

بررسی تاثیر شکل گرم و بازپخت بر ریز ساختار آلیاژهای بین فلزی بر پایه TiAl

سعید حشمتی منش

استادیار گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

سید فرشید کاشانی بزرگ

استادیار گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

(تاریخ دریافت ۷۷/۳/۱۸، تاریخ تصویب ۷۷/۶/۲۸)

چکیده

در این مقاله تغییرات انجام شده در ریز ساختار آلیاژهای TiAl - γ حاوی Si بعد از تغییر شکل گرم و نیز بازپخت مورد بررسی قرار گرفته است. عوامل موثر در عملیات ترمومکانیک مثل دمای تغییر شکل، نسبت تغییر شکل و دمای بازپخت مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. تغییر شکل تکدما در دماهای زیر خط یوتکتوید $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ منجر به تجدید تبلور دینامیک بصورت غیر همگن در زمینه آلیاژها شده و دانه‌های ریز و هم محور در نواحی تجدید تبلور یافته بدست می‌آید در حالیکه در سایر نواحی ساختار لایه‌ای $\alpha_2 + \gamma$ بصورت تغییر شکل یافته باقی می‌ماند. ملاحظه شده است که در ضمن تغییر شکل، سیلیساید های یوتکتیکی سخت، نقش مهمی را در تخریب ساختار ریختگی ایفا می‌نمایند. همچنین نشان داده شده است که حضور سیلیساید های یوتکتیکی و بخصوص سیلیساید های ریزی که در محلول جامد رسوب می‌کنند رشد دانه‌هایی را که در ضمن تجدید تبلور دینامیکی و نیز تجدید تبلور استاتیکی در حین بازپخت ایجاد می‌شوند محدود نموده و ساختاری دانه ریز را موجب می‌شوند.

کلید واژه‌ها: آلیاژهای بین فلزی، تیتانیم آلومیناید، عملیات ترمومکانیک، ریز ساختار، تبلور مجدد، تغییر شکل گرم، بازپخت، ساختار لایه‌ای، مرزهای ضد فاز، تیتانیم سیلیساید

مقدمه

مبدول گردیده است. این کوشش‌ها از طریق اصلاح ترکیب شیمیایی و کنترل ریز ساختار با موفقیت‌هایی همراه بوده است [۱]. یک روش دیگر جهت بهبود چقرمگی شکست بررسی ایده کامپوزیت با استفاده از تیتانیم آلومیناید بعنوان ماتریس می‌باشد [۲]. استفاده از واکنش های یوتکتیکی برای ایجاد کامپوزیت‌های در جا^(۱) می‌تواند ترکیبی از خواص سودمند ترکیبات بین فلزی را همراه با چقرمگی شکست مناسب ناشی از تشکیل کامپوزیت بدست دهد. در این رابطه توسعه آلیاژهای گاما بر پایه سیستم Ti-Al-Si می‌تواند غلبه بر برخی از مسائل مربوط به آلیاژهای غیر کامپوزیتی یا مونولیتیک^(۲) را امکان پذیر نماید. پخش ذرات سیلیساید می‌تواند زمینه آلیاژ را سخت نماید و موجب پایداری ریز ساختار در دماهای بالا

یکی از زمینه‌های بسیار فعال در تحقیقات جاری بر روی آلیاژهای بین فلزی، مربوط به آلیاژهای بر پایه TiAl یا آلیاژهای گاما می‌باشد. آلیاژهای تیتانیم-آلومیناید بر پایه TiAl بدلیل دانسیته پایین، نقطه ذوب بالا، قابلیت حفظ استحکام و صلابت در دمای بالا، مقاومت به اکسیداسیون و جذب هیدروژن و خواص خزشی عالی، پتانسیل بسیار خوبی برای تبدیل شدن به یکی از مهمترین مواد مورد استفاده در صنعت هوا فضا دارند. آنچه مانع از کاربرد آنها می‌شود قابلیت شکل پذیری کم آنها در دماهای پایین و متوسط است که منجر به کاهش چقرمگی شکست و رشد سریع ترک خستگی می‌گردد. در طی چند سال گذشته کوششهای بسیار زیادی در جهت بهبود این خواص ضمن حفظ مشخصه‌های جالب این آلیاژها در دماهای بالا

یافته خاتمه می‌یافت. بعد از تغییر شکل، طول نهایی نمونه‌ها بدقت اندازه‌گیری شد، تا محاسبه مقدار کرنش با دقت انجام شود. مقدار کرنش حقیقی اعمال شده بر روی نمونه‌ها در محدوده ۰/۲ تا ۱/۴ بود. ریز ساختار هر نمونه تغییر شکل یافته در مقاطع قائم (موازی با محور اعمال نیرو) و افقی (عمود بر جهت اعمال نیرو) مورد مطالعه قرار گرفت.

برای انجام عملیات حرارتی، هر یک از نمونه‌ها در زورق 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 به مدت دو ساعت در دمای مورد نظر عملیات حرارتی شده و سپس با سرعت مناسب سرد شد.

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

نتایج

ریز ساختار نمونه‌های ریخته شده

ریز ساختار آلیاژها در حالت ریخته شده متشکل از ماتریسی از ساختار لایه‌ای $(\alpha_2 + \gamma)$ و فاز γ همراه با سیلیساید های یوتکتیکی است. ریز ساختار نمونه A1 مورفولوژیهای گوناگونی از ساختارهای یوتکتیکی را نشان می‌دهد که در مراحل مختلف انجماد تشکیل شده‌اند، شکل ۱. در نمونه‌های با مقادیر Si کمتر (A2 و A3) کسر حجمی پایین‌تری از ساختار یوتکتیکی حاصل می‌شود. تفسیر واکنشهای انجماد که منجر به تشکیل ریز ساختارها می‌شوند با استفاده از منظره تصویر شده سطوح لیکیدوس سیستم سه تایی Ti-Al-Si در مقاله‌های دیگری ارائه شده است [۳ و ۴].

ریز ساختار نمونه‌ها در حالت تغییر شکل یافته

عموما مقاطع نمونه‌های تغییر شکل یافته در جهات مختلف، مورفولوژی‌های مختلفی از فازها را نشان می‌دهند. این به دلیل این واقعیت است که در مقطع افقی ماده بطور شعاعی در تمام جهات جریان می‌یابد در حالیکه

گردد. همچنین در ضمن عملیات ترمومکانیکی و تبلور مجدد، ذرات سیلیساید می‌توانند به صورت مکان‌های ترجیحی برای جوانه زنی عمل نموده و موجب تشکیل دانه‌های ریز و یکنواخت گردند و شکل پذیری و چقرمگی شکست را تا حدودی بهبود بخشد.

نحوه انجام آزمایش‌ها

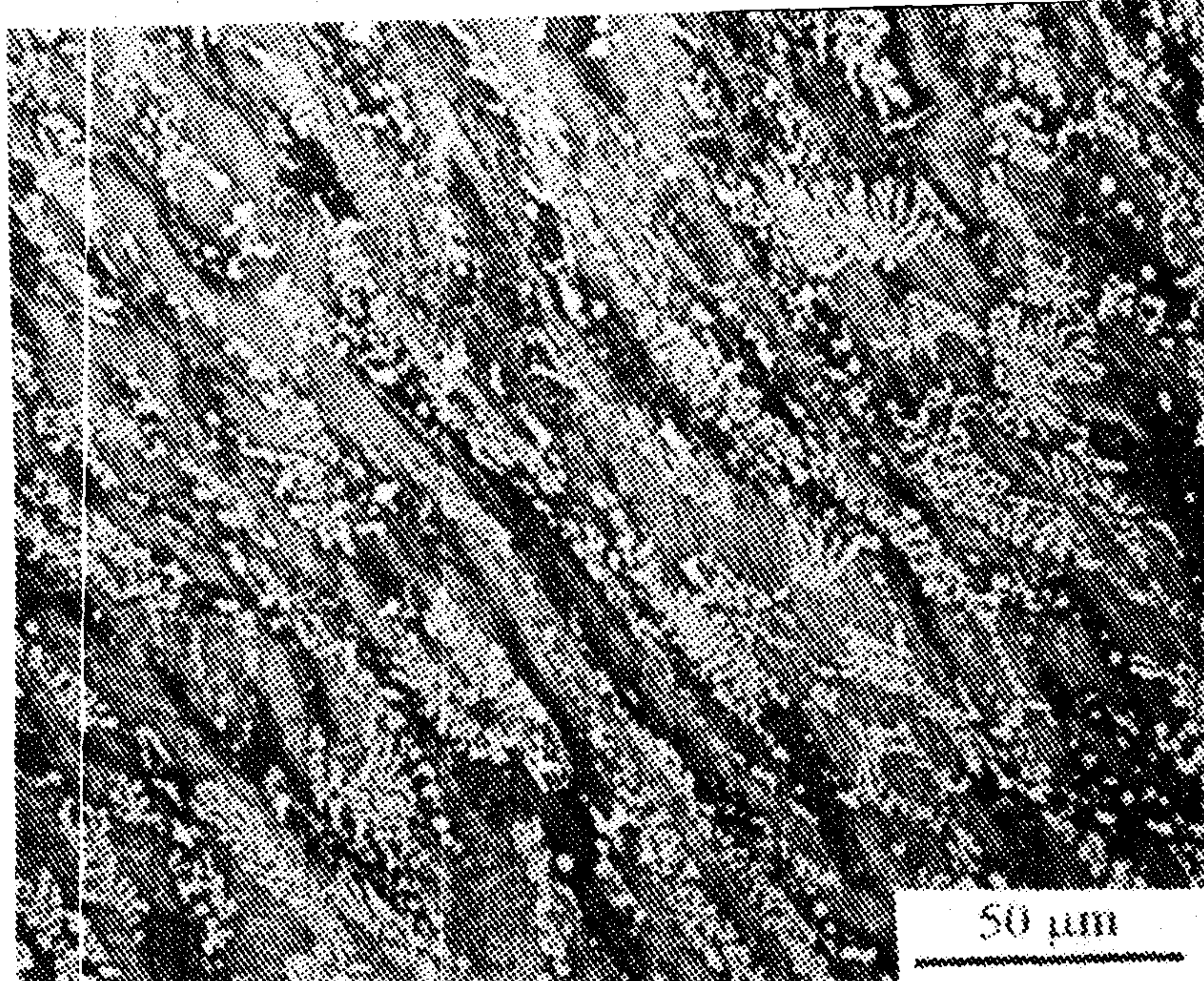
نمونه‌هایی از آلیاژهای سه تایی به وزن ۲۰ گرم با ذوب کردن عناصر خالص در یک کوره قوسی تحت خلاء تهیه شدند. ترکیب آلیاژهایی که در این تحقیق تهیه شده و با Al-A3 مشخص شده‌اند در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی آلیاژها (at.%).

