

Research Paper

Effect of cold work on precipitation behavior of Ni Span C902 Super alloy

Fereshteh Mousavi¹, *Hamid Reza Jafarian², Shahram Kheirandish³

1- B.Sc., School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2- Assistant Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3- Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Citation: Mousavi F, Jafarian H.R, Kheirandish Sh. Effect of cold work on precipitation behavior of Ni Span C902 Super alloy. Metallurgical Engineering 2017; 20(2) 83-89 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.35613.1054>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.35613.1054>

ABSTRACT

In this study, the influence of cold work on precipitation behavior in Ni Span C902 super alloy is considered to investigate. The samples were homogenized at 1000 °C, and then samples were subjected to different amount of cold work of 30, 40 and 60%. Precipitation hardening treatments were performed at 450, 550, 650 and 750 °C for 1 to 6 hours. Microstructural observations were done by optical microscope and precipitation hardening behaviors were investigated by Vickers hardening test. The results indicated that precipitation hardening at the temperatures of 450 and 550 °C could not provide proper conditions for formation of strengthening precipitations (γ'); while hardness increased significantly by increasing the aging temperature. The maximum hardness has been achieved for the homogenized and the 60% cold worked samples at 750 and 650 °C, respectively. The results of empirical observations of the experiments in the present study are in well consistent in comparing to Johnson-Mehl-Avrami equations.

Keywords: Cold work; Aging, Ni Span C902 Super Alloy; Johnson-Mehl-Avrami; Precipitation Hardening

■ ■

* **Corresponding Author:**

Hamid Reza Jafarian, PhD

Address: School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 77240540

E-mail: jafarian@iust.ac.ir

بررسی اثر کار سرد بر رفتار رسوب سختی سوپرآلیاژ Ni Span C902

فرشته موسوی^۱، حمیدرضا جعفریان^۲، شهرام خیراندیش^۳

۱- کارشناس مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

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

۳- استاد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

چکیده

در پژوهش حاضر اثر کار سرد بر رفتار رسوب سختی سوپرآلیاژ Ni Span C902 مورد بررسی قرار گرفت. پس از همگن سازی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد، کار سرد در مقادیر ۳۰، ۴۰ و ۶۰ درصد بر روی نمونه ها اعمال شد. سپس عملیات رسوب سختی در دماهای ۴۵۰، ۵۵۰، ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی گراد و به مدت زمان های ۱ تا ۶ ساعت انجام شد. بررسی های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری و بررسی های مربوط به رسوب سختی، توسط تست سختی سنجی و یکرز انجام شد. نتایج نشان داد که رسوب سختی در دمای ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتی گراد شرایط لازم برای تشکیل رسوبات استحکام دهنده ۷ در آلیاژ همگن شده و کار سرد نشده را فراهم نمی کند. در حالی که تغییرات سختی در نمونه های پیر شده در دماهای ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی گراد قابل توجه بوده، به طوری که سختی نمونه آنیل بعد از پیرسازی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد و به مدت ۵ ساعت به حداکثر سختی خود رسیده و سختی آن از ۱۱۰ ویکرز به ۲۲۶ ویکرز رسیده است. از طرفی، حداکثر سختی برای نمونه کار سرد نشده و نمونه ۶۰٪ کار سرد شده به ترتیب در دماهای ۷۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی گراد و در زمان های ۳ و ۵ ساعت رسوب سختی حاصل شده است. مقایسه معادلات جانسون - مل - آورامی با نتایج تجربی حاصل از آزمایشات تطابق خوبی را نشان داد.

واژه های کلیدی: کارسرد، پیرسازی، سوپرآلیاژ Ni Span C902، جانسون - مل - آورامی، سختی.

۱. مقدمه

فترهای ساعت و ... استفاده می شود [۴]. ساده ترین آلیاژهای اینوار، آلیاژ دوتایی آهن-نیکل می باشند، برای ایجاد خواصی چون کاهش حساسیت به تغییر ترکیب، ماشین کاری خوب، مقاومت به خوردگی و ... بعضی عناصر آلیاژی به این آلیاژ دوتایی اضافه شد [۵].

Guilleaume به این نتیجه رسید آلیاژهای آهن-کروم-نیکل (آلیاژهای اینوار) با ۳۶٪ نیکل و ۱۲٪ کروم یک نوع استقلال دمایی در الاستیسیته از خود نشان می دهد که آن را با عنوان آلیاژهای اینوار معرفی کرد [۶]. البته مقاومت به خوردگی پایین آلیاژهای Fe-Ni، باعث محدودیت مصرف آن ها شده است، اضافه کردن آلومینیوم به دلیل تشکیل فیلم های اکسیدی مقاومت به خوردگی این آلیاژ را افزایش داده است [۷].

