

بررسی رفتار انحلال فاز γ ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) در سوپر آلیاژ IN738LC

ایمان ساری صراف، سید حسین رضوی، حسین زارعی و شمس الدین میردامادی

چکیده: در این پژوهش، روند انحلال رسوبات γ ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) با تغییر عوامل مؤثر در نفوذ مانند دما، زمان و تنش اعمالی، در سوپر آلیاژ INCONEL 738LC بررسی شده است. پس از انجام آزمایش‌ها، عکس‌های ریز ساختار توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) تهیه شده و سپس با استفاده از این تصاویر و تعیین اندازه و تعداد رسوبات بر حسب دما، زمان و تنش اعمالی به صورت جداگانه رسم شده است. در بررسی تصاویر مشاهده گردیده که رسوبات مکعبی γ ، در فرایند انحلال، به یکدیگر ملحق شده و با انحلال گوشه‌ها به شکل کروی درآمده‌اند. نتایج حاصل از نمودارها حاکی از آن است که بهترین انحلال در دماهای بیش از ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و زمان ۲/۵ ساعت حاصل شده است؛ این زمان (۲/۵ ساعت) زمان حصول بیشترین میزان انحلال فاز γ اولیه بوده و با صرف زمان بیشتر تغییری در ساختار و میزان انحلال دیده نشده است. همچنین مشاهده گردیده که اثر تنش فشاری در مقادیر کم اثر کمی بر افزایش انحلال داشته و موجب بزرگ شدن رسوبات بدلیل آگلومره شدن آن‌ها شده است، اما به نظرمی‌رسد اعمال تنش در مقادیر زیاد به فرایند انحلال کمک نموده و باعث یکنواخت شدن انحلال رسوبات γ گردیده است.

واژه‌های کلیدی: سوپر آلیاژ، اینکونل، گاماپرایم، نفوذ، تنش فشاری، محلول سازی

۱. مقدمه

سوپر آلیاژها، به طور کلی آلیاژهای پایه نیکل، پایه آهن-نیکل و پایه کبالت هستند که عموماً در دماهای بالاتر از ۵۴۰ درجه سانتیگراد استفاده می‌شوند. سوپر آلیاژهای پایه نیکل و پایه کبالت بسته به نوع کاربرد و ترکیب شیمیایی می‌توانند به صورت ریختگی یا کارمکانیکی شده به کار روند. کاربرد سوپر آلیاژها در دماهای بالا بسیار گسترده و شامل قطعات و اجزا هواپیما، تجهیزات شیمیایی و پتروشیمی می‌باشد.

ترکیب و مقاومت به خوردگی مناسب در سوپر آلیاژها، زمینه را برای ساخت وسایل پزشکی با استاندارد لازم به وجود آورده است

[۱]. فازهای اصلی موجود در سوپر آلیاژهای پایه نیکل عبارت اند از [۲-۴]:

۱. فاز γ (گاما) - زمینه پیوسته آستنیت FCC.
۲. فاز γ ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) (گاماپرایم) - فاز رسوبی اصلی.
۳. کاربیدها - که اساساً شامل کاربیدهای MC، M_6C ، M_7C_3 و $M_{23}C_6$ می‌شوند.

فاز ثانویه γ توزیع شده در زمینه γ مؤثرترین استحکام دهنده سوپر آلیاژ پایه نیکل می‌باشد [۵]. عموماً در فرایند رسوب سختی با افزایش مقدار و با توجه به شکل و اندازه رسوب، سختی و استحکام افزایش پیدا می‌کند. مکانیزم این استحکام دهی، تلاقی ذرات γ با نایجایی‌ها است و در یک کسر حجمی ثابت از ذرات γ ، استحکام با افزایش مقدار γ افزایش می‌یابد. پس از رسیدن به حداکثر پیر سختی با ادامه رشد ذرات γ نایجایی‌ها از روی این ذرات عبور کرده و استحکام اندکی کاهش پیدا می‌کند. همچنین تغییرات مورفولوژیکی رسوبات γ و افزایش درصد عدم تطابق فصل مشترک رسوبات γ با زمینه γ ، از همدوس (هم سیما) به نا همدوس به کاهش سختی و خواص قطعه در این مرحله کمک می‌کند. در بررسی اثرات رسوب γ بر رفتار خزشی برای بدست آوردن خواص پهنه، ذرات γ ریز نسبت به ذرات درشت ارجحیت دارند [۱، ۶].

به طور کلی، برای رسیدن به حداکثر رسوب سختی در آلیاژهای سخت شده با γ به تابکاری انحلالی آلیاژ در دماهای بالاتری نسبت

تاریخ وصول: ۸۵/۲/۲۷

تاریخ تصویب: ۸۷/۸/۱۳

ایمان ساری صراف، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، issarraf@metaleng.iust.ac.ir

دکتر سید حسین رضوی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، hrazavi@iust.ac.ir

حسین زارعی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، h_zarei1380@yahoo.com

دکتر شمس الدین میردامادی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، mirdamadi@iust.ac.ir

هیدرواستاتیکی به یک جامد اعمال شود، در حالت تعادل انتظار می رود که غلظت تعادلی جای خالی کاهش یابد تا بدین طریق فشار خارجی روی سیستم کار انجام دهد. بدین ترتیب، اگر نفوذ در خود عمدتاً بر اثر مکانیزم جاهای خالی انجام شود، انتظار خواهیم داشت که با افزایش فشار هیدرواستاتیک، ضریب نفوذ در خود به مقدار قابل ملاحظه ای کاهش یابد که در واقعیت نیز چنین اتفاقی می افتد [۱۴]. اثر تنش کشسان غیر هیدرو استاتیک به کششی یا فشاری بودن آن بستگی دارد [۱۵]. تحقیقات اخیر نشان داده اند که تنش الاستیک تک محوری به صورت کششی با کاهش انرژی محرکه تشکیل عیوب نقطه ای و کاهش انرژی اکتیواسیون حرکت آنها تأثیر مثبتی بر پدیده نفوذ دارد [۱۶]. حال آنکه تنش الاستیک به صورت فشاری در مقادیر کم، تأثیر قابل ملاحظه ای روی نفوذ نداشته و شبیه سازی های انجام شده نشان داده اند که ضریب نفوذ تحت تنش فشاری تک محوره کاهش می یابد [۱۷، ۱۸].

