

بررسی اثر نرخ کرنش بر رفتار کشش گرم آلیاژ اینوار

امیر پهلوانی^{۱*}، سیدمهدی عباسی^۲، مریم مرکباتی^۳، رشید مهدوی^۴

چکیده

هدف از پژوهش حاضر، بررسی اثر نرخ کرنش بر رفتار کشش گرم آلیاژ و تعیین معادلات بنیادی این آلیاژ است. این آلیاژ تحت آزمون کشش گرم در محدوده‌ی دمایی °C ۸۵۰-۱۱۵۰ و فاصله دمایی °C ۱۰۰ با نرخ‌های کرنش $0.1/s$ ، $1/s$ و $10/s$ قرار گرفت و سپس نمودار تنش-کرنش، ساختار نواحی شکست آن بررسی شد. بررسی‌های ساختاری نشان داد که نوع شکست در این آلیاژ شکست بین‌دانه‌ای است. هم‌چنین با افزایش نرخ کرنش، داکتیلیته گرم آلیاژ بهبود یافت. معادلات بنیادی برای این آلیاژ تعیین گردید. انرژی فعال‌سازی نیز $411/5 \text{ kJ/mol}$ محاسبه گردید.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ اینوار، آزمون کشش گرم، شکست بین دانه‌ای، انرژی فعال‌سازی.

Archive of SID

^۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، پژوهشکده مواد فلزی، دانشگاه مالک اشتر تهران

^۲- دانشیار، پژوهشکده مواد فلزی، دانشگاه مالک اشتر تهران

^۳- استادیار، پژوهشکده مواد فلزی، دانشگاه مالک اشتر تهران

^۴- مربی، پژوهشکده مواد فلزی، دانشگاه مالک اشتر تهران

*-نویسنده مسئول مقاله: amirkondor@gmail.com

پیشگفتار

تغییرات طول یا دما یا ضریب انبساط حرارتی یکی از پارامترهای مهم طراحی قطعات مورد استفاده در تجهیزات لیزر و دستگاه‌های اندازه‌گیری با دقت بالا است. آلیاژهای آهن-نیکل، گستره‌ی ضریب انبساط حرارتی خطی از مقادیر کوچک و منفی ($-0.5 \mu\text{m/mK}$) تا مقادیر بزرگ و مثبت ($20 \mu\text{m/mK}$) را در بردارند [۱ و ۲]. آلیاژ اینوار، آلیاژ دوتایی آهن-نیکل است که دارای ۳۰-۴۰ درصد نیکل می‌باشد. مهم‌ترین مشخصه‌ی این آلیاژ، ضریب انبساط حرارتی بسیار اندک آن در مقایسه با دیگر آلیاژها است. در میان این آلیاژها، به آلیاژ ۳۶ درصد وزنی نیکل که دارای کمترین ضریب انبساط حرارتی ($1/5 \mu\text{m/mK}$) در محدوده دمایی ($100-200^\circ\text{C}$) است، اینوار اطلاق می‌شود. نام اینوار به تغییر بسیار کم ضریب انبساط حرارتی آلیاژ اینوار با تغییر درجه حرارت در دمای نزدیک به دمای محیط، اشاره دارد [۳ و ۴]. برخی آلیاژها در چرخه‌ی فرآیند تولید تحت عملیات تغییر شکل گرم قرار می‌گیرند که این عمل، علاوه بر رساندن شمش به ابعاد نهایی، منجر به از بین رفتن ساختار ریختگی و بهبود خواص مکانیکی می‌شود.