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

جهت بررسی اثر عملیات ترمومکانیکی بر روی ساختار میکروسکوپی، آزمایش فشار به صورت تک دما انجام شد. نمونه‌های استوانه‌ای شکل بطول ۹mm و قطر ۵mm از آلیاژها تهیه شدند. در تهیه نمونه‌ها سعی شد که سطوح قاعده موازی باهم و عمود بر محور طولی استوانه باشند. قبل از انجام هر آزمایش ابعاد هر نمونه بدقت اندازه‌گیری شد. سپس هر نمونه با محلول Acheson DGI9 به کمک قلم مو پوشش داده شده و خشک گردید. این پوشش متشکل از اکسیدهای نسوز بوده و هدف از اعمال آن به حداقل رسانیدن اصطکاک بین نمونه و فکهای دستگاه فشار و نیز جلوگیری از آلودگی آتمسفری در ضمن تغییر شکل گرم بود. وسیله تغییر شکل گرم یک دستگاه آزمایش یونیورسال بود که فشار را بصورت تک محوری اعمال می‌نمود. آزمایش‌ها در هوا و در محدوده دمایی $950 \pm 5 - 1000$ °C و با سرعت کرنش متوسط $10^{-3} S^{-1}$ و یا $5 \times 10^{-2} S^{-1}$ انجام شدند. جهت اطمینان از حفاظت ساختار میکروسکوپی دینامیک نمونه‌ها بعد از تغییر شکل، آزمایش‌ها با تبرید مستقیم نمونه‌های تغییر شکل

توزیع سیلیساید های یوتکتیکی در مقایسه با شرایط ریختگی تغییر قابل ملاحظه ای نمی یابد، شکل ۳ اما در نمونه های با سیلیسیم بالا، که در آنها کسر حجمی سیلیساید بالا است، سیلیساید های درشت به ذرات ریزتری شکسته می شوند و مطابق با جریان یافتن ماده مرتب می شوند.



شکل ۳: تصویر BE از آلیاژ A1 که در 1000°C و با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و به مقدار کرنش حقیقی ۰/۹۵ تغییر شکل یافته است؛ مقطع عمودی.

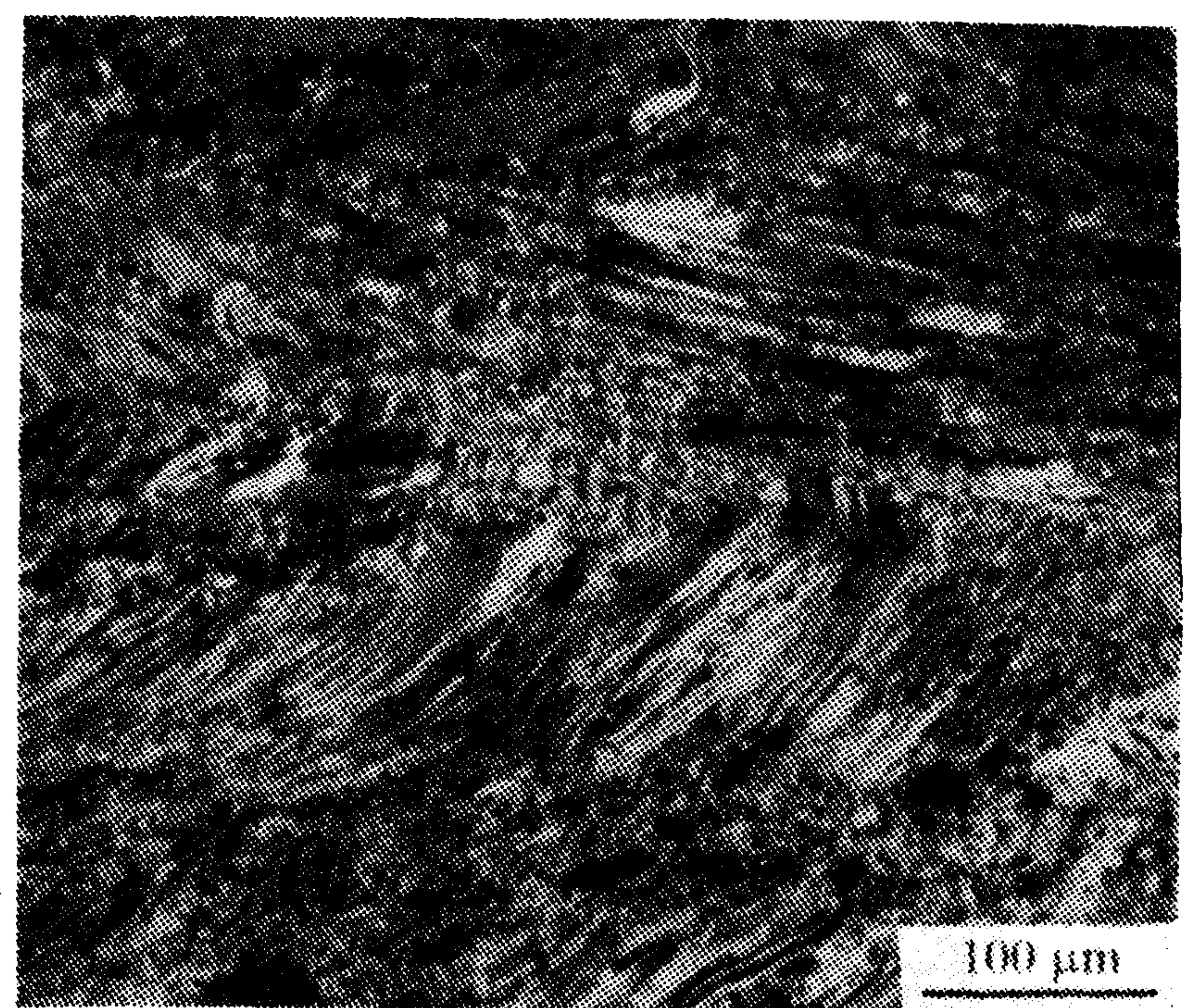
فویل های نازک که از نمونه های تغییر شکل یافته تهیه شدند با TEM مورد مطالعه قرار گرفتند که یک نمونه تصویر در شکل ۴a ملاحظه می شود. این شکل دانه های خیلی ریز به ابعاد تقریبی $1\mu\text{m}$ را نشان می دهد که با استفاده از الگوهای تفرق به صورت فاز شناسایی شدند، شکل ۴b ذرات سیلیساید خیلی ریز در مرز و داخل دانه ها رسوب کرده اند. به نظر می رسد که این رسوبات مرز دانه هایی را که بصورت دینامیک تجدید تبلور یافته اند قفل نموده و رشد آنها را محدود ساخته اند. در همین تصویر دو سیلیساید یوتکتیکی نیز دیده می شود که اندازه خیلی درشت آنها در مقایسه با ذرات ریز که در حالت جامد رسوب کرده اند قابل توجه می باشد.

در نمونه با کرنش حقیقی بالاتر، تخریب ساختار لایه ای بیشتر صورت پذیرفته و کسر حجمی بالاتری از دانه های ریز تجدید تبلور یافته نتیجه شده است. همچنین در نمونه با سیلیسیم بالاتر کسر حجمی بیشتری از دانه های ریز

در مقطع قائم ماده تقریباً در یک جهت جریان می یابد. تصاویر تهیه شده از مقاطع افقی نمونه های تغییر شکل یافته، باقیمانده های دانه های تغییر شکل یافته لایه ای را بصورت موجی شکل همراه با دانه های خیلی ریز که بصورت دینامیک تجدید تبلور یافته اند نشان می دهد، شکل ۲.

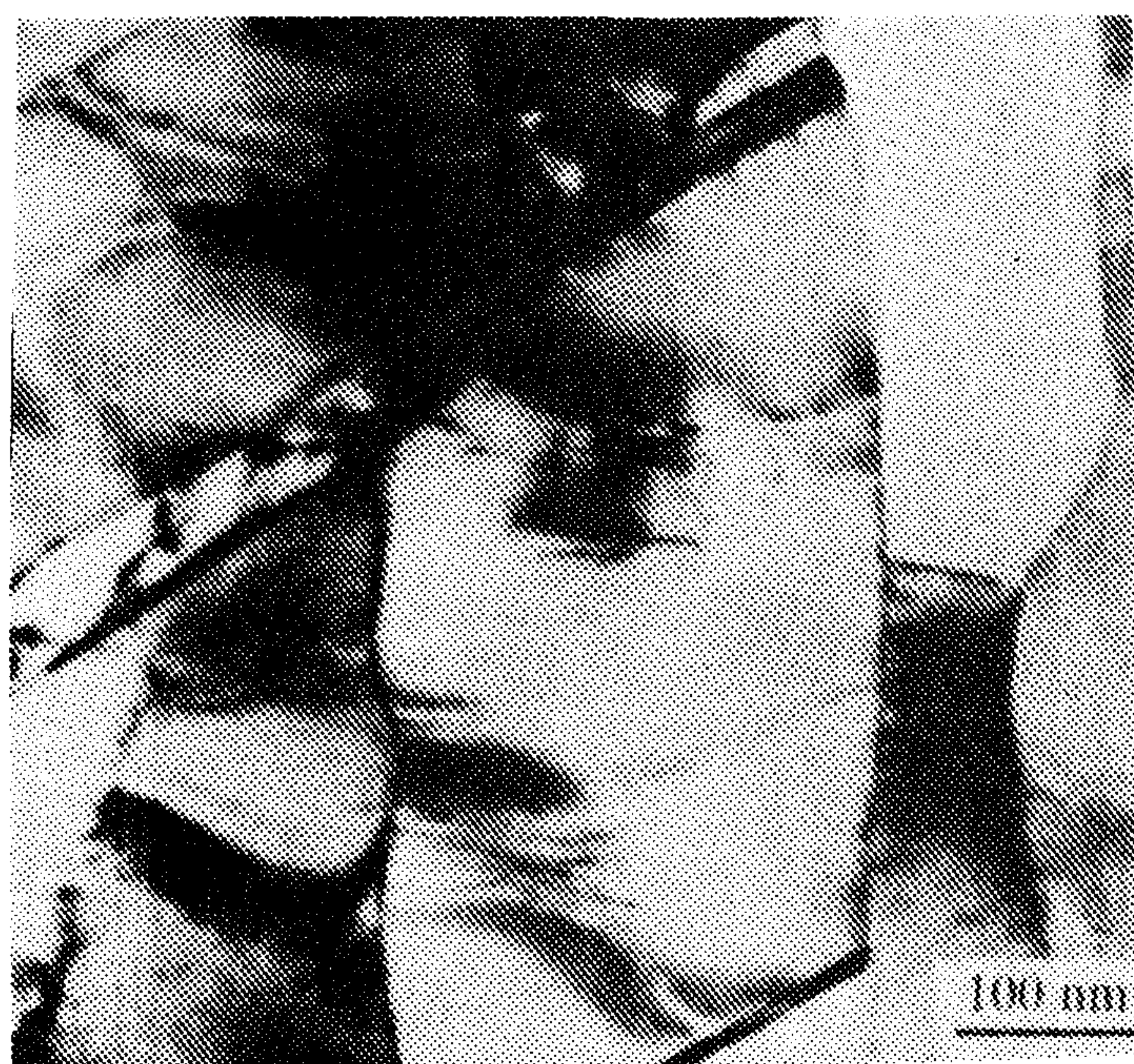


شکل ۱: ساختار ریختگی آلیاژ A1؛ 1 = ساختار لایه ای. $g = \text{فاز } \gamma$ ؛ $e = \text{ساختار یوتکتیک}$.



