نشریه علمی سازمان انرژی اتمی ایران
شماره ۱۰، صفحات ۲۳-۱۱ (۱۳۶۹)
چاپ ایران

# ایجاد زیربنای علمی طراحی آلیاژهای اینترمتالیک برای مصارف ساختاری در درجه حرارتهای بالا*

اکرم‌السادات حسینی

*گروه مواد هسته‌ای*
*سازمان انرژی اتمی ایران*
*تهران، جمهوری اسلامی ایران*

## چکیده

مواد با ترکیب بین فلزی (intermetallic) خواص با ارزشی مانند مقاومت در مقابل اکسید شدن و خزش(creep) و سرعت زیاد سختی کرنش را دارا می‌باشند. این مواد در دمای اطاق شکننده بوده و کار با آنها هنگام عملیات مشکل است. لذا از کاربرد آنها به عنوان مواد مناسب برای مصارف ساختاری در درجه حرارت بالا چشم‌پوشی شده بود. ولی علاقه مجدد جهت استفاده از این ترکیبات بعد از کشف امکان بهبود همزمان انعطاف‌پذیری و استحکام با ادغام روشهای متالورژی پودر و آلیاژ کردن با همراهی روش جامد کردن سریع قوت گرفت. در این کار، به منظور دریافت اطلاعات بیشتر در مورد رابطه بین خواص مکانیکی و میکروساختارها، بی‌شکل کردن پلاستیکی چهار ترکیب اینترمتالیک منظم شده با ساختمان کریستالی L12، با و بدون افزایش ماده بور(boron) به عنوان عنصر سوم مورد مطالعه میکروسکوپی قرار گرفته است.

نتیجه مشاهدات میکروسکپی نشان می‌دهد که میکروساختارهائی که در اثر تغییر شکل پلاستیکی در آلیاژهای $Ni_3Al$ و $Ni_3Ga$ و $Zr_3Al$ بوجود آمده‌اند شامل نقصهای صفحه‌ای روی هم چینی (stacking faults) و بسیاری جابجائی خطی تکی و دوتائی هستند در حالیکه در آلیاژ $Ni_3Ge$ نقص روی‌هم چینی مشاهده نشد. همچنین افزایش مقدار کمی ماده بور به هر چهار نوع آلیاژ نشان داد که این افزایش فقط باعث انعطاف‌پذیر شدن دو آلیاژ $Ni_3Ga$ و $Ni_3Al$ می‌گردد و نه دو آلیاژ. افزایش عنصر بور همچنین باعث حرکت دادن و ناپدید ساختن نقصهای روی-هم‌چینی در دو آلیاژ $Ni_3Ga$ و $Ni_3Al$ گردید. با استفاده از روش بیم ضعیف و نظریه غیرهمگنی انرژیهای مربوط به عیوب کریستالی ضد فاز مرزی (Anti Phase Boundary) یا APB و نقصهای روی‌هم چینی ذاتی (intrinsic stacking faults) یا ISF نیز بدست آمد. نتایج بدست آمده نشان می‌دهد افزایش عنصر بور به آلیاژهای $Ni_3Ga$ و $Ni_3Al$ باعث تغییر انرژی نقص روی‌هم چینی می‌شود ولی اثری در مورد افزایش انرژی نقص ضد فاز مرزی یا APB ندارد.

---

* قسمتی از این کار تحقیقاتی در دانشگاه بیرمنگام کشور انگلستان در سال ۱۹۸۸ انجام شده است.

