تخمین سختی در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 با استفاده از روش تحلیل عامل کوینچ (QFA)

سید عبدالکریم سجادی[۱*] و مهدی کیانژاد[۲]

(تاریخ دریافت:۱۳۹۵/۱۰/۰۶، ش.ص ۵۰-۴۱ ، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۴/۳۱)

چکیده

تخمین خواص مکانیکی آلیاژهای مختلف یک راه اولیه و مناسب برای طراحی آلیاژهای با خواص مطلوب مورد نظر است. یکی از راه‌های تخمین این خواص روش تحلیل عامل کوینچ (QFA) است. این روش برای پیش‌بینی خواص مکانیکی آلیاژهایی که با عملیات حرارتی رسوب-سختی استحکام می‌یابند استفاده می‌شود. با این وجود تاکنون از این روش در تخمین خواص مکانیکی سوپرآلیاژها استفاده نشده است. در این تحقیق، میزان کارایی این روش در پیش‌بینی سختی در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 بررسی شد. برای این منظور، تعدادی نمونه از جنس سوپرآلیاژ مذکور از دمای انحلال جزیی در محیط‌های مختلف کوینچ شدند. سپس نمونه‌ها در دمای ^{o}C ۸۴۵ به مدت ۲۴ ساعت پیرسازی و سپس در هوای متلاطم سرد شدند. برای دستیابی به بیش‌ترین و کم‌ترین مقادیر سختی در آلیاژ، دو نمونه پس از حل‌سازی، به‌ترتیب در آب نمک همزده و در کوره خاموش سرد شدند و سپس تحت پیرسازی قرار گرفتند. پس از سختی‌سنجی نمونه‌ها، آن مقادیر در معادلات تحلیل عامل کوینچ قرار داده شدند. مقادیر ثوابت k_2 و k_3 برای GTD-111 با استفاده از منحنی‌های سردکردن و مقادیر سختی‌های اندازه‌گیری شده به‌ترتیب برابر ۱۲×۱۰^{-۱۱} و $۶۸\ J.mol^{-1}$ به دست آمدند. به‌علاوه، منحنی زمان – دما – خواص (TTP) سوپرآلیاژ GTD-111 با استفاده از ثوابت k_2 تا k_5 ترسیم شد. نتایج نشان داد که QFA یک روش مناسب برای پیش‌بینی سختی سوپرآلیاژهای پایه نیکل می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: تحلیل عامل کوینچ، QFA ، تخمین سختی، سوپرآلیاژ، GTD-111.

[۱]- استاد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فردوسی مشهد – مشهد، ایران
[۲]- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فردوسی مشهد – مشهد، ایران
*-نویسنده مسئول مقاله:sajjadi@um.ac.ir

پیشگفتار

سوپرآلیاژها دسته‌ای از مواد هستند که برای کاربردهای خاص در دماهای بالا طراحی شده‌اند. این آلیاژها قادر به حفظ خواص خوب خود تا دماهایی نزدیک به نقطه ذوبشان (حدود ۰/۸۵ نقطه ذوب) هستند. یکی از گروه‌های مهم سوپرآلیاژها، سوپرآلیاژهای پایه نیکل می‌باشند که به طور گسترده‌ای برای ساخت قطعات داغ توربین‌های گازی هوایی و زمینی مانند پره‌ها، دیسک‌ها و نازل‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرند[۱ و ۲]. این گروه از آلیاژها از جمله مواد رسوب‌سخت شونده هستند که استحکام خود را از طریق تشکیل رسوب هم‌سیما یا نیمه هم‌سیما به دست می‌آورند. رسوب‌گذاری γ' با ترکیب اسمی $Ni_3(Al,Ti)$ یکی از مهم‌ترین واکنش‌ها در سوپرآلیاژهای پایه نیکل به شمار می‌آید. خواص و مقاومت این رسوب در برابر تغییرات ساختاری در دماهای بالا به مشخصاتی نظیر: اندازه، سرعت رشد، نحوه توزیع و درصد حجمی آن بستگی دارد که با عملیات حرارتی تعیین می‌شوند [۳].

یکی از مهم‌ترین سوپرآلیاژهای پایه نیکل، GTD-111 است. به علت خواص عالی دمای بالای آن، این آلیاژ جایگزین آلیاژ IN-738LC در توربین‌های گازی پرقدرت شده است[۴ و ۵]. چهارده عنصر آلیاژی مهم در این آلیاژ وجود دارد، از جمله Mo، Co، Fe، Cr و W که با حل شدن در Ni محلول جامد قوی و مستحکمی ایجاد می‌کنند[۶]. عناصری نظیر Al، Ti و Ta نیز که به منظور تشکیل فاز رسوبی γ' به آلیاژ اضافه می‌شود.

