

بررسی اثر افزودن عناصر آلومینیم و تیتانیوم بر رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ اینوار

امیر پهلوانی*^۱، سید مهدی عباسی^۲، مریم مرکباتی^۳، رشید مهدوی^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، پژوهشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دانشیار، پژوهشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۳- استادیار، پژوهشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۴- مربی، پژوهشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

*Amirkondor@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۳/۰۳/۱۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۳/۱۲/۱۱)

چکیده

انعطاف پذیری گرم آلیاژ پایه Fe-36Ni در شرایط ریختگی و در حضور ۰/۰۵ درصد وزنی آلومینیم و ۰/۰۴ درصد وزنی تیتانیوم در محدوده دمایی ۸۵۰-۱۱۵۰°C با نرخ کرنش $۰/۰۱s^{-1}$ مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که با افزودن آلومینیم، رسوبات حاوی آلومینیم مانند اکسید آلومینیم در ساختار به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. این رسوبات مکان‌های مناسب تمرکز کرنش بوده و همچنین سبب قفل شدن مرزخانه‌ها می‌شوند که منجر به افت انعطاف پذیری می‌شوند. عنصر تیتانیوم نیز با تشکیل رسوبات اکسید تیتانیوم و نیتريد تیتانیوم سبب کاهش اندازه دانه شده و انعطاف پذیری گرم بهبود می‌یابد.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ Fe-36Ni، انعطاف پذیری گرم، آلومینیم، تیتانیوم، قفل شدن مرزخانه.

۱- مقدمه

آلیاژ دوتایی آهن- نیکل که دارای ۳۰-۴۰ درصد نیکل باشد، به نام آلیاژ اینوار معروف شده است. مهم‌ترین مشخصه‌ی این آلیاژ ضریب انبساط حرارتی بسیار اندک آن در مقایسه با دیگر آلیاژها است. در میان این آلیاژها، آلیاژ دارای ۳۶ درصد وزنی نیکل دارای کمترین ضریب انبساط حرارتی $۱/۵ \mu m/mK$ در محدوده دمایی (۱۰۰-۲۰۰°C) است. به همین دلیل در اکثر موارد هنگامی که از آلیاژ اینوار نامبرده می‌شود منظور آلیاژ Fe-36Ni است [۱-۴].

تغییر شکل گرم برای بعضی از آلیاژهای صنعتی یکی از مراحل مهم فرایند تولید است. معمولاً با افزایش دما به دلیل فعال شدن سیستم‌های لغزش و نفوذ، ماده شکل‌پذیری بهتری از خود نشان می‌دهد و نیروی مورد نیاز برای تغییر شکل و رسیدن به شکل نهایی کاهش می‌یابد. در بعضی موارد با افزایش دما، شکل‌پذیری کاهش می‌یابد. تغییر شکل گرم معمولاً به دلیل افت

ریزدانه‌ساز در دماهای بالا می‌توان استفاده کرد [۱۳-۱۴]. نقش تیتانیوم در فولادها به دو صورت متضاد بیان شده است. تیتانیوم با تشکیل ذرات ریز نیتريد تیتانیوم سبب قفل شدن مرزدانه می‌شود و لغزش مرزدانه‌ای افزایش می‌یابد. همچنین گزارش کرده‌اند [۱۵] که تیتانیوم با گوگرد و نیتروژن واکنش می‌دهد و مانع تشکیل رسوبات MnS و AlN می‌شود و لذا انعطاف پذیری گرم بهبود می‌یابد.

تحقیقات انجام گرفته نشان داده است که عنصر آلومینیم بر انعطاف پذیری گرم آلیاژ اینوار در شرایط کار شده اثر منفی دارد اما اثر این عنصر بر انعطاف پذیری گرم این آلیاژ در شرایط ریختگی مطالعه نشده است. همچنین مطالعاتی درباره‌ی اثر تیتانیوم بر انعطاف پذیری گرم این آلیاژ انجام نشده است. لذا هدف از تحقیق حاضر مطالعه‌ی اثر افزودن عناصر تیتانیوم و آلومینیم بر انعطاف پذیری گرم آلیاژ اینوار است.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

آنالیز ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه، آلیاژهای حاوی آلومینیم و تیتانیوم مورد استفاده در این پژوهش در جدول ۱ ارائه شده است. این آلیاژها در کوره القایی تحت گاز آرگون ذوب و در قالب فلزی ریخته‌گری شدند. برای تصفیه مجدد از روش ذوب تحت سرباره‌ی الکتریکی (ESR) استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژها نیز به وسیله‌ی دستگاه اسپکتروسکوپی نشری بدست آمده است. برای مشخص کردن میزان گوگرد و کربن از دستگاه Leco 600 استفاده شده است.