## مقدمه

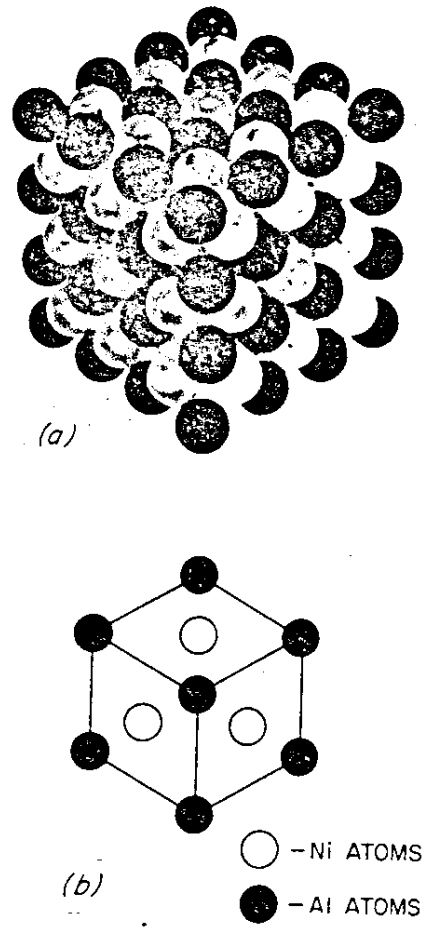
بازده حرارتی (thermal efficiency) موتورهای گرمایی و سیستمهای تبدیل انرژی اگر در حرارتهای بالا کار کنند افزایش می‌یابد . لیکن بالا رفتن حرارت در موادی که این روزها به عنوان ماده ساختکاری دستگاهها بکار گرفته می‌شوند محدودیت دارد و انجام کار در بالاترین درجه حرارتها بخصوص برای تبدیل انرژی به یکدیگر امکان ندارد . برای حل این مسئله کوششهای فراوانی در سطح جهانی انجام گرفته و موفقیتهائی نیز کم و بیش بدست آمده است . از آن جمله طراحی و ساختن دسته‌ای از آلیاژهاست که بنام ابر آلیاژهای نیکل نامیده شده‌اند . این‌گونه آلیاژها برای ساختن توربینهای گازی که در موتورهای جت بکار می‌روند مورد استفاده قرار می‌گیرند . با بالا رفتن انتظارهای علمی و فنی ، امروزه پژوهشگران متوجه شده‌اند به دلائل مشکلات فنی ( اولا " ابر آلیاژها نقطه ذوبی در حدود $1300\ ^\circ C$ دارند و قدرت و استحکام آنها در نزدیکی نقطه ذوبشان نزدیک صفر می‌شود و ثانیا " این دسته از آلیاژها حاوی فلزات استراتژیکی مثل کرم و کبالت هستند که وارد کردن آنها اغلب مشکل می‌باشد ) ، توسعه بیشتر این دسته از آلیاژها ممکن نیست و لازمست به فکر تولید آلیاژهای دیگری باشند که بتوانند ضمن جایگزینی ابر آلیاژهای نیکل خواص بهتری را هم نسبت به آنها دارا باشند (۱) . لذا در این میان استفاده از آلیاژهای اینترمتالیک منظم شده (ordered) که آلیاژهائی با شبکه کریستالی منظم و ترتیب قرارگرفتن اتمهای عناصر مختلف ویژه می‌باشند مورد توجه قرار گرفت . این دسته از آلیاژها جاذبه زیادی برای کار در درجه حرارت‌های بالا دارند . مثلا " قدرت و استحکام بیشتر آنها با بالا رفتن درجه حرارت بالا می‌رود ، به عکس خاصیت آلیاژهای معمولی منظم نشده که قدرت و استحکامشان با بالا رفتن حرارت کاهش می‌یابد . همچنین به علت محدودیتهائی که در مورد حرکت اتمها در آلیاژهای منظم شده وجود دارد عمل نفوذپذیری (diffusion) خیلی بکندی صورت گرفته و درنتیجه این آلیاژها مقاومت زیادی درمقابل خزش (creep) از خود نشان می‌دهند و بسیاری از آنها مقاومت زیادی نیز در مقابل اکسید شدن ازخود نشان می‌دهند . با داشتن تمام این خواص مناسب فوق‌الذکر ، این دسته ازآلیاژها غالبا " به علت کمبود سیستمهای لغزش (slip) و ضعیف بودن مرزهای بین دانه‌ای (grain boundaries) شکننده بوده واین شکنندگی نقطه ضعف اصلی این دسته ازآلیاژها به شمار می‌رود . آزمایشهای زیادی توسط پژوهشگران انجام گرفته است تا بتوانند راه‌حلی برای جلوگیری از شکنندگی و افزایش انعطاف‌پذیری در این دسته از آلیاژها پیدا نمایند . پس از تجربیات مکرر یکی از روشهای غلبه براین ضعف روش اضافه کردن یک عنصر سوم یافته شد (۲) . عنصر سوم می‌تواند هم درمقادیر کم در حد ppm و هم در مقادیر زیاد در حد درصد اتمی اضافه شود که در حالت اولیه آنرا میکروآلیاژ (microalloy) و در حالت دوم آنرا ماکروآلیاژ (macroalloy) می‌نامند . همچنین روشهای دیگری از قبیل تولید آلیاژ از پودر و تولید آلیاژ بصورت جامد کردن سریع آلیاژ مذاب نشان داده‌اند که برای بهبود خاصیت انعطاف‌پذیری آلیاژ موثرند . نتایج موفقیت‌آمیز استفاده از روشهای فوق توجه زیادی را در مورد این دسته ازآلیاژها جلب کرده‌است و به همین جهت تحقیقات زیادی این روزها در سراسر جهان در مورد شناسائی بهتر خواص فیزیکی و مکانیکی آنها انجام می‌شود . این تحقیقات روی سه مطلب اصلی تمرکز یافته است :

۱ــ چون غالبا " این دسته ازآلیاژها شکننده هستند باید روش یا مکانیزمهایی که توسط آنها این دسته

ازآلیاژها شکسته (fracture) می‌شوند را یافت .
۲ـ روشی کـه این دستـه از آلیـاژهـا در درجـه حرارتهای پائین و بالا تغییر شکل پلاستیکی پیدا می‌کنند را شناسائی کرد .
۳ـ بررسی تاثیر تغییرات آلیاژی روی شکل و ساختار جابجائیهای (dislocations) کـریستالـی و پایداری فازهای مختلف کریستالی .

