

بررسی ریزساختار آلیاژهای عملیات حرارتی شده γ -TiAl حاوی Si

سعید حشمتی منش

استادیار گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

(تاریخ دریافت: ۷۶/۲/۱ تاریخ تصویب: ۷۷/۲/۱۲)

چکیده

در این مقاله ریزساختار آلیاژهای بر پایه γ -TiAl که حاوی مقدار کمی Si می باشند مطالعه شده و طبیعت فازهای گوناگون و نحوه توزیع آنها بعد از عملیات حرارتی مورد بررسی قرار گرفته‌اند. در اثر عملیات حرارتی در دماهای بالا بر روی این آلیاژها مکانیزمهایی از تغییر حالت در فاز α ، منجر به تشکیل ریزساختارهایی از قبیل لایه‌ای $(\alpha_2 + \gamma)$ ، سوزنی^(۱) و توده‌ای^(۲) γ می شود. روش های مختلف تجزیه فاز α برحسب ترکیب آلیاژ و سرعت سرد شدن آن مورد بحث قرار گرفته‌اند. ملاحظه شده است که اضافه نمودن سیلیسیم به آلیاژ نقش مهمی را در این رابطه ایفا می نماید. بطوریکه حل شدن آن در محلول جامد α مانع وقوع واکنش شبه یوکتوئیدی شده و انجام تغییر حالت توده‌ای را حتی در شرایط سرد کردن در هوا را امکانپذیر می سازد.

کلید واژه‌ها: آلیاژهای بین فلزی، تیتانیوم آلومیناید، عملیات حرارتی، ریزساختار، سرعت تبرید، تغییر حالت توده‌ای، ساختار ویدمان اشتاتن، ساختار لایه‌ای، مرزهای ضد فاز، تیتانیوم سیلیساید

مقدمه

دیگری می توانند حاصل شوند. اضافه نمودن عناصر آلیاژی نیز بنوبه خود تجزیه فاز α را تحت تاثیر قرار می دهد. مثلاً نشان داده شده است که اضافه نمودن Nb به آلیاژ و سرد کردن سریع آن از ناحیه α می تواند به تشکیل ساختار مارتنزیتی γ منجر شود [۴].

سیلیسیم یک عنصر آلیاژی مهم در آلیاژهای تیتانیوم است. این عنصر عامل افزایش استحکام در محلول جامد است [۵]. در دماهای بالا سیلیسیم بر نایبایی های متحرک رسوب نموده و با کاهش تحرک نایبایی ها مقاومت به خزش را افزایش می دهد [۶]. مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی نیز می تواند با افزودن سیلیسیم بهبود یابد [۷]. بعلاوه، پخش شدن ذرات سیلیساید (که از افزودن سیلیسیم بر آلیاژهای تیتانیوم حاصل می شوند) در زمینه این آلیاژها سبب افزایش استحکام و بهبود پایداری ریزساختار در دماهای بالا می گردد [۸].

در این مقاله تجزیه فاز α در آلیاژهای بر پایه γ که حاوی Si

آلیاژهای بر پایه γ -TiAl به دلیل دانسیته کم، نقطه ذوب بالا، استحکام زیاد در دماهای بالا، مقاوم بودن در برابر اکسایش و جذب هیدروژن و خواص خزشی عالی، پتانسیل بسیار خوبی برای تبدیل شدن به یکی از مهمترین مواد مورد استفاده در صنعت هوافضا دارند. مطالعات انجام شده بر روی تغییر حالت آلیاژهای دوتایی γ ، اثر قابل توجه سرعت سرد شدن بر تجزیه فاز α را زمانیکه آلیاژ در دماهای بالاتر از خط تبدیل α به γ عملیات حرارتی شده باشد نشان داده‌اند [۱ و ۲]. در سرعتهای سرد شدن نسبتاً آهسته، نظیر سرد شدن درون کوره، فاز α از طریق یک واکنش شبه یوکتوئید تجزیه شده و ساختار کلاسیک لایه‌ای تشکیل می شود. در سرعتهای بالای سرد شدن واکنش تجزیه $\gamma + \alpha_2 \rightarrow \alpha$ متوقف شده و به جای آن یک تغییر حالت مستقیم از α به γ رخ می دهد. پیشنهاد شده است که این نوع تغییر حالت یک تغییر حالت توده‌ای است [۳]. در سرعتهای متوسط سرد شدن، ریزساختارهای

زرورق Mo پیچیده شده و در لوله‌های کوارتز قرار داده شدند. لوله‌ها بعد از خلاء نمودن، با گاز آرگون پر شده و بسته شدند. هر نمونه داخل لوله در یک کوره لوله‌ای قائم بمدت دو ساعت در دمای مورد نظر عملیات حرارتی شده و سپس با سرعت مناسب سرد شد. دماهای عملیات حرارتی و نحوه سرد کردن نمونه‌ها در جدول ۲ خلاصه شده است.

برای مطالعه ریزساختارها از میکروسکوپ نوری مجهز به نور پلاریزه، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و عبوری (TEM) استفاده شد.

جدول ۲: نحوه عملیات حرارتی نمونه‌ها.

نمونه	دمای عملیات حرارتی و نحوه سرد کردن				
	۱۱۸۰ °C	۱۳۳۰ °C	۱۳۵۰ °C	۱۳۶۵ °C	۱۴۰۰ °C
A1	W.Q. ^۱	W.Q.	W.Q.	—	—
A2	W.Q.	W.Q.	W.Q.	I.W.Q. ^۲ , A.C. ^۳	—
A3	W.Q.	W.Q.	—	—	I.W.Q., W.Q., A.C.

