

بررسی تاثیر آهن و منگنز بر خواص مکانیکی و سایشی آلیاژ (F332) Al-Si

اکبر اسحاقی و حمید رضا قاسمی منفرد راد

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران

رضا تقی آبادی

دانشکده مواد، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره) قزوین

(دریافت مقاله : ۸۷/۶/۲۷ - پذیرش مقاله : ۸۹/۹/۸)

چکیده

در این تحقیق تاثیر آهن و منگنز بر رفتار سایشی آلیاژ F332 مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور مقادیر مختلف آهن شامل ۰/۷، ۱/۲ و ۱/۸ درصد به ترکیب آلیاژ پایه افزوده گردید و بهسازی آلیاژها از طریق افزودن مقادیر مناسب منگنز به ترکیب آلیاژها صورت پذیرفت. آزمایشهای سایش در دمای محیط، تحت چهار بار اعمالی ۲۰، ۳۰، ۴۰ و ۸۰N در سرعت ۰/۵m/s و مسافت لغزش ۱۰۰۰m متر به روش پین روی دیسک انجام شدند. نتایج نشان می دهد که تاثیر ترکیبات غنی از آهن بر خواص تریبولوژیکی به ابعاد، مورفولوژی و نحوه توزیع این ذرات در زمینه آلیاژ وابسته است. در شرایط بهسازی نشده بهترین خواص تریبولوژیکی و مکانیکی در آلیاژ حاوی ۰/۷ درصد آهن مشاهده می شود و افزودن مقادیر بیشتر آهن موجب شکل گیری ترکیبات درشت صفحه ای شکل در زمینه و افت قابل ملاحظه مقاومت سایشی می شود. این در حالی است که پس از بهسازی آلیاژ توسط منگنز خواص تریبولوژیکی آلیاژ به میزان قابل توجهی بهبود یافته و بهترین خواص سایشی در آلیاژ حاوی ۱/۸ درصد آهن مشاهده می شود.

واژه های کلیدی: آلیاژ F332 آلومینیم-سیلیسیم، ترکیبات غنی از آهن، خواص مکانیکی، سایش.

Effect of iron and manganese on the mechanical and the tribological properties of F332 Al-Si alloys

A. Eshaghi and H. M. Ghasemi

Materials Engineering, University College of Engineering, University of Tehran

R. Taghiabadi

Faculty of Engineering and Technology, Imam Khomeini International University, Qazvin

Abstract

In the present study, the effects of iron and manganese on the tribological behavior of F332 alloy were investigated. Alloys with addition of 0.7, 1.2 and 1.8wt% iron to the base alloy were prepared. The modification of the alloys was performed by proper additions of manganese. The pin-on-disk wear tests were carried out at room temperature under normal loads of 20, 30, 40, and 80 N, and sliding speed of 0.5 m/s for sliding distance of 1000m. The results showed that the size and morphology of the iron-rich compounds greatly influenced the tribological behavior of the alloy. In the case of un-modified alloys, the alloy containing 0.7wt% Fe, showed the best tribological and mechanical properties. Addition of higher amounts of Fe led to the formation of coarse, plate-like intermetallic compounds and, therefore, a considerable decrease in the wear resistance. The modification by manganese improved the tribological properties of the alloys and the highest wear resistance was obtained with the alloy containing 1.8 wt% Fe.

Keywords: F332 Al-Si Alloy, Iron Rich Intermetallics, Mechanical Properties, Wear.

E-mail of corresponding author: hghasemi@ut.ac.ir, akbareshaghi@yahoo.com

مقدمه

بین‌فلزی غنی از آهن بر خواص این آلیاژها اعم از خواص فیزیکی و مکانیکی، قابلیت ریخته‌گری و انجام شده است. با این حال با وجود اهمیت موضوع، تاکنون هیچ مطالعه سیستماتیکی در زمینه تاثیر این ترکیبات بر رفتار سایشی آلیاژهای Al-Si صورت نپذیرفته است. بر این اساس در این تحقیق تاثیر ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن بر رفتار سایش لغزشی آلیاژ F۳۳۲ به عنوان یکی از مهمترین آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si مورد استفاده در کاربردهای سایشی، مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش آزمایش ها

ترکیب شیمیایی و کد مورد استفاده جهت شناسایی آلیاژ پایه و سایر آلیاژهای تهیه شده در این تحقیق، در جدول (۱) ارائه شده است. عملیات ذوب آلیاژها در یک بوتله گرافیتی و با استفاده از یک کوره مقاومتی انجام گردید. پس از ذوب مواد شارژ و تثبیت دمای مذاب در حدود 750°C ، عناصر آلیاژی مورد نظر شامل آهن و منگنز به مذاب افزوده گردیدند. افزودن آهن و منگنز به مذاب با بهره‌گیری از قرصهای ALTABTM محتوی ۱۵ درصد پودر آلومینیم، ۱۰ درصد فلاکس بدون سدیم عاری از رطوبت و بقیه پودر آهن یا منگنز انجام گردید تا ترکیبات ارائه شده در جدول (۱) به دست آیند. در ادامه به منظور انحلال کامل مواد افزودنی و یکنواخت شدن ترکیب شیمیایی، دمای مذاب تحت پوشش فلاکس محافظ (کاورال ۱۱) تا 800°C افزایش داده شده و به مدت ۱۵ دقیقه در آن دما نگاه داشته شد. پس از آن کوره خاموش گردید تا دمای مذاب تا 750°C درجه سانتیگراد کاهش یابد. در ادامه پس از گاز زدایی مذاب با استفاده از قرصهای گاز زدای جامد ۶۰۰ Foseco و سرباره‌گیری، مذاب به آرامی هم زده شد و در نهایت در دمای $720 \pm 5^{\circ}\text{C}$ عملیات بارریزی در یک قالب چدنی پیشگرم شده تا 250°C (سرعت انجماد متوسط حدود $3^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) صورت پذیرفت. پس از تکمیل انجماد، نمونه‌های مورد نیاز شامل نمونه‌های مربوط به بررسی‌های متالوگرافی، بررسی خواص کششی، سختی سنجی و پین‌های سایش از قطعه اصلی تهیه شدند.

آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si-Cu-Ni به دلیل بر خورداری از سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، استحکام در دمای بالا و خواص تریبولوژیکی مناسب، ضریب انبساط حرارتی کم و پایداری ابعادی، برای تولید پیستون موتورهای احتراق داخلی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱]. مهمترین رسوبات غنی از آهن در آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Si شامل فاز بتا (β - Al_3FeSi) با مورفولوژی صفحه‌ای/سوزنی شکل و فاز آلفا (α - $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$) با مورفولوژی حروف چینی هستند [۲]. مورفولوژی این فازها اثر تعیین کننده ای بر خواص مکانیکی آلیاژ داشته و در صورت شکل‌گیری فاز بتا با مورفولوژی صفحه‌ای، خواص مکانیکی به ویژه انعطاف پذیری و چقرمگی آلیاژ به میزان قابل توجهی افت می‌نماید [۳]. با این حال با توجه به نقش مثبت ترکیبات غنی از آهن در افزایش سختی و پایداری ابعادی، بهبود استحکام دمای بالا و نیز افزایش مقاومت به پارگی گرم [۴]، می‌توان حد مجاز آهن بالاتری در آلیاژهای پیستون در نظر گرفت. تحت این شرایط شکل‌گیری رسوبات غنی از آهن اجتناب ناپذیر بوده و ضروری است که با بهره‌گیری از روشهای مناسب، مورفولوژی، ابعاد و نحوه توزیع رسوبات غنی از آهن در راستای بهبود خواص کنترل گردد. یکی از روشهای مناسب جهت کنترل اثرات مخرب ترکیبات غنی از آهن صفحه‌ای شکل، بهره‌گیری از عناصر تصحیح کننده اثر آهن مانند منگنز است [۵]. در حضور مقادیر مناسب از این عنصر، رسوبات $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ با مورفولوژی حروف چینی جایگزین فاز بتای مخرب با مورفولوژی صفحه‌ای گشته و موجب بهبود استحکام، نرمی و انعطاف پذیری آلیاژ می‌شود [۵]. با این حال در صورت افزایش مقدار آهن و منگنز موجود در ترکیب آلیاژ، احتمال شکل‌گیری رسوبات درشت اولیه، در ساختار افزایش می‌یابد. تاثیر منفی شکل‌گیری این رسوبات بر نرمی و انعطاف پذیری آلیاژ به مراتب کمتر از تاثیر منفی رسوبات صفحه‌ای شکل است [۶]. نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای Al-Si تاکنون مطالعات گسترده ای در زمینه تاثیر ترکیبات

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه و سایر آلیاژهای مورد استفاده در این تحقیق

Al	Zn	Mn	Ni	Mg	Cu	Fe	Si	کد آلیاژ
باقیمانده	۰/۱۳	۰/۰۱<	۰/۵	۱/۰۱	۲/۵	۰/۱۵	۹/۴۴	پایه
باقیمانده	۰/۱۵	۰/۰۱<	۰/۵	۰/۷۹	۲/۳۲	۰/۶۷	۹/۴۷	Fe۰/۷
باقیمانده	۰/۱۴	۰/۰۱<	۰/۵۶	۰/۹۱	۲/۵۵	۱/۲۲	۹/۸۳	Fe۱/۲
باقیمانده	۰/۱۵	۰/۰۱<	۰/۵۱	۰/۷۹	۲/۲۷	۱/۷۸	۹/۶۷	Fe۱/۸
باقیمانده	۰/۱۵	۰/۳۱	۰/۵۱	۰/۸	۲/۳۸	۰/۶۴	۹/۴۵	FeMn۰/۷
باقیمانده	۰/۱۴	۰/۶	۰/۴	۰/۶۱	۲/۳۵	۱/۲۸	۹/۵۴	FeMn۱/۲
باقیمانده	۰/۱۴	۰/۸۷	۰/۵۵	۰/۷۷	۲/۶	۱/۷۲	۹/۵۵	FeMn۱/۸

نتایج و بحث

بررسی تاثیر ترکیبات غنی از آهن بر ریزساختار و خواص مکانیکی

ساختار میکروسکوپی آلیاژ پایه و آلیاژهای حاوی ۰/۷، ۱/۲ و ۱/۸ درصد آهن در شکل ۱ ارایه شده است. همانگونه که مشاهده می شود افزودن آهن به آلیاژ پایه موجب پیدایش رسوباتی سوزنی شکل در زمینه می گردد. بر اساس نتایج حاصل از آنالیز عنصری EDS، ذرات سوزنی شکل موجود در ساختار حاوی ۱۶/۶۵ درصد اتمی آهن، ۱۵/۷۴ درصد اتمی سیلیسیم و ۶۷/۶۱ درصد اتمی آلومینیم بوده و می توان گفت که این ذرات در واقع رسوبات بتا با فرمول شیمیایی تقریبی $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ هستند. با توجه به شکل ۱ در صورت افزایش میزان آهن، کسر حجمی و طول متوسط صفحات بتا افزایش می یابد. نتایج حاصل از آنالیز تصویری ریزساختار نمونه ها که در جدول ۲ ارایه شده است نیز موید این مطلب می باشد. با توجه به این نتایج، ذرات بتا را می توان به دو دسته ذرات ریز و بین دندردیتی (مانند ذرات موجود در ریزساختار آلیاژ ۰/۷Fe) و ذرات درشت (مانند ذرات موجود در ریزساختار آلیاژ ۱/۸Fe) تقسیم نمود.