هدف تحقیقات فوق عبارت است از توسعه و یافت یک پایه علمی برای طراحی آلیاژهائی که برای کـار در درجه حرارتهای بالا مورد نیازند . آلیـاژهـای آلومیناید (آلیاژهای دوتائی Fe-Al Ni-Al) بـه علت استقامت زیاد و وزن نسبتا " کم پتانسیل زیادی برای کاربرد در دیسکهـا و پـره‌هـای تـوربیـن در فشارهای مختلف و موتورهای استرلینگ و لـولـه‌های حرارت بالا و سیستمهای تبدیل انرژی و توربینهای بخاری و کاربـردهـای نظامـی دارنـد . از میـان آلیاژهای آلومیناید آلیاژ $Ni_3Al$ با فرمول شیمیائی $A_3B$ و ساختمان کریستالی $L1_2$ بعنوان مهمتـرین شناخته شده است . این ماده کریستالـی تـا نقطـه ذوبش که ۱۳۹۰ °C درجه می‌باشد منظم می‌مانـد . در ساختمان کریستالی این آلیاژ اتمهـای نیکل در مراکز صفحات کریستالی و اتمهـای آلـومینیـوم در گوشه‌های مکعب قرار گرفته‌اند (شکل ۱) . امـا بـا وجود اینکه آلیاژ تک بلـور (single crystal) $Ni_3Al$ کاملا " انعطاف‌پذیر است پلی‌کـریستال آن بسیار شکننده بوده و این بعلت ضعف مرزهای مشترک بین دانه‌ای (grain boundaries) می‌بـاشـد . شکنندگی از طریق این مرزها نتیجـه ضعف ذاتـی مرزها به نسبت داخل دانه‌ها و همچنین جمع‌شدن ناخالصیها در آنها می‌باشد .

نتیجه آزمایشات مختلف نشـان داده است (۳) که افزایش عناصر Hf, Zr, Mn بعنوان ماکـرو آلیـاژ می‌تواند با عناصر مضر و ناخالصی مثل گـوگـرد S




شکل ۱ ـ ساختمان کریستالی نـوع L12 (الف) مـدل اتمـی کـه نشان‌دهنـده صفحـات مکعبـی است و (ب) یک سلـول واحـد کـه دارای سـاختمـان منظم شده از نـوع کـریستـال f.c.c است .

ترکیب شده و در مرز مشترک بین دو دانـه ایجـاد رسوب کند . همچنین بکاربردن عنصربور(B) بصورت میکروآلیاژ باعث تبادل الکترون در مرز مشترک دو دانه شده و نتیجتا " قدرت و چسبندگی ذاتی مـرز دانه‌ها را بیشتر می‌کند و از این طریـق به افـزایش انعطاف‌پذیری آلیاژ کمک می‌شود . بعد از کشف امکان

بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ $Ni_3Al$ توسط میکرو آلیاژ کردن آن با عنصر بور (۳) تحقیقات پایه روی نقش موثر و سازنده عنصر بور در افزایش انعطاف‌پذیری $Ni_3Al$ تمرکز یافته است. قابلیت حل بور در $Ni_3Al$ درحدود ۱/۵ درصد اتمی می‌باشد و در حالت محلول بور در محلهای بین اتمی یعنی در بین اتمها و نه در مراکز صفحات و گوشه‌های مکعب کریستالی واقع است (۴). با استفاده از روش الکترون اسپکترسکپی اوژه که یک روش قوی برای تشخیص شیمیائی اتمهای لایه‌های سطحی می‌باشد روشن گردیده است که اتم بور قویا" تمایل دارد به طرف مرز مشترک بین دانه‌های مختلف $Ni_3Al$ رود تا به طرف سطوح آزاد. این تمایل شبیه به تمایل عناصری مثل گوگرد (S) که به عنوان اتمهای مضر باعث شکنندگی آلیاژها می‌شوند نیست بلکه این رفتار منطبق بر یک تئوری ترمودینامیک است که اتمهایی که به طرف مرز مشترک بین دانه‌ای حرکت می‌کنند قدرت چسبندگی و انعطاف‌پذیری مرز مشترک‌ها را افزایش می‌دهند در صورتی که اتمهائی که به طرف سطوح آزاد حرکت می‌کنند باعث کاهش انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شوند. نتایج آزمایش اوژه اسپکتروسکوپی مطابق با تئوری فوق است (۴).

با استفاده از تئوری فوق انتخابی در مورد افزایش عناصری که در صورت آلیاژ شدن نتیجه در بهبود انعطاف‌پذیری مرز مشترک دانه‌های کریستالی دارند صورت می‌گیرد. نتایج آزمایشات همچنین نشان داده است که درصدهای شیمیائی اتمهای Al و Ni در آلیاژ $Ni_3Al$ می‌تواند تاثیر در بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ بگذارد. $Ni_3Al$ که یک ترکیب منظم شده با فرمول شیمیائی $A_3B$ است دارای ۲۵ درصد اتمی آلومینیوم و ۷۵ درصد اتمی نیکل است. این ترکیب عنصر ـ سنجی (stoichiometric) نامیده می‌شود. حال اگر آلیاژی دقیقا" با رعایت کردن درصدهای فوق ساخته شود آن آلیاژ در دمای اطاق شکننده است ولی اگر آلیاژی با درصدهای ۲۴ درصد آلومینیوم و ۷۶ درصد نیکل ساخته شود برطبق آزمایش آلیاژ حاصل در دمای اطاق قدری انعطاف‌پذیر است. این اثر بنام اثر سنجش عناصر نامیده می‌شود. برای تشریح این مسئله روش نابودی پوزیترونی (positron annihilation) که حساسترین روش برای تشخیص جابجائی‌های کریستالی با دانسیته الکترونی کم مثل تهی‌جای‌ها می‌باشد نشان داده است که آلیاژ $Ni_3Al$ با ۲۴ درصد آلومینیم هیچ پوزیترونی را به تله نمی‌اندازد در حالی که آلیاژ با ۲۵ درصد آلومینیوم حدود ۱۰ درصد از پوزیترونهائی را که آلیاژ را بمباران می‌کنند به تله می‌اندازد و آلیاژ حاوی مقدار کمی بور ۳۰٪ پوزیترونها را به تله می‌اندازد (۵).