شکل ۲: تصویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ A3 که در 1000°C و با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و بمقدار کرنش حقیقی ۱/۳۷ تغییر شکل یافته است؛ مقطع افقی.

تصاویر الکترونی بازگشتی^(۱) از این مقطع نمونه ها نشان می دهد که حتی بعد از مقادیر زیاد تغییر شکل الگوهای



شکل ۵: تصویر TEM از نمونه A1 که در 1000°C و با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و بمقدار کرنش حقیقی $1/32$ تغییر شکل یافته است.

ریز ساختارها بعد از عملیات حرارتی عملیات حرارتی دو مرحله‌ای

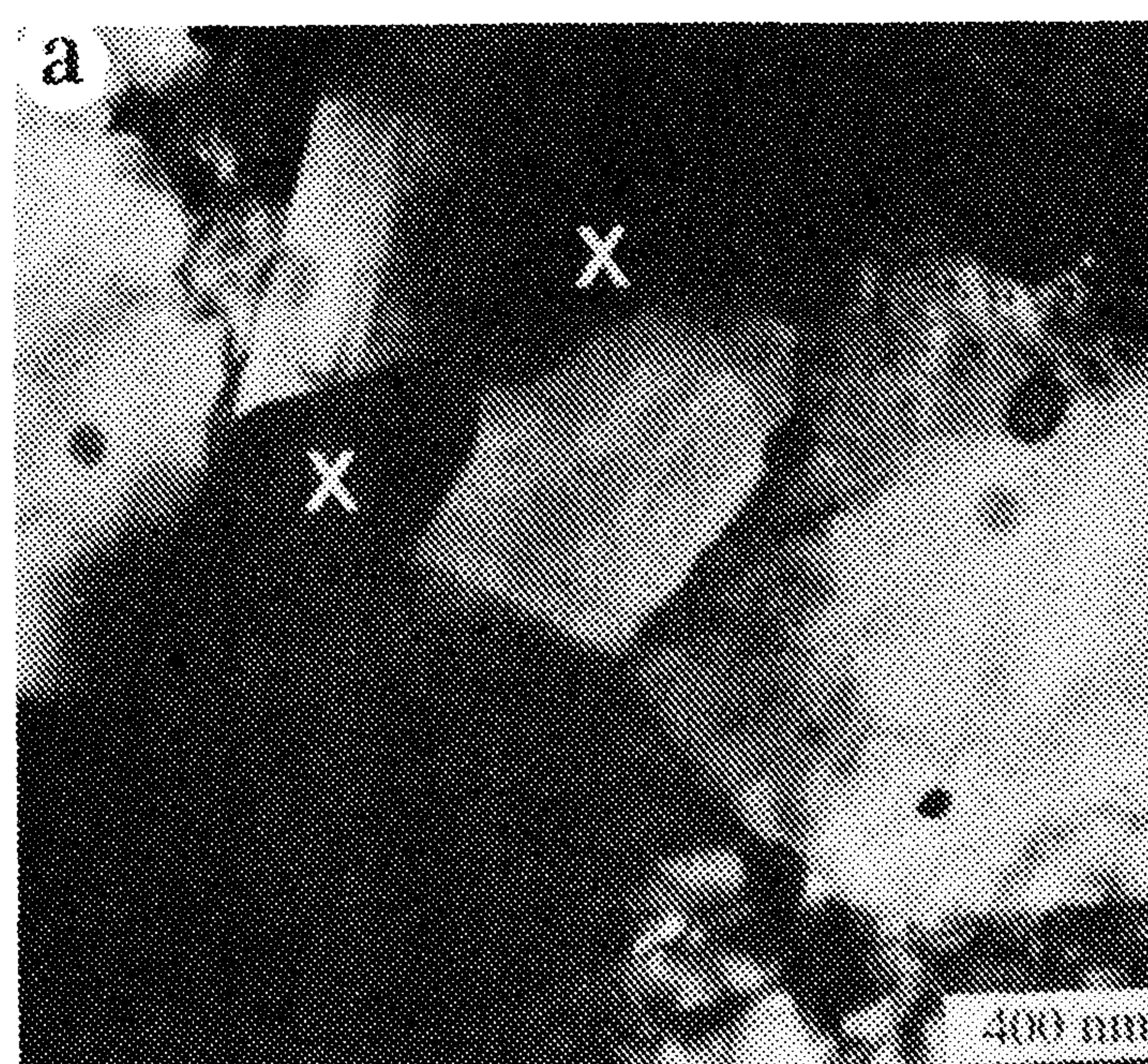
بهترین خواص مکانیکی در آلیاژهای دو فاز γ در آلیاژهایی با ساختار ریز دوبلکس ملاحظه شده است، و این ساختار با عملیات حرارتی در دمایی به دست می‌آید که در آن فازهای α و γ دارای کسرهای حجمی مساوی هستند [۵]. بنابراین در آلیاژ دوتایی Ti-48Al نمونه تغییر شکل یافته معمولاً در یک دمای میانی بازپخت شده و سپس در دمای حدود 1000°C عملیات حرارتی می‌شود. هدف این عملیات حرارتی دو مرحله‌ای به دست آوردن نسبت درستی از فازهای α و γ در ناحیه دو فاز $\alpha + \gamma$ و سپس پایدار نمودن این فازها با عملیات حرارتی بعدی در زیر خط یوتکتوئید است. عملیات حرارتی مشابهی روی آلیاژهای مورد مطالعه انجام شد.

همانطور که ذکر شد تجدید تبلور دینامیک در ضمن فرآیند تغییر شکل نا کامل بود. عملیات حرارتی دو مرحله‌ای بعدی تجدید تبلور را کامل نموده و ساختاری از دانه‌های تجدید تبلور یافته یکنواخت در سر تا سر ماتریس در نمونه A3 حاصل نمود، شکل ۶.

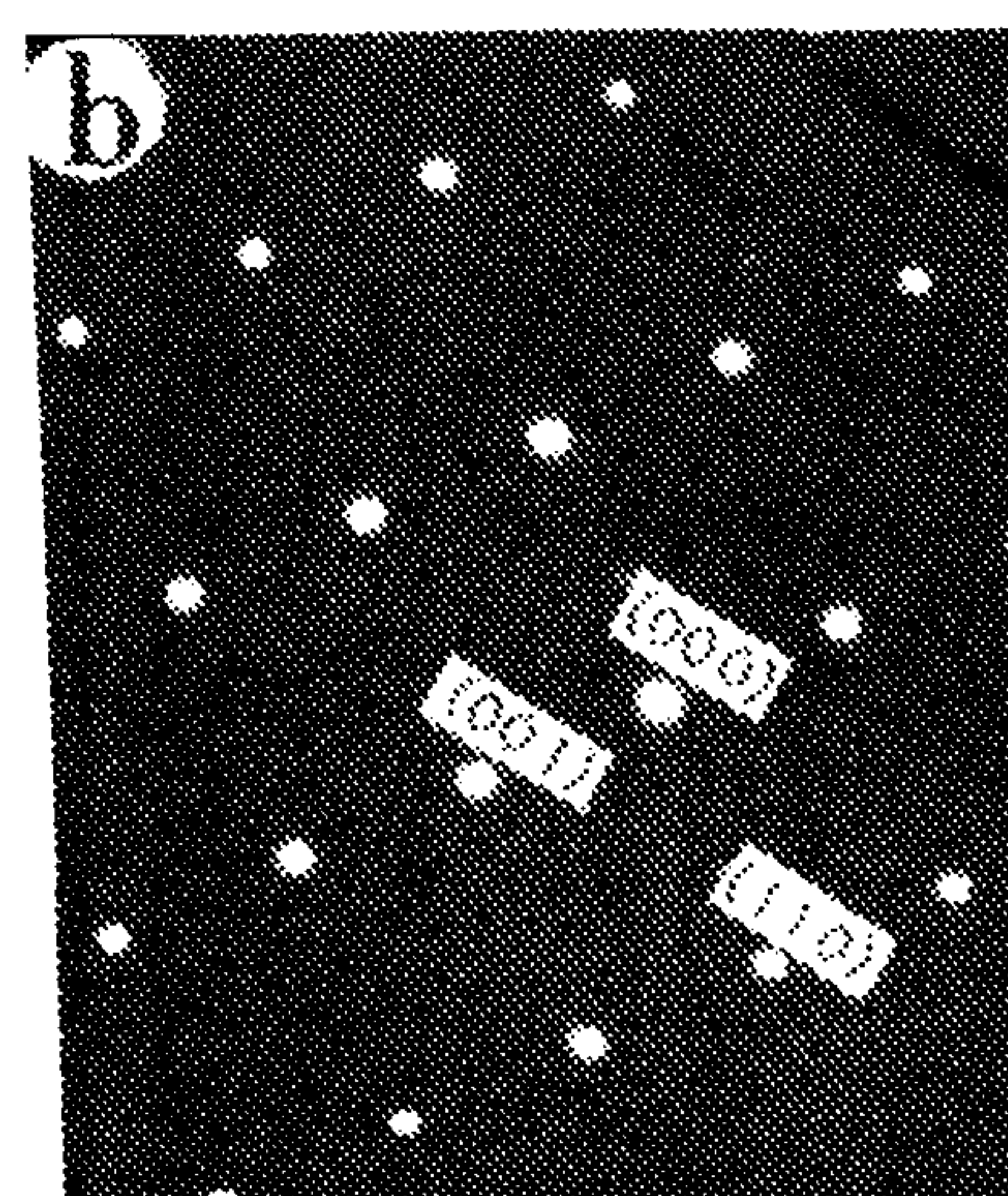
تصویر BE نشان می‌دهد که زمینه عمدتاً γ است و مقدار کمی از فاز α و سیلیساید به طور غیر همگن در آن پراکنده‌اند، شکل ۷. نمونه‌های با سیلیسیم بالاتر نیز ریز ساختار مشابهی نشان دادند ضمن اینکه هیچ تفاوتی در

حاصل شده و کسر حجمی پایین‌تری از ساختار لایه‌ای باقی مانده است. این نشان می‌دهد که کسر حجمی بالاتر سیلیساید‌های یوتکتیکی در نمونه با سیلیسیم بیشتر مسئول تخریب بیشتر ساختار زمینه و تجدید تبلور دینامیک بهتر است.