پارامترهای مهم و اثر گذار بر داکتیلیته گرم عبارتند از: ترکیب شیمیایی، دما، اندازه‌ی دانه، کسر حجمی، توزیع رسوبات، آخال‌ها و نرخ کرنش. در آلیاژهای مختلف، تغییر نرخ کرنش اثرات مختلفی نیز دارد [۵ و ۶]. در آلیاژهای تیتانیوم و برخی فولادها، افزایش نرخ کرنش سبب کاهش داکتیلیته گرم می‌شود. در فولادهای آستنیتی افزایش نرخ کرنش، داکتیلیته گرم را افزایش می‌دهد. تأثیر نرخ کرنش بر داکتیلیته گرم به نوع شکست در آلیاژ بستگی دارد. در آلیاژهایی که عامل شکست لغزش مرزانه‌ای است، افزایش نرخ کرنش سبب بهبود داکتیلیته می‌شود. در آلیاژهایی که میزان نفوذ بالاست، کاهش نرخ کرنش سبب افزایش داکتیلیته گرم شده و گاهی نیز باعث بروز خواص ابر مومسانی می‌شود [۷-۸].

به منظور تعیین و پیش‌بینی رفتار تغییر شکل گرم فلزات و آلیاژها، می‌توان از معادلات بنیادی آنها استفاده نمود. زیرا به کمک این معادلات، می‌توان تنش سیلان فلز را به پارامترهای فرآیند از جمله کرنش، نرخ کرنش و دما مرتبط نمود. جهت بیان تأثیر دما، نرخ کرنش، بدست

آوردن معادله‌ی بنیادی و تعیین انرژی اکتیواسیون کارگرم از پارامتر زهر-هولمن طبق رابطه‌ی (۱) استفاده می‌شود [۹ و ۱۰]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (1)$$

در این رابطه Z پارامتر زهر-هولمن، Q انرژی فعال-سازی، R ثابت گازها، σ تنش، n توان تنش و A و α ثابت است. در تحقیقات انجام گرفته، رفتار تغییر شکل گرم فولادها [۸] در نرخ‌های کرنش گوناگون بررسی شده است؛ اما آلیاژ اینوار مورد بررسی قرار نگرفته است. هم چنین معادلات بنیادی برای این آلیاژ محاسبه نشده است. لذا در این پژوهش اثر نرخ کرنش و معادلات بنیادی آلیاژ اینوار مورد مطالعه قرار گرفته است.

مواد و روش‌ها

آنالیز ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه مورد استفاده در این پژوهش در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ اینوار مورد استفاده در

این پژوهش حاصل از اسپکتروسکوپی نشری (درصد

وزنی)

عنصر	C	Si	Mn	S	Ni	Fe
درصد وزنی	۰/۰۱۱	۰/۰۱	۰/۰۹	۰/۰۰۲	۳۷/۳۰	base

این آلیاژ در کوره القایی تحت گاز آرگون ذوب و در قالب فلزی ریخته‌گری شد. برای تصفیه مجدد از روش ذوب تحت سرباره‌ی الکتریکی (ESR) استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ نیز به وسیله‌ی دستگاه اسپکتروسکوپی نشری بدست آمده است. برای مشخص کردن میزان گوگرد و کربن از دستگاه Leco 600 استفاده شده است. از شمش با ابعاد $300 \times 80 \times 60 \text{ mm}^3$ نمونه‌هایی با ابعاد $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ بریده شد. سپس نمونه‌ها در دمای 1100°C به مدت ۴ ساعت همگن‌سازی شدند.