عوامل متعددی روی مدول و خواص الاستیک تأثیرگذار هستند، از جمله این عوامل می توان به عناصر آلیاژی، پیرسازی و کارسرد قبل از پیرسازی اشاره نمود. عناصر آلیاژی چون Ni، Ti، Cr و ... با ایجاد رسوب سختی و تغییر

بیشتر آلیاژها و فلزات دارای ضریب ترموالاستیک منفی هستند، یعنی با افزایش دما سفتی خود را از دست می دهند که به معنای کاهش مدول الاستیک می باشد. ولی بعضی مواد فرومغناطیس رفتار متفاوتی از خود نشان می دهند که می توانند در طراحی آلیاژهای با مدول الاستیک ثابت مورد استفاده قرار گیرند [۱].

اغلب موادی که دارای ضریب ترموالاستیک صفر هستند، به عنوان قطعات در حال ارتعاش و موادی که دارای ضریب ترموالاستیک مثبت یا منفی هستند برای جبران تغییرات دمایی اجزای دستگاه ها مورد استفاده قرار می گیرند [۲]. سوپرآلیاژهای Ni Span C902 که ترکیبی بر پایه آهن، نیکل، کروم و تیتانیوم می باشند، به عنوان زیرشاخه ای از دسته آلیاژهای اینوار، چنین ویژگی ای را از خود بروز می دهند [۱]. هم چنین ضریب انبساط حرارتی پایین از ویژگی های این سوپرآلیاژ است [۳]. از این ویژگی در طراحی ابزارهای اندازه گیری دقیق، انتقال دهنده های فرکانس،

* نویسنده مسئول:

دکتر حمیدرضا جعفریان

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد،

تلفن: ۷۷۲۴۰۵۴۰ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: jafarian@iust.ac.ir

درصد نسبی سخت شدن و f کسر حجمی می باشد [۲۱-۲۴].

معادله ۱.

$$\Delta\tau \propto H_f \alpha f$$

معادله ۲.

$$f=1-\exp(-kt)^n$$

با انجام چند عمل ریاضی می توان به رابطه زیر دست یافت:

معادله ۳.

$$\ln(\ln(1/(1-f))) = n \ln kt$$

n و k ضرایب آورامی و t مدت زمان پیرسازی است. به جای کسر حجمی رسوب یعنی f ، می توان از درصد سخت شدن نمونه طی پیرسازی استفاده نمود. برای صادق بودن در معادله آورامی نیاز است پارامتر جایگزین کسر حجمی، بین صفر تا یک تغییر کند، برای نرماله کردن پارامتری به نام H_m تعریف می شود [۲۱].

معادله ۴.

$$H_m = H_t / H_t \max$$

معادله ۵.

$$(\ln(\ln(1/(1-H_m)))) = n \ln(kt)$$

با رسم نمودار $(\ln(\ln(1/(1-H_m))))$ برحسب زمان، یک خط بدست می آید، با بدست آوردن عرض از مبدا نمودار و شیب خط، ضرایب آورامی محاسبه خواهد شد. با جای گذاری این ضرایب در معادله اصلی آورامی، نمودارهایی S شکل بدست خواهد آمد [۲۱].

هدف از این پژوهش، مطالعه اثر کار سرد بر فرایند رسوب سختی سوپرآلیاژ Ni Span C902 در دماهای متفاوت از ۴۵۰ تا ۷۵۰ درجه سانتیگراد و زمانهای متفاوت از ۱ تا ۶ ساعت است. همچنین تطابق فرایند رسوب سختی با معادلات جانسون-مل-آورامی مورد ارزیابی و بررسی قرار گرفت.

۲. مواد و روش تحقیق

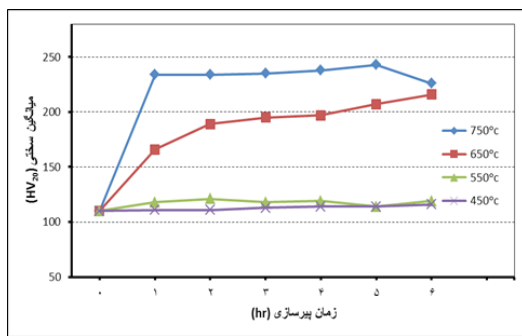
نمونه های در این پژوهش از سوپرآلیاژ Ni Span C902 با ترکیب شیمیایی منطبق با جدول ۱ استفاده شد. روش تهیه تجاری این آلیاژ به دلیل وجود عناصر اکسیدشونده، به صورت ذوب القایی تحت خلاء^۱ انجام می شود.