در یک سرعت انجماد معین، شکل گیری هر یک از این ذرات به غلظت آهن و سیلیسیم بستگی دارد [۷]. گوشه غنی از آلومینیم دیاگرام سه تایی Al-Fe-Si در شکل ۲ ارایه گشته و ترکیب شیمیایی آلیاژ F۳۳۲ مورد استفاده در این

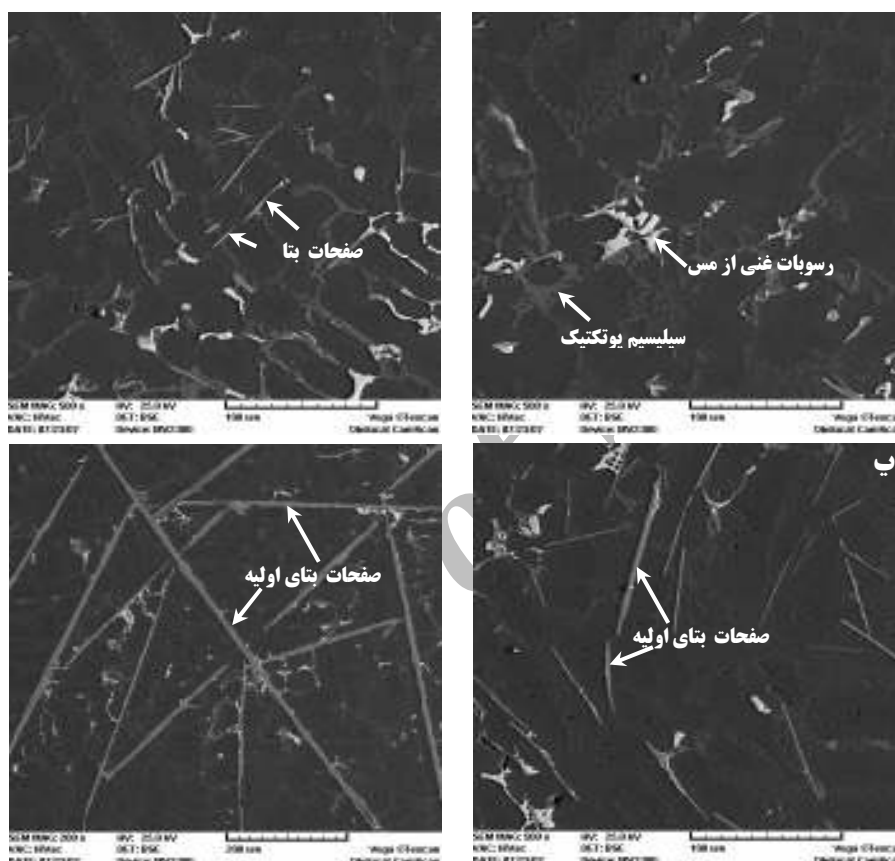
پس از آماده سازی سطحی و حکاکی سطح نمونه ها با استفاده از محلول حکاکی HF ۰/۵٪، تاثیر ترکیب شیمیایی بر ساختار میکروسکوپی آلیاژ با بهره گیری از یک میکروسکپ نوری مجهز به سیستم آنالیز تصویری و همچنین میکروسکپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم آنالیز عنصری صورت پذیرفت.

برای تعیین خواص کششی آلیاژهای مورد تحقیق، نمونه های کشش استوانه ای با قطر ۹ mm، طول ۶۲ mm و طول سنج ۵۰ mm بر اساس استاندارد ASTM E8M از قطعه ریختگی تهیه گردیدند. آزمون کشش با استفاده از دستگاه کشش تک محوری (یونیورسال) MTS با لود سل ۱۵۰ kN تحت سرعت ۰/۱ mm/min و با بهره گیری از یک اکستنسیومتر به طول ۲۵mm انجام شد. در نهایت مقادیر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه ها تعیین گشته و میانگین اعداد مربوط به ۶ نمونه به عنوان نتیجه نهایی ثبت گردید.

آزمایش سایش به روش پین روی دیسک با استفاده از تماس افقی پین های آلومینیمی به ابعاد ۵mm×۵mm×۱۰mm در مقابل دیسکی به قطر ۴۰mm از جنس فولاد بلبرینگ SAE 52100 با سختی متوسط HRC ۶۰ انجام شد. آزمایشهای سایش تحت نیروی اعمالی ۲۰ N تا ۸۰N (تنش ظاهری ۰/۸MPa تا ۳/۲MPa)، در سرعت ثابت ۰/۵m/s و مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر در دمای محیط و رطوبت متوسط $40 \pm 2\%$ انجام گرفت.

جدول ۱. نتایج آنالیز تصویری

کد آلیاژ	۰/۷Fe	۱/۲Fe	۱/۸Fe
طول متوسط صفحات بتا (μm)	۳۶/۱۲±۱۳/۷۴	۸۷/۵۹±۴۱/۲۰	۵۹۷/±۳۷۰/۳۸
کسر حجمی فاز بتا	۲/۶۶±۰/۷۷	۵/۸۸±۰/۵۳	۸/۴۶±۰/۹۶

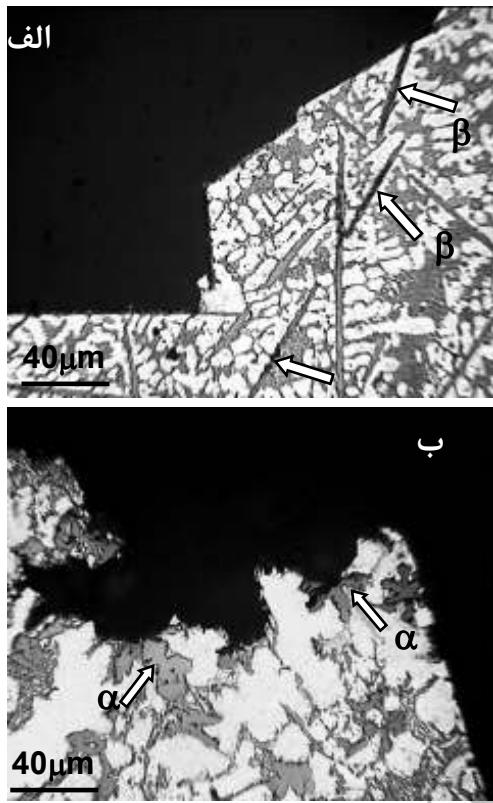


شکل ۱. تاثیر افزودن آهن بر ریزساختار آلیاژ F۳۳۲ (الف) آلیاژ پایه، (ب) آلیاژ ۰/۷Fe، (پ) آلیاژ ۱/۲Fe و (ت) آلیاژ ۱/۸Fe.