۱ - W.Q. = سرد کردن در آب

۲ - I.W.Q. = سرد کردن در آب یخ

۳ - A.C. = سرد کردن در هوا

نتایج

۱ - ریزساختارها در حالت ریخته شده

ریزساختار آلیاژها در حالت ریخته شده متشکل از ساختارهای لایه‌ای ($\alpha_2 + \gamma$) و فاز γ همراه با سیلیساید های یوتکتیکی است (شکل ۱). ریزساختار نمونه A1 مورفولوژی های گوناگونی از ساختارهای یوتکتیکی را نشان می‌دهد که در مراحل مختلف انجماد تشکیل شده‌اند. ساختار لایه‌ای از تجزیه فاز α در حین سرد شدن قطعه بعد از انجماد آن حاصل می‌شود. در نمونه‌های با مقادیر Si کمتر (A2 و A3) کسر حجمی پایین تری از ساختار یوتکتیکی حاصل می‌شود. تفسیر واکنشهای انجماد که منجر به تشکیل این ریزساختارها می‌شوند

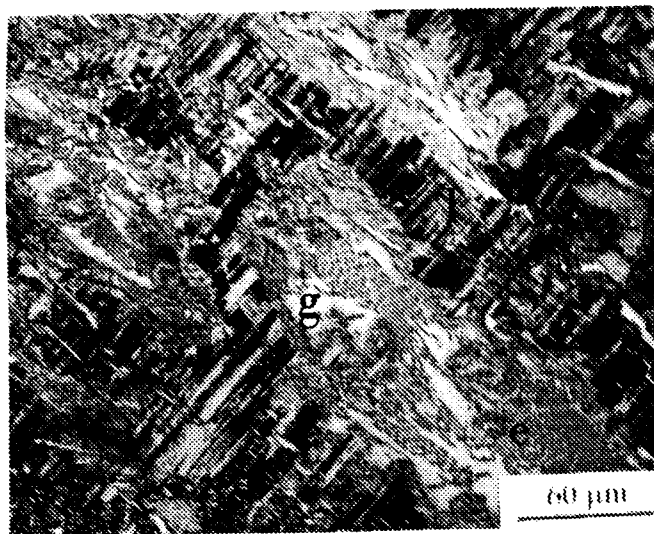
می‌باشند مطالعه شده و ریزساختارهای ملاحظه شده در این آلیاژها برحسب ترکیب آلیاژ و شرایط عملیات حرارتی مورد بررسی قرار می‌گیرند.

روش تحقیق

نمونه‌هایی از آلیاژهای سه تایی بوزن ۲۰ گرم با ذوب کردن عناصر خالص در یک کوره قوسی و برروی صفحه مسی آبگرد آن و در محیط گاز آرگون و با استفاده از الکتروود تنگستن تهیه شدند. در ضمن ذوب کردن، آلیاژها در حدود دو دقیقه بصورت مذاب نگهداشته شدند و بعد از سرد شدن برگردانده شده و مجدداً ذوب شدند. بمنظور اطمینان از همگن شدن هر نمونه، این عمل سه بار تکرار شد. ترکیبات آلیاژهایی که در این تحقیق تهیه شدند و با A1-A3 مشخص شده‌اند در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی آلیاژهای تهیه شده (at.%).

	A1	A2	A3
Ti	۵۰/۱۸	۵۱/۴۸	۵۱/۴۷
Al	۴۶/۳۲	۴۷/۵۲	۴۸/۰۳
Si	۳/۵	۱	۰/۵



شکل ۱: تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ A1 در شرایط ریختگی.

1 = ساختار لایه‌ای $g = \gamma$ فاز γ $e =$ ساختار یوتکتیک.

برای انجام عملیات حرارتی، نمونه‌ها یک به یک در

در دماهای متوسط همگن شدند متعاقباً در آب یخ سرد شدند و نمونه های دسته دوم با سرعت های مختلف سرد شدند. عملیات حرارتی در دماهای متوسط ($1330^{\circ}\text{C} - 1180^{\circ}\text{C}$) بدون آنکه موجب تغییری اساسی در ریزساختار حالت ریختگی شود سبب کروی شدن ذرات سیلیساید شد. اما در نمونه هایی که در دماهای بالا عملیات حرارتی شدند ریزساختارهای ویژه ای مشاهده شدند که توضیح آنها در ذیل ارائه می شود. ذکر این نکته ضروری است که تجزیه شیمیایی نقطه ای با استفاده از EDX مشخص نموده است که حلالیت سیلیسیم در فاز α در همسایگی ترکیب Ti-48Al و در محدوده دمایی مورد نظر ما همواره کمتر از ۵٪ درصد اتمی است [۱۱]. لذا با توجه به این که مطالعه تجزیه فاز α در شرایط گوناگون سرد کردن مدنظر می باشد، می توان انتظار داشت که در نمونه های حاوی مقادیر متفاوت سیلیسیم (۵٪ درصد اتمی و بالاتر)، در صورت انجام عملیات حرارتی یکسان، تغییر حالت های مشابهی در فاز α رخ دهد.

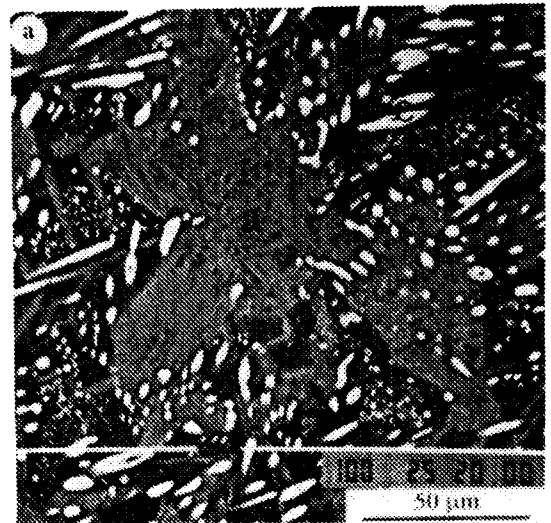


شکل ۳: تصویر میکروسکوپی با نور پلاریزه از آلیاژ A2 که در 1350°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب سرد شده است؛ ساختار سوزنی.