پس از عملیات همگن سازی در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت و کوئنچ در آب، نورد گرم برای

در ساختار زمینه، پیرسازی با تأثیر مشابه و کارسرد با اثر بر روی سینتیک پیرسازی، مورفولوژی، اندازه و توزیع رسوبات، روی خواص الاستیک می تواند اثر گذار باشند [۴، ۸، ۹]. به طور کلی با افزایش نیکل، مدول الاستیک افزایش می یابد. این درحالیست که تا درصد معینی از نیکل مدول کاهش یافته و پس از آن رو به افزایش می گذارد [۱۰]. آلیاژسازی با کروم به دلیل رسوب سختی باعث افزایش مدول الاستیک بعد از کوئنچ میشود [۱۱، ۱۲]. حضور عنصر کبالت بالاترین دمایی که مدول الاستیک در آلیاژهای آهن-نیکل ثابت می ماند را به طور قابل توجهی افزایش می دهد [۱۳]. اضافه کردن عناصری همچون Ti و Al با ایجاد رسوب سختی، باعث کنترل ضریب ترموالاستیک میشود. اضافه کردن این عناصر مزایایی نیز دارد، از جمله اینکه شکل فنرها یا عناصر دیگر می تواند با عملیات حرارتی ثابت بماند. آلیاژ Ni Span C902 امکان تشکیل رسوبات مختلف از جمله γ' ، η و ϵ را دارد [۱۴]. مکانیزم استحکام دهنده اصلی سوپرآلیاژ Ni Span- C902، استحکام بخشی توسط رسوب فاز γ' می باشد [۱۵]. نتایج حاصل از تحقیقات گذشته نشان داده است فاز γ' با داشتن ساختار L12 در زمینه γ با ساختار FCC، با توزیعی تصادفی و هم سیما و به شکل کروی می تواند تشکیل شود [۱۶]. در مقادیر مشخصی از نیکل و یا تیتانیوم ترکیبی از رسوبات γ' و زمینه γ تشکیل خواهد شد برای یک ترکیب شیمیایی مشخص، کسر حجمی γ' با افزایش دما کاهش میابد. این پدیده مربوط به انحلال γ' در دمای بالا می باشد. درحالی که به دنبال پیرسازی در یک دمای پایینتر، تولید رسوب نرم و یکنواخت استحکام بخش بوجود می آید [۱۷]. بررسی ها نشان داده است که در مراحل اولیه پیرسازی، فاز γ' با ترکیب شیمیایی $(Ti, Al)_3Ni$ ، رسوب کرده و با گذشت زمان به فاز صفحه ای و ترد ϵ تبدیل می شود که این امر موجب کاهش خواص مکانیکی خواهد شد [۱۸]. فاز η با زمان دادن به فاز γ' ، از این فاز رسوب می کند و با افزایش زمان رسوب گذاری، کسر حجمی آن افزایش می یابد و مورفولوژی این فاز از حالت سلولی به حالت ویدمن اشتاین تغییر می کند [۹]. کارسرد بعد از عملیات محلولی و قبل از پیرسازی از عوامل مؤثر بر پایداری فازهاست. با انجام کارسرد و کنترل متغیرهای پیرسازی در سوپرآلیاژها، می توان به ریزساختار و خواص مکانیکی مطلوب دست یافت. کارسرد باعث افزایش چگالی نابجایی ها خواهد شد، و گزارش شده است این افزایش چگالی، نرخ کارسختی را افزایش می دهد [۱۹، ۲۰].

به منظور تعیین سینتیک پیرسازی و تشکیل رسوبات، ایجاد رابطه بین درصد نسبی سخت شدن و کسر استحاله یافته ضروری به نظر می رسد. مطالعات انجام گرفته در راستای این موضوع نشان داده است که کسر استحاله یافته باید به عنوان یک تابع خطی از تغییرات مقادیر سختی یا مقاومت الکتریکی معرفی شود. $\Delta\tau$ افزایش استحکام و سختی، H_f

1. Vacuum Induction Melting



شکل ۲. نمودار سختی برحسب زمان نمونه کار سرد نشده و پیرشده در دماهای مختلف.

مرز مستطیلی شکل مشاهده می‌شود که به احتمال زیاد باید دوقلوبی‌های حرارتی باشند.