۲. روش انجام آزمایشات

هدف از انجام این پژوهش، بررسی رفتار انحلالی و نیز تحقیق بر روی تأثیر سه پارامتر دما، زمان و تنش خارجی بر میزان انحلال γ اولیه، در سوپر آلیاژ Inconel 738 LC به منظور بهبود بازده در عملیات پیر سختی این آلیاژ بوده است. برای نیل به این مقصود، در این تحقیق، از نمونه هایی با ابعاد $16/5 \times 11/6 \times 8/2$ mm از آلیاژ مزبور در ۳ گروه استفاده شد: در گروه اول اثر تغییرات دما و زمان در ۴ دما و ۴ زمان متفاوت مطالعه شده، در گروه دوم تغییرات تنش در دماهای متفاوت در زمان ثابت بررسی و در گروه سوم عملیات محلول سازی استاندارد مورد بررسی قرار گرفته است تا به عنوان نمونه شاهد برای مقایسه با اطلاعات موجود در منابع و مراجع و معیار مقایسه ای با دیگر نمونه ها مورد استفاده قرار گیرد. جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ Inconel 738 LC استفاده شده در آزمایشات را نشان می دهد. این آلیاژ با وزن ۴،۱ کیلوگرم بدون انجام هیچ گونه پیش عملیاتی اعم از همگن سازی، hip یا غیره تهیه و برای برش و تهیه نمونه از دستگاه برش بوهرلر مدل Abrasimet 2 استفاده شد. برای انجام آزمایشات، کوره دگوسا با ماکزیمم درجه حرارت 1500°C مورد استفاده قرار گرفت. دستگاهی که برای انجام آزمایشات اعمال بار طراحی و ساخته شد، دارای ۴ بخش اصلی: قاب اصلی به عنوان نگه دارنده دستگاه، جک

به خط انحلال γ نیاز است، اگر چه این روش ممکن است رشد دانه بیشتری در سوپر آلیاژ کار شده در پی داشته باشد. ویژگی اساسی سخت کردن با γ در سوپر آلیاژهای پایه نیکل این است که نوسان دمایی که γ را حل می کند، الزاماً اثرات مضر بر خواص ندارد، زیرا سرد شدن بعدی تا شرایط عادی، عملیات رسوب مجدد γ با شکل مفید را در پی دارد [۷، ۸].

γ های اولیه (بزرگ با شکل مکعبی) و γ های ثانویه (کوچک با شکل کروی) در بسیاری از سوپر آلیاژهای پایه نیکل در کنار هم دیده می شوند که باعث پدید آمدن مناطقی به نام مناطق دوگانه می گردند. تقابل این دو نوع رسوب در این مناطق در دماهای مختلف است که رفتار انحلال و نهایتاً ساختار را تعیین می کند. به طور کلی روند انحلال رسوبات γ بدین صورت است که با شروع انحلال γ های اولیه مکعبی شروع به حل شدن از گوشه ها می کنند و به تدریج شکل خود را به کره نزدیکتر می کنند تا موجب کاهش انرژی سطحی خود شوند؛ در این حین γ های اولیه کوچک نیز شروع به کروی شدن کرده و هم زمان به سمت γ های اولیه بزرگ مهاجرت می کنند تا با پیوستن به آن ها و کاهش سطح، انرژی سطحی خود را نیز کاهش دهند. γ های ثانویه موجود در زمینه نیز یا مجدداً حل می شوند و یا به رسوبات بزرگتر می پیوندند [۹-۱۱]. تحقیقات بر روی انحلال فاز γ نشان داده است که انحلال این فاز به شدت به میدان الاستیکی ناشی از عدم انطباق γ/γ وابسته است [۱۲]. بر طبق این تحقیق، در حین انحلال، گروهی از رسوبات آغاز کننده انحلال هستند که از پایداری مکانی متفاوتی نسبت به دیگر رسوبات برخوردار باشند که این تفاوت پایداری به سبب برهم کنش همان میدان های الاستیکی است. در نتیجه، حل شدن فاز γ یکنواخت نیست. در غیاب میدان کرنش الاستیک کافی، فرایند انحلال بسیار یکنواخت تر و پیوسته تر صورت می گیرد. این مطلب زمانی دیده شد که شبکه ای از نایجابی ها در اطراف رسوبات γ تحت تنش، تشکیل گردید. در مجموع می توان گفت که انحلال یا رسوب گذاری γ ، به مقدار زیاد به اعوجاج الاستیک ناشی از عدم انطباق فصل مشترک γ/γ وابسته است؛ و نیز میزان مقاومت فاز γ در برابر انحلال، به میزان هم سیمایی (Coherency) رسوب با زمینه باز می گردد [۱۲، ۱۳].