اثرات برخی متغیرهای عملیات حرارتی مانند زمان و دمای همگن‌سازی، دماهای حل‌سازی جزیی، پیرسازی و نرخ سرمایش از دماهای همگن‌سازی و حل‌سازی روی ریزساختار سوپرآلیاژ GTD-111 توسط سجادی و همکارانش[۶] بررسی شده است. گزارش شده است که شکل، اندازه، توزیع و درصد حجمی ذرات رسوبی اولیه تحت تاثیر سرعت سرمایش پس از همگن‌سازی و حل‌سازی قرار دارند. به‌گونه‌ای که سرعت سرمایش کم از دمای حل‌سازی جزیی موجب تشکیل ذرات رسوبی اولیه درشت‌تر با درصد حجمی بیش‌تر می‌شود. درحالی‌که سرعت‌های سرمایش بالا، باعث توزیع غیرهمگن ذرات در زمینه می‌گردد.

روش تحلیل عامل کوینچ Quench-Factor Analysis (QFA) برای اولین بار توسط Evanvho و Staley [۷] در اوایل دهه ۱۹۷۰ میلادی برای پیش‌بینی اثر نرخ سرمایش پیوسته روی استحکام تسلیم و مقاومت خوردگی آلیاژهای آلومینیم کارشده به‌کار گرفته شد. این روش یک مقداری را تعیین می‌کند که می‌تواند نرخ سرمایش یا منحنی سرمایش را به نرخ استحاله یک آلیاژ خاص که سریع سرد (کوینچ) می‌شود ربط دهد[۸]. با تلفیق منحنی‌های سرمایشی در هر نقطه از نمونه و منحنی زمان – دما – خواص (TTP) یک آلیاژ خاص، خاصیت مورد نظر محاسبه می‌شود. علاوه بر استحکام، این روش برای پیش‌بینی سختی[۹] و چقرمگی[۱۰] در آلیاژهای آلومینیمی نیز استفاده شده است. همچنین، محققین دیگری[۱۳-۱۱ و ۸] روش QFA را برای پیش‌بینی سختی برخی فولادهای سریع سرد شده مانند فولادهای AISI 1045 و 4130 به‌کار گرفته‌اند.

فرضیه‌ای که پشت مفهوم عامل کوینچ قرار دارد مربوط به قاعده جمع است. Avrami[۱۴] نشان داد که وقتی نرخ جوانه‌زنی متناسب با نرخ رشد است، قانون جمع قابل استفاده می‌باشد. Cahn[۱۵] نیز نشان داد که استحاله‌هایی که با جوانه‌زنی غیرهمگن اتفاق می‌افتند، اغلب از قاعده Avrami، بر اساس قوانین نرخ که از داده‌های استحاله همدما محاسبه می‌شود، پیروی می‌کنند.

از زمان معرفی این روش، پیشرفت‌هایی در جهت افزایش کارایی و دقت آن در تخمین خواص مواد صورت گرفته است[۱۶ و ۱۷]. همچنین کاربردهای این روش شامل طراحی عملیات حرارتی، بهینه‌سازی استحکام و تنش باقیمانده و پیش‌بینی کاهش در استحکام در اثر شرایط نامطلوب کوینچ می‌باشد[۱۸]. به علاوه، کیانژاد و سجادی[۱۹] یک روش QFA اصلاح شده را به‌کار گرفتند و توانستند میزان دقت آن در پیش‌بینی سختی فولاد کوینچ شده را افزایش دهند.

همان‌گونه که قبلا اشاره شد، روش QFA در ابتدا برای پیش‌بینی خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم و برخی از فولادها ابداع شد. با توجه به اهمیت پیش‌بینی سختی در سوپرآلیاژها و عدم وجود اطلاعات لازم در این زمینه، در مطالعه حاضر روش QFA برای پیش‌بینی سختی

سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به‌کار گرفته شد. همچنین، میزان دقت این روش، با مقایسه نتایج آن با نتایج اندازه‌گیری‌های تجربی، ارزیابی شد.