شکل ۲ رفتار رسوب سختی آلیاژ کار سرد نشده (ماده اولیه) و پیرشده در دماهای ۴۵۰، ۵۵۰، ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. از نمودارهای شکل ۲ اثر دمای پیرسازی بر رفتار رسوب سختی مشاهده می‌شود. نمودار حاصله نشان می‌دهد که نمونه‌های پیرشده در دماهای ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش بسیار کمی در سختی داشته‌اند. علت تغییرات کم سختی در این‌ها می‌تواند به دلیل کم بودن نیروی محرکه لازم برای رسوب‌گذاری فاز استحکام‌دهنده ۷ برگردد. با گذشت زمان، کسر حجمی رسوبات افزایش می‌یابد و با ایجاد مانع در مقابل حرکت نابجایی باعث افزایش سختی خواهد شد. با افزایش دمای پیرسازی به دمای ۶۵۰ °C، سختی با نرخ بیشتری نسبت به دماهای پایین‌تر افزایش یافته تا به نقطه بیشینه خود برسد. بررسی‌های صورت گرفته توسط محققان [۲۵، ۱۸] نشان داده است که فرایند رسوب‌گذاری و رشد ذرات فاز ۷ به عنوان علت افزایش سختی با افزایش دمای پیرسازی می‌باشد. از طرفی با افزایش دمای پیرسازی، سرعت نفوذ بیشتر می‌شود، بنابراین نرخ رسوب‌گذاری و رشد ذرات فاز ۷ افزایش می‌یابد. لذا افزایش تغییرات سختی با افزایش دمای پیرسازی، می‌تواند با پدیده نفوذ توجیه شود. از طرفی نتایج نشان می‌دهد با انجام پیرسازی در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد سختی به نقطه بیشینه نرسیده است، در حالی که با پیرسازی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد سختی به بیشینه مقدار خود می‌رسد. در این نقطه شعاع رسوبات به شعاع بحرانی رسیده و افزایش کسر حجمی رسوبات منجر به افزایش سختی نخواهد شد. بلکه رسوبات به قدری درشت شده و به هم پیوسته‌اند که فاصله بین آن‌ها به اندازه‌ای رسیده که نابجایی‌ها از بین رسوبات می‌گذرد و رسوبات توانایی ایفای نقش قفل در مقابل حرکت نابجایی‌ها را ندارند. شرایط ذکر شده منجر به کاهش سختی خواهد شد [۲۶].

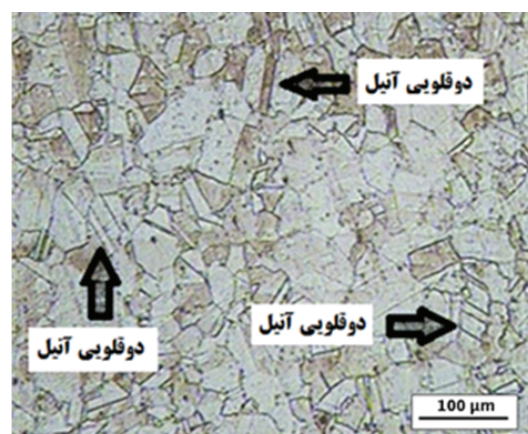
جدول ۱. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Ni-Span-C 902 (درصد وزنی).

Ni	Fe	Cr	Ti	Co
۴۴/۸۱	۴۲/۶	۶/۹۵	۲/۳۷	۰/۸۴۵
Al	Mo	Nb	C	S
۰/۷۹۲	۰/۳۰۶	۰/۲۱۲	۰/۰۱۷	۰/۰۰۰۴

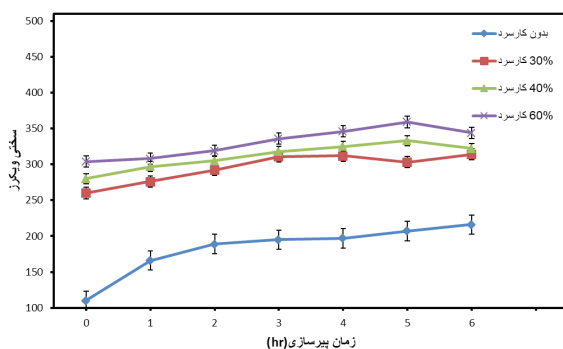
رساندن تسمه‌ها به ابعاد نهایی انجام شد. پس از آن عملیات محلول‌سازی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت انجام شد. تعدادی از نمونه‌ها تحت نورد سرد با مقادیر ۳۰، ۴۰ و ۶۰ درصد قرار گرفتند و به همراه نمونه‌های بدون کار سرد، تحت عملیات رسوب سختی قرار گرفتند. عملیات پیرسازی در دماهای ۴۵۰، ۵۵۰، ۶۵۰، ۷۵۰ و ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد و مدت زمان‌های ۱، ۲، ۳، ۴، ۵، ۶ ساعت انجام گرفت. پس از عملیات پیرسازی نمونه‌ها در هوا سرد شدند و پس از زدودن اکسیدهای سطحی، آزمایش سختی سنجی طبق استاندارد ویکرز و با نیروی ۲۰ Kgf بر روی نمونه‌ها انجام گرفت. جهت بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری مجهز به دوربین استفاده گردید. نتایج تجربی بدست آمده از سختی سنجی با معادلات جانسون-مل-آورامی مقایسه شدند و با بدست آوردن نمودارهای خطی و منحنی‌های S شکل، تطابق نتایج بر این معادلات تأیید شد.