در انعطاف پذیری محدود می‌شود. افت در انعطاف پذیری را شکست ترد بین‌دانه‌ای در دمای بالا نیز می‌گویند [۵-۷]. در فولادهای حاوی آلومینیم رسوبات نیتريد آلومینیم و اکسید آلومینیم مشاهده شده است. این رسوبات با قفل کردن مرزدانه‌ها و تمرکز کرنش در اطراف آنها سبب کاهش انعطاف پذیری می‌شوند. به طور کلی هر پدیده‌ای که سبب کاهش چسبندگی مرزدانه و یا افزایش تمرکز کرنش روی مرزدانه‌ها شود، انعطاف پذیری را کاهش می‌دهد [۸]. تمرکز کرنش در اطراف رسوب‌ها و آخال‌های موجود در مرزدانه‌ها باعث ایجاد حفرات می‌شود. این حفرات با بهم پیوستن موجب شکست نمونه می‌شوند. دیگر مکانیزم شکست، لغزش مرزدانه‌ای در نواحی تک فاز آستنیت و تشکیل ترک‌های گوه‌ای شکل است [۹]. این مکانیزم به وسیله‌ی حالت خزشی و نرخ کرنش پایین ترغیب می‌شود [۹-۱۰].

تحقیقات انجام شده توسط مصطفی و همکارانش [۱۱] روی آلیاژ اینوار در حالت نورد شده حاکی از جدایش گوگرد به صورت ناخالصی در مرزدانه است که سبب ترغیب تشکیل ریزحفرات و لغزش مرزدانه می‌شود و به رشد ترک‌های گوه‌ای شکل کمک می‌کند. برای جلوگیری از جدایش گوگرد در مرزدانه‌ها به فولادها، منگنز اضافه می‌کنند. با ریزدانه‌سازی غلظت این عناصر در مرزدانه کاهش یافته و انعطاف پذیری افزایش می‌یابد [۹-۱۲]. در چند سال اخیر استفاده از عنصر تیتانیوم به عنوان عنصر میکروآلیاژی در فولادها توسعه و رشد قابل توجهی داشته است. رسوبات TiN حل‌شوندگی کمی دارند و در برابر درشت شدن مقاوم هستند لذا از این ذرات به عنوان

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ اینوار مورد تحقیق (درصد وزنی)

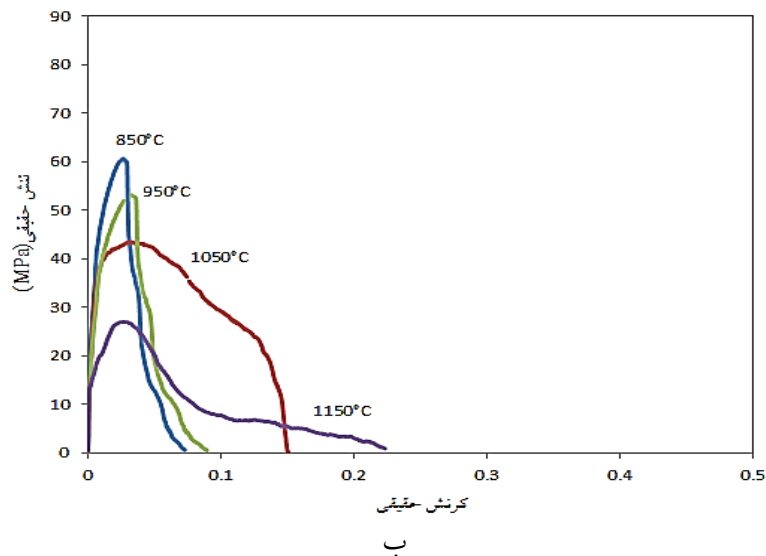
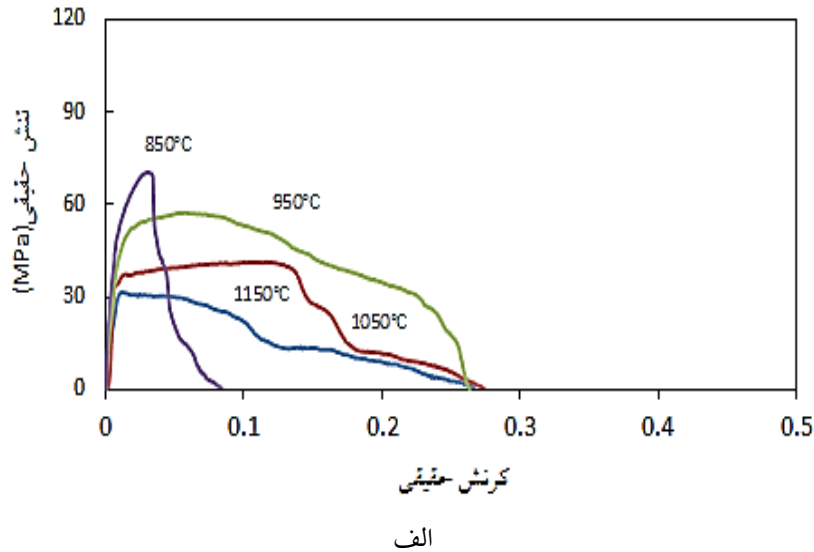
Fe	Ti	Al	Ni	S	C	
base	۰/۰۰۱۱	۰/۰۱	۳۷/۳	۰/۰۰۲۲	۰/۰۰۵	آلیاژ پایه
base	۰/۰۰۱۴	۰/۰۴۷۴	۳۷/۰۵	۰/۰۰۲۴	۰/۰۰۲	آلیاژ حاوی Al
base	۰/۰۴۳	۰/۰۲۸۵	۳۶/۹۲	۰/۰۰۱۹	۰/۰۰۱	نمونه حاوی Ti