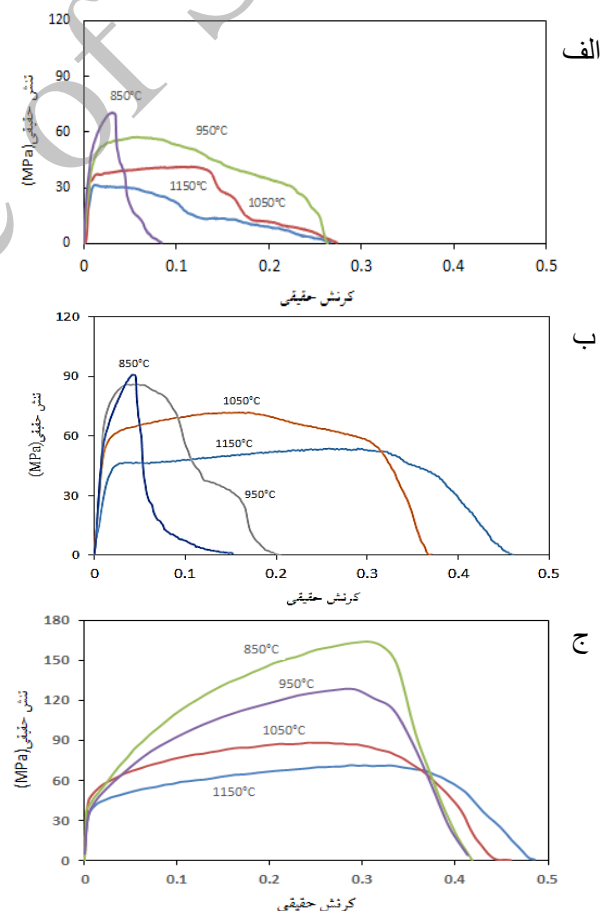
به وسیله ماشین‌کاری، نمونه‌های آزمایش کشش گرم طبق استاندارد ASTM E8[11]، به شکل دمبلی تهیه گردید. طول نمونه‌ها در حدود 100 mm و طول سنج 28 mm و قطر آن $6/25 \text{ mm}$ بوده است. نمونه‌ها به وسیله دستگاه کشش Instron ۸۵۰۲ در محدوده‌ی دمایی 100°C و نرخ‌های 0.1 s^{-1} ، 1 و 10 تحت آزمون کشش گرم قرار

با مقایسه‌ی این نمودارها مشخص می‌شود که با کاهش نرخ کرنش، کرنش شکست کاهش یافته است. همان گونه که مشاهده می‌شود با افزایش نرخ کرنش و کاهش دما، استحکام حداکثر افزایش می‌یابد. دلیل این موضوع همان تاثیر کارسختی می‌باشد. با توجه به اینکه با افزایش نرخ کرنش، فرصت کافی برای از بین رفتن نابجایی‌ها وجود ندارد، چگالی نابجایی‌ها زیاد شده و کارسختی افزایش می‌یابد. بدین ترتیب تنش بیشتری لازم است تا نمونه تغییر شکل یابد. افزایش نرخ کرنش، سبب جلوگیری از بازیابی و مکانیزم‌های نرم شدن در دماهای پایین می‌گردد و بنابراین استحکام افزایش می‌یابد. اما با افزایش دما استحکام افت نموده و ازدیاد طول زیاد می‌شود. با افزایش دما وقوع مکانیزم‌های نرم شدن در ماده آسان‌تر شده و لذا استحکام کاهش می‌یابد. مینتز و همکارانش [۸] گزارش کرده‌اند که در فولادهای آستنیتی، با کاهش نرخ کرنش امکان وقوع لغزش مرزدانه‌ای افزایش یافته و لذا نمونه در کرنش‌های کمتری خواهد شکست. در آلیاژ اینوار مورد بررسی در این پژوهش نیز به نظر می‌رسد، افت داکتیلیته در اثر لغزش مرزدانه‌ای باشد که با کاهش نرخ کرنش شدیدتر می‌شود. با افزایش نرخ کرنش، انرژی ذخیره شده افزایش یافته و کرنش در نمونه بالا می‌رود و هم چنین شرایط برای وقوع تبلور مجدد افزایش می‌یابد. این موضوع توسط محققین دیگر [۱۲ و ۱۳] نیز مورد تأیید قرار گرفته است. در شکل ۲ نمودار کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول با دما در نرخ‌های کرنش متفاوت نمایش داده شده است.

گرفتند و بعد از شکست به سرعت در آب کوئنچ شدند تا تبلور مجدد متادینامیک در نمونه رخ ندهد. به منظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌هایی به وسیله وایرکات از سطح مقطع شکست در امتداد جهت کشش، جدا و سپس مانع شدند. پس از سنباده‌زنی و پولیش، نمونه‌ها با محلول 20% $HClO_4$ ، 10% H_2O_2 و 70% H_2O حکاکی شدند. جهت بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری Olympus BX51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی ISIABT-SR50 مجهز به آنالیز EDS استفاده گردید.