۳. نتایج و بحث

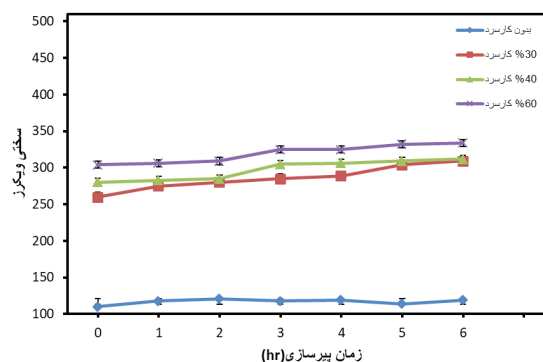
تصویر میکروسکوپ نوری آلیاژ پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت یک ساعت در شکل ۱ نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود دانه‌های آستنیتی هم محور، تشکیل دهنده ریز ساختار این آلیاژ پس از آنیل انحلالی هستند. توزیع ناهمگن دانه‌ها از نظر اندازه نشان دهنده رشد دانه‌ها حین آنیل است. همچنین بررسی‌های دقیق‌تر نشان می‌دهد که در ریزساختار تعدادی



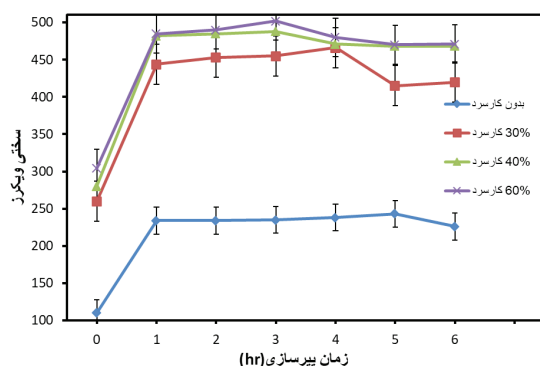
شکل ۱. تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار آلیاژ Ni Span C 902 پس از ۱ ساعت آنیل در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد.



شکل ۴. نمودار تغییرات سختی بر حسب زمان پیرسازی آلیاژ NiSpan C902 پیرسازی شده در دمای ۶۵۰ درجه سانتی گراد با مقادیر مختلف کار سرد.



شکل ۳. نمودار تغییرات سختی بر حسب زمان پیرسازی آلیاژ NiSpan C902 پیرسازی شده در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد با مقادیر مختلف کار سرد.



شکل ۵. نمودار تغییرات سختی بر حسب زمان پیرسازی آلیاژ NiSpan C902 پیرسازی شده در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد با مقادیر مختلف کار سرد.

جدول ۲. مقادیر مجهول رابطه (۵) برای آلیاژ ۶۰٪ کار سرد شده NiSpan C902 و پیرشده در دمای ۶۵۰ درجه سانتی گراد به مدت زمان‌های مختلف.

زمان (hr)	Ht	Hm	Ln (Ln(1/1-Hm))	Ln t
۱	۰/۰۱۳	۰/۰۷	-۲/۶۲	صفر
۲	۰/۰۴۹	۰/۲۷	-۱/۱۵	۰/۶۹
۳	۰/۱۱	۰/۶۱	-۰/۳۴	۱/۰۹
۴	۰/۱۴	۰/۷۷	۰/۳۸	۱/۳۸
۵	۰/۱۸	۱	تعریف نشده	۱/۶۱

انجام گرفته را نشان می‌دهد. t زمان‌های رسوب سازی از یک ساعت تا زمان رسیدن به حداکثر سختی می‌باشد. این درحالی است که مقادیر زیر از محاسبات و نتایج آزمایشگاهی به دست آمده است:

$$H \text{ MAX}=359 \text{ HV و } Hst=304 \text{ HV}$$

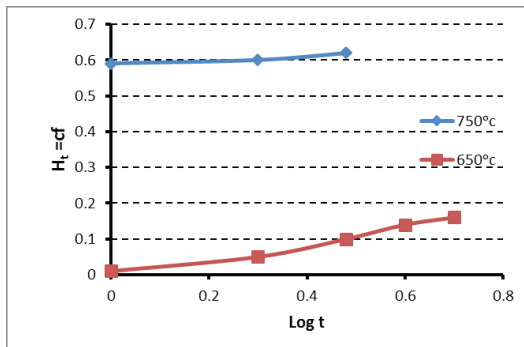
همانطور که در شکل ۶ مشخص است، عرض از مبدا نمودار مقدار $-۲/۶۲$ و شیب نمودار $۲/۱۶$ می‌باشد. مقدار k برابر $۰/۳$ بدست می‌آید. با قرار دادن ضرایب n و k در معادله آروامی می‌توان به

در شکل ۳ منحنی‌های تغییرات میانگین سختی بر حسب زمان پیرسازی برای نمونه‌های کار سرد شده مربوط به رسوب سختی آلیاژ مورد مطالعه با مقادیر متفاوت کار سرد در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد مشاهده می‌شود. اینطور به نظر می‌رسد که دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد نسبتاً پایینی برای رسوب سختی آلیاژ مورد مطالعه در این پژوهش به حساب می‌آید و رسوب سختی به میزان قابل توجه انجام نگرفته است. برای بررسی اثر دمای پیرسازی، نمونه‌های ذکر شده در دمای ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی گراد پیرسازی شدند که نتایج آن در شکل ۴ و ۵ مشاهده می‌شود.