تصاویر TEM از ساختار لایه‌ای که تغییر شکل یافته مشخصه‌های گوناگونی را به نمایش می‌گذارد که این نوع بستگی دارد به اینکه هر یک از دانه‌های لایه‌ای تا چه اندازه تغییر شکل و تجدید تبلور یافته‌اند. در نواحی که کمتر تغییر شکل یافته‌اند شکستگی لایه‌ها دیده نمی‌شود، اما در نواحی شدیداً تغییر شکل یافته لایه‌ها با نقائص حاصل از تغییر شکل نظیر باندهای لغزش و دوقلویی متقاطع کاملاً خرد شده‌اند، شکل ۵.

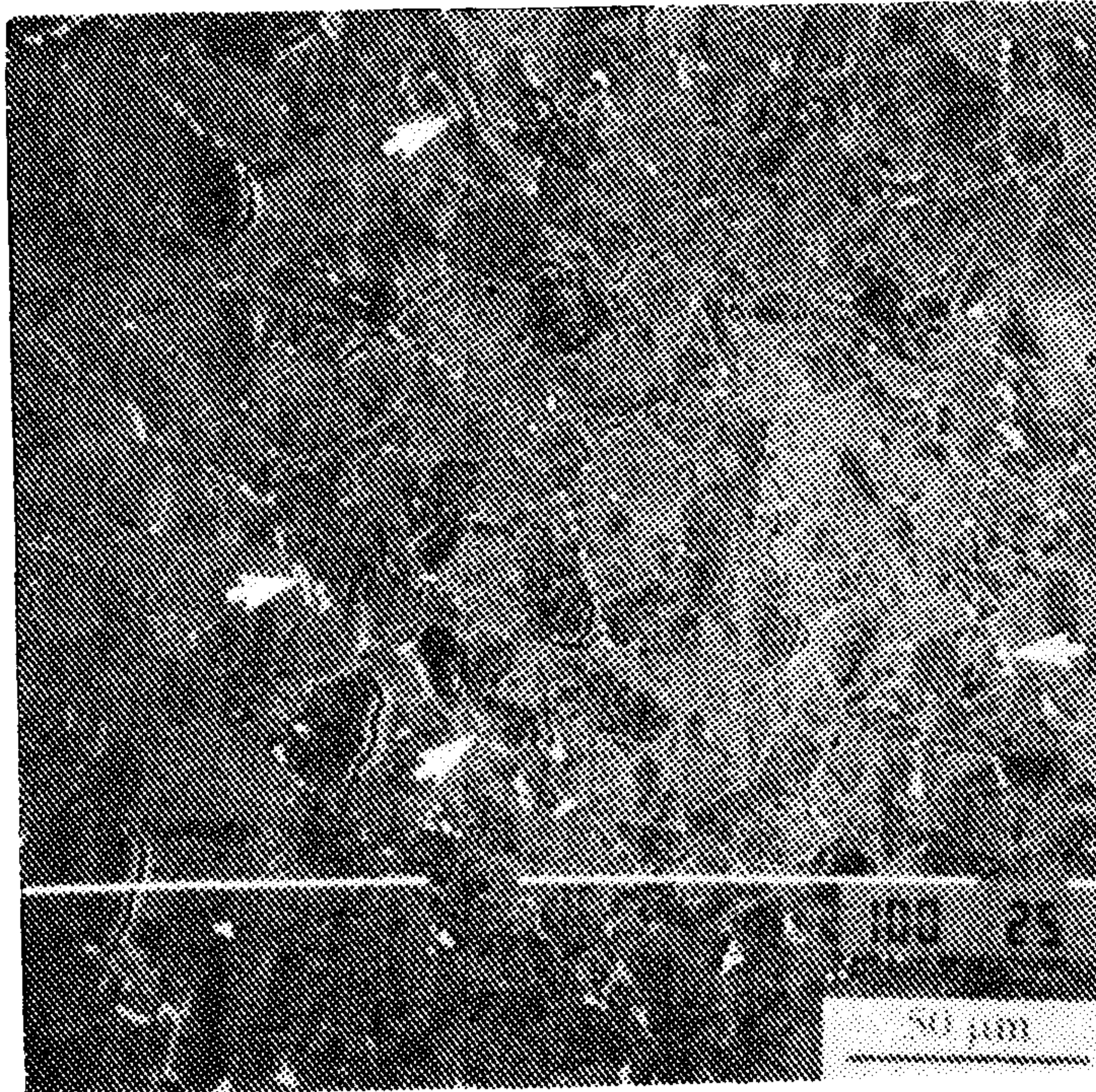


شکل ۴: (a) تصویر TEM از نمونه A3 که در 1000°C و با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و به مقدار کرنش حقیقی $0/85$ تغییر شکل یافته است؛ سیلیساید‌های درشت یوتکتیکی با علامت X مشخص شده‌اند.



(b) الگوی تفرق از دانه‌ای که در قسمت پایین تصویر a واقع شده و $z = [110]_{\gamma}$ بصورت ایندکس شده است.

مرحله‌ای و در دمای بازپخت بالاتری حاصل شود. در این قسمت ریز ساختار نمونه‌هایی با مقادیر مختلف سیلیسیم بعد از پرس کاری گرم و عملیات حرارتی بعدی در 1290°C و یا در 1330°C مطالعه شده است. در این قسمت در واقع مرحله دوم عملیات حرارتی که قبلاً درباره آن صحبت شد حذف شده است.

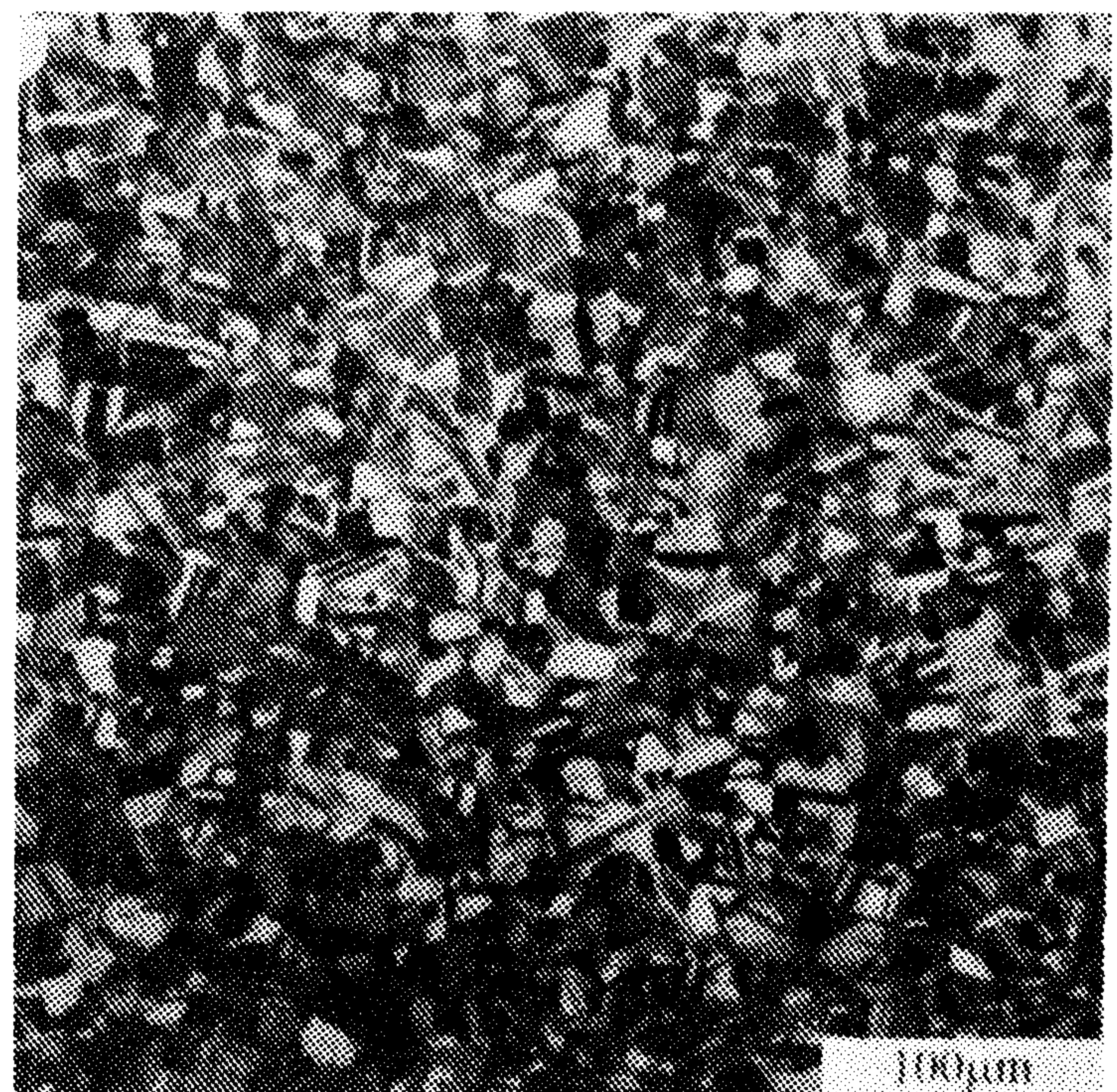


شکل ۷: تصویر الکترونی بازگشتی از نمونه شکل ۶؛ ذرات فاز α_2 با فلش مشخص شده‌اند.

بررسی انجام شده نشان داد که نمونه‌های با مقادیر مختلف سیلیسیم که در 950°C با سرعت کرنش $5 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ تغییر شکل داده شده و سپس در 1290°C عملیات حرارتی شده‌اند همگی ریز ساختارهای متشکل از دانه‌های هم محور دارند، شکل ۸. در مقایسه با نمونه‌های تغییر شکل داده شده در 1000°C که قبلاً بدانها اشاره شد، این نتیجه حاصل گردید که کاهش 50°C در دمای تغییر شکل اثر مهمی بر روی اندازه نهایی دانه‌ها ندارد.

