



مقاله کامل پژوهشی

اثر سرعت سردکردن در انحلال کامل و زمان پیرسازی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ IN718 تولید شده به روش ذوب گزینشی با لیزر (SLM)

حبیب همت‌زاده دستگردی^۱، محسن استاد شعبانی^{۲*}، یزدان شجری^۳، محسن سمیعی^۴

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنایع و معادن ایران، تهران، تهران، ایران

^۲ استادیار، پژوهشگاه سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، مشکین‌دشت، البرز، ایران

^۳ دانشجوی دکتری، پژوهشگاه سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، مشکین‌دشت، البرز، ایران

^۴ دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، البرز، ایران

چکیده	تاریخچه مقاله:
آلیاژ IN718 نوعی سوپرآلیاژ پایه نیکل با استحکام بالا است که بیشتر در دماهای متوسط و شرایط کاری خورنده استفاده می‌شود. در پژوهش حاضر، نمونه‌های تولید شده با روش ذوب گزینشی با لیزر (SLM) در دمای ۱۰۴۰ سلسیوس و زمان ۱۲۰ دقیقه، محلول‌سازی شدند. پس از انحلال، نمونه‌ها در سه محیط سردایش آب، هوا و کوره خاموش شده با در باز، سردایش شدند. در انتها، نمونه‌ها در سه شرایط استاندارد به مدت زمان ۴۸ و ۷۲ ساعت پیرسازی شدند. برای بررسی تأثیر نرخ سرمایش پس از انحلال و زمان پیرسازی، بر مشخصه رسوبات و ریزساختار نمونه‌ها، از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM)، پراش پرتو ایکس (XRD) و آزمون سختی سنجی استفاده شد. نتایج نشان داد که افزایش زمان پیرسازی در شرایط ثابت محلول‌سازی، کسر حجمی و اندازه فازهای ثانویه را افزایش می‌دهد. همچنین، کاهش سرعت سردکردن در مرحله محلول‌سازی، به افزایش سختی نمونه‌ها در مرحله پیرسازی منجر می‌شود. در نهایت، با افزایش زمان پیرسازی، بیشترین سختی نمونه، ۷۹۴ ویکرز بدست آمد.	ثبت اولیه: ۱۳۹۹/۰۱/۰۸ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۹/۰۳/۳۰ پذیرش قطعی: ۱۴۰۰/۰۴/۲۵
	کلیدواژه‌ها:
	سوپرآلیاژ IN718، ذوب گزینشی با لیزر، سرعت سردکردن، پیرسازی، ریزساختار

doi: <https://doi.org/10.30501/jamt.2020.224723.1080> URL: https://www.jamt.ir/article_126425.html

Original Research Article

Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT): Vol. 10, No. 2, (Summer 2021), 1-11

The Effect of Cooling Rate After Full Solution and Aging Time on Microstructure and Hardness of IN718 Superalloy Fabricated via SLM

Habib Hematzadeh Dastgerdi¹, Mohsen Ostadshabani^{2*}, Yazdan Shajari³, Mohsen Samiee⁴

¹ M. Sc. Student, Iran University of Industries and Mines (IUM), Tehran, Tehran, Iran

² Assistant Professor, Department of Ceramics, Materials and Energy Research Center (MERC), Meshkindasht, Alborz, Iran

³ Ph. D. Student, Department of Ceramics, Materials and Energy Research Center, (MERC), Meshkindasht, Alborz, Iran

⁴ Ph. D. Student, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Karaj Branch, Islamic Azad University, Karaj, Alborz, Iran

*عهده دار مکاتبات

نشانی: ایران، البرز، مشکین‌دشت، پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشگاه سرامیک، تلفن: ۰۲۶-۳۶۲۸۰۰۴۰، دورنگار: ۰۲۶-۳۶۲۰۱۸۸۸

پیام نگار: vahid_ostadshabany@yahoo.com

Please cite this article as: Hematzadeh Dastgerdi, H., Ostadshabani, M., Shajari, Y., Samiee, M., "The effect of cooling rate after full solution and aging time on microstructure and hardness of IN718 superalloy fabricated via SLM", *Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT)*, Vol. 10, No. 2, (2021), 1-11. (<https://doi.org/10.30501/jamt.2020.224723.1080>).

2783-0829/© 2021 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Paper History:

Received: 2020-03-27
 Revised in revised form: 2020-06-19
 Accepted: 2021-07-16

Keywords:

IN718 Superalloy,
 Selective Laser Melting,
 Cooling Rate,
 Aging,
 Microstructure

Abstract IN718 alloy is a high strength Nickel base superalloy that mainly used in moderate temperatures and corrosive service conditions. In the present study, samples produced by selective laser melting (SLM) at 1040 °C for 120 minutes were prepared under solution treatment. After solution, the samples were cooled in three cooling media of water, air and extinguished furnace with open door. Finally, the samples were aged in three standard conditions for 48 and 72 hours. To investigate the effect of cooling rate after solution and aging time on precipitates characteristics and microstructure of samples, Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM), X-ray diffraction (XRD) and hardness test were used. The results showed that increasing the aging time under constant solution conditions increases the volume fraction and the size of the secondary phases. Also, reducing the cooling rate in the solution step leads to increasing the hardness of the samples in the aging stage. Finally, with increasing aging time, the maximum hardness of the sample was 794 H. V.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2020.224723.1080>

URL: https://www.jamt.ir/article_126425.html

۱- مقدمه

فناوری بستر پودر، یکی از روش‌های ذوب گزینشی

است. عمدتاً دو نوع فناوری بستر پودر وجود دارد: ذوب گزینشی با لیزر^۳ (SLM) و ذوب با باریکه الکترونی^۴ (EBM). تفاوت عمده‌ای که بین این فناوری‌ها وجود دارد ناشی از منبع انرژی‌ای است که برای ذوب‌شدن پودر استفاده می‌شود [۳] و [۴]. SLM، نوعی فرایند تولید افزایشی است که طی دهه گذشته در حوزه پژوهشی و صنعتی، در حال رشد بوده است. SLM، از یک پرتو لیزر با قدرت بالا برای ذوب‌کردن لایه‌های پودر، به‌منظور تولید اجسام جامد سه‌بعدی، استفاده می‌کند. امکان تولید اشکال پیچیده با دقت ابعادی و مصرف کم مواد، از جمله مزایای فناوری SLM است [۵ و ۶]. با این حال، قطعات تولیدی SLM، به‌دلیل ذوب بسیار موضعی و سپس سرمایش سریع، معمولاً با تنش‌های باقیمانده و انواع متفاوت تخلخل روبه‌رو هستند. تخلخل در قطعات ساخته‌شده SLM ممکن است به‌دلیل وجود ذرات پودر دارای منافذ ذاتی حاصل از فرایند تولید پودر باشد یا به‌دلیل انقباض حین جامدشدن و ناهمگوشی در طی فرایند SLM رخ دهد. پارامترهای بسیاری از جمله پارامترهای پردازش^۵، مانند ضخامت لایه پودر، قدرت لیزر، سرعت روبش، فاصله روزنه و دمای بستر پودر وجود دارند که می‌توانند روند SLM را تعیین کنند. همه این پارامترهای فرایند، در روند شکل‌گیری مسیر در یک لایه و بیشتر در قسمت تولید نهایی، تأثیر دارند. طبق مطالعات پیشین، پارامترهای مهم شناسایی شده که ذوب کامل لایه پودری را تضمین می‌کنند، شامل قدرت لیزر، فاصله روزنه و سرعت روبش هستند. سرعت روبش، از دو پارامتر تشکیل شده است که شامل فاصله نقطه لیزر، تقسیم بر زمان قرارگرفتن در معرض لیزر است. فاصله نقطه را فاصله بین دو پالس لیزر و

بخش عمده‌ای از قطعات توربین‌های گازی، از جنس سوپرآلیاژهای پایه نیکل است و IN718، یکی از سوپرآلیاژهای محبوب و پُرکاربرد است. سوپرآلیاژ IN718، آلیاژ پایه نیکل است که به‌دلیل توانایی حفظ ریزساختار و پایداری مکانیکی در دماهای بالا تا ۶۵۰ سلسیوس، عمر خستگی خوب و مقاومت در برابر خوردگی، در صنایع هوافضا و نیروگاهی بسیار کاربردی و قابل استفاده است [۱].