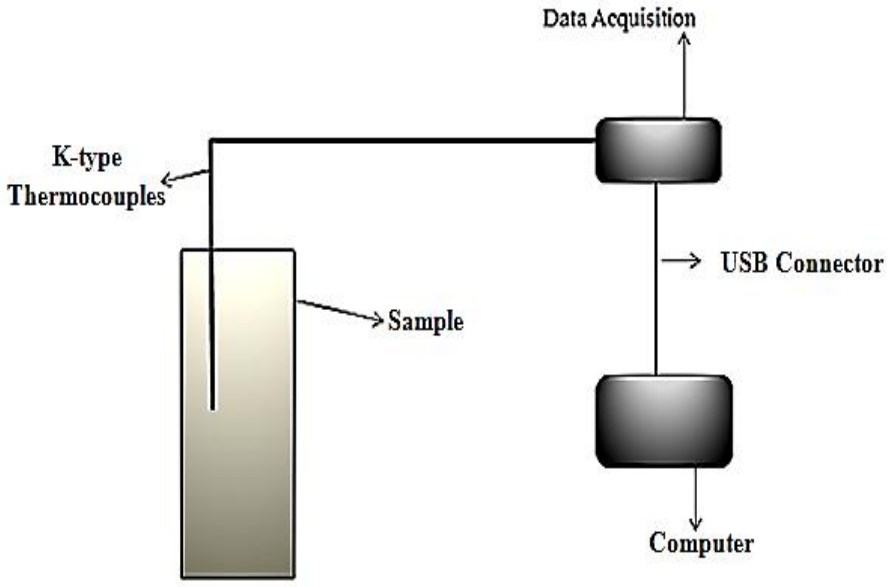
مواد و روش‌ها

در این تحقیق، نمونه‌هایی از شمش سوپرآلیاژ GTD-111 با ابعاد $(mm)^3$ ۱۲× ۷ × ۷ تهیه شدند. سوراخ‌هایی با عمق‌های مختلف در نمونه‌ها جهت قرار دادن ترموکوبل نوع K در آن‌ها برای اندازه‌گیری تغییرات دمایی نقاط مختلف نمونه‌ها در طی کوینچ ایجاد شد. به منظور جلوگیری از نفوذ آب در حفرات، پس از قرار دادن ترموکوبل، آن‌ها با گچ نسوز پر شدند. همچنین، برای پرهیز از تماس بین سیم‌های ترموکوبل با یکدیگر و تماس بین سیم‌ها و محیط خنک‌کننده، از لوله‌های سرامیکی دو سوراخه استفاده شد. نمونه‌ها در دمای ^oC ۱۲۰۰ تحت عملیات حرارتی حل‌سازی کامل قرار گرفتند و سپس در محیط‌های سردکننده مختلف مانند آب، روغن با دماهای مختلف، پلیمر با غلظت‌های مختلف و غیره سرد شدند. برای هر نقطه از نمونه، منحنی سردشدن با دستگاه جمع‌آوری اطلاعات Advanced-USB4718 ترسیم شد (شکل ۱). با کمک منحنی‌های سردشدن حاصله از اندازه‌گیری دما در هر زمان در نقاط مختلف نمونه، نرخ سردشدن آن نقاط محاسبه گردید.

پس از کوینچ نمونه‌ها در محیط‌های مختلف، آن‌ها در دمای ^oC ۸۴۵ به مدت ۲۴ ساعت تمپر و سپس در هوای متلاطم سرد شدند. برای دستیابی به بیش‌ترین و کم‌ترین مقادیر سختی در آلیاژ، دو نمونه پس از حل‌سازی، به‌ترتیب در آب نمک همزده و در کوره خاموش سرد شدند و سپس تحت پیرسازی قرار گرفتند. نهایتا سختی نمونه‌ها در مقیاس ویکرز (HV30) با استفاده از دستگاه Avery-Denison اندازه‌گیری شد. همچنین به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی LEO 1450VP و عبوری Philips ۲۰۰ kV استفاده شد. برای آماده‌سازی نمونه‌های TEM، دیسک‌هایی از شمش سوپرآلیاژ GTD-111 بریده شدند. دیسک‌ها سپس با دستگاه پرتو یونی نازک شدند.

نتایج و بحث

جدول ۱ ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 مورد استفاده در این تحقیق را نشان می‌دهد. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ با روش کوانتمتری (OES) تعیین شد.



شکل ۱- سیستم مورد استفاده برای تعیین نرخ سردشدن در نقاط مختلف نمونه

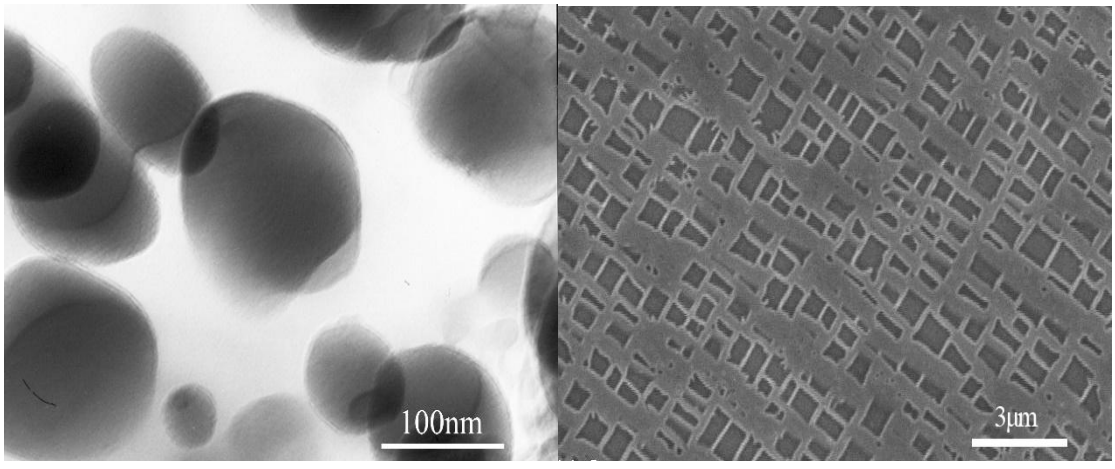
جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 (برحسب درصد وزنی)

Ni	Cr	Co	Ti	W	Al	Ta
Other	14	9.5	4.9	3.8	3	2.8
Mo	**Zr**	**B**	**C**	**Fe**	**Nb**	
1.5	0.1	0.012	0.1	0.3	0.1	

سوپرآلیاژ GTD-111 یک ریزساختار چند فازه دارد که شامل زمینه γ، رسوب‌های دو گانه اولیه و ثانویه γ'، یوتکتیک‌های γ'-γ، کاربید، مقادیر کمی فازهای مضری نظیر δ، η، σ، و Laves[۵]. در این سوپرآلیاژ، رسوب‌های γ' که در زمینه γ توزیع شده‌اند، مهم‌ترین عامل در استحکام‌دهی و افزایش سختی به شمار می‌آیند[۶].

