

بررسی وقوع استحاله فازی در آلیاژ Ti-6242 و تعیین دمای استحاله آن

علیرضا حجاری^{۱*}، مریم مرگباتی^۲، رامین حسینی^۱، یاور منصوری^۱، سید مهدی عباسی^۳

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

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

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

*Hajari_alireza@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۴/۲۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۶/۱۷)

چکیده

هدف از پژوهش حاضر تعیین دمای استحاله‌ی دو آلیاژ Ti-6242 و بررسی تأثیر مقادیر مختلف عناصر بر پایداری فازهای آلفا و بتا با استفاده از بررسی‌های ریزساختاری و آزمایش پیچش گرم است. تعیین دمای استحاله‌ی بتا نقش مهمی در طراحی دقیق عملیات ترمومکانیکی و عملیات حرارتی در آلیاژهای تیتانیوم دارد و از این رو عامل تأثیرگذاری بر خواص مکانیکی آلیاژهای دوفازی تیتانیوم می‌باشد. برای این منظور، آزمایش پیچش گرم با نرخ کرنش $0.01 s^{-1}$ در بازه‌ی دمایی $960^{\circ}C$ تا $1090^{\circ}C$ و نرخ سرمایش $5^{\circ}C/s$ انجام شد. هم‌چنین بررسی‌های متالوگرافی با هدف تعیین دمای جوانه‌زنی فاز آلفای مرزخانه‌ای و مشاهده‌ی تحولات ریزساختاری حین استحاله‌ی فازی روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در بازه‌ی دمایی $980^{\circ}C$ تا $1020^{\circ}C$ به مدت ۴۰ دقیقه و کوئنچ در آب، صورت گرفت. بررسی‌ها نشان داد که با افزایش ۱۰ درصدی Al_{eq}/Mo_{eq} ، دمای استحاله‌ی بتا در آلیاژ Ti-6242 به میزان حدود $5^{\circ}C$ افزایش می‌یابد. به این ترتیب، دمای استحاله‌ی این دو آلیاژ بین $1000^{\circ}C$ تا $1010^{\circ}C$ تخمین زده شد. هم‌چنین دمای استحاله حاصل از آزمایش پیچش گرم دارای انحرافی حدود $10^{\circ}C$ با نتایج حاصل از متالوگرافی است که این اختلاف ناشی از وقوع استحاله تسریع شده به دلیل اعمال کرنش است.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ Ti-6242، دمای استحاله‌ی بتا، فازهای آلفا و بتا، آزمایش پیچش گرم.

۱- مقدمه

علت استفاده در صنایع حساس از اهمیت زیادی برخوردار است. از سوی دیگر خواص مکانیکی این آلیاژ ارتباط مستقیمی با ریزساختار حاصل از عملیات‌های ترمومکانیکی و حرارتی دارد. به طور کلی آلیاژهای دوفازی تیتانیوم با توجه به محدوده دمایی انجام عملیات ترمومکانیکی خواص متفاوتی دارند. از این رو دمای استحاله‌ی بتا^۱ ($\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$) در این آلیاژها نقش بسیار تعیین

آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo به عنوان یک آلیاژ شبه آلفا، با استحکام خزشی مناسب در اوایل دهه‌ی ۷۰ میلادی طراحی و تولید شد [۲-۱]. عمده کاربرد این آلیاژ در صنایع هوایی، ساخت پیشراشه‌ها و موتور توربین بوده و در اجزای دوار از جمله پره‌ها، دیسک و روتور، تا دمای $500^{\circ}C$ مورد استفاده قرار می‌گیرد. خواص مکانیکی به ویژه خواص دما بالای آلیاژ Ti-6242 به

محققین [۱۲] با استفاده از آزمایش پیچش گرم روی فولاد X60، دماهای بحرانی این فولاد را بدست آوردند. با این حال و با وجود محدودیت‌های متعدد، روش متالوگرافی یکی از پرکاربردترین روش‌های تعیین دمای استحاله‌ی بتا آلایزهای تیتانیوم است. با توجه به اینکه تاکنون پژوهش جامعی جهت تعیین دمای استحاله آلایز Ti-6242 صورت نگرفته است لذا هدف از پژوهش حاضر، بررسی تأثیر مقدار عناصر آلایزی بر دمای استحاله و تعیین محدوده دمای استحاله‌ی فاز بتا به آلفا با استفاده از آزمایش پیچش گرم و بررسی‌های ریزساختاری است.

۲- مواد و روش تحقیق

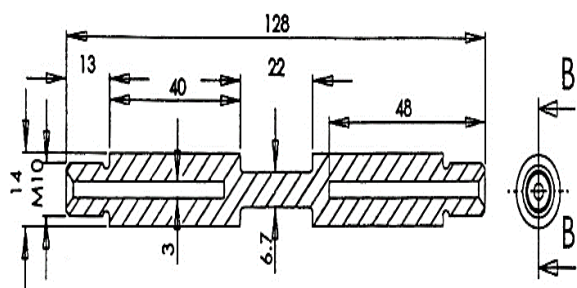
مواد مورد استفاده در این پژوهش دو آلایز Ti-6242 به عنوان یک آلایز شبه آلفا تیتانیوم با تفاوت در ترکیب شیمیایی است. ترکیب شیمیایی این دو آلایز در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی دو آلایز Ti-6242 (wt.%)

عناصر	آلایز ۱	آلایز ۲
Al	۵/۷۶	۵/۹۵
Sn	۲	۲/۱۵
Zr	۳/۷۵	۳/۹
Mo	۲	۲
Si	۰/۹	۰/۰۸
O	۰/۱۲	۰/۱۸
N	۰/۰۲۲	۰/۰۱۸
H	۰/۰۰۷	۰/۰۰۳
Ti	باقی مانده	باقی مانده