اثر تنش را می توان در دو بخش تأثیر فشار هیدرواستاتیکی و اثر تنش کشسان غیر هیدرو استاتیک بر نفوذ بررسی نمود. اگر فشار

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ Inconel 738 LC استفاده شده در آزمایشات

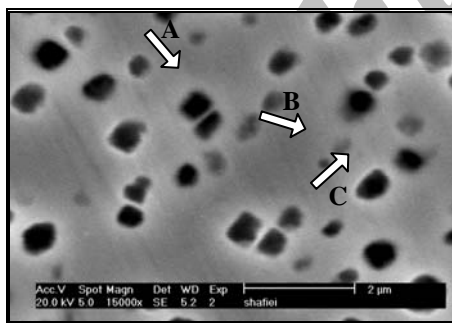
نام عنصر	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Nb	Al	Ti	Zr	B	C
محدوده درصد وزنی	۶۱.۶-۶۲.۴	۱۴.۹-۱۵.۲	۸.۷-۹.۲	۱.۳-۱.۶	۲.۴-۲.۸	۱.۵-۲.۰	۰.۳-۰.۴	۲.۹-۲.۹	۲.۱-۲.۷	۰.۳-۰.۸	۰.۰۱-۰.۱۵	۰.۰۵-۰.۰۷

جدول ۲. چرخه های عملیات حرارتی محلول سازی

عملیات حرارتی استاندارد	تنش - دما	دما - زمان
/ AC h ^۲ °C / ۱۱۲۰	/ AC h ^۲ MPa / ۲۰°C / ۱۱۰۰	/ AC h ^۱ ,۵°C / ۱۱۰۰
	/ AC h ^۲ MPa / ۴۰°C / ۱۱۰۰	/ AC h ^۲ °C / ۱۱۰۰
	/ AC h ^۲ MPa / ۶۰°C / ۱۱۰۰	/ AC h ^۲ ,۵°C / ۱۱۰۰
	/ AC h ^۱ MPa / ۸۰°C / ۱۱۰۰	/ AC h ^۴ °C / ۱۱۰۰
	/ AC h ^۲ MPa / ۲۰°C / ۱۱۵۰	/ AC h ^۱ ,۵°C / ۱۱۵۰
	/ AC h ^۲ MPa / ۴۰°C / ۱۱۵۰	/ AC h ^۲ °C / ۱۱۵۰
	/ AC h ^۲ MPa / ۱۰°C / ۱۲۰۰	/ AC h ^۲ ,۵°C / ۱۱۵۰
		/ AC h ^۴ °C / ۱۱۵۰
		/ AC h ^۱ ,۵°C / ۱۲۰۰
		/ AC h ^۲ °C / ۱۲۰۰
		/ AC h ^۲ ,۵°C / ۱۲۰۰
		/ AC h ^۴ °C / ۱۲۰۰
		/ AC h ^۱ ,۵°C / ۱۲۵۰
		/ AC h ^۲ °C / ۱۲۵۰
		/ AC h ^۲ ,۵°C / ۱۲۵۰
		/ AC h ^۴ °C / ۱۲۵۰

کوچک به γ' اولیه بزرگ، الحاق γ' ثانویه به γ' اولیه کوچک و بزرگ و رسوب گذاری γ' ثانویه قرار گرفته است، به عبارتی در هر شرایطی از نظر دما، زمان و میزان فشار، نسبتی خاص میان این اجزا برقرار می شود.

در شکل (۱)، γ' اولیه بزرگ (A) و کوچک (B)، و در شکل (۲)، الحاق γ' اولیه کوچک به γ' اولیه بزرگ و در شکل (۳)، γ' ثانویه مشاهده می شود. مناطق روشن در اطراف رسوبات γ' در شکل (۲)، اولیه مناطق تخلیه شده از γ' ثانویه هستند.



شکل ۱. عملیات محلول سازی استاندارد (A و B)

رسوبات γ' بزرگ (A) و کوچک (B) / AC / ۲h / ۱۱۲۰°C

رسوبات γ' رسوباتی همدوس و مکعبی هستند. در فرایند انحلال در هر دمایی، ابتدا انحلال از گوشه های رسوبات γ' اولیه مکعب شکل آغاز، گوشه ها گرد شده و در نهایت به شکل کروی درآمده اند. شکل (۱) چرا که تنش سطحی رسوب کروی کوچکتر از تنش سطحی رسوب مکعبی بوده، لذا رسوب تمایل به ایجاد شکلی کروی دارد؛ و این اتفاق برای هر دو اندازه γ' اولیه دیده شده است.

هیدرولیک برای اعمال نیرو، رینگ و سنجه (Ring & Gauge) برای تعیین میزان نیروی وارده و بازوی آلومینایی جهت انتقال نیرو بود. به منظور بررسی ریز ساختار نمونه ها، از میکروسکوپ های نوری کارل زایس ساخت آلمان با بزرگنمایی حداکثر $\times 1200$ ، Unimet مدل Union 8149 با بزرگنمایی حداکثر $\times 1000$ و میکروسکوپ روبشی الکترونی (SEM) فیلیپس مدل XL30 استفاده شد. به منظور بررسی اثرات دما، زمان و تنش اعمالی بر رفتار انحلالی فاز γ' ، آزمایشات جدول ۲ مورد استفاده قرار گرفتند.

در کلیه آزمایشات، نحوه سردسازی خنک کردن با هوا (AC)، بدون جریان، انتخاب شد.

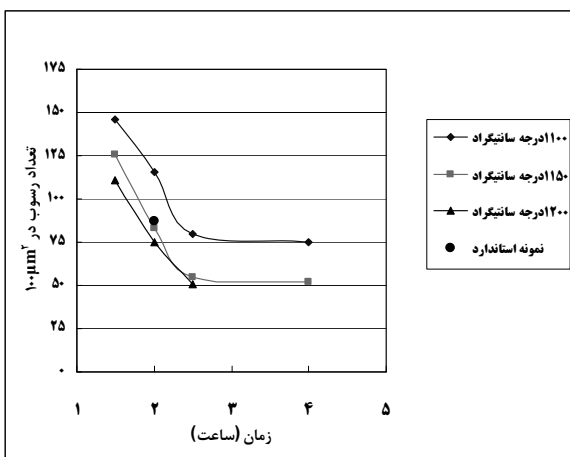
پس از انجام آزمایشات، نمونه ها توسط محلولی با ترکیب (درصد حجمی) ۳۳٪ اسید فلوریک + ۳۳٪ اسید نیتریک + ۳۳٪ اسید استیک + ۱٪ آب به مدت ۱۲ - ۱۰ ثانیه حکاکی (اچ) شدند. سپس عکس برداری با میکروسکوپ روبشی الکترونی (SEM) انجام شد و عکسهای مزبور مبنای انجام آنالیز تصویری گردید. همچنین به منظور نتیجه گیری دقیق تر، اندازه متوسط قطر رسوبات و تعداد رسوبات در $100 \mu\text{m}^2$ همه نمونه ها اندازه گیری و ثبت شدند. جهت اندازه گیری قطر رسوبات، در هر نمونه، قطر ۲۵ - ۲۰ ذره رسوب اندازه گیری و سپس میانگین اعداد بدست آمده در جدول ها ثبت شده و نمودار های مربوط رسم گردیده اند.