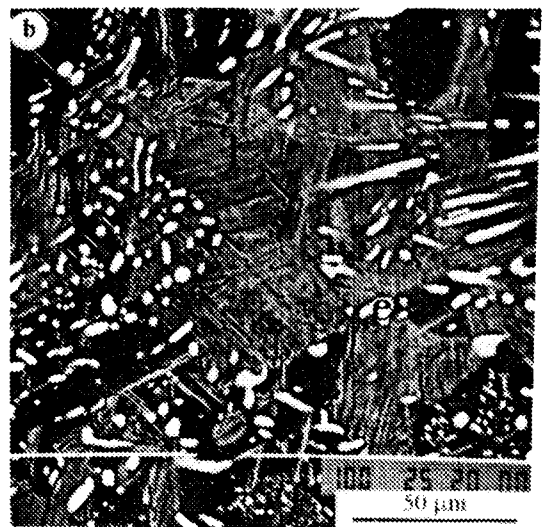
۲-۱ - عملیات حرارتی در دماهای بالا

نمونه هایی از آلیاژهای A1 و A2، بمدت دو ساعت در 1350°C حرارت داده شده و سپس در آب سرعت سرد شدند. تصاویری از ریزساختارهای حاصل در شکل های ۲

با استفاده از نمای تصویر شده سطوح لیکیدوس سیستم سه تایی Ti-Al-Si در مقالات دیگری ارائه شده است [۹ و ۱۰].



a = ساختار سوزنی در یک زمینه γ .



b = ساختارهای لایه ای و ویدمان اشتاتن.

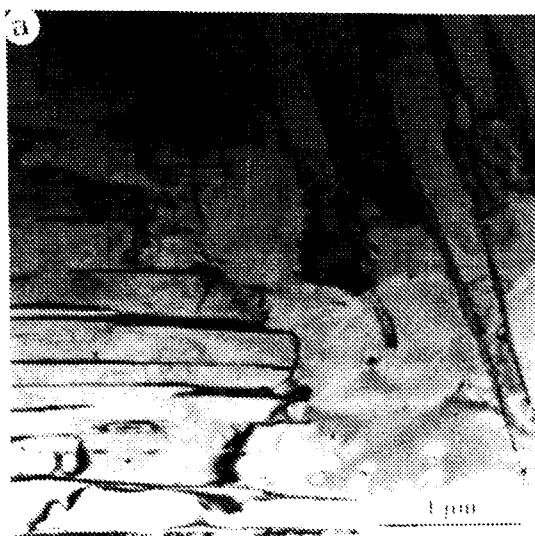
شکل ۲: تصاویر الکترون برگشتی BEI از آلیاژ A1 که در 1350°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب سرد شده است.

1 = ساختار لایه ای $\gamma = \text{g}$ فاز γ = سیلیساید های یوتکتیکی.

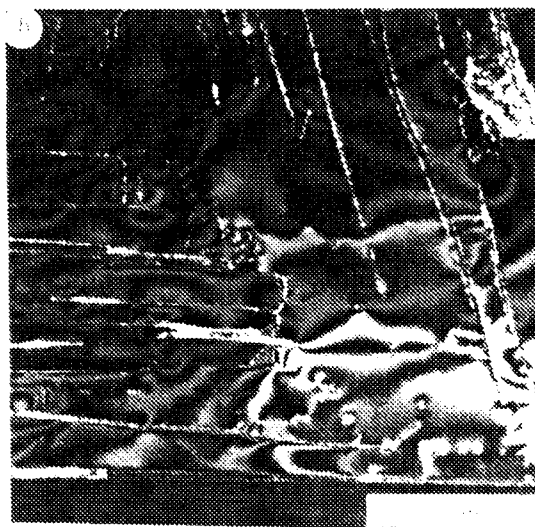
۲ - ریزساختارها بعد از عملیات حرارتی

عملیات حرارتی در دو محدوده دمایی انجام شد:

(۱) محدوده دمایی متوسط ($1330^{\circ}\text{C} - 1180^{\circ}\text{C}$)؛ و
(۲) محدوده دمایی بالا (1350°C و بالاتر). نمونه هایی که



a = تصویر با زمینه روشن .



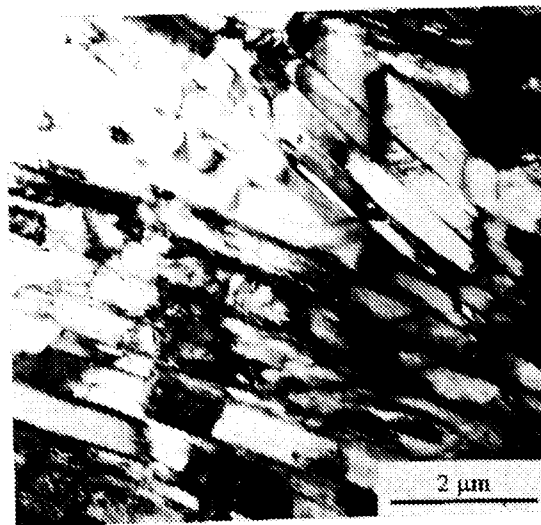
b = تصویر با زمینه تاریک که با استفاده از انعکاس صفحه (200) فاز α_2 بدست آمده است.