شرائط محیط نیز در انعطاف‌پذیری آلیاژ $Ni_3Al$ موثر است، مثلا" انعطاف‌پذیری این آلیاژ در دمای اطاق شدیدا" پائین است در حالی که در شرائط خلا این آلیاژ تا ۵۳ درصد استحکام کششی دارد. جاذبه خاص دسته‌ای از آلیاژهای بین فلزی منظم شده با ساختمان کریستالی L12 و فرمول شیمیائی $A_3B$ آن است که با رتنش (yield stress) آنها با افزایش حرارت بالا می‌رود به جای اینکه مثال آلیاژهای غیر منظم کاهش یابد. در نتیجه آلیاژ این گونه ترکیبات بین فلزی با افزایش حرارت محکمتر می‌شوند (حتی محکمتر از آلیاژ فولاد ضد زنگ). در حدود درجه حرارتهای ۶۰۰ °C بار تنش تدریجا" کم می‌شود که این کاهش به علت تغییر سیستم لغزش کریستالی از صفحات (۱۱۱) به صفحات (۱۰۰) می‌باشد.

مطالعات زیادی در مورد علت اختلاف اساسی این دسته از آلیاژها با آلیاژهای منظم نشده در افزایش استحکام با بالا رفتن حرارت صورت گرفته است. نتیجتا" مدلی بنام cross slip بوسیله

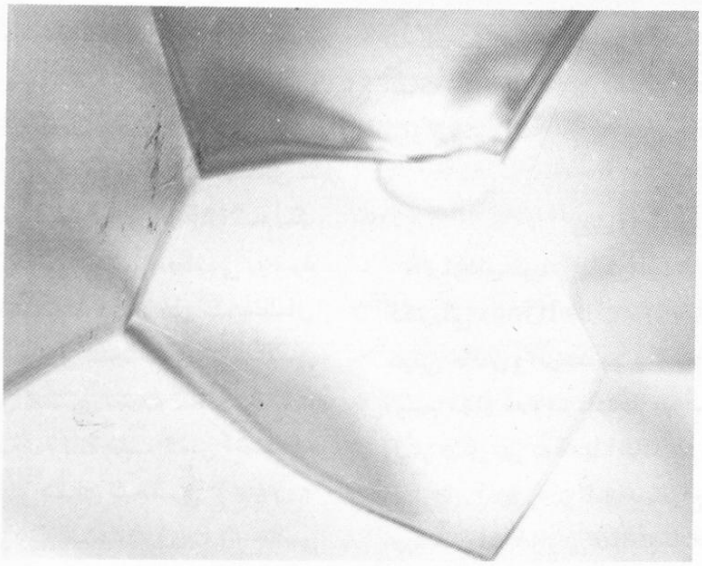
دو پژوهشگر بنامهای ویلزدورف و کی‌یر (۶) عرضه شد که سپس توسط دو پژوهشگر دیگر به نامهای کوراموتو و تاکوشی (۷) تکمیل گردید . در آن مدل علت افزایش بار تنش این دسته از آلیاژها بدین ترتیب تشریح گردید : ضد فاز مرزی (APB) که یک نوع نقص صفحه‌ای کریستالی است و هنگامی بوجود می‌آید که دو منطقه منظم شده در داخل کریستال یکدیگر را ملاقات کنند ، روی صفحات کریستالی (۱۰۰) دارای انرژی کمتری نسبت به صفحات (۱۱۱) است . در نتیجه به علت همین اختلاف انرژی ، جابجائی‌های پیچشی ( screw dislocation ) از روی صفحات (۱۱۱) ، جائی که متحرک هستند به روی صفحات کریستالی (۱۰۰) لغزش می‌کنند و از حرکت ایستاده و ثابت می‌مانند . اینگونه لغزشها جابجائی‌های پیچشی است که در نهایت باعث می‌شود بارتنش افزایش یابد .

آزمایشهای بیشتری برای تحقق این فرضیه در ترکیباتی که از نظر ساختمانی هم خانواده هستند لازم به انجام است تا نتایج با یکدیگر مقایسه گردیده و روش تغییر شکل پلاستیکی و نقش اصلی جابجائی‌های پیچشی در رفتار غیرعادی این گروه از ترکیبات از نقطه‌نظر افزایش غیرعادی مقاومت تسلیم در حرارتهای بالا روشن گردد و همچنین از نتایج آن آزمایشات برای طراحی و ساخت آلیاژهای مناسب در حرارتهای بالا استفاده شود .

