

УДК 669.017.165:669.295

А.В. Заводов¹, П.Н. Медведев¹, Н.А. Ночовная¹

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОН ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ОСАДКЕ СПЛАВА ВТИ-4 И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-14-22

Изучены текстурные и макроструктурные изменения в интерметаллидном титановом сплаве ВТИ-4 на основе орторомбической фазы (Ti_2AlNb) при горячей высокоскоростной осадке и последующем рекристаллизационном отжиге. Основное внимание уделено особенностям формирования полос локализованной деформации (ПЛД) в центральной зоне осаживаемого образца, являющихся одним из признаков нестабильного и неоднородного деформирования. Показано, что рекристаллизационный отжиг после горячей осадки не устраняет ПЛД и текстуру осадки. Изучены причины такого поведения материала на основе анализа состояния твердого раствора.

Ключевые слова: горячая осадка, сплав ВТИ-4, $Ti-22Al-25Nb$, Ti_2AlNb , полосы локализованной деформации, полосы адиабатического сдвига.

A. V. Zavodov¹, P. N. Medvedev¹, N. A. Nochovnaya¹

FORMATION FEATURES OF ADIABATIC SHEAR BANDS DURING HOT COMPRESSION OF VTI-4 ALLOY AND SUBSEQUENT ANNEALING

Textural and macrostructural changes in the intermetallic titanium alloy VTI-4 based on the orthorhombic phase (Ti_2AlNb) during hot high-rate compression and subsequent recrystallization annealing were studied. The main attention is paid to the formation features of localized deformation bands (LDB) in the central zone of the compressed sample, which are one of the signs of unstable and nonuniform deformation. It is shown that recrystallization annealing after hot compression does not eliminate the LDB and the compression texture. Reasons for this behavior of the material are studied applying the analysis of the solid solution state.

Keywords: hot compression, alloy VTI-4, $Ti-22Al-25Nb$, Ti_2AlNb , localized deformation bands, adiabatic shear bands.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Титановые интерметаллидные сплавы на основе орторомбической фазы Ti_2AlNb , впервые полученные в конце 1980-х гг. [1], уже успели зарекомендовать себя в качестве потенциальной замены более тяжелых низкотемпературных никелевых сплавов и сталей в изделиях авиационной техники [2]. В настоящее время активно осваивается технология получения таких изделий из титановых орто-сплавов, как диски и лопатки компрессоров высокого давления, кольцевые проставки и др. для газотурбинных двигателей [3].

Неотъемлемой частью технологического процесса получения изделий из интерметаллидных титановых орто-сплавов является горячая деформационная обработка. Как и при обработке традиционных жаропрочных титановых ($\alpha+\beta$)-сплавов [4, 5],

проведение горячей деформации орто-сплавов сопряжено со следующими трудностями: неоднородность распределения деформации, узкий температурный диапазон, приемлемый для деформации, а также необходимость поддержания определенных скоростей охлаждения после деформации [6–8].

Проблема неоднородной деформационной проработки поковок особенно актуальна для интерметаллидных сплавов, так как они имеют более низкую технологическую пластичность по сравнению с $(\alpha+\beta)$ -титановыми сплавами. При горячей деформации можно выделить такие нежелательные явления, как образование застойных зон, появление «креста» деформации, образование поверхностных трещин и заковов. Отдельно следует отметить образование полос локализованной деформации (ПЛД), проявляющихся чаще всего в виде узких полос с сильно измененной структурой. В части работ, посвященных этой проблеме, ПЛД еще называют полосами адиабатического сдвига, указывая основную причину их образования – адиабатический разогрев в процессе неустойчивого деформирования [9].

Появление ПЛД обычно наблюдают при относительно высоких скоростях деформации [10–12], ударном или взрывном нагружении [13–15], фрикционной сварке или обработке резанием [16]. Такие полосы могут стать причиной разрушения при эксплуатации, являясь источником трещин [17], в частности из-за сниженных механических свойств полосы по сравнению с остальным объемом материала. Поэтому изделие, содержащее такие полосы, считается браком. При горячей осадке цилиндрических образцов часто наблюдают полосы адиабатического сдвига, расположенные вдоль диагонали осевого сечения [18, 19], что свидетельствует о местной потере устойчивости образца или изначальной непараллельности его торцов.