تصویر BE از نمونه A3 یک ساختار دوبلکس را نشان می‌دهد که در آن کسر حجمی مساوی از دو فاز α_2 و γ وجود دارند، شکل ۹a. نمونه‌های A1 و A2 فقط زمینه‌ای متشکل از فاز γ را نشان می‌دهند، شکل ۹b.

ریز ساختار نمونه‌ای از آلیاژ A2 که بعد از تغییر شکل در 1330°C بازپخت شده است کسر حجمی بالایی از ساختار لایه‌ای را نشان می‌دهد، شکل ۱۰. عملیات حرارتی، ماتریسی دو فازی متشکل از دانه‌های درشت



شکل ۶: تصویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ A3 که در 1000°C و با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و بمقدار کرنش حقیقی $1/3$ تغییر شکل یافته و سپس در 1200°C بمدت ۲ ساعت و بعد در 1000°C بمدت ۴ ساعت بازپخت شده است؛ مقطع افقی.

ساختار دانه‌ها در مقاطع افقی و قائم هر نمونه ملاحظه نگردید. تصاویر SEM نشان داد که توزیع سیلیساید در مقایسه با حالت تغییر شکل یافته تغییری ننموده است. مقایسه اندازه دانه‌ها در نمونه‌های با مقدار سیلیسیم مختلف نشان می‌دهد که اندازه متوسط دانه‌ها با افزایش مقدار سیلیسیم کاهش می‌یابد. این به دلیل اهمیت نقش ذرات سیلیساید در تجدید تبلور دینامیک و استاتیک و اثر آنها در محدود نمودن رشد دانه‌ها است. تصاویر SEM همچنین نشان می‌دهد که فاز α_2 در زمینه γ غایب است. فاز α_2 فقط در نزدیکی سطوح آزاد نمونه و نیز مناطق مرده تغییر شکل وجود داشت. میکروسکوپی الکترونی عبوری و الگوهای پراش از نمونه A2 نیز تایید نمود که فاز زمینه تماماً γ است و فاز α_2 تشخیص داده شده نشد.

عملیات حرارتی تک مرحله‌ای

در قسمت قبلی ملاحظه شد که تغییر شکل و عملیات حرارتی دو مرحله‌ای بعدی ریز ساختاری را به دست می‌دهد که عمدتاً متشکل از فاز γ است و فاز α_2 در آن موجود نمی‌باشد. نظر به اهمیتی که فاز α_2 در ارتباط با افزایش چکش خواری آلیاژهای γ دارد، جالب خواهد بود که ببینیم که آیا این فاز می‌تواند بعد از عملیات حرارتی یک

لایه‌ای به قطر تقریبی ۷۰ میکرون، همراه با دانه‌های ریزتر فاز γ با قطر تقریبی ۱۵ میکرون را به دست می‌دهد. اندازه بزرگ دانه‌های لایه‌ای به واسطه رشد فاز مادر α در دمای بالا می‌باشد.

تصویر میکروسکوپ نوری از یک نمونه تغییر شکل داده شده از آلیاژ A1 که در شرایط مشابهی مورد عملیات قرار گرفته است ساختاری ریز دانه را نشان می‌دهد، شکل ۱۱. تصویر SEM مشخص نمود که عملیات حرارتی دمای بالا در این مورد نیز موجب تشکیل ماتریس دو فازی از α_2 و γ شده است. اندازه متوسط دانه‌های γ و لایه‌ای در حدود ۱۰ میکرون است. کسر حجمی بالای سیلیساید‌ها در مقایسه با نمونه A2 سبب ریزتر شدن دانه‌ها شده است.

بحث

ساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته

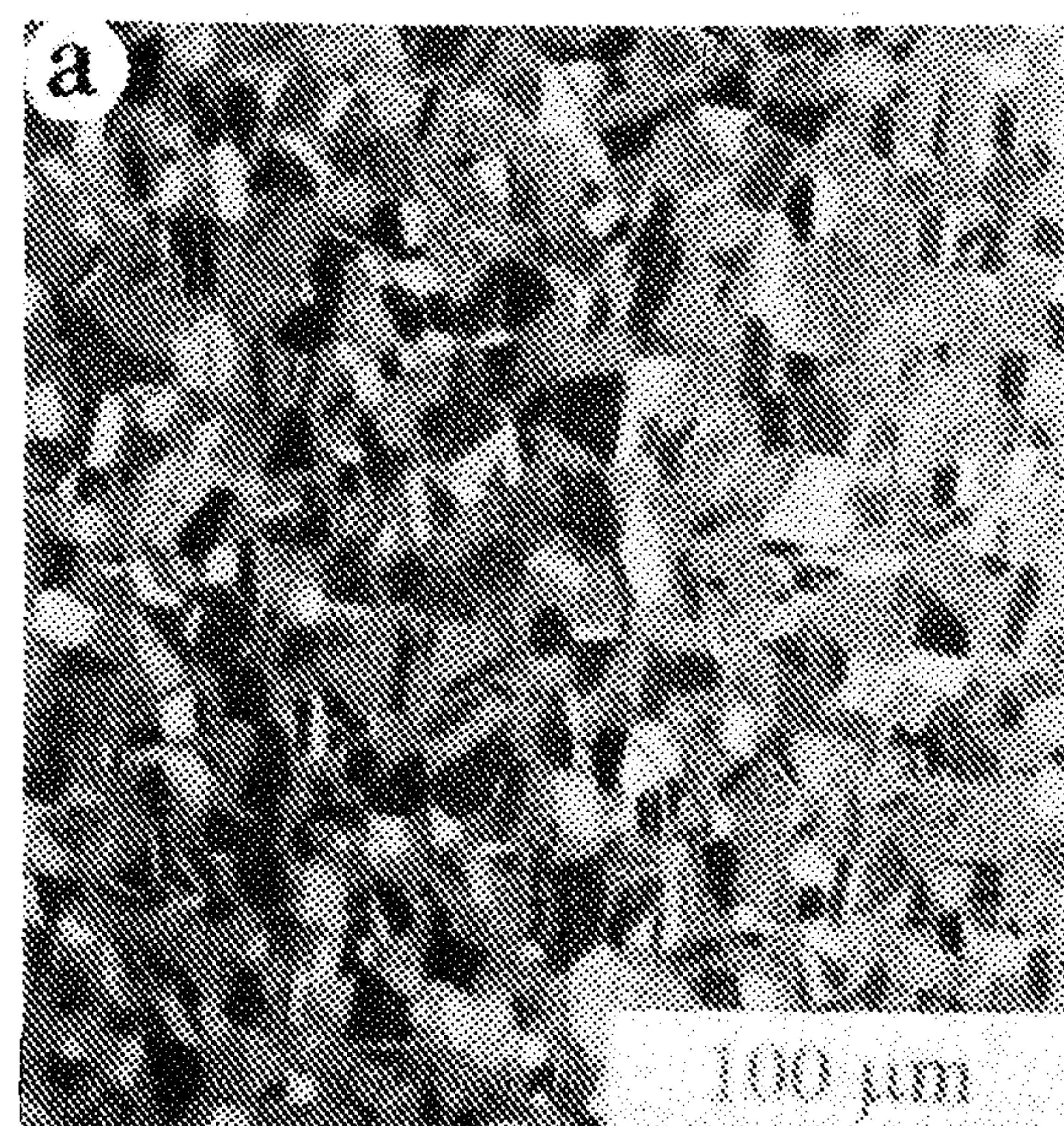
همانطور که قبلاً نشان داده شد ریز ساختار و ترکیب شیمیایی آلیاژها در حالت ریختگی غیر همگن می‌باشند. ناهمگنی‌های ساختاری نظیر غیر یکنواختی اندازه دانه‌ها و توزیع فازها اثرات خود را در آلیاژی که بر روی آن عملیات ترمومکانیکی انجام می‌شود بروز می‌دهند. جهت حذف ناهمگنی‌های همراه آلیاژهای ریختگی پرس کاری ایزواستاتیک گرم مورد نیاز می‌باشد. این عمل همچنین سبب کاهش ریزمک‌ها و ریز ترک‌های موجود در ماتریس می‌شود.

دانه‌های ریز که در تجدید تبلور دینامیک ایجاد می‌شوند در نواحی زیر تشکیل می‌شوند:

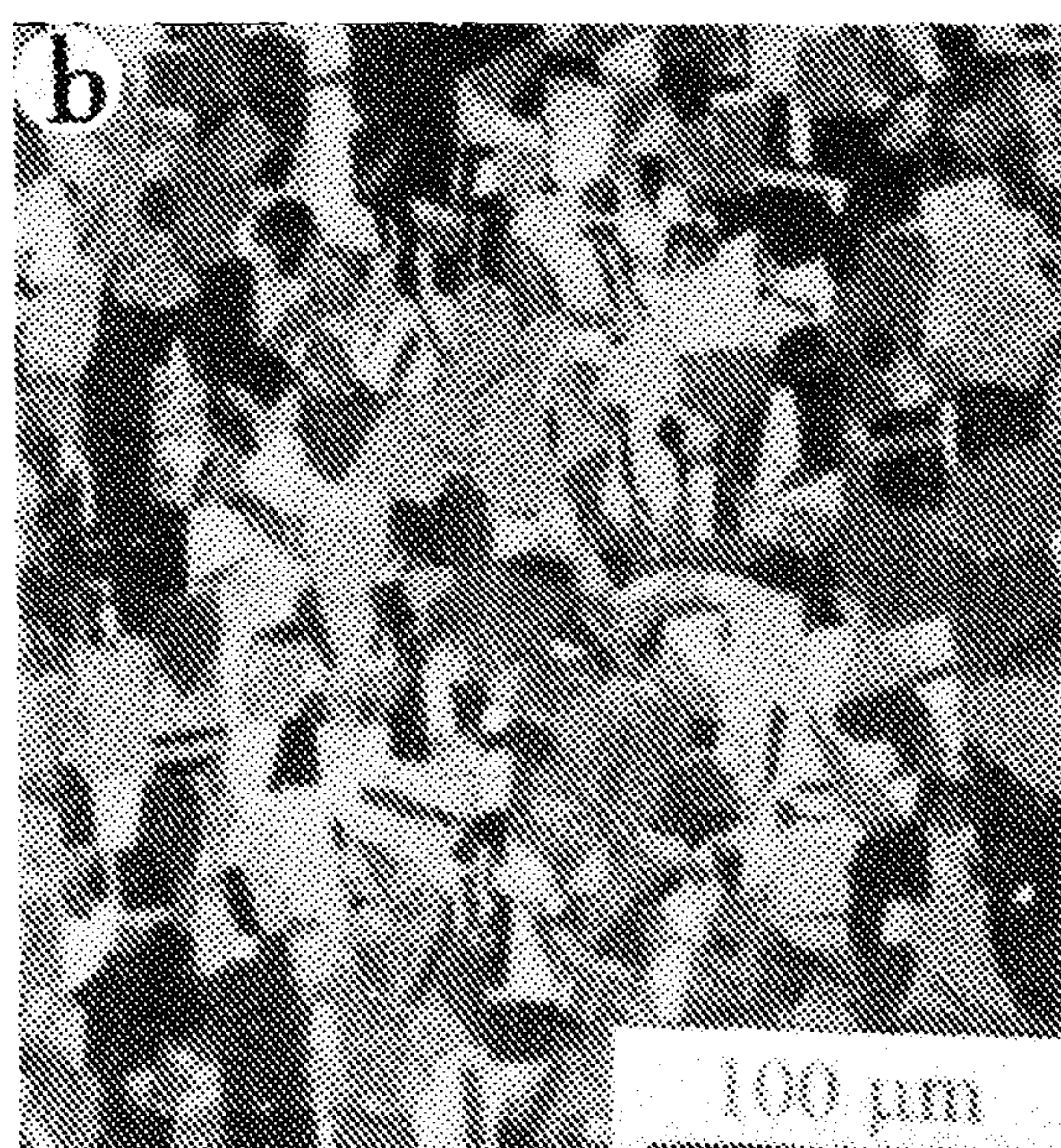
۱- نواحی تک فاز γ ، زیرا این فاز قسمت عمده کرنش را به دلیل استحکام کمتر آن در مقایسه با ساختار لایه‌ای $\alpha_2 + \gamma$ متحمل می‌گردد.