ریزساختار سوپرآلیاژ IN718، از فاز زمینه γ حاوی عناصر نیکل، کروم و آهن تشکیل شده است. استحکام‌دهی در سوپرآلیاژ IN718، با استفاده از عملیات حرارتی شامل عملیات حرارتی انحلال فازهای γ (Ni₃(Al,Ti)) و γ' (Ni₃Nb) و کاربیدهای MC و پیرسازی برای تشکیل γ' و γ'' انجام می‌شود. مهم‌ترین فاز در مرحله استحکام‌دهی است و رفتار رسوبات در مرحله استحکام‌دهی، به مقدار Nb، دما و زمان عملیات حرارتی بستگی دارد. سایر فازهای رایج موجود در سوپرآلیاژ IN718، کاربیدهای MC غنی از TiN، فاز دلتا (δ -Ni₃Nb) و فازهای لایه^۱ [(Ni, Cr, Fe)₂(Nb, Mo, Ti)] هستند [۱ و ۲]. خواص سوپرآلیاژ IN718، به ریزساختار، به‌خصوص به اندازه دانه، حساس است که با استفاده از فرایندهای ترمومکانیکی، قابل کنترل است و به‌دلیل خواص شکل‌پذیری مطلوبش، اهمیت ویژه‌ای دارد. شکل‌پذیری و جوش‌پذیر بودن سوپرآلیاژ IN718 سبب شده است روش‌های مختلف تولید افزایشی^۲ (AM) برای تولید قطعات مختلف از این ماده به‌کار برده شوند. تولید قطعه به‌وسیله ذوب گزینشی، یکی از روش‌های AM است [۳ و ۴].

³ Selective Laser Melting

⁴ Electron Beam Melting

⁵ Processing

¹ Laves

² Additive Manufacturing

مواد نورد گرم‌شده نشان می‌دهند. در پژوهشی دیگر، فنگ^۳ و همکاران [۱۳]، به بررسی ریزساختار IN718 تولیدشده به روش SLM پرداختند که نتایج این پژوهش نشان می‌دهد سختی نمونه‌های آنیل‌شده، به دلیل وجود دانه‌های ستونی، به میزان ۴۴ درصد افزایش یافته است. در این تحقیق، سعی شد تأثیر نرخ سرمایش در مرحله انحلال و تأثیر زمان پیرسازی بر مشخصه رسوبات و ریزساختار سوپرآلیاژ IN718 تولیدشده به روش SLM بررسی شود.

۲- روش تحقیق

در تحقیق حاضر، نمونه‌ها از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN718، به روش SLM تهیه شدند. ترکیب شیمیایی این آلیاژ، به روش طیف‌سنجی نشر اتمی بر حسب درصد وزنی تعیین شد که نتایج آن در جدول ۱ نشان داده شده است.

به این منظور، نمونه‌های مکعب مربعی در ابعاد ۵ میلی‌متر آماده شدند. نمونه‌های تهیه‌شده درون کوره‌ای تیوبی تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد، در دمای ۱۰۴۰ سلسیوس و زمان ۱۲۰ دقیقه، تحت عملیات محلول‌سازی قرار گرفتند. پس از انحلال، نمونه‌ها در سه محیط آب، هوا و کوره خاموش‌شده با در باز، سردایش^۴ شدند. در انتها، نمونه‌ها در سه دمای ۶۲۰ سلسیوس به مدت ۸ ساعت، ۶۲۰ سلسیوس به مدت ۴۸ ساعت و ۶۲۰ سلسیوس به مدت ۷۲ ساعت، پیرسازی شدند. در جدول ۲، نام‌گذاری نمونه‌ها براساس شرایط مختلف نمونه‌ها و متغیرهای عملیات حرارتی، ارائه شده است.

پس از هر مرحله، نمونه‌ها با سنباده Sic از شماره ۱۰۰ تا ۲۵۰۰، سنباده‌زنی شدند. پس از آن، به وسیله نم ۶ μm و محلول نانو آلومینای ۷ درصد، پولیش‌کاری شدند. برای بررسی‌های متالوگرافی، نمونه‌ها در محلول $20 \text{ ml HCl} + 20 \text{ ml C}_2\text{H}_5\text{OH} + 2 \text{ gr CuCl}_2$ به مدت ۱۵ دقیقه به روش غوطه‌وری، اچ شدند.

مدت زمان قرارگرفتن در معرض را مدت زمانی در نظر می‌گیرند که لیزر در یک نقطه ساطع می‌شود. سوپرآلیاژ IN718، به دلایل گوناگون، باید با تولید افزایشی از جمله فرایند SLM تولید شود [۷ و ۸].

ریزساختار SLM سوپرآلیاژ IN718 تولیدشده، از کاربردهای MC با ساختار شاخه‌ای^۱ بسیار ریز و فاز یوتکتیک لاه/۷ در مناطق بین شاخه‌ها تشکیل شده است. ناهمگنی ریزساختار در روش SLM، به کاهش خواص مکانیکی منجر می‌شود و از این رو، برای دستیابی به ریزساختارهای یک‌دست، باید عملیات حرارتی پس از تولید انجام شود. بررسی جنبه‌های مختلف سوپرآلیاژ IN718 پردازش‌شده با SLM و مطالعه در خصوص فرایندهای مناسب پس از تولید، با هدف بهبود ساختار و کاهش ناهمسانگردی ذاتی، هنوز در مرحله اولیه قرار دارد [۱]. مطالعات پیشین نشان می‌دهد عملیات حرارتی‌های مختلف، بسته به دما و زمان، می‌توانند جدایش در سوپرآلیاژ IN718 تولیدشده به روش SLM را تا حدی از بین ببرند. برای از بین بردن جدایش با هدف همگن‌سازی ریزساختار و استحکام مواد، عملیات حرارتی پس از تولید در سوپرآلیاژ IN718 انجام می‌شود. طراحی عملیات حرارتی‌ای که مبتنی بر ریزساختار ذاتی است، بخشی از فرایند تولید و ویژگی‌های مورد نظر در کاربردهای خاص را تشکیل می‌دهد. ریزساختار سوپرآلیاژ IN718 کارشده، در مقایسه با ریزساختار آلیاژ ریخته‌گری‌شده، دانه‌های ریزتری دارد و اساساً یک‌دست‌تر است. سوپرآلیاژ IN718 کارشده، به منظور استحکام فاز رسوبی، معمولاً تحت عملیات حرارتی محلول‌سازی و سپس پیرسازی قرار می‌گیرد. چرخه عملیات حرارتی تنش‌زدایی برای سوپرآلیاژ IN718 تولیدشده به روش SLM، درحالی‌که هنوز قطعات به بستر ساخت متصل هستند، در قسمت‌های تولیدشده، آغاز می‌شود [۹-۱۱].