ذرات در حین بارگذاری بسیار بالا است. بررسی تصاویر میکروسکوپی تهیه شده از مناطق زیر سطح شکست نمونه کشش مربوط به آلیاژهای غنی از آهن در شکل ۳-الف این مطلب را می‌تواند نشان دهد. تحت این شرایط فاز بتا در نقش یک ترک زیر سطحی عمل نموده و موجب بروز تمرکز تنش و افت قابل ملاحظه خواص کششی می‌گردد. یکی دیگر از ویژگیهای منفی β -Al₅FeSi فصل مشترک ضعیف این فاز با زمینه آلومینیمی است [۸ و ۹]. با توجه به شکل ۳-الف فصل مشترک صفحات بتا با زمینه نیز می‌تواند به عنوان مسیر مناسبی جهت اشاعه ترکها عمل نماید [۹].

تحقیق (۹/۴۴ ~ %Si) بر روی آن مشخص گردیده است. همانگونه که در شکلهای ۱-پ و ۱-ت مشاهده می‌گردد چنانچه غلظت آهن در آلیاژ از حدود ۱/۲ درصد تجاوز نماید، فرآیند انجماد آلیاژ با شکل‌گیری رسوبات درشت بتای اولیه آغاز می‌گردد. این در حالیست که در مقادیر کمتر آهن احتمال رسوب صفحات درشت بتای اولیه در ریزساختار کاهش می‌یابد (شکل ۱-ب). فاز بتا همانند سایر ترکیبات بین فلزی، فازی ترد و شکننده است. مورفولوژی صفحه‌ای و بالا بودن نسبت طول به عرض در ذرات بتا احتمال بروز تمرکز تنش شدید در فصل مشترک آن با زمینه را افزایش می‌دهد و بر این اساس احتمال خرد شدن

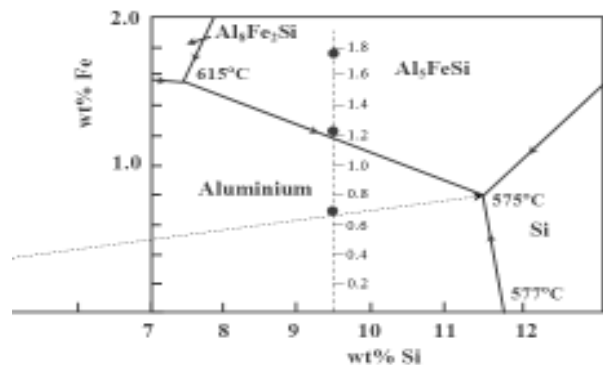
سختی آلیاژ F۳۳۲ نیز در جدول ۳ ارائه گردیده است. بر خلاف شرایط مشاهده شده در خواص کششی، طبیعت ترد



شکل ۳. تصویر میکروسکوپ نوری از مقطع شکست زیر سطح (الف) آلیاژ ۱/۸Fe (بهسازی نشده) و (ب) آلیاژ ۱/۸FeMn (بهسازی شده با منگنز).

و حساس به ترکا ترکیبات درشت و صفحه ای شکل بتا تاثیر منفی بر سختی آلیاژ نداشته و با افزایش میزان آهن سختی آلیاژ تقریبا به صورت خطی افزایش می یابد. چنانچه به منظور تصحیح اثر منفی آهن، مقادیر مناسب از عنصر منگنز (با رعایت $(Fe/Mn \approx 2)$)، به مذاب افزوده شود، مطابق شکل ۴ رسوباتی جدید با مورفولوژی حروف چینی/ستاره ای شکل/چند ضلعی جایگزین رسوبات سوزنی شکل بتا می شوند.

بر اساس نتایج حاصل از آنالیز EDS، ترکیب شیمیایی متوسط رسوبات مذکور شامل ۱۲/۹۵ درصد اتمی آهن، ۹/۴۸ درصد اتمی سیلیسیم، ۶/۹۳ درصد اتمی منگنز و ۷۰/۶۴ درصد اتمی آلومینیم می باشد، لذا می توان گفت که این



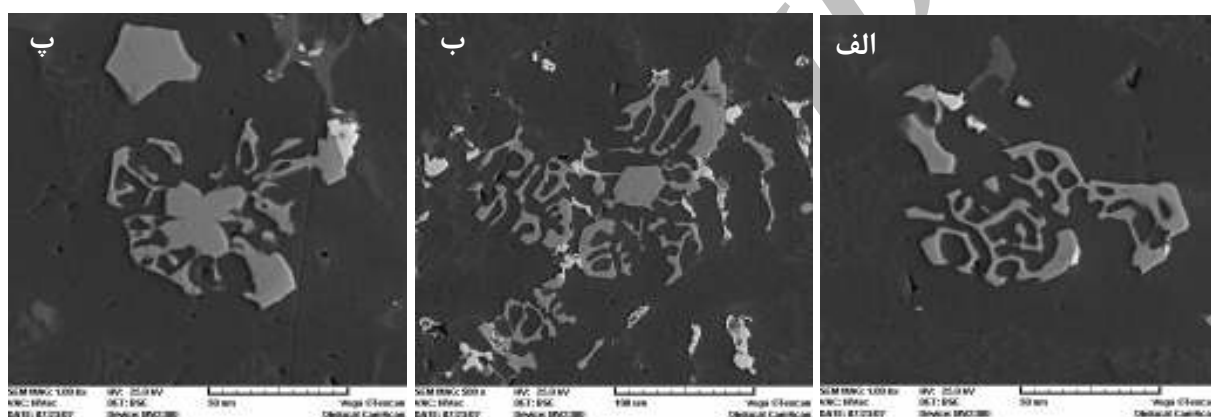
شکل ۲. گوشه غنی از آلومینیم دیاگرام فازی Al-Fe-Si، موقعیت آلیاژهای مورد استفاده بر روی نمودار مشخص گردیده است [۷].

ترکیبات سوزنی شکل β -Al₃FeSi، به دلیل افزایش تمایل آلیاژ به ایجاد ترکهای میکروسکوپی و افزایش مسیرهای مناسب برای اشاعه ترکها، خواص کششی و بویژه انعطاف پذیری آلیاژ به میزان قابل توجهی افت نماید. علاوه بر این با توجه به شکل ۳-ب اشاعه ترکهای نشات گرفته از ذرات آلفا مستلزم عبور از فاز نرم آلومینیم آلفا است، لذا در مقایسه با شرایط عدم بهسازی اثرات منفی ناشی از حضور رسوبات آلفای اولیه در ریزساختار بر خواص مکانیکی به مراتب کمتر است.

