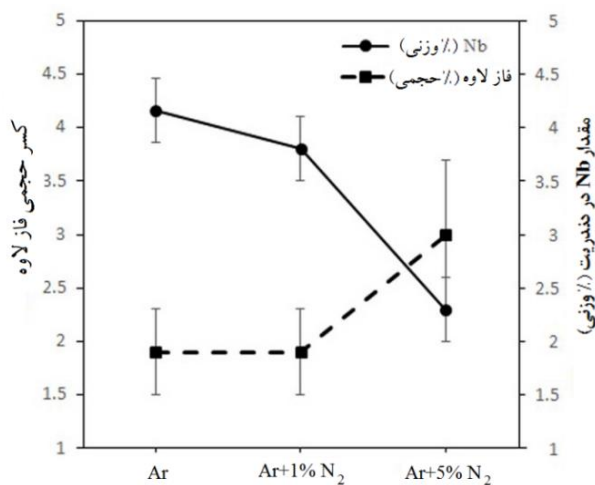
متناظر آن‌ها در جهت کریستالوگرافی [۱۱۲]، تشکیل رسوبات γ در زمینه γ را در هر دو فلز تأیید می‌کند. نقش نیتروژن بر رسوب این فازها با تعیین اندازه متوسط آن‌ها با استفاده از نرم‌افزار ImageJ مشخص گردید. مطابق نتایج، اندازه متوسط این رسوبات برای جوش‌های آرگون، $\text{Ar}+1\%\text{N}_2$ و $\text{Ar}+5\%\text{N}_2$ به ترتیب 4 ± 19.8 ، 3 ± 12.8 نانومتر است. علت این رویداد را می‌توان به کاهش مقدار Nb در فاز گاما ناشی از افزایش نیتروژن در جوش مطابق شکل (۵) نسبت داد. از آنجایی که عنصر Nb جهت رسوب فاز Ni_3Nb حین عملیات پیرسازی نقش اصلی را ایفا می‌کند لذا مقدار آن در اندازه نهایی فاز γ مؤثر می‌باشد.

جدول (۳): آنالیز TEM/EDS کاربردها مطابق شکل‌های (۶-الف و ب)

عنصر	Fe	Ti	Cr	Nb	Ni	
Ar	-	۱۰/۹۶	۲/۰	۸۴/۶۶	۲/۳۸	% وزنی
	-	۱۸/۲۷	۳/۱۶	۷۴/۷۵	۳/۳۲	% اتمی
Ar+5%N ₂	۱/۲۵	۳/۵۱	۱/۲	۹۱/۳۶	۲/۶۷	% وزنی
	۱/۹۴	۸/۶۱	۲/۰۲	۸۵/۶۸	۳/۹۷	% اتمی