پپویچ^۲ و همکاران [۱۲]، ریزساختار و خواص مکانیکی IN718 تولیدشده به روش SLM و عملیات حرارتی پس از آن را بررسی کردند. نتایج پژوهش آن‌ها مشخص کرد که نمونه‌ها، پس از عملیات حرارتی، خواص مکانیکی مناسبی را در مقابل

³ Feng

⁴ Quench

¹ Dendritic

² Popovich

جدول ۱. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ مصرفی برای تحقیق بر حسب درصد وزنی

عنصر	Ni	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Fe	Co	Ti	Al	Nb	C	P	S	B
درصد وزنی	پایه	۰/۱۳	۰/۰۵	۱۹/۱	۲/۹۵	۰/۱۰	۱۸/۵	۰/۱	۱۸/۵	۰/۰۷	۰/۹۱	۰/۴۵	۵/۰۴	۰/۰۳۵	۰/۰۰۵

جدول ۲. نام‌گذاری و شرایط انحلال و پیرسازی نمونه‌ها

شرایط پیرسازی	محلول‌سازی			کد نمونه
	محیط سردشدن	زمان (h)	دما (°C)	
---	---	---	---	SL0
استاندارد	آب	۱	۱۰۴۰	SL1
ادامه گام دوم استاندارد تا ۴۸ ساعت	آب	۱	۱۰۴۰	SL2
ادامه گام دوم استاندارد تا ۷۲ ساعت	آب	۱	۱۰۴۰	SL3
استاندارد	هوا	۱	۱۰۴۰	SL4
ادامه گام دوم استاندارد تا ۴۸ ساعت	هوا	۱	۱۰۴۰	SL5
ادامه گام دوم استاندارد تا ۷۲ ساعت	هوا	۱	۱۰۴۰	SL6
استاندارد	کوره	۱	۱۰۴۰	SL7
ادامه گام دوم استاندارد تا ۴۸ ساعت	کوره	۱	۱۰۴۰	SL8
ادامه گام دوم استاندارد تا ۷۲ ساعت	کوره	۱	۱۰۴۰	SL9

* پیرسازی استاندارد: ۸ ساعت در دمای ۷۲۰ سلسیوس، ۲ ساعت تا رسیدن به دمای ۶۲۰ سلسیوس و ۸ ساعت در دمای ۶۲۰ سلسیوس

استحکام‌بخش در ساختار، رسوبات γ' هستند. همچنین، میزان فازهای استحکام‌بخش γ' و γ'' تولیدشده در زمینه، به علت گرایان دمایی بالا و سرعت انجماد سریع، بسیار ناچیز است. اما در عوض ممکن است مقدار زیادی کاربید و فاز لایه بسیار ریز یافت شود. طبق پژوهش‌های پیشین، نقاط پراکندگی ذرات γ'' ، در جهت $\langle 100 \rangle$ و عمود بر محور اصلی رسوبات هستند. فقط فوق‌شبکه γ'' ، در جهات $\langle 100 \rangle$ و $\langle 1/2 10 \rangle$ و $\langle 1/2 0 \rangle$ ظاهر شده است. توده‌های γ'' ، به موازات جهت ساخت، رسوب داده شده‌اند. رسوبات γ'' با صفحات (100)، هم‌سیما هستند، درحالی‌که در بعضی مواقع با صفحات (010)، مطابق می‌شوند. تجمع متراکم و اغلب نامنظم و با هندسه‌های مختلف و اندازه‌های بسیار کوچک (معمولی) رسوبات γ'' نیز در سراسر زمینه γ NiCr (fcc) رخ می‌دهد [۱۵ و ۱۶].

در شکل ۲، تصاویر OM نمونه‌های محلول‌سازی شده و خنک‌شده SL1، SL4 و SL7 نشان داده شده است. در این تصاویر، ریزساختاری جهت‌دار مشاهده می‌شود که دانه‌ها در جهت ساخت نمونه SLM رشد کرده‌اند. سازوکار

بررسی‌های ریزساختاری به‌وسیله میکروسکوپ نوری^۱ (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی^۲ (FESEM) مدل VEGA/TESCAN ساخت کشور جمهوری چک و مجهز به آنالیز نقطه‌ای عنصری EDS، انجام شد. بررسی‌های فازی به‌وسیله آزمون پراش پرتو ایکس (XRD)، دستگاه ساخت شرکت Philips مدل PW1730 و نرم‌افزار اکسپرت^۳ انجام شد. نمونه‌ها قبل و بعد از محلول‌سازی توسط آزمون سختی‌سنجی در مقیاس میکرو تحت بار ۱۰۰ گرم و زمان نگهداری ۱۰ ثانیه آزموده شدند (ASTM E92-16) [۱۴]. اندازه دانه‌ها با استفاده از نرم‌افزار Image J به دست آمد.

۳- نتایج و بحث

در شکل ۱، تصویر OM و FESEM نمونه SL0 تولیدشده به روش SLM نشان داده شده است. بررسی‌های انجام‌شده روی نمونه SL0 نشان می‌دهند که فازهای

¹ Optical Microscope

² Field Emission Scanning Electron Microscope

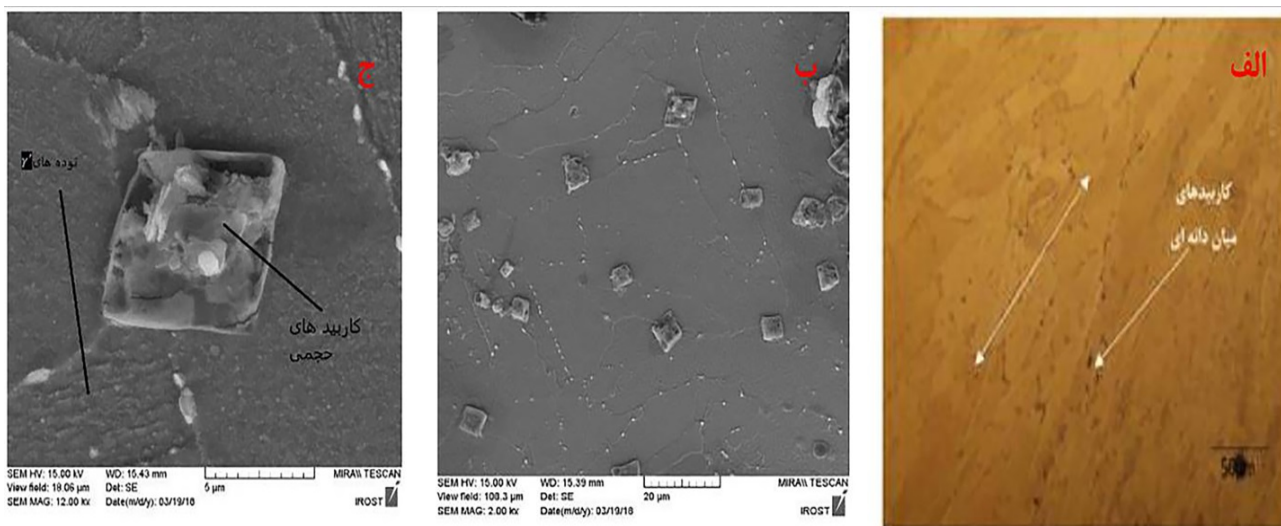
³ XPert

تغییرات نشان داده شده است. همان‌طور که از شکل ۳ پیداست، سرعت سردکردن، تأثیر مشهودی بر اندازه نمونه‌ها نمی‌گذارد و تقریباً نمونه‌های سردشده در آب و هوا، اندازه دانه‌ای در حد نمونه مرجع دارند. اما نمونه سردشده در کوره، به دلیل این‌که مدتی طولانی در معرض حرارت بوده، تغییرات اندازه دانه محسوسی را نشان می‌دهد.