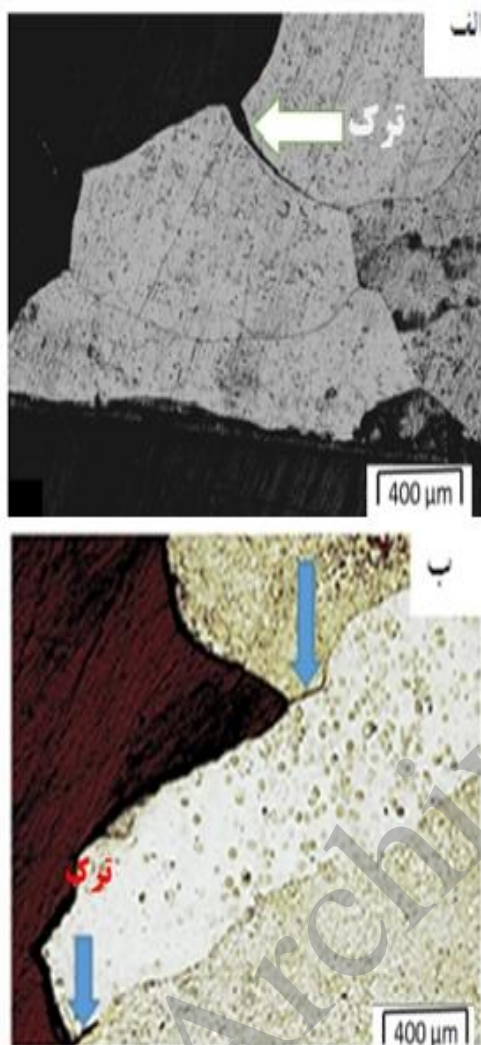
نتایج و بحث

در شکل ۱ نمودار تنش-کرنش آلیاژ اینوار نرخ‌های کرنش 10^{-1} ، 0.1 ، 1 و 10^1 s⁻¹ و دماهای مختلف نمایش داده شده است.



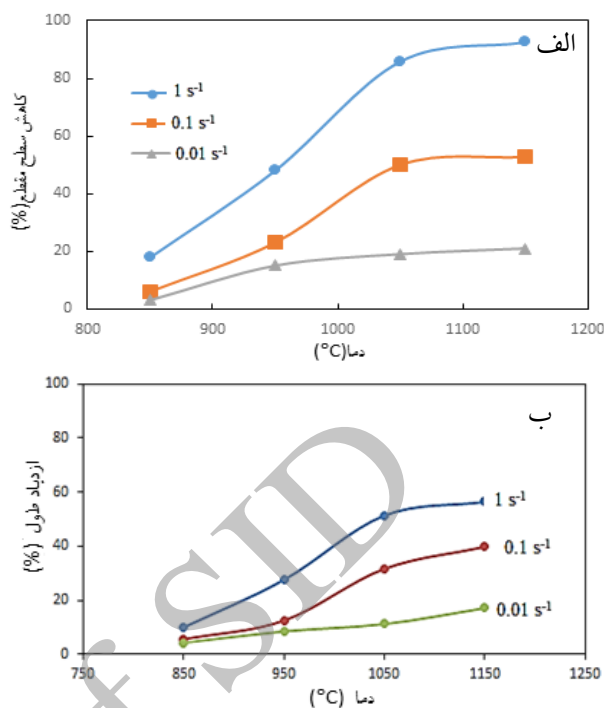
شکل ۱- نمودار تنش-کرنش آلیاژ اینوار پایه در دماهای مختلف و نرخ‌های کرنش الف) 10^{-1} s⁻¹، ب) 0.1 s⁻¹ و ج) 1 s⁻¹

می‌یابد. لذا رفتار داکتیلیته‌گرم در نرخ کرنش پایین متفاوت از نرخ کرنش بالا است. در شکل ۳ ریزساختار آلیاژ اینوار در دمای 850°C و نرخ‌های کرنش 0.1 s^{-1} و 0.01 s^{-1} ارائه شده است