آلایزهای مذکور در کوره VAR و تحت خلا 2×10^{-2} میلی‌بار ریخته‌گری و ذوب مجدد شدند. سپس به منظور شکستن ساختار ریختگی در دمای 1150°C به میزان ۷۵ درصد، تحت نورد گرم اولیه قرار گرفتند. ساختار آلایز نورد گرم اولیه شده، شامل دانه‌های بتای استحاله یافته با میانگین اندازه دانه $300\ \mu\text{m}$ برای آلایز یک و $280\ \mu\text{m}$ برای آلایز دو است. هم‌چنین ضخامت لایه‌های آلفا برای هر دو آلایز حدود $0.85\ \mu\text{m}$ است. به منظور

کننده‌ای در طراحی سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی و عملیات ترمومکانیکی برای دستیابی به خواص بهینه ایفا می‌کند. دمای استحاله‌ی بتا، حداقل دمایی است که در آن، درصد فاز بتای موجود در آلایز صد درصد است و برای آلایز Ti-6242 برابر با $995 \pm 15^\circ\text{C}$ می‌باشد [۱]. این دما به شدت تحت تأثیر ترکیب شیمیایی آلایز است و با توجه به مقدار و نوع عناصر موجود در آلایز، محدوده‌ی پایداری هر یک از فازهای آلفا و بتا تغییر می‌کند [۲-۶]. در آلایز Ti-6242 آلومینیوم و اکسیژن به عنوان اصلی‌ترین عناصر پایدارساز فاز آلفا و عنصر مولیدن، پایدارساز فاز بتا است [۲]. روش‌های مختلفی جهت تعیین دمای استحاله‌ی آلایزهای تیتانیوم و دیگر آلایزها توسعه یافته است. از جمله این روش‌ها می‌توان به آنالیز حرارتی [۷-۱۰]، محاسبات ترمودینامیکی [۱۱]، آزمایش پیچش گرم [۱۲] و بررسی‌های ریزساختاری [۸، ۱۰، ۱۳]، اشاره نمود. هم‌چنین در پژوهشی [۱۴] که روی آلایزهای تیتانیوم آلفا/بتا و بتا صورت گرفته است، از روش سنجش سرعت موج آلتراسونیک^۲ اعمال شده در آلایز، استفاده شده است. این پژوهش‌گران با محاسبه‌ی طول موج بازگشتی این موج، به یافتن ارتباطی بین دمای استحاله‌ی بتا و طول موج حاصله پرداختند. استنتاج آن‌ها به این صورت بود که، سرعت موج آلتراسونیک در فاز آلفای مارتزیتی، با افزایش عناصر پایدارساز فاز بتا، کاهش و با افزایش عناصر پایدارساز فاز آلفا، افزایش می‌یابد. در پژوهشی دیگر [۱۵]، با بهره‌گیری از اصول علم ترمودینامیک و طراحی مدل‌هایی بر این اساس، به تعیین دمای استحاله‌ی بتا پرداخته شد. علاوه بر این، محققین دیگری [۳، ۱۶] نیز با بهره‌گیری از روش آنالیز شبکه‌های عصبی و طراحی یک الگوریتم، به کمک برون‌یابی و درون‌یابی اطلاعات داده شده، به تخمین دمای استحاله‌ی آلایزهای تیتانیوم پرداختند. از سوی دیگر برخی پژوهش‌گران [۷-۱۰] با استفاده از روش‌های آنالیز حرارتی مانند DSC و بررسی تحولات ریزساختاری به تعیین دمای استحاله پرداختند. برای این منظور با استفاده از عملیات حرارتی در دماهای مختلف، اقدام به تعیین دمای حذف فاز آلفا در ریزساختار اولیه‌ی $\alpha+\beta$ نمودند. هم‌چنین



شکل (۱): نمونه پیچش گرم (ابعاد بر حسب میلی متر است)

۳- نتایج و بحث

همان طور که پیش تر بیان شد، مهم ترین عامل تأثیر گذار بر دمای استحاله فاز آلفا به بتا و برعکس، عناصر موجود در آلیاژ و اثرگذاری هر یک از آنها بر پایداری فازهای آلفا و بتا است. از این رو، روابط تجربی به منظور فرموله کردن تأثیر عناصر بر پایداری هر یک از فازهای آلفا و بتا توسط محققین [۳] برای آلیاژهای تیتانیوم شبه آلفا (رابطه ۱) توسعه یافته است. در این رابطه، شامل Al_{eq} شامل عناصر پایدارساز فاز آلفا و Mo_{eq} شامل عناصر پایدارساز فاز بتا می باشد. با استفاده از این روابط، مقدار Al_{eq} و Mo_{eq} و دمای استحاله دو آلیاژ محاسبه شده و در جدول ۲ ارائه شده است.

$$\left\{ \begin{array}{l} [Al]_{eq} = [Al] + 0.2[Sn] + 1.1[Si] + 5.8[O] \\ [Mo]_{eq} = [Mo] + 1.2[V] + 1.3[Cr] + \\ \quad 0.7[Zr] + 1.6[Fe] \\ \beta_{tr} = 882 + 21.1[Al]_{eq} - 9.5[Mo]_{eq} \end{array} \right. \quad (1)$$

 جدول (۲): مقدار Al_{eq} و Mo_{eq} و دمای استحاله

آلیاژ	Al_{eq} (wt.%)	Mo_{eq} (wt.%)	β_{tr} (°C)
۱	۷/۸۵	۴/۶۳	۱۰۰۳/۶
۲	۷/۵۱	۴/۷۳	۹۹۵/۶

با توجه به مقادیر محاسبه شده با استفاده از رابطه ۱ مشاهده می شود که آلیاژ یک نسبت به آلیاژ دو مقدار آلومینیوم معادل بیشتری دارد و از سوی دیگر مقدار مولیبدن معادل نیز در آلیاژ یک کمتر از آلیاژ دو است. به این ترتیب مقدار Al_{eq}/Mo_{eq}