۲- ماتریس اطراف سیلیساید‌های یوتکتیکی، به دلیل آنکه حتی در 1000°C ذرات سیلیساید، سخت و غیر قابل تغییر شکل هستند و فلز اطراف آنها شدیداً دچار تغییر شکل موضعی می‌شود و نیروی محرکه قابل توجهی برای تجدید تبلور بعدی فراهم می‌آورد.

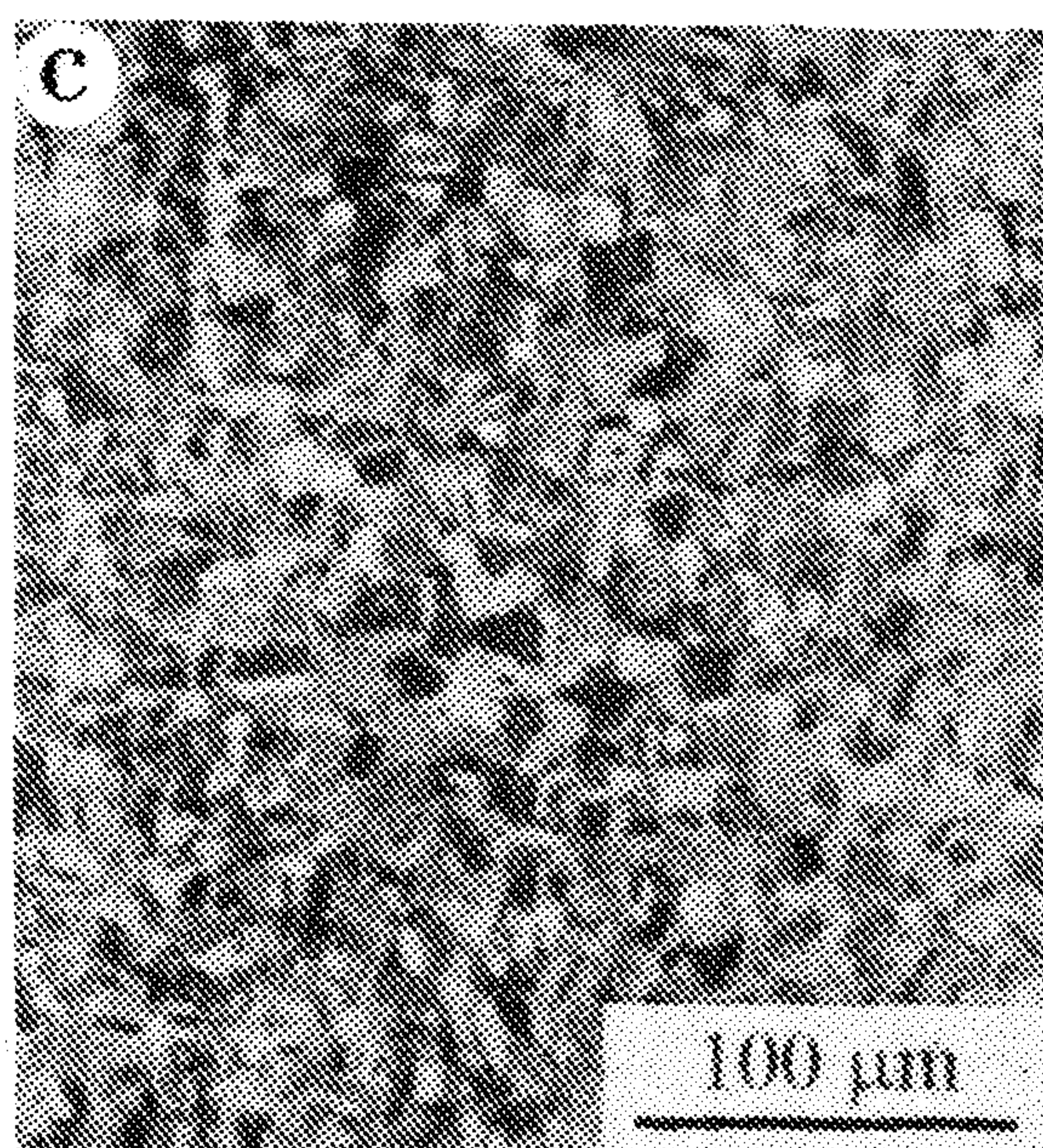
۳- در محل برخی از دانه‌های لایه‌ای $\alpha_2 + \gamma$ به دلیل جهت مناسب آنها نسبت به محور بارگذاری در ضمن فرآیند



(a) آلیاژ A3، مقدار کرنش حقیقی ۱/۱.

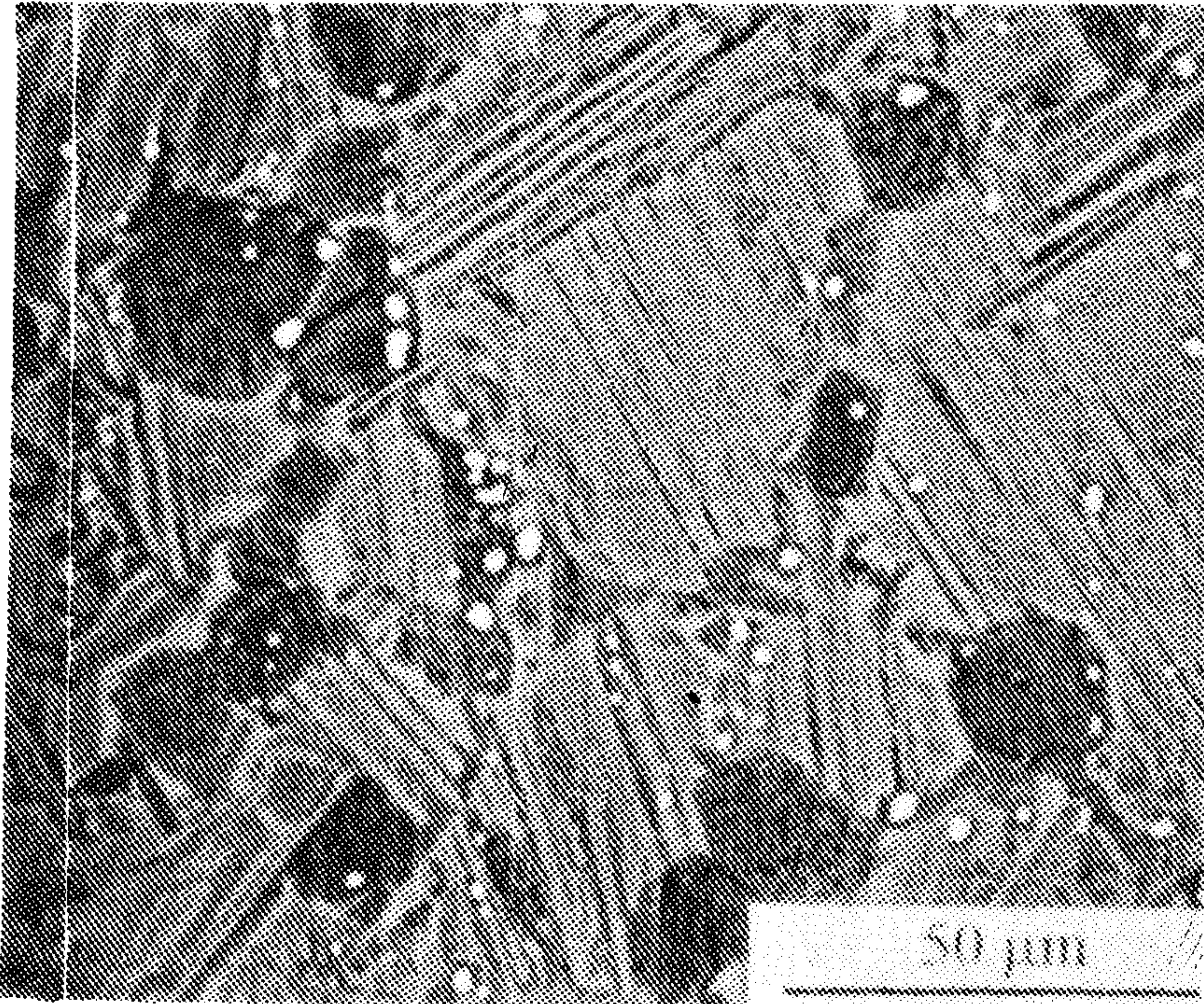


(b) آلیاژ A2، مقدار کرنش حقیقی ۰/۸۸.