۳. نتایج و بحث

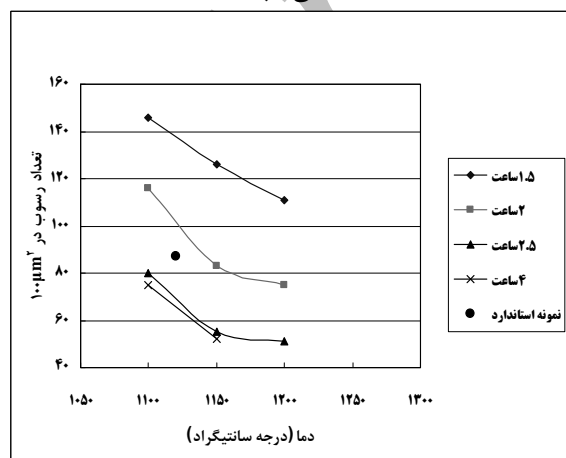
انحلال، پدیده ای تعادلی بین انحلال و ترسیب بوده و در درون خود پویاست. در یک سمت این تعادل انحلال γ' اولیه بزرگ و انحلال γ' اولیه کوچک قرار گرفته و در سمت دیگر مهاجرت و الحاق γ' اولیه

قابل بحث باشد، موقعیت نقطه استاندارد در نمودار شکل (۴) است، این نقطه با دمای ۱۱۲۰ درجه سانتیگراد از منحنی ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد دور بوده و به منحنی ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد نزدیکتر است، در نتیجه تغییر ۲۰ درجه از ۱۱۰۰ به ۱۱۲۰ تاثیر زیادی بر تعداد رسوبات خواهد داشت در حالی که در دمای بالاتر از ۱۱۲۰ درجه سانتیگراد، تأثیر تغییر درجه حرارت در زمان ثابت ۲ ساعت، چندان زیاد نیست [۲۲].

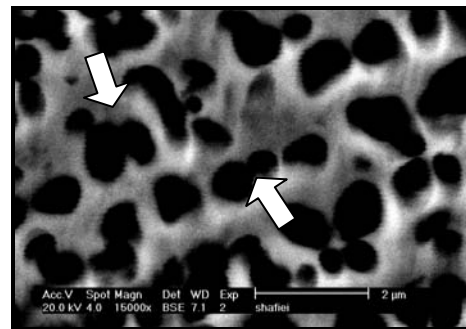
برای مقایسه تعداد رسوبات در دماهای مختلف و زمان ثابت میتوان از نمودار شکل (۵) استفاده کرد. آنچه در این نمودار قابل توجه است، ثابت بودن روند انحلال (شیب منحنی) در زمان های مختلف است، عبارتی تغییرات تعداد رسوب بر حسب تغییرات دما تقریباً (با تقریب خوبی) در زمان های مختلف برابر بوده است؛ در حقیقت میتوان چنین گفت که کاهش تعداد رسوب با تغییر دما در یک بازه ثابت زمانی تغییر چندانی نداشته و ثابت است. ضمن آنکه با توجه به شکل (۵) میتوان نظر داد که به دلیل قرابت منحنی های ۲/۵ ساعت و ۴ ساعت، عملاً با گذشت بیش از ۲/۵ ساعت پس از آغاز انحلال، تغییر چندانی در تعداد رسوبات دیده نمی شود.



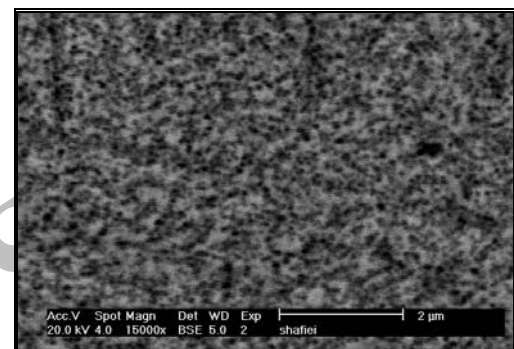
شکل ۴. تعداد رسوبات در ۱۰۰ μm^۲ بر حسب زمان در دمای ثابت



شکل ۵. تعداد رسوبات در ۱۰۰ μm^۲ بر حسب دما در زمان ثابت



شکل ۲. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۲h/AC) آگلومره شدن γ ها



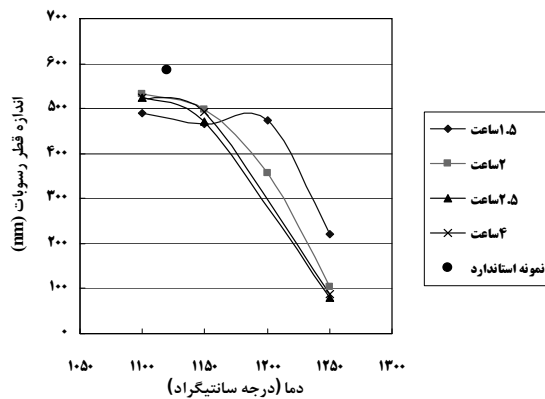
شکل ۳. عملیات محلول سازی (۱۲۵۰°C/۲.۵h/AC) های ثانویه

همزمان با این اتفاق، رسوبات γ اولیه کوچک ضمن انحلال، مهاجرت بسوی رسوبات γ اولیه بزرگتر را آغاز کرده و در عین حال رسوبات γ ثانویه کوچک بوجود آمده و در نقاط مناسب به رسوبات γ اولیه ملحق شده اند. این فرایند تا جایی پیش رفت که تعادل بین این اجزا در شرایط ترمودینامیکی موجود برقرار شده و پس از آن تقریباً تغییر محسوسی در چگالی سطحی این اجزا و اندازه آنها مشاهده نمی شود [۲۱-۱۹].