تعیین دمای جوانه زنی فاز آلفا در مرز دانه های بتا، از بررسی های ریزساختاری استفاده شد. در این روش برای همگن سازی و اطمینان از عدم حضور فاز آلفا در مرز و داخل دانه، نمونه ها به مدت ۲۰ دقیقه در دمای $1100^{\circ}C$ عملیات حرارتی شده و بلافاصله در آب کوئنچ شدند. دانه های بتا طی این عملیات حرارتی رشد کرده و در هر دو آلیاژ، ساختاری شامل دانه های بتای استحاله یافته با میانگین اندازه دانه ای حدود $50 \mu m$ شکل گرفت. هم چنین درون دانه ها در اثر استحاله فاز بتا و به علت بالا بودن نرخ سرمایش، تیغه های ظریف مارتنزیت تشکیل شد. نمونه ها پس از همگن سازی در دمای $1100^{\circ}C$ ، در دماهای 980 ، 990 ، 1000 ، 1005 ، 1010 و $1020^{\circ}C$ به مدت ۴۰ دقیقه تحت عملیات حرارتی قرار گرفته و سپس بلافاصله در آب کوئنچ شدند. در ادامه، سطح نمونه های عملیات حرارتی شده به منظور برداشتن لایه اکسیدی^۲، یک میلی متر لایه برداری شد. هم چنین برای بررسی های متالوگرافی، سطح نمونه ها با ورق سنباده شماره ی ۸۰ تا ۳۰۰۰ صیقل داده شد و سپس در محلول کروم با ترکیب ۱۰ میلی لیتر HF، ۵ میلی لیتر HNO_3 ، ۸۵ میلی لیتر H_2O در مدت زمان تقریبی ۲ دقیقه اچ شدند.

به منظور تعیین دمای استحاله ی بتا از طریق آزمایش پیچش گرم، نمونه ای از هر دو آلیاژ، مطابق با شکل ۱ و بر اساس تحقیقات گذشته [۱۷-۲۰] از تسمه نورد گرم اولیه شده تهیه شد. این نمونه ها ابتدا در دمای $1200^{\circ}C$ به مدت ۱۸۰ ثانیه همگن سازی شده و سپس دمای آلیاژهای یک و دو با نرخ سرمایش $1^{\circ}C/s$ به ترتیب تا $1090^{\circ}C$ و $1060^{\circ}C$ کاهش یافته و به منظور همگن شدن دما، به مدت ۱۲۰ ثانیه در این دماها نگهداری شدند. آزمایش پیچش گرم روی آلیاژهای یک و دو به ترتیب، در دماهای مذکور با نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ و نرخ سرمایش $0.5^{\circ}C/s$ آغاز و در دماهای $960^{\circ}C$ و $975^{\circ}C$ در کرنش های حقیقی 0.17 و 0.26 پایان یافت.

کریستالوگرافی bcc، دارای سیستم لغزش کمتری است، لذا استحکام فاز آلفا بیشتر از فاز بتا بوده [۲۳-۲۵] و از این رو با ایجاد فاز آلفا، شیب منحنی سیلان افزایش یافته است. بنابراین این پدیده، منجر به افزایش تنش مورد نیاز برای تغییر شکل می شود. هم چنین به منظور تعیین دقیق دمای شروع استحاله، از منحنی تنش بر حسب دما مشتق دوم گرفته شد. همان طور که در شکل ۳ مشاهده می شود، منحنی دارای سه تقعر است؛ تقعر اول مربوط به انتقال از منطقه الاستیک به پلاستیک و تقعر دوم مربوط به جوانه زنی فاز آلفا در ساختار کاملاً بتا می باشد. در مورد تقعر سوم، با توجه به اینکه این منطقه در دمای حدود 980°C قرار دارد و از طرف دیگر به دلیل نرخ کرنش پایین (s^{-1}) بر اساس تحقیقات داراس و توماس [۲۶] و هم چنین پراساد و همکارانش [۲۷] به نظر می رسد در این منطقه تبلور مجدد فاز بتا و یا کروی شدن ساختار لایه ای رخ داده باشد و از این رو سبب کاهش استحکام شده است. لذا با توجه به منحنی های حاصل از آزمایش پیچش گرم، دمای استحاله آلیاژهای یک و دو به ترتیب 1020°C و 1013°C تخمین زده می شود.

۳-۲- بررسی های ریزساختاری

در شکل ۴-الف ریزساختار آلیاژ یک، پس از نورد گرم اولیه نشان داده شده است. همان طور که در این شکل مشاهده می شود ریزساختار این آلیاژ شامل آلفای مرزدانه ای به همراه کلونی های آلفا می باشد که در آن فاز آلفا با مورفولوژی لایه ای کنار هم قرار گرفته است.

این دو آلیاژ به ترتیب $1/7$ و $1/59$ است. بنابراین با توجه به اینکه آلیاژ یک حاوی مقادیر بیشتری از عناصر پایدارساز فاز آلفا نسبت به عناصر پایدارساز فاز بتا است، فاز آلفا در این آلیاژ پایدارتر بوده و از این رو دمای استحاله بالاتری نسبت به آلیاژ دو دارد. هم چنین با استفاده از رابطه ی تجربی ارائه شده برای آلیاژهای تیتانیوم شبه آلفا، دمای استحاله ی بتای آلیاژهای یک و دو به ترتیب حدود 1003°C و 995°C تخمین زده می شود.