В работе детально изучены структурные особенности горизонтальных ПЛД в интерметаллидном титановом сплаве ВТИ-4, в том числе состояние твердого раствора и кристаллографическая текстура. Рассмотрен также вопрос о восстановлении равномерной зеренной структуры и устранении текстуры деформации путем рекристаллизационного отжига.

Материалы и методы

Исходный слиток сплава ВТИ-4 со следующим фактическим составом, % (атомн.): Ti–22,6Nb–21,3Al–1,5V–0,6Zr–0,4Mo–0,2Si, получен путем трехкратного вакуумно-дугового переплава в печи VAR L200 фирмы ALD. Далее проведены всесторонняя ковка слитка с подогревами и трехступенчатая осадка с понижением температуры до 950 °С. После конечной осадки полуфабрикат фрезеровали и раскатывали до толщины 20 мм. Цилиндрические образцы под осадку диаметром 10 мм и высотой 15 мм вытачивали таким образом, чтобы ось образцов совпадала с направлением прокатки и располагалась в срединной части плиты.

Осадку цилиндрических образцов осуществляли на гидростатическом одноклонном прессе с максимальным усилием 25 тс в изотермических условиях при температуре 1010 °С со скоростью 2,5 с⁻¹. Время выдержки образцов при температуре осадки составило 90 мин, достигнутая степень деформации 70%. После окончания деформации образец извлекали из никелевого изотермического контейнера и закаливали в воде. Промежуток времени между окончанием деформации и моментом закалки составлял не более 10 с.

Исследование макроструктуры выполняли на инвертированном металлографическом микроскопе Olympus GX51 с составлением панорамных изображений в SIAMS 700. Изучение текстурного состояния проводили методом дифракции обратноотраженных электронов (EBSD) на электронном сканирующем микроскопе Verios 460 XHR. Количественный анализ и построение прямых и обратных полюсных фигур осуществляли с использованием программного обеспечения HKL Channel 5 (модули

Tango и Salsa). Исследование субзеренной и дислокационной структуры выполняли на просвечивающем электронном микроскопе Tescan G2 F20 S-TWIN с термополевым катодом типа Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты

После горячей осадки

Макроструктура образца сплава ВТИ-4 (рис. 1) после горячей осадки при температуре 1010 °С представлена тремя характерными зонами: верхняя и нижняя застойные зоны (I), зона интенсивной деформации в виде вырожденного «креста» деформации (II) и зона, образующаяся в результате вытеснения объема материала на периферию (III). Микроструктура центральной части «креста» деформации значительно отличается от структуры его боковых наклонных областей. В результате горячей деформации зерна в центральной части имеют вырожденную форму, наблюдаются ПЛД (рис. 2, а). Зерна в боковых областях «креста» деформации также значительно деформированы, однако сохраняют свои замкнутые границы (рис. 2, б), не вырождаясь в полосы. По этой причине следует отдельно выделять центральную область ПЛД как область с наиболее резкими изменениями структуры. Все дальнейшие результаты исследований и рассуждения в работе относятся к области ПЛД.

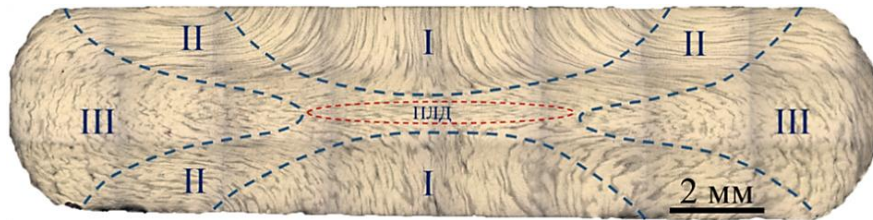


Рис. 1. Макроструктура осажденного образца сплава ВТИ-4 при температуре 1010 °С со скоростью 2,5 с⁻¹: I – застойные зоны; II – зоны интенсивной деформации в виде вырожденного «креста» деформации с центральной зоной полос локализованной деформации (ПЛД); III – периферийные зоны