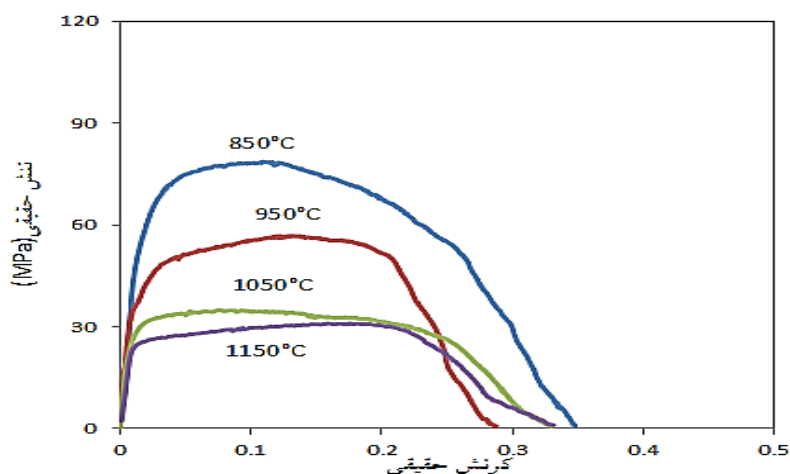
جهت کشش، جدا و سپس مانع شدند. پس از سنباده زنی و پولیش، نمونه‌ها با محلول HClO_4 ۲۰٪، H_2O_2 ۱۰٪ و H_2O ۷۰٪ حکاکی شدند. جهت بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری Olympus BX51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی -ISIABT SR50 و TESCAN مدل XMU با ولتاژ کاری ۱۵kW و مجهز به آنالیز EDS استفاده گردید.

۳- نتایج و بحث

در شکل ۱ نمودار تنش- کرنش آلیاژهای اینوار در دماهای مختلف و نرخ کرنش ثابت 0.01 s^{-1} ارائه شده است.

از شمش تولید شده با ابعاد $6 \times 8 \times 30 \text{ Cm}$ نمونه‌هایی با ابعاد $1 \times 1 \times 1 \text{ Cm}$ به وسیله‌ی اهره نواری بریده شد. سپس نمونه‌های در دمای 1100°C به مدت ۴ ساعت همگن‌سازی شدند. با ماشین کاری، نمونه‌های آزمایش کشش گرم طبق استاندارد ASTM E8 [۱۶]، به شکل دمبلی تهیه گردید. سپس نمونه‌ها به وسیله دستگاه کشش Instron 8502 در محدوده‌ی دمایی $850-1150^\circ\text{C}$ با فاصله‌ی دمایی 100°C و نرخ کرنش 0.01 s^{-1} تحت آزمون کشش گرم قرار گرفتند. نمونه‌ها بعد از شکست سریعاً در آب کوئنچ شدند. به منظور بررسی‌های ساختاری، نمونه‌هایی به وسیله وایرکات از سطح مقطع شکست در امتداد



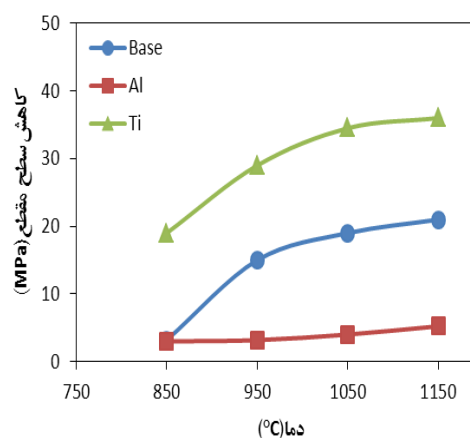


ج

شکل (۱): نمودار تنش- کرنش برای: (الف): آلیاژ پایه، (ب): آلیاژ حاوی آلومینیم و (ج): آلیاژ حاوی تیتانیوم در دماهای مختلف با نرخ کرنش $0.01s^{-1}$.