در بررسی اثرات دما و زمان بر رفتار انحلال فاز γ اولیه، توجه به مبحث تعادل می تواند پاسخگوی بسیاری از مسائل در رابطه با منحنی ها و نمودارها باشد. اولین اثر تغییر دما و زمان رامیتوان در تعداد رسوبات γ مشاهده کرد. در شکل (۴) نشان داده شده است که با افزایش زمان انحلال در دمای ثابت، تعداد رسوبات کمتر شده است اما موضوع قابل تأمل این است که پس از گذشت ۲/۵ ساعت زمان از شروع تحول در یک دما، شمار رسوبات تقریباً ثابت باقی مانده است، پس با مقایسه منحنی های موجود در شکل (۴) نتیجه دیگری که حاصل می شود این است که عملاً پس از سپری شدن ۳-۲/۵ ساعت از شروع عملیات انحلال، دیگر تغییری در تعداد رسوب دیده نشده و تعادل حاصل گردیده است؛ همچنین میتوان چنین استنباط کرد که در بازه زمانی ۲/۵-۱،۵ ساعت پس از شروع تحول، سرعت تحول اندازه ثابتی پیدا کرده و روند کاهش تعداد رسوبات ثابت باقی مانده است [۱۹]. نکته دیگری که به نظر میرسد

پیدا کرده، ترسیب کاهش یافته و در نتیجه منحنی با شیبی تند به سمت پایین حرکت نموده است. وقوع پدیده تعادل پس از طی زمان ۲/۵ ساعت از شروع انحلال در نمودار مذکور نیز مشخص است. برای مقایسه تغییرات اندازه قطر رسوبات بر حسب دما در زمان ثابت می‌توان از نمودار شکل (۷) استفاده نمود.

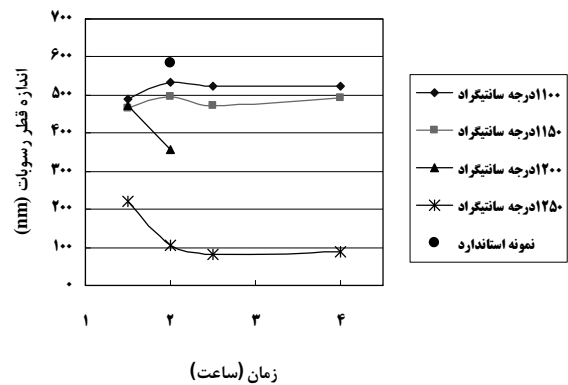
این نمودار را می‌توان به دو قسمت تقسیم نمود: بخش اول دمای کمتر از ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد و بخش دوم دمای بالای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد. در بخش اول تغییر چندانی در اندازه قطر رسوبات بر حسب دما دیده نشد.



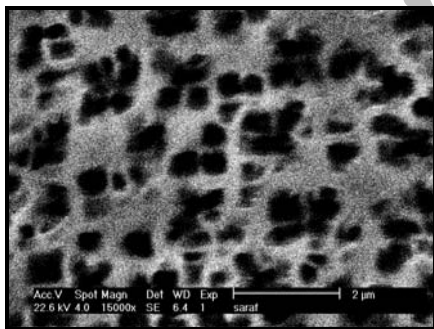
شکل ۷. نمودار میانگین اندازه قطر رسوبات درون دانه ای بر حسب دما در زمان ثابت

پارامتر دیگری که در این تحقیق مورد بررسی قرار گرفته است، اندازه قطر رسوبات است. باتوجه به بحث تعادل مطرح شده می‌توان گفت در هر شرایط ترمودینامیکی، یک اندازه متوسط قطر رسوب و یک تعداد رسوب تعادلی وجود دارد که با رسیدن سیستم به این مقادیر، تغییرات سرعت انحلال صفر می‌شود.

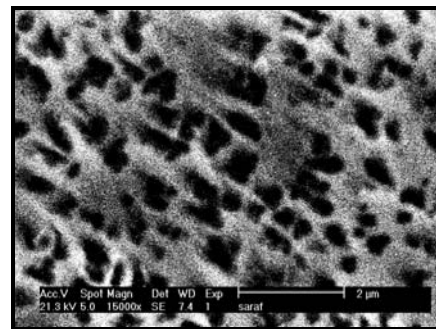
با توجه به آنچه گفته شد و با نگاهی به نمودار شکل (۶) می‌توان دریافت که در دماهای کمتر از ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد سرعت رسوب گذاری γ' ثانویه و الحاق به γ' اولیه بیشتر از انحلال بوده و اندازه متوسط قطر رسوبات افزایشی نسبی پیدا کرده است، اما پس از گذر از دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد، انحلال به شدت افزایش



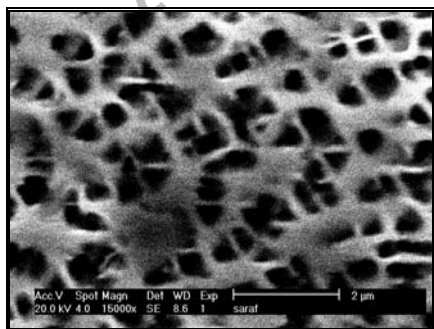
شکل ۶. نمودار میانگین اندازه قطر رسوبات درون دانه ای بر حسب زمان در دمای ثابت