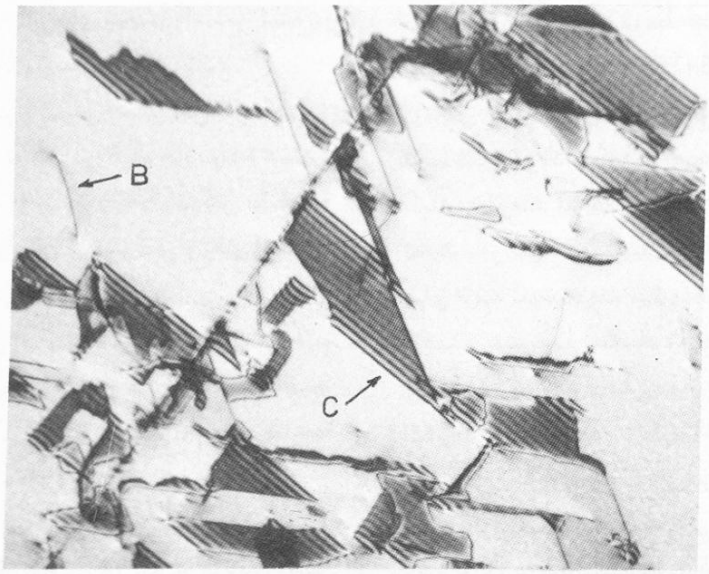
دراین پژوهش از میان آلیاژهای منظم شده $L1_2$ ، آلیاژ $Ni_3Al$ که فاز اصلی در سخت کردن ابر آلیاژهاست و آلیاژهای $Ni_3Ge$ ، $Ni_3Ga$ و $Zr_3Al$ که همگی از نظر ساختمانی هم خانواده هستند انتخاب شده و روش تغییر شکل پلاستیکی آنها در دمای اطاق توسط میکروسکپ الکترونی مورد مطالعه قرار گرفته است . همچنین اثر افزایش عنصر بور در بهبود انعطاف‌پذیری ، که در مورد آلیاژ $Ni_3Al$ قبلا" به اثبات رسیده بود روی سه آلیاژ دیگر مورد بررسی قرار گرفت .

## روش آزمایش

آلیاژهای مورد آزمایش توسط روش ذوب باتری الکتریکی (Arc melting) با استفاده از نیکل خیلی خالص و آلومینیوم و گالیم و ژرمانیم و زیر – کونیم تهیه شده‌اند . عنصر بور به شکل استفاده از آلیاژ نیکل بور به آنها اضافه شده است . بعداز تهیه آلیاژها ، آنها را بر طبق دیاگرام فاز هر یک از آنها مورد عملیات حرارتی (heat treatment) قرار داده تا هم هموژنیزه گردیده و هم فاز دلخواه را بیابند و هم تمام نقصهای کریستالی از بین بروند . سپس از هریک از آنها توسط ماشین تراش مکعب مستطیلهایی به ابعاد 5x5x15 mm برای انجام آزمایش تغییر شکل پلاستیکی توسط ماشین کمپرس تهیه شد . در ادامه نمونه‌های تهیه شده به مقدار ثابت ۲ درصد در دمای اطاق تغییر شکل داده شدند . از نمونه‌های تغییر شکل یافته ورقه‌هائی برای تهیه نمونه جهت میکروسکوپ الکترونی فراهم گردید . سپس با استفاده از ماشین جرقه‌زن دیسکهائی به قطر ۳ میلی‌متر بریده و مورد صیقل الکتریکی قرار گرفتند . میکروساختارها و نقصهای کریستالی بعد از دفرمه شدن در هر یک از نمونه‌ها که قبل از تغییر شکل پلاستیکی وجود نداشتند (قبل از تغییر شکل آلیاژها نمونه‌هائی از آنها برای مشاهدات ساختاری در میکروسکپ الکترونی تهیه شد . مشاهدات انجام شده نشان دهنده ساختاری خالی از جابجائی‌های کریستالی در تمام آلیاژها بود) (شکل ۲ الف ) توسط میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM) مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته است .



(الف)



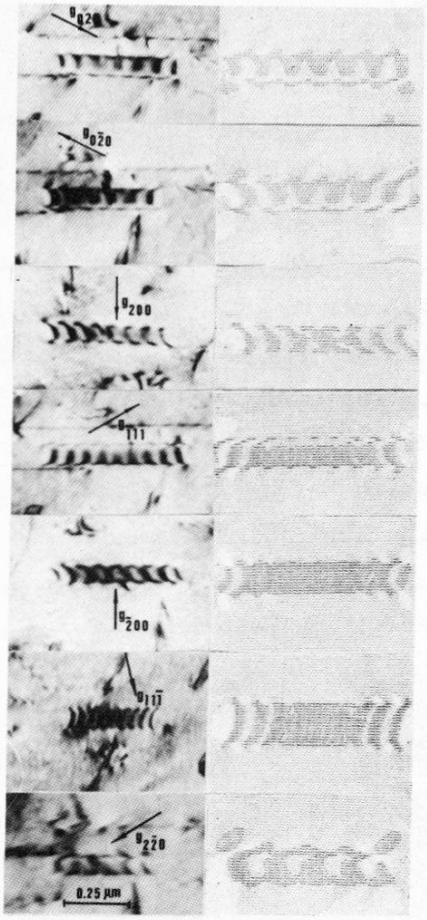

(ب)

شکل ۲ـ ساختار میکروسکوپی آلیاژ $Ni_3Al$ به ترتیب (الف) قبل و (ب) بعد از تغییر شکل پلاستیکی آلیاژ توسط عمل تحت فشار. ( در این شکل جابجائی‌های تکی و دو تائی با علامت B و نقصهای صفحه‌ای روی همچینی با علامت C مشخص شده است و همانطورکه مشاهده می‌شود ساختار میکروسکوپی آلیاژ تغییر شکل یافته پر از جابجائی است ).