تاثیر افزودن آهن بر خواص کششی آلیاژ F۳۳۲ در جدول ۳ ارائه گردیده است. در صورت مقایسه این نتایج با نتایج حاصل از مطالعات ریزساختاری و آنالیز تصویری می توان دریافت که تاثیر ذرات بتا بر خواص مکانیکی به ابعاد و کسر حجمی آنها وابسته است. چنانچه ذرات بتا به صورت ریز و بین دندریتی در زمینه رسوب نمایند (مانند آلیاژ ۰/۷Fe) این ذرات می توانند به عنوان مانعی در برابر حرکت نابجاییها عمل نموده و با افزایش مراکز انباشتگی نابجایی ها و سخت شدن لغزش، موجب افزایش استحکام آلیاژ شوند. اما با توجه به کسر حجمی کم ترکیبات بین فلزی در آلیاژ، سهم این رسوبات در اشاعه ترکهای ایجاد شده کم بوده و رشد ترک بیشتر مستلزم عبور از فاز نرم زمینه و مناطق بین دندریتی است، لذا آلیاژ انعطاف پذیری خوبی ارائه می نماید. با این حال در صورت شکل گیری صفحات درشت بتای اولیه در ریزساختار آلیاژهای ۱/۲Fe و ۱/۸Fe، خواص کششی آنها به میزان قابل توجهی کاهش می یابد. تاثیر افزودن آهن بر

جدول ۳. نتایج خواص مکانیکی آلیاژهای مورد تحقیق

کد آلیاژ	استحکام کششی (MPa)	ازدیاد طول (%)	سختی برینل (kgf.mm^{-2})
پایه	$171/8 \pm 12/93$	$1/05 \pm 0/26$	$1/20 \pm 76/42$
Fe-۷	$183/56 \pm 23/98$	$1/10 \pm 0/37$	$0/88 \pm 79/14$
Fe۱/۲	$148/21 \pm 22/87$	$0/58 \pm 0/19$	$1/31 \pm 81/8$
Fe۱/۸	$61/03 \pm 10/48$	$0/10 \pm 0/00$	$4/53 \pm 86/34$
FeMn-۷	$17/73 \pm 190/16$	$0/28 \pm 1/07$	$2/01 \pm 77/33$
FeMn۱/۲	$21/5 \pm 184/89$	$0/28 \pm 1/08$	$1/53 \pm 80/3$
FeMn۱/۸	$12/72 \pm 162/15$	$0/14 \pm 0/73$	$3/40 \pm 86/02$



شکل ۴. تصاویر میکروسکپ الکترونی (SEM) از تاثیر غلظت آهن و منگنز بر مورفولوژی فاز آلفا، (الف) ذرات حروف چینی (آلیاژ FeMn-۷)، (ب) ذرات حروف چینی/چند ضلعی (آلیاژ FeMn-۱/۲)، (پ) ذرات ستاره ای شکل و چند ضلعی (آلیاژ FeMn-۱/۸).

رسوبات، فاز آلفا با فرمول شیمیایی تقریبی $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ هستند. بررسی خواص کششی آلیاژ F_{332} در حضور مقادیر مختلف آهن در دو حالت بهسازی نشده و بهسازی شده توسط افزودن منگنز در جدول ۳ نشان می دهد که تغییر مورفولوژی فاز بتا و جایگزین نمودن آن توسط فازهای غنی از آهن دارای مورفولوژی مناسب تر (فاز آلفا)، به طور کلی موجب بهبود خواص کششی آلیاژ می گردد. با این حال نوع، مورفولوژی و مقدار فاز آلفا تاثیر بسزایی بر روی خواص نهایی دارد. مقایسه استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ ۷Fe قبل و پس از بهسازی حاکی از آن است که تشکیل رسوبات حروف چینی در آلیاژ ۷FeMn (شکل ۴-الف) موجب بهبود جزئی استحکام کششی و افت محسوس انعطاف پذیری شده است. رسوبات حروف چینی در ریزساختار آلیاژ ۱/۲FeMn نیز مشاهده می شوند اما با توجه به بالا بودن مجموع غلظت آهن

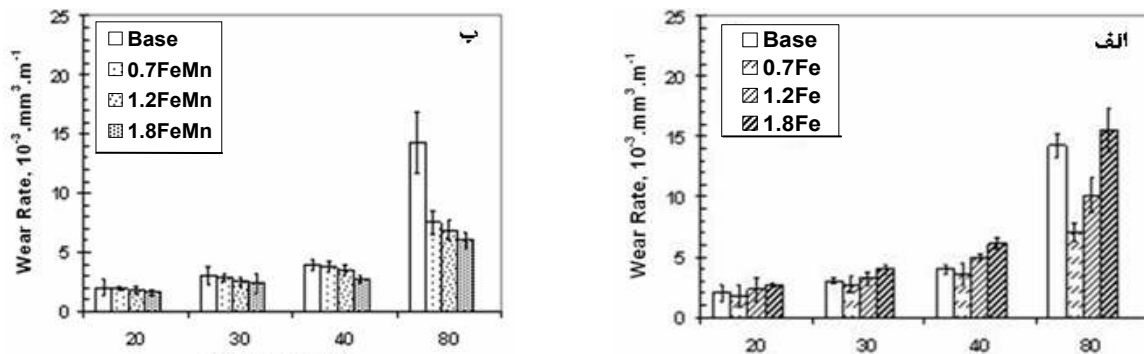
و منگنز در این آلیاژ، علاوه بر رسوبات حروف چینی مقداری از رسوبات آلفا با مورفولوژی ستاره ای یا چند ضلعی نیز در ساختار قابل رویت هستند (شکل ۴-ب). این رسوبات در واقع فازهای اولیه ای هستند که پیش از شکل گیری دندریتهای آلومینیم آلفا رسوب می نمایند. با توجه به حضور صفحات بتای اولیه در ساختار آلیاژ ۱/۲Fe نقش مخرب این ذرات بر روی استحکام و انعطاف پذیری آلیاژ انتظار می رود که در صورت شکل گیری فاز آلفا با مورفولوژی حروف چینی یا چند ضلعی، اثرات تدری و تمرکز تنش ناشی از حضور این ذرات در زمینه تا حد بسیار زیادی خنثی گشته و خواص کششی آلیاژ بهبود یابد. با توجه به نتایج خواص کششی (جدول ۳)، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ ۱/۲FeMn در مقایسه با آلیاژ ۱/۲Fe به ترتیب حدود ۲۵ و ۸۵ درصد افزایش یافته است. ترکیب شیمیایی آلیاژ ۱/۸FeMn به گونه ای است که ترکیبات غنی از آهن بیشتر