شکل ۵: تصویر TEM از آلیاژ A1 که در 1350°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب سرد شده است.

گفت که کلنی های مذکور در حقیقت از یک دانه α حاصل شده اند.

نمونه هایی از آلیاژ A2 به مدت دو ساعت در 1365°C همگن شده و سپس در آب یخ و یا هوا سرد شدند. ریزساختار نمونه سرد شده در آب یخ (شکل ۶) کسر حجمی بالایی از فاز γ را همراه با ساختار سوزنی نشان

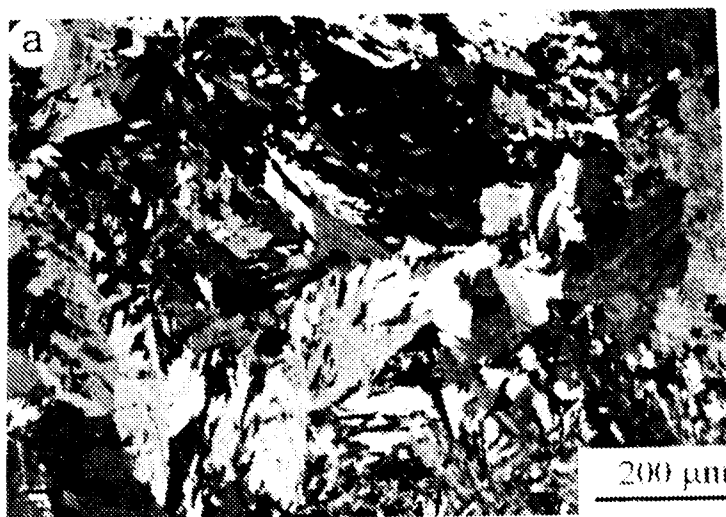
و ۳ دیده می شوند. در این نمونه ها ریزساختارهایی متشکل از فاز γ ساختار لایه ای ($\alpha_2 + \gamma$)، ساختار سوزنی و ساختار ویدمان اشتاتن وجود دارد. مورفولوژی های گوناگون این ریزساختارها نشان می دهند که در اثر عملیات حرارتی در ناحیه سه فاز $\alpha + \gamma + \text{Ti}_5(\text{Si,Al})_3$ در سیستم سه تایی Ti-Al-Si و سرد کردن سریع بعدی، فاز α با مکانیزم های مختلفی تغییر حالت یافته است. در تصویر الکترونی برگشتی BEI (شکل ۲a) ناحیه سوزنی کنتراست متفاوتی را با ناحیه تاریک اطراف خود (فاز γ) نشان می دهد که مشخص کننده تفاوت ترکیب شیمیایی بین آنهاست و در حقیقت دندریتهای فاز α که در مراحل اولیه انجماد تشکیل شده اند در اثر سرد کردن سریع به ساختار سوزنی تبدیل شده اند. تصویر روشن تری از ساختار سوزنی که توسط TEM بدست آمده در شکل ۴ نشان داده شده است و الگوی تفرق بدست آمده از آن نشان می دهد که تیغه ها از فاز γ هستند و زاویه کوچکی در حدود $10-20^\circ$ درجه با یکدیگر دارند [۱۱]. همچنین تصویر TEM از قسمتی از نمونه که دارای ریزساختار ویدمان اشتاتن است نشان می دهد که کلنی هایی از لایه ها با جهات مختلف در این نواحی وجود دارند. تصویر با زمینه تاریک از این کلنی ها (شکل ۵) نشان می دهد که جهت فاز α_2 در دو کلنی مجاور یکی است. به عبارت دیگر می توان



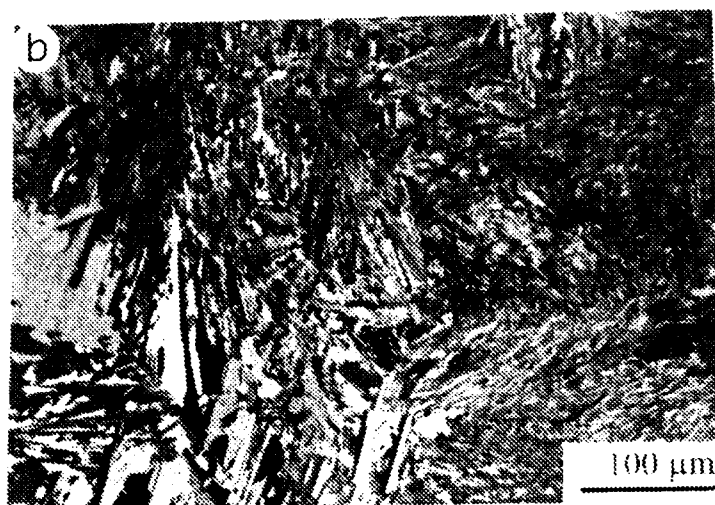
شکل ۴: تصویر TEM از آلیاژ A2 که در 1350°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب سرد شده است؛ تصویر با زمینه روشن از ساختار سوزنی .

فاز توده‌ای (γ) رخ داده است. فصل مشترک فاز γ_m با اطرافش غالباً کنگره‌دار است. از طرف دیگر، نمونه سرد شده در هوا (شکل ۷) ساختار لایه‌ای را همراه با کسر حجمی بالایی از ساختار سوزنی نشان می‌دهد. تشکیل ساختار ویدمان اشتاتن در این نمونه ملاحظه می‌شود.