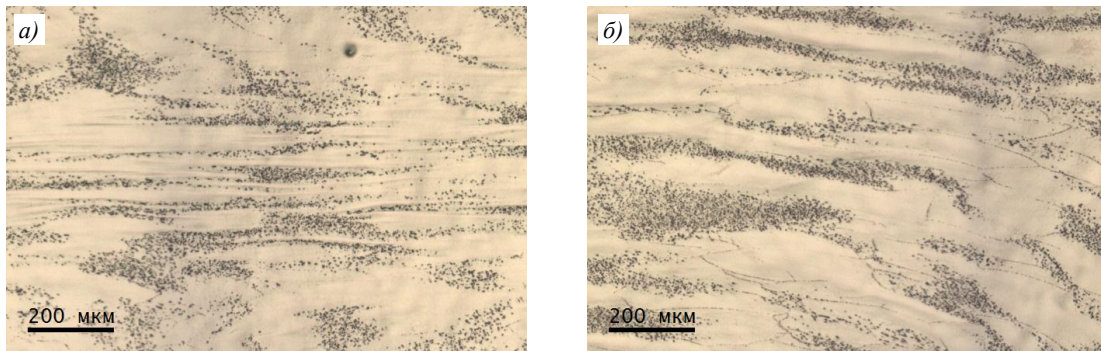


Рис. 2. Микроструктура центральной зоны полос локализованной деформации (а) и наклонных областей (б) «креста» деформации после осадки сплава ВТИ-4

После осадки при температуре 1010 °С в зоне ПЛД формируется аксиальная двухкомпонентная кристаллографическая текстура с направлениями $\langle 111 \rangle_{\beta}$ и $\langle 100 \rangle_{\beta}$, параллельными оси сжатия (рис. 3). Отчетливо видны полосы деформации двух различных ориентаций. Следует пояснить, что изображение структуры получено в произвольном радиальном направлении. Ориентационный контраст же показан в двух направлениях: на рис. 3, а кристаллографические направления соответствуют направлению сжатия, а на рис. 3, б – нормали к изображению. Толщина полос деформации составляет 3–13 мкм.

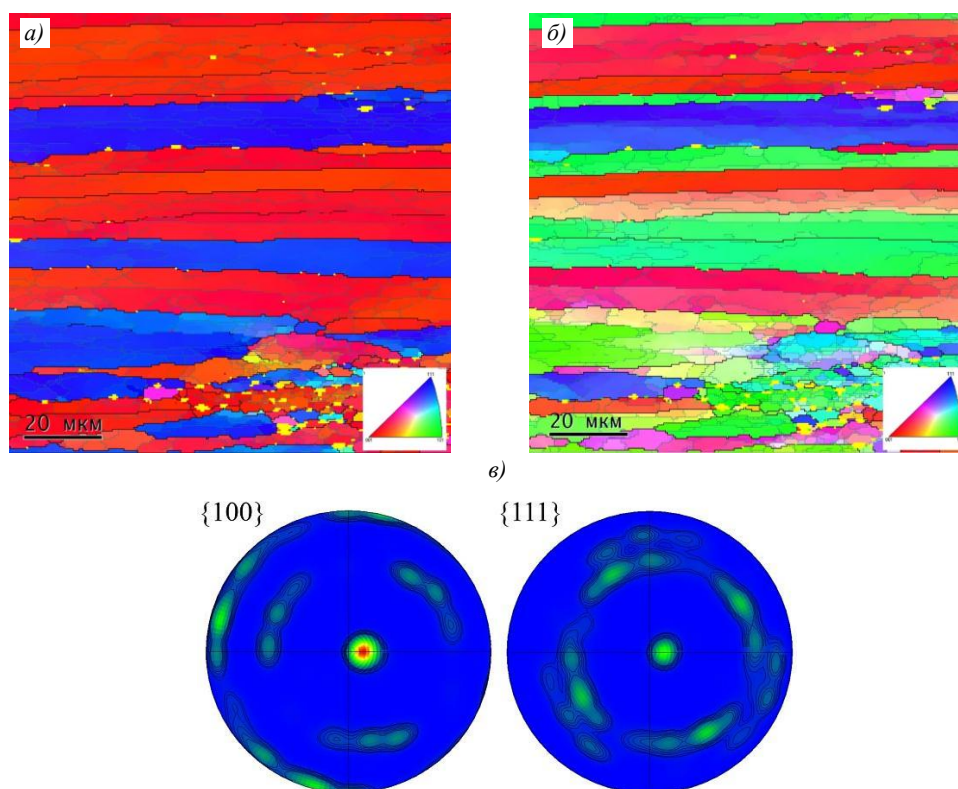


Рис. 3. Карты полос локализованной деформации (метод EBSD):
a – кристаллографический контраст вдоль оси нагружения; *б* – кристаллографический контраст в радиальном направлении; *в* – полюсные фигуры {100} и {111} (нормаль вдоль оси нагружения)