نمودار تغییرات نرخ سایش (تحت بار اعمالی 40N)، و استحکام کششی بر حسب درصد آهن آلیاژ در دو شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده توسط منگنز در شکل ۶ ارایه شده است. همانگونه که در شکل ۶-الف مشاهده می شود در شرایط عدم بهسازی، با افزایش استحکام کششی، نرخ سایش آلیاژ کاهش یافته و در صورت افت خواص کششی، نرخ سایش افزایش می یابد. بنابراین به نظر می رسد که تحت این شرایط امکان برقراری یک ارتباط معنا دار بین خواص سایشی و خواص کششی وجود دارد. با این حال با توجه به شکل ۶-ب برای آلیاژهای بهسازی شده یک چنین ارتباطی مشاهده نمی گردد. در مورد این آلیاژها بهترین خواص مکانیکی مربوط به آلیاژ $1/2\text{FeMn}$ است در حالیکه بهترین خواص سایشی در آلیاژ $1/8\text{FeMn}$ مشاهده می گردد. بررسی نرخ سایش (شکل ۵) و سختی آلیاژ (جدول ۳) در دو شرایط بهسازی نشده و بهسازی شده توسط منگنز نیز موید آن است که توجیه و تفسیر خواص سایشی با استفاده از خواص مکانیکی همواره امکان پذیر نمی باشد. بر اساس قانون آرچارد [۱۱]، نرخ سایش مواد با معکوس سختی ماده نرم تر متناسب است، لذا در صورت افزایش سختی آلیاژ، انتظار می رود که نرخ سایش آن کاهش یافته یا مقاومت سایشی آن افزایش یابد. با این حال با توجه به جدول ۳ صرف نظر از انجام یا عدم انجام بهسازی سختی آلیاژ با افزایش میزان آهن افزایش می یابد. این در حالیست که کمترین نرخ سایش در شرایط عدم بهسازی مربوط به آلیاژ $0/7\text{Fe}$ است که سختی آن حدود $3/5$ درصد کمتر از سختی آلیاژ $1/2\text{Fe}$ و حدود $8/3$ درصد کمتر از سختی آلیاژ $1/8\text{Fe}$ می باشد، لذا افزایش سختی یک ماده همواره مترادف با بهبود مقاومت سایشی آن نبوده و چنانچه افزایش سختی ماده همراه با افت انعطاف پذیری آن باشد (جدول ۳)، می تواند موجب تضعیف خواص سایشی آن شود. با این حال با توجه به تغییر مورفولوژی فاز بتا در آلیاژهای بهسازی شده و در پی آن افزایش انعطاف پذیری زمینه نسبت به آلیاژ بهسازی نشده، بهترین خواص سایشی در این آلیاژها مربوط به آلیاژ $1/8\text{FeMn}$ است که سختی بالایی دارد.

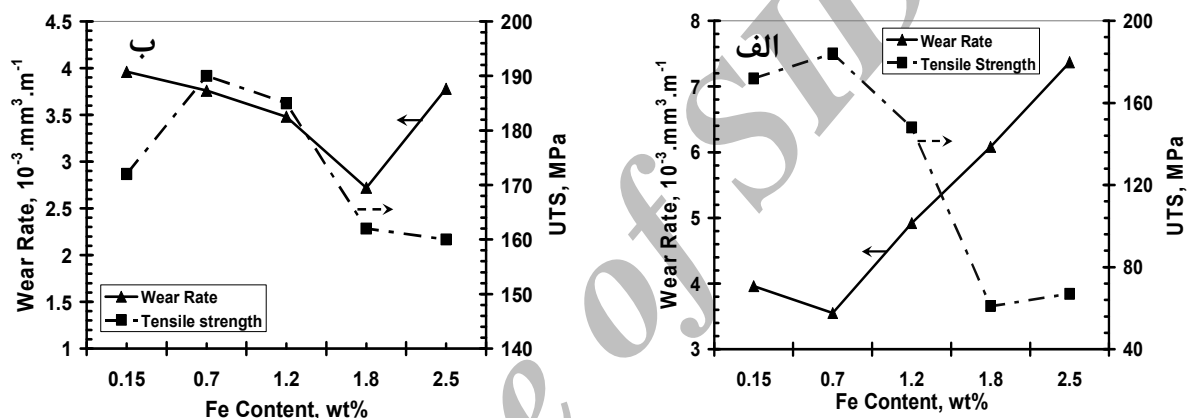
به صورت فازهای اولیه با مورفولوژی چند ضلعی و/یا ستاره ای شکل در زمینه رسوب می نمایند (شکل ۴-پ). بنابراین در ازای کاهش میزان رسوبات حروف چینی، کسر حجمی فازهای اولیه (رسوبات ستاره ای شکل و چند ضلعی) در آلیاژ به تدریج افزایش می یابد. فصل مشترک این فازهای اولیه از نوع پخ دار بوده و در مقایسه با رسوبات حروف چینی پیوندشان با زمینه ضعیف تر است [۸ و ۱۰]، لذا انتظار می رود که حضورشان موجب افت خواص کششی آلیاژ گردد. با این حال همانگونه که قبلا نیز عنوان گردید مورفولوژی و نسبت طول به عرض ذرات آلفا به گونه ای است که میزان تمرکز تنش ناشی از حضور آنها در زمینه بسیار کمتر از میزان تمرکز تنش در ساختارهای حاوی رسوبات سوزنی شکل است. علاوه بر این با توجه به شکل ۳-ب اشاعه ترکهای نشات گرفته از ذرات آلفا مستلزم عبور از فاز نرم آلومینیم آلفا است، لذا در مقایسه با شرایط عدم بهسازی اثرات منفی ناشی از حضور رسوبات آلفای اولیه در ریزساختار بر خواص مکانیکی به مراتب کمتر است. بر این اساس با توجه به جدول ۳ استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ $1/8\text{FeMn}$ به ترتیب حدود ۱۶۵ و ۶۳۰ درصد بیش از استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ $1/8\text{Fe}$ است.