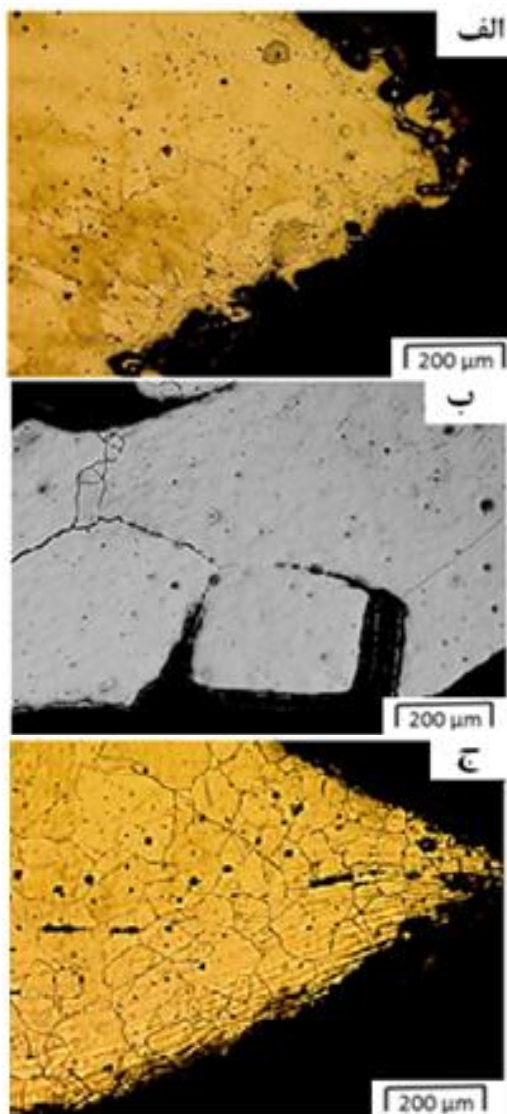
در دمای $850^{\circ}C$ در دو آلیاژ اینوار پایه و حاوی آلومینیم انعطاف پذیری اندک است. در آلیاژ اینوار حاوی تیتانیوم نیز نسبت به دماهای بالا انعطاف پذیری کمتر است ولی نسبت به دو آلیاژ دیگر بالاتر است. در دماهای پایین مکانیزم لغزش مرزدانه‌ای در تمامی نمونه‌ها حاکم است که سبب پایین بودن انعطاف پذیری در نمونه‌ها می‌شود. با افزایش دما و وقوع تبلور مجدد دینامیکی انعطاف پذیری افزایش می‌یابد. در نمونه‌ی حاوی تیتانیوم، انعطاف پذیری در دمای $950^{\circ}C$ به صورت قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است، اما در نمونه‌ی حاوی آلومینیم با افزایش دما، انعطاف پذیری چندان تغییری نمی‌کند. در آلیاژ حاوی آلومینیم ممکن است رسوبات سبب قفل شدن مرزدانه شوند و از مهاجرت و تبلور مجدد جلوگیری کنند. همچنین این رسوبات به دلیل از بین بردن پیوستگی زمینه سبب تمرکز کرنش شده و انعطاف پذیری را کاهش می‌دهند. در شکل ۳ ریزساختار نواحی نزدیک شکست آلیاژ پایه، آلیاژ حاوی تیتانیوم و آلومینیم در دمای $850^{\circ}C$ و نرخ کرنش $0.01s^{-1}$ نمایش داده شده است.

همان‌طور که از شکل ۱ مشخص است در تمامی نمونه‌ها با افزایش دما استحکام ماده کاهش می‌یابد. کرنش شکست در نمونه‌ی حاوی تیتانیوم بالاتر از دیگر نمونه‌ها است. در آلیاژ حاوی آلومینیم، کرنش شکست بسیار کم بوده که نشان دهنده‌ی شکست ترد است. همچنین ناحیه تنش پایا برای آلیاژ حاوی تیتانیوم گسترده‌تر از دو آلیاژ دیگر است. در شکل ۲ نمودار کاهش سطح مقطع آلیاژ اینوار در دماهای مختلف و نرخ کرنش ثابت $0.01s^{-1}$ ارائه شده است.



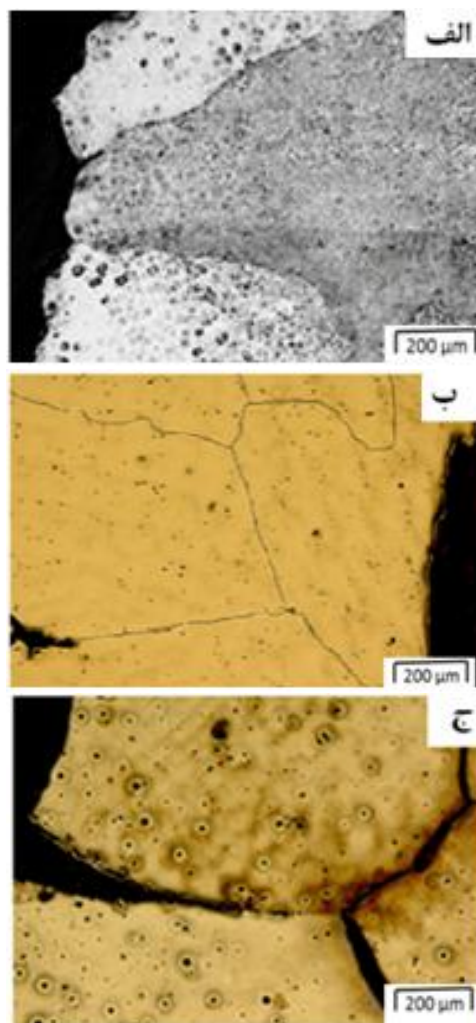
شکل (۲): نمودار کاهش سطح مقطع برای آلیاژ اینوار در دماهای مختلف با نرخ کرنش $0.01s^{-1}$.