دو نوع رسوب γ' در سوپرآلیاژ GTD-111 وجود دارد. یکی رسوب‌های γ' اولیه که در محدوده دمایی ۱۱۷۰-۱۱۲۰ در طی سرد شدن از دمای انجماد تشکیل می‌شود و دیگری γ' ثانویه که در حین پیرسازی در دمای ۸۴۵ تشکیل می‌شود[۶]. شکل ۲ رسوب‌های γ' اولیه و ثانویه را نشان می‌دهد. ساختار مکعبی شکل، رسوب‌های γ' اولیه و ساختار کروی شکل نشان‌دهنده رسوب‌های γ' ثانویه می‌باشد. رسوب γ' دارای ترکیب اسمی $Ni_3(Al,Ti)$ با ساختار کریستالی fcc، مشابه با زمینه γ، است. ابعاد رسوب‌های اولیه در این آلیاژ در حدود ۰/۸ µm و قطر ذرات ثانویه در حدود ۰/۱ µm می‌باشد. درصد حجمی کل رسوب‌های γ' در این آلیاژ نیز بیش از ۶۰ درصد اندازه‌گیری شد.

مهم‌ترین عوامل در رسوب‌سختی سوپرآلیاژ GTD-111 عبارتند از: کرنش ایجاد شده ناشی از عدم انطباق شبکه‌ای کوهرنت بین رسوب و زمینه، تفاوت بین انرژی فصل مشترک رسوب و زمینه و اختلاف ثابت شبکه. این عوامل به اندازه و توزیع رسوب‌های γ' پس از عملیات پیرسازی[۲۰] و همچنین به سرعت سردشدن از دمای حل‌سازی[۳] بستگی دارند. همچنین همان‌گونه که قبلا گفته شد، سوپرآلیاژ GTD-111 مکانیزم استحکام‌دهی مشابه با آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر آلومینیمی دارد. در واقع آن‌ها به وسیله تشکیل رسوب عناصر آلیاژی در طی عملیات پیرسازی پس از ایجاد محلول فوق اشباع مقاوم می‌شوند.



(ب) (الف)

شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ از: الف) رسوب γ' اولیه، ب) رسوب γ' ثانویه در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111

خواص مکانیکی آن‌ها به سرعت سردشدن از دمای حل‌سازی که تعیین کننده مقدار ماده حل‌شونده برای تشکیل رسوب‌های تقویت‌کننده می‌باشد، بستگی دارد. بسته به سرعت سردشدن، خواصی مانند سختی پس از پیرسازی تغییر می‌کند برای مثال، وقتی این سرعت افزایش می‌یابد، افزایش در سختی نیز اتفاق می‌افتد[۲۰]. این امر ناشی از فوق اشباع بودن محلول جامد است که در اثر سریع سرد کردن اتفاق می‌افتد. در واقع هر مقدار کاهش در خواص مکانیکی ناشی از تشکیل اولیه رسوب‌ها است که از میزان فوق اشباع بودن محلول جامد کم می‌کند. بنابراین، روش آنالیز QFA که بر اساس سرعت سرد شدن نقاط مختلف یک قطعه در طی سردشدن طراحی شده است، می تواند به عنوان یک روش مناسب برای مدل‌سازی سختی در سوپرآلیاژ GTD-111 پیرشده باشد.

همان‌گونه که قبلا گفته شد، تئوری QFA توسط Evancho و Staley[۷] توسعه و گسترش یافت. آن‌ها سینتیک رسوب‌گذاری همدمای آلیاژهای آلومینیم را با معادله زیر نشان دادند.

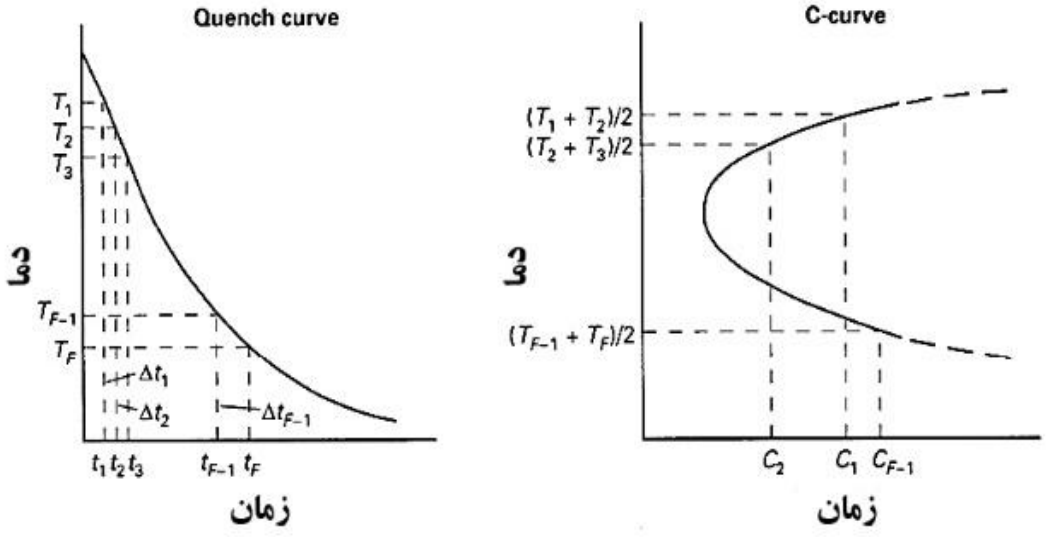
$$X = 1 - \exp(\frac{-t}{k}) \qquad (۱)$$