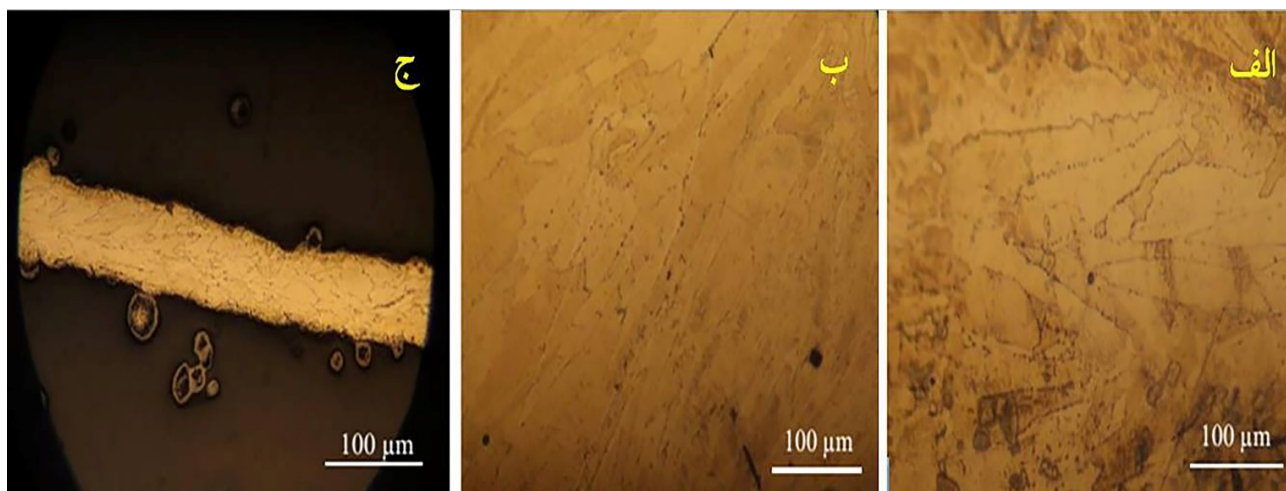
در شکل ۴، تصاویر FESEM نمونه‌های SLM محلول‌سازی شده و سردشده در محیط‌های مختلف نشان داده شده است. در شکل ۵ نیز، طیف آزمون EDS نقطه مشخص شده با فلش زرد در شکل ۴ (ب) ارائه شده است [۱۵] و [۱۶].

استحکام‌دهی در نمونه‌های SLM، نابجایی‌ها و تنش باقی‌مانده است [۱۲ و ۱۵ و ۱۶].

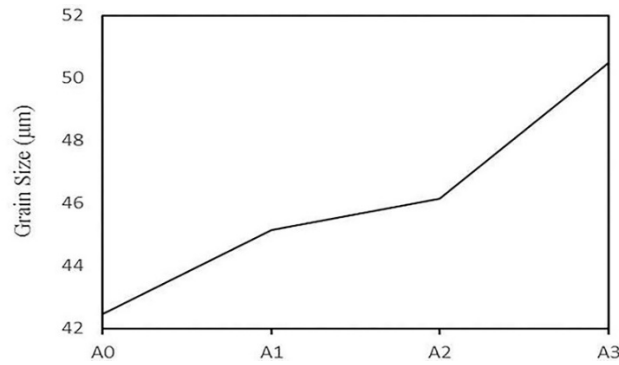
این‌که انتظار داشته باشیم سرعت سردشدن تأثیر چشمگیری در اندازه دانه‌ها داشته باشد، انتظاری بیهوده است. اما در انحلال به خودی خود، به دلیل دمای بالا و سازوکارهای مبتنی بر نفوذ که بر دمای بالا (دماهای بالاتر از تبلور مجدد) استوارند، مرزدانه‌ها درهم کشیده و اندازه دانه‌ها دستخوش تغییر می‌شوند و افزایش می‌یابند. سازوکار دیگری که برای این افزایش اندازه دانه‌ها می‌توان در نظر گرفت حرکت مرزهای دانه در جهت انحلال فازهای تیغه‌ای و موانع کاربیدی حول مرزدانه در طول محلول‌سازی است. در شکل ۳، نمودار این



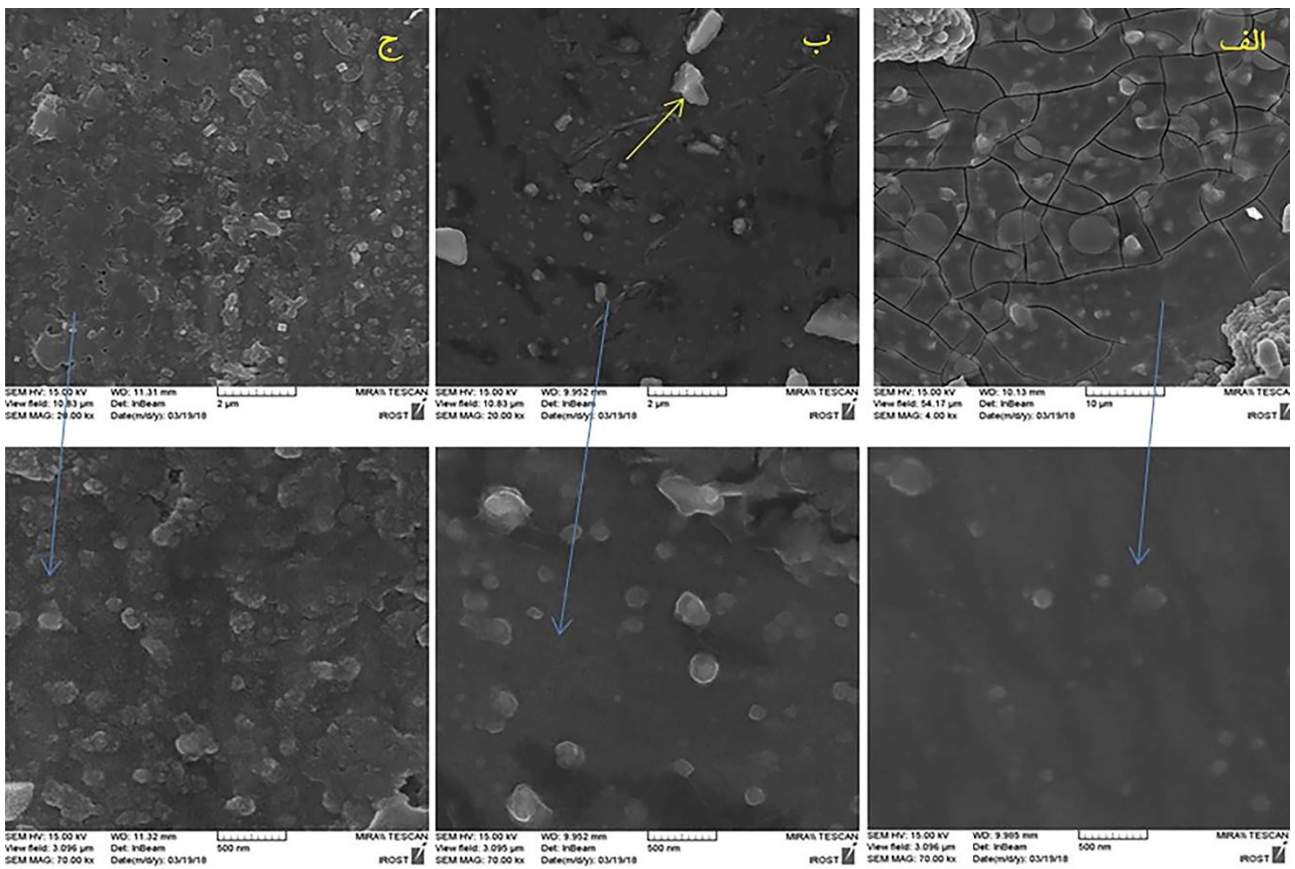
شکل ۱. الف) تصویر OM نمونه (SLM)، (فلش دوطرفه جهت کشیدگی دانه‌ها را نشان می‌دهد)، (ب) تصویر FESEM نمونه مرجع SLM در بردارنده کاربیدهای اولیه MC و جهت‌گیری دانه‌ها و (ج) کاربیدهای اولیه MC و توده‌های رسوبات