۳-۱- آزمایش پیچش گرم

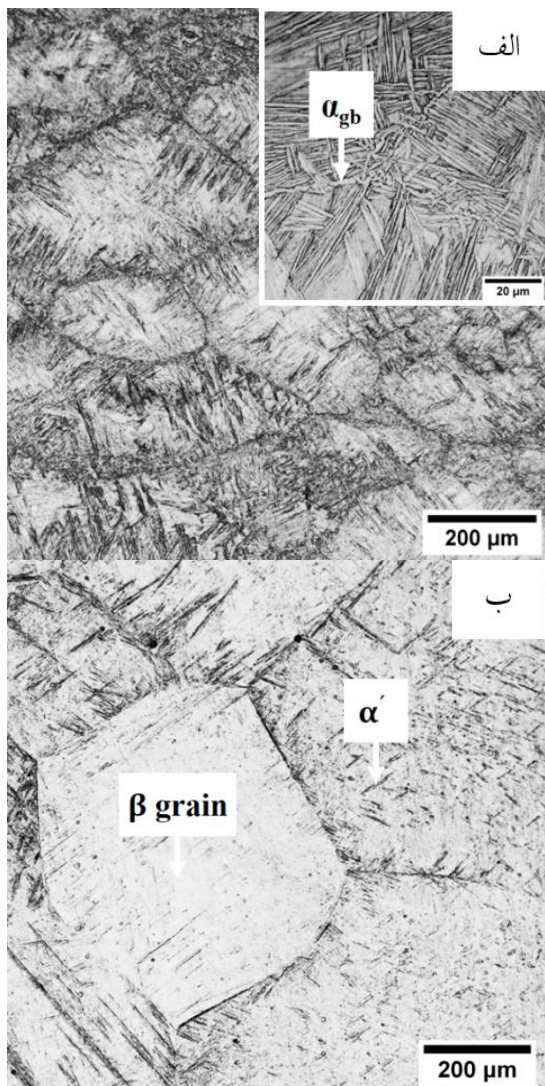
نتایج حاصل از آزمایش پیچش گرم را می توان با استفاده از رابطه ۲ و معیار فون مایز به تنش و کرنش نرمال تبدیل نمود [۲۱]:

$$\sigma = \sqrt{3}(3+m+n)M / 2\pi R^3 \quad (2)$$

$$\varepsilon = \sqrt{3}(R\phi) / L$$

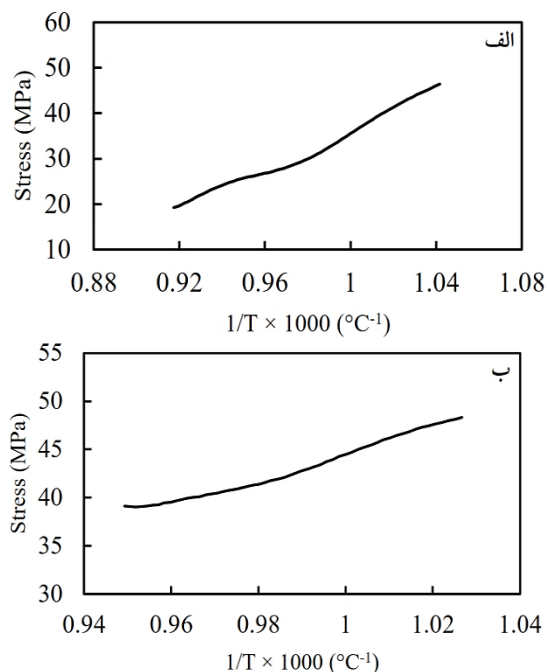
در این رابطه τ تنش برشی، M گشتاور (N.mm)، R شعاع و L طول سنجه (mm)، m و n به ترتیب توان نرخ کرنش سختی و توان کرنش سختی و ϕ زاویه پیچش هستند. مقادیر m و n در این آزمایش بر اساس تحقیقات فیلدز و همکارانش [۲۲] به گونه ای انتخاب شد که مجموع این دو فاکتور برابر با $0/3$ باشد. در شکل ۲ منحنی تغییرات تنش بر حسب دما برای هر دو آلیاژ نشان داده شده است. همان طور که در شکل ۲-الف و ب مشاهده می شود، در ابتدا با کاهش دما و افزایش کرنش در اثر پدیده کارسختی، تنش سیلان افزایش می یابد. در واقع برای آلیاژ یک از دمای 1090°C تا 1060°C و آلیاژ دو از 1060°C تا 1035°C منطقه الاستیک است که با ادامه تغییر شکل و ورود به منطقه پلاستیک شیب منحنی تغییرات تنش سیلان بر حسب دما کاهش یافته و تا دمای 1020°C برای آلیاژ یک و 1013°C برای آلیاژ دو، این شیب ثابت می ماند. از این دما مجدداً تغییر شیبی در منحنی ها مشاهده می شود که حاکی از وقوع استحاله فاز بتا به آلفا و ایجاد فاز آلفا در مرزدانه بتا است. از آنجا که فاز آلفا با ساختار کریستالوگرافی hcp نسبت به فاز بتا با ساختار

دمای 1100°C قرار گرفته و ساختار حاصل از این عملیات حرارتی همان طور که در شکل ۴-ب مشاهده می شود، شامل فاز بتای استحاله یافته است که درون دانه ها به دلیل سرعت سرمایش بالا، به آلفای مارتنزیتی استحاله یافته و ساختار سوزنی شکل^۴ را ایجاد کرده است.

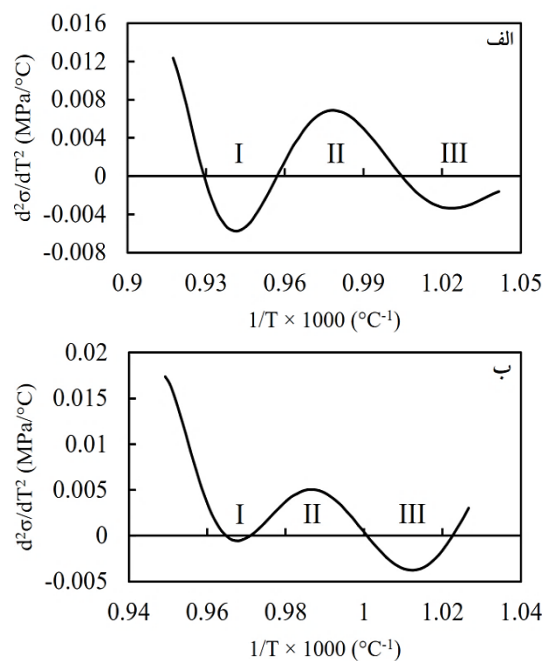


شکل (۴): تصویر میکروسکوپ نوری آلیاژ یک: (الف): نورد گرم اولیه در دمای 1150°C و (ب): عملیات حرارتی در دمای 1100°C به مدت ۲۰ دقیقه و کوئچ در آب