**بررسی یافته‌ها**

نتایج مشاهدات میکروسکوپی ساختارهای میکرونـی آلیاژهای $Ni_3Al$ ، $Zr_3Al$ و $Ni_3Ga$ بعد از تغییـر شکل پلاستیکی وجود دو نوع جابجائی تکی و دوتائی و همچنین نقص روی هم چینی (stacking fault) بود (شکل ۲ ب) . در واقع بـا تفاوت خیلی کمی در شکل جابجائی‌ها که تاثیر عوامل دیگری می‌باشد این همگونی در شکل جابجائی‌ها نشان دهنـده آنست کـه هر سه آلیاژ بـه یـک روش تغییـر شکـل پلاستیکـی داده‌اند . اما در ساختار اتمی آلیاژ $Ni_3Ge$ نقص روی هم‌چینی مشاهده نشد . این موضوع گویای آن است که آلیاژ $Ni_3Ge$ به روشی دیگر تغییـر شکل داده اسـت (شکل ۳) . از هر یک از آلیاژهای فـوق نمونه‌هـای زیادی مورد آزمایش قرار گرفت تا در مـورد ماهیت و اشکال ساختارهای میکرونی بعد از تغییر شکل آلیاژها اطمینان حاصل شود . قدم بعدی تعیین امتداد خطی جابجائی‌ها و بدست آوردن بردار برگرز (Burgers vector) جابجائی‌های کریستالی بود . فاکتـورهای فوق برای تشخیص مکانیزم تغییر شکل در هـر یـک از آلیاژها لازم است . به منظور مقـایسـه و اطمینـان از نتایج مشاهدات میکروسکپی تـوسط بـرنـامه‌هـای کامپیوتری از جابجائی‌ها نظایر کامپیوتـری (شکل ۴) نیز بدست آورده شد تا خصوصیات دقیق جابجائی‌ها بدست آید . نتایج حاصله آن بود که سه آلیاژ $Zr_3Al$ ، $Ni_3Al$ و $Ni_3Ga$ که همگی دارای یک نـوع ساختمـان کریستالی هستند توسط یک مکانیزم مشترک تغییر شکل داده‌اند . آن روش بدان صورت است که جابجائی‌های پیچشی نوع (۰۱۱) در نمونه حرکت کـرده و آلیـاژ

شکل ۳ ـ مثالی از شکل جابجائی‌های تشکیل شده در آلیاژ $Ni_3Ge$ پس از تغییر شکل پلاستیکی آلیاژ . همانطور که مشاهـده مـی‌شود جابجائی‌ها تکی و دوتایی است و از نقص روی همچینی اثری نیست .




شکل ۴ــ مثالی از مشابه‌سازی کامپیوتری اشکال جابجائی‌ها که توسط محاسبات اولیه و با کمک برنامه کامپیوتری ترسیم شده است . در این مثال تشابه کامپیوتری نقصهای روی‌همچینی (stacking faults) نشان داده شده‌است .

نوسط حرکت آنها تغییر شکل می‌دهد . جابجائی با ماهیت فوق ضمن حرکت همچنین به دوپاره با بردارهای برگرز $\frac{1}{3}\langle 112\rangle$ و $\frac{1}{3}\langle 121\rangle$ تقسیم شده و این دوپاره نقص روی هم‌چینی را روی صفحات کریستالی (۱۱۱) بوجود می‌آورند . اما در مورد آلیاژ $Ni_3Ge$ روش تغییر شکل پلاستیکی با سه آلیاژ فوق ــ الذکر فرق می‌کند . در این حالت $Ni_3Ge$ توسط حرکت جابجائی‌های پیچشی که در اثر فشارهای محلی بصورت دوپاره جابجائی با بردارهای برگرز $\frac{1}{2}\langle 011\rangle$ و $\frac{1}{2}\langle 011\rangle$ درآمده‌اند تغییر شکل می‌یابد . ظاهر نشدن نقصهای روی‌هم چینی را در ساختار تغییر شکل یافته آلیاژ $Ni_3Ge$ دلیل برآن فرض نمودیم که انرژی لازم جهت بوجود آوردن نقص روی‌هم‌چینی در آلیاژ $Ni_3Ge$ خیلی بالاست و این انرژی در مورد آلیاژهای $Ni_3Ga$ و $Ni_3Al$ و $Zr_3Al$ بمراتب کمتر است . فرضیه فوق سپس از طریق

محاسبات کامپیوتری انرژی نقص روی هم چینی در آلیاژها با بکارگیری نظریه غیر همگنی به اثبات رسید (شکل ۵) . در مرحله بعدی این پژوهش اثر افزایش عنصر بور در بهبود انعطاف‌پذیری چهار نوع آلیاژ فوق به بوته آزمایش گذاشته شد . همانطور که قبلا" نیز مشاهده شده بود (2) با افزایش عنصر بور به $Ni_3Al$ خاصیت انعطاف‌پذیری نسبتا" خوبی در این آلیاژ ایجاد شد (شکل ۶) . آلیاژ $Ni_3Ga$ نیز در مقابل افزایش بور به نتیجه مساعدی در بهبود انعطاف‌پذیری دست یافت . اما در مورد آلیاژ $Ni_3Ge$ ، افزایش بور اثر مثبتی نداشت و آلیاژ $Ni_3Ge+B$ همچنان شکننده بود . نکته قابل توجه در مورد سه آلیاژ $Ni_3Ga$، $Ni_3Al$ و $Zr_3Al$ آن بود که در نمونه‌های آغشته شده به عنصر بور که تحت تغییر شکل پلاستیکی واقع شده بودند نقص صفحه‌ای روی‌هم‌چینی (stacking faults) بتدریج کمتر رخ داده و در دو آلیاژ $Ni_3Al$ و $Ni_3Ga$ نهایتا" با افزایش مقدار بیشتر بور آن نواقص مشاهده نشدند . این تاثیر را بدینصورت می‌توان توجیه کرد که افزایش بور به $Ni_3Al$ و $Ni_3Ga$ باعث افزایش انرژی نقص روی هم چینی (ISF) گردیده که این نتیجه بسیار مهم می‌باشد .