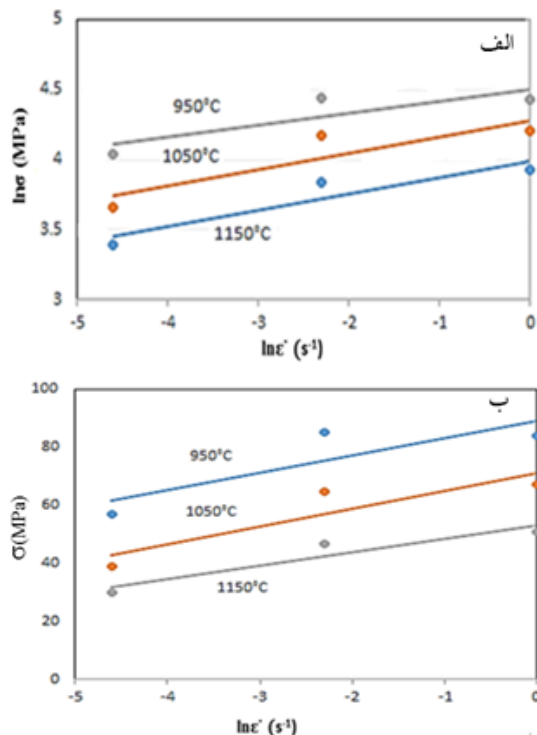
شکل ۳ - ریزساختار آلیاژ اینوار در دمای 850°C و نرخ‌های کرنش 0.1 s^{-1} و 0.01 s^{-1}

همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود در سطح مقطع شکست، در مرزخانه‌های آستنیت ترک مشاهده می‌شود.



شکل ۲- نمودار الف) کاهش سطح مقطع و ب) ازدیاد طول آلیاژ اینوار پایه در نرخ‌های کرنش 0.1 s^{-1} ، 1 s^{-1} و 0.01 s^{-1} در دماهای مختلف

چنان که مشاهده می‌شود، هر سه نرخ کرنش در دمای 850°C ، داکتیلیته اندکی دارند. دلیل پایین بودن داکتیلیته در این دما، می‌تواند عدم وقوع تبلور مجدد دینامیکی و پایین بودن نفوذ باشد. با افزایش دما داکتیلیته در هر سه شرایط نرخ کرنش بهبود یافته است. با این وجود در نرخ کرنش پایین داکتیلیته در دماهای بالا نیز اندک است. بهبود در داکتیلیته می‌تواند به دلیل وقوع فرآیندهای ترمیم در ساختار باشد. در نرخ کرنش‌های کم، وقوع لغزش مرزخانه‌ای فرصت لازم برای تبلور مجدد را نمی‌دهد و لذا در دماهای بالا نیز داکتیلیته اندک خواهد بود. در نرخ کرنش بالا انرژی ذخیره شده در ماده به سرعت زیاد شده و امکان وقوع تبلور مجدد بیشتر می‌شود و لغزش مرزخانه‌ای کاهش می‌یابد و در دماهای بالا در ساختار، تبلور مجدد اتفاق می‌افتد و داکتیلیته‌گرم افزایش



شکل ۵- روابط بین الف) $\ln \sigma$ و ب) σ و $\ln \dot{\epsilon}$

مقدار α از رابطه (۱۰) برابر 1.0198 MPa^{-1} بدست می‌آید. طبق رابطه (۴) برای تمام مقادیر تنش، رابطه (۲) می‌تواند به صورت زیر ارائه شود:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (11)$$

با لگاریتم گرفتن از دو طرف معادله بالا رابطه زیر به دست می‌آید:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{\ln \dot{\epsilon}}{n} + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A}{n} \quad (12)$$

شیب منحنی $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ بر حسب $\ln \dot{\epsilon}$ برابر با $\frac{1}{n}$ (شکل ۶-الف و رابطه ۱۲) است و بنابراین مقدار n از معکوس شیب منحنی $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ بر حسب $\ln \dot{\epsilon}$ برابر با $6/973$ محاسبه می‌شود. با مشتق گیری از رابطه (۱۲) در نرخ کرنش ثابت رابطه زیر به دست می‌آید:

$$Q = Rn \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \frac{1}{T}} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (13)$$