در شکل ۵ ریزساختارهای حاصل از عملیات حرارتی در دماهای 1000°C ، 1005°C و 1010°C برای هر دو آلیاژ ارائه شده است. لازم



شکل (۲): منحنی تغییرات تنش سیلان با معکوس دما برای آلیاژهای: (الف): یک و (ب): دو



شکل (۳): منحنی تغییرات مشتق دوم تنش با معکوس دما برای آلیاژهای: (الف): یک و (ب): دو

این ریزساختار به منظور حذف فاز آلفا که در حین نورد و سرمایش پس از آن ایجاد شده است، تحت عملیات حرارتی در

سوی دیگر حین سرمایش از دمای 1000°C تا دمای محیط، احتمال می‌رود مقداری از بتای باقی‌مانده به دلیل سرعت سرمایش بالا، به فاز مارتنزیت استحاله یافته باشد که به دلیل تشابه زیاد آلفای ثانویه و آلفای مارتنزیتی تشخیص این دو فاز از یکدیگر دشوار است. با افزایش دمای عملیات حرارتی و رسیدن به دمای 1005°C برای آلیاژ یک، مقدار آلفای ثانویه و نیز آلفای مرزانه‌ای در ساختار کاهش یافته است، به عبارت دیگر و با توجه به شکل ۵-ج، با نزدیک شدن به دمای استحاله، مقدار آلفای ثانویه ایجاد شده طی ۴۰ دقیقه عملیات حرارتی در دمای 1005°C کاهش یافته و بنابراین در این دما مقدار فاز بتا درون دانه‌ها افزایش یافته و لذا حین سرمایش با سرعت بالا، مقدار بیشتری از ساختار به آلفای مارتنزیتی استحاله می‌یابد.

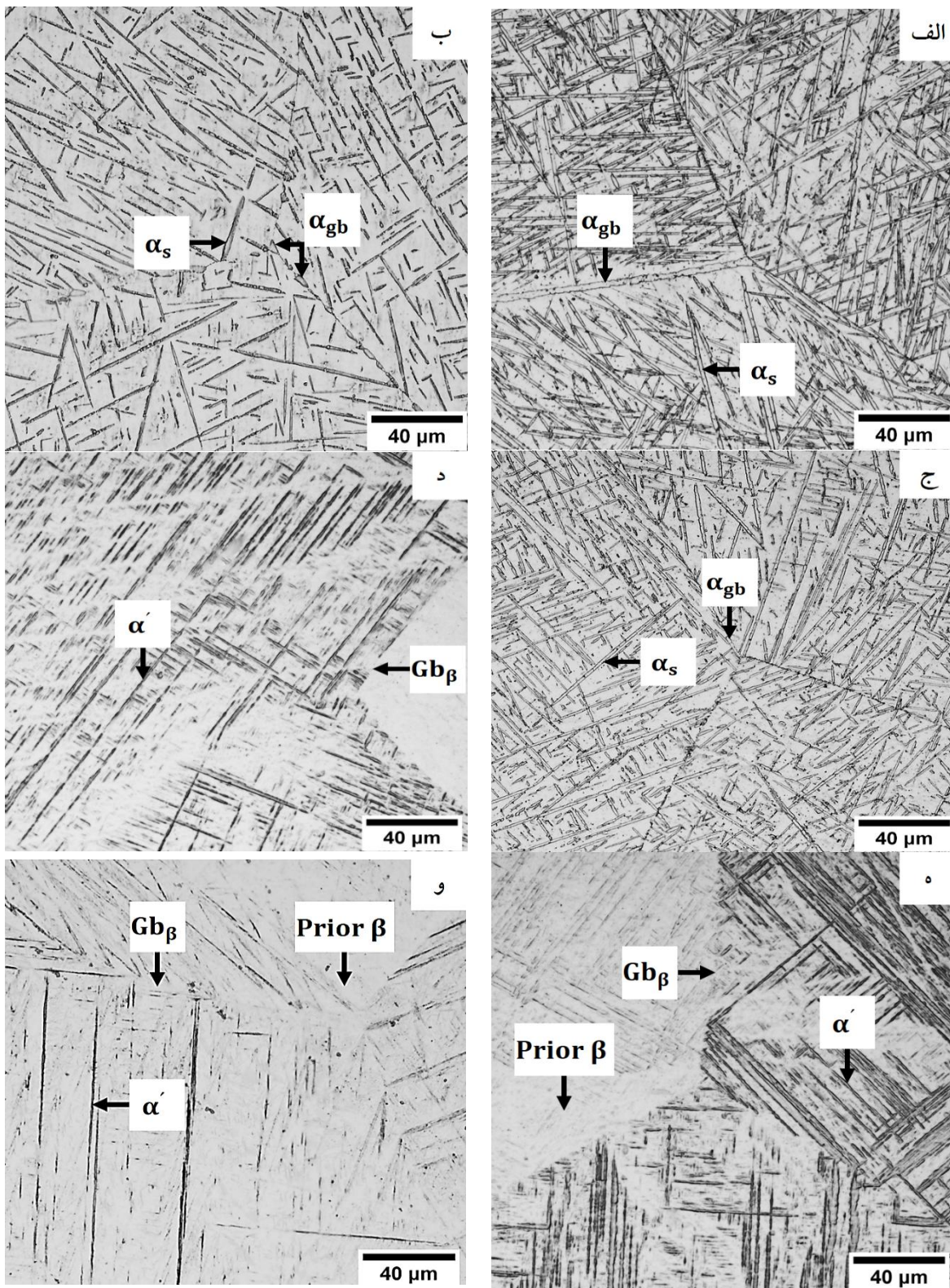
از سوی دیگر همان‌طور که در شکل ۵-د مشاهده می‌شود، در دمای 1005°C برای آلیاژ دو، فاز آلفا در مرزانه ایجاد نشده و حین سرمایش تا دمای محیط فاز بتا به مارتنزیت استحاله یافته است. در ادامه با افزایش دمای عملیات حرارتی به 1010°C فاز آلفا در مرزانه‌های بتا برای آلیاژ یک مشاهده نشده است (شکل ۵-ه). هم‌چنین با توجه به این که در دمای 1005°C فاز آلفای مرزانه‌ای برای آلیاژ دو حذف شده است، لذا همان‌طور که در شکل ۵-و مشاهده می‌شود، در دمای 1010°C نیز این روند ادامه داشته و فاز آلفا در مرزانه‌ها ایجاد نشده است. در شکل ۶ تغییرات کسر سطحی آلفای مرزانه‌ای در دماهای مختلف عملیات حرارتی که به وسیله نرم‌افزار کلمکس تعیین شده است برای هر دو آلیاژ ارائه شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود در دمای 1010°C برای آلیاژ یک و دمای 1005°C برای آلیاژ دو، مقدار آلفای مرزانه‌ای به صفر رسیده است. بر طبق گزارش محققان [۹]، در صورت کوئنچ از منطقه تک فاز بتا، امکان ایجاد لایه‌های آلفای ثانویه در ساختار نمی‌باشد. بنابراین در دماهای بالاتر از 1010°C و 1005°C به ترتیب برای آلیاژهای ۱ و ۲، با توجه به حذف آلفای مرزانه‌ای و علم به اینکه اولین مکان جوانه‌زنی فاز آلفا در مرزانه است، می‌توان مطمئن بود اولاً این دماها بالاتر از دمای استحاله بوده و