و بهم پیوستن حفرات تشکیل می‌شوند ولی با وقوع تبلور مجدد حفرات و ترک‌ها از مرزهای اصلی فاصله گرفته و ایزوله می‌شوند. در آلیاژ حاوی آلومینیم ترک‌ها نسبت به دو آلیاژ دیگر بزرگ‌تر هستند. در شکل ۴ ریزساختار نواحی نزدیک شکست آلیاژ پایه، آلیاژ حاوی تیتانیوم و آلومینیم در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۱۱۵۰ و نرخ کرنش 0.01s^{-1} نمایش داده شده است.



شکل (۴): ریزساختار نواحی شکست آلیاژ: (الف): پایه و آلیاژهای حاوی: (ب): آلومینیم و (ج): تیتانیوم در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۱۱۵۰ و نرخ کرنش 0.01s^{-1}

با مقایسه‌ی بین شکل ۳ و ۴ مشخص می‌شود که با افزایش دما تبلور مجدد در ساختار افزایش می‌یابد و همان‌طور که از شکل ۴

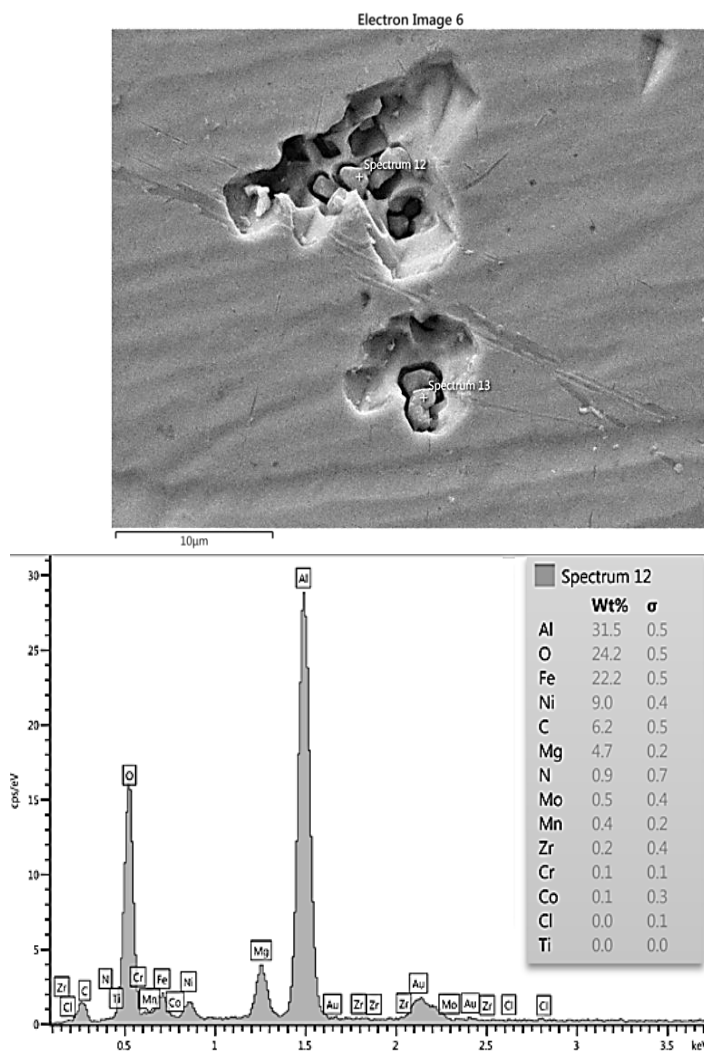


شکل (۳): ریزساختار نواحی شکست آلیاژ: (الف): پایه و آلیاژهای حاوی: (ب): تیتانیوم و (ج) آلومینیم در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۸۵۰ و نرخ کرنش 0.01s^{-1}

در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۸۵۰ به دلیل پایین بودن دما، تبلور مجدد در ساختار روی نمی‌دهد. معمولاً به دلیل وقوع لغزش مرزدانه‌ای، ترک‌های گوه‌ای شکل تشکیل می‌شوند که نهایتاً منجر به شکست بین‌دانه‌ای در فاز آستنیت می‌شوند. چون در فاز آستنیت بازیابی به آسانی روی نمی‌دهد، تنش سیلان و نرخ کارسختی افزایش و عدم تطابق تنش در نقاط سه‌گانه و ذرات در مرزدانه به وجود می‌آید که منجر به لغزش مرزدانه‌ای می‌شود. در این دما به دلیل عدم وقوع تبلور مجدد، همچنان مکانیزم غالب شکست، لغزش مرزدانه‌ای است. با افزایش دما، تبلور مجدد در ساختار رخ می‌دهد و انعطاف پذیری بهبود می‌یابد. ترک‌ها با لغزش مرزدانه

شکل ۵ رسوبات موجود در آلیاژ حاوی آلومینیم نمایش داده شده است.