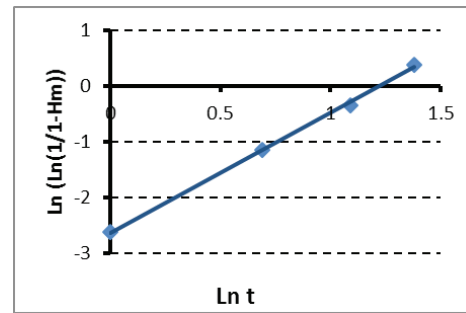
همانطور که مشاهده می‌شود با بالا رفتن دما، به دلیل افزایش تحرک اتمی و میزان نفوذ، پیرسازی به مقدار بیشتر و با سرعت بیشتری انجام شده است. هم‌چنین مشاهده می‌شود که با افزایش میزان کار سرد، پیرسازی با شیب بیشتری انجام شده که این پدیده به دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها در اثر انجام کار سرد می‌تواند باشد. مطالعات قبلی به خوبی نشان داده است که نابجایی‌ها به عنوان مسیرهایی برای نفوذ سریع تر اتم‌های رسوب سخت و هم‌چنین محل‌های مناسبی برای جوانه زنی ناهمگن رسوبات محسوب می‌شوند [۲۷]. نتایج سختی سنجی نیز نشان می‌دهد که با افزایش میزان کار سرد، افزایش در سختی افزایش یافته و زمان رسیدن به حداکثر سختی نیز کاهش یافته است.

۴. بررسی سینتیک رسوب سختی

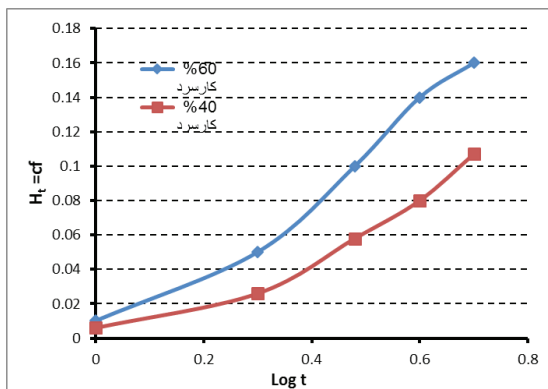
با فرض یک رابطه خطی بین میزان افزایش سختی در اثر رسوب سختی و میزان کسر استحاله یافته (کسر حجمی رسوب)، معادلات جانسون-مل-آروامی برای نتایج سختی سنجی نمونه‌هایی که به حداکثر سختی رسیده‌اند، استفاده شد. در زیر عملیات ریاضی ذکر شده در رابطه (۱) تا (۵) برای آلیاژ ۶۰٪ کار سرد شده Ni Span C902 و پیرشده در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد انجام شده است، جدول ۲ محاسبات



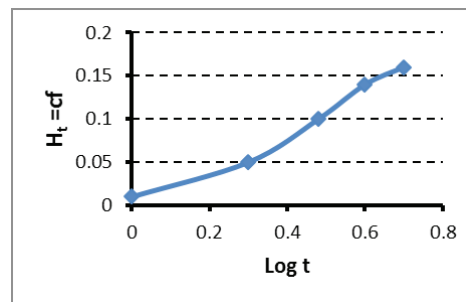
شکل ۸. مقایسه منحنی آورامی نمونه ۶۰٪ کارسرد و پیرشده در دمای ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۶. نمودار تغییرات $\ln(\ln(1/(1-H_m)))$ برحسب $\ln t$ برای آلیاژ ۶۰ درصد کارسرد شده Ni Span C902 و پیرشده در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد.



شکل ۹. مقایسه منحنی آورامی نمونه ۴۰٪ و ۶۰٪ کارسرد و پیرشده در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۷. نمودار درصد نسبی سخت شدن بر حسب لگاریتم زمان

منحنی‌های آورامی نمونه‌های ۴۰ و ۶۰٪ کارسرد و پیرشده در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد آمده است.

در شکل ۹ ملاحظه می‌شود که میزان کار سرد انجام شده با اثرگذاری روی ضریب نفوذ زمینه، تسهیل حرکت و نفوذ اتمی موجب افزایش درصد نسبی سخت شدن شده و جوانه‌زنی و رشد رسوبات را سرعت می‌بخشد. بنابراین میزان کسر استحاله یافته از زمینه و رسوب کرده افزایش می‌یابد.

۵. نتیجه‌گیری

در این پژوهش، اثر کارسرد بر رفتار رسوب سختی سوپرآلیاژ NiSpan C902 مورد بررسی قرار گرفت و نتایج ذیل حاصل شدند.