که در آن، X درصد حجمی جزء استحاله پیدا کرده است، t زمان بر حسب ثانیه و k نیز از رابطه زیر تخمین زده می‌شود[۷]:

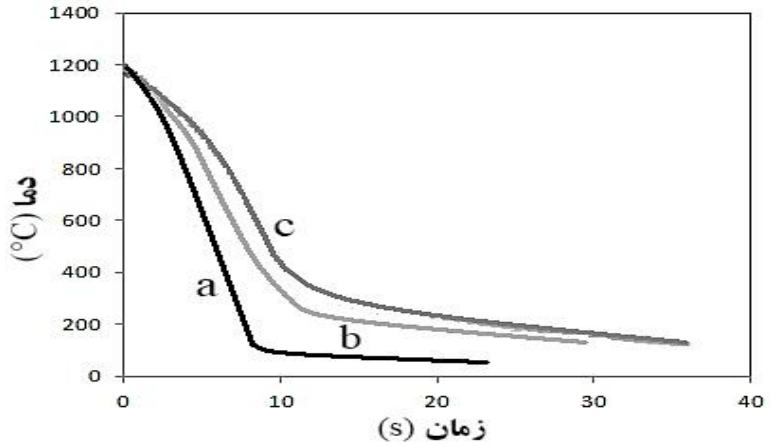
$$k = \frac{C_T}{k_1} = -k_2 \exp(\frac{k_3}{RT(k_4 - T)^2}) \exp(\frac{k_5}{RT}) \qquad (۲)$$

که در آن، C_T زمان بحرانی لازم برای تشکیل یک مقدار مشخص از فازهای نفوذی (بر حسب ثانیه)، k_1 ثابتی است که برابر با لگاریتم جزء استحاله پیدا نکرده است (مقدار تعیین شده از نمودار C - ۱) یا برابر با ۰/۰۰۵۰۱، k_2 ثابتی مرتبط با معکوس تعداد محل‌های جوانه‌زنی (s) است، k_3 ثابتی مرتبط با انرژی لازم برای تشکیل یک هسته است ($J.mol^{-1}$)، k_4 ثابتی مرتبط با دمای محلول‌سازی آلیاژ (برحسب کلوین)، k_5 ثابتی مرتبط با انرژی محرکه نفوذ ($J.mol^{-1}$) ، T دما برحسب کلوین و R= ۸/۳۱۴۳ ($J.mol^{-1}.K^{-1}$) می‌باشد[۱۲]. مقادیر k_2 تا k_5 یک منحنی C شکل که TTP را نشان می‌دهد، تعیین می‌کنند (شکل ۳).

به منظور پیش‌بینی یک خاصیت لازم است که منحنی سردشدن بر اساس زمان به چند قسمت تقسیم شود. با تعیین منحنی سردشدن برای هر نقطه از نمونه و منحنی TTP، خاصیت مربوطه در آن نقطه محاسبه می‌شود. شکل ۳ فرآیند محاسبه عامل کوینچ را با استفاده از یک منحنی سردشدن و منحنی TTP نشان می‌دهد. شکل ۴ چند منحنی سردشدن مربوط به چند محیط سردکننده را ارائه می‌دهد.



شکل ۳- منحنی سردشدن و طرح‌واره نمودار زمان-دما-خواص (TTP) رسم شده با استفاده از ثوابت روش محاسبه عامل کوینچ



شکل ۴- منحنی‌های سردشدن نوعی در محیط‌های مختلف: a)، محیط پلیمری ۱۰ °C، b) روغن ۵۰ °C، c) روغن ۲۲ °C

برای محاسبه عامل کوینچ، ابتدا عامل کوینچ جزیی (q) در هر بازه زمانی در منحنی سردشدن، بر اساس رابطه ۳، محاسبه می‌شود[۲۱]:

$$q = \frac{\Delta t}{C_T} \qquad (۳)$$

با استفاده از قاعده جمع، مقدار عامل کوینچ تجمعی با جمع q_i در محدوده دمایی بحرانی بر اساس رابطه ۴ محاسبه می‌شود[۱۱و۱۲]:

$$Q = \sum q_i \qquad (۴)$$

مقدار Q، سینتیک استحاله را با تعیین نسبت زمان نگهداری یک آلیاژ در یک دمای مشخص به زمان نهفتگی مشخص می‌کند. بنابراین، یک خاصیت مشخص در یک آلیاژ با استفاده از QFA به صورت زیر محاسبه می‌شود:

$$P = P_{\min} + (P_{\max} - P_{\min})\exp(k_1 Q) \qquad (۵)$$

که در آن، P_{min} و P_{max} به ترتیب حداقل و حداکثر مقادیر خاصیت (مانند سختی) یک آلیاژ و Q عامل کوینچ می‌باشند. k_1 برابر با لگاریتم طبیعی کسری از عناصر که به‌صورت فوق اشباع وجود دارد و می‌تواند در طی عملیات پیرسازی بعدی منجر به افزایش مقدار سختی آلیاژ گردد، می‌باشد. در این روش فرض می‌شود در طی عملیات محلول‌سازی و سپس سریع سرد کردن پس از آن، مقدار ۹۹.۵ درصد عناصری که می‌توانند در طی پیرسازی بعدی رسوب کنند و حداکثر سختی را ایجاد نمایند، به صورت فوق اشباع در آمده‌اند. بنابراین، $k_1=\ln(0.995)$ در نظر گرفته می‌شود[۲۱].

در نتیجه، با استفاده از مطالب بالا مشخص می‌شود که برای پیش‌بینی یک خاصیت، مانند سختی، در آلیاژها در ابتدا لازم است که مقادیر k_2 تا k_5 با استفاده از منحنی‌های سردشدن و مقادیر اندازه‌گیری شده آن خاصیت (سختی) و چند خواص دیگر تعیین شوند. مقادیر تقریبی k_4 و k_5 برای سوپرآلیاژ GTD-111 در مراجع اعلام شده است[۶-۳]. k_4 که دمای عملیات حرارتی محلول‌سازی آلیاژ است K ۱۴۷۳ گزارش شده است[۶]. مقدار k_5 انرژی محرکه برای نفوذ خودی در GTD-111 است و توسط سجادی و همکارانش[۵] $kJ.mol^{-1}$ ۲۶۳ گزارش شده است. بایستی متذکر شد که مقدار k_5 برای سوپرآلیاژهای پایه نیکل توسط سایر محققین در محدوده $kJ.mol^{-1}$ ۲۹۰-۲۵۰ گزارش شده است[۳]. با در نظر گرفتن مقادیر حداقل و حداکثر خاصیت و معادله ۵، خاصیت مورد نظر پیش‌بینی می‌شود. ثوابت k_2 و k_3 با معادله ۶ و با استفاده از معادله جذر مربع خطای متوسط (RMSE) به دست می‌آید. این ثوابت آنقدر تغییر داده می‌شود تا اینکه حداقل مقدار RMSE به دست آید.

$$RMSE = \sqrt{\frac{\sum (P_m - P_p)^2}{N}} \qquad (۶)$$

P_m، P_p و N در این معادله به ترتیب مقادیر سختی اندازه‌گیری شده، سختی پیش‌بینی شده در هرنقطه و تعداد آزمایش‌های انجام شده هستند. برای این منظور، با استفاده از روش تکرار کردن، ثوابت k_2 و k_3 روش

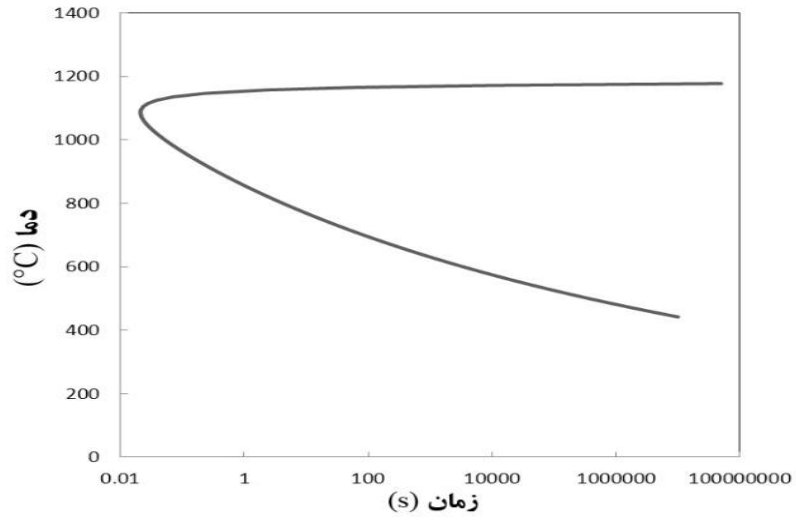
کلاسیک QFA تغییر داده می‌شوند تا اینکه اختلاف بین سختی‌های اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده به حداقل برسد. به عبارت دیگر، حداقل RMSE مربوط به هر سختی به دست آید[۲۰].