۲-۳- استحکام کششی

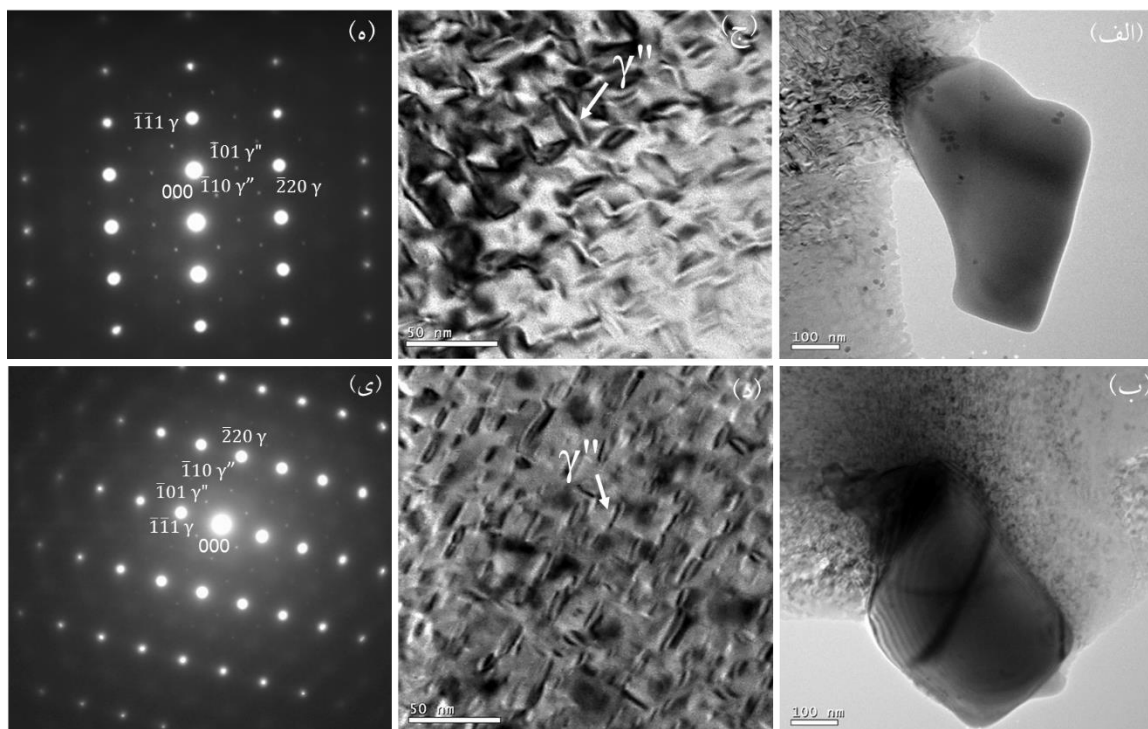
جدول (۴) نتایج آزمون کشش را برای نمونه‌های جوشکاری شده با ترکیب متفاوت گاز محافظ نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌گردد بالاترین استحکام کشش نهایی و تسلیم مربوط به نمونه جوش $\text{Ar}+1\%\text{N}_2$ است. نکته قابل توجه این است که افزایش استحکام بدون کاهش مقدار ازدیاد طول در مقایسه با جوش آرگون فراهم شده است. در مقابل، افزایش زیاد نیتروژن (۵ درصد) منجر به کاهش مقادیر استحکام تسلیم و ازدیاد طول شده است. این نتیجه تأثیر منفی وجود مقدار زیاد نیتروژن را در خواص کششی جوش آشکار می‌کند.



شکل (۵): کسر حجمی فاز لاوه در ناحیه جوش و مقدار Nb در دندریت (فاز گاما) برحسب مقدار N_2 در Ar.

جهت بررسی کاربردها و فازهای استحکام دهنده γ به دلیل اندازه آن‌ها در حد نانومتر، نواحی جوش با TEM مورد بررسی قرار گرفت. شکل‌های (۶-الف و ب) تصاویر میدان روشن را برای کاربردهای رسوب یافته در جوش‌های آرگون خالص و $\text{Ar}+5\%\text{N}_2$ ارائه می‌کند. ترکیب شیمیایی کاربردهای مذکور در جدول (۳) نشان آورده شده است که نشان می‌دهد کاربردهای مذکور غنی از نایوبیم و کمی تیتانیم هستند. نکته قابل ذکر این است که با افزایش نیتروژن در فلز جوش، مقدار نایوبیم در کاربرد از ۸۴ درصد به ۹۱ درصد وزنی افزایش و مقدار تیتانیم از ۱۰ درصد به ۳ درصد وزنی کاهش یافت. از آنجایی که فاز کاربرد در انتهای فرآیند انجماد در نواحی بین دندریتی در درجه حرارت کمتر از 1250°C رسوب می‌کند [۱۰]؛ بنابراین با غنی‌تر شدن نواحی بین دندریتی از نایوبیم ناشی از افزایش نیتروژن مطابق شکل (۵)، ترکیب فاز کاربرد نیز نایوبیم بیشتری خواهد داشت.

شکل‌های (۶-ج و د) تصاویر میدان روشن از توزیع رسوبات γ در زمینه گاما را برای نواحی جوش آرگون و $\text{Ar}+5\%\text{N}_2$ را نشان می‌دهد. الگوهای پراش سطح منتخب^۳ (SADP)



شکل (۶): تصاویر میدان روشن TEM از کاربیدهای (Nb,Ti)C در جوش‌های: (الف) Ar، (ب) Ar+5%N₂، توزیع فاز γ'' در زمینه گاما برای جوش‌های (ج) Ar، (د) Ar+5%N₂، همراه با الگوهای SADP متناظر از جهات [۱۱۲] برای جوش‌های (ه) Ar و (و) Ar+5%N₂.