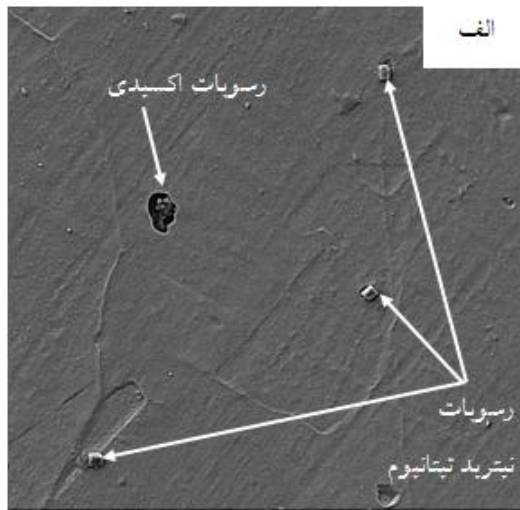
مشاهده می‌شود در آلیاژ حاوی تیتانیوم تبلور مجدد بیشترین و در آلیاژ حاوی آلومینیم کمترین مقدار است. همچنین در آلیاژ حاوی آلومینیم در دمای بالا همچنان ترک وجود دارد.



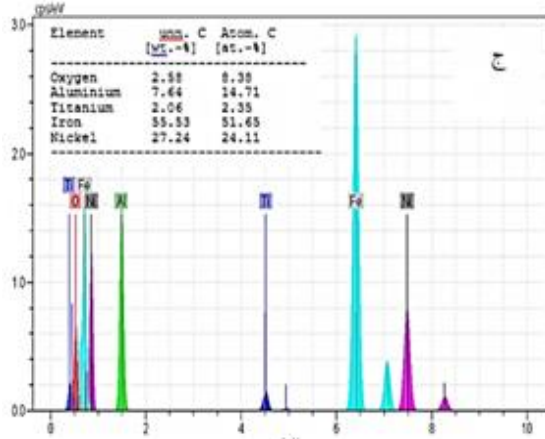
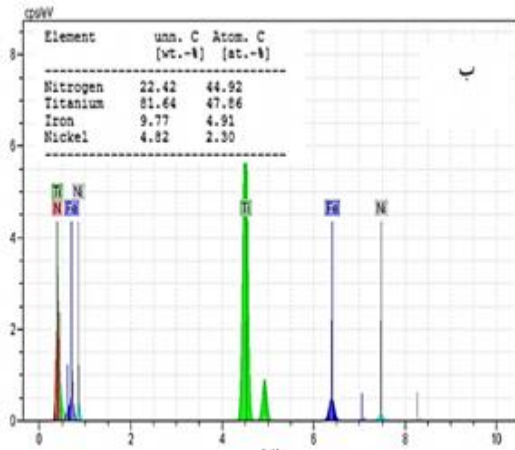
شکل (۵): تصویر میکروسکوپ الکترونی رسوبات موجود در آلیاژ حاوی آلومینیم به همراه آنالیز EDS آن

آلیاژ اینوار، کسر حجمی رسوبات اکسیدی به ویژه Al_2O_3 در ساختار افزایش یافته است. این موضوع در بررسی‌های محققان دیگر [۱۷] نیز گزارش شده است. این رسوبات نقش مهمی در جوانه‌زنی ترک‌ها دارند. محققان [۱۷] گزارش کرده‌اند که با تمرکز تنش و ایجاد کارسختی در نوک این رسوبات، ترک‌ها آسان‌تر شکل می‌گیرند. در شکل ۶ درشت ساختار آلیاژ اینوار پایه و آلیاژ اینوار حاوی تیتانیوم نمایش داده شده است.

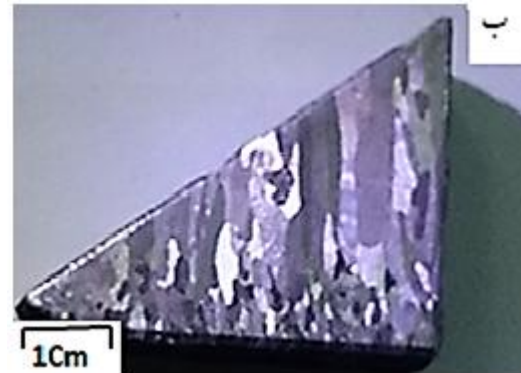
آنالیز این رسوبات نیز وجود اکسید آلومینیم را تأیید می‌کند. مقداری آهن و نیکل نیز احتمالاً از زمینه وارد شده است. این رسوبات پیوستگی زمینه را از بین می‌برند. اطراف این رسوبات مکان‌های مناسبی برای تمرکز تنش است و با تمرکز تنش، ترک‌ها جوانه‌زنی کرده و رشد می‌کنند. شکل این رسوبات نیز به صورت اشکال گوشه‌دار است که سبب تمرکز کرنش بیشتر شده و انعطاف پذیری را کاهش می‌دهد. با افزودن آلومینیم به