اثر افزایش بور در مورد بهبود خاصیت انعطاف‌پذیری آلیاژ $Zr_3Al$ روشن نگردید و آلیاژ $Zr_3Al+B$ همچنان شکننده بود . احتمالا" علت آن است که $Zr_3Al$ یک فاز خطی است و نمی‌توان آنرا به صورت یک آلیاژ تک فاز ساخت . در نتیجه حضور فاز دوم در آلیاژ و اندرکنش آن با عنصر بور آلیاژ حاصل را شکننده می‌سازد .

چگونگی تشکیل نقص صفحه‌ای روی هم‌چینی در سه آلیاژ $Ni_3Ga$، $Ni_3Al$ و $Zr_3Al$ نیز مورد بررسی قرار گرفت . به همین منظور بعد از ارزیابی روشهائی که پژوهشگران دیگر در مورد تشکیل ISF عنوان کرده بودند (۹-۷) چنین نتیجه گرفته شد که جابجائی‌های خطی با بردار برگرز (۱۱۰) هنگام تغییر شکل پلاستیکی در کریستال حرکت می‌کنند . وقتی به مانعی برخورد کردند متوقف شده و شروع به جدا شدن از یکدیگر و تشکیل دو جزء جابجائی (partial dislocation) می‌کنند به این ترتیب بین دو جزء جابجائی نقص روی‌هم چینی ایجاد می‌کنند . این جدائی را روی صفحات کریستالی (111) بصورت زیر می‌توان خلاصه کرد :

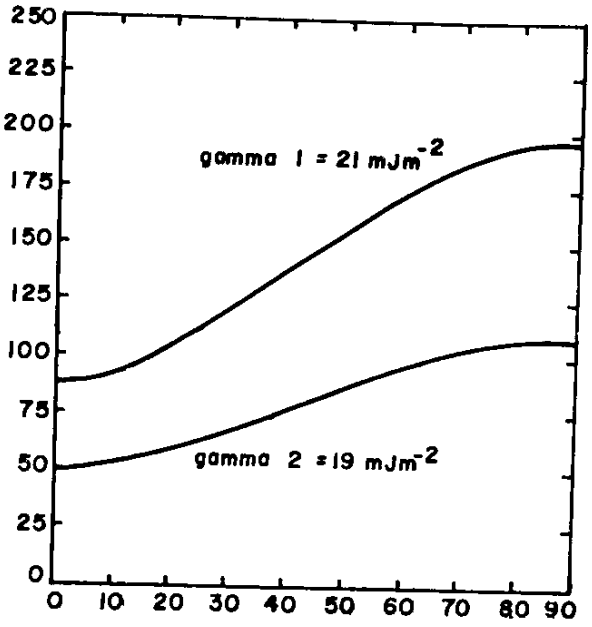
$$<110> \rightarrow 1/3<211> + (ISF) + 1/3<121>$$

## نتیجه‌گیری

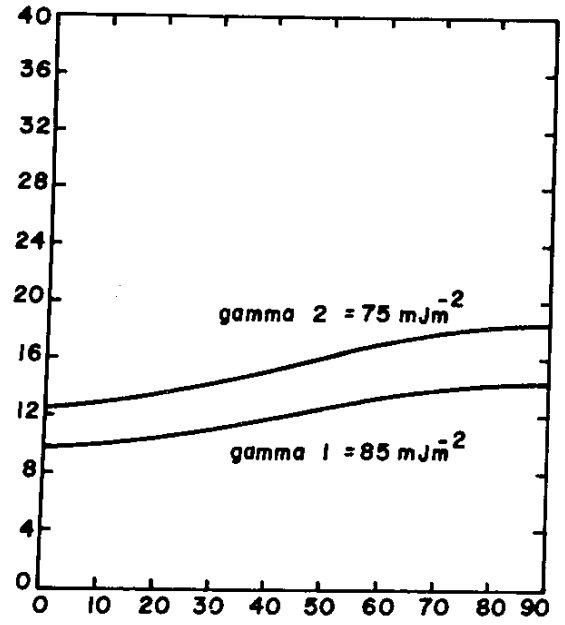
در این کار روش تغییر شکل پلاستیکی و ماهیت اشکال جابجائی‌های کریستالی بعد از تغییر شکل پلاستیکی در ترکیبات بین فلزی و شکننده $Ni_3Al$ ، $Ni_3Ga$ ، $Zr_3Al$ و $Ni_3Ge$ که همگی دارای ساختمان کریستالی یکسان بوده و نشان‌دهنده افزایش بار تنش در حرارتهای بالا هستند توسط میکروسکوپ الکترونی مورد مطالعه قرار گرفته است . نتایج حاکی از آن بود که بجز $Ni_3Ge$ ، سه آلیاژ دیگر به یک طریق تغییر شکل پیدا کرده‌اند .