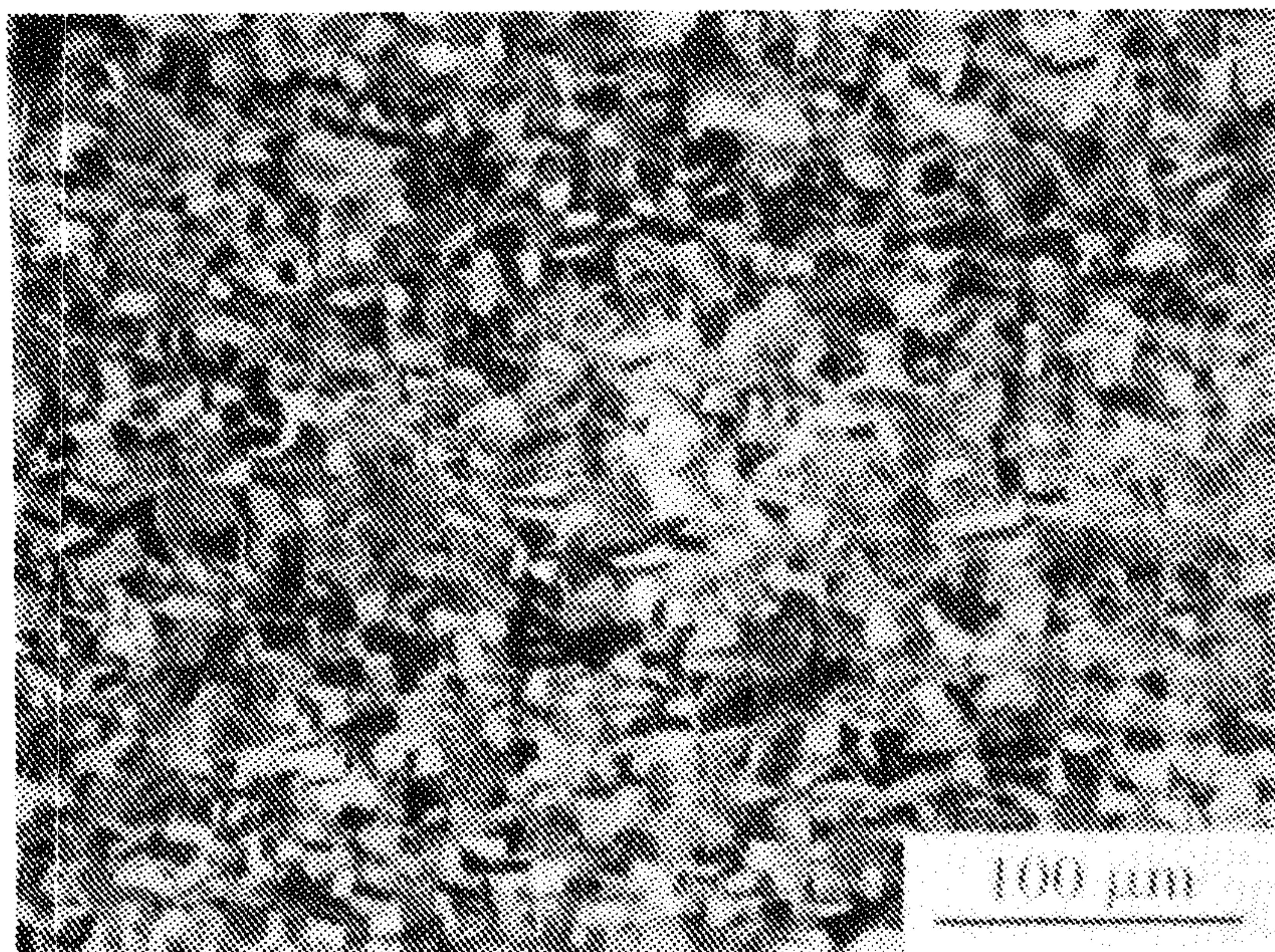


(c) آلیاژ A1، مقدار کرنش حقیقی ۱/۴.

شکل ۸: تصویر میکروسکوپی نوری از مقاطع عمودی نمونه‌ها که در 950°C و با سرعت کرنش $5 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$ تغییر شکل یافته و سپس در 1290°C بمدت ۲ ساعت بازپخت شده‌اند.



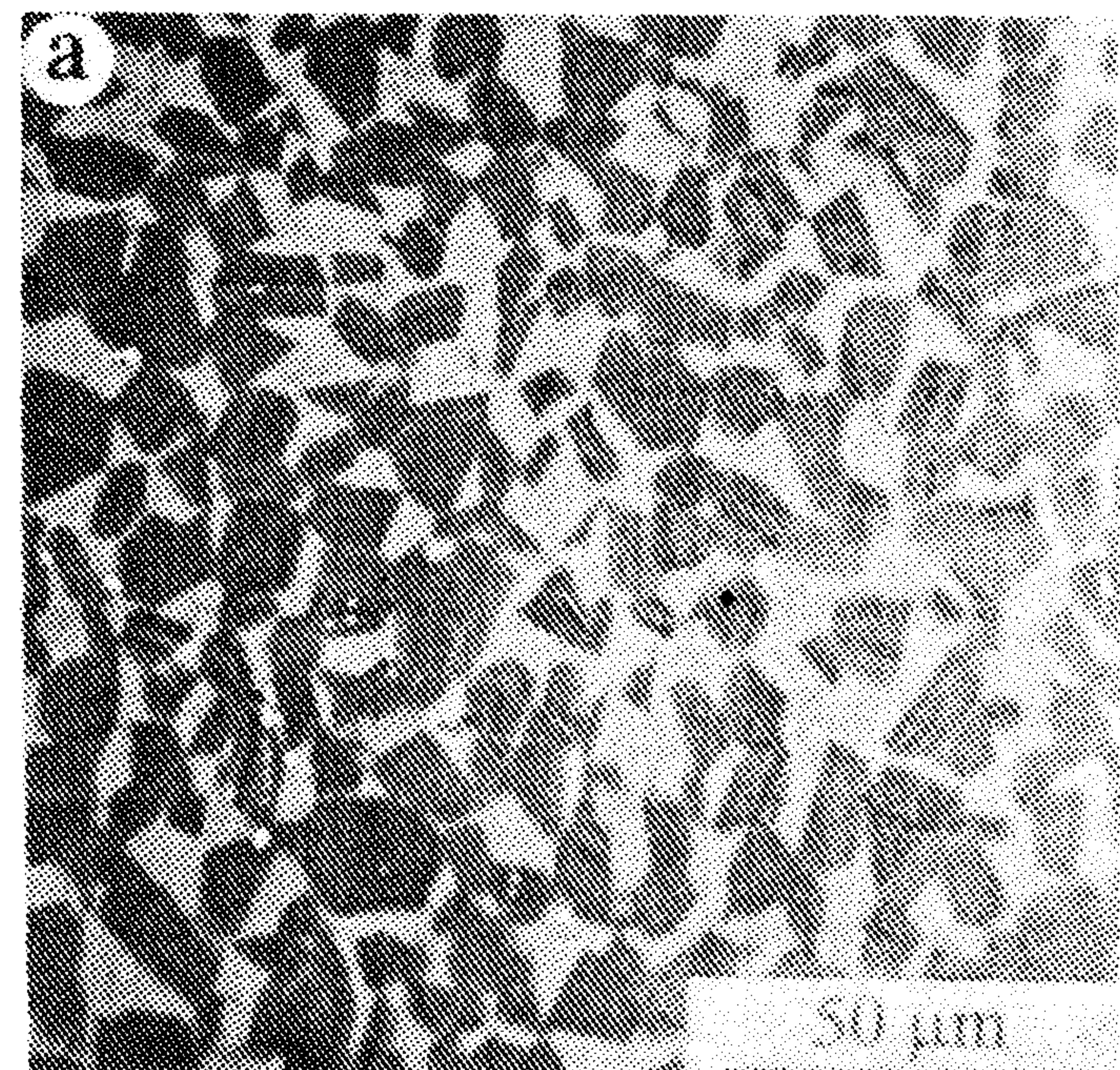
شکل ۱۰: تصویر BE از آلیاژ A2 که در 950°C با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و بمقدار کرنش حقیقی $1/2$ تغییر شکل یافته و سپس در 1330°C بمدت ۲ ساعت بازپخت شده است؛ مقطع عمودی.



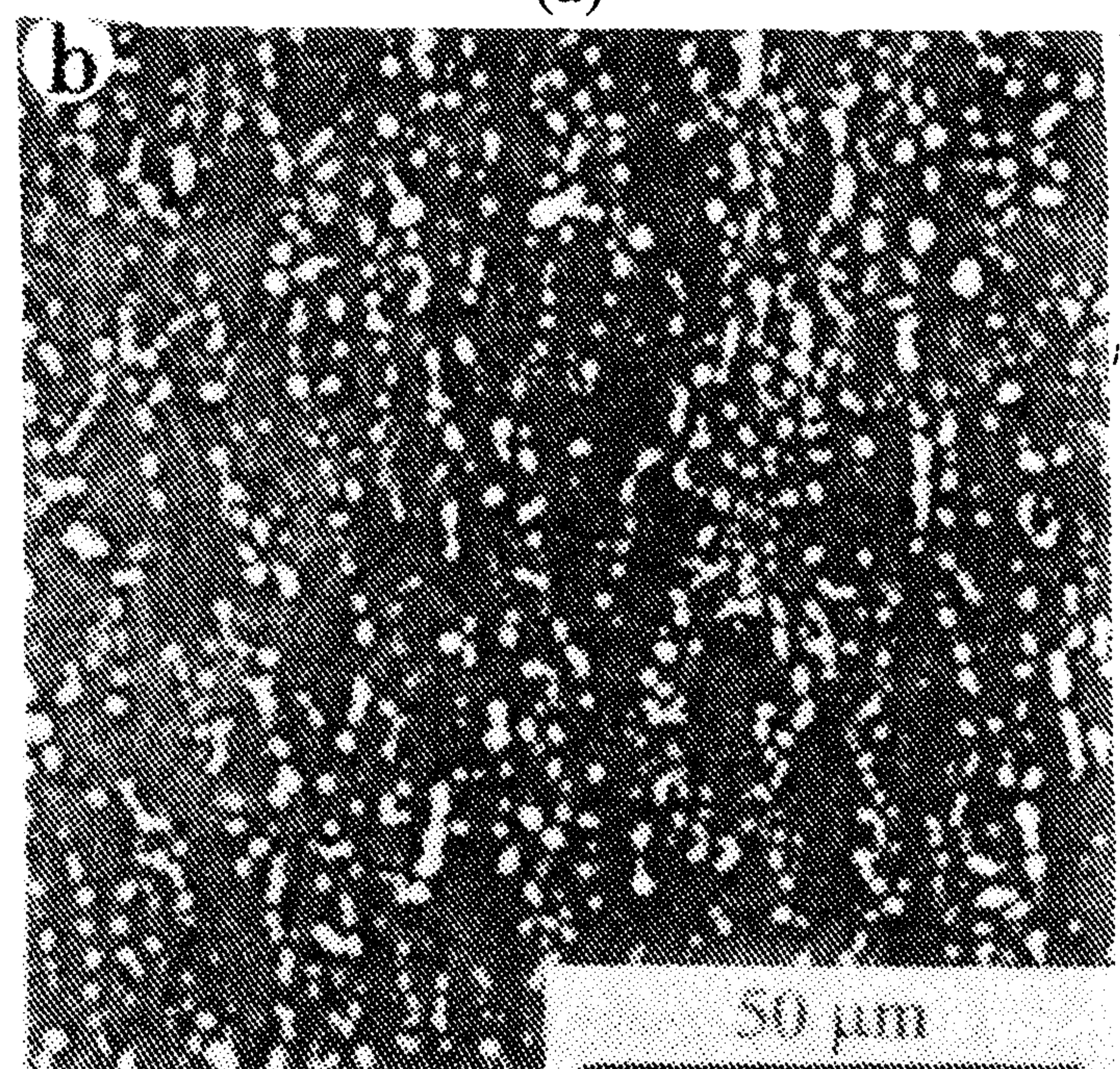
شکل ۱۱: تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ A1 که در 950°C با سرعت کرنش 10^{-3}S^{-1} و بمقدار کرنش حقیقی $1/39$ تغییر شکل یافته و سپس در 1330°C بمدت ۲ ساعت بازپخت شده است؛ مقطع عمودی.