می‌دهد. همچنین مقدار کمی از ساختار لایه‌ای در این نمونه وجود دارد. بنابراین فاز α عمدتاً به γ تبدیل شده و فقط کسر کوچکی از آن ایجاد ساختار لایه‌ای نموده است. کسر حجمی بالای فاز γ که در این شرایط تشکیل شده، پیشنهاد می‌کند که احتمالاً واکنش مستقیم $\alpha \rightarrow \gamma_m$ یا γ_m



a = زمینه در این تصویر عمدتاً متشکل از فاز γ است.

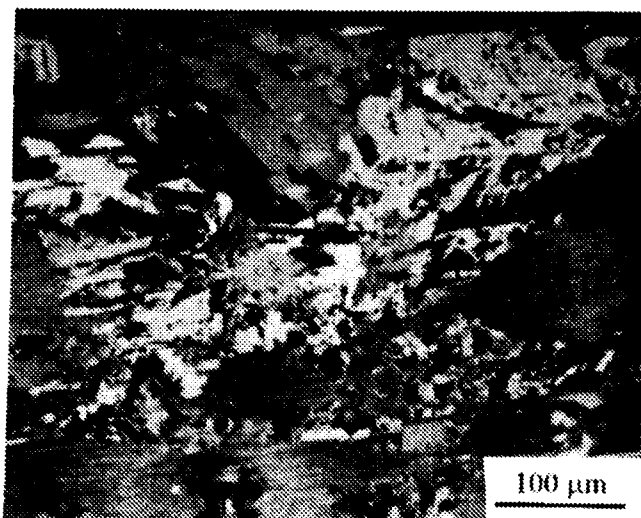


b = ساختار سوزنی

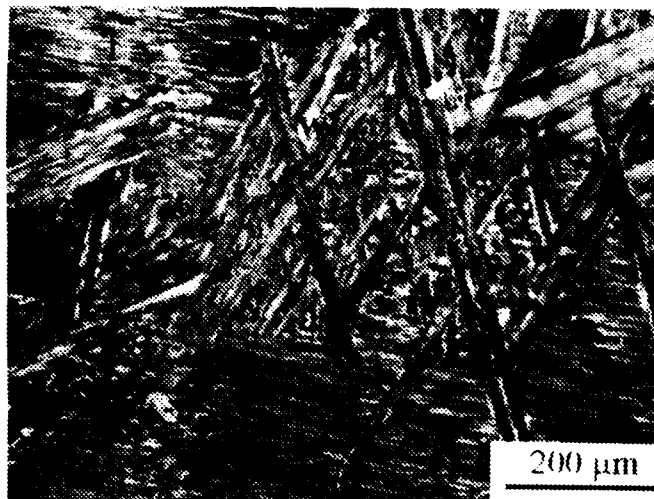
شکل ۶: تصاویر میکروسکوپی با نور پلاریزه از آلیاژ A2 که در 1365°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب یخ سرد شده است.

منطقه γ_m (شکل ۹) نشان می‌دهد که مرزهای ضد فاز همراه با نقائص در چیده شدن در این فاز موجودند. نمونه سرد شده در آب یخ کسر حجمی بالاتری از فاز γ را در مقایسه با نمونه سرد شده در آب بدست داد. ریزساختار نمونه سرد شده در هوا (شکل ۱۰a,c) نشان دهنده رقابت

نمونه‌هایی از آلیاژ A3 ب مدت دو ساعت در 1400°C همگن شده و سپس در آب یخ، آب و یا هوا سرد شدند. ریزساختار نمونه سرد شده در آب (شکل ۸) کسر حجمی بالایی از فاز γ_m را همراه با ساختار لایه‌ای و مقدار کمی از ساختار سوزنی نشان می‌دهد. تصاویر TEM از



شکل ۸: تصویر میکروسکوپی با نور پلاریزه از آلیاژ A3 که در 1400°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب سرد شده است؛ کسر حجمی بالایی از فاز γ_m همراه با ساختار لایه‌ای (1) ملاحظه میشود.



شکل ۷: تصویر میکروسکوپی با نور پلاریزه از آلیاژ A2 که در 1365°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در هوا سرد شده است. ساختار سوزنی (a) و ویدمان اشتاتن (w) در میان یک دانه بزرگ لایه‌ای (1).



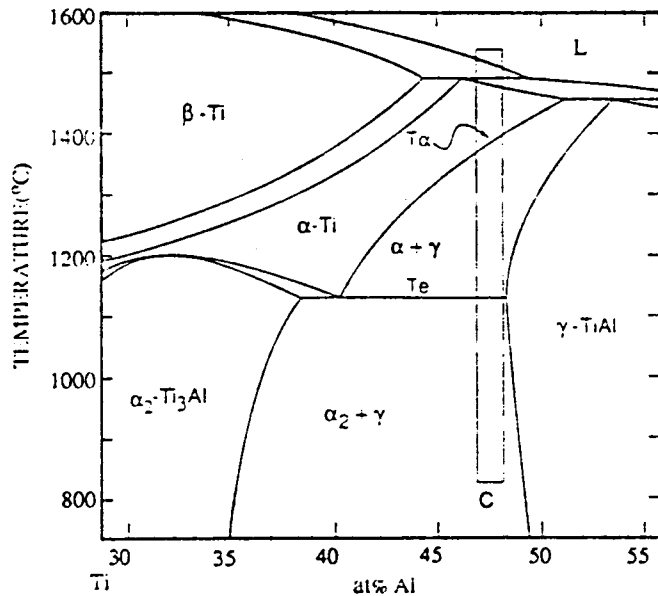
شکل ۹: تصویر TEM از آلیاژ A3 که در 1400°C به مدت دو ساعت عملیات حرارتی شده و در آب سرد شده است؛ تصویر با زمینه تاریک از فاز γ_m