SEM MAG: 1.50 kx WD: 27.00 mm
SEM HV: 15.00 kV Det: SE Deflector
Date (m/d/y): 01/18/14 Var: HiVac
VEGA/TESCAN RAZI



شکل (۷): (الف): ریزساختار آلیاژ حاوی تیتانیوم، (ب): آنالیز رسوبات نیتريدی و (ج): آنالیز رسوبات اکسیدی



شکل (۶): درشت ساختار: (الف): آلیاژ اینوار پایه و (ب): آلیاژ اینوار حاوی تیتانیوم

همان گونه که مشاهده می شود این ساختار دارای دانه های هم محور و همچنین ستونی است. با افزودن تیتانیوم همچنان ساختار ستونی وجود دارد و این ساختار از بین نرفته است اما با مقایسه ی این ساختار با ساختار نمونه ی آلیاژ پایه مشاهده می شود که این دانه های کشیده و ستونی کوتاه تر و باریک تر شده اند. با کاهش اندازه ی دانه نقاط سه گانه افزایش می یابد و تنش ناشی از عدم تطابق بین این نقاط کاهش می یابد. در شکل ۷ ریزساختار آلیاژ حاوی تیتانیوم نمایش داده شده است. آنالیز EDS ارائه شده در شکل ۷-ب نشان دهنده ی حضور ترکیبات با ترکیب مشابه TiN و در شکل ۷-ج حضور ترکیبات اکسیدی حاوی تیتانیوم و آلومینیم است.

ترنبال و همکارانش [۱۸] پیشنهاد کرده اند که برای جوانه زنی غیرهمگن و ریزدانه سازی دو شرط زیر باید وجود داشته باشند:

TiN درشت، مقدار نیتروژن موجود در ساختار برای تشکیل رسوبات مضرى مانند AlN کاهش می‌یابد و لذا انعطاف پذیری بهبود می‌یابد. افزودن تیتانیوم به آلیاژ اینوار با کاهش اندازه‌ی دانه و احتمالاً کاهش جدایش گوگرد و تشکیل سولفید تیتانیوم سبب بهبود انعطاف پذیری گرم می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

۱- در تمامی آلیاژها حداقل انعطاف پذیری گرم در دمای ۸۵۰°C بدست آمده است که علت آن وقوع لغزش مرزدانه‌ای و عدم وقوع تبلور مجدد است.

۲- افزودن آلومینیم به آلیاژ اینوار منجر به افت انعطاف پذیری به دلیل تشکیل ذرات Al_2O_3 در زمینه و کاهش پیوستگی زمینه و تشدید لغزش مرزدانه‌ای می‌شود.

۳- با افزودن تیتانیوم، نمونه‌ها نسبت به آلیاژ پایه ریزدانه‌تر شده و لذا مکان‌های مرجح برای تبلور مجدد دینامیکی افزایش می‌یابد و لذا انعطاف پذیری گرم بهبود می‌یابد.

۴- با افزایش دما در تمامی آلیاژها به دلیل وقوع تبلور مجدد، انعطاف پذیری افزایش می‌یابد. بهبود انعطاف پذیری برای آلیاژ حاوی تیتانیوم بیشترین و برای آلیاژ حاوی آلومینیم کمترین مقدار است.

۵- مراجع

- [1] ASM Specialty Handbook: "Nickel, Cobalt, and Their Alloys", ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2000.
- [2] ASM Metals Handbook: "Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", 10th, ASM International, Vol. 2, 1992.
- [3] S. Gibb, "An Introduction to Invar", Graduate Student College of Optical Sciences University of Arizona, 2006.
- [4] C. E. Guillaume, "Invar and Elinvar", Nobel Lecture, 1920.
- [5] J. T. Choi, H. T. Chung, Y. G. Lee, M. J. Ha & H. K. Moon, "Microstructural Analysis of Fe-36Ni Invar Alloy Sheets Produced by Twin-Roll Strip

(۱) رسوبات با نقطه‌ی ذوب بالا در مذاب وجود داشته باشند که فصل مشترک غیرهمگن داشته باشند و (۲) عدم تطابق شبکه‌ی ذرات با زمینه کمتر از ۱۲ درصد باشند. رسوبات TiN با زمینه عدم تطابق بالایی دارند و لذا نمی‌توانند سبب ریزدانه‌سازی شوند اما اگر این رسوبات ریز باشند، با قفل کردن مرزدانه‌ها، می‌توانند از پیشروی آنها جلوگیری کنند و با این مکانیزم سبب ریزدانگی آلیاژ شوند. رسوبات Ti_2O_3 دارای نقطه‌ی ذوب ۱۹۰۰°C هستند. همچنین با محاسبه‌ی عدم تطابق شبکه مشخص شد که این عدد نیز کوچک است. عدم تطابق شبکه‌ی این رسوبات با زمینه‌ی آلیاژ اینوار حدود ۱/۵۲ است، لذا رسوبات اکسید تیتانیوم می‌توانند مکان‌های جوانه‌زنی جامد از مذاب باشند. با ریزدانه سازی نسبت طول به عرض ترک کاهش می‌یابد و تمرکز تنش در نوک ترک کم می‌شود. همچنین نقاط سه‌گانه در ساختار بیشتر می‌شوند. با افزایش نقاط سه‌گانه اشاعه ترک‌های تولید شده توسط لغزش کاهش می‌یابد. با افزایش مرزدانه‌ها، چگالی رسوبات در مرزدانه کم می‌شود. کاهش اندازه دانه به دلیل افزایش مکان‌های جوانه‌زنی سبب کاهش کرنش بحرانی لازم برای تبلور مجدد می‌شود.