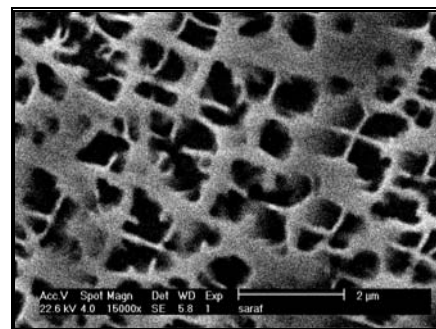
شکل ۹. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۴۰ MPa / ۲h / AC)



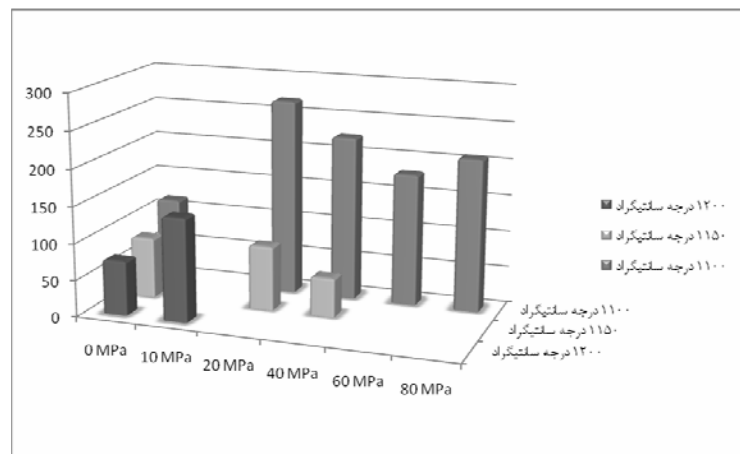
شکل ۸. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۲۰ MPa / ۲h / AC)



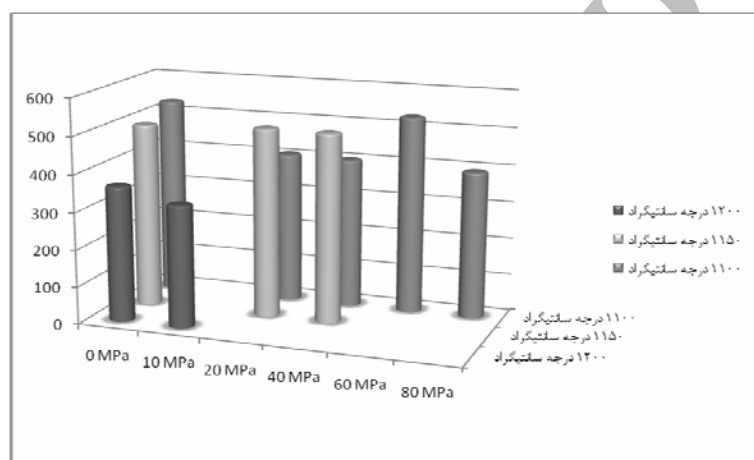
شکل ۱۱. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۸۰ MPa / ۱h / AC)



شکل ۱۰. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۶۰ MPa / ۲h / AC)



شکل ۱۲. نمودار مقایسه ای تعداد رسوب در $100\mu\text{m}^2$ بر حسب دما و میزان تنش اعمالی



شکل ۱۳. نمودار مقایسه ای متوسط قطر رسوبات بر حسب دما و میزان تنش اعمالی

در اینجا لازم است برای سهولت در بحث و بررسی، فرضی را در نظر گرفت بدین صورت که در نمودارهای (۱۲) و (۱۳) مقادیر تعداد رسوبات و اندازه قطر آنها در نمونه‌های عادی که تحت تنش قرار نگرفته‌اند، مقادیر تعادلی نامگذاری شوند.

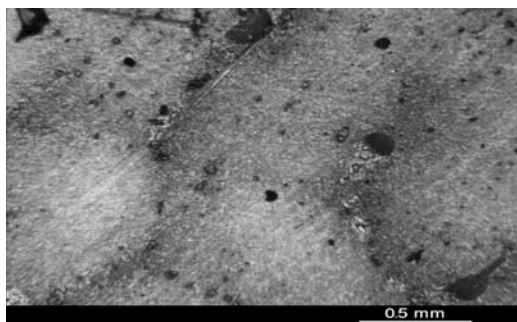
در نمودار (۱۲) مشاهده می‌شود که در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد با اعمال تنش در مقادیر کم، تعداد رسوبات به شدت افزایش یافته که این پدیده ممکن است به دلیل کمک تنش اعمالی به مهاجرت اتمی γ های اولیه باشد؛ اما با افزایش فشار، این تعداد کاهش پیدا کرده که احتمالاً به علت آگلومره شدن و الحاق رسوبات γ به یکدیگر است.

شکل های (۸ تا ۱۱) نتیجه دیگری که از مقایسه ستون های نمودار (۱۲) حاصل می شود آن است که با افزایش دما، میزان تنش لازم برای دستیابی به مقادیر تعادلی تعداد رسوبات (برابر با مقادیر نمونه های بدون تنش) کاهش یافته است به صورتی که پیش بینی می شود که این میزان برای دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد بالاتر از ۸۰ MPa، برای دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد، ۲۵ MPa و برای دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد تقریباً برابر ۱۵ MPa باشد.

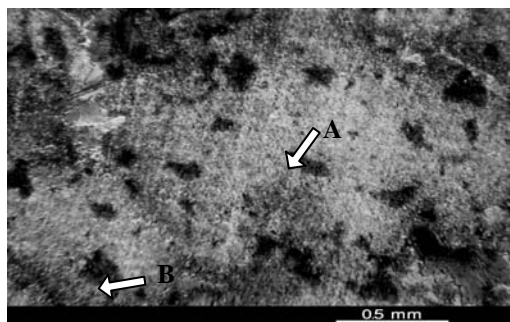
اما در بخش دوم دیده می‌شود که تغییرات قطر رسوبات در بالای دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد بسیار شدید بوده است به گونه ای که شیب منحنی اندازه قطر رسوب بر حسب دما بسیار زیاد است که این موضوع نشان دهنده افزایش سرعت فرایند انحلال با بالا رفتن دما است. نیز می‌توان گفت که در دماهای بالاتر از ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد کاهش قطر رسوبات با دما، با توجه به یکسانی شیب منحنی‌های شکل (۷) در این گستره دمایی، تقریباً مستقل از زمان است.