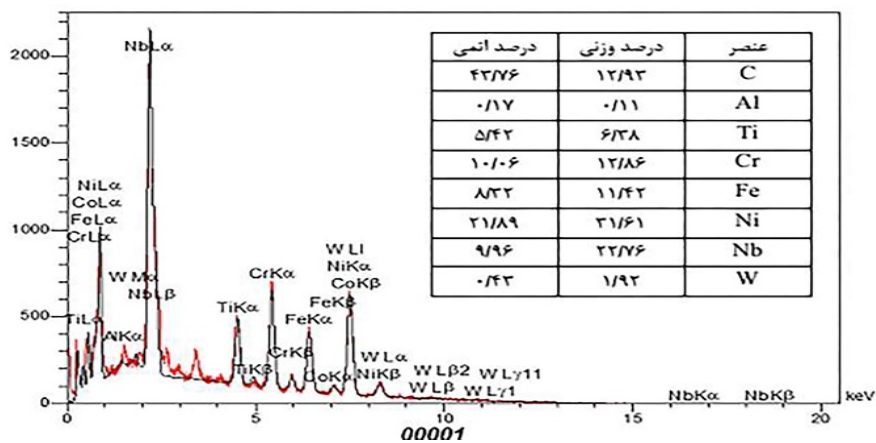
شکل ۲. تصویر نمونه‌های SLM پس از انحلال (الف) سردشده در آب، (ب) سردشده در هوا و (ج) سردشده در کوره



شکل ۳. تغییرات اندازه دانه نمونه‌های SLM بر اثر سرعت سرد شدن



شکل ۴. تصویر FESEM نمونه‌های SLM پس از انحلال در بزرگنمایی‌های متفاوت، (الف) سرد شده در آب، (ب) سرد شده در هوا و (ج) سرد شده در کوره



شکل ۵. طیف آزمون EDS نقطه مشخص شده در شکل ۴ (ب)

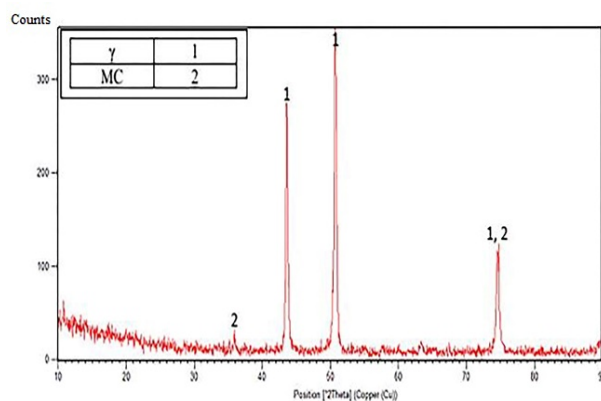
همان‌طور که مشخص است، با افزایش زمان پیرسازی در شرایط ثابت محلول‌سازی، کسر حجمی و اندازه فازهای ثانویه افزایش می‌یابد. با افزایش زمان پیرسازی، رسوبات ریز به یکدیگر یا به رسوبات بزرگ‌تر پیوسته و رسوباتی در اندازه‌های بزرگ را پدید می‌آورند. با انجام پیرسازی، کاربیدهای MC به کاربیدهای $M_{23}C_6$ تبدیل می‌شوند. با افزایش زمان پیرسازی، این کاربیدهای ثانویه، پیوسته شده و مرزهای پیوسته‌ای را پدید می‌آورند. همچنین، در دمای ثابت با افزایش زمان پیرسازی نهایی، مقدار رسوبات γ' کاهش می‌یابد و اندازه رسوبات درشت‌تر می‌شود. کاهش مقدار رسوبات γ' و درشت شدن اندازه آن‌ها، در زمان ثابت، با افزایش دمای پیرسازی نیز مشاهده شد که نتیجه حاصل با رابطه‌ی گیبس - تامسون توجیه‌پذیر است [۱۷ و ۱۸]:

$$C_r = C_e \cdot \exp\left(\frac{2\gamma\Omega}{R_B T} \cdot \frac{1}{R}\right) \approx C_e \left(1 + \frac{2\gamma\Omega}{R_B T} \cdot \frac{1}{R}\right)$$

در این معادله، C_r ، انحلال‌پذیری در سطح ذرات کروی با شعاع R ، C_e ، غلظت فاز دوم در فصل مشترک هموار در زمینه در تعادل با ذرات با شعاع کم، R_B ، ثابت جهانی گازها، γ' ، انرژی فصل مشترک بین ذره و زمینه، Ω ، حجم اتمی یا مولی ذرات و T ، دمای مطلق است. تفاوت بین C_e و C_r باعث پدید آمدن فلاکس اتمی از ذرات کوچک‌تر به سمت ذرات بزرگ‌تر می‌شود.