(۴) و برای کلیه مقادیر تنش از رابطه (۵) می‌توان استفاده کرد [۱۴ و ۱۲].

$$\dot{\epsilon} = A F(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$F(\sigma) = \sigma^{n1} \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (3)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (4)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad \text{for all } \sigma \quad (5)$$

برای محاسبه انرژی فعال‌سازی از طریق معادله سالرز، تعیین ثوابت α ، n و A لازم است. در تنش‌های کم ($\alpha\sigma < 0.8$) و تنش‌های زیاد ($\alpha\sigma > 1.2$) به ترتیب با جایگذاری روابط (۳) و (۴) در رابطه (۱)، روابط بین تنش سیلان و نرخ کرنش از طریق معادلات (۶) و (۷) به دست می‌آیند:

$$\dot{\epsilon} = B \sigma^{n1} \quad (6)$$

$$= B' \exp(\beta\sigma) \quad (7)$$

که B و B' ثوابت ماده هستند. با لگاریتم معادلات (۶) و (۷) به صورت روابط (۸) و (۹) می‌شوند:

$$\ln(\sigma) = \frac{1}{n1} \ln(\dot{\epsilon}) - \frac{1}{n1} \ln(B) \quad (8)$$

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln(\dot{\epsilon}) - \frac{1}{\beta} \ln(B') \quad (9)$$

با جایگذاری مقادیر نرخ کرنش و تنش سیلان (در کرنش حقیقی ۰/۱) در معادلات (۸) و (۹) رابطه بین تنش سیلان و نرخ کرنش بدست می‌آید. مقدار $n1$ و β به ترتیب از شیب خطوط موازی منحنی‌های $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ (شکل ۵-الف و رابطه ۸) و $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ (شکل ۵-ب و رابطه ۹) بدست می‌آید، که به ترتیب مقادیر ۹/۰۹ و 0.118 MPa^{-1} بدست می‌آید. همچنین بین β و α و $n1$ رابطه (۱۰) برقرار است:

$$\alpha = \frac{\beta}{n1} \quad (10)$$

طریق میانگین نرخ کرنش‌های مختلف برابر با $411/5 \text{ kJ/mol}$ بدست آمد. مقدار $\ln A$ نیز به سادگی از عرض از مبدا منحنی $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ برحسب $\frac{1}{T}$ بدست می‌آید و مقدار ثابت A برابر با $3/31 \times 10^{15}$ محاسبه می‌شود. بدین ترتیب با جایگذاری مقادیر α ، Q ، n و A در رابطه (۱۱) معادله بنیادی به صورت زیر تعیین گردید.

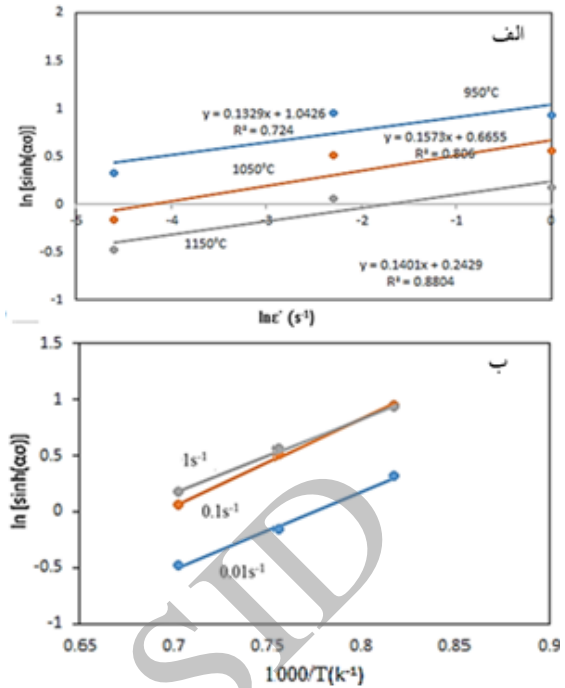
$$\dot{\epsilon} = 3.31 \times 10^{15} [\sinh(0.0198\sigma)]^{6.973} \exp\left(-\frac{411500}{RT}\right) \quad (14)$$