چسبندگی و استحکام مرز دانه‌ها در آلیاژهائی که با عنصر بور آغشته شده بودند نیز بوسیله آزمایش خمش (bending test) مورد بررسی قرار گرفت . نتیجه چنین بود که $Ni_3Ga$ و $Ni_3Al$ در اثر آغشته شدن با عنصر بور انعطاف‌پذیر شدند ولی در مورد دو آلیاژ دیگر جواب منفی بود .

نتیجه دیگری که از کار فوق گرفته شده این است که با افزودن بور به دو آلیاژ $Ni_3Al$ و $Ni_3Ga$ روش شکست (fracture) این آلیاژها از روش intergranular (شکست از طریق مرز مشترک دانه‌ها ) به روش transgranular (شکست از طریق




(الف)




(ب)

شکل ۵ــ ارزشهای اندازه‌گیری شده عرض جدایی جابجائی‌هـای روی‌همچینـی و ضـــد فاز مرزی ترسیم شده به عنوان تابعی از طبیعت جابجائی ($\Theta$) همراه با منحنی‌های نظری محاسبه شده با کمک نظریه غیر همگنی : الف ــ ارزشهای نظری برای جابجائی‌های روی ــ همچینی برابر است با $\gamma_1 = 21\ mJ.m^{-2}$, $\gamma_2 = 19\ mJ.m^{-2}$ ب ــ ارزشهای نظری برای جابجائی‌های ضد فـاز مـرزی بـرابـر است با $\gamma_1 = 95\ mJ.m^{-2}$, $\gamma_2 = 75\ mJ.m^{-2}$.

(الف) (ب)

شکل ۶ـ نتیجه آزمایش خمش آلیاژ $Ni_3Al$ که نشان ـ دهنده درجه انعطاف‌پذیری آلیاژ: (الف) قبل و (ب) بعد از افزایش عنصر برون می‌باشد.

داخل دانه‌ها) تغییر کرده است که به این ترتیب باعث بهبود خاصیت انعطاف‌پذیری آلیاژها می‌گردد.

## References


1. C.T. Liu and J.O. Stiegler, Ordered Intermetallic Alloys, Mater. Eng. 100, 629 (1984).
2. T. Takasugi and O. Izumi, Electronic and Structural Studies of Grain Boundary Strength and Fracture in L12 Ordered Alloys, Acta. Metall. 33, 1247 (1985).
3. K. Aoki and O. Izumi, Nippon Kinkou. Gakkaishi, Vol. 43, 1190 (1979).
4. C.L. White, R.A. Padgett, C.T. Liu and S.M. Yalisove, Scripta Metall. 18, 1417 (1984).
5. J.A. Horton and M.K. Miller, An Atom Probe Study of Boron Segregation to Line and Planar Defects in $Ni_3Al$, in "High Temperature Ordered Intermetallic Alloys 11", Procs. of the Materials Research Society Symposium, held at Boston, Mass., December 1-6 (1986), Vol. 81, p. 105, edited by N.S. Stoloff, C.C. Koch, C.T. Liu and O. Izumi, Material Research Society, Pittsburgh (1987).
6. B.H. Kear and H.G.F. Wildsorf, Dislocation Configuration and Work Hardening in $Cu_3Au$ Crystals, Trans. AIME, 224, 382 (1962).
7. S. Takeuchi and E. Kuramoto, Temperature and Orientation Dependence of the Yield Stress in $Ni_3Ga$, Acta Metall., 21, 415 (1973).

8. A.F. Giamei, J.M. Oblak, B.H. Kear and W.H. Rand, Work Hardening of Ordered $Cu_3Au$, Procs. of 29th Anuual Meet. of Electron Microscopy, Society of America, Claitors Publishing; Baton Rouge, Louisiana, 112 (1971).
9. H.R. Pak, T. Saburi and S. Nenno, The Formation Mechanism of Super Lattice Intrinsic Stacking Faults in $Ni_3Ga$, Scripta Metall. 10, 1081 (1976).

## DEVELOPMENT OF A SCIENTIFIC BASIS FOR DESIGN OF INTERMETALLIC ALLOYS FOR HIGH-TEMPERATURE STRUCTURAL USES

A.A. Hosseini

Nuclear Material Group
Atomic Energy Organization of Iran
Tehran, Islamic, Republic of Iran

### Abstract

Intermetallic compounds have the valuable properties of good oxidation and creep resistance and high strain-hardening rate. They have been ignored as potential materials for high temperature services because they are brittle at room temperature and they are difficult to process. Interest in utilizing ordered alloys for structural applications was renewed after the discovery that ductility and strength could be simultanously improved using a combination of powder metallurgy and alloying technique as well as rapid solidification processing. In this work the plastic deformation of four $L1_2$ compounds with and without boron as a third element have been studied systematically by transmission electron microscopy (TEM), in order to find out more about the relationship between mechanical properties and microstructure. TEM observations show that the deformation microstructures of $Ni_3Al$ and $Zr_3Al$ and $Ni_3Ga$ exhibit a

profusion of stacking faults and many single and dipole dislocations, while $Ni_3Ge$ did not exhibit any stacking faults. Also the addition of a small amount of boron was shown to have a beneficial effect on the ductility of $Ni_3Al$ and $Ni_3Ga$ but not for $Zr_3Al$ and $Ni_3Ge$. Boron additions also show a significant effect in removing the stacking faults from $Ni_3Ga$ and $Ni_3Al$. The weak beam technique and anistropic elasticity theory have used to measure the APB and ISF energies of all examined alloys. It seems that the addition of boron changes the stacking fault energy whereas the APB energies seem little changed.