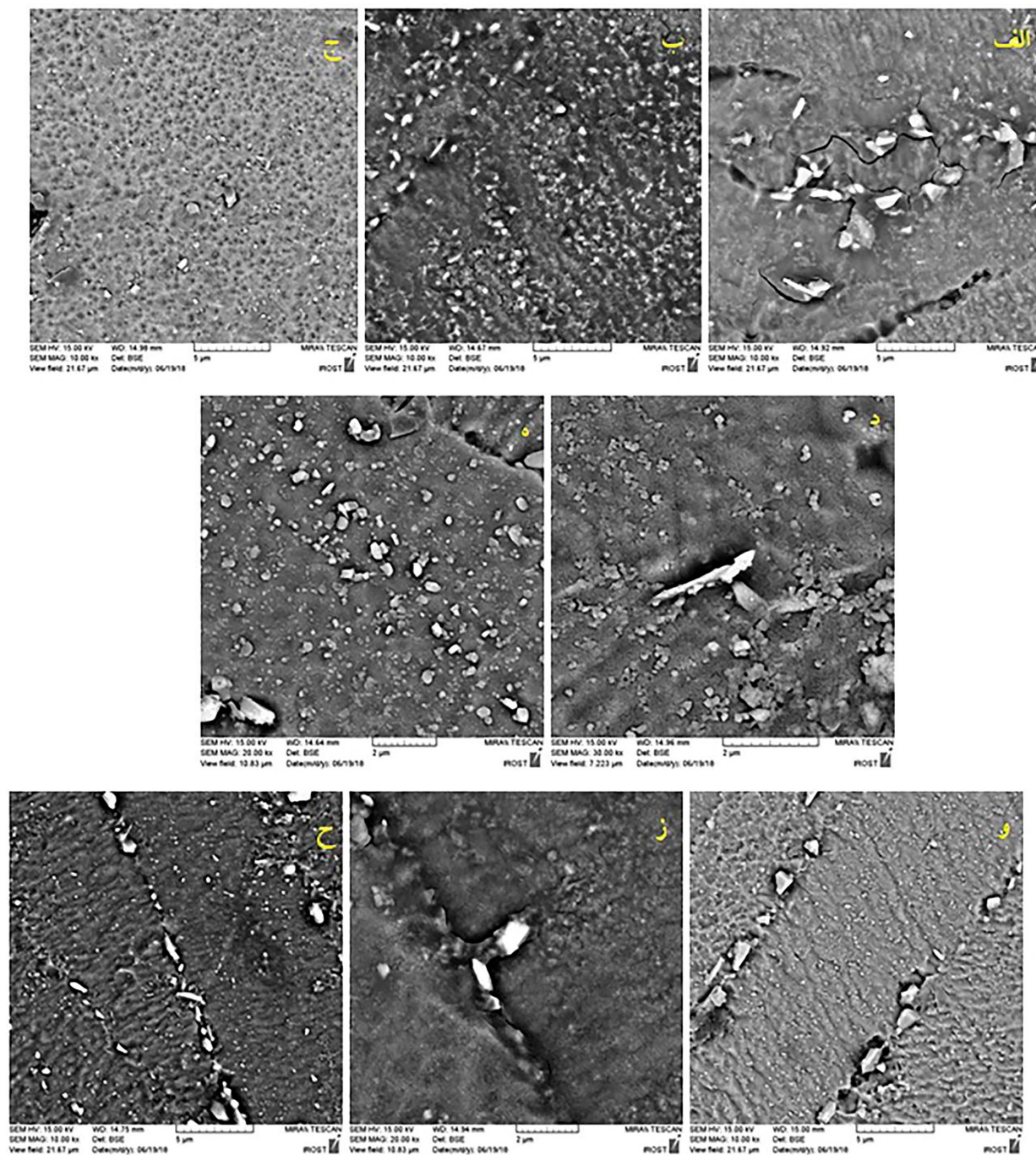
مطابق نظریه گیبس - تامسون، در فصل مشترک، غلظت عناصر آلیاژی در تعادل با ذرات بزرگ‌تر، کمتر از غلظت عناصر آلیاژی در تعادل با ذرات کوچک‌تر است. بنابراین، اتم‌های حل‌شونده، به دلیل گرادیان غلظتی موجود، از سطح ذرات کوچک‌تر به سمت زمینه و از زمینه به سمت ذرات بزرگ‌تر جریان می‌یابند. طی این فرایند، شعاع میانگین ذرات، افزایش می‌یابد، درحالی‌که از تعداد آن‌ها کاسته می‌شود و به این ترتیب، آنتالپی آزاد سطحی سیستم، کاهش می‌یابد [۱۷ و ۱۸]. در شکل ۸، تغییرات اندازه دانه بر حسب زمان پیرسازی نشان داده شده است.

همان‌طور که از مقادیر ارائه‌شده در جدول مندرج در شکل ۵ برمی‌آید، نقطه مشخص‌شده، کاربرد MC و حاوی مقدار زیادی Nb است. مقادیر Ni، Fe و Cr در نتایج آزمون، به دلیل شناسایی از نقاط مجاور توسط آشکارساز EDS است. همان‌طور که در شکل ۵ مشهود است، کسر حجمی رسوبات پس از انحلال، کاهش یافته است تا جایی که در بسیاری از نقاط نمونه سردشده در آب، اثری از رسوبات کروی γ' ، شبه‌کروی و بیضی γ'' و کشیده δ مشاهده نشده و این تصاویر پس از جست‌وجوهای بسیار از نمونه مورد نظر تهیه شده است. پس از سردایش در هوا و مخصوصاً کوره، رسوبات نانومتری تعادلی و سرمایشی فرصت تشکیل و رشد می‌یابند که این موضوع به‌خوبی در شکل ۴ (ب) و (ج) نشان داده شده است. در شکل ۶، تصویر الگوی XRD نمونه SLM سردشده در آب پس از انحلال نشان داده شده است که شماره کارت‌های آن $00-06-00$ ، $0675-006-00$ و $00-046-0962$ است. این الگو به‌خوبی انحلال کامل انجام‌شده را تأیید می‌کند. رسوبات نمایان‌شده تعادلی در شکل ۴ (الف)، کسر حجمی بسیار کمی داشتند، لذا پیک‌های مربوط به این رسوبات ثانویه، شناسایی نشده است. دمای بالا در عملیات حرارتی محلول‌سازی، موجب درصد حجمی کمتر و اندازه کوچک‌تر رسوبات پس از محلول‌سازی می‌شود و تعداد رسوبات نانومتری سرمایشی را افزایش می‌دهد و رسوبات ثانویه بیشتری را پس از پیرسازی تولید می‌کند [۱۵ و ۱۶].

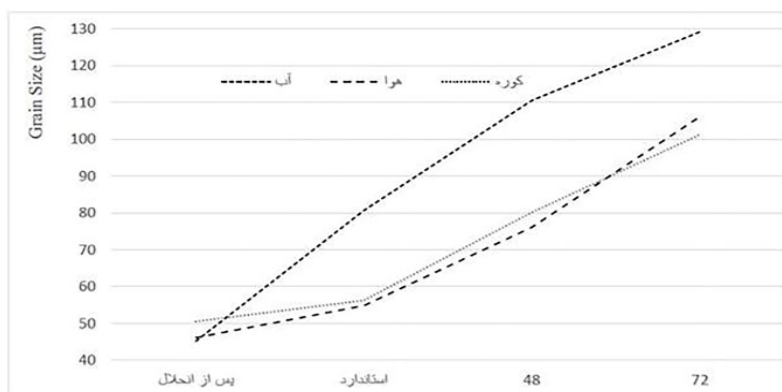


شکل ۶. الگوی XRD نمونه SLM سردشده در آب

در شکل ۷ تصاویر FESEM ریزساختار نمونه‌های SLM محلول‌سازی‌شده و سردشده در محیط‌های مختلف پس از پیرسازی نشان داده شده است.