۱. نمونه حاصله پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، دارای ریزساختاری شامل دانه‌های هم‌محور آستنیت و نیز دوقلوبی‌های آنیل است.
۲. تغییرات سختی در نمونه‌های پیر شده در دماهای ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد اندک بوده و این دماها، دمای مناسبی برای رسوب سختی محسوب نمی‌شود.
۳. تغییرات سختی در نمونه‌های پیرشده در دماهای ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد قابل توجه بوده، به طوری که سختی

نموداری نظیر نمودار شکل ۷ رسید. برای اینکه بتوان نمودار کسر حجمی رسوبات بر حسب زمان پیرسازی را رسم کرد، می‌توان از رابطه خطی موجود بین کسر حجمی رسوب و درصد نسبی سخت شدن استفاده نمود. بدین منظور، ضریبی مثل C تعریف می‌شود تا بتوان این رابطه را برقرار نمود.

نمودارهایی مشابه برای تمام نمونه‌هایی که در زمان مورد پژوهش به حداکثر سختی رسیدند، انجام شد.

منحنی‌های حاصل از معادله آورامی برای آلیاژهای ۶۰٪ کارسرد و پیرسازی شده در دماهای ۶۵۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد در شکل ۸ مقایسه شده است.

با توجه به فرض وجود رابطه خطی بین درصد نسبی سخت شدن و کسر حجمی رسوب ایجاد شده، این نتیجه حاصل می‌شود که در نمونه پیرشده در ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد کسر استحاله یافته بیشتر می‌باشد که مؤید نکات ذکر شده در قسمت‌های قبل می‌باشد. همانطور که ذکر شد با بالا رفتن دمای پیرسازی و افزایش انرژی اتمی، نفوذ اتم‌ها با سرعت بیشتر انجام می‌شود. با افزایش دمای پیرسازی سختی با نرخ بیشتری نسبت به دماهای پایین‌تر افزایش یافته است و مشاهده می‌شود که نمونه پیرسازی شده در دمای بالاتر از درصد افزایش سختی نسبی بیشتر و در نتیجه کسر حجمی رسوب بیشتری نسبت به نمونه پیرسازی شده در دمای پایین‌تر برخوردار است. رسوب‌گذاری و رشد ذرات فاز ۷ به عنوان علت افزایش سختی با افزایش دمای پیرسازی افزایش می‌یابد. در شکل ۹ مقایسه بین

۵. با افزایش میزان کارسرد، چگالی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد که علاوه بر این که مکان‌های مناسبی برای جوانه زنی ناهمگن رسوبات هستند، مسیره‌های کوتاهی را برای نفوذ اتمی آلومینیوم و تیتانیوم فراهم می‌کنند. در نتیجه سرعت جوانه‌زنی و رشد رسوبات افزایش می‌یابد.

۶. بررسی سینتیک تشکیل رسوبات با معادله آورامی، تطابق خوبی را با داده‌های آزمایشگاهی نشان می‌دهد و تأثیر دمای پیرسازی و میزان کار سرد بر سینتیک تشکیل رسوب قابل توجه است.

نمونه آنیل بعد از پیرشدگی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۵ ساعت به حداکثر سختی خود رسیده و سختی آن از ۱۱۰ ویکرز به ۲۲۶ ویکرز رسیده است. هم چنین برای سایر نمونه‌ها، تغییر سختی قابل توجه، صادق است.

۴. با پیرسازی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، نمونه با ۳۰٪ کار سرد بعد از ۴ ساعت و نمونه‌های ۴۰٪ و ۶۰٪ کار سرد شده، بعد از ۳ ساعت به حداکثر سختی رسیده‌اند. با پیرسازی در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، نمونه‌ها با ۴۰٪ و ۶۰٪ کار سرد بعد از ۵ ساعت به حداکثر سختی رسیده، در حالی که سایر نمونه‌ها در مدت مورد آزمایش به حداکثر سختی نرسیدند.