مسئله دیگر آن است که با بالا بردن دما تا ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد، زمان رسیدن به تعادل تا ۲ ساعت کاهش یافته و کوچکترین رسوبات نیز در این دما دیده شده‌اند. نتایج بدست آمده با دیگر مقالات و منابع موجود تطابق خوبی دارد [۱۰، ۲۳].

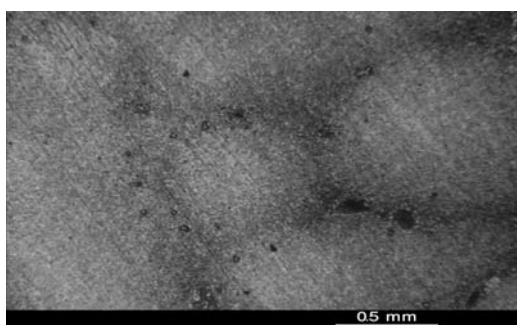
بهتر است برای تعیین نقش تنش در نفوذ و بالاخص انحلال، مقایسه ای بین پارامترهای اندازه گیری شده در دو حالت بدون اعمال تنش و تحت تنش انجام گیرد. ابتدا نقش تنش بر تعداد رسوبات در $100\mu\text{m}^2$ بررسی می شود.



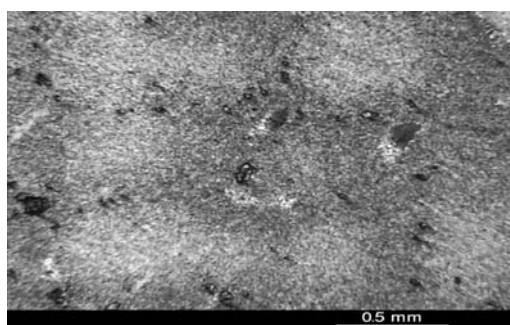
شکل ۱۵. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۴۰MPa / ۲h/AC)



شکل ۱۴. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۲۰MPa / ۲h/AC)



شکل ۱۷. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۸۰MPa / ۱h/AC)



شکل ۱۶. عملیات محلول سازی (۱۱۰۰°C / ۶۰MPa / ۲h/AC)

نمودارهای به دست آمده بین ۲ تا ۲/۵ ساعت است. این تعادل بین پدیده‌های انحلال γ' اولیه کوچک و بزرگ، ترتیب γ' ثانویه و الحاق γ' های اولیه به یکدیگر است.

۲- روند انحلال γ' اولیه بدین صورت است که ابتدا γ' های اولیه مکعبی از گوشه‌ها شروع به حل شدن می‌کنند، در همان حال γ' های ثانویه تولید و γ' های اولیه کوچک شروع به مهاجرت بسوی γ' های اولیه بزرگ می‌کنند. پس از طی زمان لازم و پیوستن γ' ها به یکدیگر، رسوبات به شکل کروی در می‌آیند تا بدین صورت به کمترین میزان انرژی سطحی دست یابند.

۳- با افزایش دما در زمان ثابت، کاهش تعداد و قطر رسوبات قابل رویت است. به نظر می‌رسد دما و زمان مناسب برای حصول انحلال مطلوب (اندازه و تعداد رسوب مناسب) بایستی به ترتیب بالاتر از ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و بالاتر از ۲ ساعت باشد.

۴- با افزایش زمان در دمای ثابت، در دماهای کمتر از ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد، قطر رسوبات γ' تا مرز ۶۰۰nm افزایش می‌یابد و پس از آن ثابت می‌ماند، اما با گذر از این دما به علت افزایش سرعت انحلال، قطر رسوبات به سرعت کاهش می‌یابد.

۵- کاهش قطر رسوبات γ' در دماهای بالاتر از ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد مستقل از زمان است.

۶- بررسی‌ها نشان می‌دهد که تنش فشاری تک محوره در مقادیر کم و در دماهای پایین اثر ناچیزی بر انحلال داشته و بیشتر به

اثر تنش بر قطر رسوب در هر دو حالت تحت تنش و بدون اعمال تنش در نمودار (۱۳) قابل مطالعه است. در این نمودار نیز می‌توان گفت که برای رسیدن قطر رسوبات به میزان تعادلی بدون تنش، در دمای بالاتر به تنش کمتری احتیاج است و با افزایش تنش در دمای ثابت، قطر رسوبات افزایش می‌یابد که دلیل آن می‌تواند الحاق γ' های اولیه به یکدیگر باشد. مقایسه شکل‌های (۹ و ۱۰) نیز وقوع چنین مطلبی را تأیید می‌کند چرا که با افزایش تنش در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد، آگلومره شدن رسوبات کاملاً مشخص است. با در نظر گرفتن نمودارهای (۱۲) و (۱۳) و شکل‌های (۱۷) - (۱۴) می‌توان گفت که اعمال تنش در مقادیر کم به مهاجرت اتمی و آگلومره شدن رسوبات γ' کمک کرده است. (شکل ۱۴ - A و B)، اما تنش زیاد سبب گردیده که یک میدان کرنش الاستیک یکنواخت پیرامون رسوبات را فرا گرفته، انحلال ترجیحی رسوبات از بین رفته و فرایند انحلال یکنواخت شود. (شکل‌های (۱۴ تا ۱۷)) در این آزمایشات، افزایش میزان انحلال فاز γ' در اثر اعمال تنش فشاری بدون در نظر گرفتن دما مشاهده نشد که با تحقیقات جدید انجام شده در این زمینه مطابقت دارد [۱۷، ۲۴].