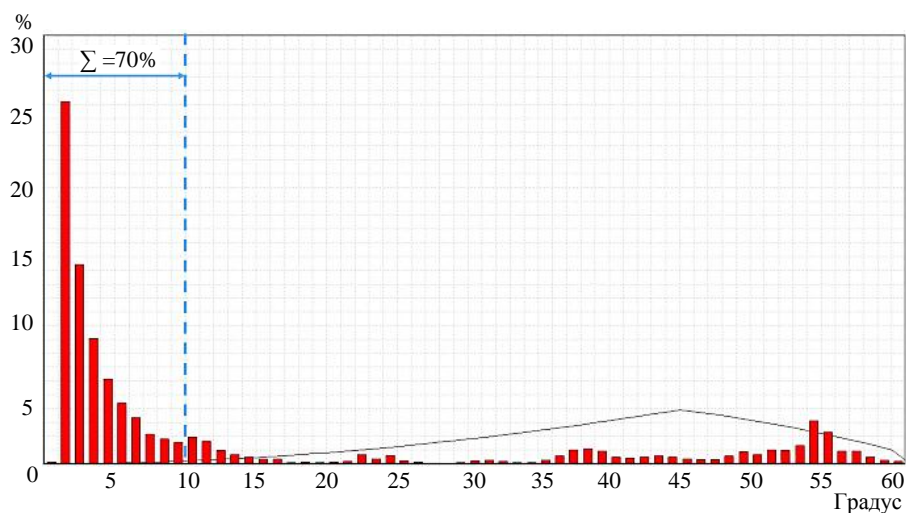


Рис. 4. Гистограмма распределения границ по угловой разориентации. Центральная зона полос локализованной деформации после горячей осадки сплава ВТИ-4 при температуре 1010 °С

В объеме ПЛД наблюдаются малоугловые границы (МУГ). Согласно гистограмме распределения, представленной на рис. 4, доля МУГ с разориентировкой до 10 градусов составляет 70% от всех границ. Кроме того, на гистограмме определяется локальный максимум в диапазоне 54–57 градусов, соответствующий углу разориентации между направлениями $\langle 100 \rangle_{\beta}$ и $\langle 111 \rangle_{\beta}$. Изображения, полученные на просвечивающем электронном микроскопе, выявляют развитую субзеренную структуру со средним

размером субзерен 2,5 мкм (рис. 5, а), объем которых характеризуется низкой дислокационной плотностью – отдельные дислокации различаются хорошо (рис. 5, б).

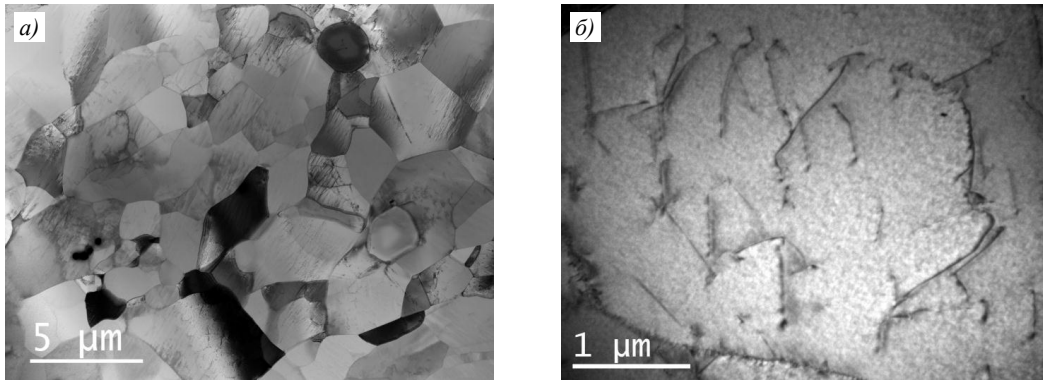


Рис. 5. Субзеренная (а) и дислокационная (б) структура после осадки сплава ВТИ-4 при температуре 1010 °С со скоростью 2,5 с⁻¹