در صورتی که $\text{Ti:N} < ۳/۴$ باشد فقط رسوبات نیتیدی (AlN و TiN) تشکیل می‌شود و جدایش گوگرد نیز وجود خواهد داشت و لذا بهبود انعطاف پذیری مشاهده نمی‌شود. اگر نامساوی $\text{Ti:N} > ۳/۴$ برقرار باشد تشکیل نیتريد تیتانیوم و سولفید تیتانیوم ($\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$) امکان‌پذیر است [۱۹]. در این آلیاژ درصد تیتانیوم حدود ۰/۰۴ درصد وزنی و نیتروژن حدود ۰/۰۰۳۳ درصد وزنی است و نسبت تیتانیوم به نیتروژن حدود ۱۳ است و مکانیزم کاهش گوگرد نیز می‌تواند در این آلیاژ رخ دهد. همچنین با بزرگ بودن این نسبت می‌توان نتیجه گرفت که ذرات TiN بسیار درشت خواهند بود که در بررسی‌های ریزساختاری نیز ذرات درشت TiN مشاهده گردید. درشت شدن این ذرات اثر قفل‌کنندگی آنها را می‌کاهد. با افزایش اندازه‌ی رسوبات TiN، اثرشان در به تعویق انداختن تبلور مجدد کمتر می‌شود. همچنین با مصرف نیتروژن و تشکیل رسوبات

- [13] R. Abushosha, R. Vipond & B. Mintz, "Influence of titanium on hot ductility of as cast steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 7, pp. 613-621, 1991.
- [14] R. Abushosha, O. Comineli & B. Mintz, "Influence of Ti on hot ductility of C-Mn-Al steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 15, pp. 278-287, 1999.
- [15] M. Vedani & A. Mannucci, "Effects of Titanium Addition on Precipitate and Microstructural Control in C-Mn Microalloyed Steels", *ISIJ International*, Vol. 42, pp. 1520-1526, 2002.
- [16] ASTM E8, "Metals Mechanical Testing Elevated and Low Temperature Tests Metallography", *ASTM Annual Book*, Vol. 03.01, 1999.
- [17] M. Safavi, S. M. Abbasi & R. Mahdavi, "Influence of Aluminum Content on Mechanical Properties and Cold Workability of Fe-33Ni-15Co Alloy", *Journal Of Iron and Steel research, International*, Vol. 19, pp. 67-72, 2012.
- [18] D. Turnbull & R. Vonnegut., "Grain refining of superalloy and its alloys using inoculants", *Industrial English Chemistry*, Vol. 44, pp. 1292-1298, 1952.
- [19] Dehghan-Manshadi & R. J. Dippenaar, "Hot Deformation and Recrystallisation of Low Mn Steels with Different Ti/N Ratio", *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 38, pp. 302-301, 2011.
- Casting Process", *Rist Eia, study Paper*, No. 15, pp. 407-415, 2001.
- [6] M. Yazdani, S. M. Abbasi, A. Momeni & A. Karimi Taheri, "Hot ductility of a Fe-Ni-Co alloy in cast and wrought conditions", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 2956-2962, 2011.
- [7] Cowley, R. Abushosha & B. Mintz, "Influence of Ar3 and Ae3 temperatures on hot ductility of steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 14, pp. 1145-1153, 1998.
- [۸] سبک پا، "رفتار انعطاف پذیری گرم آلیاژ منیزیم AZ81"، پروژه‌ی کارشناسی ارشد، دانشگاه تهران، ۱۳۹۰.
- [9] B. Mintz, S. Yue & 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.
- [10] B. Mintz, M. Shaker & D. N. Crowther, "Hot Ductility of an austenitic and a ferritic Stainless Steel", *Materials Science and Technology*, Vol. 13, pp. 243-249, 1997.
- [11] L. Ben Mostefai, G. Saindrenan, J. P. Colin & J. P. Colin "The Recovery of High Temperature Ductility in Fe-36Ni Alloys", *Colloque De Physique*, Vol. 51, No. 12, pp. 445-450, 1990.
- [12] D. N. Crowther & B. Mintz, "Influence of grain size on hot ductility of plain C-Mn steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 2, pp. 951-955, 1986.