۴. نتیجه گیری

۱- انحلال فاز γ' اولیه یک پدیده تعادلی است که در هر دمایی، طی زمانی مشخص، به پارامترهای تعادلی می‌رسد. این زمان طبق

-Al Alloys and Their Energetic Stability”, Mater. Sci. Eng, Vol. 54, No. 1, 1982, PP. 9-15.

- [14] Shewmon, P.G., “Diffusion in Solids”, McGraw-Hill, New York, 1963, PP. 23-27.
- [15] Chien, H., Wu., “The role of Eshelby Stress in Composition-Generated and Stress-Assisted Diffusion”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 49, 2001, PP. 1771-1794.
- [16] Aziz, J.M., “Thermodynamics of Diffusion Under Pressure and Stress: Relation to Point Defect Mechanisms”, Appl. Phys. Lett., Vol.70, No.21, 1997.
- [17] Prokes, S.M., Glembocki, O.J., Godbey, D.J., “Stress and its Effect on the Interdiffusion in Si_{1-x}Gex/Si Superlattices”, Appl. Phys. Lett., Vol.60, No.9, 1992.
- [18] Ardell, A.J., Prikhodko, S.V., “Coarsening of Gamma’ in Ni-Al Alloys Aged Under Uniaxial Compression: II. Diffusion Under Stress and Retardation of Coarsening Kinetics”, Acta Materialia, Vol. 51, No. 17, 2003, PP. 5013-5019.
- [19] Monajati, H., Jahazi, b.M., Bahrami, R., Yuec, S., “The Influence of Heat Treatment Conditions on Characteristics in Udimet 720”, Mater. Sci. Eng, Vol. A 373, 2004, PP. 286-293.
- [20] Ojo, A.O., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., “Contribution of Constitutional Liquation of Gamma Prime Precipitates to Weld HAZ Cracking of Cast Inconel 738 Superalloy”, scripta materialia, Vol.50, 2004, PP. 641-646.
- [21] Yang, A., Xiong, Y., Liu, L., “Effect of Cooling Rate on the Morphology of γ' Precipitates in a Nickel-Base Superalloy Under Directional Solidification”, Sci. Tech. Adv. Mat., Vol.2, 2001, PP. 105-107.
- [22] Razavi M S.H., Mirdamadi, Sh., Szpunar, J., Arabi, H., “Improvement of Age-Hardening Process of a Nickel-Base Superalloy, IN738LC, by Induction Aging”, Journal of Materials Science, Vol.37, No.7, 2002, PP.1461-1471.
- [23] Donachie, M.J., Donachie, S.J., “Superalloys a Technical Guide”, ASM International, Materials Park, OH, 2002, P.325.
- [24] Ardell, A.J., Prikhodko, S.V., “Coarsening of Gamma’ in Ni-Al Alloys Aged Under Uniaxial Compression: II. Diffusion Under Stress and Retardation of Coarsening Kinetics”, Acta Materialia, Vol. 51, No. 17, 2003, PP. 5013-5019.

مهاجرت و آگلومره شدن رسوبات کمک می‌کند؛ اما اعمال تنش در مقادیر زیاد و در دمای بالا، عدم انحلال ترجیحی و یکنواخت شدن انحلال رسوبات را نتیجه می‌دهد.

مراجع

- [1] Davis, J.R., “ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys”, The Materials Information Society, Materials Park, OH, 2000, PP. 68-79.
- [2] Smith, W.F., “Structure and Properties of Engineering Alloys”, McGraw-Hill, New York, 1981, PP. 470-473.
- [3] Royer, A., Bastie, P., Ve´ron, M., “Temperature Dependence of the Structural Order in γ' Phase of Nickel Base Superalloy”, Scripta Materialia, Vol. 40, No. 8, 1999, PP. 955-961.
- [4] Bradley, E.F., “Superalloys : a Technical Guide”, ASM International, Metals Park, OH, 1988, PP. 20-41.
- [5] Ojo, O.A., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., “Liquid Film Migration of Constitutionally liquated γ' in Weld Heat Affected Zone (HAZ) of Inconel 738LC Superalloy”, Scripta Materialia, Vol. 51, 2004, PP. 141-146.
- [6] Brooks, C.R., “Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys”, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984, PP. 165-184.
- [7] Sharghi Moshtaghin, R., Asgari, S., “The Influence of Thermal Exposure on the γ' Precipitates Characteristics and Tensile Behaviour of Superalloy IN-738LC”, Jour. MatProTech, Vol. 147, 2004, PP. 343-350.
- [8] Donachie, M.J., Donachie, S.J., “Superalloys a Technical Guide”, ASM International, Materials Park, OH, 2002, PP. 20-22.
- [9] Balikci, E., Raman, A., Mirshams, R.A., “Influence of Various Heat Treatments on the Microstructure of Polycrystalline IN738LC”, Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 28A, No. 10, 1997, PP. 1993-2003.
- [10] Balikci, E., Mirshams, R.A., Raman, A., “Microstructure Evolution in Polycrystalline IN738LC in the Range 1120 to 1250 Deg C”, Zeitschrift fur Metallkunde (Germany), Vol. 90, No. 2, 1999, PP. 132-140.
- [11] Nusair, A., Salam, I., Tauqir, A., ul Haq, A., “Effect of Temperature on Gamma Prime and Coating in a Super Alloy MAR-M200 Hf”, 6th International symposium on Advanced Materials, Islamabad, Pakistan, 19-23 Sept. 1999, PP. 456-458.
- [12] Grosdidier, T., Hazotte, A., Simon, A., “Precipitation and Dissolution Processes in γ/γ' Single Crystal Nickel-Based Superalloys”, Mater. Sci. Eng, Vol. 256, No. 1, 1998, PP. 183-196.
- [13] Miyazaki, T., Imamura, H., Kozakai, T., “The Formation of Gamma Prime Precipitate Doublets in Ni-