Горячая осадка+отжиг

После отжига осаженных образцов сплава ВТИ-4 при температуре 1010 °С и различных выдержках (15, 30 и 180 мин) сохраняется аксиальная двухкомпонентная кристаллографическая текстура, полученная после горячей осадки (рис. 6). Наблюдается лишь увеличение ширины полос деформации при повышении времени выдержки. После 3 ч выдержки толщина некоторых полос деформации достигает 130 мкм, что сопоставимо с исходным размером зерна 140 мкм. В радиальном направлении кристаллографическая ориентация произвольна, так же как и после горячей осадки. На гистограммах распределения углов разориентировки межзеренных границ (рис. 7) выявлено снижение доли МУГ с 77 до 58% при увеличении времени выдержки с 15 мин до 3 ч. Кроме того, в распределении сохраняется локальный максимум при 54–57 градусах, характеризующий повышенную долю высокоугловых границ между зернами с ориентациями $\langle 100 \rangle_{\beta}$ и $\langle 111 \rangle_{\beta}$.

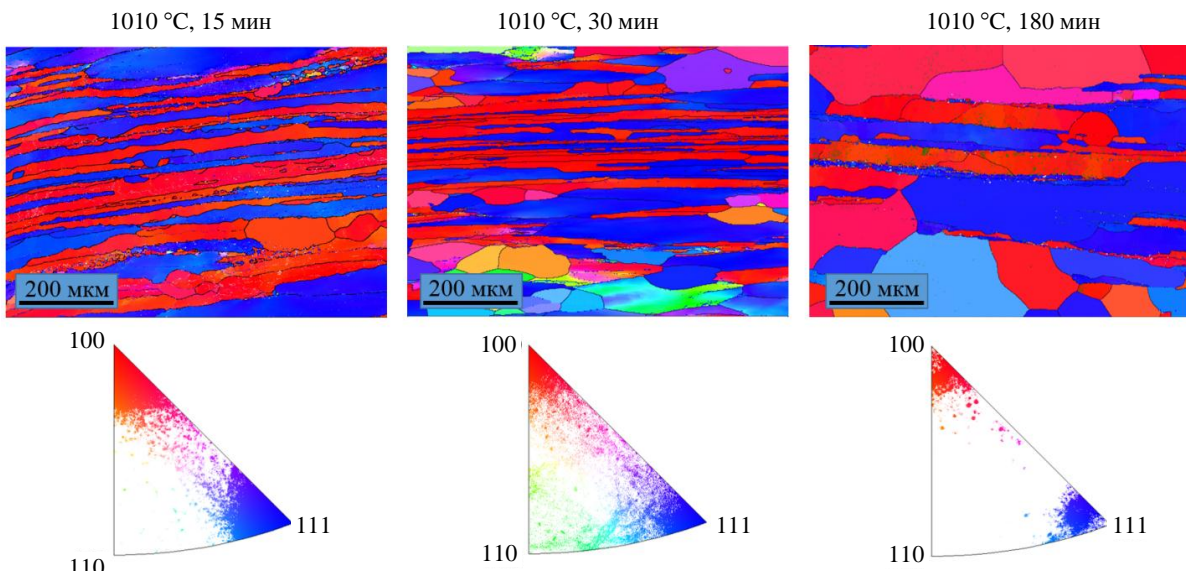


Рис. 6. Карты и обратные полюсные фигуры зон локализованной деформации (метод EBSD) после отжигов осаженных образцов сплава ВТИ-4 при температуре 1010 °С и различной выдержке