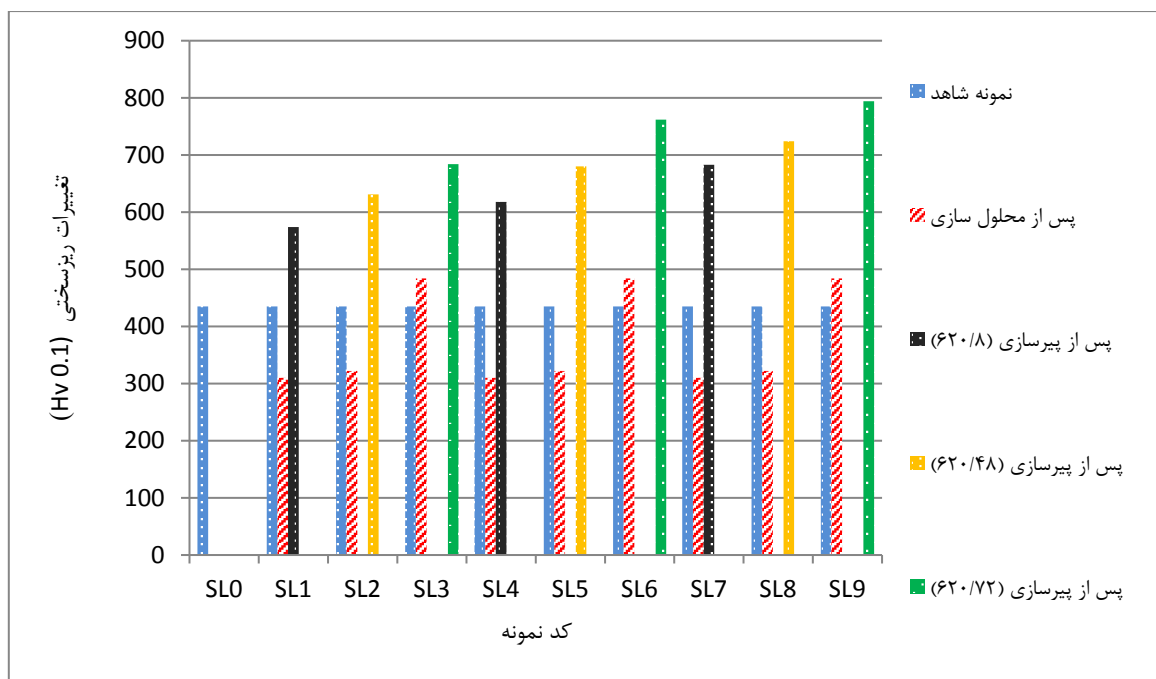
شکل ۷. تصویر FESEM نمونه‌های پیرسازی‌شده، (الف) SL1؛ (ب) SL2؛ (ج) SL3؛ (د) SL5؛ (ه) SL6؛ (و) SL7؛ (ز) SL8 و (ح) SL9



شکل ۸. تغییرات اندازه دانه نمونه‌های SLM در اثر پیرسازی

حرارت‌دهی بلندمدت اتفاق می‌افتد. از بین رفتن رسوبات و کاربیدها در مرحله محلول‌سازی، به تأمین انرژی لازم برای تشکیل دانه‌های جدید در محل تلاقی مرزهای دانه یا رسوبات باقیمانده منجر می‌شود [۱۸]. دانه‌های کوچک که جدید تشکیل شده‌اند، به سبب پایین بودن میزان انرژی، تحمل دمایی بالا را ندارند و توسط دانه‌های بزرگ درهم کشیده می‌شوند و دانه‌های بزرگ را تشکیل می‌دهند. با افزایش زمان پیرسازی، نرخ رشد دانه‌ها کندتر می‌شود؛ چراکه رسوبات و کاربیدها، حول مرزدانه، جوانه زده یا رشد می‌کنند و در اثر سازوکار قفل‌کنندگی، مانع از حرکت مرزدانه‌ها می‌شوند [۱۵ و ۲۳-۱۹]. در شکل ۹، تغییرات ریزسختی پس از محلول‌سازی و پیرسازی نشان داده شده است.

برای این منظور، قطر بزرگ دانه‌ها در جهت کشیده شدن در راستای اعمال فرایند، اندازه‌گیری و گزارش شد. بیشترین تغییرات اندازه دانه، مربوط به نمونه‌های سردشده در آب است. با توجه به کوتاهی بازه سردکردن و زمان فرایند، کسر حجمی و اندازه کاربیدهای MC و رسوبات استحکام‌بخش، در کمترین میزان ممکن است. بخشی از همین رسوبات، در اثر عملیات حرارتی انحلالی، از بین می‌روند یا اندازه‌شان کاهش می‌یابد. از بین رفتن رسوبات و تشکیل نشدن آن‌ها به صورت تعادلی و سرمایشی در اثر سردایش در آب، به بیشترین تغییرات در اندازه دانه‌ها می‌انجامد؛ چراکه در مسیر حرکت مرزهای دانه، مانعی مشاهده نمی‌شود. با توجه به آن‌که دمایی پیرسازی معمولاً در حدود دمایی تبلور مجدد سوپرالیاژهای پایه نیکل یا کمی بالاتر از آن است، پدیده رشد دانه‌ها در پیرسازی یا



شکل ۹. مقایسه ریزسختی نمونه‌ها قبل و پس از پیرسازی

می‌انجامد [۱۵ و ۲۴-۲۷]. همان‌طور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی و نتایج ریزسختی‌سنجی دیده می‌شود، با افزایش سرعت سردکردن در مرحله محلول‌سازی، به دلیل انحلال فازهای γ' و γ'' و باقیماندن مقادیر ناچیز کاربیدهای اولیه و فاز لایه، ریزساختار همگنی از نظر ترکیب شیمیایی و وجود فازهای متفاوت حاصل می‌شود. با کاهش سرعت سرد کردن در مرحله محلول‌سازی به دلیل انرژی بالاتر سختی بالاتری نسبت به نمونه مرجع حاصل شده است.

با توجه به شکل، می‌توان نتیجه گرفت که افزایش سرعت سردکردن در مرحله محلول‌سازی، به دلیل کاهش تحرک^۱ اتم‌ها، جوانه‌زنی فاز γ' را از فاز زمینه به تعویق می‌اندازد و در پی آن، نرخ جوانه‌زنی فاز γ' افزایش می‌یابد، درحالی‌که رشد محدود می‌شود و در نهایت، به افزایش مواضع ترجیحی برای جوانه‌زنی فاز γ'' و افزایش استحکام تسلیم

¹ Mobility

د) کاهش سرعت سرمایش در انحلال سبب شده است که سختی، پس از پیرسازی، با افزایش زمان نیز افزایش یابد و فاز دلتا رشد بیشتری داشته باشد.

۵- سپاسگزاری

نگارندگان بر خود لازم می‌دانند از حمایت‌های انستیتو توربین گاز که در اجرای این پژوهش ما را یاری رسان بودند، قدردانی نمایند.

مراجع

1. Sims, C. T., Stoloff, N. S., Hagel, W. C., *Superalloys II*, Wiley, New York, (1987). <https://doi.org/10.1080/10426919208947432>
2. Radavich, J. F., "The physical metallurgy of cast and wrought Alloy 718", *Superalloy*, Vol. 718, No. 33, (1989), 229-240. https://doi.org/10.7449/1989/SUPERALLOYS_1989_229_240
3. Tilmann, W., Schaak, C., Nellesen, J., Schaper, M., Aydinöz, M. E., Hoyer, K. P., "Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting", *Additive Manufacturing*, Vol. 4, (2017), 93-102. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.11.006>
4. Hao, L., Dadbakhsh, S., Seaman, O., Felstead, M., "Selective laser melting of a stainless steel and hydroxyapatite composite for load-bearing implant development", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, (2009), 5793-5801. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.06.012>
5. Yadroitsev, I., Gusarov, A., Yadroitsava, I., Smurov, I., "Single track formation in selective laser melting of metal powders", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, No. 12, (2010), 1624-1631. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.05.010>
6. Karimi, P., Raza, T., Andersson, J., Svensson, L. E., "Influence of laser exposure time and point distance on 75 μm thick layer of selective laser melted Alloy 718", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 94, No. 5, (2018), 2199-2207. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1019-1>
7. Chlebus, E., Gruber, K., Kuźnicka, B., Kurzac, J., Kurzynowski, T., "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 639, (2015), 647-655. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.035>
8. Wakshum, M. T., Priscille, C., Atle, S., Vidar, H., "Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 689, (2017), 220-232. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.062>
9. DebRoy, H. L., Wei, J. S., Zuback, T., Mukherjee, A. M., Beese, A., Wilson-Heid, J. W., Elmer, J. O., Milewski, A. D., Zhang, W., "Additive manufacturing of metallic components—Process, structure and properties", *Progress in Materials Science*, Vol. 92, (2018), 112-224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
10. ASTM F3056, "Standard specification for additive manufacturing nickel alloy (UNS No7718) with powder bed fusion", ASTM International, West Conshohocken, (2014). <https://standards.globalspec.com/std/9881652/F3056>
11. Dossett, J. L., Totten, G. E., *ASM Handbook, Heat treating of irons and steels*, Vol. 4D, ASM International, Materials Park, Ohio 860, (2016). <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04d.9781627081689>
12. Popovich, A. A., Sufiiarov, V. S. H., Polozov, I. A., Borisov, E. V., "Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment", *Key Engineering Materials*, Vol. 651, (2015), 665-670. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.665>