جدول ۲ مقادیر k_2 تا k_5 را برای سوپرآلیاژ GTD-111 که از مراجع و همچنین از روش QFA استخراج شده‌اند را ارائه می‌دهد. شکل ۵ نیز منحنی TTP این سوپرآلیاژ که با استفاده از ثوابت ذکرشده به دست آمده است را نشان می‌دهد. منحنی C نشان داده شده در شکل ۵ در واقع زمان‌های لازم برای تشکیل مقادیر کافی از رسوب جهت تغییر مقدار مشخصی از سختی را در این آلیاژ ترسیم می‌کند. منحنی TTP تشکیل رسوب ناشی از واکنش عناصر حل‌شونده در آلیاژ را به صورت تابعی از دما و زمان نشان می‌دهد و مشابه با منحنی‌های استحاله همدمای TTT فولادهاست. به عبارتی دیگر، این منحنی زمانی را مشخص می‌کند که لازم است تا سختی به یک مقدار مشخصی (مثلا ۹۹/۵٪ حداکثر سختی) در هر دمایی برسد. در خصوص سوپرآلیاژ GTD-111، در محدوده دمایی ۱۲۰۰-۱۱۶۰ مقدار فوق اشباع کم است، در نتیجه نیروی محرکه ترمودینامیکی برای تشکیل رسوب نیز کم می‌شود؛ اما در بازه دمایی ۱۱۶۰-۹۶۰ نیروی محرکه ترمودینامیکی خیلی بیش‌تر است و بنابراین زمان لازم برای دستیابی به مقدار مشخصی از رسوب نسبتا کم است. در دماهای زیر ۹۶۰ این زمان به چند صد ثانیه افزایش می‌یابد؛ زیرا ضریب نفوذ عناصر حل‌شونده خیلی کم است. در این شرایط اگرچه پتانسیل ترمودینامیکی برای رسوب‌گذاری به علت میزان بالای فوق اشباع، بالاست، ولی نرخ رسوب‌گذاری کم است؛ زیرا سرعت نفوذ اتم‌ها کم است.

مقادیر حداکثر و حداقل سختی در سوپرآلیاژ GTD-111 به ترتیب ۵۲۳ و ۳۷۵ می‌باشد. همچنین جدول ۳ مقادیر اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده سختی را برای این آلیاژ که از طریق روش آنالیز عامل کوینچ به دست آمده‌اند را ارائه می‌دهد. رابطه بین این مقادیر در سوپرآلیاژ GTD-111 در شکل ۶ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، تحلیل عامل کوینچ QFA یک روش مناسب برای پیش‌بینی سختی سوپرآلیاژ GTD-111 می‌باشد.

جدول ۲- مقادیر k_2 تا k_5 تعیین شده برای سوپرآلیاژ GTD-111

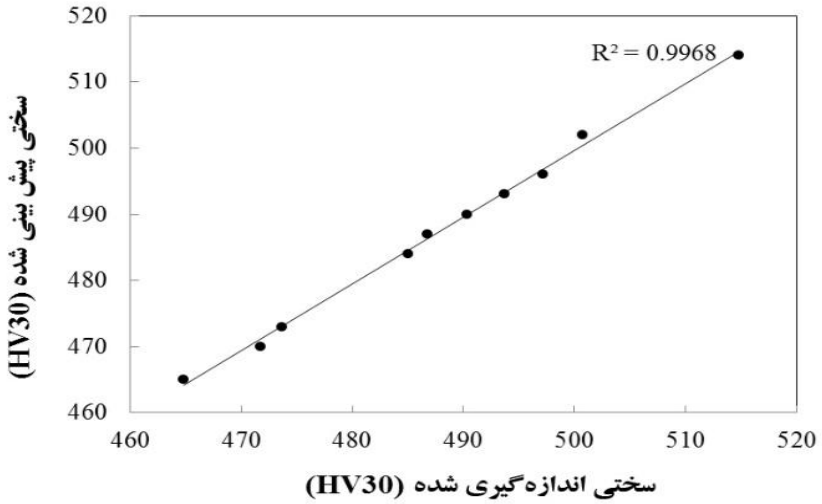
k_2 (s)	k_3 (J.mol^{-1})	k_4 (K)	k_5 (J.mol^{-1})
12E-11	68	1473	263000



شکل ۵- منحنی زمان-دما-خواص (TLP) به دست آمده برای سوپرآلیاژ GTD-111

جدول ۳- مقادیر سختی اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده در سوپرآلیاژ GTD-111

محیط کوینچ	سختی پیش‌بینی شده (HV30)	سختی اندازه‌گیری شده (HV30)
Salt water	514.8	514±2
Tipple	500.7	502±2
Water (4°C)	497.2	496±1
Water (25°C)	493.7	493±2
Water (50°C)	490.3	490±2
Water (80°C)	486.8	487±1
polymeric Aqueous(10°C)	485	484±2
Oil (50°C)	473.7	473±1
polymeric Aqueous (35°C)	471.7	470±2
Oil (22°C)	464.8	465±2



شکل ۶- سختی‌های اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده در سوپرآلیاژ GTD-111

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، میزان توانایی روش تحلیل عامل کوینچ QFA در پیش‌بینی سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین، میزان دقت این روش با مقایسه نتایج حاصله از آن با نتایج تجربی اندازه‌گیری شده بررسی گردید. نتایج حاصله از تحقیق را می‌توان به صورت زیر خلاصه نمود:

۱- مقادیر k_2 و k_3 برای سوپرآلیاژ GTD-111 با استفاده از منحنی‌های سردشدن و سختی‌های به دست آمده به ترتیب ۱۲×۱۰^{-۱۱} s و ۶۸ $J.mol^{-1}$ تعیین شدند.