به ذکر است ریزساختارهای حاصل از عملیات حرارتی در دمای 980°C و 1020°C به ترتیب مشابه نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 1000°C و 1010°C است، با این تفاوت که کسر حجمی فاز آلفا در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 980°C و 990°C بیش‌تر از نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در دمای 1000°C است. با توجه به اینکه هیچ‌گونه تغییر شکل ثانویه‌ای روی نمونه‌های آنیل شده در دمای 1100°C انجام نشده است، در نتیجه همان‌طور که در شکل ۵ مشاهده می‌شود، بعد از عملیات حرارتی در دماهای مختلف، هیچ‌گونه فاز آلفای اولیه‌ای در ساختار وجود ندارد، در واقع با ورود به منطقه‌ی دوفازی، اولین مکان جوانه‌زنی فاز آلفا، مرزانه‌های بتا است و ریزساختار پس از عملیات حرارتی و کوئنچ در منطقه‌ی دوفازی، علاوه بر آلفای مرزانه‌ای شامل آلفای ثانویه به همراه تیغه‌های نازک مارتنزیت است. این مشاهدات منطبق با گزارش‌های محققان [۲، ۹] است. از سوی دیگر با توجه به نمودار TTT، دمای M_s و M_f آلیاژ Ti-6242 به ترتیب 800°C و 770°C است [۱]، بنابراین ریزساختار در اثر عملیات حرارتی و کوئنچ نمونه‌ها از منطقه‌ی تک‌فاز بتا، تنها شامل فاز مارتنزیتی ناشی از استحاله‌ی بتا و مقداری فاز بتای اولیه است. این مشاهدات منطبق با تحقیقات صورت گرفته روی دیگر آلیاژهای تیتانیوم می‌باشد [۸-۹].

همان‌گونه که در شکل ۵-الف و ب مشاهده می‌شود، ریزساختار برای هر دو آلیاژ در دمای 1000°C شامل آلفای مرزانه‌ای و آلفای ثانویه است. فاز آلفای مرزانه‌ای در این ریزساختارها در اثر نفوذ عناصر پایدار کننده فاز آلفا به سمت مرزانه ایجاد شده است. به عبارت دیگر در ریزساختار شبه پایدار بتا، پس از آن‌که طی ۴۰ دقیقه در دمای 1000°C قرار گرفت، آلومینیوم به عنوان اصلی‌ترین پایدار کننده فاز آلفا در این آلیاژ، از داخل دانه به مرزانه‌ی بتا نفوذ کرده و با تبدیل ساختار کریستالی bcc به hcp، سبب ایجاد فاز آلفا در مرزانه می‌شود. هم‌چنین به دلیل کافی بودن زمان نگهداری در این دما، فاز بتا به آلفا استحاله یافته و لایه‌های آلفا از مرزانه به سمت داخل دانه‌ی بتا رشد کرده (آلفای ثانویه^۵) و ریزساختاری سبکی شکل^۶ ایجاد شده است. از

مارتنزیت هستند.

ثانیاً تیغه‌های درون دانه‌های بتا، آلفای ثانویه نبوده و تیغه‌های



شکل (۵): تصاویر میکروسکوپی نوری بعد از عملیات حرارتی و کوئنچ در دماهای ۱۰۰۰°C (الف، ب)، ۱۰۰۵°C (ج، د) و ۱۰۱۰°C (و، ه) برای آلیاژ یک (الف، ج، ه) و آلیاژ دو (ب، د، و)

جدول (۳): نتایج EDS نقطه‌ای آلیاژ یک برای عملیات حرارتی در دماهای 1005°C و 1010°C (wt.%)