ریزساختارهایی که بعد از عملیات حرارتی در دمای بالا در این تحقیق بدست آمد می‌تواند با بررسی نمودار دوتایی Ti-Al (شکل ۱۱) توضیح داده شود. همانطور که در این نمودار ملاحظه می‌شود، شیب متوسط ناحیه $\alpha + \gamma$ تقریباً ب موازات محور دما است و بنابراین می‌توان انتظار داشت که تشکیل γ تعادلی شدیداً در رقابت با واکنش توده‌ای

موجود در تشکیل ساختارهای گوناگون از فاز مادر α است. در این نمونه ساختارهای لایه‌ای و سوزنی شکل همراه با فاز γ ملاحظه می‌شوند. کنتراست های موجود در فاز γ حاکی از وجود نواحی ^(۱) مختلف در این فاز است. وجود نواحی و مرزهای ضد فاز در γ توسط TEM نیز تأیید و وقوع واکنش $\alpha \rightarrow \gamma_m$ در شرایط سرد نمودن در هوا به ثبوت رسید [۱۱]. در میان ساختار سوزنی گاهی نوارهایی از فاز γ به موازات هم تشکیل شده‌اند، شکل ۱۰c، و بازهم کنتراست موجود در آنها حاکی از وجود نواحی در این نوارهاست. وجود نوارها نشان‌دهنده تشکیل ابتدایی آنها در فاز α و تبدیل مابقی فاز α به ساختار سوزنی است.

بحث

طبیعت تغییرحالت توده‌ای در آلیاژ دوتایی Ti-Al در مقالات دیگری مورد بررسی قرار گرفته است [۱۲ و ۱۳]. وجود نواحی ضد فاز در محصول این استحاله بعنوان یک شاهد قوی جهت انجام واکنش توده‌ای $\alpha \rightarrow \gamma_m$ تلقی شده است. لازم به ذکر است نواحی ضد فاز در γ تعادلی دیده نشده است و عموماً نظر بر این است که γ مستقیماً از مذاب تشکیل شده و بنابراین هر دانه متشکل از یک ناحیه است.



شکل ۱۱: بخشی از نمودار دوتایی Ti-Al [۱۴].

مطالعه ریزساختار نمونه های ریخته گری و عملیات حرارتی شده نشان می دهد که در زیر 1330°C زمینه ای از ساختار لایه ای، γ تعادلی و سیلیساید های یوتکتیکی بدست می آید در حالیکه بعد از عملیات حرارتی در بالای 1350°C مورفولوژی های دیگری نیز نظیر γ حاوی نقائص شبکه ای خاص، γ سوزنی و ساختار ویدمان اشتاتن قابل حصول می باشند. این تفاوت در ریزساختار در اثر تغییر دمای عملیات حرارتی از 1330°C به 1350°C پیشنهاد می کند که صفحه T_0 ، یعنی مکان هندسی نقاطی که در آن انرژی آزاد فازهای α و γ باهم مساویند، در ناحیه سه فازی $\alpha + \gamma + \text{Ti}_5(\text{Si}, \text{Al})_3$ از نمودار سه تایی Ti-Al-Si باید در فاصله این محدوده دما قرار داشته باشد. کلیه اعمال حرارتی روی نمونه های A1 و A2 در ناحیه سه فازی $\alpha + \gamma + \text{Ti}_5(\text{Si}, \text{Al})_3$ انجام شده است. دمای عملیات حرارتی نمونه های A2 و A3 کاملاً بالای صفحه T_0 بوده و برای نمونه A1 درست در بالای صفحه مذکور بوده است. ساختار نمونه A3 در دمای 1400°C (درست در بالای خط تبدیل α) متشکل از فاز α و سیلیساید های یوتکتیکی می باشد.

همانطور که قبلاً ذکر شد ریزساختار نمونه A3 که در 1400°C عملیات حرارتی شده و در آب تبرید شده است عمدتاً متشکل از فاز γ است که در آن نقائصی چون مرزهای ضد فاز و نقص در چیده شدن و دوقلوهای

$\alpha \rightarrow \gamma_m$ باشد. لازم به ذکر است که مقاطع کامل سیستم سه تایی Ti-Al-Si تاکنون بدست نیامده است اما بررسی های اولیه نشان داده اند که افزایش مقادیر نسبتاً کم سیلیسیم به آلیاژهای دوتایی Ti-Al سبب افزوده شدن فاز سیلیساید $\text{Ti}_5(\text{Si}, \text{Al})_3$ به هریک از مناطق فازی در نمودار شکل ۱۱ می گردد [۱۱]. مضافاً اینکه افزودن سیلیسیم سبب انتقال خطوط تبدیل فازهای α و γ (۱) بطرف دماهای پایین تر می شود [۱۱].

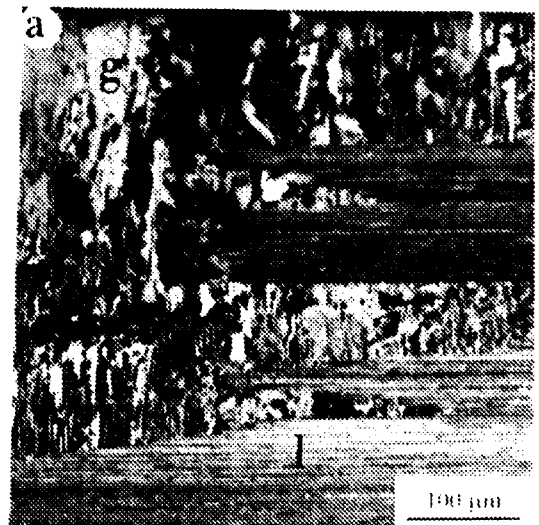


Figure 11a: $\gamma_m = a$ (g) in the vicinity of the construction layer (1). Change in contrast in the grains or lamellae of γ due to the presence of different domains (domains) is not.