نتیجه‌گیری

در فرآیند کشش گرم آلیاژ اینوار پایه، با افزایش نرخ کرنش و کاهش وقوع لغزش مرزدانه‌ای در کلیه دماها داکتیلیته گرم افزایش یافته است. با افزایش نرخ کرنش، انرژی ذخیره شده در ماده بیشتر شده و شرایط لازم برای وقوع تبلور مجدد بالا می‌رود و لذا نرخ افزایش داکتیلیته گرم بیشتر می‌شود. ثوابت معادله بنیادی آلیاژ اینوار از طریق معادله سلارز تعیین شد.

References:

- 1- S. Gibb, "An Introduction to Invar", Graduate Student College of Optical Sciences University of Arizona, 2006.
- 2- C.E. Guillaume, "Invar and Elinvar", Nobel Lecture, 1920.
- 3- Special Metals, "The Nilo and Nilomag, Nickel-Iron Alloys", 2004.
- 4- ASM Specialty Handbook: "Nickel, Cobalt, and Their Alloys", ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2000.
- 5- H.G. Suzuki and D. Eylon, "Hot Ductility of Titanium Alloy: A Challenge for Continuous Casting Process", Materials Science and Engineering A, Vol. 243, pp. 126-133, 1998.



شکل ۶- روابط بین الف) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و ب) $\ln \dot{\epsilon}$

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] \text{ و } \frac{1}{T}$$

بنابراین مقدار انرژی فعال‌سازی (Q) از شیب منحنی

$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ برحسب $\frac{1}{T}$ (شکل ۶-ب و رابطه ۱۳) از

- 6- B. Mintz, S. Yue and J. Jonas, "Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting", International Materials Reviews, Vol. 36, pp. 187-217, 1991.

۷- علیرضا عبدالمهی و علی‌علیزاده، "تولید نانوکامپوزیت دو جزیی فوق مستحکم زمینه آلومینیومی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن"، مجله مواد نوین، جلد ۴، شماره ۱، صفحه ۸۳-۹۸، ۱۳۹۳.

- 8- B. Mintz and J. Jonas, "Influence of strain rate on production of deformation induced ferrite and hot ductility of steels", Materials Science and Technology, Vol. 10, Pp. 721-727, 1994.

9- F.J. Humphreys and M. Hatherly, "Recrystallization and Related Annealing

Phenomena", 1st ed., Pergamon, Oxford, United Kingdom, 1996.

10- C.M. Sellars, "in Hot Working and Forging Process", C.M. Sellars and C.H.J. Davis, eds., The Metals Society, London, 1979.

11- ASTM E8, "Metals Mechanical Testing Elevated and Low Temperature Tests Metallography", ASTM Annual Book, Vol. 03.01, 1999.

12- L. Ben Mostefai, G. Saindrenan, M.P. Solignac and J.P. Colin, "Effect of Interfacial Sulfur Segregation on the Hot

Ductility Drop of Fe-Ni36 Alloys", Acta. metall. Material, Vol. 39, pp. 3111-3118, 1991.

13- M.T. Perrot-Simonetta and A. Kobylanski, "Influence of Trace Elements on Hot Ductility of an Ultra High Purity Invar Alloy", Journal De Physique, Vol. 5, pp. 323-334, 1995.

۱۴- ح. امیدوار، ب. فلاح قنبری و م. تمیزی‌فر، "رفتار سیلان آلیاژ Ti-6Al-4V تجاری با ریزساختار لایه‌ای در فورج همدم"، مواد پیشرفته در مهندسی، شماره‌ی دوم، از صفحه ۲۳ تا ۳۵، ۱۳۹۰.

Archive of SID