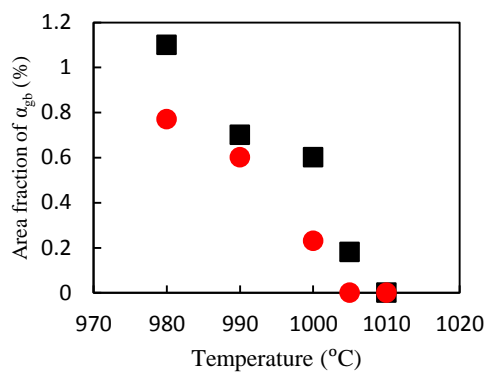
Si	Mo	Sn	Zr	Al	Ti		
۰/۶	۱/۵	۱/۵	۳	۴/۶	۸۸/۸	درون	1005°C
						دانه	
۰/۸	۱/۶	۱/۵	۳/۵	۵/۹	۸۶/۷	مرزدانه	
۰/۶	۱/۹	۱/۸	۳/۲	۵/۵	۸۷	درون	1010°C
						دانه	
۰/۷	۱/۲	۱/۶	۳/۳	۲/۷	۹۰	مرزدانه	

با مقایسه‌ی نتایج حاصل از متالوگرافی و پیچش گرم برای هر دو آلیاژ، افزایشی در حدود ۱۰ درجه سانتی‌گراد برای دمای شروع استحاله فاز بتا به آلفا در آزمایش پیچش گرم مشاهده می‌شود. به نظر می‌رسد این تفاوت ناشی از پدیده‌ی استحاله‌ی تسریع شده ناشی از اعمال کرنش (DSIT)^۷ باشد [۲۸-۲۹]. اعمال کرنش باعث افزایش انرژی ذخیره شده در اثر قفل شدن نابجایی‌ها و ایجاد مکان‌های مرجح برای جوانه‌زنی فاز آلفا روی نقص‌های ریزساختاری مانند باندهای تغییرشکل و دیواره‌ی نابجایی‌ها^۸ و هم‌چنین مرزهای مضرس می‌شود. پژوهش‌گران [۳۰] طی تحقیقاتی که روی آلیاژ Ti-6246 انجام دادند به این نتیجه رسیدند که استحاله‌ی فاز بتا به آلفا، با اعمال کرنش تسریع شده و در یک دمای ثابت، با افزایش کرنش، کسر حجمی فاز آلفا افزایش می‌یابد. هم‌چنین لیو و همکارانش [۳۱] دریافتند که حین تغییرشکل در منطقه دوفازی آلیاژ Ti-1.5Fe-2.25Mo، در یک دمای ثابت با افزایش کرنش، مقدار فاز آلفا افزایش یافته و بنابراین در شرایط دینامیکی دمای استحاله‌ی بتا افزایش می‌یابد.

۴- نتیجه‌گیری

با توجه به بررسی‌های صورت گرفته در این پژوهش، تأثیر مقدار مختلف عناصر بر پایداری فازهای آلفا و بتا در آلیاژ Ti-6242 آشکار گردید. بررسی‌ها نشان داد که:

از این رو می‌توان دمای استحاله آلیاژ یک و دو را به ترتیب بین 1005°C تا 1010°C و 1000°C تا 1005°C تخمین زد. بنابراین افزایش ۱۰ درصدی Al_{eq}/Mo_{eq} ، سبب پایداری بیشتر فاز آلفا در آلیاژ یک نسبت به آلیاژ دو شده است و لذا دمای استحاله بین ۲ تا ۸ درجه سانتی‌گراد افزایش یافته است.



■ آلیاژ ۱ ● آلیاژ ۲

شکل (۶): تغییرات کسر سطحی آلفای مرزدانه‌ای در دماهای مختلف عملیات حرارتی

در جدول ۳ نتایج حاصل از آنالیز EDS به منظور حصول اطمینان از صحت مشاهدات متالوگرافی برای آلیاژ یک نشان می‌دهد که در نمونه عملیات حرارتی شده در دمای 1005°C ، مقدار آلومینیوم به عنوان پایدارکننده‌ی فاز آلفا، در مرزدانه به مقدار چشم‌گیری از درون دانه، بیشتر است. این در حالی است که در نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در دمای 1010°C ، مقدار آلومینیوم در مرزدانه به‌طور قابل ملاحظه‌ای کمتر از درون دانه است. لذا در نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در دمای 1005°C ، مرزدانه غنی از عناصر پایدارکننده‌ی فاز آلفا است، بنابراین حضور آلفای مرزدانه‌ای در این شرایط عملیات حرارتی، تأیید می‌شود.