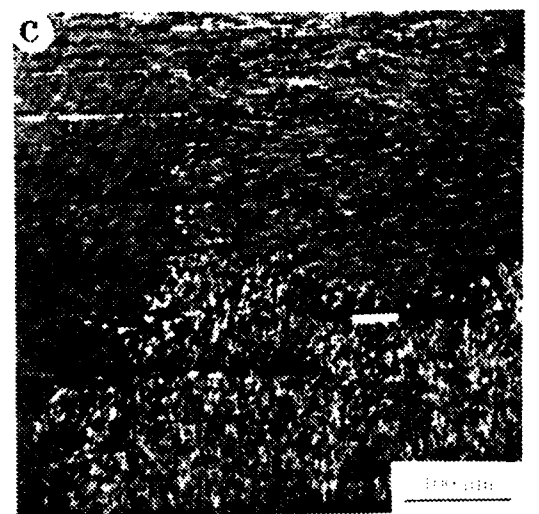


Figure 11c: $\gamma_m = c$ layers of $\gamma_m = g$ (g) to other grains in the construction layer. Figure 11: 10. Micrographs of Ti-Al alloy A3 with a 1400°C heat treatment for 2 hours and cooled in air.

نیمه همدوس رشد می کند. در شکل ۱۰، γ_m با مکانیزمی که توضیح داده شد بصورت نوارهای ضخیم موازی هم در فاز α تشکیل شده و بقیه فاز α به ساختار سوزنی تبدیل شده است.

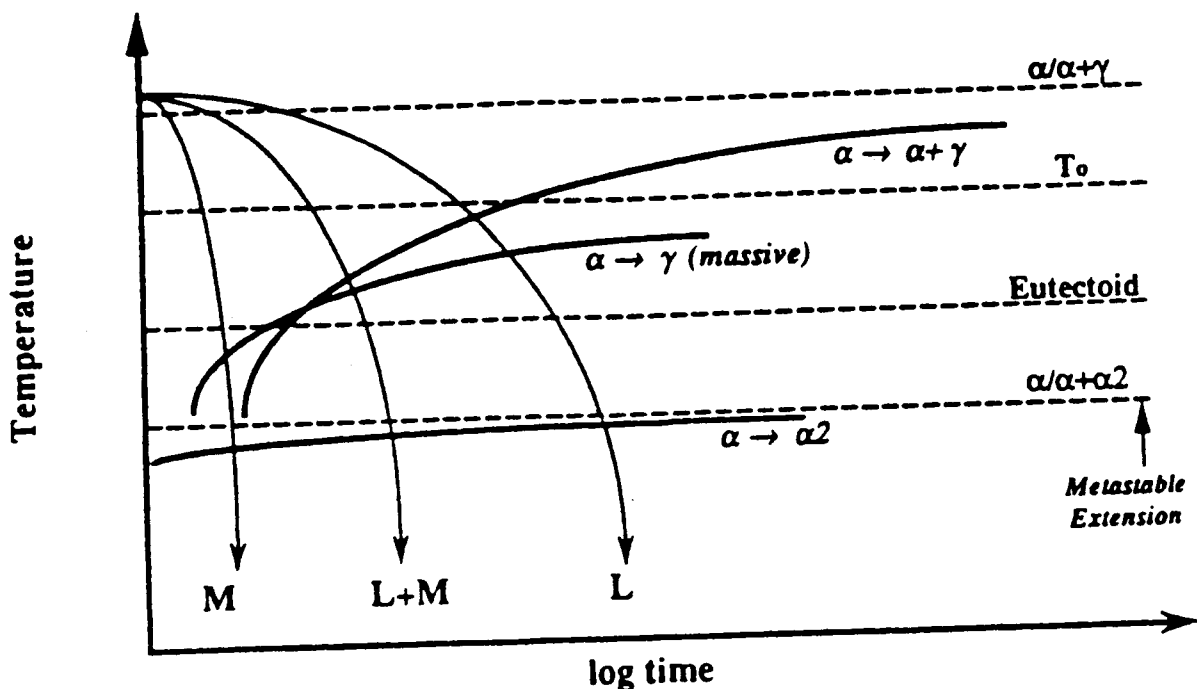
ساختار سوزنی، محصول دیگری از تجزیه فاز α است که ظاهراً اجزاء سازنده آن (تیغه های باریک) رابطه جهتی خاصی با فاز مادر ندارند. این ساختار یک مورفولوژی تخریب شده از ساختار لایه ای است که تشکیل آن احتمالاً مربوط به کندی تغییر حالت عادی فاز α و تبدیل شدن آن به ساختار لایه ای است. در حقیقت در دماهای پایین نیروی محرکه کافی جهت شاخه ای شدن فاز γ و رشد آن با فصل مشترکی غیر مسطح که ظاهراً رابطه جهتی نیز با فاز مادر α ندارند، وجود دارد.

از مجموعه نتایج بالا می توان منحنی های CCT را برای یک آلیاژ سه تایی بصورت شماتیک رسم نمود (شکل ۱۲). همانطور که در این شکل ملاحظه می شود در سرعت های بالای سرد شدن فاز α مستقیماً به γ تبدیل می شود. باقیمانده فاز α در زیر خط $\alpha/\alpha+\alpha_2$ به α_2 تبدیل می شود.