جهت یافتن علت تغییر استحکام کشش با تغییر مقدار نیتروژن، نقش متالورژیکی عنصر نیتروژن باید مورد مطالعه قرار گیرد. نیتروژن یک عنصر آلیاژی استحکام دهنده قوی به صورت محلول جامد بوده و بر انرژی نقص در چیده شدن نیز تأثیر دارد [۲۷-۲۸]. مطابق بررسی‌های انجام شده، نیتروژن در ساختار کریستالی fcc ترجیحاً محل‌های هشت‌وجهی و عیوب داخلی از قبیل نابجایی‌ها و مناطق نقص در چیده شدن را اشغال می‌کند [۲۹]. همچنین گزارش شده است غلظت الکترون‌های آزاد در شبکه کریستالی fcc پیرامون اتم‌های نیتروژن بیشتر از نواحی دیگر است که واکنش بیشتر نابجایی‌ها با اتم‌های نیتروژن را سبب می‌شود [۳۰]. برهمکنش اتم‌های نیتروژن با نابجایی‌ها می‌تواند منجر به استحکام‌دهی آلیاژ شود.

از آنجایی که هیچ گزارشی در مورد خواص کششی جوش حاصل از گاز محافظ مخلوط آرگون و نیتروژن در مقالات وجود ندارد، بنابراین جدول (۴) تنها نتایج این گزارش را با تحقیق قبلی [۲۶] برای فلز پایه (با ضخامت ۲ میلیمتر) و نمونه جوشکاری شده با آرگون بدون افزودن فلز پرکن مقایسه می‌کند. نکته حائز اهمیت این است که در تحقیق قبلی نمونه‌های کششی جوش به صورت عرضی ساخته شده‌اند. با این وجود مشاهده می‌شود که استحکام کشش نهایی و درصد ازدیاد طول جوش آرگون در هر دو حالت کشش طولی و عرضی کمتر از فلز پایه می‌باشند.

تصاویر نمونه‌های کشش پس از انجام آزمون در شکل (۷) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود جوش Ar+5% N₂ تقریباً از وسط نمونه تحت شکست قرار گرفته است در حالیکه شکست باقی نمونه‌ها از کناره‌ها اتفاق افتاد.

جدول (۴): خلاصه نتایج آزمون کشش نمونه‌های مختلف

نمونه کشش	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	ازدیاد طول کل (%)
فلز پایه	428 ± 22	1310 ± 33	26 ± 3
Ar	407 ± 5	1210 ± 10	20 ± 2
Ar+1% N ₂	454 ± 12	1587 ± 55	19 ± 2
Ar+5% N ₂	24 ± 330	1410 ± 42	10 ± 1
فلز پایه [۲۵]	-	1164	16
Ar [۲۵]	-	1065	11,5



شکل (۷): تصاویر محل شکست نمونه‌های کشش پس از انجام آزمون.

دانست. نقش مخرب فاز لاهه را می‌توان از دو جنبه مورد ملاحظه قرار داد: (۱) خالی شدن عناصر آلیاژی در زمینه گاما، (۲) محل‌های مناسب برای شروع ترک [۳۲]. علاوه بر نقش مخرب فاز لاهه، کاهش اندازه رسوبات "۷ نیز در جوش حاوی نیتروژن زیاد می‌تواند در کاهش استحکام سهیم باشد.

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر آلیاژ اینکونل 718 با متغیر ترکیب گازهای محافظ با افزودن نیتروژن به آرگون با روش قوسی تنگستن - گاز جوشکاری شد. ریزساختار ناحیه جوش و استحکام کشش مورد مطالعه قرار گرفت. از جمله مهم‌ترین نتایج، می‌توان به موارد ذیل اشاره کرد:

- ۱- نیتروژن باعث تشکیل رسوبات (Ti,Nb)CN با مورفولوژی ذرات گوشه‌دار در فلز جوش می‌شود. افزایش مقادیر زیاد نیتروژن موجب رسوب فاز (Ti,Nb)N نیز می‌گردد.
- ۲- افزایش نیتروژن به علت کاهش ضریب جدایش عنصر Nb از ۰/۳ در حضور آرگون به ۰/۱۴ در حضور مخلوط Ar+5%N₂ موجب افزایش مقدار فاز لاهه می‌شود.
- ۳- با افزودن یک درصد N₂ به Ar، علاوه بر ازدیاد چشمگیر استحکام کشش نهایی، درصد ازدیاد طول نیز تقریباً حفظ می‌شود. در مقابل، افزایش بیشتر نیتروژن به علت افزایش کسر حجمی فاز لاهه و کاهش اندازه فاز "۷ باعث کاهش استحکام تسلیم و استحکام کشش نهایی می‌گردد.