بررسی تاثیر ترکیبات غنی از آهن بر خواص سایشی

نمودار تغییرات نرخ سایش آلیاژهای مختلف بر حسب بار اعمالی در شکل ۵ نشان داده شده است. در شرایط عدم بهسازی، افزودن $0/7$ درصد آهن به ترکیب آلیاژ موجب بهبود مقاومت به سایش می گردد بنحویکه نرخ سایش آلیاژ $0/7\text{Fe}$ تحت تحت چهار بار ۲۰، ۳۰، ۴۰ و 80N به ترتیب حدود $12/5$ ، 10 ، $7/5$ و 50 درصد کمتر از نرخ سایش آلیاژ پایه (حاوی $0/15\%$ آهن) است. اما در صورت افزودن مقادیر بیشتر آهن و شکل گیری رسوبات درشت بتای اولیه در زمینه (شکل ۱)، مقاومت سایشی آلیاژ افت می نماید. نرخ سایش آلیاژ $1/8\text{Fe}$ تحت بارهای مورد بررسی یعنی ۲۰، ۳۰، ۴۰ و 80N به ترتیب حدود ۵۴، ۴۸، ۶۲ و ۱۲۸ درصد بیش از نرخ سایش آلیاژ $0/7\text{Fe}$ می باشد.



شکل ۵. تاثیر آهن و بار اعمالی بر نرخ سایش آلیاژ ۳۳۲ (الف) شرایط بهسازی نشده، (ب) شرایط بهسازی شده توسط منگنز.



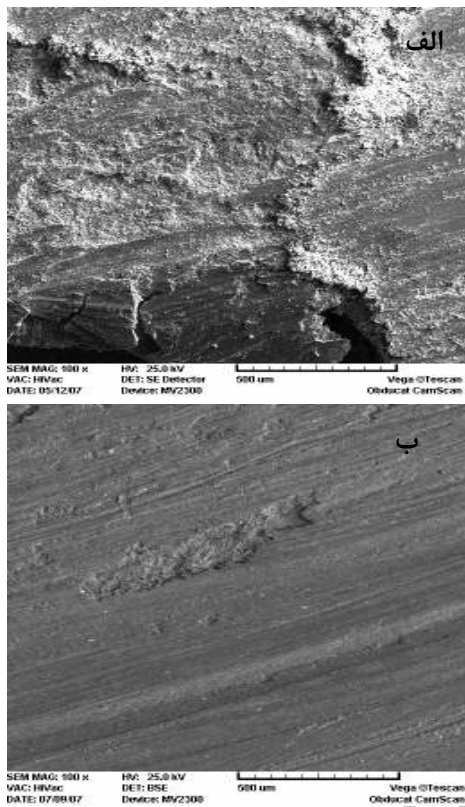
شکل ۶. نمودار تغییرات نرخ سایش و استحکام کششی آلیاژ بر حسب درصد آهن در دو شرایط (الف) بهسازی نشده و (ب) بهسازی شده توسط منگنز تحت بار اعمالی ۴۰ نیوتن.

پین و دیسک جلوگیری می شود. علاوه بر این چنانچه استحکام برشی لایه مذکور کم باشد حضور آن موجب کاهش ضریب اصطکاک بین نمونه و جسم مقابل می گردد [۱۱]. بنابراین چنانچه نرخ تشکیل لایه تریبولوژیکی از نرخ برداشت آن بیشتر باشد لایه محافظ پایدار مانده و در نقش یک لایه محافظ می تواند موجب کنترل نرخ سایش آلیاژ می گردد. از سوی دیگر هر عاملی که موجب تضعیف لایه و افزایش نرخ برداشت آن گردد نرخ سایش آلیاژ را افزایش می دهد.

تصویر میکروسکوپی از نواحی زیر سطح سایش دو آلیاژ ۱/۸Fe و ۱/۸FeMn پس از سایش تحت بار ۴۰N در شکل ۷ نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می گردد صفحات ترد بتا در شکل ۷-الف، در اثر کرنشهای شدید زیر سطحی در راستای لغزش خمیده شده و خرد گشته اند. پس از خرد شدن صفحات بتا، این ذرات نقش استحکام دهی خود را از دست داده و سیلان پلاستیک لایه های سطحی تسهیل می گردد.

در اثر تماس لغزشی بین دو جسم و ایجاد تنشهای زیر سطحی، ترکهای میکروسکوپی از نقاط مستعد که بیشتر ذرات سیلیسیم خرد شده یا فصل مشترک ذرات سیلیسیم با زمینه و یا در ذرات ترد غنی از آهن می باشند جوانه زده و با اشاعه آنها به سطح، ماده به صورت ذرات ورقه ای شکل از سطح جدا می شود. با این حال مورفولوژی و میزان ذرات ناشی از سایش به عوامل مختلفی اعم از بار اعمالی، سرعت و درجه حرارت و بستگی دارد. در بارهای کم ذرات ناشی از سایش بیشتر ریز و هم محور بوده و معمولاً به صورت ترکیبی از ذرات مختلف اعم از ذرات آلومینیم و آهن، ذرات سیلیسیم و اکسیدها هستند [۱۲]. این ذرات طی لغزش به تدریج با یکدیگر مخلوط گشته و به صورت یک لایه نسبتاً فشرده موسوم به لایه تریبولوژیکی بر روی سطح آلیاژ قرار می گیرند. در حضور این لایه تماس مستقیم بین زمینه آلومینیمی و دیسک فولادی محدود گشته و از بروز سایش چسبنده بین

طول به عرض ذرات آلفا به گونه ای است که در یک شرایط یکسان، میزان تمرکز تنش بر روی این ذرات به مراتب کمتر است [۱۳].



شکل ۸. تصاویر میکروسکپ الکترونی (SEM) از سطح سایش دو آلیاژ $1/8\text{Fe}$ و $1/8\text{FeMn}$ پس از سایش تحت بار 40N در دو شرایط (الف) بهسازی نشده و (ب) بهسازی شده توسط منگنز.