ساختاری که شبیه ساختار ویدمان اشتاتن است نیز مورفولوژی دیگری از ساختار لایه ای کلاسیک است. در

میکروسکپی موجود بودند و این شواهد انجام قطعی واکنش مستقیم $\alpha \rightarrow \gamma_m$ را تأیید می نماید. مطالعه ریزساختار نمونه A3 که در 1400°C همگن شده و در هوا سرد شده نشان می دهد که تغییر حالت توده ای $\alpha \rightarrow \gamma_m$ نه تنها در شرایط تبرید سریع بلکه در سرد کردن در هوا نیز رخ می دهد. قابل توجه این که واکنش مشابه در اثر سرد کردن در هوا در آلیاژهای دوتایی TiAl گزارش نشده است و انجام این واکنش در سیستم سه تایی Ti-Al-Si را می توان به حضور سیلیسیم حل شده در فاز مادر α نسبت داد. در حقیقت وجود سیلیسیم در محلول جامد α تجزیه این فاز بصورت عادی و تبدیل آن به ساختار لایه ای را به تاخیر می اندازد و فوق تبرید کافی جهت واکنش توده ای $\alpha \rightarrow \gamma_m$ مهیا می سازد. البته فوق تبرید مورد نیاز جهت انجام این واکنش برای نمونه A1 که درست در بالای صفحه T_0 عملیات حرارتی شده تأمین نگردیده و لذا γ توده ای در این نمونه مشاهده نمی شود. در این شرایط سایر روشهای تغییر حالت نیز شدیداً رقابت می کنند.

جالب توجه اینکه γ_m در این آلیاژها هم درون فاز مادر و هم در مرزخانه ها تشکیل می شود. تشکیل γ_m در درون فاز α بدین صورت است که این فاز ابتدا روی نقائص چیده شدن جوانه زنی نموده و با یک فصل مشترک همدوس یا



شکل ۱۲: نمودار CCT شماتیک برای یک آلیاژ سه تایی Ti-48Al+xSi که نشان دهنده چگونگی تجزیه فاز α می باشد.

massive = M (توده ای) و lamellar = L (لایه ای)

در سیستم سه تایی Ti-Al-Si از تشکیل ساختار کلاسیک لایه‌ای جلوگیری نموده و تغییر حالت توده‌ای را سبب می‌شود. در نتیجه این تغییر حالت کسر حجمی بالایی از فاز γ از واکنش مستقیم $\alpha \rightarrow \gamma_m$ حاصل می‌شود. سیلیسیم حل شده در محلول جامد α و وقوع واکنش شبه یوتکتیدی را مانع شده و انجام تغییر حالت توده‌ای را حتی در شرایط سرد کردن در هوا امکانپذیر می‌سازد. البته در سرعت‌های پایین تر سرد کردن مکانیزم‌های تغییر حالت دیگری رقابت نموده و ساختار سوزنی حاصل می‌شود. همچنین در سرعت‌های پایین تر بترتیب ساختارهای ویدمان اشتاتن و بالاخره ساختار لایه‌ای کلاسیک تشکیل می‌شوند.

این مورفولوژی کلنی‌های نسبتاً بزرگی از ساختار لایه‌ای که بیش از یک صفحه نهادی دارند در میان یک تک دانه α مشاهده می‌شوند. در ساختار لایه‌ای کلاسیک، فاز γ بر روی صفحه قاعده هگزاگونال فاز α تشکیل می‌شود. اما اگر فوق تبرید کافی فراهم شود فاز γ می‌تواند در روی صفحاتی غیر از صفحه قاعده هگزاگونال نیز رسوب نماید. این مطلب با عنایت به تصویر زمینه تاریک TEM که در آن دوکلنی مجاور هم که از یک تک دانه α حاصل شده اند آشکار می‌گردد.

نتیجه‌گیری

تبرید ناگهانی و سریع فاز α از دماهای بالای صفحه T_0

مراجع

- 1 - Kim, Y. W. (1992). *Acta Met.*, 40, 1121.
- 2 - Jones, S. A., and Kaufman, M. J. (1993). *Acta Met.*, 41, 387.
- 3 - Viswanathan, Wang, p., and Vasudevan, V. K. (1992). *Metall Trans. A*, 23A, 690.
- 4 - Li, Y. G., and Loretto, M. H. (1994). *Acta Met.*, 42, 2009.
- 5 - Antony, K. C. (1968). *Trans. A.I.M.E.*, 1454.
- 6 - Paton, N. E., and Mahoney, M. W. (1965). *Metall. Trans. A* 74, 1975.
- 7 - Kasahara, K., Hashimoto, K., Doi, H., and Tsujimoto, T. (1987). "Collected abstracts of the 1987 Autumn meeting of Jpn. Inst. Met.", *JIM.*, Sendai, 313.
- 8 - Es-Souni, M., Beaven, P. A., Wanger, R., Chen, C., Bartles, A., and Seeger, F. (1991). "Euromat 91." *The 2nd European Conference on Advanced Materials and Processes*, Univ. Cambridge, UK, 226.
- 9 - Heshmai-Manesh, S., and Flower, H. M. (1994). *Mat. Sci. and Tech.*, 10, 674.
- 10 - Johnson, G., Inui, H., and Yamaguchi, M. (1996). *Acta. Met.*, 44, 2523.
- 11 - Heshmai-Manesh, S. (1995). "PhD Thesis, University of London."
- 12 - Wang, P., Viswanathan, G. B., and Vasudevan, V. K. (1992). *Metall. Trans.*, A, 23 A, 690.
- 13 - Jones, S. A., and Kaufman, M. J. (1993). *Acta Met.*, 41, 387.
- 14 - Kim, Y. M. (1991). "High temperature ordered intermetallic alloys IVed." J. O. Stiegler, L. A. Johnson and D. P. Pope, (MRS, Pittsburgh, PA), 63.

واژه‌نامه

- 1 - Acicular
- 2 - Massive
- 3 - Domains

- سوزنی
- توده‌ای
- نواحی