۵- مراجع

- [1] X. Huang, M. C. Chaturvedi & N. L. R. Chards, "Effect of Homogenization Heat Treatment on the Microstructure and Heat-Affected Zone Microfissuring in Welded Cast Alloy 718", vol. 27, 1996.
- [۲] ع. خرم، ا. داودی جمالویی و ع. جعفری، "بررسی اثر همگن‌سازی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فاز مایع گذرا بین اینکونل ۷۱۸ و اینکونل ۶۰۰"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۱، شماره ۳، صفحه ۵۹-۴۹، ۱۳۹۶.

به طور کلی، تأثیر نیتروژن بر انرژی نقص در چیده شدن از دو جنبه قابل بررسی است: (۱) افزودن مقدار کم نیتروژن به دلیل جدایش نیتروژن در نابجایی‌ها و مناطق نقص باعث کاهش انرژی نقص در چیده شدن می‌شود، (۲) افزایش مقدار زیاد نیتروژن به علت بی‌اثر شدن پدیده جدایش موجب افزایش انرژی نقص در چیده شدن می‌گردد. شایان ذکر است کاهش انرژی نقص در چیده شدن باعث پهن‌تر شدن نابجایی و سخت‌تر شدن تحرک آن می‌گردد [۳۱]. در نتیجه، بهبود قابل‌ملاحظه استحکام جوش Ar+1%N₂ را می‌توان به مکانیزم استحکام‌دهی محلول جامد نیتروژن، کاهش انرژی نقص در چیده شدن (سخت‌تر شدن لغزش متقاطع نابجایی‌ها) و ریزتر شدن ساختار دندریتی جوش با توجه به اندازه DAS نسبت داد.

همان‌طور که جدول (۴) نشان می‌دهد جوش Ar+5%N₂ در مقایسه با سایر نمونه‌ها، کمترین استحکام تسلیم را از خود نشان داد. علت اصلی این رویداد را می‌توان به افزایش فاز ترد لاهه ناشی از افزایش زیاد نیتروژن مطابق نتایج شکل مربوط

- [14] H. Herold, M. Zinke & A. Hübner, "Investigations on the use of nitrogen shielding gas in welding and its influence on the hot crack behaviour of high-temperature resistant fully austenitic Ni- and Fe-base alloys", *Weld. World*, vol. 49, pp. 50–63, 2005.
- [15] B. Nabavi, M. Goodarzi & V. Amani, "Nitrogen effect on the microstructure and mechanical properties of nickel alloys", *Weld. J*, vol. 94, pp. 53-60, 2015.
- [16] E. R. Cutler, A. J. Wasson & G. E. Fuchs, "Effect of minor alloying additions on the carbide morphology in a single crystal Ni-base superalloy", *Scr. Mater*, vol. 58, pp. 146–149, 2008.
- [17] R. Jiang, B. Chen, X. Hao, Y. Ma, S. Li & K. Liu, "Micro-segregation and Precipitation of Alloy 690 during Isothermal Solidification: the Role of Nitrogen Content", *J. Mater. Sci. Technol*, vol. 28, pp. 446–452, 2012.
- [18] X. L. Guo, J. B. Yu, X. F. Li, Y. Hou & Z. M. Ren, "Effect of nitrogen content on the microstructure and mechanical properties of a cast nickel- base superalloy", *Ironmak. Steelmak*, pp. 1–9, 2016.
- [19] "ASTM Standard E8/8M", *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004.
- [20] "ASTM Standard E112", *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004.
- [21] D. D. Nage, V. S. Raja & R. Raman, "Effect of nitrogen addition on the microstructure and mechanical behavior of 317L and 904L austenitic stainless steel welds", *J. Mater. Sci*, vol. 1, pp. 2097–2112, 2006.
- [22] S. Kou, "Welding metallurgy", John Wiley & Sons, 2002.
- [23] A. B. Murphy, M. Tanaka, S. Tashiro, S. Sato, & J. J. Lowke, "A computational investigation of the effectiveness of different shielding gas", *J. Phys. D. Appl. Phys*, vol. 42, no.115205, pp. 14, 2009.
- [3] S. G. K. Manikandan, D. Sivakumar, K. P. Rao & M. Kamaraj, "Laves phase in alloy 718 fusion zone — microscopic and calorimetric studies", *Mater. Charact*, vol. 100, pp. 192–206, 2015.
- [4] A. Niang, J. Huez, J. Lacaze, B. Viguier, *Characterizing Precipitation Defects in Nickel Based 718 Alloy*, *Mater. Sci. Forum*. 636–637, 517–522, 2010.
- [۵] ع. مرتضایی و م. شمعیان، "اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸"، *فراآیندهای نوین در مهندسی مواد*، دوره ۹، شماره ۴، صفحه ۲۳۱–۲۰۵، ۱۳۹۴.
- [6] J. K. Hong, N. K. Park, S. J. Kim & C. Y. Kang, "Microstructures of Oxidized Primary Carbides on Superalloy Inconel 718", *Mater. Sci. Forum*, vol. 502, pp. 249–256, 2009.
- [7] J. J. Ruan, N. Ueshima & K. Oikawa, "Phase transformations and grain growth behaviors in superalloy 718", *J. Alloys Compd*, vol. 737, pp. 83–91, 2018.
- [8] Y. Zhang, Z. Li, P. Nie & Y. Wu, "Carbide and nitride precipitation during laser cladding of Inconel 718 alloy coatings", *Opt. Laser Technol*, vol. 52, pp. 30–36, 2013.
- [9] Y. Zhang, X. Cao & P. Wanjara, "Tensile properties of laser additive manufactured Inconel 718 using filler wire", *J. Mater. Res*, vol. 29, pp. 2006–2020, 2014.
- [10] J. N. DuPont, J. C. Lippold & S. D. Kiser, "Welding metallurgy and weldability of Nickel-base alloys", 2009.
- [11] E. R. Cutler, A. J. Wasson & G. E. Fuchs, "Effect of minor alloying additions on the solidification of single-crystal Ni-base superalloys", *J. Cryst. Growth*, vol. 311, pp. 3753–3760, 2009.
- [12] L. A. Jackman, M. D. Boldy & A. L. Coffey, "The influence of reduced carbon on Inconel 718", *Miner. Met. Mater. Soc*, pp. 261–270, 1991.
- [13] T. Alam, P. J. Felfer, M. Chaturvedi, L. T. Stephenson, M. R. Kilburn & J. M. Cairney, "Segregation of B, P, and C in the Ni-Based Superalloy, Inconel 718", *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 43, pp. 2183–2191, 2012.