۴ - مرز دانه‌های لایه‌ای $\alpha_2 + \gamma$ جایی که تماس دانه‌ها با هم دارای طبیعت در هم قفل شده است. این نوع مرز دانه سبب می‌شود که لغزش ناشی از تغییر شکل، با در هم شکستن لبه‌های برآمده و در هم قفل شده مرز دانه‌ها همراه باشد و تغییر شکل موضعی بیشتری را سبب گردد. سیلیسایدهای یوتکتیکی نقش عمده‌ای را در تجدید تبلور

تغییر شکل ساختار لایه‌ای به واسطه طبیعت آن خواص مکانیکی شدیداً غیر یکنواختی را دارد و قابلیت شکل پذیری وقتی که لغزش اصلی در جهت موازی با لایه‌ها صورت می‌پذیرد خیلی خوبست و زمانی که لغزش در عرض لایه‌ها رخ می‌دهد قابلیت شکل پذیری ضعیف می‌باشد. بنابراین بسته به زاویه بین مرز لایه‌ها با محور بارگذاری، تغییر شکل می‌تواند به روش آسان یا سخت صورت پذیرد. اگر دانه لایه‌ای با روش آسان تغییر شکل دهد مقدار بیشتری از کرنش را در مقایسه با دانه‌ای که به روش سخت تغییر شکل داده متحمل می‌گردد. این سبب تغییر در ریز ساختار و ذخیره شدن مقادیر متفاوتی از انرژی‌های ذخیره شده در دانه‌های لایه‌ای مختلف می‌گردد. تجدید تبلور نیز در دانه‌هایی که دارای انرژی ذخیره شده بیشتری هستند زودتر اتفاق می‌افتد.



(a)



(b)

شکل ۹: تصویر BE از نمونه‌های (a) شکل ۸a و (b) شکل ۸c.

بودن سیلیساید‌ها بستگی به کسر حجمی آنها در ریز ساختار دارد.

توزیع اندازه دانه‌ها در نمونه‌ها بسیار یکنواخت است. چنین یکنواختی هرگز نمی‌تواند در آلیاژ دو تایی TiAl که در یک جهت تغییر شکل یافته به دست آید. در آلیاژهای دو تایی، فقط بعد از عملیات ترمومکانیکی چند مرحله‌ای و چند جهتی امکان دستیابی به اندازه یکنواخت دانه‌ها وجود دارد [۵]. در این آلیاژها، سیلیساید‌های ریز کنترل کننده اصلی اندازه دانه‌ها هستند. کسر حجمی و چگونگی توزیع فاز α_2 نقش مهمی در افزایش شکل پذیری آلیاژهای γ دارند. نتایج پژوهش حاضر نشان می‌دهد که کسر حجمی مناسبی از فاز α_2 و نیز یکنواختی خوبی از توزیع اندازه دانه‌ها بعد از عملیات حرارتی یک یا دو مرحله‌ای در دماهای متوسط (حدود 1280°C) در نمونه‌های حاوی سیلیسیم بیش از ۱٪، ماتریسی از فاز γ که در آن ذرات سیلیساید یوتکتیکی پراکنده‌اند بدست می‌دهد. در آلیاژهای با سیلیسیم بالا (۱٪ و بیشتر) عملیات حرارتی در 1330°C منجر به مقدار قابل ملاحظه‌ای از فاز α_2 می‌شود. جالب توجه است که بازپخت روی نمونه‌هایی با ترکیب یوتکتیک و کسر حجمی بالایی از سیلیساید، می‌تواند در دماهای بالا بدون خطر رشد دانه‌ها انجام شود. اما در نمونه‌های حاوی سیلیسیم کمتر، به دلیل کاهش کسر حجمی سیلیساید‌ها در دمای بالا، خطر رشد دانه‌ها بالاست.

کاهش دمای تغییر شکل از 1000°C به 950°C و سرعت کرنش از 10^{-3}S^{-1} به $5 \times 10^{-2}\text{S}^{-1}$ تاثیر چندانی بر روی ساختار نهایی نمونه‌های عملیات حرارتی شده ندارند. امکان بررسی سرعت‌های بالاتر تغییر شکل به دلیل حساسیت بالای این آلیاژها به سرعت کرنش در دماهای پایین، یعنی افزایش شدید نیروی لازم برای تغییر شکل با سرعت تغییر شکل میسر نبود.

نتیجه‌گیری

ریز ساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته نشان داد که سیلیساید‌های یوتکتیکی نقش عمده‌ای را در تخریب ساختار ریختگی و نیز در تجدید تبلور بعدی ایفا

دینامیکی (و نیز استاتیکی) به خصوص در نمونه‌های با مقدار سیلیسیم بالا بازی می‌کنند. این نقش نه تنها به واسطه قابلیت آنها در فراهم نمودن تغییر شکل بالای محلی (و نیروی محرکه بیشتر برای جوانه زنی بعدی)، بلکه به واسطه عملکرد آنها به عنوان محل‌های جوانه زنی در ضمن فرآیند تجدید تبلور می‌باشد. اما، توزیع سیلیساید‌های یوتکتیکی در ساختار ریختگی غیر یکنواخت است و این غیر یکنواختی به ساختار تغییر شکل یافته منتقل می‌گردد. توزیع یکنواخت ذرات سیلیساید می‌تواند با فرآیند تغییر شکل چند مرحله‌ای و در چند جهت حاصل شود. سیلیساید‌هایی که در حالت جامد رسوب نموده و به فاصله کمی از هم قرار می‌گیرند، می‌توانند نابجایی‌های متحرک را قفل نمایند و فرآیندهای ترمیم و تبلور مجدد را به تاخیر بیندازند. آنها همچنین میتوانند در مرز دانه‌های تجدید تبلور یافته رسوب نمایند و حرکت آنها را کند نمایند و بدین ترتیب رشد دانه‌ها را کنترل نمایند.

ساختار نمونه‌های بازپخت شده

تصاویر میکروسکوپی نوری از ساختارهای بازپخت شده نشان می‌دهد که عملیات ترمومکانیکی در اغلب موارد موجب حذف ساختار لایه‌ای $\alpha_2 + \gamma$ و ایجاد ساختار دانه‌ای هم محور می‌گردد. موارد استثنایی که در آنها ساختار لایه‌ای وجود دارد عبارتند از:

۱ - نمونه‌هایی که مقدار کرنش آنها خیلی کم است، یعنی کمتر از حداقل مقداری که برای تخریب ساختار لایه‌ای مورد نیاز است.

۲ - نمونه‌هایی که بعد از تغییر شکل، در دماهای بالا بازپخت شده‌اند. واضح است که دانه‌های لایه‌ای که در این نمونه‌ها مشاهده می‌شوند، باقیمانده‌های ساختار ریختگی نیستند، بلکه از تجزیه فاز α که در دمای بازپخت ایجاد شده‌اند به دست می‌آیند.

در نمونه‌های با مقادیر سیلیسیم بیش از ۱٪ اتمی، ریز ساختار نهایی حتی در مقادیر کرنش خیلی کم حاوی $\alpha_2 + \gamma$ باقی مانده نبود و این می‌تواند به اثر مخرب سیلیساید‌های یوتکتیکی سخت بر روی ریز ساختار ریختگی، در ضمن فرآیند تغییر شکل نسبت داده شود. در این رابطه موثر

نشکیل مقدار قابل توجهی از فاز α_2 بدون خطر رشد دانه‌ها می‌شود.

قدردانی

بدینوسیله از معاونت محترم پژوهشی دانشگاه تهران و دانشکده فنی بدلیل حمایت مالی قدردانی می‌گردد.

می‌نمایند. بازپخت نمونه‌های پرس شده منجر به تشکیل ساختاری از دانه‌های هم محور گردید. ملاحظه شد که سیلیسایدها اندازه دانه‌ها را بسیار خوب کنترل می‌نمایند. اما توزیع آنها در زمینه همواره غیر یکنواخت است. در نمونه‌های با Si کم (کمتر از ۱٪)، کسر حجمی فاز α_2 می‌تواند با دمای بازپخت کنترل شود. در نمونه‌های با Si بالا، بازپخت در دماهای بالا (مثلاً 1330°C) منجر به

مراجع

- 1 - Kim, Y-W. and Dimiduk, D. M. (1991). *JOM*. 40.
- 2 - Es-Souni, M., Beaven, P. A. and Wagner, R. (1990). *Scripta Met.*, 24, 2175.
- 3 - Heshmati-Manesh, S. and Flower, H. M. (1994). "Liquidus projection of Ti-Al-Si Ternary System in Vicinity of γ Alloys." *Mat. Sci. Tech.*, 10, 674.
- 4 - Johnson, D. G., Inui, H. and Yamaguchi, M. (1996). *Acta Met.*, 44, 2523.
- 5 - Koeppe, C. Bartels, A., Seeger, J. and Mecking, H. (1993). *Metall. Trans.*, 24A, 1975.
- 6 - Yamaguchi, M., Nishitani, S.R. and Shirani, Y. (1990). "High temperature aluminides and intermetallics." ed. S. H. Whang et al., (TMS, warrendale, PA). 63.

واژه نامه

- 1 - In-Situ Composites
- 2 - Monolithic
- 3 - Backscattered Electron Image, BEI

کامپوزیت های درجا
مونولیتیک
تصاویر الکترونی بازگشتی