۲- منحنی زمان - دما - خاصیت (TTP) برای سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 با استفاده از مقادیر k_2 تا k_5 ترسیم شد.

۳- نشان داده شد که مقادیر سختی پیش‌بینی شده و اندازه‌گیری شده در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 تطابق خوبی با هم دارند.

۴- اثبات شد که روش تحلیل عامل کوینچ (QFA) برای تخمین خواص مکانیکی، مانند سختی، در سوپرآلیاژهای پایه نیکل می‌تواند به‌کار گرفته شود.

سپاسگزاری

نویسندگان مراتب تشکر و قدردانی خود را از معاونت محترم پژوهش و فناوری دانشگاه فردوسی مشهد برای حمایت از پروژه تحقیقاتی شماره ۲/۱۸۲۲۳ اعلام می‌دارد. همچنین از شرکت مهندسی موادکاران برای تامین مواد اولیه مورد نیاز تشکر و سپاسگزاری می‌شود.

References:

1- M.P. Petkov, A. Somoza, G. Santos & K.G. Lynn, "Nucleation and Growth Precipitates in a Ni-Based Superalloy", Mater. Sci. Forum, 363, pp. 189-191, 2001.

2- J.R. Ho & S.H. Hong, "Effect of elastic interaction energy on coarsening of γ′ precipitates in a mechanically alloyed ODS Ni-base superalloy", J. Mater. Sci., 34, pp. 329-336, 1999.

3- A.M. Ges, O Fornaro & H.A. Palacio, "Coarsening behaviour of a Ni-base superalloy under different heat treatment conditions", Mater. Sci. and Eng. A, 458, pp. 96-100, 2007.

4- S.A. Sajjadi, S. Nategh & R.I.L. Guthrie, "Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111", Mater. Sci. and Eng. A, 325, pp. 484-489, 2002.

5- S.A. Sajjadi & S. Nategh, "A high temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111", Mater. Sci. and Eng. A, 307, pp. 158-164, 2001.

6-S.A. Sajjadi, S.M. Zebarjad, R.I.L. Guthrie & M. Isac, "Microstructure evolution of high performance Ni- base superalloy GTD-111 with heat treatment parameters", J. Mater. Proc. Techn., 175, pp. 376-381, 2006.

7- J.W. Eavancho & J.T. Staley, "Kinetics of Precipitation in Aluminum Alloys During Continuous Cooling", Metal. Trans., 5, pp. 43-47, 1974.

8- A. Zehtab Yazdi, S.A. Sajjadi, S.M. Zebarjad & S.M. Moosavi Nezhad, "Prediction of hardness at different points of Jominy specimen using quench factor analysis method", J. Mater. Proc. Techn., 199, pp. 124-129, 2008.

9-J.D. Bernardin & I. Mudawar, "Validation of the quench factor technique in predicting hardness in heat treatable aluminum alloys", International Journal for Heat Mass Transfer, 38, pp. 863-873, 1995.

10- J.T. Staley, R.D. Doherty & A.P. Jaworski, "Improved model to predict properties of aluminum alloy products after continuous cooling", Metall. Trans., A 24, pp. 2417-2427, 1993.

11- C.E. Bates & G.E. Totten, "Quench severity effects on the as-quenched hardness of selected alloy steels", Heat Treatment of Metals, 2, pp. 45-48, 1992.

12- C.E. Bates, "Predicting properties and minimizing residual stress in quenched steel parts", J. Heat Treat., 6, pp. 27-45, 1988.

13- C.R. Brooks, "Principles of heat treatment of plain carbon and low alloy steels", ASM international, 1996.

14- M. Avrami, "Kinetic of phase change", J. Chem. Phys., 8, pp. 212-224, 1940).

15- J.W. Cahn, "Transformation kinetics during continuous cooling", Acta Metallurgica, 4, pp. 572-575, 1956.

16- P.A. Rometsch, M.J. Starink & P.J. Gregson, "Improvements in quench factor

modelling", Mater. Sci. and Eng. A, 339, pp. 225-264, 2003.

17- R.J. Flynn & J.S. Robinson, "The application of advances in quench factor analysis property prediction to the heat treatment of 7010 aluminum alloy", J. Mater. Proc. Techn., 153, pp. 674-680, 2004.

18- J.T. Staley, "Quench factor analysis of aluminum alloys", Mater. Sci. and Techn., 3, pp. 923-935, 1987.

19- M. Kianezhad & S.A. Sajjadi, "Improvement of Quench Factor Analysis in Phase and Hardness Prediction of a Quenched Steel", Metal. and Mater. Trans. A, 5, pp. 2053-2059, 2012.

20- S.A. Sajjadi, H.R. Elahifar & H. Farhangi, "Effects of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of the Ni-base superalloy UDIMET 500", J. Alloys and Comp., 455, pp. 215-220, 2008.

21- C.E. Bates, "Selecting quenchants to maximize tensile properties and minimize distortion in aluminum parts", J. Heat Treating, 5, pp. 27-40, 1987.