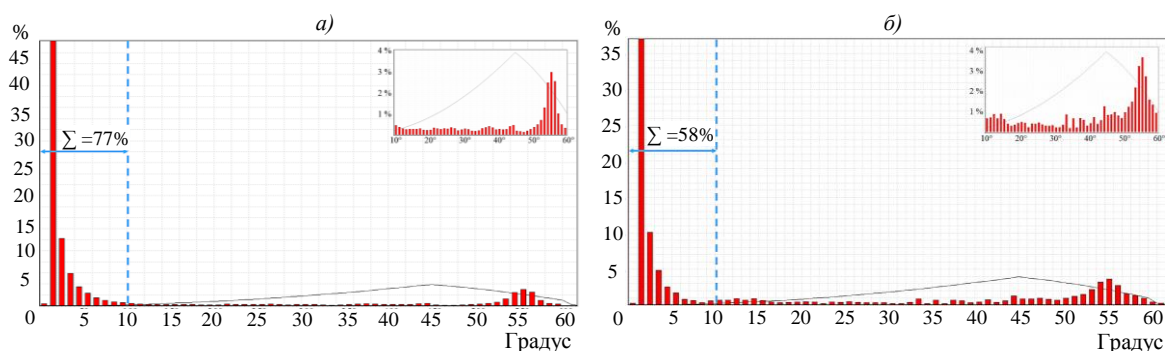


Рис. 7. Гистограммы распределения границ по угловой разориентации (во вставках те же диаграммы в диапазоне 10–60 градусов). Центральная зона полос локализованной деформации после горячей осадки и отжига сплава ВТИ-4 при температуре 1010 °С и выдержке 15 (а) и 180 (б) мин

Обсуждение результатов

Известно [20], что образование «креста» деформации во время осадки вызвано двумя основными факторами: геометрическим размером образца и повышенным трением между торцами осаживаемого образца и сдавливающим инструментом. Формирование же центральной зоны локализованной деформации происходит за счет интенсивного развития процесса разупрочнения, вызванного локальным разогревом материала. В работе [21] показано, что локализация разогрева в центральной части образца вызвана неоднородным распределением гидростатического давления при горячей осадке. Центральная часть осаживаемого образца характеризуется повышенными значениями гидростатического давления (~400 МПа), приводящего к разогреву материала [22]. Сочетание деформационного нагрева, вызванного интенсивным пластическим течением материала в области «креста» деформации, и нагрева за счет гидростатического давления приводит к резкому термическому разупрочнению центральной части образца и еще большей локализации деформации.

Следует также отметить, что образующееся тепло не успевает рассеиваться из-за сравнительно высокой скорости деформации ($2,5 \text{ с}^{-1}$). Весь процесс осадки до 70% относительной деформации проходит за 0,3 с. Часть тепловой энергии идет на внутренние превращения, растворение интерметаллидной фазы или процесс динамического возврата, направленного на снижение плотности дислокаций в объеме субзерен. По этой причине в зоне локализации деформации образцов, осаживаемых на 70%, не наблюдается повышенной плотности дислокаций, как, например, после холодной деформации, когда процессы динамического возврата идут не так интенсивно. Существенный вклад в снижение конечной плотности дислокаций вносит и промежуток времени (~10 с) между окончанием осадки и закалкой в воде, в течение которого происходит статический возврат за счет накопленного тепла и остаточной деформации. Следует отметить, что условия охлаждения поковок из титановых сплавов после деформации являются критически важным параметром для получения необходимого типа структуры. Скорость охлаждения влияет как на размеры фазы, выделяющейся при охлаждении (например, α -фазы в традиционных $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавах), так и на возможность образования при дальнейшей термической обработке глобулярной интерметаллидной фазы. Низкая скорость охлаждения приводит не только к огрублению структуры, но и к значительному разупрочнению и устранению необходимого наклепа. Данная проблема особенно актуальна для крупногабаритных поковок, у которых поддержание нужной скорости охлаждения по всему объему представляет сложную технологическую задачу.

Аксиальная двухкомпонентная текстура $\{100\}_\beta$ и $\{111\}_\beta$ зоны ПЛД после горячей осадки характерна для ОЦК-металлов при горячей осадке [23]. В данном случае, за исключением значительного разупрочнения, никаких отличительных особенностей текстурообразования зоны ПЛД не наблюдается. Каждая полоса деформации представляет собой одно сильно деформированное зерно. Ширина полос деформации при равной скорости и температуре деформации определяется исходным размером зерна.

Основные различия между центральной зоной локализации деформации и наклонными частями «креста» деформации, также имеющими высокие значения пластической деформации, проявляются при последующем рекристаллизационном отжиге. Важно сразу отметить, что операция рекристаллизационного отжига для титановых интерметаллидных орто-сплавов осуществляется только с целью проведения дальнейшей деформации. При последующей термической обработке рекристаллизационный отжиг не применяют по двум причинам: необходимо сохранить полученный наклеп для образования глобулярной орто-фазы и не допустить роста β -зерна.