۶- پی نوشت

- [1] Bead on plate
- [2] Dendrite arm spacing (DAS)
- [3] Selected area diffraction pattern (SADP)
- [24] A. J. Ramirez & J. C. Lippold, "High temperature behavior of Ni-base weld metal Part I. Ductility and microstructural characterization", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 380, pp. 259–271, 2004.
- [25] S. L. Cockcroft, T. Degawa, A. Mitchell, D. W. Tripp & A. Schmalz, "Inclusion Precipitation in Superalloys", *Miner. Met. Mater. Soc.*, pp. 577–586, 1992.
- [26] G. D. J. Ram, A. V. Reddy, K. P. Rao, & G. M. Reddy, "Control of Laves phase in Inconel 718 GTA welds with current pulsing", *Sci. Technol. Weld. Join*, vol. 9, pp. 390-398, 2004.
- [27] L. Iorio, M. Cortie & J. Jones, "Technical note: solubility of nitrogen in experimental low nickel austenitic stainless steels", *J. South African Institute Min. Metall.*, pp. 173–177, 1994.
- [28] S. Kibey, J. B. Liu, M. J. Curtis, D. D. Johnson & H. Sehitoglu, "Effect of nitrogen on generalized stacking fault energy and stacking fault widths in high nitrogen steels", *Acta Mater.*, vol. 54, pp. 2991–3001, 2006.
- [29] N. Saenarjhan, J. Kang & S. Kim, "Effects of carbon and nitrogen on austenite stability and tensile deformation behavior of 15Cr-15Mn-4Ni based austenitic stainless steels", *Mater. Sci. Eng. A*, 2018.
- [30] V.G. Gavriljuk, B.D. Shanina, H. Berns, On the correlation between electron structure and short range atomic order in iron-based alloys, *Acta Mater.* 48, 3879–3893, 2000.
- [31] L. Mosecker & A. Saeed-Akbari, "Nitrogen in chromium-manganese stainless steels: A review on the evaluation of stacking fault energy by computational thermodynamics", *Sci. Technol. Adv. Mater.*, pp. 142013, 2013.
- [32] G. D. J. Ram, A. V. Reddy, K. P. Rao & G. M. Reddy, "Control of Laves phase in Inconel 718 GTA welds with current pulsing", *Sci. Technol. Weld. Join*, vol. 9, pp. 390–398, 2004.