پس از پیرسازی، مقدار بسیار ناچیزی فاز δ در ساختار میکروسکوپی مشاهده می‌شود که ممکن است به دلیل دمای بالای محلول‌سازی (۱۰۴۰ سلسیوس) باشد. در این دما، به دلیل انحلال کامل و حتی حل شدن فاز δ و نیز سرعت بالای سرد شدن در مرحله محلول‌سازی، رسوبات γ' ریزتر و گسترده‌تری حاصل می‌شود که باعث افزایش مناطق ترجیحی جوانه‌زنی فازهای γ' و δ می‌شود. بنابراین، انتظار می‌رود در مرحله پیرسازی که مستلزم دما و زمان بالاتری جهت رشد فاز δ است، رشد γ' محدودتر و پراکنده‌تر شود؛ همان‌طور که در مدت زمان‌های طولانی‌تر پیرسازی مشاهده می‌شود، با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها، اندازه ذرات فاز δ و توده‌های γ' و γ'' بیشتر می‌شود و سختی نیز افزایش می‌یابد.

با کاهش سرعت سرد کردن، اندازه رسوبات γ' در مرحله محلول‌سازی افزایش می‌یابد. این مسئله باعث کاهش پراکندگی ذرات و رشد بیشتر رسوبات γ' می‌شود و مواضع جوانه‌زنی فازهای γ'' و δ را کاهش می‌دهد. در نتیجه، رشد بیشتر رسوبات با کاهش سرعت سرد کردن، افزایش سختی را در پی خواهد داشت.

۴- نتیجه‌گیری

با توجه به بررسی‌های به عمل آمده از تحقیق حاضر، نتایج زیر ارائه می‌شود:

الف) نمونه تولید شده به روش SLM به دلیل انجام سریع، دارای ساختار شاخه‌ای ظریف با زمینه آستنیتی است که فقط کاربیدهای اولیه MC و فاز لایه در آن وجود دارد و اثری از رسوبات ثانویه استحکام‌بخش قبل از عملیات حرارتی مشاهده نمی‌شود.

ب) با کاهش سرعت سرد کردن در مرحله محلول‌سازی، کسر حجمی و اندازه رسوبات ثانویه، به دلیل زمان کافی برای پیدایش و رشد رسوبات سرمایشی، افزایش می‌یابند. همچنین، با درهم کشیده شدن دانه‌ها و حذف دانه‌های کوچک در جهت عمود بر کشیدگی، دانه‌ها بزرگ‌تر می‌شوند.

ج) با افزایش سرعت سرد کردن، سختی نمونه‌ها پس از انحلال، کاهش می‌یابد. البته، به دلیل تشکیل رسوبات سرمایشی، سختی در مقایسه با نمونه مرجع، افزایش یافته است.

21. Johannes, S., Terock, M., Uwe, G., "Mechanical and microstructural investigation of nickel-based superalloy IN718 manufactured by selective laser melting (SLM)", *Advanced Engineering Materials*, Vol. 17, (2015), 1099-1105. <https://doi.org/10.1002/adem.201500158>
22. Qingbo, J., Dongdong, G., "Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 585, (2014), 713-721. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.171>
23. Dongyun, Z., Wen, N., Xuanyang, C., Zhen, L., "Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser 134 melting manufactured Inconel 718 superalloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 644, (2015), 32-40. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2015.06.021>
24. Jackson, M. P., Starink, M. J., Reed, R. C., "Determination of the precipitation kinetics of Ni₃Al in the Ni-Al system using differential scanning calorimetry", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 264, No. 1-2, (1999), 26-38. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01120-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01120-4)
25. Van der Molen, E. H., Oblak, J. M., Kriege, O. H., "Control of γ' particle size and volume fraction in the high temperature superalloy Udimet 700", *Metallurgical Transactions*, Vol. 2, No. 6, (1971), 1627-1630. <https://doi.org/10.1007/BF02913886>
26. Holland, S., Wang, X., Chen, J., Cai, W., Yan, F., Li, L., "Multiscale characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 784, (2019), 182-194. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.380>
27. Periane, S., Duchosal, A., Vaudreuil, S., Chibane, H., Morandau, A., Cormier, J., Leroy, R., "Machining influence on the fatigue resistance of Inconel 718 fabricated by selective laser melting (SLM)", *Procedia Structural Integrity*, Vol. 19, (2019), 415-422. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.12.045>
13. Feng, F., Gong, J. H., Huixiang, L., Haoran, W., "Microstructural investigation of Inconel 718 manufactured by SLM", *Materials Science and Engineering*, Vol. 452, No. 2, (2018), 022088. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/452/2/022088>
14. ASTM E92-82(2003)e2, "Standard test method for Vickers hardness of metallic materials (Withdrawn 2010)", ASTM International, West Conshohocken, PA, (2003). <https://doi.org/10.1520/E0092-82R03E02>
15. Hematzadeh Dastgerdi, H., Ostad Shabani, M., Shajari, Y., Mirbagheri, S. M. H., "Investigation of the effect of cooling rate on dissolution of IN718 super alloy produced by selective SLM laser melting method", *Proceedings of 7th International Conference on Materials and Metallurgical Engineering*, Tehran, (2018). (In Farsi). <https://civilica.com/doc/841800>
16. Hematzadeh Dastgerdi, H., Ostad Shabani Shabani, M., Shajari, Y., "The effect of cooling rate on the solutionizing of IN718 superalloy produced via selective laser melting (SLM) method", *Journal of Environmental Friendly Materials*, Vol. 3, (2019), 17-22. http://jefm.kiau.ac.ir/article_663918.html
17. Amato, K. N., Gaytan, S. M., Murr, L. E., Martinez, E., Shindo, P. W., Hernandez, J., Collins, S., Medina, F., "Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting", *Acta Materialia*, Vol. 60, (2012), 2229-2239. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/452/2/022088>
18. Baldan, A., "Review progress in Ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys. Part I: Ostwald ripening theories", *Journal of Materials Science*, Vol. 37, (2002), 2171-2202. <https://doi.org/10.1023/A:1015388912729>
19. Yang, J., Zheng, Q., Zhang, H., Sun, X., Guan, H. and Hu, Z., "Effects of heat treatments on the microstructure of IN792 alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, 1016-1021. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.10.026>
20. Choi, J. P., Shin, G. H., Yang, S., Yang, D. Y., Lee, J. S., Brochu, M., Yu, J. H., "Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting", *Powder Technology*, Vol. 310, (2017), 60-66. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.01.030>