При рекристаллизационном отжиге в зоне локализованной деформации, в отличие от остального объема осаженного образца, не образуются зародыши новых зерен и не происходит смена текстурного состояния. Даже после 3 ч отжига при температуре 1010 °С сохраняется аксиальная двухкомпонентная текстура $\{100\}_\beta$ и $\{111\}_\beta$, полученная при горячей осадке. Причиной такого поведения является отсутствие движущей силы рекристаллизации, а именно повышенной плотности дислокаций. Как показано на рис. 5, б, после деформации отмечается низкая плотность дислокаций, недостаточная для развития первых стадий рекристаллизации. Однако наблюдаемое уширение полос локализованной деформации свидетельствует о прохождении собирательной стадии рекристаллизации, в том числе за счет зерен переходной области между застойной и центральными зонами. Уменьшение доли МУГ на гистограммах распределения с увеличением времени выдержки свидетельствует как о еще большем уменьшении плотности дислокаций и снижении микроискажений, так и о росте субзерен.

Возвращаясь к вопросу о разделении понятий «креста» деформации и области локализации деформации, а также причин их образования, следует привести макроструктуру образца после рекристаллизационного отжига (рис. 8). В действительности наличие «креста» деформации никак не выявляется на структуре уже после отжига в течение 30 мин. За исключением центральной зоны ПЛД, зерна во всех остальных частях образца имеют одинаковый размер и равноосную форму. В центральной же зоне остаются полосы деформации.

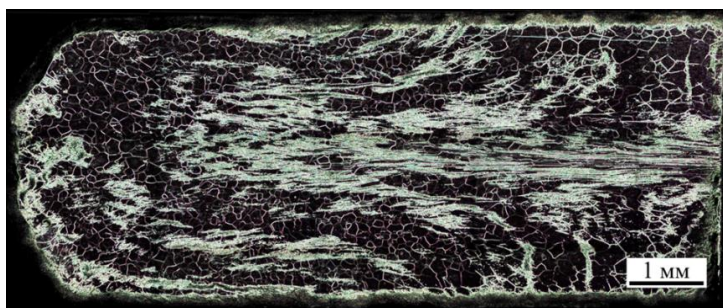


Рис. 8. Макроструктура осаженного образца сплава ВТИ-4 (темное поле) после отжига при температуре 1010 °С в течение 30 мин

Различия в поведении зеренной структуры при отжиге в этих двух областях обусловлены остаточным наклепом. Очевидно, что центральная область локализации деформации во время горячей деформации значительно разупрочняется, в то время как

в наклонных частях «креста» деформации уровень наклепа сохраняется благодаря не столь большому разогреву этих областей по сравнению с центральной зоной. Следует также отметить, что наблюдаемые темные строчки глобулярной α_2 -фазы, повторяющие линии течения материала при горячей осадке, остаются и после отжига ввиду того, что температура отжига соответствует двухфазной области $\alpha_2+\beta$.

Таким образом, можно выделить два основных отличия в структуре «креста» деформации от центральной зоны ПЛД: во-первых, вырождение зерен до полос деформации, а во-вторых, низкая плотность дислокаций, не соответствующая значениям деформации в этой области.

Заключения

Изучены особенности образования зон ПЛД в интерметаллидном титановом сплаве ВТИ-4 при горячей осадке и их изменение при последующем рекристаллизационном отжиге. Показано, что зоны локализованной деформации характеризуются вырождением формы зерен в полосы деформации и пониженной плотностью дислокаций. Формирование такого состояния твердого раствора обусловлено ускоренными процессами возврата, как динамического, так и статического, после окончания горячей осадки.

Установлено, что рекристаллизационный отжиг при температуре 1010 °С ($(\alpha_2+\beta)$ -область) не восстанавливает структуру зерна до равноосной и не устраняет аксиальную текстуру осадки $\{100\}_\beta$ и $\{111\}_\beta$ даже после выдержки в течение 3 ч. При этом в остальных областях «креста» деформации рекристаллизация проходит в полном объеме, устраняя структурные признаки деформированного состояния. Приведенные в работе наблюдения позволяют четко разграничить причины образования «креста» деформации и зоны локализации деформации, несмотря на их пересечение между собой. Основным фактором образования центральной области локализации при горячей осадке сплава ВТИ-4 являются интенсивный разогрев и последующее термическое разупрочнение, не позволяющее в последующем реализовать механизм рекристаллизации.