حاوی فاز آلفا، تغییر شکل و خردایش ذرات موجود در لایه های سطحی کاهش می یابد (شکل ۷ الف و ب). تحت این شرایط پایداری لایه تریبولوژیکی بر روی سطح افزایش یافته و نرخ برداشت آن کاهش می یابد. مورفولوژی سطح سایش آلیاژ $1/8\text{FeMn}$ پس از سایش تحت بار اعمالی 40N ارایه شده در شکل ۸-ب نشان دهنده سایش نرم تر این نمونه است.

نتیجه گیری

۱- نتایج نشان می دهند افزودن حدود $0/7$ درصد آهن به آلیاژ پایه F۳۳۲ باعث بهبود خواص مکانیکی و سایشی آلیاژ می شود. این در حالیست که افزودن مقادیر بیشتر آهن به آلیاژ پایه باعث تشکیل رسوبات غنی از آهن بزرگتر و با کسر



شکل ۷. تصاویر میکروسکپ الکترونی (SEM) از نواحی زیر سطح سایش دو آلیاژ $1/8\text{Fe}$ و $1/8\text{FeMn}$ پس از سایش تحت بار 40N در دو شرایط (الف) بهسازی نشده و (ب) بهسازی شده توسط منگنز.

تحت این شرایط توانایی زیر لایه در حفظ و نگهداری لایه تریبولوژیکی کاهش یافته و انتظار می رود که نرخ برداشت لایه افزایش یابد. بررسی تصویر میکروسکپی سطح سایش آلیاژ $1/8\text{Fe}$ پس از سایش تحت بار 40N در شکل ۸-الف نیز موید ناپایداری شدید لایه تریبولوژیکی و برداشت آن از روی سطح است. علاوه بر این خرده های ناشی از شکست صفحات بتا نیز به تدریج و در اثر سایش و/ یا سیلان پلاستیک لایه های سطحی به سطح پین نزدیک گشته و به لایه تریبولوژیکی می پیوندند. در شکل ۷-الف می توان مشاهده نمود خرده های مذکور به صورت ذراتی مجزا در لایه تریبولوژیکی ظاهر گشته که می توانند موجب افت انسجام ساختاری آن شوند بنحوی که اشاعه ترک در لایه تریبولوژیکی عمدتاً از فصل مشترک ذرات بتا خرد شده ایجاد می گردد. در مقایسه با فازهای صفحه ای شکل بتا، مورفولوژی و نسبت

منابع

1. F. Wang, Z. Zhang, Y. Ma and Y. Jin, *Effect of Fe and Mn additions on microstructure and wear properties of spray-deposited Al-20Si alloy*, Materials Letters, 58(2004)2442-2446.
2. L. F. Mondolfo, *Aluminium alloy: Structure and Properties*, Butterworths, London-Boston, first publish, (1976)534-774.
3. P. N. Crepeau, *Effect of iron in Al-Si casting alloys: a critical review*, AFS Transaction, 103(1995)361-366.
4. T. O. Mbuya, B. O. Odera and S. P. Nganga, *Influence of iron on castability and properties of aluminium silica alloys: literature review*, International Journal of Cast Metals Research, 16(2003)1-15.
5. S. Gowri and F. H. Samuel, *Effect of alloying elements on the solidification characteristics and microstructure of Al-Si-Cu-Fe 380 alloy*, Metallurgical Materials Transaction A, 25(1994)2,437-448.
6. F. H. Samuel, P. Ouellet, A. M. Samuel and H. W. Doty, *Effect of Mg and Sr addition on the formation of intermetallics in Al-6Si3.5Cu-0.45Mg-0.85Fe 319 type alloy*, Metallurgical and Materials Transaction A, 29(1998)2871-2884.
7. J. A. Taylor, *The effect of iron in Al-Si casting alloys*, Casting Concepts: 35th Australian Foundry Institute National Conference, (2004).
8. M. H. Mulazimoglu, A. Zaluska, J. E. Gruzleski and F. Paray, *Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy*, Metallurgical and Materials Transactions, 27(1996)929-936.
9. O. Vorren, J. E. Evensen and T. B. Pedersen, *Microstructure and mechanical properties of Al-Si (Mg) casting alloys*, AFS Transactions, 92(1984)459-466.
10. X. Cao and J. Campbell, *Effect of precipitation of primary intermetallic compounds on tensile properties of cast Al-11.5Si-0.4Mg alloy*, AFS Transactions, 61(2000)391-399.

حجمی بیشتر در نمونه شده که باعث کاهش خواص مکانیکی و مقاومت به سایش آلیاژ می شود.

۲- انجام بهسازی شیمیایی آلیاژ از طریق افزودن منگنز به ترکیب نمونه‌ها باعث تغییر مورفولوژی فازهای ترد و شکننده غنی از آهن، از حالت سوزنی شکل به مورفولوژی‌های فشرده تر مانند حروف چینی و/یا ستاره‌ای می شود. این می‌تواند باعث بهبود استحکام کششی آلیاژ و درصد ازدیاد طول آنها و همچنین افزایش مقاومت به سایش آلیاژهای حاوی مقادیر بالاتر آهن تا حدود ۱/۸ درصد آهن گردد.

۳- هر چند با افزودن منگنز به آلیاژ خواص مکانیکی و سایشی نمونه‌ها بهبود یافته است، اما همواره ارتباط مشخصی بین خواص مکانیکی و سایشی نمونه‌ها وجود ندارد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان از صندوق حمایت از پژوهشگران کشور ریاست جمهوری به دلیل تامین بخشی از بودجه این تحقیق قدردانی می‌نمایند.

11. I. M. Hutchings, *Tribology: Friction and wear of engineering materials*, Edward Arnold, Cambridge, London, (1992).
12. C. Y. Yang, S. L. Lee, G. K. Lee and J. G. Lin, *Effect of Sr and Sb modifiers on the sliding behaviour of A357 alloy under varying pressure and speed conditions*, Wear, 261(2006)1348-1358.
13. N. A. Belov and A. A. Aksenov, *Iron in alloys; impurity and alloying elements*, Taylor and Francis, New York, U.S.A , (2002).