References

- [1] M. Dubois, "Measurement of the thermoelastic coefficient of metals by strain gauges," *Strain*, vol. 14, no. 1, pp. 22-31, 1978.
- [2] S. J. Patel, "A century of discoveries, inventors, and new nickel alloys," *JOM J. Miner. Met. Mater. Soc.*, vol. 58, no. 9, pp. 18-20, 2006.
- [3] Y. TANJI, Y. SHIRAKAWA, and H. MORIYA, "Young's modulus, shear modulus and compressibility of Fe-Ni (fcc) alloys," *Sci. reports Res. Institutes, Tohoku Univ. Ser. A, Physics, Chem. Metall.*, vol. 22, pp. 84-92, 1970.
- [4] Y. Chen, Z. G. Liu, Y. N. Cao, and Z. S. Zhu, "Atom probe microanalysis of an elinvar type alloy," *Scr. Metall.*, vol. 22, no. 7, pp. 1075-1078, 1988.
- [5] W. S. McCain and R. M. Maringer, "Mechanical and physical properties of Invar and Invar-type alloys," *BATTELLE MEMORIAL INST COLUMBUS OH DEFENSE METALS INFORMATION CENTER*, 1965.
- [6] Z. Kaczowski, "Influence of thermal and mechanical treatment on internal friction, modulus of elasticity and its temperature stability in NiSPAN C type alloy," *Phys. B+ C*, vol. 119, no. 1-2, pp. 125-129, 1983.
- [7] O. A. Khomenko and I. F. Khil'kevich, "Effect of chromium and aluminum on the physical and mechanical properties of precipitation-hardening Fe-Mn Elinvar," *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 24, no. 6, pp. 425-428, 1982.
- [8] A. A. Tavassoli, "Effect of precipitation on physical properties of NiSpan C," *Scr. Metall.*, vol. 7, no. 4, pp. 345-350, 1973.
- [9] M. Seifollahi, S. H. Razavi, S. Kheirandish, and S. M. Abbasi, "The mechanism of η phase precipitation in A286 superalloy during heat treatment," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 22, no. 10, pp. 3063-3069, 2013.
- [10] A. P. M. E.J. Hayes, "the effect of deformation on the magneto-elastic properties of Iron-Nickle alloys and some implications concerning correntheries of invar behaviour," *Trans. Magn.*, vol. vol. Mag-1, 1975.
- [11] J. W. M. C. S. Whitecroft, "The Influence of Chromium Content on the Precipitation of γ' (Ordered Ni₃Ti) in Some Austenitic Steels," *METALLOGRAPHY*, vol. VOL 2, PP30, 1969.
- [12] A. V Sazykina and O. A. Khomenko, "Effect of chromium on the modulus of elasticity and the thermoelastic coefficient of elinvar alloys," *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 18, no. 12, pp. 1040-1043, 1976.
- [13] T. G. A. Khomenko O.A. Sazykina A.V., "Effect of Cobalt on The Physicomechanical Properties of Precipitation-Hardening Elinvars," *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. Vol. 22, p, 1980.
- [14] E. F. Bradley, "Superalloys: a technical guide," 1988.
- [15] C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, "superalloys II," 1987.
- [16] Z. G. Liu, T. Al-Kassab, and P. Haasen, "The structure of the γ' -precipitates and the precipitation hardening of an elinvar alloy," *Scr. Metall. Mater.*, vol. 24, no. 4, pp. 655-660, 1990.
- [17] F. Vogel, N. Wanderka, S. Matsumura, and J. Banhart, "Early stages of decomposition within the γ' phase of a Ni-Al-Ti model alloy," *Intermetallics*, vol. 22, pp. 226-230, 2012.
- [18] K. Yang, Y. Xie, X. Zhao, C. G. Fan, and Y. Y. Li, "Microstructure and hydrogen embrittlement in incology 907," *Scr. Metall. Mater.*, vol. 25, no. 10, pp. 2399-2404, 1991.
- [19] Z.-X. Yuan, S.-H. Song, Y.-H. Wang, J. Liu, and A.-M. Guo, "Effect of pre-deformation on the age hardening of a niobium-microalloyed steel," *Mater. Lett.*, vol. 59, no. 16, pp. 2048-2051, 2005.
- [20] S. G. Chowdhury, S. Das, and P. K. De, "Cold rolling behaviour and textural evolution in AISI 316L austenitic stainless steel," *Acta Mater.*, vol. 53, no. 14, pp. 3951-3959, 2005.
- [21] B. AN and S. Ranganathan, "Aging behaviour in copper bearing high strength low alloy steels," *ISIJ Int.*, vol. 44, no. 1, pp. 115-122, 2004.
- [22] D. H. Ping, M. Ohnuma, Y. Hirakawa, Y. Kadoya, and K. Hono, "Microstructural evolution in 13Cr-8Ni-2.5 Mo-2Al martensitic precipitation-hardened stainless steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 394, no. 1, pp. 285-295, 2005.
- [23] P. W. Hohanadel, G. R. Edwards, C. V Robino, and M. J. Cieslak, "Heat treatment of investment cast PH 13-8 Mo stainless steel: Part I. Mechanical properties and microstructure," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 25, no. 4, pp. 789-798, 1994.
- [24] C. V Robino, M. J. Cieslak, P. W. Hohanadel, and G. R. Edwards, "Heat treatment of investment cast PH 13-8 Mo stainless steel: part II. Isothermal aging kinetics," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 25, no. 4, pp. 697-704, 1994.
- [25] Y. Zhang, X. Tian, Z. Qin, and H. Jiang, "Temperature compensating Elinvar character in Fe-Mn-Si alloys," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 324, no. 5, pp. 853-856, 2012.
- [26] م. حسینی، "نگاهی به خواص مکانیکی و فیزیکی سوپر آلیاژهای پایه نیکل،" دانشکده مهندسی، دانشگاه سمنان، ۱۳۸۵.
- [27] F. R. N. Nabarro and M. S. Duesbery, *Dislocations in solids*, vol. 11. Elsevier, 2002.