Библиографический список

1. Banerjee D., Gogia A.K., Nandi T.K., Joshi V.A. A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3Al-Nb alloy // *Acta Metallurgica*. 1988. Vol. 36. No. 4. P. 871–882.
2. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. №1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
3. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
4. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы $Ti-Al-Sn-Zr-Si-\beta$ -стабилизаторы // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. №1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
5. Путьрский С.В., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Крохина В.А. Исследование влияния различных режимов термической обработки на свойства полуфабрикатов и сварных соединений из сплава ВТ22М // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. №1 (54). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-3-10.
6. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо- β -титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 1 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2020. №6–7 (89). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-67-3-10.

7. Baeslack W.A., Broderick T. Effect of cooling rate on the structure and hardness of a Ti–26 at. % Al–10 at. % Nb–3 at. % V–1 at. % Mo Titanium Aluminide // *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990. Vol. 24. P. 319–324.
8. Huang Y., Liu Y., Li C. et al. Microstructure evolution and phase transformations in Ti–22Al–25Nb alloys tailored by super-transus solution treatment // *Vacuum*. 2019. Vol. 161. P. 209–219.
9. Wright T.W. The physics and mathematics of adiabatic shear bands. Cambridge: University Press, 2002. 240 p.
10. Yang J., Wang G., Jiao X., Li X., Yang C. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Ti–22Al–25Nb–1,0B alloy prepared by elemental powder metallurgy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. Vol. 695. P. 1038–1044.
11. Bobbili R., Madhu V. Physically-based constitutive model for flow behavior of a Ti–22Al–25Nb alloy at high strain rates // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 762. P. 842–848.
12. Li A.B., Huang L.J., Meng Q.Y. et al. Hot working of Ti–6Al–3Mo–2Zr–0,3Si alloy with lamellar $\alpha+\beta$ starting structure using processing map // *Materials and Design*. 2009. Vol. 30. P. 1625–1631.
13. Хомская И.В., Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Литвинов Б.В. Эффекты локализации деформации и массопереноса в сходящихся ударных волнах // *Известия РАН. Сер.: Физическая*. 2012. Т. 76. №11. С. 1364–1369.
14. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В. Локализация деформации при динамических нагрузках // *Журнал технической физики*. 2013. Т. 83. Вып. 8. С. 68–75.
15. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Гордополов Ю.А., Сайков И.В. Природа образования полос локализованной деформации при динамических нагрузках // *Вестник ТГУ*. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 908–909.
16. He L., Su H., Xu J., Zhang L. Study on dynamic chip formation mechanisms of Ti₂AlNb intermetallic alloy // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017. Vol. 92. P. 4415–4428.
17. Jo M.C., Kim S., Suh D.W. et al. Effect of tempering conditions on adiabatic shear banding during dynamic compression and ballistic impact tests of ultra-high-strength armor steel // *Materials Science & Engineering A*. 2020. Vol. 792. Art. 139818.
18. Lin P., Tang T., Chi C. et al. Dynamic globularization behavior of O-phase lamellae in Ti–22Al–25Nb (at. %) alloy during deformation at elevated temperatures // *Rare Metal Materials and Engineering*. 2018. Vol. 47 (2). P. 416–422.
19. Yang J., Wang G., Jiao X. et al. High-temperature deformation behavior of the extruded Ti–22Al–25Nb alloy fabricated by powder metallurgy // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 137. P. 170–179.
20. Охрименко Я.М., Тюрин В.А. Теория процессовковки: учеб. пособие для вузов. М.: Высшая школа, 1977. 295 с.
21. Автаев В.В., Гриневиц Д.В., Заводов А.В. Моделирование горячей осадки интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 в условиях высокоскоростного нагружения // *Материаловедение*. 2020. №12. С. 10–16.
22. Krawczynska A.T., Gierlotka S., Suchecki P. et al. Recrystallization and grain growth of a nano/ultrafine structured austenitic stainless steel during annealing under high hydrostatic pressure // *Journal of Materials Science*. 2018. Vol. 53. P. 11823–11836.
23. Вишняков Я.Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Наука, 1979. 343 с.