- [7] W. Sha & Z. Guo, "Phase evolution of Ti-6Al-4V during continuous heating", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 290L, pp. 3-7, 1999.
- [8] S. Tamirisakandala, R. B. Bhat, D. B. Miracle, S. Boddapati, R. Bordia & R. Vanover, et al., "Effect of boron on the beta transus of Ti-6Al-4V alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 53, pp. 217-222, 2005.
- [9] S. Roy, V. Tungala & S. Suwas, "Effect of Hypoeutectic Boron Addition on the β Transus of Ti-6Al-4V Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 42A, pp. 2535-2541, 2011.
- [10] P. Tarín, M. C. Rodríguez, A. G. Simón, N. M. Piris, J. M. Badía & J. M. Antoranz, " $\alpha \leftrightarrow \beta$ changes in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-Si alloy: Characterization, microstructure, and mechanical properties", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, Vol. 220, pp. 241-246, 2006.
- [11] N. Saunders, X. Li, A. Miodownik & J. Schille, "An Integrated Approach To The Calculation Of Materials Properties For Ti-Alloys", in *Proceedings of the 10th World Conference on Titanium*. Hamburg, 2005.
- [12] M. Rakhshkhorshid, S. H. Hashemi & H. Monajatizadeh, "The use of hot torsion testing for determination of critical temperatures of API X65 steel", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, 2015.
- [13] T. Ahmed & H. J. Rack, "Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys", *Materials Science and Engineering*, Vol. 243A, pp. 206-211, 1998.
- [14] Kumar, T. Jayakumar, B. Raj & D. Banerjee, "A new methodology for identification of β -transus temperature in $\alpha+\beta$ and β titanium alloys using ultrasonic velocity measurement", *Philosophical Magazine*, Vol. 88, pp. 327-338, 2008.
- [15] F. Zhang, F.-Y. Xie, S.-L. Chen, Y. Chang, D. Furrer & V. Venkatesh, "Predictions of titanium alloy properties using thermodynamic modeling tools", *Journal of materials engineering and performance*, Vol. 14, pp. 717-721, 2005.
- [16] N. Reddy, C. Lee, J. Kim & S. Semiatin, "Determination of the beta-approach curve and beta-transus temperature for titanium alloys using sensitivity analysis of a trained neural network",
- ۱- با افزایش حدود ۱۰ درصدی Al_{eq}/Mo_{eq} ، دمای استحاله‌ی بتا به آلفا در آلیاژ یک نسبت به آلیاژ دو به میزان تقریبی ۲ تا ۸ درجه سانتی‌گراد افزایش یافت.
- ۲- آزمایش پیچش گرم تخمین مناسبی از دمای استحاله‌ی بتا، برای این آلیاژ ارائه نمود و از طرفی با نتایج بدست آمده از طریق بررسی‌های متالوگرافی نیز می‌توان ادعا نمود آزمایش پیچش گرم و نتایج متالوگرافی انحراف اندکی با یکدیگر داشته‌اند.
- ۳- انحراف حدود ۱۰ درجه سانتی‌گرادی بین آزمایش پیچش گرم و بررسی‌های متالوگرافی در تخمین دمای استحاله‌ی بتا را می‌توان به وقوع استحاله تسریع شده به دلیل اعمال کرنش، نسبت داد.
- ۴- نتایج حاصل از آنالیز EDS برای نمونه‌ی یک مؤید آن است که مرزدهانه‌ها در نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در دمای $1005^{\circ}C$ و $1010^{\circ}C$ به ترتیب غنی از عناصر پایدار کننده‌ی فاز آلفا و عناصر پایدار کننده‌ی فاز بتا هستند.

۵- مراجع

- [1] G. Welsch, R. Boyer & E. W. Collings, "Materials Properties Handbook: Titanium Alloys", ASM International, 1993.
- [2] G. Lütjering and J. C. Williams, "Titanium", Springer, 2007.
- [3] Z. Guo, S. Malinov & W. Sha, "Modelling beta transus temperature of titanium alloys using artificial neural network", *Computational materials science*, Vol. 32, pp. 1-12, 2005.
- [4] Polmear, "Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals", fourth ed.: Elsevier Science, 2005.
- [5] C. Leyens & M. Peters, "Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications", Wiley, 2006.
- [6] V. N. Moiseyev, "Titanium Alloys: Russian Aircraft and Aerospace Applications", Taylor & Francis, 2005.

- microstructure”, *Acta Materialia*, Vol. 49, pp. 3565-3573, 2001.
- [26] P. Dadras & J. F. Thomas, “Characterization and modeling for forging deformation of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1 Si”, *Metallurgical Transactions*, Vol. 12A, pp. 1867-1876, 1981.
- [27] Y. V. R. K. Prasad & S. Sasidhara, “Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps”, ASM International, 1997.
- [28] R. Abbaschian & R. Reed-Hill, “Physical Metallurgy Principles - SI Version”, Cengage Learning, 2009.
- [29] R. E. Smallman & A. H. W. Ngan, “Physical Metallurgy and Advanced Materials”, Elsevier Science, 2011.
- [30] Dehghan-Manshadi & R. J. Dippenaar, “Strain-induced phase transformation during thermo-mechanical processing of titanium alloys”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 552A, pp. 451-456, 2012.
- [31] Liu, H. Matsumoto, Y. P. Li, Y. Koizumi, Y. Liu, & A. Chiba, “Dynamic Phase Transformation during hot-forging process of a powder metallurgy alpha+beta; Titanium Alloy”, *Materials Transactions*, Vol. 53, pp. 1007-1010, 2012.
- [17] P. Hodgson, D. Collinson & B. Perrett, “The use of hot torsion to simulate the thermomechanical processing of steel”, *Physical Simulation of Casting, Hot Rolling and Welding*, pp. 219-229, 1997.
- [18] H. Beladi, G. Kelly, A. Shokouhi & P. Hodgson, “Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 367A, pp. 152-161, 2004.
- [19] Shokouhi & P. Hodgson, “Dynamic adjustment of ferrite grains during dynamic strain induced transformation”, *Materials science and technology*, Vol. 23, pp. 1233-1242, 2007.
- [20] Shokouhi & P. Hodgson, “Effect of transformation mechanism (static or dynamic) on final ferrite grain size”, *Materials science and technology*, Vol. 25, pp. 29-34, 2009.
- [21] G. E. Dieter, H. A. Kuhn & S. L. Semiatin, “Handbook of Workability and Process Design”, ASM International, 2003.
- [22] J. S. Fields & W. A. Backofen, “Determination of strain-hardening characteristics by torsion testing”, *American society for testing and materials proceedings*, Vol. 57, pp. 1259-1272, 1957.
- [23] Weiss and S. L. Semiatin, “Thermomechanical processing of alpha titanium alloys an overview”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 263, pp. 243-256, 1999.
- [24] Weiss & S. L. Semiatin, “Thermomechanical processing of beta titanium alloys an overview”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 243A, pp. 46-65, 1998.
- [25] S. L. Semiatin & T. R. Bieler, “The effect of alpha platelet thickness on plastic flow during hot working of Ti-6Al-4V with a transformed

۶- پی نوشت

- [1] Beta transus temperature ($\beta \rightarrow \alpha$)
 [2] Ultrasonic velocity measurement
 [3] α case layer
 [4] Needle like
 [5] Secondary alpha
 [6] Basketweave
 [7] Dynamic strain-induced transformation
 [8] Dislocation wall